ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (64)
апрель
2010

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. ЛАШКО
В.А. ЛЕБЕДЕВ
В.В. ЛЮБИМОВ
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО
Ю.В. ПАНФИЛОВ
Х.М. РАХИМЯНОВ
Б.П. САУШКИН
В.П. СМОЛЕНЦЕВ
А.М. СМЫСЛОВ
Г.А. СУХОЧЕВ
В.П. ТАБАКОВ
В.А. ШУЛОВ
М.Л. ХЕЙФЕЦ

Редакция:
Е.П. ЗЕМСКОВА
С.В. СИДОРОВА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

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

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.

Факс: (499) 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

Петрова Л.Г. К 100-летию со дня рождения Ю.М. Лахтина: история создания и становления научной школы металловедения МАДИ 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Чудина О.В., Брежнев А.А. Поверхностное легирование углеродистых сталей при лазерном нагреве 10

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Белашова И.С., Шашков Д.П. Азотирование в условиях регулируемых процессов термогазоциклирования 17

Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е. Азотирование стали в парах электролита 21

Петрова Л.Г., Александров В.А., Шестопалова Л.П. Формирование наноструктурных дисперсно-упрочненных покрытий путем химико-термической обработки легированных сталей в разделенных атмосферах воздуха и аммиака 25

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А. Комбинированное поверхностное упрочнение углеродистых сталей лазерным легированием с последующим азотированием 33

Чудина О.В., Александров В.А., Барабанов С.И., Брежнев А.А. Формирование диффузионного покрытия на поверхности стали путем лазерного и термодиффузионного легирования 37

НОРМАТИВНО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ДОКУМЕНТЫ

Измерения параметров и характеристик лазерного излучения ГОСТ 24453–80 41

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2010**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 4 (64)
April
2010

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. LASHKO
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
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
E.P. ZEMSKOVA
S.V. SIDOROVA
T.V. PARAYSKAYA

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" **85159**, "Pressa Rossii" **39269**, "Pochta Rossii" **60252**) or in publishing office.
Ph.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (499) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

Petrova L.G. Centenary of Yu.M. Lakhtin: history of creation and formation of scientific physical metallurgy school MADI 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Chudina O.V., Brejnev A.A. Surface alloying of carbon steels using laser heating 10

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Belashova I.S., Shashkov D.P. Nitriding in conditions of controlled processes thermo-gas cycles 17

Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Demin P.E. Nitriding of steel in electrolit steams 21

Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Shestopalova L.P. Forming of nanostructural disperced-hardening coatings by thermo-chemical treatment of alloyed steels in separated atmospheres of air and ammonia 25

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Chudina O.V., Aleksandrov V.A., Brejnev A.A. Combined surface hardening of carbon steels by laser alloying with subsequent nitriding 33

Chudina O.V., Aleksandrov V.A., Barabanov C.I., Brejnev A.A. Forming of diffusion coating on the surface of structural steel by laser and thermodiffusion alloying 37

NORMATIVE-TECHNICAL DOCUMENTS

Laser parameter and characteristic measuremens. GOST 24453–80 41

Reprint is possible only with the reference to the journal "Strengthening technologies and coatings".

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2010**

УДК 669.017:001

Л.Г. Петрова *(МАДИ (ГТУ))*
Тел.: (499)155-08-29

К 100-летию со дня рождения Ю.М. Лахтина: история создания и становления научной школы металловедения МАДИ

6 мая 2010 г. исполняется 100 лет со дня рождения заведующего кафедрой металловедения и термообработки Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета (МАДИ) Юрия Михайловича Лахтина. Доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники РФ, лауреат Государственной премии СССР, Почетный президент Ассоциации металловедов России, профессор Ю.М. Лахтин является крупнейшим ученым с мировым именем в области металловедения. Ю.М. Лахтин отдал более 60 лет своей жизни исследованию и развитию процессов поверхностного упрочнения, *химико-термической обработки* (ХТО), он является основоположником теории и технологии процесса азотирования в России.

Юрий Михайлович Лахтин родился в 1910 г. в Москве. Свою трудовую деятельность он начал в 1930 г. на Сретенских чертежно-конструкторских курсах еще студентом. В 1931 г. после окончания института цветных металлов и золота, который в 1930 г. был образован из факультета Московской горной академии, Юрий Михайлович работал старшим инженером треста Всепромутилизация. В 1932 г. он перешел в авиационную промышленность, работал на заводе опытных конструкций ЦАГИ, а с 1935 г. – начальником лаборатории металловедения НИИ12 Наркомата авиационной промышленности. В 1940 г. Ю.М. Лахтин перешел на работу деканом факультета во вновь созданный Московский авиационно-технологический институт (МАТИ). С 1942 по 1948 г. Ю.М. Лахтин проработал начальником учебного отдела и заведующим кафедрой "Термическая обработка металлов" в Московском авиационном институте им. С. Орджоникидзе (МАИ).

С 1949 г. и до конца жизни Ю.М. Лахтин работал в МАДИ сначала деканом, а затем в течение 30 лет проректором по учебной работе. На этой должности он принес огромную пользу вузу в совершенствовании учебного процесса и методической работы.

В 1957 г. Юрий Михайлович создал и возглавил кафедру металловедения и термообработки МАДИ, которая и сегодня продолжает заложенные им традиции.

Ю.М. Лахтину принадлежит большая роль в развитии инженерного образования в России. В 1972 г. он возглавил научно-методический совет по технологии конструкционных материалов и материаловедению Госкомобразования СССР и в течение многих лет работал его председателем. Ю.М. Лахтин был автором учебных программ по материаловедению, его учебники "Металловедение и термическая обработка металлов" и "Материаловедение" стали базовыми пособиями для подготовки студентов высших и средних технических учебных заведений в России, в странах ближнего и дальнего зарубежья. Эти учебники неоднократно переиздавались, были переведены на английский, французский, испанский, арабский и китайский языки. В 1987 г. учебник "Металловедение и термическая обработка металлов" был удостоен Государственной премии СССР. Учебники Ю.М. Лахтина отличаются глубиной содержания и доступностью изложения материала, они пользуются заслуженной популярностью у студентов уже нескольких поколений, последнее издание учебников вышло в 2008 г.

Как педагог, Юрий Михайлович Лахтин подготовил большое количество инженеров, под его руководством более 60 соискателей защитили кандидатские и докторские диссертации, многие из них стали видными учеными-металловедами, работающими как в России, так и за рубежом.

Ю.М. Лахтин является автором около 400 печатных работ, в том числе монографий, учебных и справочных изданий, научных статей, а также более 60 авторских свидетельств на изобретения.

Юрий Михайлович активно занимался общественной деятельностью. Более 25 лет он являлся членом президиума и председателем секции "Металловедение и термическая обработка" Центрального правления НТО Машпром, председателем первичной организации НТО в МАДИ, председателем научно-методического совета Университета технического прогресса в машиностроении, членом редколлегии журнала "Металловедение и термическая обработка металлов", а также книжных редакций в издательствах "Машиностроение", "Металлургия" и "Мир", заместителем председателя Совета ГНТС СМ СССР по проблеме "Термическая обработка", членом экспертного совета по металлургии ВАК СССР, председате-

лем диссертационного совета и членом ряда ученых советов, бессменным председателем Оргкомитетов ежегодных Всесоюзных и Международных конференций, симпозиумов и семинаров. В 1994 г. при реорганизации секции "Металловедение и термическая обработка" НТО Машпром в Ассоциацию металловедов России (РАСМЕТ) он был избран Почетным президентом Ассоциации.

Ю.М. Лахтин неустанно пропагандировал российскую науку на международных конгрессах, конференциях и симпозиумах, в том числе и на конгрессах МОТО. Он вел большую научно-популяризаторскую работу, выступая с лекциями перед учеными и производственниками, с обзорными статьями в журналах по развитию термической и ХТО металлов и сплавов, оказывал большую помощь производственникам по внедрению новых технологических процессов.

За успешный труд, плодотворную научную и педагогическую деятельность Ю.М. Лахтин был награжден орденами Отечества: Красная Звезда, "Знак Почета", золотой и двумя серебряными медалями ВДНХ, он является лауреатом престижных премий им. Д.К. Чернова и А.Н. Минкевича.

Роль Ю.М. Лахтина заключается не только в его личном вкладе в металловедческую науку, но и в создании признанной научной школы. Научная школа Ю.М. Лахтина сформировалась на базе кафедры металловедения и термообработки МАДИ. Основу этой школы составляют десятки ученых, объединенных общими научными подходами. Профессор Лахтин всегда был окружен учениками, которым он оказывал поддержку, щедро делился собственными знаниями и опытом.

Диапазон научных интересов Ю.М. Лахтина был чрезвычайно широким, но среди многих научных направлений, развиваемых им и его школой, приоритетным являлось развитие теории и технологии процессов азотирования металлов и сплавов. Работы Ю.М. Лахтина в области азотирования во многом способствовали внедрению этого прогрессивного технологического процесса в различных отраслях промышленности. Азотированию посвящены наиболее значительные монографии Ю.М. Лахтина: "Физические основы процесса азотирования", "Азотизация стали", "Азотирование стали", "Структура и прочность азотированных сплавов", "Теория и технология азотирования".

Работа Ю.М. Лахтина по исследованию азотирования началась с середины 1930-х годов. Развитие современных концепций азотирования базируется на теоретических разработках Ю.М. Лахтина по выявлению закономерностей формирования азотированного слоя. В середине 1940-х годов им была экспериментально подтверждена диффузионная природа процессов роста азотированного слоя. Установлено, что последовательность образования различных фаз при азотировании находится в полном соответствии с классическими принципами превращений в металлических сплавах. Согласно этим представлениям в процессе азотирования вначале образуется твердый раствор азота в феррите. При достижении предельной концентрации азота в твердом растворе образуется γ'-фаза – химическое соединение Fe_4N. Повышение концентрации азота в γ'-фазе до предельной приводит к образованию высокоазотистой ε-фазы.

В 1940-х годах профессором Лахтиным были проведены важнейшие исследования по определению диффузионных констант и энергий активации диффузии азота в различных фазах азотированного слоя. Это позволило оценить скорость роста каждой из этих фаз, которая определяется интенсивностью диффузионных процессов.

Большое значение имеют работы Ю.М. Лахтина по изучению влияния углерода и легирующих элементов на диффузионные параметры, фазовый состав и структуру азотированного слоя. Эти исследования в значительной степени способствовали промышленному применению различных сталей для азотирования. Юрий Михайлович показал, что увеличение содержания углерода в стали уменьшает диффузионную подвижность азота в ε-фазе и в феррите прежде всего за счет повышения энергии активации диффузии азота. Это приводит к уменьшению толщины всего азотированного слоя и поверхностного нитридного слоя. Ю.М. Лахтиным предложены уравнения, позволяющие рассчитать коэффициенты диффузии азота и толщину слоя ε-фазы в зависимости от концентрации углерода в стали.

Подробно изучив влияние легирующих элементов на образование азотированного слоя, Ю.М. Лахтин установил, что легирующие элементы: вольфрам, молибден, никель, хром, марганец, так же как и углерод, уменьшают коэффициент диффузии азота в α-фазе и при этом повышают растворимость азота в феррите. В то же время растворимость азота в ε-фазе в присутствии легирующих элементов уменьшается.

Системное изучение кинетики и фазового состава азотированного слоя в легированных сталях позволило Ю.М. Лахтину показать основные различия в специфике роста слоя на легированном феррите и чистом железе. Оно заключается в том, что азот может взаимодействовать с некоторыми легирующими элементами, образуя помимо нитридов железа специальные нитриды. Было установлено, что именно эти нитриды легирующих элементов и степень их дисперсности в конечном счете определяют твердость азотированной стали.

Эти научные результаты были принципиально важными для разработки и промышленного применения нитраллоев – азотируемых сталей типа 38Х2МЮА. Они позволили внедрить технологии, которые путем регулирования степени диссоциации аммиака устраняют из диффузионного слоя этих сталей ε-фазу и тем самым позволяют избежать хрупкости азотированного слоя.

Исследования Ю.М. Лахтина и его коллег выявили особый характер поведения алюминия в азотированных сплавах. Было показано, что в зоне внутреннего азотирования алюминий не образует собственных нитридов, а входит, главным образом, в состав γ′-фазы – $(Fe,Al)_4N$. Алюминий несколько снижает растворимость азота в феррите и практически не упрочняет α-фазу.

В более поздние годы теоретические и экспериментальные исследования Ю.М. Лахтина по влиянию легирующих элементов в азотированных сталях были продолжены. Были предложены зависимости, позволяющие рассчитать коэффициенты диффузии азота в легированных сталях путем введения коэффициентов легирования. Эти коэффициенты, зависящие от концентрации легирующего элемента в стали, были экспериментально определены для ряда элементов на основании данных по кинетике роста азотированных слоев в бинарных сплавах.

Важную роль сыграли исследования Ю.М. Лахтина по систематизации представлений о структуре азотированного слоя. Им была предложена структурная модель, согласно которой предлагалось разделить диффузионный слой на поверхностную зону соединений (нитридный или карбонитридный слой) и зону внутреннего азотирования (диффузионный подслой под зоной соединений, состоящий из азотистого твердого раствора основного металла, его нитридов и нитридов легирующих элементов). На основании этих представлений были разработаны подходы, позволяющие получать диффузионные слои с заданными механическими свойствами.

Так, для деталей, работающих в коррозионной среде и на износ при малых контактных нагрузках, требуется азотированный слой с развитой нитридной зоной, от которой зависит приработка трущихся поверхностей и сопротивление коррозии.

Для деталей, работающих на износ при больших удельных нагрузках, в условиях усталости, при повышенных температурах, необходим азотированный слой с развитой зоной внутреннего азотирования без хрупкого нитридного слоя.

Таким образом, получение тех или иных структурных и фазовых составляющих в азотированном слое позволяет реализовать различные эксплуатационные требования, предъявляемые к изделиям.

Неоценимый вклад в систематизацию представлений о процессах азотирования внесли работы Ю.М. Лахтина по классификации этих процессов. К концу 1960-х годов азотирование уже получило широкое промышленное использование, применялось большое количество технологических процессов в различных температурных интервалах и насыщающих средах. По классификации, предложенной Ю.М. Лахтиным, процессы азотирования подразделялись на низкотемпературные (ниже 600 °С – температуры эвтектоидного превращения в системе Fe–N) и высокотемпературные (выше 600 °С). При этом к низкотемпературному азотированию относились как процессы классического азотирования в аммиаке, так и процессы с применением насыщающих сред, содержащих добавки кислорода, воздуха, углеродосодержащих газов, инертных газов, а также процессы азотирования в жидких средах (в углеродосодержащих расплавах солей). К высокотемпературному азотированию отнесены процессы азотирования тугоплавких металлов (выше 900 °С) и процессы азотирования аустенитных и ферритных сталей.

Нельзя не отметить весомый вклад Юрия Михайловича в развитие технологии процесса азотирования. Еще в 1930-х годах, будучи молодым аспирантом, Ю.М. Лахтин подключился к исследованиям по антикоррозионному азотированию. Было установлено, что высокой коррозионной стойкостью обладает, главным образом, высокоазотистая ε-фаза. Было показано, что для получения оптимальной структуры и наибольшего значения электродного потенциала азотирование следует проводить при температурах выше 600 °С и степени диссоциации аммиака не более 60...70 %. Эти технологии позволили добиться коррозионной стойкости сталей в атмосфере, воде, перегретом паре и других средах.

В 1950-х годах Ю.М. Лахтиным разработаны технологические процессы, названные "нитрозакалкой". Это комбинированные способы обработки, совмещающие процессы азотирования и закалки с последующим низкотемпературным отпуском. В результате таких процессов значительно повышается твердость азотированного слоя по сравнению с классическим газовым азотированием, что связано с образованием азотистого мартенсита. Нитрозакалка позволила повысить износостойкость и предел выносливости высокоуглеродистых сталей.

Большой вклад Ю.М. Лахтин внес в разработку различных насыщающих сред при азотировании. Им предложен способ разбавления аммиака отработанными азотирующими газами, а также технология кратковременного газового азотирования с добавками углеродосодержащих газов. В 1960-е годы под ру-

ководством профессора Лахтина на кафедре металловедения и термообработки МАДИ разработаны процессы низкотемпературной нитроцементации конструкционных, инструментальных сталей и чугунов для деталей дорожно-строительного инструмента. Эти работы были удостоены премии ВНТО машиностроителей имени Н.А. Минкевича.

Основное преимущество проведения процессов с использованием углеродосодержащих сред заключается в возможности регулирования насыщающего потенциала атмосферы, что позволяет получить оптимальное строение и состав диффузионного слоя. Это, в свою очередь, обеспечивает высокие физико-механические характеристики сталей, отвечающие заданным эксплуатационным требованиям: повышение износо- и коррозионной стойкости, сопротивления усталости, стойкости режущего инструмента в 2–5 раз. Кроме того, обеспечивается ускорение процесса в 1,5 раза и возможность программного управления процессом для конструкционных, инструментальных, коррозионно-стойких и других сталей.

В эти же годы на кафедре металловедения и термообработки были начаты работы по азотированию в плазме тлеющего разряда. Большой вклад в разработку научных основ процесса, промышленных технологий и оборудования для ионного азотирования внесла научная школа Ю.М. Лахтина. Первая в стране установка для ионного азотирования была разработана и изготовлена именно на кафедре металловедения и термообработки МАДИ. Преимуществами технологии азотирования в тлеющем разряде являются: экологическая безопасность процесса, минимальные коробления и деформации изделий, а также экономия технологических газов и энергии за счет сокращения длительности процесса. Было показано, что ионное азотирование обеспечивает в 2–3 раза большую скорость роста диффузионного слоя, чем газовое азотирование. Интенсификация насыщения при этом объясняется действием тлеющего разряда на все элементарные процессы: активацию газовой фазы, адсорбцию и диффузию.

Применение регулируемых процессов азотирования в тлеющем разряде обеспечивает формирование оптимального для заданных условий эксплуатации строения азотированного слоя. Ю.М. Лахтин предложил своеобразное объяснение механизма формирования диффузионного слоя при ионном азотировании, согласно которому движущей силой процесса является высокий градиент концентрации азота, устанавливающийся в начале насыщения. Активация поверхности и повышенная концентрация дефектов в поверхностном слое под действием ионной бомбардировки сопровождаются активным поглощением азота поверхностью, что приводит к интенсивному росту слоя и повышению твердости уже в первые 5 мин процесса.

В течение многих лет на кафедре совершенствовались процессы ионного азотирования в направлении оптимизации технологических режимов и использования различных насыщающих сред: аммиачно-аргонных, азотоводородных, азотонауглероживающих.

Огромной заслугой Ю.М. Лахтина и его коллег явилась разработка концепций контроля и регулирования процессов газового азотирования. В середине 1970-х годов совершенствование процессов азотирования шло, главным образом, по пути создания новых насыщающих сред, в связи с чем возникла насущная проблема управления газовой фазой. Ю.М. Лахтиным было сформулировано понятие азотного потенциала газовой атмосферы как функции парциальных давлений аммиака и водорода. Экспериментально получены зависимости равновесного азотного потенциала от концентрации азота в α- и ε-фазах при азотировании в диссоциированном аммиаке. Поддерживая азотный потенциал на уровне растворимости азота в той или другой фазе, можно получить азотированный слой, состоящий только из α-твердого раствора, либо сформировать на поверхности низший нитрид – γ'-фазу, либо получить ε-фазу с низким содержанием азота. Регулировать азотный потенциал предлагалось путем разбавления аммиака полностью диссоциированным аммиаком, кислородом, воздухом, углеродосодержащими газами. Самым простым способом контроля азотного потенциала было изменение степени диссоциации аммиака. Таким образом, можно при всех температурах азотирования регулировать фазовый состав и содержание азота в фазах азотированного слоя.

Установленные закономерности изменения азотного потенциала газовой атмосферы имели большое значение для управления газовой фазой с целью контроля и регулирования процессов газового азотирования. На базе этих закономерностей разработаны регулируемые технологии азотирования.

Вакуумное азотирование стали позволяет повысить эксплуатационный ресурс деталей машин (зубчатых колес, плунжерных пар, пружин, инструмента). Азотирование в условиях пониженного давления увеличивает пластичность и снижает пористость нитридного слоя. За счет контроля параметров процесса время насыщения сокращается на 20...60 % и реализуется возможность управления параметрами диффузионного слоя. По сравнению с традиционным печным азотированием повышается сопротивление усталости и износостойкость стали.

Особенности циклического азотирования в замкнутом объеме заключаются в периодической подаче аммиака в печь в соответствии с диаграммой циклов. В зависимости от заданных параметров упрочнения выбирается время пребывания газовой порции в печи и концентрация активного газа. Это позволяет регулировать фазовый состав азотированного слоя за счет управления азотным потенциалом атмосферы по текущему давлению в камере. Выбор технологических параметров процесса осуществляется в зависимости от требуемого строения слоя. Циклическое азотирование сокращает расход насыщающих газов в 5–10 раз и обеспечивает повышенную экологическую чистоту процесса.

Широкое развитие высокоэффективных технологий регулируемых процессов азотирования, требовавших контроля параметров в узком диапазоне значений, вызвало необходимость разработки, создания и внедрения автоматизированных систем, приборов и установок с использованием микро-ЭВМ в цепи управления. Под руководством Ю.М. Лахтина была разработана система управления процессами ХТО, включающая программное устройство для приготовления многокомпонентных газовых атмосфер, систему газообеспечения, позволяющую задавать различные составы насыщающих смесей, систему контроля и регулирования насыщающего потенциала атмосферы (азотного, углеродного, кислородного), систему контроля кинетики формирования диффузионного слоя. При создании системы для управления процессами ХТО была использована передовая для того времени микропроцессорная техника. Так, контроль азотного потенциала осуществлялся с помощью не имеющего аналогов ионизационного датчика для непосредственного измерения степени диссоциации аммиака. Его принцип основан на явлении ионизации молекул газа при их термической диссоциации. Автоматизированная система управления позволяет вести процесс по программе, в которой задаются технологические параметры процесса (температура, состав атмосферы и ее изменение во времени, продолжительность процесса и отдельных его стадий). Заданная программа обеспечивает получение требуемой глубины и строения диффузионного слоя.

В конце 1970-х годов на волне бурного развития компьютерной техники и технологий активизировались научные направления, связанные с применением этих методов в металловедении. Ю.М. Лахтин со свойственным ему научным чутьем уловил эти современные тенденции, и на кафедре был сформирован коллектив специалистов по компьютерному моделированию процессов, происходящих при азотировании и по разработке программного обеспечения технологического процесса. Первые построенные математические модели процессов диффузионного насыщения железа и сталей азотом позволяли прогнозировать распределение азота по толщине диффузионного слоя в зависимости от азотного потенциала и состава стали. Позже были разработаны расчетные модели кинетики газовых реакций при азотировании в многокомпонентных атмосферах. Модели, связывающие структурные и прочностные характеристики диффузионного слоя при азотировании, позволяют прогнозировать распределение твердости по толщине азотированного слоя. Эти исследования определили создание предпосылок для комплексной автоматизации процессов азотирования и других видов ХТО.

Благодаря экспериментальным и теоретическим исследованиям в области азотирования кафедра металловедения и термообработки быстро заняла ведущие позиции в разработке различных технологических процессов азотирования и автоматизированного оборудования для их реализации. Разработанные Ю.М. Лахтиным и его учениками технологические процессы азотирования внедрены и успешно применяются на крупнейших предприятиях страны: объединении АвтоВАЗ, Коломенском тепловозостроительном заводе, Саратовском заводе электроагрегатного машиностроения и других заводах.

Исследования школы Ю.М. Лахтина по совершенствованию регулируемых процессов азотирования позволили значительно расширить диапазон азотируемых материалов. Помимо традиционных нитраллоев упрочнению азотированием подвергались различные группы сталей, для каждой из которых рекомендованы режимы азотирования. Были разработаны конструкционные азотируемые титаносодержащие стали, износостойкость которых в несколько раз превышает износостойкость классических нитраллоев. Показано, что преимуществом этих сталей является значительное сокращение длительности азотирования за счет повышения температуры процесса.

