ЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



Nº 6 (90) ИЮНЬ

Издается с января 2005 г.

Главный редактор д-р техн. наук Ю.В. ПАНФИЛОВ

Председатель редакционного совета

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

Заместитель главного редактора

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 В.М. БАШКОВ А.И. БЕЛИКОВ С.Н. ГРИГОРЬЕВ B.A. 3EMCKOB С.А. КЛИМЕНКО В.А. ЛАШКО В.А. ЛЕБЕДЕВ В.В. ЛЮБИМОВ Φ.И. ΠΑΗΤΕЛΕΕΗΚΟ 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 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

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮШАЯ ОБРАБОТКА

Петренко К.П. Определение параметров наследственных очагов деформации в процессах резания и поверхностного пластического деформирования 3

Токарев А.М., Зайдес С.А. Влияние поверхностного пластического деформирования на износостойкость скользящих электрических контактов 8

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Веселовский А.А. Определение температурно-временных и прочностных характеристик процесса термодиффузионного насыщения серого и высокопрочного чугунов хромом	12
Дементьев В.Б., Овчаренко П.Г., Лещев А.Ю. Повышение износостойкости деталей машин, работающих в условиях абразивного износа, с применением поверхностного легирования при литье по газифицируемым моделям	15
Петрова Л.Г., Александров В.А., Жаров Г.М. Поверхностное упрочнение сталей методами химико-термической обработки в многокомпонентных средах	18
Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е. Формирование наноструктурированных композиционных покрытий на стальных деталях погружного модуля для каротажа нефтяных скважин методом химико-термической обработки с регулируемой насыщающей атмосферой	22
Чудина О.В., Матюнин В.М., Брежнев А.А. Повышение прочности и износостойкости углеродистых сталей методами лазерного легирования и азотирования	26
Чудина О.В., Александров В.А., Брежнев А.А. Разработка двухстадийной технологии металлизации конструкционных сталей с использованием лазерного и печного нагрева	32
Шестопалова Л.П. Механизм формирования наноструктурированного покрытия на легированных сталях в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере	36
Шестопалова Л.П. Исследование модифицированного слоя легированных сталей после химико-термической обработки в разделенных атмосферах аммиака	

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



Since 2005, January

Editor-in-Chief Dr of Eng. Sci. Yu.V. PANFILOV

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

Editorial Assistants Dr of Phys. Math. Sci. V.Yu. FOMINSKY

Chairman Assistants: Dr of Eng. Sci. V.Yu. BLUMENSTEIN Dr of Eng. Sci. A.V. KIRICHEK Dr of Eng. Sci. O.V. CHUDINA Editorial council:

Yu.P. ANKUDIMOV A.P. BABICHEV V.P. BALKOV V.M. BASHKOV A.I. BELIKOV S.N. GRIGORIEV V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO V.A. LASHKO V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV F.I. PANTELEENKO 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 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

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Petrenko K.P.	Determination of parameters of inherited deformation areas		
in processes of c	cutting and surface plastic deformation	 (3
Tokarev A.M., Za	aides S.A. The influence of surface plastic deformation		
on sliding electric	cal contacts endurance	 8	З

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Dementev V.B., Ovcharenko P.G., Leschev A.Yu.	Increase of durability of machine
parts, working under the conditions of abrasive wear	with the help of surface alloying
during cavityless casting	

> 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



МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

УДК 691.787:621.91

К.П. Петренко "Кузбасский государственный технический университет им. Т.Ф. Горбачева" E-mail: konst.petr@mail.ru

Определение параметров наследственных очагов деформации в процессах резания и поверхностного пластического деформирования

Рассмотрено определение геометрических параметров очагов деформации в процессах резания и поверхностного пластического деформирования с позиций технологического наследования.

Ключевые слова: очаг деформации, технологическое наследование, программа нагружения, поверхностное пластическое деформирование, резание.

Determination of geometric parameters of inherited deformation areas in processes of cutting and surface plastic deformation is considered.

Keywords: deformation area, technological inheritance, loading program, surface plastic deformation, cutting.

Введение

Одним из наиболее эффективных методов поверхностного упрочнения деталей машин является метод *поверхностного пластического деформирования* (ППД), позволяющий создавать деформационное упрочнение металла, приводящее к сжимающим остаточным напряжениям поверхностного слоя, а также благоприятный профиль шероховатости. Это, в свою очередь, способствует повышению сопротивления усталости и долговечности изделий.

Методы ППД достаточно легко встраиваются в структуру технологических процессов изготовления деталей на финишных операциях, формируя окончательные свойства поверхностного слоя. В большинстве случаев ППД предшествуют операции резания, формирующие геометрическую форму и размеры детали.

В условиях все возрастающих требований к качеству и долговечности деталей машин проектирование технологических процессов упрочняющей механической обработки должно проводиться с позиций *mexнологического наследования* (ТН). Это означает учет накопления свойств поверхностного слоя на протяжении всех операций механической обработки и последующей эксплуатации изделия. Эффективным аппаратом, позволяющим учитывать и использовать явление ТН, является механика ТН, разработанная профессором В.Ю. Блюменштейном. В рамках механики ТН внедрение режущего или деформирующего инструмента в процессе обработки сопровождается возникновением локальной области пластического течения — *очага деформации* (ОД). В ОД вдоль линий тока происходит накопление деформации, исчерпание и частичное восстановление запаса пластичности металла, в результате чего формируются определенные свойства поверхностного слоя.

Основными параметрами механического состояния металла поверхностного слоя являются накопленная степень деформации сдвига Л, показатель напряженного состояния П, степень исчерпания запаса пластичности Ψ. В качестве ключевого элемента механики ТН выступает *программа нагружения* (ПН), представляющая собой зависимость накопленной степени деформации сдвига от показателя напряженного состояния. ПН состоит из трех участков квазимонотонной деформации (рис. 1), на каждом из которых накопление деформации и исчерпание запаса пластичности происходит в условиях изменяющегося показателя напряженного состояния.

В ходе исследований установлено, что программа нагружения формируется под воздействием режимов обработки с учетом технологического наследования и определяет характер накопления деформации и формирования свойств поверхностного слоя.

В [1] показано, что форма и геометрические параметры ОД, возникающих в процессах механической обработки, являются необходимыми начальными ус-



Рис. 1. ПН процессов резания и ППД

ловиями для расчета ПН. Восстановление ПН по геометрическим параметрам ОД из-за относительной простоты и низкой трудоемкости представляет большой практический интерес. В связи с этим большое значение приобретает достоверное определение геометрических параметров и характерных точек ОД, которые, в свою очередь, зависят от режимов обработки.

Влияние режимов обработки на формирование ОД при резании

Контур очага деформации при резании описывается положением точек *A*, *G*, *F*, *E*, *D*, *C*, *M*, *N*, *L*, *K* (рис. 2). Координаты этих точек могут быть рассчитаны по традиционно используемым геометрическим параметрам ОД при резании.

В табл. 1 приведены зависимости для определения координат характерных точек в случае, если система координат совпадает с показанной на рис. 2.

Координата х точки А определяется по формуле

$$x_A = \sqrt{(x_G - x_K)^2 - (y_A - y_K)^2} + x_G.$$



Рис. 2. ОД при резании

В результате анализа большого количества литературных источников установлено, что точка G лежит на пересечении прямых, проведенных из точек A и F под углом 45°, на глубине, равной глубине упрочнения h.

Тогда координату *х* точки *G* можно рассчитать по формуле

$$x_G = y_K - y_G + x_K.$$

Координаты точки F определяются как

$$x_F = \frac{-y_G}{(1 - \operatorname{tg} \alpha)};$$

$$y_F = x_F \operatorname{tg} \alpha.$$

Координата у точки L может быть получена по формуле

$$y_L = y_K + R_{\rm BH} (1 - \sin \gamma),$$

где $R_{\rm BH}$ – внеконтактный радиус стружки.

Таблица 1

T	Координаты, мм			Координаты, мм	
Точка	x	У	Точка	x	У
A	(1)	0	С	$-R_{\rm np} { m sin}\Theta$	$R_{\rm np}(1-\cos\Theta)$
G	(2)	-h	М	_	_
F	(3)	(4)	Ν	$-R_{\rm np} + A_q \sin\gamma$	$R_{\rm np} + A_q \cos \gamma$
E	_	_	L	(6)	(5)
D	0	0	K	(7)	а

Координаты характерных точек ОД при резании

Обозначения: R_{np} , Θ , γ , A_q , a – соответственно профильный радиус, угол вдавливания, длина контакта стружки, толщина срезаемого слоя.

	Таблица 2		
Модели влияния режимов резания на значения геометрических параметров ОД			
Параметр	Модель		
Угол скалывания β , °	$\beta = 8,24 \frac{v^{0,094} \gamma^{0,323}}{a^{0,03}}$		
Длина упругого кон- такта стружки с пе- редней поверхностью резца A_q , мм	$A_q = 14,182 \frac{a^{0,71}}{v^{0,163} \gamma^{0,177}}$		
Коэффициент усадки стружки ξ	$\xi = 6,975 \frac{a^{0,009}}{v^{0,122} \gamma^{0,276}}$		
Глубина упрочнения <i>h</i> , мкм	$h = 0,44a - 0,0002\gamma + 0,423 \left(\frac{v}{1000}\right)^{0.67}$		
Угол вдавливания ⊖, °	$const = 40^{\circ}$		

Координата х точки L определяется по формуле

$$x_L = \frac{(y_L - Z)}{\operatorname{tg}(90 - \gamma)},$$

где $Z = \frac{R_{\rm np} (\sin \gamma + \cos \gamma) + a\xi}{\sin \gamma};$

ξ – коэффициент усадки стружки.
 Координата *x* точки *K* может быть рассчитана как

$$x_K = x_L - R_{\rm BH} \cos \gamma$$

Координаты точек E и M определить достаточно сложно. Точка E представляет собой место отрыва металла от режущего инструмента. Вследствие малых размеров задней внеконтактной поверхности она совпадает с точкой F. Точка M определяет размер зоны пластического контакта стружки с передней поверхностью инструмента. При оценке накопления свойств поверхностного слоя при резании указанные зоны и точки не имеют существенного значения.

Анализ и систематизация большого количества данных отечественных и зарубежных исследователей позволили получить математические модели геометрических параметров ОД в зависимости от режимов резания (табл. 2).

Влияние режимов обработки на формирование наследственного ОД при ППД

Форма и размеры ОД, возникающего при ППД, описываются характерными точками A-G (рис. 3). Координаты этих точек могут быть получены по значениям традиционных геометрических параметров ОД.

В табл. 3 приведены зависимости для определения координат характерных точек в случае, если система координат совпадает с показанной на рис. 3.



Рис. 3. ОД при ППД

Проведенный анализ показал, что выражения для определения координат точки B (точки перегиба) в явном виде не существует. В [1] было предложено нахождение координат этой точки из условия равенства нулю второй производной для выражения:

$$y_1 = b_{01} + b_1 \exp\left(-\frac{(x-c_1)^2}{g_1}\right)$$

которое представляет собой аналитическое описание передней внеконтактной поверхности ОД.

Тогда

$$y_1'' = \frac{2b_1}{g_1} e^{\frac{-(x-c_1)^2}{g_1}} \left(\frac{2(x-c_1)^2}{g_1} - 1\right),$$

откуда координаты точки перегиба будут равны

$$x_{B} = \sqrt{\frac{g_{1}}{2}} + c_{1},$$
$$y_{B} = b_{01} + \frac{b_{1}}{\sqrt{e}},$$

где b_1 , c_1 , b_{01} , g_1 — коэффициенты, определяемые по параметрам ОД на основе обобщения экспериментальных данных:

$$b_{1} = 0,006 + 0,76h_{\rm B},$$

$$c_{1} = l,$$

$$g_{1} = 0,03 + \frac{0,127}{\sqrt{h_{\rm B}^{2} + l^{2}}},$$

Таблица З

Координаты характерных точек ОД при ППД

т	Координаты, мм			Координаты, мм	
Гочка	x	У	Гочка	x	у
Α	-L	$h_{ m g}$	Ε	d_1	Δ
В	_	_	F	$d_1 + l_1$	Δ
С	- <i>d</i>	$h_{ m p}$	G	(12)	(12)
D	0	0	G	(12)	(13)

Параметр	Модель				
Горизонтальная проекция передней дуги контакта инструмента с заготовкой <i>d</i> , мм	$d = 0,0675\sqrt{\frac{P^{0.75}R_{\rm np}}{S^{0.01}}}$				
Горизонтальная проекция задней дуги контакта инструмента с заготовкой <i>d</i> ₁ , мм	$d_1 = 0,22 d^{0,9}$				
Высота волны <i>h</i> _в , мм	$h_{\rm B} = 0.96 \left(\frac{d}{R_{\rm np}}\right)^2$				
Действительный натяг $h_{\rm d}$, мм	$h_{\mu} = 0,0054d^{0,855}$				
Длина волны <i>l</i> , мм	l = 3d				
Высота упругопластического восстановления Δ , мм	$\Delta = 0,6h_{\mu}$				

Таблица 4

Модели для определения геометрических параметров ОД
в зависимости от режимов ППД

$b_{01} = h_{\pi}$.

По данным [2] точка *G* лежит на пересечении прямых, проведенных из точек *A* и *F* под углом 45°.

Тогда координаты точки G можно рассчитать по формулам

$$x_G = \frac{x_A + x_F}{2};$$
$$y_G = x_G - y_A + x_A.$$

Таким образом, для расчета координат характерных точек достаточно определить геометрические параметры ОД, которые зависят от режимов ППД. Результаты В.М. Смелянского и В.Ю. Блюменштейна [1–2] показывают, что основными факторами, определяющими закономерности формирования ОД при ППД, являются усилие обкатывания P, подача S и профильный радиус инструмента $R_{\rm np}$. Наличие сильных корреляционных связей между горизонтальной проекцией передней дуги контакта инструмента с заготовкой d и остальными параметрами ОД позволяет восстанавливать ОД по режимам обработки и параметру d (табл. 4).

Модели взаимосвязи геометрических параметров ОД и режимов ППД, приведенные в табл. 4, не учитывают ТН, выражающееся в уменьшении вертикальных и горизонтальных размеров ОД по мере накопления поверхностным слоем деформации. Для учета влияния деформации, накопленной на предыдущих операциях, были проведены экспериментальные исследования формирования наследственных ОД.

Цилиндрические образцы из стали 45 обкатывали с различными режимами (табл. 5) за несколько рабочих ходов до появления следов разрушения поверхностного слоя, возникающие ОД фиксировали путем резкого отвода инструмента от заготовки. По профилограммам ОД определяли их геометрические параметры.

Используя геометрические параметры ОД в качестве начальных условий, с помощью *метода конечных* элементов (МКЭ) рассчитывали компоненты напряженно-деформированного состояния и определяли значение накопленной степени деформации сдвига. При МКЭ-моделировании заготовку, разбитую на конечные элементы, жестко закрепляли по нижней границе, в нее внедряли абсолютно жесткий индентор и смещали на величину подачи. Далее осуществляли расчет компонентов напряженно-деформированного состояния в узлах элементов и затем с помощью спе-

Таблица 5

Условия	проведения	экспериментальных	исследований
---------	------------	-------------------	--------------

	н	Режимы обкатывания					
№ образца	Число рабочих ходов до разрушения	Диаметр ролика D _p , мм	Подача <i>S</i> , мм/об	Частота вращения шпинделя n, об/мин	Профильный радиус ролика <i>R</i> _{пр} , мм	Усилие обкатывания <i>Р</i> , Н	
51			0,07	0.5		2,5	2500
52	3	95			5	2500	
54	2			0,07	630	8,5	2000
56	3	64			64		5
57	2				13,5	2000	

накопленной степени деформации сдвига $\Lambda_{ ext{nob}}$					
Номер образца	$\Lambda_{ ext{nob}}$	<i>d</i> , мм	$\frac{d}{d_{\text{ucx}}}$		
51.2	1,011407	0,620	0,737		
51.3	1,233450	0,539	0,641		
52.2	0,742191	0,967	0,813		
52.3	0,940937	0,858	0,721		
52.4	1,099231	0,786	0,661		
54.2	0,487721	1,259	0,883		
54.3	0,648814	1,151	0,807		
56.2	0,487608	0,867	0,883		
56.3	0,649177	0,793	0,808		
56.4	0,783674	0,738	0,752		
57.2	0,401652	1,627	0,905		
57.3	0,544744	1,506	0,839		
57.4	0,666558	1,414	0,786		
57.5	0,772949	1,341	0,746		
57.6	0,867607	1,279	0,711		

Таблица б

Зависимость изменения параметра *d* от предшествующей накопленной степени деформации сдвига $\Lambda_{\text{пов}}$

В графе "Номер образца" цифра после точки указывает на номер рабочего хода на данном образце. $d_{\text{исх}}$ – это параметр d для ОД, возникающего при обработке неупрочненного материала (на первом рабочем ходе).

циальной программной системы производили перерасчет компонент вдоль линий тока и определяли интегральные параметры механического состояния.

В табл. 6 приведены значения степени деформации сдвига на поверхности после соответствующего рабочего хода $\Lambda_{\text{пов}}$, параметр d ОД и отношение $d/d_{\text{исх}}$, характеризующее уменьшение параметра b вследствие накопления деформации на предшествующих рабочих ходах.

