

УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 9 (117)
сентябрь
2014

Издается с января 2005 г.

Главный редактор
д.т.н., проф.
Ю.В. ПАНФИЛОВ

**Председатель редакционного
совета**

д.т.н., проф., заслуженный
деятель науки и техники РФ
В.Ф. БЕЗЪЯЗЫЧНЫЙ

**Заместитель главного
редактора**

д.ф.-м.н., проф.
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя
редакционного совета:**

д.т.н., проф.
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН
д.т.н., проф.
А.В. КИРИЧЕК
д.т.н., проф.
О.В. ЧУДИНА

Редакционный совет:

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.
А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. БАЛКОВ, к.т.н.
В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.
А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.
С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.
В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.
С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.
Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.
В.А. ЛАШКО, д.т.н., проф.
В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.
В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.
Е.Д. МАКАРЕНКО
Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.
Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.
Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.
Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.
В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.
А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.
Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.
В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.
В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.
М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

Редакция:
И.Н. МЫМРИНА
Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке,
которую можно оформить в любом
почтовом отделении (индексы
по каталогу: "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
П/И № 77-17733 от 09.03.04 г.

СОДЕРЖАНИЕ

➔	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ	
	Барчуков Д.А., Романенко Д.Н., Гвоздев А.Е. Исследование возможности упрочнения быстрорежущих сталей в результате выполнения высокотемпературного отпуска после поверхностного пластического деформирования	3
	Сизов Н.А., Кокорин В.Н., Шанченко Н.И. Моделирование процесса интенсивного уплотнения увлажненных металлических порошков с использованием ультразвукового воздействия	7
➔	МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА	
	Чудина О.В., Фатухин Д.С., Хачатурян В.А. Поверхностное упрочнение сталей в процессе ультразвуковой обработки в жидких средах	14
➔	ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ	
	Винокуров Г.Г., Стручков Н.Ф., Лебедев Д.И., Попов О.Н. Взаимосвязь микрогеометрии поверхности трения и макроструктуры износостойких порошковых покрытий	17
	Сайфуллин Р.Н., Левин Э.Л., Наталенко В.С. Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой металлических порошков	22
	Тарасова Т.В., Голубев В.С., Кузьмин С.Д. Особенности формирования структуры наплавленных слоев при лазерной обработке	26
➔	ХИМИЧЕСКАЯ, ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	
	Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Ерофеев Я.В. Формирование на стали жаростойких покрытий системы никель – алюминий	31
	Смоленцев В.П., Коровин А.А., Омигов Б.И., Грицюк В.Г. Изготовление турбулизаторов теплонапряженных изделий	35
➔	ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ	
	Федотов Г.Д., Морозов А.В. Расчет температурных полей при отделочно-упрочняющей электрохимической обработке деталей вращения движущимися по винтовой линии высокотемпературным источником	41
➔	ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ	
	Антонец И.В., Петров В.А., Терешонок А.П. Устройства для компенсации остаточных деформаций упругого чувствительного элемента весоизмерительных устройств	45
<p>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</p>		
<p>Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней</p>		

STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 9 (117)
September
2014

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 Assistant
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
A.I. BOLDYREV
S.N. GRIGORIEV
V.A. ZEMSKOV
S.A. KLIMENKO
Yu.R. KOPYLOV
V.A. LASHKO
V.A. LEBEDEV
V.V. LYUBIMOV
E.D. MAKARENKO
B.Ya. MOKRITSKY
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:
I.N. MYMRINA
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

➔	GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING
	Barchukov D.A., Romanenko D.N., Gvozdev A.E. Study on the possibility of hardening high-speed steels as a result of the high-temperature vacation after surface plastic deformation.....3
	Sizov N.A., Kokorin V.N., Shanchenko N.I. Modeling of intense seals moisturize metal powders using ultrasonic exposure7
➔	MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING
	Chudina O.V., Fatyuhin D.S., Hachaturyan V.A. Surface hardening of steels in the process of ultrasonic treatment in liquid environments.....14
➔	PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY
	Vinokurov G.G., Struchkov N.F., Lebedev D.I., Popov O.N. Interrelation microgeometry of friction surface and macrostructure of wearproof powder coatings.....17
	Saifullin R.N., Levin E.L., Natalenko V.S. Properties of powder facings obtained by electrocontact welding22
	Tarasova T.V., Golubev V.S., Kuzmin S.D. Deposited layers structure formation features in the laser treatment.....26
➔	CHEMICAL, CHEMICO-THERMAL AND ELECTROCHEMICAL PROCESSING
	Kovtunov A.I., Plahotnii D.I., Erofeev Ya.V. Formation on steel heat-resistant coatings systems nickel – aluminum.....31
	Smolentsev V.P., Korovin A.A., Omigov B.I., Grizuk V.G. Production of heat-stressed products turbulence promoter.....35
➔	PROCESSING BY COMBINED METHODS
	Fedotov G.D., Morozov A.V. Calculation of temperature fields of trimming-harden electromechanic treatment of details of rotation, which move along a spiral line, by high temperature source41
➔	PERSPECTIVE EQUIPMENT AND AUTOMATION SYSTEMS
	Antonets I.V., Petrov V.A., Tereshonok A.P. Devices for the compensation of the permanent set of the elastic sensitive elements of the load measuring device45

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



УДК 621.789

Д.А. Барчуков (Тверской государственный технический университет),
Д.Н. Романенко (Юго-Западный государственный университет, г. Курск),
А.Е. Гвоздев (Тулский государственный педагогический университет им. Л. Н. Толстого)
E-mail: bda@mail.ru

Исследование возможности упрочнения быстрорежущих сталей в результате выполнения высокотемпературного отпуска после поверхностного пластического деформирования

Приведены сведения о назначении высокотемпературного отпуска быстрорежущих сталей, не содержащих остаточного аустенита, который устраняется в результате поверхностного пластического деформирования. Рассмотрен механизм дополнительного упрочнения деформированных быстрорежущих сталей в результате выполнения высокотемпературного отпуска. Описано влияние легирующих элементов в составе быстрорежущей стали на процессы ее упрочнения.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, поверхностное пластическое деформирование, остаточный аустенит, дисперсные карбиды, твердость.

Provides information about the appointment of a high-temperature vacation high-speed steels containing no retained austenite, which is eliminated by surface plastic deformation. The mechanism of additional hardening of deformed high-speed steels as a result of execution of high-temperature vacation is reviewed. Describes the influence of the alloying elements in the composition of the high-speed steel processes on its hardening processes.

Keywords: high-speed steel, surface plastic deformation, retained austenite, fine carbides, hardness.

Известен способ упрочнения наплавленных быстрорежущих сталей, который позволяет устранять в них остаточный аустенит за счет применения ударного поверхностного пластического деформирования (ППД) в процессе охлаждения после наплавки в температурном интервале мартенситного превращения [1].

Цель настоящего исследования – обоснование возможности в результате выполнения отпуска дополнительного упрочнения быстрорежущих сталей, не содержащих остаточного аустенита после ППД.

Известно, что отпуск является завершающим этапом термической обработки, при котором наследуются особенности первичной структуры, приобретенные на предшествующих этапах термической обработки. Данная структура оказывает решающее влияние на окончательные уровни твердости, теплостойкости и, соответственно, на эксплуатационные характеристики и работоспособность быстрорежущих сталей.

При отпуске закаленной быстрорежущей стали могут протекать два противоположных по влиянию на прочность процесса: разупрочнение вследствие снижения концентрации углерода и легирующих элементов

в мартенсите и упрочнение в результате дисперсионного твердения – выделения дисперсных частиц специальных карбидов и превращения остаточного аустенита (при его наличии) в мартенсит отпуска.

Дисперсные карбидные частицы повышают предел текучести стали, твердость, временное сопротивление, так как являются эффективными препятствиями на пути движения дислокаций. Эффективность упрочнения обуславливается количественным соотношением процессов разупрочнения и упрочнения.

Если в мартенсите растворено большое количество карбидообразующих элементов, а скорость коагуляции образуемых или обогащенных ими карбидов при данной температуре отпуска мала, то твердость мартенсита с повышением температуры отпуска будет изменяться по кривой с ясно выраженным вторичным максимумом. Возрастание твердости при температурах отпуска выше 300 °С получило название вторичной твердости и ранее связывалось только или главным образом с превращением остаточного аустенита в мартенсит. Однако превращение остаточного аустенита не может дать такого повышения твердости, так как вторичный

максимум твердости при отпуске наблюдается и в стали, в которой наличие остаточного аустенита исключается. В действительности вторичная твердость является в основном результатом процессов, протекающих при распаде мартенсита, сущность которых сводится к следующему.

При низких температурах отпуска из мартенсита выделяется легированный цементит. Так как при температуре от 150 до 300 °С одновременно протекает и процесс коагуляции цементита, то твердость стали понижается. С дальнейшим повышением температуры отпуска последовательно выделяются карбиды хрома $M_{23}C_6$, ванадия и вольфрама. Хотя следовало ожидать, что карбиды вольфрама должны выделяться раньше карбидов ванадия, экспериментальные данные показывают, что обеднение мартенсита ванадием начинается при более низких температурах отпуска и протекает с большей скоростью, чем обеднение его вольфрамом. Очевидно, в быстрорежущей стали, содержащей ванадий, сложный карбид вольфрама типа M_6C имеет повышенную температуру начала коагуляции. На основании того, что после отпуска в интервале 675...750 °С в стали типа P18 был обнаружен метастабильный карбид W_2C , выделение которого замедляется хромом, высказывается предположение [2], что этот же карбид выделяется и в интервале 500...675 °С. Но такое предположение недостаточно обосновано, так как в той же работе после отпуска при 500 °С был найден карбид типа M_6C . Последовательное дисперсионное твердение выделяющимися карбидами не только компенсирует, но и превышает понижение твердости основной массы вследствие отпуска, что и обуславливает вторичную твердость, имеющую максимум при 550...560 °С. Некоторую, но лишь дополнительную роль может играть и превращение остаточного аустенита.

Приблизительно при 550 °С вследствие того, что твердый раствор обогащен вольфрамом и хромом, становится возможным выделение из него интерметаллоидной фазы, представляющей собой либо твердый раствор хрома в Fe_7W_3 , либо тройное соединение железа с вольфрамом и хромом. Эта фаза может быть только промежуточной, метастабильной и при дальнейшем повышении температуры отпуска и разложении твердого раствора заменяется карбидными фазами. Ее выделением можно объяснить обнаруживаемое при фазовом анализе увеличение содержания железа и значительное дальнейшее повышение содержания хрома в «карбидном» осадке быстрорежущей стали при температурах выше 550 °С. Данная фаза обладает большой устойчивостью против коагуляции в широком интервале температур. Выделение ее в высокодисперсном состоянии должно, следовательно, не только вызвать некоторое дополнительное повышение твердости, но и замедлить ее падение при дальнейшем повышении температуры отпуска, обусловленное коагуляцией карбидных фаз.

Качественное повышение эксплуатационных свойств стали при отпуске определяется в основном структурой закаленной стали, т.е. для эффективного упрочнения стали при отпуске необходимо выбрать соответствующий состав стали и технологию ее закалки, при которых становится возможным получение в структуре закаленной стали максимальной концентрации легирующих элементов в твердом растворе. При этом количественное соотношение между этими легирующими элементами должно обеспечивать образование при отпуске высокодисперсных карбидов, обладающих максимальной устойчивостью к коагуляции, т.е. сохранением высокой теплостойкости. При этом количество эвтектических карбидов должно быть сведено к минимуму и они должны быть дисперсными и равномерно распределенными по объему стали.

Закаленные быстрорежущие стали упрочняются при отпуске в результате дисперсионного твердения, т.е. выделения из пересыщенного углеродом и легирующими элементами мартенсита большого количества (до $10^{16}...10^{18} \text{ см}^{-3}$) мелких карбидных или интерметаллидных частиц наноразмера, которые задерживают перемещение дислокаций и упрочняют сталь.

Согласно теории легирования теплостойких инструментальных сталей, разработанной школой металлургов-инструментальщиков, организованной профессором Ю.А. Геллером [2], твердость и теплостойкость быстрорежущих сталей тем выше, чем больше количество упрочняющих частиц и выше их свойства, в частности устойчивость против коагуляции, в процессе которой частицы укрупняются и, как следствие, уменьшается их количество, а также понижается твердость изготовленного из этих сталей инструмента, в том числе и при нагреве.

Упрочняющими фазами быстрорежущих сталей являются карбиды на основе вольфрама и молибдена (M_2C), ванадия (MC), железа и хрома ($M_{23}C_6$).

Количество упрочняющих карбидов увеличивается по мере повышения растворимости углерода и легирующих элементов в аустените и, следовательно, в мартенсите быстрорежущих сталей в результате закалки. Наибольшая растворимость в аустените характерна для хрома, далее — по мере уменьшения — молибдена, вольфрама и ванадия [3]. Карбиды MC на основе ванадия сравнительно мало упрочняют теплостойкие стали, так как растворимость ванадия в аустените этих сталей весьма ограничена и не превышает 1...1,5 %.

Предельная температура отпуска, нагрев при которой позволяет получать наибольшую твердость быстрорежущих сталей за время, принятое в производстве (2...4 ч), не так сильно зависит от количества, природы и свойств упрочняющих фаз, как от температуры полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Предельная температура отпуска сталей и сплавов, упрочняемых дисперсионным твердением, тем выше, чем выше температура их полиморфного превращения.

Количество растворимых и нерастворимых карбидов в быстрорежущих сталях примерно одинаковое, и чем больше углерода и легирующих элементов будет в растворе, тем больше дисперсных карбидов выделится при отпуске и, следовательно, будут выше твердость и теплостойкость стали.

Если растворимые карбиды способствуют повышению твердости и теплостойкости, то нерастворимые — повышению предела прочности при изгибе и ударной вязкости.

Так как в результате применения ППД наплавленной быстрорежущей стали достигается двухфазная структура и остаточный аустенит практически отсутствует [4, 5], можно предполагать, что увеличение твердости в результате выполнения отпуска возможно за счет сохранения высоколегированного твердого раствора и выделения мелкодисперсных равномерно распределенных в структуре стали карбидов.

С учетом изложенного при реализации описанного способа упрочнения наплавленной быстрорежущей стали одной из приемлемых марок быстрорежущих сталей является P2M8. Приемлемой как с технологической, так и с экономической точки зрения, поскольку замена высокостоящего вольфрама молибденом в соотношении 1:1,5 позволяет уменьшить себестоимость быстрорежущей стали. Снижение содержания вольфрама также обеспечивает возможность снижения карбидной неоднородности. Применение стали со сниженным содержанием вольфрама допустимо при изготовлении инструмента, работающего на щадящих режимах, не приводящих к нагреву в зоне резания до температур, превышающих теплостойкость режущей части [6].

Образующиеся при отпуске дисперсные карбиды должны быть устойчивы к коагуляции. Чем выше устойчивость карбидов к коагуляции, тем выше твердость и теплостойкость. Наиболее устойчивым к коагуляции считается карбид M_2C . При образовании карбида $M_{23}C_6$ устойчивость к коагуляции карбидной фазы снижается [7].

Для исследования изготавливали две партии образцов наплавленной и упрочненной после ППД быстрорежущей стали P2M8: до и после выполнения двукратного отпуска при температуре 540 °С и выдержке 40 мин для каждого. Образцы разрезали с применением интенсивного охлаждения на темплеты по плоскостям, перпендикулярным оси наплавленных и деформированных валков. Полученные темплеты заливали полимерной смолой в металлические оправки в целях избежания заваливания кромок при дальнейшей подготовке шлифов (рис. 1, а). Шлифовку и полировку образцов производили на шлифовально-полировальной установке MP-2B Grinder Polisher (рис. 1, б). Микроструктуру поверхностного слоя исследовали по торцевым (поперечным) сечениям образцов, для чего после травления шлифов 4%-м раствором HNO_3 в этиловом спирте их освобождали от металлических оправок и полимерной смолы.

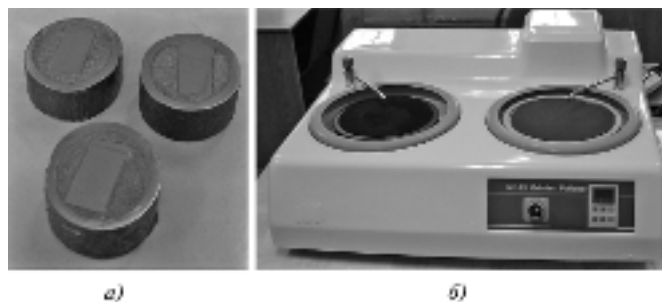


Рис. 1. Подготовка образцов для исследования микроструктуры: а – шлифы после травления; б – шлифовально-полировальная установка MP-2B Grinder Polisher

Микроанализ стали P2M8 выполнялся на энергодисперсионном спектрометре INCA ENERGY 350 X-MAX20, функционирующем как аналитическая приставка, совместимая с растровым электронным микроскопом (РЭМ) JEOL JSM-6610LV (рис. 2), с собственным программным обеспечением в составе комбинированной системы микроанализа, управляемой из единой программной оболочки Energy+.



Рис. 2. Растровый электронный микроскоп JEOL JSM-6610LV

Установлено, что в стали P2M8 после наплавки и ППД суммарное количество легирующих элементов (V, Cr, Mo, W) в твердом растворе составляет 10,31...10,59 %. Двукратный отпуск снижает количество легирующих элементов в твердом растворе незначительно, до уровня 8,6 %, по причине выделения из твердого раствора W в дисперсные вторичные карбиды M_2C размером 1...2 мкм, устойчивые к коагуляции по причине чуть более низкой температуры выполняемого отпуска.

При кристаллизации высокоуглеродистых молибденовых быстрорежущих сталей в их структуре формируется эвтектика на основе карбида M_2C с высокой концентрацией молибдена (около 30 %) и ванадия (около 20 %). Чуть более крупные выделения угловатых карби-

дов ниобия наблюдаются как внутри матричных зерен, так и по их границам (рис. 3, а). Карбиды M_2C имеют характерную для них вытянутую стержнеобразную форму и направленность и распадаются на более округлые и мелкие (2...5 мкм) карбиды M_6C и на многочисленные еще более мелкие (0,5...1 мкм) карбиды MC (рис. 3, б).

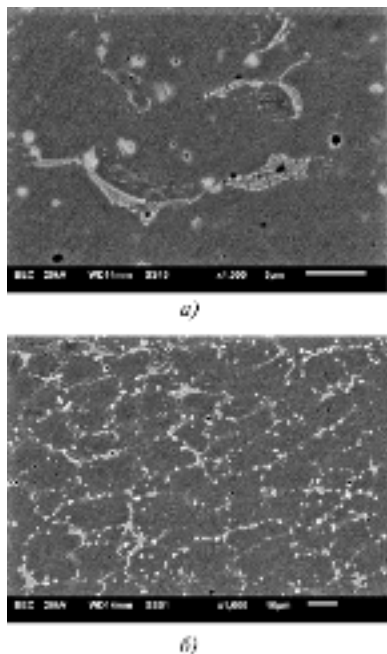


Рис. 3. Микроструктура наплавленной быстрорежущей стали P2M8 после ППД и двукратного отпуска, РЭМ: а – $\times 4000$; б – $\times 1000$

Среднее значение микротвердости $HV_{0,2}$ на поверхности быстрорежущей стали P2M8 до отпуска составляет 8940 МПа, после выполнения двукратного отпуска – 10 350 МПа.

Описанный выше способ упрочнения наплавленной быстрорежущей стали, в том числе за счет выполнения высокотемпературного отпуска, нашел применение в технологиях изготовления режущего и штампового инструмента.

Была разработана энергоэффективная ресурсосберегающая технология изготовления резьбового резца с повышенной работоспособностью режущей части за счет применения наплавки инструмента порошковой проволокой ПП-P2M8, ППД передней поверхности резца в процессе охлаждения при закалке наплавленной быстрорежущей стали и выполнения высокотемпературного отпуска. В соответствии с результатами производственных испытаний опытно-промышленной партии резьбового резца установлено повышение предельной стойкости инструмента относительно нормативной на 30 %.

Выводы

1. Доказана возможность упрочнения в результате выполнения после ППД высокотемпературного отпуска быстрорежущей стали, не содержащей после ППД остаточного аустенита.
2. Повышение микротвердости $HV_{0,2}$ быстрорежущей стали P2M8 с двухфазной структурой (мартенсит + карбиды) после выполнения высокотемпературного отпуска происходит за счет сохранения мартенсита высоколегированным и выделения дисперсных вторичных карбидов в структуре металла при отпуске.
3. Описанный способ упрочнения нашел применение в энергоэффективной ресурсосберегающей технологии изготовления резьбового резца с повышенной работоспособностью режущей части за счет применения наплавки инструмента порошковой проволокой ПП-P2M8, ППД передней поверхности резца в процессе охлаждения при закалке наплавленной быстрорежущей стали и выполнения высокотемпературного отпуска.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2483120 РФ, МПК C21D. Способ упрочнения наплавленной быстрорежущей стали / Барчуков Д. А., Зубков Н. С., Лаврентьев А. Ю., Водопьянова В. П.; Опубл. 27.05.13, Бюл № 15. 6 с.
2. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
3. Чаус А. С. Перспективные направления развития литых быстрорежущих сталей и технологий их упрочнения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 2. С. 7–18.
4. Барчуков Д. А. Роль высокотемпературного отпуска быстрорежущих сталей, не содержащих остаточного аустенита // Наука и образование в XXI веке: сб. науч. трудов по материалам Международной научно-практической конференции 30 сентября 2013 г. Ч. 2. Тамбов: Изд-во ТРОО «Бизнес – наука – общество», 2013. С. 21–23.
5. Лаврентьев А. Ю., Барчуков Д. А., Романенко Д. Н. Упрочнение наплавленной быстрорежущей стали пластическим деформированием и термической обработкой // Известия Юго-Западного государственного университета. 2013. № 1 (46). С. 94–100.
6. Романенко Д. Н. Цианирование быстрорежущей стали P6M5 в высокоактивных пастообразных обмазках с нагревом в соляных ваннах // Известия Юго-Западного государственного университета. 2013. № 1 (46). С. 100–103.
7. Кремнев Л. С., Онегина А. К., Виноградова Л. А. Особенности превращений, структуры и свойств молибденовых быстрорежущих сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 12. С. 13–19.

Н. А. Сизов, В. Н. Кокорин, Н. И. Шанченко
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: sizov.nikolya@yahoo.com

Моделирование процесса интенсивного уплотнения увлажненных металлических порошков с использованием ультразвукового воздействия

Рассмотрены вопросы прессования увлажненных железосодержащих дисперсных материалов с наложением ультразвукового воздействия. Выявлены функциональные связи между контролируемыми входными технологическими параметрами и выходными откликами. Представлена методика использования регрессионных зависимостей при моделировании процесса уплотнения.

Ключевые слова: порошок, прессование, ультразвуковое воздействие, моделирование, уравнения, регрессия.

Questions of wet pressing iron disperse materials overlay ultrasonic exposure. Identified functional relationships between the controlled process parameters input and output response.

Presents the technique of using a regression of the simulation with the densification process.

Keywords: powder, molding, ultrasonic impact, modeling, equations, regression.

Предложена новая технология прессования увлажненных механических смесей с наложением ультразвуковых колебаний [1], позволяющая интенсифицировать процесс уплотнения дисперсных материалов. Установлено, что при статическом уплотнении гетерофазных увлажненных механических систем с наложением на дисперсную структуру внешнего ультразвукового (УЗ) воздействия в процессе уплотнения создается условие гомогенного распределения частиц порошка, при этом напряженно-деформированное состояние (НДС) пористого металла характеризуется однородностью. Распределения давления и плотности по объему прессовки становятся более равномерными вследствие снижения трения порошка о деформирующий инструмент, а за счет снижения межчастичного трения достигаются более плотная упаковка частиц порошка и, соответственно, более высокая плотность получаемого изделия [2]. Отмечено, что в результате возникновения эффектов кавитации увеличивается растворимость воздуха пор в жидкой фазе механической смеси, что повышает качество штампуемых изделий.

Результаты исследований и их обсуждение

Экспериментально установлены общие закономерности стадийного уплотнения гетерофазных увлажненных механических систем. Схема экспериментальной установки представлена на рис. 1. В качестве источника ультразвуковых колебаний использовался магнитострикционный вибратор с собственной частотой колебаний 18,6 кГц. Возбуждение вибратора производилось ламповым генератором мощностью 250 Вт. Прессование заготовок осуществлялось на испытательной машине УМ-50.

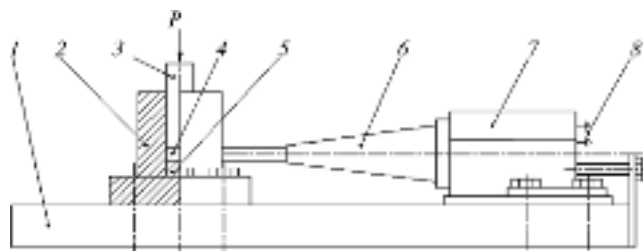


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:

1 – плита для крепления; 2 – матрица; 3 – деформирующий пуансон; 4 – прессуемый порошок; 5 – нижний пуансон; 6 – УЗ-концентратор; 7 – магнитострикционный преобразователь; 8 – подсоединение УЗ-генератора

Выбор материалов для экспериментального исследования процессов уплотнения был обусловлен тем, что наиболее распространенным видом металлопорошковой продукции конструкционного назначения, используемой в машино- и автомобилестроении, являются детали на железной основе. В экспериментальных исследованиях использован железный распыленный порошок марки АНС100.29 фирмы Höganas (Швеция) – его химический, гранулометрический состав и технологические свойства приведены в табл. 1.

В результате анализа экспериментальных данных (табл. 2) построены кривые уплотнения (рис. 2) и определена стадийность уплотнения с использованием метода фиксирования характерных этапов структурообразования (рис. 3).

При анализе кривых уплотнения отмечено существенное различие в характере кривых уплотнения увлажненных гетерофазных механических смесей, а также установлено изменение границ стадии прессования для увлажненных порошков и увлажненных порошков с УЗ-воздействием. На стадии II прессования наблю-

дается резкое увеличение плотности прессуемого изделия (от 4,5 до 6,5 г/см³) при давлении 200 МПа. При прессовании сухого порошка данный уровень плотности достигается лишь на стадии III при давлении 550 МПа, что позволяет существенно снизить энергозатраты при изготовлении деталей конструкционного назначения. На стадии V прессования достигается плотность 7,69 г/см³, что соответствует 99 % от теоретической плотности компактного материала.