Для повышения срока службы изделий из коррозионно-стойких сталей, предназначенных для работы в условиях износа, сухого трения, высоких контактных нагрузок в среде водяного пара или солевого тумана, разработана технология азотирования в аммиачно-воздушной атмосфере. По сравнению с традиционным способом азотирования обеспечивается интенсификация процесса в 1,2–1,5 раза, что является актуальным для медленно азотирующихся аустенитных сталей. Кроме того, технология дает возможность обработки хромоникелевой стали без предварительной депассивации поверхности. Благодаря равномерному диффузионному слою сталь приобретает высокую поверхностную твердость, сохраняя требуемую коррозионную стойкость.

Регулируемая технология азотирования, разработанная для упрочнения быстрорежущих инструментальных сталей, обеспечивает повышение стойкости широкой гаммы режущего инструмента (сверл, фрез, метчиков, разверток) в 1,5–10 раз. Благодаря оптимальному строению упрочненного слоя, содержащего нитриды легирующих элементов, увеличивается твердость рабочих поверхностей инструмента, снижается адгезия обрабатываемого материала к материалу инструмента и создается возможность его работы при повышенных температурах резания. Появляется возможность изготовления режущего инструмента из низколегированных сталей (38Х2МЮА, 30Х3МФСА) для обработки алюминиевых сплавов.

Проводились исследования по азотированию жаропрочных аустенитных и мартенситных сталей. Показана возможность проведения азотирования этих сталей, совмещенного с закалкой или старением. Установлено, что путем азотирования можно значительно повысить жаропрочность и рабочую температуру аустенитных хромоникелевых сталей, сплавов на никелевой и кобальтовой основе.

Технологический процесс высокотемпературного азотирования в чистом или разбавленном инертным газом азоте позволяет получить диффузионные слои, сквозные по всему сечению тонколистовых изделий из жаропрочных сплавов. Причем эти диффузионные слои состоят только из зоны внутреннего азотирования с распределенными в матричном твердом растворе мелкодисперсными нитридами легирующих элементов высокой термодинамической стабильности (нитридами титана, циркония, гафния). Благодаря процессу внутреннего азотирования и стабильности формирующейся структуры, обеспечивается дисперсионное упрочнение, которое сохраняется до высоких температур.

Исследования школы Ю.М. Лахтина по азотированию не ограничивались только развитием этих технологий применительно к сталям, изучались возможности применения азотирования для повышения эксплуатационных свойств других сплавов. Так, ведущие позиции занимала школа Ю.М. Лахтина в области азотирования тугоплавких металлов (ниобия, тантала, молибдена, ванадия, хрома, титана), их двойных и многокомпонентных сплавов.

Решающим фактором в успехе технологий азотирования тугоплавких металлов было применение комплексного подхода и разработка многообразных технологических вариантов процесса. К ним относятся: регулирование азотного потенциала путем применения аммиачно-аргонных смесей, насыщение в условиях тлеющего разряда, проведение ступенчатых процессов, последующего диффузионного отжига и др. Это позволило снизить температуры азотирования и увеличить глубину диффузии азота. Показано, что путем азотирования можно существенно повысить жаропрочность сплавов на основе тугоплавких металлов.

С начала 1990-х годов основными направлениями работ по азотированию, проводимых на кафедре, стали интенсификация процесса и решение проблем ресурсосбережения. Исследованы процессы оксиазотирования сталей, технологические основы термо- и газоциклического азотирования конструкционных и инструментальных сталей с прерывистой подачей аммиака, позволяющие существенно сэкономить расход газа.

Помимо процессов азотирования в сфере научных интересов Ю.М. Лахтина и его учеников были и другие способы поверхностного упрочнения металлов и сплавов. В 1960-е годы аспирантами Ю.М. Лахтина выполнялись исследования по газовому борированию и силицированию стали. В более поздние годы получили развитие процессы борирования, силицирования, алитирования и хромирования с использованием самовоспламеняющегося высокотемпературного синтеза.

С 1980-х годов под руководством Ю.М. Лахтина на кафедре сформировалось научное направление по исследованию перспективного способа поверхностного упрочнения металлов с использованием лазерного нагрева. Разработкой технологий и моделированием процессов лазерной термической обработки и поверхностного лазерного легирования различных материалов (сталей, чугунов, сплавов цветных металлов) занималась большая группа аспирантов кафедры.

Поверхностное легирование основано на расплавлении металла с нанесенной обмазкой путем воздействия лазерного излучения, что обеспечивает создание структуры с чрезвычайно высокой поверхностной твердостью. В результате лазерного легирования износостойкость конструкционных сталей увеличивается в 1,5–3 раза, коррозионно-стойких сталей – в 1,5 раза, алюминиевых сплавов – в 1,8 раза, а титановых сплавов – в 5–7 раз. Теплостойкость инструмента из углеродистых и малолегированных сталей повышается до уровня стойкости быстрорежущих сталей.

Достоинствами этих упрочняющих технологий являются: возможность локального упрочнения, возможность включения в автоматические линии, минимальное коробление деталей, а также возможность поверхностного упрочнения металлов, не имеющих фазовых превращений (сплавов меди, алюминия, магния, молибдена и др.).

Школой Ю.М. Лахтина была реализована принципиально новая идея процессов комбинированного упрочнения поверхности. Была разработана комби-

нированная упрочняющая технология, состоящая из предварительного лазерного легирования поверхности стали нитридообразующими элементами (ванадий, хром, молибден, алюминий) с последующим азотированием. При последующем азотировании за счет повышения концентрации азота в зоне лазерного воздействия и выделения нитридов легирующих элементов удается получить аномально высокую твердость поверхности среднеуглеродистой стали и повысить в 1,5–3 раза износостойкость по сравнению с азотированными нитраллоями. При этом перераспределяются внутренние напряжения и устраняется один из главных недостатков лазерной обработки – возникновение трещин в пограничной с матрицей зоне.

Под руководством Ю.М. Лахтина на кафедре развивалось научное направление, связанное с получением защитных покрытий из паров *металлоорганических соединений* (МОС). На базе технологии осаждения была создана гамма композиционных материалов металл–неметалл, металл–химическое соединение. Разрабатывались технологии получения пиролитических хромовых покрытий, осаждаемых из паров бис-ареновых соединений хрома.

Процессы термического распада химических соединений при относительно низких температурах (400...500 °С) и пониженном давлении позволяют получать равномерные покрытия на деталях сложной конфигурации. Поверхность деталей под покрытие не требует специальной подготовки, а сами процессы отличаются высокой скоростью роста покрытия (5...6 мкм/мин) и высокой производительностью.

Покрытия, осаждаемые из паров химических соединений хрома, отличаются высокой твердостью, беспористостью, отличными декоративными свойствами. Их износостойкость в 8–9 раз выше износостойкости гальванических хромовых покрытий, а коррозионная стойкость превышает стойкость хромоникелевой стали 08Х18Н10Т. Покрытия могут быть использованы для нанесения на детали из различных материалов: сталей, чугуна, цветных сплавов, стекла, керамики.

Исследования Ю.М. Лахтина в области теории и практики поверхностного упрочнения заслуженно получили международное признание. После ухода Юрия Михайловича из жизни по инициативе Ассоциации Металловедов России (РАСМЕТ) и Международного общества по термической обработке (IFHTSE) учреждены Лахтинские мемориальные чтения, которые проводятся на международном уровне и посвящены вкладу Ю.М. Лахтина в совершенствование теории и практики азотирования.

Первые Лахтинские чтения состоялись во Флоренции (Италия, 1998 г.), вторые – в Будапеште (Венгрия, 1999 г.). Третьи Лахтинские мемориальные чтения в рамках международной конференции "Nitriding technology" прошли в сентябре 2003 г. в Варшаве и были целиком посвящены современному состоянию и разработке процессов азотирования.

Многие из научных направлений, импульс к развитию которых дал Ю.М. Лахтин, продолжают развиваться его учениками и после его ухода из жизни.

В настоящее время на кафедре получают дальнейшее развитие технологические процессы азотирования, которым Ю.М. Лахтин посвятил бóльшую часть своих творческих сил, совершенствуются упрочняющие технологии с применением лазерного нагрева, разрабатываются новые комбинированные технологические процессы модифицирования поверхности, а также развиваются вопросы теории поверхностного упрочнения.

Наиболее известные книги Юрия Михайловича Лахтина

1. ***Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.*** **АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛИ.** М.: Машиностроение. 1976. 256 с.

2. ***Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.*** **СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ АЗОТИРОВАННЫХ СПЛАВОВ.** М.: Металлургия, 1982, 176 с.

3. ***Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.*** **ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ.** М.: Металлургия, 1985. 256 с.

4. ***Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П.*** **МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ:** учебник, 3-е издание. М.: Машиностроение, 1990, 528 с.

5. ***Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И., Бемер З.*** **ТЕОРИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ АЗОТИРОВАНИЯ.** М.: Металлургия, 1991. 320 с.

УДК 621.9.048.7 – 034.14

О.В. Чудина, А.А. Брежнев *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Поверхностное легирование углеродистых сталей при лазерном нагреве

Рассмотрено применение лазерного легирования с целью получения однородных мелкозернистых структур на поверхности углеродистых сталей. Установлены оптимальные режимы лазерного легирования, позволяющие получать сверхмелкозернистую структуру.
Ключевые слова: *лазерное легирование, углеродистые стали, мелкозернистая структура.*

In this paper discusses the use of laser alloying to obtain homogeneous fine-grained structure on the surface of carbon steels. The optimal regimes of laser alloying, allowing to obtain superfine-grained structure were defined.
Keywords: *laser alloying, carbon steels, fine-grained structure.*

Введение

В настоящее время все более широкое распространение находят перспективные процессы упрочнения материалов высококонцентрированными потоками энергии, такие как индукционные, ионные, лазерные и др. Применение процессов поверхностной обработки сталей позволяет существенно повысить такие характеристики, как твердость и износостойкость. Эффективность проведения того или иного процесса упрочнения металла определяется плотностью мощности, длительностью воздействия лазерного излучения на поверхность и теплофизическими характеристиками обрабатываемого материала. В зависимости от способа нагрева перечисленные выше факторы приводят к получению различных структур и степени упрочнения металла. Это связано с тем, что при скоростном нагреве и охлаждении фазовые превращения, формирующие структуру, происходят в различных температурно-временных условиях. Степень их реализации различается, что позволяет, используя эффект неполной гомогенизации, регулировать структурообразование и получать требуемые эксплуатационные свойства сталей.

При лазерной термообработке сталей без оплавления в импульсном режиме глубина упрочненной зоны составляет 0,1...0,15 мм. В этом случае определяющую роль в упрочнении играют значительные температурные градиенты в зоне воздействия лазерного излучения, которые наряду с $\alpha \leftrightarrow \gamma$–перекристаллизацией приводят к локальным термическим напряжениям, возникающим в результате образования, движения и взаимодействия дислокаций [1]. Дислокационная структура, образующаяся в зоне лазерного воздействия, аналогична наблюдающимся в сильно деформированных сплавах, причем плотность дислокаций тем выше, чем больше плотность мощности лазерного излучения. В зоне лазерного воздействия возникают значительные по величине благоприятные сжимающие напряжения, приводящие к повышению твердости и износостойкости изделий, а на границе с матрицей неблагоприятные растягивающие напряжения, снижающие характеристики конструкционной прочности.

При лазерной обработке без оплавления в непрерывном режиме образуются упрочненные зоны толщиной 0,5...0,8 мм. За счет увеличения времени обработки и глубины прогретого слоя уменьшается неоднородность твердых растворов, частично протекает процесс двухфазного распада мартенсита (самоотпуска), что в совокупности приводит к некоторому снижению степени упрочнения стали и уровня внутренних напряжений как внутри зоны лазерного воздействия, так и на границе с матрицей [1].

Сложное распределение остаточных напряжений по толщине слоя и выход растягивающих напряжений на поверхность является причиной снижения контактной выносливости и трещиностойкости как при статическом, так и циклическом нагружении [2]. Отрицательное влияние лазерной обработки на конструкционную прочность можно уменьшить проведением комбинированной обработки, включающей дополнительно отпуск [3–6]. Однако при этом еще больше снижается общий уровень упрочнения.

Предпосылкой для увеличения конструкционной прочности после лазерной обработки является получение однородных мелкозернистых структур и субструктур, способствующих одновременному повышению характеристик вязкости и пластичности металлических материалов и снижению температуры перехода в хрупкое состояние. Такое структурное состояние достигается лазерной обработкой с оплавлением поверхности за счет сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения. Кроме того, в результате лазерной обработки с оплавлением возможно образование ячеистой субструктуры [7].

Классические методы формирования мелкозернистой структуры основаны на регулировании температурных условий затвердевания металлического расплава для увеличения скорости зарождения центров кристаллизации. При высоких скоростях охлаждения, свойственных лазерной обработке, осуществляется закалка металла из жидкой фазы, что и определяет возможность формирования сверхмелкозернистой структуры затвердевшего сплава. Поскольку измельчение зерна достигается легированием сталей карбидо- или нитридообразующими элементами, изменяющими условия зародышеобразования, то для целенаправленного формирования заданного структурного состояния металла целесообразно проводить модифицирование поверхности соответствующими легирующими элементами.

Поэтому лазерная химико-термическая обработка может рассматриваться как один из перспективных способов формирования сверхмелкозернистой структуры на поверхности стали. При этом последующий нагрев, устраняющий неблагоприятные растягивающие напряжения, не вызывает существенного снижения уровня упрочнения, а нагрев в атмосфере аммиака (азотирование) позволяет получать еще более высокий уровень упрочнения за счет образования нитридов легирующих элементов.

Таким образом, формирование модифицированных поверхностных слоев с сверхмелким зерном является важной задачей при разработке комбинированной технологии упрочнения, заключающейся в лазерном легировании сталей с последующим азотированием.

Целью данной работы является разработка технологии лазерного легирования для целенаправленного формирования сверхмелкозернистой структуры на поверхности углеродистых сталей, обеспечивающей оптимальное сочетание высокого уровня характеристик прочности и пластичности.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на конструкционных сталях 20, 40, У10. В качестве модельного материала исследовали армко-железо. При легировании использовали порошки Cr, V, Mo, Al, Ti. Обработку опытных образцов проводили на газоразрядном CO_2-лазере мощностью 600 Вт в защитной атмосфере аргона. Скорость перемещения лазерного луча относительно обрабатываемой поверхности варьировали от 2 до 30 мм/с. Легирование осуществляли из суспензии, состоящей из порошка легирующего элемента и связующего вещества. Количество суспензии, наносимой на поверхность образцов, контролировали весовым методом.

Микроструктуру легированных зон исследовали на металлографическом микроскопе Neophot-21 при увеличении до ×1000. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3. Концентрацию легирующих элементов в зоне лазерного воздействия определяли на микрорентгеноспектральном анализаторе Superprobe-704 при непрерывном сканировании зонда. Характер распределения легирующих элементов в зоне лазерного легирования определяли на сканирующем микрорентгеноспектральном анализаторе Link-system.

Обсуждение результатов

Технологическими параметрами лазерного легирования в непрерывном режиме являются плотность мощности лазерного излучения, определяемая скоростью перемещения лазерного луча (v), и количество наносимой на упрочняемую поверхность легирующей суспензии (m). При легировании поверхности металла в непрерывном режиме с мощностью лазерного излучения 600 Вт наиболее простым технологическим приемом изменения плотности мощности является изменение скорости перемещения лазерного луча.

Исходя из требований получения компромиссных значений толщины зоны лазерного легирования, концентрации легирующих элементов в ней и рационального использования легирующего материала установлено, что оптимальное количество суспензии, наносимой на поверхность перед лазерной обработкой составляет 22...30 мг/см^2.

Если легирующую суспензию нанести более толстым слоем, то вся тепловая энергия лазерного излучения локализуется только в самой обмазке и оплавления поверхности основного металла не происходит, т.е. вместо легирования идет процесс лазерной наплавки. Если слой суспензии слишком тонкий, то концентрация легирующего элемента в зоне расплава недостаточна для достижения максимально возможного уровня упрочнения.

Увеличение скорости перемещения лазерного луча от 2 до 30 мм/с уменьшает толщину легированной зоны от 800...900 до 200...300 мкм. С помощью микрорентгеноспектрального анализа серии образцов из

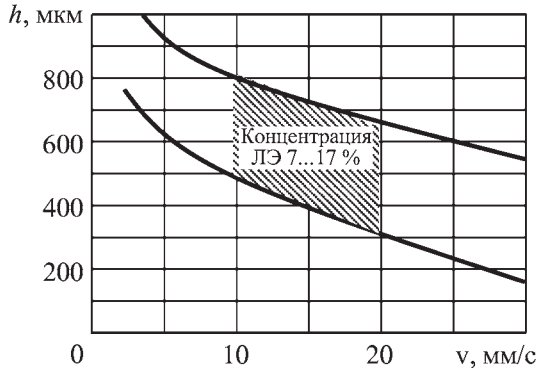


Рис. 1. Зависимость толщины легированного слоя от скорости перемещения лазерного луча. ЛЭ – легирующий элемент

стали 20 установлены зависимости концентрации легирующих элементов в поверхностном слое от скорости перемещения лазерного луча.

При v = 10...20 мм/с наблюдается максимум концентрации в зоне лазерного легирования для всех исследуемых легирующих элементов. При v < 10 мм/с концентрация легирующих элементов уменьшается, что связано с увеличением объема ванны расплава, а при v > 20 мм/с – с выгоранием значительной части легирующей суспензии до начала плавления обрабатываемого материала. Результаты исследований приведены на рис. 1.

Экспериментально установлено, что с увеличением концентрации легирующих элементов, микротвердость легированных зон возрастает (рис. 2). По смещению матричных пиков на рентгенограммах, снятых с легированных образцов, было рассчитано изменение параметра кристаллической решетки $\Delta a/a$ (таблица). Поскольку атомные радиусы Cr (1,27 нм) и V (1,34 нм) незначительно отличаются от атомного радиуса Fe (1,26 нм), то изменение параметра решетки твердого раствора $\Delta a/a$, а следовательно и упрочнение, невелико. Микротвердость в зонах лазерного легирования, легированных V и Cr, составляет 4000...5000 МПа. Напротив, Mo и Al с атомными радиусами 1,39 и 1,43 нм соответственно даже при меньших концентрациях в твердом растворе, чем при легировании V и Cr, позволяют более существенно повысить уровень упрочнения железной матрицы. Микротвердость в зонах лазерного легирования, легированных Al, составляет 6500 МПа, а Mo – до 11000 МПа (рис. 2).

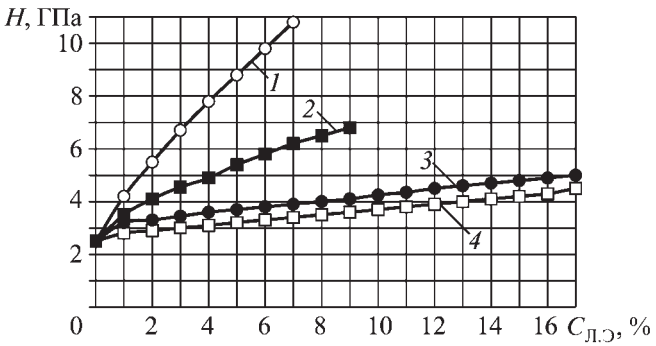


Рис. 2. Влияние типа и концентрации легирующего элемента на микротвердость зон лазерного легирования стали 20 (P = = 600 Вт, v = 15 мм/с):
1 – Mo; *2* – V; *3* – Cr; *4* – Al

Изменение параметра решетки Fe_a $\Delta a/a$ после лазерного легирования

Легирующий элемент	$\Delta a/a$, нм
V	0,2868
Cr	0,2864
Al	0,2869
Mo	0,2887
Сталь 20 после нормализации	0,2863

Концентрация Cr и V в зонах лазерного легирования составляет 15...17 % (по массе). В соответствии с диаграммами состояний систем Fe–Cr и Fe–V при таких концентрациях возможно выделение σ-фаз. Однако рентгеновским методом присутствие σ-фаз не обнаружено, что свидетельствует о равномерном распределении легирующих элементов в ванне расплава.

В процессе легирования V и Cr в соответствии с диаграммами состояний двойных систем Fe–V и Fe–Cr при затвердевании образуется непрерывный ряд твердых растворов этих элементов с железом.

Концентрация Mo в зоне легирования при обработке непрерывным лазером составляет 5...8 % (по массе). На диффрактограммах, снятых с поверхности зоны, легированной Mo и на расстоянии 50 мкм от поверхности, обнаружено выделение интерметаллидов FeMo и Fe_7Mo_6. Выделением интерметаллидных фаз и существенным отличием в атомных радиусах Fe и Mo (r_{Mo} = 1,39 нм) может быть объяснено наиболее значительное увеличение твердости при легировании Mo.

Концентрация Al в зоне легирования при обработке непрерывным лазером не превышает 5 % (по массе), что существенно меньше концентраций, при которых возможно выделение интерметаллидных фаз в системе Fe–Al.

Установлено, что скорость перемещения лазерного луча существенно влияет на структурообразование и микротвердость углеродистых сталей. При скоро-

стях перемещения лазерного луча 5...10 мм/с в зоне лазерного легирования образуется однородная сверхмелкозернистая структура с равномерным распределением легирующего элемента в ванне расплава. С увеличением скорости перемещения лазерного луча (особенно в высокоуглеродистых сталях) в структуре появляются мелкие мартенситные иглы. Микротвердость мало- и среднеуглеродистых сталей после лазерного легирования составляет 4000...7500 МПа, а высокоуглеродистых – 9500...12000 МПа (рис. 3, 4).

На повышение микротвердости стали оказывают влияние:

• измельчение зерна;

• повышение плотности дислокаций вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения;

• образование твердых растворов замещения, причем уровень упрочнения тем выше, чем больше концентрация легирующих элементов и чем больше различия атомных радиусов легирующих элементов и материала матрицы. Значения микротвердости стали У10 существенно выше за счет образования мелкоигольчатого мартенсита и мелкодисперсных легированных карбидов.

Исследования показали, что все легирующие элементы, введенные в поверхностный слой малоуглеродистых сталей при непрерывном лазерном облучении по оптимальным режимам, в большей или меньшей степени измельчают зерно стали (рис. 5, 6). Причем большую часть объема занимают ячеистые равноосные зерна размером от 1 до 5 мкм при исходном зерне стали 50 мкм. При легировании тугоплавкими элементами, такими как Mo и V, возможно выделение интерметаллидных фаз типа FeMo и Fe_7Mo_6 и образование ячеистой субструктуры. На размер зерна влияют тип легирующего элемента и его концентрация в зоне легирования. При легировании Mo размер зерна составляет 1...3 мкм, V и Cr 2...5 мкм, Al 5...7 мкм, Ti 4...5 мкм. В структуре высокоуглеродистых сталей наблюдается мелкоигольчатый мартенсит с выделениями дисперсных карбидов легирующих элементов.

