ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 4 (88)
апрель
2012

Издается с января 2005 г.

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

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

Заместитель главного редактора
д-р физ.-мат. наук
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

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

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

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

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

Тел.: (499) 269-52-98, 269-66-00, 268-40-77.
Факс: (499) 269-48-97.
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

СОДЕРЖАНИЕ

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Пачурин Г.В., Власов В.А., Чиненков С.В. Механические свойства листовых конструкционных сталей при пониженных и повышенных температурах 3

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Беликов А.И., Петров В.В. Комбинированные композитные покрытия триботехнического назначения, формируемые методами вакуумного осаждения и лазерной обработки 9

Бондарев А.А., Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д., Колисниченко О.В., Дуда И.М. Влияние обработки импульсной плазмой и электронным пучком поверхности износостойких покрытий на основе Ni на их функциональные свойства 16

Лепакова О.К., Афанасьев Н.И., Гальченко Н.К., Колесникова К.А. Получение коррозионно-износостойких покрытий на основе диборида титана методом электронно-лучевой наплавки 21

Михальченков А.М., Гринь А.М., Миненко А.А. Ресурс и изнашивание лемехов, восстановленных заплавкой лучевидного износа 24

Серикова Е.А., Овчинников В.В., Якутина С.В. Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А 27

Табаков В.П., Сагитов Д.И. Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое и напряженное состояние резьбонарезного токарного инструмента . . 33

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Колпаков А.Я., Поплавский А.И., Галкина М.Е., Суджанская И.В., Мерчанский О.Ю. Влияние угла наклона плазменного потока углерода к подложке и последующего отжига на внутренние напряжения и структуру углеродных наноразмерных покрытий, полученных импульсным вакуумно-дуговым методом 40

Смоленцев В.П., Гончаров Е.В. Повышение точности гидроабразивной обработки и качества поверхностного слоя в зоне разделения вязких материалов 45

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

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

© **Издательство "Машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2012**

THE MONTHLY SCIENTIFIC AND PRODUCTION JOURNAL

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 4 (88)
April
2012

Since 2005, January

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

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

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

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

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

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

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

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

CONTENTS

MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING

Pachurin G.V., Vlasov V.A., Chinenkov S.V. Mechanical properties of structural steel sheet with reduced and elevated temperatures 3

PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

Belikov A.I., Petrov V.V. Combined composite coatings for tribotechnical use formed by thin films magnetron sputtering and its laser processing 9

Bondarev A.A., Tyurin Yu.N., Pogrebnjak A.D., Kolisnichenko O.V., Duda I.M. Effect of pulse plasma and electron beam surface treatment of the wear resistant Ni base coatings on their functional properties 16

Lepakova O.K., Afanasyev N.I., Galchenko N.K., Kolesnikova K.A. Production of corrosion and wear resistant coatings based on titanium diboride electron-beam melting 21

Mihalchenkov A.M., Grin A.M., Minenko A.A. Resource and wear process of the ploughshares restored filling of the worn out part with an electrode material . . . 24

Serikova E.A., Ovchinnikov V.V., Yakutina S.V. Influence of implanting by monotectic alloy of copper with lead, additionally alloyed by tin, on wear resistance of steel 30ХГСН2А 27

Tabakov V.P., Sagitov D.I. Research of influence of wearproof coatings on thermal and a tension of the thread-cutting turning tool 33

PROCESSING BY COMBINED METHODS

Kolpakov A.Ya., Poplavsky A.I., Galkina M.E., Sudzhanskaya I.V., Mechansky O.Yu. Influence of incidence angle of carbon plasma flow to substrate and subsequent annealing on internal stresses and structure of carbon nanosize coatings obtained by pulsed vacuum arc method 40

Smolenzev V.P., Goncharov E.V. Increase of accuracy of hydroabrasive processing and quality of a superficial layer in a zone of division of viscous materials 45

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

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

© **"Mashinostroenie Publishers", "Strengthening Technologies and Coatings", 2012**

УДК 620.178.3:620.194.8

Г.В. Пачурин, В.А. Власов, С.В. Чиненков
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)
E-mail: PachurinGV@mail.ru

Механические свойства листовых конструкционных сталей при пониженных и повышенных температурах

Приведены результаты исследования влияния степени объемной пластической деформации на механические свойства листовых конструкционных сталей и их сварных соединений при разных температурах.
Ключевые слова: *сталь, механические свойства, деформация, температура.*

The results of investigations of the influence degree of the volume of plastic deformation on the mechanical properties of sheet of structural steels and their welded joints at different temperatures are presents.
Keywords: *steel, mechanical properties, deformation, temperature.*

Введение

Эксплуатация большинства металлоконструкций сопровождается воздействием знакопеременных нагрузок. При этом надежность металлоизделий наряду с конструктивными факторами в значительной мере определяется структурой и свойствами используемых материалов, зависящих от вида и режима их технологической обработки, а также температурными условиями эксплуатации (южные, средние и северные широты).

В автомобильной и машиностроительной промышленностях широко используются штампуемые листовые конструкционные малоуглеродистые стали. Однако сведения по влиянию видов и режимов технологической обработки на их механические свойства при различных температурах ограничены и разрозненны [1]. Поэтому исследование влияния пластического деформирования на изменение механических характеристик листовых сталей при статическом и циклическом нагружениях в области различных эксплуатационных температур является весьма актуальным.

Методика проведения исследований

Для выполнения поставленной задачи в работе выбраны стали 08Ю, 08кп, 08пс, 08ГСЮТ, 07ГСЮФТ и сварные соединения из сталей 08пс, 08кп, 20кп, 07ГСЮФ, 08ГСЮФ. Предварительную деформацию осуществляли при комнатной температуре растяжением образцов на универсальной разрывной машине УМЭ-10ТМ со скоростью деформации $2\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$ (табл. 1). При этом осадке подвергался не весь образец, а только его участок в опасном сечении.

Испытания на статическое растяжение образцов проводили на разрывной машине ZD 10/90 со скоростью деформации $2\cdot10^{-3}$ с$^{-1}$ [2]. При этом записывали диаграмму растяжения, начальные и конечные размеры образцов, определяли прочностные ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) и пластические (δ, ψ) характеристики материалов в состоянии поставки и после технологической обработки.

Низкую температуру (–50 °С) испытания обеспечивали криостатом, который представляет собой открытый сосуд диаметром 70 мм и высотой 190 мм. В этот сосуд заливали ацетон, охлажденный до –50 °С путем добавления углекислой кислоты. Образец подвергался растяжению, находясь в жидкой среде. Температуру измеряли при помощи ртутного термометра.

Повышенную температуру (+70 °С) достигали в разъемной электропечи с открытой спиралью. Регулировку температуры осуществляли трансформатором типа РН0-250-I0 с использованием термопары типа ХА и прибора для измерения температуры (МР-64-02, класс точности 1,5; ГОСТ 9736–68). Испытания образцов осуществляли в изотермических условиях.

По результатам статических испытаний строили кривые упрочнения в координатах $\lg\sigma_i$ (σ_i – истинное

Таблица 1

Режимы технологической обработки материалов

Марка стали	Исходное состояние	Режим технологической обработки
08кп	Холоднокатаный лист, толщина 1,0 мм (ГОСТ 9045–80) Холоднокатаный лист, толщина 2,5 мм	Растяжение на УМЭ-10ТМ (0; 2,5; 11; 15; 17 и 21 %) Сварка (электродуговая в среде углекислого газа)
08Ю	Холоднокатаный лист, толщина 0,8 мм (ГОСТ 9045–80)	Растяжение на УМЭ-10ТМ (0; 3; 10; 20 и 30 %)
08пс	Холоднокатаный лист, толщина 1,0 мм (ГОСТ 9045–80) Холоднокатаный лист, толщина 2,5 мм (ГОСТ 9045–80)	Растяжение на УМЭ-10ТМ (0; 4; 8 и 17 %) Сварка (электродуговая в среде углекислого газа)
08ГСЮТ	Горячекатаный лист, толщина 1,0 мм (ТУ 14-1-3464–83)	Растяжение на УМЭ-10ТМ (0; 5; 17 и 29 %)
07ГСЮФТ		
20кп	Горячекатаный лист, толщина 2,8 мм (ГОСТ 1050–88)	Растяжение на УМЭ-10ТМ (0; 9 и 22 %)
07ГСЮФ		Сварка (электродуговая в среде углекислого газа)
08ГСЮФ		

напряжение) – $\lg\varepsilon_i$ (ε_i – истинная деформация), которые позволяют определить показатель степени A в уравнении кривой деформационного упрочнения ($\sigma_o\varepsilon^A$, $\varepsilon_i = \lg(1 + \delta_i)$) исследованных материалов в состоянии поставки и после технологической обработки.

Усталостные испытания плоских (ГОСТ 25.502–79), цельных и Т-образных сварных образцов осуществляли при симметричном цикле консольного изгиба частотой 25 Гц по жесткой схеме нагружения на двухпозиционной машине при комнатной температуре на воздухе [3]. Для циклического нагружения цельных и сварных образцов при пониженных и повышенных температурах использовали камеры и установки [4, 5].

Изучение микроструктуры материалов образцов проводили с помощью оптических ("Neophot", "AKASHI") и электронных микроскопов ("Джеол Т-20" и РЭМ-100). Для фрактографического анализа изломов образцов использовали оптические компораторы типа МИР-12, ИЗА-2 и электронные микроскопы "Джеол-Т20" с разрешением 150 Å и РЭМ-200А.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты испытания материалов на статическое растяжение при разных температурах предварительно деформированных цельных и сварных образцов представлены в табл. 2–4.

Из анализа таблиц следует, что при температурах испытания –50, 20 и 70 °С у предварительно растянутых образцов из стали 20кп пределы текучести $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_т$ и прочности $\sigma_в$ выше, а относительные удлинение $\delta_к$ (до разрушения) и $\delta_р$ (равномерное) ниже, чем у образцов в исходном состоянии, хотя относительное сужение $\psi_к$ и предел прочности до разрушения $\sigma_к$ практически остаются постоянными.

Охлаждение до –50 °С увеличивает прочностные характеристики при сохранении пластичности стали 20кп (на уровне 20 °С), что свидетельствует об отсутствии ее охрупчивания при этих температурах.

Анализ кривых деформационного упрочнения стали 20кп и ее сварных соединений при вышеуказанных

Таблица 2

Механические свойства листовых материалов для различных режимов технологической обработки

Марка стали	Режим обработки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ/δ, %	A
08кп	Холоднокатаная	390	256	84/41	0,16
	Растяжение, %:				
	2,5	375	190	83/40,7	0,20
	11	377	174	81/40,6	0,22
	15	394	192	78/29	0,24
	17	400	182	79/21	0,22
	21	407	190	77/10	0,20

Окончание табл. 2

Марка стали	Режим обработки	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ/δ, %	*A*
07ГСЮФТ	Горячекатаная	440	306	48/18	0,16
	Растяжение, %:				
	5	471	433	44/14	0,12
	17	545	532	33/3	0,11
	29	547	532	30/1,6	0,02
08ГСЮТ	Горячекатаная	461	250	48/26	0,21
	Растяжение, %:				
	5	457	398	46/15	0,16
	17	499	466	41/9	0,07
	29	551	537	33/1	0,02
08Ю	Холоднокатаная	294	163	50/30	0,25
	Растяжение, %:				
	3	313	230	49/26	0,16
	10	315	271	48/17	0,10
	20	345	286	35/7	0,07
	30	397	343	29/3	0,09
08пс	Холоднокатаная	370	285	70/20	0,18
	Растяжение, %:				
	4	390	340	69/14	0,06
	8	415	400	63/4	0,02
	17	455	445	63/4	0,02
20кп	Горячекатаная	437	319	48/23	0,03/0,18
	Растяжение, %:				
	9	534	530	49/5	0,02
	22	602	599	48/4	0,02

Таблица 3

Механические свойства листовой стали 08пс при разных температурах для различных режимов технологической обработки

Температура испытания, °С	Степень предварительной деформации, %	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	$\delta_р$, %	A_1/A_2
20	0	265	285	370	29	70	20	0,02/0,18
	4	320	340	390	19	69	14	0,06
	8	385	400	415	11	63	4	0,02
	17	405	445	455	6	61	0,7	
70	0	240	260	345	27	71	17	0,03/0,17
	4	300	320	355	18	70	14	0,05
	8	375	400	410	7	59	1,5	0,02
	17	405	450	460	6	58	0,8	
–50	0	345	400	470	25	65	20	0,01/0,17
	4	330	395	475	22	58	15	0,05
	9	480	505	520	9	52	3	0,01
	18	500	565	579		50	0,3	

Таблица 4

Механические свойства сварных листовых образцов при разных температурах

Марка стали	Температура, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\delta_к$, %	ψ, %	$\delta_р$, %	A_1/A_2
08кп	20	170	380	19	79	16	0,23
	70	205	355	24	77	18	0,06/0,21
	–50	315	420	25	76	22	0,06/0,22
08ГСЮФ	20	215	485	16	75	14	0,22
	70	285	450	19	70	16	0,06/0,22
	–50	435	525	22	78	18	0,04/0,22
07ГСЮФ	20	220	345	13	74	10	0,11/0,19
	70	235		20	79	15	0,06/0,19
	–50	310	440	21	77		0,10/0,16
08пс	20	285	370	29	70	20	0,02/0,18
	70	260	345	27	71	17	0,03/0,17
	–50	400	470	25	65	20	0,01/0,17
20кп	20	290	417	18	52	11,5	0,04/0,16
	70	266	410	17	51	14	0,12/0,16
	–50	580	601	5	55	2,5	0,03

температурах показал, что при растяжении цельных и сварных образцов, предварительно деформированных до одной и той же степени (17...18 %), относительное удлинение (равномерное $\delta_р$ и общее $\delta_к$) при –50 °С значительно выше, чем при 70 °С. Это может быть обусловлено различием атомных механизмов, контролирующих пластическую деформацию. Так, при –50 °С усиливается влияние поперечного скольжения винтовых дислокаций в сравнении с движением краевых дислокаций, что обеспечивает некоторое повышение пластичности стали 20кп.

При растяжении исходных (предварительно не деформированных) образцов ($\varepsilon_{пр.д}$ = 0 %) в начале наблюдается стадия инкубационного деформирования ($\varepsilon \cong$ 1...2 %) с низким значением показателя A_1, а затем начинается интенсивное упрочнение с высоким значением A_2. С понижением температуры испытания продолжительность стадии инкубационного упрочнения увеличивается, что отражается на величине общего и равномерного удлинения.

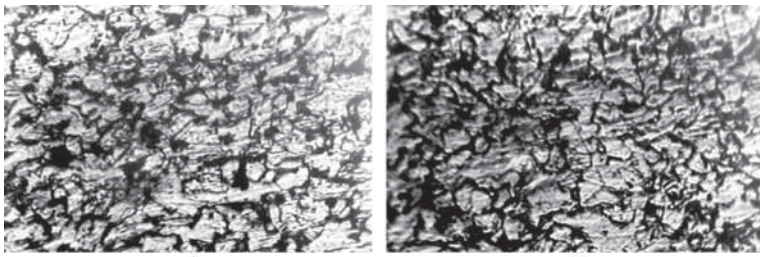
Показатель упрочнения A наклепанных образцов из стали 20кп при всех исследованных температурах практически одинаков A = 0,02, в то время как при растяжении исходных цельных и сварных образцов для температур 70 и –50 °С показатель A несколько ниже, чем при 20 °С.

Микроструктура стали 20 кп (рис. 1), деформированной при 20, 70 и –50 °С, практически не изменяется.

С ростом температуры испытания от –50 до 70 °С стали 08пс параметры прочности $\sigma_т$, $\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$ уменьшаются, а пластичности ψ увеличиваются. При этом возрастание степени предварительной деформации $\varepsilon_{пр.д}$ до 17...18 % обусловливает повышение прочностных и понижение пластических характеристик во всем вышеуказанном диапазоне температур статического нагружения.

Показатель A_2 у кривых деформационного упрочнения образцов из стали 08пс при температурах 70 и –50 °С несколько ниже, чем при комнатной температуре. Однако для всех температур с ростом степени предварительной деформации $\varepsilon_{пр.д}$ A существенно уменьшается, особенно при –50 °С.

Механические свойства сварных листовых сталей 08кп, 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ представлены в табл. 4.



а) *б)*

Рис. 1. Микрофрактограммы стали 20кп в состоянии поставки (*а*) и в зоне разрыва шейки образца (*б*) (×300)

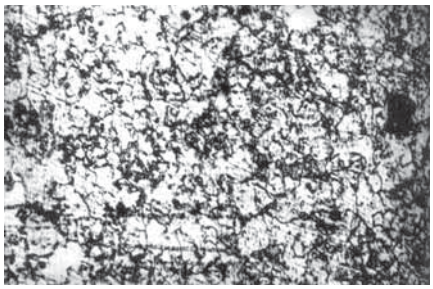


Рис. 2. Микроструктура стали 08кп (×300)

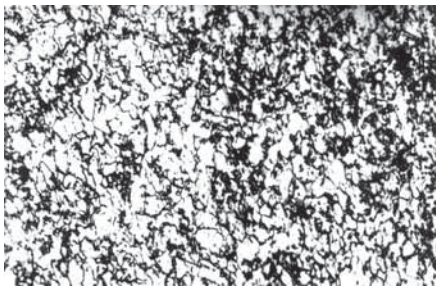


Рис. 3. Микроструктура стали 08ГСЮТ (×300)

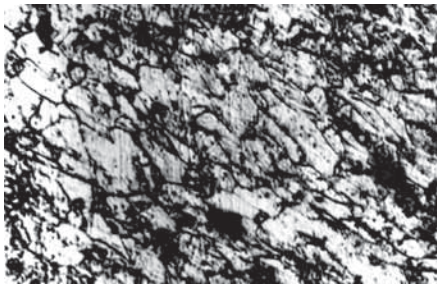


Рис. 4. Микроструктура стали 07ГСЮФТ (×300)

У сварных образцов из стали 08ГСЮТ наблюдаются более высокие прочностные свойства $\sigma_в$ и $\sigma_{0,2}$ в сравнении со сталями 08кп и 07ГСЮФТ, у которых они практически одинаковые. Более высокая пластичность у стали 08кп; у сталей 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ параметры δ и $\delta_р$ примерно одинаковы, а ψ различается незначительно.

Из анализа кривых деформационного упрочнения при 20, 70 и –50 °С сваренных встык образцов из сталей 08кп, 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ следует, что критическая степень деформации, соответствующая перелому кривых, составляет ~ 2...5 %. У сталей 08кп и 08ГСЮТ показатель A_2 выше (0,23 и 0,22 соответственно), чем у стали 07ГСЮФТ (0,16...0,19).

Исходная микроструктура листовых сталей 08кп, 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ состоит преимущественно из зерен феррита и небольшого количества перлита для 08кп, а также с карбидными включениями у стали 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ (рис. 2–4). Размер зерна феррита стали 07ГСЮФТ равен 20...40 мкм, а сталей 08кп и 08ГСЮТ – 10...30 мкм.

Структура листовой стали 08пс (рис. 5) преимущественно состоит из зерен α-твердого раствора, которые в результате пластической деформации получают определенную вытянутость, что отражается на повышении прочностных характеристик и снижении показателя упрочнения (см. табл. 2, 3).

Как и в случае ферритной, в ферритно-перлитных сталях 08кп, 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ (см. рис. 2–4) с размером зерна 10...40 мкм происходит внутризеренное, относящееся к разным системам, неоднородное скольжение, отличительной особенностью которого является наличие следов механизмов пересечения и поперечного скольжения. С увеличением степени деформации скольжение становится множественным, а плотность следов скольжения возрастает.

Момент появления микротрещин и последующее разрушение обусловливаются сдвиговыми актами внутри зерен феррита в условиях сильно развитого множественного скольжения. Стали 07ГСЮФТ и 08ГСЮТ имеют карбидные включения, которые препятствуют движению дислокаций при пластическом деформировании и с ростом степени деформации повышают прочностные характеристики (см. табл. 2). Однако они являются также источниками образования микротрещин при растяжении.

Фотографии поверхностей разрыва при растяжении образцов из сталей 07ГСЮФТ, 08кп и 08ГСЮТ (рис. 6–8), испытанных при 20, 70 и –50 °С, свидетельствуют о вязком характере разрушения. Марка стали и температура испытания практически не изменяют морфологию поверхности разрыва образцов. При этом в изломе сталей 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ четко наблюдаются карбидные частицы размером около

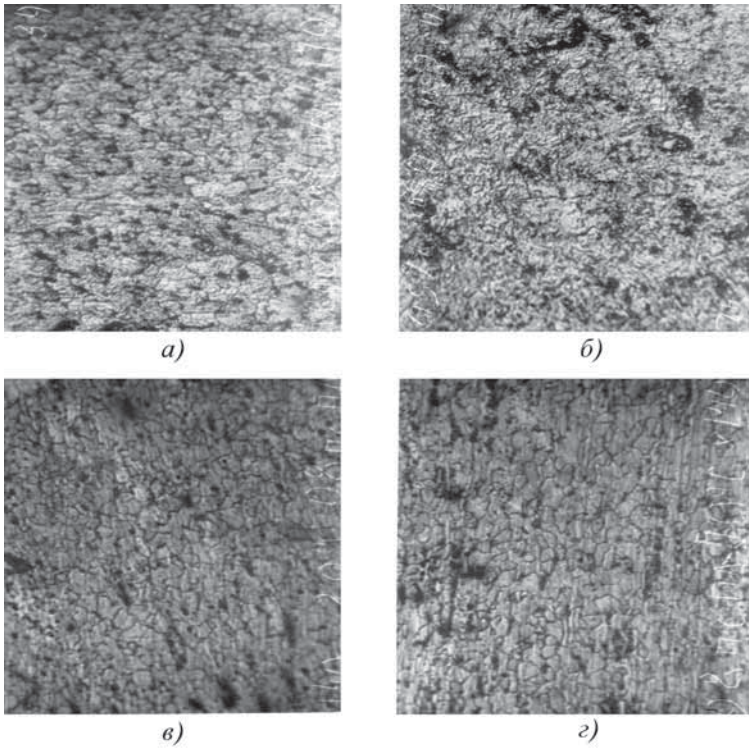
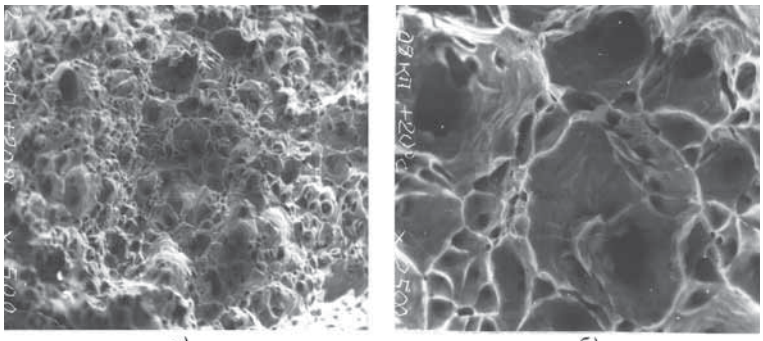
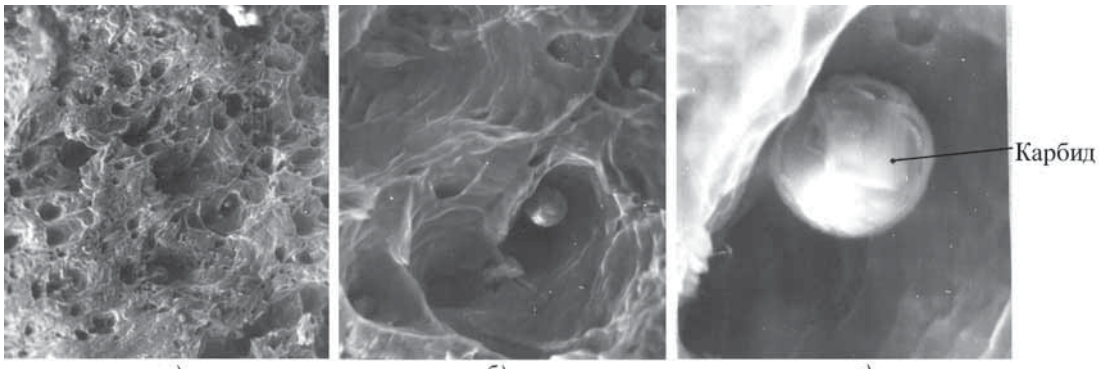


Рис. 5. Микроструктура стали 08пс после растяжения при 20 °С (*а–в*) и –50 °С (*г*) в состояниях исходном (*а*, *б*) и после предварительной деформации в области шейки образца (*в*, *г*) (×140 (*а*, *в*, *г*) и ×650 (*б*))



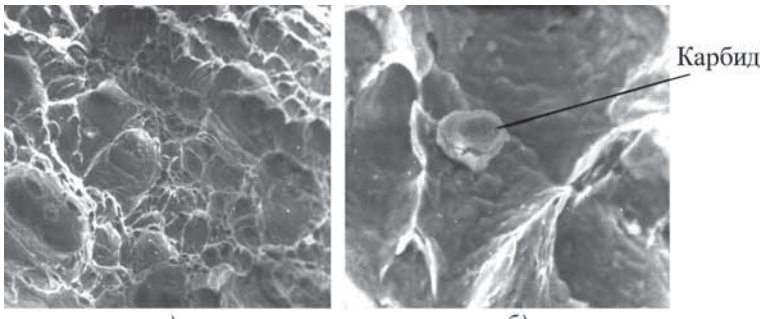
а) *б)*

Рис. 6. Микрофрактограммы поверхностей разрыва при растяжении ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-3}$ c^{-1}) листовых образцов из стали 08кп:
а – ×500; *б* – ×2500



а) *б)* *в)*

Рис. 7. Микрофрактограммы поверхностей разрыва при растяжении ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-3}$ c^{-1}) листовых образцов из стали 08ГСЮТ:
а – ×520; *б* – ×2650; *в* – ×10 500



а) *б)*

Рис. 8. Микрофрактограммы поверхностей разрыва при растяжении ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-3}$ c^{-1}) листовых образцов из стали 07ГСЮФТ:
а – ×550; *б* – ×2750

4 мкм, расположенные преимущественно в ямках поверхности разрыва (см. рис. 7, *б*, *в*, 8, *б*).

