ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (47)
ноябрь
2008

Издается с января 2005 г.

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

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

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

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

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

Редакция:
Л.Т. МАРТЫНЕНКО
И.В. СИНЦОВА
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (495) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Табаков В.П., Смирнов М.Ю., Циркин А.В., Чихранов А.В. Исследование теплового и напряженного состояний твердосплавного режущего инструмента с трехэлементными покрытиями . . . 3

Камышанченко Н.В., Гальцев А.В., Неклюдов И.М. Влияние деформационного старения на структурное и поверхностное состояния никеля высокой чистоты . . . 9

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Домбровский Ю.М., Пустовойт В.Н., Мульчин В.В. Выбор материала и метода термической обработки для получения трубного ферритно-мартенситного композита . . . 16

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Лейви А.Я., Майер А.Е., Яловец А.П., Шулов В.А. Влияние параметров облучения сильноточными импульсными пучками заряженных частиц и исходного состояния поверхности твердотельных мишеней на их микрорельеф . . . 22

ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Мордовин А.И., Фомина Л.П., Смирнов А.Е., Рыжов Н.М. Анализ эффективности газовых сред при вакуумной цементации . . . 31

МЕТОДЫ НАНЕСЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ

Злобин С.Б., Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А. Детонационное напыление и исследование свойств покрытий из сплавов на никелевой основе и чугуна . . . 36

Сорокин В.М., Суслик М.Е., Танчук С.С. Технологическое и расчетное обеспечение при послойном натирании и упрочнении твердых смазок на внутренних поверхностях цилиндров . . . 42

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Бледнова Ж.М., Чаевский М.И., Русинов П.О. Методические подходы и новые технические решения для формирования наноструктурированных поверхностных слоев в условиях высокого градиента температур . . . 46

Сухочев Г.А., Кадырметов А.М. Экспериментальные исследования параметров управляемости процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий . . . 53

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

© Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2008

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (47)
November
2008

Since 2005, January

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

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

Editorial Assistants:
I.N. ZHESTKOVA
Dr of Phys. Math. Sci.
V.Yu. FOMINSKY

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

Editorial council:
Yu.P. ANKUDIMOV
A.P. BABICHEV
V.P. BALKOV
S.N. GRIGORIEV
V.Yu. ZAMYATIN
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
F.I. PANTELEENKO
Yu.V. PANFILOV
H.M. RAHIMYANOV
B.P. SAUSHKIN
V.P. SMOLENTSEV
A.M. SMYSLOV
V.A. SHULOV
G.A. SUHOCHEV
V.P. TABAKOV
M.L. KHEIFETS

Edition:
L.T. MARTYNENKO
I.V. SINTSOVA
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.: (495) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77. Fax: (495) 269-48-97
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Tabakov V.P., Smirnov M.J., Tsyrkin A.V., Chihranov A.V. Research of the thermal and intense condition of carbide cutting tool with three-element PVD-coatings 3

Kamyshanchenko N.V., Galtzev A.V., Neklyudov I.M. The influence of the strain ageing on the structural and surface state of the high-pure nickel 9

THERMAL PROCESSING

Dombrovsky Y. M., Mulchin V.V., Pustovoit V.N. Methodology of a choice of a material and heat treatment for reception tubing ferrite-martensite a composite 16

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Leyvi A.Y., Mayer A.E., Shylov V.A., Yalovets A.P. The high-current pulsing charged particles beams characteristics and the initial target surface state influence on the micro-relief of solid targets after irradiation 22

CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING

Mordovin A.I., Fomina L.P., Smirnov A.E., Ryzhov N.M. Analysis of gas mediums effeciency for vacuum carburizing 31

METHODS OF DEPOSITION OF FUNCTIONAL COATINGS

Zlobin S.B., Ulianitsky V.Yu., Shtertser A.A. Detonation spraying of nickel-based and cast iron coatings and investigation of their properties 36

Sorokin V.M., Suslik M.E., Tanchuk S.S. Technological and calculation ensuring at integrated layer-by-layer deposition and strengthening of solid lubrication on internal cylindrical surfaces 42

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Blednova Z.M., Chaevsky M.I., Rusinov P.O. Methodical approaches and new technical decisionsfor formation nanostructure blankets in the conditions of a high gradient of temperature 46

Suhotchev G.A., Kadyrmetov A.M. Plasma-jet spraying and coat-strengthening processes and the experimental researches of their control parameters 53

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2008**

В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов *(Ульяновский ГТУ)*

Исследование теплового и напряженного состояний твердосплавного режущего инструмента с трехэлементными покрытиями*

Исследованы тепловое и напряженное состояния трехэлементных износостойких покрытий. Показано, что трехэлементные покрытия обеспечивают благоприятные условия распределения температур и напряжений с точки зрения работоспособности твердосплавных режущих инструментов.

Ключевые слова: *тепловое и напряженное состояния, износостойкость покрытия, режущий инструмент.*

The thermal and intense condition of three-element PVD-coatings are researched. It is shown, that three-element PVD-coatings provide distributions of temperatures favorable conditions and pressure from the point of view of working capacity of carbide cutting tools.

Key words: *thermal and intensive condition, PVD-coating, cutting tool.*

Изучение теплового и напряженного состояний режущего инструмента с покрытиями позволяет прогнозировать его работоспособность и на начальном этапе выбирать оптимальные конструкции и типы покрытий.

В данной работе исследовали тепловое и напряженное состояния твердосплавного режущего инструмента с трехэлементными нитридными покрытиями $TiMe_1Me_2N$ (Me_1 – Zr, Al и Si, Me_2 – Zr, Al, Si, Mo и Fe). Исследования проводили при точении заготовок из стали 30ХГСА режущим инструментом, оснащенным пластинами твердого сплава МК8.

Для определения контактных температур на передней и задней поверхностях инструмента использовали аналитическое решение А.Н. Резникова [1]. Исследование теплового и напряженного состояний режущего клина проводили с использованием пакета программ ANSYS. Температурные поля и напряжения в режущем клине инструмента рассматривали в главной секущей плоскости.

Установили, что применение трехэлементных покрытий на основе модифицированного нитрида титана приводит к существенному изменению контактных характеристик процесса резания. При этом степень влияния одного и того же легирующего элемента Me_2 для разных двухэлементных покрытий примерно одинакова. Введение в состав двухэлементных покрытий легирующего элемента Me_2 увеличивает длину контакта C_γ стружки с передней поверхностью инструмента (рис. 1, *а*) на 7...16 % по сравнению с покрытиями состава $TiMe_1N$. Наибольшее повышение C_γ наблюдается при дополнительном легировании покрытий хромом, железом, молибденом и цирконием, наименьшее – алюминием и кремнием. Повышение C_γ свидетельствует об увеличении коэффициента трения на передней поверхности режущего инструмента, что в свою очередь вызывает повышение степени пластической деформации материала, подтверждением чего является увеличение коэффициента укорочения стружки K_L (рис. 1, *б*). Нанесение покрытий $TiMe_1Me_2N$ вызывает увеличение коэффициента K_L на 4...9 % в зависимости от легирующего элемента.

Повышение степени пластической деформации стружки обусловливает увеличение составляющих силы резания P_x, P_y и P_z на 3...13 % в зависимости от легирующего элемента Me_2 (рис. 2).

Рост составляющих силы резания ведет к увеличению нормальной N_γ и касательной F_γ сил, действующих на передней поверхности режущего инструмента. При этом влияние легирующего элемента Me_2 на данные характеристики аналогично его влиянию на составляющие силы резания. Более значительное увеличение длины контакта C_γ при нанесении покрытий $TiMe_1Me_2N$ по сравнению с повышением значений сил резания способствует снижению средних нормальных q_N и касательных q_F удельных нагрузок, действующих на передней поверхности режущего инструмента.

Результаты исследований теплового состояния режущего инструмента приведены в табл. 1. На рис. 3 и 4 приведено влияние состава покрытий $TiZrMe_2N$ на некоторые характеристики теплового состояния режущего инструмента из твердого сплава МК8.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 2006–2008 (№ 06-08-00400) "Теоретическое и экспериментальное исследование закономерностей разрушения многоэлементных покрытий режущего инструмента".

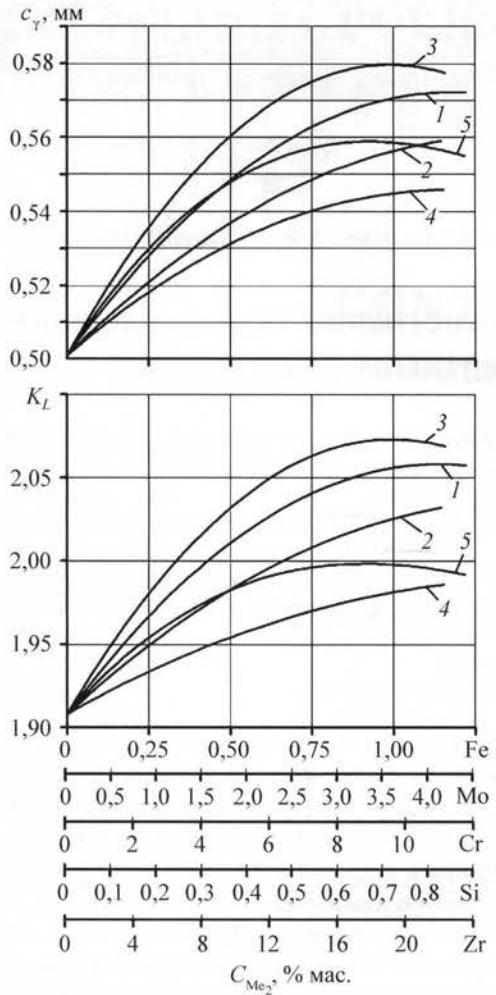


Рис. 1. Влияние содержания легирующего элемента C_{Me_2} в покрытии $TiAlMe_2N$ на длину контакта c_γ и коэффициент укорочения стружки K_L:
1 – Fe; *2* – Mo; *3* – Cr; *4* – Si; *5* – Zr

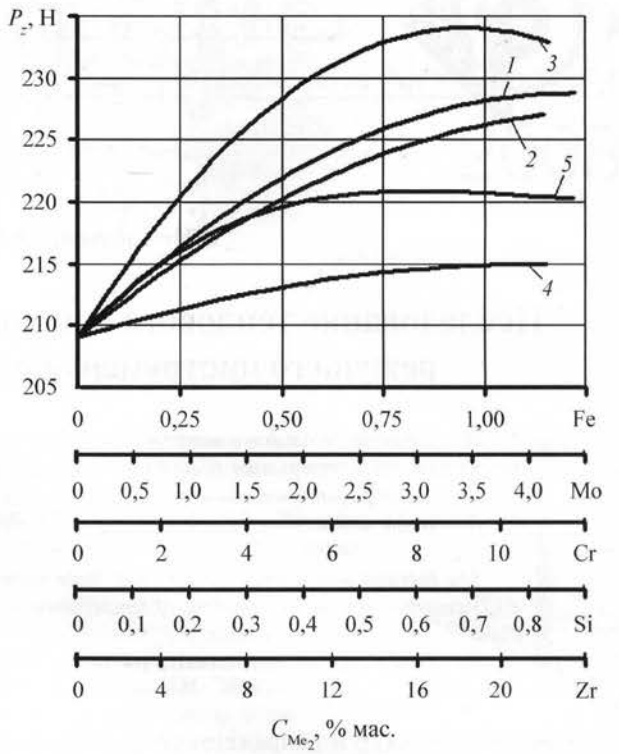


Рис. 2. Влияние содержания легирующего элемента C_{Me_2} в покрытии $TiAlMe_2N$ на составляющую силы резания P_z:
1–5 – см. рис. 1

Как следует из приведенных данных, для режущего инструмента с многоэлементными покрытиями наблюдается повышение мощности теплового потока $Q_п$ на передней поверхности, что связано с увеличением сил резания, характерном для инструмента с покрытиями $TiMe_1Me_2N$ по сравнению с $TiMe_1N$. Наибольшее повышение мощности $Q_п$ наблюдается при резании инструментом с двухэлементными покрытиями, легированными железом, хромом и молибденом, а наименьшее – алюминием, цирконием и кремнием (рис. 3, *а*).

Это связано с тем, что легирование данных покрытий алюминием, цирконием и кремнием вызывает большее снижение сил резания, чем при легировании хромом, железом и молибденом.

Более интенсивное увеличение длины контакта стружки с передней поверхностью инструмента, характерное для режущего инструмента с трехэлементными покрытиями, по сравнению с повышением мощности теплового потока $Q_п$ ведет к уменьшению его интенсивности $q_п$. Наибольшее снижение $q_п$ (на 6...7 %) наблюдается при легировании покрытий TiZrN кремнием, алюминием и хромом, легирование железом и молибденом практически не изменяет данную величину. Дополнительное введение кремния в покрытия TiAlN снижает интенсивность теплового потока $q_п$ на 7 %, циркония – на 5 %, железа, хрома и молибдена – на 2...4 %. Наибольшее снижение интенсивности теплового потока $q_п$ наблюдается при резании инструментом с покрытиями TiSiN. Легирование данных покрытий алюминием уменьшает $q_п$ на 12 %, цирконием – на 9 %. Влияние остальных легирующих элементов – молибдена, хрома и железа – проявляется в меньшей степени: $q_п$ снижается на 4...7 %.

Увеличение мощности теплового потока $Q_п$ и длины контакта стружки с передней поверхностью при использовании трехэлементных покрытий вызывает изменение мощности теплового потока на задней поверхности $Q_з$ (рис. 3, *б*) и его интенсивности $q_з$. Так, нанесение покрытий TiZrN, легированных железом, увеличивает $Q_з$ и $q_з$ на 6 %, молибденом – практически их не изменяет, а использование кремния, алюминия и хрома снижает их на 6...9 %.

Аналогичное снижение мощности $Q_з$ и интенсивности $q_з$ на 2...6 % наблюдается при нанесении покрытий

Таблица 1

Влияние состава трехэлементных покрытий на тепловое состояние режущего инструмента

Покрытие	Содержание легирующего элемента Me_2, % мас.	$Q_п$, Вт	$Q_з$, Вт	$q_п$, МВт/м^2	$q_з$, МВт/м^2	$T_{п.ср}$, °С	$T_{з.ср}$, °С
TiAlN	–	47,7	–8,53	68,0	–121	899	428
TiAlFeN	0,43	49,4	–8,70	66,3	–124	930	451
	0,85	50,4	–8,81	65,6	–125	947	465
	1,22	50,6	–8,84	65,6	–126	949	469
TiAlMoN	2,08	49,1	–8,67	66,2	–123	933	451
	4,12	49,8	–8,72	65,1	–124	948	462
TiAlCrN	1,35	48,7	–8,65	67,3	–123	915	440
	5,96	50,4	–8,91	66,1	–127	948	468
	11,12	50,6	–8,92	66,1	–127	952	472
TiAlZrN	4,61	48,3	–8,56	66,4	–122	912	440
	12,17	48,9	–8,60	64,9	–122	923	449
	23,39	48,7	–8,61	64,9	–122	924	447
TiAlSiN	0,25	48,2	–8,43	65,6	–119	905	435
	0,49	48,4	–8,35	64,0	–118	908	440
	0,83	48,5	–8,34	63,4	–117	909	442
TiSiN	–	49,9	–9,02	72,0	–128	879	428
TiSiFeN	0,49	53,2	–9,33	69,7	–133	921	454
	1,36	53,4	–9,41	69,3	–134	934	471
TiSiMoN	2,37	52,0	–9,18	68,6	–131	908	449
	4,75	53,2	–9,26	67,7	–132	921	458
TiSiCrN	6,12	53,0	–9,28	67,8	–133	919	466
	11,37	53,0	–9,32	67,4	–133	924	472
TiSiAlN	6,45	50,3	–8,39	63,9	–121	899	438
	9,16	50,4	–8,31	63,4	–120	901	439
TiSiZrN	7,81	50,6	–8,83	67,4	–127	901	446
	24,74	50,9	–8,64	67,0	–125	904	450
TiZrN	–	50,9	9,02	71,0	128	911	447
TiZrFeN	0,49	54,2	9,32	70,2	132	939	473
	0,94	55,0	9,56	69,5	136	953	487
	1,35	54,9	9,45	69,4	134	950	492
TiZrMoN	2,40	53,0	9,03	68,6	128	934	471
	4,73	53,8	9,04	67,5	128	943	481
TiZrCrN	1,44	52,0	8,80	69,6	125	922	461
	6,09	54,0	8,45	66,8	120	947	486
	11,28	53,7	8,42	66,0	119	947	489
TiZrAlN	6,36	52,4	8,36	66,9	119	924	465
	9,25	52,6	8,28	66,4	117	925	466
TiZrSiN	0,25	51,6	8,54	68,8	121	913	456
	0,49	52,1	8,31	67,0	118	914	460
	0,84	52,3	8,24	66,1	117	915	461

Обозначения: $Q_п$, $Q_з$ – мощность теплового потока соответственно на передней и задней поверхности режущего клина; $T_{п.ср}$, $T_{з.ср}$ – средняя контактная температура на передней и задней поверхности соответственно.

Примечание. Режимы резания: v = 180 м/мин, S = 0,15 мм/об, t = 0,5 мм.

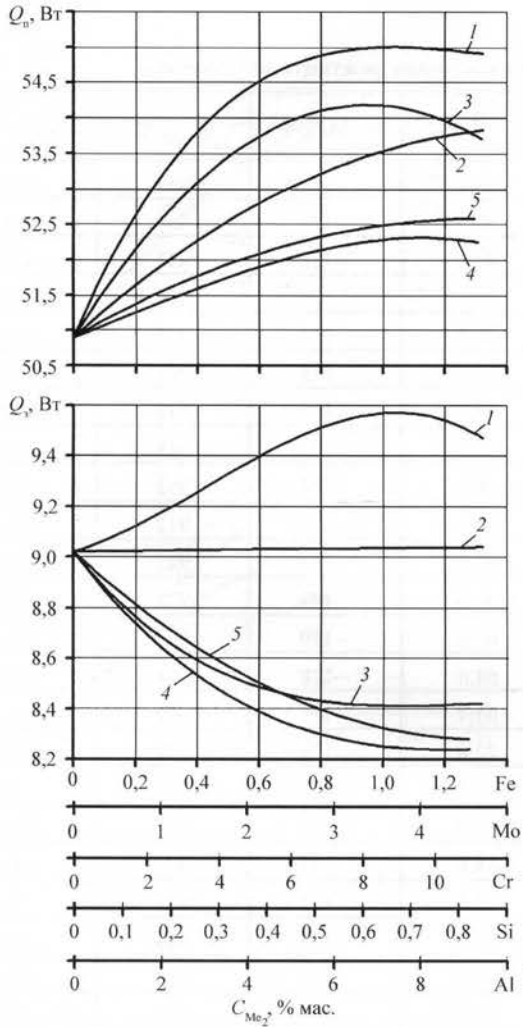


Рис. 3. Влияние содержания легирующего элемента C_{Me_2} в покрытии $TiZrMe_2N$ на мощность тепловых потоков $Q_п$ и $Q_з$:
1–5 – см. рис. 1

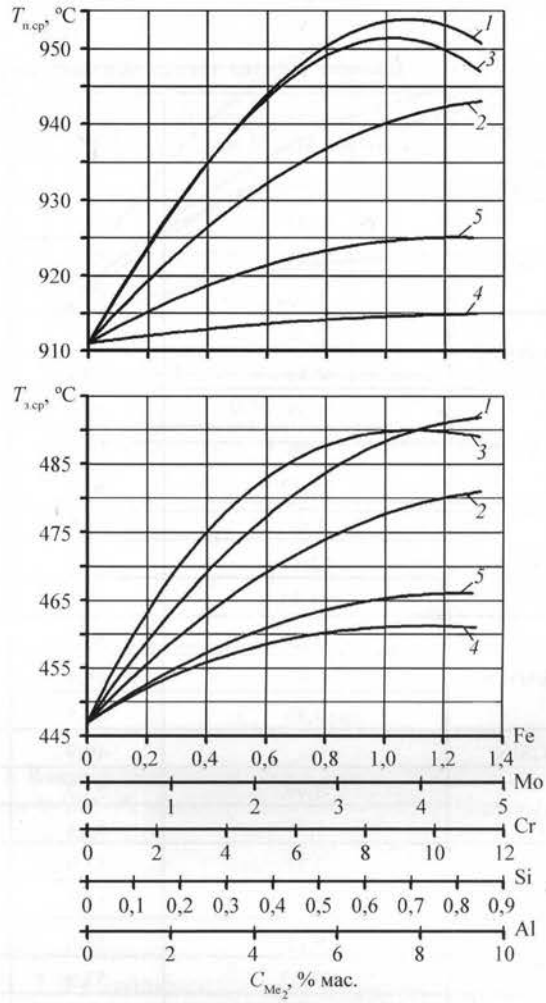


Рис. 4. Влияние содержания легирующего элемента C_{Me_2} в покрытии $TiZrMe_2N$ на среднюю температуру на передней $T_{п.ср}$ и задней $T_{з.ср}$ поверхностях:
1–5 – см. рис. 1

TiAlSiN, TiSiAlN и TiSiZrN. В то же время использование двухэлементных покрытий, легированных другими элементами, ведет к повышению значений $Q_з$ и $q_з$ до 6 %. Такое неоднозначное изменение $Q_з$ и $q_з$ связано с перераспределением тепловых потоков в режущем клине инструмента с покрытиями $TiMe_1Me_2N$, вызванном увеличением длины контакта стружки с передней поверхностью и мощности теплового потока $Q_п$.

Изменение мощностей тепловых потоков $Q_п$ и $Q_з$ и их интенсивностей $q_п$ и $q_з$ отражается на средних контактных температурах на передней $T_{п.ср}$ и задней $T_{з.ср}$ поверхностях инструмента (см. рис. 4), вызывая их повышение. Большее увеличение контактных температур имеет место при резании твердосплавным инструментом с двухэлементными покрытиями, легированными хромом, железом и молибденом. Легирование покрытий кремнием, цирконием и алюминием практически не изменяет данные температуры.

При нанесении трехэлеметных покрытий на основе нитрида титана наблюдается смещение изотерм температурных полей в режущем клине инструмента в сторону от задней поверхности и режущей кромки (рис. 5). При этом степень влияния легирующего элемента на смещение изотерм с повышением его содержания в покрытии уменьшается. Причиной этого является увеличение длины контакта стружки с передней поверхностью для инструмента с покрытиями $TiMe_1Me_2N$ по сравнению с двухэлементными покрытиями.

Увеличение мощности теплового источника $Q_п$ на передней поверхности инструмента с покрытиями $TiMe_1Me_2N$ способствует большему прогреву инструмента, что проявляется в смещении изотерм в сторону, противоположную передней поверхности (вглубь инструментальной основы). Наибольшее смещение изотерм в режущем клине инструмента вызывает нанесение покрытий, легированных железом, хромом и

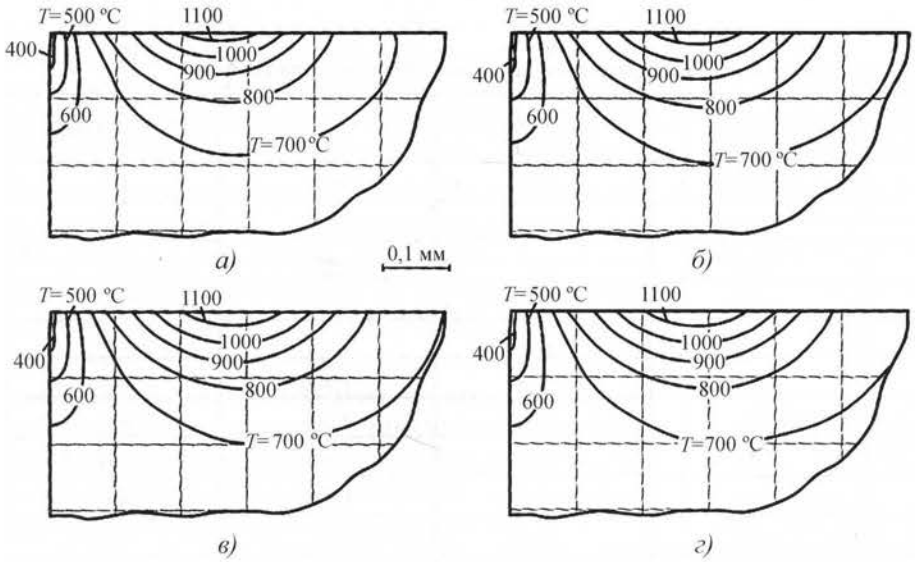


Рис. 5. Распределение температур *T* в режущем клине инструмента с покрытиями: *а* – TiZrN; *б* – TiZrFeN (0,49 % мас. Fe); *в* – TiZrFeN (0,94 % мас. Fe); *г* – TiZrFeN (1,35 % мас. Fe)

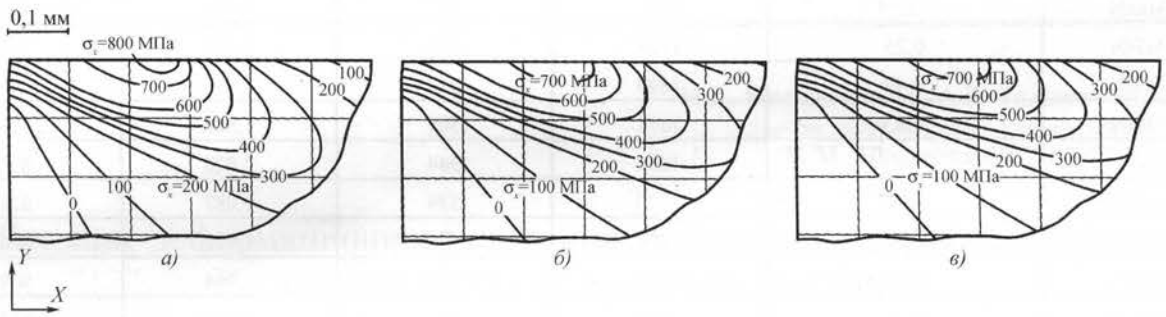


Рис. 6. Распределение напряжений σ_x в режущем клине твердосплавного инструмента с покрытиями: *а* – TiSiN; *б* – TiSiAlN (6,45 % мас. Al); *в* – TiSiAlN (9,16 % мас. Al)

молибденом. Покрытия TiZrN, легированные алюминием и кремнием, TiAlN, легированные цирконием и кремнием, TiSiN, легированные алюминием и цирконием, незначительно влияют на распределение температур в режущем клине. Анализируя результаты исследований, можно отметить, что оптимальное тепловое состояние режущего инструмента обеспечивают покрытия, легированные кремнием, алюминием и цирконием.

Оценку напряженного состояния режущего инструмента проводили по контактным напряжениям σ_N и τ_F [2] и напряжениям σ_x, действующим в режущем клине инструмента. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Как следует из приведенных данных, для инструмента с трехэлементными покрытиями наблюдается снижение нормальных σ_N и касательных τ_F напряжений, действующих на передней поверхности режущего инструмента, что связано с уменьшением удельных контактных нагрузок и увеличением длины контакта стружки с передней поверхностью режущего инструмента при их нанесении.

Максимальное снижение нормальных напряжений σ_N составило для инструмента с покрытиями на основе TiAlN 4...7 %, на основе TiZrN – 4...8 %, на основе TiSiN – 5...9 % в зависимости от легирующего элемента. Наибольшее снижение касательных напряжений τ_F при легировании двухэлементных покрытий составило 5...7 %. Наибольшее снижение σ_N и τ_F вызывает легирование кремнием, алюминием и цирконием, введение в состав двухэлементных покрытий железа, хрома и молибдена ведет к меньшему их изменению.

Для режущего инструмента с трехэлементными покрытиями наблюдается уменьшение показателя степени *n*, характеризующего неравномерность напряжений, что свидетельствует о более равномерном распределении нормальных и касательных контактных напряжений на передней поверхности режущего инструмента. Степень влияния легирующих элементов на изменение *n* аналогична их влиянию на нормальные и касательные напряжения, действующие на передней поверхности режущего инструмента.

На рис. 6 показано распределение напряжений σ_x в режущем клине инструмента из твердого сплава МК8

Таблица 2

Влияние состава трехэлементных покрытий на напряженное состояние режущего инструмента

Покрытие	Содержание легирующего элемента Me_2, % мас.	σ_N, МПа	τ_F, МПа	n	$\sigma_{x\,max}$, МПа
TiAlN	–	1804	537	2,029	846
TiAlFeN	0,43	1732	527	1,978	810
TiAlFeN	0,85	1695	522	1,952	795
TiAlFeN	1,22	1693	522	1,949	796
TiAlMoN	2,08	1748	532	1,979	818
TiAlMoN	4,12	1725	530	1,960	808
TiAlCrN	1,35	1776	534	2,000	833
TiAlCrN	5,96	1717	527	1,948	802
TiAlCrN	11,12	1702	526	1,939	808
TiAlZrN	4,61	1743	526	1,987	808
TiAlZrN	12,17	1685	516	1,956	781
TiAlZrN	23,39	1681	517	1,956	786
TiAlSiN	0,25	1733	522	1,994	798
TiAlSiN	0,49	1694	513	1,977	776
TiAlSiN	0,83	1671	509	1,966	770
TiZrN	–	1839	544	2,026	857
TiZrFeN	0,49	1796	539	1,987	824
TiZrFeN	0,94	1774	536	1,972	808
TiZrFeN	1,35	1771	535	1,964	809
TiZrMoN	2,40	1774	532	2,095	823
TiZrMoN	4,73	1748	528	1,954	814
TiZrCrN	1,44	1813	540	2,006	836
TiZrCrN	6,09	1765	534	1,964	799
TiZrCrN	11,28	1772	535	1,963	801
TiZrAlN	6,36	1720	519	1,961	780
TiZrAlN	9,25	1706	516	1,953	779
TiZrSiN	0,25	1773	530	1,995	814
TiZrSiN	0,49	1708	515	1,961	788
TiZrSiN	0,84	1697	513	1,954	782
TiSiN	–	1808	533	2,043	856
TiSiFeN	0,49	1741	528	1,971	824
TiSiFeN	1,36	1716	526	1,943	824
ToSiMoN	2,37	1733	525	1,975	821
TiSiMoN	4,75	1706	522	1,947	806
TiSiCrN	6,12	1717	526	1,950	801
TiSiCrN	11,37	1711	526	1,941	804
TiSiAlN	6,45	1650	498	1,958	801
TiSiAlN	9,16	1641	496	1,952	796
TiSiZrN	7,81	1709	517	1,980	805
TiSiZrN	24,74	1644	510	1,964	803

Примечание. Режимы резания: $v = 180$ м/мин, $s = 0{,}15$ мм/об, $t = 0{,}5$ мм.

с покрытиями TiSiAlN в зависимости от содержания второго легирующего элемента (алюминия). Видно, что легирование покрытия TiSiN алюминием приводит к изменению напряженного состояния режущего клина инструмента. Нанесение таких покрытий по сравнению с покрытием TiSiN уменьшает напряжения σ_x и смещает изобары напряжений в сторону от задней поверхности и режущей кромки. Аналогичное снижение напряжений и смещение их изобар наблюдается для всех двухэлементных покрытий при их легировании. Максимальные значения напряжений $\sigma_{x\,max}$ наблюдаются на середине контакта стружки с передней поверхностью режущего инструмента. Наибольшее снижение напряжений в режущем клине инструмента вызывает нанесение покрытий, легированных алюминием, кремнием и цирконием (на 6...10 %), меньшее – хромом, железом и молибденом.