Обработка данных позволила установить зависимость отношения d/d_{uex} от предшествующей накопленной степени деформации сдвига Λ_{nob} (рис. 4). Коэффициент корреляции при этом составил 0,898, дисперсия 0,015, что свидетельствует о достоверности полученной модели.

Таким образом, с учетом данных табл. 6 выражение для оценки горизонтальной проекции передней



Рис. 4. Изменение параметра *d* в зависимости от предварительно накопленной степени деформации сдвига

дуги контакта инструмента с заготовкой с учетом TH имеет вид

$$d = 0.0675 \sqrt{\frac{P^{0.75} R_{\rm np}}{S^{0.01}}} (1.02 - 0.309 \Lambda_{i-1}),$$

где Λ_{i-1} — степень деформации сдвига, накопленная на предшествующих стадиях обработки.

Зная параметр d, можно определить и другие геометрические параметры наследственного ОД по моделям, представленным в табл. 4.

Выводы

Таким образом, полученные модели позволяют восстанавливать профиль и размеры ОД в зависимости от режимов резания и ППД, что дает возможность описать ПН либо непосредственно по профилю ОД, либо на основе анализа картины напряженно-деформированного состояния МКЭ. При этом форма и размеры ОД являются начальными условиями для построения конечно-элементной модели, необходимой для расчета напряженно-деформированного состояния и получения аналитического описания ПН.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Блюменштейн В.Ю., Смелянский В.М. Механика технологического наследования на стадиях обработки и эксплуатации деталей машин. М.: Машиностроение-1, 2007. 400 с.

2. Смелянский В.М. Механика упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2002. 300 с. A.M. Токарев, С.А. Зайдес (Иркутский государственный технический университет) E-mail: tokarev@stu.edu

Влияние поверхностного пластического деформирования на износостойкость скользящих электрических контактов

Рассмотрено влияние поверхностного пластического деформирования и механической обработки на износостойкость скользящих электрических контактов. Представлена диаграмма механического и электроэрозионного износа контактной поверхности в зависимости от вида обработки. **Ключевые слова:** износ, способы обработки поверхности, шероховатость.

Influence of mechanical machining and surface plastic deformation on sliding electrical contacts endurance have considered. The diagram of dependence mechanical and electroerosion wear and tear from machining type have presented. **Keywords:** wear and tear, surface machining type, surface roughness.

Работоспособность технических систем на основе электропривода во многом зависит от качества электрических контактов. Проблема создания электрических контактов, обеспечивающих надежную коммутацию электрических цепей, появилась одновременно с возникновением электротехники. Среди широкого многообразия электрических контактов наименее надежными являются скользящие [1, 2].

Надежность и долговечность скользящих электрических контактов зависят от величины переходного сопротивления и стойкости к механическому и электроэрозионному износу [3, 5, 6]. Примерами скользящих контактов являются токоведущие кольца электрических машин, генераторов электрического тока бензиновых и дизельных электростанций, токоприемников вращающихся механизмов экскаваторов и подъемных машин, тяговых генераторов и электрогенераторных агрегатов тепловозов, генераторов легковых автомобилей и многих других устройств [1, 2].

Качество работы скользящих электрических контактов определяется их переходным сопротивлением, механическим и электроэрозионным износом. Эти параметры в основном определяют их работоспособность [1, 2, 4–6].

В технологии машиностроения для увеличения ресурса деталей машин широко используют *поверхностное пластическое деформирование* (ППД) как простой и эффективный способ отделочно-упрочняющей обработки. Однако влияние этого способа на износостойкость скользящих электрических контактов изучено недостаточно глубоко, чтобы рекомендовать его для практического использования. Поэтому актуальным является исследование механического и электроэрозионного износа скользящих электрических контактов. Для испытания обработанной поверхности контакт-деталей (образцов) на механический и электроэрозионный износ была разработана и изготовлена экспериментальная установка, состоящая из двух частей — механической (рис. 1) и электрической (рис. 2). Механическая часть обеспечивает передачу крутящего момента образцу и механическое изнашивание образцов, а также снижает нагрев образцов во время испытания. Электрическая часть создает усло-





1 – электродвигатель; 2 – испытываемый образец (подвижная контакт-деталь); 3 – вентилятор; 4 – кулисный механизм; 5 – регулируемые неподвижные опоры; 6 – пружины; 7 – неподвижные контакт-детали



Рис. 2. Принципиальная схема электрической части установки для испытаний образцов на износ:

1 – испытываемый образец; 2 – контакт-детали; T – понижающий трансформатор; FU – плавкая вставка; $R_{\rm H}$ – проволочный резистор; SB – выключатель; A – амперметр переменного тока

вия для электроэрозионного износа подвижной контакт-детали (образца).

Особенность работы установки заключается в подаче электрического тока на нагрузку (проволочный резистор) через подвижную 2 и неподвижные 7 контакт-детали. Подвижная контакт-деталь 2 (образец) вращается электродвигателем 1, при этом неподвижные контакт-детали 7 (щетки) прижимаются к ней пружинами 6. Вентилятор 3 охлаждает образец 2 во время испытаний. Электрическая часть (см. рис. 2) состоит из источника питания, нагрузки в виде проволочного резистора и амперметра для контроля силы тока.

Установка работает следующим образом: на вал электродвигателя l с помощью винта и гайки закрепляют испытуемый образец 2 (см. рис. 1). К образцу подводят контакт-детали 7 кулисным механизмом 4. Регулируют силу нажатия подвижных контакт-деталей 7 к образцу 2 перемещением регулируемой неподвижной опоры 5. После включения вентилятора 3, который служит для охлаждения контактной группы 2, 7 и электродвигателя 1, образец 2 начинает вращаться. Далее по цепи (см. рис. 2) через контакт-детали пропускается электрический ток.

Отключение установки производится в обратной последовательности. Таким образом, осуществляются испытания образца 2 на механический и электроэрозионный износ. Механические испытания проводятся по той же схеме, только при этом электрическая цепь отключена выключателем *SB* (см. рис. 2).

Для экспериментальных исследований были использованы образцы из меди М1, обработанные шлифованием, охватывающим и локальным ППД. Обработку образцов производили на следующих режимах: шлифование — частота вращения шпинделя станка 600 мин⁻¹, средняя зернистость шлифовального круга 25 мкм; *охватывающее поверхностное пластическое деформирование* (ОППД) — усилие деформирования 7500 H, относительное обжатие 2,2 %, технологическая смазка — индустриальное масло И-40А; ППД деформирующий инструмент шарик Ø 18 мм, скорость обработки 50 м/мин, подача 0,12 мм/об, натяг 0,15 мм, число проходов 1.

Перед шлифованием цилиндрическая поверхность образцов была обработана точением. Шлифование выполняли на токарном станке шлифовальным кругом зернистостью 25 мкм (материал круга – электрокорунд нормальный на керамической связке) без использования смазывающе-охлаждающей жидкости.

Для ОППД использовали матрицу из стали ШХ15 с диаметром рабочего канала 14,8 мм, пресс с максимальным рабочим усилием 150 кН и специально изготовленный толкатель. Обкатывание меди шаром проводили без смазки. Перед обкаткой поверхность образцов была обработана резанием Ra = 0,9 мкм.

После отделочно-упрочняющей обработки измеряли параметры шероховатости образцов на профилографе-профилометре мод. 170311 ("Калибр") в трех плоскостях, расположенных равномерно по окружности. Результаты измерений параметра шероховатости *Ra* приведены в таблице.

Испытания образцов на износ осуществляли в следующей последовательности. Вначале образцы взвешивали на электронных лабораторных весах AND GR-120 с точностью до 0,0001 г. После этого проводили испытания на механический износ (без прохождения электрического тока через образец и контакт-детали). После испытаний образцы вновь взвешивали. Далее эти же образцы переворачивали и испытывали при воздействии электрического тока (учитывалось влияние электроэрозии). После испытания образцы снова взвешивали. Износ контактной поверхности образцов рассчитывали по формуле

$$I = \frac{m_1 - m_2}{m_1} \times 100 \% ,$$

где *m*₁, *m*₂ — массы образцов соответственно до и после испытаний.

Влияние способа обработки контактной поверхности на износ образцов

	Износ, %, от				
Способ обработки	механический и электроэрозионный	механический	электроэрози- онный	<i>Ra</i> , мкм	
Шлифование	0,2567	0,2028	0,0539	0,48	
ОППД с приме- нением техноло- гической смазки (масла)	0,2096	0,0865	0,1231	0,38	
ппд	0,1674	0,1274	0,04	0,35	

В результате испытаний определили величину механического износа, а также механического и электроэрозионного. Электроэрозионный износ определяли как разность этих двух износов. Результаты расчетов представлены в таблице. По результатам опытов построена диаграмма механического и электрического износа испытуемых образцов (рис. 3).

Из диаграммы видно, что на электроэрозионный и механический износ влияет вид обработки контактной поверхности, при этом электроэрозионный износ составляет 15...55 % от общего износа образцов. Оценивая износостойкость контактных поверхно-



Рис. 3. Диаграмма износа скользящих электрических контактов:

— механический износ; — механический и электроэрозионный износ Таблица

стей, установлено, что наименьший механический износ дает ОППД. Однако при действии электроэрозионного износа ППД уступает локальному (см. рис. 3).

Поверхности контактов, обработанные шлифованием, изнашиваются почти в 2 раза больше, чем при ППД. Обработка ППД показала лучшие результаты. Так, механический износ этих образцов ниже на 30 % в сравнении с образцами, обработанными шлифованием, а электроэрозионный износ на 15 % ниже, чем у образцов, обработанных ОППД. Общий износ образцов, обработанных ППД, на 30 % ниже в сравнении с

шлифованными и на 20 % ниже в сравнении с обработанными ОППД.

Для повышения качества работы скользящих электрических контактов (контактных колец электрических машин), которое характеризуется механической, электрической износостойкостью и постоянством величины переходного сопротивления, предлагается использовать ППД (обкатывание шариком). Этот способ обработки поверхности позволяет с небольшими материальными затратами получить наибольшую износостойкость контактной поверхности.

При обработке не требуется применения смазывающе-охлаждающей жидкости, что исключает образование различных органических пленок и обеспечивает высокое качество поверхности. Направление движения инструмента при обработке совпадает с направлением движения при работе контактов (контактных колец электрических машин). Это позволяет рекомендовать ППД для обработки контактных поверхностей коллекторов и токоведущих колец.

Выводы

1. Электроэрозионный износ, так же как и механический, зависит от способа обработки контактной поверхности и составляет 15...55 % от общей величины износа контактов.

2. Для повышения механической и электрической износостойкости скользящих электрических контактов предлагается использовать ППД как отделочно-упрочняющую обработку, способную снизить механический и электрический износ. 3. Механический износ при обработке скользящих контактов ППД в сравнении с обработкой шлифованием ниже на 30 %, а электроэрозионный — на 15 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кончиц В.В., Мешков В.В., Мышкин Н.К. Триботехника электрических контактов. Минск: Наука и техника, 1986. 256 с.

2. Кацман М.М. Справочник по электрическим машинам. М.: Академия, 2005. 480 с.

3. Пятин Ю.М., Чернявская А.М. и др. Материалы в приборостроении и автоматике: справочник. М.: Машиностроение, 1982. 528 с. 4. **Куранов В.Г.** Фрикционная непроводимость слаботочных контактов. Саратов: Саратовский государственный технический университет, 1996. 60 с.

5. Зайдес С.А., Токарев А.М. Влияние поверхностного пластического деформирования на стабильность переходного сопротивления скользящих электрических контактов // Вестник Иркутского регионального отделения Академии наук высшей школы. 2009. № 2 (15). С. 153–158.

6. Токарев А.М. Влияние способов обработки скользящих электрических контактов на стабильность переходного сопротивления // Упрочняющие технологии и покрытия. 2009. № 10 (58). С. 45–49.





ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.793:539.374:669.056.9(043.5)

А.А. Веселовский (МИСиС, Новотроицкий филиал) E-mail: a_a_ves@mail.ru

Определение температурно-временны́х и прочностных характеристик процесса термодиффузионного насыщения серого и высокопрочного чугунов хромом

Определены режимы термодиффузионного хромирования серого и высокопрочного чугунов из порошковой смеси. Исследованы микротвердость, приращение размеров и критическая толщина покрытия, способная выдерживать заданный уровень нагрузки.

Ключевые слова: хромовые покрытия, критическая толщина покрытия.

Defined modes of the plasma chrome metallization of grey and high-duty cast iron of powder mixture, microhardness, the increment size, and the critical thickness of the coating can withstand a specified level of load. **Keyword:** chromium coatings, critical thickness of the coating.

Введение

Современные методы хромирования изделий предполагают применение высокопрогрессивных и высокопроизводительных технологий, основанных на использовании лазерного и плазменного оборудования, методов газопламенного насыщения, ионной имплантации и т.д. Все эти методы характеризуются высокой производительностью и оправдывают себя при достаточном уровне поточности производства, так как имеют высокую стоимость основного оборудования и расходных материалов для восстановления и упрочнения.

В единичных условиях производства для получения покрытий распространен метод насыщения из порошков в контейнерах с плавким затвором. Этот метод достаточно прост, универсален и незаменим в условиях ремонтного производства. Поэтому исследования в этом направлении остаются актуальными.

Цель работы — установление рациональных параметров термодиффузионного хромирования серых и высокопрочных чугунов из порошковой среды контактным способом в помощь написания технологических инструкций для предприятий, в состав которых входят участки ремонта оборудования.

Методика проведения исследований

Для процессов термодиффузионного хромирования в качестве упрочняемых материалов были выбраны образцы из серого СЧ20 и высокопрочного чугунов BЧ60 как наиболее распространенные в машиностроении, а в качестве насыщающей среды использовали порошковую среду, содержащую феррохром Φ X900, активатор NH₄Cl и инертный наполнитель оксид алюминия.

Содержание ФХ900 в шихте составляло 60...65 %, активатора – 4...5 %, остальное – инертный наполнитель [1].

Температуру насыщения варьировали в интервале 840...1020 °С, время насыщения — 2...12 ч. Верхний предел температуры являлся максимальным, при котором образцы из серого и высокопрочного чугунов сохраняли свои форму и размеры.

Упрочнение осуществляли в контейнерах с плавким затвором. Полученные образцы подвергали металлографическим исследованиям.

Определение критической толщины покрытия производили вдавливанием алмазной пирамиды в покрытие различной толщины при различных нагрузках. Для этих целей использовали микротвердомер ПМТ-3.

За критическую толщину принимали минимальный термодиффузионный слой, при котором не происходило растрескивание покрытия вокруг получающегося отпечатка [2].

Результаты исследований

В ходе исследований были получены графические зависимости толщины покрытия от времени упрочнения (рис. 1) и температуры процесса (рис. 2).



Рис. 1. Влияние времени упрочнения на толщину хромированного слоя (T = 1020 °C) для высокопрочного (*a*) и серого (*б*) чугунов







Рис. 3. Приращение линейных размеров при хромировании ($\tau = 10$ ч) для серого (1) и высокопрочного (2) чугунов

Анализ рис. 1 показывает, что стабилизация толщины достигается после 10...12 ч хромирования как для серого, так и для высокопрочного чугунов. Дальнейшее увеличение длительности насыщения не целесообразно, так как не повышает в значимых пределах толщину слоя, а только способствует значительному удорожанию обработанных таким образом деталей.

Поэтому оптимальными значениями продолжительности и температуры следует считать время 10...12 ч и температуру 1000...1020 °С.

Для определения допустимых предельных отклонений размеров чугунных деталей при хромировании было исследовано увеличение габаритных размеров в зависимости от времени упрочнения (рис. 3).

Исследования микротвердости сформированного хромового покрытия на сером и высокопрочном чугунах проводили непосредственно после хромирования и последующей закалки в масло с температуры 900...930 °C.

Нагрев образцов осуществляли в солевой ванне (NaCl+KCl). Результаты представлены на рис. 4.

Микротвердость поверхностного слоя практически не изменяется после закалки как для серого, так и для высокопрочного чугунов. Однако твердость основы и прилегающей к покрытию зоны становится значительно выше и достигает 50...55 HRC, что соответствует бейнитной структуре.

Такая прочная лежащая под покрытием зона будет лимитировать работоспособность хромового покрытия с позиции продавливания последнего под действием нагрузок, превышающих номинальную, или в случае попадания в зацепление твердых недробимых частиц.

Результаты исследования критической толщины хромового покрытия на высокопрочном чугуне ВЧ60



Рис. 4. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя ($\tau = 10$ ч) для чугунов: *a* – серого; δ – высокопрочного; *l* – после хромирования; *2* – после хромирования и закалки



Рис. 5. Кривая распределения (6) критической толщины покрытия на высокопрочном чугуне ВЧ60 после хромирования при нагрузке на индентор, Н:

1 - 0,49; 2 - 0,98; 3 - 1,47; 4 - 1,96; 5 - 2,45

после 10 ч упрочнения, полученные от вдавливания алмазной пирамиды при разных нагрузках, представлены на рис. 5. Кривая 6 определяет критическую толщину хромового покрытия при различных нагрузках на индентор.

Данная кривая была определена в результате математической обработки экспериментальных данных регрессионным анализом при доверительной вероятности 0,95. Уравнение регрессии для данной кривой имеет следующий вид:

$$h_{\rm KD} = 22,03 - 21,223 \, {\rm e}^{-0,068 \, d_{\rm OTH}}$$

где $h_{\rm kp}$ — критическая толщина хромового покрытия, мкм;

*d*_{отп} – диагональ отпечатка алмазной пирамиды в хромовом покрытии, мкм.