Выводы

1. Установлено, что влияние степени предварительной деформации исследованных материалов на их механические характеристики зависит от температуры испытания.

2. С увеличением степени предварительной деформации величины условного предела текучести и предела прочности материалов возрастают, а относительных сужения и удлинения – уменьшаются. При этом кривые упрочнения располагаются выше и становятся более пологими.

3. Более высокие значения параметров пластичности ферритной стали 08кп характеризуют ее лучшую штампуемость в сравнении с низколегированными сталями 08ГСЮТ и 07ГСЮФТ, что имеет место на практике.

4. Использование полученных экспериментальных данных на ОАО "Павловский автобус" позволило в условиях эксплуатации автобусов ПАЗ (северное и южное исполнение) повысить стабильность прочностных свойств штампованных деталей, сократить номенклатуру марок сталей на заводе и снизить (на ~ 5 %) металлоемкость автобуса.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пачурин Г.В., Шевченко С.М., Дубинский В.Н.** и др. Микромеханизмы высокотемпературной усталости и ползучести металлов и сплавов: учеб. пособие. Н. Новгород: НГТУ, 2006. 116 с.

2. **Пачурин Г.В., Гущин А.Н., Пачурин К.Г.** и др. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в различных условиях нагружения: учеб. пособие. Н.Новгород: НГТУ, 2005. 139 с.

3. **Пачурин Г.В., Гуслякова Г.П.** Двухпозиционная установка для усталостных испытаний тонколистовых сварных образцов // Заводская лаборатория. 1980. № 10. С. 969.

4. **Пачурин Г.В., Молчанов Е.Ю., Матвеичев В.К.** Установка для испытания плоских образцов на коррозионно-усталостное разрушение // Заводская лаборатория. 1980. Т. 56. № 5. С. 72–74.

5. **Пачурин Г.В., Ярунин О.Я., Гусляков Д.С.** и др. Камера для испытания Т-образных образцов на коррозионно-усталостное разрушение // Заводская лаборатория. 1994. Т. 60. № 2. С. 52–53.

УДК 621.793.182:621.7-4:621.893

А.И. Беликов, В.В. Петров *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*
E-mail: belikov@bmstu.ru

Комбинированные композитные покрытия триботехнического назначения, формируемые методами вакуумного осаждения и лазерной обработки

Показана возможность реализации дуплексной технологии на основе вакуумных методов осаждения тонких пленок и лазерной обработки для формирования трибологических покрытий мозаично-дискретной планарной композитной структуры. Приведены экспериментальные исследования влияния параметров композитной структуры покрытий на их трибологические характеристики.

Ключевые слова: *антифрикционные, упрочняющие, трибологические, композитные покрытия, лазерная обработка, магнетронное осаждение.*

Mosaic-discrete planar composite structure tribological coatings formed by duplex technology based on PVD and laser processing thin films is discussed. Experimental researches of composite structure parameters influence on tribological characteristics such coatings is adduced.

Keywords: *antifrictional, hardened, tribological, composite coatings, laser processing, magnetron sputtering.*

Введение

В настоящее время вакуумные методы осаждения тонких пленок постоянно применяют для упрочнения и улучшения трибологических свойств поверхности. Эффективность таких технологий давно подтверждена практикой применения для широкого спектра задач машиностроения и энергетики, в особенности за рубежом, в меньшей степени в России.

Достигнутые результаты порой ошеломляют – при нанесении упрочняющих покрытий толщиной в единицы микрометров стойкость инструмента при металлообработке может увеличиваться в несколько, а порой и в десятки раз. Для получения лучшего решения и расширения возможности применения технологии необходимо создавать новые материалы для покрытий и новые технологические подходы для формирования структурных вариантов композитных тонкопленочных покрытий.

Формирование оптимального рельефа поверхности для конкретных условий трения, применение регулярных микрорельефов и дискретных, островковых покрытий являются средствами повышения износостойкости в условиях контактного взаимодействия поверхностей. Для достижения этих целей обычно применяют такие методы, как поверхностно-пластическая деформация, виброобработка, алмазное выглаживание, электроискровое легирование, нанесение покрытий с использованием масок [1] и т.п. С другой стороны, в промышленности применяются методы лазерного упрочнения поверхности деталей либо нанесенных на поверхность покрытий.

Для улучшения антифрикционных характеристик современных твердых износостойких материалов используют различные решения, реализующие добавление в структуру композита твердосмазочных слоистых материалов типа дисульфидов тугоплавких металлов. Перспективной считается композиция, сочетающая мозаично-дискретную планарную структуру износостойкой составляющей композиции и фрагменты твердосмазочного покрытия, заполняющие такую твердую матрицу.

Подобное решение может быть реализовано на основе ионно-лучевой обработки с применением металлических масок либо более универсальных масок, формируемых фотолитографическими методами. Технология на основе фотолитографии имеет определенные ограничения, связанные со сложностью маскирования на больших и неплоских поверхностях.

Альтернативой такому технологическому решению может выступать технология удаления методом лазерной обработки фрагментов износостойкого покрытия до получения необходимой планарной конфигурации. Кроме того, лазерная обработка может

способствовать повышению адгезионной прочности нанесенного покрытия.

Основным фактором, обеспечивающим улучшение свойств поверхностного слоя с помощью подобных технологий, является создание такого предпочтительного регулярного рельефа поверхности, который в дополнение к преимуществам сплошных износостойких покрытий блокирует процессы развития трещин в процессе контактного воздействия на поверхность изделия, повышая долговечность и снижая износ.

В статье рассматривается совмещение процессов осаждения тонких пленок и лазерной обработки в дуплексной технологии формирования комбинированных покрытий на основе тонких пленок TiBN и MoS_2 в композитной структуре антифрикционного упрочняющего покрытия.

Перспективность применения такой технологии связана с дополнительными эффектами от применения лазерной обработки (в отличие от других методов формирования дискретной структуры покрытия), которые проявляются в следующем:

1. Упрочнение износостойкой составляющей композитной структуры за счет формирования локальных неоднородностей при лазерной обработке.

2. Повышение адгезионной прочности покрытий за счет инициирования диффузионных процессов на границе износостойкое покрытие–подложка локальным воздействием луча лазера.

3. Изменение профиля (шероховатости) поверхности, обеспечивающего лучшее удержание *твердосмазочного материала* (ТСМ) в области трения и снижение интенсивности его изнашивания.

Цель работы – изучение возможности формирования комбинированных композитных покрытий из твердых износостойких и ТСМ с дискретной планарной структурой методами вакуумного осаждения тонких пленок и лазерной обработки. А также исследование влияния параметров дискретной структуры композиции на ее трибологические свойства.

Формирование композитных покрытий

Основная идея применения лазерной обработки для формирования композитных покрытий с дискретной планарной структурой заключается в следующем. На первом этапе на изделие (подложку) наносится твердая пленка, являющаяся основой будущего износостойкого функционального слоя (рис. 1). Затем методом лазерной обработки удаляется (обрабатывается) часть поверхности твердой пленки до формирования остаточной дискретной планарной структуры, которую составляют фрагменты (островки) незатронутого покрытия, заданной регулярной

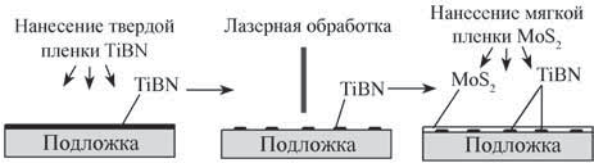


Рис. 1. Этапы формирования композитного покрытия с применением лазерной обработки

топологии. На завершающем третьем этапе осуществляется нанесение пленки мягкого (твердосмазочного) материала, обеспечивающего антифрикционную функцию композиции.

Для материалов композиции были выбраны: тонкопленочное покрытие TiBN в качестве твердой, износостойкой составляющей и твердосмазочное покрытие на основе дисульфида молибдена MoS_2.

Для отработки технологии формирования композитных структур в качестве подложек под образцы в исследованиях использовали пластинки из стали Х18Н10Т размером 35×55 мм и толщиной 2 мм.

Нанесение покрытий TiBN осуществляли методом магнетронного распыления в среде азота СВС-мишени (СВС – самораспространяющийся высокотемпературный синтез) на основе компонентов Ti–B, предоставленной СВС-Центром МИСиС.

Предварительная подготовка образцов включала механическую полировку до параметра шероховатости Ra = 0,2 мкм, обработку в ультразвуковой ванне, обезжиривание и сушку спиртовым раствором. Размещенные в вакуумной камере установки образцы обрабатывали с помощью *автономного источника ионов* (АИИ), после чего наносили покрытия.

Измерение толщины полученных покрытий проводили на интерференционном микроскопе МИИ-4.

На следующем этапе осуществляли ***отработку режимов лазерной обработки покрытия***. С этой целью на установке "LDesigner F2" (рис. 2), оснащенной импульсным иттербиевым волоконным лазером, опытные образцы с нанесенными покрытиями были подвергнуты лазерной обработке на разных режимах, основные параметры которых представлены в табл. 1.

Тестовые полосы под номерами 1–4 размером 15×0,5 мм (рис. 3, см. с. 2 обложки) формировали обработкой лазерным лучом прямоугольных участков на поверхности путем сканирования вдоль длинной стороны прямоугольника с шагом смещения 0,05 мм, а затем изучали на микроскопе МИИ-4 для оценки глубины обработки.

На основании анализа полученных данных с учетом глубины обработки в качестве базы для технологических режимов лазерной обработки в последующих экспериментах были приняты параметры обра-

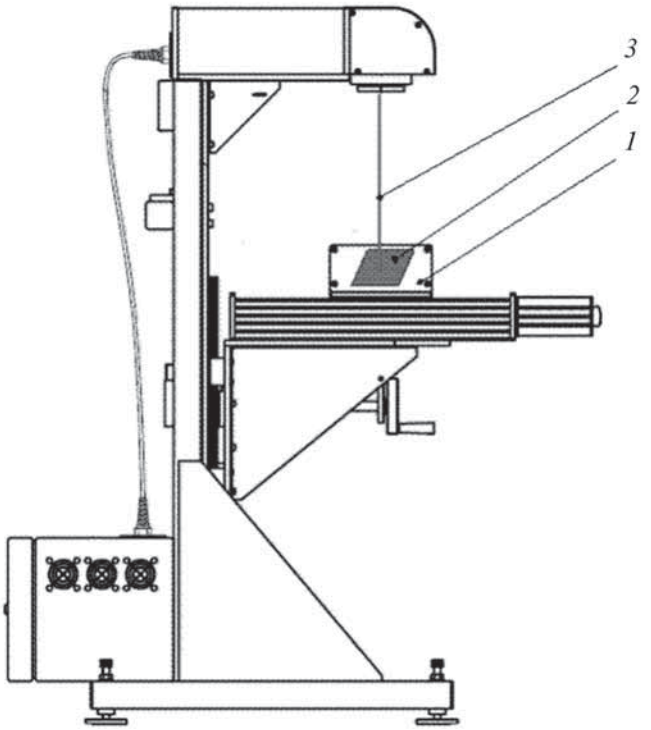


Рис. 2. Схема установки для лазерной обработки:
1 – предметный столик; *2* – обрабатываемый образец; *3* – луч лазера

ботки полосы № 4, обеспечивающие минимальное гарантированное удаление поверхностного слоя на величину, превышающую максимальную толщину износостойкого покрытия (1,1 мкм).

Для изучения влияния параметров композитной структуры рассматриваемых покрытий на их трибологические характеристики в качестве *варьируемых параметров для планарных топологических структур* были выбраны толщина исходного покрытия и диаметр круглых дискретов, оставленных незатронутыми в ходе лазерной обработки.

Для серии экспериментов использовали четыре вида подложек с различными толщинами покрытия, к которым в дальнейшем был применен единый план обработки, обеспечивающий формирование трех зон с разными параметрами дискретной структуры. Ряд диаметров дискретов включал размеры 0,2; 0,4; 0,8 мм, их расположение в различных зонах поверхности образца показано на рис. 4. Таким образом, планировалось формирование 12 различных вариантов топологической структуры дискретных покрытий.

В результате проведенной подготовительной работы экспериментальные образцы для исследований были получены по следующей технологии:

1. ***Формирование покрытий TiBN*** разной толщины осуществляли путем изменения времени осаждения при одинаковых режимах предварительной ионно-лучевой обработки подложки и магнетронного осаждения в соответствии со значениями параметров, приведенными в табл. 2. Толщину полученных покрытий измеряли на микроскопе МИИ-4 по ступеньке на свидетеле.

2. ***Лазерная обработка*** подложек с полученными покрытиями на режимах, представленных в табл. 3. Глубину обработки оценивали по профилограммам поверхности, полученным с помощью профилографа-профилометра "Talilin-5" компании Taylor – Hobson.

3. Заключительным этапом формирования необходимой структуры комбинированного композитного покрытия являлось ***нанесение тонкопленочного покрытия MoS_2*** при режимах, идентичных для всех четырех вариантов образцов (см. табл. 2).

Внешний вид поверхности образцов, прошедших лазерную обработку (по завершении этапа № 2), представлен на рис. 5 (см. с. 2 обложки).

В результате после нанесения пленки ТСМ на третьем этапе на подложках были сформированы по-

Таблица 1

Режимы лазерной обработки покрытия

Номер полосы	Параметры лазерной обработки					Глубина обработки, мкм
	Длина волны лазера λ, мкм	Средняя мощность *P*, Вт	Частота импульсов *f*, кГц	Число проходов *N*	Скорость обработки v, мм/с	
1	1,06	4	20	10	600	2,7
2		8				10
3		4		5		1,4
4				2		1,2

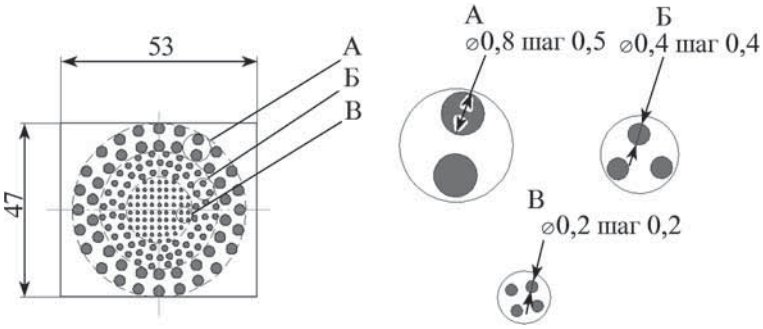


Рис. 4. Схема расположения зон с различными параметрами топологии композитной структуры на едином образце

Таблица 2

Режимы ионной обработки и нанесения покрытия

Номер образца	Покрытие	Измеренная толщина, мкм	Режимы						
			АИИ			Магнетрон			
			p, Па	Время, мин	*U*, кВ	*p*, Па	*I*, А	Время, мин	*U*, В
1	TiBN	0,5	10^{-1}	15	2,2	4	1	15	420
2		0,67						20	
3		0,78						25	
4		1,1						30	
1–4	MoS_2	0,5				7	0,3	20	670

Таблица 3

Режимы лазерной обработки образцов с покрытием

Номер образца	Параметры лазерной обработки					Глубина обработки, мкм
	Длина волны лазера λ, мкм	Средняя мощность *P*, Вт	Частота импульсов *f*, кГц	Число проходов *N*	Скорость обработки v, мм/с	
1	1,06	4	20	1	600	0,6
2		6				0,8
3						
4		4		2		1,2

Таблица 4

Параметры и коды полученных покрытий

Номер образца	Толщина TiBN, мкм	Глубина обработки, мкм	Толщина MoS_2, мкм	Коды покрытий при условном диаметре дискрета, мкм		
				200	400	800
1	0,5	0,6	0,5	*H*0,5/*D*200	*H*0,5/*D*400	*H*0,5/*D*800
2	0,67	0,8		*H*0,67/*D*200	*H*0,67/*D*400	*H*0,67/*D*800
3	0,78			*H*0,78/*D*200	*H*0,78/*D*400	*H*0,78/*D*800
4	1,1	1,2		*H*1,1/*D*200	*H*1,1/*D*400	*H*1,1/*D*800

крытия, которым присвоена кодировка, отражающая особенности композитной структуры (табл. 4). Внешний вид образцов после лазерной обработки показан на рис. 6, *а* (см. с. 2 обложки) и после нанесения твердосмазочной пленки – на рис. 6, *б* (см. с. 2 обложки).

Исследование трибологических характеристик покрытий

Измерения динамического *коэффициента трения* покрытий осуществляли на лабораторном трибометре [2] (рис. 7). Контактное взаимодействие контртела pin и образца с покрытием осуществляли по схеме pin-on-disk.

В экспериментах испытуемый образец с покрытием *1* крепили на предметном столике *2*. За счет перемещения подвижного столика измерительной системы *4* pin позиционировался на некотором радиусе от оси вращения диска. На регуляторе частоты асинхронного двигателя привода вращения *3* задавали такую частоту, которая обеспечивала одинаковую линейную скорость скольжения контртела по диску (порядка 0,2 м/с) независимо от радиуса расположения контртела.

Измерения проводили на 5–7 различных траекториях для каждой области с покрытием. Полученные значения коэффициента трения усредняли. В качестве контртела использовали шарик из стали ШХ15.

С помощью системы нагружения *6* на контакте трения создавали контактное давление порядка 4 МПа. Измерительная система *5* состояла из мини-сенсора Q45× 6×6-7.5G компании ZEMIC и блока *аналого-цифровых преобразователей* (АЦП) "ZetLab ZET 210" фирмы "Электронные технологии и метрологические системы".

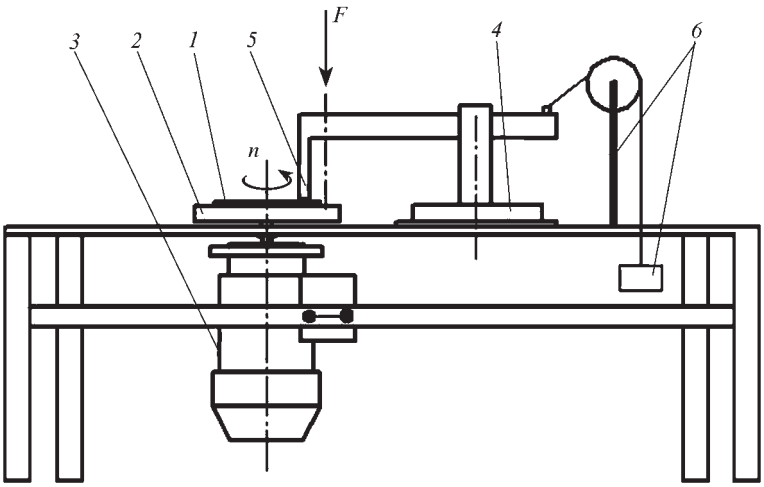


Рис. 7. Схема стенда для измерения динамического коэффициента трения:
1 – испытуемый образец; *2* – предметный столик; *3* – привод вращения; *4* – подвижный столик системы нагружение–измерение; *5* – измерительная система на основе тензодатчиков; *6* – устройство нагружения пары трения pin–образец

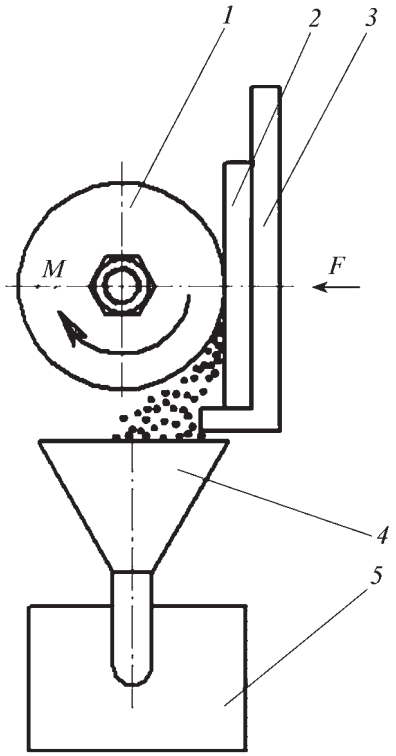


Рис. 8. Схема стенда для измерения потока частиц износа из трущихся пар материалов:
1 – вращающийся индентор-диск; *2* – испытуемый образец; *3* – столик для крепления образцов; *4* – улавливатель частиц износа; *5* – измерительная система на базе датчика потока частиц

Блок АЦП с использованием коммуникационного порта USB 2.0 подключали к персональному компьютеру, и в реальном времени текущее значение усилия на сенсоре с помощью прикладного программного обеспечения пересчитывали в коэффициент трения и записывали в файл с измерениями.

Оценку *интенсивности изнашивания* покрытий проводили методом контроля потока частиц износа из зоны трения образцов [3]. Для этого использовали стенд (рис. 8), в котором на образец с покрытием *2* воздействует вращающийся диск-индентор *1* из твердого материала. Образующиеся при этом в зоне трения частицы износа с помощью улавливателя *4* направляются потоком воздуха в счетчик аэрозольных частиц ПК.ГТА 0,3-002 *5*, который фиксирует их объемное содержание в двух размерных

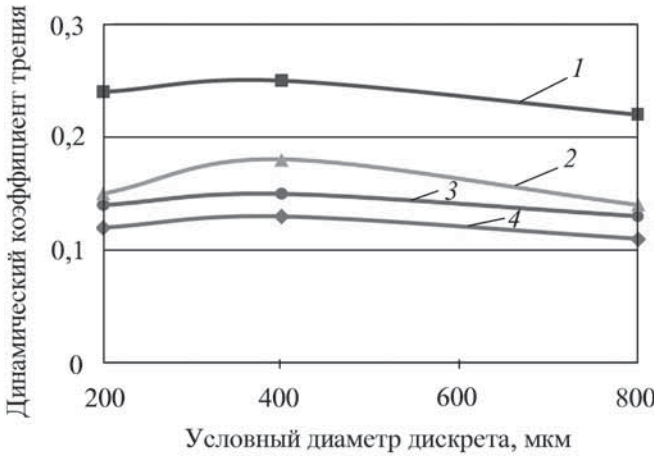


Рис. 9. Зависимости динамического коэффициента трения от параметров композитной структуры покрытия при толщине дискрета TiBN в покрытии, мкм:
1 – 0,50; *2* – 0,67; *3* – 0,78; *4* – 1,1

диапазонах частиц: 0...0,3 мкм (частиц 0,3 мкм/л) и 0,3...0,4 мкм (частиц 0,4 мкм/л).

В ходе измерений осуществляли контактное воздействие в нескольких различных точках поверхности образцов. Измерения осуществляли в чистом помещении, а полученные значения корректировали на величину фона помещения.

Итоговые данные по измеренным значениям динамического коэффициента трения и износа комбинированных композитных покрытий представлены на (рис. 9, 10).

Условный диаметр и толщина дискрета износостойкой составляющей композиции оказывают влияние на процессы разрушения композиции. Изменение размеров дискрета приводит к изменению его напряженного состояния, возникающего вследствие различия температурных коэффициентов линейного расширения основы и износостойкого покрытия и контактного воздействия со стороны микронеровностей контртела.

Известно, что размер дискрета оказывает влияние на процессы трещинообразования в покрытии [4] и, следовательно, определяет износостойкость покрытия. Однако антифрикционные свойства рассматриваемого варианта композитного покрытия в значительной степени зависят от соотношения площадей поверхности износостойкой и твердосмазочной составляющих.

В качестве характеризующего параметра в этом случае может быть принят коэффициент сплошности ψ износостойкой составляющей композиции, определяемый как отношение площади, с дискретами из-

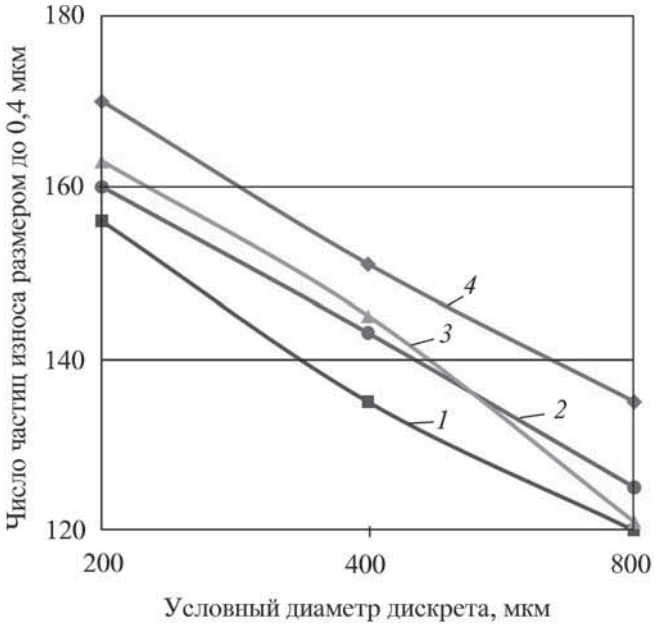


Рис. 10. Влияние параметров композитной структуры на поток частиц износа из зоны трения при толщине дискрета TiBN в покрытии, мкм:
1 – 0,50; *2* – 0,67; *3* – 0,78; *4* – 1,1

носостойкого покрытия, к общей площади поверхности композитного покрытия (рис. 11):

$$\psi = S_{\text{дис}} / S_{\text{общ}} .$$

Коэффициент сплошности или заполнения твердой матрицы ТСМ может быть определен как $1 - \psi$. Расчетные значения коэффициентов сплошности для используемых в серии экспериментов вариантов топологии приведены в табл. 5.