Для армко-железа и сталей 20, 40, У8, легированных в непрерывном режиме излучения со скоростью перемещения лазерного луча до 10 мм/с, характерно ступенчатое изменение микротвердости. При лазер-

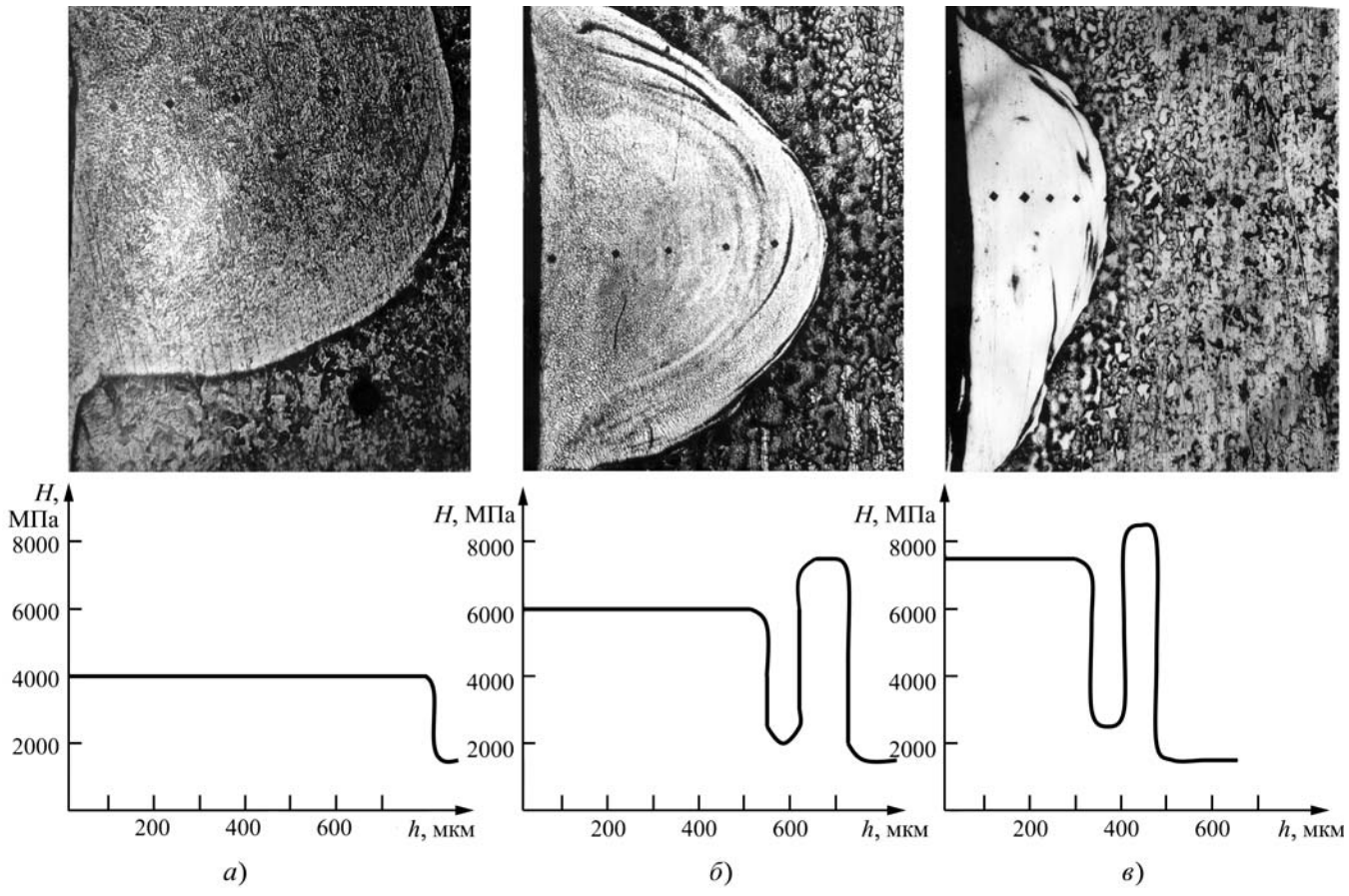


Рис. 3. Микроструктура и микротвердость стали 20 после легирования Cr в непрерывном режиме излучения (P = 1 кВт) (×100) при: *а* – v = 5 мм/с; *б* – v = 15 мм/с; *в* – v = 30 мм/с

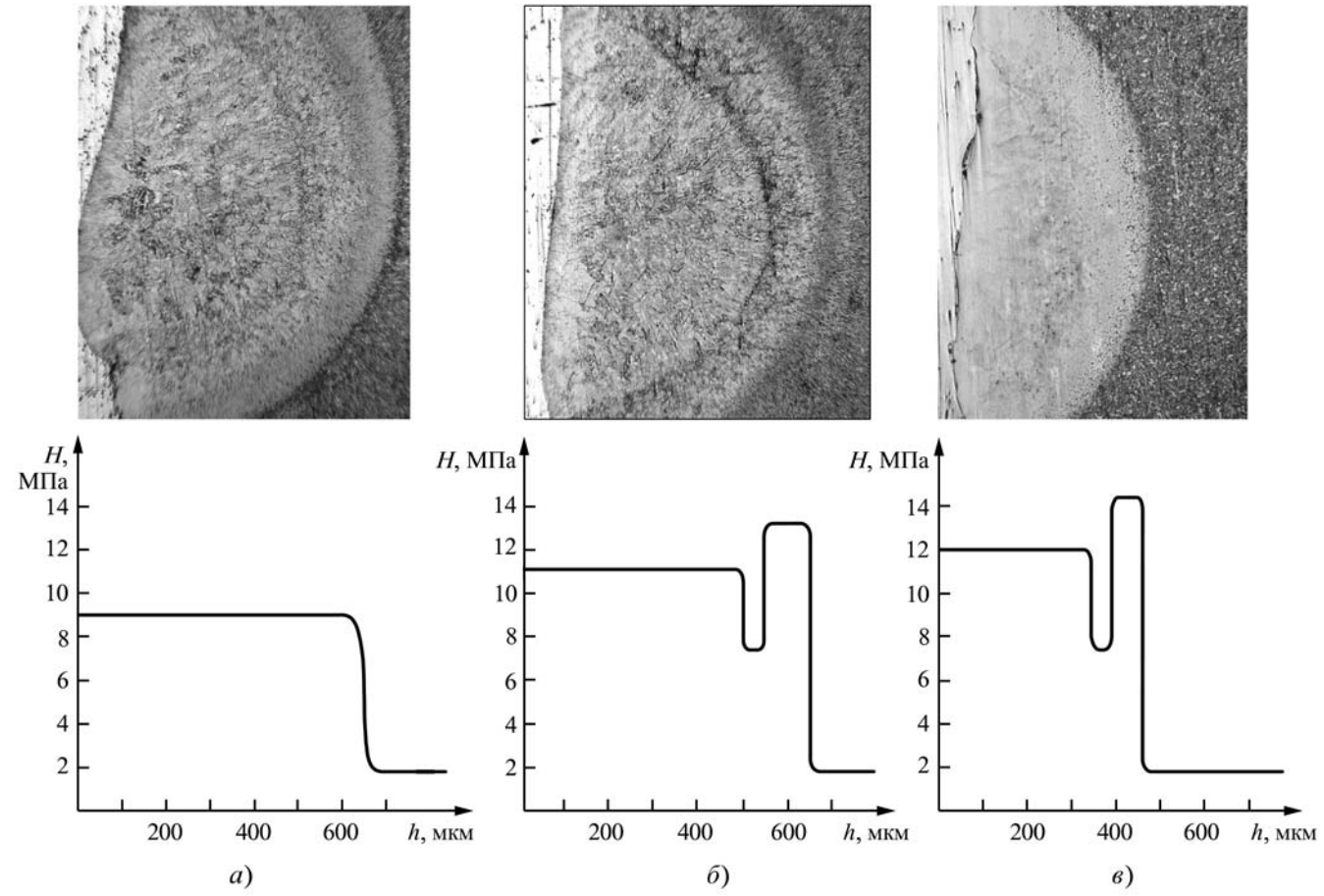


Рис. 4. Микроструктура и микротвердость стали У10 после легирования V в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт) при (×100): *а* – v = 5 мм/с; *б* – v = 10 мм/с; *в* – v = 25 мм/с

ной обработке углеродистых сталей со скоростью выше 10 мм/с, в отличие от армко-железа вокруг зоны лазерного легирования, наблюдается скачкообразное увеличение микротвердости до значений, превышающих твердость мартенсита, характерной для упрочняемой стали (рис. 3, 4). Это объясняется высоким содержанием С, который диффундирует в зону термического влияния вследствие значительного температурного градиента.

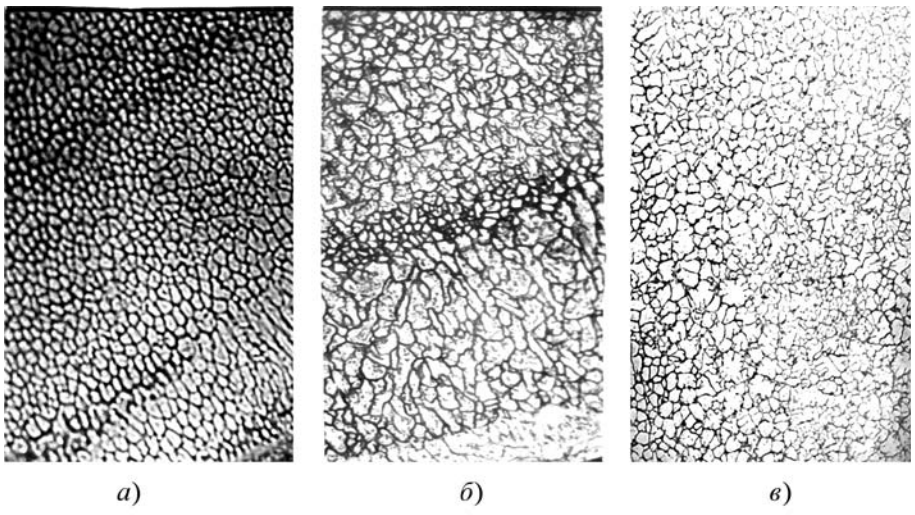


Рис. 5. Микроструктура стали 20 после лазерного легирования (×1000): *а* – Cr; *б* – V; *в* – Mo

Строение и микротвердость зоны термического влияния зависят от степени переохлаждения, которая в случае непрерывного излучения определяется скоростью перемещения лазерного луча. При малой скорости движения луча (до 2 мм/с) зона термического влияния стали 20 представляет собой перлит с повышенным содержанием С по сравнению с основным металлом. С увеличением скорости от 2 до 10 мм/с возрастает дисперс-

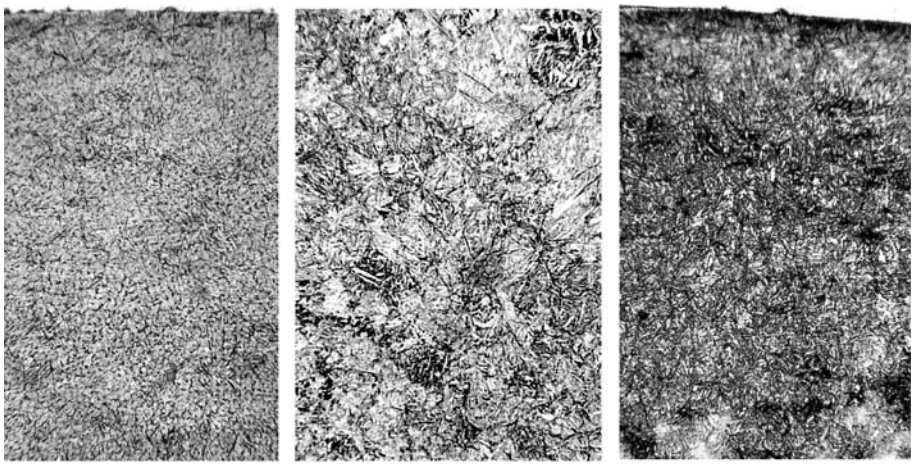


Рис. 6. Микроструктура стали У10 после лазерного легирования (×1000): *а* – Ti; *б* – V; *в* – Al

ность перлитной структуры и микротвердость зоны термического влияния увеличивается до 2000...2500 МПа. При скорости движения луча выше 10 мм/с микротвердость повышается до 6000 МПа.

Скачкообразное изменение микротвердости вблизи границы легированной зоны с основой и в зоне термического влияния объясняется, во-первых, некоторым снижением содержания легирующих элементов вследствие особенностей массопереноса, возникающих при конвективном механизме, а во-вторых, обезуглероживанием зоны легирования.

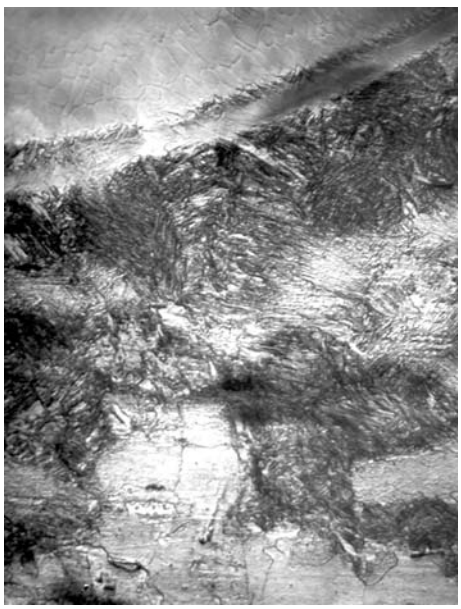


Рис. 7. Микроструктура зоны термического влияния стали 20 после легирования в непрерывном режиме лазерного излучения (P = 600 Вт, v = 20 мм/с) (×1000)

На рис. 7 показано строение зоны термического влияния: на некотором расстоянии от зоны расплава, ниже обезуглероженного слоя формируется зона полной закалки со структурой мартенсита. Именно на этом участке наблюдается значительное повышение твердости. Далее следует зона неполной закалки, когда наряду с мартенситом сохраняются зерна феррита, а затем – основа.

Таким образом, путем варьирования технологических режимов лазерной обработки на поверхности стали можно формировать структуру легированного феррита с мелким и сверхмелким зерном с заданной концентрацией легирующих элементов и высокой твердостью.

Результаты металлографического и рентгеноструктурного анализов показали, что модифицирование поверхности при лазерном нагреве происходит в результате сложного комплекса физических процессов, приводящих к целому ряду структурных эффектов в зоне воздействия: измельчению зерна, дроблению блоков, росту микроискажений, увеличению плотности дислокаций. Уровень прочности поверхностного слоя при лазерном легировании малоуглеродистых сталей определяется в основном дислокационным, зернограничным и твердорастворным механизмами упрочнения, а высокоуглеродистых сталей – и дисперсионным механизмом.

Выводы

1. Применение лазерной химико-термической обработки позволяет получать однородные мелкозернистые структуры на поверхности стали, способствующие одновременному повышению характеристик вязкости и пластичности.

2. Измельчение зерна достигается при лазерной обработке в непрерывном режиме излучения с оплавлением поверхности стали путем введения в зону легирования карбидо- и нитридообразующих элементов. На размер зерна оказывает влияние тип легирующего элемента. При легировании Al размер зерна составляет 5...7 мкм; V и Cr – 2...5 мкм; Mo – 1...3 мкм; Ti – 4...5 мкм.

3. Установлены оптимальные режимы лазерного легирования, позволяющие получать сверхмелкозернистую структуру.

4. При мощности излучения 600 Вт и скорости перемещения лазерного луча 5...30 мм/с на поверхности углеродистой стали в зависимости от содержания C в

стали формируется либо мелкозернистая структура легированного феррита с твердостью до 7500 МПа, либо структура мелкоигольчатого мартенсита с мелкодисперсными карбидами с твердостью до 14000 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Бровер Г.И., Бровер А.Г., Дьяченко Л.Д.** Структура и свойства инструментальных сталей после обработки различными источниками концентрированных потоков энергии // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 12. С. 27–31.

2. **Чудина О.В., Кунавин С.А.** Сопротивление разрушению конструкционных сталей после лазерного легирования и азотирования // Металловедение и термическая обработка. 2006. № 7. С. 27–31.

3. **Бровер А.В.** Влияние поверхностной термообработки с использованием концентрированных потоков энергии на конструкционную прочность стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 10. С. 22–25.

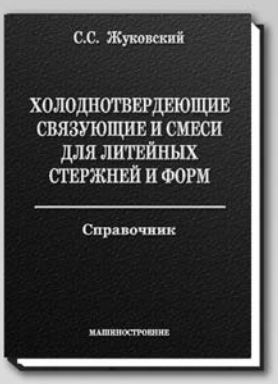
4. **Solind A., Sanctis Dl.M., Paganini L.** oth. Origin and development of residual stresses jnduced by laser surface – hardening treatments // Heat Treat. 1984. № 3. P. 193–204.

5. **Хаскин В.Ю., Павловский С.Ю., Гаращук В.П., Шелягин В.Д.** Лазерное термоупрочнение комплексно легированных сталей с низким и средним содержанием углерода // Дом Нац. Акад. Наук Україні. 2000. № 2. С. 102–106.

6. **Bergmann H.W., Henning W., Mordike B.L.** Wear and fatigue properties of laser melted cast iron. "Strength Metals and Alloys (ICSMA7): Proc. 7th Int. Conf., Montreal, 12–16 Aug., 1985. Vd. 2" Oxford e. a., 1986.

7. **Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н.** Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

8. **Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н.** Методы поверхностной лазерной обработки. М.: Высшая школа, 1987. 191 с.



ХОЛОДНОТВЕРДЕЮЩИЕ СВЯЗУЮЩИЕ И СМЕСИ ДЛЯ ЛИТЕЙНЫХ СТЕРЖНЕЙ И ФОРМ: справочник

С.С. Жуковский

2010. 256 с.: ил. ISBN 978-5-94275-499-0 **Цена 500 р.**

Приведены номенклатура холоднотвердеющих связующих и смесей (ХТС) для изготовления стержней и форм, а также их производители в промышленно развитых странах и России. Представлены составы, анализ химических и технологических характеристик ХТС и связующих, методики исследовательских и производственных испытаний, методы управления свойствами. Описаны вспомогательные материалы для новых процессов: разделительные покрытия, средства очистки оснастки, клеи.

Рассмотрены вопросы, связанные с внедрением ХТС на стадии предварительной проработки и промышленного освоения: характеристики и правила применения противопригарных покрытий, технологические параметры изготовления стержней и форм, регенерация смесей, техника безопасности и экологические характеристики. Приведены примеры расчетов экономической эффективности для конкретных производств.

Для специалистов литейного производства, может быть полезен преподавателям, аспирантам и студентам вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4.
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.785.532

И.С. Белашова, Д.П. Шашков *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Азотирование в условиях регулируемых процессов термогазоциклирования

Разработан новый метод низкотемпературного термогазоциклического азотирования, заключающийся в периодическом чередовании циклов насыщения. Предлагаемый метод азотирования является эффективной, новой технологией упрочнения, позволяющей до 10 раз сократить расход насыщающего газа и выбросы в атмосферу, в 4–6,5 раз – время азотирования, а также увеличить толщину диффузионного слоя в 2–6 раз без снижения его физико-механических характеристик.

Ключевые слова: *азотирование, термогазоцикл, длительность полуциклов, насыщение, деазотирование.*

There is the new method of low temperature nitriding in conditions of thermo-gas cycles, consisting in periodic alternation of cycles of saturation. The offered new method is the effective, new technology of hardening allowing to 10 times to reduce the expense of sating gas and emissions in atmosphere, in 4–6,5 times – nitriding time, and also to increase a thickness of the diffusion layer in 2–6 times without decrease in its physicomechanical characteristics.

Keywords: *nitriding, thermo-gas cycle, duration of the half-cycles, saturation, denitriding.*

Введение

Одним из основных направлений современного материаловедения и термической обработки является создание материалов с более высоким комплексом свойств и разработка новых упрочняющих технологий для эффективного применения их в современном машиностроении.

В настоящее время путь получения новых материалов в основном исчерпан, и ожидать получения составов, которые могли бы значительно превосходить физико-химические свойства известных, не приходится. Усложнение легирования сплавов и связанное с этим увеличение содержания в них упрочняющих фаз, например, в быстрорежущих сталях, приводит, с одной стороны, к повышению служебных характеристик сплавов, а с другой – к одновременному снижению их технологической пластичности на различных стадиях производства (от ковки и прокатки до обработки резанием и шлифования). Так, например, выход годного сортового проката на металлургических заводах для стандартной быстрорежущей стали Р6М5 в 4–6 раз больше, чем для сложнолегированной, менее пластичной стали марки Р12М4К8Ф2, имеющей более высокие твердость и режущие свойства.

В связи с этим в последнее десятилетие появилась тенденция повышать служебные характеристики материалов, обеспечивать их высокую надежность и экологическую защищенность изделий за счет *совершенствования существующих технологий* получения материалов и их термической обработки. В силу того, что существующие базовые методы азотирования не используют многих потенциальных возможностей для его интенсификации и повышения эффективности, в данной статье рассмотрен и предложен новый метод низкотемпературного азотирования, позволяющий оптимизировать классический процесс и сократить расход аммиака от 2 до 10 раз, время азотирования – в 4–6,5 раз при увеличении толщины диффузионного слоя в 2–6 раз без снижения физико-механических характеристик [1].

Методика исследований

Азотированию подвергали армко-железо, являющееся модельным материалом для микроструктурного анализа, и малолегированную инструментальную сталь ХВГ, образцы из которой испытывали на износ. Стандартная обработка для сталей такого типа – закалка и низкий отпуск, однако их также можно упрочнять азотированием, поскольку этот вид химико-термической обработки позволяет повысить износостойкость и теплостойкость поверхности инструмента, которые ответственны за его эксплуатационные свойства.

Газоциклическое и термогазоциклическое азотирование проводили на экспериментальной установке [2], включающей систему контроля и поддержания температуры в рабочем объеме, систему газообеспечения, контроля расхода и степени диссоциации аммиака, очистки и сушки газа, а также два электромагнитных газовых клапана, управляемые с пульта контроля и регулирования технологическими параметрами, позволяющие проводить процессы в автоматическом режиме.

Определяющим фактором ускорения насыщения является коэффициент диффузии, который, как известно, в основном зависит от температуры и градиента концентраций [3]. Поэтому для ускорения процесса и возможности его регулирования вместо изотермической выдержки при обычном проточном азотировании предложен *термоцикл*.

Температурный интервал определяли в соответствии с диаграммой железо–азот, где имеются критические точки, разделяющие области с различным фазовым составом. Правильный выбор температурного интервала термоциклирования является важным условием при исследовании влияния газо- и термогазоциклических воздействий на процесс азотирования. Поэтому температурный интервал был выбран так, чтобы процесс насыщения азотом (первая стадия цикла при азотировании) происходил ниже температуры эвтектоидного превращения по диаграмме состояния железо–азот, т.е. при температурах ниже 591 °С. При азотировании исследуемых образцов эта температура составляла 520 °С. Затем было проведено деазотирование образцов (вторая стадия цикла), для чего отключали подачу аммиака, т.е. давление аммиака в рабочем пространстве печи на некоторое время оставалось постоянным.

Верхняя граница термоциклирования при азотировании образцов составляла 620 °С.

Степень диссоциации аммиака в каждом первом полуцикле контролировали через каждые 15–20 мин с помощью водяного диссоциометра. При температуре насыщения 520 °С степень диссоциации аммиака составляла 25–30 %, при температуре 620 °С – 40–45 %. На каждом втором полуцикле степень диссоциации возрастала и составляла 68–70 % при 520 °С и 94–98 % – при 620 °С.

Исследование микроструктуры после азотирования проводили на микроскопе Neophot-21 с цифровой приставкой, а распределение азота по толщине азотированного слоя получали при сканировании на микрорентгеноспектральном анализаторе.

Испытания на износ проводили на установке, моделирующей процесс резания. Путь трения равнялся 200 м.

Результаты исследований и их обсуждение

Рассматриваемая технология термогазоциклического азотирования заключается в периодическом чередовании циклов насыщения при проточном азотировании и рассасывания азотированного слоя при максимально возможном снижении насыщающей способности атмосферы. При этом дополнительная интенсификация происходит за счет двухстадийности процесса – при термогазоциклическом азотировании насыщение и рассасывание (деазотирование) происходят при разной температуре.

Такая технология обеспечивает эффективное регулирование фазового состава диффузионного слоя при помощи нового технологического параметра – длительности полуцикла – и приводит к сокращению расхода насыщающего газа за счет максимального использования каждой газовой порции на стадии насыщения. Кроме того, удовлетворяются требования экологии, предъявляемые к процессам химико-термической обработки, за счет сокращения вредных газовых выбросов в атмосферу.