Результаты, полученные при определении критической толщины хромового покрытия на сером чугуне СЧ20, незначительно отличаются от результатов испытаний высокопрочных чугунов и для оценки критической толщины хромового покрытия, в этом случае можно пользоваться вышеприведенной формулой.

Выводы

1. Величина приращений линейных размеров упрочняемых деталей практически совпадает с толщиной покрытия вследствие опережающей встречной диффузии углерода из глубинных слоев к диффузионному фронту. При этом хром, связываясь в карбиды, лишается диффузионной подвижности.

2. Максимальная скорость формирования покрытия соответствует температуре 1000...1020 °С, а максимальная толщина образующегося покрытия — времени насыщения 10...12 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ильин В.К.** Восстановление и упрочнение деталей машин методами диффузионной металлизации. Казань, 2003. 140 с.

2. Гусейнов А.Г. Повышение работоспособности деталей машин и аппаратуры путем восстановления и упрочнения диффузионной металлизацией: дис. ... д-ра техн. наук. М., 2002. 256 с.



В.Б. Дементьев, П.Г. Овчаренко, А.Ю. Лещев (Институт механики, Уральское отделение РАН, г. Ижевск) E-mail: ipm@udman.ru

Повышение износостойкости деталей машин, работающих в условиях абразивного износа, с применением поверхностного легирования при литье по газифицируемым моделям

Рассмотрен способ повышения износостойкости рабочих колес кавитационной кормозаготовительной установки, подвергающихся интенсивному абразивному износу. Изучено влияние карбида бора в качестве легирующего соединения на фазовый состав и твердость поверхностных слоев отливок рабочих колес из низкоуглеродистой стали.

Ключевые слова: легирование, карбид бора, литье по газифицируемым моделям.

The method of durability increase of cavity of food-storage mount wheels, undergoing intensive abrasive wear, was described. Influence of borium as an alloying constituent for stucture and hardness of surface layers of food-storage mount operational wheels castings, made from low-carbon steel, is examined. *Keywords:* alloying, borium, cavityless casting.

Введение

Одной из актуальных задач в современных условиях развития конкурентоспособного производства деталей машин является увеличение их ресурса, что влечет за собой подбор оптимальных материалов и способов изготовления. Особенно остро вопросы улучшения эксплуатационных свойств проявляются в деталях и узлах, работающих в жестких условиях, например при кавитационном и абразивном износе, возникающем на лопатках рабочих колес в процессе работы установок для приготовления жидких гомогенизированных кормов.

В основном для изготовления износостойких деталей методами литья (в том числе ротора и статора кормозаготовительных установок) применяют износостойкие высокохромистые чугуны типа ЧХ18, ЧХ22 и т.п. Данный тип чугунов обладает повышенной твердостью (56...58 HRC) и стойкостью к абразивному износу [1], однако увеличение твердости неизбежно приводит к потере пластичности.

Данная работа посвящена изучению возможности получения литых заготовок рабочих колес кормозаготовительных установок с износостойкими поверхностями рабочих зубьев с применением технологии литья по газифицируемым моделям. В работе использован способ поверхностного легирования карбидом бора требуемых участков отливок для увеличения их твердости и износостойкости без снижения пластичности основного металла [2].

Описание способа поверхностного легирования. Литье по газифицируемым моделям является одним из новейших способов получения отливок наряду с такими процессами, как вакуумнопленочная формовка, непрерывное литье, литье под низким давлением и др. Технологический процесс формирования изделий в данном способе заключается в изготовлении модели из пенополистирола, приклеивании литниковой системы, окрашивании модельных блоков газопроницаемым антипригарным покрытием с последующей сушкой. Затем модельные блоки помещают в опоку, заполняют несвязанным формовочным материалом (обычно песком), герметизируют, вакуумируют и заливают расплавом.

Точность отливок, полученных по газифицируемым моделям, приближается к точности при литье по выплавляемым моделям [3], а издержки производства значительно ниже. Благодаря этому данная технология нашла применение как в массовом, так и в мелкосерийном производстве [4].

Одним из основных этапов в процессе литья по газифицируемым моделям является изготовление моделей из пенополистирола. В массовом производстве для этих целей обычно используют термопластавтоматы, а в мелкосерийном и опытном производстве модели получают вспениванием гранул в пресс-форме или обработкой пенопластовых блоков на станках с ЧПУ.

Способ поверхностного легирования при литье по газифицируемым моделям заключается в нанесении на требуемые участки поверхности модели из пенополистирола легирующих элементов или их соединений в виде краски или пасты с последующей сушкой и окрашиванием модели газопроницаемым антипригарным покрытием. В данной технологии литья модель из опоки удаляется термической энергией заливаемого расплава. Именно это обеспечивает контакт расплава с легирующим покрытием, нанесенного на модель, что, в свою очередь, способствует формированию поверхностного слоя, обогащенного легирующими элементами и имеющим отличные от основного металла структуру, химический и фазовый состав, а соответственно, и свойства.

Результаты исследований и их обсуждение

В качестве легирующего соединения был выбран карбид бора в целях формирования в легированных поверхностях отливок карбидов и боридов железа для обеспечения повышенной износостойкости деталей. Из порошка карбида бора фракцией 0,1 мм готовили пасту. В качестве связующего и для улучшения адгезии пасту получали путем смешивания порошка карбида бора со спиртовым раствором клея для пенополистирола. Затем готовую пасту наносили шпателем на требуемые рабочие поверхности моделей ротора и статора толщиной 1,0...1,2 мм с последующей сушкой.

Модели рабочих колес изготавливали вспениванием гранул пенополистирола в пресс-формах. Для обеспечения пластичности основного металла модели заливали расплавом стали 10. Полученные отливки изображены на рис. 1 (см. с. 2 обложки).

Легированные участки отливки имеют отличный фазовый состав и твердость от основного металла, что является результатом взаимодействия расплава с легирующим покрытием из карбида бора.

Фазовый состав легированной карбидом бора поверхности (рис. 2) представлен кар-

бидами железа Fe₃C, бора B₄C и боридом железа FeB. Наличие данных фаз обеспечивает повышенную твердость легированного слоя $H_{50} = 797...845$ МПа (64...66 HRC) в сравнении с основным металлом $H_{50} = 199...$ 271 МПа (20...26 HRC). Толщина легированного слоя составила 1,5...2,0 мм от поверхности отливки.

При формировании легированного слоя при литье по газифицируемым моделям с применением способа поверхностного легирования процесс насыщения сопровождается в начальный момент взаимодействием карбида бора с жидким металлическим расплавом, а при дальнейшей кристаллизации отливки протекает за счет процессов диффузии бора и углерода, чему способствует высокая температура отливки (от 1600 °C в момент заливки расплава и до температуры, при которой возможны диффузионные процессы насыщения поверхности 950...900 °C).

При эксплуатации кормозаготовительных установок наибольшему износу подвержены грани лопаток ротора и статора, зазор между которыми должен быть как можно меньше для формирования вихревых потоков в жидкости (воде), что, в свою очередь, приводит к их кавитационному износу. В процессе работы установок данного типа грани лопаток рабочих колес изнашиваются также вследствие того, что наряду с зерном и сенажом в рабочую зону попадает песок и частицы земли, выступающие как абразив, и износ лопаток составляет до 3 мм.

Все это приводит к округлению режущих кромок лопаток и увеличению зазора между лопатками ротора и статора, что в итоге ведет к потере работоспособности установки в целом.

Для повышения ресурса работы данных установок для изготовления ротора и статора требуются материалы, обладающие пластичной основой для предотвращения трещин и сколов и повышенной твердостью рабочих поверхностей. В ходе работы при использовании технологии поверхностного легирования требуемых участков карбидом бора в процессе литья по газифицируемым моделям были получены стальные отливки рабочих колес, соответствующие перечисленным требованиям.

Для определения фактического ресурса работы были проведены испытания отлитых рабочих колес кормозаготовительной установки. В процессе эксплуатации установки в СПК "ИСКРА" выявлено, что



Рис. 2. Фрагмент дифрактограммы литого образца стали 10 с поверхностным легированием карбидом бора:

 $1 - \alpha$ -Fe; 2 - FeB; $3 - B_4C$; $4 - Fe_3C$; 5 - FeO

ресурс рабочих колес, легированных карбидом бора, в 2—3 раза превосходит ресурс установок, рабочие органы которых выполнены из высокохромистых чугунов типа ЧХ22.

Проведенные исследования доказывают актуальность применения данной технологии при производстве рабочих колес установки для приготовления жидких гомогенизированных кормов, поскольку полученные отливки обладают высокой твердостью и износостойкостью рабочих поверхностей и в то же время пластичной основой, препятствующей образованию трещин и сколов.

Выводы

1. Поверхностное легирование карбидом бора при литье стали 10 по газифицируемым моделям позволяет получить отливки достаточно высокой точности с повышенной твердостью и износостойкостью рабочих поверхностей без потери пластичности основного металла.

УДК [621.794+621.78]-034.14

2. Повышенная твердость легированных поверхностей обеспечивается наличием в ней карбидов железа Fe₃C, бора B_4C и борида железа FeB.

3. Фактический ресурс рабочих колес, изготовленных методом литья по газифицируемым моделям с поверхностным легированием карбидом бора, в 2–3 раза превосходит ресурс рабочих колес, изготовленных из высокохромистых износостойких чугунов типа ЧХ22.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шерман А.Д., Жуков А.А. и др. Чугун. М.: Металлургия, 1991. 576 с.

2. Пат. 2427442 РФ. Способ введения модификаторов и легирующих добавок при литье по газифицируемым моделям / А.Ю. Лещев, А.М. Липанов, П.Г. Овчаренко, В.Б. Дементьев. Бюл. № 24. 2011.

3. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. СПб.: НПО "Профессионал", 2007. 408 с.

4. Шуляк В.С., Рыбаков С.А., Григорян К.А. Производство отливок по газифицируемым моделям. М.: Изд-во РИЦ МГИУ, 2002. 324 с.

Л.Г. Петрова, В.А. Александров, Г.М. Жаров (Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)) *Е-mail: metallovedenie@madi.ru*

Поверхностное упрочнение сталей методами химико-термической обработки в многокомпонентных средах

Представлен обзор технологий химико-термической обработки в многокомпонентных средах, разработанных на кафедре металловедения и термообработки МАДИ в последние годы, обеспечивающих повышение надежности и долговечности стальных деталей машин различного назначения и инструмента. Показана эффективность таких методов XTO, как газоциклическое оксиазотирование, высокотемпературное азотирование в смесях аммиака с инертным газом, а также комбинированных процессов XTO, включающих металлизацию и азотирование.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, азотирование, металлизация, износостойкость, коррозионная стойкость.

The results of the investigations of the Department of Metal Science and Heat Treatment of MADI are discussed on surface strengthening of machine parts and tools from different steels by methods of thermo-chemical treatment in multi-component atmospheres for increase of their reliability and durability.

Keywords: thermo-chemical treatment, nitriding, metallization, wear resistance, corrosion resistance

Введение

В последние годы методы *химико-термической обработки* (XTO) развиваются в направлении ресурсои энергосбережения, что подразумевает снижение стоимости материалов путем ограничения применения редких элементов и замены дорогостоящих компонентов более дешевыми, а также снижение затрат на технологические процессы обработки материалов путем экономии энергоресурсов и расходных материалов, автоматизации и сокращения длительности процессов.

Эти задачи в комплексе с задачами достижения заданных свойств изделий успешно решаются путем развития технологий XTO в многокомпонентных средах, обеспечивающих поверхностное насыщение одновременно несколькими элементами, что увеличивает многообразие возможных фаз в модифицированном слое и, следовательно, вариантов механических свойств, применительно к изделиям различного назначения.

ХТО в многокомпонентных средах можно разделить на процессы в смешанных газовых атмосферах и комбинированные способы ХТО, сочетающие в одном процессе несколько видов поверхностного насыщения, например металлизацию и азотирование [1].

Еще в 70-х годах прошлого века Ю.М. Лахтиным и его школой были начаты исследования по разработке регулируемых технологий азотирования в различных насыщающих атмосферах [2, 3]: смесях азота или аммиака с аргоном, добавками метана, пропана, диссоциированного аммиака, воздуха, паров воды или водных растворов, которые расширили возможности применения азотирования для упрочнения широкой номенклатуры сталей.

Применение кислородосодержащих атмосфер при азотировании позволяет, с одной стороны, повысить азотный потенциал атмосферы, с другой — увеличить степень диссоциации за счет снижения парциального давления аммиака. При этом происходит существенная интенсификация процесса роста слоя в сравнении с азотированием в аммиаке, что особенно актуально для трудно азотируемых высоколегированных сталей.

Формируется сложная зона химических соединений, состоящая из нитридных и оксидных фаз, комбинация которых зависит от температуры процесса и азотного потенциала насыщающей атмосферы — параметров, которые определяют направление протекания химических реакций и устойчивость их продуктов. В легированных сталях многообразие возможных фаз увеличивается, поскольку возможно образование соединений легирующих элементов.

Регулируемые технологии XTO в многокомпонентных газовых смесях

Подобные процессы могут быть классифицированы как комбинированные способы ХТО, к ним относятся оксиазотирование, карбонитрирование, оксикарбонитрирование и т.п.

Варианты технологий XTO в смесях аммиака и воздуха, разработанные на кафедре металловедения и термообработки МАДИ, применены для упрочнения конструкционных низколегированных сталей, коррозионно-стойких сталей ферритного, мартенситного и аустенитного классов. Они обеспечивают высокий уровень физико-механических свойств стальных деталей: повышенную твердость, контактную выносливость, износо- и коррозионную стойкость.

Технологии XTO оптимизированы для каждой стали по двум параметрам: максимально достижимой

толщине слоя и максимальному значению интегральной твердости, что обеспечивает одновременно наивысшую скорость роста слоя в сочетании с наибольшим упрочнением.

Наиболее существенную интенсификацию процесса насыщения азотом в высоколегированных сталях обеспечивают газоциклические процессы оксиазотирования с регулируемой дискретной подачей аммиака и воздуха. Скорость роста диффузионного слоя в хромистых сталях увеличивается в 1,15–1,47 раза в сравнении со стандартным азотированием в аммиаке. Преимуществом такого процесса является также отсутствие необходимости предварительной депассивации поверхности коррозионно-стойких сталей.

Разновидностью газоциклического процесса является XTO сталей с раздельной подачей аммиака и воздуха, при которой сначала осуществляется окисление поверхности за счет поступления кислорода воздуха, а затем — азотирование за счет разложения аммиака. В результате такой обработки в хромистых сталях (20X13, 40X13) формируется многослойное наноструктурированное композиционное покрытие [4, 5], в котором поверхностная зона соединений, представляющая собой слой мелкодисперсного нанопорошка нитрида железа (ϵ_1 +F ϵ_2 N + ϵ_{II} +F ϵ_3 N), отделена от зоны внутреннего азотирования — легированного азотом феррита с выделениями нанодисперсных нитридов хрома CrN — слоем оксидной нанопленки F ϵ_2 O₃ толщиной 70...200 нм (рис. 1).

Комбинированное покрытие имеет высокое сопротивление износу, поскольку высокодисперсный слой порошка железа является своего рода смазкой при работе деталей на истирание. В результате азотирования через оксидный барьер коэффициент трения поверхности снижается в сравнении с классическим азотированием, а износостойкость повышается: в условиях трения скольжения без смазки в 4—4,5 раза, в условиях абразивного и гидроабразивного изнашива-



Рис. 1. Структура оксидного слоя, сформированного в стали 40X13 в результате XTO с раздельной подачей аммиака и воздуха



Рис. 2. Строение композиционного слоя в штамповой стали 4XM2BФС после азотирования с многокомпонентной газовой смеси при 580 °С, 6 ч: a -общий вид слоя; $\delta -$ наноразмерный порошок ε -фазы на поверхности (× 50 000)

ния в 2–2,5 раза. Происходит существенное сокращение длительности азотирования, время процесса составляет 1,5–4 ч.

Испытания азотированных по разработанной технологии деталей, предназначенных для работы в агрессивной среде нефтяных и газовых скважин, показали многократное увеличение ресурса их работы. Стойкость обработанного данным способом инструмента из быстрорежущей стали P6M5 увеличилась в 2,5–3 раза в сравнении с инструментом, прошедшим стандартную термообработку.

Подобные наноструктурированные покрытия можно получить путем газоциклической обработки в среде аммиака с чередующейся подачей воздуха и углеродосодержащих газов (продуктов разложения карбамида). Композиционное покрытие состоит из слоя нанодисперсного порошка (со средним размером частиц 75 нм), соединений Me(NCO) толщиной 1,25 мм (рис. 2, a) и зоны внутреннего азотирования под ним с включениями нанодисперсных оксикарбонитридов (рис. 2, δ).

Технология применена для упрочнения штампов горячего деформирования из стали 4Х4М2ВФС и позволяет увеличить их стойкость в 2–2,5 раза за счет повышения разгаростойкости и трещиностойкости инструмента [6].