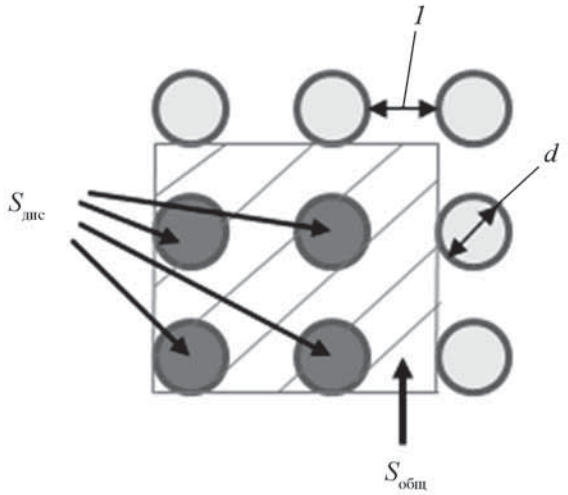


Рис. 11. Расчетная схема для определения коэффициента сплошности износостойкого покрытия композиции

Таблица 5

Параметры топологии полученных покрытий

Код топологии (см. рис. 4)	Условный диаметр дискрета d, мкм	Интервал между дискретами l, мкм	Коэффициент сплошности износостойкого покрытия ψ
А	800	500	0,3
Б	400	400	0,2
В	200	200	

Заключение

1. Отработанные технологические режимы и полученные на их основании экспериментальные образцы свидетельствуют о возможности использования операции лазерной обработки твердых тонкопленочных покрытий в дуплексной технологии формирования комбинированных композитных покрытий из износостойких и ТСМ на основе планарных топологических структур.

2. Применяемая в технологии лазерная обработка способствует повышению долговечности твердосмазочных покрытий на основе слоистых материалов, обладающих низкой когезионной прочностью.

3. Параметры планарной топологической структуры комбинированного композитного покрытия (диаметр и толщина дискрета износостойкой составляющей) оказывают влияние на трибологические характеристики композиции: коэффициент трения и интенсивность изнашивания.

4. В экспериментах с увеличением толщины износостойкого дискретного покрытия наблюдалось снижение коэффициента трения, однако при этом увеличивалась интенсивность изнашивания. С увеличением диаметра дискрета до 800 мкм наблюдалось как некоторое снижение коэффициента трения, так и уменьшение интенсивности изнашивания. При этом топологическая структура с дискретами диаметром 800 мкм имела более высокое значение коэффициента сплошности износостойкого покрытия – 0,3 (0,2 в двух других вариантах). Очевидно, этот параметр также оказывает влияние на совокупность трибологических свойств.

5. По сочетанию низкого коэффициента трения и минимального изнашивания можно выделить вариант композитного покрытия с кодом $H0{,}78/D800$. Однако в зависимости от конкретного применения покрытий более предпочтительного трибологического параметра для данных условий трибосопряжения более точно может подбираться состав композитной структуры, обеспечивающий либо минимальное значение коэффициента трения, либо минимальную интенсивность изнашивания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Беликов А.И., Седых Н.С.** Вакуумные технологии формирования дискретных упрочняющих покрытий на основе регулярного микрорельефа // Высокие технологии в промышленности России: материалы XIII Междунар. науч.-техн. конф. М., 2007. С. 300–303.

2. **Беликов А.И., Шарапков М.А., Селезнев А.В.** Исследование антифрикционных свойств многослойных тонкопленочных композиций на основе MoN, TiCN и MoS_2 // Высокие технологии в промышленности России: материалы XV Междунар. науч.-техн. конф. М., 2009. С. 419–422.

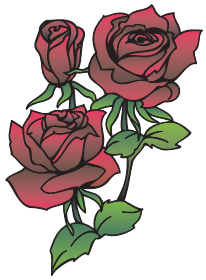
3. **Панфилов Ю.В., Булыгина Е.В.** Исследование долговечности тонкопленочных покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 4. С. 30–34.

4. **Антонюк В.С., Сорока Е.Б.** Конструирование дискретно-модифицированных износостойких поверхностей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 8. С. 8–13.

Поздравляем с юбилеем

Хейфеца Михаила Львовича

доктора технических наук, профессора, члена редакционного совета нашего журнала.



Желаем юбиляру здоровья, благополучия, счастья и успеха в научной деятельности!

Редакционный совет и редакция журнала "Упрочняющие технологии и покрытия"

УДК 621.793.09

А.А. Бондарев[1], Ю.Н. Тюрин[1], А.Д. Погребняк[2], О.В. Колисниченко[1], И.М. Дуда[1]
([1]Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев,
[2]Сумской институт модификации поверхности, г. Сумы)
E-mail: ytyurin@i.com.ua

Влияние обработки импульсной плазмой и электронным пучком поверхности износостойких покрытий на основе Ni на их функциональные свойства

Показано, что покрытие, полученное с использованием импульсно-плазменной технологии с последующим оплавлением импульсной плазмой и сильноточным электронным пучком, является многофазным соединением. Выявлено, что после оплавления электронным пучком шероховатость поверхности покрытия снизилась, уменьшился размер зерен, исчезли поры, в результате чего резко уменьшился износ при трении. Твердость относительно подложки возросла почти в 5 раз. Повысилась коррозионная стойкость в растворе серной кислоты.

Ключевые слова: *многофазное износостойкое покрытие, импульсная плазма, электронный луч, оплавление, твердость, коррозионная стойкость, интерметаллиды, никелевый сплав.*

It is shown that the coating obtained using pulsed-plasma technology, followed by fusion of plasma and high-current pulsed electron beam, is a multiphase compound. The surface roughness and size of grains have decreased; pores have disappeared after surface melting by electron beam. As a result, wear resistance has sharply increased. Hardness, in comparison with substrate, has increased almost in 5 times. Corrosion resistance has increased in a sulphuric acid solution.

Keywords: *multiphase wear resistant coating, pulse plasma, electron beam, melting, hardness, corrosion resistance, intermetallic, nickel base alloy.*

Создание новых машин и агрегатов для работы на сверхвысоких скоростях, при высоких температуре и давлении ужесточают требования к конструкционным материалам. Одним из методов получения таких материалов являются комбинированные методы обработки сплавов [1–4].

Сплавы на основе Ni считаются перспективными материалами [5]. Последнее время возрос интерес к применению высокоскоростных импульсно-плазменных струй для нанесения покрытий из тугоплавких материалов, например керамики [6, 7], металлокерамики [8]. Используя импульсную плазму, можно получить качественное покрытие с достаточно высокой производительностью [1–9].

Существуют некоторые проблемы, связанные с тем, что в покрытии имеется пористость 0,5...1,8 %, а на поверхности образуется тонкий слой оксидов [5–7].

Для улучшения адгезии покрытия с подложкой, а также снятия проблем, указанных выше, предлагается использовать обработку поверхности потоками импульсной плазмы [9] и электронным лучом высокой плотности энергии [10]. Воздействие концентрированными потоками энергии на поверхность твердого тела позволяет осуществлять разнообразные физико-химические процессы в поверхностном слое материала и в глубине покрытия (нагрев, структурно-фазовые переходы с изменением агрегатного состояния поверхности, плазмохимические реакции, интенсификации практически всех механизмов диффузии и т.д.) [4].

Цель работы – получение покрытий на подложке из малоуглеродистой стали с использованием импульсно-плазменной технологии с последующим оплавлением покрытия и части подложки импульсной плазмой и сильноточным электронным пучком. Исследование их структуры, элементного и фазового составов.

Материалом для получения покрытий служил порошок на основе никеля ПГ-10Н-01, % мас.: Ni основа; 19...20 % Cr; 4...4,5 % Fe; 2,8...3,4 % B; 4,0...4,5 % Si; 0,6...1,0 % C. Слой покрытия толщиной 60...300 мкм наносили с использованием импульсно-плазменной технологии.

Оплавление и нанесение покрытий осуществляли на установке "ИМПУЛЬС-4" [9]. Режим напыления: расход компонентов горючей смеси составлял 2 $м^3$/ч; частота следования импульсов – 4 Гц; скорость плазменной струи – 6 км/с при максимальной температуре плазменного потока $2 \cdot 10^4$ К. Плотность мощности импульсно-плазменной струи достигала $(5...6) \cdot 10^5$ Вт/$см^2$. Режим оплавления: емкость конденсаторов 800 мкФ; дистанция 35 мм; напряжение 3,5 кВ; расходуемый электрод Mo.

Поверхность покрытия была обработана импульсной плазмой и затем электронным пучком с использованием источника У-212 [10].

Оплавление покрытий импульсной плазмой и электронным пучком сопровождаются большими ско-

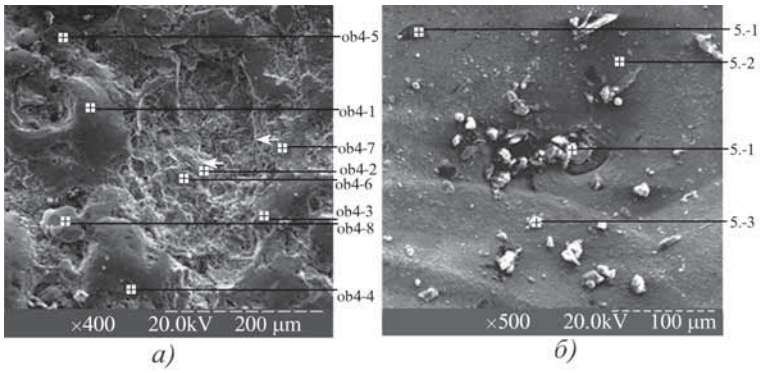


Рис. 1. Морфология поверхности покрытия из порошка ПГ-10Н-01 с указанием локальных участков поверхности, где проводился качественный и количественный микроанализ:
а – после воздействия только импульсной плазмой; *б* – с последующей обработкой электронным пучком

ростями нагрева и отвода тепла вглубь от поверхности расплавленного материала покрытия, что, в свою очередь, стимулирует аномальный тепломассоперенос и перекристаллизацию.

Исследование микроструктуры поверхности покрытия проводили на *сканирующем электронном микроскопе* (SEM) РЕММА-102. Качественный и количественный микроанализ поверхности выполняли с использованием рентгеновского волнового спектрометра WDS-2. Фазовый состав покрытия изучали методом *рентгеноструктурного анализа* (XRD) при помощи рентгеновского дифрактометра DRON-2.

Испытание на износ проводили на машине трения СМЦ-2 по схеме плоскость–цилиндр в среде технического вазелина. Объемный износ измеряли путем микровзвешивания через каждые 500 оборотов, общее число оборотов – 10 000. Износ измеряли по длине и ширине площадки, возникающей при соприкосновении контртела с тестируемым образцом, в зависимости от числа оборотов ролика.

Эксперименты проводили на материале основы (подложки) и на поверхности покрытий до и после оплавления концентрированными потоками энергии. Микротвердость HV определяли на микротвердометре ПМТ-3 на косом шлифе.

Для исследования сопротивления коррозии модифицированного покрытия использовали электрохимическое оборудование "Bank-Wenking Potentio-Galvanostat PGS 81R" и ячейки "Princeton Applied Research corrosion test". Испытания проводили в растворе H_2SO_4 при потенциале 1000...1500 мВ. Размер корродируемого пятна был равен 0,8 см^2, скорость сканирования – 15 мВ/с.

Результаты исследований микроструктуры свидетельствуют о разных морфологических особенностях материала покрытий, формирующихся под действием потока импульсно-плазменной струи и электронного пучка. На рис. 1 представлены морфология поверхности полученных покрытий при напылении порошка ПГ-10Н-01 и локальные участки, где проводился качественный и количественный микроанализ материала.

Микрорельеф поверхности покрытия (см. рис. 1, *а*), образованный в результате нанесения и оплавления покрытия импульсно-плазменной струей, имеет высокую шероховатость. Формирование на поверхности волнистого микрорельефа связано с частичным оплавлением выступающих из покрытия частиц порошка и их последующим высокоскоростным деформированием.

В некоторых местах можно увидеть явное очертание застывших деформированных частичек (см. рис. 1, *а*: ob4-2; ob4-7; обозначены стрелкой). На поверхности четко видны отдельные ровные темные участки покрытия, имеющие зернистую структуру. Наблюдается также присутствие впадин с выраженным рельефным дном и чередующимися темными и светлыми участками.

На рис. 1, *б* показан участок поверхности покрытия после оплавления электронным пучком с напряжением E = 30 кВ, плотностью мощности около $6 \cdot 10^6$ Вт/см^2. Эта поверхность практически ровная со слабовыраженными впадинами. В большинстве случаев в этих впадинах покрытия образуется множество светлых включений (см. рис. 1, *б*: 5-1; 5-3), которые (согласно данным элементного анализа) в своем составе содержат значительную концентрацию Si, B, Mn.

На поверхности зафиксированы разбросанные светлые включения (участки), в состав которых входят Ni, Cr, Fe, Mo. Вероятнее всего, обработка поверхности образца электронным пучком сопровождается полным проплавлением покрытия, оплавлением поверхности подложки и локальным перемешиванием компонентов покрытия с компонентами подложки.

Проведен поэлементный анализ покрытия из порошка ПГ-10Н-01 после оплавления и легирования высокоскоростной импульсно-плазменной струей (толщина покрытия около 80 и 300 мкм). Объемный состав фаз в покрытии в виде гистограмм приведен на рис. 2. Анализ показывает, что 35 % фаз покрытия составляет $Ni_3B+Cr_3Ni_2+CrB_2$ и около 65 % Ni. В покрытии толщиной около 300 мкм процентное соотношение изменяется незначительно: на долю Ni приходится около 70 %, а остальных фаз – 30 % (табл. 1).

После оплавления и легирования покрытия плазменной струей появляются новые фазы, обусловленные легированием Mo и происходит перераспределение фаз.

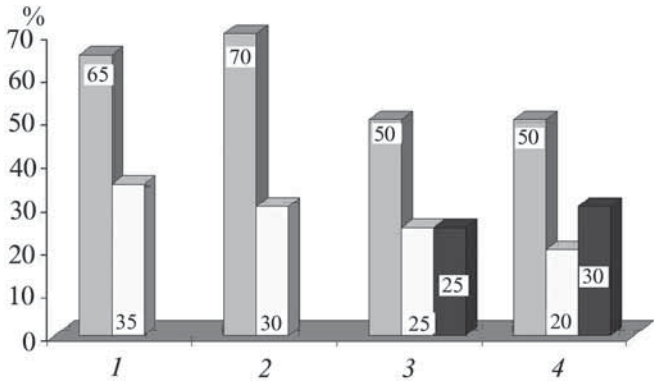


Рис. 2. Процентное соотношение фаз покрытия из порошка ПГ-10Н-01 до и после обработки импульсной плазмой при толщине покрытия 80 (*1*, *3*) и 300 (*2*, *4*) мкм:
■ – Ni; □ – $Ni_3B+Cr_3Ni_2$; ■ – Mo

Из результатов микроанализа структуры поверхности покрытий с использованием SEM видно, что после оплавления покрытия рельеф поверхности сглаживается. Однако крупные деформированные частицы не успевают расплавиться даже за два прохода плазменной струи (см. рис. 1, *а*).

Микроанализ поверхности покрытий показал присутствие в ней значительного количества Mo, уменьшение содержания Cr почти на 3 %, увеличение содержания Si, а также незначительное снижение концентрации Fe, в отдельных участках поверхности обнаружен кислород.

Известно, что сплавы на основе Ni–Cr имеют высокую коррозионную стойкость в смесях кислот HCl, H_2SO_4, HNO_3+HF и других при повышенной температуре. В работах [11–13] показано, что Cr в никелевых сплавах, а Mo в никель-молибденовых тормозят активное растворение их никелевой основы. Поэтому Ni–Cr сплавы являются стойкими в окислительных средах.

Таблица 2

Результаты испытания покрытия из ПГ-10Н-01 на сопротивление коррозии в растворе H_2SO_4

Вид обработки	E, мВ	$i_{кор}$, мА	$i_{пас}$, мА	$E_{пас}$, мВ
Без обработки	–685	5,7	2,52	1352
Импульсно-плазменная	–330	0,78	1,1	1035
Двойная	–278	0,59	0,82	984

Исследовали коррозионную стойкость покрытия из порошка ПГ-10Н-01. Поверхность покрытия обрабатывали импульсной плазмой и электронным пучком. Как видно из табл. 2, более высокое сопротивление коррозии имеют образцы после двойной обработки покрытия (импульсной плазмой и электронным пучком): у них наименьший потенциал коррозии E, токи коррозии и пассивации.

Повышенное сопротивление коррозии объясняется тем, что материал покрытия дополнительно легирован Mo, а в результате оплавления поверхности измельчено зерно, снижена пористость и, самое главное, происходит перераспределение элементов легирования в материале покрытия (выравнивается концентрация распределения химических элементов в материале покрытия).

После совместной высокоэнергетической обработки поверхности покрытия интегральный анализ элементного состава показал, что в покрытии содержится Fe около 28 % от общего состава (рис. 3). Это достаточно много, по-видимому, происходит оплавление и перемешивание расплавленных участков материалов подложки и покрытия. Кроме этого в состав покрытия входит около 15 % Cr, а основным элемен-

Таблица 1

Результаты исследования покрытия из порошка ПГ-10Н-01 до и после оплавления и легирования импульсной плазменной струей

Толщина покрытия, мкм	Характеристики материала покрытия										
	До оплавления				После оплавления					Справочные	
	Фазовый состав, % мас.			Параметр решетки a, Å	Фазовый состав, % мас.			Параметр решетки a, Å		Параметр решетки a, Å	
	Ni	Mo	$Ni_3B+Cr_3Ni_2$	Ni	Ni	$Ni_3B+Cr_3Ni_2$	Mo	Ni	Mo	Ni	Mo
80	65	–	35	3,533	51	25	24	3,549	3,149		
300	69	–	31	3,537	54	18	18	3,545	3,147	3,5238	3,147

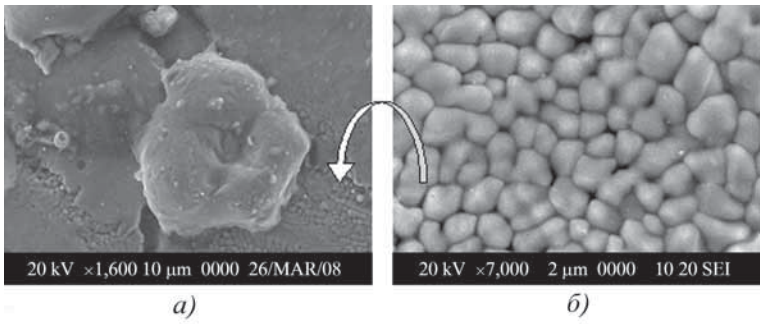


Рис. 3. Поверхность покрытия из порошка ПГ-10Н-01 (растровый электронный микроскоп) после импульсно-плазменной и последующей электронно-лучевой обработки:
а – ×1600; *б* – ×7000

том поверхностного слоя покрытия является Ni около 41 % ат.

На спектрах, снятых в разных местах поверхности, имеются области с концентрацией Mo до 84 %. Учитывая то, что Mo является составным элементом расходуемого электрода, локальное увеличение концентрации Mo вполне возможно [9].

На рис. 4 показан фрагмент рентгенограммы многофазного покрытия после электронно-лучевой обработки.

Основу матрицы составляют Ni около 48 % и Mo около 20 %. Согласно расчетам, решетка Ni претерпевает некоторые изменения.

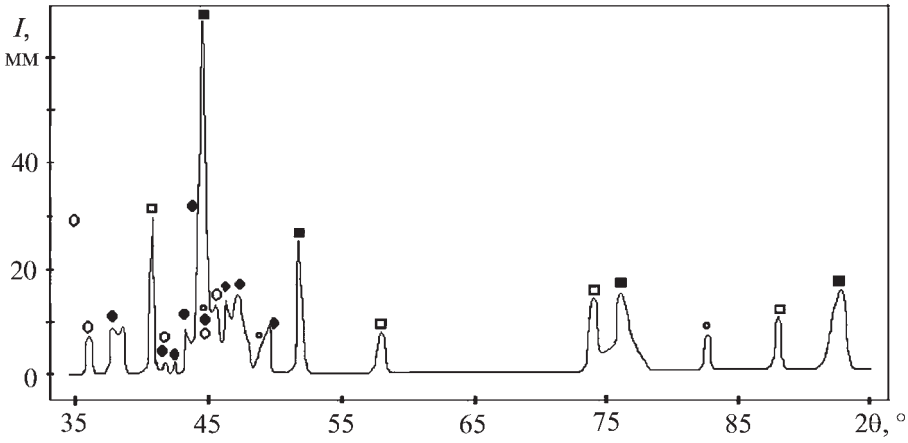


Рис. 4. Фрагмент рентгенограммы, измеренной на покрытии из порошка ПГ-10Н-01 после двойной обработки:
■ – Ni; □ – Mo; • – FeCr; ○ – FeMo; ◆ – Fe_7Mo_6

Оплавляясь, исходный порошок образует соединение FeCr, массовая доля которого может составлять до 15 %. Кроме того, в покрытии образуются два интерметаллидных соединения Fe_7Mo_6 и FeMo (явное поднятие области фона в рентгенограммах в районе 2θ – (42...50)°). В покрытии после обработки электронным пучком также формируются фазы NiFeCrMo; Ni_2Si и Cr_5B_3, концентрация которых в составе покрытия чуть выше предела обнаружения XRD-анализа.

На рис. 5 показано изменение микротвердости по толщине покрытия и материала подложки после различных режимов обработки. Самое большое увеличение микротвердости наблюдается у образцов, обработанных импульсной плазмой и электронным пучком в режиме полного оплавления покрытия. Видно существенное увеличение микротвердости в толщине слоя покрытия свыше 300 мкм (почти в 5 раз выше микротвердости подложки).

В то же время менее интенсивная обработка слоя покрытия электронным пучком с частичным его оплавлением увеличивает микротвердость только в 3 раза и максимальная глубина упрочненного слоя составляет до 100 мкм.

На рис. 6 представлены кривые износа в зависимости от числа оборотов и времени испытания. Анализ экспериментальных данных показал, что импульсно-плазменная обработка повысила износостойкость покрытия в 1,5 раза, а совместная импульсно-плазменная и электронно-лучевая обработка – в

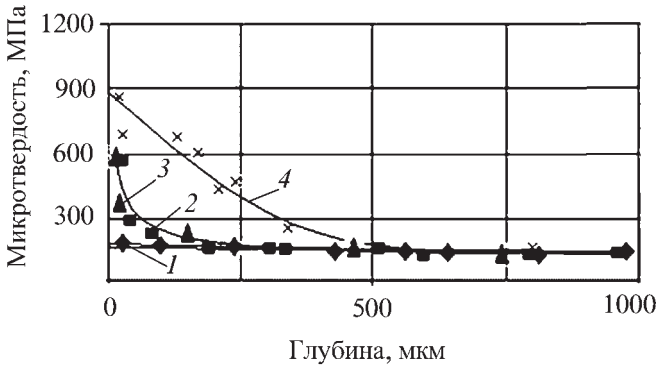


Рис. 5. Изменение микротвердости по глубине слоя покрытия из порошка ПГ-10Н-01:
1 – основа; *2* – покрытие после импульсно-плазменной обработки; *3*, *4* – импульсно-плазменная и электронно-лучевая обработки соответственно без оплавления и с оплавлением покрытия

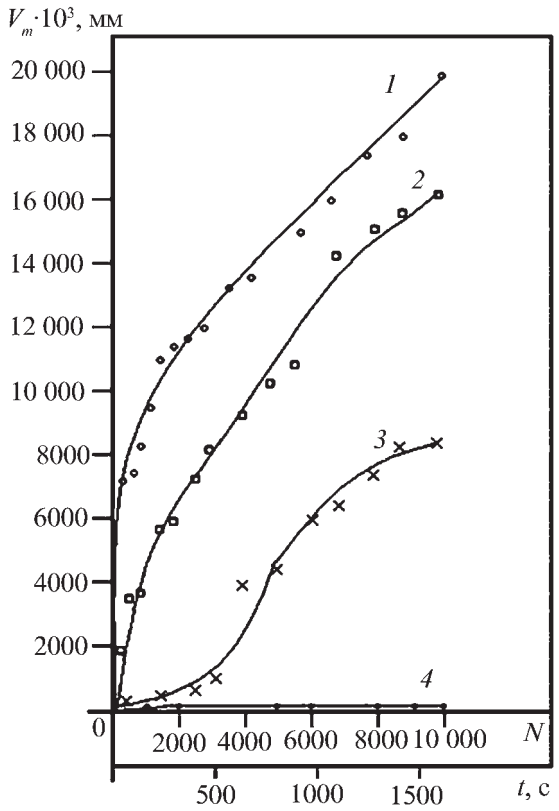


Рис. 6. Кривые износа покрытия в зависимости от числа оборотов и времени истирания:
1 – без обработки; *2* – импульсно-плазменная обработка; *3*, *4* – импульсно-плазменная и электронно-лучевая обработки соответственно без оплавления и с оплавлением покрытия

2,5 раза для мягкого режима (кривая *3*) и более чем в 90 раз для жесткого режима (кривая *4*).

Это можно объяснить тем, что после совместной обработки в мягком режиме происходит уменьшение пористости поверхности покрытия из Ni-сплава, а после обработки в жестком режиме происходят оплавление и перемешивание материалов покрытия с основой, изменение структурно-фазового состояния материала покрытия и существенное повышение микротвердости.

Выводы

Проведенные исследования элементного состава покрытия показали, что основными составляющими покрытия после импульсно-плазменного и электронно-лучевого оплавления являются фазы NiFeCrMo; Ni_2Si и Cr_5B_3. Оплавление электронным пучком влечет за собой появление в никелевой матрице материала покрытия железа – элемента подложки.

Улучшение функциональных характеристик покрытий достигается легированием обрабатываемого слоя элементами плазмы – Mo и подложки – Fe, измельчением размеров зерна с десятков до единиц микрометров, уменьшением пористости, увеличением адгезии покрытия к подложке и уменьшением размеров шероховатости за счет оплавления их вершин.

Обнаружено значительное влияние плотности энергии обработки на характер изменения фазового состава поверхностного слоя покрытия. Например, резкое повышение плотности энергии приводит к формированию интерметаллидных соединений $FeNi_3$; $Fe_{0,64}Ni_{0,36}$; $Ni_{71,58}Cr_{15,41}Fe_{7,75}$. Установлено повышение твердости, а также сопротивление износу при трении после обработки покрытия электронным пучком.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Pogrebnjak A.D., Kobzev A.P.** et. al. Effect of Fe and Zr ion implantation and high-current electron irradiation treatment on chemical and mechanical properties of Ti–V–Al alloys // Journalof Appl. Phys. 2000. № 5 (87). P. 2142–2148.