Вывод

Анализ полученных результатов показывает, что оптимальные тепловое и напряженное состояния режущего клина инструмента обеспечивают двухэлементные покрытия, легированные алюминием, кремнием и цирконием. Полученные данные позволяют сделать предположение, что нанесение трехэлементных покрытий будет способствовать повышению работоспособности твердосплавного инструмента.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Резников А.Н., Резников Л.А.** Тепловые процессы в технологических системах: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1990. 288 с.

2. **Развитие** науки о резании металлов / Н.Н. Зорев, Г.И. Грановский, М.Н. Ларин и др. / Под редакцией Н.Н. Зорева. М.: Машиностроение, 1967. 416 с.

Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев *(Белгородский государственный университет, Россия),*
И.М. Неклюдов *(ННЦ ХФТИ, Украина)*

Влияние деформационного старения на структурное и поверхностное состояния никеля высокой чистоты

Известно, что предел текучести и микротвердость при знакопеременном нагружении зависят от наличия и концентрации подвижных дислокаций. Проявление эффекта Баушингера зависит от структурного состояния исследуемого никеля Н0. Исследовали три партии образцов: первая – отожженные, вторая – закаленные от предплавильной температуры, третья – подвергнутые деформационному старению под напряжением после закалки. Образцы подвергали циклическому полному знакопеременному изгибному нагружению с постоянной амплитудой. Деформационно состаренные под напряжением образцы отличаются заметным улучшением прочностных и эксплуатационных свойств по сравнению с образцами первых двух партий.

Ключевые слова: *деформационное старение, структура, знакопеременное нагружение.*

It is known that the value of the yield stress and microhardness at the alternating loading depends on the availability and concentration of the mobile dislocations. The display of the Bauschinger's effect depends on the structural state of the investigated nickel. We investigated the nickel of the mark H0 of which three lots of samples were prepared. The annealed samples were the first lot, the second lot contains the samples tempered from the under-melting temperature and the third – the samples exposed to the strain ageing under stress after tempering. The samples of the third lot were exposed to the full cyclic alternating bend loading with the constant amplitude. Strain aged under stress samples differ by the evident improving of the strengthening and performance attributes in comparison with the samples of the other two lots.

Key words: *strain aging, structure, alternating bending.*

Введение

Первые эксперименты по увеличению предела текучести в металле, не имеющем фазового превращения, были проведены в 50-х гг. прошлого века на цинке при быстром охлаждении с предплавильной температуры. Результаты исследований, полученные Маддином и Коттреллом, Леви и Мецгерем и другими учеными позволили утверждать, что вакансии, возникшие при закалке, закрепляют дислокации. Последующее старение при эффективной температуре способствует дополнительному упрочнению в результате адсорбции избыточных вакансий на дислокациях или вторичных дефектах, образующихся при конденсации вакансий, или на тех и других.

Сравнение графиков зависимости напряжение–деформация алюминия, нагретого до предплавильной температуры, охлажденного с печью и зака-

ленного от аналогичной температуры в соляной ванне при 273 К, позволило обнаружить существенное расхождение в значениях предела текучести.

Деформирование отожженных и закаленных образцах позволило установить, что процесс деформационного упрочнения в этих образцах протекает идентично и отличается только скоростью упрочнения.

При знакопеременном циклическом нагружении обнаружено дополнительное интенсивное образование линий скольжения, которые при последующих знакопеременных нагружениях разрастаются в полосы скольжения. Зависимость напряжение–деформация для закаленных образцов при этом совпадает с аналогичной зависимостью для отожженных образцов. Такое совпадение возможно в том случае, если в закаленных и отожженных образцах процесс скольжения начинается одновременно. Возникновение и дальнейшее развитие полос скольжения под действием знакопеременного нагружения затем обычно способствуют развитию трещин. Следовательно, усталостные полосы скольжения, способствующие образованию трещин, начинаются в равных условиях, но металл отличается исходным структурным состоянием.

Цель данной работы – исследование структурного состояния ГЦК-металлов, которое позволит при равных термомеханических условиях уменьшить вероятность образования трещин.

Методика, материалы и оборудование

Образцы размером 50×10×1,5 мм вырезали из полосы никеля Н0 с чистотой 99,998 % вдоль направления прокатки. Образцы первой партии отжигали при температуре 1273 К в течение 60 мин в вакууме не ниже 0,13 Па и остужали вместе с печью до комнатной температуры.

Вторую партию образцов подвергали дополнительной закалке от температуры 1373 К в воду. Образцы третьей партии после закалки деформировали растяжением с остаточной деформацией около 2 % с последующим старением под напряжением $\sigma_н = 0,5\ \sigma_{0,2}$ при комнатной температуре в течение 120 мин. Все три партии образцов подвергали полному изгибному знакопеременному нагружению вдоль цилиндрической поверхности радиусом 35 мм.

Состояние поверхности исследовали при помощи сканирующего зондового микроскопа Smena–A. Структуру исследовали при помощи оптического микроскопа "ПОЛАМ" с увеличением 170 000. Микротвердость поверхности образцов измеряли микротвердомером ПМТ-3М. Разрыв обработанных образцов производили при температуре 77 К.

Результаты эксперимента

Условия упрочнения при знакопеременном изгибе вдоль цилиндрической поверхности с фиксированным радиусом и защемленным одним концом образца отличаются от условий упрочнения при сдвиге, растяжении или сжатии. Прежде всего при изгибе упрочнение развивается достаточно быстро в начале деформации. Дальнейшее охватывающее огибание образца вдоль цилиндрической поверхности с постоянной скоростью создает условие для перемещения существующих и вновь образованных дислокаций равномерно до второго его свободного конца.

Значения остаточной деформации при изгибе позволяют утверждать, что воздействие на структуру исследуемых образцов происходит при больших амплитудах напряжения (см. таблицу).

Для всех трех партий образцов характерны следующие особенности изменения предела текучести $\sigma_{0,2}$ и микротвердости *HV* при знакопеременном деформационном нагружении.

Изменение $\sigma_{0,2}$ с увеличением *n* имеет сложную зависимость для всех трех партий:

– на первом этапе знакопеременного нагружения (в пределах 1...4 циклов) наблюдается резкий спад $\sigma_{0,2}$;

– с последующим ростом *n* $\sigma_{0,2}$ интенсивно возрастает, затем происходит уменьшение скорости прироста и при 8...10 циклах достигает максимального значения;

– дальнейшее знакопеременное нагружение отличается разупрочнением, предшествующим разрушению.

Во всех партиях образцов скорость прироста текучести различается – большая скорость прироста отмечается в третьей партии и существенно меньшая – во второй и особенно в первой партиях.

После достижения максимального значения $\sigma_{0,2}$ происходит заметный спад во всех трех партиях образцов, но наиболее резкий спад отмечается в первой партии и более сглаженный в третьей (рис. 1).

Закономерность изменения микротвердости идентична изменению предела текучести при полном знакопеременном изгибном нагружении.

Анализ состояния поверхностей, наличие полос и линий скольжения в исследуемом никеле позволяют сделать обобщающий вывод: наличие полос скольжения, плотность линий скольжения и взаимодействие их на границах зерен и с границами зависят от исходного состояния структуры.

Предложенная технологическая обработка образцов (партия 3) позволила снизить влияние эффекта Баушингера на механические характеристики иссле-

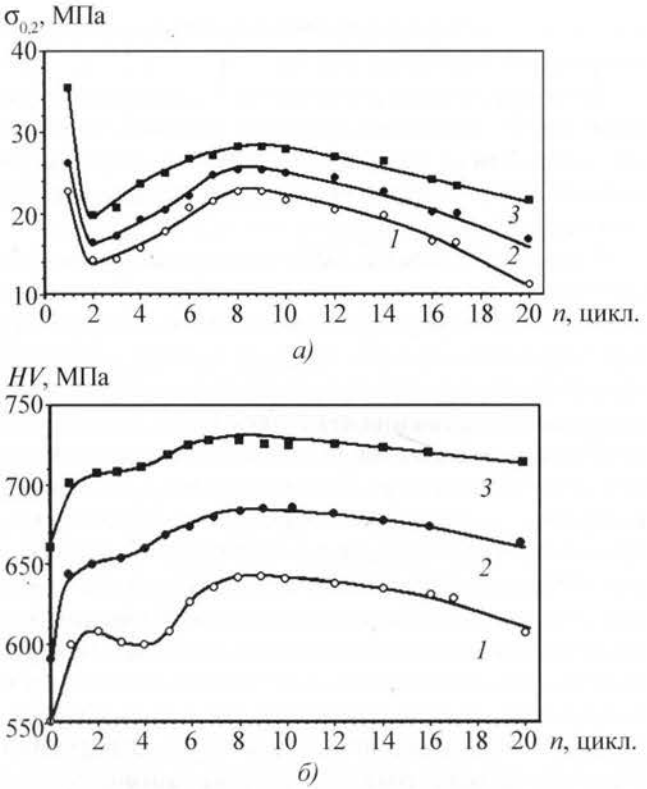


Рис. 1. Зависимости остаточного предела текучести $\sigma_{0,2}$ (*а*) и твердости *HV* (*б*) исследуемых первой (*1*), второй (*2*) и третьей (*3*) партий образцов никеля при двустороннем знакопеременном изгибном нагружении

дуемого никеля (предел текучести и микротвердость), поперечное скольжение дислокаций обеспечило уменьшение шероховатости поверхности исследуемого никеля.

Обсуждение результатов

Известно, что в алюминиевых кристаллах возможно увеличение числа циклов нагружения до возникновения трещин в результате покрытия поверхности тонкой оксидной пленкой, предупреждающей развитие поверхностных нарушений. Увеличение долговечности при знакопеременном нагружении может быть достигнуто периодическим отжигом. Обязательным условием проведения отжига является достижение насыщения деформационного упрочнения. Последовательное проведение отжига после каждых 25...30 циклов нагружения позволило предупредить образование интенсивных полос скольжения.

Следовательно, главной причиной развития разрушения металлических изделий в процессе циклического знакопеременного нагружения является образование и интенсивное развитие полос скольжения.

Когда металл подвергали циклическому нагружению, то в отдельных зернах появились тонкие следы скольжения. Число циклов нагружения, необходимое для появления этих заметных следов скольжения, зависит от амплитуды нагружения. Из приведенных данных (см. таблицу) следует, что при выбранных

Параметры механического гистерезиса после знакопеременного изгибного нагружения образцов

n	Партия 1				Партия 2				Партия 3			
	$\sigma_a^{верх}$, МПа	$\sigma_a^{ниж}$, МПа	ε, %	*HV*, МПа	$\sigma_a^{верх}$, МПа	$\sigma_a^{ниж}$, МПа	ε, %	*HV*, МПа	$\sigma_a^{верх}$, МПа	$\sigma_a^{ниж}$, МПа	ε, %	*HV*, МПа
2	14,25	12,00	10,10	610	16,50	11,77	9,13	650	19,75	11,55	6,91	710
4	15,75	11,65	10,33	600	19,25	11,35	9,56	660	23,75	11,35	7,15	715
6	20,75	10,78	10,06	627	22,25	10,75	9,84	675	26,75	10,60	7,25	725
8	22,75	10,56	11,03	642	25,50	10,45	10,41	685	28,25	10,34	7,80	730
10	21,75	9,75	11,39	642	25,00	10,05	10,79	685	28,00	10,00	8,17	725
12	20,50	9,55	11,39	638	24,25	10,00	11,02	682	27,50	9,88	8,40	727
14	19,75	9,25	11,81	635	23,00	9,90	11,54	680	26,50	9,55	8,90	721
16	16,65	8,99	12,24	630	21,75	9,88	11,52	673	25,25	8,98	9,19	720
20	16,50	8,78	13,23	608	20,00	9,55	12,17	662	23,75	8,75	9,52	715

Обозначения: $\sigma_a^{верх}$, $\sigma_a^{ниж}$ – соответственно значение предела текучести для $\sigma_{0,2}$ верхней и нижней частей петли механического гистерезиса при полном нагружении; ε – остаточная деформация при полном нагружении; *n* – число циклов знакопеременного изгибного нагружения.

условиях проведения исследований деформационное упрочнение проходит при сравнительно больших деформациях. В ГЦК-структурах скорость упрочнения при больших деформациях зависит в основном от различной ориентации зерен кристаллов.

Все дислокации, движущиеся или неподвижные, действуют совместно и приводят к возникновению поля напряжений, которое изменяется в пространстве и во времени. Подвижные дислокации перемещаются в этом поле напряжений. В некоторых точках поле напряжений помогает движению дислокаций, а в некоторых мешает. Для того чтобы продолжать движение, дислокация должна преодолеть противодействующие пики напряжения, которые таким образом вносят вклад в величину предела текучести. Выстроенные в ряды группы дислокаций одного знака, возникающие из одного источника, задерживаются у прочного барьера, образуя довольно сильное поле внутреннего напряжения. Происходит начальное упрочнение в поликристаллах при деформации.

Первая стадия деформации в ГЦК-металлах весьма слабая и поэтому закономерно появление результирующего деформационного упрочнения уже на первых циклах знакопеременного нагружения.

Для объяснения деформационного упрочнения в ГЦК-кристаллах введено понятие о барьерах, которые легко образуются в этих структурах и способны сдерживать обратное движение дислокаций, появившихся при деформации.

В никеле высокой чистоты наблюдается первоначальный спад деформационного упрочнения с последующей высокой скоростью упрочнения на второй линейной стадии (см. рис. 1).

В поликристаллических металлах с ГЦК-структурой по завершении первой стадии деформации (легкое скольжение) наступает линейная стадия деформации, при которой происходит образование линий скольжения. Густота расположения и интенсивность развития этих многочисленных коротких линий скольжения зависят от исходного состояния субструктуры. Известно, что каждая линия возникает в источнике Франка–Рида и заканчивается замком Коттрелла–Ломера.

Быстрый рост деформационного упрочнения свидетельствует об одновременном скольжении по многим плоскостям и быстром образовании барьеров Ломера–Коттрелла.

На третьей стадии деформации (параболическая стадия) начинается уменьшение скорости упрочнения и происходит интенсивное развитие линий скольжения. В процессе знакопеременного нагружения происходит резкое повышение плотности петель дислокаций, которые образуются в результате возвратно-поступательного перемещения винтовых дислокаций, имеющих пороги.

Другими словами, изменение деформационного упрочнения связано с тенденцией развития поперечного скольжения винтовых дислокаций, более выраженной при циклическом деформировании, чем при статическом.

В реальных условиях ГЦК-кристаллы не являются ни упруго-, ни структурно-изотропными. В этом потенциальном поле напряжения винтовая дислокация перемещается главным образом в своей основной плоскости скольжения типа {110}. Для увеличения вероятности совершения ею поперечного скольжения необходимо наличие напряжений в плоскостях поперечного скольжения. Таким образом, источники внутренних напряжений в кристалле и являются потенциальными источниками поперечного скольжения винтовых дислокаций. Поперечному скольжению должны способствовать факторы, приводящие к увеличению или возникновению напряжений в потенциально возможных плоскостях поперечного скольжения. Такими факторами могут быть дислокации, образовавшиеся при пластической деформации и способствующие развитию упругих взаимодействий подвижных дислокаций с дислокациями, накопленными в материале в результате деформации.

Расширение линий смещения в полосы происходит в результате потери дислокаций, скопившихся вблизи интенсивной линии вследствие поперечного скольжения. Таким образом, процесс расширения полос скольжения связан с размножением дислокаций.

Точечные дефекты (вакансии и межузельные атомы), которые также образуются при пластической деформации, слишком подвижны и малочисленны и их роль несущественна в ГЦК-металлах.

В процессе знакопеременного нагружения в местах появления полосы скольжения могут образоваться выступы и впадины, которые с увеличением числа циклов растут. Основой для этого является получение типичной структуры волнообразных прерывистых полос скольжения в циклически нагруженных кристаллах, аналогичной структуре полос скольжения, характерной для третьей стадии скольжения в ГЦК-кристаллах и связанной с повышенной частотой поперечного скольжения.

В результате усиливающего поперечного скольжения, которое увеличивает сдвиговую деформацию и уменьшает вклад в упрочнение каждой петли дислокации, происходит резкое уменьшение упрочнения на третьей стадии.

По мере увеличения внутреннего напряжения в результате возрастания плотности дислокаций у барьеров Ломера–Коттрелла под действием знакопере-

менного нагружения создаются условия для перехода в другую плоскость, пересекающуюся с первой. Очевидно, что обе плоскости должны быть параллельны направлению сдвига вектора Бюргерса, и винтовые участки дислокационной петли при этом претерпевают поперечное скольжение.

Металлы с ГЦК-структурой имеют мало возможностей для поперечного скольжения. Принято считать, что в ГЦК-металлах скольжение может проходить только в плоскостях (111). Направления скольжения в таких металлах вполне определенны, что подтверждается данными о векторе Бюргерса дислокаций скольжения. Поскольку в ГЦК-кристаллах в равномерном поле напряжений винтовая дислокация стремится двигаться главным образом в своей основной плоскости скольжения, то для увеличения вероятности ее поперечного скольжения необходимо наличие напряжений в плоскости скольжения. То есть источники внутренних напряжений в кристалле и являются потенциальными источниками поперечного скольжения винтовых дислокаций. Но если этот вид скольжения может быть подавлен с помощью достаточно коротких импульсов напряжения, то обнаруживается дополнительное скольжение в плоскостях (123).

Это свойство, проявляющееся при определенных термомеханических условиях, было применено в третьей партии образцов, что позволило избежать интенсивного развития полос скольжения.

Дислокации, переходя с одной плоскости скольжения на соседнюю, параллельную, рекомбинируются с последующим расщеплением уже в новой плоскости. Ступеньки на сильно расщепленных дислокациях характеризуются высокой энергией, и поэтому в условиях термического равновесия их число невелико. Тогда переползание дефекта упаковки легче осуществить путем прямого поглощения или испускания точечных дефектов без помощи уже существующих ступенек.

Процессы переползания совершенно неэффективны при малых пресыщениях, создаваемых при пластической деформации, высокотемпературном нагреве, отжиге, полигонизации или ползучести. Они могут протекать лишь при больших пресыщениях, создаваемых, например, резкой закалкой.

После резкой закалки (партия 2) наблюдается повышение предела текучести и общее однородное упрочнение, которое обусловлено образованием в объеме кристаллов дислокационных петель вследствие конденсации вакансий. Процесс пересечения этих петель движущейся дислокацией и вызывает развитие деформационного упрочнения.

Предел текучести в начальный момент после резкой закалки связан с прочным закреплением ранее существующих дислокаций. После такой закалки скорость поступления вакансий к дислокации больше, чем скорость их исчезновения в результате диффузии к ранее существующим ступенькам. Поэтому вакансии конденсируются у дислокации. В металлических кристаллах такая конденсация приводит к переползанию дислокаций. Так как в металлах с ГЦК-структурой переползание ограничено плоскостями поперечного скольжения, то образовавшееся внутри энергетическое состояние приводит к интенсивному развитию плотности полос скольжения.

Наличие границ зерен препятствует большому развитию легкого скольжения, так как у границ зерен образуются скопления дислокаций и большие деформации возможны только тогда, когда возможна релаксация напряжений, создаваемых этими скоплениями. В противном случае происходит нарушение рельефа поверхности в полосах скольжения и возникновение начальных стадий усталостных трещин на границах зерен (рис. 2, *б*).

На границе зерна обычно оказывается более чем одна линия скольжения. При этом скопление или граница зерна выдавливает петлю дислокации в другое зерно. Часть петли остается у границы зерна, снижая образовавшее ее напряжение, а остальные движутся в другом зерне.

При нагреве до достаточно высоких температур в процессе отжига (партия 1) большая часть дефектов устраняется вследствие диффузии. Дислокации при нагреве перемещаются таким образом, что накопленная упругая энергия уменьшается. Весь объем материала разупрочняется постепенно и равномерно. Часть дислокаций в следах скольжения рассеяны более или менее беспорядочно и некоторые из них аннигилируют друг с другом. Оставшиеся дислокации перераспределяются, образуя стенки дислокаций одного знака. В результате образуются "субграницы" с малой энергией, разделяющие весьма совершенные, но разориентированные друг относительно друга "субзерна". Беспорядочное распределение дислокаций по окончании процесса отжига способствует уменьшению исходного состояния твердости (см. рис. 1, *б*). Учитывая, что в отожженных кристаллах плотность оставшихся дислокаций низка, то при дальнейшем знакопеременном испытании возникают следы скольжения, некоторые из которых отличаются интенсивностью лишь на участке своей длины. Поэтому дальнейшее возникновение и развитие полосы скольжения не всегда доходит до границы зерна (рис. 2, *а*).

В упрочненном закалкой никеле значение предела текучести в начальный момент после резкой закалки связано с прочным закреплением ранее существующих дислокаций. Наблюдаемое увеличение твердости

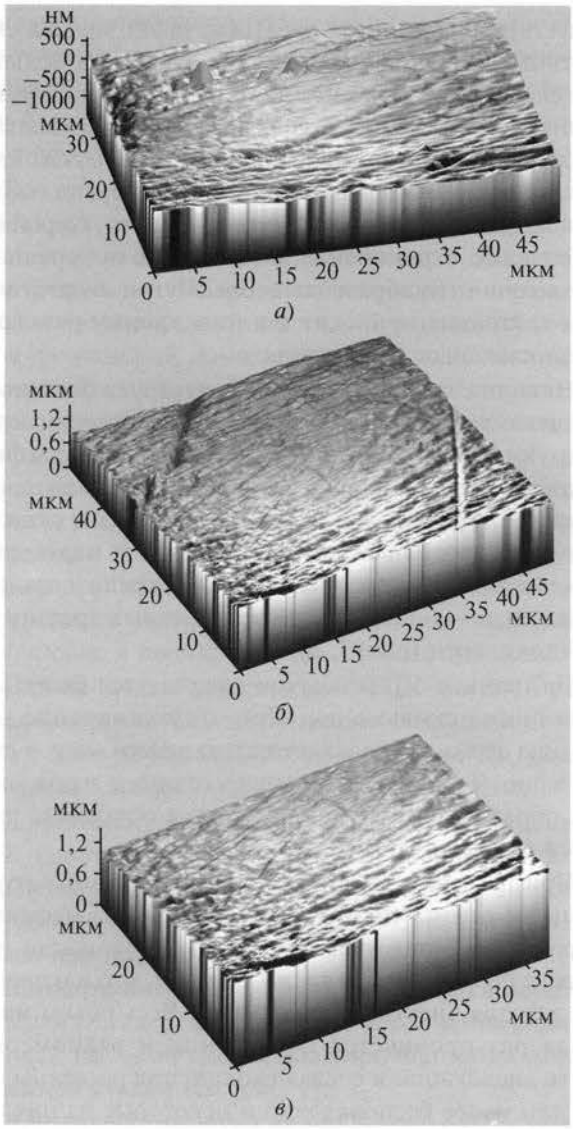


Рис. 2. Топография и профилограмма поверхности при достижении максимального предела текучести отожженных (*а*), закаленных (*б*) и деформационно-состаренных (*в*) образцов никеля (n = 6)

при этом (см. рис. 1, *б*) должно быть обусловлено появлением ступенек на существующих дислокациях. Развитие знакопеременного напряжения приводит к одновременному снижению и предела текучести, и твердости для всех партий исследуемого никеля. Очевидно, в процессе деформации происходит разрушение дислокационной структуры. Поскольку и у отожженных, и закаленных образцов значение плотности дислокационной структуры незначительно отличается порядком, то и механизм разрушения существующей дислокационной структуры, очевидно, будет один и тот же – разрушение петель. Первая дислокация, движущаяся в основной плоскости скольжения, должна как бы распутывать встречающиеся петли. Это приводит к резкому спаду механических параметров во всех партиях исследуемых образцов. Поэтому следующие за ней дислокации будут более подвижны, но в процессе дальнейшего знакопеременного нагружения происходит образование барьеров Ломера–Коттрелла.

Выстроенные в ряды группы дислокаций одного знака, возникающие из одного источника, задерживаются у прочного барьера, образуя довольно сильное поле внутреннего напряжения. Происходит резкое упрочнение во всех трех партиях исследуемого никеля, отличающихся только скоростью упрочнения и абсолютной величиной прироста (см. рис. 1, *а*).

Несмотря на низкую плотность дислокаций во второй, и особенно первой, партиях образцов, твердость возрастает с увеличением циклического нагружения, что связано с появлением либо ступенек на дислокациях, либо дислокационных петель (см. рис. 1, *б*). Подобные петли и геликоиды наблюдались в кристаллах CaF_2 после обработки при температуре 1373 К, что может быть вызвано пересыщением в объеме кристалла вакансий. Они были также обнаружены в германии в области кристалла с очень малой плотностью дислокаций, т.е. там, где имелось мало стоков, на которых вакансии могли бы исчезать при охлаждении.

Последующее заметное уменьшение деформационного упрочнения и развитие процесса разупрочнения связано с развитием поперечного скольжения и интенсивным образованием полос скольжения.

Выстроенные в группы перед барьером дислокации приводят в действие другие источники в том же зерне или в соседних зернах, из которых исходят дислокации с вектором Бюргерса, направленным таким образом, что величина приложенных напряжений уменьшается. В собственном зерне под действием возникших внутренних напряжений увеличивается плотность дислокаций, что способствует образованию следов скольжения, которые зачастую преобразуются в полосы скольжения. Часть дислокаций переходит в сопряженную, параллельно расположенную плоскость, где они не могут двигаться с такой же легкостью, как в основной, поскольку часть петли все еще может находиться в сопряженных плоскостях.

Однако линии пересечения дислокации обычно не совпадают с нормальными плоскостями скольжения в соседнем зерне и плоскости скольжения одного зерна не продолжаются в соседнем зерне.

В последнем случае происходят значительные перестройки у границы зерна. На практике эта проблема разрешается путем образования полосы скольжения, которая частично исчезает при достижении окрестности границы зерна, что приводит к увеличению напряжения, составляющего часть образованного упрочнения.

Эффекта концентрации напряжения, возникающего при соприкосновении начальной полосы скольжения с границей зерна, можно избежать, если продолжить скольжение в соседнее зерно.

Соответственно, в соседнем зерне дислокации должны или передвигаться путем поперечного скольжения до плоскостей, совпадающих точно с плоскостями скольжения в обоих зернах, или же плоскости скольжения в обоих зернах не совпадают и тогда скольжение второго зерна стремится совпасть с линией или полосой образования зигзагообразной линии (рис. 2, *в*).

Необходимость поперечного скольжения подтверждает, что начальное упрочнение должно быть тем более заметным, чем труднее идет процесс поперечного скольжения.

Дополнительное деформирование с остаточной деформацией около 2,0 % создает условия для совершения более свободного поперечного скольжения и тем самым избежать роста полос скольжения, характерных для образцов первой и второй партий. Увеличение плотности следов скольжения при незначительном увеличении полос скольжения говорит о возникшей возможности более свободного перемещения по плоскостям скольжения дислокаций в образцах третьей партии по сравнению с отожженными и закаленными образцами (рис. 2, *а–в*).

Заключение

Таким образом, значения предела текучести и твердости при знакопеременном циклическом нагружении находятся в зависимости от наличия и концентрации подвижных дислокаций. С этой точки зрения происходящее аномальное изменение твердости и упрочнения в начальный период смены направления деформации связано со слабой блокировкой дислокаций. Дальнейшее упрочнение с увеличением числа циклов деформации возможно, если оставшиеся подвижные дислокации будут возвратно-поступательно перемещаться между заблокированными дислокациями. Скорость и величина упрочнения на данном этапе зависят от структурного состояния. Эффект Баушингера свидетельствует о наличии подвижных дислокаций и об изменении направления их перемещения. Дальнейшее увеличение циклов знакопеременного нагружения способствует абсолютному увеличению предела текучести и твердости, но при этом заметно снижается скорость упрочнения. На поверхности образцов после соответствующей обработки видны линии скольжения, а в образцах первой и второй партий, кроме того, образуются полосы скольжения, интенсивность развития которых возрастает с увеличением числа циклов. Поверхность образцов отличается шероховатостью и сложностью распределения выступов и впадин. Пластическое деформирование закаленных образцов с последующим старением под напряжением при комнатной температуре позволяют создать более спокойную поверхность с выходом в основном линий скольжения.

По характеру распределения линий и полос скольжения, состоянии рельефа можно судить о состоянии внутреннего напряжения в объеме кристалла.

Деформационное старение закаленного никеля снижает влияние эффекта Баушингера на прочностные характеристики (предел текучести, микротвердость) и повышает эксплуатационные свойства (долговечность).

Уважаемые читатели!

Продолжается подписка

на научно-технический и производственный журнал

"УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ"

Подписные индексы по каталогам:

"Роспечать" – **85159**, "Пресса России" – **39269**, "Почта России" – **60252**.

Подписку на журнал можно оформить с любого номера в любом отделении связи или непосредственно в издательстве по адресу:

Россия, 107076, Москва, Стромынский пер., д. 4,

ООО "Издательство Машиностроение"

Тел.: (495) 269-66-00 (отдел реализации), (495) 268-40-77 (редакция);

e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

УДК 669.046:621.762.4.104

Ю.М. Домбровский, В.Н. Пустовойт *(Донской ГТУ, Ростов-на-Дону),*
В.В. Мульчин *(ОАО "Тагмет", Таганрог)*

Выбор материала и метода термической обработки для получения трубного ферритно-мартенситного композита

Показана целесообразность получения структуры естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК) для трубного производства в результате закалки из межкритического интервала температур горячекатаной низкоуглеродистой стали с ферритно-перлитной строчечностью. Предложена методика оценки пластических характеристик, прочностных свойств и сопротивления разрушению трубных сталей со структурой ЕФМК. Даны рекомендации по рациональному содержанию углерода, легирующих элементов и примесей в трубной стали со структурой ЕФМК.

Ключевые слова: *структура, ферритно-мартенситный композит, выбор материала, термическая обработка, трубные стали.*

The conclusion of expediency of creation of structures natural ferrite-martensite composite (NFMC) received as a result of hardening from an intercritical interval of temperatures hot-rolled low-carbon of steel with ferrite-perlite lineage structure, in tube metal products is made. The technique of an estimation of characteristics plastic, strength properties and resistance to destruction tube steel with structure NFMC is offered. Recommendations for the rational percentage of the carbon, alloying elements and admixture in tube steel with structure NFMC are given.

Key words: *structure, ferrite-martensite composite, choice of material, heat treatment, tube steel.*

При выборе стали для производства трубной металлопродукции со структурой естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК) прежде всего необходимо учитывать общее требование к композитным структурам с дискретным упрочняющим волокном: обеспечение критической (неэффективной) длины волокна $l_{крит}$, точнее отношения длины к диаметру волокна $l_{крит}/d$. В работах [1, 2] доказано, что ЕФМК, полученный путем закалки из *межкритического интервала температур* (МКИ) горячекатаной доэвтектоидной стали с ферритно-перлитной строчечностью, имеет относительную длину упрочняющего волокна, соответствующую критической. Установлена также принадлежность ЕФМК, полученного таким способом, к композиционным материалам по уровню требований к форме и ориентированности упрочняющих волокон, энергии связи на границе матрица–волокно и устойчивости строчечных структур.