Для упрочнения инструмента из быстрорежущих (Р9, Р18, Р9Ф5, Р6М5) и высокохромистых (Х12, Х12Ф, Х12М, Х12ФТ) сталей разработаны процессы азотирования с добавками углеродосодержащих компонентов и ХТО в смеси аммиака с продуктами его диссоциации [7]. В последнем случае можно полностью подавить образование поверхностной є-фазы и сформировать твердый, но достаточно пластичный слой на базе зоны внутреннего азотирования. Программное обеспечение позволяет выбирать технологический вариант XTO с заданным азотным потенциалом, регулируя строение поверхностной зоны химических соединений в зависимости от типа инструмента (сверла, метчика, плашки) и его размера (кривизны режущей кромки). Для рационального выбора режима XTO инструмента составлены базы данных по оптимальным технологическим параметрам азотирования, классифицированные по номенклатуре, виду и размеру режущего инструмента, его материалу, а также по обрабатываемому материалу.

Эффективным способом поверхностного упрочнения коррозионно-стойких хромоникелевых сталей аустенитного класса является высокотемпературное азотирование в аммиаке, разбавленном инертным газом. Известно, что проблемой

этих сталей является низкая износостойкость. Регулирование температуры процесса и степени разбавления аммиака позволяет получить заданный фазовый состав азотированного слоя для оптимального сочетания износо- и коррозионной стойкости сталей [8].

Максимальное повышение износостойкости (скорость изнашивания уменьшается в сравнении с исходным состоянием более чем на порядок) достигается после азотирования хромоникелевых сталей в чистом аммиаке, однако при этом резко падает коррозионная стойкость (весовой показатель и ли-



Рис. 3. Микроструктура и фазовый состав стали 12X18H10T после азотирования при 900 °C в атмосфере 50 % $\rm NH_3$ + + 50 % Ar (× 250)

Таблица 1 Характеристики азотированной стали 12Х18Н10Т

Состав среды	<i>h</i> , мм	K, г/мм ² ·ч	П, мм/г
Без азотирования	1,05	0,0068	0,0075
25 % NH ₃ + 75 % Ar	0,6	0,0075	0,0082
50 % NH ₃ + 50 % Ar	0,17	0,0091	0,0109
100 % NH ₃	0,08	0,0315	0,0385

Обозначения: h – глубина износа за 30 мин; K – весовой показатель коррозии; Π – линейная скорость коррозии; $t_{a3} = 900$ °C.

нейная скорость коррозии возрастают в 4–4,5 раза), что делает сталь непригодной для своего основного назначения.

Показано, что значительное повышение сопротивления износу стали 12X18H10T при сохранении должного уровня стойкости против коррозии (2 балла по 10-балльной шкале) обеспечивается в результате азотирования при 900 °C и составе газовой смеси 50 % $\rm NH_3$ + 50 % Ar (рис. 3, табл. 1).

Комбинированные процессы XTO, включающие металлизацию и азотирование

Подобные способы могут подразумевать одновременное насыщение металлом и азотом либо последовательные процессы легирования поверхности металлом и азотирования металлизированного слоя. Комбинированные процессы можно классифицировать по способам металлизации и азотирования:

• шликерная металлизация из суспензий с последующим газовым азотированием [9];

• шликерная металлизация, совмещенная с *гидроплазменным азотированием* (ГПА) [10];

• карбонильная металлизация, совмещенная с газовым азотированием [11];

• лазерная или лазерно-диффузионная металлизация с последующим азотированием [12].

Комбинированная технология XTO, сочетающая диффузионную металлизацию с азотированием, заключается в насыщении в азотосодержащей или многокомпонентной среде (аммиаке, диссоциированном аммиаке, смесях аммиака с воздухом) изделия из углеродистой стали (10, 20, 45, У8, 08кп), поверхностно легированного нитридообразующими элементами (Al, Ti, Si, V, Cr) либо двойными и тройными композициями на основе этих элементов. Целью процесса является получение высоколегированного упрочненного азотированного слоя на недорогих углеродистых сталях.



Рис. 4. Стойкость к абразивному износу азотированной углеродистой стали с покрытиями, полученными шликерным метолом:

 \Box – T:Al + N; \blacksquare – Cr + N; \blacksquare – Ti + N; \blacksquare – Al + N

В случае шликерной металлизации последовательность стадий комбинированной обработки включает нанесение легирующего элемента в виде суспензии порошка на поверхность, процесс диффузионной металлизации при температуре, необходимой для достижения заданной толщины легированного слоя и концентрации в нем элемента, насыщение в азотосодержащей среде для сквозного азотирования легированного слоя.

В результате на экономичных углеродистых сталях образуется модифицированный упрочненный слой, состоящий, как правило, из поверхностной зоны соединений и зоны внутреннего азотирования с выделением дисперсных нитридов легирующих элементов толщиной 200...600 мкм, что обеспечивает повышение твердости до 14...17 ГПа в зависимости от типа легированной зоны. Обработанные изделия обладают стойкостью к абразивному и гидроабразивному износу в агрессивных средах (особенно с покрытиями на основе Al, Al–Cr, Al–Si) (рис. 4), что подтвердили натурные испытания рабочих органов погружных насосов для откачки пластовой жидкости из нефтяных скважин.

Для существенного ускорения процесса получения качественного композиционного легированного покрытия на углеродистых сталях за короткое время предложена комбинированная обработка, сочетающая *поверхностное легирование переходными металлами* (W, V, Cr, Co, Ti, Nb, Mo) с ГПА. Преимуществом данной технологии является возможность одновременного проведения металлизации и азотирования в одном реакторе и электролите, что является одной из основных предпосылок сокращения длительности процесса.

ГПА в низкотемпературной плазме подвергают изделие с предварительно нанесенным шликером (обмазкой), содержащим порошок легирующего элемента. Для повышения температуры электролита, необТаблица 2

 Фазовый состав металлоазотированных слоев в углеродистой стали

 Легирующий элемент
 Фазовый состав
 Толщина слоя, мкм

 W
 $\alpha(W, N) + W_2N + \gamma' - Fe_4(N, C)$ 40

 Nb
 $\alpha(Nb, N) + Nb(N, C)$ 60

Nb	$\alpha(Nb, N) + Nb(N, C)$	60
Ti	$\alpha(Ti, N) + Ti(N, C) + Fe_2Ti$	65
Cr	$Cr_2O_3 + \alpha(Cr, N) + CrN + Cr_2N + + \gamma' - Fe_4(N, C)$	70
V	$\alpha(V, N) + V(N, C)$	80
Мо	$ \begin{aligned} &\alpha(\text{Mo}, \text{N}) + \text{Mo}_2\text{N} + \text{Fe}_7\text{Mo}_6 + \\ &+ \gamma' - \text{Fe}_4(\text{N}, \text{C}) \end{aligned} $	90

ходимой для эффективной диффузии легирующего элемента из шликера в металл, к хлористому аммонию добавляют графит, который способствует повышению силы проходящего тока.

В результате происходит комплексное насыщение поверхности металла не только легирующим элементом и азотом, но и углеродом, что позволяет классифицировать данный вид комбинированной обработки как металлокарбонитрирование. Формирующиеся диффузионные слои толщиной 40...90 мкм имеют сложный фазовый состав и содержат выделения нитридов (карбонитридов) легирующего элемента, железа и интерметаллидные фазы в легированном феррите (табл. 2).

Подобное строение слоя обеспечивает его упрочнение, при этом уровень повышения микротвердости

16

14

12

10 8

6

4

2

0

20

40

60

80

Микротвердость, ГПа

составляет 5...16 ГПа и, так же как и характер ее распределения, зависит от типа легирующего элемента (рис. 5). Это дает возможность целенаправленного выбора легирующего элемента для реализации технологии в зависимости от требований, предъявляемых к изделиям: высокой износо- или коррозионной стойкости, максимальной толщины слоя, максимальной твердости или наиболее равномерного ее распределения.

Особенностью карбонильной металлизации является формирование высоколегированного слоя в углеродистых сталях в результате термического разложения карбонилов металлов (Cr, V, Ti, Al) — летучих соединений $Me_x(CO)_y$. Одним из возможных способов получения карбонилов "на месте" является взаимодействие предварительно нанесенного на поверхность образца металлического порошка-лигатуры с CO атмосферы, образованным в результате реакции активированного угля, входящего в состав лигатуры, с кислородом воздуха.

Разложение карбонилов происходит при температурах 580...590 °C с образованием на поверхности наноразмерной металлической пленки. Если в составе атмосферы реактора при этом содержится аммиак, то будет происходить реакция с образованием нитридов металлов и формирование азотированного слоя толщиной 0,3...0,4 мм с повышенной твердостью и износостойкостью.

Выводы

Приведенный обзор показывает, что на сегодняшний день возможности процесса ХТО далеко не исчерпаны, поскольку существует большое число эффективных вариантов многокомпонентного насыщения. Методологический подход позволяет находить

> все новые технологические решения и комбинации процессов, обеспечивающие синергетический эффект достижения уникальных характеристик модифицированных слоев применительно к изделиям различного назначения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петрова Л.Г. Развитие теории и практики химико-термической обработки металлов: исследования кафедры металловедения и термообработки МАДИ / Перспективы развития химико-термической обработки сталей: теория – эксперимент – технологии. М.: МАДИ, 2011. С. 5–17.

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



120

140

Расстояние от поверхности, мкм

160

100

180

Mo

200

220

240

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

4. Петрова Л.Г., Александров В.А., Шестопалова Л.П. Повышение эксплуатационных свойств легированных сталей в процессе химико-термической обработки в разделенных атмосферах воздуха и аммиака // Вестник МАДИ (ГТУ). 2009. Вып. 3. С. 74–76.

5. Шестопалова Л.П. Закономерности взаимодействия контролируемых окислительных атмосфер с металлами и сплавами и их влияние на формирование модифицированного слоя при азотировании. Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 5. С. 46–52.

6. Александров В.А., Барабанов С.И. Нанодисперсные композитные керамические покрытия на штампах горячего деформирования / Перспективы развития химико-термической обработки сталей: теория – эксперимент – технологии. М.: МАДИ, 2011. С. 175–178.

7. Александров В.А., Богданов К.В. Азотирование инструмента из высокохромистых и быстрорежущих сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 5. С. 14–20.

8. Петрова Л.Г., Зюзин Д.М. Термодинамический подход к регулированию фазового состава азотированной хромоникелевой стали // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 5. С. 6–14.

9. Александров В.А. Комбинированный технологический способ ХТО для поверхностного упрочнения сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 5. С. 27–31.

10. Петрова Л.Г., Александров В.А., Демин П.Е. Повышение срока службы деталей машин методом ХТО в плазме гидростатического разряда. // Вестник МАДИ. 2011. Вып. 2 (25). С. 37–43.

11. Александров В.А., Барабанов С.И. Перспективные упрочняющие технологии карбонильной металлизации, совмещенной с процессом азотирования / Перспективы развития химико-термической обработки сталей: теория – эксперимент – технологии. М.: МАДИ. 2011. С. 197–204.

12. **Чудина О.В.** и др. Формирование диффузионного покрытия на поверхности стали путем лазерного и термодиффузионного легирования // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 4. С. 37–40.

УДК 621.785.532-034.15

Л.Г. Петрова, В.А. Александров, П.Е. Демин (Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ)) Е-mail:metallovedenie@madi.ru

Формирование наноструктурированных композиционных покрытий на стальных деталях погружного модуля для каротажа нефтяных скважин методом химико-термической обработки с регулируемой насыщающей атмосферой

Показана возможность поверхностного упрочнения деталей, работающих в газо-нефтяной промышленности, методами XTO в насыщающей атмосфере аммиака и воздуха. Особенность нанотехнологии XTO заключается в формировании многослойного наноструктурированного композиционного покрытия на легированных сталях за счет регулируемого чередования компонентов насыщающей смеси. Покрытие обеспечивает повышение физико-механических свойств поверхностного слоя: твердости, износостойкости в условиях гидроабразивного изнашивания, стойкости против электрохимической и газовой коррозии.

Ключевые слова: нанотехнология, химико-термическая обработка, азотирование, износостойкость, коррозионная стойкость.

The possibility is shown of surface hardening of machine parts for gas-petroleum industry by methods of thermo-chemical treatment in saturating atmospheres of ammonia and air. The specific of the nanotechnology consists in formation of Feature it is technologies of hardening consists in formation of nano-structured composite coatings on alloyed steels by regulated alternated giving of the components of saturating gases. Coatings provide the increase of physics-mechanical properties of surface layer: hardness, hydroabrasive wear resistance, corrosion resistance. **Keywords:** nanotechnology, thermo-chemical treatment, nitriding, wear resistance, corrosion resistance.

Введение

Стальные изделия, использующиеся в нефте- и газодобывающем производстве, подвергаются повышенному гидроабразивному износу и коррозии в агрессивной среде. Так, детали каротажного модуля, предназначенного для одновременного определения значений двух взаимно перпендикулярных диаметров нефтяных и газовых скважин, а также среднего диаметра скважины и четырех ее радиусов, в процессе эксплуатации непосредственно контактируют со стенкой скважины и буровым раствором, содержа-



Рис. 1. Общий вид (а) и схема (б) погружного модуля "Тверца-ПМ-Т"

щим воду, нефть, растворы солей, природный газ (метан), водород, кислоты, щелочи, сероводород. В связи с этим актуальным является решение проблемы повышения ресурса их работы методами поверхностного упрочнения.

Каротажный модуль "ТВЕРЦА-ПМ-Т" конструкции "Научно-производственного предприятия по геофизическим работам, строительству и закачиванию скважин" (ОАО НПП "ГЕРС") (рис. 1) рассчитан для проведения каротажа со скоростью до 1500 м/ч в скважинах с гидростатическим давлением до 150 МПа и рабочей температурой до +450 °С.

Проблема повышения устойчивости деталей модуля из легированных сталей в условиях износа, коррозии и термического воздействия может быть решена путем *химико-термической обработки* (XTO) с регулируемой насыщающей атмосферой, состоящей из аммиака и воздуха [1], обеспечивающей формирование наноструктурированного композиционного покрытия (нанотехнологии XTO).

Методика проведения исследований

Исследовали образцы и изделия из хромистых сталей 40Х, 40ХН, 30ХМА, 30ХГСА, 35ХМ, 40Х13, 30Х13, 20Х13, 12Х13, 15Х16Н2АМ, 25Х18Н8В2, 45Х14Н14В2М, из которых изготавливают детали скважинного модуля: оси, винты, гайки, пальцы, вилки, гильзы, фиксаторы.

ХТО проводили в следующей последовательности: 1. Экспресс-обработка изделий в течение 20...50 с в растворе медного купороса. 2. Насыщение изделий в печи при температурах 585...590 °С с попеременной подачей аммиака и воздуха в течение времени, необходимого для формирования оксидной пленки заданной толщины.

3. Азотирование в аммиаке при температурах 585...590 °С для насыщения поверхностного слоя азотом и образования зоны внутреннего азотирования.

Стадии 2 и 3 чередуются до тех пор, пока не будет достигнута заданная толщина диффузионного азотированного слоя, что контролируется с помощью компьютерной программы. При достижении заданной толщины слоя, которая регулируется автоматически в зависимости от химического состава стали, происходит охлаждение в атмосфере аммиака и выгрузка готовых изделий из печи.

Для реализации процесса в автоматизированном режиме разработано и введено в эксплуатацию оборудование и программное обеспечение.

После обработки исследовали структуру поверхностного слоя образцов, его фазовый состав, определяли толщину слоя, его микротвердость и износостойкость. Металлографические исследования микроструктуры проводили с помощью микроскопа "AXIOVERT 40MAT", тонкие исследования структуры – с помощью электронного сканирующего микроскопа "HITACHI S-800", фазовый состав – с помощью рентгеноструктурного анализа на установке "ДРОН-3", микротвердость – на микротвердомере ПМТ-3. Износостойкость определяли в процессе стандартных испытаний по потере массы.

Производственные испытания проводили на 12 скважинах Нижневартовского нефтяного региона.

Результаты исследований и их обсуждение

Сущность и механизм процесса. Разработанная нанотехнология XTO с регулируемой насыщающей атмосферой относится к печному газовому оксиазотированию [2, 3]. Она является разновидностью газоциклического процесса [4], при котором насыщение проводится в многократно меняющейся атмосфере аммиака и воздуха.

При проведении последовательных стадий обработки происходят следующие процессы. На стадии подготовки поверхности на ней осаждается наноразмерная пленка чистой меди, которая на последующей стадии при взаимодействии с кислородом воздуха образует каталитическое оксидное покрытие CuO толщиной 10...15 нм. Каталитическая оксидная пленка способствует насыщению металла азотом на стадии



Рис. 2. Микроструктура композиционного нанопокрытия на стали 40Х13

азотирования [5] и образованию зоны внутреннего азотирования — дисперсно-упрочненного диффузионного слоя, состоящего из азотистого твердого раствора с выделениями наноразмерных нитридов легирующих элементов. По мере протекания процесса происходит восстановление на поверхности чистой меди из оксида водородом, образующимся при диссоциации аммиака.

При чередовании стадий эти процессы многократно повторяются, обеспечивая прирост зоны внутреннего азотирования под каталитической пленкой, а также образование порошкового нитридного слоя над ней.

Структура и свойства композиционного покрытия. В результате проведения такой обработки на поверхности изделий из хромистых сталей образуется наноструктурированное композиционное покрытие, состоящее из нескольких слоев, каждый из которых выполняет свою функцию в условиях эксплуатации (рис. 2).