2. **Тюрин Ю.Н., Погребняк А.Д.** Влияние дуплексной обработки на свойства поверхности изделий // Трение и износ. 2002. № 2. С. 207–214.

3. **Pogrebnjak A.D., Shumakova N.I.** Effect of "duplex" treatment on changes of physical and mechanical properties of steel (0,3 % wt. C) // Surf. and Coat. Tech. 1999. (122). P. 183–187.

4. **Boiko V.I., Valyaev A.N., Pogrebnjak A.D.** Metal modification by high-power pulsed particle beams // Physics-Uspekhi. 1999. 42 (II). P. 1139–1166.

5. **Погребняк А.Д., Кульментьева О.П., Кшнякин В.С.** и др. Исследование покрытий из сплава Hastelloy на основе никеля, нанесенных высокоскоростной импульсной струей на подложку из стали SS-400 // Поверхность. 2003. (6). С. 36–44.

6. **Погребняк А.Д., Тюрин Ю.Н., Иванов Ю.Ф.** и др. Приготовление и исследование структуры и свойств Al_2O_3 покрытия, нанесенных плазменной детонацией // Письма в ЖТФ. 2000. Вып. 21 (26). С. 58.

7. **Tyurin Yu.N., Pogrebniak A.D.** Advanced in the development of technologies and equipment for coating deposition // Surf. and Coat. Tech. 1999. (122). P. 269–275.

8. **Погребняк А.Д., Ильяшенко М.В., Кульментьева О.П.** и др. Структура и свойства твердого сплава, нанесенного на подложку из меди с помощью высокоскоростной импульсной плазменной струи // ЖТФ. 2001. № 7 (71). С. 111–118.

9. **Тюрин Ю.Н., Жадкевич М.Л.** Плазменные упрочняющие технологии. Киев: Наук. Думка, 2008. 218 с.

10. **Ланкин Ю.Н., Бондарев А.А., Байтрук Е.А.** Управление распределением плотности мощности электронно-лучевого пучка по его сечению // Автоматическая сварка. 1985. № 6. С. 12–15.

11. **Свистунова Т.В.** Коррозионно-стойкие сплавы для сред особо высокой агрессивности // МиТОМ. 2005. № 8. С. 36–42.

12. **Friend W.Z.** Corrosion of nickel and alloys // New-York, Wiley. 1980. Vol. 14. 459 p.

13. **Шиемнев А.П., Свистунова Т.В.** Коррозионно-стойкие, жаростойкие и высокопрочные стали и сплавы: справочник. М.: Интернет инжиниринг, 2000. 232 с.

УДК 621.791.722

О.К. Лепакова, Н.И. Афанасьев *(Томский научный центр СО РАН, Отдел структурной макрокинетики),*
Н.К. Гальченко, К.А. Колесникова *(Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск)*
E-mail: yurkova@fisman.tomsk.ru

Получение коррозионно-износостойких покрытий на основе диборида титана методом электронно-лучевой наплавки

Исследованы структура, фазовый состав, износо- и коррозионная стойкость покрытий, полученных методом электронно-лучевой наплавки из композиционных СВС-порошков систем Ti–B–Ni и Ti–B–Si.
Ключевые слова: *электронно-лучевая наплавка, покрытие, структура, фазовый состав, износостойкость, коррозионная стойкость.*

The structure, phase composition, wear and corrosion resistance of coatings produced by electron-beam melting from the composite SHS-powders of Ti–B–Ni and Ti–B–Si were investigated.
Keywords: *electron-beam melting, coating, structure, phases composition, wear and corrosion resistance.*

Введение

Разработка многокомпонентных композиционных покрытий на основе тугоплавких соединений направлена на повышение износо- и коррозионной стойкости поверхностных слоев без существенного увеличения стоимости упрочняемых изделий из различных металлов и сплавов.

Как показано в [1] на системе Ti–B–Fe, технология *электронно-лучевой наплавки* (ЭЛН) позволяет наиболее полно реализовать основные условия создания износостойких покрытий на основе боридов титана с ярко выраженной гетерогенной структурой, обеспечивая регулируемый переход от покрытия к основе с прочностью сцепления, сравнимой с прочностью основного материала. Результаты исследований показали высокую износостойкость ЭЛН-покрытий, находящуюся на уровне традиционных твердых сплавов ВК15. В то же время наличие в структуре наплавок железной матрицы не обеспечивает им коррозионную стойкость при температуре выше 773 К.

В данной статье представлены результаты исследования структуры, фазового состава и свойств покрытий систем Ti–B–Ni и Ti–B–Si, полученных ЭЛН в вакууме. Замена железа никелем и кремнием была проведена для создания износостойких покрытий с повышенной коррозионной стойкостью. Кроме того, композиционные материалы данных систем перспективны для получения покрытий на титановых сплавах.

В работе [2] в нанокристаллических покрытиях системы Ti–B–Si, полученных вакуумно-плазменным методом с сепарацией плазмы от капельной фракции, обнаружена фаза Ti_3SiB_2 с наноламинатной структурой. Эта фаза является аналогом карбосилицида титана Ti_3SiC_2, обладающего высокой жаро-, эрозионной и коррозионной стойкостью.

В связи с этим необходимо исследовать возможность получения MAX-фазы Ti_3SiB_2 в процессе *самораспространяющегося высокотемпературного синтеза* (СВС) порошков системы Ti–B–Si и в покрытиях после наплавки композиционными порошками, полученными из продуктов синтеза.

Методика проведения исследований

Методом СВС из порошковых смесей получали композиционные материалы состава 70 % TiB_2–30 % Ni и 3Ti–1,2Si–2B. Порошки для наплавки покрытий готовили размолом СВС-материалов в шаровой мельнице до размера 50...150 мкм.

Наплавку проводили в 2–4 прохода на подложки из стали 45 и титанового сплава ВТ6 размером 100×25×6 мм. Ускоряющее напряжение, диаметр и длина развертки электронного луча, скорость перемещения подложки не изменялись и составляли соответственно 28 кВ/мм, 1 мм, 20 мм и 2 мм/с. Плотность мощности в луче равна $10^4...10^5$ Вт/см^2. Объем расплавленной ванны варьировался в пределах 15...20 мм^3. Толщина наплавленного слоя достигала 3...4 мм.

Фазовый состав СВС-материалов и ЭЛН-покрытий исследовали на дифрактометре ДРОН-2 в CoK_α-излучении. Микроструктурные исследования спеченных образцов и покрытий проводили на оптическом "Axiovert 200 M" и растровом электронном "Philips SEM 515" микроскопах. Качественный рент-

геноспектральный анализ осуществляли на микроанализаторе "Camebax Microbeam".

Испытания на абразивный износ образцов с покрытиями осуществляли о нежестко закрепленные абразивные частицы (кварцевый песок) (ГОСТ 23.208–79). Прижимное усилие образцов к ролику составляло (44,1±0,25) Н. В процессе испытания абразивный материал непрерывно подавали в зону трения [3]. Испытания проводили для трех эталонных и трех испытуемых образцов каждого состава. Образцы взвешивали на весах с точностью до 0,01 мг. Отклонение потери массы образцов одного состава не выходило за пределы 5 %.

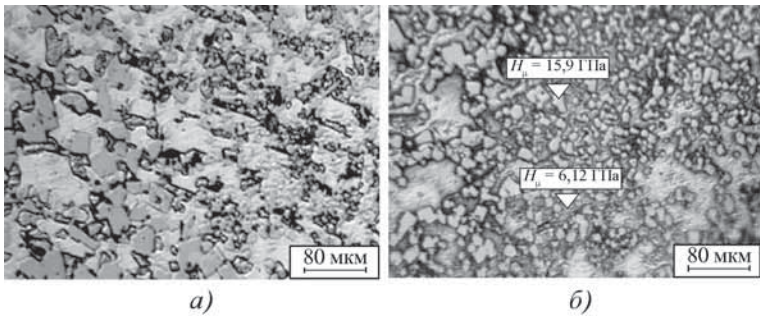


Рис. 1. Микроструктура покрытия, наплавленного СВС-порошком TiB_2 – 30 % мас. Ni:
а – у границы раздела с подложкой из стали 45; *б* – в приповерхностном слое наплавки

Результаты исследований и их обсуждение

Покрытия Ti–B–Ni. Для получения коррозионно-стойких ЭЛН-покрытий на основе диборида титана использовали порошок из СВС-композита состава 70 % TiB_2–30 % Ni, частицы которого состояли из тугоплавких кристаллов TiB_2 размером 3...7 мкм, квазиравномерно распределенных в объеме никелевой связки. На рис. 1, 2 представлены соответственно микроструктура покрытия и распределение микротвердости по глубине наплавленного слоя.

Исследования показали, что при наплавке сформировались слоистые структуры покрытий с различным соотношением количества тугоплавких компонентов и твердого раствора в пределах каждого слоя. В переходной зоне размер выделившихся из расплава вторичных частиц TiB_2 увеличился относительно исходных до 15...40 мкм (см. рис. 1, *а*). Это свидетельствует о том, что в процессе ЭЛН происходит частичная перекристаллизация через расплав исходных кристаллов диборида титана (3...7 мкм), принадлежащих композитным частицам TiB_2–30 % Ni и их последующая коалесценция.

По мере удаления от зоны сплавления и увеличения числа проходов ЭЛН температура, степень легирования и однородность расплава повышаются. В результате кристаллизации формируется приповерхностный слой покрытия со структурой, насыщенной мелкими частицами боридов размером 2...20 мкм. Рентгенофазовым анализом установлено, что наплавленное покрытие содержит фазы TiB_2, FeB, Fe_2Ti, Ni_3Ti.

На рис. 2 показано, что на границе раздела с подложкой в пределах переходной зоны (75...100 мкм) твердость покрытия H_μ повышается с 2 до 7 ГПа, и далее по направлению к поверхности имеет равномерное распределение по всей толщине наплавки. Минимальные значения микротвердости соответствуют интерметаллидам системы Ti–Ni, а максимальные – дибориду титана.

Покрытия Ti–Si–B. Для ЭЛН был использован СВС-порошок состава 3Ti–1,2Si–2B. Поскольку в процессе СВС значительное количество кремния теряется в результате испарения [4], его концентрация увеличена относительно стехиометрического состава Ti_3SiB_2 на 2 %.

Рентгеноструктурным анализом установлено, что фазовый состав покрытия отличается от состава наплавляемого порошка, что характерно для процесса ЭЛН и обусловлено фазовыми превращениями в условиях активного взаимодействия компонентов порошка с титановым расплавом (материалом подложки).

Из анализа дифрактограммы, изображенной на рис. 3, *а*, следует, что основными фазами в СВС-порошке являются TiB_2 и $TiSi_2$. Рентгенограмма, представленная на рис. 3, *б*, характеризует многокомпонентный состав поверхностного слоя ЭЛН-покрытия, в котором наряду с TiB_2 дополнительно появляются фазы Ti_6SiB_2, α-Ti и Ti_5Si_3. Как в СВС-по-

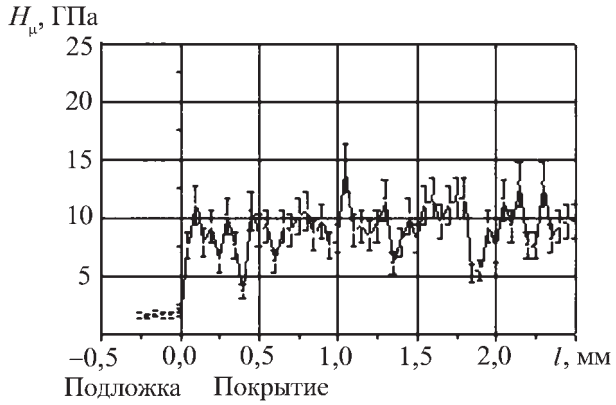


Рис. 2. Распределение микротвердости в системе подложка из стали 45–покрытие 70 % TiB_2+30 % Ni

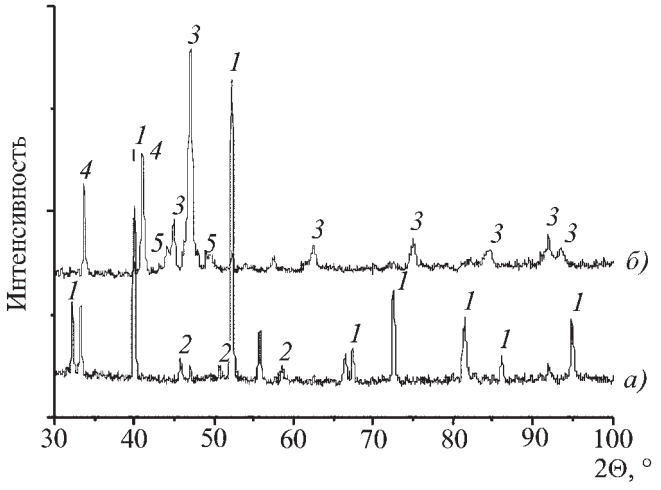


Рис. 3. Рентгенографические спектры композиционного СВС-порошка 3 Ti–1,2Si–2B (*а*) и поверхности ЭЛН-покрытия (*б*):
1 – TiB_2; *2* – $TiSi_2$; *3* – α-Ti; *4* – Ti_6SiB_2; *5* – Ti_5Si_3

рошке, так и в покрытии MAX-фаза Ti_3SiB_2 не обнаружена. Очевидно, что приведенные в работе [2] данные не содержат убедительного доказательства образования фазы Ti_3SiB_2 в СВС-катодах и в вакуумно-плазменных покрытиях.

Микроструктура ЭЛН-покрытия представлена на рис. 4. При анализе поперечного шлифа установлено, что в процессе наплавки сформировалась неоднородная структура по глубине слоя: частицы диборида титана с переменной объемной плотностью распределены по толщине покрытия. На участках, прилегающих к границе раздела со стороны покрытия, наблюдаются конгломераты частиц по твердости H_μ = 26 ГПА и размерам 50...150 мкм, соответствующие исходным частицам наплавляемого СВС-порошка. Наибольшее количество боридов (~ 20 % мас.), имеющих размер

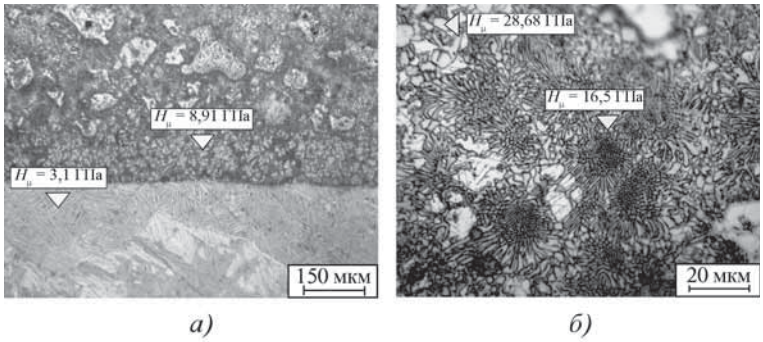


Рис. 4. Микроструктуры ЭЛН-покрытия системы 3Ti–1,2Si–2B:
а – у границы раздела с подложкой из сплава ВТ6; *б* – в приповерхностной зоне наплавленного слоя

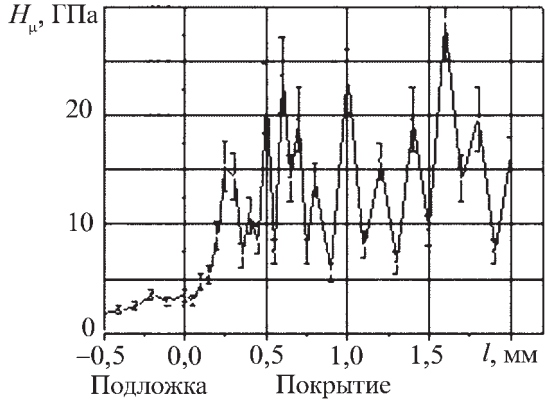


Рис. 5. Распределение микротвердости в системе подложка ВТ6–покрытие 3Ti–1,2Si–2B

5...12 мкм, содержится в приповерхностном слое покрытия.

По данным рентгенофазового анализа, металлическая связка сформированного покрытия может быть представлена, по крайней мере, двумя эвтектиками: двойной – Ti_6Si_2B–β-Ti и тройной – Ti_6Si_2B–Ti_5Si_3–β-Ti. Очевидно, что появление легкоплавких эвтектик значительно ускоряет процессы взаимодействия компонентов между собой и на границе раздела с подложкой. Об этом свидетельствует наблюдаемая непосредственно под границей раздела (в местах формирования ванны расплава) измененная волнообразная структура, которая, вероятно, обусловлена диффузией продуктов наплавки в титановую подложку.

Неоднородность структуры наплавки системы 3Ti–1,2Si–2B также подтверждает скачкообразное распределение микротвердости по сечению наплавленного слоя, где максимум значений соответствует скоплениям боридов титана (H_μ = 28...32 ГПа), а минимум твердости приходится на металлическую связку эвтектического типа и находится в диапазоне H_μ = = 6...15 ГПа (рис. 5).

Ниже приведены коэффициенты относительной износостойкости исследованных покрытий и эталона, а также покрытия системы Ti–B–Fe [1]:

Материал покрытия	Эталон сталь 45	Ti–B–Fe	Ti–B–Si	Ti–B–Ni
$K_и$	1,0	3,8	9,6	8,5

Коэффициент относительной износостойкости $K_и$ рассчитывали по формуле [3]:

$$K_и = \Delta m_э \rho_и / \Delta m_и \rho_э ,$$

где $\Delta m_э$, $\Delta m_и$ – потеря массы соответственно эталонного и испытуемого образцов;

$\rho_и$, $\rho_э$ – плотность соответственно испытуемого и эталонного образцов.

Наибольший относительный коэффициент износостойкости имеет покрытие системы Ti–B–Si. Несколько уступает ему по износостойкости покрытие Ti–B–Ni . Относительный коэффициент износостойкости покрытия системы Ti–B–Fe более чем вдвое ниже.

Коррозионную стойкость покрытий оценивали по удельному привесу образцов за время термоэкспозиции 144 ч на воздухе при 1173 К. Результаты испытаний представлены ниже:

Материал покрытия	TiB_2–Fe	Ti–B–Si	Ti–B–Ni
Привес, мг/мм^2	25,0	6,5	12,0

Заключение

Использование для ЭЛН СВС-порошков систем Ti–B–Ni, Ti–B–Si обеспечивает формирование на стальных и титановых подложках беспористых композиционных покрытий бориды титана–металлическая связка с многофазной градиентной структурой, обладающей высокой износостойкостью.

Высокие значения микротвердости, износо- и коррозионной стойкости ЭЛН-покрытий на основе СВС-порошка системы Ti–B–Si дают основания рекомендовать его для практического применения – поверхностного упрочнения методом ЭЛН в вакууме изделий из титановых сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гальченко Н.К., Колесникова К.А., Белюк С.И.** Особенности формирования вакуумных электронно-лучевых покрытий системы Ti–B–Fe и их трибологические характеристики // Упрочняющие технологии и покрытия. 2007. № 9. С. 43–47.

2. **Шулов В.А., Быценко О.А., Теряев Д.А.** Получение нанокристаллических эрозионно-коррозионно-стойких покрытий, содержащих MAX-фазу, на поверхности деталей из титановых сплавов // Вестник МАИ. 2010. Т. 17. № 3. С. 168–177.

3. **Добровольский А.Г., Кошеленко П.И.** Абразивная износостойкость материалов. Киев: "Тэхника", 1989. 120 с.

4. **Лепакова О.К., Шульпеков А.М.** и др. Синтез, структура и свойства карбосилицида титана из материалов на основе системы FeSi–Ti–C // Стекло и керамика. 2010. № 10. С. 22–24.

УДК 631.794.621:791

А.М. Михальченков *(Брянский филиал МИИТ),*
А.М. Гринь, А.А. Миненко *(Брянская Государственная сельскохозяйственная академия)*
E-mail: ing@bgsha.com

Ресурс и изнашивание лемехов, восстановленных заплавкой лучевидного износа

Показано, что восстановление лемеха заплавкой лучевидного износа электродами для сварки малоуглеродистой стали не приводит к увеличению их ресурса; применение электродов для получения износостойких покрытий увеличивает ресурс в 2,5–3 раза; характер изменения износостойкости определяется процессами самоорганизации изнашивания.

Ключевые слова: *лемех, ресурс, износ, износостойкость, сопротивление, поверхность контакта.*

It is shown that the restoration of ploughshare wear seal ray-like electrodes for welding carbon steel does not increase their resource, used as electrode material increases the share of 2,5–3 times; the variation of wear resistance is determined by self-organization processes of wear.

Keywords: *ploughshare, resource, wear, wear resistance, resistance, contact surface.*

Установлено, что лучевидный износ является определяющим фактором предельного состояния плужных лемехов при вспашке легких почв [1]. Его устранение, как правило, производится различными методами заплавки [2]. Из практики известны методы, сочетающие секционное армирование и нанесение песчано-клеевого состава.

Однако возобновление ресурса лемехов заплавкой износов до сих пор остается задачей, не решенной до конца, как с технологической точки зрения, так и в аспекте знаний механизма изнашивания. Такое положение связано со сложностью проведения экспериментов в полевых условиях, обусловленной, прежде всего, постоянно изменяющимися параметрами ис-

Таблица

Технологические схемы восстановления

Технологическая схема восстановления	Наработка T, га	Математическое выражение $\Delta m_i = f(T)$
Непрерывная заплавка до полного устранения износа электродом УОНИИ-13/55	8...10	$\Delta m_i = 35{,}3T + 119{,}4$
То же с обваркой рабочей поверхности по контуру полевого обреза и лезвия долота	12...13	$\Delta m_i = 34{,}9T + 114{,}3$
Двухслойная заплавка электродом УОНИИ-13/55. Нанесение второго слоя производится:		
– с остыванием каждого валика после 30 мин остывания первого слоя	9...10,5	$\Delta m_i = 35{,}5T + 117{,}1$
– без остывания каждого валика второго слоя		$\Delta m_i = 34{,}5T + 113{,}5$
Непрерывная заплавка до полного устранения износа электродом Т-590	33	$\Delta m_i = 13{,}3T + 26{,}3$

пытаний (в основном гранулометрическим составом почвы). Кроме этого наличие ударных нагружений также определяет требования к технологии заплавки.

Испытывали лемеха с заплавленным лучевидным износом по различным технологическим вариантам (таблица) [3]. Общим в этом случае является применение электродов одной марки для конкретного варианта.

Опыты проводили на легких почвах переменного механического состава. Лемеха, подвергнутые технологическим воздействиям, устанавливали на плуг ПЛН-3-35, агрегатируемый с трактором МТЗ-80. Число деталей составило по 3 единицы на каждую технологию, поэтому все приводимые данные являются усредненными величинами.

Износ оценивали по потере массы детали Δm_i ($\Delta m_i = m_н - m_{iк}$, где $m_н$ – начальная масса детали; $m_{iк}$ – конечная масса после определенной наработки), особенно важной для восстановления всей поверхности изделия. Однако этот фактор не отражает специфичность износа деталей рабочих органов почвообрабатывающих машин, так как критерием предельного состояния служат геометрические размеры.

При определении триботехнических характеристик (интенсивность изнашивания i и износостойкость I детали в целом), особенно в динамике, применять износы по линейным размерам нецелесообразно из-за разной их геометрической формы [4].

Изменение износа Δm_i, рассмотренное в динамике, т.е. в процессе нарастания наработки T, га, позволяет сделать заключение о линейном его изменении для испытуемых восстановленных по различным технологическим вариантам лемехов. Это подтверждено математической обработкой данных износов и соответственно выражено уравнениями (см. таблицу). Причем прямолинейный характер $\Delta m_i = f(T)$ присущ всем технологическим приемам заплавки.

Выявлено, что процесс износа $\Delta m_i = f(T)$ при использовании электродов УОНИИ-13/55 (типа Э-42А) (ГОСТ 9467–75) описывается примерно одинаковыми формулами, указывая на идентичность изнашивания независимо от технологической схемы восстановления. Отсюда следует, что свойства металла заплавки будут примерно одинаковыми. Этот факт подтверждается незначительной разницей по твердости составляющей ±(6...8) НВ.

Некоторые отличия в процессе износа имеются у лемехов, восстановленных с применением электродов Т-590, предназначенных для получения абразивно-стойких поверхностей (см. таблицу). Изнашивание, описываемое функцией $\Delta m_i = f(T)$, также подчиняется прямолинейной зависимости, однако угол ее наклона к оси абсцисс значительно меньше, чем в случае использования электродов для сварки углеродистых сталей, что указывает на необходимость более длительного времени эксплуатации (большей наработки) для достижения деталью предельного состояния.

Заплавка лучевидного износа электродом со стержнем из малоуглеродистой стали УОНИИ-13/55 обеспечивает наработку на отказ, сравнимую с наработкой лемехов в состоянии поставки. Некоторое отличие по ресурсу имеет лемех, на котором произведена обварка лезвийной части и полевого обреза по контуру носка с рабочей стороны (рис. 1). Такая технологическая особенность позволяет повысить количество вспаханной площади на 2...4 га за счет наличия дополнительного металла.

Установлено, что заплавка электродами с малоуглеродистым стержнем не оказывает существенного влияния на величину наработки на отказ.