Главным требованием к композитной ферритно-мартенситной стали, применяемой в трубной промышленности, является соотношение объемных долей феррита и мартенсита, определяющее прочностные и пластические свойства трубной заготовки. Стандартами регламентируются способы производства, назначение, а также механические свойства трубных заготовок, полученные по результатам испытаний. Для некоторых видов труб регламентируются уровни хладостойкости и характеристики сопротивления разрушению.

В работе [3] приведены общие рекомендации относительно рационального содержания упрочняющей фазы – мартенсита – в ЕФМК на уровне 50...60 %. Однако такое содержание упрочняющей фазы будет способствовать снижению пластичности композита до недопустимого уровня, поскольку стандарты на трубную продукцию регламентируют верхний и нижний пределы текучести стали, нижний предел относительного удлинения, а также предусматривают проведение технологических проб на бортование, раздачу или сплющивание трубы. Упрочнение ферритно-мартенситного композита путем увеличения в нем объемной доли мартенсита приведет к резкому снижению пластических свойств, что неприемлемо для трубной заготовки. Поэтому вопрос о допустимом и рациональном соотношении объемных долей матрицы и упрочняющих волокон в стальном трубном композите является актуальным.

Следует также учитывать анизотропию механических свойств ЕФМК при формировании строчечных ферритно-перлитных структур в трубной стали при горячей прокатке, обусловленную волокнистой формой мартенсита в композите и ее строгой ориентацией в направлении прокатки. Неоднородность характеристик механических свойств ЕФМК на базе горячекатаных трубных заготовок достигает 15...40 % в зависимости от направления оси образцов для испытания относительно направления прокатки. Максимум прочностных свойств наблюдается у образцов, работающих на растяжение, ориентированных вдоль направления прокатки. Применительно к трубной металлопродукции такая анизотропия свойств весьма благоприятна, поскольку стандартами при аттестации механических свойств трубных сталей рекомендовано вырезать образцы для испытаний с ориентацией длинной оси образца вдоль направления прокатки. Таким образом, в трубной заготовке анизотропия механических свойств данного композита может быть эффективно использована.

Рассмотрим пути достижения рекомендуемого стандартами сочетания комплекса прочностных и пластических свойств применительно к ЕФМК для трубного производства. Проанализируем требования относительно сочетания прочностных и пластических свойств для труб из низкоуглеродистых (до 0,2 % С) и низколегированных сталей, регламентируемые стандартами:

– ГОСТ 550–75 "Трубы бесшовные для нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности;

– ГОСТ 8731–74 "Трубы стальные бесшовные горячедеформированные";

– ГОСТ 8733–74 "Трубы стальные бесшовные холоднодеформированные и теплодеформированные";

– ГОСТ 633–80 "Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним";

– ГОСТ 632–80 "Трубы обсадные и муфты к ним";

– ГОСТ Р 51245–99 "Трубы бурильные стальные универсальные".

Согласно приведенным стандартам, для сталей в горячекатаном состоянии марок 10, 20, 10Г2, Ст2сп–4сп предел прочности $\sigma_в$ составляет в среднем 350...450 МПа, предел текучести $\sigma_т$ – 200...260 МПа, относительное удлинение δ – 20...24 %. Для среднеуглеродистых легированных сталей типа 40Х, 30ХМА, 30ХГСА предел прочности разрешается повысить до 650...680 МПа, а относительное удлинение снизить до 13...9 %.

Термическая обработка (нормализация или улучшение) рекомендуется для труб "силового" назначения: НКТ, бурильных, обсадных. Содержание углерода в таких сталях в несколько раз превышает данный показатель для труб общего назначения. В этих случаях стандарты ограничивают степень упрочнения предельной величиной отношения $\sigma_т/\sigma_в$, нижней границей относительного удлинения либо предельными уровнями ударной вязкости и твердости материала трубы.

Учитывая особенности композитных материалов, можно ожидать, что перевод трубных сталей в структурное состояние композита позволит реализовать в трубных заготовках такие свойства композитов, как высокие удельные прочность и жесткость (с учетом плотности материала) в сочетании с достаточным запасом пластичности. Сбалансированность этих характеристик обеспечит необходимый уровень сопротивления разрушению, вязкости при ударных нагрузках и хладостойкости, которые не удается получить традиционными способами воздействия на структуру сталей. В результате такого перевода возможна замена легированных сталей менее дорогими углеродистыми, производство труб повышенных групп прочности без замены марки стали и существенных затрат на термические операции, снижение металлоемкости трубных заготовок при условии сохранения заданных эксплуатационных показателей.

При выборе сталей для производства труб с учетом общих требований к композитам [1, 2] необходимо определить минимальную объемную долю мартенсита $V_{мин}$, обеспечивающую упрочнение, в противном случае предел прочности композита σ_c может быть ниже предела прочности матрицы.

Кроме того, необходимо оценить объемную долю мартенсита $V_{крит}$, при достижении которой σ_c превысит предел прочности ферритной матрицы в предельно упрочненном состоянии в результате наклепа.

Приведенные в работе [4] соотношения, связывающие данные параметры композита, применены для описания свойств композитов [5]:

$$V_{мин} = \frac{\sigma_m - \sigma'_m}{\sigma_f + (\sigma_m - \sigma'_m)} = \frac{\sigma_\omega}{\sigma_f + \sigma_m}, \qquad (1)$$

где σ_m – предел прочности матрицы;

σ'_m – напряжение в матрице по достижении предельной деформации волокон;

σ_f – предел прочности упрочняющих волокон;

$\sigma_\omega = \sigma_m - \sigma'_m$ – полное приращение номинального напряжения, которое может быть получено при пластическом деформировании матрицы.

Применительно к ферритно-мартенситному композиту принимаем: σ_m = 600 МПа – предел прочности феррита [3]; σ'_m = 350 МПа – предел текучести феррита для армко-железа [6, 7]; σ_f = 2200 МПа – предел прочности мартенсита с содержанием 0,4...0,6 % углерода [8].

После подстановки в формулу (1) получим $V_{мин}$ = = 8,9 %.

Расчет $V_{крит}$ выполним по формуле (2) [4] с использованием тех же данных:

$$V_{крит} = \frac{\sigma_m - \sigma'_m}{\sigma_f - \sigma'_m} \approx \frac{\sigma_\omega}{\sigma_f}. \quad (2)$$

Критическая объемная доля мартенсита равна 13,5 %.

Критическую длину волокна определим по формуле (3) работы [4], исходя из соотношения предельной прочности волокна композита при растяжении σ_f и максимальных касательных напряжений на границе волокно – матрица τ, обеспечивающих действие растягивающих напряжений от матрицы к волокну:

$$l_{крит}/d = \frac{\sigma_f}{2\tau}. \quad (3)$$

В данном расчете представляет сложность корректная оценка τ (максимальных касательных напряжений на границе феррит–мартенсит). С учетом фактора Шмида при растяжении максимальные касательные напряжения в феррите составляют 1/2 нормальных растягивающих напряжений. При этом величину последних следует учитывать, ориентируясь не на предел текучести феррита, а на предел его прочности, поскольку в результате холодной пластической деформации феррит значительно упрочняется и в таком предельном состоянии передает нагрузку мартенситным волокнам. После подстановки значений в формулу (3) получим $l_{крит}/d$ = 3,66. Это несколько меньше предшествующих оценок [3] и расчетов [1], которые для ферритно-мартенситного композита составили 4,3.

Рассмотрим более подробно методику рационального выбора стали и метода термической обработки трубной заготовки для получения в ней структур ЕФМК.

Большинство свойств композиционных материалов подчиняется правилу смесей или линейному аддитивному закону, т.е. свойства композита изменяются пропорционально объемным долям и свойствам компонентов композита [3–5, 9]. Так, например, предел прочности композита определяется по формуле [4]

$$\sigma_c = \sigma_f V_f k + \sigma'_m (1 - V_f), \quad (4)$$

где k – коэффициент передачи [10], равный отношению средней длины дискретного волокна реального композита l к критической длине волокна $l_{крит}$ ($kl/l_{крит}$); V_f – объемная доля упрочняющих волокон композита.

Введение коэффициента k обусловлено тем, что композиты с дискретным волокном упрочняют матрицу не столь эффективно, как непрерывные волокна.

В ЕФМК прочность легко повысить вплоть до уровня прочности мартенсита путем увеличения объемной доли мартенсита в результате повышения температуры закалки из МКИ. Однако, как уже отмечалось, повышение прочности трубной металлопродукции регламентируется в стандартах требованиями к минимальному запасу пластичности либо предельной величиной отношения $\sigma_т/\sigma_в$, поэтому при выборе материала для трубного ЕФМК в качестве исходного фактора целесообразно выбрать уровень пластичности, регламентируемый стандартом на соответствующую трубную продукцию.

Поскольку с помощью зависимости (4) определяют не только прочностные свойства, но и упругие константы композиционных материалов, справедливо предположить, что и пластические показатели композита также будут подчиняться правилу смесей. Тогда можно записать

$$\delta_c = \delta_f V_f + \delta_m (1 - V_f), \quad (5)$$

где δ_c – относительное удлинение композита при испытаниях на растяжение;

δ_f, δ_m – относительное удлинение упрочняющей и матричной фаз композита соответственно.

Для ЕФМК пластичность феррита значительно превышает аналогичный показатель для мартенсита, поэтому будет корректным равенство

$$\delta_c \approx \delta_m (1 - V_f). \quad (6)$$

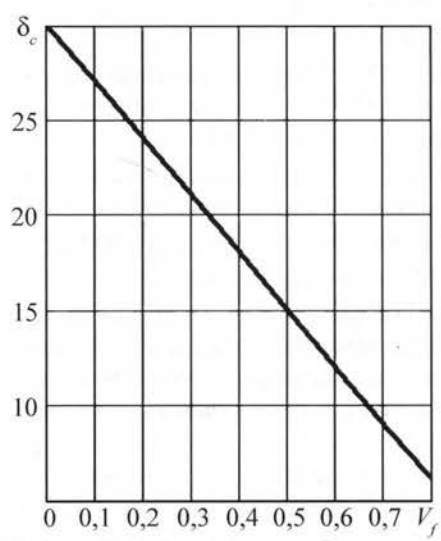


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения δ_c ЕФМК от объемной доли мартенсита V_f в интервале от 10 до 80 %

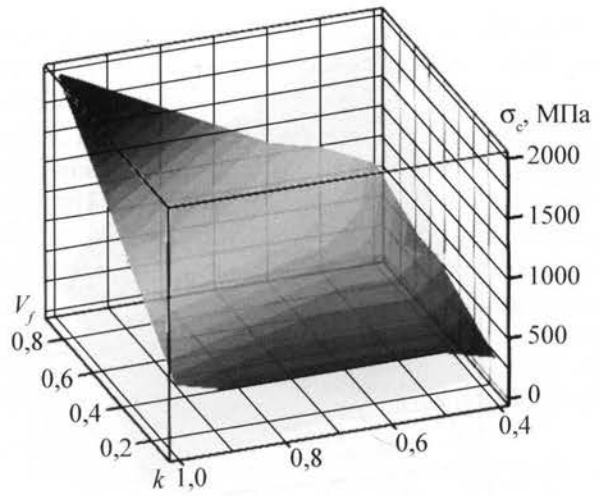


Рис. 2. Зависимость прочности ЕФМК σ_c от содержания мартенсита V_f и коэффициента передачи k

Учитывая, что δ_m феррита по усредненным данным [6–8] составляет 30 %, несложно получить универсальную для ЕФМК зависимость $\delta_m = f(V_f)$. Данная зависимость построена (рис. 1) с использованием программы Mathcad. Из данных на рис. 1 следует, что регламентируемый стандартами средний уровень относительного удлинения трубных заготовок без термической обработки 22 % может быть достигнут в композите при объемной доле мартенсита 24 %. Если нижний предел пластичности горячекатаных трубных сталей 20 %, то доля мартенсита может достигать 35 %.

Столь значительный допуск на пластичность соответствует достаточно широкому интервалу температур закалки из МКИ, что является положительным технологическим фактором при получении ЕФМК в режиме горячей прокатки.

Для прогнозирования прочностных свойств ЕФМК построена пространственная диаграмма (рис. 2), отражающая зависимость $\sigma_c = f(V_f, k)$ согласно формуле (4). Предел прочности мартенсита σ_f и предел текучести феррита σ'_m по данным работ [6–8] составляют 2200 и 350 МПа соответственно. Из диаграммы следует, что при содержании мартенсита 24 % и $k = 0{,}8$ значение σ_c составляет 688,4 МПа, что более чем в 1,5 раза превышает регламентируемые стандартами показатели прочности низкоуглеродистых и низколегированных трубных сталей без специальной термической обработки. Представляет также интерес определение характеристик сопротивления разрушению данного ЕФМК.

Несмотря на достаточно большое число работ, посвященных анализу особенностей разрушения композитных материалов [3–5, 11], в настоящее время отсутствует единый подход к решению данной задачи, учитывающей все составляющие энергии разрушения композитов. Это объясняется тем, что в процессе распространения трещины в композите диссипация энергии зависит от многих факторов, принципиально отличных для разных композитов. К таким факторам следует отнести размер, морфологию и объемную долю фазы-упрочнителя, прочность границы раздела компонентов композита, степень различия свойств матрицы и фазы-упрочнителя.

В полной энергии разрушения композита можно выделить три основные составляющие: работу пластического деформирования матрицы; работу по вытягиванию упрочняющих волокон из "своих" мест в матрице по обе стороны от берегов трещины; энергию, расходуемую на отслоение волокна от матрицы. Все приведенные процессы в конечном итоге искривляют фронт трещины, увеличивают неровность поверхности разрушения и таким образом увеличивают энергоемкость процесса разрушения. Для композитов разных типов отдельные составляющие энергии разрушения играют ведущую роль и составляют преимущественную долю в полной работе разрушения.

В работе [11] приведены результаты анализа энергии разрушения композита, учитывающие удельную работу пластической деформации матрицы композита. Ниже приведена формула из данной работы, по сути вытекающая из классических (силового и энергетического) критериев разрушения [12], [13]:

$$4E_z\gamma = K_{1C}^2\sqrt{2 - 2\nu\frac{E_z}{E_x} + \frac{E_z}{G}}, \qquad (7)$$

где E, G – модуль нормальной упругости и сдвига соответственно; K_{1C} – коэффициент интенсивности напряжений (КИН); ν – коэффициент Пуассона; γ – удельная энергия разрушения композита поперечной трещиной.

Формула (7) позволяет рассчитать КИН ЕФМК, однако предварительно необходимо обсудить некоторые параметры, входящие в формулу.

Стальной ЕФМК относится к разряду анизотропных (в данном случае ортотропных) твердых тел. Следовательно, величины модулей упругости по осям X, Y, Z заметно отличаться не будут, поскольку модули упругости компонентов ЕФМК – феррита и мартенсита – как физические константы материала не являются структурно чувствительными параметрами. Таким образом, значения E и G являются табличными константами для поликристаллической стали. Такое же заключение можно сделать относительно коэффициента Пуассона. Тогда после подстановки значений констант ($E \approx 2\cdot10^5$ МПа, $G \approx 8\cdot10^4$ МПа, $\nu = 0{,}25...0{,}3$)

в формулу (7) получим $\sqrt{2-2\nu\frac{E_z}{E_x}+\frac{E_z}{G}}=2$. С учетом этого обстоятельства формула (7) примет вид

$$K_{1C}=\sqrt{2E\gamma}. \quad (8)$$

В работе [11] для случая квазихрупкого разрушения композита сделан важный вывод о том, что основной вклад в энергию разрушения γ композитов с пластичной матрицей, хорошей адгезией и хрупким прочным волокном (что полностью соответствует свойствам компонентов ЕФМК) вносит матрица и приведено выражение для расчета необратимой удельной работы деформации γ в пластическом слое толщиной L_0 вблизи поверхности излома:

$$\gamma=\sigma_s\,\varepsilon_b L_0(1-V_f), \quad (9)$$

где σ_s – предел текучести матрицы;

ε_b – ее предельная деформация.

Зная величину удельной работы разрушения γ, можно определить критический коэффициент интенсивности напряжений K_{1C} ЕФМК с учетом выражений (8) и (9):

$$K_{1C}=\sqrt{2E\sigma_s\,\varepsilon_b L_0(1-V_f)}. \quad (10)$$

Зависимость $K_{1C}=f(L_0, V_f)$, приведенная на рис. 3, позволяет выбрать сочетания параметров стального ЕФМК, обеспечивающие заданный уровень трещиностойкости.

При расчете для содержания мартенсита 24 % и толщины прослойки феррита 100 мкм K_{1C} = 65 МПа·м$^{1/2}$, что по порядку величины хорошо согласуется с опубликованными ранее данными для углеродистых сталей [14–17].

Таким образом, предлагаемая методика позволяет оценить механические свойства и характеристики сопротивления разрушению ЕФМК в зависимости от параметров компонентов композита и исходных требований к комплексу его свойств.

С учетом данной методики ниже приведены рекомендации по выбору стали для производства трубных заготовок со структурой ЕФМК.

Анализ диаграммы Fe–Fe_3C с помощью правила отрезков свидетельствует, что для получения в структуре ЕФМК содержания мартенсита 24...35 % наиболее рационально по содержанию углерода использовать углеродистые стали 10, 20 после закалки из МКИ (750...780 °С). При этом содержание углерода в мартенсите такого композита должно составить 0,48...0,6 %. В работе [18] показано, что такой анализ обеспечивает достаточно точное соответствие объемной доли мартенсита, однако содержание углерода в мартенсите оказывается меньше прогнозируемого.

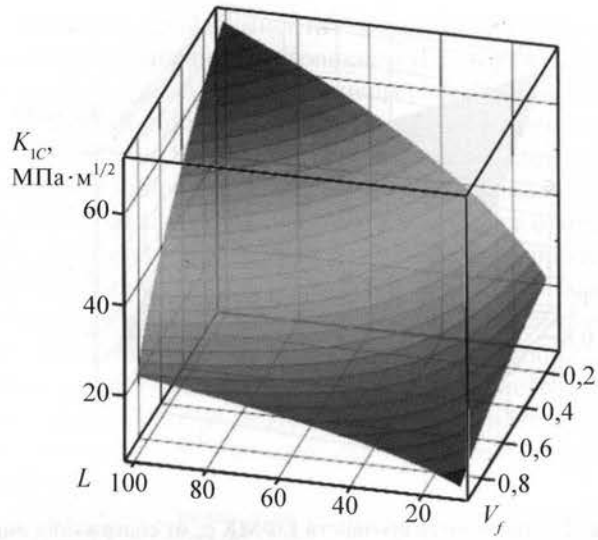


Рис. 3. Зависимость КИН (K_{1C}) ферритно-мартенситного композита от объемной доли V_f мартенсита и толщины прослойки ферритной матрицы L_0 на пути распространения трещины

На выбор стали для получения структур ЕФМК кроме содержания углерода влияют наличие и содержание других элементов в химическом составе.

В первую очередь это касается содержания серы. Учитывая ведущую роль сульфидов марганца и железа в формировании ферритно-перлитной строчечности [1] как основы для получения ЕФМК, содержание серы в стали следует поддерживать на верхнем пределе стандартного допуска на химический состав. Несмотря на рекомендации максимально снижать содержание серы (до тысячных долей процента) в трубных сталях нового поколения, верхний предел допуска по ее содержанию в данном случае может быть вполне оправданным. Поскольку в современных трубных сталях ферритно-перлитного и малоперлитного классов сульфиды как неметаллические включения ослабляют сечение стенки трубы и при разрушении играют роль концентраторов напряжения и мест преимущественного зарождения трещин (особенно в раскатанном трещиноподобном виде). В ЕФМК такие сульфиды заключены в пластичную ферритную матрицу композита и изолированы от хрупких высокопрочных волокон мартенсита – потенциальных мест зарождения трещин. Феррит в двухфазных сталях особенно пластичен, так как рафинируется от охрупчивающих его примесей в процессе выдержки в МКИ перед закалкой, при этом сопутствующие примеси стали – кремний, марганец и вредные сера и фосфор – диффундируют из феррита в аустенит, в котором их растворимость выше. После закалки они остаются в мартенсите, где их присутствие не вызывает негативных последствий.

Другим явлением, способствующим сохранению ферритно-перлитной строчечности, является ликва-

ция химических элементов из стали. В работе [19] отмечалось положительное влияние марганца, склонного к ликвации в стали, на формирование строчечности. Дендритная и зональная ликвации углерода, кремния, марганца, серы и фосфора, т.е. легирующих элементов и сопутствующих примесей в составе стали при горячей обработке давлением (например прокатке), остаются в виде вытянутых участков, обогащенных этими примесями. И если концентрация углерода как легко диффундирующего элемента успевает выравниваться при нагреве под прокатку, то этого нельзя сказать об элементах, образующих с железом твердые растворы замещения.

В работе [20] также отмечается, что ферритно-перлитная полосчатость, вызванная ликвацией, весьма устойчива и устраняется лишь высокотемпературным отжигом.

Кроме формирования строчечности данные легирующие элементы способствуют повышению устойчивости аустенита к диффузионному распаду, что облегчает получение ферритно-мартенситных структур в трубных заготовках непосредственно на прокатном стане с применением систем интенсивного охлаждения.

Таким образом, трубная сталь, пригодная для формирования ЕФМК, наряду с низким содержанием углерода (0,1...0,2 % С) должна быть как минимум легирована марганцем и кремнием, к таким сталям относятся 09Г2С, 09Г2, 18Г2С, 17Г2, 10Г2, 12Г2С, 10ХСНД и др.

Выводы

1. Для повышения комплекса эксплуатационных свойств трубной металлопродукции целесообразно получение структур естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК) в результате закалки из межкритического интервала температур горячекатаной низкоуглеродистой стали с ферритно-перлитной строчечностью.

2. Рациональное содержание мартенсита в ЕФМК, при котором сохраняется регламентируемый стандартами запас пластических свойств в трубной заготовке, составляет 24...35 %.

3. Предложена методика расчета предела прочности и характеристик сопротивления разрушению ЕФМК с помощью программы Mathcad.

4. Трубная сталь, пригодная для формирования ЕФМК, наряду с низким содержанием углерода (до 0,2 % С) должна быть легирована как минимум марганцем и кремнием, которые способствуют формированию строчечных структур и увеличению глубины прокаливаемости трубных заготовок непосредственно в схеме прокатного стана.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пустовойт В.Н., Домбровский Ю.М., Лавриченко В.В.** Теоретические и технологические аспекты получения естественного стального композита с дуальной структурой // Изв. вузов. Северокавказский регион. Спецвыпуск. 2005. С. 85–87.

2. **Пустовойт В.Н., Домбровский Ю.М., Лавриченко В.В.** Структура и свойства естественного стального ферритно-мартенситного композита // Успехи современного естествознания. Прикладные исследования: Матер. заоч. эл. конф., 25–30 янв. 2005 г. www.rae.ru

3. **Лизунов В.И.** Композиционные стали. М.: Металлургия, 1978. 151 с.

4. **Келли А.** Высокопрочные материалы. М.: Мир, 1976. 261 с.

5. **Мэттьюз Ф., Ролингс Р.** Композитные материалы. Механика и технология. М.: Техносфера, 2004. 408 с.

6. **Полухин П.И., Гунн Г.Я., Галкин А.М.** Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов: Справочник. 2-е изд. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

7. **Третьяков А.В., Трофимов Г.К., Гурьянова М.К.** Механические свойства сталей и сплавов при пластическом деформировании: Справочник. М.: Машиностроение, 1971. 63 с.

8. **Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И.** Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.

9. **Фудзии Т., Дзако М.** Механика разрушения композиционных материалов: Пер. с япон. М.: Мир, 1982. 232 с.

10. **Иванова В.С., Устинов Л.М.** Диаграммы прочности волокнистых композиционных материалов с однонаправленной структурой // Изв. АН СССР. Металлы. 1970. № 2. С. 176–182.

11. **Черепанов Г.П.** Механика разрушения композиционных материалов. М.: Главн. ред. физ.-мат. литературы, 1983. 296 с.

12. **Griffith A.A.** The phenomena of rupture and flow in solids // Phil. Trans. Roy. Soc. A. 1921. Vol. 221. № 2. P. 163–198.

13. **Irwin G.R.** Analysis of Stresses and Straines Near the End of Crack Traveling a Plate // J. Appl. Mech. 1957. Vol. 24. P. 361–364.

14. **Броек Д.** Основы механики разрушения: Пер. с англ. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.

15. **Романив О.П.** Вязкость разрушения конструкционных сталей. М.: Металлургия, 1979. 176 с.

16. **Мешков Ю.Я.** Физические основы разрушения стальных конструкций. Киев: Наукова думка, 1981. 240 с.

17. **Иванова В.С.** Разрушение металлов. М.: Металлургия, 1979. 168 с.

18. **Пустовойт В.Н., Домбровский Ю.М., Лавриченко В.В.** Фазовый состав естественного ферритно-мартенситного композита // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 3 (15). С. 5–8.

19. **Домбровский Ю.М., Лавриченко В.В.** Многослойный естественный композит на основе доэвтектоидной стали // Металлургия. Машиностроение. Станкостроение.: Сб. труд. науч.-практ. конф., 6–8 сент. Ростов-на-Дону, ВЦ "Вертолэкспо", 2006. С. 2: 71–2:73.

20. **Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютерев И.А., Хоменко Ю.И.** Изменение структуры стали 10Г2Б при скоростном нагреве и охлаждении в процессе сварки // Теория и технология процессов пластической деформации – 2004: Сб. науч. тр. конф., посвящ. 85-летию науч. шк. МИСиС. 26–27 октября М., 2004. С. 219–220.

А.Я. Лейви, А.Е. Майер, А.П. Яловец *(Южно-Уральский государственный университет, Челябинск),*
В.А. Шулов *(ММП им. В.Н. Чернышева)*

Влияние параметров облучения сильноточными импульсными пучками заряженных частиц и исходного состояния поверхности твердотельных мишеней на их микрорельеф

Проведены численные исследования статистических закономерностей образования микрократеров на поверхности облучаемой мишени и сравнение их результатов с экспериментальными данными. Используемая математическая модель кратерообразования основана на механизме неустойчивости тейлоровского типа облучаемой поверхности. Показано, что размер и форма отдельных микрократеров определяются в основном режимом облучения и материалом мишени, а плотность распределения кратеров по поверхности – исходным состоянием рельефа поверхности. Установлено, что инородные включения (фазовые выделения) с массовой плотностью, отличной от плотности материала мишени, могут наряду с возмущениями рельефа поверхности инициировать образование кратеров. Такие кратеры по форме и размерам не отличаются от кратеров, инициированных возмущениями рельефа поверхности.

Ключевые слова: *модификация свойств, потоки заряженных частиц, кратерообразование, численное исследование, статистические закономерности кратерообразования, роль включений в кратерообразовании.*

A numerical investigation of the statistical regularities of micro-craters formation on irradiated target surface was carried out in comparison with experimental results. Mathematical model of craters formation was based on the Taylor-type instability of the irradiated surface. It is shown that the separate craters size and form depend on the irradiation regime and the target material mainly, while the craters distribution density depends on the initial target surface relief. It is shown that the foreign inclusions (phase insertions) with the mass density different from the basic target material are able to initiate the craters' formation as well as the geometrical perturbations of the irradiated surface relief. The craters induced by foreign inclusions are indistinguishable in form and size from the craters induced by surface perturbations.

Key words: *properties modification, charged particle beams, cratering, numerical investigation, statistical regularities of cratering, role of inclusions in cratering.*

Введение

В настоящее время обработку твердотельных мишеней мощными потоками ускоренных заряженных частиц с плотностью мощности $\geq 10^6$ Вт/см^2 широко применяют для модификации свойств деталей широкой номенклатуры. Часто радиационную обработку используют как средство уменьшения шероховатости облучаемых деталей или мишеней [1, 2]. Однако результатом радиационной обработки является образование кратеров на поверхности облучаемой мишени [3–5]. Известно, что важную роль в процессе кратерообразования играют режим облучения и исходное физико-химическое состояние поверхности мишеней.

В работе [3] исследовали влияние режимов обработки *мощными ионными пучками* (МИП) с параметрами пучка: энергия частиц U_b = 300 кэВ, длительность импульса облучения τ_b = 50 нс, плотность тока j_b = 60...180 А/см^2 – на плотность распределения n_c и средние размеры кратеров на поверхности деталей из титанового сплава ВТ9. Обработку проводили на установке "ТЕМП" [6], пучок содержал 70 % ионов углерода и 30 % протонов. Были сделаны следующие выводы:

1) существует порог образования кратеров (по плотности тока в импульсе j_b), зависящий от числа импульсов N_p: так, при j_b = 60 А/см^2 и N_p = 1 кратеры отсутствуют, а при N_p = 3 наблюдается небольшое число кратеров;

2) с увеличением j_b от 80 до 110 А/см^2 плотность кратеров n_c возрастает от 400 до 1100...1400 см$^{-2}$;

3) для $j_b \geq 120$ А/см^2 характерна тенденция к уменьшению n_c до 200...500 см$^{-2}$;

4) с ростом числа импульсов (N_p = 1; 2; 3) при средних значениях j_b = 100...120 А/см^2 плотность распределения кратеров сначала увеличивается, а затем (N_p = 5; 7) уменьшается;

5) при больших j_b = 160...180 А/см^2 какой-либо зависимости плотности распределения кратеров от числа импульсов обнаружить не удается;

6) при средних j_b = 100...150 А/см^2 на поверхности превалируют круглые многокольцевые, круглые с выпуклостью в центре и ограненные кратеры, при очень больших плотностях тока образуются преимущественно круглые с вогнутостью в центре и глубокие кратеры. Глубина первичных кратеров достигает 1...2 мкм, а вторичных – 0,1...0,5 мкм. Указано, что существенное влияние на число кратеров оказывает предварительная механическая обработка поверхности мишени, а следовательно, ее исходный рельеф.

В работах [4, 5] исследовали влияние предварительной обработки поверхности мишени на плотность распределения кратеров после облучения. В качестве исследуемых материалов выбраны сталь 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш и титановый сплав ВТ8. Мишени облучали *сильноточными электронными пучками* (СЭП) со следующими параметрами: U_b = 115...120 кэВ, τ_b = 25...50 мкс, плотность вложенной энергии w = 15...50 Дж/см^2.

Авторами были сделаны следующие выводы: 1) предварительная механическая обработка существенно влияет на кратерообразование (чем больше исходная шероховатость, тем больше кратеров появляется на поверхности); 2) тонкое ручное полирование позволяет зафиксировать после воздействия одним импульсом равномерно оплавленную поверхность без кратеров или почти без кратеров; 3) на образцах после шлифования и виброабразивной обработки отмечено упорядоченное расположение кратеров, причем дальний порядок связан с оставшимися на поверхности царапинами; 4) после облучения с низкими плотностями энергии w < 18...20 Дж/см^2 вне зависимости от предварительной обработки кратеры на поверхности практически отсутствуют.