При циклическом изменении температуры в слое идет также циклическое фазовое превращение, т.е. переход из низкотемпературной области (ниже температуры эвтектоидного превращения, 591 °С), где существует азотистый перлит, в область устойчивого аустенита, и наоборот. Это превращение сопровождается измельчением зерна в слое и, соответственно, большими диффузионными подвижками с одновременным существованием двух и более фаз с различными кристаллическими решетками и различными объемами; увеличением протяженности границ, а следовательно, и увеличением доли граничной диффузии, которая проходит достаточно активно.

Для дополнительного ускорения процесса деазотирования использовали фактор изменения объема в сплавах железа с азотом при эвтектоидном превращении: и образование азотистого перлита, и процесс азотирования сопровождаются увеличением объема, т.е. термодинамически инициируют друг друга. Совокупность этих факторов и способствует ускорению процесса насыщения, приводит к увеличению интенсивности диффузии азота и увеличению толщины азотированного слоя.

Общее время циклического процесса азотирования – 6 ч. Каждый цикл состоит из двух равных по времени полуциклов, при этом продолжительность каждого полуцикла составляет соответственно 0,5; 1; 1,5 и 3 ч.

На первом полуцикле идет процесс насыщения поверхности азотом. При этом, как известно, интенсивно образуется нитридная зона, причем наиболее

активно процесс идет, в соответствии с законом Фика и по результатам экспериментов, первые 0,5–1 ч. Поэтому время полуциклов соответствовало только активным участкам насыщения.

На втором полуцикле (стадия рассасывания) из-за прекращения подачи аммиака происходит диссоциация азотированного слоя, так как азотный потенциал падает практически до нуля, а молекулярный азот пассивен по отношению к железу. Нитридная зона состоит из метастабильных фаз, в которых азот является активным и способным к диффузии. В результате создается высокий градиент концентраций на границе нитридной зоны и зоны внутреннего азотирования, и начинается выравнивание концентраций, т. е. отток азота идет преимущественно в глубь металла, ускоряя процесс формирования слоя. И такой цикл повторяется несколько раз. В результате азот "закачивается" в глубь металла. Многократное повторение таких циклов приводит к образованию более толстых диффузионных слоев при азотировании по сравнению с обычным азотированием при этих же температурах в непрерывном потоке аммиака.

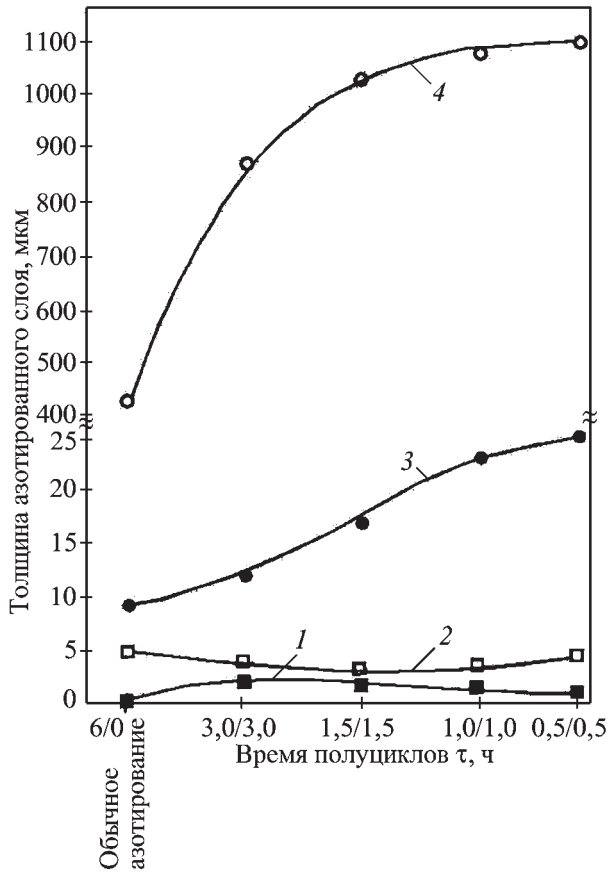


Рис. 1. Зависимость общей толщины азотированного слоя от продолжительности полуциклов на стадии азотирования и деазотирования армко-железа:

1 – азотистый перлит-эвтектоид (α+γ′); *2* – γ′-фаза; *3* – ε-фаза; *4* – ЗВА

Рост общей толщины азотированного слоя подчиняется параболической зависимости и, в общем, с уменьшением продолжительности полуциклов общая толщина слоя возрастает в основном за счет *зоны внутреннего азотирования* (ЗВА) (рис. 1). При увеличении длительности полуциклов толщина слоя уменьшается, что связано с активно проходящим процессом деазотирования на 2-й стадии цикла.

При сравнении термогазоциклического и обычного азотирования наблюдается резкое увеличение общей толщины слоя, что хорошо прослеживается на микроструктурах (рис. 2) по характерным иголкам γ′-фазы. При этом общая глубина растет в основном за счет ЗВА, которая увеличивается примерно в 6 раз, а нитридная – в 2 раза по сравнению с обычным азотированием.

Об увеличении интенсивности процессов говорят и кривые распределения излучения от атомов азота (рис. 3) – по мере удаления от поверхности содержание азота в слое увеличивается и достигает максимума, причем в глубине слоя. Видно, что качественно характер распределения азота по толщине азотированного слоя в исследуемых образцах имеет одинако-

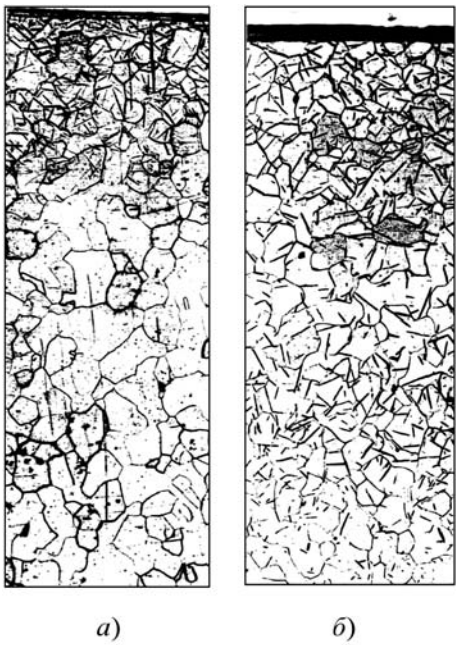


Рис. 2. Микроструктуры диффузионных слоев на армко-железе:

а – обычное азотирование, 520 °С, в среде аммиака, 6 ч; *б* – термогазоциклическое азотирование (температура насыщения – 520 °С, деазотирования – 620 °С). Продолжительность полуциклов – 0,5 ч (×100)

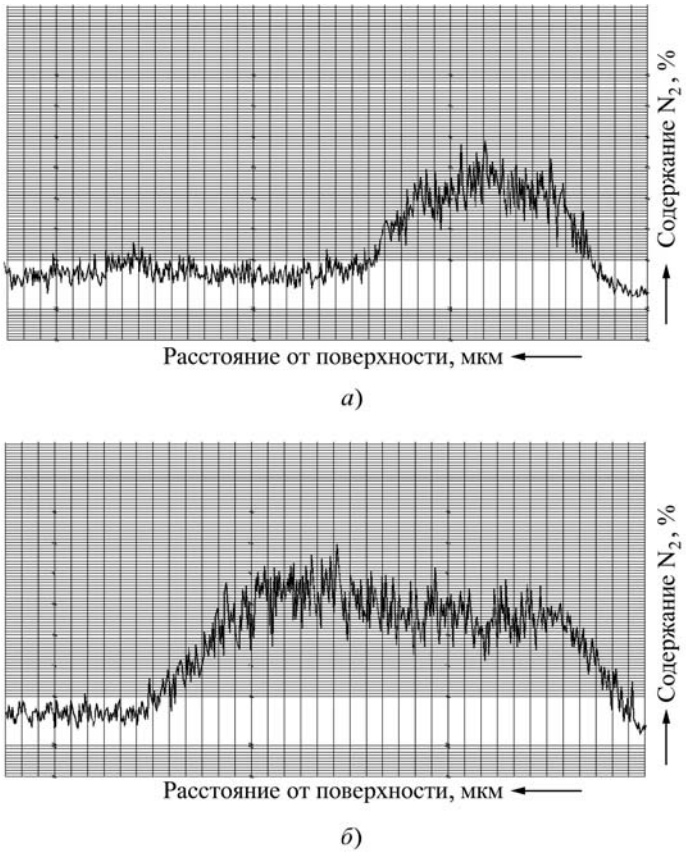


Рис. 3. Распределение азота по толщине азотированного слоя армко-железа:
а – обычное азотирование, 6 ч; *б* – термогазоциклическое азотирование, 6,5 ч (температура насыщения – 520 °С, деазотирования – 620 °С, продолжительность полуциклов – 0,5 ч)

вый вид и характеризуется тем, что максимум содержания азота очень пологий и находится не на поверхности образцов, находящейся в контакте с насыщающей средой, а внутри нитридной зоны, т.е. на некотором расстоянии от поверхности образцов. Кроме того, судя по величине интенсивности отражения линий, можно отметить, что, во-первых, толщина слоя с повышенным содержанием азота увеличивается при переходе от обычного азотирования к термогазоциклическому азотированию, и, во-вторых, интенсивность характеристического излучения, а следовательно, и содержание азота в нитридной зоне после термогазоциклического азотирования заметно выше, чем после обычного азотирования.

На рис. 4 приведены результаты расчета содержания азота по сканирующим кривым. Видно, что на поверхности образцов, находящейся в контакте с насыщающей атмосферой, содержание азота невысокое и составляет примерно 3,5–4,8 % мас. По мере удаления от поверхности содержание азота в слое увеличивается и достигает максимума, причем после обычного азотирования процентное содержание азота возрастает максимально до 8,5 %, а после термогазоциклического азотирования – до 12 %. Это указывает на то, что азотирование в условиях термогазоциклических воздействий идет более интенсивно. Кроме того, максимум содержания азота на кривой его распределения по толщине слоя очень пологий и сдвигается в глубь слоя при переходе от обычного азотирования к термогазоциклическому, что объясняется интенсивными процессами деазотирования (рассасывания) в глубь материала.

Измерения микротвердости показали: при термогазоциклическом азотировании, проходящем за 6,5 ч, можно получить такую же твердость поверхности, как при обычном азотировании, но только за 25–30 ч.

Таким образом, изменяя всего один технологический параметр – *длительность полуциклов*, на поверхности упрочненного изделия можно получать слои различного фазового состава при определенном сочетании процессов насыщения и рассасывания. Это дает возможность применять данный метод азотирования для регулируемых процессов, получать требуемые фазы на поверхности изделия в зависимости от конкретных условий его эксплуатации. Например, при термогазоциклировании инструментальных сталей типа ХВГ на поверхности целесообразно полу-

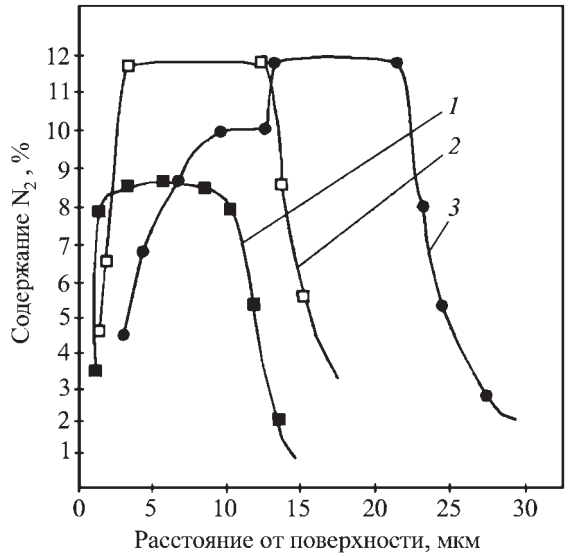


Рис. 4. Распределение азота по толщине азотированного слоя на армко-железе:
1 – обычное азотирование в проточном аммиаке, 6 ч; *2* – газоциклическое азотирование, 6,5 ч (температура насыщения и деазотирования 520 °С, продолжительность полуциклов – 1 ч); *3* – термогазоциклическое азотирование, 6,5 ч (температура насыщения – 520 °С, деазотирования – 620 °С, продолжительность полуциклов – 0,5 ч)

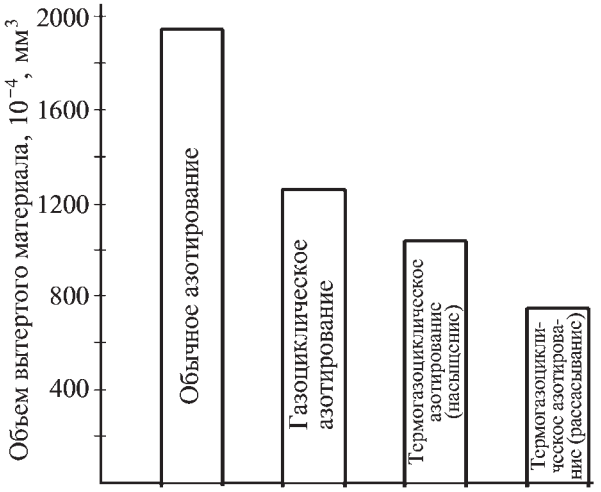


Рис. 5. Номограммы износа образцов из стали ХВГ после обработки

чать одновременно твердую и пластичную γ′-фазу, а не хрупкую ε-фазу. В этом случае азотирование следует заканчивать стадией рассасывания, а не стадией насыщения.

Номограммы износа образцов из сталей ХВГ после обычного азотирования, газоциклического и термогазоциклического азотирования (температура азотирования – 520 °С) и завершающей стадии рассасывания (температура деазотирования – 620 °С) приведены на рис. 5. Следует отметить, что при этом, как и при других испытаниях, минимальный износ наблюдается при термогазоциклическом азотировании, заканчивающегося стадией рассасывания, при котором длительность полуциклов составляет 0,5 ч. Износ образцов почти в 2,5 раза меньше, чем при обычном азотировании. Это можно объяснить образованием на поверхности при рассасывании γ′-фазы более твердой, чем ε-фаза.

Выводы

1) Разработан новый метод азотирования, заключающийся в периодическом чередовании циклов насыщения при проточном азотировании и рассасывания азотированного слоя при максимально возможном снижении насыщающей способности атмосферы.

2) Исследован новый технологический параметр – длительность полуциклов, позволяющий просто с точки зрения реализации и эффективно регулировать фазовый состав и строение слоя с целью получения требуемых физико-механических характеристик.

3) Установлено, что износостойкость стали ХВГ, упрочненной методом термогазоциклического азотирования, в 2,5 раза выше, чем у этой стали при классическом, проточном процессе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Белашова И.С., Шашков Д.П.** Влияние термогазоциклических воздействий на процесс азотирования // Технология металлов. 2003. № 11. С. 48–56.

2. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Александров В.А.** Новые системы контроля процесса азотирования // Металловедение и термическая обработка металлов. 1978. № 4. С. 47–52.

3. **Белоус В.А., Носов Г.И.** Ионное азотирование сталей в дуговом разряде низкого давления // Технология машиностроения. 2004. № 3. С. 35–39.

УДК 621.793.6-0.34.15

Л.Г. Петрова, В.А. Александров, П.Е. Демин *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Азотирование стали в парах электролита

Представлена технология азотирования сталей в парах электролита в поле электрического разряда, позволяющая повысить коррозионную стойкость углеродистых и легированных сталей и снизить длительность процесса азотирования до 2–10 мин. Установлено, что применение технологии гидроплазменного азотирования увеличивает в 2,5 раза ресурс деталей из стали 40Х13, работающих в нефтяных скважинах.
Ключевые слова: *азотирование, электролит, плазма.*

Technology of nitriding of steels in steams of electrolit in the field of the electric category is presented, allowing to raise corrosion firmness of the carbonaceous and alloyed steels and to lower duration of process of nitriding till 2–10 min. Application of technology of hydroplasma nitriding increases a resource of details from a steel 40X13, working in oil wells, in 2,5 times.
Keywords: *nitriding, electrolit, plasma.*

Введение

Одним из способов *химико-термической обработки* (ХТО) по упрочнению деталей является процесс азотирования, который представляет собой диффузионное насыщение поверхностного слоя азотом, связанное с образованием нитридных слоев – твердых растворов и химических соединений. Вследствие

этого у детали повышается износостойкость, предел выносливости и коррозионная стойкость [1].

Если деталь работает в агрессивных средах, то при азотировании необходимо получить ε-фазу – зону химических соединений, если от детали требуется высокая твердость и износостойкость, то достаточно получить γ′-фазу – зону твердых растворов, не получая хрупкой и одновременно твердой ε-фазы. В зависимости от химического состава стали и условий азотирования нитридный слой представляет собой либо γ′-фазу (Fe_4N), либо ε-фазу ($Fe_{2-3}N$), причем ε-нитридный слой является коррозионно-стойким, а γ′-фаза слой – износостойким и относительно пластичным.

Классическим способом азотирования является газовое (печное) азотирование. Несмотря на широкое применение газового азотирования, у него есть один недостаток – большая продолжительность процесса – 6...60 ч [1].

Вторым способом по распространенности является ионное азотирование. При ионном азотировании процесс проходит быстрее (2...12 ч), чем при печном азотировании. Процесс проходит в разряженной атмосфере (150...1000 Па), которая обеспечивается вакуумной камерой. Основным недостатком ионного азотирования является дороговизна оборудования [2].

Предлагаемый способ *гидроплазменного азотирования* (ГПА) заключается в создании на поверхности азотируемой детали газопаровой рубашки, содержащей ионы азота. Газопаровая рубашка образуется за счет резкого падения напряжения на границе раздела деталь–электролит. Такой способ азотирования позволяет сократить время процесса до считанных минут. Однако есть и недостаток – это возможность обрабатывать только мелкие детали. Впервые данный способ был предложен в 70-х годах прошлого столетия. Однако в то время широкого применения он не получил. На сегодняшний день исследованием физики низкотемпературной плазмы занимается Институт нефтехимического синтеза им. А.В. Топчиева РАН [4].

Методика и оборудование для проведения эксперимента

В представленной работе были проведены процессы гидроплазменного азотирования с целью получения антикоррозионного покрытия деталей, работающих в агрессивных средах. Азотированию подвергали рабочие части машин для расчесывания шерсти и детали, работающие в нефтяных скважинах. Рабочая часть машин для расчесывания шерсти представляет собой проволоку длиной 70 мм и диаметром 0,8 мм,

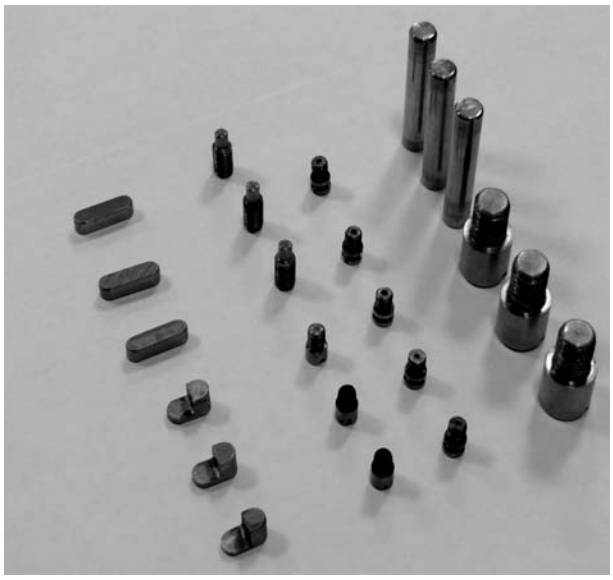


Рис. 1. Детали, работающие в нефтяных скважинах, изготовленных из высоколегированной стали 40Х13

изготовленную из стали У8. Поскольку рабочие части машин для расчесывания шерсти работают в агрессивных средах (песок, влага), то основные проблемы рабочей части заключаются в коррозии. Детали (рис. 1), работающие в нефтяных скважинах, изготовлены из стали 40Х13. Их также в процессе эксплуатации подвергают коррозии из-за наличия агрессивных сред – влаги, испарений и песка.

Для реализации способа гидроплазменного азотирования на кафедре Металловедения и термообработки МАДИ (ГТУ) было собрано экспериментальное оборудование, состоящее из трансформатора, выпрямителя с конденсатором, барретора (выполненного на лампе накаливания), амперметра, вольтметра и реактора (рис. 2). На рис. 3 показана электрическая схема оборудования для гидроплазменного азотирования. Реактор $R_н$ – это емкость, в которой проходит процесс гидроплазменного азотирования при атмосферном давлении. Для создания газопаровой рубашки (плазмы) образец погружали в электролит – раствор хлорида аммония (NH_4Cl) в воде с концентрацией 3 г/л. К образцу и электролиту подводили

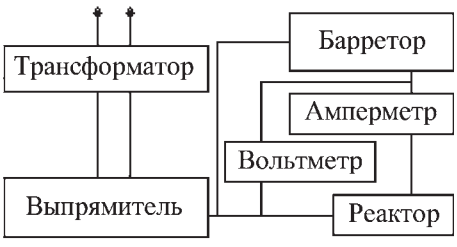


Рис. 2. Схема оборудования для ГПА

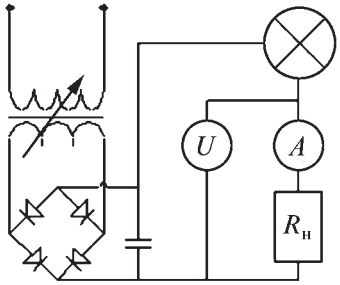


Рис. 3. Принципиальная электрическая схема оборудования для ГПА

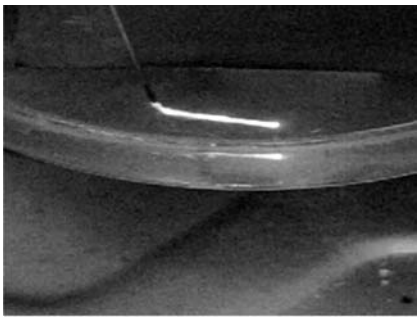


Рис. 4. Вид реактора в процессе ГПА

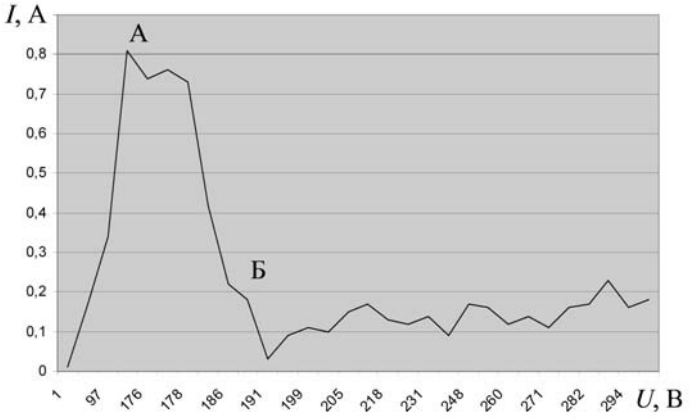


Рис. 5. Вольтамперная характеристика процесса ГПА

постоянное напряжение, при этом образец является катодом, электролит – анодом. На рис. 4 показан вид реактора. Процесс проводили при атмосферном давлении.

Для повышения коррозионной стойкости сталей У8 и 40Х13 гидроплазменное азотирование проводили при напряжении 180...300 В и силе тока 0,5...1 А. Исследования микроструктур проводили на световом микроскопе Axiovert 25 CA Carl Zeiss и электронном микроскопе HITACHI S-800 с рентгеновским микроанализатором INCAx – act.

Обсуждение результатов

В процессе азотирования сталей методом ГПА при постепенном увеличении напряжения до 100...170 В происходит сначала процесс электролиза – участок 0–А (рис. 5). Для этого участка характерно изменение силы тока от напряжения по закону Ома, а при достижении некоторого порогового значения напряжения на поверхности детали начинают образовываться пузырьки (рис. 5, т. А), электролит на поверхности образца вскипает (участок А–Б). Это кипение дает возможность создать газопаровую рубашку (плазму) между образцом и жидкостью.