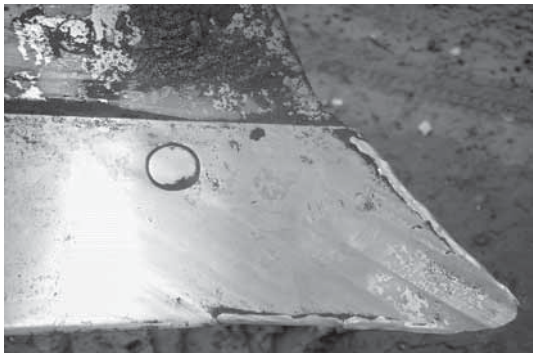


Рис. 1. Лемех с обваркой по контуру после наработки 12 га

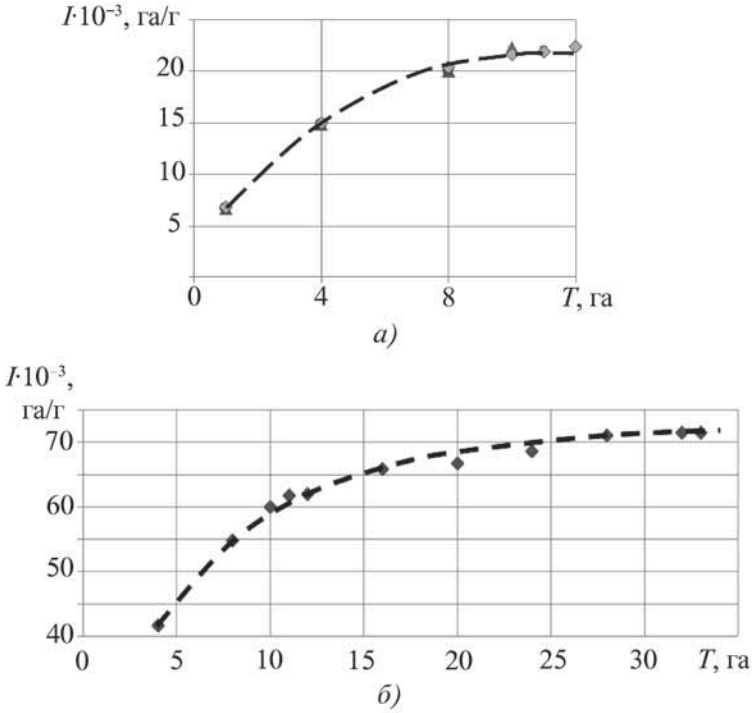


Рис. 2. Зависимость износостойкости от наработки при заплавке электродом:
а – УОНИИ-13/55; *б* – Т-590

Наработка лемеха с заплавленной изношенной поверхностью электродом Т-590 существенно превосходит наработку лемехов, заплавленных электродом УОНИИ-13/55 (33 га против 13 га (см. таблицу)). В то же время фактически все лемеха, восстановленные таким способом, имели трещины на поверхности.

Известны случаи упрочняющего нанесения твердых покрытий на долота лемехов фирмы Lemken, где также имеют место поверхностные трещины. Наличие такого дефекта на поверхности контактирования с почвой не оказывает отрицательного влияния на износостойкость изделий, так как ее твердость остается неизменной.

Применение износостойкой заплавки без дополнительных мер по снижению внутренних напряжений в твердом слое часто приводит к излому носовой части. Так, экспериментами установлено, что из 16 испытуемых лемехов 3 имели разрушения носовой части, не выработав даже заводского ресурса (наработка 3...6 га); по 4 изделия сломались на 7...10 га и 12...16 га и лишь 3 лемеха выработали по 30...35 га [5].

Испытания лемехов из отбеленного чугуна, изготовленных по технологии, разработанной в Брянской инженерно-технологической академии, выявили повсеместное разрушение носков. При этом износостойкость изделий примерно равна износостойкости твердых сплавов. В некоторых случаях образование трещин вблизи крепежных отверстий происходило в момент крепления.

Из рис. 2 следует, что износостойкость I не является постоянной и имеет возрастающий характер с последующей стабилизацией. Такое изменение I связано, по-видимому, с процессами самоорганизации поверхность контакта–абразивная среда. Прежде всего в процессе вспашки будут истираться относительно грубые несовершенства поверхности, образовавшиеся в процессе технологических воздействий при восстановлении. Поэтому интенсивность роста износостойкости в этот период будет велика. Интенсивность характеризуется углом наклона касательной к кривой $I = f(T)$.

Последующие влияния почвы на рабочую поверхность лемеха приведут к созданию шероховатости, которая наиболее соответствует оптимизации взаимодействия рабочей поверхности со средой. На этом этапе (приработка) угол наклона касательной будет значительно меньше, чем в начальный период вспашки.

Высокая твердость поверхности, полученной заплавкой электродом Т-590, обеспечивает большую стойкость к абразивному изнашиванию, а следовательно, и большую наработку до предельного состояния (см. рис. 2). В то же время стабилизация износостойкости для обоих технологических приемов происходит примерно за одинаковый период вспашки 11...12 га.

Заключение

Заплавка лучевидного износа электродом для сварки малоуглеродистых сталей не обеспечивает повышение ресурса; использование электродов для износостойких покрытий хотя и обеспечивает повышенный ресурс лемехов, однако высокая склонность к разрушению в период эксплуатации серьезно ограничивает их применимость.

Износостойкость не является величиной постоянной, что обусловливается процессами самоорганизации изнашивания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Михальченков А.М., Кожухова Н.Ю., Будко С.И.** О критериях предельного состояния плужных лемехов, эксплуатируемых на почвах юго-западного региона России // Достижения науки и техники в АПК. 2008. № 1. С. 43–46.

2. **Михальченков А.М., Будко С.И., Кожухова Н.Ю.** Восстановление и упрочнение лемехов // Сельский механизатор. 2007. № 7. С. 40–41.

3. **Михальченков А.М., Козарез И.В.** Методика оценки интенсивности изнашивания восстановления плужных лемехов // Конструирование, использование и надежность машин сельскохозяйственного назначения: сб. науч. работ. Брянск: Изд-во Брянской ГСХА, 2011. С. 108–114.

4. **Сидоров С.А.** Технический уровень и ресурс рабочих органов сельскохозяйственных машин // Тракторы и сельскохозяйственные машины. 1998. № 3. С. 29.

УДК 621.7/9.048.7:621.793.1

Е.А. Серикова, В.В. Овчинников, С.В. Якутина
(Московский государственный индустриальный университет)
E-mail: vikov1956@mail.ru

Влияние имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на износостойкость стали 30ХГСН2А*

Представлены результаты исследования влияния имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на структурно-фазовое состояние поверхностного слоя, усталостные и трибологические свойства стали 30ХГСН2А. Установлено, что при имплантации монотектическим сплавом, легированным оловом, наблюдается существенный рост глубины проникновения ионов при имплантации с дозой облучения 10^{17} ион/см^2. Отмечено положительное влияние дополнительного легирования оловом монотектического сплава на износостойкость, коэффициент трения и усталость стали 30ХГСН2А.

Ключевые слова: *ионная имплантация, сорт ионов, доза облучения, глубина проникновения ионов, микротвердость, износостойкость, коэффициент трения, усталость, сталь 30ХГСН2А.*

The results of investigating the influence of implanting by the monotectic alloy of copper with lead, additionally alloyed by tin, on structural and phasic state of surface layer, fatigue and tribological properties of steel 30ХГСН2А are represented. It is established that with the implantation by the monotectic alloy, alloyed by tin, is observed considerable increase in the depth of penetration of ions with the implantation with the radiation dose of 10^{17} ion/sm^2. The positive influence of additional alloying with tin of monotectic alloy on the wear resistance, the coefficient of friction and the fatigue of steel 30ХГСН2А is noted.

Keywords: *ionic implantation, type of ions, radiation dose, depth of penetration of ions, microhardness, wear resistance, coefficient of friction, fatigue, steel 30ХГСН2А.*

Введение

Применение ионной имплантации одного из перспективных методов контролируемого введения примесей в металлы для создания деталей высоконагруженных пар трения, которые должны сочетать высокие прочностные свойства с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью, вызывает большой интерес. В связи с этим поиск путей повышения износостойкости сталей типа 30ХГСН2А является важной научной и практической задачей.

Для увеличения износостойкости и снижения коэффициента трения в металлы имплантируют ионы газов (N^+) и ионы металлов (Mo^+, S^+, Zn^+, Sn^+, Se^+, Pb^+, Cu^+) [1–5]. В работах [6, 7] показано положительное влияние имплантации ионов меди и свинца на коэффициент трения стали 30ХГСН2А при использовании в качестве материала катода имплантера монотектического сплава меди со свинцом (36 % Pb). В последнем случае отмечено значительно более глубокое проникновение ионов меди и свинца в материал мишени.

В России основная часть железнодорожных купейных вагонов и вагонов-ресторанов оборудована установками кондиционирования воздуха типа МАВ-II на базе холодильной установки КЖ-25П. Система кондиционирования воздуха в вагоне состоит из устройств вентиляции, отопления, охлаждения и автоматического управления. Для нагнетания воздуха в холодильную установку применяется поршневой насос.

Основным элементом компрессора является поршневая группа, определяющая производительность самого компрессора, а также его срок работы между ремонтами. Срок службы компрессора зависит от износостойкости поршня (рис. 1), изготовленного из стали и работающего в условиях трения скольжения при возвратно-поступательном движении. На поверхности поршня выполнена проточка для съема смазки с поверхности гильзы.

Рис. 1. Поршень компрессора холодильной установки КЖ-25П

Цель работы – исследование влияния имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, дополнительно легированным оловом, на

* Работа выполнена в процессе проведения исследований по государственному контракту НК-560П.

структурно-фазовое состояние поверхностного слоя, усталостные и трибологические свойства стали 30ХГСН2А.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы в виде пластин размером 30×30×2 мм из стали 30ХГСН2А следующего химического состава, % мас.: 0,29 C; 0,62 Mn; 0,35 Cr; 0,26 Si; 1,72 Ni; ≤ 0,25 S; ≤ 0,25 P.

Перед ионной имплантацией образцы подвергали термической обработке: закалке от 900...910 °С с охлаждением в масле и последующему отпуску при температуре 210 °С в течение 2 ч. Указанная термическая обработка позволяет достигнуть твердости стали 30ХГСН2А на уровне 42...45 HRC. Механические свойства термообработанной стали следующие:

$\sigma_в$ = 1640 МПа; $\sigma_{0,2}$ = 1390 МПа; δ = 10 %; ψ = = 42 %; *KCU* = 56 Дж/см^2; ≤ 43 HRC (после отпуска).

Ионную имплантацию выполняли на двухлучевой установке на источнике, относящемся к источникам с вакуумной дугой, формирующем полиэнергетический пучок ионов, который в своем составе имеет одно- и многозарядные ионы. Отличительной особенностью данной установки является наличие двух независимых источников ионов – источника ионов металлов и источника ионов газов (так называемая двухлучевая установка).

Установка состоит из источников ионов металлов ИГМИ-50 и газов ГИГ-25, системы охлаждения, вакуумной системы, системы измерения вакуума, рабочей камеры, системы измерения дозы имплантируемых ионов, блока управления вакуумной системой. Ускоряющее напряжение при имплантации стали 30ХГСН2А ионами меди составляло 30 кВ при остаточном давлении в рабочей камере $666 \cdot 10^{-5}$ Па. Температура в камере не превышала 80 °С.

Для исследования влияния имплантации ионов меди, свинца и олова на характер их распределения в слое стали 30ХГСН2А была имплантирована партия образцов по вариантам, представленным в табл. 1. Характеристики ионов меди, свинца и олова приведены в табл. 2.

Особенность монотектического сплава меди со свинцом состоит в том, что компоненты сплава являются несмешивающимися [6]. Относительная простота получения сплавов меди со свинцом в наиболее практически важном интервале концентраций объясняется особенностями диаграммы равновесия этой системы: невысоким куполом расслоения в жидком состоянии и значительным содержанием свинца в монотектической точке.

Таблица 1

Варианты имплантации исследуемых образцов

Сплав	Доза облучения, ион/см^2	Имплантируемые ионы
I. Монотектический сплав (64 % Cu и 36 % Pb)	10^{17}	Cu, Pb
II. Монотектический сплав, легированный оловом (52 % Cu; 36 % Pb; 12 % Sn)		Cu, Pb, Sn

Таблица 2

Характеристики ионов, используемых при имплантации

Характеристика	Ион		
	Cu	Pb	Sn
Относительная атомная масса	63,55	207,20	118,71
Атомный радиус, нм	0,128	0,175	0,158
Твердость HB	35	4	8

Для получения монотектического сплава меди со свинцом, легированного оловом, образец сплава помещают в расплав олова при температуре 400 °С на 5...7 мин (рис. 2). В ходе миграции олова в объем монотектических сплавов образуются уникальные структуры, получение которых методами сплавления или спекания принципиально невозможно. Основной особенностью рассматриваемой микроструктуры является концентрическое расположение свинца, олова и меди, фактически не взаимодействующих друг с другом при данной температуре и выступаю-

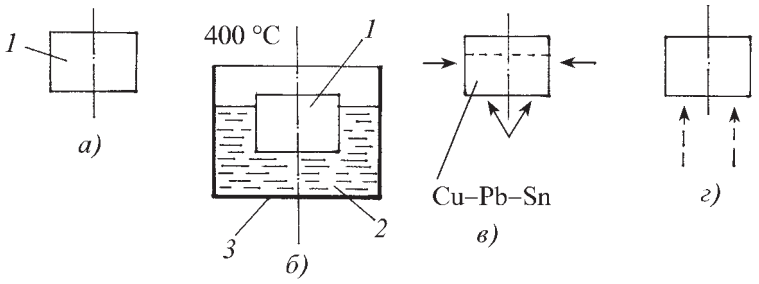


Рис. 2. Схема процесса контактного легирования монотектического сплава меди со свинцом, легированного оловом:
а – подготовка образца; *б* – контактное легирование оловом; *в* – механическая обработка образца; *г* – определение распределения элементов на единице площади (приведенный химический состав); *1* – образец монотектического сплава; *2* – расплав олова; *3* – ванна

щих в виде чистых элементов с присущими им индивидуальными свойствами.

Металлографический анализ структуры имплантированных слоев проводили с помощью оптической микроскопии при увеличении 1000 раз. Применяли оптический металлографический микроскоп фирмы Carl Zeiss. Съемку микроструктуры осуществляли с помощью специальной видеокамеры, встроенной в микроскоп, преобразующей подаваемое на нее изображение от микроскопа в цифровой сигнал, который затем обрабатывали с помощью специального программного обеспечения на компьютере и выводили на экран монитора с возможностью сохранения снимков.

Для анализа распределения внедренных ионов по глубине, а также исследования перераспределения уже имеющихся элементов в стали 30ХГСН2А в результате имплантации применяли метод масс-спектрометрии вторичных ионов.

Профили распределения исследовали на установке "Physical Electronics" PHI-6600 SIMS System по следующему режиму: первичный пучок – ионы кислорода; ускоряющее напряжение на источнике 7 кВ; сила тока 300 нА; диаметр первичного пучка ионов 50 мкм; угол наклона пучка относительно нормали поверхности 60°. Образец для исследования представлял собой пластину размером 10×15×2,5 мм, одна сторона которой была отполирована. Затем проводили имплантацию.

Усталость имплантированных образцов исследовали на испытательной машине МУИ6000 в условиях чистого кругового изгиба с частотой вращения 3000 об/мин, при напряжении цикла 500 МПа. Испытывали образцы типа II и образцы в исходном (неимплантированном) состоянии.

Для изучения изломов образцов после испытаний на усталость применяли электронный микроскоп фирмы Karl Zeiss марки "EVO-50", позволяющий помимо исследования микроструктуры определять содержание легирующих элементов в исследуемой области.

Результаты исследований

Из монотектического сплава *меди со свинцом* (МС) и монотектического сплава, подвергнутого контактному легированию оловом, были изготовлены катоды имплантера в виде диска диаметром 25 мм и толщиной 5 мм. По плоскости катода имплантера, обращенного к обрабатываемым образцам, был выполнен анализ содержания легирующих элементов с помощью растрового электронного микроскопа. Анализ проводили по площади 1 мм^2 с определением среднего содержания меди, олова и свинца.

Измерения показали, что при контактном легировании оловом наблюдается снижение содержания меди и свинца. Такой сплав содержит 61 % Cu, 32 % Pb и 7 % Sn. При этом наблюдается достаточно высокая степень равномерности распределения исследуемых элементов по площади катода имплантера.

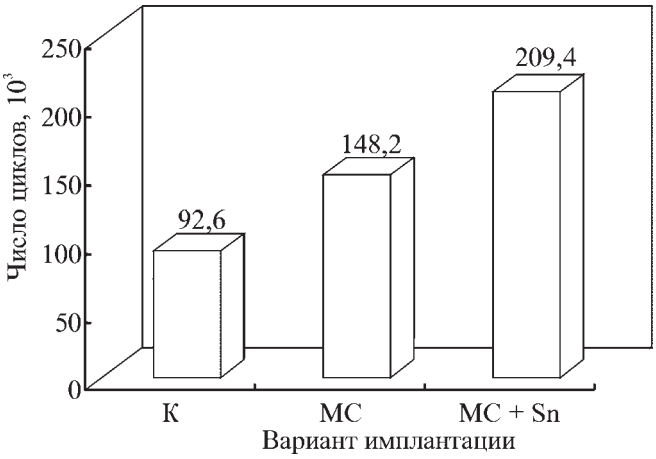


Рис. 3. Влияние варианта имплантации на усталость образцов из стали 30ХГСН2А при дозе имплантации 10^{17} ион/см^2:
К – контрольный (неимплантированный) образец; МС – образец, имплантированный монотектическим сплавом меди со свинцом; МС + Sn – образец, имплантированный монотектическим сплавом, легированным оловом

Анализ результатов усталостных испытаний позволил установить, что наибольший в данных условиях эффект обеспечивает имплантация монотектического сплава, легированного оловом, при дозе облучения 10^{17} ион/см^2 (рис. 3). Дополнительное легирование оловом монотектического сплава способствует росту усталости образцов из стали 30ХГСН2А в 2,1–2,3 раза в сравнении со значением усталости неимплантированных образцов. Увеличение усталости образцов в сравнении с вариантом имплантирования монотектическим сплавом составило 40...45 % [7].

Фрактографический анализ поверхности разрушения образцов после усталостных испытаний показал, что в случае испытаний имплантированных образцов зарождение трещин происходит во внутренних объемах металла образца и распространяется к его поверхности. В зависимости от варианта имплантации образцов из стали 30ХГСН2А проявляются различия в ширине зоны долома, которая для образцов, имплантированных по варианту МС + Sn, будет наибольшей. Разрушение носит межзеренный пластичный характер с наличием усталостных бороздок (рис. 4), что, по-видимому, связано с возникновением высоких сжимающих напряжений в имплантированном слое при одновременной имплантации олова и свинца.

Так, при испытаниях на усталость контрольных (неимплантированных) образцов образование магистральной усталостной трещины происходит на рас-

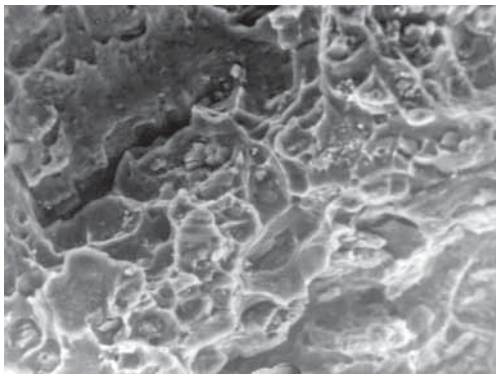


Рис. 4. Фрактограмма поверхности разрушения имплантированного образца из стали 30ХГСН2А по варианту МС + Si в зоне долома при усталостных испытаниях (×480)

стоянии 55...70 мкм от поверхности образца. Совместная имплантация монотектическим сплавом и монотектическим сплавом, легированным оловом, позволяет существенно увеличить глубину расположения очага магистральной усталостной трещины до 450...500 мкм.

Проведенные исследования изменения микротвердости в зависимости от варианта имплантации ионов позволяют судить в основном о характере изменения этой величины, не давая точных значений. Из результатов измерений можно сделать вывод о возрастании средней микротвердости матрицы (сталь 30ХГСН2А) при вариантах имплантации монотектическим сплавом МС и МС + Sn. Совместная имплантация ионов меди, свинца и олова обеспечивает повышение микротвердости в 2,5–3,8 раза в сравнении с контрольными образцами при увеличении толщины слоя с измененными свойствами до 300...450 мкм (рис. 5).

Замеры нанотвердости, проведенные для варианта имплантации МС + Sn, показали, что на расстоянии до 7...10 мкм от поверхности наблюдается существенный прирост значений, подтверждающий наличие

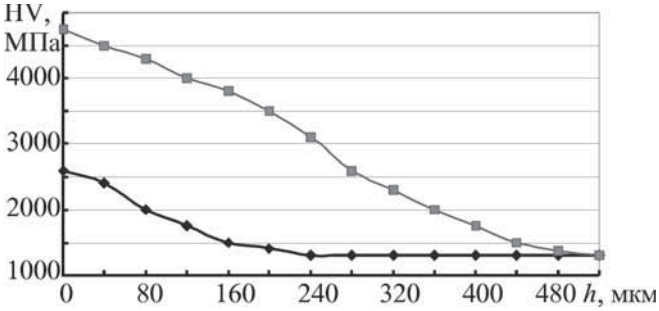


Рис. 5. Распределение микротвердости по глубине стали 30ХГСН2А при имплантации монотектическим сплавом (*1*) и монотектическим сплавом, легированным оловом (*2*)

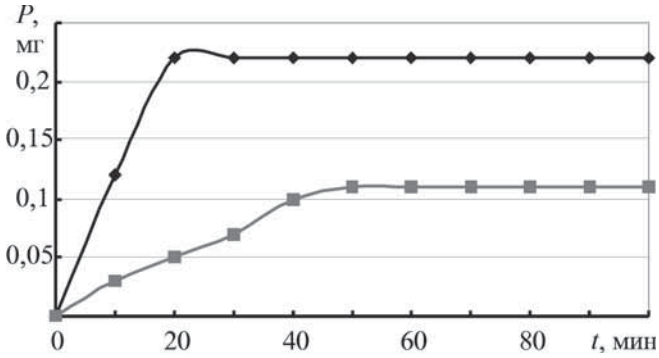


Рис. 6. Кинетические зависимости потери массы при трении образцов стали 30ХГСН2А после различных вариантов имплантации:
1 – МС; *2* – МС + Sn

серьезных искажений кристаллической решетки мишени.

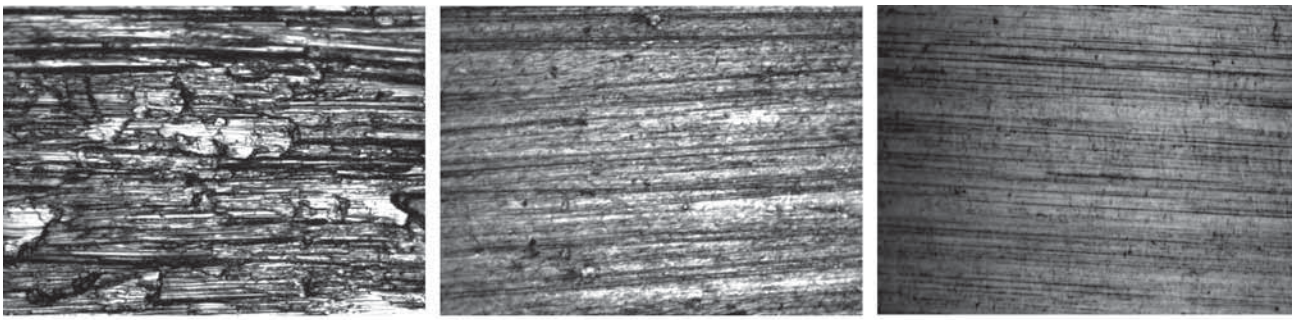
Изучение кинетики изнашивания образцов стали 30ХГСН2А после имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом показало, что она имеет обычный вид для данных условий испытаний (рис. 6). На этих зависимостях можно выделить две стадии: стадию приработки и стадию стабильного изнашивания. Видно, что на стадии стабильного изнашивания скорости потери массы очень малы и близки между собой для обоих вариантов имплантирования.

Установлено, что высокодозовая одновременная имплантация ионами меди, свинца и олова (вариант МС + Sn) стали 30ХГСН2А сокращает стадию приработки и приводит к значительному повышению износостойкости.

На стадии установившегося изнашивания неимплантированных образцов образуются единичные частицы износа вытянутой формы, поперечный размер которых составляет 100...420 мкм. По морфологическим особенностям эти частицы можно отнести к частицам жесткого изнашивания.

Поверхности трения, формирующиеся в результате пластического оттеснения материала с поверхности частицами износа, имеют бороздчатую структуру. Металлографическое исследование поверхности неимплантированных образцов после испытаний на износ выявило задиры и следы разрушения поверхности (рис. 7, *а*). Проявляются вырывы металла.

В случае имплантированных образцов на начальных стадиях испытаний отсутствуют конгломераты частиц износа, наблюдавшиеся при трении неимплантированных образцов, что связано с предварительной модификацией структуры при ионной имплантации. На поверхности образцов, имплантированных монотектическим сплавом, отсутствуют вырывы металла, и отмечается наличие только рисок от контртела (рис. 7, *б* и *в*).



а) *б)* *в)*

Рис. 7. Морфология поверхности образцов из стали 30ХГСН2А после испытаний на износ (×100):
а – неимплантированный образец; *б* – МС; *в* – МС + Sn

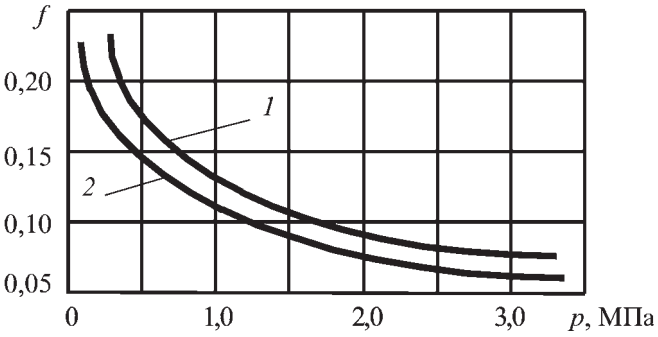


Рис. 8. Зависимости коэффициента трения от номинального контактного давления для образцов после различных вариантов имплантации:
1 – МС; *2* – МС + Sn

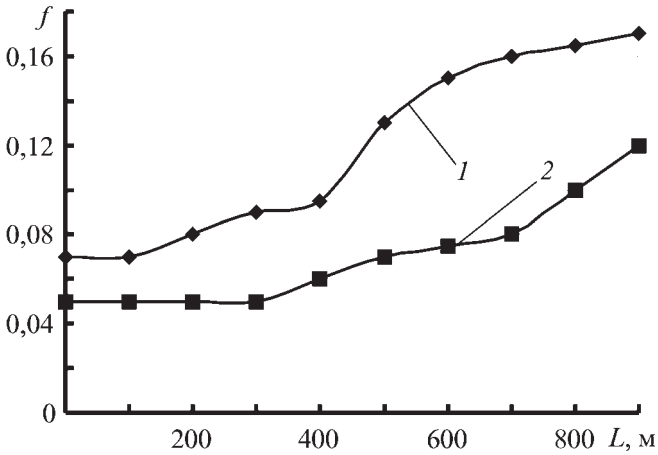


Рис. 9. Зависимости коэффициента трения от пути трения для образцов после различных вариантов имплантации:
1 – МС; *2* – МС + Sn

Триботехнические характеристики материалов значительно зависят от условий испытаний и эксплуатации. На рис. 8 приведены зависимости коэффициента трения от номинального давления при трении без смазки по стали 30ХГСН2А при скорости скольжения 1 м/с. С ростом контактного давления наблюдается снижение коэффициента трения для обоих вариантов имплантации стали 30ХГСН2А. При этом введение олова в состав монотектического сплава меди со свинцом способствует снижению коэффициента трения примерно на 60 % во всем диапазоне номинального давления.