Как показано в работах [7–9], образование кратеров при облучении есть результат развития неустойчивости тейлоровского типа на облучаемой поверхности мишени. Существующие теоретические публикации [7–9] направлены на исследование динамики отдельного кратера.

Цель данной работы – численное исследование зависимости плотности распределения и размеров кратеров на поверхности материалов от режимов облучения и исходного состояния поверхности (выявление статистических закономерностей кратерообразования), а также анализ влияния инородных включений (фазовых выделений) на процесс кратерообразования.

Физическая и математическая модели

В работе [8] отмечается, что существуют два качественно отличающихся по поведению материала режима облучения: докритический и закритический. Закритический режим облучения характеризуется образованием и интенсивным разлетом плазменного факела. При этом скорость облучения поверхности мишени достигает 100...1000 м/с, что приводит к развитию неустойчивости тейлоровского типа и появлению кратеров на облучаемой поверхности. Закритическому режиму предшествует докритический, в этом случае скорость облучаемой поверхности составляет 1...10 м/с и наблюдается сглаживание микрорельефа [10]. Переход от докритического режима облучения к закритическому носит пороговый характер.

В работах [7, 8] показано, что существует диапазон длин волн возмущений, имеющих максимальные скорость роста и амплитуду на момент кристаллизации. Существование доминирующего масштаба обусловлено тем, что длинноволновые возмущения развиваются слишком медленно, а коротковолновые интенсивно затухают вследствие вязкой диссипации энергии (так как частота их колебаний под действием капиллярных сил выше, то за один и тот же промежуток времени они совершат больше колебаний и потеряют бóльшую энергию). Доминирующий масштаб зависит от параметров облучения и определяет характерный диаметр и структуру кратеров.

В работах [7–9] не были учтены поверхностное натяжение на границе расплава и вязкость материала. Также время пребывания металла в жидком состоянии оценивали характерным временем теплопроводности, что является грубой оценкой. В работе [10] была предложена более точная математическая модель, исправившая эти недостатки. Однако работа [10] посвящена исследованию сглаживания микрорельефа мишени при докритических режимах облучения. Для анализа статистических закономерностей кратерообразования используем предложенную в работе [10] математическую модель, обобщив ее для учета инородных включений.

При облучении поверхность мишени представляет в общем случае плазменный факел и лежащий глубже слой расплава, граничащий с твердотельной частью мишени. Разлет плазменного факела инициирует развитие неустойчивости, в дальнейшем его вещество уносится с поверхности мишени. После кристаллизации слоя расплава его поверхность формирует рельеф мишени. Динамика поверхности расплава определяется совместным действием капиллярных сил, вязкости и сил инерции, вызванных ускоренным движением поверхностного слоя мишени.

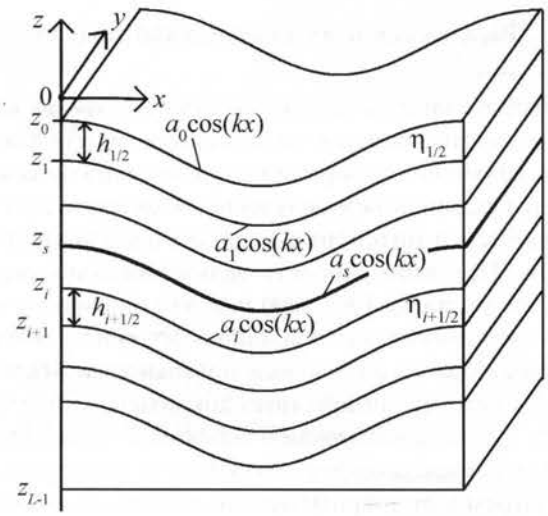


Рис. 1. Динамика многослойной среды (схема задачи)

Для построения математической модели в работе [10] область расплава представили состоящей из L слоев (рис. 1), течение в каждом из которых потенциально. Для описания динамики ванны расплава записаны уравнения Лагранжа, обобщенными координатами в которых являлись амплитуды возмущения границ между слоями a_i. Силы инерции и поверхностное натяжение учитывались функцией Лагранжа, а диссипация энергии вследствие вязкости определялась диссипативной функцией.

Таким образом, была получена следующая система уравнений для амплитуд:

$$\begin{aligned}&\beta_{i-1/2}\ddot{a}_{i-1}+\beta_i\ddot{a}_i+\beta_{i+1/2}\ddot{a}_{i+1}=\alpha_{i-1/2}a_{i-1}+\\&+(\alpha_i-k^2\sigma_i)a_i+a_{i+1/2}a_{i+1}-\\&-(\gamma_{i-1/2}+\dot{\beta}_{i-1/2})\dot{a}_{i-1}-(\gamma_i+\dot{\beta}_i)\dot{a}_i-(\gamma_{i+1/2}+\dot{\beta}_{i+1/2})\dot{a}_{i+1},\\&i=0,\ L-1,\end{aligned}\tag{1}$$

где точками обозначены производные по времени. В уравнениях (1) использованы обозначения:

$$\begin{aligned}&\alpha_i=g_i(\rho_{i+1/2}-\rho_{i-1/2});\\&\beta_i=\frac{1}{k}[\rho_{i-1/2}\mathrm{cth}(kh_{i-1/2})+\rho_{i+1/2}\mathrm{cth}(kh_{i+1/2})];\\&\beta_{i+1/2}=-\frac{1}{k}\rho_{i+1/2}\frac{1}{\mathrm{sh}(kh_{i+1/2})};\\&\gamma_i=4k[\eta_{i-1/2}\mathrm{cth}(kh_{i-1/2})+\eta_{i+1/2}\mathrm{cth}(kh_{i+1/2})];\\&\gamma_{i+1/2}=4k\left[-\frac{\eta_{i+1/2}}{\mathrm{sh}(kh_{i+1/2})}\right].\end{aligned}\tag{2}$$

Здесь $\rho_{i+1/2}$, $\eta_{i+1/2}$ – плотность и коэффициент динамической вязкости слоя с номером $i + 1/2$;

σ_i – коэффициент поверхностного натяжения на i-й границе между слоями;

$h_{i+1/2} = z_{i+1} - z_i$ – толщина слоя;

g_i – локальное ускорение вещества, вектор которого направлен противоположно массовым силам инерции;

$k = 2\pi/\lambda$ – волновое число возмущения. Граничные условия для системы (1): $a_{-1} = 0$ – область вакуума над мишенью и $a_L = 0$ – неподвижное дно ванны расплава. Система уравнений (1) справедлива в линейном приближении, когда выполняются условия $a_i \ll 1$ и $(a_i\rho)(\partial\rho/\partial z) \ll 1\ \forall i \in [0, L]$.

В работе [10] рассмотрен случай однородного по массовой плотности материала мишени. Наличие же неоднородностей (инородных включений или фазовых выделений) в поверхностном слое может привести к искажению микрорельефа даже при условии изначально плоской поверхности и равномерного нагрева облучением. Искажение микрорельефа связано в первую очередь с неоднородностью действия сил инерции по объему мишени. В зависимости от отношения плотности включения и материала мишени, а также от направления сил инерции включение будет стремиться либо переместиться на поверхность, либо на дно расплавленного слоя.

Включение в той или иной степени сцеплено с материалом мишени (силами трения или вязкости). Поэтому пренебрежем движением включений относительно вещества мишени, рассматривая их как единую сплошную среду с неоднородной плотностью. Тогда, рассматривая гармоническое возмущение массовой плотности $\rho^{(1)}(z, t)\cos(kx)$, наложенное на однородное по x ("невозмущенное") распределение $\rho^{(0)}(z, t)$, получим следующую систему уравнений:

$$\begin{aligned}&\beta_{i-1/2}\ddot{a}_{i-1}+\beta_i\ddot{a}_i+\beta_{i+1/2}\ddot{a}_{i+1}=\\&=\alpha_{i-1/2}a_{i-1}+(\alpha_i-k^2\sigma_i)a_i+\alpha_{i+1/2}a_{i+1}-\\&-(\gamma_{i-1/2}+\dot{\beta}_{i-1/2})\dot{a}_{i-1}-(\gamma_i+\dot{\beta}_i)\dot{a}_i-\\&-(\gamma_{i+1/2}+\dot{\beta}_{i+1/2})\dot{a}_{i+1}-\varphi_i,\quad i=0,\ L-1;\end{aligned}\tag{3}$$

в которой

$$\begin{aligned}&\varphi_i=\varphi_{i+1/2}+\varphi_{i-1/2};\\&\varphi_{i+1/2}=\frac{g_{i+1/2}\rho^{(1)}_{i+1/2}}{k}\frac{\mathrm{ch}(kh_{i+1/2})-1}{\mathrm{sh}(kh_{i+1/2})}.\end{aligned}\tag{4}$$

Для определения распределения по глубине массовой плотности и ускорения в данной работе, как и в работе [10], проводили одномерные расчеты облучения материала по пакету программ BETAIN1 [11]. В пакете совместно решены кинетическое уравнение для быстрых частиц, одномерная система уравнений

механики сплошной среды (МСС) для модели упругопластических течений с учетом теплопроводности, плавления–кристаллизации и широкодиапазонного уравнения состояния. За конденсированную среду принимали вещество с плотностью $\rho \geq 0{,}1\rho_0$.

Унос вещества с поверхности мишени (вследствие разлета плазменного факела) приводит к смещению конечного положения поверхности вглубь мишени. Обозначим (см. рис. 1) s – номер границы, соответствующей поверхности мишени после облучения (на момент кристаллизации t_c); a_s – амплитуда возмущений этой поверхности.

Численные исследования статистических закономерностей кратерообразования

Рассмотрим влияние режимов облучения на плотность распределения кратеров на поверхности мишени. Как показано в работе [8], динамика отдельного кратера определяется нелинейной стадией развития неустойчивости тейлоровского типа. Нелинейные эффекты определяют глубину кратеров и их взаимодействие (слияние и дробление). В данной работе для определения статистических закономерностей рассматривали линейное приближение (1). Микрорельеф поверхности можно представить в виде Фурье-разложения. Тогда в линейном приближении каждая Фурье-гармоника эволюционирует в соответствии с уравнениями (1). Конечное состояние поверхности может быть получено как суперпозиция Фурье-гармоник, амплитуда которых соответствует моменту кристаллизации.

Рассмотрим результаты воздействия на титановую мишень МИП с параметрами, соответствующими используемым на установке "ТЕМП".

На рис. 2 приведены спектры возмущений поверхности на момент кристаллизации, нормированные на начальные амплитуды возмущений – "функции роста", после обработки одним импульсом ($N_p = 1$). На динамику поверхности мишени существенно влияют капиллярные силы, силы инерции, время существования ванны расплава. Различные режимы облучения определяют время кристаллизации и скорость разлета плазменного факела. Поэтому функции роста существенно различаются для различных режимов облучения (см. рис. 2). Для длинноволновых гармоник $\lambda \approx 20...30$ мкм период колебаний оказывается слишком велик (больше времени кристаллизации t_c) и их амплитуда за импульс облучения изменяется слабо.

Для гармоник $\lambda \approx 1...3$ мкм при всех исследованных режимах облучения происходит интенсивное затухание колебаний вследствие вязкости среды, этот механизм обеспечивает сглаживание мелкомасштабных возмущений поверхности мишени при ее облучении. Как видно на рис. 2, важным диапазоном в поведении гармоник являются длины волн $\lambda \approx 2...30$ мкм. Для докритических режимов облучения $w = 0{,}9$ Дж/см^2 (рис. 2) амплитуда таких гармоник не превышает начального значения (единица на графиках), в то время как для закритических режимов, характеризуемых образованием плазменного факела, может в несколько (до 10 и более) раз превышать начальное значение. Немонотонность максимальных значений функции роста на рис. 2 в зависимости от плотности вложенной энергии связана главным образом с более интенсивным испарением вещества с поверхности при возрастании плотности вложенной энергии.

В работе [3] показано, что при $w = 0{,}9$ Дж/см^2 (докритический режим облучения) и $N_p = 1$ кратеры не формируются, а при $N_p = 3$ на поверхности облучаемой мишени образуются кратеры. Возможной причиной образования кратеров является следующее. Даже при докритических режимах облучения существуют гармоники (с длиной волны $\lambda \approx 4...6$ мкм), амплитуда которых за один импульс увеличивается на 5...15 % (см. рис. 2). Если на исходной поверхности имелось возмущение с большой амплитудой в этом спектральном диапазоне, то при многократном облучении такое возмущение может существенно вырасти на фоне затухания других гармоник (на фоне общего сглаживания поверхности). Другой возможной причиной появления кратеров при многократном облучении в докритическом режиме может быть наличие отклонений тока и напряжения пучка при различных импульсах, приводящих к переходу в закритический режим облучения хотя бы в одном из импульсов.

Аналогичные закономерности для функций роста действуют и в случае электронного облучения.

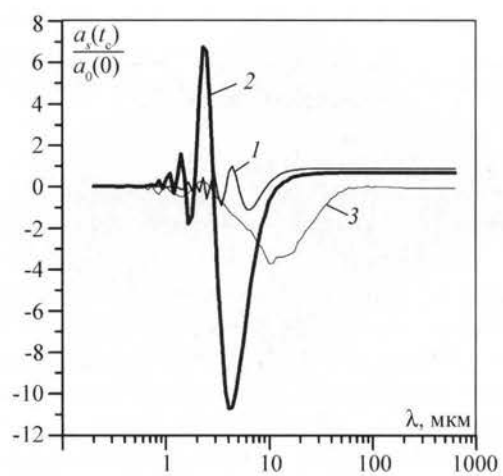


Рис. 2. Функция роста амплитуды возмущения для различных режимов облучения МИП: (τ_b = 50 нс, U_b = 300 кэВ): *1–3* – w равна 0,9, 1,2 и 1,6 Дж/см^2 соответственно

Для анализа интегральной картины образования кратеров рассмотрим прямоугольный участок поверхности $x \in [0, x_m]$, $y \in [0, y_m]$ и представим ее профиль в виде Фурье-разложения:

$$Z(x, y, t) = \sum_{n_x=1}^{N} \sum_{n_y=1}^{N} a(k_x, k_y, t)\cos(k_x x)\cos(k_y x),$$

где $k_x = 2\pi n_x/x_m$, $k_y = 2\pi n_y/y_m$ – волновые числа; N – учитываемое число гармоник.

Начальный профиль поверхности определяется начальной амплитудой гармоник $a(k_x, k_y, t = 0)$, которую задавали случайным образом равномерно в интервале от $-A_0/N$ до A_0/N, где A_0 – шероховатость мишени до облучения (мкм).

На рис. 3 приведена общая картина модификации поверхности железной мишени в результате обработки сильноточным электронным пучком с параметрами $\tau_b = 2$ мкм, $U_b = 40$ кэВ, $j_b = 35$ А/см^2 (численное моделирование в линейном приближении). Как показано в работе [8], нелинейная динамика поверхности облучаемого материала приводит к слиянию кратеров, их дроблению и округлению. Но даже из анализа линейной стадии (см. рис. 3) четко видна модификация спектра возмущений поверхности (коротковолновые гармоники затухают, проявляется доминирующий масштаб возмущений) и существенный рост шероховатости (от 1 до 20 мкм).

Проводили оценку числа и размеров кратеров. За кратер (см. рис. 3) принимали впадину, глубина которой больше h_1, где $h_1 = ch_{\max}$ ($h_{\max}$ – максимальная глубина), $c = 0{,}85$ – эмпирическая константа, определенная путем анализа экспериментальных данных [3].

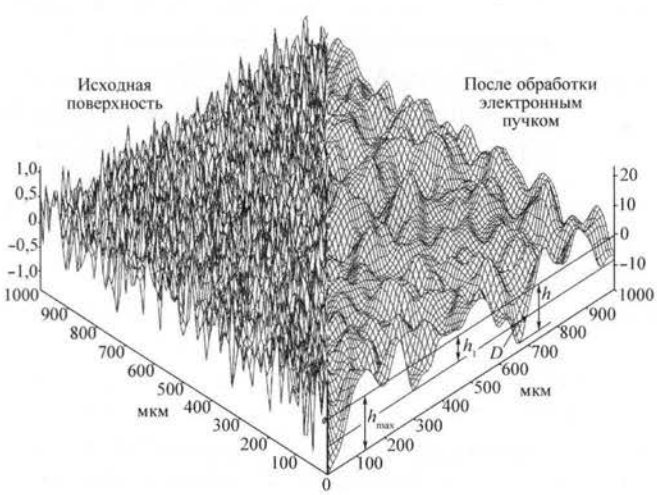


Рис. 3. Поверхность мишени: исходная и после обработки электронным пучком с параметрами $\tau_b = 2$ мкс, $U_b = 40$ кэВ, $j_b = 35$ А/см^2 (численное моделирование)

Для определения средней плотности кратеров n_c, их среднего диаметра D и глубины h для различных начальных поверхностей, а также отклонения от этих средних величин брали выборку из 100 различных случайных начальных поверхностей (подобных приведенным на рис. 3), что обеспечивало необходимую статистику. Для каждой поверхности определяли плотность кратеров, их средний диаметр и среднюю глубину, а по полученным значениям определяли n_c, D, h. Размеры каждой поверхности $x_m = y_m = 1$ мм.

Проведенные численные исследования показали, что плотность распределения кратеров на поверхности мишени после облучения слабо зависит от w (рис. 4, *а*, *б*), что согласуется с экспериментальными данными.

На рис. 4, *в*, *г* приведена зависимость среднего диаметра кратеров D от плотности вложенной энергии w для различного числа импульсов, причем максимальное значение среднего диаметра соответствует $w \gg 1{,}3$ Дж/см^2. Его наличие объясняется тем, что с увеличением w увеличивается интенсивность разлета плазменного факела. Как следствие, с одной стороны, увеличивается ускорение среды, способствуя развитию неустойчивости, с другой стороны, при более интенсивном разлете уменьшается влияние свободной поверхности, на которой интенсивно происходит развитие неустойчивости тейлоровского типа, на более глубокие слои облучаемой мишени.

Рассмотрим результаты численных исследований воздействия на железную мишень сильноточного электронного пучка. Параметры электронного пучка – $\tau_b = 2$ мкс, $U_b = 40$ кэВ, $w = 15...50$ Дж/см^2 – соответствуют параметрам, используемым в работах [1, 2]. Обработка мишени с такими параметрами пучка соответствует закритическому режиму облучения. На рис. 5, *а*, *б* приведены зависимости плотности распределения кратеров и диаметров кратеров от плотности вложенной энергии. При увеличении плотности вложенной энергии, с одной стороны, увеличивается время нахождения вещества в жидком состоянии и глубина проплава, и поэтому вплоть до $w = 46$ Дж/см^2 происходит увеличение диаметра кратеров, с другой стороны, увеличивается количество вещества, унесенного с поверхности материала в виде плазменного факела. Поэтому при дальнейшем увеличении плотности вложенной энергии n_c растет, а диаметр кратеров уменьшается. Полученные численные результаты согласуются с общими экспериментальными закономерностями [1, 3, 5] модификации поверхности при ее облучении сильноточным электронным пучком.

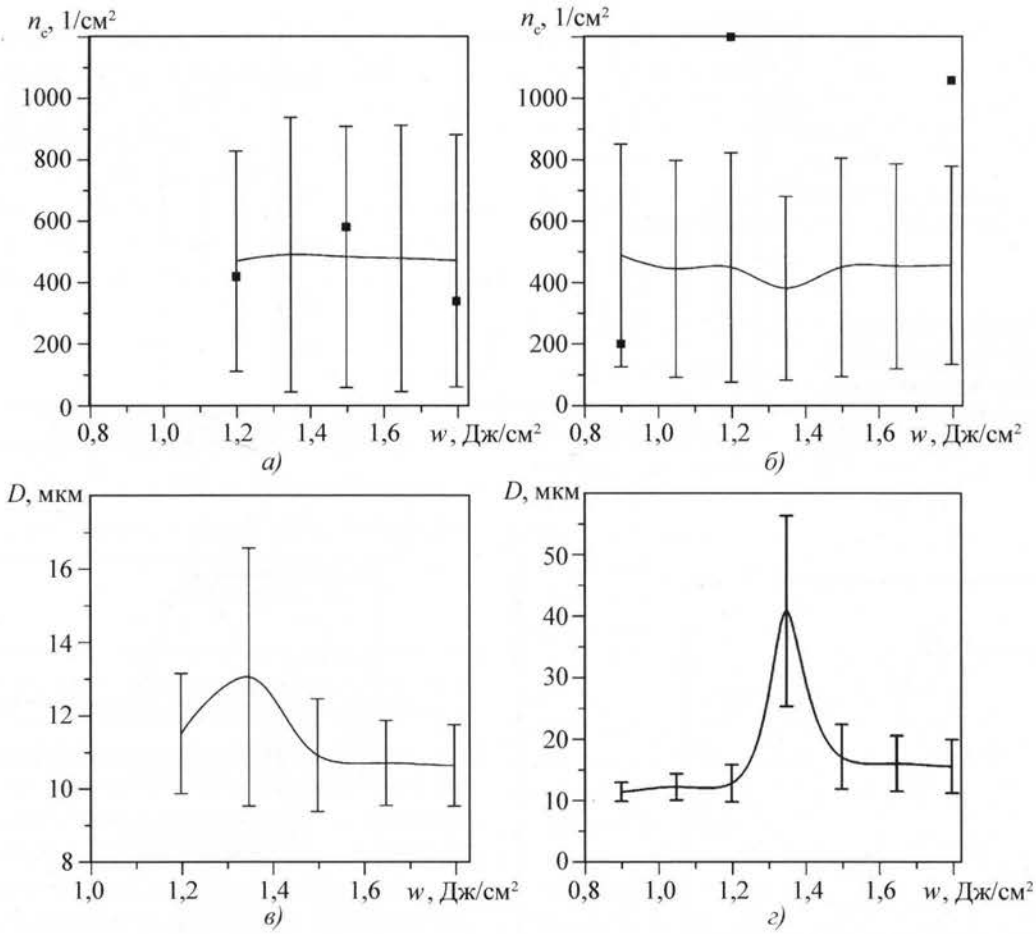


Рис. 4. Зависимость плотности распределения n_c (*а*, *б*) и диаметра D кратеров (*в*, *г*) от плотности вложенной энергии w (МИП) (точки – экспериментальные результаты [3]):
а, *в* – $N_p = 1$; *б*, *г* – $N_p = 3$

Влияние инородных включений на образование микрократеров

Авторами было проведено численное исследование влияния инородных включений (фазовых выделений) на процесс кратерообразования. Как уже отмечалось выше, с точки зрения развития неустойчивости тейлоровского типа особенность включения заключается в том, что его массовая плотность ρ_h отлична от плотности ρ_0 окружающего материала мишени. Поэтому будем характеризовать включение величиной относительной разности плотностей $\xi = (\rho_h - \rho_0)/\rho_0$ (ρ_h, ρ_0 – плотности в нормальном состоянии). При анализе включений исходная поверхность мишени считается плоской (невозмущенной).

Включение произвольной формы можно представить в виде Фурье-спектра поля массовой плотности. На линейной стадии неустойчивости отдельные гармоники спектра развиваются независимо друг от друга (3). На рис. 6 приведена зависимость конечной амплитуды возмущения (нормированной на ξ) от длины волны $\lambda = 2\pi/k$ для случая ионного облучения титановой мишени. Эта зависимость получена на основе приведенной выше линейной теории. На рис. 6 видно, что наличие инородных включений может приводить к существенному искажению поверхности мишени. При этом существует диапазон длин волн $\lambda \approx$ $\approx$ 20...30 мкм с максимальной скоростью роста амплитуды возмущений. Данный диапазон масштабов (как и в случае возмущения формы поверхности [7]) определяет характерный диаметр кратеров.

Рассмотрим единичное однородное включение в форме цилиндра с основанием, параллельным поверхности: радиус включения r_h, высота – H_h, глубина погружения включения в мишень h_h. Рассмотрим облучение титановой мишени ионным пучком [6] со следующими параметрами: длительность импульса τ_b = 50 нс, энергия частиц T_b = 250 кэВ, плотность тока j_b = 200 А/см² (плотность вложенной энергии w = 2,75 Дж/см²). Как и в работе [8], исследование

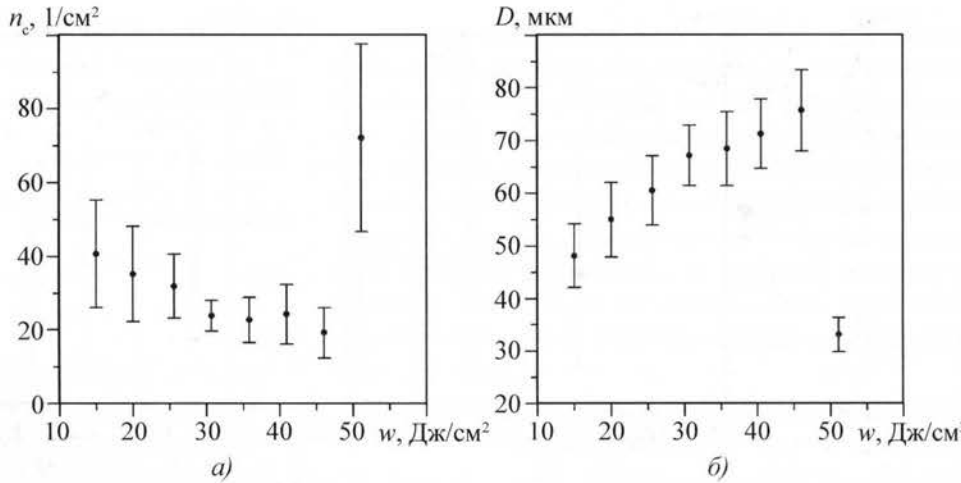


Рис. 5. Зависимость плотности распределения n_c (*а*) и диаметра D (*б*) кратеров на поверхности материала в результате электронного облучения от плотности вложенной энергии w

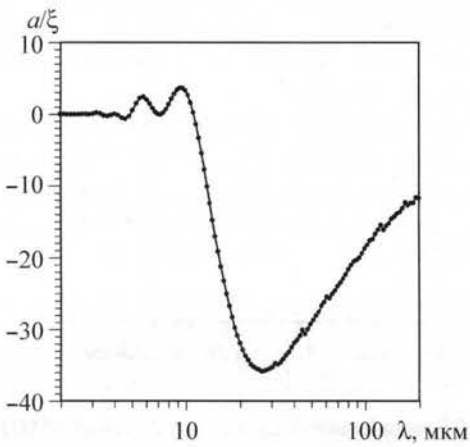


Рис. 6. Амплитуда возмущения поверхности, инициированного инородным включением в приповерхностном слое (титановая мишень, МИП), состав пучка: 70 % C, 30 % P, T_b = 250 кэВ, j_b = = 200 А/см², τ_b = 50 нс, w = 2,75 Дж/см²)

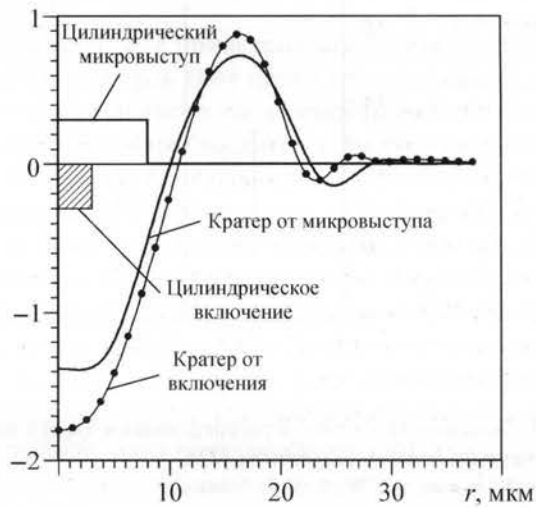


Рис. 7. Профили кратеров, инициированных возмущением формы поверхности и инородным включением

неустойчивости в течение импульса облучения проводили при помощи линейной теории, описанной выше. Развитие кратеров после прекращения облучения учитывали с применением метода локальных преобразований [12], что позволило учесть нелинейные эффекты, такие как конечная глубина расплава.

В первую очередь отметим, что кратер, инициированный единичным включением, по форме и размерам подобен кратеру от локализованного возмущения формы поверхности. Это хорошо видно на рис. 7, на котором приведены результирующие профили кратера от цилиндрического подповерхностного микровыступа высотой 0,3 мкм, радиусом 8 мкм, а также от цилиндрического включения радиусом r_h = 3 мкм, высотой H_h = 0,3 мкм и с относительной разностью плотностей ξ = 0,4.

Наличие кратеров от включений, как и кратеров от возмущения формы поверхности [7, 8], обусловливает образование кольцевой структуры. Диаметр кратеров определяется длиной волны с максимальной скоростью роста амплитуды возмущений (см. рис. 6), следовательно, режимом облучения, и слабо зависит от размера, формы и массовой плотности включения. При изменении радиуса включения в диапазоне r_h = 1...10 мкм и относительной разности плотностей в диапазоне 0,01...3 диаметр кратера оставался в пределах D = 20...30 мкм. Кратеры ограничены по глубине толщиной слоя расплава на поверхности мишени.

Если массовая плотность включения больше плотности материала мишени $\xi > 0$, то под действием сил инерции включение проникает вглубь мишени и образуется кратер с углублением в центре (как на рис. 7), и наоборот при $\xi < 0$ образуется кратер с выступом в центре.

На рис. 8 приведены характерные зависимости глубины h сформировавшегося кратера от относительной

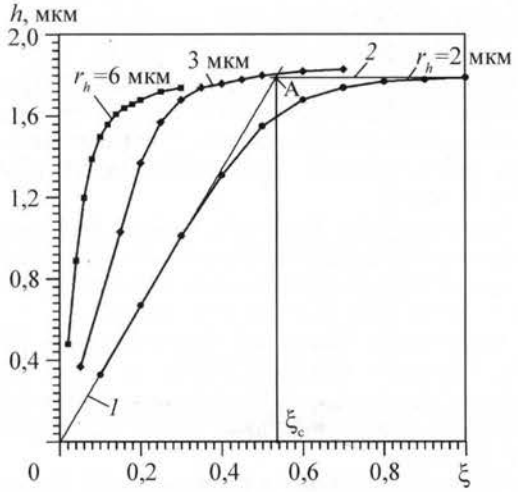


Рис. 8. Зависимость глубины кратера *h* от относительной разности плотностей ξ включения

разности плотностей ξ при фиксированных радиусах включения (включение находилось непосредственно под поверхностью $h_h = 0$, высота равна диаметру $H_h = 2r_h$). Глубина кратера вначале линейно растет по ξ (прямая *1*), затем выходит на максимальный уровень (прямая *2*), определяемый толщиной слоя расплава. Точка А пересечения прямых *1* и *2* (рис. 8) определяет характерную величину ξ_c относительной разности плотностей: включение с $\xi \geq \xi_c$ приводит к формированию полностью "раскрывшегося" кратера (глубиной, близкой к максимальной). Авторами определены ξ_c при различных радиусах включения: $\xi_c \approx 1/r_h^2$.