Таблица 1

Железный порошок АНС100.29 (фирмы Höganäs, Швеция)

Химический состав	Fe					Основа
	С, %, не более					0,024
	O ₂ при нагреве в H ₂ , %, не более					0,17
Размер, мкм	250...200	200...160	100...71	71...45	Менее 45	
Содержание, %	0...2	0...12	Ост.	Ост.	10...30	
Технологические свойства						
Насыпная плотность, г/см ³						2,95
Текущность, с/50 г						25

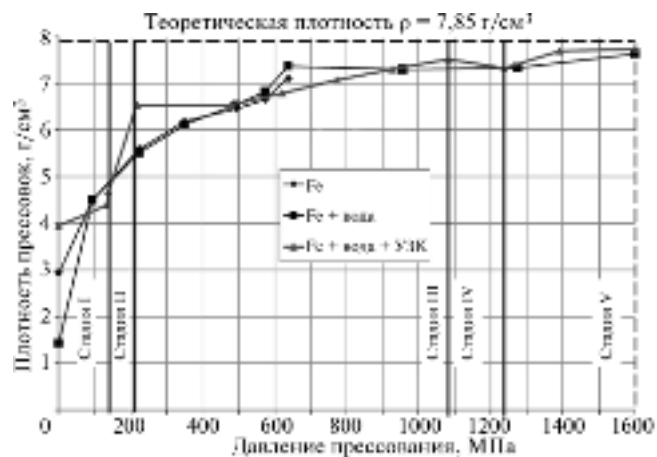


Рис. 2. Экспериментальные кривые уплотнения

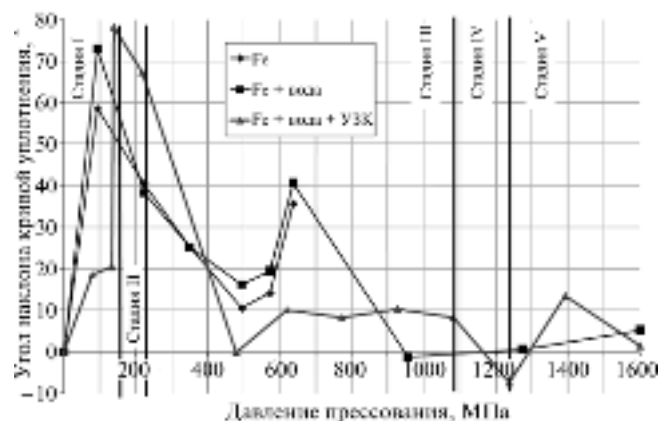


Рис. 3. Определение стадийности уплотнения

Таблица 2

Экспериментальные данные (мощность генератора 250 Вт)

Давление прессования, МПа, (тс/см ²)	Плотность прессовок		Угол наклона α _p , °	Стадия
	ρ _p , г/см ³	ρ _{омп} , %		
77 (0,77)	4,19	0,53	17,312	I
133 (1,33)	4,40	0,56	20,556	
173 (1,73)	5,45	0,70	69,146	II
216 (2,16)	6,53	0,83	68,290	
409 (4,09)	6,63	0,84	2,670	III
618 (6,18)	6,79	0,86	6,821	
773 (7,73)	7,08	0,90	10,597	
927 (9,27)	7,30	0,93	8,130	
1082 (10,82)	7,53	0,96	8,440	
1237 (12,37)	7,33	0,93	-7,352	IV
1391 (13,91)	7,70	0,98	13,510	V
1600 (16)	7,74	0,99	1,096	

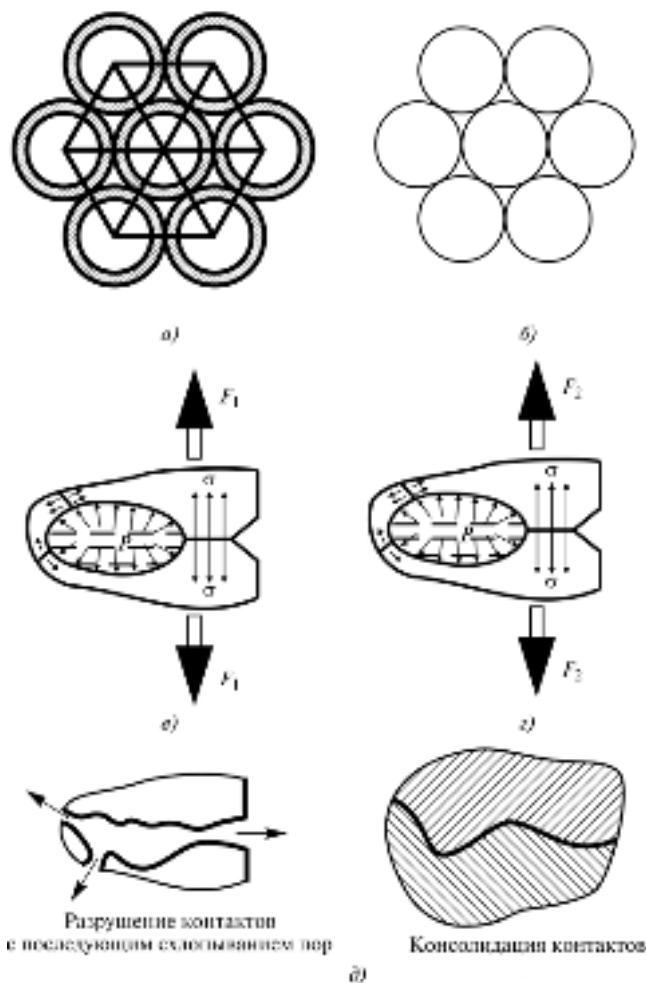


Рис. 4. Физическая модель поэтапного уплотнения: а – стадия I; б – стадия II; в – стадия III; г – стадия IV (F₂ > F₁, V₂ < V₁); д – стадия V

На основании экспериментов по изучению градиентного пороструктурирования предложена физическая (рис. 4) и топологическая (рис. 5) модели уплотняемой структурно-неоднородной механической смеси с наличием жидкой фазы при наложении УЗ-колебаний [1].

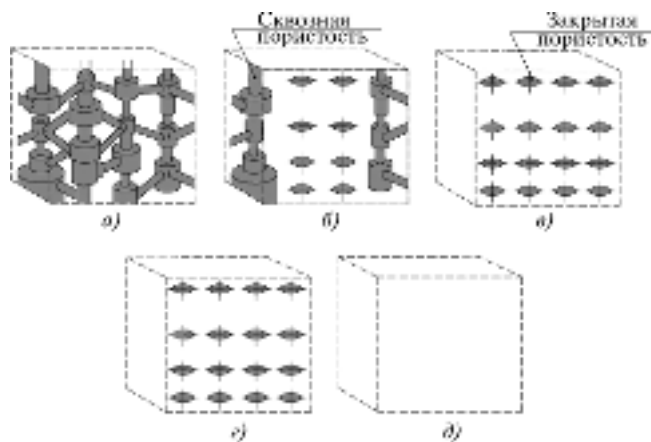


Рис. 5. Имитационная модель топологии порового пространства уплотняемой механической трехфазной смеси: *a* – стадия I; *б* – стадия II; *в* – стадия III; *г* – стадия IV; *д* – стадия V

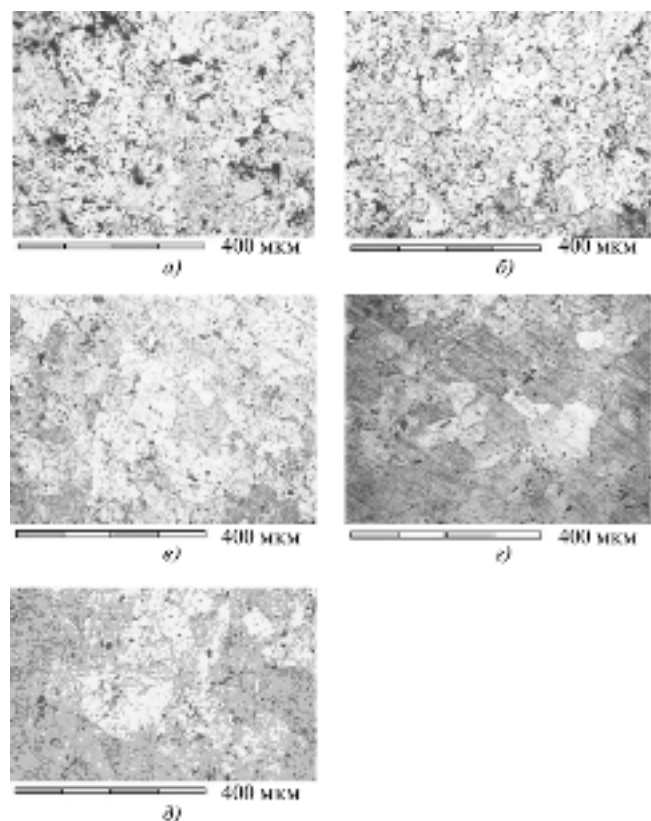


Рис. 6. Микроструктура травленных образцов при постадийном деформировании, увеличение 200: *a* – стадия I; *б* – стадия II; *в* – стадия III; *г* – стадия IV; *д* – стадия V

Проведен анализ изменения порового пространства в зависимости от стадии прессования. Изучение порового пространства структуры производилось с помощью микроскопа МИМ-8 с увеличением 400 (для фиксации изображения использован цифровой фотоаппарат).

В экспериментальных исследованиях по изучению явления межчастичного сращивания в процессах, сопровождающихся интенсивным структурным уплотнением на стадиях III ... V уплотнения, а также структурной деформацией на стадиях I и II, был проведен анализ структурообразования с использованием методов металлографии. В работе были использованы цилиндрические образцы, полученные прессованием и спеканием в среде эндогаза. Образцы, соответствующие характерным стадиям уплотнения, заливались в пластмассу с использованием прибора Prestopress, затем последовательно подвергались шлифованию на крупнозернистой, среднезернистой и мелкозернистой наждачной бумаге. Окончательная доводка образцов производилась полированием (шероховатость поверхности $Ra = 0,2... 0,4$ мкм).

Микроструктура травленных шлифов (рис. 6) была исследована с помощью программы SIAMS 700, использован анализатор изображений, при помощи которого были получены гистограммы зерен феррита, увеличение 200.

Была применена зональная схема испытаний (рис. 7), где выделены нормальная плоскость (центральная и периферийная зоны) и меридиональная плоскость (сердцевина).

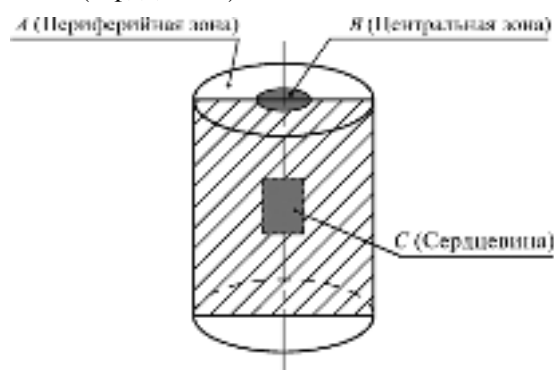


Рис. 7. Зональная схема изучения структуры (схема разделения образцов по характерным участкам)

В процессе исследования был выполнен анализ средней площади зерна феррита, мкм², площади наибольшего зерна, мкм², среднего балла зерна, балла наибольшего зерна, минимального балла, балла по наибольшей доле величин зерен, находящихся на площади анализа. Относительная погрешность измерений находилась в пределах 1... 5%.

В экспериментальных исследованиях структурообразования проведены измерения твердости (HRB) на приборе ПМТ-3 при нагрузке на алмазную пирамидку 0,5 Н. Исследованию подвергались образцы, полученные на стадии V уплотнения (образцы имели

геометрические соотношения $1 < H/d < 3$, где d – диаметр измеряемого образца). Схема подготовки образцов и измерений приведена на рис. 8.

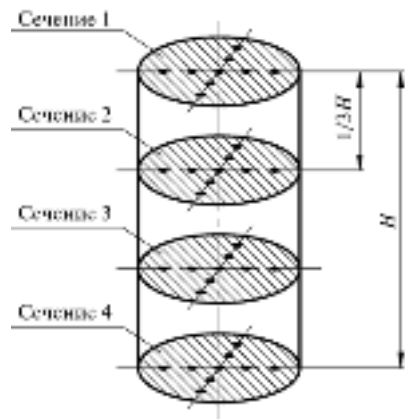


Рис. 8. Схема подготовки образцов и измерения твердости:
• – точки измерения

На рис. 9 представлена гистограмма распределения твердости по характерным сечениям образца в ортогональных направлениях.

Анализ результатов механических испытаний, приведенных выше, позволил установить: а) высокий уровень гомогенности структуры; б) уровень твердости структуры соответствует твердости беспорового материала (феррита) – 60...100 НВ. Твердость полученной структуры варьировалась в диапазоне min – max 94...114 НВ.

Проведены комплексные исследования в целях выявления функциональных (качественных и количественных) связей между контролируемыми входными

технологическими параметрами и выходными откликами, определяющими характеристику формоизменения и уплотнения. Исследовалось влияние физических свойств жидкостей (плотность ρ при температуре 20 °С), межструментального зазора Z , исходной влажности W механической смеси, а также мощности N ультразвуковых колебаний на процесс консолидации железного порошка при получении высокоплотных структур. В качестве регистрируемого параметра (отклика) принята плотность структуры стадии V уплотнения (конечной).

Исходя из анализа основных параметров процесса на основании теории подобия и размерностей выделены и представлены в безразмерном виде следующие технологические факторы:

1. Коэффициент полезного действия УЗ-генератора (отношение выходной мощности N_v к потребляемой мощности N_p) η : $X_1 \in [0,32; 0,5]$.

Использованы два УЗ-генератора:
потребляемая мощность 250 Вт, рабочая частота 18,6 кГц, выходная мощность 80 Вт;
потребляемая мощность 320 Вт, рабочая частота 18,6 кГц, выходная мощность 160 Вт.

2. Начальная влажность механической смеси (массовая доля жидкой фазы) W : $X_2 \in [0,2 (20 \%); 0,1 (10 \%)]$.

Нахождение в механической порошковой смеси жидкости определяет и вид субстанции (от сухой: $W=0$ до увлажненной: $W=20\%$). Повышенная влагонасыщенность ($W > 20\%$) приводит к резкому увеличению массопотерь; при $W < 10\%$ не обеспечивается образование однородности смеси и транспортирующей воздух функции заполняющей фазы.

3. Относительный межструментальный одно-

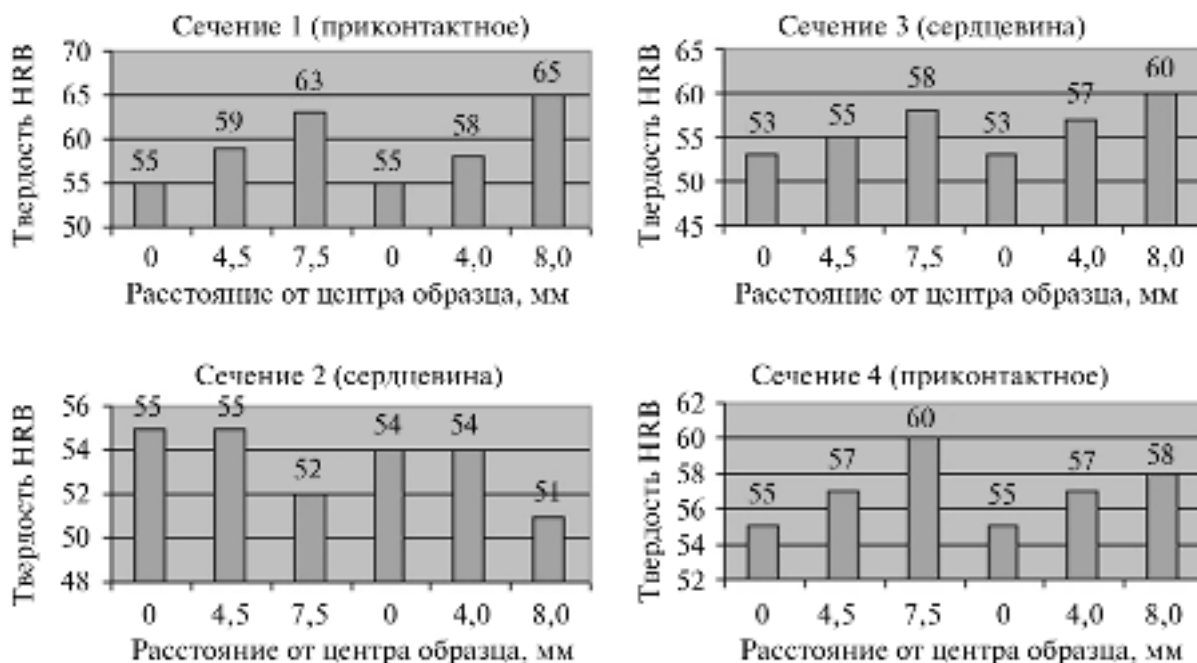


Рис. 9. Распределение твердости по сечениям образца

сторонний зазор (отношение одностороннего зазора Z к диаметру прессовки D) $Z_{\text{отн}}: X_3 \in [0,025; 0,005]$.

Значение одностороннего зазора Z задавалось в диапазоне 0,1...1 мм. Использовалась матрица $D = 20$ мм. При определении диапазона варьирования одностороннего зазора был проведен анализ массопереноса (потери) влажной смеси Δm в зазор Z . Выявлен эффективный ряд значений одностороннего зазора при прессовании увлажненной смеси (влажность $W \in 10...20\%$). Установлено использование эффективного зазора, находящегося в диапазоне $0,005 \leq Z_{\text{отн}} \leq 0,05$, при котором достигается требуемый уровень плотности механической смеси (остаточная пористость стадии V уплотнения составила 1...4 %) при обеспечении минимизации массоуноса в межинструментальный зазор ($\Delta m \leq 5\%$).

На основании методов математической статистики и теории планирования эксперимента поставлен и реализован полнофакторный эксперимент: $N = 2^3$ (уплотнение на стадии V прессования).

В качестве регистрируемого отклика $P(Y)$ – принято отношение плотности механической смеси к относительной плотности (пятая стадия уплотнения).

Планирование экспериментов включало в себя определение факторного пространства, определение необходимого числа опытов по доверительной вероятности, центрирование, масштабирование, выбор плана эксперимента. Статистическая обработка результатов экспериментальных исследований заключалась в построении полиномиальных моделей и их анализе. В процессе обработки результатов экспериментов использованы пакеты программ по обработке численных величин (Statgraphics, Matrixer), позволяющие производить обработку данных, вычисление необходимых статистических характеристик, проверку по требуемым критериям. Проводились определение числа параллельных опытов, оценка достоверности результатов измерения и выявление аномальных значений, проверка однородности дисперсий воспроизводимости параллельных наблюдений по критерию Кохрена. Регрессионный анализ включал оценку значимости коэффициентов моделей в целях

исключения статистически незначимых факторов и последующий пересчет остальных коэффициентов модели. Оценивалась также статистическая значимость всего уравнения регрессии по критерию Фишера.

В табл. 3 представлена матрица планирования полнофакторного эксперимента.

Таблица 3

Моделирование уплотнения на стадии V (ПФЭ: $N = 2^3$)

Входные факторы (X)			Отклики (Y)	
$N(X_1)$	$W(X_2)$	$Z(X_3)$	$\rho_{\text{пл}}, \text{г/см}^3$	$\rho_{\text{отн}}$
(+) 0,5	(+) 0,2	(+) 0,025	7,78	0,99
(+) 0,5	(-) 0,1	(+) 0,025	7,7	0,98
(+) 0,5	(+) 0,2	(-) 0,005	7,64	0,975
(+) 0,5	(-) 0,1	(-) 0,005	7,55	0,965
(-) 0,32	(+) 0,2	(+) 0,025	7,74	0,99
(-) 0,32	(-) 0,1	(+) 0,025	7,6	0,97
(-) 0,32	(+) 0,2	(-) 0,005	7,53	0,96
(-) 0,32	(-) 0,1	(-) 0,005	7,44	0,95

В соответствии с планами экспериментов $N = 2^3$ и трехкратной воспроизводимостью каждой точки статистическая обработка полученных результатов проводилась при использовании программ регрессионного и дисперсионного анализа. Получены комплексные параметрические модели в виде полиномов различного порядка, определяющие влияние мощности, зазора и влажности на плотность стадии V прессования железосодержащих порошков.

Для выявления совместного влияния приведенных выше факторов и повышения точности модели введем в рассмотрение почленное произведение входных факторов в качестве дополнительных переменных:

$$X_4 = NW; X_5 = NZ; X_6 = WZ; X_7 = NWZ.$$

В качестве отклика (функции) на входные факторы (переменные) для большей наглядности результатов вместо относительной плотности будем использовать остаточную пористость на стадии V прессования. В итоге получим табл. 4.

Таблица 4

Скорректированные исходные данные

$P(Y)$	$N(X_1)$	$W(X_2)$	$Z(X_3)$	$NW(X_4)$	$NZ(X_5)$	$WZ(X_6)$	$NWZ(X_7)$
1,00	0,50	0,2	0,025	0,100	0,0125	0,0050	0,00250
2,00	0,50	0,1	0,025	0,050	0,0125	0,0025	0,00125
2,50	0,50	0,2	0,005	0,100	0,0025	0,0010	0,00050
3,50	0,50	0,1	0,005	0,050	0,0025	0,0005	0,00025
1,00	0,32	0,2	0,025	0,064	0,0080	0,0050	0,00160
3,00	0,32	0,1	0,025	0,032	0,0080	0,0025	0,00080
4,00	0,32	0,2	0,005	0,064	0,0016	0,0010	0,00032
5,00	0,32	0,1	0,005	0,032	0,0016	0,0005	0,00016

Матрица взаимных корреляций имеет вид.

	$\Theta(Y)$	$N(X_1)$	$W(X_2)$	$Z(X_3)$	$NW(X_4)$	$NZ(X_5)$	$WZ(X_6)$	$NWZ(X_7)$
$P(Y)$	1							
$N(X_1)$	– 0,37796	1						
$W(X_2)$	– 0,47246	0	1					
$Z(X_3)$	– 0,75593	0	5,42E – 17	1				
$NW(X_4)$	– 0,57554	0,54097 5	0,82148	5,43E – 17	1			
$NZ(X_5)$	– 0,78004	0,30616 7	1,54E – 17	0,92983 9	0,16562 8	1		
$WZ(X_6)$	– 0,87742	0	0,42857 1	0,85714 3	0,35206 3	0,79700 5	1	
$NWZ(X_7)$	– 0,87921	0,26575 4	0,40355 2	0,80710 4	0,49125	0,86800 4	0,94162 2	1

Высокое значение коэффициентов парной корреляции дополнительных переменных с исходными говорит о том, что совместное включение в регрессионную модель исходных и дополнительных данных может привести к существенному искажению степени влияния отдельных факторов на результативную переменную (отклик).

Для определения статистической значимости факторов (N , W , Z) построим линейную регрессионную модель с использованием лишь начальных переменных. Ниже приведены результаты статистического анализа регрессии.

Таблица 5

Результаты построения линейной регрессии

Переменная	Коэффициент	Значимость α
Константа	8,403	[0,0009]
b_N	–5,556	[0,0390]
b_W	–12,5	[0,0194]
b_Z	–100	[0,0038]
Коэффициент детерминации R^2		93,75%
Сумма квадратов остатков		0,875
Значимость уравнения регрессии по критерию Фишера		0,0072

На основании данных, приведенных в табл. 5, получим следующее уравнение регрессии:

$$\Theta = 8,403 - 5,556N - 12,5W - 100Z. \quad (1)$$

Из табл. 5 следует, что все факторы статистически значимы с уровнем значимости $\alpha = 0,05$. Наиболее статистически значимым ($\alpha = 0,0038$) фактором является зазор $Z(X_3)$, что объясняется физическим смыслом данной переменной. Установлено, что это связано с резким увеличением массопереноса увлажненного порошка в зазор при $Z \geq 1,0$ мм ($Z_{отн} \geq 0,05$) [3]. Потеря массы шихты Δm составила ≥ 50 % ее массовой доли, причем использование малого зазора: $Z \leq 0,1$ мм ($Z_{отн} \leq 0,005$)

привело к существенному ухудшению условий прессования, что объясняет столь высокую статистическую значимость переменной при анализе регрессии.

Из модели (1) следует, что изменение поочередно переменных N , W , Z на 0,01 единицы приведет к изменению отклика Θ на –5,556, –12,5 и –100 единиц соответственно при неизменных значениях остальных переменных.

Для выявления степени относительного влияния факторов рассмотрим степенную модель зависимости отклика от факторов $\Theta = aN^{b_N}W^{b_W}Z^{b_Z}$.

Ниже приведены результаты статистического анализа регрессии.

Из табл. 6 следует, что все факторы статистически значимы с уровнем значимости $\alpha = 0,05$. Наиболее статистически значимым ($\alpha = 0,0099$) фактором в является зазор $Z(X_3)$.

Таблица 6

Результаты построения степенной регрессии

Переменная	Коэффициент	Значимость α
a	0,054	[0,2208]
b_N	–0,851	[0,0444]
b_W	–0,544	[0,0451]
b_Z	–0,445	[0,0099]
Коэффициент детерминации R^2		92,15 %
Сумма квадратов остатков		1,098
Значимость уравнения регрессии по критерию Фишера		0,0112

Уравнение степенной регрессии принимает вид

$$\Theta = 0,054N^{-0,851}W^{-0,544}Z^{-0,445}. \quad (2)$$

Параметры b_N , b_W , b_Z являются коэффициентами эластичности (они показывают, на сколько процентов изменится отклик при изменении соответствующего фактора на 1 % от своего номинального значения).

Из модели (2) следует, что изменение поочередно переменных N , W , Z на 1 % приведет к изменению отклика

Θ на $-0,851, -0,544$ и $-0,445$ % соответственно при неизменных значениях остальных переменных. Таким образом, мощность имеет наибольшую степень влияния на отклик, а степени влияния влажности и зазора несколько ей уступают. Вместе с тем статистическая значимость зазора ($\alpha = 0,0099$) выше, чем у других факторов.

Заметим, что уравнения регрессии (1), (2) объясняют 92...93 % общей дисперсии отклика. Вместе с тем погрешность линейной модели (1) на порядок меньше, чем степенной модели (2).

В целях повышения точности модели включим в рассмотрение дополнительно введенные переменные ($X_4...X_7$).

Результаты построения линейной регрессии от шести переменных ($X_1...X_6$) примет вид, показанный в табл. 7.

Таблица 7

Результаты построения линейной регрессии по шести переменным

Переменная	Коэффициент	Значимость α
Константа	11,257	[0,1012]
X_1	- 13,889	[0,2143]
X_2	- 20,139	[0,3479]
X_3	- 176,389	[0,2384]
X_4	27,778	[0,5000]
X_5	277,778	[0,2952]
X_6	- 250	[0,5000]
Коэффициент детерминации R_2		99,107 %
Сумма квадратов остатков		0,125
Значимость уравнения регрессии по критерию Фишера		0,176

Уравнение регрессии имеет вид

$$\Theta = 11,257 - 13,889N - 20,139W - 176,389Z + 27,778NW + 277,778NZ - 250WZ. \quad (3)$$

Результаты построения линейной регрессии от семи переменных ($X_1...X_7$) приведены в табл. 8.

Таблица 8

Результат построения линейной регрессии по семи переменным

Переменная	Коэффициент	Значимость α
Константа	8,695	[1,0000]
X_1	- 7,639	[1,0000]
X_2	- 3,056	[1,0000]
X_3	- 5,556	[1,0000]
X_4	- 13,889	[1,0000]
X_5	- 138,889	[1,0000]
X_6	- 1388,889	[1,0000]
X_7	2777,778	[1,0000]
Коэффициент детерминации R_2		100 %
Сумма квадратов остатков		1,215E - 14
Значимость уравнения регрессии по критерию Фишера		Незначимо

Уравнение регрессии от семи переменных ($X_1...X_7$) имеет вид

$$\Theta = 8,695 - 7,639N - 3,056W - 5,56Z - 13,89NW - 138,89NZ - 1388,89WZ + 2777,78NWZ. \quad (4)$$

Из табл. 5 следует, что несмотря на высокое значение коэффициента детерминации: 99,1 % статистическая значимость уравнения регрессии (3) α оставляет всего 0,176 (вероятность ошибки 17,6 %). Кроме того, ее погрешность существенно превышает погрешность модели (1), т.е. эта модель непригодна ни для каких целей.

Точность модели (4) с семью переменными наиболее высока по сравнению с другими моделями. О статистической значимости говорить в данном случае не приходится по причине малого объема исходных данных.

Выводы

При окончательной оценке возможности использования построенных моделей в технологических расчетах следует исходить из следующего:

1. Для практического применения предлагаются три модели (1), (2) и (4).
2. Для вычисления значения отклика при заданных значениях исходных переменных в рассмотренном диапазоне значений можно рекомендовать использовать модель (4).
3. Для оценки влияния изменения значений исходных факторов на изменение отклика рекомендуется использовать модели (1) или (2) в зависимости от того, абсолютное или относительное изменение интересует исследователя.
4. Для вычисления значения отклика при значениях исходных переменных, выходящих за пределы рассмотренных диапазонов значений, следует использовать модель (1).

Проведенные исследования позволяют расширить эффективность процесса уплотнения порошковых материалов за счет рационального выбора влажности смеси, конструкции оснастки и мощности, используемого ультразвукового оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Кокорин В.Н., Сизов Н.А. Исследование процесса уплотнения при ультразвуковом воздействии на увлажненную порошковую среду // НТВ СПбГПУ. 2013. № 3 (178). С. 148–155.
2. Теория и практика процесса прессования гетерофазных увлажненных механических смесей на основе железа / В.Н. Кокорин, А.И. Рудской, В.И. Филимонов. Ульяновск, УлГТУ, 2012. 236 с.
3. Кокорин В.Н. Прессование деталей и заготовок с использованием механических смесей с различным фазовым состоянием. Ульяновск, УлГТУ, 2009. 51 с.