Исследовано влияние пути трения на коэффициент трения образцов, имплантированных монотектическим сплавом и монотектическим сплавом, легированным оловом (рис. 9). Результаты испытаний показали, что при имплантации по варианту МС + Sn существенное увеличение коэффициента трения наблюдается начиная с 700 м пути трения, в то время как при имплантации монотектическим сплавом существенный рост коэффициента трения отмечается уже после 500 м пути.

Концентрационные профили распределения ионов меди, свинца, олова и железа в стали 30ХГСН2А представлены на рис. 10. Можно выделить следующие слои по глубине:

– приповерхностный слой с малой концентрацией меди (глубина 30...40 нм);

– слой с возрастающей концентрацией (50...70 нм);

– слой с высокой концентрацией (100...170 нм);

– слой в конце пробега ионов бора с убывающей их концентрацией имплантированных ионов;

– ненарушенный слой матрицы, имплантируемые элементы отсутствуют.

При имплантации по варианту МС + Sn (см. рис. 10, *б*) с одной стороны отмечается увеличение глубины проникновения ионов в матрицу от 250 до 450 нм, а с другой – в имплантированном слое происходит образование подслоя толщиной 100 нм, в кото-

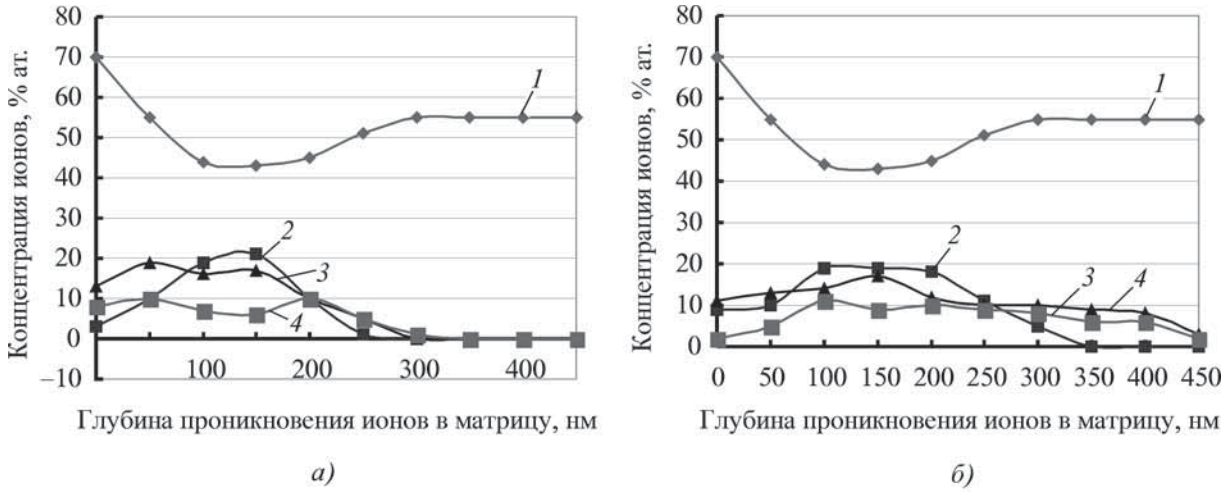


Рис. 10. Концентрационные профили распределения ионов железа (*1*), меди (*2*), свинца (*3*) и олова (*4*) в стали 30ХГСН2А после имплантации по различным вариантам:
а – МС; *б* – МС + Sn

ром кроме элементов матрицы содержатся ионы свинца и олова.

Важным следствием ионной имплантации является возникновение радиационных дефектов. Профили распространения радиационных дефектов по глубине схожи с профилями распределения имплантируемых ионов, но максимум их концентрации всегда расположен ближе к поверхности.

Заключение

Имплантация монотектическим сплавом меди со свинцом, легированным оловом, позволяет на 45...60 % повысить усталость имплантированной стали 30ХГСН2А в сравнении с вариантом имплантации монотектическим сплавом. Повышение усталости имплантированных образцов является следствием увеличения глубины проникновения имплантируемых ионов и торможения дислокаций в имплантированном слое.

При имплантации монотектическим сплавом меди со свинцом, легированным оловом, коэффициент трения стали 30ХГСН2А примерно в 5–6 раз ниже, чем у неимплантированных образцов и сопоставим со значениями, характерными для имплантирования только монотектическим сплавом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гусева М.И.** Ионная имплантация в металлах // Поверхность. Физика, химия, механика. 1986. Т. 2. С. 27.

2. **Владимиров Б.Г., Гусева М.И., Федоров А.В.** и др. Исследование свойств ионно-имплантированных сталей // Поверхность. Физика, химия, механика. 1983. Т. 7. С. 123.

3. **Комаров Ф.Ф.** Ионная имплантация в металлы. М.: Металлургия, 1990. 216 с.

4. **Быковский Ю.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю.** Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

5. **Комаров Ф.Ф., Никифорова Л.Г.** Ионно-лучевая модификация металлов. Минск: БелНИИНТИ, 1990. 64 с.

6. **Троицкий О.А., Баранов Ю.В.** и др. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). В 2-х т. Т. II. Москва–Ижевск: Институт компьютерных исследований, 2004. 468 с.

7. **Овчинников В.В., Якутина С.В.** и др. Влияние имплантирования ионов меди и свинца на свойства стали 30ХГСН2А // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 4. С. 38–45.

УДК 621.9.025

В.П. Табаков, Д.И. Сагитов
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: vpt@ulstu.ru

Исследование влияния износостойких покрытий на тепловое и напряженное состояния резьбонарезного токарного инструмента

Исследованы влияние износостойких покрытий на контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояния резьбонарезного токарного инструмента. Показано влияние износостойких покрытий на температуры и напряжения на контактных площадках и в режущем клине инструмента при профильной и генераторной схемах резания.
Ключевые слова: *резьба, резьбонарезной инструмент, износостойкие покрытия, температура, напряжения.*

Influence of wearproof coatings on contact characteristics of process of cutting, thermal and a tension of the thread-cutting turning tool is investigated. Influence of wearproof coatings on temperatures and pressure on contact platforms and in a cutting wedge of the tool is shown at the profile and generating schemes of cutting.
Keywords: *thread, thread-cutting tool, wearproof coatings, temperature, pressure.*

Процесс нарезания резьбы относится к стесненному резанию, когда на режущий инструмент воздействует сложный комплекс факторов, таких как высокая температура от близко расположенных тепловых источников, большие контактные силовые нагрузки при одновременно работающих двух режущих кромках, механическое повреждение поверхностей.

Высокие температуры и напряжения, а также физико-химические процессы, протекающие на контактных площадках, вызывают интенсивный износ режущего инструмента. Для обеспечения минимального воздействия этих факторов на режущий инструмент и повышения его работоспособности, на его рабочие поверхности наносят износостойкие покрытия [1–3].

В связи с этим были проведены исследования влияния износостойких покрытий на контактные характеристики процесса резания, тепловое и напряженное состояния режущего клина инструмента при нарезании метрической резьбы на заготовках из стали 30ХГСА.

Использовали токарные резьбовые резцы со сменными многогранными пластинами H13A фирмы Sandvik Coromant. На резьбовые пластины методом конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой наносили однослойные покрытия TiN, TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN.

Контактные характеристики процесса резания определяли по методике работы [4], тепловое состояние оценивали по методике работы [5]. Распределение температур и напряжений в режущем клине инструмента строили с помощью пакета прикладных программ ANSYS.

Результаты исследований влияния износостойких покрытий на контактные характеристики процесса резания представлены в табл. 1. Установлено, что нанесение покрытий существенно изменяет контактные характеристики процесса нарезания резьбы.

При нарезании резьбы по генераторной схеме величины составляющих силы резания у инструмента без покрытия и инструментов с покрытиями монотонно увеличиваются от первого прохода к четвертому примерно на 30 %, это обусловлено увеличением площади срезаемого слоя. Наибольшие составляющие силы резания наблюдаются у инструмента без покрытия. Нанесение по-

Таблица 1

Влияние износостойких покрытий на контактные характеристики процесса резания

Покрытие	Номер прохода	P_z, Н	P_y, Н	P_x, Н	C_γ, мм	K_L	q_N, МПа	q_F, МПа	σ_N, МПа	τ_F, МПа
Генераторная схема										
Без покрытия	1	125	61	26	1,53	1,75	193	98	530	144
	2	231	95	31			177	72	476	104
	3	338	129	53			173	66	460	96
	4	448	175	79			172	63	459	79

Окончание табл. 1

Покрытие	Номер прохода	P_z, Н	P_y, Н	P_x, Н	C_γ, мм	K_L	q_N, МПа	q_F, МПа	σ_N, МПа	τ_F, МПа
TiN	1	115	54	20	0,8	1,55	338	160	1121	247
	2	215	82	32			315	119	1008	181
	3	320	120	40			312	113	995	172
	4	422	164	70			308	111	963	169
TiCrN	1	117	54	22	0,81	1,58	340	161	1126	247
	2	214	84	36			310	122	966	186
	3	312	123	43			300	115	963	176
	4	423	166	73			284	112	914	171
TiCrAlN	1	118	55	23	0,84	1,66	331	159	1092	244
	2	216	86	39			301	122	968	187
	3	314	123	45			292	112	928	171
	4	426	167	80			276	110	885	169
TiCrZrN	1	121	56	23	0,89	1,72	320	152	1039	233
	2	210	88	46			278	122	884	187
	3	316	125	51			277	109	872	166
	4	426	169	83			260	106	824	162
Профильная схема										
Без покрытия	1	150	73	31	0,75	2,10	229	115	647	170
	2	277	114	37			210	80	575	118
	3	406	155	64			204	73	554	107
	4	538	210	95			188	70	512	102
TiN	1	138	65	24	0,40	1,86	392	176	1331	273
	2	258	98	38			364	128	1185	196
	3	384	144	48			361	122	1168	186
	4	506	197	84			330	119	1079	183
TiCrN	1	140	65	26	0,41	1,89	388	174	1308	269
	2	257	101	43			352	131	1148	201
	3	374	148	52			342	124	1111	189
	4	508	199	88			323	120	1055	184
TiCrAlN	1	142	66	28	0,42	2,00	373	172	1265	266
	2	259	103	47			350	134	1146	206
	3	377	148	54			336	121	1090	186
	4	511	200	96			318	119	1040	182
TiCrZnN	1	145	67	28	0,45	2,06	370	171	1228	263
	2	252	106	55			315	133	1029	205
	3	379	150	61			304	112	970	171
	4	511	203	100			277	109	918	166

крытия TiN уменьшает составляющие силы резания на 6...8 %.

При переходе от одноэлементного покрытия к многоэлементным наблюдается незначительное повышение составляющих силы резания на 2...5 % в зависимости от состава покрытия. Меньшее значение составляющих сил резания для резцов с покрытиями свидетельствует о меньшей силовой напряженности и более легких условиях работы инструмента в процессе стесненного резания при нанесении покрытий.

Нанесение износостойких покрытий изменяет длину контакта стружки по передней поверхности инструмента C_γ на 42...48 % в зависимости от состава покрытия. При переходе от одноэлементного к многоэлементным покрытиям длина контакта постепенно увеличивается от 2 до 10 %.

Установлено, что максимальный коэффициент укорочения стружки K_L наблюдается у инструмента без покрытия. Для инструмента с покрытием TiN данная величина меньше на 13 %. При переходе от одноэлементного покрытия TiN к многоэлементным TiCrAlN и TiCrZrN наблюдается рост K_L на 7,5 и 10 % соответственно.

При профильной и генераторной схемах резания наблюдаются общие закономерности влияния покрытий на контактные характеристики процесса резания. В то же время (см. табл. 1) составляющие силы резания и коэффициент укорочения стружки при профильной схеме резания больше, чем при генераторной на 20 %.

Нанесение покрытий оказывает существенное влияние на средние контактные удельные нагрузки и контактные напряжения. Как видно из табл. 1, средние контактные нагрузки монотонно уменьшаются от первого прохода к последнему в среднем на 10...20 % при генераторной и на 20...30 % при профильной схемах резания. Это связано с увеличением площади срезаемого слоя от прохода к проходу.

Нанесение покрытия TiN ведет к повышению средних нормальных нагрузок q_N в 1,75 раза и нормальных напряжений σ_N в 1,2 раза в сравнении с инструментом без покрытия. Нанесение покрытий TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN, обеспечивающих большую длину контакта C_γ, чем покрытие TiN, способствует снижению значений q_N и σ_N. Данные тенденции сохраняются и для касательных удельных нагрузок q_F и касательных напряжений τ_F.

Тепловое состояние инструмента оценивали по интенсивности тепловых источников, мощности тепловых потоков, температуре на контактных площадках и в режущем клине инструмента. Для определения интенсивности тепловых потоков была выбрана экспериментально-аналитическая методика определения температур в инструменте, предложенная А.Н. Резниковым [5].

Данная методика позволяет достаточно точно определить интенсивность тепловых потоков в режущем клине инструмента. Результаты влияния износостойких покрытий на тепловые характеристики процесса нарезания резьбы приведены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, мощности тепловых потоков по передней $Q_п$ и задней $Q_з$ поверхностям режущего инструмента возрастают от первого прохода к последнему. Нанесение покрытия TiN снижает мощность теплового потока $Q_п$ в зависимости от прохода в сравнении с инструментом без покрытия на 13...17 % при профильной схеме и на 30...50 % при генераторной схеме нарезания резьбы.

Применение износостойких многоэлементных покрытий TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN вызывает небольшое увеличение мощностей тепловых потоков в сравнении с покрытием TiN. В сравнении с инструментом без покрытия нанесение многоэлементных покрытий снижает мощность теплового потока $Q_п$ на 10...14 % при профильной и на 32...40 % при генераторной схемах нарезания резьбы. Влияние покрытий на мощность тепловых потоков по задней поверхности $Q_з$ аналогично приведенному выше.

Большая длина контакта C_γ для инструмента с покрытиями TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN способствует снижению интенсивности теплового потока по передней поверхности $q_п$ как при профильной, так и при генераторной схемах резания в сравнении с инструментом без покрытия. Для инструмента с покрытием TiN характерно некоторое увеличение интенсивности теплового потока по передней поверхности $q_п$, что связано с уменьшением длины контакта по передней поверхности C_γ. Интенсив-

Таблица 2

Влияние износостойких покрытий на тепловые характеристики процесса нарезания резьбы

Покрытие	Номер прохода	$Q_п \cdot 10^{-6}$, Вт	$Q_з \cdot 10^{-6}$, Вт	$q_п \cdot 10^6$, Вт/м^2	$q_з \cdot 10^6$, Вт/м^2	$T_{п.ср}$, °С	$T_{з.ср}$, °С
Без покрытия	1	66,24 / 45,74	–1,15 / –1,06	23,45 / 15,21	–26,96 / –17,33	758,7 / 625,5	399,2 / 324,9
	2	69,33 / 47,59	–1,16 / –1,08	21,48 / 10,35	–24,70 / –11,79	774,5 / 638,3	405,6 / 341,1
	3	74,56 / 50,01	–1,18 / –1,11	19,90 / 8,59	–22,88 / –9,79	793,9 / 655,8	431,2 / 358,6
	4	78,58 / 55,36	–1,21 / –1,14	17,35 / 6,82	–19,95 / –7,77	812,1 / 673,7	449,8 / 361,2

Окончание табл. 2

Покрытие	Номер прохода	$Q_п \cdot 10^{-6}$, Вт	$Q_з \cdot 10^{-6}$, Вт	$q_п \cdot 10^6$, Вт/м^2	$q_з \cdot 10^6$, Вт/м^2	$T_{п.ср}$, °С	$T_{з.ср}$, °С
TiN	1	56,10 / 30,24	–0,75 / –0,58	26,31 / 15,98	–29,99 / –18,53	705,7 / 580,5	331,1 / 294,6
	2	60,74 / 33,95	–0,79 / –0,62	24,86 / 12,65	–28,34 / –14,67	726,4 / 602,7	401,1 / 304,2
	3	64,59 / 38,03	–0,84 / –0,69	22,54 / 9,80	–25,69 / –11,36	751,5 / 621,3	415,6 / 331,8
	4	69,41 / 43,06	–0,88 / –0,74	21,08 / 6,97	–24,03 / –8,08	775,8 / 635,9	427,8 / 339,8
TiCrN	1	58,22 / 31,18	–0,77 / –0,61	22,62 / 11,57	–26,51 / –13,42	716,3 / 591,1	342,2 / 308,1
	2	62,68 / 34,25	–0,80 / –0,65	20,48 / 8,10	–24,16 / –9,39	747,4 / 615,8	412,8 / 317,4
	3	67,38 / 40,78	–0,86 / –0,71	18,81 / 6,01	–22,19 / –7,61	771,1 / 634,2	424,9 / 344,1
	4	71,69 / 42,86	–0,89 / –0,77	16,58 / 5,04	–19,56 / –6,84	782,2 / 648,1	436,5 / 341,2
TiCrAlN	1	60,11 / 32,12	–0,78 / –0,64	19,84 / 11,00	–23,59 / –13,13	721,1 / 599,6	348,8 / 314,1
	2	62,32 / 33,58	–0,82 / –0,66	18,12 / 8,05	–21,84 / –9,66	752,3 / 618,9	417,6 / 325,8
	3	65,01 / 35,02	–0,86 / –0,70	16,74 / 6,01	–20,09 / –7,21	778,4 / 639,0	428,7 / 348,0
	4	67,45 / 38,17	–0,90 / –0,78	15,35 / 5,00	–18,42 / –6,15	786,4 / 653,2	435,0 / 349,7
TiCrZrN	1	61,23 / 31,80	–0,78 / –0,63	18,56 / 11,00	–29,99 / –18,53	724,9 / 607,1	354,1 / 320,0
	2	63,45 / 35,03	–0,82 / –0,67	17,94 / 8,00	–21,53 / –9,63	756,2 / 622,8	420,1 / 330,0
	3	66,98 / 36,54	–0,86 / –0,71	16,21 / 5,80	–19,45 / –6,95	781,9 / 645,0	430,7 / 350,6
	4	68,45 / 40,65	–0,91 / –0,80	15,34 / 5,00	–18,00 / –5,98	789,5 / 652,8	437,4 / 355,5

Примечание. В числителе указано значение параметров при профильной схеме, в знаменателе – при генераторной схеме нарезания резьбы.

ность теплового потока по задней поверхности $q_з$ изменяется аналогичным образом.

Изменение мощностей тепловых потоков и их интенсивности приводит к изменению контактных температур, действующих на передней и задней поверхностях режущего инструмента. Покрытие TiN уменьшает среднюю контактную температуру на передней $T_{п.ср}$ и задней $T_{з.ср}$ поверхностях инструмента соответственно на 6 и 15 %, нанесение многоэлементных покрытий TiCrN, TiCrAlN и TiCrZrN вызывает некоторое повышение температур в сравнении с покрытием TiN на 1...3 %. Среди режущих инструментов с покрытиями наибольшие температуры на передней $T_{п.ср}$ и задней $T_{з.ср}$ поверхностях характерны для покрытия TiCrZrN.

Для исследования температурных полей в режущем клине инструмента была разработана трехмерная модель

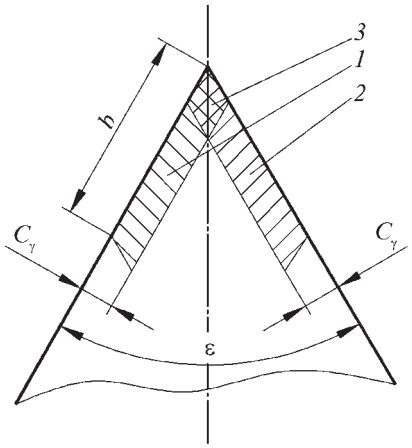


Рис. 1. Схема приложения тепловых потоков на контактные поверхности режущего инструмента

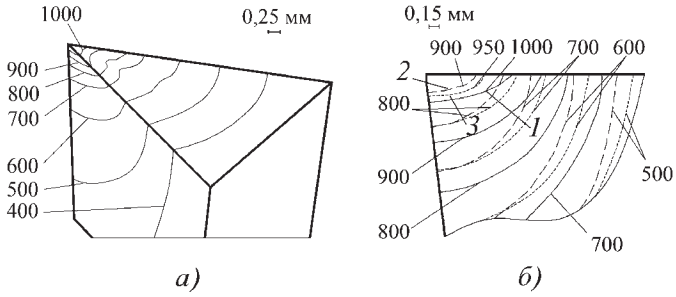


Рис. 2. Распределение температур, ° С:
а – на контактных площадках инструмента без покрытия; *б* – в главной секущей плоскости инструмента без покрытия (*1*), с покрытиями TiN (*2*) и TiCrZrN (*3*)

режущего клина инструмента, на контактные площадки которой прикладывали тепловые потоки, рассчитанные по методике работы [5]. Схема наложения тепловых потоков показана на рис. 1.

Передняя поверхность резца была разбита на три участка соответственно *1*, *2* и *3*, площади которых определяли как:

$$S_1 = S_2 = C_\gamma(b - C_\gamma)/\sin\varepsilon,$$

$$S_3 = C_\gamma^2/\sin\varepsilon,$$

где b – ширина срезаемого слоя, мм;

ε – угол при вершине инструмента, ° (для метрических резьб 60°).

Данный подход в построении температурных полей позволяет учитывать особенности стесненных условий процесса нарезания резьбы, изменение длины контакта C_γ при нанесении покрытий и многопроходность процесса нарезания резьбы.

Расчет температурных полей в режущем клине резца проводили для профильной схемы. Результаты расчета для инструментов без покрытия и с покрытиями представлены на рис. 2, 3.

Наибольшие контактные температуры на передней поверхности для резцов без покрытия и с покрытиями имели место на участке *3*, для которого характерно наложение тепловых потоков участков *1* и *2*. Затрудненный теплоотвод и стружкоудаление на данном участке приводят к повышению температуры у вершины инструмента.

Нанесение покрытий позволяет снизить температуру на контактных площадках инструмента. Наибольшее снижение температуры наблюдается при нанесении покрытия TiN (см. рис. 2, *б*). Уменьшение длины контакта стружки по передней поверхности C_γ при нанесении покрытия TiN приводит к смещению изотерм температуры к задней поверхности режущего инструмента.

Применение покрытий TiCrN и TiCrZrN также приводит к уменьшению температуры резания в сравнении с инструментом без покрытия. Увеличение длины контакта C_γ для резцов с покрытиями TiCrN и TiCrZrN приводит к смещению изотерм температурных полей в режущем клине инструмента в сторону от задней поверхности и режущих кромок инструмента (см. рис. 2, *б*).

Увеличение мощности теплового источника на передней поверхности при нанесении многоэлементных покрытий способствует большему прогреву инструмента, что проявляется в смещении изотерм температуры от передней поверхности в глубь инструмента. Как видно из рис. 3, режущая кромка инструмента без покрытия находится в более неблагоприятных тепловых условиях, чем у инструментов с покрытиями. Покрытие TiN снижает температуру на режущей кромке в 1,1–1,5 раза в зависимости от расстояния рассматриваемой точки на режущей кромке до вершины инструмента. Для резцов с многоэлементными покрытиями TiCrN и TiCrZrN характерно повышение температуры вдоль режущей кромки в сравнении с покрытием TiN на 5...25 %.

Анализ полученных данных показывает, что наилучшее тепловое состояние режущего клина инструмента обеспечивает покрытие TiCrZrN, которое, несмотря на небольшое повышение контактной температуры на передней поверхности в сравнении с покрытием TiN, смещает изотермы температур от режущих кромок в глубь

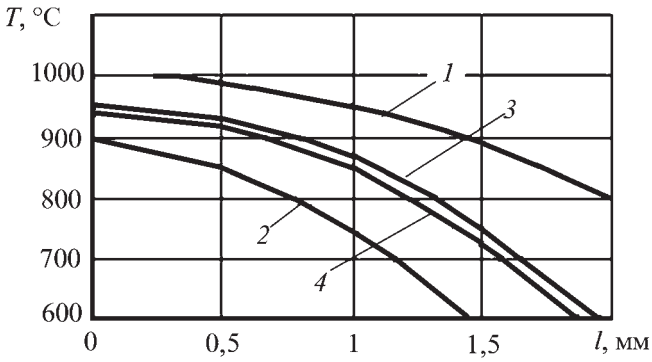


Рис. 3. Распределение температур, ° С, вдоль режущей кромки инструмента:
1 – без покрытия; *2* – TiN; *3* – TiCrN; *4* – TiCrZrN

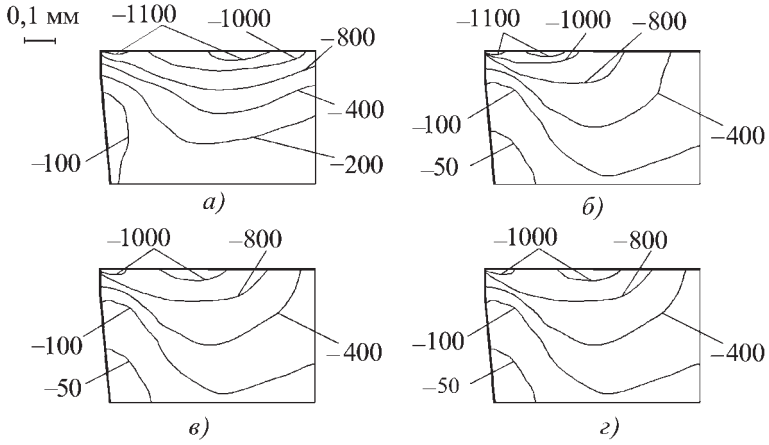


Рис. 4. Распределение напряжений, МПа, в режущем клине инструмента:
а – без покрытия; *б* – TiN; *в* – TiCrN; *г* – TiCrZrN

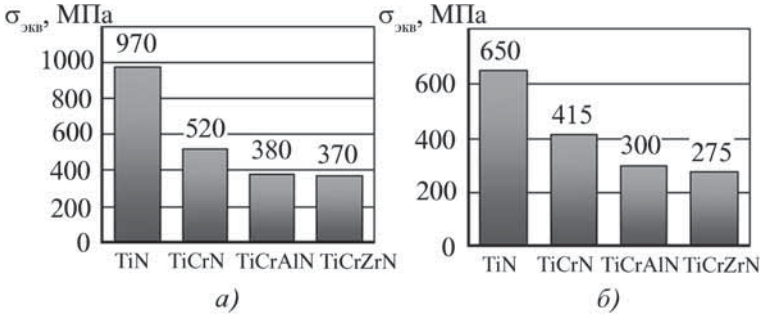


Рис. 5. Влияние состава покрытий на распределение эквивалентных напряжений:
а – у вершины режущего клина инструмента; б – на середине длины контакта C_γ

инструмента, что приводит к снижению теплонапряженности у вершины инструмента.