Газопаровая рубашка состоит из паров воды и ионов электролита, в том числе ионов азота (рис. 6). Толщина газопаровой рубашки составляет около 100 мкм. Большее падение напряжения приходится на газопаровую рубашку, так как эклектрическое сопротивление у газа больше, чем у жидкости (электролита). Образовавшаяся газопаровая рубашка менее теплопроводна, чем жидкость, поэтому бóльшая часть энергии выделяется у поверхности образца, таким образом нагревая его. На поверхности образца при этом за счет электрического поля адсорбируются ионы азота. Соударение положительно заряженных ионов электролита с поверхностью образца приводит к образованию в газопаровой рубашке свободных электронов и ионов железа.

Отрицательно заряженные частицы при соударении с жидким анодом вызывают образование отрицательно заряженных ионов азота (см. рис. 6). При столкновении ионов азота и железа возможно образование химического соединения FeN, которое адсорбируется на поверхность изделия. В процессе диссоциации химического соединения FeN образуются

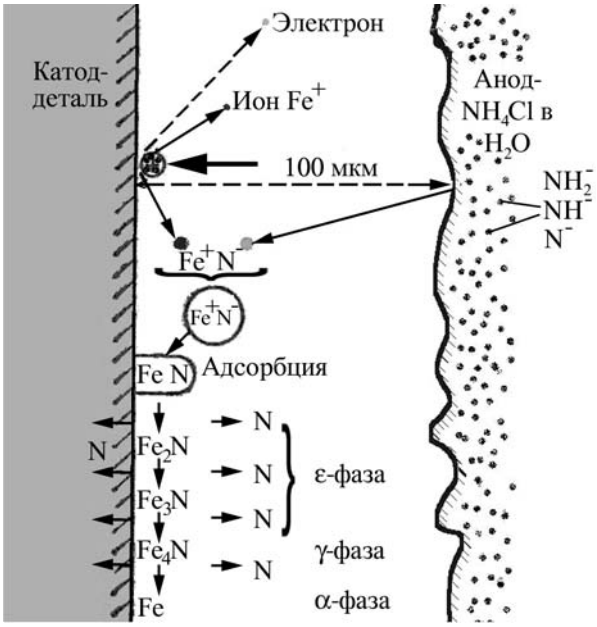


Рис. 6. Схема газопаровой рубашки (плазмы) и механизмы образования ионов и химических соединений

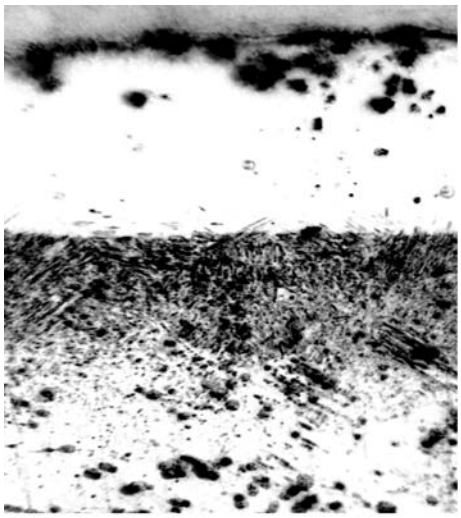


Рис. 7. Микроструктура стали У8 после ГПА (×1000)

ионы азота, которые диффундируют в глубь металла, в результате чего формируется диффузионный слой, состоящий из зон химических соединений ε-фазы, γ′-фазы и α-твердого раствора.

При отключении напряжения газопаровая рубашка "захлопывается", происходит нитрозакалка с получением азотистого мартенсита.

Так как процесс проходит в газовой среде, то диффузия азота вглубь осуществляется по принципам газового насыщения. Но при этом отпадает необходимость в герметизации и высоком расходе насыщаемого газа.

На рис. 7 представлена микроструктура стали У8 после ГПА в течение 2 мин. Диффузионный слой представляет собой слабо травящуюся ε-фазу толщиной 30 мкм, характерные игольчатые внедрения γ′-фазы толщиной 30 мкм и зону азотистого мартенсита. Плотный слой химических соединений, полученный на поверхности, позволяет повысить коррозионную стойкость изделий. На данную технологию азотирования был получен патент № 2362831 "Способ азотирования стальных изделий".

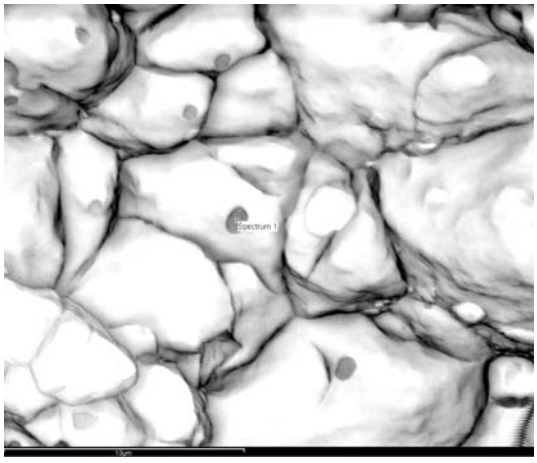


Рис. 8. Микроструктура упрочненной поверхности стали 40Х13

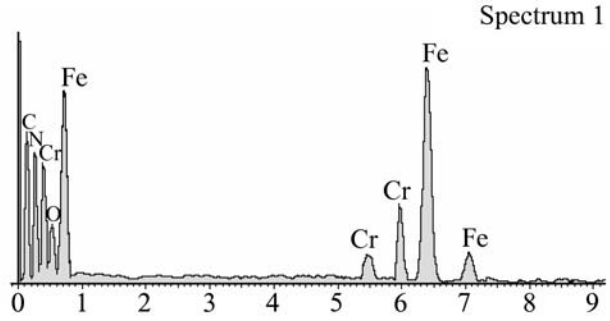


Рис. 9. Спектрограмма упрочненной поверхности стали 40Х13

Проведенный металлографический и рентгеноспектральный анализ упрочненной поверхности стали 40Х13 показал наличие на поверхности азота, хрома и железа (рис. 8 и рис. 9), что косвенно указывает на образование нитридов хрома, обладающих высокой коррозионной стойкостью [3].

Технология азотирования деталей, работающих в нефтяных скважинах, изготовленных из стали 40Х13, была внедрена в производство. Проведенные процессы азотирования деталей предприятия ОАО НПП "ГЕРС" по разработанной технологии показали увеличение ресурса детали в 2,5 раза.

Выводы

1. Предлагаемая технология гидроплазменного азотирования позволяет получить диффузионный слой на поверхности углеродистых и легированных сталей с высокой коррозионной стойкостью. При этом длительность процесса азотирования составляет 2...10 мин.

2. Применение технологий гидроплазменного азотирования увеличивает в 2,5 раза ресурс деталей из стали 40Х13, работающих в нефтяных скважинах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

2. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

3. **Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П.** Материаловедение. М.: Машиностроение, 1980. 494 с.

4. **Словецкий Д.И.** Механизмы неравновесных плазмохимических реакций в кн. "Химия плазмы" Т. 3, серии "Низкотемпературная плазма". Новосибирск: Наука, 1991. Гл. 3. С. 94–140.

УДК [621.794 + 621.78] – 034.14 – 022.532

Л.Г. Петрова, В.А. Александров, Л.П. Шестопалова *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Формирование наноструктурных дисперсно-упрочненных покрытий путем химико-термической обработки легированных сталей в разделенных атмосферах воздуха и аммиака

Рассмотрены новые технологические возможности процесса азотирования, связанные с использованием контролируемых насыщающих атмосфер из аммиака и воздуха. Приведен механизм формирования азотированного наноструктурного слоя под барьерным оксидным слоем, особенности его структуры и фазового состава, а также результаты исследований микротвердости и износостойкости упрочненных покрытий.

Ключевые слова: *азотирование, барьерный оксидный слой, наноструктурный слой, легированные стали.*

In this paper the new technological opportunities of nitriding process are discussed connected with application of controllable saturating atmospheres from ammonia and air. Mechanisms of nanostructural nitrided layer forming under the oxide barrier layer, specifics of its structure and phase composition, the results of micro-hardness tests and wear resistance investigations of strengthened layers are discussed.

Keywords: *nitriding process, oxide barrier layer, nanostructural nitrided layer, alloyed steels.*

Введение

Для широкой номенклатуры изделий нефтегазодобывающей отрасли, деталей гидроаппаратуры, работающих в условиях износа, больших удельных нагрузок и агрессивных сред, увеличение их срока службы достигается с помощью химико-термической обработки и, в частности, азотирования, которое позволяет сформировать на поверхности стальных изделий слой с повышенной твердостью и износостойкостью.

При азотировании металлов происходит образование многослойных диффузионных слоев, состоящих из поверхностной нитридной зоны и диффузионного подслоя – зоны внутреннего азотирования. Структура слоя и его фазовый состав определяют эксплуатационные свойства азотированных изделий. Поэтому большое значение приобретает совершенствование процесса азотирования и создание различных вариантов технологии, которые позволяют получить заданную структуру и фазовый состав азотированного слоя, обеспечивающие оптимальные характеристики упрочняемых материалов. С другой стороны, актуальной является задача интенсификации процесса азотирования, т.е. достижение высоких скоростей насыщения, особенно при низкотемпературных процессах, без потери механических свойств слоя.

Известно, что для деталей, которые работают в парах трения и испытывают знакопеременные нагрузки, требуется азотированный слой с оптимально-легированной нитридной зоной и развитым диффузионным подслоем (зоной внутреннего азотирования) [1–3]. Для обеспечения высокой твердости и ее сохранения при длительном воздействии температур стали должны содержать достаточное количество легирующих элементов, необходимых для образования устойчивых нитридов. Устойчивые мелкодисперсные нитриды затрудняют диффузию азота в металле и тем самым повышают стабильность слоя. Наиболее рациональным легирующим элементом для сталей, подвергаемых азотированию, является хром, который оказывает существенное влияние на формирование твердости поверхностного слоя и на распределение твердости в азотированном слое в направлении от поверхности к сердцевине. Применение высокохромистых сталей наиболее целесообразно при изготовлении деталей и аппаратуры для работы в агрессивной среде.

Если азотированию подвергают высокоточные детали, исключающие последующую окончательную механическую обработку, важным требованием является сохранение размеров деталей после азотирования. Нитриды железа, образующиеся в процессе азотирования, как на поверхности, так и внутри упрочняемого слоя, вызывают изменение геометрических размеров изделия, что требует его последующего шлифования, а это приводит к ухудшению свойств поверхности. Формирование поверхностного диффузионного слоя в легированных сталях, состоящего только из нитридов легирующих элементов, позволяет за короткий промежуток времени получить заданные свойства без изменения геометрических размеров изделий. Например, образование упрочненного слоя на деталях из хромистых сталей, состоящего из мелкодисперсных нитридов хрома без нитридов железа, может обеспечить сохранение поверхностной

зоны и исключить изменение размеров, а также улучшить служебные характеристики деталей.

Технологические варианты азотирования в контролируемой атмосфере аммиака и воздуха

Для получения азотированного слоя на базе нитридов легирующих элементов исследованы процессы низкотемпературного азотирования в контролируемой атмосфере аммиака и воздуха. Известно [4–6], что кислород способствует интенсификации процесса азотирования, образующаяся в аммиачно-кислородосодержащих атмосферах на поверхности оксидная пленка влияет на формирование упрочненного слоя [7]. Активизирующее действие воздуха в насыщающей атмосфере на процесс азотирования объясняется тем, что первичное окисление сталей кислородом воздуха приводит к формированию на поверхности пористой пленки оксидов, состоящей из смеси Fe_2O_3 и Fe_3O_4, что облегчает как их восстановление водородом, так и диффузию азота в объем металла [8].

Согласно теории гетерогенного катализа [9] проникновение атомов насыщающего элемента в металл происходит не в любой точке поверхности, а в определенных активных центрах, число которых зависит от природы и состояния поверхности. Поскольку на поверхности количество активных центров невелико, азот после адсорбции на центрах проникает в глубь металла и распространяется в радиальном направлении, что приводит к формированию неравномерного "волнистого" слоя. Наличие кислорода приводит к значительному увеличению количества центров и тем самым способствует формированию более равномерного слоя.

Наибольшая эффективность азотирования в атмосфере, содержащей аммиак и воздух, достигается при разделении (сегрегации) этих двух атмосфер, т.е. сначала осуществляется подача воздуха с целью окисления, а затем – азотирование в атмосфере аммиака. При этом нагрев деталей до температуры насыщения проводят в инертной атмосфере с последующей подачей в печь воздуха для образования оксидной пленки и дальнейшей подачей аммиака как носителя активного азота. По существу в этом методе обработка деталей в воздушно-аммиачной среде проходит три стадии. На 1-й стадии изделие нагревают до требуемой температуры в инертной атмосфере в отсутствие активного азота, что не допускает насыщения им поверхности изделия. На 2-м этапе изделие выдерживают при той же температуре в воздушной атмосфере, в результате чего на его поверхности формируется зона из оксидов железа, которая является энергетическим барьером, понижающим кинетическую энергию ионов азота, участвующих в процессе азотирования. На 3-м этапе изделие выдерживают при той же температуре в атмосфере аммиака, что приводит к образованию поверхностной упрочненной зоны на базе твердого раствора азота и нитридов легирующих элементов в стадии предвыделения, которые обеспечивают повышение твердости и износостойкости.

Вариантом такого процесса является циклическое оксиазотирование. В каждом цикле сначала подается кислородосодержащий газ (воздух) в течение времени, необходимого для образования на поверхности оксидной пленки заданной толщины. Затем подача воздуха прекращается, и в оставшееся время подается аммиак, который контактирует с образовавшимся оксидным слоем. Показано, что именно при циклическом оксиазотировании происходит наиболее существенная интенсификация процесса, что выражается в росте скорости насыщения и максимальном повышении твердости азотированного слоя по сравнению с классическим азотированием и с насыщением в смеси аммиака и воздуха (рис. 1).

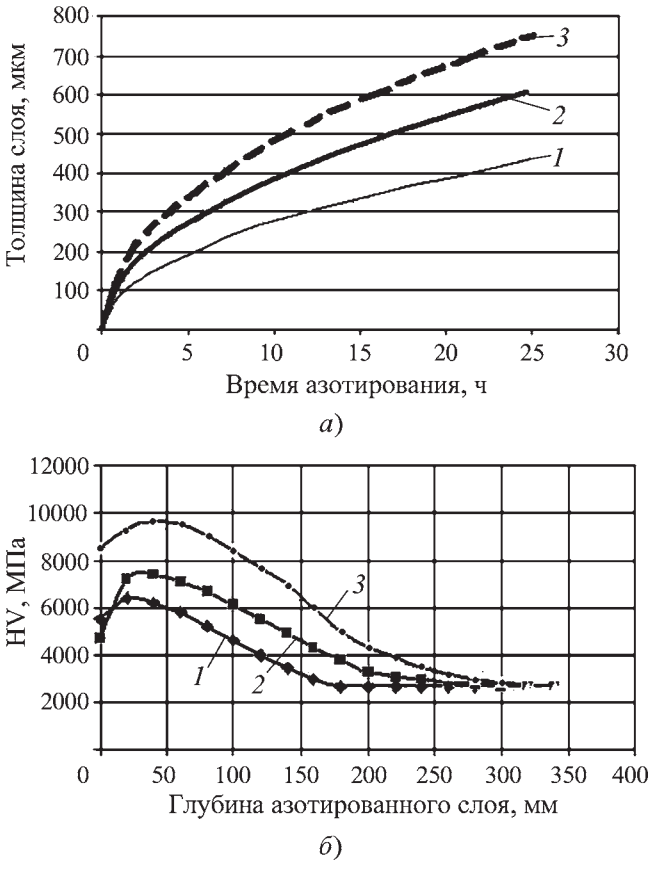


Рис. 1. Кинетика роста (*а*) и твердость (*б*) диффузионных слоев на стали 38Х2МЮА, азотированной при температуре 570 °С в различных средах:
1 – аммиак; *2* – аммиак + воздух; *3* – циклическое оксинитрирование

Закономерности структуры и фазового состава азотированных слоев в легированных сталях после ХТО в разделенных атмосферах воздуха и аммиака

В результате процессов с разделенными воздушно-аммиачными атмосферами комплексное диффузионное покрытие формируется под энергетическим барьером из оксидных пленок. Так как свободная энергия образования нитридов хрома значительно ниже, чем энергия образования нитридов железа [10], то, чтобы исключить выделение нитридов железа, необходимо снизить кинетическую энергию ионов азота, участвующих в процессе азотирования. Этому способствует барьер на пути проникновения ионов азота в металл в виде оксидной пленки, которая формируется при предварительном контролируемом окислении поверхности перед насыщением азотом.

Механизм протекания процесса насыщения азотом под оксидным барьером иллюстрирует схема "металл–оксид–газовая фаза" (рис. 2).

Известно [11], что свободные электроны с большой энергией значительно легче эмитируют из оксидов, чем из металлов. Следовательно, ионизация насыщающего газа (аммиака) над оксидной пленкой будет протекать более интенсивно, и сопровождаться образованием ионов (отрицательных ионов азота и нейтральных молекул водорода и аммиака). Из-за эмиссии ионов из оксидной пленки вокруг изделия создается электрическое поле, ускоряющее движение образовавшихся ионов азота к его поверхности. Если толщина оксидной пленки достаточно мала (наноразмерна), то некоторые из ионов азота проникают через нее к поверхности металла, теряя при этом кинетическую энергию. Таким образом, оксидная пленка, с одной стороны, служит источником потока электронов, ионизирующим газ насыщающей атмосферы, с другой – буферной зоной, поглощающей часть кинетической энергии ионов этой атмосферы.

Толщина оксидной пленки зависит от содержания легирующих элементов в металле. Условием создания буферной зоны является выдержка изделий в атмосфере воздуха при изотермической температуре в течение времени, необходимого для получения пленки заданной толщины. В свою очередь, контроль толщины получаемой буферной зоны позволяет регулировать снижение энергии активации ионов азота до уровня, который требуется для образования диффузионного слоя на базе твердого раствора азота и нитридов легирующих элементов.

Рис. 2. Система "металл–оксид–газовая фаза"

В процессе охлаждения нитриды легирующего элемента (например, хрома) выделяются в виде частиц наноразмерной величины, что приводит к искажению кристаллической решетки и, соответственно, вызывает дисперсионное упрочнение, что наряду с твердорастворным упрочнением азотом является причиной повышения твердости слоя. Толщина дисперсно-упрочненного слоя, состоящего из нитридов легирующих элементов, распределенных в легированном азотом твердом растворе, зависит от времени выдержки изделий в атмосфере аммиака.

Представляет интерес исследование механизма образования барьерной оксидной пленки, так как ее структура и фазовый состав оказывают определяющее влияние на кинетику последующего процесса азотирования.

Образование оксидной пленки на поверхности металла при его взаимодействии с кислородосодержащей атмосферой начинается с диссоциации молекул кислорода на ионы, которые адсорбируются на поверхности стального изделия, затем постепенно диффундируют в глубь металла (рис. 3). Такое проникно-

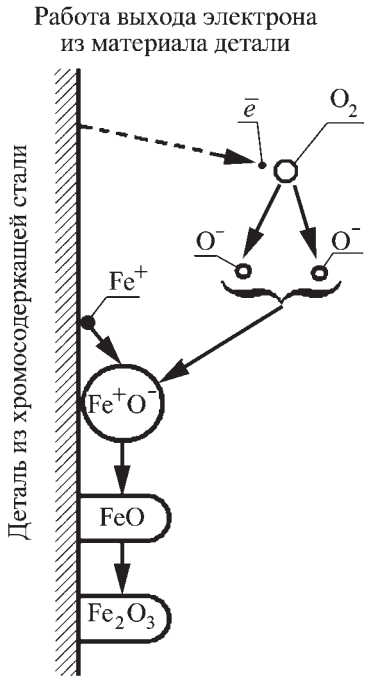


Рис. 3. Схема формирования оксидной пленки на железе

вение происходит путем внедрения атомов кислорода в междоузлия кристаллической решетки металла и диффузии по этим междоузлиям. Вблизи поверхности раздела металл–оксид имеется диффузионный двойной электрический слой, в котором электроны движутся к адсорбированным атомам кислорода быстрее ионов.

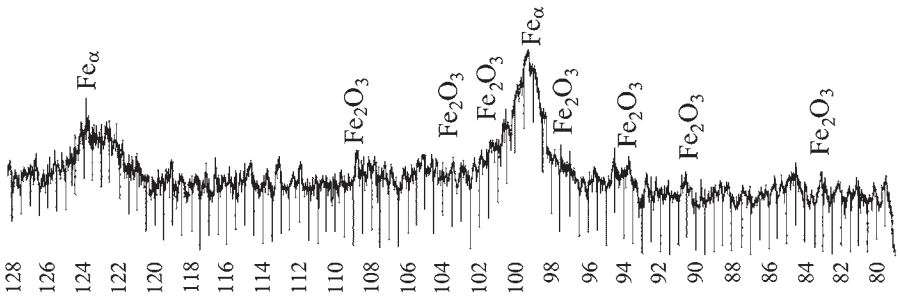


Рис. 4. Дифрактограмма поверхности детали из стали 40Х13 после азотирования в воздушно-аммиачной атмосфере при $t_{аз}$ = 580 °С (ДРОН-3)

В результате диффузии кислорода кристаллическая решетка подвергается определенной деформации, связанной с возникновением внутренних напряжений. На определенной глубине достигается концентрация кислорода, близкая к его стехиометрическому содержанию в оксиде, и в этом слое происходит фазовое превращение, при котором твердый раствор внедрения кислорода в металле преобразуется в оксид с сжатой или растянутой решеткой, в зависимости от соотношения атомного объема металла или молекулярного объема оксида. Таким образом, формируется тонкая наноразмерная пленка оксидов железа. Исходя из классификации нанообъектов, предложенной Г. Глейстером [12], образованные пленки относятся к первой категории наноматериалов, так как они получены на основе процессов диффузионного модифицирования из газовой фазы, при которых происходит диффузия веществ в подложку в результате термического ионообразования. Толщина такой пленки регулируется изменением состава газа.

Считается, что при высоком содержании кислорода в атмосфере на поверхности сталей образуется двухслойная оксидная пленка с резким различием в фазовом составе слоев. Согласно диаграмме, представленной М. Хансеном и К. Андерко [13], в системе Fe–O образуются: Fe_3O_4 – магнетит и гематит – Fe_2O_3 с характерной губчатой структурой. При резком различии в кристаллической структуре этих оксидов адгезия между ними слабая и полученная на поверхности оксидная пленка – рыхлая, что способствует беспрепятственному проникновению азота при последующем азотировании.

Плотный слой оксида образуется тогда, когда молярный объем оксида больше или равен молярному объему металла. Предполагается, что если различие между молярными объемами меньше 15 %, то слой будет иметь параметры решетки металла, а если разница больше 15 %, то параметр решетки слоя будет более близок к параметру соответствующего соединения. Процесс окисления металлов сопровождается изменением кристаллической решетки, но при этом сохраняются ориентационные соотношения между решетками оксида и металла. Поэтому в первую очередь образуется такой оксид, структура которого в наибольшей степени соответствует структуре окисляемого металла. Например, объемно-центрированная решетка α-железа переходит при окислении в простую кубическую решетку закиси железа с минимальными напряжениями.

Согласно предположению Архарова [14], чем меньше параметр решетки шпинели, образующейся при окислении металлов и сплавов, тем плотнее полученная пленка. Таким образом, необходимо учитывать состав, строение и свойства оксидных пленок, представляющих собой самостоятельные фазы.

Так, при оксиазотировании деталей из стали 30ХМВС была получена на поверхности сплошная оксидная пленка, состоящая из оксида железа Fe_2O_3 (рис. 4). Оксидная пленка, находящаяся на границе металл–окислительная среда, имеет поры различного размера. Благодаря наличию пор, металл, находящийся под оксидной пленкой, может вступить в реакцию с окружающей средой. Если диаметр ионов, находящихся в окружающей среде, достаточно мал, то они легко проникают сквозь поры и реагируют с металлом.