УДК 621.9.048.6

О.В. Чудина, Д.С. Фатюхин, В.А. Хачатурян

(Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ))

E-mail: chudina_madi@mail.ru

Поверхностное упрочнение сталей в процессе ультразвуковой обработки в жидких средах

Проведены экспериментальные исследования влияния ультразвуковой обработки в жидкой среде на структуру и твердость поверхностного слоя сталей ферритного, аустенитного и перлитного классов. Установлены оптимальные технологические режимы ультразвукового воздействия, обеспечивающие максимальное упрочнение без нарушения целостности поверхности изделия. Показано, что ультразвуковое воздействие повышает микротвердость поверхностного слоя в 1,3...1,5 раза. Установлено, что упрочнение стальной поверхности обусловлено формированием в поверхностном слое развитой дислокационной структуры, измельчением зерна и микронапряжениями.

Ключевые слова: ультразвуковое воздействие, поверхностное пластическое деформирование, микроструктура, твердость.

The experimental researches of influence ultrasonic treatment in the liquid environment on the surface structure and hardness of the ferritic, austenitic and pearlitic steels were carried out. The optimum technological regimes of ultrasonic treatment that provide maximum hardening without violation of the integrity surface were determined. It was shown that ultrasonic treatment increases the microhardness of the surface layer in 1,3...1,5 times. Established that the surface hardening of steel is due to formation in the surface layer of the developed dislocation structure, grain refinement and microstresses.

Keywords: ultrasonic treatment, surface plastic deformation, microstructure, hardness.

Введение

В современном машиностроении при производстве и ремонте автотракторной техники широко применяют ультразвуковые методы очистки поверхности от загрязнений. Ультразвуковая очистка может быть как финишной обработкой [1, 2], так и промежуточной перед нанесением на поверхность упрочняющего покрытия [3]. Имеющиеся публикации по влиянию ультразвуковой очистки в жидких моющих средах на состояние поверхности в основном посвящены исследованию процессов эрозионного разрушения поверхности при ультразвуковом воздействии. Однако практически отсутствуют исследования влияния ультразвуковой кавитации на изменение структуры и свойств поверхностного слоя обрабатываемых материалов.

В связи с тем что состояние поверхности в значительной степени определяет надежность и долговечность деталей машин, в особенности эксплуатируемых при циклических нагрузках, целью настоящей работы является изучение влияния ультразвукового воздействия на структуру и твердость поверхностного слоя конструкционных сталей и определение оптимальных режимов ультразвуковой обработки, позволяющих повысить поверхностную твердость без нарушения целостности поверхности деталей.

Материалы и методика проведения исследований

Исследовали влияние ультразвуковой обработки (УЗО) на структуру и твердость армко-железа, сталей 45, 40Х и 10Х18Н9. Методика проведения экспериментальных исследований заключается в следующем. В технологическую емкость с водой погружают стержневой магнитострикционный преобразователь, работающий с частотой акустических колебаний $f = 22$ кГц. Образцы цилиндрической формы диаметром 15 мм и высотой 10 мм также погружают в емкость с водой и подвергают обработке. Основными технологическими параметрами УЗО являются:

амплитуда колебательных смещений ξ , зависящая от типа преобразователя, которую варьировали от 7 до 45 мкм; длительность обработки. Минимальная продолжительность воздействия составляет 15 мин, при меньшей продолжительности процесса видимых изменений в структуре и свойствах не происходит, а максимальная продолжительность составляет 60 мин, после чего на поверхности появляются эрозионные кратеры;

расстояние от ультразвукового преобразователя до обрабатываемой поверхности. Для эффективного ультразвукового поверхностного упрочнения деталь размещается на расстоянии 6...10 мм от преобразователя. В целях полу-

чения равномерно упрочненного слоя положение детали изменяли, что обеспечивало циркуляцию акустических потоков внутри технологической емкости и равномерное ультразвуковое воздействие на всю поверхность изделия.

Металлографические исследования поверхностного слоя проводили с помощью светового микроскопа Axiovert 25 CA CarlZeiss, а дюрометрические исследования – с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Обсуждение результатов исследований

В процессе работы магнитострикционного преобразователя в ультразвуковом частотном диапазоне в жидкости развиваются кавитационные процессы, сопровождающиеся образованием куммулятивных струй жидкости в результате схлопывания кавитационных пузырьков, формированием ударных волн, генерируемых из зоны схлопывания кавитационных пузырьков, и возникновением коллективной ударной волны [4]. Совокупное воздействие перечисленных процессов оказывает существенное влияние на поверхность стальных изделий, вызывая поверхностную пластическую деформацию и, как следствие, упрочнение.

В результате описанного выше ударного акустического воздействия вблизи поверхности металла формируется масса многократно захлопывающихся пузырьков, которые активируют процессы увеличения микронапряжений в кристаллической решетке, повышения плотности дислокаций и измельчения зерна.

По характеру производимого действия и по длительности существования в акустическом поле кавитационные пузырьки разделяют на захлопывающиеся и пульсирующие. При захлопывании кавитационного пузырька возникает ударная волна, развивающая значительные давления. Многократное воздействие в одной и той же области большого количества отдельных захлопывающихся пузырьков приводит к повышению плотности дислокаций, которое носит накопительный характер. В начале воздействия пузырьков на поверхности преобладают упругие деформации, затем, накапливаясь по величине, деформации становятся пластическими и при превышении критических значений деформации может произойти разрушение металла.

В соответствии с классическими представлениями об упрочняющих механизмах, действующих при пластической деформации в металлах, повышение поверхностной твердости в основном объясняется увеличением плотности дислокаций в поверхностном слое.

На рис. 1 приведены микроструктуры армко-железа и стали 45 после ультразвуковой обработки в течение 60 мин с амплитудами колебательных смещений ξ , равными 7 и 15 мкм. С увеличением амплитуды колебательных смещений увеличивается интенсивность ультразвукового воздействия. Это приводит не только к формированию на поверхности образца слоя развитой дислокационной структуры,

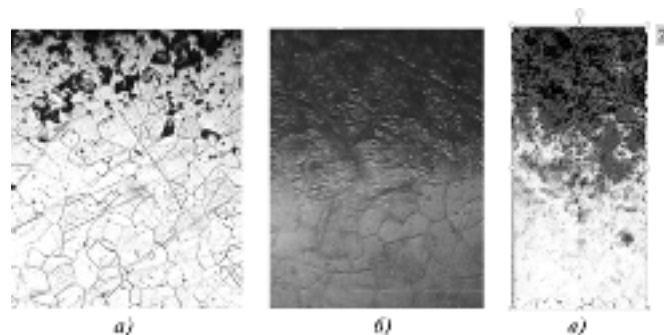


Рис. 1. Микроструктуры армко-железа (а, б) и стали 45 (в) после ультразвуковой обработки в течение 60 мин при $\xi = 7$ мкм (а) и $\xi = 15$ мкм (б, в)

но и к измельчению зерна, что дополнительно повышает поверхностную твердость стали. На рис. 2 сопоставлены структуры с твердостью армко-железа и стали 45, подвергнутых УЗО в течение 30 мин с амплитудами колебательных смещений ξ , равными 7 и 15 мкм соответственно.

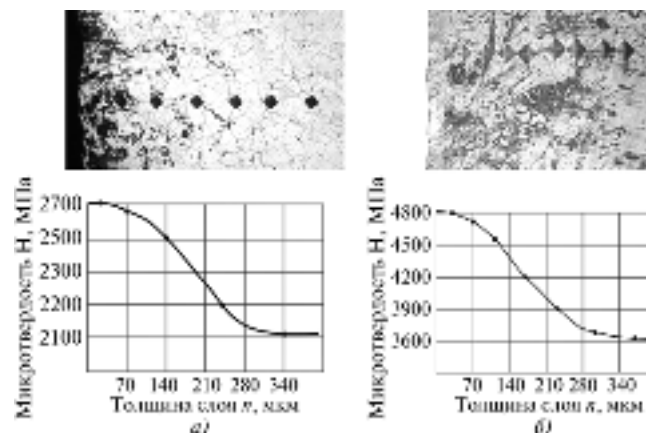


Рис. 2. Сопоставление микроструктуры и твердости армко-железа (а) и стали 45 (б) после ультразвуковой обработки в течение 30 мин при $\xi = 1$ мкм (а) и $\xi = 15$ мкм (б)

Кроме увеличения плотности дислокаций и измельчения зерна в приповерхностном слое наблюдается увеличение микронапряжений кристаллической решетки. В работе [5] исследовали влияние ультразвукового воздействия на характер изменения микронапряжений в поверхностном слое. С этой целью электрографическим методом, основанном на эффекте Кириана, путем цифровой обработки цветного изображения проведен количественный структурный и фазовый экспресс-анализ, который позволил выявить взаимосвязь между структурой металла и характером микронапряжений в нем. Полученные результаты указывают на нерегулярный характер распределения максимальных и минимальных значений микронапряжений по озвучиваемой поверхности. Такие неравномерные микронапряжения на поверхности образцов являются следствием сложных нестационарных гидродинамических процессов, протекающих в жидкостях в условиях акустического воздействия, и играют роль концентраторов напряжений.

Известно, что в присутствии концентраторов напряжений механические свойства изделий, в особенности эксплуатируемых при циклических и ударных нагрузках, снижаются. Для получения равномерно упрочненного слоя достаточно применить технологические приемы, заключающиеся в изменении положения обрабатываемой детали в процессе озвучивания относительно преобразователя.

Установлено, что толщина упрочненного слоя в основном зависит от технологических параметров УЗО. На рис. 3 показано влияние амплитуды колебательных смещений и длительности обработки на толщину упрочненного слоя для армко-железа и стали 40Х. Экспериментально установлено, что максимальная толщина упрочнения без нарушения целостности поверхности обеспечивается на модельном материале – армко-железе и на стали 10Х18Н9 уже через 30 мин обработки и достигает 70 мкм. Для получения упрочненного слоя такой же толщины на сталях 45 и 40Х ультразвуковая обработка проводится в течение 40...45 мин.

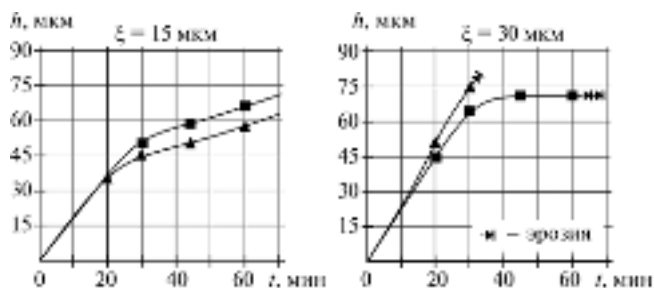


Рис. 3. Влияние амплитуды колебательных смещений ξ и длительности УЗО t на толщину упрочненного слоя h армко-железа (▲) и стали 40Х (■)

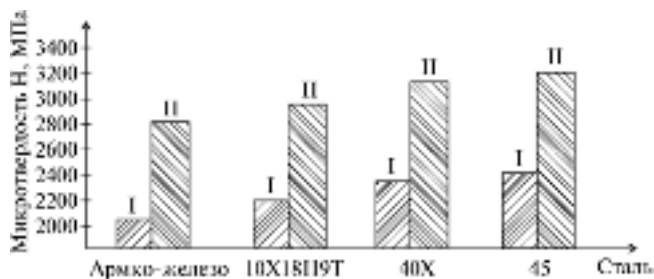


Рис. 4. Влияние ультразвуковой обработки на прирост микротвердости поверхностного слоя сталей:

I – до УЗО; II – после УЗО

По результатам экспериментальных исследований определены преимущественные технологические режимы ультразвукового воздействия, обеспечивающие максимальное упрочнение без нарушения целостности поверхности изделия. Для сталей с ферритной и аустенитной структурами оптимальными являются амплитуда колебательных смещений $\xi = 7...30$ мкм и длительность обработки 15...30 мин. А для сталей с перлитной структурой – $\xi = 15...50$ мкм и длительность 30...60 мин.

Ультразвуковая обработка сталей по предложенным режимам повышает микротвердость поверхностного слоя

в 1,3...1,5 раза. Значения микротвердости армко-железа, сталей 10Х18Н9, 45, 40 Х до и после ультразвуковой обработки приведены на рис. 4. Установлено, что уровень упрочнения в значительной мере зависит от структуры стали. Наибольшее упрочнение достигается в сталях с аустенитной структурой, меньший уровень прочности – в сталях с ферритной структурой, а в сталях с перлитной структурой уровень упрочнения зависит от содержания углерода: чем больше углерода в стали, тем меньше прирост твердости в поверхностном слое обрабатываемой стали.

Выводы

1. Проведены экспериментальные исследования влияния ультразвуковой обработки в жидкой среде на структуру и твердость поверхностного слоя сталей ферритного, аустенитного и перлитного классов.

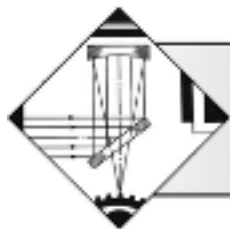
2. Установлены оптимальные технологические режимы ультразвукового воздействия, обеспечивающие максимальное упрочнение без нарушения целостности поверхности изделия. Показано, что ультразвуковое воздействие повышает микротвердость поверхностного слоя в 1,3... 1,5 раза, причем уровень упрочнения зависит от структуры стали, а толщина упрочненного слоя – от технологических параметров обработки.

3. Установлено, что наибольшее упрочнение достигается в сталях с аустенитной структурой, меньший уровень упрочнения – в сталях с ферритной структурой, а в сталях с перлитной структурой уровень упрочнения зависит от содержания углерода: чем больше углерода в стали, тем меньше прирост твердости в поверхностном слое обрабатываемой стали.

4. Показано, что упрочнение стальной поверхности вызвано в основном формированием в поверхностном слое развитой дислокационной структуры по классическим механизмам пластической деформации, измельчением зерна и микронапряжениями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панов А.П. Ультразвуковая очистка прецизионных деталей. М.: Машиностроение, 1984. 88 с.
2. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении / под общ. ред. О.В. Абрамова и В.М. Приходько. М.: Янус-К, 2006. 688 с.
3. Алисов В.Е., Чудина О.В. О влиянии кавитации на процесс разрушения поверхностных пленок загрязнений при ультразвуковой очистке режущего инструмента // Эффективность использования инструмента с износостойкими покрытиями: Сб. науч. трудов. М., ВНИИинструмент, 1985. С. 111–113.
4. Буравова С.Н. Повреждаемость поверхности при кавитационной эрозии // Журнал технической физики. 1998. Т. 68. № 9.
5. Чудина О.В., Александров В.А., Фатюхин Д.С. Влияние ультразвуковой кавитации на состояние поверхности конструкционных сталей // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 2. С. 3–6.



УДК 621.793.71/72

Г.Г. Винокуров, Н.Ф. Стручков, Д.И. Лебедев (*Институт физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, г. Якутск*), О.Н. Попов (*НИИ математики, Институт математики и информатики Северо-Восточного федерального университета им. М. К. Аммосова, г. Якутск*)
E-mail: g.g.vinokurov@iptpn.ysn.ru

Взаимосвязь микрогеометрии поверхности трения и макроструктуры износостойких порошковых покрытий

Проведены металлографические и профилометрические исследования поверхностей трения модифицированных износостойких порошковых покрытий. Для учета макроструктуры покрытия при описании микрогеометрии поверхности трения использована статистическая модель порошковой среды. Показано, что данный подход качественно описывает характерное строение поверхности трения порошковых покрытий.

Ключевые слова: порошковое покрытие, трение скольжения, износ, профиль, поверхность трения, статистическое моделирование.

Metallographic and profilometric investigations of friction surfaces of modified wear-resistant powder coating were carried out in the work. To account the macrostructure of the coating at the description of friction surface microstructure a statistical model of powder medium was used. It is shown that this approach qualitatively describes the characteristic structure of the friction surface of powder coatings.

Keywords: powder coating, sliding friction, wear, profile, friction surface, statistical modeling.

Введение

В настоящее время для упрочнения деталей машин широкое применение получили высокоэнергетические (с характерным энергетическим потоком порядка $\sim 10^6 \dots 10^8$ Вт/м² и выше) технологии нанесения порошковых покрытий [1–3]. В качестве расходного материала для нанесения износостойких покрытий в основном используются самофлюсующиеся сплавы на никелевой или кобальтовой основе и их смеси с модификаторами из различных соединений.

Как известно, покрытия из порошковых материалов характеризуются высокой степенью неоднородности структуры — выделениями дисперсных и коагулированных фаз, случайным сложным строением и пористостью. Форма застывших частиц и поровое пространство между ними составляют понятие макроструктуры порошковых покрытий (В. В. Кудинов [1]). Макроструктура и физико-механические свойства порошковых покрытий непосредственно влияют на служебные характеристики упрочненных деталей машин. Поэтому разработка методик и подходов для исследования макроструктуры порошковых покрытий является актуальной научно-практической задачей. Экс-

периментальное исследование и детерминированное описание случайной макроструктуры крайне затруднены большим количеством частиц порошковой среды, сложностью многочисленных физико-механических, теплофизических и других процессов при формировании порошковых покрытий, что приводит к необходимости привлечения методов статистического моделирования.

Процесс изнашивания порошковых покрытий при трении скольжения зависит от фактической площади контакта, которая определяется текущим состоянием микрогеометрии поверхности трения порошкового покрытия. Макроструктура порошкового покрытия, которая формируется случайным образом, безусловно, влияет на микрогеометрию поверхности трения. Поэтому статистические закономерности, наблюдаемые при формировании макроструктуры износостойких покрытий, проявляются и в процессе их изнашивания.

Целями настоящей работы являются установление закономерностей формирования микрогеометрии поверхности трения износостойких порошковых покрытий и разработка статистического подхода для ее описания с учетом макроструктуры порошковой среды.

Материалы и методы экспериментальных исследований

В работе экспериментальными методами изучались поверхности трения износостойких электроталлизационных покрытий из порошковой проволоки с тугоплавкими добавками Al_2O_3 и износостойких газопламенных покрытий из порошков системы Ni – Cr – Si – В с ультрадисперсными добавками шпинелей $CoAl_2O_4$ и $CuAl_2O_4$ разработки Института физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН (ИФТПС) [4–6].

Исследовались образцы покрытий, нанесенных на боковую поверхность дисков для испытаний на износ (диаметр 50 мм, толщина 10 мм). Испытания порошковых покрытий на износ проводились на машине трения СМЦ-2 по схеме трения «диск – колодка» при сухом трении. Режимы испытаний: нагрузки 372,4 и 735 Н; частота вращения вала 5 об/с; контртела – колодки изготовлялись из закаленной стали ШХ15, стали Ст 6 и из твердосплавного материала ВК6. Образцы покрытий для испытаний на износ прирабатывались до стабилизации интенсивности износа; длительность приработки в зависимости от материала контртела составляла около $(1,5..2,5) \cdot 10^4$ циклов. По выбранной схеме трения один цикл машины трения соответствует пути трения, равному $1,96 \cdot 10^{-2}$ м; измерения массового износа проводились через каждые 4500 циклов машины трения.

Износ определялся весовым методом – взвешиванием образцов до и после периода изнашивания. Как известно, данный метод используется при стандартных испытаниях покрытий по ГОСТ 17367–71, ГОСТ 23.201–78, ГОСТ 23.207–79, ГОСТ 23.208–79, ГОСТ 23.212–82 [7]. Весовой метод дает возможность оценить интегральный износ – суммарную потерю массы со всей площади рабочей поверхности трения – поверхности покрытия.

Важными количественными характеристиками микрогеометрии поверхности трения являются шероховатость Ra , среднеквадратическое отклонение Rq и высота неровностей Rz профиля. Как показывает анализ, во многих работах по трибологии исследуется зависимость данных характеристик от условий трения поверхности материалов [8–10]. В настоящей работе для описания макроструктуры порошковых покрытий используется статистический подход, ранее предложенный авторами [11]. При разработке статистической модели изнашивания порошковых покрытий было принято допущение о том, что при фрикционном изнашивании в плоскостях, перпендикулярных пути трения, характеристики микрогеометрии являются статистически однородными величинами. Поэтому для проверки статистической гипотезы основное вни-

мание уделено экспериментальному изучению профиля поверхности покрытий, перпендикулярного к пути трения, – поперечного профиля.

Поверхность трения покрытий изучалась с помощью стереоскопического микроскопа Stemі 2000С, характеристики поперечного профиля определялись с помощью профилометра SJ-210Р (Япония) также через каждые 4500 циклов машины трения (рис. 1). Для этого на каждом образце для испытаний на износ были промаркированы четыре диаметрально противоположных участка покрытия. Измерение характеристик микрогеометрии профилометром проводилось с базой 4 мм по 8000 точек, затем данные усреднялись по четырем участкам поверхности трения покрытий.

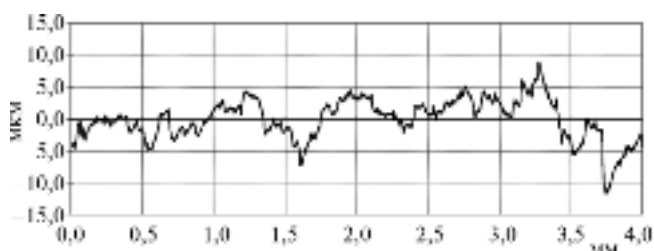


Рис. 1. Характерный профиль поверхности трения износостойкого покрытия; покрытие с тугоплавкими добавками, 45 000 циклов

Обработка экспериментальных данных проведена с помощью электронных таблиц Excel и программной среды MathCad.

Микрогеометрия поверхности трения износостойких порошковых покрытий

Как известно, процесс изнашивания металлических материалов и покрытий при трении скольжения происходит под комплексным влиянием различных механизмов разрушения поверхности трения: адгезии и переноса металла, схватывания, износа со снятием стружки и др. [7–10].

Проведено металлографическое исследование поверхностей трения в интервале от 0 до 54 000 циклов для выяснения характерных особенностей разрушения материалов модифицированных покрытий. На рис. 2 показаны характерные строения поверхностей трения износостойких покрытий.

В исходном состоянии после обработки покрытий шлифовальным материалом поверхности покрытий характеризуются неровностями, наблюдаются некоторые поры и пустоты в виде темных пятен. Таким образом, поверхности трения характеризуются шлифовочными следами различной высоты, края их деформированы, есть заусенцы (рис. 2, а). В стадии приработки, примерно до $(1,5..2,5) \cdot 10^4$ циклов, шлифовочные гребни претерпевают плоское сжатие, формируются и увеличиваются площадки контакта в виде дорожек.

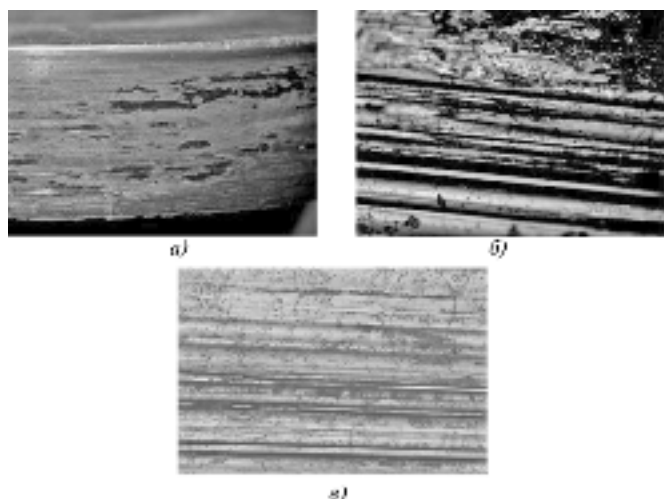


Рис. 2. Поверхности трения:

a – покрытие с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 ; исходное состояние; увеличение 20; *б* – покрытие с ультрадисперсными добавками CoAl_2O_4 ; 9000 циклов; увеличение 250; *в* – покрытие с тугоплавкими добавками; 180 000 циклов; увеличение 250

В целом изнашивание покрытий происходит по известному механизму: пластическая деформация → деформационное упрочнение → разрушение и отслоение деформационных «языков». Как видно на рис. 2, *б*, после 9000 циклов для покрытий с ультрадисперсными добавками площадь контакта заметно увеличилась, несущие дорожки расширились за счет деформирования, отрыв и унос краев гребней также позволили их увеличить. На поверхности трения наблюдаются небольшие пустоты, обусловленные макроструктурой порошкового покрытия.

Когда начинается режим установившегося износа, наблюдается более равномерный массовый износ и увеличивается фактическая площадь контакта поверхностей трения покрытий и контртел. У всех износостойких покрытий фактическая площадь контакта заметно увеличивается, дорожки расширяются за счет изнашивания. Также формируются характерные борозды на поверхности трения, которые сохраняются вплоть до конца испытаний; количество пор и пустот значительно сокращается. Как видно на рис. 2, *в*, для покрытия с тугоплавкими добавками при приблизительно 180 000 циклах поры и пустоты практически отсутствуют; при этом наблюдается стабильный массовый износ. На поверхности трения покрытия наблюдаются мелкие дорожки с четко выраженным направлением скольжения – пути трения.

Таким образом, увеличение фактической площади контакта, сокращение количества пор и пустот в поверхностном слое являются основными факторами, влияющими на формирование микрогеометрии поверхностей трения износостойких покрытий. Это приводит к образованию характерных продольных борозд

по пути трения (см. рис. 1, 2). Оторвавшиеся частицы порошкового покрытия и контртела на этапе установившегося износа способствуют образованию мелких дорожек по направлению пути трения.

Статистическое описание микрогеометрии поверхности трения

При трении скольжения порошковых покрытий формирование профиля поверхности трения происходит под влиянием многочисленных факторов изнашивания на отдельную граничную частицу. Установление напряжений, действующих на отдельную частицу порошка, а также локальных физико-механических свойств порошкового материала представляется даже теоретически невозможным из-за большого количества частиц. Поэтому для описания поверхности трения покрытий наиболее целесообразным является использование статистических моделей макроструктуры порошковой среды, которые с развитием информационных технологий в настоящее время достаточно развиты и широко используются. Данные подходы также обоснованы тем фактом, что когезия частиц порошковой среды значительно ниже прочности сплошного материала, и поэтому макроструктура порошкового материала существенно влияет на процессы изнашивания поверхности трения.

Как отмечено выше, в представленной в статье работе для описания микрогеометрии поверхности трения покрытий использована элементарная модель макроструктуры порошковой среды на основе матричной вероятностно-геометрической системы частиц, которая ранее применена авторами для моделирования изнашивания порошковых покрытий и материалов при трении скольжения [11]. Вследствие сравнительной простоты выбранная матричная вероятностно-геометрическая система позволяет рассматривать практически неограниченную порошковую среду. Между тем более сложные модели допускают описание только до нескольких десятков тысяч взаимодействующих частиц.

Так как сопротивление разрушению порошковой среды определяется в основном когезией частиц, то для учета макроструктуры при трении скольжения необходимо было связать ее характеристики с вероятностью удаления отдельной частицы на поверхности трения. В модели предполагалось, что удаление частиц с поверхности трения при установившемся изнашивании является испытанием Бернулли. За событие принято удаление частицы порошкового покрытия, второе событие – частица остается в материале, дополнительно к первому. Так как удаления частиц являются независимыми событиями с повторением испытаний, то вероятность удаления с поверхности трения k частиц будет иметь вид биномиального распределения (закон Бернулли) [11]:

$$P_i(k) = \frac{l!}{k!(l-k)!} p^k (1-p)^{l-k}, \quad (1)$$

где p – вероятность удаления частицы порошкового покрытия со всей поверхности трения, определяется размерами матрицы вероятностно-геометрической системы; l – общее число испытаний Бернулли [11].

В разработанной модели выражение (1) описывает распределение линейного износа поперечного сечения поверхности трения порошкового покрытия; число испытаний l соответствует пути трения. Как известно, по теореме Муавра – Лапласа при $l \rightarrow \infty$ биномиальное распределение (1) стремится к нормальному, что соответствует известной закономерности профиля равновесной поверхности трения [7–11].

Как установлено выше, металлографические и профилометрические исследования показывают образование характерных продольных борозд по пути трения (см. рис. 1, 2).

Поэтому для описания микрогеометрии поперечного профиля поверхности порошковых покрытий разработанная модель развита в следующем направлении.