При оценке напряженного состояния режущего клина инструмента рассчитывали напряжения σ_x, σ_y, τ_{xy} в режущем клине инструмента, по которым определяли величины эквивалентных напряжений $\sigma_{экв}$ и нормальные напряжения в материале покрытия σ_1 [6]. Распределение напряжений σ_x в режущем клине инструментов без покрытия и с покрытиями представлены на рис. 4.

Установлено, что уменьшение составляющих сил резания при использовании покрытия TiN ведет к снижению напряжений в режущем клине инструмента, а снижение длины контакта C_γ сдвигает изобары напряжений к режущей кромке инструмента. Нанесение покрытий TiCrN и TiCrZrN в сравнении с покрытием TiN способствует уменьшению напряжений σ_x и смещению изобар напряжений в сторону от задней поверхности и режущих кромок инструмента.

Результаты расчетов эквивалентных напряжений в режущем клине инструмента (рис. 5) показали, что наибольшее $\sigma_{экв}$ соответствует инструменту без покрытия, для которого характерны более высокие значения температур, составляющих сил резания, длины контакта и коэффициента укорочения стружки.

Применение покрытия TiN позволяет снизить эквивалентные напряжения $\sigma_{экв}$ в 1,86 раза у вершины инструмента и в 1,56 раза на середине длины контакта в сравнении с инструментом без покрытия. Повышение длины контакта C_γ в сравнении с покрытием TiN при нанесении покрытий TiCrN и TiCrZrN еще в большей степени снижают эквивалентные напряжения – в 2,1 и 2,3 раза соответственно.

В процессе резания в покрытиях возникают сжимающие нормальные напряжения, которые неравномерно распределены вдоль передней поверхности и имеют максимальные значения на участке передней поверхности, равные (0,2...0,3) C_γ. Наименьшая величина σ_1 характерна для покрытия TiN. Для покрытий TiCrN и TiCrZrN они выше соответственно в 2,5 и 2,8 раза.

Высокий уровень сжимающих напряжений, действующих в многоэлементных покрытиях, способствует торможению процессов образования и развития трещин в материале покрытия и его разрушению в сравнении с покрытием TiN.

Анализ полученных результатов позволяет отметить следующее: выявленные закономерности влияния покрытий на тепловое и напряженное состояния при нарезании резьбы аналогичны тем, что имеют место при продольном точении заготовок [4]; наилучшее тепловое и напряженное состояния токарных резьбовых резцов обеспечивает многоэлементное покрытие TiCrZrN.

На основе проведенных исследований были сформулированы требования и разработаны многослойные покрытия [7, 8] для резьбонарезного режущего инструмента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Износостойкие** ионно-плазменные покрытия режущего инструмента и технологии их нанесения / В.П. Табаков, М.Ю. Смирнов, А.В. Циркин, А.В. Чихранов // Технология машиностроения. 2007. № 1. С. 22–28.

2. **Верещака А.С., Верещака А.А.** Повышение эффективности инструмента путем управления составом, структурой и свойствами покрытий // Упрочняющие технологии и покрытия. 2005. № 9. С. 9–18.

3. **Григорьев С.Н., Волосова М.А.** Технологические принципы осаждения износостойких покрытий для применения в инструментальном производстве // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. № 6. С. 37–42.

4. **Табаков В.П.** Влияние состава износостойкого покрытия на контактные, тепловые параметры и изнашивание режущего инструмента // СТИН. 1997. № 10. С. 20–24.

5. **Резников А.Н.** Теплофизика процессов механической обработки металлов. М.: Машиностроение, 1981. 286 с.

6. **Лоладзе Т.Н.** Прочность и износостойкость режущего инструмента. М.: Машиностроение, 1982. 320 с.

7. **Пат. 2410466 РФ.** Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, А.В. Циркин, М.Ю. Смирнов, Д.И. Сагитов. № 2009141122/02; заявл. 06.11.09; опубл. 27.01.11, Бюл. № 3.

8. **Пат. 2410467 РФ.** Способ получения многослойного покрытия для режущего инструмента / В.П. Табаков, А.В. Циркин, М.Ю. Смирнов, Д.И. Сагитов. № 2009141156/02; заявл. 06.11.09; опубл. 27.01.11, Бюл. № 3.

Министерство образования и науки РФ, ФГБОУ ВПО "Государственный университет – учебно-научно-производственный комплекс", Технологический институт им. Н.Н. Поликарпова, ФГБОУ ВПО "Госуниверситет-УНПК", Российский фонд фундаментальных исследований, Правительство Орловской области, Российская академия наук, Российская инженерная академия, Российская академия космонавтики им. К.Э. Циолковского, Академия наук авиации и воздухоплавания, Национальная академия наук Беларуси, Ассоциация технологов-машиностроителей, Ассоциация технологов-машиностроителей Украины, Ассоциация инженеров-трибологов, ООО "Издательство Машиностроение", Издательский дом "Спектр"

Russia, Orel

Technology 2012

проводят

XV Международную научно-техническую конференцию

"Фундаментальные проблемы техники и технологии" "Технология – 2012",

посвященную

120-летию со дня рождения Н.Н. Поликарпова

5–8 июня 2012 г. *г. Орел*

НАУЧНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ КОНФЕРЕНЦИИ

По кодам классификатора РФФИ	Фундаментальные проблемы
◆ **01-412** Контактное взаимодействие;	◆ технологии механической и физико-технической обработки деталей машин;
◆ **08-101** Прочность, живучесть и разрушение материалов и конструкций;	◆ технологического обеспечения несущей способности упрочняющими технологиями и покрытиями;
◆ **08-102** Механика технологических процессов;	◆ моделирования физических явлений и технических систем при обработке и эксплуатации изделий;
◆ **08-103** Трибология;	◆ контроля, диагностики и мониторинга технических систем и объектов;
◆ **08-107** Мехатроника и робототехника;	◆ трибологии, трения, износа, смазки в машинах и механизмах;
◆ **08-205** Разработка новых конструкционных материалов и покрытий;	◆ динамики и прочности, расчета и проектирования деталей, узлов, машин, аппаратов и механизмов;
◆ **08-206** Нано- и мембранные технологии;	◆ управления качеством;
◆ **08-601** Теория, методы проектирования и эффективность функционирования технических систем;	◆ легкой и пищевой промышленности;
◆ **08-602** Моделирование технических систем;	◆ ресурсо- и энергосбережения в промышленности;
◆ **08-603** Надежность и отказоустойчивость технических систем. Диагностика технического состояния и испытания	◆ инновационного развития и кадрового обеспечения современного производства

Электронный адрес оргкомитета конференции:

http://www/tiostu.ru/science/conference/technology_2012.php

E-mail: niotiostu@gmail.com

УДК 537.9:621.793

А.Я. Колпаков, А.И. Поплавский, М.Е. Галкина, И.В. Суджанская, О.Ю. Мерчанский
(Белгородский государственный национальный исследовательский университет)
E-mail: kolpakov@bsu.edu.ru

Влияние угла наклона плазменного потока углерода к подложке и последующего отжига на внутренние напряжения и структуру углеродных наноразмерных покрытий, полученных импульсным вакуумно-дуговым методом*

Исследованы влияние угла наклона плазменного потока углерода к подложке на внутренние напряжения, возникающие в алмазоподобных углеродных покрытиях, а также динамика их изменения в процессе последующего отжига на воздухе. Установлено, что увеличение угла от 0 до 70° позволяет снизить внутренние напряжения более чем в 2 раза. Выявлено, что при отжиге покрытий толщиной менее 100 нм основное значение в снижении внутренних напряжений играет температура, а не время термического воздействия. Установлено, что угол наклона плазменного потока углерода к подложке влияет на соотношения углеродных связей в аморфной матрице покрытия, образованных за счет sp^2- и sp^3-гибридизации электронных орбиталей. Предложено объяснение полученных результатов, основанное на анализе процессов генерации и миграции радиационных дефектов.

Ключевые слова: *алмазоподобные углеродные покрытия, отжиг, внутренние напряжения, структура.*

Influence of incidence angle of carbon plasma flow to the substrate on internal stresses arise in the nano-size diamond-like carbon coatings, as well as the dynamics of their changes during subsequent annealing in air was investigated. Established that the increase of incidence angle from 0 to 70° reduces internal stresses of more than 2 times. During annealing of the coatings thickness of less than 100 nm fundamental importance in reducing the internal stress play of the temperature, and not the time thermal effects. The slope angle of the plasma flow of carbon to the substrate affects the ratio of carbon bonds in the amorphous matrix of coating formed at the expense of sp^2- and sp^3-hybridization of electronic orbitals. An explanation of the results based on an analysis of the processes of generation and migration of radiation defects was proposed.

Keywords: *diamond-like carbon coatings, annealing, internal stress, structure.*

Введение

Алмазоподобные углеродные (АПУ) покрытия применяются в качестве износо- и коррозионно-стойких, и антифрикционных покрытий, кроме того, они обладают высокой биоинертностью и могут использоваться для повышения биосовместимости имплантатов. Однако характерной особенностью этих покрытий являются высокие значения внутренних сжимающих напряжений, которые могут приводить к деформации подложки или процессам отслаивания покрытия, что в значительной степени ограничивает область их применения, например в микромеханике и нанотехнологии.

По мнению большинства исследователей, аномально высокие внутренние напряжения в АПУ-покрытиях, получаемых в неравновесных условиях при низкой температуре подложки (< 150 °С) и энергии ионов углерода в диапазоне 50...100 эВ, имеют структурный характер [1], и их возникновение связывают с процессами генерации и эволюции радиационных дефектов [2, 3].

Ранее установлено, что увеличение угла наклона плазменного потока углерода к подложке позволяет существенно снизить внутренние напряжения в покрытии [4]. Однако достаточно полного объяснения причин установленного эффекта в настоящее время не имеется.

* Работа выполнена в рамках ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг. по направлению "Нанотехнологии и наноматериалы", государственный контракт № П924 от 26.05.2010 г.

Общепринятым методом снижения внутренних напряжений является контролируемый отжиг. В работе [3] показано, что отжиг сверхтвердых углеродных покрытий, получаемых импульсным вакуумно-дуговым методом на подложках из коррозионно-стойкой стали, позволяет снизить внутренние напряжения на 50 %.

В данной работе исследовали углеродные покрытия толщиной порядка 1 мкм, полученные в таких условиях, когда поверхность подложки перпендикулярна к оси импульсного плазменного потока углерода. Отжиг проводили в течение 1 ч. Установлено, что характер изменения внутренних напряжений при отжиге зависит от условий получения покрытий, в частности от температуры подложки в процессе формирования.

Цель работы – исследование влияния угла наклона плазменного потока углерода к подложке и последующего отжига на внутренние напряжения в АПУ-покрытиях нанометровой толщины, полученных импульсным вакуумно-дуговым методом. Это позволит расширить представления о механизмах возникновения и релаксации внутренних напряжений в покрытиях.

В случае использования импульсного метода формирования АПУ-покрытия нет необходимости в применении дополнительного электростатического ускорения ионов путем подачи отрицательного потенциала на подложку, поэтому влияние угла наклона плазменного потока на внутренние напряжения может проявляться более явно. Кроме того, необходимо установить динамику изменения внутренних напряжений от времени отжига при различных температурах, что позволит определить основные параметры отжига (температуру и время) и прогнозировать поведение покрытия в реальных условиях термического воздействия на воздухе.

Методика проведения исследований

АПУ-покрытия толщиной 80...100 нм осаждали на образцы, изготовленные из монокристаллического кремния марки КЭФ-4.5 (ЕТО.035.206 ТУ), размером 10×90×0,45 мм на установке УВНИПА-1-001. Вакуумную камеру откачивали до давления не выше 10^{-3} Па. Предварительно образцы подвергали ионному травлению ионами аргона с использованием ионного источника ИИ-4-0.15 в течение 10 мин при напряжении разряда 2 кВ, силе тока разряда 80 мА.

Формирование АПУ-покрытия проводили с использованием импульсного источника углеродной плазмы, подробно описанного в работе [5], при следующих параметрах: емкость накопителя 1000 мкФ; напряжение зарядки накопителя 300 В; частота следования импульсов разряда 2,5 Гц. Угол наклона плазменного потока относительно подложки устанавливали путем поворота подложки относительно геометрической оси плазменного потока углерода в пределах от 0 (ось потока плазмы нормальна к поверхности подложки) до 70°. При этом максимальная производительность составляла 0,5 и 0,1 нм/имп. соответственно.

Отжиг покрытий проводили в муфельной печи компании Nabertherm в диапазоне температур 100...350 °С в течение 1...60 мин в атмосфере воздуха. При температурах выше 350 °С в атмосфере воздуха начинается процесс окисления углеродного покрытия, приводящий к уменьшению толщины.

Значения внутренних напряжений σ определяли по величине прогиба образцов с покрытием, используя формулу Стоуни [6], так как использование рентгеновских или электронно-микроскопических методов, основанных на определении изменений постоянных кристаллической решетки, вызванных напряженным состоянием, в случае неупорядоченной структуры аморфного АПУ-покрытия не представляется возможным. Такая методика применяется в большинстве работ, посвященных исследованиям внутренних напряжений в АПУ-покрытиях [3, 7, 8], при этом используют приведенную формулу Стоуни для случая двухосного симметричного напряженного состояния в покрытии:

$$\sigma = \frac{Ed^2}{6(1-\nu)Rh}, \qquad (1)$$

где E – модуль упругости подложки;

d – толщина подложки;

ν – коэффициент Пуассона подложки;

R – радиус кривизны подложки вследствие изгиба;

h – толщина покрытия.

Определение средней величины внутренних напряжений в покрытии производится путем измерения радиуса кривизны подложки R до и после процесса нанесения покрытия. Необходимо отметить, что формула (1) применима в том случае, когда толщина покрытия h существенно меньше толщины подложки d.

На рис. 1 приведена принципиальная схема измерения радиуса кривизны R подложки с АПУ-покрытием. Один конец кремниевой подложки *1* с углеродным покрытием жестко закрепляли, на другой конец с полированной зеркальной поверхностью направляли луч лазера *2*, отраженный от полупрозрачного зеркала *3*. На шкале *4* фиксировали положение луча лазера, отраженного от подложки без покрытия и с углеродным покрытием. Расстояние между этими положениями соответствует отрезку *B*. Угол α, необ-

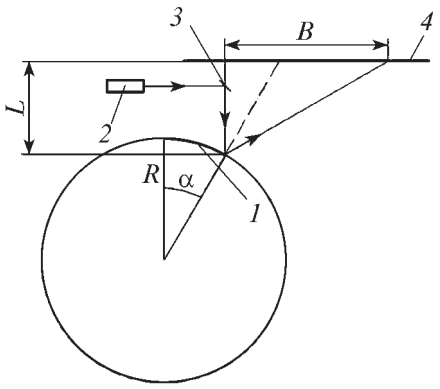


Рис. 1. Принципиальная схема измерения радиуса кривизны подложки с углеродным покрытием:
1 – подложка из кремния с покрытием; *2* – лазер; *3* – полупрозрачное зеркало; *4* – шкала

ходимый для определения радиуса кривизны подложки *R*, рассчитывали по формуле

$$\operatorname{arctg}\frac{B}{L}=2\alpha, \qquad (2)$$

где *B* – расстояние на шкале между положениями луча лазера, отраженного от подложки без покрытия и с покрытием;

L – расстояние от края подложки до шкалы.

Погрешность измерения радиуса кривизны подложки составила 2 %. Толщину покрытия контролировали в трех местах (на краях и посередине подложки) по величине ступени, создаваемой специальной маской с использованием сканирующего зондового микроскопа "Смена-А".

Погрешность измерения толщины покрытия составила 6,5 %, суммарная относительная погрешность определения внутренних напряжений – 6,8 %. При обработке результатов влияния отжига на внутренние напряжения использовали относительные единицы, что позволило исключить погрешность, связанную с измерением толщины покрытий, и привести зависимости к общему виду.

Методом *спектроскопии характеристических потерь энергии электронов* (СХПЭЭ) с использованием просвечивающего электронного микроскопа "Tecnai G2 F20 S-TWIN" получены спектры потерь энергии электронов в режиме на просвет, которые обусловлены возбуждением плазмона, а также возбуждением электронов внутренних оболочек элементов углеродной матрицы.

Спектры получены при ускоряющем напряжении 200 кВ с разрешением по энергии 0,7 эВ. Для проведения этих исследований АПУ-покрытия толщиной 80 нм напыляли на свежий скол монокристалла NaCl с последующим их отделением по стандартной методике.

Для моделирования процессов взаимодействия ускоренных ионов углерода с поверхностью покрытия использовали программу компьютерного моделирования SRIM-2010 [9].

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2, *а* приведена зависимость величины внутренних напряжений σ от угла наклона плазменного потока к поверхности подложки θ. Внутренние напряжения имеют наибольшее значение (13 ГПа) в том случае, когда плазменный поток углеродной плазмы нормален к поверхности подложки. Увеличение угла наклона до 70° позволяет снизить внутренние напряжения более чем в 2 раза (6 ГПа).

Так как величина внутренних напряжений коррелирует с содержанием в аморфном углеродном покрытии атомных связей, образованных за счет sp^3-гибридизации электронных орбиталей (sp^3-фаза) [1], в данной работе были проведены исследования структуры покрытий методом СХПЭЭ.

Спектр покрытия, осажденного в прямом потоке углеродной плазмы, подобен спектру натурального алмаза и имеет один пик, указывающий на то, что

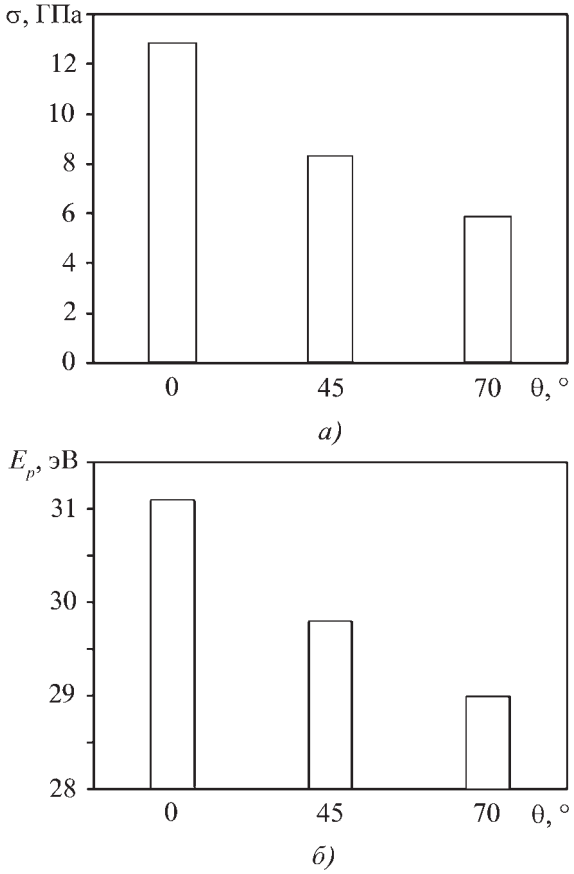


Рис. 2. Зависимости внутренних напряжений (*а*) и энергии плазмона (*б*) от угла наклона плазменного потока к поверхности подложки

матрица состоит из атомов углерода, связанных между собой σ-связью. Однако пик, присущий углеродному покрытию, более широкий, чем пик алмаза, это может быть связано с тем, что межатомные расстояния σ-связи в покрытии непостоянны.

В спектре покрытия, осажденного при наклоне оси плазменного потока к подложке на угол 70°, появляется небольшой π-пик, который свидетельствует о том, что между атомами углеродной матрицы существует небольшое количество связей, образованных за счет sp^2-гибридизации электронных орбиталей, присущих графиту (sp^2-фаза). Низкоэнергетичная часть спектра потерь энергии электронов вызвана возбуждением валентных электронов образца и позволяет определить энергию плазмона.

Величина энергии плазмона связана с локальной плотностью валентных электронов [10] и коррелирует с плотностью покрытия, а значит, является хорошим индикатором изменения доли sp^3-фазы в покрытии при изменении технологических параметров осаждения, например энергии ионов углерода [7].

Выражение для энергии плазмона имеет следующий вид [10]:

$$E_p = \frac{h}{2\pi}\sqrt{\frac{ne^2}{\varepsilon_0 m}}, \qquad (3)$$

где h, e, ε_0 – константы;

n – число электронов внешней оболочки (валентных электронов) в единице объема;

m – их эффективная масса.

Энергия плазмона алмаза и графита составляет 34 и 27 эВ соответственно [11]. На рис. 2, *б* представлена зависимость энергии плазмона E_p от угла наклона плазменного потока к подложке θ, согласно которой увеличение угла θ приводит к формированию покрытий с более низкими значениями энергии плазмона, что свидетельствует об увеличении доли sp^2-фазы в покрытии.

Таким образом, угол наклона плазменного потока к поверхности подложки оказывает существенное влияние на внутренние напряжения и соотношение атомных связей с sp^2- и sp^3-гибридизацией в АПУ-покрытии.

Для объяснения полученных результатов было проведено компьютерное моделирование процессов взаимодействия ускоренных частиц с мишенью при помощи программы SRIM-2010 [9]. На рис. 3 приведено распределение по глубине имплантированных и смещенных с поверхности атомов углерода, которые определяют как процесс уплотнения формируемого покрытия, так и возникновение в нем внутренних сжимающих напряжений, вызванных "распуханием" (увеличением объема) покрытия, обусловленного различным дилатационным объемом частичных вакансий и частичных межузельных атомов.

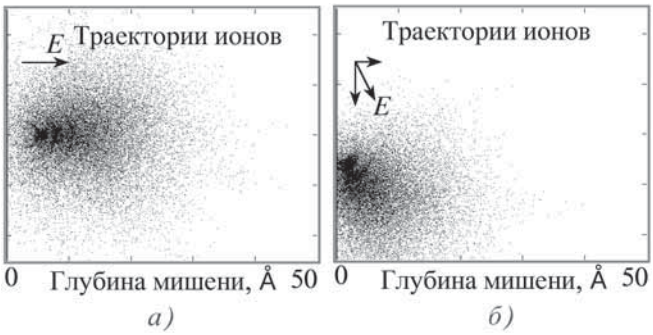


Рис. 3. Распределение по глубине имплантированных и смещенных с поверхности атомов углерода, угол наклона плазменного потока к подложке 0° (*а*) и 70° (*б*)

Анализируя результаты моделирования, можно отметить, что в случае, когда траектория падающего иона углерода с энергией 100 эВ нормальна к поверхности подложки, имплантированные и смещенные атомы углерода залегают в среднем на глубине порядка 0,8 нм. При увеличении угла наклона траектории движения иона к поверхности подложки θ до 70° средняя глубина залегания ионов углерода уменьшается до 0,4 нм. Кроме того, если энергия ионов равна E, то составляющая, перпендикулярная к поверхности подложки, обеспечивающая эффект уплотнения покрытия, может быть определена как $E\cos\theta$. Составляющая энергии иона, параллельная поверхности, равна $E\sin\theta$ и расходуется в основном на распыление атомов, плохо связанных с формируемым покрытием, а также на интенсификацию поверхностной диффузии.

Меньшая глубина залегания радиационных дефектов в случае потока плазмы, наклоненного относительно поверхности подложки, на которой происходит формирование покрытия, обусловливает большую вероятность релаксации внутренних напряжений в результате миграции дефектов к стокам. Главным, ненасыщаемым и неограниченным стоком дефектов является поверхность формируемого АПУ-покрытия.

Снижение эффекта уплотнения приводит к увеличению доли sp^2-фазы в матрице покрытия, о чем свидетельствует появление в спектре потерь энергии электронов небольшого пика, характерного для слабой π-связи атомов углерода, а также уменьшение энергии плазмона при увеличении угла наклона плазменного потока к подложке (см. рис. 2, *б*).