Верхний слой представляет собой тонкое мягкое покрытие нанопорошка нитрида железа Fe₄N (размеры частиц 25...75 нм), обеспечивающее прирабатываемость поверхности детали в начальный период изнашивания. Ниже располагается наноразмерная пленка оксида меди CuO, защищающая изделия от коррозии в агрессивных средах.

Под ней сформирована протяженная зона внутреннего азотирования (толщиной до 350 мкм), структура которого представляет собой металлическую матрицу (твердый раствор хрома и азота в α -железе) с регулярно распределенными в нем нанодисперсными (30...90 нм) частицами нитридов хрома CrN. Этот слой обеспечивает сопротивление износу по принципу "структуры Шарпи", повышенную стойкость к нагрузкам при высоких температурах и давлениях благодаря дисперсионному упрочнению нитридами хрома.

Необработанная сердцевина изделия сохраняет однофазную структуру легированного феррита, обладающего высокой вязкостью для обеспечения его стойкости к динамическим (ударным) нагрузкам.

Каждый участок композиционного покрытия может быть классифицирован с точки зрения принятых представлений о наноструктурах [6]. Слой нитридного нанопопрошка является нульмерным наноматериалом, нанопленка оксида меди — двумерным наноматериалом, зона внутреннего азотирования может считаться объемным наноматериалом (трехмерным), в матрице которого сформировано регулярное расположение наноразмерных частиц.

Обработанные по нанотехнологии XTO образцы хромистых сталей прошли лабораторные испытания на твердость, износо- и коррозионную стойкость к электрохимической и газовой коррозии. Испытания показали, что характеристики свойств сталей с покрытиями существенно превосходят показатели свойств необработанных сталей, а также сталей для аналогичных изделий, упрочненных традиционными методами XTO.

Твердость зон внутреннего азотирования сталей после обработки по нанотехнологии ХТО составляет 14...17 ГПа в зависимости от состава стали, что в 4,7...5,7 раза выше в сравнении с твердостью необработанной стали и в 1,4–3 раза выше твердости диффузионных слоев, полученных традиционными методами ХТО, такими как азотирование или оксиазотирование (таблица).

Таблица

	Твердость образцов, ГПа			
Марка стали	Без обра- ботки	Азотиро- вание	Оксиазо- тирование	Нанотех- нология ХТО
45X14H14B2M	3,0	6,9	6,3	16,5
15X16H2AM		7,8	7,1	17,0
12X13				14.0
20X13		8,8	8,1	14,7
25X18H8B2				15,4

Сравнение твердости диффузионных слоев сталей после различных видов обработки



Рис. 3. Результаты испытаний на износ образцов стали 20X13 по потере массы в исходном состоянии и после обработки по нанотехнологии XTO:

🗌 – без обработки; 🔲 – после обработки

Износостойкость хромистой стали после обработки повышается более чем в 2 раза (рис. 3), коррозионная стойкость в среде пластовой жидкости при бурении на нефть — более чем в 2 раза.

Выводы

Формирование композиционного наноструктурного покрытия на сталях с помощью нанотехнологии ХТО обеспечивает повышение физико-механических свойств поверхностного слоя: твердости в 4,7– 5,7 раза, износостойкости в условиях гидроабразивного изнашивания более чем в 2 раза, стойкости против электрохимической и газовой коррозии более чем в 2 раза.

Конкурентными преимуществами данной технологии в сравнении с ведущими аналогами (классическим газовым азотированием, оксиазотированием) являются более высокие прочностные свойства, повышенная стойкость покрытий против электрохимической и газовой коррозии и сокращение (в 12 раз) длительности процесса, что значительно повышает производительность обработки деталей.

Производственные испытания аппаратуры наноэлектрического каротажа с деталями, упрочненными по описываемой нанотехнологии ХТО, показали, что ресурс работы различных деталей при доминирующем воздействии ударных и фрикционных нагрузок увеличился в результате обработки по нанотехнологии ХТО от 3 до 7,5 раза.

В перспективе разработанная нанотехнология XTO применима не только для изделий нефтедобывающей промышленности (рабочие органы погружных насосов, трубопроводы), но также для стальных и чугунных деталей и инструмента в других отраслях: • горно-обогатительной (лопатки дробеметных машин, фланцы транспортировочных труб, гильзы гидроциклонов, бронеплиты шаровых мельниц, но-жи-классификаторы);

• цементном производстве (детали шламовых насосов, звездочки, шестерни подвенцовые, бронеплиты рекуператорные, катки и ролики транспортеров, винты и защитные брони пневматических насосов, колена цементопроводов);

• сельскохозяйственном машиностроении (рабочие органы коленчатых валов сельхозмашин, ножи для резки сахарной свеклы, диски свеклоуборочных комбайнов);

• металлургии (прокатные валки);

• перерабатывающей промышленности (технологические ножи для резки бумаги, кожи, древесины, молотки дробилок, рыхлителей, ножи для измельчения фарша);

• железнодорожной отрасли (чугунные колодки).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Александров В.А., Шестопалова Л.П. Упрочнение легированных сталей в воздушно-аммиачной среде с формированием наноструктурного функционального слоя // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: сб. докл. IX Междунар. науч.-техн. конгресса термистов и металловедов. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2008. С. 158–161.

2. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. и др. Теория и технология азотирования. М.: Металлургия, 1991. 320 с.

3. Александров В.А., Шестопалова Л.П. Формирование упрочненного слоя на поверхности изделий из хромистых сталей в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере // Современные методы получения и исследования наноструктурных материалов и покрытий: сб. науч. тр. Московского автомобильно-дорожного государственного технического университета. М.: Издание МАДИ (ГТУ), 2009. С. 86–99.

4. Александров В.А., Шестопалова Л.П. Циклическое оксинитрирование конструкционных хромистых сталей // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: сб. докл. IX Междунар. науч.-техн. конгресса термистов и металловедов. Харьков: ННЦ ХФТИ, 2008. С. 162–165.

5. Шестопалова Л.П. Закономерности взаимодействия контролируемых окислительных атмосфер с металлами и сплавами и их влияние на формирование модифицированного слоя при азотировании // Металловедение и термическая обработка металлов. 2010. № 5. С. 46–52.

6. **Siegel R.W.** In: Proc. Of the NATO ASI, Mechanical properties of ultrafine-grained materials / M. Nastasi, D.M. Parkin, H. Gleiter. Dordrecht–Boston–London: Kluwer Head. Publ. 1993. Vol. 233. P. 509.

УДК 621.9.048.7:621.785.53.

О.В. Чудина¹, В.М. Матюнин², А.А. Брежнев¹ (¹Московский автомобильно-дорожный государственный университет; ²Национальный исследовательский университет; Московский энергетический институт) E-mail: chudina_madi@mail.ru

Повышение прочности и износостойкости углеродистых сталей методами лазерного легирования и азотирования

Показано, что лазерное легирование в непрерывном режиме излучения позволяет получать качественные модифицированные слои толщиной до 700 мкм с однородной мелкозернистой перлитной структурой с выделениями дисперсных карбидов, обладающие высокой твердостью, прочностью и износостойкостью. Выявлено, что негативное влияние лазерной обработки на характер распределения остаточных напряжений снимается азотированием. Установлено, что такая комбинированная обработка, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием, позволяет не только сохранить высокую твердость и прочность поверхности высокоуглеродистых сталей, но и повысить износостойкость и теплостойкость углеродистых сталей в сравнении с лазерным легированием.

Ключевые слова: лазерное легирование, азотирование, углеродистые стали

It is shown that laser alloying in the continuous regime of radiation allows to obtain highquality modified layers with thickness up to 700 microns. Homogeneous finegrained pearlitic structure of the layers with dispersed carbides has high hardness, strength and wear resistance. The negative influence of laser treatment on the distribution of residual stresses is removed by nitriding. Such a combined treatment, which consists in laser alloying followed by nitriding, allows not only save a high surface hardness and strength of high carbon steels, but also increase the wear resistance and heat resistance of carbon steels in comparison with the laser alloying.

Keywords: laser alloying, nitriding, strength, carbon stells

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 в сравнении с другими способами модифицирования поверхности являются экономия легирующего элемента, минимальная последующая механическая обработка, экономия трудовых затрат[1], а недостатком 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 также, что азотирование углеродистых сталей, практически не повышая твердость, обеспе-

чивает 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'- фазах, 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 [5].

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]:

> $Ni \rightarrow Co \rightarrow Fe \rightarrow Mn \rightarrow Cr \rightarrow Mo \rightarrow$ $\rightarrow W \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Ti \rightarrow Zr.$

С учетом изложенного выше можно заключить, что для повышения прочностных характеристик и износостойкости углеродистых сталей целесообразно проводить комбинированную технологию, состоящую из легирования нитридообразующими элементами при лазерном нагреве и последующего азотирования.

Методы проведения исследования

Исследования проводили на высокоуглеродистых сталях У8 и У10. Поверхность образцов обезжиривали ацетоном, затем наносили обмазку, состоящую из порошка легирующего элемента (Мо, 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 °C в течение 6 ч со степенью диссоциации аммиака 30 %.

Микроструктуры шлифов исследовали на микроскопе "Axiovert 25 CA". Определение микротвердости выполняли на приборе ПМТ-3 (ГОСТ 8.063–2007) под нагрузкой 0,49 H.

Кроме того, исследовали прочности упрочненных слоев после лазерного легирования сталей У8 и У10 по методике Московского энергетического института на приборе МЭИ-Т7 [6]. Методика определения прочности упрочненных слоев заключается в измерении твердости по Бринеллю алмазным индентором диаметром D = 0,4 мм под нагрузкой P = 30 $D^2 = 30 \cdot 0,16 = 47$ Н и времени выдержки 5 с и последующем переводе твердости в значения НВ для индентора диаметром D = 1 мм с учетом масштабного фактора.

Полученные значения твердости HB с индентором 1 мм под нагрузкой $P = 30 D^2 = 30 \cdot 1 = 294$ H соответствуют стандартным испытаниям по ГОСТ 9012–59, 22761–77. В соответствии с методикой МЭИ значения предела прочности $\sigma_{\rm B}$ определяли по аналитическим зависимостям перевода значений твердости HB1/30/5 в значения $\sigma_{\rm B}$.

Исследования износостойкости упрочненных покрытий в условиях сухого трения проводили на машине "Шкода-Савин". Износостойкость оценивали по объему вытертой лунки (10⁻³, мм³) в образце, образовавшейся при внедрении твердосплавного диска при различном пути трения: 100, 300 и 600 м.

Результаты исследований и их обсуждение

На формирование легированной зоны на поверхности углеродистой стали под действием непрерывного лазерного излучения оказывают влияние следующие факторы: химический состав и количество обмазки, мощность и скорость перемещения лазерного



Рис. 1. Микроструктуры стали У8 после легирования титаном в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт; v = 10 мм/с): $a - \times 100$; $\delta - \times 1000$

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.

Исследования показали, что скорость перемещения лазерного луча существенно влияет на структурообразование и микротвердость сталей У8 и У10. Так, экспериментально установлены режимы лазерного легирования, позволяющие получать мелкозернистую структуру. При мощности излучения 600 Вт и скорости перемещения лазерного луча 5...10 мм/с в зоне лазерного легирования углеродистой стали формируется 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



Рис. 2. Микроструктуры стали У10 после легирования ванадием в непрерывном режиме излучения (P = 600 BT; v = 15 мм/с): $a - \times 100$; $\delta - \times 1000$



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

5...7 мкм (рис. 1). Аналогичные результаты получены и при лазерном легировании малоуглеродистых сталей [7].

С увеличением скорости перемещения луча лазера более 15 мм/с образуется структура мелкоигольчатого мартенсита с включениями мелкодисперсных карбидов с твердостью до 14 000 МПа (рис. 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 такими карбидо- и нитридообразующими элементами, как V, Cr, Mo, W со скоростями перемещения лазерного луча более 10 мм/с наблюдается повышение микротвердости 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.

Для этого после легирования при лазерном нагреве образцы из сталей У8 и У10 подвергали азотированию при температуре 570 °C в течение 6 ч. Микроструктуры стали У8, предварительно легированной хромом, представлены 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, во-первых, с тем, что азот диффундирует не

только вглубь, но и в направлении легированных зон, так как легирующие элементы повышают растворимость азота в феррите, во-вторых, с тем, что на границе между зоной плавления и матрицей в зоне термического влияния повышается плотность дислокаций, что облегчает диффузию азота.

Четко видна граница диффузионного слоя, под которой наблюдается 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, δ при большом увеличении показано строение диффузионного слоя, представляющее собой мелкозернистую структуру с азотистой фазой по границам зерен, толщиной ≈ 70 мкм. Поскольку при нагреве до 570 °С и последующей выдержке при азотировании размер зерна не увеличивается, то можно



Рис. 4. Микроструктуры стали У8 после легирования хромом в непрерывном режиме излучения (P = 600 Вт; v = 10 мм/с) и последующего азотирования (570 °C; 6 ч): $a - \times 100; \ \delta - \times 1000$



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 (570 °C; 6 ч) (2)

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 графиков видно, что высокая микротвердость после азотирования наблюдается только там, где прошла диффузия азота.

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 после лазерного легирования молибденом с последующим азотированием. Из графиков видно, что микротвердость в зоне легирования плавно уменьшается вглубь от поверхности.

Отсутствует скачкообразное повышение микротвердости в зоне термического влияния. Это связано с тем, что выдержка при температуре азотирования (570 °С) приводит к распаду мартенсита на ферритоцементитную 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 высоколегированной стали.

В работе исследовали влияние технологических параметров лазерного легирования на прочностные характеристики углеродистых сталей (таблица).

Проведенные исследования прочностных свойств показали, что при увеличении скорости перемещения лазерного луча прочность и твердость увеличиваются, достигая максимальных значений при скорости v = 15 мм/с, а затем снижаются (рис. 9). Причем такой характер зависимости твердости и прочности сохраняется при легировании всеми используемыми элементами.

Результаты исследования влияния легирующих элементов на уровень упрочнения углеродистых сталей после лазерного легирования и лазерного легирования с последующим азотированием представлены на рис. 10.

Исследования показали, что уровень упрочнения после комбинированной обработки не-



Рис. 6. Распределение микротвердости по толщине упрочненого слоя стали У10 после легирования молибденом в непрерывном режиме излучения (P = 600 BT; v = 10 мм/c) (I) и последующего азотирования (570 °C; 6 ч) (2)



Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя У10 после легирования ванадием в непрерывном режиме излучения (P = 600 BT; v = 100 мм/c) (1) и последующего азотирования (570 °C; 6 ч) (2)



Рис. 8. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя стали У10 после легирования вольфрамом в непрерывном режиме излучения (P = 600 BT; v = 10 мм/с) (I) и последующего азотирования (570 °C; 6 ч) (2)



Рис. 9. Зависимость прочности (1) и твердости (2) высокоуглеродистых сталей (У8, У12) от скорости перемещения лазерного луча

сколько снижается, но при этом остается достаточно высоким.