На рис. 5 представлена модель оксидной пленки, которая состоит из двух частей: нижний беспористый слой (*4*) является барьером для прохождения азота, верхний слой (*2*) представляет собой стержни с порами. Тенденция к получению пористых наноструктур усиливается при повышении температуры насыщения или увеличении длительности процесса.

Схема процесса азотирования предварительно окисленной поверхности представлена на рис. 6. Оксидная пленка, образованная на поверхности детали, является источником свободных электронов, которые легко эмитируют с поверхности. Высокая энергия эмитирующих электронов повышает интенсивность ионизации насыщающего газа (аммиака). Эмиссия ионов из оксидной пленки позволяет создавать вокруг детали электрическое поле, ускоряющее движение образовавшихся ионов азота к поверхности дета-

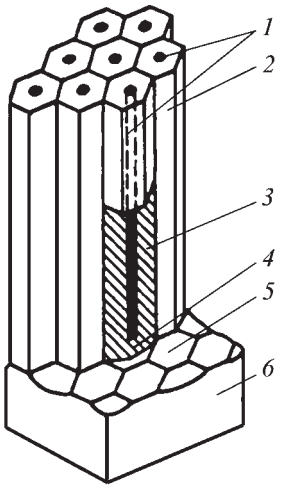


Рис. 5. Схема строения оксидной пленки:
1 – пора; *2* – оксидная ячейка; *3* – стенка оксидной ячейки; *4* – беспористый оксидный слой барьерного типа; *5* – отпечатки оснований оксидных ячеек по поверхности стали; *6* – матрица – сталь

ли изделия. Определенная часть ионов азота проникает через оксидную барьерную пленку к поверхности стали, что приводит к формированию азотированного слоя.

В результате азотирования образуется упрочненный слой, разделенный беспористой наноразмерной оксидной пленкой на две зоны (рис. 7). Под оксидным слоем наблюдается повышенная концентрация хрома, эта зона представляет собой упрочненный слой из мелкодисперсных нитридов легирующих элементов в стадии предвыделения и азота в α-железе.

В микроструктуре стали 30ХМВС наблюдается упрочненная (белая, не поддающаяся травлению) зона

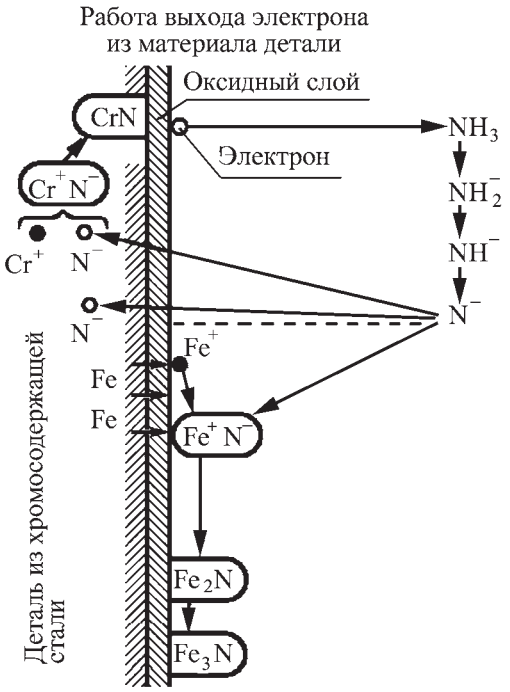


Рис. 6. Схема формирования азотированного слоя при подаче аммиака на сформированную оксидную пленку

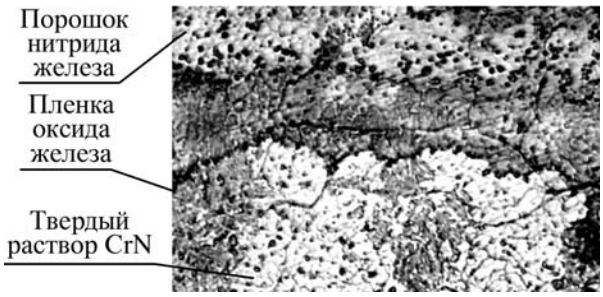


Рис. 7. Микроструктура оксиазотированного слоя стали 40Х13 (×10000)

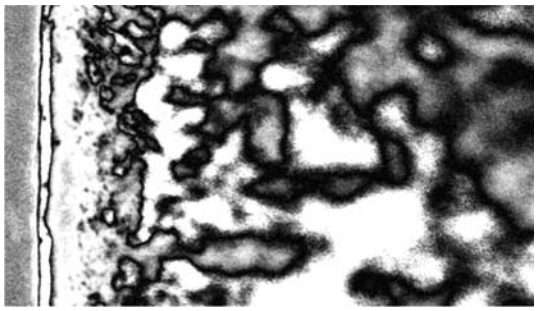


Рис. 8. Микроструктура упрочненной зоны, полученной в результате комплексного диффузионного насыщения в воздушно-аммиачной среде стали 30ХМВС (время насыщения 45 мин, температура насыщения 540 °С) (×1000)

(рис. 8), состоящая из мелкодисперсных нитридов легирующих элементов, о наличии которых можно судить по уширению дифрактограммы Fe_α (рис. 9) и цветовой гамме на электрографии, сделанной по методу Кирлиана (рис. 10).

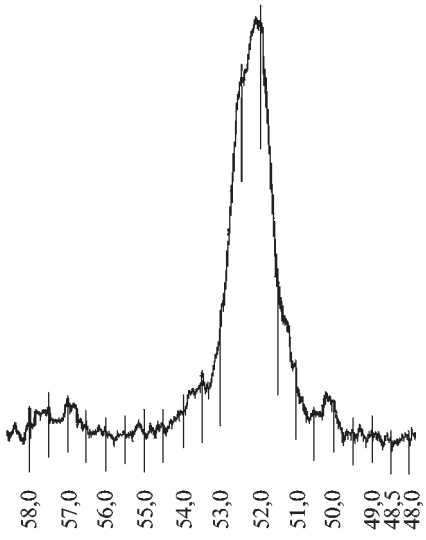


Рис. 9. Дифрактограмма поверхности под оксидным слоем стали 30ХМВС

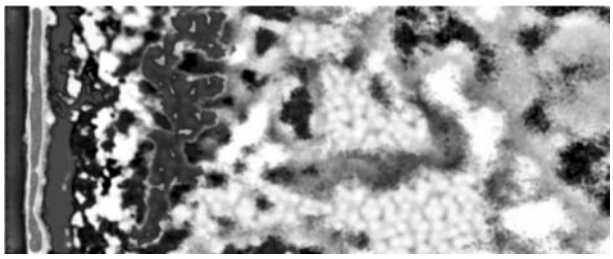


Рис. 10. Электрография упрочненного слоя стали 30ХМВС

Рис. 11. Детали из стали 40Х13 до азотирования (*б*); после азотирования (*а*, *в*, *г*)

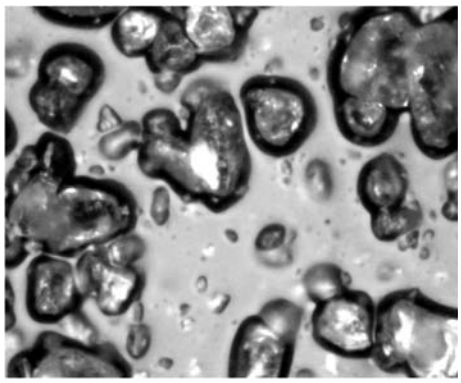


Рис. 12. Нанопорошок нитрида железа

Азотирование стали 40Х13 приводит к образованию на поверхности деталей высокоазотистой ε-фазы. Общий вид изделий после обработки показан на рис. 11.

Образование нитрида на оксидной пленке возможно только при появлении на ее поверхности железа, которое моментально будет вступать в реакцию с азотом, находящимся в атмосфере. Можно предположить, что оксидная пленка работает по принципу мембраны и пропускает через себя элементы с незначительным атомным радиусом. Возможно, часть атомов железа диффундирует наружу через пленку, либо происходит восстановление железа из оксидной пленки:

$$FeO + H_2 \rightarrow H_2O + Fe.$$

Высокоазотистая ε-фаза, образованная на поверхности оксидного слоя, не спекается в сплошную нитридную корку, так как температура плавления нитрида значительно выше рабочей температуры азотирования. Образовавшиеся на поверхности нитриды представляют собой нанопорошок, имеющий низкую прочность связи с поверхностью, средний размер частиц которого составляет в среднем 60 нм (рис. 12), порошок легко удаляется с поверхности.

Таким образом, в результате азотирования упрочненное покрытие имеет многослойную структуру (рис. 13). Слои с дисперсными выделениями нитридов легирующих элементов по геометрической классификации Зигеля [12] относятся к наноструктурным покрытиям.

Показатели упрочнения наноструктурных азотированных слоев

Как видно из рис. 13, упрочненный слой, полученный по предлагаемой технологии, представляет тонкий конгломерат фаз, отличающийся высокой

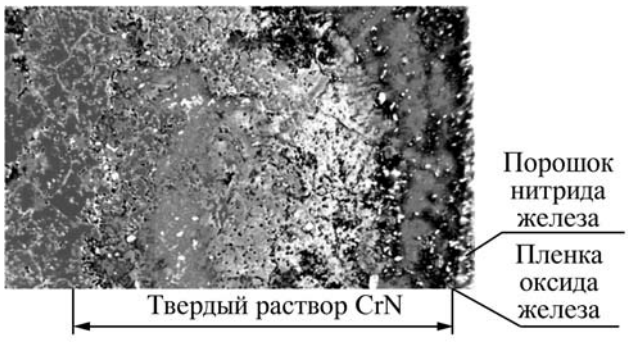


Рис. 13. Микроструктура (×300) упрочненного слоя стали 40Х13, полученного по технологии циклического азотирования в воздушно-аммиачной атмосфере

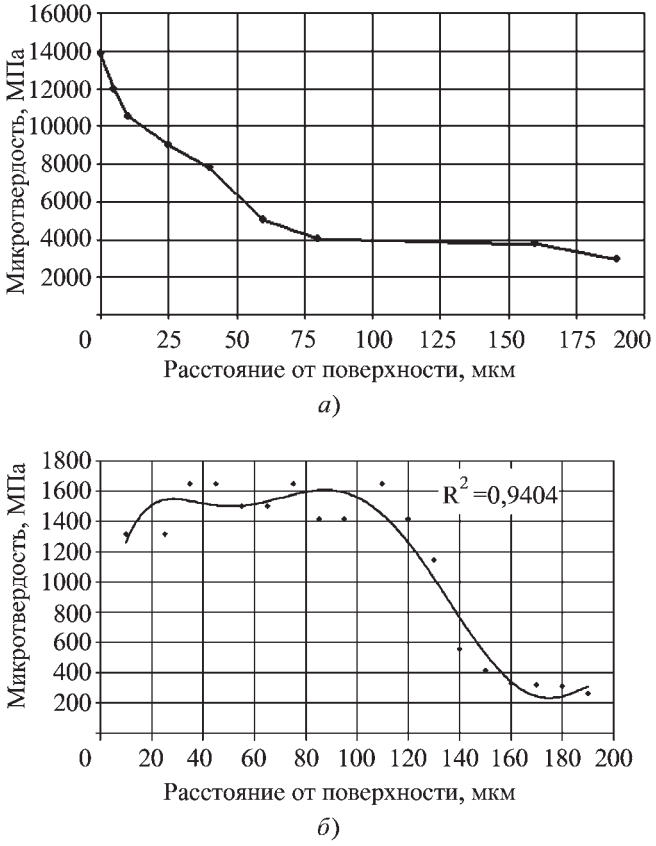


Рис. 14. Распределение микротвердости по толщине образца из сталей 20Х3МВФ ($t_{аз}$ = 540 °С, $\tau_{аз}$ = 45 мин) (*а*) и 40Х13 ($t_{аз}$ = = 580 °С, $\tau_{аз}$ = 4 ч) (*б*) азотированных в разделенных атмосферах аммиака и воздуха

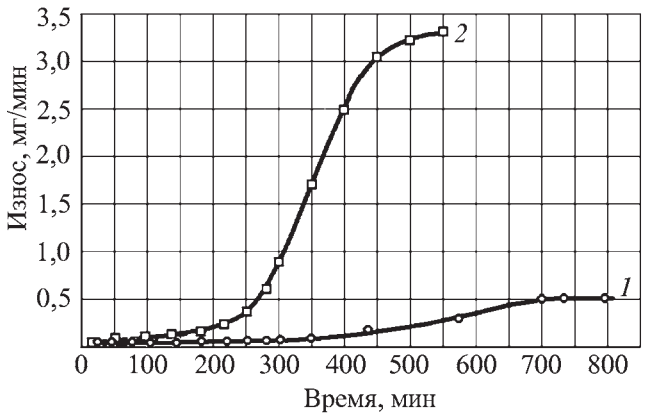


Рис. 15. Изменение величины износа образца из стали 40Х13 при трении скольжения без смазки (нагрузка P = 1 МПа): *1* – общее азотирование; *2* – классическое азотирование

плотностью. Малый размер зерен (10...100 нм) обусловливает большую развитость и протяженность межзеренных границ раздела, которые содержат от 10 до 50 % атомов нанокристаллического вещества. Это, в свою очередь, определяет комплекс явлений, связанных с изменением свойств твердых тел за счет увеличения доли вклада поверхности в общие свойства системы. В результате такие наноструктурные покрытия по свойствам существенно отличаются от обычных поликристаллов, с уменьшением дисперсности наноструктурных выделений значительно повышаются твердость (рис. 14) и износостойкость (рис. 15) слоев, что в итоге увеличивает ресурс работы деталей.

В случае азотированной стали 40Х13 высокое сопротивление износу объясняется образованием на поверхности мелкодисперсного нанопорошка, который является своего рода смазкой при работе деталей на истирание. Испытания азотированных по разработанной технологии деталей приборов из стали 40Х13, предназначенных для работы в агрессивной среде нефтяных и газовых скважин (см. рис. 11), показали увеличение их ресурса работы с 45 мин до 9 ч.

Для стали 30ХМВС в качестве показателя износостойкости и характеристики качества поверхности изделий исследовали изменение коэффициента трения в процессе износа образцов (рис. 16). Незначительные изменения коэффициента трения при изнашивании диффузионного слоя, состоящего из нанодисперсных нитридов хрома, позволяют утверждать, что такой слой обладает достаточно высокой износостойкостью. Малая амплитуда колебаний коэффициента трения указывает на ровную поверхность упрочненного слоя и сохранение первоначальных размеров образцов.

Выводы

Результаты проведенных исследований показали эффективность азотирования в разделенных атмосферах аммиака и воздуха для упрочнения различных сталей. Диапазон технологических возможностей сегрегационного процесса азотирования достаточно ши-

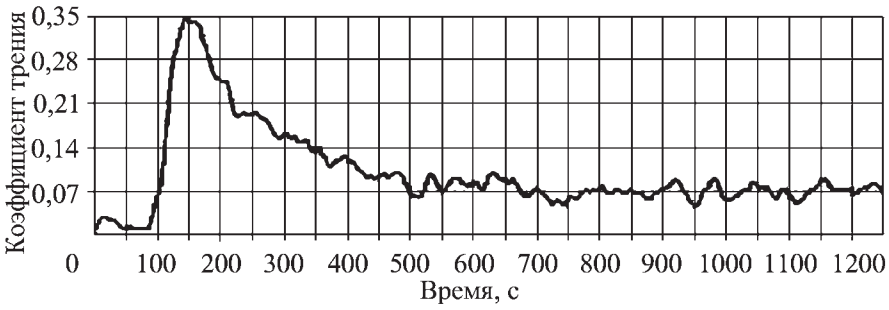


Рис. 16. Изменение коэффициента трения на поверхности упрочненной стали 30ХМВС

рок и позволяет создать на металлах и сплавах разнообразные диффузионные нитридные покрытия с большим набором физико-механических характеристик.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Структура и прочность азотированных сплавов. М.: Металлургия, 1982. 176 с.

2. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Шпис Г.И., Бемер З.** Теория и технология азотирования. М.: Металлургия, 1991. 320 с.

3. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение, 1976. 256 с.

4. **Зинченко В.М.** Азотный потенциал. 3-е Лахтинские встречи. М.: Машиностроение, 2003. 63 с.

5. **Будзыновский Т.** Анализ влияния легирования и параметров процесса на структуру и свойства азотированных слоев сталей с целью оптимизации состава стали и технологии азотирования: автореф. ... дис. д-ра техн. наук. СПб., 2000. 32 с.

6. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д., Александров В.А., Межонов А.Е., Бибиков С.П.** Азотирование конструкционных и коррозионно-стойких сталей в атмосфере аммиака и воздуха // Известия вузов. Машиностроение. 1986. № 4. С. 105–108.

7. **Spies H.J., Bohmer S.** Beitrag zum Kontrolieten Gasnietrieren von Eisenwerkstoffen // stoffen // Harterei – Technische – Mitteilungen, 1984. B. 39. Heft 1. S.1–40.

8. **Файншмидт Е. М.** и др. Парооксидирование в кипящем слое деталей, изготовленных методом порошковой металлургии // Металлы. 1982. № 1.

9. **Моррисон С.** Химическая физика поверхности твердого тела. М.: Мир, 1960. 680 с.

10. **Самсонов Г.В., Виницкий И.М.** Тугоплавкие соединения: Справочник. М.: Металлургия, 1976. 556 с.

11. **Мирдель Г.** Электрофизика (справочник). М.: Гостехиздат, 1978. 612 с.

12. **Лякишев Н.П. Алымов М.И.** Получение и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов. М.: ЭЛИЗ, 2007. 148 с.

13. **Хансен М., Андерко К.** Структуры двойных сплавов / Под. ред. И.И. Новикова, И.Л. Рогельберга. М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1962. 720 с.

14. **Архаров В.И.** Окисление металлов. М.: Металлургиздат. 1945.

Реклама Вашей продукции в нашем журнале – один из способов достижения Вашего успеха!

Журнал "Упрочняющие технологии и покрытия" читают руководители и специалисты предприятий машиностроительного комплекса.

Публикация рекламного объявления в нашем журнале даст Вам возможность:

- ◆ найти партнеров, заинтересованных в современных исследованиях, а также внедрении Ваших идей и разработок в области машиностроения;
- ◆ установить контакты с организациями и фирмами в России и странах ближнего и дальнего зарубежья;
- ◆ наладить обмен информацией.

Наш журнал распространяется только по подписке – это является надежной гарантией того, что Ваше рекламное объявление прочитают именно специалисты, т.е. оно попадет точно в цель.

Обращайтесь в отдел продаж, маркетинга и рекламы
ООО "Издательство Машиностроение":
107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4
Тел.: (499) 269-66-00, 269-52-98 Факс (499) 269-48-97
E-mail: marketing@mashin.ru www.mashin.ru

УДК 621.9.048.7:621.785.53

О.В. Чудина, В.А. Александров, А.А. Брежнев *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Комбинированное поверхностное упрочнение углеродистых сталей лазерным легированием с последующим азотированием

Предложена комбинированная технология поверхностного упрочнения высокоуглеродистых сталей, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием и которая позволяет получать упрочненные слои толщиной до 700 мкм с микротвердостью до 12000 МПа. Установлены технологические параметры лазерной обработки, позволяющие формировать на поверхности углеродистой стали легированные слои с мелкозернистой структурой и дисперсными карбидами.

Ключевые слова: *лазерное легирование, азотирование, углеродистые стали.*

Combined technology of surface hardening of high carbon steels, consisting of laser alloying with subsequent nitriding is proposed. It makes possible to obtain hardened layers with thickness up to 700 microns with a microhardness of up to 12000 MPa. Technological parameters of laser treatment, allowing obtaining on the surface of carbon steel alloy layers with fine-grained structure with dispersed carbides were defined.

Keywords: *laser alloying, nitriding, carbon steel.*

Введение

В настоящее время лазерная обработка используется для повышения прочностных характеристик различных материалов, в том числе и углеродистых сталей. Ее преимуществами являются высокая скорость, точность и качество обработки [1].

Легирование при лазерном нагреве позволяет получать слои толщиной до 300 мкм при импульсном воздействии и до 700...800 мкм при непрерывном. При этом распределение легирующего элемента в зоне лазерного воздействия, как правило, равномерно по всей толщине. Высокие скорости нагрева и охлаждения приводят к образованию неравновесных структур с высокой микротвердостью. Преимуществами лазерного легирования по сравнению с другими способами модифицирования поверхности являются: экономия легирующего элемента, минимальная последующая механическая обработка, экономия трудовых затрат [1]. Недостатком лазерного легирования являются неблагоприятные растягивающие остаточные напряжения на границе между зоной лазерного воздействия и материалом матрицы, приводящие к образованию трещин в процессе эксплуатации [2, 3]. Напряжения можно уменьшить дополнительным нагревом, но при этом снижается твердость упрочненных слоев [3, 4].

Известно, что азотирование углеродистых сталей, практически не повышая твердость, обеспечивает улучшение антифрикционных характеристик при контактных нагрузках [5].

Для повышения прочности, контактной выносливости и сопротивления износу необходимо увеличить поверхностную твердость слоя, что обычно достигается азотированием сталей, легированных нитридообразующими элементами. Легирующие элементы изменяют растворимость азота в α-фазе, растворяются в ε- и γ′-фазе, образуя самостоятельные дисперсные нитриды. При азотировании сплавов железа в γ′- и ε-фазах часть атомов железа замещается легирующими элементами, возникают комплексные нитридные соединения $(Fe,M)_4N$; $(Fe,M)_3N$; $(Fe,M)_2N$. Область гомогенности γ′-фазы расширяется, а легирование ε-фазы повышает ее твердость и сопротивление износу. При этом твердость зоны внутреннего азотирования определяется выделением нитридов легирующих элементов [6].

Из числа металлов переходной группы нитриды образуют только те элементы, у которых предпоследняя электронная *d*-подгруппа менее достроена, чем у железа, причем склонность к образованию нитридов возрастает в следующей последовательности [5, 6]: Ni→Co→Fe→Mn→Cr→Mo→W→Nb→V→Ti→Zr.

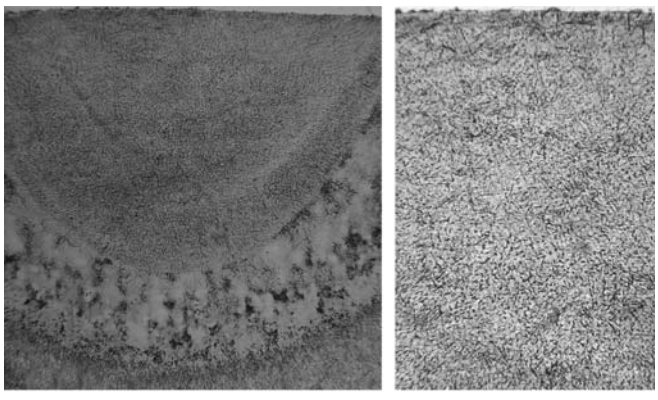
Установлено, что для повышения прочностных характеристик и износостойкости углеродистых сталей целесообразно проводить комбинированную обработку по технологии, состоящей из легирования нитридообразующими элементами при лазерном нагреве и последующего азотирования.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на высокоуглеродистых сталях У8 и У10. Поверхность образцов обезжиривали ацетоном, затем наносили обмазку, состоящую из порошка легирующего элемента (Mo, V, W, Ti, Nb, Cr, Al) и связующего вещества (цапонлак). Обработку опытных образцов осуществляли на газоразрядном CO_2-лазере мощностью 600 Вт в защитной атмосфере аргона при различных скоростях перемещения лазерного луча от 5 до 30 мм/с. Азотирование проводили при температуре 570 °С в течение 6 ч со степенью диссоциации аммиака 30 %. Микроструктуры шлифов исследовали на микроскопе Axiovert 25 CA. Измерения твердости упрочненных слоев проводили по стандартной методике на микротвердомере ПМТ-3.

