

ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

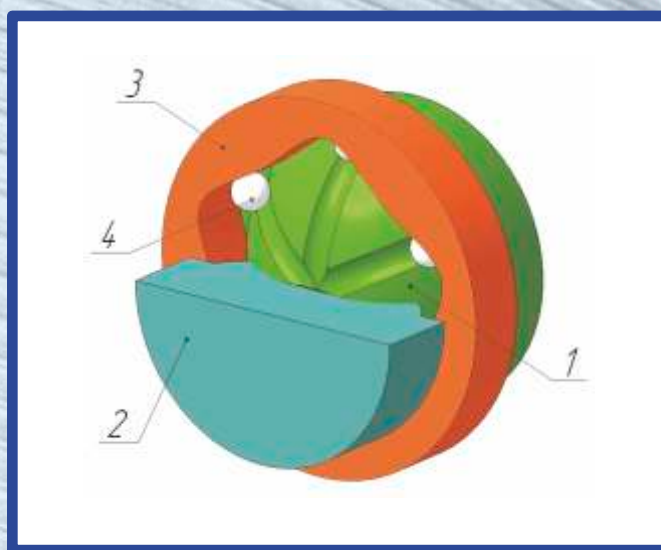
ISSN 1994-6309



№3(48)/2010

технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

Технология Оборудование, инструменты Материаловедение Информация Производственный опыт



Твердотельная модель шариковой передачи,
используемой в ускорительной головке,
повышающей обороты шпинделя до 10000 об/мин:
1 – полусфера, 2 – эксцентрик, 3 – диск, 4 – шарик





ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

№3(48)/2010

технология • оборудование • инструменты
научно-технический и производственный журнал

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Председатель совета

Пустовой Н.В. – ректор НГТУ, профессор, доктор технических наук, Заслуженный деятель науки РФ, член Национального комитета по теоретической и прикладной механике

Члены совета

Анисименко Г.Е., директор производственно-технологической фирмы «Сигма-инструмент»; **Атапин В.Г.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Афанасьев В.К.**, академик РАЕН, профессор, д.т.н., СибГИУ; **Балков В.П.**, зам. ген. директора АО «ВНИИинструмент», к.т.н.; **Батаев А.А.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Буров В.Г.**, профессор, к.т.н., НГТУ; **Герасенко А.Н.**, директор ООО НПКФ «Машсервисприбор»; **Кирсанов С.В.**, профессор, д.т.н., ТПУ; **Коган Б.И.**, академик РАЕН, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Коротков А.Н.**, академик РАЕ, профессор, д.т.н., КузГТУ; **Кудряшов Е.А.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки РФ, КурскГТУ; **Морозов Б.В.**, советник ген. директора ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром», к.т.н.; **Овчаренко А.Г.**, профессор, д.т.н., БТИ АлтГТУ; **Рахимьянов Х.М.**, профессор, д.т.н., НГТУ; **Сараев Ю.Н.**, профессор, д.т.н., ИФПМ СО РАН; **Смольников Н.Я.**, профессор, д.т.н., ВолгГТУ; **Суслов А.Г.**, профессор, д.т.н., Засл. деятель науки и техники РФ, БрянГТУ

Журнал входит в *Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий*, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученых степеней доктора и кандидата наук (решение Президиума Высшей аттестационной комиссии Минобрнауки России от 19 февраля 2010 года № 6/6)

СОУЧРЕДИТЕЛИ

ОАО НПТ и ЭИ «Оргстанкинпром»
ГОУ ВПО «Новосибирский государственный
технический университет»
ООО НПКФ «Машсервисприбор»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Батаев А.А. – главный редактор, профессор,
доктор технических наук
Атапин В.Г. – зам. главного редактора, профессор,
доктор технических наук
Морозов Б.В. – зам. главного редактора, кандидат
технических наук (технология, инструменты)
Скиба В.Ю. – зам. главного редактора, кандидат
технических наук, доцент (оборудование)

ИЗДАЕТСЯ С 1999 г.

Периодичность – 4 номера в год
Журнал реферирован в ВИНТИ

Сведения о журнале ежегодно публикуются в международной справочной системе по периодическим и продолжающимся изданиям «Ulrich's Periodicals Directory»

Журнал награжден в 2005 г. Большой Золотой Медалью Сибирской Ярмарки за освещение новых технологий, инструмента, оборудования для обработки металлов

Журнал зарегистрирован 05.04.2006 г. Федеральной службой по надзору за соблюдением законодательства в сфере массовых коммуникаций и охране культурного наследия. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-23961

Индекс: **70590** («РОСПЕЧАТЬ»)

Адрес редакции:

630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный технический университет (НГТУ), корп. 5, к. 274, Атапин В.Г.

Тел. (383) 346-17-77

E-mail: obrmet@ngs.ru

www.nstu.ru (раздел «Научная и инновационная деятельность»); научные издания)

Цена свободная

Перепечатка материалов из журнала «Обработка металлов» возможна при обязательном письменном согласовании с редакцией журнала; ссылка на журнал при перепечатке обязательна.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель.