Результаты исследований износостойкости углеродистых сталей после лазерного поверхностного легирования и лазерного поверхностного

Таблица

Объемная закалка 7890 5713 1883 10 10 8500 6174 2037 10 10 00 7065 2510 20 9800 7066 2332 25 9800 7056 2332 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3763 1240 10 5600 3989 1315 20 5500 3832 1263 JJI (Mo) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7056 2332 15 10 500 7056 2332 15 10 500 7056 2332 15<	Марка стали	Вид обработки	H_{μ} , МПа	НВ, МПа	σ _в , МПа	
J11"(V) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 00 7605 2510 20 9800 7066 2332 25 9800 7056 2310 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 20 5500 3832 1263 15 6100 4419 1457 20 5500 3832 1263 15 100 при v, мм/с 1263 ЛЛ (Мо) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7056 2332 15 10 9800 7056 2332 15 10 9800 7056 2332 15		Объемная закалка	7890	5713	1883	
5 8500 6174 2037 10 10 500 7605 2510 20 9800 7066 2332 25 9800 7056 2332 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 ЛЛ (Мо) при у, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 20 5500 3832 1263 115 21 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 220 9800 7056 2332 15 11 101 9800 7056 2332 15 10 900 7056 2332 <t< td=""><td></td><td></td><td>ЛЛ*(V) г</td><td>іри v, мм/с</td><td>•</td></t<>			ЛЛ*(V) г	іри v, мм/с	•	
10 8.300 61/4 2038 15 10.500 7605 2510 20 9800 7066 2332 25 9800 7056 2332 J.II (Cr) npt v, MM/c 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3832 1263 J.II (Mo) npt v, MM/c 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 J.II (Mo) npt v, MM/c J.II (Mo) npt v, MM/c 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 25 9800 7056 2332 15 10.500 7605 2332 15 10.500 7605 2332 15 10.500 7605 2332 15 10.500 7605		5	9500	(174	2037	
15 10 500 7605 2510 20 9800 7066 2332 25 7056 2332 10 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3832 1263 J11 (Mo) npt v, MM/c J1315 25 5300 3832 1263 J11 (Mo) npt v, MM/c J11 (Mo) npt v, MM/c J15 10 500 7065 2332 J20 9800 7056 2332 J15 J17 (Mo) npt v, MM/c J17 (Mo) npt v, MM/c J11 (Mo) npt v, MM/c		10	8500	01/4	2038	
20 9800 7066 2332 JII (Cr) npu v, MM/c $JII (Cr) npu v, MM/c$ 100 5600 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 21 5300 3832 1263 25 5300 6174 2037 25 8500 6174 2037 15 10500 7056 2332 15 10500 7056 2332 26 9800 7056 2332 27 9800 7056 2332 28 9000 7056 2332 10 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 10 9800 7056		15	10 500	7605	2510	
25 9600 7056 2.332 JJI (Cr) при v, мм/с 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 ЛЛ (Mo) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 25 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 25 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 <		20	0000	7066	2222	
JЛI (Сг) при v, мм/с 5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 ЛЛ (Мо) при v, мм/с ЛЛ (Мо) при v, мм/с		25	9800	7056	2552	
5 5200 3763 1240 10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 JJT (Mo) при v, мм/c JJT (Mo) при v, мм/c 5 8500 6174 2037 JJT (Mo) при v, мм/c 20 9800 7056 2332 25 9800 7065 2332 25 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 15 9000 6517 2148 10			ЛЛ (Cr) I	при v, мм/с		
10 5600 4057 1337 15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 JJI (Mo) при v, мм/c 5 8500 6174 2037 5 8500 6174 2037 15 10 500 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7065 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7665 2332 15 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7605 2510 2148 10 9300 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 </td <td></td> <td>5</td> <td>5200</td> <td>3763</td> <td>1240</td>		5	5200	3763	1240	
15 6100 4419 1457 20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 ЛЛ (Мо) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7065 2332 25 9800 7065 2332 25 9800 7065 2332 10 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7605 2332 117 (Nb) при v, мм/с 111 (Nb) при v, мм/с 111 (Nb) при v, мм/с 5 9000 6517 2148 10 9300 6732 2219 </td <td></td> <td>10</td> <td>5600</td> <td>4057</td> <td>1337</td>		10	5600	4057	1337	
20 5500 3989 1315 25 5300 3832 1263 JJI (Mo) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2310 20 9800 7065 2332 25 9800 7056 2332 25 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 11<(W) при v, мм/с		15	6100	4419	1457	
$\begin{array}{ c c c c c c c c c c c c c c c c c c c$		20	5500	3989	1315	
У10 ЛЛ (Мо) при v, мм/с 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7065 2332 25 9800 7065 2332 ЛЛ (W) при v, мм/с ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7056 2332 15 9800 7056 2332 10 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с 5 9000 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772<		25	5300	3832	1263	
У10 5 8500 6174 2037 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7065 2332 25 9800 7056 2332 ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7605 2510 21 10 500 7605 2510 25 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с ЛЛ (Nb) при v, мм/с 148 10 9300 6517 2148 10 9350 6772 2232 20 9350 6772 2232 25 9000 6		ЛЛ (Mo) при v, мм/с				
y10 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 9800 7065 2332 25 9800 7056 2332 ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7605 2510 25 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с 115 9000 10 9300 6517 2148 10 9350 6772 2232 20 9350 6772 2232 25 90000 6517 2148		5	8500	6174	2037	
$\begin{array}{ c c c c c c c c c c c c c c c c c c c$	У10	10	9800	7056	2332	
$\begin{array}{ c c c c c c c c c c c c c c c c c c c$		15	10 500	7605	2510	
25 9800 7056 232 ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7605 2332 15 10 500 7605 2332 25 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с 711 (Nb) при v, мм/с 7148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		20	9800	7065	2332	
ЛЛ (W) при v, мм/с 5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 7605 2510 25 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с 5 9000 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232		25		7056		
5 8000 6664 2196 10 9800 7056 2332 15 10 500 7605 2510 20 10 500 7056 2332 125 9800 7056 2332 ЛЛ (Nb) при v, мм/с 711 (Nb) при v, мм/с 10 9300 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 232 232 148		ЛЛ (W) при v, мм/с				
109800705623321510 5007605251020980070562332ЛЛ (Nb) при v, мм/слл (Nb) при v, мм/с590006517214810930067322219159500688022672093506772223225900065172148		5	8000	6664	2196	
1510 5007605251020980070562332ЛЛ (Nb) при v, мм/сЛЛ (Nb) при v, мм/с590006517214810930067322219159500688022672093506772223225900065172148		10	9800	7056	2332	
2010 3007003231025980070562332ЛЛ (Nb) при v, мм/с590006517214810930067322219159500688022672093506772223225900065172148		15	10 500	7605	2510	
25980070562332ЛЛ (Nb) при v, мм/с590006517214810930067322219159500688022672093506772223225900065172148		20		7005		
ЛЛ (Nb) при v, мм/с 5 9000 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		25	9800	7056	2332	
5 9000 6517 2148 10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		ЛЛ (Nb) при v, мм/с				
10 9300 6732 2219 15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		5	9000	6517	2148	
15 9500 6880 2267 20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		10	9300	6732	2219	
20 9350 6772 2232 25 9000 6517 2148		15	9500	6880	2267	
25 9000 6517 2148		20	9350	6772	2232	
25 900 0517 2140		25	9000	6517	2148	

Влияние лазерного легирования на прочностные характеристики углеродистых сталей

Упрочняющие технологии и покрытия. 2012. № 6

Марка стали	Вид обработки	H_{μ} , МПа	НВ, МПа	σ _в , МПа
¥8**	Объемная закалка	7400	5361	1767
	ЛЛ (V)	9300	6733	2219
	ЛЛ (Сг)	5800	4204	1386
	ЛЛ (Мо)	10 000	7252	2390
	ЛЛ (W)	10 200	7389	2435
	ЛЛ (Nb)	9000	6517	2148
*ЛЛ – лазерное легиро	вание.			



**ЛЛ – для стали У8 проводили со скоростью 15 мм/с.

Рис. 10. Влияние типа легирующего элемента и вида обработки на прочность высокоуглеродистых сталей:

 – лазерное легирование; – лазерное легирование + + азотирование

легирования с последующим азотированием представлены на рис. 11. Видно, что износостойкость после лазерного легирования либо остается неизменной, либо повышается в зависимости от типа легирующего элемента.

Таким образом, комбинированная обработка высокоуглеродистых сталей, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием, позволяет получать высокую твердость на поверхности высокоуглеродистых сталей, а также устраняет неблаго-





 – лазерное легирование;
 – лазерное легирование + + азотирование приятные растягивающие остаточные напряжения вблизи границы между зоной лазерного воздействия и материалом матрицы. Кроме того, такая комбинированная обработка позволит повысить износостойкость и теплостойкость углеродистых сталей в сравнении с лазерным поверхностным легированием.

Выводы

1. Установлены режимы лазерного легирования, позволяющие получать мелкозернистую структуру, а также структуру мелкоигольчатого мартенсита с мелкодисперсными карбидами твердостью до 14 000 МПа и глубиной до 700 мкм.

2. Предложена комбинированная технология поверхностного упрочнения высокоуглеродистых сталей, заключающаяся в лазерном легировании с последующим азотированием и позволяющая получать упрочненные слои микротвердостью до 12 000 МПа.

3. Показано, что негативное влияние лазерной обработки на характер распределения остаточных напряжений снимается азотированием.

4. Предложенная комбинированная обработка позволяет повысить износостойкость углеродистых сталей в сравнении с лазерным легированием до 1,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рыкалин Н.Н., Углов А.А. и др. 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. Sanctis M., L. Paganini et al. // Journal Heat Treat. 1984. 3. \mathbb{N}_{2} 3. P. 193–204.

4. Хаскин В.Ю., Павловский С.Ю. и др. 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. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: ООО ТИД "Аз-book", 2009. 448 с.

6. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: Издательский дом МЭИ, 2006. 214 с.

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

УДК 621.793.6-034.15

О.В. Чудина, В.А. Александров, А.А. Брежнев (Московский автомобильно-дорожный государственный университет (МАДИ)) Е-mail: chudina-madi@mail.ru

Разработка двухстадийной технологии металлизации конструкционных сталей с использованием лазерного и печного нагрева

Представлена комбинированная технология поверхностного упрочнения конструкционных сталей, включающая локальное лазерное легирование, металлизацию и азотирование. Показано, что предварительное локальное легирование позволяет снизить температуру, сократить длительность процесса металлизации и получить толщину диффузионного слоя в 2 раза больше в сравнении с традиционными методами. Азотирование металлизированной стали 40Х повышает микротвердость упрочненного слоя до 18 000 МПа.

Ключевые слова: лазерное легирование, металлизация, азотирование, поверхностное упрочнение, микротвердость.

Presented the combined technology of surface hardening of structural steels, including the local laser alloying, metallization and nitriding. It is shown that the preliminary local laser alloying can reduce the temperature, reduce the duration of the process of metallization and allows to obtain diffusion layer with the thickness of a 2 times higher than after traditional method. Nitriding of metallised steel 40X increase the microhardness of the hardened layer up to 18 000 MPa. **Keywords:** laser alloying, metallization, nitriding, surface hardening, microhardness.

Введение

Ответственные детали, от сердцевины которых требуется высокий уровень механических свойств, а от поверхности — высокая твердость и износостойкость, обычно изготавливают из мало- и среднеуглеродистых нелегированных или низколегированных сталей и подвергают поверхностному упрочнению: нитроцементации, азотированию и др. [1, 2].

В автомобиле такими деталями являются полуоси, шестерни, валы и др. Как правило, такие детали изготавливаются из среднеуглеродистых или среднеуглеродистых низколегированных сталей 35, 40, 40Х, 38ХГС и др.

Сочетание высокой твердости поверхностного слоя и вязкой сердцевины позволяет повысить предел выносливости стали и эксплуатировать детали в условиях интенсивного изнашивания и циклических нагрузок. Причем свойства азотированного слоя выше на дорогостоящих высоколегированных сталях.

Аналогичный комплекс свойств можно получить на недорогих малолегированных сталях путем создания модифицированных поверхностных слоев с высоким содержанием легирующих элементов.

Известно, что модифицирование поверхности осуществляется либо диффузионной металлизацией [2], либо поверхностным легированием с использованием источника высококонцентрированной энергии, например при лазерном нагреве [3, 4].

Диффузионная металлизация проводится в печи при температуре 950...1050 °С. Толщина металлизированного слоя невелика (50...70 мкм), причем концентрация легирующего элемента резко снижается от поверхности вглубь. Кроме того, при высоких температурах нагрева растет зерно аустенита и возможна деформация изделия. Поэтому необходимо проведение дополнительной термической и механической обработки, что усложняет технологический процесс.

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 равномерно по всей толщине. Высокие скорости нагрева и охлаждения приводят к образованию неравновесных структур с высокой микротвердостью. Недостатком лазерного легирования являются неблагоприятные растягивающие остаточные напряжения на границе между зоной лазерного воздействия и материалом матрицы, приводящие к образованию трещин в процессе эксплуатации [5, 6]. Напряжения можно уменьшить дополнительным нагревом, при этом снижается твердость упрочненных слоев.

Известно, что повышение износостойкости высоколегированных сталей достигается азотированием за счет образования дисперсных нитридов легирующих элементов [1].

С учетом изложенного выше для решения поставленной задачи предлагается комбинированная технология, сочетающая в себе перечисленные способы поверхностного упрочнения среднеуглеродистых сталей:

• локальное легирование поверхности стали при лазерном нагреве;

• металлизация в печи при пониженных температурах;

• азотирование.

Методика проведения исследований

Исследования проводили на АРМКО-железе (модельный материал) и стали 40Х. Перед обработкой поверхности образцов шлифовали и обезжиривали. Затем на поверхность наносили шликерную обмазку, состоящую из:

• порошка легирующего элемента (Cr, Ti, Ni, Al и др);

• галогенида (например, CrCl₂, NH₄Cl) для ускорения транспортных реакций при металлизации;

• порошка активированного угля, препятствующего образованию окисных пленок, которые замедляют процесс металлизации;

• в качестве связующего вещества использовали цапонлак.

Локальное легирование проводили на импульсном лазере "Квант-15" с мощностью 10 Дж и длительностью импульса 4 мс.

После лазерного легирования восстанавливали целостность шликерной обмазки, так как после лазерной обработки она нарушалась.

Металлизацию проводили в печи при температуре 700 °C в среде диссоциированного аммиака в течение 3 ч с последующим охлаждением в печи.

Азотирование осуществляли при t = 570 °C в течение 3 ч со степенью диссоциации аммиака 30 %.

Микроструктуры шлифов исследовали на микроскопе "Axiovert 25 CA". Микротвердость определяли на приборе ПМТ-3 согласно межгосударственному ГОСТ 8.063–2007 под нагрузкой 0,49 Н.

Результаты исследований и их обсуждение

Лазерное легирование является промежуточной стадией, которая позволяет создать локальные участки модифицированной поверхности. В рассматриваемом случае (шлицевые соединения полуосей) большое значение имеет величина образующихся после лазерного легирования наплывов, поскольку технология не предусматривает последующей механической обработки. Поэтому режим лазерного легирования выбирали таким образом, чтобы глубина переплава была минимальной, это позволит минимизировать неровности поверхности.

Легированные зоны являются дополнительным источником, от которого в процессе металлизации происходит диффузия легирующего элемента как на поверхности, так и вглубь детали. Кроме того, интенсификации процесса металлизации способствует наличие азота в насыщающей атмосфере, поскольку в его присутствии понижается температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Это позволило снизить температуру процесса металлизации до 700 °С и сократить длительность насыщения до 3 ч.

В процессе металлизации галогенид, находящийся в шликере, распадается на ионы галогена и Ме или NH_4 , и на поверхности детали происходит реакция:

$$\operatorname{CrCl}_2 + \operatorname{Fe} \leftrightarrow \operatorname{Cr} + \operatorname{Fe} \operatorname{Cl}_2 \uparrow$$

В результате поверхность детали насыщается легирующим элементом, причем диффузия начинается от зон лазерного легирования и идет как по поверхности, так и вглубь детали, что позволяет получить диффузионный слой толщиной 100 мкм на всей поверхности вне зависимости от сложности ее геометрии.

Для экспериментальных исследований влияния технологических параметров двухстадийной металлизации на формирование металлизированного слоя в качестве модельного материала использовали APMKO-железо. На рис. 1 (см. с. 3 обложки) представлены микроструктуры поверхностного слоя APMKO-железа после термодиффузионного хромирования в атмосфере диссоциированного аммиака при температуре 700 °С в течение 3 ч. Толщина металлизированного слоя на рис. 1, δ (см. с. 3 обложки) составляет 15...20 мкм, а на рис. 1, a — около 40 мкм. В диффузионном слое видны фазы химических соединений, по-видимому, это интерметаллидные соединения железа с хромом.

Результаты дюрометрических исследований представлены на рис. 2 и 3. Из графиков распределения микротвердости по толщине видно, что твердость металлизированного диффузионного слоя с предварительным лазерным легированием и без него отличается незначительно и составляет 4500...5000 МПа. При этом микротвердость на поверхности в 2–2,5 выше, чем в сердцевине.

Повышение микротвердости АРМКО-железа в результате двухстадийной металлизации при лазерном и печном нагреве обусловлено механизмами твердорастворного упрочнения атомами внедрения и замещения и дисперсионного упрочнения нитридами легирующих элементов. По-видимому, вклад дислокационного механизма, являющегося основным после лазерной обработки, в результате нагрева становится незначительным.

Толщина слоя эффективного упрочнения твердостью в 2 раза выше, чем в сердцевине, составляет 180 мкм в первом случае (см. рис. 2, кривая 2) против 70 мкм во втором (см. рис. 3).

На рис. 4 представлены микроструктуры стали 40X после металлизации.



Рис. 2. Распределение микротвердости по толщине после металлизации АРМКО-железа хромом в атмосфере диссоциированного аммиака (T = 735 °C; $\tau = 3$ ч):

І – вне зоны лазерной металлизации; 2 – внутри зоны лазерной металлизации



Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине после термодиффузионного легирования хромом АРМКО-железа (T = 1000 °C; $\tau = 3$ ч)

Для сравнения были проведены исследования образцов из стали 40Х, подвергнутых металлизации по тем же режимам, но без лазерного легирования. На рис. 5 видно, что толщина диффузионного слоя не превышает 40 мкм.

Результаты дюрометрических исследований представлены на рис. 6, 7. Из графиков распределения микротвердости по толщине видно, что твердость металлизированного диффузионного слоя с предварительным лазерным легированием и без него отличается незначительно и составляет 12 000...13 000 МПа. Микротвердость поверхности значительно выше, чем в сердцевине, и сопоставима с твердостью закаленной легированной стали. Глубина слоя эффективного упрочнения (твердостью выше 5000 МПа) составляет около 120 мкм в



Рис. 4. Микроструктуры стали 40Х после лазерного и термодиффузионного поверхностного легирования в атмосфере диссоциированного аммиака (T = 735 °C; $\tau = 3$ ч): a - в лазерной зоне; $\delta - в не лазерной зоны$



Рис. 5. Микроструктура стали 40Х после термодиффузионного легирования без предварительного лазерного легирования (T = 1000 °C; $\tau = 3$ ч)

первом случае (см. рис. 6) против 60 мкм во втором (см. рис. 7).