Исследовали зависимость глубины кратера *h* от высоты цилиндрического включения H_h (включение находилось непосредственно под поверхностью $h_h = 0$). Развитие неустойчивости и формирование кратеров инициируются лишь той частью включения, которая расположена в активном слое глубиной $h_p \approx 0{,}2$ мкм под поверхностью мишени (дальнейшее увеличение высоты включения не приводит к росту глубины кратера). Активный слой соответствует веществу мишени, которое под действием облучения испаряется и разлетается в виде плазменного факела и, следовательно, испытывает максимальные ускорения и максимальное действие сил инерции. Данный вывод подтверждается исследованной зависимостью глубины кратера *h* от глубины погружения включения в материал мишени h_h: при выходе включения из активного слоя оно перестает инициировать развитие кратера.

Согласно результатам исследований, скорость роста глубины кратера пропорциональна массе включения, находящегося в приповерхностном активном слое – слое мишени, испаряющемся под воздействием облучения (для МИП h_p – порядка десятых долей микрометра, для СЭП – порядка нескольких микрометров). Поэтому при однократном облучении в кратеры будут формироваться лишь включения, расположенные непосредственно под поверхностью мишени. При многократном облучении вследствие уноса вещества с поверхности мишени постепенно будут проявляться и более глубоко расположенные включения.

Выводы

1. Подтверждена определяющая роль неустойчивости тейлоровского типа при образовании микрократеров при электронном и ионном облучении. Полученная по результатам численного моделирования граница (по плотности вложенной энергии) докритического и закритического режимов облучения соответствует экспериментально обнаруженному порогу кратерообразования. Также отмечается соответствие экспериментальных и расчетных значений диаметра и глубины кратеров.

2. Размер и форма отдельных микрократеров определяются в основном режимом облучения и материалом мишени. В то же время плотность распределения кратеров по поверхности (в закритическом режиме) определяется в основном исходным состоянием рельефа поверхности.

3. Инородные включения (фазовые выделения) с массовой плотностью, отличной от плотности материала мишени, могут наряду с возмущениями рельефа поверхности инициировать образование кратеров. В этом случае включение должно находиться в испаряющемся под воздействием излучения приповерхностном слое мишени. Кратеры, инициированные инородными включениями, по форме и размерам не отличаются от кратеров, инициированных возмущениями рельефа поверхности.

4. Для подавления кратерообразования обработку мишеней следует проводить в докритическом режиме облучения либо завершать многоступенчатую обработку финальными циклами облучения в докритическом режиме для сглаживания рельефа.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Raharjo P., Uemura K., Okada A., Uno Y.** Application of Large Area Electron Beam Irradiation for Surface Modification of Metal Dies // Proc. of the 7th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk, 2004. P. 263.

2. **Raharjo P., Uemura K., Okada A., Uno Y.** Application of Large Area Electron Beam Irradiation for Surface Modification of Implant Materials // Proc. of the 7th Int. Conf. on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk , 2004. P. 267.

3. **Шулов В.А.** Модификация свойств жаропрочных сплавов непрерывными и импульсными ионными пучками // Дис. ... д-ра физ.-мат. наук. Минск, БГУ, 1995.

4. **Кратерообразование** на поверхности деталей из жаропрочной стали 15Х16К5Н2МВФАВ-Ш при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / А.Г. Пайкин, В.А. Шулов, В.И. Энгелько и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2006. № 10 (22). С. 9–14.

5. **Кратерообразование** на поверхности деталей из титановых сплавов при облучении сильноточными импульсными электронными пучками / А.Г. Пайкин, В.А. Шулов, В.И. Энгелько и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 1 (25). С. 19–25.

6. **Akerman D.R., Isakov N.F., Remnev G.E.** // Digest of the 1st Conf. Modification of the Properties of Constructional Materials by Charged-Particle Beams, Tomsk, 1988. Part 1. P. 3.

7. **Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П.** О механизме кратерообразования на поверхности твердых тел при воздействии интенсивных пучков заряженных частиц // ЖТФ. 2002. Т. 72. В. 8. С. 34–43.

8. **Волков Н.Б., Майер А.Е., Талала К.А., Яловец А.П.** О механизме образования микрократеров на поверхности мишени, облучаемой мощным электронным пучком // Письма в ЖТФ. 2006. Т. 32. В. 10. С. 20–29.

9. **Волков Н.Б., Майер А.Е., Талала К.А., Яловец А.П.** Нелинейная динамика поверхности мишени при воздействии интенсивных потоков энергии // Физика экстремального состояния вещества - 2003. ИПФХ РАН: Черноголовка, 2003. С. 48–49.

10. **Красников В.С., Лейви А.Я., Майер А.Е., Яловец А.П.** О механизмах сглаживания микрорельефа поверхности мишени при облучении интенсивным потоком заряженных частиц // ЖТФ. 2007. Т. 77. В. 4. С. 41–49.

11. **Яловец А.П., Майер А.Е.** Пакет программ BETAIN (BEAM TARGET INTERACTION) // Proc. of 6-th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. Tomsk. 23–28 September 2002. P. 297–299.

12. **Волков Н.Б., Майер А.Е., Яловец А.П.** Нелинейная динамика контактной границы сплошных сред с различной плотностью // ЖТФ. 2003. Т. 73. В. 3. С. 1–9.

Сварка. Резка. Контроль: справочник. В 2-х томах. Под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. 2004. – 1136 с., тв. пер., 70×100 1/16

ISBN 5-217-03262-6

Цена с НДС 1430 руб.

В первом томе приведены теоретические основы сварки, виды сварных соединений, технологические основы проектирования сварных конструкций; сущность процессов, оборудование, сварочные материалы, выбор режимов сварки: дуговой, электрошлаковой, электрической, контактной, концентрированными источниками питания, давлением, газовой и т.д. Рассмотрены основы пайки, припои и технологии пайки различных материалов. Изложены сведения по газовой сварке и резке, а также гидро- и гидроабразивной резке; их способы, оборудование и области применения.

Во втором томе приведены технология и особенности сварки различных материалов: стали и сплавов, чугуна, цветных металлов и сплавов, тугоплавких металлов и сплавов, металлических композиционных материалов, разнородных металлов и сплавов. Рассмотрены способы наплавки, материалы для наплавки, виды наплавочных материалов, особенности восстановления деталей наплавкой. Даны технологии нанесения различных покрытий. Изложены основы неразрушающего контроля качества сварных соединений, организация и экономика сварочного производства, техническое нормирование сварочных работ, стандартизация и сертификация в сварочном производстве, безопасность труда и средства защиты.

Для инженерно-технических работников всех отраслей промышленности, а также рекомендуется как учебное пособие для студентов, обучающихся по направлению «Машиностроительные технологии и оборудование» может быть использован для подготовки рабочих.

Приобрести книгу можно непосредственно в издательстве "Машиностроение", прислав заявку в отдел реализации по факсу: (495) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru; по почте: 107076, Москва, Стромынский пер., 4. ООО "Издательство Машиностроение". Справки по тел. (495) 269-66-00. http://www.mashin.ru

УДК 621.785.532

А.И. Мордовин, Л.П. Фомина, А.Е. Смирнов, Н.М. Рыжов
(МГТУ им. Н.Э. Баумана)

Анализ эффективности газовых сред при вакуумной цементации

На основе анализа строения молекул углеводородов и термодинамического анализа обосновано рациональное применение ацетилена в качестве углеводородной составляющей газовой среды при вакуумной цементации. Показано, что ацетилен обладает специфической линейной структурой молекул, что позволяет им взаимодействовать с активными центрами на поверхности железа и интенсивно диссоциировать с образованием атомов активного углерода.

Ключевые слова: *вакуумная цементация, пространственная структура молекулы, термодинамическая активность.*

Efficient use of acetylene as hydrocarbon component of gas medium for vacuum carburizing is roved on basis of analysis of hydrocarbon molecules structure and thermodynamic analysis. Acetylene has specific linear structure of molecules, so it allows them to interact with active centers on iron surface and dissociate intensively with atoms of active carbon formation.

Key words: *vacuum carburising, spatial structure of molecule, thermodynamic activity.*

Цементация является одним из основных способов поверхностного упрочнения высоконагруженных деталей машин. Любое усовершенствование этого известного способа имеет важное практическое значение. К новым перспективным способам науглероживания относится вакуумная цементация. Для ее реализации зарубежные фирмы производят вакуумные автоматизированные установки, обеспечивающие диффузионное насыщение углеродом при низком давлении и последующую закалку с цементационного нагрева в потоке азота [1]. В таком импортном оборудовании, которое начинают применять некоторые машиностроительные предприятия в России, важным фактором, определяющим скорость, качество и стабильность диффузионного насыщения, является технологическая атмосфера – ее углеводородная составляющая.

В качестве последней зарубежные фирмы используют метан, ацетилен, этилен в смеси с водородом или без него [2, 3]. К настоящему времени отсутствует обоснование оптимального состава насыщающего газа при вакуумной цементации. Следует отметить, что состав газовой среды влияет на скорость массопереноса углерода к насыщаемой поверхности, которая в свою очередь зависит от адсорбционной способности молекул углеводорода и места их распада: на поверхности металла или в объеме рабочей камеры.

Цель данной работы – обоснование выбора углеводородной составляющей газовой среды для процессов вакуумной цементации на основе анализа свойств молекул метана, этилена и ацетилена, а также экспериментальных исследований процессов науглероживания.

Анализ строения и формы молекул углеводородов дополняли расчетом и сравнением их термодинамических характеристик. Экспериментальная часть работы состояла в диффузионном насыщении образцов из стали 18ХГТ в атмосфере каждого из исследуемых газов и измерении насыщенности диффузионного слоя углеродом.

Вакуумную цементацию проводили при давлении 800 Па, температуре 900...1050 °С и времени выдержки 15 мин на лабораторной установке, оснащенной управляющим компьютером и системами автоматического регулирования технологических параметров. Объектами исследования служили предварительно отожженные образцы ∅ 50×25 мм. Насыщенность слоя оценивали по концентрационным кривым, полученным послойным анализом, выполненным спектральным методом на оптико-эмиссионном анализаторе фирмы OBLF SPEKTROMETRIE GMBH (Германия). Для послойного анализа поверхность образцов шлифовали, толщина снимаемого слоя составила 0,1 мм. Погрешность определения концен-

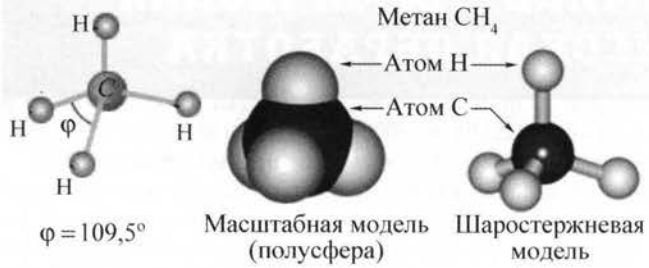


Рис. 1. Пространственное строение молекулы метана

трации углерода составляла ±0,05 %. По концентрационным кривым определяли основные характеристики цементованного слоя – концентрацию углерода на поверхности, эффективную толщину и общую толщину слоя. За эффективную толщину принимали часть слоя, в которой концентрация углерода составляла не менее 0,4 %.

Механизм взаимодействия молекул углеводорода с нагретой металлической поверхностью во многом определяется их адсорбционной способностью, которую сложно определить как экспериментально, так и расчетом. Судить о ней можно по косвенным параметрам – строению и форме молекул газов, а также по характеру и прочности межатомных связей.

Из структурных формул молекул метана CH_4, этилена C_2H_4 и ацетилена C_2H_2 следует, что в молекулах углеводородов действуют два вида ковалентных связей: C–C и C–H. Для молекулы этилена характерна двойная C=C, а для ацетилена – тройная C≡C связь. Энергия связи растет с увеличением числа связей и составляет для C=C и C≡C соответственно 612 и 838 кДж/моль. Для молекулы метана характерны связи C–H, энергия которых равна 436 кДж/моль.

Пространственное строение молекул углеводородов зависит от формы и направленности электронного облака s- и p-электронов – их *атомных орбиталей* (АО). Для атома водорода 1s-АО имеет сферическую форму и поэтому не имеет определенной направленности. Основную роль играет пространственная ориентация АО углерода, которая зависит от вида sp-гибридизации (sp^3-, sp^2- и sp-) четырех внешних электронов его атома.

В молекулах метана атомам углерода свойственна sp^3-гибридизация, определяющая равномерное распределение валентных электронов между четырьмя атомами водорода. В этом случае, как следует из рис. 1, *а*, каждая из четырех sp^3-гибридных АО углерода участвует в перекрытии с s-атомными орбиталями водорода, образуя σ-связи C–H. Эти четыре σ-связи расположены под углом 109°28′, обеспечивая молекуле метана форму тетраэдра. Пространственное строение молекулы метана в виде шаростержневых и полусферических моделей представлено на рис. 1, *б* и *в*.

В молекуле этилена C_2H_4 (рис. 2) для атомов углерода характерна sp^2-гибридизация. Между атомами углерода действует двойная связь C=C, состоящая из σ-связи (перекрывание $2sp^2$–$2sp^2$) и π-связи ($2p_z$–$2p_z$). По своей природе π-связь менее прочная, чем σ-связь вследствие меньшей эффективности перекрывания p-орбиталей. Между атомами углерода и водорода действуют σ-связи. Эти связи, образуемые вследствие перекрывания $2sp^2$–АО углерода и 1s–АО водорода, находятся в одной плоскости под углом 120°, поэтому молекула этилена имеет плоское строение.

Молекула ацетилена (рис. 3) образована атомами углерода, валентное состояние которых отвечает sp-гибридизации. Тройная связь C≡C состоит из одной σ-связи и двух π-связей, образуемых двумя sp-гибридизованными атомами: σ-связь возникает при осевом перекрывании sp-гибридных орбиталей соседних атомов углерода; π-связи располагаются во взаимно-перпендикулярных плоскостях. Одна из π-связей образуется при боковом перекрывании p_y-орбиталей, другая – при боковом перекрывании p_z-орбиталей.

Связи C–H являются σ-связями (перекрывание 2sp–АО углерода и 1s–АО водорода). Они располагаются на одной прямой (под углом 180° друг к другу), поэтому молекула ацетилена имеет линейное строение.

Из анализа строения молекул трех углеводородов следует, что условия взаимодействия их с металлической поверхностью различны.

Молекулы метана вследствие симметричного распределения электронной плотности нейтральны.

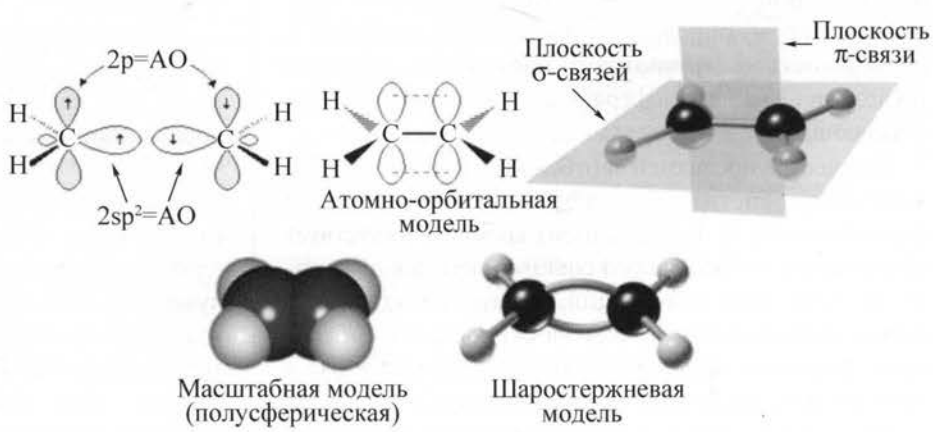


Рис. 2. Схема образования и строение молекулы этилена

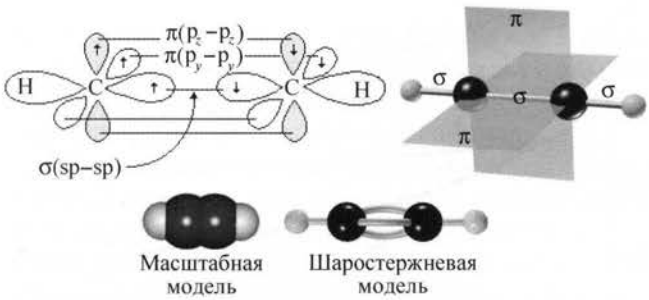


Рис. 3. Схема образования и строение молекулы ацетилена

В них атомы углерода окружены атомами водорода, поэтому углерод не может взаимодействовать с поверхностью железа до тех пор, пока не будут разорваны σ-связи С–Н. Возможна только физическая адсорбция за счет слабых дисперсионных сил [4], возникающих вследствие деформаций АО водорода при сближении с ионами кристаллической решетки металлической поверхности. Слабость дисперсионного взаимодействия должна затруднять конденсацию молекул метана на поверхности металла, которые вынуждены скользить по ней, оставаясь в газовом потоке. Следует полагать, что диссоциация молекул метана должна происходить в объеме рабочей камеры при высоких температурах, что снижает скорость переноса активного углерода на обрабатываемую поверхность металла.

Форма молекул – плоская у этилена и линейная у ацетилена – способствует непосредственному контакту атомов углерода этих молекул с ионами железа. Другая важная особенность молекул этих газов – их слабая полярность в связи с периферическим расположением электронной плотности при реализации π-связей. Более выраженная полярность свойственна молекулам ацетилена, имеющим тройную связь С≡С. В результате для молекул этилена и особенно молекул ацетилена слабая физическая адсорбция усиливается действием сил притяжения, обусловленных наличием π-связей у молекул. Последние способны адсорбироваться на активных центрах поверхности металла и диссоциировать, обеспечивая тем самым быстрый и интенсивный перенос углерода на насыщаемую поверхность.

Предполагается, что первым этапом диссоциации молекул ацетилена является образование из каждой молекулы двух радикалов ≡СН, имеющих три ненасыщенных связи. Эти связи стимулируют развитие хемосорбции, способствуют прочному удержанию радикалов ≡СН на поверхности и их последующему каталитическому разложению под влиянием атомов железа на атомы углерода и водорода. Атомы железа имеют незавершенное электронное строение (незаполненную d-орбиталь) и тем самым высокое сродство к углероду. Они разрывают связь С–Н, притягивают к себе атомы углерода, которые переходят во внедренное (твердорастворное) состояние и затем диффундируют вглубь металла. Схематически данный процесс показан на рис. 4.

Возможно, что по такой же схеме происходит взаимодействие молекул этилена с поверхностью железа.

Температурные условия диссоциации углеводородов и насыщения поверхности углеродом определяли расчетом термодинамических факторов: изменения энергии Гиббса при протекании реакций насыщения, а также термодинамической активности углерода в атмосфере и твердом растворе. Расчет изменения свободной энергии Гиббса при диссоциации метана и ацетилена с образованием активного углерода проводили по уравнениям [5]:

$\Delta G_r = 82392{,}16 - 133{,}535T$ – для реакции $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$;

$\Delta G_r = -121510 + 10{,}18T$ – для реакции $1/2C_2H_2 \rightarrow C + 1/2H_2$.

Из графических зависимостей (рис. 5) следует, что меньшие значения ΔG_r для ацетилена указывают на то, что диссоциация его молекул должна проходить более активно, чем диссоциация молекул метана. Важно, что диссоциация молекул ацетилена возможна при традиционных температурах цементации (900...950 °С) и способность к диссоциации слабо зависит от температуры. Для молекул метана способность к диссоциации заметно возрастает при повы-

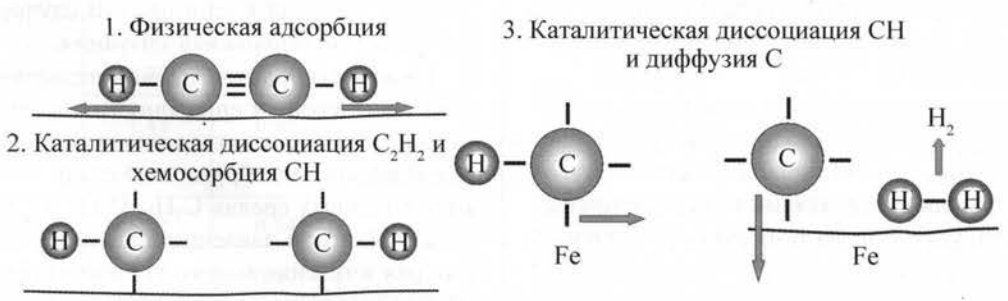


Рис. 4. Схема взаимодействия молекулы ацетилена с поверхностью железа

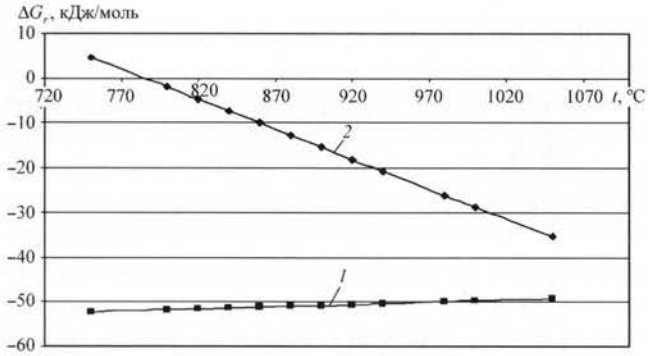


Рис. 5. Изменение свободной энергии Гиббса ΔG_r при диссоциации ацетилена (*1*) и метана (*2*)

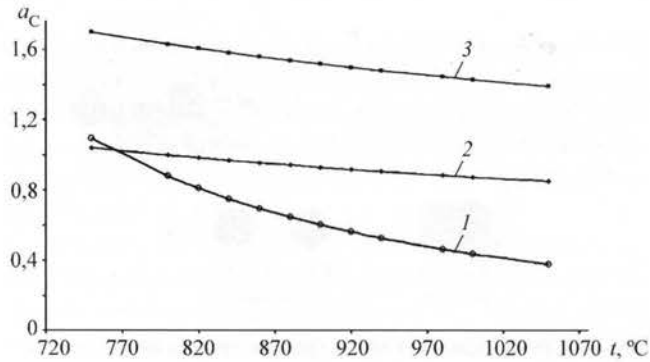


Рис. 6. Изменение термодинамической активности углерода a_C: *1* – в твердом растворе при содержании углерода на его поверхности 0,8 %; *2, 3* – при распаде ацетилена со степенью диссоциации 0,6 и 0,8 соответственно

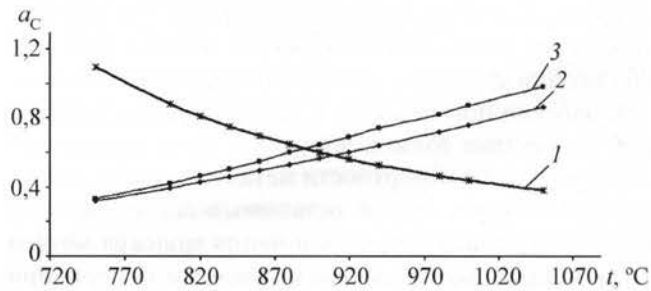


Рис. 7. Изменение термодинамической активности углерода a_C: *1* – в твердом растворе при содержании углерода 0,8 %; *2, 3* – при распаде метана со степенью диссоциации 0,8 и 0,6 соответственно ($p_{общ}$ = 800 Па)

шении температуры. Ниже температуры 750 °С метан остается стабильным. Активная его диссоциация возможна при высоких температурах – 1000...1100 °С, при которых G_r принимает наименьшие значения, соизмеримые с величиной G_r для ацетилена.

Для процесса науглероживания важно, чтобы термодинамическая активность углерода a_C, образовавшегося при диссоциации молекул углеводорода, была выше активности углерода на поверхности насыщаемого твердого раствора. Для определения термодинамической активности углерода в газовой среде и в твердом растворе – аустените стали 18ХГТ – использовали зависимости работ [5, 6]. Связь термодинамической активности углерода в твердом растворе с концентрацией углерода определяли по уравнению

$$\lg a_C = \lg\left(\frac{N_C}{1-5N_C}\right) + \frac{2080}{T} - 0{,}64,$$

где N_C – концентрация углерода в атомных долях.

Результаты вычислений, проведенных для диссоциации ацетилена со степенью диссоциации 0,6 и 0,8 и для твердого раствора углерода при давлении 800 Па, отображены графически на рис. 6. Эти зависимости отражают завершающий процесс науглероживания, когда для стали 18ХГТ содержание углерода на поверхности составляет 0,8 %. Видно, что при температуре цементации 920 °С термодинамическая активность углерода в ацетилене составляет 1,0 и 1,6, что заметно выше активности углерода на поверхности твердого раствора (a_C = 0,6).

Для диссоциации метана были проведены аналогичные вычисления, которые графически представлены на рис. 7. Видно, что активность углерода в газовой среде при разложении метана начинает превышать активность углерода на поверхности твердого раствора, начиная с температуры 920 °С. Разность активностей и, соответственно, способность к переходу углерода в твердый раствор заметно увеличиваются с ростом температуры, причем более заметно при меньшей степени диссоциации молекул метана.

Исходя из приведенных термодинамических зависимостей, ацетилен должен обладать большей насыщающей способностью, чем метан. Важно, что насыщение в ацетилене возможно практически во всем диапазоне рабочих температур, а в метане – только при повышенных температурах, что может негативно сказаться на свойствах диффузионного слоя. Следует отметить и тот факт, что в случае ацетилена на насыщение расходуется практически весь подаваемый в камеру газ (об этом свидетельствует степень диссоциации, близкая к единице). В случае метана имеет место противоположная ситуация.

Результаты расчетов, свидетельствующие о большей насыщающей способности ацетилена по сравнению с метаном, подтверждены экспериментальными исследованиями образцов из стали 18ХГТ, насыщенных в газовых средах C_2H_2, C_2H_4 и CH_4. Насыщение выполняли при давлении 800 Па и различных температурах в течение малого (15 мин) времени изотермической выдержки. Такое кратковременное насыщение показало заметное преимущество использования аце-

тилена в качестве газовой среды. Насыщение в ацетилене привело к формированию наиболее высокой концентрации углерода на поверхности, наибольших эффективной и общей толщин слоя (таблица).

Достаточно близкие значения приведенных характеристик получены при насыщении в этилене. Вероятно, молекулы этого газа диссоциируют на первом этапе с образованием молекул ацетилена, который затем каталитически разлагается с образованием активных атомов углерода:

$$C_2H_4 \rightarrow C_2H_2 + H_2;$$
$$C_2H_2 \rightarrow 2C + H_2.$$

Следует отметить, что этилен – более редкий газ. Его производство заметно дороже производства ацетилена, поэтому применение этилена в значительных количествах с экономической точки зрения менее целесообразно.

Экспериментальные исследования однозначно подтвердили низкую насыщающую способность метана. Молекулы этого газа диссоциируют в объеме реакционной камеры и требуют высокотемпературного нагрева (1050...1100 °С). Для традиционных температур вакуумной цементации его использование нецелесообразно.

Известна практика введения метана (1...6 %) в эндотермическую атмосферу для повышения ее насыщающей способности. Положительное влияние метана проявляется опосредованно через реакции взаимодействия с молекулами CO_2 и H_2O:

$$CH_4 + CO_2 \rightarrow 2CO + 2H_2O;$$
$$CH_4 + H_2O \rightarrow CO + 3H_2.$$

В результате этих реакций увеличивается концентрация CO – основной насыщающей составляющей эндотермической атмосферы:

$$2CO + Fe_\gamma \rightarrow Fe_\gamma(C) + CO_2.$$

Результаты науглероживания в метане, этилене и ацетилене

Насыщающая среда	Температура цементации, °С	Параметры цементованного слоя		
		Содержание С на поверхности, %	Эффективная толщина, мм	Общая толщина, мм
CH_4	900	0,19	0	0,05
	950	0,20	0	0,10
	1000	0,22	0	0,20
	1050	0,38	0	0,41
C_2H_4	900	1,08	0,18	0,24
	950	1,22	0,25	0,39
	1000	1,30	0,34	0,44
	1050	1,43	0,47	0,62
C_2H_2	900	1,10	0,18	0,24
	950	1,23	0,34	0,48
	1000	1,42	0,39	0,53
	1050	1,56	0,52	0,65

Выводы

1. Пространственная форма, химическое строение и слабая полярность молекул ацетилена и этилена обусловливают их способность адсорбироваться на поверхности железа и каталитически диссоциировать на ней, что определяет быстрый и интенсивный перенос углерода на насыщаемую поверхность.

2. Высокая насыщающая способность ацетилена и этилена подтверждается результатами термодинамического анализа и экспериментальных исследований диффузионного слоя стали 18ХГТ, сформированного при вакуумной цементации в широком диапазоне температур.

3. Использование метана для вакуумной цементации менее эффективно вследствие невысокой науглероживающей способности, обусловленной тем, что для диссоциации его молекул требуются высокие (1050...1100 °С) температуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Atena H., Schrank F.** Neiderdruck-Aufkohlung mit Hochdruck-Gasabsschreckung //HTM. 2002. Vol. 4. No. 57. P. 247–256.

2. **Grafen W., Edenhofer B.** Acetylene low-pressure carburising – a novel and superior carburizing technology // Heat treatment of metals. 1999. Vol. 26. No. 4. P. 79–85.

3. **Kula P., Olejnik J., Kowalewski J.** New vacuum carburizing technology // Heat treatment progress. 2001. Vol. 1, No. 1. P. 57–65.

4. **Киреев В.А.** Краткий курс физической химии. М.: Химия, 1969. 640 с.

5. **Крылов В.С.** Разработка процессов насыщения стали азотом и углеродом при пониженном давлении: дисс. ... д-ра техн. наук. М., 1979. 481 с.

6. **Булгач А.А., Рыжов Н.В., Сорокин Д.Е.** Расчет термодинамических параметров при высокотемпературном насыщении стали углеродом и азотом: Сб. научн. тр. МАДИ. "Современные технологические методы повышения надежности и долговечности деталей машин и инструмента". М.: МАДИ, 1983. С. 17–24.

С.Б. Злобин, В.Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер *(Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск)*

Детонационное напыление и исследование свойств покрытий из сплавов на никелевой основе и чугуна*

Детонационные покрытия из порошковых самофлюсующихся никель-хромовых сплавов ПР-НХ13СР, ПР-НХ15СР2, ПР-НХ16СР3, ПР-НХ17СР4, жаропрочного никель-алюминиевого сплава ПВ-Н85Ю15, смесей ПР-НХ17СР4 и ПВ-Н85Ю15, а также чугуна напыляли на стальную подложку с помощью детонационной установки нового поколения – компьютеризированного детонационного комплекса "Дракон". Определены оптимальные режимы напыления указанных порошков, исследованы свойства покрытий – твердость, когезионная и адгезионная прочность, сопротивление абразивному и эрозионному износу.

Ключевые слова: *детонационные покрытия, компьютеризированный детонационный комплекс, никель-хромовый сплав, никель-алюминиевый сплав, чугун, твердость, адгезия, когезия, абразивный износ, эрозионный износ.*

Detonation coatings from self-fluxing alloys Ni–Cr alloys ПР-НХ13СР, ПР-НХ15СР2, ПР-НХ16СР3, ПР-НХ17СР4 heat-resistant nickel-aluminum alloy ПВ-Н85Ю15, mixtures of ПР-НХ17СР4 and ПВ-Н851015, and cast iron were sprayed onto a steel substrate with the use of new-generation computer controlled detonation system "Dragon". Optimal modes of spraying for aforesaid powders were found, and coating properties, such as hardness, cohesion, adhesion, abrasive and erosive resistance, were investigated.