На рис. 4 представлены зависимости внутренних напряжений от времени отжига при температурах 200; 250; 300 и 350 °С в АПУ-покрытиях, полученных при θ = 0° (см. рис. 4, *а*) и θ = 70° (см. рис. 4, *б*). Изменения внутренних напряжений в покрытиях, сформированных при θ = 0° и θ = 70°, начинаются соответственно с 200 и 250 °С, причем в первом случае увеличение температуры отжига с 200 до 250 °С (см. рис. 4, *а*)

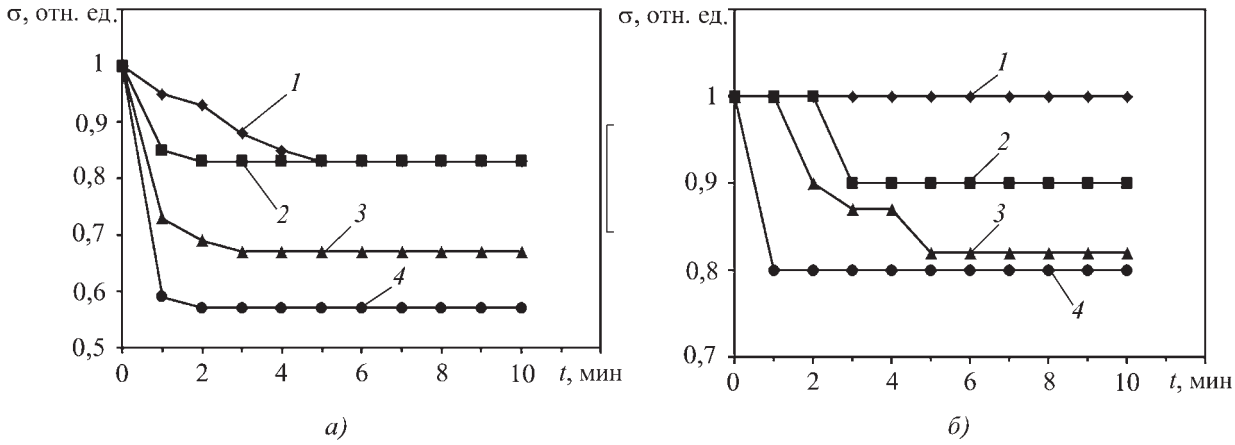


Рис. 4. Зависимости внутренних напряжений от времени отжига при температурах отжига 200 (*1*); 250 (*2*); 300 (*3*) и 350 (*4*) °С в углеродных наноразмерных покрытиях, полученных при θ = 0° (*а*) и θ = 70° (*б*)

не приводит к уменьшению внутренних напряжений, а лишь уменьшает время отжига с 5 до 2 мин.

Анализируя зависимости в целом, можно сделать вывод о том, что в процессе отжига дефектов, с которым связано уменьшение внутренних напряжений, имеет значение не только время отжига, но, главным образом, температура отжига, которая обусловливает перестройку дефектов (отжиг) с определенной энергией миграции. Для каждой температуры отжига имеет место предельный уровень снижения внутренних напряжений, достигаемый за 1...5 мин, и при дальнейшей достаточно длительной термообработке (60 мин) величина напряжений не изменяется.

На рис. 5 приведены зависимости внутренних напряжений в АПУ-покрытиях, полученных при расположении подложки перпендикулярно к потоку углеродной плазмы (θ = 0°) и под углом θ = 70°, от температуры отжига (время отжига 10 мин). Анализируя эти зависимости, можно сделать вывод, что отжиг при температуре 350 °С приводит к снижению внутренних напряжений на 43 % в покрытии, полученном при θ = 0°, и только на 20 % в покрытии, полученном при θ = 70°.

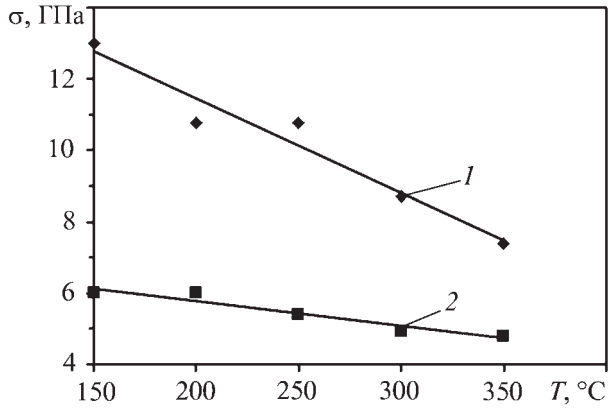


Рис. 5. Зависимости внутренних напряжений в наноразмерных углеродных покрытиях, полученных при θ = 0° (*1*) и θ = 70° (*2*), от температуры отжига

Сравнивая кривые отжига покрытий, полученных при нормальном расположении подложки относительно оси плазменного потока (θ = 0°), и покрытий, полученных в наклонном потоке плазмы (θ = 70°), можно предположить, что в первых исходное количество дефектов было больше. Различия в конечных значениях величин внутренних напряжений этих покрытий после отжига при температуре 350 °С объясняется разным соотношением в них sp^2- и sp^3-фаз.

Заключение

Экспериментально установлено, что угол наклона плазменного потока к поверхности подложки оказывает существенное влияние на внутренние напряжения и соотношение атомных связей с sp^2- и sp^3-гибридизацией в наноразмерном углеродном покрытии.

Увеличение угла θ от 0 до 70° позволяет снизить внутренние напряжения более чем в 2 раза. Это связано с тем, что меньшая глубина залегания радиационных дефектов в случае потока плазмы, наклоненного относительно поверхности подложки, на которой происходит формирование покрытия, обусловливает большую вероятность релаксации внутренних напряжений в результате миграции дефектов к стокам (поверхности покрытия). Увеличение при этом в углеродной матрице sp^2-фазы объясняется снижением эффекта ионного уплотнения.

Определены параметры отжига внутренних напряжений в углеродных покрытиях толщиной менее 100 нм в атмосфере воздуха: температура 200...350 °С; время 1...5 мин. Отжиг углеродных покрытий при температуре 350 °С приводит к снижению внутренних напряжений на 43 % в покрытии, полученном при угле наклона

плазменного потока к подложке θ = 0°, и только на 20 % в покрытии, полученном при θ = 70°, что связано с меньшим количеством дефектов в последнем.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Robertson J.** Diamond-like amorphous carbon // Materials Science and Engineering. 2002. Vol. 37. P. 129–281.

2. **Davis C.A.** A simple model for the formation of compressive stress in thin films by ion bombardment // Thin Solid Films. 1993. Vol. 226. P. 30–34.

3. **Inkin V.N., Kolpakov A.Y.** et al. Change of internal stress of carbon superhard condensates at a process of annealing // Diamond and Related Materials. 2004. Vol. 13. P. 1474–1479.

4. **Способ формирования** сверхтвердого аморфного углеродного покрытия в вакууме: пат. 2240376 РФ / А.Я. Колпаков, В.Н. Инкин, С.И. Уханов.

5. **Маслов А.И., Дмитриев Г.К., Чистяков Ю.Д.** Импульсный источник углеродной плазмы для технологических целей // Приборы и техника эксперимента. 1985. № 3. С. 146–149.

6. **Stoney G.G.** The tension of metallic films deposited by electrolysis // Proc. R. Soc. Lond. A. 1909. Vol. 82. P. 172–175.

7. **McKenzie D.R., Muller D., Pailthorpe B.A.** Compressive-stress-induced formation of thin-film tetrahedral amorphous carbon // Physical Review Letters. 1991. Vol. 67. № 6. P. 773–776.

8. **Xiao Han, Jiaqi Zhu, Jiecal Han** et al. Stress, microstructure and mechanical properties of graded multilayer tetrahedral amorphous carbon films // Applied Physics A. 2008. Vol. 91. P. 529–533.

9. **Ziegler J.F., Ziegler M.D., Biersack J.P.** SRIM – the stopping and range of ions in matter // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. 2010. Vol. 286. № 11–12. P. 1818–1823.

10. **Egerton R.F.** Electron energy-loss spectroscopy in the TEM // Rep. Prog. Phys. 2009. Vol. 72. P. 016502–016527.

11. **Kulik J., Lifshitz Y., Lempert G.D.** et al. Electron-energy-loss spectroscopy of mass-selected ion-beam deposited diamond-like carbon // Journal Appl. Phys. 1994. Vol. 76. № 9. P. 5063–5069.

УДК 621.09.047

В.П. Смоленцев, Е.В. Гончаров *(Воронежский государственный технический университет)*
E-mail: vsmolen@inbox.ru

Повышение точности гидроабразивной обработки и качества поверхностного слоя в зоне разделения вязких материалов

Рассмотрен механизм формирования процесса шаржирования и пути повышения качества обработанной поверхности при комбинированном разделении материалов за счет съема части припуска анодным растворением. Приведены экспериментальные сведения о среднестатистической глубине проникновения абразивных частиц в поверхность раздела материалов. Показано, что шаржирование зависит от твердости обрабатываемого материала, расстояния от среза гидроабразивной режущей головки до зоны разделения, времени, интенсивности действия электрического поля и других факторов.

Ключевые слова: *гидроабразивное разделение материалов, шаржирование, качество поверхностного слоя, комбинированная обработка, анодное растворение.*

The mechanism of formation of process inclusion and ways of improvement of quality of the processed surface is considered at the combined division of materials for the account pickup parts of an allowance by anodi dissolution. Experimental data on average depth of penetration of abrasive particles in an interface of materials are given. It is shown, that inclusion depends on hardness of a processable material, distance from a cut of the hydroabrasive cutting head up to a zone of division, time, intensity of action of an electric field and other factors.

Keywords: *hydroabrasive division of materials, inclusion, quality of the superficial layer, combined processing, anodi dissolution.*

Расход материала при его разделении зависит от ширины паза и припуска под дальнейшую обработку. При этом учитываются технико-экономические требования по интенсивности процесса разделения и формированию качественного поверхностного слоя.

В мире наметилась тенденция к созданию технологических процессов для малоотходного получения заготовок с зоной разделения, не требующей последующей обработки. К таким методам относится гидроабразивное разделение материалов. Однако в этом процессе для вязких сплавов требуется последующая обработка с целью удаления слоя, содержащего частицы абразива, внедрившиеся в поверхность.

Такая механическая операция весьма трудоемка, так как она относится к чистовой стадии процесса и требует обеспечения высокой точности и качества поверхностного слоя. Кроме того, равномерное удаление припуска после разделения материалов требует оборудования со сложной кинематикой, гарантирующей обеспечение технологических показателей детали с любой геометрической формой (в том числе с непрямолинейной поверхностью зоны разделения).

Вязкие сплавы (жаропрочные, титановые, алюминиевые, медные и др.) могут иметь низкую обрабатываемость резанием, поэтому применение гидроабразивной резки весьма перспективно, а возможность комбинированного удаления незначительного припуска с абразивными частицами путем анодного растворения в ряде случаев позволяет за один установ по единой программе получить деталь без последующей механической обработки, что отвечает современным требованиям машиностроения.

В гибкоструктурном современном производстве выпускается широкая номенклатура изделий ограниченными партиями, поэтому появляется необходимость в универсальности процесса, быстрой и экономичной переналадке оборудования. Основным конкурентом гидродинамического разделения является листовая штамповка, которая имеет несомненные преимущества в серийном и массовом произ-

водстве, но не позволяет быстро получать готовые детали при изменении периметра, особенно по глубине разделения, и требует больших затрат на штамповую (даже переналаживаемую) оснастку и ее эксплуатацию.

Гидроабразивная резка материала отличается от других разделительных процессов возможностью быстрого перепрограммирования, получением более высокого качества и точности любой обрабатываемой поверхности, в том числе с переменным периметром, обработкой различных материалов не только из листа, но и объемных конструкций.

Комбинированный процесс разделения отличается также отсутствием потребности в дорогостоящей штамповой оснастке и дефицитном оборудовании для вырубки деталей. Здесь не требуются трудоемкие (в основном ручные) операции удаления заусенцев и скругления кромок вырубленных деталей, что открывает возможности применения предлагаемого комбинированного процесса в современных машиностроительных предприятиях малого и среднего бизнеса.

Применение комбинированной обработки вместо вырубки расширяет технологические возможности разделительных операций, так как этим методом можно успешно получать листовые и объемные изделия с предельной глубиной разделения (в частности, с толщиной листа до 100 мм для стали и 120 мм для цветных сплавов), что не достижимо при вырубке. Способ экономичен и экологически безопасен.

Для сохранения точности профиля разделения необходимо определить минимальный припуск, который следует удалить анодной составляющей комбинированного метода для удаления абразивных частиц.

Из теории шлифования известно [1], что при вдавливании абразивных гранул в материал менее чем на 1/3 своего среднего размера, абразив не удерживается в материале и осыпается. Следовательно, для очистки разделенного гидроабразивным методом материала необходимо снять припуск такой толщины, чтобы на поверхности шаржированного материала не осталось абразива, углубленного в материал более чем на 1/3 своего среднего размера.

Для каждого обрабатываемого материала, абразива и режимов разделения имеется своя среднестатистическая глубина его проникновения в обрабатываемый материал, что позволяет разработать технологические режимы анодного растворения поверхности на глубину, необходимую для удаления шаржированного слоя.

Для серийной установки типа PTV WJ3020E 1Z-D 37 (фирма PTV sro, Чехия) применяется давление рабочей среды 415 МПа; в качестве абразива рекомендуется гранатовый концентрат GMA 80. При этом учитывается абразив только изометрической формы со средним размером зерен 0,28...0,3 мм.

В данной работе использовали образцы из вязких металлов толщиной (12±0,5) мм различной твердости. Исследования глубины проникновения абразивных частиц дали возможность получить процент размера абразивного зерна, погруженного в разделяемый материал h, в зависимости от твердости обрабатываемого материала, характеризующего вязкость (рис. 1).

Математическая обработка зависимостей, приведенных на рис. 1, позволяет рассчитать минимальный припуск, необходимый для удаления с поверхности разделения абразивных частиц по формуле

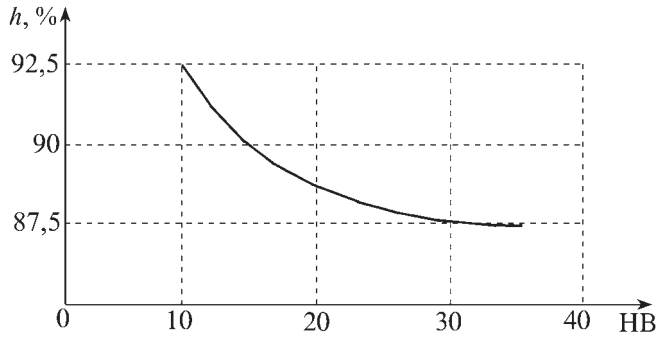


Рис. 1. Среднестатистический процент размера абразива, погруженного в разделяемый материал, в зависимости от твердости обрабатываемого материала

$$z \geq \frac{hd_{\max}}{100} - \frac{1}{3}d_{\max}, \qquad (1)$$

где z – припуск под анодное растворение, обеспечивающий удаление абразивных частиц;

$d_{\max}$ – наибольший диаметр абразива, применяемого при гидроабразивном разделении.

По [1–3] с учетом выражения (1) время, необходимое для удаления припуска анодным растворением, составит

$$\tau = \frac{\left(\frac{hd_{\max}}{100} - \frac{1}{3}d_{\max}\right)\gamma_{заг}}{\alpha\eta K_M U(\rho_{рж} + \beta(\rho_{гр} - \rho_{рж}))},$$

где $\gamma_{заг}$ – плотность разделяемого материала;

α – электрохимический эквивалент;

η – выход по току;

K_M – коэффициент связи срединной ошибки со среднеквадратическим отклонением;

U – напряжение на электродах;

β – концентрация гранул;

$\rho_{гр}$, $\rho_{рж}$ – удельные электропроводности соответственно материала гранул и рабочей жидкости.

Полученная полуэмпирическая зависимость позволяет с погрешностью не более 15 % установить технологические режимы анодного растворения для комбинированного процесса, применяемого при гидроабразивном разделении материалов, и связи между составляющими комбинированного процесса.

Скорость перемещения сопла вдоль разделяемого контура можно определить через время обработки τ и диаметр струи D:

$$v = \frac{D}{\tau}.$$

В результате гидроабразивного разделения обработанная поверхность получает искажение зоны обработки. Оно характеризуется уклоном боковой поверхности зоны растворения под углом σ, типовая форма которого показана на рис. 2.

Из условия обеспечения точности поверхности разделения допуск $[\delta]$ на обработанную поверхность должен быть не меньше суммарной погрешности $\Sigma\delta$ по контуру и глубине: $[\delta] \geq \Sigma\delta$.

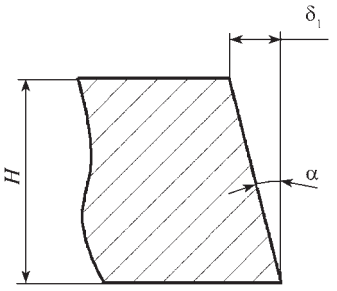


Рис. 2. Вид обработанной поверхности после гидроабразивного разделения (*H* – глубина обработки; δ_1 – смещение кромки заготовки со стороны входа струи)

Искажение обработанной поверхности происходит из-за ограничения условий выхода абразива из рабочей зоны, что вызывает его перемещение в направлении, обратном вектору подачи рабочей среды через гидроабразивное сопло. Такое смещение абразива приводит к дополнительному съему слоя материала детали на входе струи в зону обработки.

Погрешность δ_1 от гидроабразивной составляющей комбинированного метода обработки в зависимости от толщины заготовки приведена на рис. 3. При рабочем давлении 415 МПа и скорости перемещения сопла вдоль контура разделения 200 мм/мин погрешность для алюминиевых образцов толщиной 10...30 мм – не более 0,2 мм.

При анодном растворении тоже образуется незначительный уклон поверхности в том же направлении. Соответственно допуск [δ] на участок разделения должен быть не меньше суммы погрешностей от гидроабразивной δ_1 и электрохимической обработки δ_2

$$[\delta] \geq \delta_1 + \delta_2. \qquad (2)$$

Величина δ_2 приведена в [3]. При величине припуска, снимаемого анодной составляющей процесса, погрешность от электрохимической обработки δ_2 незначительна, поэтому δ_2 в формуле (2) учитывают только в случае получения прецизионных заготовок.

Проведенные эксперименты на алюминиевых образцах толщиной 12 мм по комбинированному гидроабразивному разделению на гидроабразивной установке PTV WJ3020E 1Z-D 37 на указанных ранее режимах при начальном расстоянии от сопла до заготовки 5 мм и анодном растворении припуска при напряжении 200 В в промышленной воде показали хорошую сходимость результатов расчета с экспериментом.

Изменение суммарной погрешности Σδ от скорости перемещения вдоль зоны резания сопла гидроабразивной режущей головки по контуру разделения представлено на рис. 4, кривая *1*.

Данная зависимость получена на расчетных режимах для гидроабразивной обработки алюминиевого сплава ВД17 толщиной 12 мм. Для других материалов с различной толщиной заготовки требуется провести расчеты с учетом изменения параметров при различной толщине материала и его плотности.

Изменение допуска обработанной поверхности от увеличения скорости перемещения сопла при гидроабразивном разделении без наложения электрического поля может быть значительным и его необходимо скорректировать по результатам экспериментов, например по [4], где даны таблицы для учета изменения показателей, в том числе качества обработанной поверхности, от скорости перемещения сопла вдоль контура разделения, марки и свойств материала и его толщины.

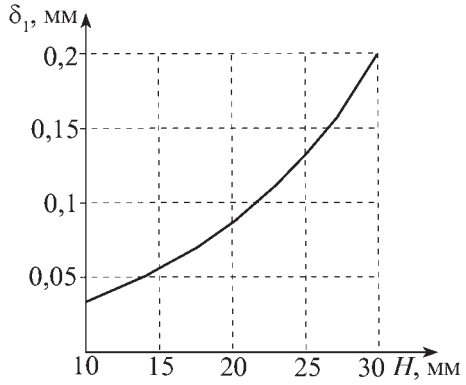


Рис. 3. Изменение погрешности от гидроабразивной составляющей комбинированного метода в зависимости от глубины разделения

Зависимость суммарной погрешности по ширине паза при разделении материала от толщины металла при комбинированной обработке представлена на рис. 4, кривая *2*. Экспериментальные исследования проводили при напряжении 200 В, расстоянии l_c от сопла до заготовки 5 мм, времени обработки 10 с в промышленной воде.

В расчетах требуется учитывать, что при электрохимической обработке имеется предельное расстояние, при котором процесс анодного растворения прекращается. Потому по известной толщине заготовки или глубине обработки *H* необходимо рассчитать минимальное напряжение на электродах в конце разделения, которое можно вычислить по формуле

$$U = \frac{j_n(l_c + H)}{\chi} + \Delta U,$$

где j_n – предельная плотность тока, ниже которой процесс анодного растворения прекращается ($j_n \approx 2$ А/см^2) [1];

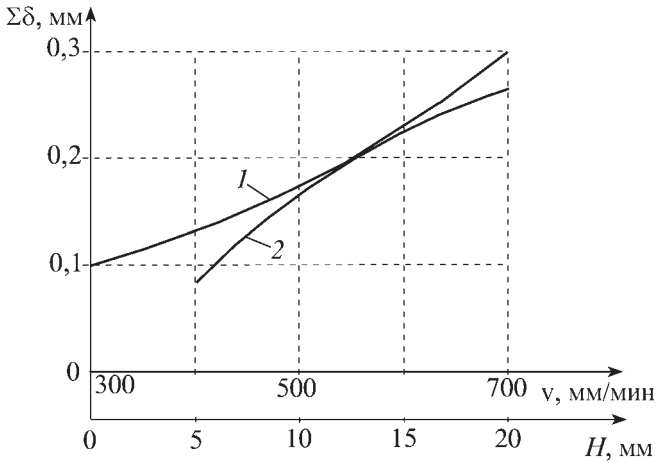


Рис. 4. Изменение суммарной погрешности на ширину паза от скорости перемещения сопла вдоль контура разделения при комбинированной обработке (*1*) и глубины паза после комбинированной обработки (*2*)

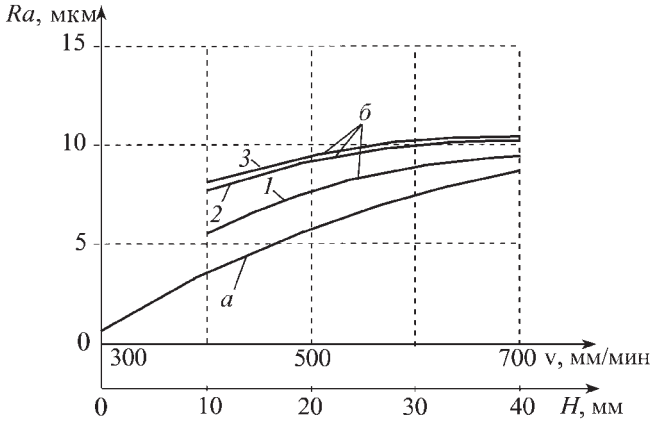


Рис. 5. Зависимости параметра шероховатости обработанной поверхности от скорости перемещения сопла вдоль контура разделения при комбинированной обработке (*а*) и от глубины паза при разделении материалов (*б*):
1 – алюминиевый сплав; *2* – медный сплав; *3* – свинец

χ – проводимость рабочей среды;

ΔU – потери напряжения.

Учитывая погрешность зоны разделения (см. рис. 4, кривая *1*), можно найти допуск, который возрастает в зависимости от скорости перемещения сопла вдоль контура разделения и может превышать величину допуска на геометрию детали. Учитывая, что этот допуск ограничивает уклон стенок зоны реза и может иметь постоянный угол, то по величине допуска, приведенного на рис. 4, кривая *1*, можно снизить погрешность обработки путем наклона сопла в сторону отхода (для случаев разделения материалов с получением отхода).

Допустимый угол наклона θ можно вычислить по следующей зависимости:

$$\theta = \mathrm{arctg}\,\frac{\Sigma\delta}{H}.$$

При оценке качества поверхностного слоя в основном учитывают параметр шероховатости, определяющий возможность получения деталей без дополнительной обработки. Из [1, 3] следует, что электрохимическая составляющая комбинированной обработки будет существенно способствовать снижению шероховатости.

Изменение высоты неровностей *Ra* от скорости подачи сопла по контуру при комбинированном разделении представлено на рис. 5, *а*. Данная зависимость построена на основании экспериментальных исследований, проведенных на гидроабразивной установке PTV WJ3020E 1Z-D 37 для приведенных выше режимов протекания процесса.

Результаты экспериментов позволяют получить исходные данные для расчета режимов комбинированной обработки при разделении различных материалов. В случае применения полученных зависимостей для неисследованных материалов необходимо в расчетах изменить исходную информацию, характеризующую материал и технические условия на деталь.

Зависимость параметра шероховатости обработанной поверхности от глубины обработки после комбинированного разделения представлена на рис. 5, *б*, при помощи которой можно установить режимы обработки, необходимые для обеспечения требуемой шероховатости. После этого расчетные режимы сравнивают с аналогичными, полученными при расчете допуска, и устанавливают рабочий режим, который обеспечивает требуемые показатели обработки.

Выводы

1. Обоснована возможность создания на базе гидроабразивного разделения материалов метода комбинированной обработки с удалением части поверхностного слоя, шаржированного абразивными частицами, анодным растворением, действующим на разделенную поверхность в период гидроабразивной обработки.

2. Разработаны технологические режимы анодного растворения части припуска, достаточного для устранения шаржирования зоны разделения. Режимы совмещены с параметрами разделения в единый комбинированный процесс разделения, имеющий весомые преимущества в сравнении с вырубкой, особенно при использовании в современном гибкоструктурном производстве с ограниченным тиражом выпуска изделий.

3. Приведено экспериментальное подтверждение эффективности нового процесса, обеспечивающего повышенную точность и качество поверхностного слоя, в ряде случаев достаточную для получения деталей без дополнительной обработки зоны разделения материалов, особенно из вязких сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Электрофизические** и электрохимические методы обработки: в 2 т. Т. 1 / под ред. В.П. Смоленцева. М.: Высшая школа, 1983. 247 с.

2. **Кузовкин А.В., Смоленцев В.П.** Размерное формообразование сложнопрофильных деталей с применением твердого токопроводящего наполнителя. Воронеж: Изд-во ВГТУ, 2000. 176 с.

3. **Смоленцев Е.В.** Проектирование электрических и комбинированных методов обработки. М: Машиностроение, 2005. 511 с.

4. **Павлов Э.** Гидроабразивная резка // Умное производство. 2009. № 1 (7). С. 41–49.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4.
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: utp@mashin.ru. Web-site: www.mashin.ru.**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-40-77, 269-54-96; факс: (499) 268-85-26, 269-48-97.
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 06.02.12 г. Подписано в печать 27.03.12 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,16. Заказ 144. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство "Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика", 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15