Рассмотрим элемент поверхности порошковых покрытий при трении скольжения (рис. 3). Пусть dl – элемент пути трения, dx – толщина поверхностного слоя. При таком разбиении в описании процессов изнашивания при трении скольжения путь трения является выделенным направлением. И поэтому характеристики микрогеометрии целесообразно рассматривать в перпендикулярной к данному направлению двумерной плоскости xu .

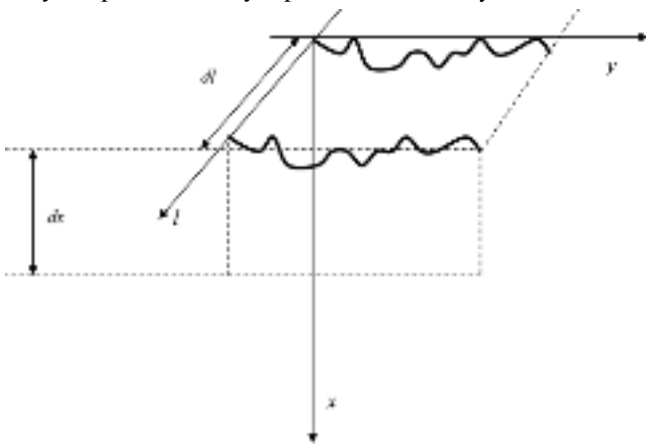


Рис. 3. Схема элемента поверхности порошковых покрытий при трении скольжения

Координаты u микрогеометрии на практике представляют собой дискретный набор точек u_i , который можно получить из поперечных профилограмм (в направлении оси u). Точки u_i разделены промежутками, минимальная величина которых определяется разрешающей способностью сканирующего прибора – от десятка нанометров до нескольких микрометров.

Для описания характерных борозд вдоль пути трения необходимо рассматривать взаимосвязь значений линейного износа поперечного профиля при двух значениях

пути трения: l и $l + dl$ с учетом вероятностей (1). С этой целью необходимо построить двумерное распределение случайных величин $k(l)$ и $k(l + dl)$, которые являются зависимыми. Поэтому данное распределение состоит из условных вероятностей случайной величины $k(l + dl)$, если при пути трения l линейный износ составлял $k(l)$. Таким образом, данные условные вероятности задаются произведениями выражений из распределения (1).

Двумерное распределение также зависит от переменных l и dl ; по его виду можно оценить взаимосвязь значений линейного износа в зависимости от пути трения. Здесь можно отметить, что приращение dl является существенно положительной величиной, поэтому увеличение пути трения в выражении (1) означает переход к последующим поперечным профилям порошкового покрытия.

В модели случайные величины $k(l)$ и $k(l + dl)$ являются дискретными; учитывая биномиальное распределение (1) и то, что линейный износ по пути трения не может уменьшаться, двумерное распределение можно выразить матрицей (табл. 1). Здесь случайная величина $k(l)$ задана по столбцам, $k(l + dl)$ – по строкам, также принято предположение $l > dl$.

Как видно из табл. 1, матрица является прямоугольной, заполняется сложным образом: в области в виде параллелограмма расположены произведения вероятностей из выражения (1), остальные элементы матрицы тождественно равны нулю.

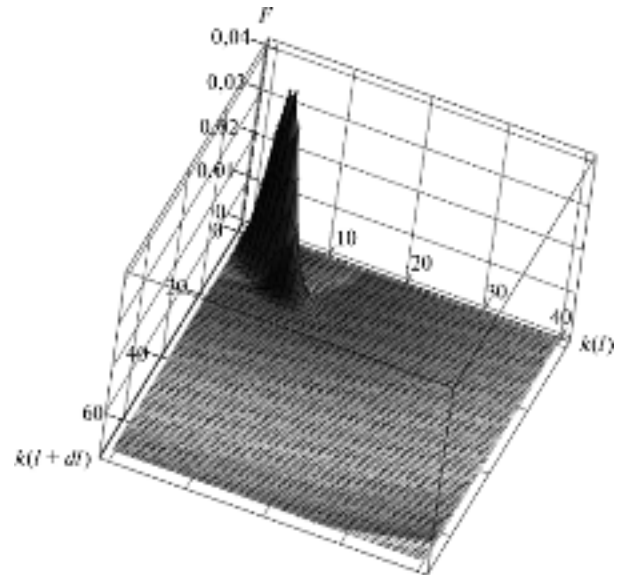


Рис. 4. Двумерное распределение линейного износа; путь трения $l = 40$; приращение $dl = 30$; $p = 1/8$

На рис. 4 приведен поверхностный график двумерного распределения F , представленного в табл. 1. Как видно из графика, функция имеет узкую область ненулевых значений в направлении, обусловленном ростом среднего значения линейного износа pl , и далее быстро снижается. Ненулевые значения двумерного распределения в области линейного износа свидетельствуют

Двумерное распределение линейного износа поперечного профиля

$k(l) k(l + dl)$	0	1	2	...	dl	...	1
0	$P_f(0)P_{dl}(0)$	0	0	...	0	...	0
1	$P_f(0)P_{dl}(1)$	$P_f(1)P_{dl}(0)$	0	...	0	...	0
2	$P_f(0)P_{dl}(2)$	$P_f(1)P_{dl}(1)$	$P_f(2)P_{dl}(0)$...	0	...	0
...
dl	$P_f(0)P_{dl}(dl)$	$P_f(1)P_{dl}(dl - 1)$	$P_f(2)P_{dl}(dl - 2)$...	$P_f(dl)P_{dl}(0)$...	0
$dl + 1$	0	$P_f(1)P_{dl}(dl)$	$P_f(2)P_{dl}(dl - 1)$...	$P_f(dl)P_{dl}(1)$...	0
$dl + 2$	0	0	$P_f(2)P_{dl}(dl)$...	$P_f(dl)P_{dl}(2)$...	0
...
$l + dl - 1$	0	0	0	...	0	...	$P_f(l)P_{dl}(dl - 1)$
$l + dl$	0	0	0	...	0	...	$P_f(l)P_{dl}(dl)$

о том, что всегда существует корреляция координат поперечного профиля вдоль пути трения. Таким образом, распределение, представленное в табл. 1, качественно описывает формирование характерных борозд на поверхности трения порошкового покрытия (рис. 1...3).

Далее для количественной оценки взаимосвязи линейного износа при значениях пути трения l и $l + dl$ можно вычислять коэффициент корреляции случайных величин $k(l)$ и $k(l + dl)$ по найденному распределению (см. табл. 1).

Для описания установившегося изнашивания порошкового покрытия также можно в двумерном распределении, соответствующем табл. 1, воспользоваться предельным переходом для функций (1) по теореме Муавра – Лапласа или распределением Пуассона (законом редких явлений) [11].

Выводы

1. Проведены металлографические и профилометрические исследования микрогеометрии поверхностей трения порошковых износостойких покрытий, модифицированных тугоплавкими и ультрадисперсными добавками. Выявлено, что увеличение фактической площади контакта, сокращение количества пор в поверхностном слое являются основными факторами, влияющими на формирование микрогеометрии поверхностей трения покрытий – образование характерных продольных борозд по пути трения.

2. Для описания микрогеометрии поверхности трения с учетом макроструктуры порошковой среды использована матричная вероятностно-геометрическая модель сечения порошкового покрытия. При этом характерные борозды на поверхности трения задаются взаимосвязью значений линейного износа поперечного профиля, распределенных по биномиальному закону, вдоль пути трения.

3. На основе вычислений условных вероятностей линейного износа поперечного профиля построено их двумерное распределение, зависящее от пути трения, которое качественно описывает формирование характерных борозд на поверхности трения порошковых покрытий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудинов В.В., Калита В.И., Коптева О.Г. Исследование процесса формирования макро- и микроструктуры частиц газотермических покрытий // Физика и химия обработки материалов. 1992. № 4. С. 88–92.
2. Нанесение покрытий плазмой / В.В. Кудинов, П.Ю. Пекшев, В.Е. Белашенко и др. М.: Наука, 1990. 408 с.
3. Бороненков В.Н., Коробов Ю.С. Основы дуговой металлизации. Физико-химические закономерности. Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2012. 268 с.
4. Пат. РФ 2048273. Порошковая проволока для получения покрытий / Болотина Н. П., Милохин С. Е., Ларионов В. П., Шевченко В. Г., Виноградов А. В.; Опубл. 20.11.1995.
5. Пат. РФ 2040570. Порошковый материал для газотермического напыления / Болотина Н. П., Милохин С. Е., Ларионов В. П., Виноградов А. В., Стафецкий Л. П., Циелен У. А., Смилга А. А., Лобзов С. Н.; Опубл., 25.07.1995.
6. Пат. РФ 2042728. Порошковый материал для газотермического напыления / Болотина Н. П., Милохин С. Е., Ларионов В. П., Виноградов А. В., Стафецкий Л. П., Циелен У. А., Смилга А. А., Лобзов С. Н.; Опубл. 27.08.1995.
7. Методы исследования материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. М.: Мир, 2004. 384 с.
8. Справочник по триботехнике / Под общ. ред. М. Хебды, А. В. Чичинадзе. В 3 т. Т. 1. Теоретические основы. М.: Машиностроение, 1989. 400 с.
9. Основы трибологии (трение, износ, смазка) / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А. Буше и др. М.: Машиностроение, 2001. 664 с.
10. Комбалов В.С. Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов: Справочник. М.: Машиностроение, 2008. 384 с.
11. Vinokurov G., Popov O. Statistical approaches to describe the macrostructure formation and wear of powder coatings and materials obtained by highrenergy methods. Moscow: Academia Publishers, 2013. 160 p.

Работа проведена при поддержке Фонда фундаментальных исследований (грант № 12–08–98500).

Р. Н. Сайфуллин, Э. Л. Левин, В. С. Наталенко
(ГНУ ГОСНИТИ Россельхозакадемии, г. Москва)
E-mail: riledin@mail.ru

Свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой металлических порошков

Отмечены достоинства способа получения покрытий электроконтактной приваркой металлических порошков, описана технология получения таких покрытий, а также физико-механические свойства порошковых покрытий, полученных электроконтактным способом.

Ключевые слова: порошковые покрытия, электроконтактная приварка.

In this article the advantages of obtaining facings by electrocontact welding are listed, the technology of getting such facings as well as physical and mechanical characteristics of powder facings received by electro-contact method are described.

Keywords: powder facings, electrocontact welding.

Использование в качестве присадочного материала для электроконтактной приварки металлического порошка (в основном стального) наиболее перспективно [1]. Он позволяет получать покрытия с самыми различными свойствами: износостойкие, антифрикционные, фрикционные, коррозионно- и эрозионно-стойкие, жаростойкие. Среди выпускаемой продукции имеются как однородные, так и многокомпонентные порошковые материалы (сплавы), обеспечивающие получение требуемых свойств. При этом для исследования остается большая область различных композиций порошковых материалов, которая существенно расширяет границы использования порошков, в отличие от сталей и чугунов, возможности использования которых практически исчерпаны. Таким образом, порошковые композиции обеспечивают возможность направленного формирования требуемой структуры присадочного материала, тем самым делая управляемым процесс получения заданных физико-механических свойств наносимого покрытия. Порошковый присадочный материал может привариваться в исходном состоянии, а также в виде порошковополимерных [1] и спеченных лент [2].

Подчеркнем общие достоинства электроконтактной приварки: высокая производительность процесса (до 100 см²/мин при приварке порошковых материалов); отсутствие нагрева (нагрев до 50 °С) и деформации детали; минимальное выгорание легирующих элементов в присадочном материале; малая глубина зоны термического влияния (до 0,5 мм); возможность приварки слоя стальной ленты, проволоки и порошков; закалка поверхностного слоя непосредственно в процессе приварки; малый припуск на механическую обработку; минимальное количество вредных выделений; возможность как получения покрытий, так

и упрочнения поверхностного слоя изделия без присадочного материала – термомеханическое воздействие на поверхность изделия (метод Б. М. Аскинази), а также благоприятные условия труда и относительно высокая экологичность процесса электроконтактной приварки, так как отсутствует отрицательное воздействие электромагнитных полей в связи с низкой напряженностью электрического поля по сравнению, например, с процессом закалки с нагревом ТВЧ.

Методика исследований

Для электроконтактной приварки металлических порошков необходимы дополнительные устройства подачи и дозировки порошка (рис. 1). Устройство закрепляется на стойке 1 и состоит из бункера 2 емкостью $5 \cdot 10^{-4}$ м³, дозатора 3 и порошокпровода 4. Дозирование порошка осуществляется регулированием частоты вращения электродвигателя постоянного тока, на валу которого установлен барабан. Для предотвращения закупоривания порошокпровода и дозатора предусмотрена их продувка сжатым воздухом по воздухопроводу 6. Подача воздуха производится из ресиверов установки через редуктор. Такая конструкция устройства обеспечивает равномерную и бесперебойную подачу порошка в зону приварки.

Рассмотрим свойства покрытий, полученных электроконтактной приваркой ферромагнитных порошков свободной подачи. В качестве ферромагнитных порошков использовались порошки марок ФБХ-6-2 и ПГС-27М. Одной из основных характеристик покрытий на деталях машин является прочность сцепления с основным металлом детали. С учетом того, что большинство покрытий на деталях машин работает в условиях трения скольжения, т.е. покрытие испытывает усилие сдвига, прочность сцепления с основой исследу-

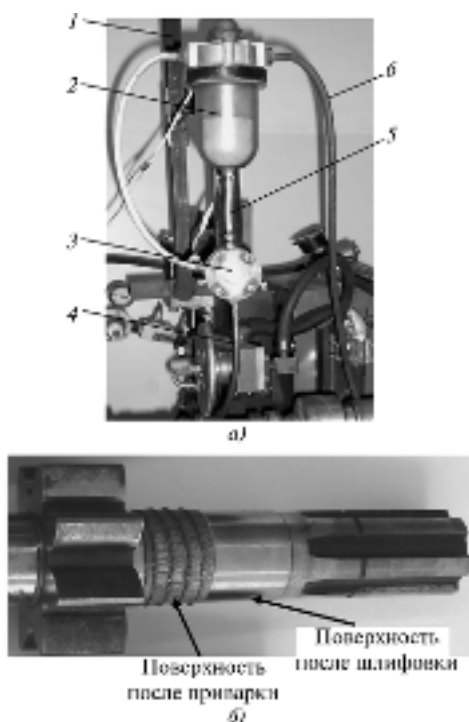


Рис. 1. Устройство для электроконтактной приварки металлических порошков (а) и поверхность детали после электроконтактной приварки и после шлифования покрытия (б):

1 – стойка; 2 – бункер; 3 – дозатор; 4 – порошокпровод; 5 – питающая трубка; б – воздухопровод низкого давления

довалась на срез (рис. 2). В качестве основного металла детали применялись образцы из стали 45, диаметром $(38_{-0,02}^{+0,02})$ мм. Боковые поверхности приваренного слоя предварительно обтачивались до ширины 4...5 мм. Подготовленные таким образом образцы продавливались на прессе типа П-125 сквозь стальное закаленное кольцо диаметром $(38_{+0,01}^{+0,01})$ мм. Предварительно пресс был проверен на точность показаний образцовым динамометром ДОСМ-3-5. Для самоустановки образцов с покрытием относительно плоскостей сжатия использовалось специальное приспособление. Число образцов в одной серии – 5.

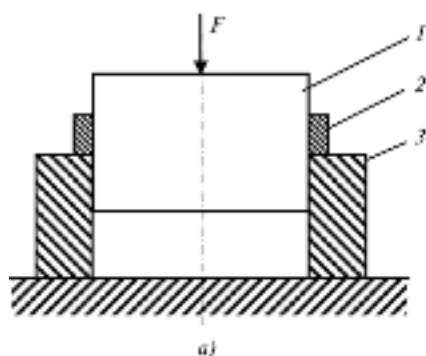


Рис. 2. Определение прочности сцепления покрытия:

а – схема испытания покрытия на срез (1 – образец; 2 – покрытие; 3 – кольцо); б – образцы после обтачивания; в – пресс для испытания прочности сцепления покрытия

Прочность сцепления определялась по формуле

$$\tau = \frac{F}{S} = \frac{F}{\pi d b}, \quad (1)$$

где F – сила сжатия, Н; S – площадь контакта приваренного слоя и детали, m^2 ; d – диаметр образца; b – ширина приваренного слоя.

Результаты исследования и их обсуждение

Результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты испытаний на прочность сцепления порошковых покрытий, полученных электроконтактной приваркой (ЭКП)

Состав армированной спеченной ленты	τ , МПа	m	Режимы ЭКП		
			I , кА	$t_{и}$, с	$t_{п}$, с
Порошок ФБХ-6-2	65,6	$\pm 4,8$	5,5	0,08	0,2
	76,3	$\pm 3,8$	6,3	0,08	0,2
	145,5	$\pm 6,6$	7,6	0,1	0,16
Порошок ПГС-27М	120,1	$\pm 7,5$	6,2	0,08	0,2
	256,4	$\pm 11,3$	8,4	0,1	0,16

Обозначения: τ – среднее значение прочности сцепления на срез, МПа; m – отклонение среднего арифметического значения; $t_{и}$ – время импульса тока, с; $t_{п}$ – время паузы, с.

Как видно из табл. 1, наибольшее значение прочности сцепления покрытия при близких значениях режимов ЭКП (строки 4 и 5) наблюдается у порошка ПГС-27М (в среднем в 1,7 раза выше по сравнению с порошком ФБХ-6-2). Увеличение жесткости режимов ЭКП (увеличение тока и времени импульса, уменьшение паузы), несомненно, будет повышать прочность сцепления, однако по-разному для различных порошков: прочность сцепления покрытия из порошка ФБХ-6-2 увеличивается в 1,9 раза, а из порошка ПГС-27М – в 2,1 раза (строки 2 и 3; 4 и 5). В целом прочность сцепления порошковых покрытий на всех исследованных режимах приварки обеспечивает работоспособность покрытий, работающих при трении скольжения.

Одной из важных характеристик качества деталей ма-

шин, во многом определяющих их работоспособность и долговечность, является твердость рабочих поверхностей. Замеры твердости порошкового покрытия показали, что она зависит не только от марки порошка, но и от режимов приварки. Так, «жесткие», с обильным охлаждением зоны приварки режимы дают более твердые покрытия, по сравнению с «мягкими» режимами.

В табл. 2 приведены результаты измерений твердости покрытий, полученных электроконтактной приваркой однородного порошкового материала.

Таблица 2

Значения твердости некоторых порошковых покрытий	
Материал порошкового покрытия	Твердость покрытия после ЭКП, HRC
ФБХ-6-2	20...63
ПГ-С1	23...55
ПГ-С27М	26...57
“Сормайт”	32...62
ПЖР3.200.28	42...58 (HRB)
ПР-НХ17СР4	31...59
ПЖ1С (после цементации)	24...54

Как видно из табл. 2, твердость порошковых покрытий также характеризуется значительными колебаниями значений твердости.

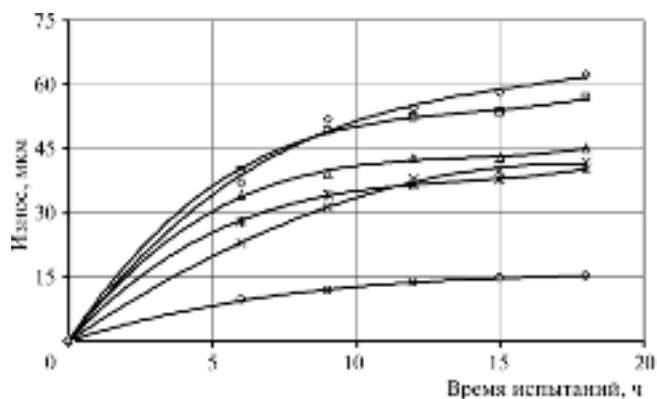


Рис. 3. Величина и характер износа порошковых покрытий, полученных электроконтактной приваркой:

◇ – без покрытия (эталон – сталь 45, закаленная до твердости 40...45 HRC); □ – с покрытием из стальной стружки стали 45 (0,3... 1,0 мм); △ – с покрытием из стружки СЧ18; × – с покрытием из порошка ФБХ-6-2; * – с покрытием из порошковой композиции ПЖР3.200.28 (80 %) + “Сормайт” (20 %); ○ – с покрытием из порошковой композиции ПЖР3.200.28 (70 %) + ВК8 (30 %)

Применение порошковых покрытий и композиций на деталях машин обеспечивает создание гетерогенных структур, имеющих повышенную износостойкость. Для повышения износостойкости поверхности, особенно в условиях абразивного изнашивания, основным приемом является повышение твердости. Результаты проведенных экспериментов по определению износостойкости твердых

порошковых покрытий, полученных электроконтактной приваркой, представлены на рис. 3 в виде кривых износа. Износ эталонного образца незначительно превышает износ покрытия из стальной стружки, что можно объяснить наличием пористости у последнего. Покрытие из чугунной стружки имеет износ на установившемся режиме на ≈ 26 % меньше по сравнению с эталонным образцом. Это можно объяснить повышением твердости поверхности при ЭКП в результате закалки (первоначальная твердость стружки из СЧ18 невысокая и составляет 1700...2410 НВ), а также наличием антифрикционного графита в структуре СЧ18.

Интенсивность изнашивания порошковых покрытий (кроме ПЖР3.200.28 + ВК8 и ФБХ-6-2) на установившемся режиме примерно одинаковая. Наименьший износ покрытия из однородного порошка после 18 ч испытаний наблюдался у ФБХ-6-2 и составлял 72 % от износа эталонного образца.

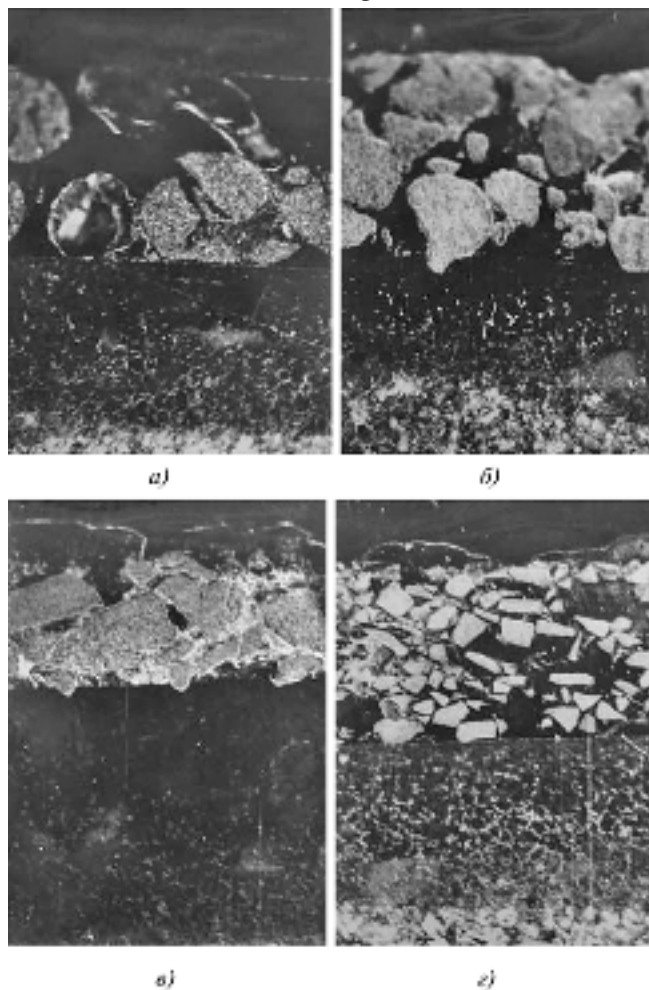


Рис. 4. Микроструктура порошковых покрытий: а – 50 % ПР-Н77Х15С3Р2 + 50 % ПТЖ23Н6Л9; б – 40 % ПР-Н77Х15С3Р2 + 60 % ВК8; в – 30 % ПР-Н77Х15С3Р2 + 70 % ТН20 (315...400 мкм); г – 40 % ПР-Н77Х15С3Р2 + 60 % ТН20 (50...160 мкм)

Наименьшие износы наблюдались у покрытий, полученных ЭКП порошковых композиций ПЖР3.200.28 +

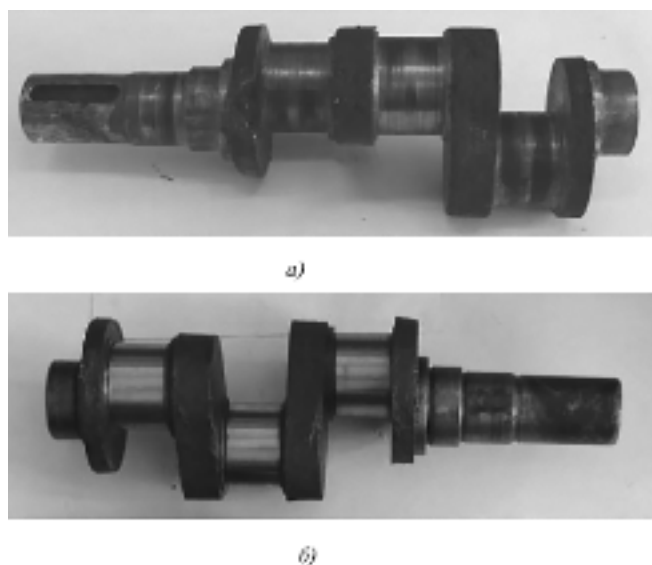


Рис. 5. Коленчатый вал насоса до (а) и после (б) восстановления

+ “Сормайт” и ПЖР3.200.28 + ВК8 (порошковые композиции приваривались в виде порошковополимерных лент [1]). Однако следует заметить, что износ контртела (колодочки из серого чугуна) не соответствует интенсивности изнашивания сопряженного образца. Так, при работе с покрытием ПЖР3.200.28 + ВК8 контртело имело катастрофический износ уже после 3 ч работы, после чего устанавливалась новая колодочка. Замечено, что при работе с порошковыми композициями, имеющими в своем составе твердые компоненты, контртело изнашивалось более интенсивно, чем в сопряжении с однородными порошковыми покрытиями. Поэтому можно сделать вывод, что использование покрытий из порошковых композиций, содержащих в своем составе высокотвердые компоненты, нецелесообразно в условиях трения скольжения и их лучше использовать при упрочнении рабочих органов почвообрабатывающих машин.

Структура покрытий, полученных электроконтактной приваркой некоторых порошковых композиций, представлена на рис. 4. На изображенных микроструктурах видно, что порошки твердых сплавов при ЭКП внедряются некоторыми частицами в основной материал (рис. 4, б, в); расположение твердых частиц в объеме порошкового покрытия равномерное, кроме микроструктуры, показанной на рис. 4, в), где твердые частицы ТН-20 преимущественно скопились в нижней части покрытия.

Так как использование порошковых покрытий на новых деталях машин сегодня не распространено, процесс электроконтактной приварки присадочных материалов нашел практическое применение при восстановлении изношенных деталей машин [3–6]. Это особенно выгодно при восстановлении дорогостоящих деталей импортной техники. На рис. 5...7 представлены восстановленные электроконтактной приваркой детали.

В заключение хотелось бы отметить, что использо-



Рис. 6. Плунжеры:

а – поступившие на ремонт; б – восстановленные; в – после шлифования

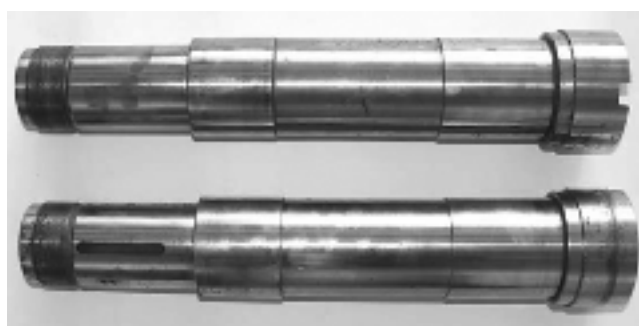


Рис. 7. Восстановленные шпиндели металлорежущих станков

вание электроконтактного метода нанесения покрытий в целях получения поверхностных слоев с необходимыми свойствами возможно и экономически целесообразно не только при восстановлении изношенных деталей машин, но и при серийном производстве, так как данный метод легко автоматизируется и не требует дорогостоящего специального печного или гальванического оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сайфуллин Р.Н. Электроконтактная приварка порошковых материалов при восстановлении деталей и получении защитных покрытий. Уфа: Изд-во БашГАУ, 2008. 132 с.
2. Сайфуллин Р.Н., Наталенко В.С. Прочность сцепления покрытий, полученных электроконтактной приваркой армированных спеченных лент // Ремонт, восстановление, модернизация. 2009. № 5. С. 36–39.
3. Сайфуллин Р.Н., Гаскаров И.Р. Технология восстановления деталей насоса моечной машины ОМ-22613 // Ремонт, восстановление, модернизация. 2011. № 2. С. 19–21.
4. Сайфуллин Р.Н., Левин Э.Л., Фархатов М.Н., Гаскаров И.Р., Юнусбаев Н.М., Наталенко В.С. Восстановление изношенных деталей машин электроконтактной приваркой // Ремонт, восстановление, модернизация. 2008. № 11. С. 28–30.
5. Черноиванов В.И., Лялякин В.П. Организация и технология восстановления деталей машин. 2-е изд., доп. и перераб. М., ГОСНИТИ, 2003. 488 с.
6. Восстановление деталей машин / Ф.И. Пантеленко, В.П. Лялякин, В.П. Иванов, В.М. Константинов.: Справочник. М.: Машиностроение, 2003. 672 с.