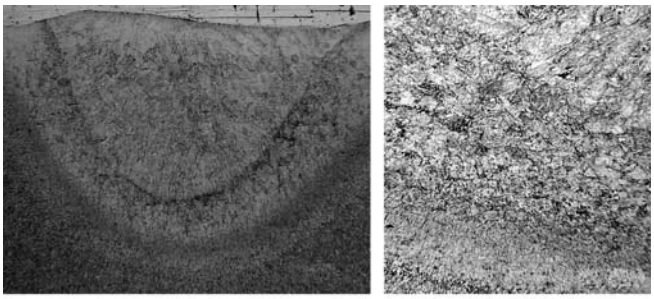
Обсуждение результатов

На формирование легированной зоны на поверхности углеродистой стали под действием непрерывного лазерного излучения оказывают влияние химический состав и количество обмазки, мощность и скорость перемещения лазерного луча. С увеличением скорости движения лазерного луча от 5 до 25 мм/с толщина зоны легирования уменьшается от (700±100) до (350±100) мкм. Разброс значений зависит от теплофизических свойств обмазки.



а) *б*)

Рис. 1. Микроструктура стали У8 после легирования титаном в непрерывном режиме излучения (*P* = 600 Вт, v = 10 мм/с): *а* – (×100); *б* – (×1000)



а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура стали У10 после легирования ванадием в непрерывном режиме излучения (*P* = 600 Вт, v = 15 мм/с): *а* – (×100); *б* – (×1000)

Исследования показали, что скорость перемещения лазерного луча существенно влияет на структурообразование и микротвердость сталей У8 и У10. Так при скоростях перемещения лазерного луча менее 10 мм/с в зоне лазерного легирования образуется однородная мелкозернистая перлитная структура с выделениями дисперсных карбидов с высокой твердостью. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя носит равномерный характер, что косвенно указывает на равномерное распределение легирующего элемента в ванне расплава.

Размер зерна зависит от типа легирующего элемента. При легировании молибденом размер зерна в зоне легирования составляет 1...3 мкм; ванадием и хромом – 2...4 мкм; титаном – 4...5 мкм; алюминием – 5...7 мкм (рис. 1 и 2). Аналогичные результаты получены и при лазерном легировании малоуглеродистых сталей [7]. С увеличением скорости перемещения луча лазера до 30 мм/с средние значения микротвердости по глубине возрастают, а структура представляет собой мелкоигольчатый мартенсит и включения мелкодисперсных карбидов (рис. 1 и 2). Дальнейшее увеличение скорости перемещения луча (выше 30 мм/с) приводит к тому, что вся обмазка расплавляется раньше, чем начинает плавиться образец и происходит лазерная наплавка.

Таким образом, путем варьирования технологических параметров лазерной обработки на поверхности углеродистой стали можно формировать легированные слои толщиной до 700 мкм с благоприятной с точки зрения повышения конструкционной прочности структурой мелкозернистого перлита или мелкоигольчатого мартенсита с выделениями дисперсных карбидов.

При лазерном легировании некоторыми карбидо- и нитридообразующими элементами, например ванадием, со скоростями перемещения лазерного луча более 10 мм/с наблюдается повышение микротвердости

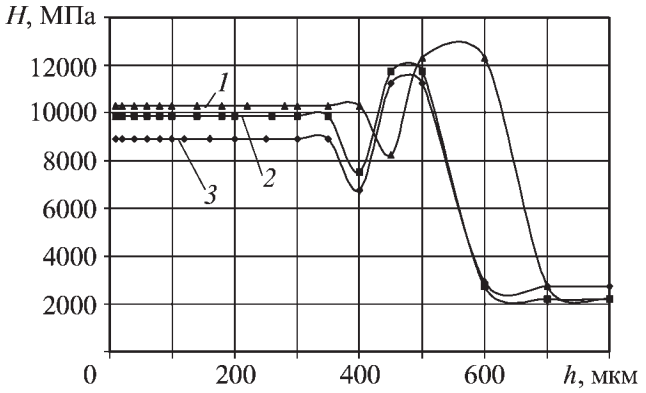


Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У10 после легирования молибденом (*1*), ванадием (*2*) и вольфрамом (*3*) в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт, v = 10 мм/с)

в зоне термического влияния (под зоной переплава) на глубину до 200 мкм. При этом микротвердость в зоне плавления в непосредственной близости к границе с зоной термического влияния в 1,25–2,5 раза меньше, чем в зоне термического влияния.

Характер распределения микротвердости по толщине слоя при легировании вольфрамом, ванадием и молибденом показан на рис. 3. Скачкообразное изменение микротвердости вблизи границы легированной зоны с основой и зоной термического влияния объясняется, во-первых, некоторым снижением содержания легирующих элементов вследствие особенностей массопереноса, возникающих при конвективном перемешивании, а, во-вторых, обезуглероживанием зоны легирования [7]. Такой характер изменения микротвердости на границе зоны переплава с основным материалом указывает на неблагоприятное распределение остаточных напряжений в зоне термического влияния, устранить которое без заметного снижения твердости можно путем низкотемпературного азотирования.

С этой целью после легирования при лазерном нагреве образцы из сталей У8 и У10 подвергали азотированию при температуре 570 °С в течение 6 ч. Микроструктура стали У8, предварительно легированной хромом, представлена на рис. 4. На рис. 4, *а* видно, что азотирование происходило не только по поверхности образца, но и по границе между матрицей и зоной лазерного легирования. Это связано с тем, что азот диффундирует не только вглубь, но и в направлении легированных зон, так как легирующие элементы повышают растворимость азота в феррите; на границе между зоной плавления и матрицей в зоне термического влияния повышается плотность дислокаций, что облегчает диффузию азота. Также четко видна граница диффузионного слоя, под которой наблюда-

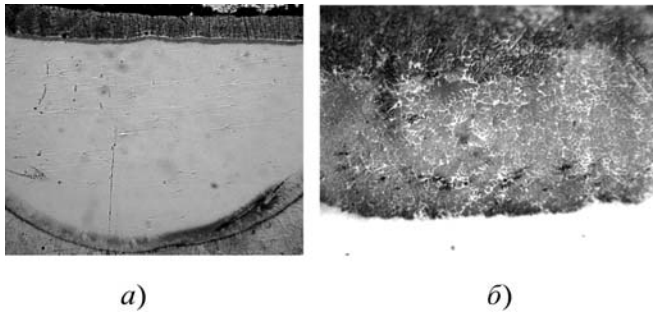


Рис. 4. Микроструктура стали У8 после легирования хромом в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт, v = 10 мм/с) и последующего азотирования (t = 570 °С, T = 6 ч):
а – (×100); *б* – (×1000)

ется непротравленная зона лазерного легирования. Выявить микроструктуру этой зоны не удается даже концентрированной азотной кислотой. Отсутствие травимости указывает на высокую коррозионную стойкость упрочненного слоя, что является следствием повышенной концентрации хрома, находящегося в твердом растворе после лазерного легирования.

На рис. 4, *б* показано строение диффузионного слоя толщиной ≈70 мкм, представляющее собой мелкозернистую структуру с азотистой фазой по границам зерен. Поскольку при нагреве до 570 °С и последующей выдержке при азотировании размер зерна не увеличивается [5], то можно утверждать, что и до азотирования структура зоны лазерного легирования имела такое же мелкое зерно.

Результаты дюрометрических исследований стали У8, легированной хромом, до и после азотирования представлены на рис. 5. Из графика видно, что высокая твердость после азотирования наблюдается толь-

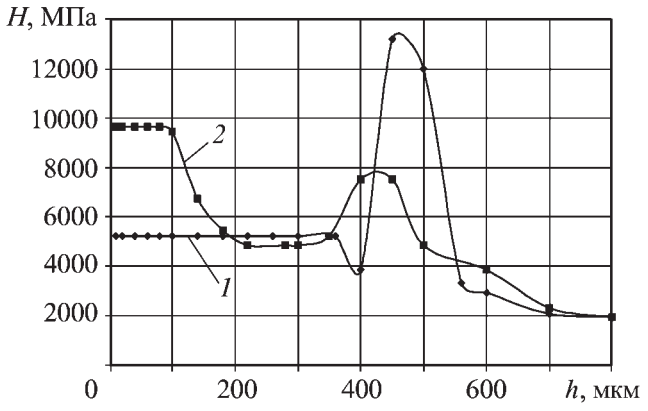


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У8 после легирования хромом в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт, v = 10 мм/с) (*1*) и последующего азотирования (t = 570 °С, T = 6 ч) (*2*)

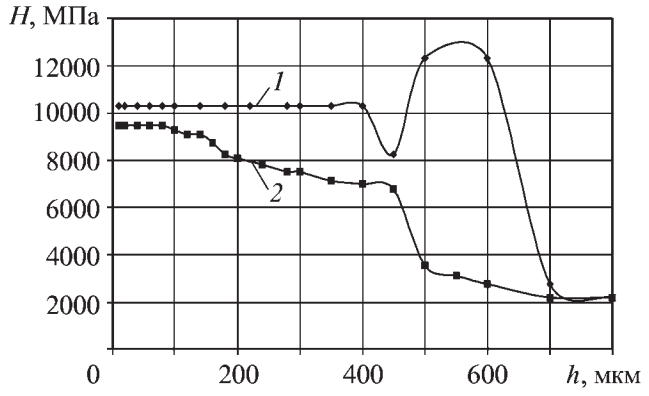


Рис. 6. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У10 после легирования молибденом в непрерывном режиме излучения (*P* = 600 Вт, v = 10 мм/с) (*1*) и последующего азотирования (*t* = 570 °С, *T* = 6 ч) (*2*)

ко там, где прошла диффузия азота. На границе между зоной переплава и зоной термического влияния наблюдается резкое повышение значений микротвердости, что связано с диффузией азота по границе между зоной переплава и зоной термического влияния.

Проведенные исследования показали, что азотирование стали У10, предварительно легированной нитридообразующими элементами, приводит к некоторому снижению микротвердости упрочненного слоя. На рис. 6 представлено распределение микротвердости по толщине образцов после лазерного легирования молибденом и молибденом с последующим азотированием. Из графика видно, что микротвердость в зоне легирования плавно уменьшается вглубь от поверхности. Кроме того, отсутствует скачкообразное повышение микротвердости в зоне термического влияния. Это связано с тем, что выдержка при температуре азотирования 570 °С приводит к распаду мартенсита на феррито-цементитную смесь, так как температура азотирования практически соответствует температуре высокого отпуска. Сходные процессы протекают и при легировании высокоуглеродистых сталей ванадием и вольфрамом (рис. 7, 8). В целом значения микротвердости упрочненного слоя после азотирования несколько снижаются, оставаясь достаточно высокими – на уровне микротвердости закаленной стали. Отсутствие резкого повышения микротвердости на границе между зоной переплава и зоной термического влияния означает также, что диффузии азота по границе между зонами плавления и термического влияния не наблюдается, что также подтверждается металлографическими исследованиями, поскольку вблизи данной границы видимых изменений в структуре нет.

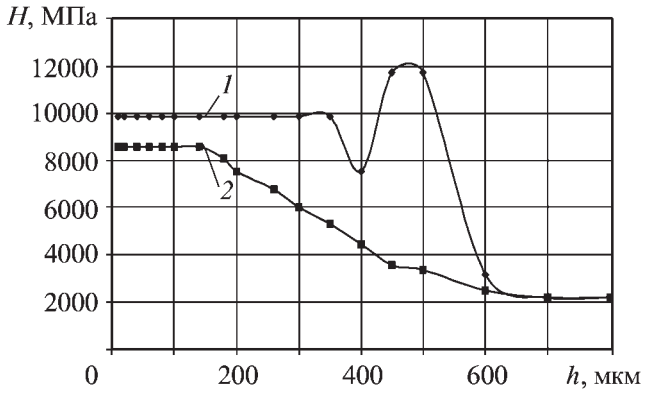


Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У10 после легирования ванадием в непрерывном режиме излучения (*P* = 600 Вт, v = 10 мм/с) (*1*) и последующего азотирования (*t* = 570 °С, *T* = 6 ч) (*2*)

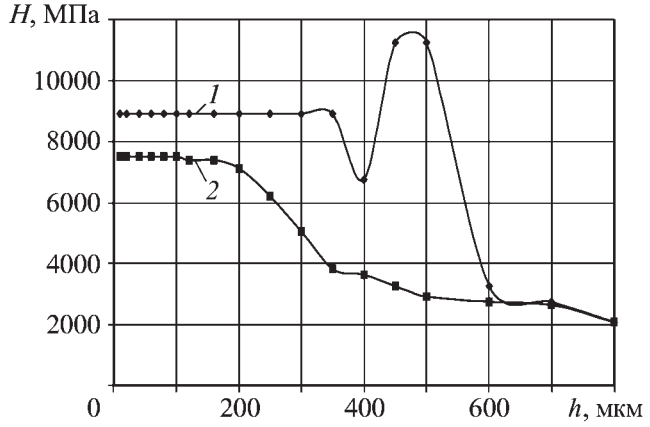


Рис. 8. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У10 после легирования вольфрамом в непрерывном режиме излучения (*P* = 600 Вт, v = 10 мм/с) (*1*) и последующего азотирования (*t* = 570 °С, *T* = 6 ч) (*2*)

Таким образом, комбинированная обработка высокоуглеродистых сталей, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием, позволяет получать высокую твердость на поверхности высокоуглеродистых сталей, а также устраняет неблагоприятные растягивающие остаточные напряжения вблизи границы между зоной лазерного воздействия и материалом матрицы.

Выводы

1. Установлены технологические параметры лазерной обработки, позволяющие формировать на поверхности углеродистой стали легированные слои толщиной до 700 мкм с благоприятной с точки зрения повышения конструкционной прочности структурой мелкозернистого перлита или мелкоигольчатого мартенсита с выделениями дисперсных карбидов.

2. Предложена комбинированная обработка высокоуглеродистых сталей, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием и которая позволяет получать упрочненные слои толщиной до 700 мкм с микротвердостью до 12000 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н.** Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение. 1985. 496 с.

2. **Рентгенографическое** исследование остаточных напряжений, возникающих после импульсной лазерной закалки сталей / В.С. Великих, И.Н. Воронов, В.П. Гончаренко и др. // Физика и химия обработки материалов. 1982. № 6. С. 138–143.

3. **Origin** and development of residual stresses jnduced by laser surface – hardening treatments / A. Solind, Dl.M. Sanctis, L. Paganini, oth. // Heat Treat. 1984. № 3. P. 193–204.

4. **Хаскин В.Ю., Павловский С.Ю., Гаращук В.П., Шелягин В.Д.** Лазерное термоупрочнение комплексно легированных сталей с низким и средним содержанием углерода // Дом Нац. Акад. Наук Украіни. 2000. № 2. С. 102–106.

5. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Внутреннее азотирование металлов и сплавов // Металловедение и термообработка металлов. 1974. № 3. С. 20–28.

6. **Лахтин Ю.М., Коган Я.Д.** Азотирование стали. М.: Машиностроение. 1976. 256 с.

7. **Чудина О.В.** Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева. М.: МАДИ (ГТУ). 2003. 248 с.

УДК [621.794 + 621.78] – 034.14

О.В. Чудина, В.А. Александров, С.И. Барабанов, А.А. Брежнев *(МАДИ (ГТУ))*
E-mail: chudina_56@mail.ru

Формирование диффузионного покрытия на поверхности стали путем лазерного и термодиффузионного легирования

Разработан новый комбинированный метод поверхностного упрочнения стальных деталей, заключающийся в предварительном локальном лазерном легировании и последующем термодиффузионном насыщении поверхности различными легирующими элементами. Приведены результаты исследований микроструктуры и твердости после комбинированной обработки армко-железа и стали 40.

Ключевые слова: *лазерное легирование, термодиффузионное насыщение, легирующие элементы.*

A new combined method of surface hardening of steel parts was designed. This method consists in the preliminary local laser alloying followed by thermal diffusion saturation of the surface by various alloying elements. Microstructure and hardness of iron and structural steel alloyed with different alloying elements were investigated.

Keywords: *laser alloying, thermal diffusion saturation, alloying elements.*

Введение

В настоящее время возрастает потребность в новых технологических процессах поверхностного легирования, которые позволили бы сократить применение дорогостоящих легированных сталей, заменив их более распространенными и дешевыми. Актуальной задачей является разработка простых, доступных, экономичных, экологически безопасных и высокоэффективных технологий поверхностного легирования сталей с целью получения заданных эксплуатационных свойств в конкретных условиях эксплуатации. В связи с этим развитие технологий поверхностного легирования связывается с разработкой комбинированных процессов [1]. В данной статье рассматривается комбинированный технологический процесс поверхностного легирования конструкционных сталей, включающий лазерное и термодиффузионное легирование.

Методика проведения исследований

Легированию подвергали конструкционную среднеуглеродистую сталь 40, в качестве модельного материала применяли армко-железо.

Комбинированное поверхностное легирование сталей включает следующие этапы:

– нанесение обмазки, содержащей легирующий элемент, вещества, необходимые для осуществления транспортных реакций этого элемента к поверхности изделия и органического связующего;

– локальное легирование с использованием импульсного лазерного нагрева отдельных участков поверхности, на которых способом лазерного оплавления из обмазки формируются зародыши твердого раствора замещения легирующих элементов в железе;

– термодиффузионное легирование при температуре 900 и 750 °С в течение 3 ч.

После очистки и обезжиривания на поверхность образца наносили обмазку. Обмазка состояла из твердой и жидкой фазы. В качестве твердой фазы применяли порошки различных легирующих элементов, таких как Cr, Al, Mo, V, Ti. В качестве жидкой фазы применяли органические связующие типа цапонлака или клея БФ-2, которые обеспечивали удержание состава твердой фазы во взвешенном состоянии, быстрое высыхание обмазки на насыщаемой поверхности и получение равномерного слоя. Количество наносимой обмазки зависело от типа и дисперсности порошка легирующего элемента и в среднем составляло 30...50 мг/см^2. Для создания локальных участков с высокой концентрацией легирующего элемента поверхность образцов подвергали облучению на технологическом лазере импульсного действия Квант-16 при энергии импульсов 20 Дж. В результате такой обработки на поверхности получали легированные локальные зоны диаметром 1,5...2,5 мм.

Для осуществления транспортных реакций легирующих элементов к поверхности образцов в процессе термодиффузионного насыщения в обмазку добавляли активизатор хлорид аммония NH_4Cl. Толщина обмазки, содержащей легирующий элемент, 1...3 мм.

Термодиффузионное легирование поверхности образцов из армко-железа и стали 40 проводили при температуре 700 °С в течение 3 ч.

Микроструктуры диффузионных слоев исследовали на световом микроскопе Axiovert 25 CA.

Микротвердость диффузионных слоев измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Результаты исследований и их обсуждение

Термодиффузионное насыщение поверхности сталей металлами из обмазки (металлизация) позволяет сравнительно просто получать многокомпонентные покрытия на рабочих частях деталей.

Основными недостатками известных методов металлизации являются: большая длительность процесса, высокие температуры и небольшая толщина диффузионного слоя в пределах 50...70 мкм, при этом концентрация легирующего элемента резко снижается от поверхности в глубь покрытия [2]. Следует также отметить, что при высоких температурах нагрева скорости химических реакций и диффузии возрастают, при этом растет зерно аустенита, что приводит к снижению механических свойств стали и деформации изделий.

С целью увеличения толщины диффузионного слоя, сокращения длительности и снижения температуры процесса металлизации предлагается проводить комбинированную обработку, заключающуюся в локальном лазерном легировании и последующем термодиффузионном насыщении поверхности легирующим элементом из шликерной обмазки. Такая обработка позволяет не только увеличить толщину диффузионного слоя, но и, в отличие от локального лазерного легирования, получить равномерное распределение свойств по всей поверхности изделия.

В процессе предварительного поверхностного локального легирования при лазерном нагреве образуются легированные участки с высокой концентрацией легирующего элемента, которые на этапе термодиффузионного насыщения в процессе нагрева и выдержки становятся дополнительными источниками легирующих элементов. При этом диффузия легирующего элемента идет как с поверхности, так и из зон лазерного легирования.

Благодаря предварительному лазерному легированию процесс термодиффузионного насыщения можно проводить при более низких температурах и меньшей длительности. Это связано с тем, что диффузия легирующего элемента в подслой идет не только из обмазки с поверхности, но и из зоны лазерного легирования с высокой концентрацией легирующего элемента. В результате образуется диффузионный слой большей толщины и с более мелким зерном. Кроме того, при нагреве устраняется главный недостаток лазерной обработки – снимаются внутренние напряжения, возникшие в зоне термического влияния между зоной расплава и основным металлом [3].

Исследования микроструктуры армко-железа и стали 40, подвергнутых классической металлизации, показали, что формирующийся диффузионный слой равномерный и имеет толщину от 40 мкм для хрома и алюминия, до 60 мкм – для молибдена (рис. 1 и 3).

Исследования диффузионного слоя на армко-железе после лазерного и термодиффузионного насыщения хромом показали, что толщина слоя составляет

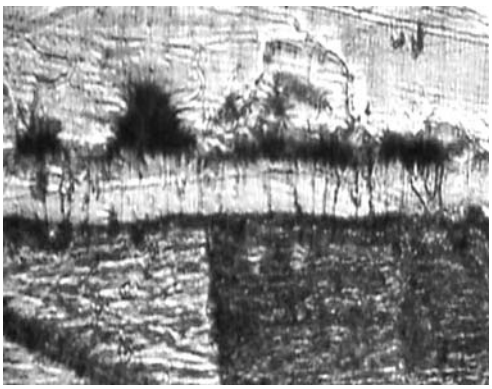


Рис. 1. Микроструктура армко-железа после термодиффузионного легирования хромом при температуре 700 °С в течение 3 ч (×100)

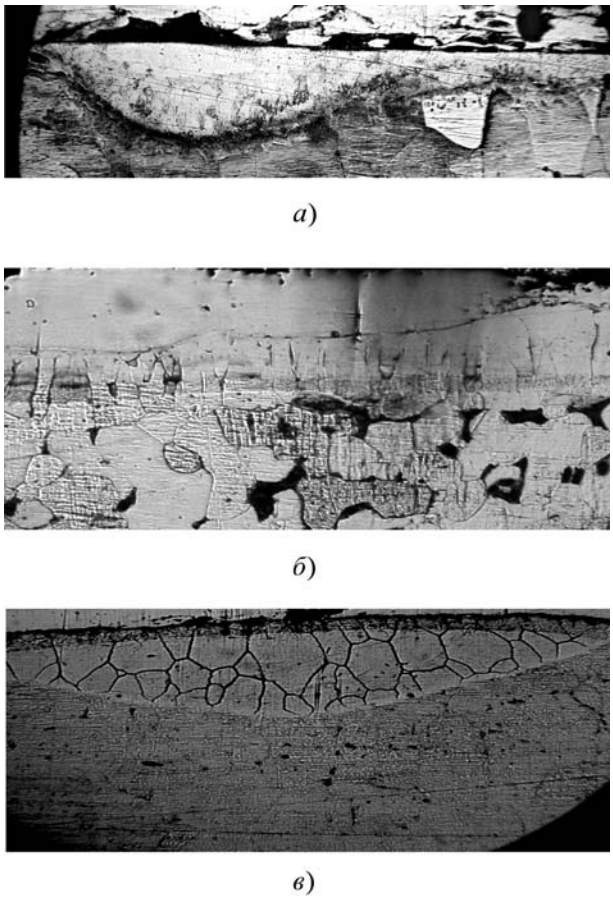


Рис. 2. Микроструктура армко-железа после лазерного и термодиффузионного легирования при температуре 700 °С в течение 3 ч:
а – хромом; *б* – алюминием; *в* – молибденом (×100)

130...150 мкм (рис. 2, *а*), алюминием – 120...140 мкм (рис. 2, *б*), а молибденом – 150...180 мкм (рис. 2, *в*).