Для исследования влияния плотности расположения зон лазерного легирования на толщину уп-



Рис. 6. Распределение микротвердости по толщине после металлизации стали 40X (T = 735 °C; $\tau = 3$ ч):





Рис. 7. Распределение микротвердости по толщине стали 40X после термодиффузионного легирования без предварительного лазерного легирования ($T = 1000 \text{ °C}; \tau = 3 \text{ ч}$)

Рис. 9. Микроструктура стали 40Х после двухстадийной металлизации $(T = 735 \,^{\circ}\text{C}; \tau = 3 \,^{\circ}\text{u})$ с последующим азотированием $(T = 570 \,^{\circ}\text{C}; \tau = 3 \,^{\circ}\text{u})$ (×100)



рочненного слоя при двухстадийной поверхностной обработке проводили следующие эксперименты. Лазерное поверхностное легирование образцов из стали 40X хромом осуществляли при энергии импульса E = 15 Дж, продолжительности импульса 4 мс и степени расфокусировки $\Delta F = 0$, при этом диаметр зон лазерного легирования d = 1 мм. В процессе эксперимента изменяли только число зон лазерного легиро-





вания на единицу площади поверхности S = 0...8 ед./см². Термодиффузионное легирование проводили в атмосфере диссоциированного аммиака при температуре T = 735 °C и времени $\tau = 3$ ч.

Результаты исследования показали, что при отсутствии зон лазерного легирования толщина металлизированного слоя после термодиффузионного насыщения хромом составила ~ 40 мкм; при увеличении плотности расположения зон лазерного легирования до 4 ед./см² толщина упрочненного слоя увеличилась до ~ 80 мкм. При увеличении плотности расположения зон лазерного легирования от 4 до 6 ед./см² толщина упрочненного слоя возрастает до ~ 120 мкм. Дальнейшее увеличение плотности расположения лазерных зон практически не влияет на толщину металлизированного слоя (рис. 8, см. с. 3 обложки).

Для достижения более высокого уровня упрочнения, а следовательно, износостойкости, способности к прирабатыванию, снижения коэффициента трения после металлизации проводили азотирование. Известно, что ε-фаза, образующаяся на поверхности в процессе азотирования, обеспечивает хорошую прирабатываемость, снижает коэффициент трения и повышает задиростойкость изделий [1, 2].

Азотирование металлизированной стали 40Х повышает микротвердость упрочненного слоя до 18 000 МПа (рис. 9, 10). Видно, что под металлизированным слоем твердость достаточно высока (13 000 МПа), что невозможно достичь в предлагаемой технологии без азотирования. При этом толщина слоя эффективного упрочнения (с твердостью выше 10 000 МПа) составляет порядка 170 мкм, что больше слоя эффективного упрочнения после лазерного легирования и металлизации без последующего азотирования.

По-видимому, это связано с дальнейшей диффузией легирующего элемента вглубь и образованием дисперсных нитридов в процессе азотирования.

Выводы

1. Показана возможность формирования высоколегированного диффузионного слоя с высоким комплексом свойств на доступных и дешевых углеродистых сталях путем реализации комбинированных способов обработки, сочетающих насыщение поверхности стали металлами и азотом.

2. Предложена двухстадийная комбинированная технология поверхностного упрочнения конструкционных сталей, заключающаяся в локальном лазерном легировании и последующей термодиффузионной металлизации в среде частично диссоциированного аммиака. 3. Показано, что предварительное локальное лазерное легирование позволяет снизить температуру, сократить длительность процесса печной металлизации и получить толщину диффузионного слоя в ~2 раза больше в сравнении с традиционными методами металлизации.

4. Двухстадийная металлизация повышает микротвердость упрочненного слоя конструкционных сталей до $\approx 10~000...14~000$ МПа в зависимости от легирующего элемента, что в 1,5–1,8 раза выше по сравнению с традиционными методами металлизации.

5. Комплексная технология двухстадийной металлизации с последующим азотированием позволяет повысить микротвердость упрочненного слоя конструкционных сталей до ≈ 16 000...18 000 МПа в зависимости от типа легирующего элемента, что позволяет применять такую обработку для ответственных деталей, работающих в условиях высоких нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: ООО ТИД "Аз-book", 2009. 448 с.

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

3. Рыкалин Н.Н., Углов А.А. и др. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

4. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

5. 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.

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

УДК [621.794+621.78]-034.14-022.532

Л.П. Шестопалова (Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)) *E-mail: ntibr@mail.ru*

Механизм формирования наноструктурированного покрытия на легированных сталях в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере

Рассмотрена технология азотирования легированных сталей в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере. Показано влияние оксидной пленки на формирование упрочненного слоя. Установлены оптимальные режимы азотирования, позволяющие получать двух-, трехслойные композиционные покрытия в соответствии с требованиями эксплуатации. Приведены результаты исследований износостойкости упрочненных покрытий. Ключевые слова: азотирование, легированные стали, оксидный барьер, наноструктурный слой.

There is technology of alloy steels' nitrating in the regulated air-ammonia atmosphere discussed in this paper. The influence of oxide film on the hardened layer formation and the optimal nitrating regimes, allowing to obtain the two-ply composite coatings in accordance with the requirements of the operation are analyzed. There are also results of investigations of the wear resistance of hardened coatings submitted.

Keywords: nitrating, alloy steels, oxide barrier, nanostructured coating.

Введение

Азотирование является наиболее распространенным в промышленности методом поверхностного упрочнения. Процесс используется для повышения надежности самых разнообразных деталей и инструмента, в том числе из легированных сталей различных структурных классов. Такие стали чаще всего подвергают азотированию для повышения твердости, износостойкости и уменьшения коэффициента трения поверхности.

Известно, что азотирование – длительный процесс [1], приводящий к большому расходу энергоресурсов и аммиака, поэтому в промышленности сохраняется тенденция минимизации затрат на производство, не снижая при этом качественных характеристик продукции.

Актуальной является задача интенсификации процессов азотирования легированных сталей, в частности трудноазотируемых хромистых сталей (1,5...13 % Cr), применяемых для деталей, работающих в агрессивных средах в условиях износа.

Методика проведения исследования

В данной статье рассмотрен механизм процесса оксиазотирования в разделенных атмосферах аммиа-

ка и воздуха, который способствует интенсификации и сокращению длительности насыщения сталей азотом в несколько раз, а также позволяет получить упрочненный слой на базе нитридов легирующего элемента (CrN) и твердого раствора азота в α -Fe с сохранением микрогеометрии поверхности.

Так как энергия образования нитридов хрома значительно ниже, чем энергия образования нитридов железа [2], то, чтобы исключить выделение нитридов железа, необходимо снизить кинетическую энергию ионов азота, участвующих в процессе азотирования.

В соответствии с этим принципом перед азотированием проводили предварительное окисление для получения на упрочняемой поверхности оксидной пленки, которая служит барьером, регулирующим энергетический потенциал активных ионов азота при последующем азотировании легированных хромистых сталей. Оксидные пленки получали на упрочняемой поверхности в процессе предварительного оксидирования в атмосфере воздуха.

Представляет интерес исследование механизма образования барьерной оксидной пленки, так как структура и фазовый состав оксидной пленки оказывают определяющее влияние на кинетику последующего процесса азотирования. Чтобы оксидная пленка играла роль барьера, регулирующего энергетический потенциал активных ионов азота и позволяющего формировать необходимую структуру под оксидным слоем, она должна иметь соответствующую толщину, зависящую от содержания хрома в стали.

Для определения скорости роста оксидных пленок был проведен эксперимент по длительному (2 ч) окислению сталей с различным содержанием хрома в атмосфере воздуха в интервале температур 450...591 °C. При этом учитывали данные работы [3], в которой показано, что при низкотемпературном окислении существенных изменений в структуре и толщине оксидного слоя не наблюдается. Последующее азотирование проводили при 520...591 °C в среде аммиака со степенью диссоциации 30...45 %.

Кинетику роста оксидной пленки контролировали по удельному привесу образцов $\Delta P/S$, где ΔP – увеличение массы образца в результате окисления, г; *S* – площадь поверхности образца, см². Перед началом окисления площадь поверхности образцов измеряли жидкостным планиметром.

Полагая, что поверхность образца покрыта оксидной пленкой равномерно, ее толщину определяли как функцию объема оксида и площади образца. При определении оптимальной толщины оксидной пленки исходили из того, что процесс должен проводиться в интервале полного отсутствия всех нитридов и зарождения нитридов железа. Учитывали, что если толщина пленки больше оптимальной, то азотирование не происходит, а если меньше, — то протекает стандартный процесс азотирования с образованием нитридов железа.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам определения $\Delta P / S$ были построены функциональные зависимости:

$$\Delta P/S = f(\sqrt{\tau}),$$

где т – время выдержки, мин.

Установлена параболическая зависимость окисления для всех исследованных Fe–Cr-сплавов в исследуемом диапазоне температур.

В результате эксперимента установлено, что наиболее равномерная и оптимальная по составу и толщине оксидная пленка на всех образцах образуется при температуре 550 °С через 15 мин. Проведенные расчеты позволили установить зависимость толщины оксидной пленки от содержания Сг в стали (рис. 1). Как видно из рис. 1, в высокохромистых сталях толщина оксидной пленки находится в наноразмерном диапазоне.

Установлено, что скорость насыщения слоя азотом в хромистых сталях после предварительного окисления также подчиняется параболическому закону. При повышении содержания хрома в двойных Fe-Cr-сплавах увеличивается растворимость азота, что приводит к увеличению количества поглощаемого азота, определяемого по привесу.

Модель формирования оксидной пленки на стали при изотермической выдержке в атмосфере воздуха основана на классических представлениях о механизмах ХТО. Процесс начинается с диссоциации молекул кислорода на ионы, затем происходит их адсорбция на поверхности и диффузия вглубь металла (рис. 2). Скорость проникновения атомов кислорода



Рис. 1. Зависимость толщины оксидной пленки, формируемой на поверхности перед азотированием, от содержания хрома в стали



Рис. 2. Схема формирования оксидной пленки на поверхности хромсодержащей стали при изотермической выдержке в атмосфере воздуха

в металл определяется классическим уравнением диффузии

$$\frac{\mathrm{d}n}{\mathrm{d}t} = D \frac{\partial^2 n}{\mathrm{d}x^2},$$

где *n* – концентрация кислорода;

t – время;

- *D* коэффициент диффузии;
- *x* пространственная координата.

По мере достижения концентрации кислорода, близкой к его стехиометрическому содержанию, в оксиде происходит фазовое превращение с образованием оксида железа. Таким образом, формируется тонкая пленка оксидов железа. На рис. 3 показана оксидная пленка на поверхности, снятая на сканирующем электронном микроскопе "SUPRA 55". Толщина ок-



Рис. 3. Микроструктура стали с оксидной пленкой на поверхности



Рис. 4. Послойные дифрактограммы стали Р6М5 после азотирования при 550 °C, 45 мин через оксидный барьер (*h* – расстояние от поверхности)

сидной пленки соответствует расчетной (см. рис. 1) и равна ~ 80...90 нм.

Методом рентгеноструктурного анализа поверхности образцов исследуемых сталей установлено, что формирующаяся оксидная пленка содержит в основном оксид Fe₂O₃ (рис. 4).

Послойный рентгеноструктурный анализ дает картину изменения фазового состава по глубине (см. рис. 4). В приповерхностной зоне наблюдаются оксиды железа и α -Fe. По мере удаления вглубь оксиды исчезают, остается только твердый раствор легирующих элементов и азота с различной концентрацией в α -Fe, о чем можно судить по изменению ширины и высоты дифрактограмм. Дифракционный максимум (110) смещается в сторону больших углов отражения θ и на глубине ~43 мкм соответствует исходному состоянию для стали P6M5.

Методом электронной спектроскопии получены кривые распределения элементов по толщине образцов. Толщину оксидного слоя оценивали по протяженности участка кривой с повышенной концентрацией кислорода. Так, в стали 20Х3МВФ толщина оксидной пленки составляла около 200 нм (рис. 5), что близко к расчетной величине (см. рис. 1).

Механизм последующего образования азотированного слоя зависит от параметров оксидной пленки и времени азотирования.



Рис. 5. Концентрационные профили элементов в стали $20X3MB\Phi$ после оксидирования и азотирования при 540 °C, 45 мин

Модель формирования зоны внутреннего азотирования под оксидным барьером в двойных Fe—Cr-сплавах позволяет прогнозировать фазовый состав слоя. Механизм образования азотированного слоя под оксидной пленкой связан со следующими эффектами.

В связи с тем что свободные электроны значительно легче эмитируют из оксидов, чем из металлов [3, 4], ионизация аммиака над оксидной пленкой протекает более интенсивно. Из-за эмиссии ионов из оксидной пленки вокруг изделия создается электрическое поле, ускоряющее движение образовавшихся ионов азота к поверхности. Если толщина оксидной пленки достаточно мала (пленка наноразмерна), то определенная часть ионов азота проникает через нее к металлу, теряя при этом кинетическую энергию. Это приводит к формированию азотированного слоя под оксидной пленкой с выделением нитридов с наименьшей теплотой образования.

Таким образом, оксидная пленка, с одной стороны, служит источником потока электронов, ионизирующего газ насыщающей атмосферы, с другой – буферной зоной, поглощающей часть кинетической энергии ионов этой атмосферы и способствующей образованию азотированного слоя заданного фазового состава. Степень потери энергии ионами азота регулируется толщиной сформированного оксидного барьера, который, как это было показано, зависит от концентрации легирующего элемента (хрома) в стали.

Модель позволяет определить условия для формирования зоны внутреннего азотирования в хромистых сталях, состоящей только из нитридов хрома без выделения нитридов железа. В связи с тем что теплота образования нитридов железа Fe₄N, Fe₂N (-11 и -4 кДж/моль соответственно) значительно выше, чем



Рис. 6. Схема формирования упрочненного слоя под оксидой пленкой при азотировании хромсодержащей стали

теплота образования нитрида хрома CrN (–118 кДж/моль), для их образования потребуется более высокая энергия активных ионов азота. Кинетической энергии ионов азота, проникших через оксидный барьер, хватает на образование CrN, но не достаточно для образования нитридов железа. Под оксидной пленкой формируется модифицированный слой, состоящий из твердого раствора азота в α -Fe и дисперсных нитридов хрома (рис. 6).

В результате на поверхности образуется двухслойное композиционное покрытие: поверхностный слой оксида Fe_2O_3 и зона внутреннего азотирования, состоящая из легированного азотом феррита и дисперсных частиц нитридов легирующих элементов (прежде всего CrN). Такое покрытие образуется при кратковременном азотировании (менее 1 ч).

С увеличением времени азотирования (более 1,5 ч) толщина диффузионного слоя увеличивается и образуется упрочненный слой, разделенный оксидной пленкой на две зоны, формируется трехслойное композиционное покрытие: поверхностный слой из нанопорошка є-фазы, под ним наноразмерный оксидный слой и зона внутреннего азотирования с когерентными выделениями нитридов хрома (рис. 7).

Экспериментально установлено, что при длительном азотировании высокохромистых сталей над оксидным слоем формируется порошкообразный слой высокоазотистой ε-фазы. Формирование порошкообразной субстанции можно объяснить тем, что образование нитридов происходит дискретно, а температура плавления нитридов значительно выше, чем температура азотирования, спекания частиц не происходит, в результате наблюдается низкая прочность связи с ок-



Рис. 7. Концентрационные профили элементов в стали 40X13 после оксидирования и азотирования при 580 °C, 4 ч

сидом и соответственно с поверхностью. Размер порошка составляет ~40...60 нм и является естественной смазкой при работе изделий на износ.

Схема образования на поверхности слоя тонкодисперсного порошка нитрида железа показана на рис. 8. Нитридный слой может образоваться только в том случае, если на поверхности оксида находится железо, которое вступает во взаимодействие с азотом. Можно предположить, что благодаря градиенту концентраций часть атомов железа диффундирует наружу через пленку. Возможен также процесс восстановления железа водородом из оксидной пленки.

Для зоны внутреннего азотирования, располагающейся под оксидной пленкой, характерна повышенная концентрация азота (см. рис. 5, 7). Определенная часть этого азота растворена в феррите, о чем свидетельствует изменение параметра кристаллической решетки твердого раствора, измеренное при послойном рентгеноструктурном анализе по уширению и смещению пиков α-Fe на дифрактограммах (см. рис. 4).

При исследовании служебных характеристик упрочненных через энергетический оксидный барьер

изделий с оксидной пленкой на поверхности можно отметить, что ее наличие способствует лучшей прирабатываемости изделий, снижает склонность к схватыванию (холодной сварке) при контакте трущихся поверхностей. Присутствие на поверхности порошкообразной субстанции из нитридов железа увеличивает износные свойства изделий. Коэффициент трения поверхности в сравнении с классическим азотировани-



Рис. 8. Схема формирования порошкообразной ε-фазы над оксидной пленкой в процессе длительной выдержки при азотировании хромсодержащей стали

ем значительно понизился, а износостойкость повысилась: в условиях трения скольжения без смазки в 4—4,5 раза, в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания в 2—2,5 раза (рис. 9).

В работах [5–7] отмечается, что для защиты поверхности трения от схватывания необходимо образование поверхностных пленок вторичных оксидных структур (твердых растворов кислорода или оксидов), т.е. требуется высокое сродство к кислороду активированной в процессе трения поверхности.

Формирование оксидного слоя, "опирающегося" на твердую зону внутреннего азотирования с высокими антифрикционными характеристиками, не склонного к схватыванию, очень важно для работоспособности узла трения в начальный период износа, когда локальные давления чрезвычайно велики значительно выше, чем при установившемся износе



Рис. 9. Износостойкость стали 40X13, азотированной через оксидный барьер (1) и по классической технологии (2) в условиях трения без смазки (а) и гидроабразивном износе (б)

[6]. Оксидная пленка, образованная на поверхности, также может улучшать коррозионные свойства изделий [8, 9].