Key words: *Detonation coating, computer controlled detonation system, nickel-chromium alloy, nickel-aluminum alloy, cast iron, hardness, adhesion, cohesion, abrasive wear, erosive wear.*

Введение

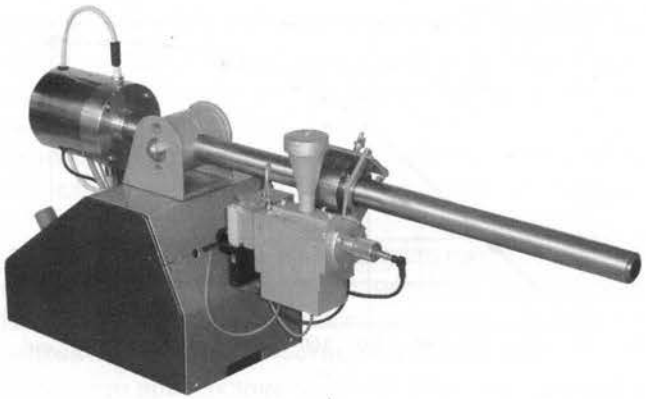
Детонационное напыление, как эффективную технологию упрочнения и восстановления различных деталей машин и механизмов, активно применяют с пятидесятых годов 20-го века, когда появились первые патенты [1– 4]. В бывшем СССР, а затем в России исследованием этого процесса и созданием оборудования занимался ряд организаций, в том числе Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН (ИГиЛ СО РАН). В последние годы в ИГиЛ СО РАН разработано новое поколение оборудования для детонационного напыления – *компьютеризированный детонационный комплекс* (КДК) "Дракон". Рабочий орган "Дракона" (ствол с дозатором порошка и камерой зажигания), установленный на станине, показан на рис. 1. Рабочий орган массой около 15 кг можно размещать на промышленном роботе, что очень важно для обработки крупногабаритных деталей.

Комплекс может комплектоваться манипулятором, управляют которым с помощью компьютера драйверами шаговых двигателей, которые обеспечивают вращение и (или) перемещение обрабатываемой детали. Работа манипулятора согласована с работой пушки, которая в свою очередь задается так называемой циклограммой, регулирующей время заполнения ствола горючей смесью, время продувки ствола после выстрела, частоту выстрелов и др. Один из вариантов сборки рабочего органа в комплекте с манипулятором показан на рис. 1, *б*. Скорострельность "Дракона" составляет до 15 выстрелов в секунду, что обеспечивает высокую производительность комплекса при напылении покрытий.

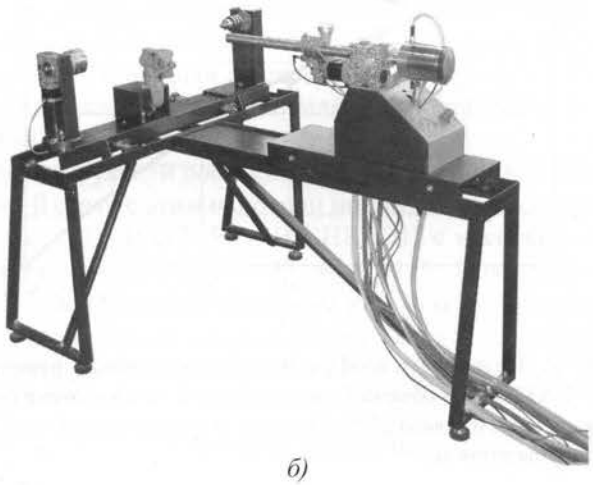
Детонационные покрытия отличаются малой пористостью, высокой адгезионной и когезионной прочностью. В частности, исследования авторов показывают, что пористость покрытий из твердого сплава ВК-25 составляет менее 1 %, а адгезионная и когезионная прочность достигает соответственно 270 и 200 МПа. Адгезионная прочность покрытия Al_2O_3 на подложке из ниобия достигает 30 МПа [4], и можно достичь его пористости менее 1 %. Для сравнения: пористость покрытий, нанесенных плазменным и газопламенным способом, обычно составляет 3...7 % [4].

Плазменные и газопламенные покрытия уступают детонационным покрытиям также и по прочностным и трибологическим характеристикам. Из других газо-

*Работа выполнена при поддержке Фонда Президента РФ для научных школ, грант НШ-8583.2006.



а)



б)

Рис. 1. Рабочий орган, установленный на станине (длина ствола 800 мм) (*а*) и в сборке с манипулятором (*б*)

термических методов с детонационным напылением может конкурировать лишь высокоскоростное напыление (high velocity oxy fuel – HVOF). Так, в работе [5] приведены характеристики детонационных и HVOF-покрытий из оксида алюминия. Адгезионная прочность и твердость детонационных покрытий составляют 30 МПа и 11,2...12,4 ГПа соответственно, для HVOF-покрытий – 25 МПа и 10,2...11,2 ГПа соответственно.

Преимуществом HVOF-напыления является более высокая производительность, однако при напылении происходит сильный разогрев обрабатываемой детали и в ряде случаев требуется ее принудительное охлаждение. При детонационном напылении разогрев детали практически отсутствует и можно наносить покрытия даже на тонкостенные детали.

В данной работе с помощью КДК "Дракон" напыляли покрытия из порошков самофлюсующихся сплавов ПР-НХ13СР, ПР-НХ15СР2, ПР-НХ16СР3, ПР-НХ17СР4 и жаропрочного сплава ПВ-Н85Ю15, выпускаемых ОАО "Полема" (Тула). Указанные изготовителем свойства порошковых газотермических покрытий из данных сплавов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Состав порошков и твердость покрытий

Материал	Химический состав, % мас.	$HRC_э$
ПР-НХ13СР	0,35 C; 13,4 Cr; 2,46 Si; 1,41 B; 2,83 Fe	32
ПР-НХ15СР2	0,45 C; 14,98 Cr; 2,94 Si; 2,03 B; 1,98 Fe	40
ПР-НХ16СР3	0,9 C; 16,29 Cr; 2,99 Si; 2,45 B; 4,51 Fe	50
ПР-НХ17СР4	0,99 C; 17,3 Cr; 4,10 Si; 3,10 B; 4,28 Fe	60
ПВ-Н85Ю15	0,04 C; 13,5 Al; 0,09 Fe; 0,05 Ca	–

Примечания. 1. Для всех порошков Ni – основа.

2. Твердость указана изготовителем порошков для газотермических покрытий с оплавлением.

Также напыляли покрытия из смесей порошков ПР-НХ17СР4 и ПВ-Н85Ю15 в различном соотношении и покрытия из чугунного порошка производства ООО "Староуткинский металлургический завод". Этот материал представляет интерес как существенно более дешевый, чем приведенные выше, но обладающий в ряде случаев удовлетворительной износостойкостью.

Напыление покрытий

Перед напылением покрытий, как правило, проводят предварительные расчеты режимов напыления с использованием компьютерной программы, основанной на специальной методике [6, 7]. Расчеты позволяют определить температуру и скорость порошковых частиц для детонирующих смесей разных состава и степени заполнения ствола. На основании расчетов и исследования свойств получаемых покрытий авторами была разработана классификация режимов нанесения покрытий с разделением этих режимов на холодный и горячий [8], а затем на холодный, нормальный и горячий.

При напылении в холодном режиме частицы (основной фракции напыляемого порошка) прогреваются до температуры плавления и даже частично расплавляются. При нормальном режиме напыления частицы полностью расплавлены и возможен их перегрев до температуры на 30 % выше температуры плавления (в градусах Кельвина). При горячем режиме напыления частицы прогреваются до температур, превышающих температуру плавления на 30 % и более. Применение предварительных расчетов и классификация режимов напыления позволяют быстро

определить оптимальный режим напыления для конкретного порошка.

При детонационном напылении порошковые частицы, разгоняемые и разогреваемые в стволе потоком продуктов детонации, вылетая из ствола, попадают на обрабатываемую деталь и сцепляются с ней, образуя покрытие. Основными технологическими параметрами напыления для заданного порошка являются используемая детонирующая смесь газов, степень заполнения ствола детонирующей смесью, дистанция напыления L и угол напыления α.

На первом этапе исследований изучали влияние технологических параметров на свойства получаемых покрытий и коэффициент использования порошка на примере напыления самофлюсующегося порошкового сплава ПР-НХ17СР4. В качестве базового режима выбирали условия, при которых в детонирующей смеси $C_2H_2+O_2$ основная фракция порошка (40 мкм) на вылете из ствола разогревается до плавления (нормальный режим). При этом длина ствола составляла 800 мм при диаметре 20 мм, а порошок инжектировался в ствол на расстоянии 350 мм от его открытого конца. Указанные условия для ПР-НХ17СР4 достигаются при заполнении ствола взрывчатой смесью объемом 100 см^3. При этом получают наиболее однородное пятно напыления при высокой эффективности использования порошка (не менее 50 %).

Влияние варьирования параметров энергетического воздействия на порошок путем изменения объема горючей смеси в диапазоне от 50 до 150 % объема, соответствующего нормальному режиму, иллюстрирует график на рис. 2. При напылении на горячих режимах (объем взрывчатой смеси более 125...130 см^3) *коэффициент использования порошка* (КИП) достигает максимального значения (около 65 %). Как показано ниже, при этом прочностные характеристики покрытия также максимальны (табл. 2). Однако свойства покрытия в пределах пятна напыления неоднородны. Материал в периферийной части пятна напыления, формируемый преимущественно из осаждающихся при разбрызгивании перегретых частиц, по составу и свойствам существенно уступает тому, который формируется основным потоком в центральной части пятна. Поэтому во избежание снижения однородности покрытия нецелесообразно обрабатывать на горячих режимах большие детали со сканированием поверхности. При напылении на холодных режимах (объем взрывчатой смеси менее 100 см^3) резко падает КИП (см. рис. 2).

При обработке деталей сложной формы может изменяться как дистанция напыления, так и угол падения порошкового потока на поверхность. Эксперименты показали, что при варьировании дистанции напыления от 50 до 250 мм (напыление на нормаль-

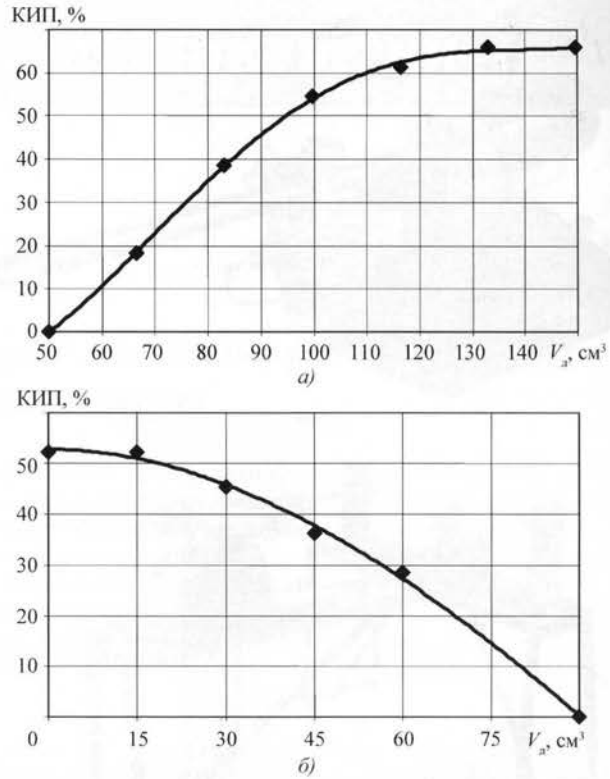


Рис. 2. Зависимость коэффициента использования порошка ПР-НХ17СР4 от объема $V_д$ детонирующей газовой смеси (*а*) в стволе (объем ствола 250 см^3) и угла α (*б*) (напыление на плоскую поверхность)

Таблица 2

Свойства покрытия ПР-НХ17СР4 в зависимости от режима напыления

Параметр	Режим напыления		
	Холодный	Нормальный	Горячий
Объем взрывчатой смеси, см^3	75	100	125
КИП, %	30	55	65
Толщина слоя за цикл, мкм	4	8	9
Микротвердость покрытия, HV_{300}	701	743	762
HV (динамический метод)	610	702	766
HRC (при нагрузке 1,5 кН)	46,1	50,9	54,4
HRC (динамический метод)	54,2	58,3	60,7
Адгезионная прочность (штифтовой метод), МПа	55,0	95,0	105,0
Когезионная прочность, МПа	300,0	420,0	570,0

ном режиме), несмотря на уширение пятна напыления по площади более чем в 2 раза, основные характеристики процесса и свойства покрытия практически не изменяются (КИП меняется совсем незначительно – в пределах 5 %). Поэтому остальные исследования проводили уже на одной дистанции (150 мм).

Более существенно влияние угла падения порошкового потока. Результаты измерения зависимости КИП от угла между нормалью к поверхности детали и направлением потока частиц приведены на рис. 3, *б*. Видно, что при наклоне более 45° резко растут потери порошка.

На втором этапе исследований в нормальном режиме напыляли покрытия из остальных приведенных порошков и изучали их свойства. Наряду с самофлюсующимися сплавами, изучали и жаропрочный сплав Н85Ю15, который часто используют в качестве пластифицирующей добавки к самофлюсующимся сплавам. В связи с этим наносили покрытия из смесей порошков ПР-НХ17СР4 и ПВ-Н85Ю15 с массовым содержанием последнего 20, 40 и 60 %. Покрытия из чугунного порошка (частицы ≤63 мкм) напыляли и исследовали с целью сравнения их свойств со свойствами покрытий из приведенных сплавов.

Свойства покрытий

Изучали прочностные (твердость, адгезионную и когезионную прочность) и трибологические (стойкость к абразивному и эрозионному изнашиванию) свойства покрытий. Твердость, как правило, рассматривается в качестве косвенной характеристики износостойкости получаемых покрытий. В литературе принято характеризовать покрытия микротвердостью HV_{300} (при нагрузке 300 г), в то время как в производственной практике для твердых материалов применяется метод Роквелла с нагрузкой 1,5 кН, что часто приводит к ошибкам и недоразумениям, так как при таких значительных нагрузках происходит разрушение тонкого покрытия. В последнее время появились удобные динамические экспресс-тестеры с измерением по любой шкале (например, тестер ТЭМП-4). Для сравнения авторами проведены измерения твердости покрытий с применением всех этих методик.

Установлено, что результаты динамического тестирования в пределах погрешности совпадают с измерениями микротвердости (табл. 2 и 3), а стандартный HRC-твердомер ТР 5006-02 дает существенно заниженные значения. Анализ отпечатков индентора твердомера ТР 5006-02 под микроскопом показал, что при его воздействии покрытие разрушается с выдавливанием материала в стороны, что и является причиной искажения.

Адгезионную прочность измеряли штифтовым методом, описанным в работе [9] и схематически показанном на рис. 3. В этом методе покрытие *2* напыляется на поверхность втулки *1* и торцовую поверхность *S* вставленного во втулку конического штифта *3*. Втулка устанавливается на опору *4* и к свободному

Таблица 3

Прочностные свойства покрытий

Покрытие	HV (динам. метод)	HRC (1,5 кН)	HRC (динам. метод)	Адгезионная прочность, МПа	Когезионная прочность, МПа
НХ17СР4	883	53,5	64,6	90...110	416
НХ16СР3	604	48	53,8	90...110	404
НХ15СР2	587	46,9	52,0	90...110	493
НХ13СР	451	38,6	44,3	90...110	408
Н85Ю15	560	41,6	50,5	111...120	313
80 % НХ17СР4+ 20 % Н85Ю15	792	52,0	61,6	100...120	458
60 % НХ17СР4+ 40 % Н85Ю15	746	50,5	60,0	102,4	644
40 % НХ17СР4+ 60 % Н85Ю15	694	47,8	58	100...120	350
Чугун	897	52,1	64,8	93,5	331

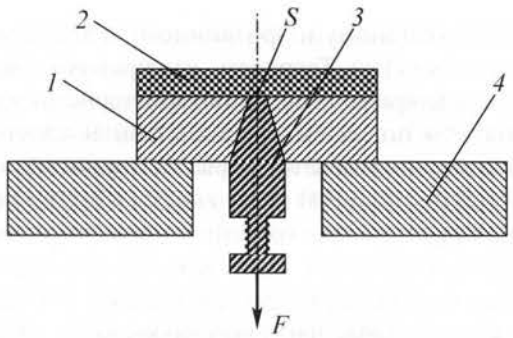


Рис. 3. Схема измерения адгезионной прочности (*F* – усилие отрыва штифта от покрытия, *S* – плоский торец конического штифта площадью *S*):
1 – втулка с коническим отверстием, *2* – покрытие, *3* – конический штифт; *4* – опора

концу штифта прикладывается усилие *F*. При отрыве штифта адгезионная прочность покрытия определяется как отношение *F*/*S*. Согласно работе [9], измерения адгезионной прочности являются достоверными, когда отношение толщины покрытия к диаметру напыляемой поверхности штифта больше 0,7.

Для измерения когезионной прочности покрытие напыляли на область стыка двух установленных соосно торцом к торцу трубок и полученные образцы подвергали растяжению на разрывной машине TC-FR/00TL A4K фирмы Zwick/Roell (рис. 4).

Когезионная прочность определяется как отношение разрывающего покрытие усилия *F* к площади кольцевого сечения покрытия $\pi(D^2 - d^2)/4$, где *D* – наружный диаметр покрытия, *d* – наружный диаметр стальной трубки (рис. 5). Результаты прочностных испытаний приведены в табл. 2 и 3. Детонационные покрытия вследствие высокой плотности (пористость менее 1 %) не требуют оплавления после напыления, поэтому все приведенные ниже данные по твердости получены непосредственным измерением на шлифованной поверхности покрытия. Следует отметить, что твердость детонационных покрытий из самофлюсующихся сплавов существенно менее чувствительна к химическому составу самофлюсующегося сплава, чем твердость термических покрытий с последующим оплавлением (см. данные табл. 1 и 3).

Трибологические исследования покрытий проводили на абразивно-эрозионном стенде АЭС, спроектированном и изготовленном в ИГиЛ СО РАН и обеспечивающем параметры испытаний в соответствии со стандартами ASTM G65 и G76 соответственно для абразивного и эрозионного тестирования. В абразивных испытаниях плоский образец прижимают с усилием 45 Н к обрезиненному диску диаметром 235 мм, вращающемуся с частотой 240 об/мин. На поверхность трения подается порошок – электрокорунд нормальный марки 13А, зернистостью 20П по ГОСТ 28818–90 (размер частиц 200...250 мкм). Расход абразива – 120...130 г/мин. В каждом испытании проводили 8–10 тестов по 200 оборотов диска, после каждого теста образец взвешивали на аналитических весах. Затем строили кривую износа и определяли износ за 200 оборотов диска. Рассматривали объемный износ, определяемый делением потери массы на плотность материала покрытия. На рис. 5 в качестве примера приведена кривая износа для покрытия из порошка ПВ-Н85Ю15.

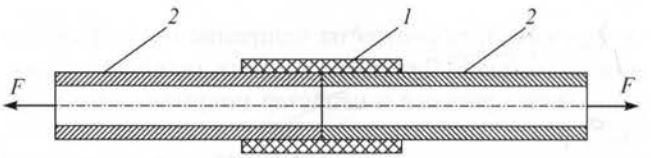


Рис. 4. Схема измерения когезионной прочности (*F* – растягивающее усилие):
1 – покрытие; *2* – стальная трубка

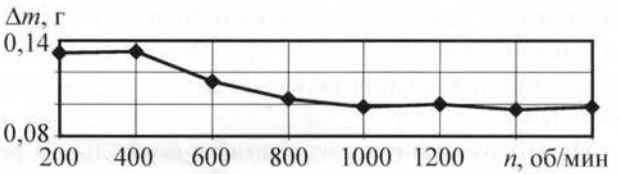


Рис. 5. Кривая абразивного износа Δ*m* покрытия из порошка ПВ-Н85Ю15 (*n* – частота вращения диска)

В эрозионных испытаниях на образец из сопла диаметром 5 мм подается воздушно-абразивная струя. Давление воздуха на входе в сопло 0,4 МПа, средняя скорость абразивных частиц 65 м/с, расстояние от сопла до поверхности образца 11 мм, угол между осью сопла и поверхностью образца 60°. Использовали тот же порошок электрокорунда, что и в абразивных испытаниях. Расход порошка составляет 1,3 г/мин. В каждом испытании проводили 8–10 тестов продолжительностью 5 мин. После каждого теста образец взвешивали на аналитических весах и определяли потерю массы. Далее, как и при абразивных испытаниях, строили кривую износа и определяли потерю объема за 5 мин. Результаты испытаний образцов на абразивный и эрозионный износ приведены в табл. 4.

Обсуждение результатов

Необходимо отметить, что для детонационных покрытий отсутствует прямая связь между твердостью и износостойкостью. Например, твердость чугунного покрытия даже несколько выше твердости покрытия НХ17СР4, но абразивная и эрозионная стойкость

Таблица 4

Износ покрытий при испытаниях

Покрытие	Абразивный износ, мм^3/200 об	Эрозионный износ, мм^3/5 мин
НХ17СР4	17,1	0,79
НХ16СР3	24,0	0,71
НХ15СР2	24,7	0,76
НХ13СР	15,3	0,62
Н85Ю15	16,1	0,24
80 % НХ17СР4+ 20 % Н85Ю15	15,2	0,67
60 % НХ17СР4+ 40 % Н85Ю15	16,0	0,61
40 % НХ17СР4+ 60 % Н85Ю15	16,6	0,49
Чугун	21,4	0,56

Примечание: приведены усредненные по кривой износа значения.

соответственно в 1,25 и 1,41 раза ниже. Из табл. 4 следует, что наилучшим сопротивлением абразивному изнашиванию обладают покрытия из смеси 80 % НХ17СР4 + 20 % Н85Ю15 и НХ13СР. При этом абразивная стойкость покрытий из других смесей порошков НХ17СР4 и Н85Ю15 незначительно отличается от стойкости приведенных выше покрытий, но превосходит стойкость покрытий из самофлюсующихся сплавов без добавки Н85Ю15. По эрозионной стойкости наилучшими являются сплав Н85Ю15 и смесь 40 % НХ17СР4 + 60 % Н85Ю15.

Выводы

1. Добавки порошкового сплава Н85Ю15 к самофлюсующимся никель-хромовым сплавам позволяют не только снизить остаточные напряжения в покрытиях, но и улучшить их абразивную стойкость.

2. Покрытия из чугуна не уступают и даже превосходят по абразивной стойкости покрытия из НХ16СР3 и НХ15СР2. Твердость чугунного покрытия не уступает твердости покрытия из НХ17СР4, а адгезионная и когезионная прочность не ниже, чем у самофлюсующихся сплавов. Учитывая, что чугунный порошок значительно дешевле никель-хромовых сплавов, можно рекомендовать его для практического применения в технологиях детонационного напыления при восстановлении деталей машин и механизмов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Pat. No. 2714563 US.** Method and Apparatus Utilizing Detonation Waves for Spraying and Other Purposes / R.M. Poorman, H.B. Sargent, H. Lamprey. Aug. 2, 1955.

2. **Pat. No. 2972550 US.** Flame Plating Using Detonation Reactants / J.F. Pelton. May, 28. 1958.

3. **Зверев А.И., Шаривкер С.Ю., Астахов Е.А.** Детонационное напыление покрытий. Л.: Судостроение, 1979. 232 с.

4. **Бартенев С.С., Федько Ю.П., Григоров А.И.** Детонационные покрытия в машиностроении. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1982. 215 с.

5. **Галеев И.М., Бланк Е.Д., Тополянский П.А.** Особенности применения газотермических сверхзвуковых методов нанесения покрытий // Матер. 9-й Междунар. практ. конф. "Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки" (10–13 апреля 2007 г.). Санкт-Петербург: Изд-во Политехнического университета, 2007. Ч. 1. С. 59–61.

6. **Computational** Code for Detonation Spraying Process / T.P. Gavrilenko, Yu.A. Nikolaev, V.Yu. Ulianitsky, etc. // Proc. of the 15-th Int. Thermal Spray Conf., 25–29 May, 1998, Nice, France. Materials Park: ASM Int. 1998. P. 1475–1483.

7. **Гавриленко Т.П., Николаев Ю.А.** Расчет процесса детонационно-газового напыления // Физика горения и взрыва. 2007. Т. 43. № 6. С. 112–120.

8. **Ульяницкий В.Ю., Штерцер А.А., Злобин С.Б.** Структура и трибологические свойства износостойких детонационных покрытий // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 4. С. 87–92.

9. **Гавриленко Т.П., Злобин С.Б., Николаев Ю.А., Ульяницкий В.Ю.** О штифтовом методе измерения прочности связи термических покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 8. С. 54–56.

В.М. Сорокин, М.Е. Суслик, С.С. Танчук
(Нижегородская государственная сельскохозяйственная академия)

Технологическое и расчетное обеспечение при послойном натирании и упрочнении твердых смазок на внутренних поверхностях цилиндров

Описан метод комбинированного антифрикционно-деформационного упрочнения внутренних цилиндрических поверхностей деталей типа гильз, цилиндров. Приведены результаты теоретического и экспериментального обоснования, технология и режимы обработки.

Ключевые слова: *комбинированный метод, упрочнение, твердые смазки, внутренняя поверхность.*

The method of interated combined is antifrictional-deformation strengthening of internal cylindrical surfaces of details type of sleeves, cylinders is described. Results of a theoretical and experimental substantiation, technology and modes of processing are presented.

Key words: *combination method, strengthening, solid lubrication, internal surface.*

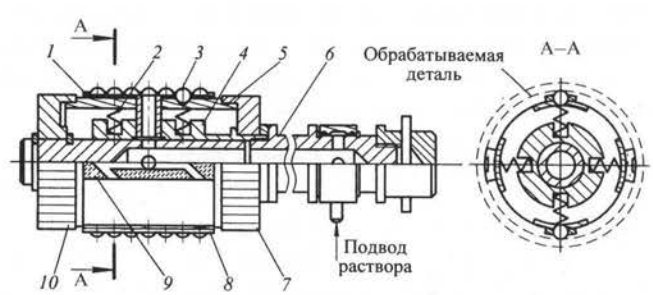
Современные требования, предъявляемые к эксплуатационным показателям деталей машин и технологического оборудования, во многом связаны с состоянием их функциональных поверхностей, которые в большинстве случаев подвергаются интенсивному изнашиванию и разрушению [1]. Достаточно эффективными методами технологического обеспечения износостойкости являются различные традиционные виды поверхностного упрочнения: закалка ТВЧ, ХТО, формирование покрытий, поверхностное пластическое деформирование (ППД), а также комбинированные методы. Следует отметить, что приведенные и другие известные методы упрочнения поверхностей не являются универсальными. Каждый из них имеет свою рациональную область применения, что обусловлено большим разнообразием условий работы оборудования и видами изнашивания.

Проведенный анализ методов упрочнения и восстановления поверхностей деталей показал, что комбинированные методы формирования поверхностного слоя, его качественных характеристик в наибольшей степени способствуют повышению износостойкости и прочности сцепления покрытия с основой металла [2, 3]. Поэтому применительно к обработке быстро изнашивающихся поверхностей деталей, в частности внутренних цилиндрических поверхностей гильз двигателей внутреннего сгорания, цилиндров, корпусов пневмо- и гидроагрегатов многих транспортных машин, спецтехники, предложен метод *комбинированного антифрикционно-деформирующего упрочнения* (КАДУ).

Для обеспечения КАДУ внутренних поверхностей гильз и цилиндров на базе хонинговальной головки разработано устройство (патент № 64126) (см. рисунок) с виброколебательным контуром, обеспечивающее упрочняющую *антифрикционно-деформационную обработку* (АДО) с формированием *регулярного микрорельефа* (РМР) в соответствии с ГОСТ 24773–81.

Устройство состоит из корпуса *4*, штанги *6*, снабженных каналами для подачи раствора ПАВ. В корпусе на пружинах *2* установлены колодки *5* с брусками *9* (из меди или бронзы) и *1* (из стали) с шариками *3*, удерживаемыми сепараторами *8*. Конструктивно-технологические особенности устройства позволяют одновременно наносить на обрабатываемую поверхность антифрикционное покрытие как путем натирания ее брусками из антифрикционного материала, так и путем подачи в зону обработки раствора ПАВ, состоящего из мелкодисперсного порошка антифрикционного метала (Cu, Al, БрБ2, MoS_2 и др.), глицерина и других поверхностно-активных компонентов, а также упрочнять поверхностный слой детали вместе с нанесенным покрытием при воздействии на него вибрирующими деформирующими элементами.

Перед обработкой устройство (инструмент) устанавливают в патроне, например вертикально-хонинговального станка, втулки *7* и *10*, жестко связанные между собой стержнями (не показаны), поворачивают так, чтобы их внутренние кулачковые поверхности (не показаны) нажимали на заплечики колодок *5*, перемещая их вместе с брусками *9* и *1* в радиальном направлении. При этом образуется зазор, необходимый для ввода инструмента в обрабатываемое отверстие. После вво-



Устройство для комбинированной антифрикционно-деформационной обработки отверстий

да инструмента в отверстие втулки возвращают в исходное положение и колодки с брусками и шариками с заданными усилиями прижимаются к обрабатываемой поверхности. Затем включают станок и одновременно под давлением в зону обработки вводят раствор из мелкодисперсного порошка с компонентами ПАВ.

Выполненные эксперименты показали, что на обрабатываемой поверхности формируется *антифрикционно-упрочненный поверхностный слой* (АУПС) с РМР и синусоидальными канавками. Это происходит в результате сочетания следующих взаимодействий: многократного, а следовательно, послойного "осаждения" на исходную шероховатость микро- и макрочастиц металла натирающих брусков; вдавливания и пластического деформирования "осажденных" частиц антифрикционного материала и тонкого слоя металла основы колеблющимися (вибрирующими) шариками; дополнительного насыщения поверхности элементами мелкодисперсного порошка (нанопорошка) из раствора суспензии, действующего одновременно с первыми двумя факторами (взаимодействиями) при обработке.

Для определения конструктивно-технологических параметров КАДУ использовали основные выводы теории взаимодействия твердых тел при их взаимном контакте (работы И.В. Крагельского, Н.М. Михина, Э.В. Рыжова, Н.Б. Демкина, А.Г. Суслова). При этом учитывали, что перенос мягкого материала с натирающих брусков на шероховатую поверхность цилиндра (полученную шлифованием) равномерным слоем может осуществляться только при обеспечении условий микрорезания, пластического контакта, критерия заедания, оптимальных параметров обработки (нанесения пленок).

Следовательно, для рассмотренных условий обработки процесс натирания и формирования АУПС может быть представлен как разрушение мягкого материала брусков и механического, адгезионного сцепления его микрочастиц, а также легирующих элементов из раствора путем активации зоны контакта (термический, механический, структурный механизмы и др.) при импульсно-периодическом взаимодействии с микронеровностями цилиндра, вибронакатыванием в условиях ПАВ.