¹Т.В. Тарасова, ²В.С. Голубев, ¹С.Д. Кузьмин⁽¹ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,² ГНУ «ФТИ НАН Беларуси», г. Минск, Республика Беларусь)

E-mail: ttv@bmstu.ru

Особенности формирования структуры наплавленных слоев при лазерной обработке*

Проведен сравнительный анализ методов наплавки, исследованы структура и микротвердость наплавленных слоев, полученных при лазерной обработке в широком интервале режимов. Наплавка осуществлялась на образцы из сталей 3, 45, У8, 65Г, 40Х10С2М и перлитного чугуна СЧ24. Исследования проводились преимущественно на непрерывном CO₂-лазере мощностью 2 кВт. Наиболее полно показаны результаты исследования микроструктуры сплавов системы Ni – Cr – В – Si. Приведены результаты анализа структур сплавов, полученных с использованием различных источников нагрева: токов высокой частоты (ТВЧ), вакуумной дуги, лазерного и электронного лучей и плазменной струи.

Ключевые слова: лазерная наплавка, наплавочные материалы, особенности наплавки, структура наплавленных слоев, покрытия, порошковые пасты, CO₂-лазер.

This research contains a comparative analysis of surfacing methods and the structure and microhardness of clad layers produced with laser treatment in a wide range of modes. Surfacing was carried out on samples of steel 3, 45, U8, 65G, 40H10S2M and pearlitic cast iron SCH24. The studies were conducted primarily on continuous CO₂-laser with power of 2 kW. The results of the alloys Ni – Cr – В – Si microstructure were studied most precisely. The research contains the results of the analysis of structures of alloys using different heat sources: HDTV, vacuum arc, laser and electron beam and plasma jet.

Keywords: laser cladding, coating materials, particularly surfacing, structure clad layers, coatings, powder paste, CO₂-laser.

Введение

Существующие методы лазерной наплавки можно разделить на две основные группы. Первая группа основана на оплавлении лазерным лучом предварительно нанесенных на обрабатываемую поверхность наплавочных материалов в виде фольги, ленты, прутков, порошковых паст, различного рода покрытий (гальванических, плазменных и др.), а вторая – на подаче наплавочного материала непосредственно в область воздействия излучения одновременно с этим воздействием.

В первой группе методов лазерной наплавки плавление объема наплавляемого материала и сплавление с подложкой происходят благодаря теплопроводности от обрабатываемой поверхности нанесенного слоя к подложке, что требует значительного перегрева верхней его части. Во второй группе методов наплавляемый материал подается в предварительно расплавленный слой подложки и перегрев верхней части наносимого слоя не происходит, а энергозатраты на создание слоя в этом случае значительно меньше. Кроме того, во втором случае представляется возможность управления толщиной наплавляемого слоя в процессе наплавки в очень широком интервале [1–6].

Широко используются при лазерной наплавке непрерывные CO₂-лазеры мощностью 1 кВт и более. В большинстве случаев в качестве присадочного материала целесообразно применять порошки, так как коэффициент поглощения лазерного излучения у металлических порошков достигает 50...80 %, кроме того, они на 15...30 % дешевле, чем прутки и лента, при их использовании проще варьировать состав и форму наплавляемого слоя [12]. При насыпке порошка на наплавляемую поверхность возникает проблема его закрепления в зоне обработки, что достигается, например, фрезерованием пазов. Лазерная наплавка CO₂-лазером мощностью

2 кВт порошка стеллита (Co–29Cr–9W–1,8C), насыпанного на нимоник-75 (Ni–20Cr–0,4Ti–5Fe) слоем толщиной 0,5 и 1,18 мм, изучалась в работе [1]. Анализ наплавленных валиков позволил разделить их на три группы: с проплавлением подложки насквозь, с однородным наплавленным слоем и минимальным подплавлением подложки, с цепочкой наплавленных капель. Нижняя граница режимов, соответствующая этим группам валиков при данной толщине слоя присадки, определяется следующим образом: валики с минимальным подплавлением подложки при толщине слоя насыпанного порошка 0,5 мм образуются при энергии излучения $E_s > 23$ Дж/мм², а при толщине порошка 1,18 мм – при $E_s > 27$ Дж/мм². Верхняя граница режимов определяется отношением мощности излучения к скорости обработки P/V , которое составляет 280 Дж/мм. Ширина наплавленного валика линейно зависит от отношения P/V и изменяется от 1 до 4 мм, а высота валиков изменяется от 0,75 до 1,25 мм. Отношение P/V определяет также начало сквозного проплавления и аспектное отношение, т.е. отношение ширины валика к его высоте.

В настоящее время исследованы процессы лазерной наплавки при оплавлении предварительно нанесенных порошковых обмазок (шликерных покрытий) или напыленных газотермических слоев, а также наплавки с подачей присадочного порошка в зону лазерного воздействия.

Составы наплавляемых материалов и особенности их наплавки

В качестве присадочных материалов для лазерной наплавки применяются смеси порошков различных компонентов, порошки специальных сплавов, а также порошки тугоплавких соединений. Наиболее распространенным и удачным является

* Материалы статьи поступили в редакцию в 2010 г.

ся использование при лазерной наплавке самофлюсующихся сплавов на основе никеля-колманой и на основе кобальта-стеллиты. Составы этих сплавов приведены в табл. 1 и 2 [4].

Таблица 1

Химический состав (%) и твердость сплавов на никелевой основе

Марка сплава	C	Cr	Si	B	Fe	HRC
ПГ-СР2	0,2...0,5	12,0...15,0	2,0...3,0	1,5...2,1	< 5	35
ПГ-СР3	0,4...0,7	13,5...16,5	2,5...3,5	2,0...2,8	< 5	45
ПГ-СР4	0,6...1,0	15,0...18,0	3,0...4,5	2,8...3,8	< 5	55
СНГН-50	0,5...0,7	13,0...15,0	3,0...3,7	2,7...3,2	< 3,5	47
СНГН-60	0,9...1,1	16,0...19,0	4,0...5,0	4,0...4,7	< 4,5	58

Таблица 2

Химический состав (%) и твердость сплавов на кобальтовой основе

Марка сплава	C	Cr	Si	B	Fe	HRC
110X28K6384	1,1	2,8	—	4,0	—	42
250X32K44B17	2,5	32	—	17,0	—	58
25X27K61M5H3	0,25	27	3,0	—	5,0	20

К порошкам самофлюсующихся сплавов при лазерной наплавке часто добавляют различные составляющие, например карбиды вольфрама, титана, бора, феррованадий, ферротитан и др. При шликерной лазерной наплавке и легировании использовались различные смеси порошков: С–Сr – Mn, С–Сr – Mn – Al, С–Сr – Mn – Al – W, Cr, Si – Cr, С–Сr, Cr – W. В рассматриваемой в статье работе применялись смеси порошков Mo – Cr – CrC – Ni – Si с добавкой силикона для создания пористого покрытия, хорошо удерживающего смазочные материалы, при этом оптимальным для получения высококачественного покрытия оказался следующий состав: 70 %Mo + 1,2 %C + 18,8 %CrC + 5 %Ni + 5 %Si.

Исследовалась наплавка на образцы из сталей 3, 45, У8, 65Г, 40Х10С2М и перлитного чугуна СЧ24 с помощью непрерывных СО₂-лазеров мощностью до 3 кВт порошков на железной основе: чугуна СЧ21 и стали ПГ-10Р6М5. Присадочные порошки перед наплавкой просеивали и прогревали в электропечи при температуре 200 °С в течение 2 ч. Наплавку чугунных порошков проводили при оплавлении насыпанного на поверхность подложки слоя толщиной 1 мм.

Как показали результаты экспериментов, при лазерном переплавлении насыпанного слоя чугунного порошка также имеется узкий интервал режимов лазерной обработки, обеспечивающих удовлетворительное формирование валиков, при которых коэффициент перемешивания, равный отношению площади поперечного сечения переплавленной подложки к общей площади сечения, не превышает 0,2. Так, при мощности излучения $P = 1,8$ кВт и диаметре пятна $d_n = 3,3$ мм удовлетворительное формирование валиков обеспечивается в интервале скоростей обработки $V = 0,1...0,25$ м/мин. При этом ширина валиков $d = 3,2...4$ мм, высота $h = 0,49...1,02$ мм, а аспектное отношение $d/h = 3,9...7,1$. При таких же режимах наплавки валики из никелевого сплава ПГ-ХН80СР3 имеют заметно большую высоту ($h = 1,05...1,66$ мм), из-за чего аспектное отношение d/h находится в пределах 2,6...4,6. Увеличение аспектного отноше-

ния и меньшая разница в коэффициентах линейного расширения при наплавке чугунного порошка на стальные подложки, видимо, являются причинами пониженной склонности к образованию трещин в наплавленных валиках по сравнению с наплавкой порошков из никелевых сплавов.

Газопорошковую лазерную наплавку порошка быстрорежущей стали Р6М5 в работе [9] осуществляли при предварительной насыпке слоя порошка на поверхность стали, а в работе [10] – при подаче порошка в зону лазерного воздействия. Результаты лазерной наплавки стали ПР-10Р6М5 по режимам мощность излучения $P = 1,3...1,8$ кВт, массовый расход $G_n = 0,2...0,6$ г/с сравнивались с результатами наплавки порошка ПС-12НВК-01, представляющего собой порошок никелевого сплава ПГ-10Н-01 (0,6...1 % С, 2,8...4,2 % В, 4...4,5 % Si, 0,8...1,2 % Al, 14...20 % Cr, 3...7 % Fe, ост. Ni) с добавками в него 35 % карбида вольфрама [10].

В табл. 3, 4 приведены значения коэффициента перемешивания для разных режимов обработки при наплавке порошков ПР-10Р6М5 и ПС-12НВК-01. Видно, что при всех режимах значения коэффициента перемешивания при наплавке быстрорежущей стали меньше, чем при наплавке никелевого сплава. Уменьшение мощности излучения от 1,8 до 1,3 кВт приводит к очень резкому уменьшению коэффициента перемешивания (см. табл. 3).

Таблица 3

Зависимость коэффициента перемешивания от мощности излучения P при $V = 0,24$ м/мин, $d_n = 3,3$ мм, $G_n = 0,2$ г/с

Порошок	Значение коэффициента перемешивания при P , кВт	
	1,3	1,8
ПР-10Р6М5	0,007	0,038
ПС-12НВК-01	0,006	0,027

Таблица 4

Зависимость коэффициента перемешивания от скорости обработки V при $P = 1,8$ кВт

Порошок	Значение коэффициента перемешивания при V , м/мин		
	0,12	0,36	0,6
ПР-10Р6М5	0,024	0,039	0,054
ПС-12НВК-01	0,017	0,031	0,037

Увеличение скорости обработки приводит к несколько меньшему увеличению значений коэффициента перемешивания, причем его увеличение может быть обусловлено снижением коэффициента использования порошка за счет отражения его подложкой и уменьшением размеров валика. Снижение коэффициента перемешивания при увеличении G_n , очевидно, обусловлено снижением глубины подплавления подложки из-за повышения плотности порошка в струе (табл. 5).

Таблица 5

Зависимость коэффициента перемешивания от массового расхода порошка G_n при $P = 1,8$ кВт, $V = 0,24$ м/мин

Порошок	Значение коэффициента перемешивания при G_n , г/с				
	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
ПР-10Р6М5	0,027	0,02	0,007	0,004	0,004

Таким образом, лазерная наплавка порошков из железистых сплавов требует большего энергетического вклада, чем наплавка порошков на никелевой основе.

Структура наплавленных слоев

Микроструктура наплавленных лазером сплавов существенно отличается от микроструктуры слоев, полученных другими методами (ТВЧ, вакуумной дуги, плазменной струи). Наиболее полно исследована микроструктура сплавов системы Ni – Cr – B – Si, наплавленных с помощью лазерного излучения и нанесенных другими методами. Фазовый состав этих покрытий во всех случаях близок, в покрытиях обнаруживаются следующие основные фазы: γ -фаза, Ni_3B , карбиды и бориды хрома, зафиксировано также наличие силицида никеля Ni_3Si_2 . При этом на микроструктуре в большинстве случаев видна пластинчатая эвтектика $[\gamma + Ni_3B]$, в ее состав может входить также борид CrB, кроме того, возможно образование эвтектики $[\gamma + Cr_7C_3]$.

Анализ дифрактограмм, снятых с поверхности слоев, наплавленных лазером и токами высокой частоты, позволяет подтвердить наличие в структуре γ -твердого раствора на основе Ni, карбидов и боридов. Предполагается, что возможно образование карбидов типа Cr_7C_3 , Cr_3C_2 , $Cr_{23}C_6$ и боридов CrB, Cr_2B , CrB_2 , Cr_3B_4 , однако точная их идентификация затруднена из-за наложения дифракционных линий. Методом избирательного травления и последующего рентгеновского анализа остатков в работе [11] показано, что основными упрочняющими фазами после лазерного или газопламенного оплавления покрытий являются карбид Cr_7C_3 и борид CrB. В случае лазерной наплавки дифракционные линии отличаются большей размытостью, что может свидетельствовать о повышенной плотности дислокаций и измельчении зерна.

Анализ структур поверхностных слоев из Ni – Cr – B – Si-сплавов, полученных с использованием различных источников, показал, что при умеренных скоростях нагрева и охлаждения, свойственных индукционной наплавке, наплавливаемые Ni – Cr – B – Si-сплавы имеют сложную многофазную структуру (рис. 1, а): первичные кристаллы γ -твердого раствора на основе никеля (светлые участки на микроструктуре) с микротвердостью 378... 525 HV; тонкодисперсная эвтектика $[\gamma + Ni_3B]$ с микротвердостью 634... 894 HV; карбиды стерженьковой формы длиной до 110... 120 мкм и карбиды сложной разветвленной формы. Карбиды стерженьковой формы имеют в центре пустоты и небольшие перемиčky и в зависимости от плоскости сечения на металлографических шлифах могут иметь разную форму: H-образную, подковообразную, шестигранную с отверстием в центре и др. Аналогичного типа структура формируется и при наплавке этих сплавов дугowymi источниками нагрева, хотя структурные составляющие значительно мельче (рис. 1, б). В структуре напыленных слоев карбиды имеют зернистую или прямоугольную форму, и размер их не превышает 2 мкм, что значительно меньше, чем при наплавке ТВЧ и вакуумной дугой. Очевидно, мелкодисперсная структура исходных порошков, формирующихся при их получении из расплава в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения, при напылении изменяется мало из-за невысокой температуры нагрева и малого времени воздействия. Не происходит увеличение размеров карбидных фаз и после газоплазменного переплава напыленных покрытий. Во всех указанных выше случаях карбиды имеют достаточно рельефную границу раздела.

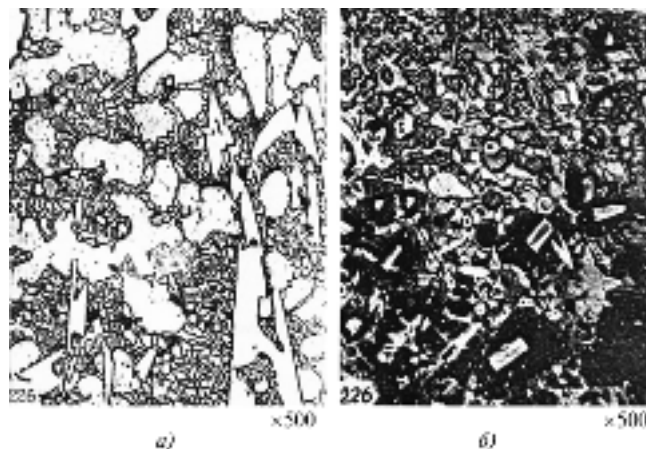


Рис. 1. Микроструктура поверхностных слоев на Ni – Cr – B – Si-сплавах:

а – нагрев ТВЧ; б – дуговой источник нагрева

При наплавке с помощью CO_2 -лазера мощностью свыше 1 кВт и электронного луча микроструктура валиков из сплавов системы Ni – Cr – B – Si существенно отличается от микроструктуры покрытий, полученных приведенными выше методами. Структура имеет дендритный характер, причем по сравнению с наплавкой ТВЧ при лазерной наплавке расстояние между вторичными осями дендритов значительно уменьшается и имеет при V , равной 0,1, 0,25 и 3 м/мин, значения 2,5...5,0, 1,5...2,5 и менее 1,5 мкм соответственно [15]. Дендриты γ -твердого раствора соединены со стальной подложкой через узкую светлую прослойку толщиной от 1 до нескольких десятков микрометров, а в верхней части переходят в отдельные ячейки размером 5...7 мкм. Таким образом, ячейки твердого раствора уменьшаются по сравнению с наплавкой ТВЧ в 4...10 раз. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что содержание никеля, железа и хрома в валиках близко к содержанию этих элементов в порошке, а в светлой прослойке плавно изменяется от их среднего содержания в наплавленном валике до содержания в подложке. Микротвердость в прослойке составляет 396...412 HV. На рис. 2 показана микроструктура валика из сплава ПГ-СР4М, полученная с помощью растрового электронного микроскопа в обычном (рис. 2, а) и светоконтрастном изображении (рис. 2, б). Выявлено наличие трех типов структурных составляющих: двухфазной мелкодисперсной эвтектики $\gamma + Ni_3B$, а также серых и темных фаз сложной формы с нечеткими границами раздела. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что содержание компонентов в эвтектике и твердом растворе находится в следующих пределах: 73,4...81,1 % Ni, 8,8...14,4 % Cr, 3,0...6,1 % Fe. По сравнению с наплавкой ТВЧ в составе γ -фазы после лазерной наплавки наблюдается большее содержание железа из-за более интенсивного подплавления подложки, а также несколько большее содержание хрома. Следовательно, твердый раствор при лазерной наплавке больше пересыщен легирующими элементами. Действительно, после лазерной наплавки на дифрактограммах наблюдаются большой сдвиг линий γ -твердого раствора в сторону малых углов и наибольшее уширение линий по сравнению с другими методами наплавки. В составе серых и темных фаз практически отсутствуют бор и кремний. Состав темной фазы: 2,1 % Ni, 78,2 % Cr, 0,9 % Fe. Можно предположить, что эта фаза представляет собой карбиды хрома Cr_7C_3 , серая фаза – карбид $Cr_{23}C_6$, размер которой не превышает

15 мкм. После лазерного переплавления наблюдаются стерженьковая форма карбида Cr_3C_2 , значительное уширение рентгеновских линий карбидов по сравнению с газопламенным переплавом, а также отсутствие четкой границы их раздела. Это может свидетельствовать о переменном составе карбидов. По сравнению с наплавкой ТВЧ в структуре лазерных наплавов значительно меньше карбидов стерженьковой формы Cr_3C_2 , зато появляются крупные низшие карбиды $Cr_{23}C_6$, поэтому на дифрактограммах, снятых с лазерных наплавов, замечено увеличение интенсивности линий $Cr_{23}C_6$. При этом увеличение скорости наплавки приводит к значительному уширению линий карбидов и боридов. Высокая степень дисперсности различных структурных составляющих приводит к тому, что микротвердость и твердость по Виккерсу лазерных наплавов имеют значительно меньший разброс, чем у наплавов ТВЧ. После наплавки ТВЧ микротвердость наплавки системы Ni – Cr – B – Si может находиться в интервале 400...500 HV, после лазерной наплавки сплава данного состава при данном режиме разброс микротвердости, как правило, не превышает $\pm 5\%$.

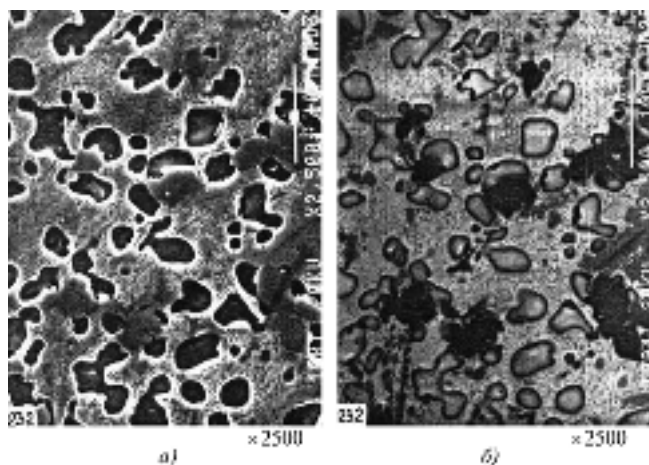


Рис. 2. Микроструктура валика из сплава ПГ-СР4М в обычном (а) и светоконтрастном (б) изображении

Увеличение скорости наплавки в диапазоне 0,27...0,87 м/мин приводит к снижению твердости валиков. Это может быть обусловлено уменьшением количества карбидных фаз и уменьшением доли Ni_3B в эвтектике. При увеличении скорости наплавки до 3 м/мин размеры и число карбидных участков снижаются, а размеры фазы Ni_3B уменьшаются настолько, что оптически микроскопом даже при максимальном увеличении она не обнаруживается. Кроме того, отмечено, что при высокой скорости наплавки валик имеет большую неоднородность по макроструктуре. Это объясняется незавершенностью процессов выравнивания химического состава, светлые участки сильно обогащены железом из подложки, в них значительно уменьшается количество эвтектики и карбидных фаз, а структура представляет собой в основном дендриты γ -твердого раствора.

При мощности лазерного излучения менее 1 кВт в валиках из сплавов ПГ-СР2М и ПГ-СР3М обнаруживались нерастворенные исходные карбиды, имеющие рельефные границы. При увеличении мощности излучения или при меньших фракциях порошков исходные карбиды полностью растворяются.

Твердость наплавленных валиков с увеличением содержания бора и углерода возрастает от 521...524 HV (ПГ-СР30М) до 790...931 HV (ПГ-СР4М) (табл. 6).

Таблица 6

Твердость HV и количество трещин n_t в единице длины валиков, наплавленных из разных сплавов

Сплав	Содержание в исходном сплаве, %		$V=0,27$ м/мин		$V=0,87$ м/мин	
	С	В	HV	n_t	HV	n_t
ПГ-СР2М	0,2	2,65	678	0,15	631	0,45
ПГ-СР30М	0,46	1,74	521	0,04	524	0,3
ПГ-СР3М	0,8...1,0	3,19	842	0,3	600	0,5
ПГ-СР4М	0,95...1,0	4,23	931	0,32	790	0,8

Наплавка сплавов системы Ni – Cr – B – Si осуществлялась на различные сплавы: стали 3, 45, 65Г, У8, 40Х10С2М, чугуны, латуни. Установлено, что при малом коэффициенте перемешивания химический состав подложки мало влияет на микроструктуру наплавленных валиков. При наплавке на чугун толщина «белой прослойки» около линии сплавления значительно больше, чем при наплавке на сталь.

После газопламенной наплавки порошка ВСНГН-35 (смесь 35 % карбидов вольфрама с порошком СНГН системы Ni – Cr – B – Si) в серой матрице (300...770 HV) имеются крупные карбиды размером от 40 до 160 мкм (260...360 H_{50}). После лазерного переплава напыленного слоя при $P=0,5...3,5$ кВт, $V=1,0...2,5$ м/мин ($E_s=10...240$ Дж/мм²) в большей части зоны оплавления карбиды растворены и образуется структура эвтектического типа с микротвердостью 1500...2100 H_{50} . В периферийных частях зоны оплавления встречаются нерастворенные карбиды размером 5...20 мкм.

Исследования микроструктуры поверхностного слоя из чугуна СЧ21, наплавленного на сталь 65Г с предварительной насыпкой порошка на поверхность, показали, что в наплавленном лазером слое формируется мелкодисперсная структура, представляющая собой сетку из светлых кристаллов, между которыми расположены темно-серые ячейки, т.е. типичная структура для зон оплавления серых чугунов (рис. 3). В темно-серых ячейках образуется остаточный аустенит или продукты его распада, а светлая сетка представляет собой цементит с небольшими прослойками аустенита, т.е. является эвтектикой-ледебуритом. В аустените наблюдаются иглы мартенсита, количество и размер которых больше около границы сплавления. Микротвердость слоя находится на уровне микротвердости зоны оплавления чугунов: 583...752 H_{50} . В случае наложения нескольких валиков протекают процессы отпуска и образуется троститосорбитная структура с микротвердостью 286...412 H_{50} .

В результате газопламенного переплава насыпанного чугунного порошка в наплавленном слое формируется аналогичная структура, однако меньшая скорость наплавки и большее пятно нагрева (около 10 мм) приводят к огрублению структуры, т.е. к увеличению ячеек. На месте темных ячеек микротвердость находится в пределах 429...532 H_{50} , а на месте светлых цементитных пластин – 659...779 H_{50} .

Несколько иная структура формируется в наплавленном слое при насыпке чугунного порошка на слой флюса ФС4. В слое формируется структура мартенситного типа, характерная для сталей с составом, близким к эвтектическому. Микротвердость слоя достаточно высока, и ее значения находятся в узком интервале: 733...894 H_{50} . При травлении на первичную структуру выявляется столбчатое строение зерен аустенита,

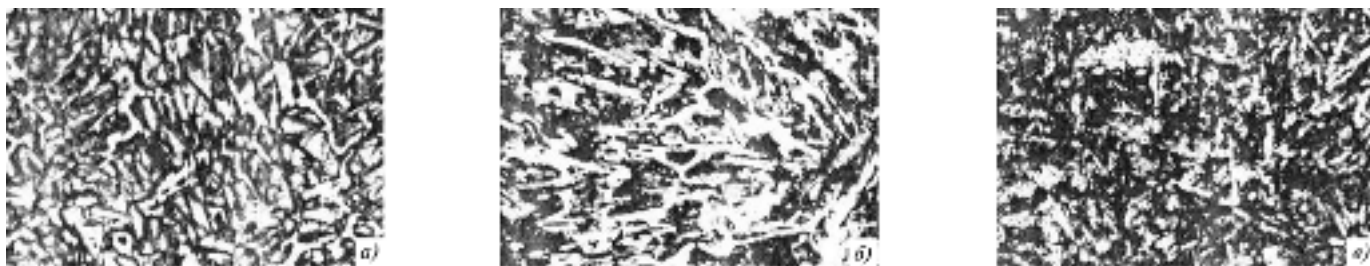


Рис. 3. Микроструктура наплавленного слоя из порошка чугуна СЧ21 на стали 65Г при его оплавлении на поверхности ($\times 800$): а – лазерный переплав при $P = 1,8$ кВт, $V = 0,15$ м/мин; б – газопламенный переплав при $V = 0,08$ м/мин; в – лазерный переплав при $P = 1,8$ кВт, $V = 0,15$ м/мин со слоем флюса

причем зерна вытянуты в направлении теплоотвода. Формирование такой структуры, очевидно, можно связать с процессами перемешивания и испарения компонентов флюса при переплавлении, что приводит к интенсивному обезуглероживанию слоя.

При наплавке чугуна порошка на подложку из серого перлитного чугуна СЧ24 в наплавленном слое также формируется аустенитоцементитная структура, причем в отличие от наплавки на стальные подложки в структуре имеется повышенное количество ледебуритной составляющей. Очевидно, это обусловлено значительным насыщением наплавленного слоя углерода при всплытии графита из подложки, так как содержание углерода в присадочном порошке СЧ21 достаточно велико: 2,98 % С. В результате в наплавленном слое микротвердость выше 794...890 НВ.