Выводы

1. Предложен эффективный способ упрочнения легированных сталей, заключающийся в азотировании с предварительным окислением поверхности. Это позволило интенсифицировать процесс азотирования.

2. Показано, что сформированная на поверхности оксидная пленка является регулятором формирования модифицированного поверхностного слоя: с одной стороны, служит источником потока электронов, ионизирующего газ насыщающей среды, с другой — энергетическим барьером, поглощающим часть кинетической энергии ионов этой атмосферы и тем самым позволяющим сформировать упрочненный слой из нитридов легирующих элементов.

3. Установлено, что при азотировании легированных сталей в регулируемой воздушно-аммиачной атмосфере возможно получать фазовый состав модифицированного поверхностного слоя в соответствии с требованиями условий эксплуатации. Определены закономерности строения модифицированного слоя в зависимости от длительности насыщения:

• при кратковременном азотировании (менее 1 ч) образуется двухслойное композиционное покрытие: поверхностный слой оксида Fe_2O_3 и зона внутреннего азотирования, состоящая из легированного азотом феррита и/или дисперсных частиц нитридов легирующих элементов (прежде всего CrN);

• при длительном азотировании (более 1,5 ч) образуется трехслойное композиционное покрытие: поверхностный слой из нанопорошка є-фазы, под ним наноразмерный оксидный слой и зона внутреннего азотирования с когерентными выделениями нитридов хрома.

4. Показано, что обработка легированных сталей по разработанной технологии повышает износостойкость в сравнении с классическим азотированием: в условиях трения скольжения без смазки в 4–4,5 раза, в условиях абразивного и гидроабразивного изнашивания 2–2,5 раза. Наличие оксидной пленки способствует лучшей прирабатываемости, снижает склонность к схватыванию при контакте трущихся поверхностей деталей, образующийся на поверхности нанопорошок нитридов железа играет роль естественной смазки при работе деталей на истирание.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. Самсонов Г.В. Нитриды. Киев: Наукова думка, 1969. 380 с.

3. **Фромм Е.** Газы и углерод в металлах / Пер. с нем. под ред. Б.В. Линчевского. М.: Металлургия, 1980. 711 с.

4. **Артемьев В.П., Шатинский В.Ф.** Ускорение диффузии в металлах // 3-е Собрание металловедов России: тез. докл. Рязань: МГЦНТИ, 1996. С. 27–28.

5. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Структура и прочность азотированных сплавов. М.: Металлургия, 1982. 160 с.

6. Беркович И.И., Громаковский Д.Г. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения: учебник для вузов. Самара: Изд-во Самарского гос. техн. ун-та, 2000. 268 с.

7. Современная трибология. Итоги и перспективы / под ред. К.В. Фролова. М.: Изд-во ЛКИ, 2008. 476 с.

8. **Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э.** Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. М.: Наука, 1981. 352 с.

9. Криштал М.А., Волков А.И. Многокомпонентная диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1985. 176 с.



УДК 621.785.5-034.15:26

Л.П. Шестопалова (Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)) E-mail: ntibr@mail.ru

Исследование модифицированного слоя легированных сталей после химико-термической обработки в разделенных атмосферах аммиака и воздуха

Показаны результаты тонких методов исследований структуры упрочненного слоя после азотирования в разделенных атмосферах аммиака и воздуха. Обсуждается механизм формирования слоя, особенности его структуры и фазового состава.

Ключевые слова: регулируемая структура, оксидная пленка, твердый раствор, нанопорошок, тонкодисперсные нитриды.

The hardened layers nitrated in the separated atmospheres of ammonia and air, were studied by the refined methods. There are results of studies submitted and the mechanism of the layer formation, especially its structure and phase composition, discussed.

Keywords: adjustable structure, oxide film, solid solution, nanopowder, finely dispersed nitrides.

Введение

В процессе эксплуатации наиболее интенсивным внешним воздействиям подвергаются поверхностные слои деталей и инструмента, поэтому зачастую структура и свойства именно поверхностных слоев определяют уровень работоспособности изделий в целом.

Одним наиболее широко используемым способом поверхностного упрочнения является химико-термическая обработка, в частности азотирование, которое позволяет сформировать на поверхности стальных изделий слой с повышенными твердостью и износостойкостью.

При азотировании металлов образуется многослойный диффузионный слой [1–3]. Структура слоя и его фазовый состав определяют эксплуатационные свойства азотированных изделий. Поэтому большое значение приобретают совершенствование процесса азотирования и создание различных технологических вариантов, которые позволяют получить заданную структуру и фазовый состав азотированного слоя, обеспечивающие оптимальные характеристики упрочняемых материалов.

В МАДИ был разработан процесс азотирования с предварительным окислением упрочняемой поверхности, позволивший значительно улучшить физико-механические характеристики слоя и сохранить исходный размер изделия, что особенно важно для прецизионных деталей.

Цель работы — исследование структуры, химического и фазового состава упрочненного слоя, полученного после азотирования с предварительным окислением.

Методика проведения исследований

Экспериментальные исследования упрочненной поверхности для получения информации о строении, свойствах и фазовом составе азотированных слоев проводили методами металлографического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа, электронно-растровой микроскопии и электрографии.

В статье рассмотрены свойства азотируемых легированных сталей различных классов: перлитного (40X, 40ХФА, 30ХМВС, 20Х3МВФ, 30Х3МФ1, 20Х3ВА, 38ХНМФА), мартенситного (40Х9С2, 20Х13, 30Х13, 40Х13), ферритного (08Х13), мартенситно-ферритного (12Х13), ледебуритного (Х12М, P6М5) и др., при упрочнении которых необходимым условием являлось сохранение микрогеометрии поверхности. Для этого в процессе азотирования формировали упрочненный слой, состоящий только из зоны внутреннего азотирования из нитридов легирующих элементов (в основном CrN) и твердого раствора азота в α -Fe.

Результаты исследований и их обсуждение

Было установлено, что после такой обработки на поверхности образуется композиционное покрытие, строение которого зависит от состава стали и режимов процесса. После кратковременного азотирования на поверхности образуется двухслойное покрытие: наноразмерная оксидная пленка, под которой распо-



Рис. 2. Оксидная пленка на поверхности стали и спектр элементов, снятый с отмеченного прямоугольником фрагмента (×24 000)

лагается зона внутреннего азотирования (рис. 1, *a*, см. с. 2 обложки).

На рис. 2 показана оксидная пленка, снятая на сканирующем электронном микроскопе "HITACHI S-88" с рентгеноспектральным анализатором INCA X-ACT. Наличие пиков О и Fe на рентгенограмме подтверждает образование оксида. Рентгеноструктурный анализ показал наличие оксида железа Fe_2O_3 (рис. 3).

В результате длительного азотирования формируется трехслойное покрытие: над оксидным слоем располагается порошкообразный нитридный слой, под оксидным слоем — зона внутреннего азотирования (рис. 1, *б*, см. с. 2 обложки). При более детальном изучении упрочненного слоя стали 40Х13 в рассеянных электронах на сканирующем микроскопе EVO-40 фирмы Karl Zeiss можно наблюдать оксидную пленку



Рис. 4. Модифицированный слой стали 40X13 в рассеянных электронах:

1 – нанопорошок Fe₂₋₃N; 2 – оксид Fe₂O₃; 3 – зона внутреннего азотирования

в виде тонкой белой полосы, разделяющую зону химических соединений и зону внутреннего азотирования. При увеличении напряжения на образце, на оксидной пленке, как на любом диэлектрике, начинают скапливаться электроны, пленка вызывает свечение, которое хорошо видно на рис. 4.

На поверхности образуется порошкообразный слой — высокоазотистая є-фаза, наличие которой определяется визуально по серебристо-серому цвету и подтверждается электронной микроскопией и методом рентгеноструктурного анализа. Дифракционный анализ поверхности стали 40Х13 показал наличие є-фазы с разной концентрацией азота: 9 и 7 % (рис. 5).

В работах [4, 5] авторы отметили характерную особенность нитридной є-фазы, возникающей при азотировании на поверхности образцов и проявляющейся в



Рис. 3. Фрагмент дифрактограммы с поверхности оксидной пленки стали 20ХЗМВФ (t_{a3} = 540 °C, т_{а3} = 45 мин)



Рис. 5. Строение порошкообразной ε -фазы на поверхности стали 40X13 (*a*) и фрагмент дифрактограммы (δ) с поверхности нитридного порошкообразного слоя





Рис. 6. Участок зоны внутреннего азотирования в стали 40X13 и спектр элементов, снятый с отмеченного фрагмента структуры

большой химической неоднородности. О неоднородности этой фазы судили по весьма существенному размытию интерференционных линий, а также по их раздвоению при увеличении времени азотирования на рентгенограммах высокотемпературной съемки. Наблюдаемые эффекты авторы связывали с перераспределением азота и образованием двух изоморфных решеток є-фазы с различным содержанием азота 9 и 7 %.

Перераспределение азота приводило к образованию нитридов состава, близкого к $Fe_2N(\epsilon_1)$ и $Fe_3N(\epsilon_{11})$. Получение ϵ -фазы с разной концентрацией азота по предложенной методике можно объяснить тем, что при азотировании с предварительным окислением состав ϵ -фазы формировался дискретно, а не непрерывно. Образовавшиеся на поверхности нитриды представляют собой порошкообразную субстанцию разной размерности, имеющую низкую прочность связи с поверхностью, в результате порошок при необходимости легко счищается с поверхности.

Цветное изображение слоя на стали 20Х3МВФ, обработанное методом электрографии (рис. 1, *a*, см. с. 2 обложки), свидетельствует о неоднородности зоны внутреннего азотирования, т.е. о наличии в твердом растворе нитридных фаз, природа которых меняется по глубине слоя. Предполагается, что в соответствии с термодинамической активностью нитридообразующих элементов от поверхности в глубь слоя возможно образование нитридов хрома, молибдена, вольфрама и ванадия. Цветное электрографическое изображение зоны внутреннего азотирования в стали 40Х13 (рис. 1, δ , см. с. 2 обложки), напротив, свидетельствует о ее однородности.

Учитывая высокое содержание хрома и азота, следует ожидать выделения в слое мелкодисперсных нитридов хрома, которые не выявляются при дифракционном исследовании. Рентгеноспектральный анализ структурного фрагмента размером 300...350 нм непосредственно под оксидной пленкой показал преимущественное наличие в нем азота и хрома (рис. 6), что говорит в пользу образования нанодисперсных нитридов хрома.

Проведенное после длительного азотирования старение вызвало коагуляцию частиц нитридов, что позволило выявить их наличие на дифрактограмме (рис. 7, *a*). Выделения CrN могут быть как когерентными, так и некогерентными с матрицей (рис. 7, δ).



Рис. 7. Фрагмент дифрактограммы "состаренной" зоны внутреннего азотирования стали 40X13 (*a*) и выделения CrN (*б*)

Выводы

1. Экспериментально установлено, что в процессе химико-термической обработки в разделенных атмосферах аммиака и воздуха упрочняемой поверхности образуется композиционное покрытие, строение которого зависит от состава стали и режимов процесса. После кратковременного азотирования образуется двухслойное покрытие, а в результате длительного азотирования — трехслойное.

2. Получение оксидной пленки позволяет регулировать фазовый состав модифицированного поверхностного слоя в соответствии с требованиями условий эксплуатации.

3. Методами металлографического, электрографического, рентгеноструктурного, микрорентгеноспектрального анализа, электроннорастровой микроскопии определены закономерности строения модифицированного слоя в зависимости от длительности насыщения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

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

3. Лахтин Ю.М. Диффузионные ос-

новы процесса азотирования // Металловедение и термическая обработка металлов. 1995. № 7. С. 14–17.

4. Лахтин Ю.М. Регулирование фазового состава и содержания азота в нитридном слое при азотировании стали 38Х2МЮА // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 1. С. 6–11.

5. Siebert S. Слои с высоким содержанием азота на нержавеющей стали, полученные азотированием твердого раствора // Cercle etud. Metaux. 1995. Vol. 16. № 10. P. 21.1–21.9.

6. **Poirier L., Corre Y., Lebrun J.P.** Solution to improve the surface hardness of stainless steels without loss of their corrosion resistance // Proc. 11 Congr. Int. Fed. Heat Treat and Surface Eng. and 4th ASM Heat Treat and Surface Eng. Conf. Eur. Florence: Milano. 1998. Vol. 1. P. 321–330.



ООО "Издательство Машиностроение", 107076, Москва, Стромынский пер., 4. Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru. Tелефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97. Дизайнер Подживотов К.Ю. Технический редактор Жиркина С.А. Корректоры Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е. Сдано в набор 04.04.12 г. Подписано в печать 21.05.12 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 6,70. Заказ 265. 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

ИЗДАТЕЛЬСТВО МАШИНОСТРОЕНИЕ ТЕХНИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА

учебное пособие в 4 кн. Под ред. **Д.В. Чернилевского** 2012 г. Формат 60х88 1/16 ISBN 978-5-94275-602-4 Цена за комплект из 4 книг 1000 р.



Кн. 1. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА. Н.В. Ладогубец, Э.В. Лузик

Содержит основные положения, формулы и законы, используемые при изучении курса "Теоретическая механика", включая динамику материальной точки и динамику материальной системы и твердого тела. Даны алгоритмы решения задач, вопросы для самоконтроля и тестовые задания.

Кн. 2. СОПРОТИВЛЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ. В.В. Астанин

Изложены основные вопросы расчетов на прочность элементов машин и сооружений Приведены примеры решения типовых задач на растяжение и сжатие, сдвиг, кручение, изгиб, сложное сопротивление, повторно-переменные и динамические нагрузки.





Кн. 3. ОСНОВЫ ТЕОРИИ МЕХАНИЗМОВ И МАШИН. Я.Т. Киницкий

Изложены основные понятия и определения курса, структура и классификация механизмов и машин, общие методы кинематического и динамического исследования механизмов, приведены некоторые сведения из теории регулирования движения машин и уравновешивания механизмов.

Кн. 4. ДЕТАЛИ МАШИН И ОСНОВЫ ПРОЕКТИРОВАНИЯ. Д.В. Чернилевский

Изложены основные сведения о технологических функциях механизмов, их кинематических и силовых возможностях, достоинствах и недостатках, позволяющих технологу производственных процессов провести анализ и синтез при принятии решения в процессе разработки технического задания на совершенствование существующих конструкций машин или вновь проектируемых машинных комплексов.



Для студентов высших технических учебных заведений, изучающих курсы "Сопротивление материалов" и "Техническая и прикладная механика".

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку: по ночте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru Дополнительная информация по телефонам: (499) 269-52-98, 269-66-00 и на сайте WWW.MASHIN.RU

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

«Упрочняющие технологии и покрытия»

Статьи в журнале публикуются бесплатно.

Объем статьи, предлагаемой к публикации, не должен превышать **20 страниц** машинописного текста, напечатанного на белой бумаге формата А4 на одной стороне листа через два интервала.

В редакцию предоставляются в двух экземплярах:

🗸 Текст статьи, подписанный всеми авторами, с указанием даты представления

✓ Иллюстрации, подписанные на обороте карандашом, с указанием номера иллюстрации и названия статьи

- ✓ Перечень подрисуночных подписей
- ✓ Аннотация (5–10 строк) на русском и английском языке
- ✓ Ключевые слова на русском и английском языке
- ✓ Фамилия, инициалы авторов и название статьи на английском языке

✓ Сведения об авторах (фамилия, имя, отчество, ученая степень, место работы, занимаемая должность, домашний и служебный адреса и телефоны, факс и e-mail, также паспортные данные, ИНН, ГПС)

Статьи, набранные на компьютере, желательно представлять как в виде распечатки на принтере, так и в файловом виде на дискете 3,51 или по e-mail. Текст в формате Microsoft Word (Times New Roman, 12-й кегель, два интервала), иллюстрации в виде отдельных файлов TIFF, DMH, JPEG, CDR с максимально возможным разрешением. В статье рекомендуется указать поставленную цель, задачи, пути их решения и сделать соответствующие выводы. Если предложенная методика, разработка и т.д. имеют практическую ценность, очень желательно это подчеркнуть в статье.

Формулы, буквенные обозначения, цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми. Сходные по начертанию буквы (прописные и строчные, латинского и греческого алфавита) следует пояснять на полях простым карандашом.

Иллюстрации выполняются с учетом последующего воспроизведения их средствами оперативной полиграфии (с использованием сканера): штриховые (чертежи, схемы, графики, рисунки) – четкое, контрастное изображение на плотной бумаге; тоновые (фотографии) – на матовой бумаге с высокой контра стностью.

Список литературы составляется по порядку ссылок в тексте и оформляется следующим образом: для книг и сборников – фамилии и инициалы авторов, полное название книги (сборника), город, издательство, год желательно общее число страниц; для журнальных статей – фамилии и инициалы авто ров, полное название статьи, название журнала, год, том, номер страниц. Если число авторов более четырех, то необходимо указывать первых трех со словами "и др.". Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений.

> Материалы, присланные в редакцию, обратно не высылаются. Срок публикации статьи с момента получения рукописи – 4–5 месяцев. Все статьи проходят рецензирование.

> 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4, ООО "Издательство Машиностроение", редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия" **Телефоны:** (499) 268-40-77, 269-54-96. **Факс:** (499) 268-85-26, 269-48-97 **E-mail:** utp@mashin.ru