Для теоретической оценки параметров натирания пленок вводится понятие интенсивности натирания $J_н$, которая определяется толщиной δ натираемого материала в единицу времени. При условии, что все микронеровности натираемой поверхности воздействуют на брусок одинаково и в результате формируется слой одинаковой толщины

$$J_н = \frac{\delta}{\tau} = \chi \delta_z N_z d_z v_\Sigma, \qquad (1)$$

где δ – толщина истираемого слоя бруска;

δ_z – толщина срезаемого одним микровыступом слоя;

d_z – диаметр пятна контакта микровыступа с поверхностью бруска;

v_Σ – суммарная скорость перемещения контактирующих тел, равная $\sqrt{v_о^2 + v_к}$ ($v_о$, $v_к$ – окружная и колебательная скорости инструмента);

$\chi = 0{,}7...0{,}9$ – коэффициент, характеризующий долю объема материала, переходящего в покрытие;

N_z – плотность микронеровностей на единицу поверхности.

Толщина срезаемого одним микровыступом слоя

$$\delta_z = \frac{P}{2\pi H_z \rho_{пр}}; \; d_z = 0{,}91\sqrt[3]{\theta P_z \rho_{пр}}, \qquad (2)$$

где P_z – сила вдавливания микронеровностей при пластическом контакте, $P_z = P/N_z$ ($P = P_z - P_{z\,min}$ – сила неупругого вдавливания микронеровностей в поверхность бруска, равная силе разжима брусков);

H_z – динамическая твердость материала бруска;

$\rho_{пр}$ – приведенный радиус кривизны микронеровностей;

θ – приведенный параметр, учитывающий упругие характеристики контактирующих тел, равный $\frac{1-\mu_1^2}{E_1} + \frac{1-\mu_2^2}{E_2}$ (μ_1, μ_2 – коэффициенты Пуассона, E_1, E_2 – модули упругости).

Подставив выражения (2) в формулу (1) и приняв площадь контакта брусков с обрабатываемой поверхностью в процессе обработки $S_к$, после преобразований получим

$$J_н = 0{,}13 \frac{P - P_о}{S_к H_z} \sqrt[3]{\frac{\theta P}{S_к \rho_{пр}^2 N_z}} v_z. \qquad (3)$$

Здесь $P_0 = 4{,}65\left[\frac{3\sigma_в}{1-2\mu_1}\right]^3 N_z S_к (\theta \rho_{пр})^2$ – минимальная прижимная сила, при которой начинается процесс натирания;

$\sigma_в$, m_1 – предел прочности и коэффициент Пуассона для натирающего материала.

Поделив обе части выражения (3) на $\sqrt[3]{P}$, получим

$$\Psi = \frac{J_н}{\sqrt[3]{P}} = \frac{0{,}13}{H_z S_к} \sqrt[3]{\frac{\theta}{S_к \rho_{пр}^2 N_z}} v_\Sigma (P - P_о) = \\ = A(P - P_0) = AP - C, \qquad (4)$$

где A, C – коэффициенты линейной модели.

Экспериментально определив зависимость $\Psi = f(F)$ методом регрессионного анализа, можно вычислить

значения этих коэффициентов. Они связаны с определяемыми параметрами модели соотношениями

$$P_0 = \frac{C}{A},\ \mathrm{H}_z = \frac{B}{A},\ \rho_{\text{пр}} = \sqrt{\frac{P_0}{S_\text{к} D}}, \qquad (5)$$

где

$$B = \frac{0{,}13 L_\Sigma}{S_\text{к}} \sqrt[3]{\frac{\theta}{S_\text{к} N_z \rho_{\text{пр}}}};$$

$$D = 4{,}65 \left[\frac{3\sigma_\text{в}}{1-2\mu_1}\right]^3 \theta^2 N_z .$$

Полученная обобщенная теоретическая модель (зависимости (1)–(5)) показывает, что эффективность и качество процесса натирания покрытий зависят от конструктивно-технологических параметров процесса (P, ν, $S_\text{к}$, δ), условий обработки (количественного состава раствора), геометрических (Ra, $R_{\max}$, $\rho_{\text{пр}}$, N_z) и физико-механических (HB, H_z, E, μ, $\sigma_\text{в}$, $\sigma_\text{т}$) характеристик контактирующих тел. Для оценки влияния состава раствора ПАВ необходимо проводить эксперименты по определению зависимости интенсивности и качества натирания пленки от прижимной нагрузки. Эксперимент позволяет определить влияние на процесс натирающей способности инструмента как с раствором ПАВ, так и без него.

Для расчета усилий прижима шариков при упрочнении и формировании РМР на поверхности цилиндра с пленочными покрытиями предложены следующие формулы:

$$P_\text{ш} = \alpha S_{n\,\text{дин}} \mathrm{HB} \varepsilon^\nu b; \qquad (6)$$
$$P'_\text{ш} = \pi R_\text{ш}^2 \mathrm{HV} \varepsilon C_\text{к} .$$

Здесь площадь отпечатков при динамическом пластическом контактировании n шаров по образующей цилиндра

$$S_{n\,\text{дин}} = n S_{n\,\text{ст}} \sqrt{1+f},$$

площадь отпечатка при статическом внедрении инструмента (шара) радиусом $R_\text{ш}$

$$S_{n\,\text{ст}} = 2\pi R_\text{ш} h_\text{отп} .$$

Глубина пластического внедрения (отпечатка) шара

$$h_\text{отп} = \left(\frac{k P'_\text{ш}}{2^{m+1} \pi \mathrm{HV} R_\text{ш}^{2-m}}\right)^{1/m} WC,$$

где α – коэффициент, характеризующий напряженное и кинематическое состояния в зоне контакта (0,5 < α < 1 по И.В. Крагельскому и Н.М. Михину); h/R – относительная глубина внедрения индентора (шара);

ν, b – коэффициенты, определяемые по профилограммам;

HB, HV – соответственно твердости материалов по Бринеллю и Виккерсу;

m, k – эмпирические коэффициенты по Мейеру;

f – коэффициент трения;

W, C, $C_\text{к}$ – соответственно коэффициенты, учитывающие кривизну контактирующих тел, упругого восстановления и влияния виброколебаний на процесс деформирования материалов ($C_\text{к}$ = 0,6...0,8).

Использование предложенных математических зависимостей для заданных технологических условий КАДУ позволяет определить основные конструктивно-технологические параметры процесса и комбинированного инструмента (P, $R_\text{ш}$, $S_\text{к}$, ν, δ и др.).

Предварительно проведенные эксперименты на образцах из сталей 45, 40Х, 30ХГСА и чугунов СЧ18-36, СЧ20, ВЧ40-10, ВЧ45-5 и др. показали высокую эффективность метода КАДУ как внутренних, так и наружных цилиндрических поверхностей. Установлено, что при натирании пленок латунным или медным прутком методом *финишной антифрикционной безабразивной обработки* (ФАБО) на цилиндрическую поверхность с Ra = 0,4...0,8 мкм и ρ = = 40...80 мкм даже при максимальной нагрузке q = = 100 МПа часто не обеспечивается равномерность покрытия по всей поверхности. Пленка в основном формируется на вершинах неровностей с пустотами во впадинах и поэтому быстро изнашивается в процессе приработки.

При обработке цилиндрических поверхностей методом КАДУ при той же шероховатости и усилиях прижима брусков формируется более качественное пленочное покрытие из мягких металлов толщиной δ = 0,5...2 мкм (после упрочнения ППД).

Это происходит вследствие как предварительного модифицирования шероховатой поверхности (изменения ее характеристик) ППД вибронакатыванием, так и последующего вибронакатывания в процессе натирания при одновременной подаче раствора ПАВ с мелкодисперсным порошком в зону обработки. При таком воздействии на обрабатываемую поверхность резко изменяется механизм формирования пленочного покрытия из мягких антифрикционных металлов, улучшается адгезия наносимых мельчайших частиц на поверхности металла основы. Все это связано в частности с местным нагревом поверхности при ППД выше температуры фазового превращения, что приводит к разрушению оксидных пленок, смятию микронеровностей с одновременной диффузией, плотным заполнением полостей, устьев микротрещин и углублений легирующим материалом – "завальцовыванию". Основной металл детали при

этом упрочняется с образованием износостойких "белых слоев".

Дальнейшие исследования проводили при обработке натурных деталей (гильз, цилиндров) диаметром 80...130 мм длиной 150...600 мм, изготовленных из приведенных материалов. Обработку проводили на вертикально-хонинговальном станке с использованием комбинированного инструмента (см. рисунок) на следующих режимах, выбранных по результатам исследований на образцах: скорость вращения инструмента 8...20 м/мин; скорость возвратно-поступательного движения 4...8 м/мин; частота колебаний $n_{кол}$ = = 10...18 Гц; амплитуда A = 2...4 мм; контактная нагрузка брусков 40...60 МПа, шариков – 80...120 МПа; число рабочих ходов 1–3.

В качестве материала натирающих брусков размером 60×12×5 мм использовали латунь (ЛС-59-1) или медь; деформирующие элементы – шарики из стали ШХ-15 диаметром 4...8 мм в количестве 5–8 шт. размещали в каждом сепараторе. Состав раствора, подаваемого под давлением 0,4...0,5 МПа: глицерин – 70 %, вода – 10 %; мелкодисперсный порошок латуни или меди; MoS_2 – 10 %, остальное – мочевина, уксусная и стеориновая кислоты. Внутренние поверхности гильз и цилиндров перед КАДУ подвергали шлифованию (Ra = 0,63...1,2 мкм) или хонингованию (Ra = = 0,16...0,2 мкм).

В результате обработки методом КАДУ снижается шероховатость поверхности, радиус закругления вершин увеличивается до 450...600 мкм, образуются РМР и синусоидальные канавки. Одновременно с улучшением микрорельефа наблюдается упрочнение поверхностного слоя сталей и высокопрочных чугунов на 20...25 %, серых чугунов – на 10...14 %. На обработанной поверхности образуется сервовитная пленка особой структуры, способная к самовосстановлению при трении; уменьшаются контактное давление между деталями и коэффициент трения ($f \leq 0,1$), что резко снижает вероятность задиров рабочей поверхности и теоретически (в некоторых случаях и практически) исключает изнашивание основных металлов трущихся деталей.

Проводили сравнительные испытания образцов на установке трения с возвратно-поступательным движением 77МТ-1. Образцы размером 80×30×3 мм вырезали из гильз диаметром 100 мм, изготовленных из чугуна (СЧ 18-36, ВЧ 40-10), стали (45 и 30ХГСА), после обработки их по схемам (см. таблицу) с использованием приведенных режимов. Контртелами служат образцы размером 25×4×3,5 мм, вырезанные из чугунных термообработанных поршневых колец. Испытания проводили при нагрузке 6...8 МПа, длине хода ползуна (контртела) 50 мм, числе двойных ходов 110, смазке маслом МС (одна капля через 25 мин), в течение 150 ч. Износ образцов определяли взвешиванием на микроаналитических весах и профилографированием. Результаты испытаний приведены в таблице.

Результаты сравнительных испытаний

Вариант финишной обработки гильз	Коэффициент трения	Износ, мг	Средний износ, мг
1. Шлифование (Ra = 0,63 мкм) + хонингование (Ra = 0,16 мкм)	0,13	6,4...8,6	7,5
2. Шлифование + хонингование (Ra = 0,16 мкм) + вибронакатывание синусоидальных канавок	0,11	3,8...4,9	4,35
3. Шлифование (Ra = = 0,63...0,8 мкм) + обработка КАДУ (Ra = 0,1...0,2 мкм)	0,08	2,8...3,6	3,2

Примечание. В числителе приведены минимальные значения износа, в знаменателе – максимальные

Как следует из данных таблицы, комбинированный метод обработки повышает триботехнические характеристики трущейся пары: коэффициент трения уменьшился на 16,5 % (вариант 2) и 38 % (вариант 3), средний износ по результатам испытаний пяти пар образцов снизился соответственно в 1,7 и 2,35 раза.

Таким образом, полученные результаты полностью подтвердили данные проведенных авторами испытаний [4] стальных и титановых образов на машине СМЦ-2, а также исследования других авторов [5, 6 и др.].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Суслов А.Г., Дальский А.М.** Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 684 с.

2. **Сорокин В.М.** Комбинированная антифрикционно-упрочняющая обработка деталей машин. Всесоюз. совет науч.-техн. обществ. Горький, 1985. 91 с.

3. **Упрочнение** поверхностей деталей комбинированными методами / А.Г. Бойцов, В.Н. Машков, В.А. Смоленцев, Л.А. Хворостухин. М.: Машиностроение, 1991. 144 с.

4. **Сорокин В.М., Баер А.А.** Повышение вибронакатыванием износостойкости поверхностей с антифрикционными покрытиями // Вестник машиностроения. 1980. № 10. С. 23–24.

5. **Шнейдер Ю.Г.** Образование регулярных микрорельефов на деталях и их эксплуатационные свойства. Л.: Машиностроение, 1972. 240 с.

6. **Увеличение** ресурса машин технологическими методами / В.А. Долецкий, В.Н. Бунтов, Ю.А. Легенкин и др. М.: Машиностроение, 1978. 216 с.

Ж.М. Бледнова, М.И. Чаевский, П.О. Русинов
(Кубанский государственный технологический университет, Краснодар)

Методические подходы и новые технические решения для формирования наноструктурированных поверхностных слоев в условиях высокого градиента температур

Предложены методические подходы и новые технические решения для формирования наноструктурированных поверхностных слоев в условиях высокого градиента температур с использованием комбинированного метода, включающего технологию, основанную на принципе термического переноса масс, и ионно-плазменную обработку в различных комбинациях в едином технологическом цикле.

Ключевые слова: *нанотехнологии, наноматериалы, изотермический перенос масс, термический перенос масс.*

Methodical approaches and new technical decisions for formation nanostructure blankets in the conditions of a high gradient of temperatures with use of the combined method including technology, based on a principle of thermal carrying over of weights and ionic-plasma processing in various combinations in a uniform work cycle are offered.

Key words: *nanotechnology, nanomaterials, isothermal transfer of mass, thermal transfer of mass.*

Несмотря на значительные успехи в получении объемных наноструктурных металлов и сплавов [1, 2] и большие перспективы их использования в качестве конструкционных и функциональных материалов [3, 4], применение таких материалов сдерживает сложность обеспечения однородности структуры и воспроизводимости механических свойств по всему объему материала. Перспективным методом обеспечения высоких эксплуатационных и функциональных свойств изделий является создание наноструктурированных поверхностных слоев [5, 6] с принципиально новым механизмом упрочнения [7, 8]. Рядом исследователей [4–14] показано, что путем формирования наноструктурированных поверхностных слоев и слоев с ультрамелкозернистой структурой на конструкционных [4, 5], инструментальных и функциональных [9] материалах достигается значительное повышение служебных свойств (твердости, износостойкости, циклической долговечности) как при малоцикловом, так и многоцикловом нагружениях [8, 10]. В условиях предпочтительного развития технологий инженерии поверхности создание изделий с наноструктурированным поверхностным слоем, а также слоистых наноструктур [5, 6, 11] открывает принципиально новые возможности с точки зрения экономической целесообразности и ресурсосбережения.

Важным этапом в получении наноструктурированных поверхностных слоев является разработка методических подходов и технических решений их формирования. В данной работе рассмотрены способы формирования наноструктурированных поверхностных слоев и слоистых наноструктур комбинированными методами, включающими *метод термического переноса масс* (ТПМ) в условиях высокого градиента температур [11] и ионно-плазменной обработки. При формировании нанослоев методом ТПМ особую значимость приобретает предварительная подготовка поверхности и последующая ее очистка. Высокостабильные поверхностные нанослои получали комбинированным методом, включающим ТПМ и предварительную и последующую ионно-плазменную обработку [10, 12], с использованием реконструированной вакуумной электропечи СГВ 23-15-ЭВ-1 (рис. 1) [11]. Применение ионно-плазменных технологий позволило в едином технологическом цикле совместить следующие операции:

– катодную очистку поверхности обрабатываемой детали аргонно-водородной плазмой тлеющего разряда [15];

– обезуглероживание поверхностного слоя стали в водородной плазме тлеющего разряда с образованием ферритной зоны [16];

– нанесение диффузионного карбидообразующего покрытия (Ti, Cr, Mo, W и др.) из расплава свинца с образованием внутреннего, барьерного, карбидного слоя;

– очистку поверхности детали от свинца путем обработки в аргонно-водородной плазме тлеющего разряда при 500...700 °С [15];

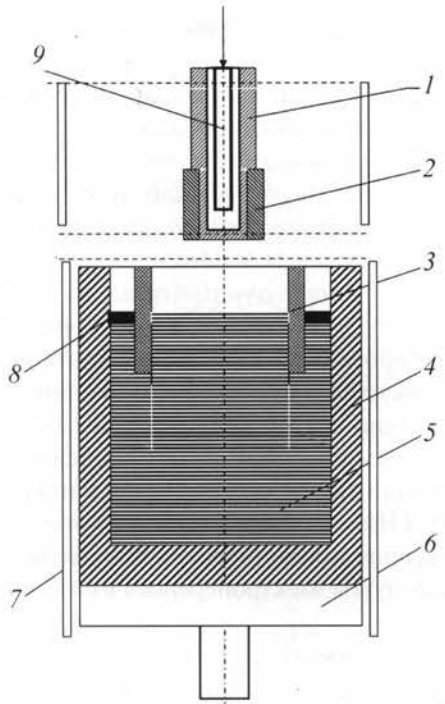


Рис. 1. Схема устройства для получения наноструктурированных поверхностных слоев

– последующее нанесение покрытий из газовой фазы.

Рабочую часть обрабатываемой детали *2* (втулки) (см. рис. 1) перед установкой покрывают тонким слоем свинца для обеспечения надежного смачивания с расплавом. Затем деталь устанавливают на высоковольтном, подвижном, охлаждаемом электроде *1*, входящем в вакуумную камеру. Охлаждение электрода осуществляется путем непрерывной подачи воды или воздуха через трубку *9*. В вакуумной камере на подвижном столе *6* установлена керамическая ванна *4*, заполненная свинцом *5* или эвтектикой Pb–Bi, в котором растворены Ni или другие металлические элементы. Для непрерывной подпитки расплава насыщаемым элементом в верхней части реакционной ванны установлена керамическая втулка *3*, которая разделяет зеркало расплава на две зоны [14].

В кольцевую часть зоны подается порошок металла *8*, который компенсирует убыль насыщаемого элемента из расплава свинца или эвтектики Pb–Bi. После опускания деталей в расплав свинца скорость подачи воды подбирают таким образом, чтобы температура детали не превышала 500 °С. Вследствие большого градиента температур на поверхности детали формируется нанослой, толщина которого растет пропорционально времени обработки.

Высоковольтный охлаждаемый вакуумный ввод приведен на рис. 2.

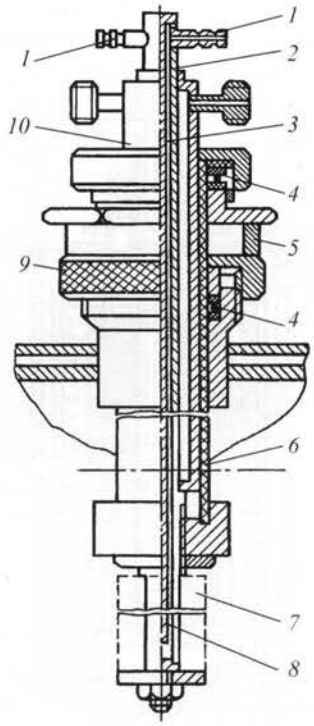


Рис. 2. Высоковольтный охлаждаемый вакуумный ввод:
1 – штуцер для подачи воды или солевого раствора; *2* – токопроводящий полый стержень; *3* – перегородка; *4* – набор изоляционных колец; *5* – опорная изоляционная втулка; *6* – труба из изоляционного материала (кварца); *7* – обрабатываемая деталь; *8* – полости; *9* – специальная гайка; *10* – наружная труба

Поверхностные нанослои на пустотелых валах и цилиндрических тонкостенных оболочках можно получать не только методом термического, но и методами изотермического и электропереноса масс. Для реализации этих технологий изготовлена специальная вакуумная электропечь [17, 18], состоящая из вакуумной камеры, в которую помещены стальная ванна с насыщающими элементами в виде спрессованных порошков металлов, расплав эвтектики Pb–Bi (или расплав солей), покрываемая деталь – полый вал, электронагреватели и экраны. Конструкция камеры обеспечивает возможность пропускания электрического тока через расплав от ванны к покрываемой детали или в обратном направлении [19].

Конструктивно установка выполнена следующим образом (рис. 3). Пустотелый вал *6*, на который наносят металлическое покрытие *7*, приваривают к подвижному штоку *5*, к которому приварены трубка *1* для подвода охлаждающего газа (азота или аргона) и трубка *2* для отвода газа. На подвижный шток надета медная клемма *19* для подвода постоянного электрического тока. Для герметизации вакуумной камеры *14*, охлаждаемой водой, со стороны подвижного

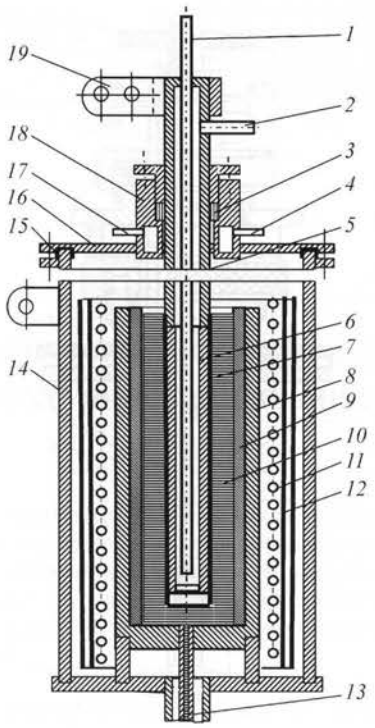


Рис. 3. Вакуумная электропечь

штока на крышке вакуумной камеры *16* установлено уплотнительное устройство, корпус которого *18* приварен к крышке вакуумной камеры. Корпус уплотнительного устройства охлаждается водой, подводимой и отводимой от патрубков *17* и *4*. Охлаждение водой необходимо для предохранения от нагрева полимерного уплотнения *3*. Крышка вакуумной камеры вместе с подвижным штоком электрически изолированы от вакуумной камеры полимерным кольцом *15*.

В вакуумной камере находится стальная ванна *8* с расплавом эвтектики Pb–Bi *10*. В нее помещены цилиндр из спрессованных порошков *9* и полый вал. Разогрев ванны производится с помощью нихромовых нагревателей *11*. Для экономии теплоты установлены нихромовые экраны *12*.

Нанесение покрытия происходит в следующей последовательности. Подвижный шток с полым валом устанавливают в ванне вакуумной камеры. Форвакуумным насосом откачивается из камеры воздух, и затем она заполняется аргоном. Электронагреватели разогревают ванну до 500...700 °С. Через трубку *13* из вспомогательной емкости в ванну перемещается расплав. Температура ванны поднимается до 900...1100 °С. После этого возможно проведение следующих технологических процессов:

– нанесение диффузионных покрытий *изотермическим* (концентрационным) *переносом масс* (ИПМ). Согласно этой технологии, устанавливается постоянная температура ванны в интервале 700...1100 °С и выдерживается при заданной температуре в течение 6...12 ч. Растворенный в эвтектике Pb–Bi элемент сначала адсорбируется на поверхности детали, а затем диффундирует в поверхностный объем;

– нанесение покрытий на пустотелых валах методом ТПМ, осуществляемым при пропускании через пустотелый вал охлаждающего газа или воды. При этом между расплавом и поверхностью пустотелого вала возникает температурный градиент 500...1100 °С, вследствие чего на поверхности вала формируется наноструктурированный слой в результате выделения на поверхности вала избытка растворенного металла;

– нанесение покрытий на пустотелых валах комбинированным способом путем последовательного формирования диффузионного слоя и покрытия, получаемого ТПМ;

– нанесение гальванических покрытий на пустотелых валах путем электропереноса в солевых ионных расплавах.

Широкое применение в ответственных изделиях новой техники [20, 21], а также в энергетическом, химическом и других отраслях машиностроения находят конструктивные элементы в виде тонкостенных оболочек, работающих в условиях малоциклового нагружения и повышенных температур. Для снижения массогабаритных характеристик и обеспечения надежности тонкостенных оболочек целесообразно использовать композиционные материалы с варьируемыми характеристиками прочности, определяемыми схемой укладки волокон и технологией изготовления оболочки. В настоящее время широко применяют композиционные материалы, армированные тонкой проволокой из Mo, W или нитями из Be, B, SiC. Представляет интерес формирование тонкостенной цилиндрической оболочки в процессе получения композита и расчет такой оболочки на прочность [22, 23].

Для получения композиционной оболочки необходимо металлическую оболочку-каркас с намотанной на нее проволокой превратить в единый монолит. Ранее для этого применяли технологию, основанную на методе ИПМ. Композиционные оболочки получали путем намотки на каркас, изготовленный из железа, углеродистой или коррозионно-стойкой стали Х18Н10Т, вольфрамовой или молибденовой проволоки диаметром 0,05 или 0,1 мм с последующим диффузионным насыщением Ni (2 %), Mo (2 %) или Ti (2 %) из расплава свинца. Режим диффузионного насыщения: температура 1100 °С, время выдержки 10 ч. Формирование композиционной части оболочки происходит следующим образом (рис. 4, *а*). После опускания оболочки в расплав свинца, содержащий растворенный Ni, начинается процесс диффузии Ni и адсорбция его на молибденовой проволоке *4* и на стальном каркасе оболочки *6*. Возникают встречные

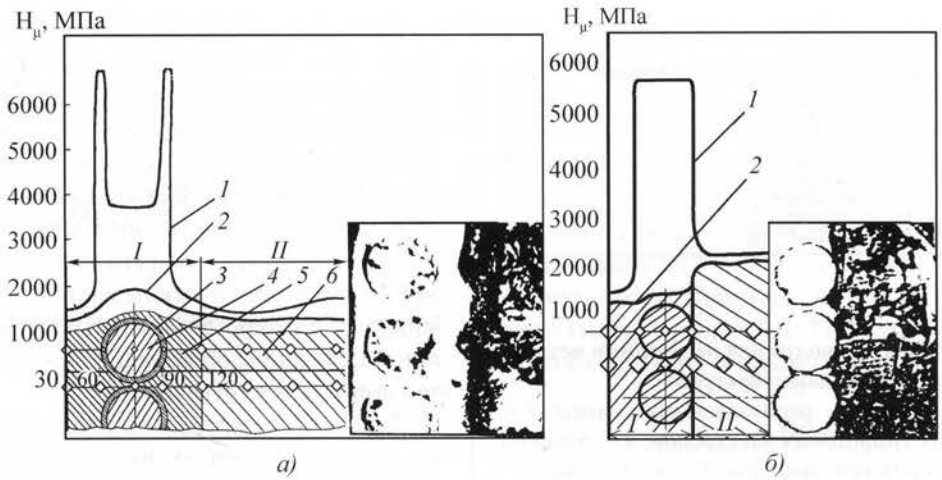


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине композитного слоя:
а – ИПМ; *б* – ТПМ

диффузионные процессы: диффузия Ni в сталь и диффузия Fe в Ni; диффузия Ni в Mo и диффузия Mo в Ni. В результате диффузии Ni в сталь образуются внутренний *5* (см. рис. 4, *а* и микрофотографию справа от молибденовой проволоки) и наружный диффузионные слои (слева от молибденовой проволоки). В результате проволоку окружает сплав Fe–Ni переменного состава (от 85 % Ni на поверхности до 3...5 % в месте контакта со сталью). При этом жидкий свинец вытесняется из диффузионной зоны. Образуются две зоны: зона композита *I* и зона основного металла *II*. Одновременно происходит диффузия Ni в Mo и Mo в Ni. При этом образуется переходный слой интерметаллида *3* типа $MoNi_n$, толщина которого для используемой молибденовой проволоки составляет от 0,05 до 0,1 мм. На рис. 4, *а* приведено распределение микротвердости, измеренное по молибденовой проволоке (*1*) и между молибденовыми проволоками (*2*). Видно, что микротвердость образовавшегося интерметаллида значительно выше, чем молибденовой проволоки. Если в качестве армирующей проволоки использовать W, то картина существенно не изменится. При этом формирование интерметаллида, содержащего Ni_6W и Ni_4W, происходит со значительно меньшей скоростью. Так, за 10 ч при температуре 1100 °С наблюдается увеличение диаметра вольфрамовой проволоки на 5...7 мкм.

Для обеспечения высокой прочности композиционной оболочки применяли более совершенную технологию, основанную на методе ТПМ [18]. Эксперименты проводили на установке, состоящей из вакуумной камеры, к которой присоединен *теплообменный контур* (ТОК). Наличие форвакуумной камеры позволяет проводить загрузку и выгрузку восстанавливаемых деталей, не останавливая работу ТОК. Последний заполняется расплавленным свинцом и имеет горячую зону с температурой 800...1100 °С, где растворяется металл покрытия, и холодную зону с температурой 400...600 °С, где осаждается растворенный металл на композиционную оболочку. Вследствие наличия горячей и холодной зон в ТОК возникает направленный поток жидкого металла, который переносит растворенный металл из горячей зоны в холодную, где избыток его в растворе при данной температуре осаждается на деталь и стенки экрана. Для предотвращения закупорки контура периодически меняют температуру зон.

На рис. 4, *б* показан разрез композиционной оболочки, полученной ТПМ. Внутренний и наружный диффузионные слои отсутствуют. Армирующую проволоку (*1*) окружает чистый Ni (*2*), который выделился из расплава свинца, как избыточная часть при более низкой температуре. Благодаря низкой температуре процесса никакого взаимодействия между проволокой и сталью каркаса оболочки, между проволокой и Ni не происходит.

Сравнивая достоинства и недостатки ТПМ и ИПМ методов, следует отметить следующее: при ТПМ скорость формирования наносимого слоя на 1...2 порядка выше, чем при ИПМ; температура нагрева детали при ИПМ 900...1100 °С, что существенно снижает механические свойства стали и приводит к частичному вырождению как молибденовой, так и вольфрамовой проволок. Температура нагрева при ТПМ составляет 400...500 °С и поэтому вырождения вольфрамовых и молибденовых проволок в результате образования интерметаллидов не происходит.

Приведенные конструктивные решения тепломассообменных контуров позволяют получать поверхностные наноструктурированные слои, в том

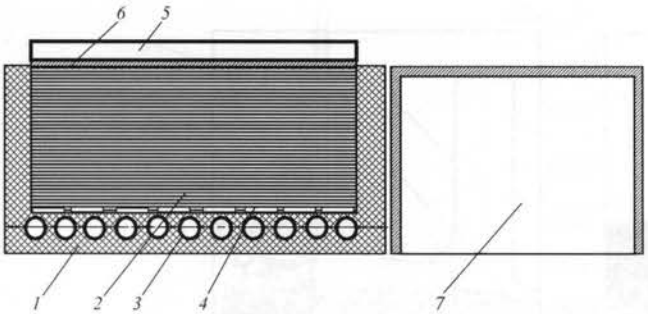


Рис. 5. Схема устройства для получения на листовом металле сплошной или поверхностной наноструктуры:
1 – керамическая ванна; *2* – расплавленный свинец; *3* – каналы для введения графитовых электродов; *4* – брикеты из спрессованных порошков металлов; *5* – пустотелый керамический сосуд с продольными каналами, обеспечивающими продольный поток охлаждающей воды; *6* – стальной лист; *7* – чугунный корпус стола, на который перемещаются пустотелый керамический сосуд и металлический лист после обработки

числе с эффектом памяти формы на основе композиции Ti–Ni [19]. Основной недостаток данных способов заключается в невозможности получения наноструктур на листовых металлических материалах значительных размеров.