Выводы

Результаты проведенных исследований показали, что из-за более высокой температуры плавления порошка ПР-10Р6М5 по сравнению с порошком ПС-12НВК усиливается отражательная способность от поверхности подложки, вследствие чего снижается коэффициент поглощения порошка.

Лазерная наплавка порошков из железоуглеродистых сплавов требует большего энергетического вклада, чем для сплавов на никелевой основе.

При лазерной обработке микроструктура покрытий имеет дендритный характер, причем по сравнению с ТВЧ расстояние между вторичными осями дендритов значительно уменьшается.

При сравнении лазерной наплавки с наплавкой ТВЧ установлено, что твердый раствор более пересыщен легирующими элементами и в структуре наплавленных покрытий значительно меньше карбидов стержневой формы и больше крупных низших карбидов $Cr_{26}C_6$.

Увеличение скорости лазерной наплавки приводит к снижению твердости валков, что обусловлено уменьшением количества карбидных фаз и уменьшением доли Ni_3V в эвтектике.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Steen W.M., Courtney C.G. Hardfacing of Nimonic 75 using 2 kW continuonswave CO_2 -laser // *Metals Technology*. 1980. V. 7. N 6. P. 232–237.
2. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Шibaев В.В. Получение износостойких хромоникелевых и хромборникелевых покрытий при помощи лазерного излучения // *Известия вузов. Машиностроение*. 1982. № 3. С. 87–92.
3. Исследование процесса лазерной наплавки чугуна

хромборникелевых порошков на железоуглеродистые сплавы / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.В. Шibaев и др. // *Электронная обработка материалов*. 1984. № 2. С. 36–39.

4. Belmondo A., Gastagna M. Wear resistant coatings by laser processing // *Thin Solid Films*, 1999. V. 64. N 2. P. 249–256.

5. Разработка технологии лазерной порошковой наплавки / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, В.В. Шibaев и др. // *Сварочное производство*. 1985. № 8. С. 6–8.

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

7. Григорьянц А.Г., Сафонов А.Н., Шibaев В.В. Влияние режимов порошковой лазерной наплавки на условия формирования и размеры наплавленных валков // *Сварочное производство*. 1983. № 6. С. 11–13.

8. Спиридонов Н.В., Опекунова Т.З., Панков А.Б. Особенности формирования микроструктуры и фазового состава покрытий на самофлюсующихся сплавах при лазерном и газопламенном оплавлении // *Физика и химия обработки материалов*. 1989. № 4. С. 56–63.

9. Крашениников В.В., Оришич А.М., Токарев А.О., Демин В.С. Исследование технологической возможности изготовления режущего инструмента методом лазерной наплавки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 6. С. 5–8.

10. Сафонов А.Н., Ильичев И.Н. Лазерная наплавка порошков из железоуглеродистых сплавов // *Сварочное производство*. 1998. № 4. С. 30–33.

11. Лазерная техника и технология: Учеб. пособие для вузов / под ред. А.Г. Григорьянца. В 7 кн. Кн. 2. В.С. Голубев, Ф.В. Лебедев. Инженерные основы создания технологических лазеров. М.: Высш. шк., 1988.

12. Popova E., Tarasova T., Smurov I. Microstructure and formation of in situ synthesized TiC as a result of chemical reactions in the laser clad layers // *Collection of conference proceedings Bauman's Russian-French colloquium of young scientists*. М., 2009. С. 17–23.

13. Тарасова Т.В., Шиганов И.Н. Исследование микроструктуры и свойств алюминиевых и никелевых сплавов после лазерной обработки // *Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред: Тез. докл. XII Междунар. Симпозиума*, М., 2006. С. 297, 298.

14. Тарасова Т.В., Сайдумаров К.В., Кривушина О.А. Разработка научных основ процессов лазерного модифицирования поверхности сталей и сплавов // *Труды регионального конкурса научных проектов в области естественных наук*. Калуга. 2008. № 9. С. 371–382.

15. Сафонов А.Н., Тарасова Т.В. Процессы лазерного легирования сталей неметаллическими компонентами // *Вестник МГТУ. Сер. Машиностроение*. 1997. № 2. С. 68–77.



УДК 621.793.6

А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, Я.В. Ерофеев
(Тольяттинский государственный университет)
E-mail: akovtunov@rambler.ru

Формирование на стали жаростойких покрытий системы никель — алюминий

Предложен способ формирования на поверхности стали покрытий на основе алюминидов никеля путем жидкофазного нанесения алюминия на никель и последующего диффузионного отжига. Исследованы процессы смачивания и растекания алюминиевого расплава по никелю. Установлено влияние режимов отжига на химический и фазовый составы, структуру формируемого покрытия. Описана закономерность роста слоев интерметаллидов в системе никель — алюминий при диффузионном отжиге стали с многослойным покрытием, полученным жидкофазным способом.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, процесс жидкофазного формирования, интерметаллиды, алюминий — никель.

The article runs about a method of formation on the surface of steel coatings on the basis of aluminides nickel by liquid-phase deposition of aluminum in nickel and subsequent diffusion annealing. The processes of wetting and spreading aluminum melt to nickel are investigated. The authors consider the effect of annealing modes on chemical and phase composition, the structure of the formed coating. The authors also describe the pattern of growth layers of intermetallics in the system of nickel — aluminum in the diffusion annealing of steel with multilayer coating obtained by liquid-phase method.

Keywords: the layered composite material, liquid-phase formation process, intermetallic alloy, aluminum (aluminium) — nickel.

Введение

Необходимость повышения эксплуатационной надежности и срока службы высокотехнологичных изделий энергетического машиностроения, работающих при высоких и сверхвысоких температурах, обуславливает актуальность задачи разработки принципиально новых материалов.

Решение этой задачи ведется в трех направлениях: создание совершенно новых материалов; совершенствование имеющихся конструкционных материалов путем их легирования, оптимизации структуры и создания композиций сложного состава;

формирование на поверхности материалов жаростойких покрытий [1].

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах при температурах до 1200 °С, весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля [1].

Для формирования жаростойких покрытий системы никель — алюминий на поверхности стальных изделий было предложено последовательно наносить слои

никеля и алюминия, а затем диффузионным отжигом получать покрытие необходимого химического состава [2].

Целью работы является исследование процессов формирования на стали жаростойких покрытий системы никель — алюминий при диффузионном отжиге последовательно нанесенных слоев никеля и алюминия.

Методика исследования

Исследования процессов формирования покрытий системы никель — алюминий проводили на стальных пластинах 50 × 25 мм толщиной 1 мм. Пластины предварительно гальванически никелировали, а затем формировали слой алюминия жидкофазным способом.

Для никелирования использовали следующие составы электролитов, г/л:

Электролит № 1

Никель сернокислый	140...200
Никель хлористый	30...40
Хлорид натрия	10

Кислота борная 25...30
 Натрий сернокислый 60...80

Электролит № 2

Никель сернокислый 300
 Кислота борная 30
 Хлорид никеля 35

Жидкофазное алюминирование проводили погружением никелированных образцов на 3...4 с в расплав алюминия А7 при температурах 670...850 °С с активированием поверхности образцов флюсом на основе эвтектической системы KF – AlF₃ [2, 3].

Диффузионный отжиг стальных образцов с последовательно нанесенными слоями никеля и алюминия проводился с целью сформировать за счет реакционной диффузии между алюминием и никелем интерметаллидное покрытие. Температура отжига составляла 600...750 °С. При

более высоких температурах отжига наблюдается стекание алюминиевого слоя с образцов.

Результаты и их обсуждение

Никелирование в электролите № 1 обеспечивает формирование сплошного никелевого покрытия (рис. 1). Толщина покрытия δ регулируется изменением силы тока I и времени никелирования t (рис. 2). При никелировании в течение 1 ч в зависимости от силы тока толщина покрытия составляет 15...35 мкм.

При использовании электролита № 2 образуется покрытие с высокой пористостью (рис. 3), но толщина покрытия более значительная, чем при применении электролита № 1 (рис. 4). Для дальнейших исследований, учитывая качество никелевого слоя, использовали электролит № 1 при следующих режимах процесса:

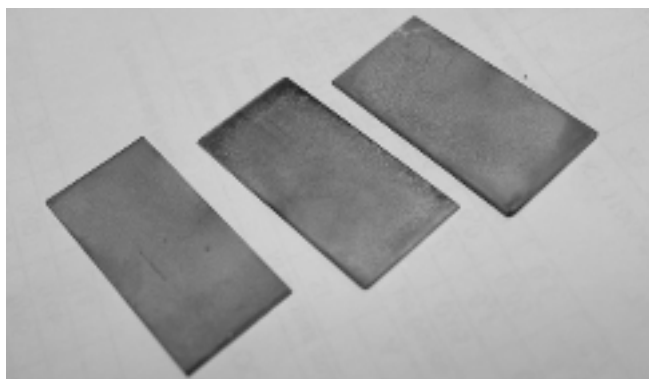


Рис. 1. Внешний вид никелированных образцов при использовании электролита № 1

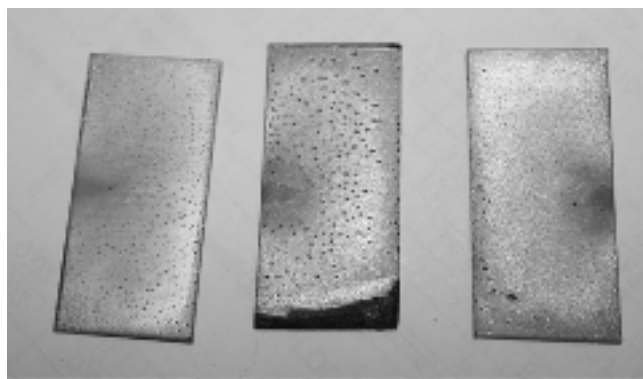


Рис. 3. Внешний вид никелированных образцов при использовании электролита № 2

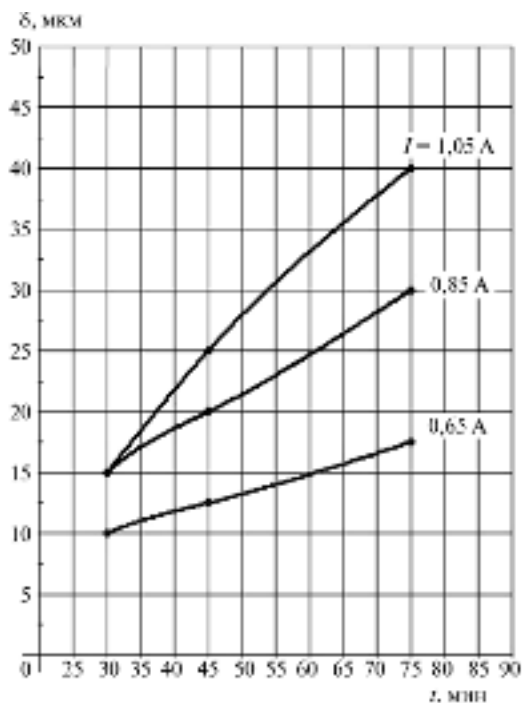


Рис. 2. Зависимость толщины никелевого покрытия от времени никелирования при использовании электролита № 1

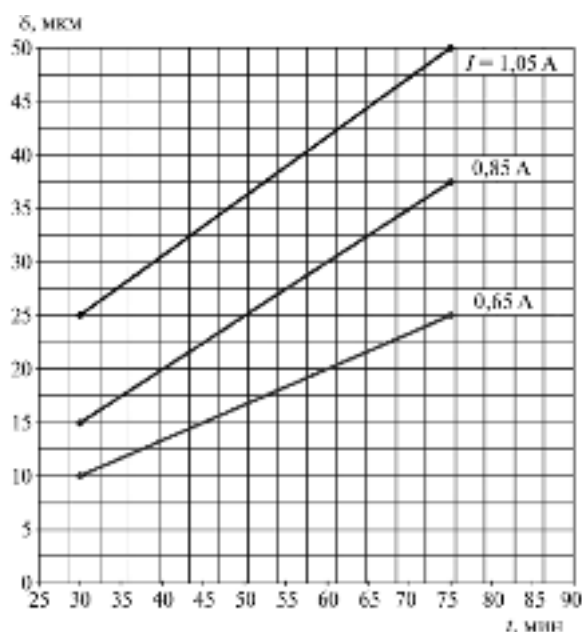


Рис. 4. Зависимость толщины никелевого покрытия от времени никелирования при использовании электролита № 2

$I = 1,05 \text{ А}$; $t = 40 \text{ мин}$. Толщина никелевого слоя при этом составляла 20...25 мкм.

При жидкофазном алюминировании на поверхности никелированных образцов формируется алюминиевое покрытие (рис. 5), толщина которого в зависимости от температуры составляет 15...35 мкм. С повышением температуры толщина алюминиевого покрытия уменьшается (рис. 6).

На границе никелевого и алюминиевого слоев при алюминировании в результате реакционной диффузии формируется переходный интерметаллидный слой (рис. 7). Толщина переходного слоя увеличивается при повышении температуры алюминиевого расплава (рис. 8). Переходный слой представлен двумя фазовыми областями. Со стороны алюминия при температуре 850 °С формируется фаза NiAl_3 , а со стороны никелевого слоя – Ni_2Al_3 .

С повышением температуры при алюминировании значительно растворяется никелевый слой в жидком расплаве. В целях устранения указанного недостатка были предприняты попытки изменить порядок нанесения слоев никеля и алюминия. Однако качественной адгезионной связи никеля с алюминиевым слоем стального образца получить не удалось (рис. 9). Для проведения дальнейших исследований в целях уменьшения растворения никелевого слоя температура алюминирования выбиралась в интервале 700...750 °С.

Диффузионный отжиг стальных образцов с последовательно нанесенными слоями никеля и алюминия позволяет в зависимости от температуры и времени отжига получать покрытия на основе различных интерметаллидных фаз, таких как NiAl_3 , Ni_2Al_3 , NiAl , Ni_3Al , Ni_5Al_3 , а также регулировать их толщину [2, 3].

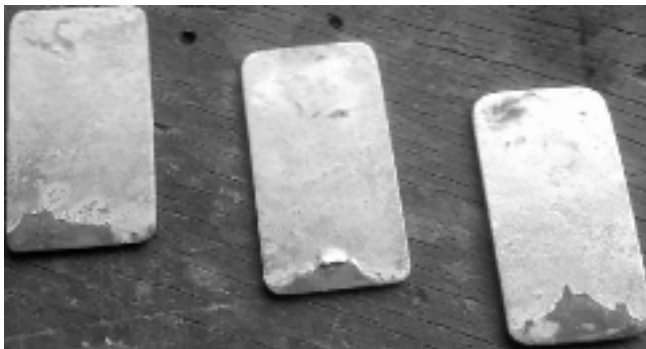


Рис. 5. Внешний вид образцов после алюминирования

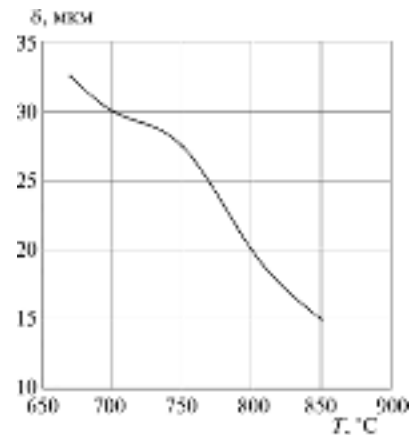


Рис. 6. Зависимость толщины алюминиевого слоя δ от температуры T

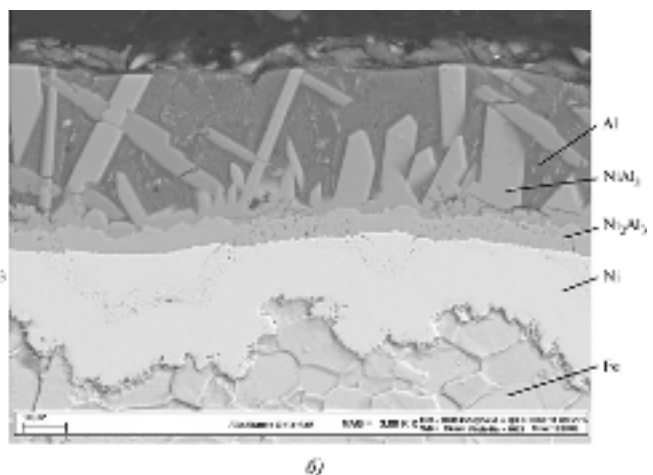
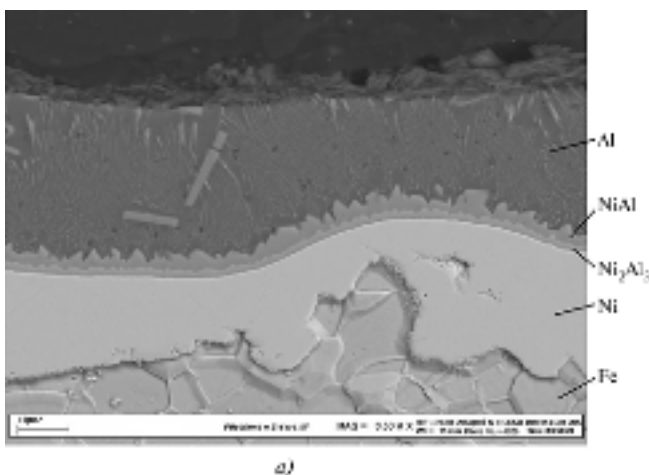


Рис. 7. Микроструктура никелированных образцов после алюминирования при температуре 700 °С (а) и 850 °С (б)

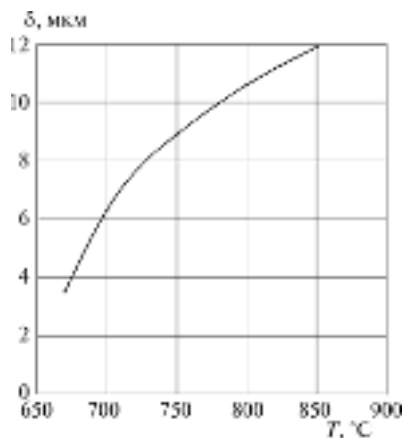


Рис. 8. Зависимость толщины интерметаллидного слоя от температуры

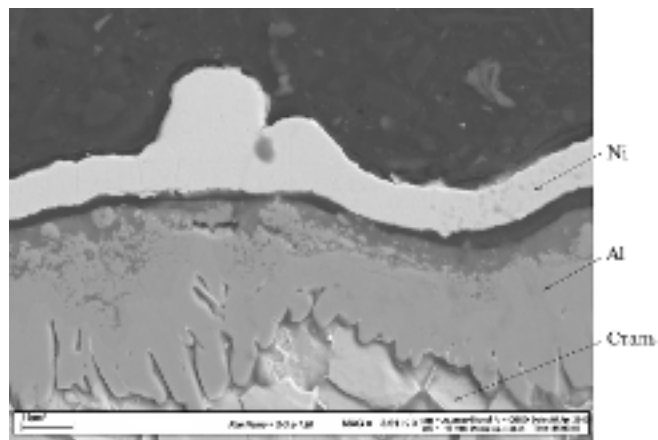


Рис. 9. Микроструктура образцов с последовательно нанесенными слоями алюминия и никеля

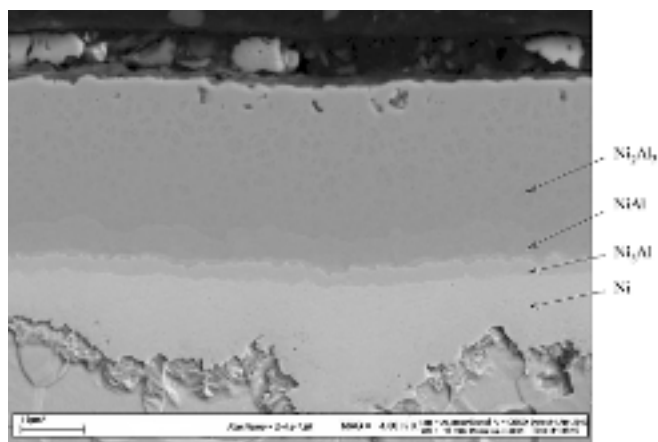


Рис. 10. Микроструктура покрытия образца после диффузионного отжига при температуре $T_{отж} = 700$ °С; время отжига $t_{отж} = 120$ мин

Проведенная серия экспериментов показала, что при диффузионном отжиге на поверхности образцов формируется многослойное интерметаллидное покрытие (рис. 10). Покрытие состоит из последовательно расположенных слоев интерметаллидов: Ni_2Al_3 , $NiAl$, Ni_3Al , $FeNi_3$. Толщина интерметаллидного слоя составляла 30...50 мкм. Наиболее протяженной является область интерметаллида Ni_2Al_3 .

Исследование жаростойкости при температуре 750 °С стальных образцов с покрытием, полученным по предложенной технологии, показало, что потеря массы образцов

составляла не более 0,5 % от массы образцов при выдержке в течение 500 ч.

Выводы

Для формирования жаростойких покрытий на сталях было предложено предварительно получать многослойное никель-алюминиевое покрытие, а затем в процессе диффузионного отжига формировать интерметаллидное покрытие.

Проведенные исследования показали, что диффузионный отжиг стальных образцов с последовательно нанесенными слоями никеля и алюминия обеспечивает формирование интерметаллидного слоя, состоящего из последовательно расположенных фаз Ni_2Al_3 , $NiAl$, Ni_3Al , $FeNi_3$ с высокими показателями жаростойкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хокинг М., Васантагри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства и применение: Пер. с англ. М.: Мир, 2000. 518 с.
2. Ковтунов А.И., Чермашенцева Т.В., Мямин С.В. Исследование процессов жидкофазного формирования покрытий на основе алюминидов никеля // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 4. С. 24–28.
3. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3 т. Т. 1. М.: Машиностроение, 1996. 992 с.

В.П. Смоленцев, А.А. Коровин (Воронежский государственный технический университет),
Б.И. Омигов, В.Г. Грицюк (Воронежский механический завод – филиал ФГУП «ГКНПЦ им. М.В. Хруничева») *E-mail: vsmolen@inbox.ru*

Изготовление турбулизаторов теплонапряженных изделий

Приведен анализ известных и перспективных методов изготовления турбулизаторов, обеспечивающих интенсивное охлаждение теплонагруженных изделий в транспортной технике. Показаны результаты применения электрохимической и комбинированной обработки для получения турбулизаторов в камерах сгорания и реактивных соплах двигателей ракетно-космических систем.

Ключевые слова: турбулизаторы, теплонапряженные изделия, электрохимическая обработка.

The article covers analysis of well-known and prospective methods of turbulence promoters production which provide blast cooling of heat-stressed products in transport equipment. The results of electrochemical and combined working application for receipt of the turbulence promoter in the combustion chambers and in the rocket nozzles of the rocket-space system are shown.

Keywords: turbulence promoters, heat-stressed products, electrochemical working.

Введение

Представленные в статье исследования открывают возможность решения проблемы устранения запыления каналов газовой фазой, образующейся при охлаждении изделий газожидкостными средами, а также позволяют поднять производительность обработки и качество изготовления таких изделий. Это способствует повышению технического уровня теплообменных устройств, используемых в авиационном, ракетном и автомобильном двигателестроении, атомной, пищевой и других наукоемких отраслях промышленности. В статье предлагается новый подход к получению турбулизаторов в каналах охлаждения теплообменных устройств на примере фасонного канала (широко применяемого, например, в жидкостных ракетных двигателях (ЖРД)), основанный на процессе электрохимической обработки (ЭХО) или, в перспективе, комбинированной электроэрозионно-химической обработки (ЭЭХО). Такие процессы позволяют устранить основные недостатки применяемых в настоящее время методов изготовления турбулизаторов. При этом появляется возможность изготовления турбулизаторов не только на поверхности огневой стенки канала, как это делается в настоящее время, но и на боковых поверхностях ребер, что может позволить дополнительно интенсифицировать процесс охлаждения.

Созданы предпосылки для разработки нового технологического процесса ЭХО, адаптированного к конструкции теплообменных аппаратов, дающего возможность изготавливать турбулизаторы с формой профиля, исключающей запыление канала охлаждения образующейся газовой фазой, что актуально при создании теплонапряженных изделий авиационной и ракетно-космической техники, работающей с газожидкостными охлаждающими средами (жидкий водород и др.).

Установлено, что условия течения газожидкостных сред в охлаждающих системах изделий близки к технологическому режиму прокачки рабочих компонентов, содержащих жидкую и газовую фазу, образующуюся при анодном растворении. Требуемое соотношение фаз может быть получено с использованием теории подобия за счет управления газонаполнением и скоростью течения электролита при ЭХО, которая определяет геометрию и размещение местных турбулизаторов, обеспечивающих отрыв потока от стенок охлаждающего канала и исключающих запыление каналов газами из охлаждающих газожидкостных сред.

Влияние формы турбулизаторов на течение в канале охлаждающей среды

В [1, 2] указано, что форма турбулизаторов значительно влияет на гидродинамику течения охладителя в канале. На рис. 1 показан характер течения газожидкостной среды, установленный с помощью скоростной съемки. Четко просматривается процесс срыва и турбулизации ламинарного потока на выступах как прямоугольного, так и плавного профиля [3].

При сравнении представленных изображений видно, что выступ прямоугольного профиля (рис. 1, а) создает за собой вихревую зону, толщина которой превышает его высоту. При этом возникают вихревые структуры над выступом и в угловых зонах, которые значительно изменяют гидродинамику течения среды. На рис. 1, б видно, что толщина вихревой зоны за выступом плавного профиля примерно соответствует его высоте. При плавном очертании выступа «угловые» вихри менее развиты.

Перспективным направлением повышения энергоэффективности современных тепловых двигателей, в особенности ЖРД, является применение

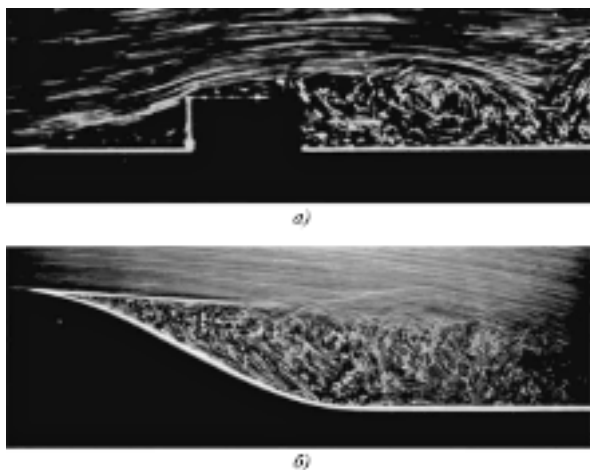


Рис. 1. Срыв потока на выступе:
a – выступ прямоугольного профиля; *б* – выступ плавного профиля

ние в качестве охладителя низкотемпературных (криогенных) сред, например жидкого водорода. В процессе охлаждения такими средами происходит интенсивный фазовый переход из жидкого в газообразное состояние. Известно, что активный процесс газообразования в жидком охладителе может сопровождаться запирианием каналов [3], т.е. прекращением движения охладителя в канале. Это в условиях работы изделий, в особенности тепловых двигателей, является недопустимым процессом, так как приводит к прогару стенок канала и выходу из строя всего изделия. Исследования, проведенные разработчиками тепловых машин [1–3], в том числе разработчиками ЖРД, показали, что использование турбулизаторов с оптимальной формой профиля на теплонапряженных участках каналов охлаждения (или на протяжении всего канала) позволяет интенсифицировать вынос образующейся газожидкостной фазы от стенки канала в ядро потока. Последнее дает возможность избежать полного перекрытия канала газовыми пузырями и, соответственно, избежать остановки потока в канале и аварийного прогара стенки изделия.

Результаты исследований, выявившие существенное влияние формы турбулизаторов на гидродинамику течения охладителя, подтверждены компьютерным моделированием и теоретическими расчетами методом конечных объемов. Сравнивалось течение газожидкостной среды в длинных каналах (отношение длины канала к ширине более 15) без турбулизаторов с процессами в каналах с турбулизаторами прямоугольного профиля на одной из стенок, а также в каналах с турбулизаторами прямоугольного профиля, имеющих скругление угловых зон и верхних граней, на одной из стенок, и в каналах с турбулизаторами каплеобразного профиля («располовиненный» по оси профиль капли с отношением

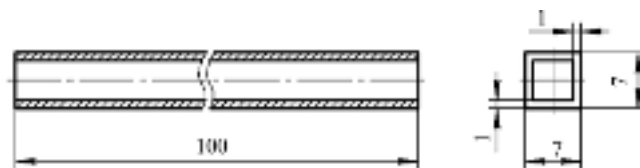


Рис. 2. Геометрические параметры смоделированного канала охлаждения

диаметра к длине $d/l = 1/2,5$) на одной из стенок. Размеры смоделированного канала (без турбулизаторов) приведены на рис. 2.