Исследования микроструктуры диффузионного слоя на стали 40 после лазерного и термодиффузионного легирования хромом показали, что толщина диффузионного слоя увеличивается до 120...140 мкм (рис. 4).

Анализ результатов проведенных исследований показал, что с увеличением содержания углерода в стали диффузия легирующих элементов при термодиффузионном насыщении замедляется. Установлено, что наличие легирующего элемента в зонах лазерного воздействия позволяет увеличить толщину диффузионного слоя, сократить длительность и уменьшить температуру термодиффузионного насыщения.

Результаты дюрометрических исследований стали 40, легированной хромом, представлены на рис. 5 и 6. Из графиков распределения микротвердости по толщине видно, что твердость диффузионного слоя с предварительным лазерным легированием и без него отличается незначительно и составляет 12000... 13000 МПа. Микротвердость диффузионного слоя значительно выше, чем в сердцевине и сопоставима с

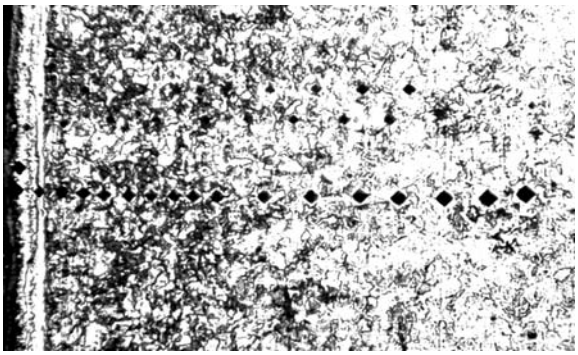


Рис. 3. Микроструктура стали 40 после термодиффузионного легирования хромом при температуре 700 °С в течение 3 ч (×100)

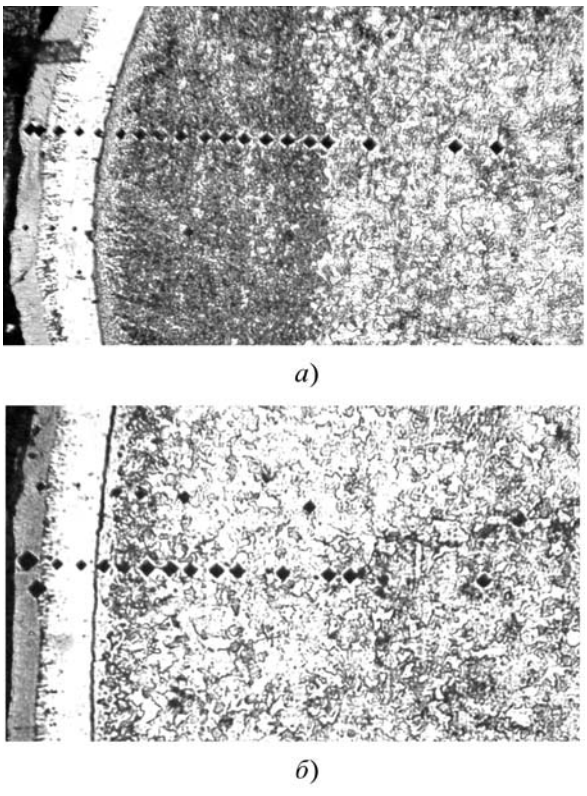


Рис. 4. Микроструктура стали 40 после лазерного и термодиффузионного легирования хромом при температуре 700 °С в течение 3 ч:
а – в зоне лазерного легирования; *б* – вне зоны лазерного легирования (×100)

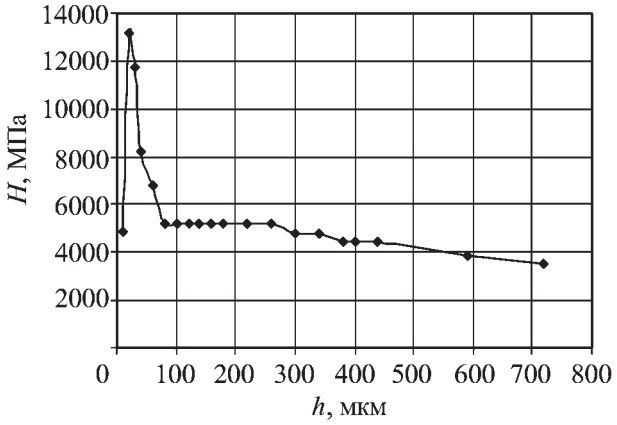


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя стали 40 после термодиффузионного легирования хромом без лазерного легирования

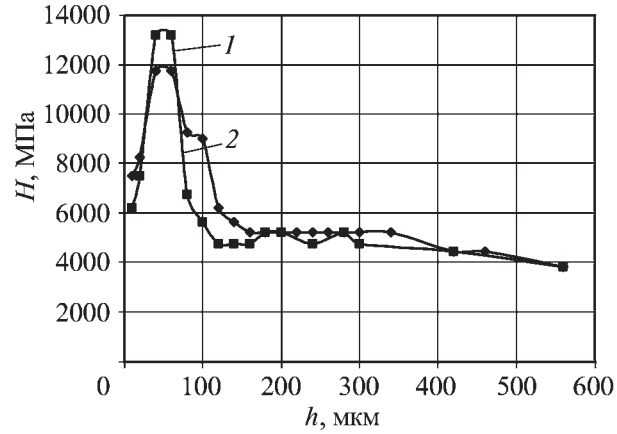


Рис. 6. Распределение микротвердости по толщине диффузионного слоя стали 40 после лазерного и термодиффузионного легирования хромом:
1 – в зоне лазерного легирования; *2* – вне зоны лазерного легирования

твердостью закаленной легированной стали. Однако микротвердость поверхности существенно ниже микротвердости диффузионного слоя. Это объясняется, по-видимому, тем, что на поверхности образуется не твердый раствор хрома в железе, а твердый раствор железа в хроме с объемно-центрированной кубической решеткой с твердостью 5000...7000 МПа [2].

Выводы

1. Разработана новая технология комбинированного поверхностного упрочнения конструкционных сталей, заключающаяся в локальном лазерном и последующем термодиффузионном легировании.

2. Комбинированная технология лазерного и термодиффузионного легирования позволяет увеличить толщину диффузионного слоя в 2–2,5 раза по сравнению с классической металлизацией. Толщина слоя на стали 40 составляет 120...140 мкм, на армко-железе – 120...180 мкм. Увеличение толщины диффузионного слоя достигается за счет диффузии легирующего элемента как с поверхности, так и из зоны лазерного легирования, которая является дополнительным источником легирующего элемента.

3. Благодаря предварительному лазерному легированию процесс термодиффузионного насыщения можно проводить при более низких температурах и меньшей длительности, при этом формируется равномерно упрочненный слой по поверхности, в сердцевине сохраняется мелкозернистая структура и снимаются внутренние напряжения, возникшие после лазерной обработки между зоной расплава и основным металлом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Чудина О.В.** Комбинированные методы поверхностного упрочнения сталей с применением лазерного нагрева: теория и технология. М.: МАДИ (ГТУ), 2003. 248 с.

2. **Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н.** Химико-термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1985. 256 с.

3. **Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н.** Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

УДК 001.4:538.56.08:006.354

Измерения параметров и характеристик лазерного излучения ГОСТ 24453–80

Настоящий стандарт устанавливает применяемые в науке, технике и производстве термины и определения основных понятий и буквенные обозначения величин в области измерений параметров и характеристик лазерного излучения.

Термины и буквенные обозначения величин, установленные настоящим стандартом, обязательны для применения в документации всех видов, научно-технической, учебной и справочной литературе.

Для каждого понятия установлен один стандартизованный термин. Применение терминов-символов стандартизованного термина запрещается. Недопустимые к применению термины-синонимы приведены в стандарте в качестве справочных и обозначены "Ндп".

Для отдельных стандартизованных терминов в качестве справочных приведены их краткие формы, которые разрешается применять в случаях, исключающих возможность их различного толкования. Установленные определения можно, при необходимости, изменять по форме изложения, не допуская нарушения границ понятий.

В случаях, когда существенные признаки понятия содержатся в буквальном значении термина, определение не приведено и соответственно в графе "Определение" поставлен прочерк.

Для отдельных величин установлены два буквенных обозначения. Обозначение, указанное в скобках, является запасным. Настоящий стандарт следует при-

Термин	Буквенное обозначение	Определение
ОСНОВНЫЕ ПАРАМЕТРЫ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ		
Энергетические параметры и характеристики лазерного излучения		
1. **Энергия лазерного излучения** Энергия излучения*	W	–
2. **Энергия импульса лазерного излучения** Энергия импульса излучения**	$W_и$	–
3. **Мощность лазерного излучения** Мощность излучения*	P	–
4. **Плотность мощности лазерного излучения**** Плотность мощности	E	–
5. **Спектральная плотность энергии (мощности) лазерного излучения*** Спектральная плотность энергии (мощности) СПЭ (СПМ)	W_λ, W_ν P_λ, P_ν	–
6. **Средняя мощность лазерного излучения** Средняя мощность	$P_{ср}$	Среднее значение мощности неизменного непрерывного или импульсно-модулированного лазерного излучения за заданный интервал времени

Продолжение табл.

Термин	Буквенное обозначение	Определение
7. **Относительная нестабильность мощности непрерывного лазерного излучения** Относительная нестабильность мощности	s	Относительное среднее квадратическое отклонение мощности непрерывного лазерного излучения от ее среднего значения за определенный интервал времени измерения
8. **Средняя мощность импульса лазерного излучения**** Средняя мощность импульса	$P_{и,\,ср}$	–
9. **Максимальная мощность импульса лазерного излучения**** Максимальная мощность импульса	$P_{и,\,max}$	–
10. **Форма импульса лазерного излучения**** Форма импульса	–	–
11. **Относительная нестабильность максимальной мощности импульсного лазерного излучения** Относительная нестабильность максимальной мощности	$\sigma_{P\text{отн}}$	Отношение среднего квадратического отклонения максимальной мощности серии импульсов лазерного излучения к среднему значению максимальной мощности за определенный интервал времени Примечание. Данные термин и определение следует применять для интервала времени много большего периода следования серии импульсов или времени следования для непериодичной серии импульсов
12. **Относительная нестабильность энергии импульса лазерного излучения** Относительная нестабильность энергии	σ_W	Отношение среднего квадратического отклонения энергии импульса лазерного излучения в серии импульсов к среднему значению энергии за определенный интервал времени
Спектральные параметры и характеристики лазерного излучения		
13. **Длина волны лазерного излучения**	λ	Средняя длина волны спектра лазерного излучения в пределах интервала длин волн линии спонтанного излучения
14. **Частота колебаний**	ν	Средняя частота спектра лазерного излучения в пределах интервала частот линии спонтанного излучения
15. **Ширина огибающей спектра лазерного излучения**	$\delta_{\nu\text{о.с}}$ $\delta_{\lambda\text{о.с}}$	Расстояние между абсциссами точек линии, огибающей спектра лазерного излучения, соответствующих заданному уровню спектральной плотности мощности лазерного излучения
16. **Ширина спектральной линии лазерного излучения** Ширина линии	δ_ν δ_λ	Расстояние между абсциссами точек контура спектральной линии лазерного излучения, соответствующих половине интенсивности линии в максимуме

Продолжение табл.

Термин	Буквенное обозначение	Определение
17. **Степень монохроматичности лазерного излучения** Степень монохроматичности	$\delta_{\lambda/\lambda}$ $\delta_{\nu/\nu}$	Отношение ширины огибающей спектра лазерного излучения к усредненной по спектру частоте или длине волны лазерного излучения в данный момент времени
18. **Относительная нестабильность частоты лазерного излучения** Относительная нестабильность частоты	S_ν	Отношение среднего квадратического отклонения частоты лазерного излучения к среднему значению частоты за определенный интервал времени
19. **Относительная нестабильность длины волны лазерного излучения** Относительная нестабильность длины волны	S_λ	Отношение среднего квадратического отклонения длины волны лазерного излучения к среднему значению длины волны за определенный интервал времени
20. **Воспроизводимость частоты (длины волны) лазерного излучения** Воспроизводимость частоты	σ_ν, σ_λ	Среднее квадратическое отклонение средних значений разностной частоты (длины волны) за определенный интервал времени одного или нескольких лазеров одного типа при многократных включениях и выключениях лазера
Пространственно-временные параметры и характеристики лазерного излучения		
21. **Диаграмма направленности лазерного излучения** Диаграмма направленности	–	Угловое распределение энергии или мощности лазерного излучения
22. **Ось диаграммы направленности лазерного излучения** Ось диаграммы направленности	–	Прямая, проходящая через максимум углового распределения энергии или мощности лазерного излучения
23. **Нестабильность оси диаграммы направленности лазерного излучения** Нестабильность оси диаграммы направленности	γ	Среднее квадратическое отклонение оси диаграммы направленности от ее среднего положения за определенный интервал времени
24. **Дальняя зона лазерного излучения** Дальняя зона	–	Область пространства вдоль оси лазерного пучка, расположенная на таком расстоянии от излучателя лазера, начиная с которого диаграмма направленности лазерного излучения остается постоянной
25. **Диаметр пучка лазерного излучения** Диаметр пучка	d	Диаметр поперечного сечения пучка лазерного излучения, внутри которого проходит заданная доля энергии или мощности лазерного излучения
26. **Сечение пучка лазерного излучения** Сечение пучка	s	Площадь сферической поверхности с радиусом-вектором в дальней зоне и контуром, соответствующим изоэнергетической диаграмме по заданному уровню
27. **Расходимость лазерного излучения** Расходимость	Θ_P Θ_S	Плоский или телесный угол, характеризующий ширину диаграммы направленности лазерного излучения в дальней зоне по заданному уровню углового распределения энергии или мощности лазерного излучения, определяемому по отношению к его максимальному значению

Продолжение табл.

Термин	Буквенное обозначение	Определение
28. **Энергетическая расходимость лазерного излучения** Энергетическая расходимость	$\Theta_{W,P}$ $\Theta_{W,S}$	Плоский или телесный угол, внутри которого распространяется заданная доля энергии или мощности лазерного излучения
29. **Относительное распределение плотности энергии (мощности) лазерного излучения** Относительное распределение плотности энергии (мощности) ОРПЭ (ОРПМ)	–	Распределение плотности энергии (мощности) излучения по сечению лазерного пучка, нормированное относительно максимального значения плотности энергии (мощности)
30. **Частота следования импульсов лазерного излучения** Частота следования	$F_и$	Отношение числа импульсов лазерного излучения к единичному интервалу времени наблюдения
31. **Скважность импульсов лазерного излучения** Скважность	q	Отношение периода следования импульсов лазерного излучения к длительности импульса лазерного излучения
32. **Длительность импульса лазерного излучения**[**] Длительность импульса	$\tau_и$	–
33. **Обобщенная длительность импульса лазерного излучения**[**] Обобщенная длительность импульса	$\tau_{и,об}$	– Примечание. Если длительность импульса лазерного излучения определяется иначе, то следует применять иной термин, например: "энергетическая длительность импульса лазерного излучения" – длительность эквивалентного импульса прямоугольной формы, равного по энергии или максимальной мощности
34. **Длительность фронта импульса лазерного излучения** Длительность фронта импульса	$\tau_ф$	Интервал времени, в течение которого мощность лазерного излучения нарастает в пределах уровней 0,1–0,9 максимального значения
35. **Длительность среза импульса лазерного излучения** Длительность среза импульса	$\tau_с$	Интервал времени, в течение которого мощность лазерного излучения спадает в пределах уровней 0,9–0,1 максимального значения
Параметры когерентности лазерного излучения		
36. **Степень пространственно-временной когерентности**	$\lvert\gamma_{1,2}(\tau)\rvert$	Модуль комплексной степени пространственно-временной когерентности при фиксированных координатах точек в пространстве и времени, равный $\lvert\gamma_{1,2}(\tau)\rvert = \left\lvert \frac{\Gamma_{12}(\tau)}{\sqrt{\Gamma_{11}(0)}\cdot\sqrt{\Gamma_{22}(0)}} \right\rvert$, где $0 \le \lvert\gamma_{12}(\tau)\rvert \le 1$; $\Gamma_{12}(\tau)$ – функция взаимной когерентности; $\Gamma_{11}(0)$, $\Gamma_{22}(0)$ – функция взаимной когерентности для точек пространства с радиусами-векторами r_1 и r_2 соответственно при $\tau = 0$

Окончание табл.

Термин	Буквенное обозначение	Определение
37. **Степень пространственной когерентности***	$\lvert\gamma_{12}(0)\rvert$	– Примечание. Модуль комплексной степени пространственной когерентности для фиксированного момента времени определяется по формуле $\lvert\gamma_{12}(0)\rvert=\left\lvert\frac{\Gamma_{12}(0)}{\sqrt{\Gamma_{11}(0)}\cdot\sqrt{\Gamma_{22}(0)}}\right\rvert$, где $\Gamma_{12}(0)$ – функция пространственной когерентности
38. **Степень временной когерентности***	$\lvert\gamma_{11}(\tau)\rvert$	– Примечание. Модуль комплексной степени временной когерентности для фиксированной точки пространства определяется по формуле $\lvert\gamma_{11}(\tau)\rvert=\left\lvert\frac{\Gamma_{11}(\tau)}{\sqrt{\Gamma_{11}(0)}\cdot\sqrt{\Gamma_{22}(0)}}\right\rvert$, где $\Gamma_{11}(\tau)$ – функция взаимной когерентности для точки пространства с радиусом-вектором r_1
39. **Время когерентности***	τ_c	–
40. **Длина когерентности***	Δ_c	–
41. **Радиус пространственной когерентности**	R_c	Минимальное расстояние между двумя точками лазерного пучка в определенном направлении, для которого степень пространственной когерентности принимает значение, равное 0,5
42. **Пространственно-угловое распределение радиуса пространственной когерентности**	$R_c(r, \Theta)$	Функция, задающая значения радиусов пространственной когерентности для различных полярных углов Θ и пространственных координат r лазерного пучка

менять совместно с ГОСТ 7601–78, ГОСТ 23778–78, ГОСТ 24286–80, ГОСТ 15093–75 и ГОСТ 16263–70.

Термины и определения, отмеченные звездочкой, соответствуют терминам и определениям физической оптики по ГОСТ 7601–78; в необходимых случаях слова "оптическое излучение" заменены словами "лазерное излучение"; здесь стандартизованные определения опущены в вместо них поставлены прочерки.

Термины и определения, отмеченные двумя звездочками, соответствуют терминам и определениям импульсной фотометрии по ГОСТ 24286–80; в них слово "излучение" заменено словами "лазерное излучение"; здесь стандартизованные определения опущены и вместо них поставлены прочерки.

Стандартизованные термины набраны полужирным шрифтом, их краткая форма – светлым, а недопустимые синонимы – курсивом.

Требования к авторам статей журнала «Упрочняющие технологии и покрытия»

Плата с аспирантов за публикацию статей не взимается.

Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц текста, напечатанного на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа через два интервала, 11 – 12 кегль.

В редакцию предоставляются:

распечатанная рукопись (на белой бумаге (формата А4) на одной стороне листа) с подписью всех авторов и обязательно электронная версия – файл с набором текста (шрифт Times New Roman в Microsoft Word и PDF).

Электронная версия может быть выслана по e-mail: utp@mashin.ru.

1. Обязательно предоставлять на русском и английском языках:

- УДК (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации);
- фамилии, имена и отчества авторов;
- название статьи;
- аннотация к статье;
- ключевые слова.

2. Начало статьи должно быть оформлено по следующему образцу:

- ФИО автора (авторов);
- полное название учреждения, в котором выполнялось исследование;
- город;
- страна (для иностранных авторов);
- название статьи.

Ссылку на гранты необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.

3. Статья должна быть обязательно структурирована.

4. Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми. Все латинские буквы набираются курсивом, русские и греческие – прямо.

5. После текста должен идти библиографический список, используемый при написании статьи, который составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется в соответствии с ГОСТ Р 7.0.5–2008 и ГОСТ 7.1–2003.

6. Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

7. Иллюстрации предоставляются в виде отдельных файлов (DOC, TIFF, PDF, JPEG с разрешением 600 dpi). Размер иллюстраций не должен превышать 186 мм.

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Объяснение рисунков и фотографий в тексте и подписи к ним должны соответствовать содержанию рисунков. Данные таблиц и рисунков не должны дублировать текст.

8. Подписи к иллюстрациям следует предоставлять отдельным списком.

9. Обязательно должны быть приложены сведения об авторах:

ФИО, ученая степень и звание (если есть), место работы, должность, адреса и телефоны (домашний и служебный), факс и e-mail.

Все статьи, поступившие в редакцию, проходят рецензирование. Редакция оставляет за собой право сообщать автору о результатах рецензирования без предоставления рецензии.

Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются.

ЛИТЕЙНЫЕ ФОРМОВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. ФОРМОВОЧНЫЕ, СТЕРЖНЕВЫЕ СМЕСИ И ПОКРЫТИЯ: *справочник*

А.Н. Болдин, Н.И. Давыдов, С.С. Жуковский и др.

507 с. : ил. ISBN: 5-217-03329-0 **Цена 385 р.**

Приведены физико-химические свойства и составы исходных формовочных материалов – кварцевых песков, глин и бентонитов, систем связующих, компонентов противопригарных покрытий. Рассмотрены технологические свойства смесей и методы их испытаний. Приведены составы стержневых смесей, критерии их выбора, описаны современные технологические процессы изготовления форм и стержней.

Предназначен для инженерно-технических работников литейного производства, а также для студентов вузов, обучающихся по специальности "Машины и технология литейного производства".

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

❑ ❑ ❑ ❑ ❑

ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ

А.Г. Суслов, В.Ф. Безъязычный, Ю.В. Панфилов и др. Под ред. А.Г. Суслова.

320 с.: ил. ISBN: 978-5-217-03427-7 **Цена 550 р.**

Экономическая целесообразность комплексного обеспечения качества деталей на всех стадиях их жизненного цикла вызвала необходимость аналогичного подхода и к рабочим поверхностям деталей. Здесь впервые комплексно рассмотрено качество поверхностного слоя деталей на всех этапах их жизненного цикла (проектирование, технологическая подготовка производства, контроль, сборка, испытание, диагностика, эксплуатация, ремонт, восстановление и утилизация), в результате чего сформировано учение об инженерии поверхности, занимающее сейчас одно из ведущих мест в технике.

Данная книга является первой попыткой обобщения указанного учения и его применения в практике. В ней даны примеры по инженерии поверхности конкретных изделий.

Для инженерно-технических работников и специалистов промышленных предприятий, преподавателей, аспирантов и студентов технических вузов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

ИНФОРМАЦИОННОЕ СООБЩЕНИЕ

Министерство образования Республики Беларусь, Национальная Академия Наук Беларуси, Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь, Республиканский фонд фундаментальных исследований, Белорусский национальный технический университет, Кузбасский государственный технический университет

п р о в о д я т

II МЕЖДУНАРОДНУЮ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКУЮ КОНФЕРЕНЦИЮ "ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН", посвященную 85-летию со дня рождения академика О.В. Романа, 55-летию кафедры "Порошковая металлургия, сварка и технология материалов" БНТУ, 60-летию Кузбасского государственного технического университета

27 – 28 мая 2010 г. *г. Минск, Республика Беларусь*

НАУЧНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ КОНФЕРЕНЦИИ:

- Композиционные материалы и порошковая металлургия
- Современные тенденции развития методов формирования и трансформации наноструктурного состояния поверхностного слоя и создания нанокомпозиционных машиностроительных материалов
- Новые методы комбинированного упрочнения деталей машин и нанесения многофункциональных покрытий
- Технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами изделий
- Неразрушающий контроль ответственных изделий на основе применения современных физических методов и средств

Адрес оргкомитета конференции:

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, пр. Независимости, 65, БНТУ
Тел. (375 17) 293-95-99; Факс (375 17) 293-93-71; E-mail:conf-bntu@tut.by

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Поджиботов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 01.02.10 г. Подписано в печать 30.03.10 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,35. Заказ 290. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15