Для реализации предлагаемой технологии изготовлена специальная керамическая ванна (рис. 5) с каналами для введения графитовых электродов, с помощью которых производится нагрев ванны с залитым свинцом (или расплавом эвтектики Pb–Bi). На дне ванны закреплены брикеты с насыщающими элементами в виде спрессованных порошков металлов [24]. Осаждение микрозародышей кристаллизации из расплава происходит на готовых поверхностях раздела. В теории гетерогенного зарождения микрокристаллов одним из основных параметров является угол смачивания θ. Критический размер зародыша при гетерогенном зарождении [25]

$$r_k = \sigma_{23}(2 - 2\cos\theta - \sin^2\theta\cos\theta)/2\Delta G_v,$$

где σ_{23} – поверхностное натяжение на границе раздела зародыш–подложка; ΔG_v – изменение термодинамического потенциала, связанное с образованием в расплаве зародыша единичного объема.

При полном несмачивании подложки (дна керамического охлаждаемого сосуда) расплавом (в данном случае) $\cos\theta = -1$, и приведенная формула аналогична формуле для гомогенного зарождения кристаллов. При полном смачивании $\cos\theta = 1$, а $r_k = 0$, следовательно, стимулирующее действие готовых поверхностей раздела возрастает с уменьшением θ.

Поэтому для формирования наноструктур можно применять две технологии, суть которых заключается в следующем:

– обеспечение полного несмачивания и формирование на охлаждаемой керамической поверхности гомогенных микроскопических центров кристаллизации, образующих металлический лист с наноструктурой;

– обеспечение хорошего смачивания между закладываемым металлическим листом и расплавом и формирование гетерогенных микроскопических центров кристаллизации, образующих на металлическом листе слой с наноструктурой.

После проведенного монтажа из вакуумной камеры откачивают воздух до давления 0,07 ГПа, камеру заполняют аргоном и с помощью графитовых нагревателей доводят температуру расплавленного свинца до 1000...1100 °С. Поток охлаждающей жидкости подбирают таким образом, чтобы температура дна охлаждаемого керамического сосуда или поверхности вставленного металлического листа составляла 500...600 °С. Вследствие высокого градиента температур избыток растворенного в свинце элемента при 1100 °С выделяется и осаждается на стальном листе или поверхности керамического сосуда. Процесс затвердевания начинается с образования микрозародышей твердой фазы в объеме переохлажденного расплава. С возрастанием переохлаждения критический размер зародыша быстро убывает. В работе [26] приведены данные о температурах переохлаждения, достигаемых при гомогенном зарождении кристаллов в каплях некоторых металлов. Установлено, что температура переохлаждения, необходимого для начала гомогенного зарождения кристаллов, достаточно велика и составляет $0{,}2T_E$, где T_E – термодинамическая температура кристаллизации. Такое переохлаждение никогда не наблюдается на практике, и поэтому в реальных условиях происходит не гомогенное, а гетерогенное зарождение, т.е. кристаллы образуются на поверхности постороннего твердого тела, присутствующего в системе.

В предлагаемой авторами данной работы схеме устройства (см. рис. 5) возможно достижение температуры переохлаждения, превышающей $0{,}2T_E$, что обусловливает кристаллизацию в жидком свинце микроскопических центров роста гомогенной структуры, представляющих первичную ячейку или комплекс ячеек. Сформировавшиеся ячейки осаждаются на поверхностях керамического охлаждаемого сосуда или металлического листа, образуя слой металла с наноструктурой. Толщина этого слоя будет расти пропорционально времени работы предлагаемого устройства.

Весь комплекс свойств слоя металла (прочность межатомных связей, сверхпрочность, сверхупругость, сверхпластичность, сверхпроводимость, магнитные и

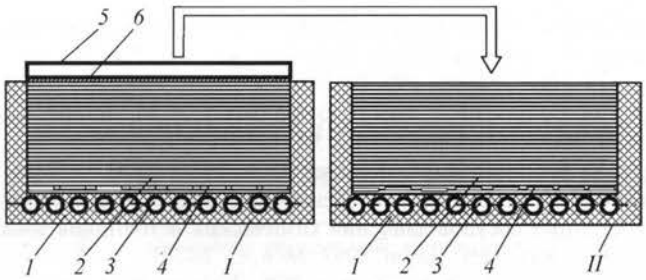


Рис. 6. Схема устройства для получения слоистой наноструктуры: *1–6* – см. рис. 5

электронные свойства) можно существенно изменять, расположив металл между двумя слоями другого материала, электроны которого обладают большей энергией.

Одним из важных вопросов в нанотехнологии является формирование многослойных структур. Для этой цели можно применять приведенную выше технологию ТПМ в условиях сильного переохлаждения, используя две керамические ванны (рис. 6) [27]. Аналогично предыдущему случаю после проведенного монтажа из вакуумной камеры, где находятся две керамические ванны, откачивают воздух до давления 0,07 ГПа, камеру заполняют аргоном и с помощью графитовых нагревателей доводят температуру расплавленного свинца до 1000...1100 °С. Сформировавшиеся ячейки осаждаются на поверхности керамического охлаждаемого сосуда, образуя слой металла с наноструктурой. После этого охлаждаемый керамический сосуд из первой ванны *I* переносят во вторую ванну *II*, в которой растворен металлический элемент, электроны которого обладают большей энергией. После формирования второго нанослоя охлаждаемый керамический сосуд снова переносят в первую ванну, где формируется третий нанослой. В результате формируется трехслойный наноструктурированный слой с уникальными физико-механическими и электронными свойствами.

Анализируя полученные ранее результаты [28] по повышению предела выносливости углеродистой стали в расплаве олова или эвтектики Pb–Sn, можно полагать, что вследствие термического переноса растворенных в олове железа, хрома, никеля на поверхности образца формируется слой наноструктуры, обеспечивающий повышение предела выносливости образцов с концентраторами напряжения на 50 %.

Передача больших мощностей червячными редукторами с использованием в качестве смазки минерального масла затруднена из-за отсутствия смазки, предотвращающей схватывание рабочих поверхностей. Предлагается применять расплавы легкоплавких металлов (сплав Вуда, эвтектика Pb–Sn и др.) в качестве смазки червячных редукторов [29, 30]. Сплав Вуда обеспечивает передачу мощности в 2,2 кВт в течение длительного времени. При этом на рабочей поверхности ниток червяка отсутствовали следы схватывания и наволакивания металла. В то же время при смазке того же редуктора минеральным маслом наблюдалось быстрое схватывание и заедание при передаче мощности 0,2 кВт. Положительный эффект обусловлен формированием на зубьях червяка и червячного колеса в результате ТПМ тончайших нанослоев, препятствующих изнашиванию.

Выводы

1. Предложены методические подходы и новые технические решения для формирования наноструктурированных поверхностных слоев в условиях высокого градиента температур с использованием комбинированного метода, включающего технологию, основанную на принципе термического переноса масс, и ионно-плазменную обработку в различных комбинациях в едином технологическом цикле.

2. Вследствие термического переноса масс предел выносливости образцов углеродистой стали в расплаве олова или эвтектики Pb–Sn при температуре 400 °С повысился на 50 %.

3. Введение в расплав, используемый в качестве смазки, ингибирующих добавок предотвращает или замедляет процесс разупрочнения деформируемой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пул Ч., Оуэнс Ф.** Нанотехнологии. М.: Техносфера, 2005. 328 с.

2. **Кобаяси Н.** Введение в нанотехнологию. М.: Бином, Лаборатория знаний, 2005. 134 с.

3. **Валиев Р.З.** Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 1–2. С. 208–216.

4. **Горынин И.В.** Создание технологий и освоение промышленного производства конструкционных металлических материалов с двукратным повышением важнейших эксплуатационных свойств // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 1–2. С. 37–40.

5. **Лякишев Н.П., Алымов М.И.** Наноматериалы конструкционного назначения // Российские нанотехнологии. 2006. Т. 1–2. С. 71–81.

6. **Панин В.Е.** Конструкционные материалы с наноструктурными поверхностными слоями: фундаментальные проблемы и области промышленного освоения // Ультрадисперсные (нано-) материалы. Научная сессия МИФИ. 2005. Т. 9. С. 168–169.

7. **Панин В.Е., Панин А.В., Деревягина Л.С.** Масштабные уровни пластической деформации и механические свойства материалов с наноструктурой // Сб. науч. трудов

VI Всероссийской (международной) конференции "Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем" / под ред. В.Ф. Петрунина. Томск. М.: МИФИ. 2003. С. 269–277.

8. **Научные** основы повышения малоцикловой прочности / под ред. Н.А. Махутова. М.: Наука, 2006. 602 с.

9. **Третьяков Ю.Д., Гудилин Е.А.** В поиске новых функциональных материалов // Сб. научных трудов Международной конференции "Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ–2007". Волгоград, 2007. С. 14–15.

10. **Бледнова Ж.М.** Повышение прочности и циклической долговечности изделий комбинированными методами обработки. Автореферат дисс. ... д-ра техн. наук. Киев, 1989. 43 с.

11. **Бледнова Ж.М., Чаевский М.И., Русинов П.О.** Формирование наноматериалов и наноструктурировнных поверхностных слоев методом термического переноса масс // Сб. научных трудов Международной конференции "Новые перспективные материалы и технологии их получения НПМ–2007". Волгоград, 2007. С. 26–28.

12. **Бледнова Ж.М., Чаевский М.И.** Универсальная технология получения защитных и упрочняющих покрытий из расплавов легкоплавких металлов // Тез. докл. Международной научно-практической конференции "Инженерно-техническое обеспечение АПК и машинно-технологические станции в условиях реформирования". Орел. 2000. Т. 2.

13. **А.с. 1361640.** Высоковольтный вакуумный ввод для установки ионного азотирования / М.И. Чаевский, Ж.М. Бледнова. БИ № 47. 1987.

14. **А.с. 827593.** Способ получения диффузионных алюминиевых покрытий / М.И. Чаевский, А.В. Калинин. Опубл. 07.05.81. БИ № 17.

15. **А.с. 1221934.** Способ получения металлических покрытий на стальных изделиях / Ж.М. Бледнова. БИ № 38. 1985.

16. **А.с. 1030418.** Способ получения диффузионных покрытий на сталях и чугуне / А.В. Калинин, М.И. Чаевский. Опубл. 28.07.83. БИ № 27.

17. **Чаевский М.И., Бледнова Ж.М.** Тепломассообменный контур для восстановления размеров изношенных деталей // Современная технология в машиностроении. Материалы IV Всероссийской конференции. Ч. II. Пенза. 2001. С. 51–53.

18. **Пат. 2224048.** Способ работы установки с тепломассообменным контуром для нанесения металлических покрытий / М.И. Чаевский, Ж.М. Бледнова, Д.Г. Будревич, М.А. Степаненко. Опубл. 20.02.04.

19. **Пат. 2246084 РФ.** Вакуумная электропечь для нанесения покрытий с памятью формы / Ж.М. Бледнова, М.И. Чаевский. Опубл. 10.02.05.

20. **Бледнова Ж.М., Ковалев Ю.А., Махутов Н.А., Чаевский М.И.** О некоторых особенностях проектирования тонкостенных сосудов давления химических источников тока // Физ.-хим. мех. матер. 1993. № 6. С. 26–37.

21. **Бледнова Ж.М., Галкин В.В., Ковалев Ю.А.** Расчетно-экспериментальная оценка прочностных свойств композиционных сосудов давления для металлогазовых аккумуляторов // Автономная энергетика. № 2. 1991. С. 46–49.

22. **Бледнова Ж.М., Чаевский М.И., Степаненко М.А.** Формирование композиционных оболочек изотермическим и термическим переносом масс. Международная научно-техническая конференция "Современные материалы и технологии–2002". Пенза. 2002. С. 57–60.

23. **Мартынова Т.Н., Чаевский М.И.** Технология изготовления и расчет на прочность цилиндрических равнопрочных композиционных оболочек, получаемых диффузионной пропиткой // Проблемы прочности. 1983. № 2. С. 61–65.

24. **Заявка** на патент № 2007124929. Способ формирования наноструктурированного слоя на поверхности стального листа / Ж.М. Бледнова, М.И. Чаевский, П.О. Русинов. Приоритет от 02.07.2007.

25. **Соколовская Е.М., Гузей Л.С.** Металлохимия. М.: МГУ, 1986. 215 с.

26. **Вайнгард У.** Введение в физику кристаллизации металлов. М.: Мир, 1967. 234 с.

27. **Заявка** на патент № 2007124930. Способ получения наноструктурированного листового металла / Ж.М. Бледнова, М.И. Чаевский, П.О. Русинов. Приоритет от 02.07.2007.

28. **Чаевский М.И.** Влияние расплава олова на усталостную прочность образцов с концентраторами напряжения // Докл. АН СССР 1959. Т. 134. № 5. С. 83–87.

29. **А.с. № 148476.** Способ изготовления смазки из расплавов легкоплавких металлов / М.И. Чаевский, А.Н. Тынный. БИ № 13. 1962.

30. **Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Чаевский М.И.** Конструктивно-технологические методы повышения КПД червячных редукторов // Трибофатика: Тр. 4 Международного симпозиума по трибофатике (ISTF-4). 2002. Т. 2. С. 686–700.

Г.А. Сухочев *(Воронежский ГТУ)*, **А.М. Кадырметов** *(Воронежская государственная лесотехническая академия)*

Экспериментальные исследования параметров управляемости процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий

Приведены результаты экспериментальных исследований процесса нанесения воздушно-плазменных покрытий при модуляции электрических параметров косвенной и прямой дуг плазмотрона, а также последующего поверхностного пластического уплотнения слоя покрытия. Предложены технологические приемы, позволяющие управлять процессом упрочнения в автоматизированном режиме.

Ключевые слова: *экспериментальные исследования, воздушно-плазменный, покрытие, электрические параметры, плазмотрон, управление процессом.*

There are the results of experimental researches of the above-mentioned processes while using the electric parameters modulation of indirect and through plasmatron arcs and of the following process of upper-layer plastic strengthening. Besides, the technological methods for automatically controlled mode of strengthening process are given.

Key words: *results of experimental, air-plasma, coating, electric parameters, plasmatron, process control.*

К недостаткам покрытий, получаемых газотермическими методами, в частности воздушно-плазменным, относятся структурная неоднородность, высокие внутренние остаточные напряжения растяжения, сравнительно низкая прочность сцепления покрытия с основным металлом и высокая пористость. Все это не позволяет получать требуемые физико-механические характеристики, обеспечивающие надежную эксплуатацию нагруженной детали. При выборе технологических приемов упрочнения покрытий необходимо учитывать следующие положения:

– управление параметрами упрочняющего воздействия на всех уровнях обработки должно обеспечить повышение прочностных характеристик и устойчивости к критическим нагрузкам в результате оптимизации и модифицирования структуры покрытий;

– упрочнение покрытия не должно увеличивать себестоимость изготовления (восстановления) детали более чем на 20...30 %;

– трудоемкость окончательной механической обработки упрочненных покрытий должна быть сведена к минимуму.

Основные факторы, существенно влияющие на качество покрытий, исходя из возможности практического воздействия условий обработки на приведенные показатели качества, можно разделить на неуправляемые и управляемые (управляющие).

К неуправляемым факторам, не изменяющимся в процессе обработки, относятся:

– исходные характеристики материала детали (химический состав, теплопроводность, предел текучести, модуль упругости, исходная микротвердость сердцевины);

– исходная микрогеометрия поверхностей детали под напыление (технологически наследованная шероховатость, глубина микротрещин от предыдущей обработки);

– геометрические характеристики детали (минимальная толщина стенок, профиль по образующей поверхности под напыление, минимальный радиус кривизны вогнутых поверхностей).

Приведенные факторы являются исходными характеристиками напыляемых деталей и не могут активно использоваться для влияния на показатели качества покрытия в процессе обработки.

К управляемым факторам относятся:

– технологические возможности оборудования и оснастки (возможность обеспечения стабильности и дополнительной интенсификации процесса обработки; степень автоматизации и возможность настройки на различные типоразмеры деталей, конструктивные факторы плазмотрона);

– основные технологические характеристики напыляемого материала (гранулометрический и химический состав порошка, температура плавления, плотность, пористость, твердость, шероховатость и геометрическая форма частиц порошка, насыпная плотность);

– технологическое время обработки участков поверхности детали;

– расход порошка и место его ввода в плазменную струю;

– состав и расход плазмообразующего и транспортирующего газов;

– параметры режима напыления (электрическая мощность плазмотрона (ток и напряжение), дистанция и угол напыления, относительная скорость перемещения плазмотрона и детали).

Скорость и температура напыляемых частиц и газовой фазы, концентрация частиц в струе непосредственно определяют качество покрытия.

Для обеспечения максимальной эффективности процессов нанесения покрытий следует оптимизировать весь комплекс управляемых (управляющих) факторов применительно к обработке конкретных деталей. Оптимизация одной из групп управляемых факторов предполагает разработку оборудования и оснастки, технологические возможности которых обеспечивают эффективную реализацию процессов комбинированной обработки [2, 3]. Для оптимизации других групп управляемых факторов – основных технологических характеристик материала покрытия, параметров режима и времени обработки – необходимо исследовать основные закономерности процесса напыления.

Теоретический анализ на основе построенной математической модели гетерогенной плазменной струи, модулируемой импульсами тока косвенной дуги плазмотрона, показал [4], что, во-первых, модуляция тока косвенной дуги приводит к генерации слабых ударных волн внутри канала плазмотрона, которые интенсивно гасятся в плазменной струе. Во-вторых, усиливается межфазный теплообмен в гетерогенной плазменной струе в результате более интенсивной турбулизации струи, приводящей к более эффективному прогреву напыляемых частиц. В обоих случаях (вследствие воздействия ударных волн и усиления турбулизации струи) скорость напыляемых частиц возрастает до 30...60 м/с. Повышение энергетического состояния частиц в момент удара о подложку является важной предпосылкой увеличения прочности сцепления покрытия с основой и уменьшения пористости.

Для поиска эффективных приемов технологического обеспечения качества структуры полученных покрытий проводили экспериментальные исследования при модуляции электрических параметров процесса воздушно-плазменного нанесения и упрочнения покрытий как одного из наиболее перспективных и вместе с тем недостаточно изученных направлений [5]. При этом на основе решения теплофизической задачи о распределении температуры в системе покрытие–основа подбирали режимы модуляции тока прямой (выносной) дуги.

Для проведения экспериментов разработано экспериментальное оборудование, включающее установку и устройства для нанесения и упрочнения покрытий на наружных и внутренних поверхностях деталей. В отличие от применяемых в разработанной установке предусмотрены основной контур косвенной дуги и дополнительный контур выносной дуги с модуляторами, позволяющими импульсно модулировать токи прямой и косвенной дуг плазмотрона однополярными (с прямой и обратной полярностью) и двухполярными импульсами. В качестве плазмообразующего газа использовали азот, воздух или воздушно-пропановую смесь, в качестве напыляемого материала – никель-титановый интерметаллид (порошок ПН55Т45) фракцией 40...100 мкм, самофлюсующийся материал на основе никеля (порошок ПГ-СР4) и никель-алюминиевый материал (ПН85Ю15) фракциями соответственно 40...64 мкм, а также их смеси.

Газодинамические эксперименты показали, что при модуляции тока косвенной и прямой дуг плазмотрона повышается энергетический уровень напыляемых частиц в момент удара о подложку и обеспечивается равномерность поля температур и проплавление покрытия до границы покрытие–основа в местах привязки выносной дуги во время импульсов ее мощности, что обусловливает повышение физико-механических и триботехнических свойств покрытий.

Анализ экспериментальных данных подтвердил, что модуляция электрических параметров плазмотрона улучшает физико-механические и триботехнические характеристики покрытий [6]. Установлено, что модуляция тока косвенной дуги плазмотрона увеличивает прочность сцепления покрытия с основой на 20...23 МПа (от 15...19 МПа), квазитвердость покрытий – на 10...25 $HRC_э$, микротвердость – на 1...3 ГПа, уменьшает газопроницаемость покрытий в ~4...10 раз, а также повышает износостойкость покрытия в условиях изнашивания в абразивно-масляной прослойке в 1,14...1,9 раз. Анализ типичных микроструктур и рентгеноструктурный анализ покрытий показали, что импульсная модуляция тока косвенной дуги плазмотрона приводит к заметному уменьшению оксидных и неметаллических включений в покрытии (в 2...3 раза). При этом основную долю неметаллических включений составляют оксиды: TiO (C, O) для материала ПН55Т45, Cr_2O_3, FeO, B_2O_3, SiO_2 – для самофлюсующегося материала ПГ-СР4 и помимо приведенных оксидов Al_2O_3 – для ПН85Ю15. Это обусловлено тем, что при плазменном напылении с модуляцией электрических параметров генерируются ударные волны, воздействие которых на напыляемые жидкие частицы приводит к ударной дегазации кислорода и азота из них.

Применение модуляции тока прямой (выносной) дуги плазмотрона при оплавлении покрытия в процессе напыления с помощью косвенной дуги позволяет повысить прочность сцепления покрытия с основой на 15...25 % до 120...150 МПа. При этом по сравнению со случаем без модуляции тока выносной дуги пористость покрытий снижается с 0,4...0,72 до 0,31...0,51 %. Уменьшение пористости способствует увеличению твердости до 55...60 $HRC_э$ (с 50...55 $HRC_э$ для случая без модуляции тока выносной дуги). Улучшение характеристик покрытия обусловлено регулярным импульсным воздействием выносной дуги на покрытие с необходимой

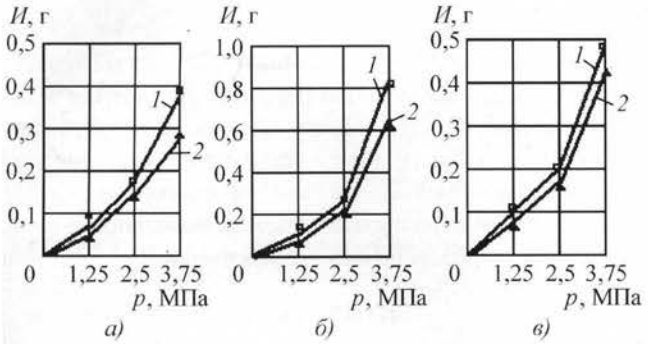


Рис. 1. Зависимость износа *И* от удельного давления *p* при различных скоростях скольжения:
а – 0,78 м/с; *б* – 1,3 м/с; *в* – 2,6 м/с; *1, 2* – режим без модуляции и с модуляцией тока выносной дуги соответственно

амплитудой мощности, обеспечивающим равномерное распределение и увеличение областей локального оплавления покрытия на глубину до границы переходной зоны покрытие–подложка. Увеличение объема оплавленных зон обеспечивает более полное устранение пор с флюсом. Более равномерное распределение зон импульсного воздействия выносной дуги обеспечивает снижение концентрации напряжений на поверхности детали и увеличение предела выносливости у образцов с покрытиями, полученными без модуляции, со 180 до 210 МПа для образцов с покрытиями, полученными с использованием модуляции.

Результаты металлографического анализа показали увеличение дисперсности упрочняющих фаз и пересыщение твердого раствора на основе никеля, что обусловливает повышение микротвердости покрытия с 5,55...8,91 ГПа (при отсутствии модуляции тока выносной дуги) до 6,12...10,62 ГПа (при модуляции). Повышение дисперсности упрочняющих фаз покрытия объясняется кратковременностью импульса и быстрым охлаждением каждой из зон импульсного оплавления. Повышение твердости и микротвердости покрытий обеспечивает повышение износостойкости покрытий, полученных с использованием модуляции тока выносной дуги, в 1,25...1,35 раза по сравнению со случаем без модуляции (рис. 1).

Рентгеноструктурным анализом установлено присутствие в покрытии следующих фаз: твердого раствора на основе никеля (38 %), эвтектики (50 %) и карбоборидной фазы (карбиды хрома (Cr_7C_3, $Cr_{23}C_6$), бориды никеля и хрома (CrB, Ni_3B, Ni_2B), силициды никеля (Ni_5Si_2, Ni_2Si) и в небольшом количестве оксиды хрома, бора, кремния и алюминия (12 %). Равномерность температурного поля в начале и конце нанесения покрытия обеспечивает равномерность распределения приведенных фаз. Сопоставление данных, полученных при модуляции и без модуляции тока выносной дуги, показывает на незначительные качественные изменения в структурных составляющих и изменение количественных соотношений фаз Ni, CrB, CrB_2, Ni_3B, Ni_2B, Cr_3C_2, Cr_7C_3.

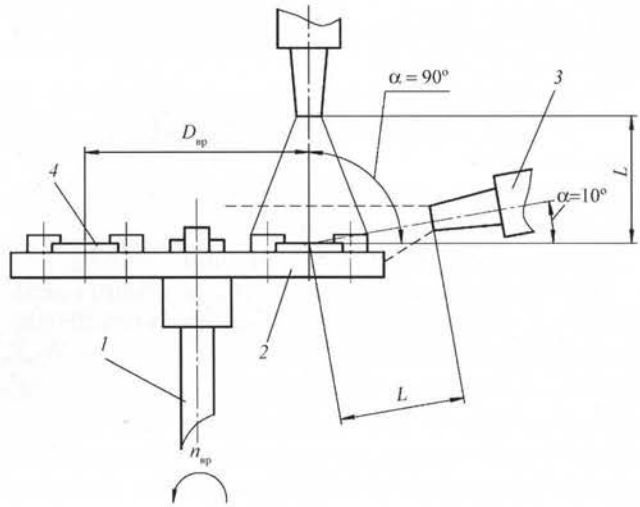


Рис. 2. Схема проведения эксперимента по струйной обработке образцов:
1 – шпиндель установки; *2* – экспериментальная оснастка; *3* – сопло; *4* – плоский образец

Установлено, что прочность сцепления покрытия с основой после механической обработки выше для покрытий при импульсном воздействии модулированной выносной дугой, по сравнению со случаем без такой обработки. При этом воздействие модулированной выносной дугой в процессе напыления покрытия позволяет снизить количество трещин и отслоений, получаемых при последующей механической обработке покрытий.

Проведенный анализ методов последующей упрочняющей обработки газотермических покрытий на поверхностях сложной формы нагруженных деталей показал, что наиболее эффективными являются виброабразивное шлифование и струйно-динамическое упрочнение микрошариками [1]. Для исключения повреждаемости покрытия режимы поверхностного упрочнения образцов скорректировали по сравнению с применяемыми путем снижения давления сжатого воздуха с 0,35 до 0,2 МПа при струйно-динамической обработке и амплитуды колебаний с 4...5 до 2,5 мм при вибрационной обработке.

Плоские образцы с покрытиями обрабатывали в специальном приспособлении на установке эжекторного типа микрошариками диаметром 100...200 мкм из стали ШХ15 (рис. 2). Режимы обработки:

– расстояние вдоль оси сопла между его срезом и поверхностью образца $L = 200 \pm 5$ мм на диаметре вращения $D_{вр} = 300$ мм;

– время обработки каждого участка поверхности 40 с;

– угол соударения потока микрошариков с поверхностью $\alpha = 80 \pm 5°$;

– диаметр сопла 10 мм;

– частота вращения шпинделя установки $n = 20...60$ мин$^{-1}$;

– давление сжатого воздуха, подаваемого в струйные аппараты, 0,2...0,4 МПа;

– расход сжатого воздуха 3 м^3/мин.

Обработку проводили под разными углами наклона сопла к плоскости образца, имитируя крайние случаи положения обрабатываемых участков поверхности сложной формы. Проведенные усталостные испытания образцов подтвердили увеличение предела выносливости исходного материала. Так, предварительное упрочнение исходного материала повышает предел выносливости на 15...20 %, а после нанесения покрытия сохраняется данная характеристик для исходного материала.

Выводы

1. Результаты исследований подтвердили возможность и целесообразность модуляции электрических параметров при воздушно-плазменном нанесении износостойких покрытий на наружные и внутренние рабочие поверхности деталей различного профиля, в том числе деталей, испытывающих циклические знакопеременные и ударные нагрузки.

2. Модуляция тока косвенной дуги плазмотрона и регулярное импульсно-модулируемое воздействие выносной дуги на покрытие улучшают физико-механические и триботехнические свойства покрытий вследствие повышения энергетического уровня напыляемых частиц в момент удара о подложку, а именно, повышения скорости и температуры частиц.

3. Упрочнение по покрытию на "мягких" режимах несколько увеличивает предел выносливости материала и является дополнительным резервом увеличения усталостных характеристик. Поверхностное упрочнение перед покрытием не ухудшает прочности сцепления покрытия с основным материалом и формирует заданные показатели качества обрабатываемой поверхности в соответствии с требованиями разработчика.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Сухочев Г.А.** Управление качеством изделий, работающих в экстремальных условиях при нестационарных воздействиях. М.: Машиностроение, 2004. 287 с.

2. **Пат. № 2211256 РФ, МПК 7 С 23 С 4/12.** Способ нанесения покрытия / Д.И. Станчев, А.М. Кадырметов, В.Н. Бухтояров, А.В. Винокуров. БИ № 24. 2003.

3. **Станчев Д.И., Кадырметов А.М.** Пути совершенствования технологии плазменного напыления с импульсной модуляцией тока дуги // Нетрадиционные технологии в машиностроении и приборостроении: Межвуз. сб. науч. трудов. Воронеж: ВГТУ, 1996. Вып. 1. С. 55–65.

4. **Кадырметов А.М., Винокуров А.В., Бухтояров В.Н.** Моделирование электрических процессов при напылении или оплавлении покрытий с модуляцией дуги плазмотрона // Математическое моделирование, компьютерная оптимизация технологий, параметров оборудования и систем управления лесного комплекса: Межвуз. сб. науч. тр. Воронеж: ВГЛТА, 2001. С. 157–160.

5. **Кадырметов А.М.** Воздушное плазменное напыление деталей с импульсной модуляцией тока дуги // Совершенствование машин для лесозаготовит. пром-сти и восстановление их потенц. свойств: Межвуз. сб. науч. тр. С.-Петербург, 1995. С. 99–105.

6. **Кадырметов А.М.** Влияние модуляции электрических параметров на физико-механические свойства и структуру плазменных покрытий // Нетрадиционные методы обработки: Сборник научных трудов междунар. конф. Ч. 1. Воронеж: ВГТУ, 2002. С. 94–99.

ООО "Издательство **Машиностроение**",
107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".
E-mail: utp@mashin.ru.
Web-site: www.mashin.ru.
Телефоны редакции журнала: (495) 268-40-77, 269-54-96; факс: (495) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.*
Технический редактор *Тупталов С.Ю.*
Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 26.08.08 г. Подписано в печать 15.10.08 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 7,86. Заказ 1119. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ОАО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15