В качестве материала канала, показанного на рис. 2, использовалась бронза, так как во многих случаях камеры сгорания, сопла и другие изделия, охлаждаемые проточными жидкими потоками, выполняют из медьсодержащих сплавов. Заданная шероховатость внутренних стенок смоделированного канала $Ra = 3,2$ мкм. До начала интенсивного охлаждения температура материала стенок канала составляла 873 К. В качестве охлаждающей жидкости была использована вода с начальной температурой 293,2 К, постоянным расходом 0,125 кг/с, постоянным давлением на выходе 101 325 Па.

Размеры и шаг турбулизаторов составляют соответственно: $h = 0,4$ мм, $S = 5,2$ мм. В [3] показано, что форма турбулизаторов значительно влияет на гидродинамику течения охладителя в канале.

Продольный разрез твердотельной модели исследуемого канала с турбулизаторами прямоугольной формы показан на рис. 3.

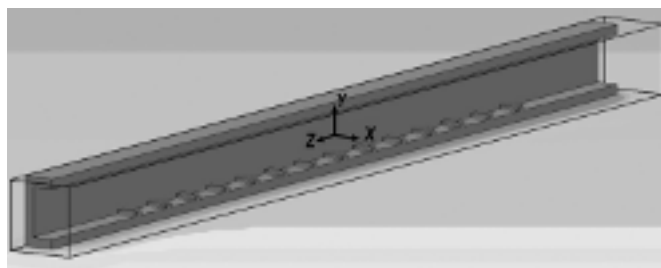


Рис. 3. Продольный разрез твердотельной модели канала с турбулизаторами на его огневой (донной) поверхности

При анализе результатов моделирования и расчета следует учитывать, что при их проведении тепловые параметры были выбраны со значительными допущениями. Так, например, температура всех стенок канала была задана одинаковой, в то время как в реальных условиях тепловой поток, создаваемый непосредственно на огневой стенке канала, одновременно воздействует и на остальные стенки, где распределен неравномерно с плавным убыванием его величины по мере удаления от огневой стенки. Принятые допущения правомерны для каналов, имеющих постоянное сечение и соизмеримые высоты ребер (боковых стенок) и огневой стенки.

Интегральные значения давления и температуры в процессе охлаждения каналов с различной конфигурацией внутренних поверхностей стенок

Конфигурация внутренних поверхностей стенок канала	Давление в канале, Па		Средняя температура тела, К		
	на входе $P_{вх}$	на выходе $P_{вых}$	до прокатки воды $t_{нач}$	при прокатке воды $t_{кон}$	
Гладкий канал	108 446	101 325	873	850,088	
С турбулизаторами прямоугольного профиля на одной стенке	116353	101325		848,696	
С турбулизаторами плавного профиля на одной стенке	$r_y = 0,4$ мм; $r_{в.г} = 0,2$ мм	115 089		101 325	849,347
	$r_y = 0,5$ мм; $r_{в.г} = 0,3$ мм	114 877		101 325	849,614
	$r_y = 0,8$ мм; $r_{в.г} = 0,3$ мм	115 026		101 325	849,579
	$r_y = 0,8$ мм; $r_{в.г} = 0,6$ мм	115 126		101 325	849,559
С турбулизаторами каплеобразного профиля на одной стенке (отношение длины "капли" к ее радиусу 1/2,5)	114 913	101 325		849,548	

Обозначения: r_y – радиус скругления внутренних угловых участков профиля; $r_{в.г}$ – радиус скругления наружных (верхних) переходных элементов выступа.

Вместе с тем гидравлические параметры течения охлаждающего потока были заданы максимально приближенными к реальным условиям, хотя в качестве жидкости использовалась вода, имеющая параметры теплопередачи, значительно отличающиеся от аналогичных показателей для газожидкостных сред.

На рис. 4 (см. с. 2, 3 обложки) представлены распределения скоростей рабочей среды в средней плоскости смоделированного канала охлаждения и температуры при отсутствии турбулизаторов и с турбулизаторами прямоугольного, плавного и каплеобразного профиля.

Температура охлаждающей среды заметно влияет на интенсивность теплообмена.

Результаты анализа моделирования течения охлаждающей среды представлены в таблице.

По падению давления $\Delta P = P_{вх} - P_{вых}$ можно судить о гидравлическом сопротивлении канала, а по падению средней температуры канала $\Delta t = t_{нач} - t_{кон}$ – об интенсивности охлаждения.

Анализ данных, приведенных на рис. 4 и в таблице, показывает, что переход от прямоугольного профиля турбулизаторов к плавному сопровождается снижением перепада давлений, необходимого для прокачки жидкости с постоянным для всех случаев расходом, но при этом интенсивность охлаждения может снижаться до 2 %.

Оценка степени влияния формы выступов на гидродинамическое сопротивление каналов охлаждения и, соответственно, гидродинамику течения среды в канале показывает, что применение турбулизаторов обтекаемой формы (см. рис. 4) позволяет уменьшить гидравлическое сопротивление таких каналов по сравнению с каналами с турбулизаторами прямоугольной формы на 8...10 %. Такие значения ниже, чем получен-

ные в ходе экспериментальных работ для прямоугольного канала (24 %) при прокатке воздуха [3]. Однако применительно к каналам охлаждения узлов ЖРД снижение сопротивления даже на 10 % является достаточно полезным.

Таким образом, проведенный с помощью компьютерного моделирования и расчета методом конечных объемов анализ процесса интенсификации проточного охлаждения подтверждает, что форма турбулизаторов и температура оказывают достаточно большое влияние на гидродинамику течения рабочей среды. Это необходимо учитывать при выборе метода получения выступов (или углублений) для интенсификации охлаждения.

Исследования, проведенные с помощью компьютерного моделирования, показывают, что наиболее эффективной может стать форма турбулизаторов со сложным криволинейным профилем, имеющим плавные очертания и определяемым проектировщиком изделия для каждого конкретного случая индивидуально с учетом технологических возможностей применяемых или перспективных приемов для формообразования турбулизаторов в теплонапряженных изделиях, имеющих (как правило) ограниченный доступ инструмента к зоне обработки.

Обоснование технологических методов изготовления турбулизаторов

В настоящее время используют два основных метода получения турбулизаторов на поверхностях огневых стенок каналов охлаждения камер сгорания, сопел, охлаждаемых форсунок энергетических и транспортных машин: ЭЭО и накатку роликом (метод пластической деформации).

При ЭЭО удаление металла в зоне обработки происходит в среде микроразрядов и шероховатость обработанных поверхностей представляет собой углубления в виде лунок, глубина которых зависит от интенсивности процесса обработки: чем выше производительность, тем ниже показатели поверхностного слоя. При этом наружная часть лунок подвергается термической обработке, что может вызвать появление микротрещин, снижающих прочностные характеристики изделия.

Электроэрозионная обработка позволяет изготавливать турбулизаторы не только прямоугольного профиля, как это в основном делается в настоящее время, но и перспективные конструкции сложного криволинейного профиля в труднодоступных местах каналов. Однако ограниченная производительность, значительный износ электрода-инструмента, особенно при изготовлении сложнопрофильных поверхностей перспективных турбулизаторов, значительно снижают технологические показатели процесса.

Обычно применяется одноэлектродная схема ЭЭО типа приведенной на рис. 5. На первый взгляд, такая схема обработки позволяет получить турбулизаторы не только на донной (огневой) стенке, но и на ребрах (3 на рис. 5). Однако практически из-за ограниченной производительности данную схему используют для получения углублений только на огневой стенке.

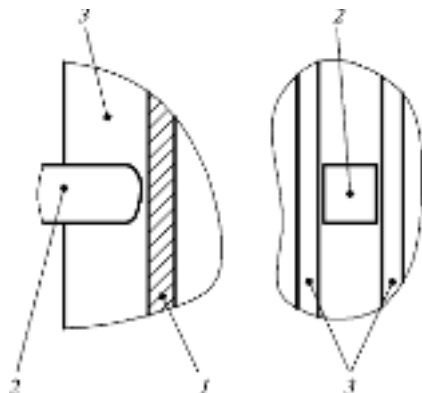


Рис. 5. Схема изготовления турбулизаторов методом ЭЭО:
1 — огневая стенка канала охлаждения; 2 — электрод-инструмент; 3 — ребро канала

Для большинства сплавов шероховатость поверхности после обработки на чистовом режиме находится в пределах $Ra = 0,32 \dots 0,63$ мкм, что значительно лучше, чем показатели у ребер, полученных фрезерованием. Опасения по поводу возможности получения поверхностного слоя с сеткой микротрещин также несостоятельны, так как на чистовых режимах они не образуются даже у закаленных сталей, а для цветных сплавов такие дефекты неизвестны. На рис. 6 приведен шлиф, анализ которого доказывает, что поверхностный слой после ЭЭО не содержит дефектов, а образование «отбеленного» слоя 1 представляет упрочняющее покрытие, повышающее износостойкость стальных изделий.

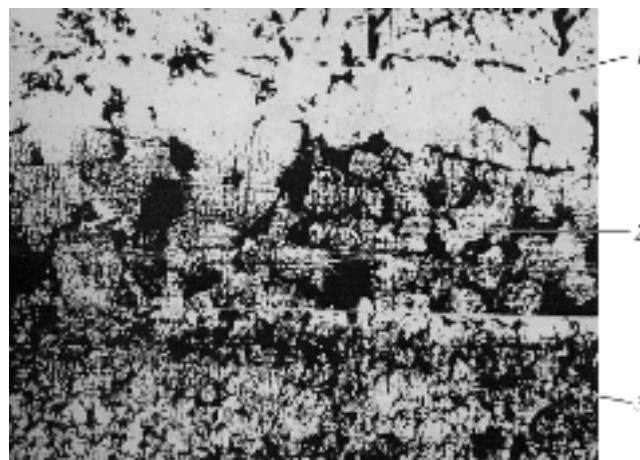


Рис. 6. Структура поверхностного слоя закаленной стальной детали из углеродистой стали после ЭЭО:
1 — «белый» слой; 2 — переходный слой; 3 — основной материал

Глубина измененного слоя для стальных заготовок составляет в зависимости от режима обработки от 0,05 до 0,1 мм.

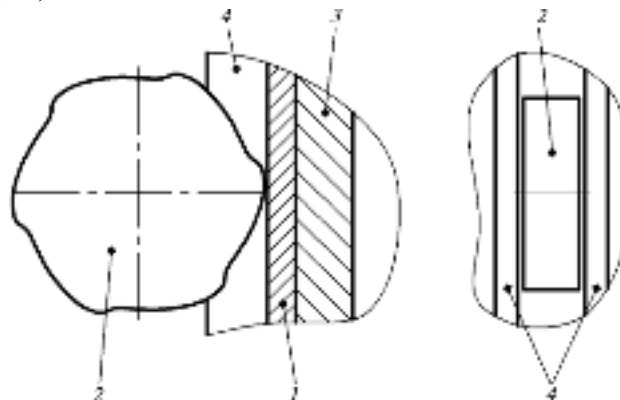


Рис. 7. Схема изготовления турбулизаторов накаткой:
1 — огневая стенка канала охлаждения; 2 — ролик для накатки турбулизаторов; 3 — оправка; 4 — ребро канала, полученное при фрезеровке

Другим широко применяемым методом получения турбулизаторов на поверхности огневой стенки каналов охлаждения является накатка специальным роликом (рис. 7). Этот метод позволяет получать турбулизаторы сложного профиля, но только на донной части паза. Производительность операции накатки довольно высокая (обычно превышает производительность методов ЭЭО). Однако для получения этим методом турбулизаторов даже только на поверхности огневой стенки канала охлаждения (например, на камере сгорания ЖРД) необходим последующий отжиг детали и возникает необходимость доработки переходных участков, удаления выдавленного материала, что значительно снижает общую производительность метода применительно к изготовлению турбулизаторов. Также затруднены, а в некоторых случаях невозможны обработка нагартованных в процессе обработки материалов, по-

лучение углублений на ребрах, особенно при большой глубине накатки.

Таким образом, применяемые в настоящее время методы получения турбулизаторов на поверхностях огневых стенок каналов охлаждения узлов тепловых двигателей не отвечают требованиям разработчиков и сдерживают технический прогресс в области создания перспективных конкурентоспособных изделий.

Для повышения эффективности турбулизаторов необходима технология, позволяющая получать эти элементы на всех поверхностях пазов с необходимыми формой профиля, качеством изготавливаемых поверхностей и высокой производительностью.

Результаты исследований электрохимической размерной обработки [4] показывают целесообразность применения этого метода для создания выступов (или углублений) на любой поверхности паза с плавным изменением профиля. Таким методом можно обрабатывать практически все известные сплавы, применяемые в теплонагруженных изделиях. Он обладает высокой производительностью при большой площади обработки (что справедливо для рассматриваемого случая при одновременном получении большого числа выступов); позволяет получать поверхности с высокой точностью, широким диапазоном шероховатости; не оставляет нежелательных физико-химических изменений в поверхностном слое. Главным преимуществом метода является возможность получения одновременно любого числа выступов или углублений плоским электродом-инструментом по профильным шаблонам, позволяющим формировать любую геометрию углублений на всех поверхностях пазов.

На рис. 8 показана предлагаемая схема обработки для получения турбулизаторов на огневой стенке паза с геометрией, требуемой разработчиком. Для создания такого профиля углублений в мелкосерийном производстве целесообразно использовать диэлектрические покрытия, защищающие необрабатываемую часть паза от анодного растворения. На рис. 8 показано получение турбулизаторов анодным растворением участков 8 под торцевыми элементами электрода, свободными от диэлектрического покрытия б в его торцевой части (рис. 8, б), где образуются выступы 7 высотой h .

Осуществление процесса обработки по предлагаемой на рис. 8 схеме можно производить на стандартном оборудовании для ЭХО, включающем устройства подачи и очистки электролита, устройства подачи рабочего тока, устройства для закрепления обрабатываемой детали и др.

Процесс получения турбулизаторов по схеме, приведенной на рис. 8, можно производить так, чтобы получаемые турбулизаторы имели геометрическую фор-

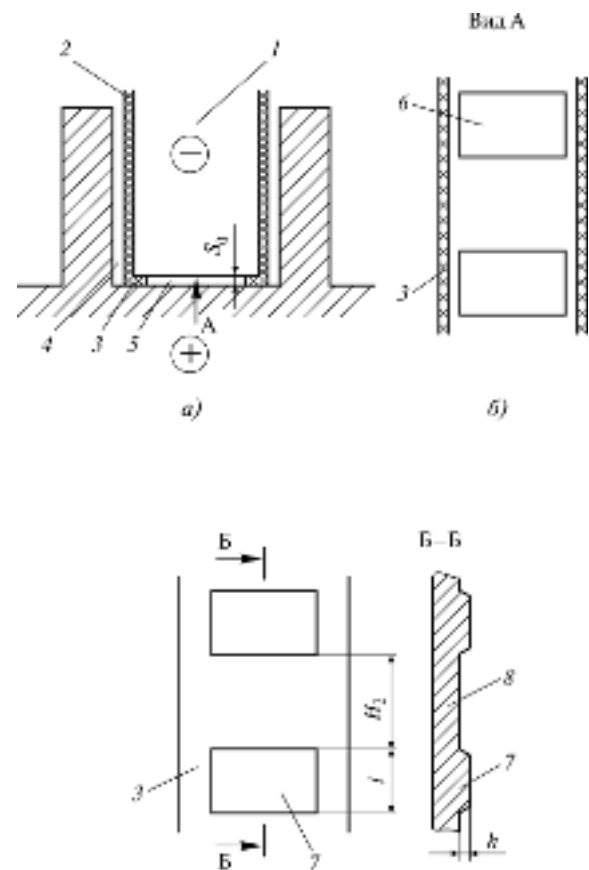


Рис. 8. Схема изготовления турбулизаторов методом ЭХО:

а – схема обработки локальных турбулизаторов; б – вид на торцевую поверхность электрода-инструмента (ЭИ); в – расположение турбулизаторов в донной части канала; г – сечение канала с турбулизаторами; 1 – ЭИ без покрытия; 2 – диэлектрическое покрытие боковых поверхностей ЭИ; 3 – диэлектрические регуляторы торцевого зазора ЭИ; 4 – канал системы охлаждения; 5 – торцевой межэлектродный зазор; 6 – диэлектрическое покрытие рабочей части ЭИ; 7 – турбулизатор в донной части канала охлаждения; 8 – углубление с оптимальной гидродинамической геометрией

му, определенную проектировщиком изделия и способствующую эффективному охлаждению.

Для повышения производительности процесса целесообразно применять комбинированную эрозионно-химическую обработку.

Технологические режимы для получения турбулизаторов можно определить с помощью имитатора, в котором учитываются возможности получения технологических режимов, обеспечивающих нужную форму турбулизаторов.

Выводы

1. Анализ применяемых методов изготовления турбулизаторов для снижения теплонапряженности деталей, работающих в горячей зоне изделий, показал, что практически все известные методы полу-

чения турбулизаторов ограничивают возможности разработчиков перспективной техники по созданию конкурентоспособных транспортных и энергетических машин.

2. Проведенные исследования показали, что совершенствование технологии электрохимической размерной обработки позволяет устранить большинство недостатков применяемых методов получения турбулизаторов даже для технически сложных изделий авиакосмической отрасли.

3. Предложен метод изготовления турбулизаторов плоским электродом-инструментом по съемным и постоянным шаблонам, обеспечивающим одновременное формирование углублений и выступов на всех поверхностях пазов для протекания охлаждающих сред.

БИЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Воробей В.В., Логинов В.Е.** Технология производства жидкостных ракетных двигателей: Учебник. М.: Изд-во МАИ, 2001. 496 с.

2. **Основы** теории и расчета жидкостных ракетных двигателей / А. П. Васильев, В. М. Кудрявцев, В. А. Кузнецов и др.; под ред. В. М. Кудрявцева: Учебник для авиац. спец. вузов. 4-е изд., перераб. и доп. В 2 кн. Кн. 2. М.: Высш. шк., 1993. 368 с.

3. **Гортышов Ю.Ф., Олимпиев В.В., Байгалиев Б.Б.** Теплогидравлический расчет и проектирование оборудования с интенсифицированным теплообменом / Казань: Изд-во КГТУ, 2004. 432 с.

4. **Смоленцев В.П., Кузнецов И.Ю., Грицюк В.Г.** Технология формирования теплообменных локальных поверхностей с использованием электрических методов обработки // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 9. С. 32–40.



Уважаемые читатели!

Продолжается подписка
на научно-технический и производственный журнал
«УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ»

Подписные индексы по каталогам:

«Роспечать» — **85159**,
«Пресса России» — **39269**,
«Почта России» — **60252**.

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

**Россия, 107076, Москва, Стромьинский пер., д. 4,
ООО «Издательство Машиностроение»
Тел.: (499) 269-66-00 (отдел реализации), (499) 268-40-77 (редакция);
e-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru**



УДК 621.987:669.018.25

Г.Д. Федотов, А.В. Морозов

(Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия им. П. А. Столыпина)

E-mail: FedotovCD48@yandex.ru

Расчет температурных полей при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке деталей вращения движущимся по винтовой линии высокотемпературным источником

Получены приближенные аналитические зависимости для расчета температурных полей в обрабатываемой детали при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке, позволяющие прогнозировать свойства поверхностного слоя и назначать технологические режимы обработки исходя из особенностей эксплуатации.

Ключевые слова: отделочно-упрочняющая электромеханическая обработка, тепловые процессы, технологические режимы, свойства поверхности, условия эксплуатации.

Approximate data of temperature fields allow to forecast the properties of the surface layer and assign appropriate technological mode.

Keywords: trimming-harden electromechanic treatment, thermal process, technological mode, properties of the surface, exploitation conditions.

При отделочно-упрочняющей электромеханической обработке (ОУЭМО) осуществляются одновременные термическое (до аустенитного состояния) и деформационное воздействия на поверхностный слой обрабатываемых деталей. Тепловые процессы, происходящие при электромеханической обработке (ЭМО), определяют комплекс физико-механических свойств поверхностного слоя обрабатываемых деталей и оказывают существенное влияние на производительность процесса. Поэтому прогнозирование температурных полей поверхностного слоя обрабатываемых деталей имеет значительное теоретическое и практическое значение. Исследованию температурных полей в обрабатываемой детали при ЭМО посвящены работы В. М. Кряжкова [1], В. П. Багмутова [2] и др. Часть работ, в которых рассматривается влияние технологических режимов ЭМО на температурные поля обрабатываемых деталей, имеет чисто практическое значение. В ряде работ, например [2], ставилась задача теоретического анализа тепловых процессов в обрабатываемых деталях при ЭМО. Но в связи со сложностью изучения тепловых явлений: распределения теплоты между контактируемыми телами, теплообмена с окружающей средой, теплонасыщения и теплопередачи

и т.д. теория тепловых процессов при ОУ ЭМО разработана не достаточно глубоко.

Теплоперенос теплопроводностью описывается в общем случае дифференциальным уравнением параболического типа [3, 4].

Учитывая значительные сложности, возникающие при расчетах тепловых процессов ОУЭМО при движении источника теплоты по поверхности цилиндрической детали по винтовой линии (рис. 1), и используя принцип суперпозиции температурных полей, решим неоднородную задачу на ряд простых, а общее решение находим путем суммирования вспомогательных задач.

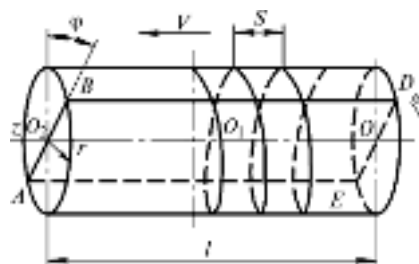


Рис. 1. Схема движения источника теплоты при ЭМО с продольной подачей по поверхности цилиндрической детали

Источник теплоты совершает кольцевые витки по поверхности цилиндра, находящиеся на расстоянии S один от другого, а температура в какой-либо точке определяется суммарным циклическим воздействием множества источников теплоты, перемещающихся вдоль оси симметрии детали и смещенных друг относительно друга на расстояние, равное продольной подаче инструмента S . Линейная окружная скорость $V_0 = \omega R$ значительно больше скорости перемещения источника V вдоль оси симметрии. Подача инструмента в несколько раз (3...5) меньше радиуса (или полуоси) источника, образуемого пятном контакта обрабатываемой детали и инструмента. При постановке и решении задачи тепловых процессов в обрабатываемой детали при ОУЭМО сделаны следующие допущения:

1. Удельный поток теплоты, направленный из зоны контакта к поверхности детали, сохраняет во время обработки постоянное значение, т.е. сила тока и прижатие инструмента к детали, определяющие тепловой поток, неизменны.

2. При прохождении электрического тока контактное сопротивление вызывает локализацию тепловыделения только в месте соприкосновения инструмента и детали.

3. Температура в процессе нагревания одинакова по всему сечению пятна контакта.

4. Технологические особенности процесса формирования белых (упрочненных) слоев при ЭМО дают основание полагать, что существенные градиенты температуры по координатам φ , r имеют место только в поверхностном слое цилиндра толщиной δ .

Поэтапная задача приближенного определения температурного поля обрабатываемых деталей при ЭМО решается следующим образом.

1. Нагревание цилиндра равномерно распределенным по поверхности цилиндра тепловым потоком:

$$\frac{\partial T_1}{\partial t} = a \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T_1}{\partial r} \right), \quad 0 < r < R, t > 0, \quad T_1(r, z, \varphi, 0) = 0; \quad (1)$$

$$-\frac{\partial T_1}{\partial r} \Big|_{r=R} = \frac{q}{\lambda}, \quad T_1(0, z, \varphi, t) < \infty. \quad (2)$$

Решается дифференциальное уравнение (1) методом разделения переменных Фурье с применением для оператора Лапласа формулы Грина [1]:

$$T_1(r, t) = \frac{qR}{\lambda} \left[\frac{2at}{R^2} - \frac{1}{4} \left(1 - \frac{2r^2}{R^2} \right) - 2 \sum_{\kappa=1}^{\infty} \frac{I_0 \left(v_{\kappa} \frac{r}{R} \right)}{v_{\kappa}^2 I_0(v_{\kappa})} \exp \left(-v_{\kappa}^2 \frac{at}{R^2} \right) \right], \quad (3)$$

где v_{κ} – собственные значения, определяются из характеристического уравнения $\Pi(v_{\kappa}) = 0$, где Π – функция Бесселя первого порядка. При $\frac{at}{R^2} > 0,2$, т.е. при приближении к теплонасыщению, суммой в (3)

можно пренебречь и определять температуру по формуле

$$T_1(r, t) = \frac{qR}{\lambda} \left[\frac{2at}{R^2} - \frac{1}{4} \left(1 - \frac{2r^2}{R^2} \right) \right]. \quad (4)$$

При значительном изменении коэффициентов λ и a в зависимости от температуры и времени решить уравнение (1) методом разделения переменных невозможно. В этом случае рационально использовать один из приближенных методов.

Метод последовательных приближений [4] дает следующий результат (два члена приближения):

$$T_1 = \frac{q}{\lambda} \left[(r - R + \delta) - r \ln \frac{r}{R - \delta} + \frac{\delta}{2a} (r - R + \delta)^2 \right], \quad (5)$$

где δ – глубина значительного термического влияния источника теплоты на поверхностный слой детали (вызывающего фазовые превращения), определяется из дифференциального уравнения

$$\delta \dot{\delta} = a \left[1 - \ln \left(1 - \frac{\delta}{R} \right) \right], \quad (6)$$

при начальном условии $\delta(0) = 0$.

Метод интегрального теплового баланса [4] позволяет рассчитывать температурное поле по упрощенной, но менее точной формуле

$$T_1(r, t) = \frac{q}{2\lambda\delta} (R - \delta - r)^2, \quad (7)$$

где глубина значительного термического влияния δ определяется из выражения

$$\delta^2 \left(1 - \frac{1}{4} \frac{\delta}{R} \right) = 6at. \quad (8)$$

2. Распределение температуры в теле цилиндра при вращении с угловой скоростью ω плоского источника $BDOO_2$, температура которого равна T_1 (см. рис. 1). Дифференциальное уравнение имеет вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 T}{\partial \varphi^2}, \quad 0 < \varphi < 2\pi, \quad t > 0, \quad T(0) = 0; \quad (9)$$

$$\frac{T(r, \varphi, t)}{\varphi} \Big|_{\varphi=0} = T_1(r, t), \quad T(r, \varphi, t) < \infty. \quad (10)$$

Здесь r^* – фиксированное значение радиуса. Решение дифференциального уравнения (9) получается с использованием метода тепловых потенциалов двойного слоя по линии $\varphi = \omega t$:

$$T(r, \varphi, t) = \frac{1}{2\sqrt{a\pi}} \int_0^{r^*} \frac{r^* (\varphi - \omega t)}{(t - \tau)^{3/2}} \exp \left[-\frac{r^2 (\varphi - \omega t)^2}{4a(t - \tau)} \right] T_1(r, t) d\tau. \quad (11)$$

Решение получается в предположении, что остывание поверхности цилиндра происходит очень быстро вследствие значительных значений градиента температуры в поверхностном слое. Это предположе-

ние дает возможность ограничиться первым членом при разложении в ряд плотности потенциала и решить уравнение Вольтерры второго рода, вытекающего из условия (10)

$$\frac{T(r, \varphi, t)}{\varphi} \Big|_{\varphi=0} = T_1(r, t), \quad t \geq 0.$$

3. Распределение температуры в теле цилиндра при поступательном движении со скоростью V вдоль оси Z кругового источника, температура которого равна T_2 , а центр находится в точке O_1 . С учетом теплообмена дифференциальное уравнение теплопроводности для этого случая запишется в следующем виде:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} - bT, \quad z > z_0 + Vt, \quad t > 0, \quad T(z, 0) = 0, \quad z \geq 0; \quad (12)$$

$$\frac{T(z, r, \varphi, t)}{z} \Big|_{z=0} = T_2(r, \varphi, t), \quad t > 0, \quad T(z, r, \varphi, t) < \infty, \quad z > z_0. \quad (13)$$

Решение этого дифференциального уравнения находим в виде теплового потенциала двойного слоя по линии $z = z_0 + Vt$:

$$T(z, r, \varphi, t) = \int_0^t \frac{\partial G_0}{\partial \xi}(z, \xi, t, \tau) \theta(r, \varphi, t) d\tau, \quad (14)$$

где $\theta(r, \varphi, t)$ – плотность потенциала; $\xi = z_0 + Vt$ – координата, в которой выделяется теплота; G_0 – функция источника Грина для дифференциального уравнения (12),

$$G_0 = \frac{1}{2\sqrt{\pi a^2(t-\tau)}} \exp \left[-\frac{(z-\xi)^2}{4a^2(t-\tau)} - b(t-\tau) \right]. \quad (15)$$

Подставляя функцию Грина в (14), находим

$$T(z, r, \varphi, t) = \frac{1}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{z-z_0-Vt}{[a(t-\tau)]^{3/2}} \times \exp \left[-\frac{(z-z_0-Vt)^2}{4a^2(t-\tau)} - b(t-\tau) \right] \theta(r, \varphi, t) d\tau. \quad (16)$$

Найденная функция удовлетворяет уравнению при $z > z_0 + Vt$, ограничена при $z > z_0$ и имеет нулевое начальное значение при любом выборе плотности потенциала $\theta(t)$. При $z = z_0 + Vt$ функция терпит разрыв и при

$$z = z_0 + V(t + \varepsilon), \quad (17)$$

где ε – бесконечно малая величина, имеет предельное значение $T_2(r, \varphi, t)$.

Из условия $T(r, \varphi, z, t) \Big|_{z=z_0+Vt} = T_2(r, \varphi, t), \quad t > 0$ следует

$$\frac{\theta(r, \varphi, t)}{2a} + \frac{V}{4\sqrt{\pi}} \int_0^t \frac{1}{a^{3/2}(t-\tau)^{1/2}} \times \exp \left[-\left(\frac{V^2}{4a} + b \right) (t-\tau) \right] \theta(r, \varphi, \tau) d\tau = T_2(r, \varphi, t). \quad (18)$$

Это интегральное уравнение Вольтерры второго

рода, из которого определяется плотность потенциала $\theta(r, \varphi, t)$.

В нашем случае граница области перемещается с малой скоростью и уравнение Вольтерры упрощается. Ограничиваясь первым членом разложения плотности потенциала в ряд, получаем

$$\theta(r, \varphi, t) \approx 2aT_2(r, \varphi, t). \quad (19)$$

Тогда распределение температуры в теле цилиндра можно записать в виде

$$T(z, r, \varphi, t) = \frac{q}{\lambda} \frac{R}{4a\pi} \int_0^t \frac{z-z_0-Vt}{(t-\tau)^{3/2}} \times \exp \left[-\frac{(z-z_0-Vt)^2}{4a^2(t-\tau)} - b(t-\tau) \right] d\tau \times \int_0^t \frac{r^* (\varphi - \omega t)}{(t-\tau)^{3/2}} \exp \left[-\frac{r^{*2} (\varphi - \omega t)^2}{4a^2(t-\tau)} \right] d\tau \times \left[\frac{2at}{R^2} - \frac{1}{4} \left(1 - \frac{2r^2}{R^2} \right) \right]. \quad (20)$$

Полученное решение позволяет приближенно вычислять интегралы при определении температуры предельного состояния, температуры поверхности детали в плоскости OXY и рассчитывать переходные процессы при теплонасыщении.

На рис. 2...4 приведены результаты расчетов температурного поля предельного состояния ($t \rightarrow \infty$) детали в пределах пятна контакта с инструментом в связанной с источником теплоты системе координат. Расчет производился для случая обработки детали из стали 40X с использованием медных токоподводящих проводов. Сила тока $I = 400$ А; усилие прижатия инструмента к обрабатываемой детали $P = 400$ Н; диаметр обрабатываемой детали 60 мм; подача инструмента $S = 0,2$ мм/об; частота вращения $\omega = 1$ с⁻¹; скорость сглаживания $V = 0,88$ м/с; коэффициент теплопроводности материала детали $\lambda = 41,89$ Вт/(м · °С); коэффициент температуропроводности $a = 1,07 \cdot 10^{-5}$ м²/с; коэффициент теплоотдачи $\alpha = 33,44$ Вт/(м² · °С); удельная теплоемкость $c = 501,6$ Дж/(кг · °С); плотность материала детали $\gamma = 7,8 \cdot 10^{-3}$ кг/м³.

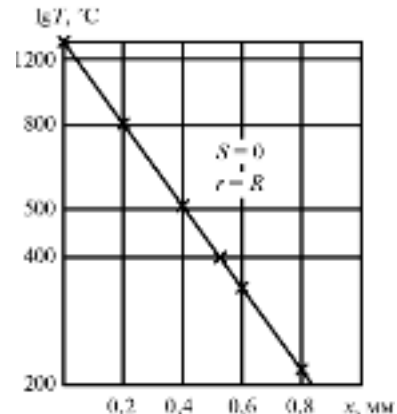


Рис. 2. Температурное поле предельного состояния нагрева поверхности детали из стали 40X инструментом из T15K6

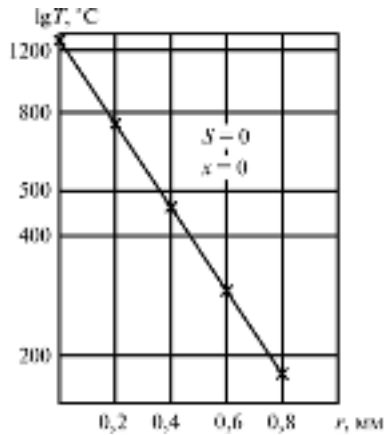


Рис. 3. Температурное поле предельного состояния нагрева детали из стали 40X инструментом из T15K6 по оси действия максимальных температур нормально-кругового источника

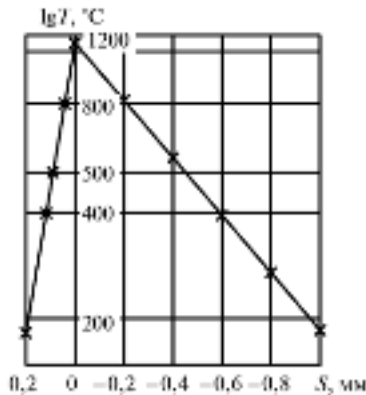


Рис. 4. Температурное поле предельного состояния нагрева детали в плоскости OXY относительно центра действия источника:

$S > 0$ – впереди источника; $S < 0$ – позади источника

Ряд готовых рекомендаций по интегрированию и вычислению полученных результатов изложен в [3]. Так, например, расчет температуры предельного состояния точки контакта в плоскости OXY по формуле нагрева полубесконечного тела подвижным нормально-круговым источником постоянной мощности описывается уравнением

$$T(r, \varphi, 0, \infty) = \frac{q}{4\lambda\sqrt{\pi at_0}} \exp(-2\sqrt{np} \cos\varphi) \frac{1}{\pi} A(0, n, p), \quad (21)$$

где

$$A(0, n, p) = 2 \int_0^{\infty} \frac{d\omega}{1+\omega^2} \exp\left[-\frac{n}{1+\omega^2} - p(1+\omega^2)\right]. \quad (22)$$

Значения интеграла $A(0, n, p)$ рассчитываются по формуле Симпсона и для некоторых значений $p = \frac{V^2 t_0}{4a}$;

$n = \frac{r^2}{4at_0}$ представлены в виде графиков [3, 5].

Так, с учетом распределения теплоты, поступающей из зоны контакта в инструмент и в обрабатываемую деталь [5], по технологическим параметрам ЭМО стали 40X инструментом из T15K6 определяются значения теплового потока q , коэффициента сосредоточенности источника K [5] и значения $A(0, n, p)$ в зависимости от n и p [3, 5]. Температура предельного состояния оказывается равной 1232 °C, что хорошо согласуется с расчетами температур центра пятна контакта в предельном состоянии для инструмента (в предположении, что температуры детали и инструмента в контакте равны) и расчетами температур предельного состояния детали (21). Из рис. 2 и 3 видно, что в плоскости OXY температура убывает медленнее, чем в глубь детали, что объясняется условиями теплоотвода.

Приведенные теоретико-экспериментальные результаты на основе изучения температурных полей позволяют создать математическую модель формирования нужных для заданных условий эксплуатации физико-механических свойств поверхности детали (твердости, остаточных напряжений, износостойкости и т.д.).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кряжков В.М.** Научные основы восстановления работоспособности сопряжений деталей с/х тракторов применением металлопокрытий и упрочняющей технологии. Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Л., Пушкин, 1973.
2. **Багмутов В.П., Паршев С.Н., Дудкина Н.Г., Захаров И.Н.** Электромеханическая обработка. Новосибирск. Наука, 2003. 318 с.
3. **Рыкалин Н.Н., Зуев И.В., Углов А.А.** Основы электронно-лучевой обработки материалов. М.: Машиностроение, 1978. 240 с.
4. **Тихонов А.Н., Самарский А.А.** Уравнения математической физики. М.: Наука, 1977. 736 с.
5. **Федотов Г.Д., Морозов А.В., Петряков С.Н.** Тепловые процессы при отделочно-упрочняющей электромеханической обработке среднеуглеродистых сталей // Известия ТулГУ. Вып. 7. 2013. С. 384–394.



УДК 681.2-2

И.В. Антонец, В.А. Петров, А.П. Терешонок
(Ульяновский государственный технический университет)
E-mail: Tweed.di@gmail.com

Устройства для компенсации остаточных деформаций упругого чувствительного элемента весоизмерительных устройств

Разработаны оригинальные конструкции весоизмерительных устройств, использующих физические модели для учета или компенсации остаточной деформации упругого элемента, а также устройства, использующие для той же цели математические модели. Приведены данные экспериментальных исследований процесса воздействия циклических нагрузок на упругий элемент, по которым получены математическая модель и выражение для определения остаточной деформации.

Ключевые слова: упругий элемент, кольцевой упругий элемент, кольцевой элемент, чувствительный элемент, деформация упругого элемента, статические характеристики, весоизмерительные устройства.

Developed original design load devices using physical models to account for the compensation of permanent set of the elastic element, and the devices that use the same purpose mathematical model. The data of experimental investigations of the effects of cyclic loading on the elastic element by which the mathematical model and the expression to determine the residual strain.

Keywords: resilient member, annular elastic member, annular member, sensor, deformation of the elastic member, static characteristics, weighing device.

Операции автоматизированного дозирования являются одними из главных факторов при создании и внедрении более прогрессивных подъемно-транспортных технологических процессов на базе современных средств автоматизации и управления. Основными причинами, затрудняющими развитие современных технологий, являются ошибки дозирования, оказывающие существенное влияние на качество готового изделия, поэтому задача совершенствования систем автоматического управления многокомпонентным дозированием является весьма актуальной.

Особенностью весовых приборов с упругими преобразователями является зависимость их точности от упругих «несовершенств» материала, из которого этот преобразователь изготовлен: прямого и обратного упругого последствия, гистерезиса, релаксации напряжений и др. К упругим элементам (УЭ), применяемым для измерения силы и массы, предъявляются дополнительные повышенные требования стабильности и постоянства показаний. Минимальное влияние упругих «несовершенств» в измерительных УЭ достигается соответствующим выбором материала, конструкции и технологии их производства (защитные покрытия, термообработка, тренировка и др.).

Упругая деформация наблюдается, пока действующие на тело силы не превысят определенного для каждого тела предела; при действии большей нагрузки тело наряду с упругой всегда получает и остаточную деформацию. Ползучесть материала упругого элемента может прояв-

ляться и в форме релаксации напряжений. Если в упругом элементе создать некоторую деформацию и оставить ее неизменной во времени, то окажется, что в результате пластического течения напряжения будут уменьшаться. Это связано с тем, что пластическая деформация с течением времени нарастает, а упругая при этом уменьшается по причине постоянства полной деформации. В результате напряжения в УЭ также уменьшаются, что приводит к искажению результатов весоизмерения. Во многих случаях, в частности на химических и радиоактивных предприятиях, условия эксплуатации весоизмерительных устройств не позволяют произвести необходимые измерения для коррекции их показаний. Цель предлагаемой работы – создание весоизмерительных систем, учитывающих погрешность остаточной деформации УЭ в результате измерения.

Превосходным сочетанием конструктивных коэффициентов: чувствительности, быстродействия и приведенной массы обладают кольцевые УЭ. Нами разработаны конструкции весоизмерительных устройств на основе кольцевых УЭ [1–4], в которых учитывается погрешность измерения, вызванная остаточной деформацией измерительного кольцевого УЭ. В основе работы первых двух конструкций лежит использование физических моделей.

На рис. 1 изображена система, состоящая из двух идентичных упругих элементов. Работа устройства осуществля-

ется при помощи левого измерительного кольца, в котором при приложении внешней нагрузки упругий элемент деформируется, образуя зазор между шторками. Таким образом, световой поток на приемнике излучения прямо пропорционален нагрузке, причем величина светового тока фиксируется измерительным прибором. Одновременно через усилительное устройство ток поступает на электромагнит, который, в свою очередь, деформирует второе упругое кольцо совершенно аналогично тому, как деформируется первое кольцо. Таким образом, оба упругих кольца работают в одинаковых условиях, при этом остаточная деформация второго кольца может быть измерена и учтена в результате измерений для первого кольца (или вручную, или автоматически).

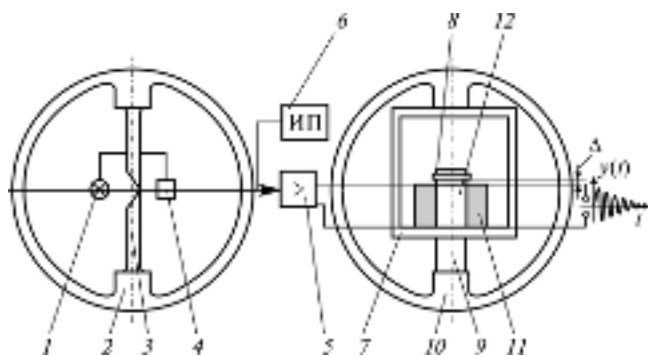


Рис. 1. Весоизмерительное устройство, содержащее физическую модель с электромагнитом:

1 – источник излучения; 2, 10 – кольцевой упругий элемент; 3 – шторки; 4 – приемник излучения; 5 – усилительное устройство; 6 – измерительный прибор; 7 – рамка; 8 – ярмо; 9 – кронштейн; 11 – катушка; 12 – ферромагнитный стержень

При необходимости электромагнит может быть отключен от измерительного устройства, на него может быть подан управляющий сигнал колебательного вида, снимающий упругое последствие.

К недостаткам рассмотренной конструкции можно отнести относительно большое электропотребление и нагрев обмоток электромагнита, приводящий к нагреву упругого элемента.

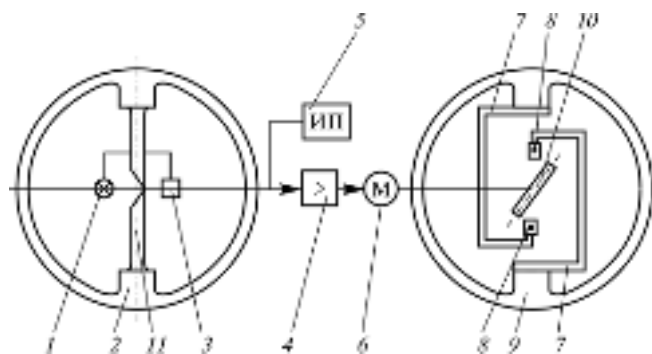


Рис. 2. Весоизмерительное устройство, содержащее физическую модель с поворотным магнитом:

1 – источник излучения; 2, 9 – кольцевой упругий элемент; 3 – приемник излучения; 4 – усилительное устройство; 5 – измерительный прибор; 6 – двигатель; 7 – кронштейн; 8, 10 – постоянный магнит; 11 – шторки

Указанного недостатка лишена система (рис. 2), также состоящая из двух идентичных кольцевых элементов, в которой левый упругий элемент воспринимает прилагаемые нагрузки, а правый упругий элемент деформируется на величину, определяемую углом поворота постоянного магнита 10. Вращение осуществляется от двигателя М, которым управляет усилительное устройство. Вращающийся постоянный магнит взаимодействует с постоянными магнитами 8, закрепленными на концах кронштейнов 7 и обращенными к нему одноименными полюсами. Чем меньше угол между осью постоянного магнита и вертикальной осью, тем больше сила отталкивания и деформация УЭ. В качестве основного недостатка рассмотренных выше вариантов систем двух идентичных кольцевых элементов следует отметить относительную идентичность двух конструкций и условий их эксплуатации.

Для устранения недостатков, присущих физическим моделям, предлагается метод прогнозирования остаточных деформаций упругих измерительных колец, описывающий содержание, последовательность, а также инструментарий получения и использования математических моделей для компенсации погрешностей указанных деформаций.

Разработана конструкция весоизмерительного устройства (рис. 3), в которой компенсация погрешности остаточной деформации УЭ осуществляется функциональным элементом (ФЭ) по математической зависимости, определяемой средней нагрузкой $P_{ср}$ и числом циклов нагружения n_i . Получить такую зависимость возможно путем проведения предварительных исследований на специально разработанном стенде.

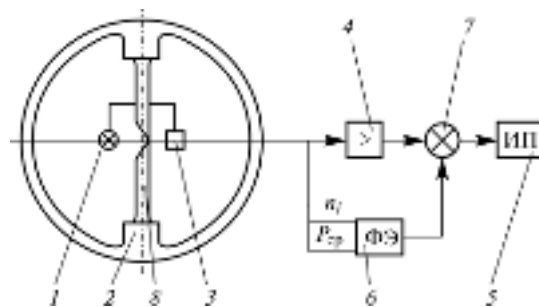


Рис. 3. Весоизмерительное устройство, использующее математическую модель для компенсации погрешностей:

1 – источник излучения; 2 – кольцевой упругий элемент; 3 – приемник излучения; 4 – усилительное устройство; 5 – измерительный прибор; 6 – функциональный элемент; 7 – устройство сравнения; 8 – шторки

Нами разработан стенд для создания циклических нагружений упругого кольца (рис. 4). Стенд включает в себя основание 6, к которому жестко крепится электромагнит 5, состоящий из ферромагнитного сердечника и обмотки. К основанию также прикреплен кронштейн 1, на который с помощью винта 3 и гайки 4 крепится упругое кольцо. Стенд спроектирован таким образом, что между сердечником электромагнита и упругим кольцом остается зазор Δ , равный примерно 1,5 мм. Циклическая нагрузка на упругое кольцо создается импульсным электромагнитным полем, возникающим в сердечнике электромагнита при протекании по его обмотке импульсного тока. Для создания импульсного тока разработана схема (рис. 5), которая позволяет создавать им-

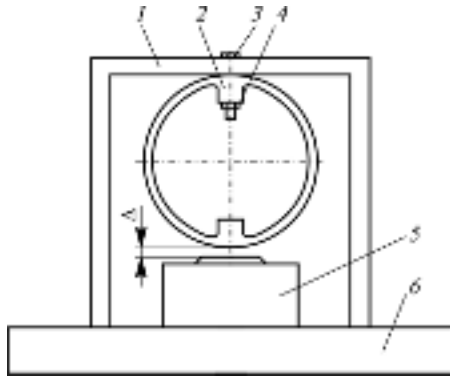


Рис. 4. Схема стэнда для создания циклических нагрузок упругого кольца:

1 – кронштейн; 2 – упругое кольцо; 3 – винт; 4 – гайка; 5 – электромагнит; 6 – основание

пульсы тока с необходимой частотой (в нашем случае была выбрана частота, равная 0,5 Гц).

Схема включает в себя выпрямительный мост, организованный на диодах D1...D4, с выхода которого постоянный ток через переменное сопротивление R_{var} подается на емкость C (5 мкФ). Напряжение на емкости C растет по пилообразному закону до значения, равного напряжению пробоя динистора D5, после чего происходит разряд емкости через обмотку электромагнита ЭМ (приводя к возникновению импульсного магнитного поля, которое притягивает упругое кольцо). Параметры катушки подобраны таким образом, что сила притяжения соответствует 1000 Н. После разряда емкости динистор выключается за счет того, что ток, протекающий через него, меньше тока включения. Далее процесс повторяется.

Математическую основу метода составляет решение уравнения деформации упругого элемента во времени, которое в упрощенном виде может быть представлено следующим образом:

$$\delta_d = x_4 \left(1 - e^{-\frac{\sum_{i=1}^n Q_i n \Delta t_i}{\tau}} \right) + x_5 e^{-\frac{\sum_{i=1}^n Q_i n \Delta t_i}{\tau}}, \quad (1)$$

где x_4 – остаточная деформация при длительном (более года в статике) нагружении; x_5 – начальное значение деформации (погрешность изготовления); Q_i – среднее значение нагрузки; n_i – число циклов нагружения; Δt_i – продолжительность цикла нагружения; τ – длительность переходного процесса. Отсутствующие здесь коэффициенты x_1, x_2, x_3 соответствуют диаметру, ширине и толщине кольца в ранее определенном уравнении регрессии.

Исследование влияния числа циклов нагружения на статические характеристики осуществлялось путем подачи циклической нагрузки 500 Н на упругое кольцо. Циклические нагрузки на упругое кольцо состояли из 10 000, 20 000, 30 000, 40 000, 50 000, 60 000 циклов. Измерения проводили нутромером модели НИ 50-100 с ценой деления 0,01 мм. Исследования осуществлялись для ряда колец, изготовленных из стали 40X и отличающихся наружным диаметром D_o , толщиной h и шириной b . В табл. 1 приведены результаты исследования кольца со следующими параметрами: $D_o = 137$ мм; $h = 7$ мм, $b = 40$ мм.

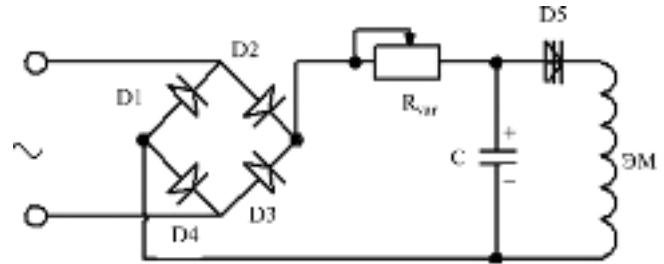


Рис. 5. Схема для создания импульсов тока:

D1 ... D4 – диоды; C – емкость; R_{var} – переменное сопротивление; D5 – динистор (пороговый элемент); ЭМ – электромагнит

Таблица 1

Экспериментальные данные исследования влияния числа циклов нагружения на остаточную деформацию

Число циклов нагружения	Деформация кольца, мм			
	$t = 0$ мин	$t = 30$ мин	$t = 24$ ч	$t = 48$ ч
10 000	0,10	0,10	0,08	0,08
20 000	0,15	0,14	0,14	0,13
30 000	0,18	0,18	0,16	0,16
40 000	0,20	0,19	0,19	0,19
50 000	0,21	0,20	0,20	0,20
60 000	0,20	0,20	0,20	0,20

По экспериментальным данным подбираем коэффициенты x_4 и x_5 слагаемых уравнения регрессии, определяющих погрешность, вызванную остаточной деформацией.

При проектировании упругих ЧЭ необходимо решать задачи синтеза, связанные с выбором оптимальных параметров, при которых динамические характеристики будут наилучшими по тому или другому критерию. Одним из важных критериев динамического качества является длительность переходного процесса, определяемая как время, начиная с которого кривая переходного процесса не выходит за пределы допустимой динамической ошибки. При расчетах обычно допускают $\Delta = 0,05...0,1$.

Для определения величины оптимальной степени успокоения ξ_{opt} воспользуемся приведенными в [5] числовыми значениями ξ_{opt} и τ_{min} для различных значений Δ (табл. 2).

Таблица 2

Оптимальная степень успокоения ξ_{opt} и минимальная длительность переходного процесса τ_{min} при ступенчатом воздействии

Δ	0	$\pm 0,025$	$\pm 0,05$	$\pm 0,1$	$\pm 0,25$
ξ_{opt}	1,0	0,76	0,69	0,59	0,404
τ_{min}	∞	2,83	2,60	2,32	1,95

Для исследуемого упругого ЧЭ принимаем $\tau = \tau_{min} = 2,83$. Вместо нагрузки Q_i введем отношение σ/σ_y , которое в про-

водившемся эксперименте для данного кольца равнялось 2. Тогда уравнение (1) принимает определенный вид:

$$\delta_a = 0,25 \left(1 - e^{-\frac{2n_i}{15000 \cdot 2,83}} \right) + 0,01 e^{-\frac{2n_i}{15000 \cdot 2,83}} \quad (2)$$

Значения погрешности остаточной деформации, рассчитанные в соответствии с уравнением (2):

Число циклов нагружения.....	10000	20000	30000	40000	50000	60000
Расчетное значение деформации кольца.....	0,0933	0,1526	0,1892	0,2120	0,2263	0,2352

На рис. 6 приведены графики, показывающие влияние числа циклов нагружения на значения остаточной деформации, полученные в эксперименте и расчете.

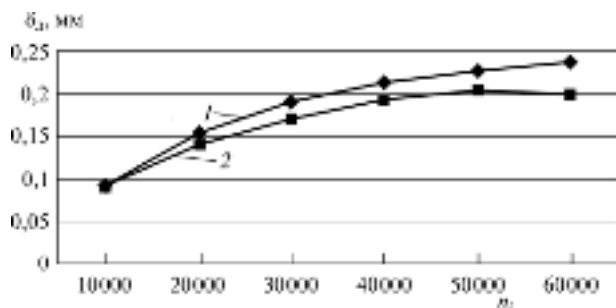


Рис. 6. Влияние числа циклов нагружения на остаточную деформацию:
1 – расчетные значения; 2 – экспериментальные данные

Максимальное отклонение расчетных значений от измеренных деформаций составило 17,5 %, что следует признать удовлетворительным.

Таким образом, результатом выполненной работы явились оригинальные конструкции весоизмерительных устройств, использующих физические модели для учета или компенсации остаточной деформации упругого элемента. Разработаны также весоизмерительные устройства, использующие для тех же целей математические модели, справедливые для упругих колец со следующими геометрическими параметрами: $D = 137... 143$ мм; $h = 6...8$ мм, $b = 35...45$ мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 129629 РФ, МПК G01G 13/00 (2006.01). Весоизмерительное устройство / Антоненко И. В., Горшков Г. М., Петров В. А., Терешенко А. П.; Патентообладатель Ульяновский ГТУ; Оpubл. 27.06.13, Бюл. № 18.
2. Пат. 129630 РФ, МПК G01G 13/00 (2006.01). Весоизмерительное устройство / Антоненко И. В., Горшков Г. М., Петров В. А., Терешенко А. П.; Патентообладатель Ульяновский ГТУ; Оpubл. 27.06.13, Бюл. № 18.
3. Пат. 129631 РФ, МПК G01G 13/00 (2006.01). Весоизмерительное устройство / Антоненко И. В., Горшков Г. М., Петров В. А., Терешенко А. П.; Патентообладатель Ульяновский ГТУ; Оpubл. 27.06.13, Бюл. № 18.
4. Пат. 129632 РФ, МПК G01G 13/00 (2006.01). Весоизмерительное устройство / Антоненко И. В., Горшков Г. М., Петров В. А., Терешенко А. П.; Патентообладатель Ульяновский ГТУ; Оpubл. 27.06.13, Бюл. № 18.
5. Феликсон Е.И. Упругие элементы приборов. М.: Машиностроение, 1977. 311 с.



Вниманию читателей

В № 7 за 2014 год опубликована статья

Жачкина С. Ю., Болдырева А. И., Болдырева А. А., Михайлова В. В., Гедзенко Д. В., Пенькова Н. А. **“Повышение износостойкости деталей авиационной техники с гальваническими покрытиями”**

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромьинский 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 *Поджиготов К.Ю.* Технический редактор *Беликова Е.И.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 07.07.14 г. Подписано в печать 20.08.14 г. Формат 60×88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солюшнз".
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49