СОДЕРЖАНИЕ

CONTENTS

ТЕХНОЛОГИЯ

- Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А., Янпольский В.В., Красильников Д.Б.** Электрохимическая обработка безвольфрамовых твердых сплавов 3
- Рахимьянов Х.М., Красильников Б.А., Рахимьянов К.Х., Никитенко М.И.** Электроалмазное шлифование твердого сплава VK8 8
- Мозговой Н.И., Марков А.М., Доц М.В.** Проектирование технологии изготовления отверстий для условий автоматизированного производства деталей из композиционных материалов 14
- Каргин В.А., Тихомирова Л.Б., Галай М.С.** Упрочнение сварных соединений рельсов методом поверхностного пластического деформирования 17
- Рахимьянов Х.М., Рахимьянов К.Х., Гаар Н.П.** Оценка механизмов активации процесса электрохимической размерной обработки нержавеющей стали 19

ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТЫ

- Смагин Г.И., Филимоненко В.Н., Яковлев Н.Д., Корчагин М.А.** Особенности СВС технологий изготовления абразивных шлифовальных кругов и их маркировка 22
- Виртц А.С., Баськов А.А., Порядин А.С., Ромашев А.Н.** Ускорительная головка на основе шариковой передачи 26

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Афанасьев В.К., Прудников А.Н., Горшенин А.В.** Технология получения слитков, деформированных заготовок и поршней из заэвтектического жаропрочного силумина и их свойства 28
- Тюрин А.Г., Смирнов А.И., Терентьев Д.С., Парыгина Е.М.** Исследование особенностей формирования структуры твердосплавных покрытий на поверхности конструкционных сталей при легировании вольфрамокобальтовой порошковой смеси углеродом и бором 32
- Буров В.Г., Дробяз А.А., Терентьев Д.С.** Формирование твердосплавных покрытий с наноразмерной карбидной фазой 37
- Буров В.Г., Уваров Н.Ф., Дробяз А.А., Терентьев Д.С., Резанов И.Ю., Невзоров И.А.** Формирование наноразмерных частиц оксида вольфрама 39

 ИНФОРМАЦИЯ.
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

- Куриленко Г.А.** Исследование трещиностойкости металлов термографическим методом 41

TECHNOLOGY

- Rakhimyanov Kh. M., Krasilnikov B. A., Yanpolsky V. V., Krasilnikov D. B.** Electrochemical processing of tungsten carbide 3
- Rakhimyanov Kh. M., Krasilnikov B. A., Rakhimyanov K. Kh., Nikitenko M. I.** Electrodiamond grinding of firm alloy VK8 8
- Mozgovoy N.I., Markov A.M., Dotc M.V.** Design of technology for producing perforations in details from composite materials for conditions of the automated manufacture 14
- Kargin V.A., Tikhomirova L.B., Galay M.S.** Strengthening of butt rail neck by the surface plastic deformation 17
- Rakhimyanov Kh. M., Rakhimyanov C. Kh., Gaar N. P.** Evaluation of mechanisms of activation of electrochemical dimensional machining of stainless steel 19

EQUIPMENT. INSTRUMENTS

- Smagin G.I., Filimonenko V.N., Jakovlev N.D., Korchagin M.A.** Features SHS (self-propagating high-temperature synthesis) of manufacturing techniques of abrasive grinding wheels and their marks 22
- Virtc A.S., Basyikov A.A., Porydin A.S., Romashev A.N.** Accelerating head on the basis of ball transfer 26

MATERIAL SCIENCE

- Afanasev V.K., Prudnikov A.N., Gorshenin A.V.** Technology of reception of the ingots, the deformed preparations and pistons from hypereutectic heat resisting silumin and them properties 28
- Tyurin A.G., Smirnov A.I., Terentyev D.S., Parygina E.M.** Research of peculiarities of WC-Co powder mixture structure formation after alloying with carbon and boron, melted on a surface of low-carbon steel 32
- Burov V.G., Drobyaz A.A., Terentiev D.S.** The formation of hardmetal coatings with nanosized carbide phase 37
- Burov V.G., Uvarov N.F., Drobyaz A.A., Terentiev D.S., Rezanov I.Yu., Nevzorov I.A.** Formation of tungsten oxide nanoparticles 39

 INFORMATION.
PRODUCTION EXPERIENCE

- Kurilenko G.A.** Research metals crack resistance of metals thermo graphic method 41

Корректор *Л.Н. ВЕТЧАКОВА*
Художник-дизайнер *А.В. ЛАДЫЖСКАЯ*
Компьютерная верстка *В.Н. ЗЕНИНА*

Подписано в печать 15.09.10. Формат 60×84 1/8. Бумага офсетная.
Усл. печ.л. 5,5. Уч.-изд. л. 10,23. Изд. № 198. Заказ 1369. Тираж 1000 экз.

Отпечатано в типографии Новосибирского государственного технического университета
630092, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20

УДК 621.9.047

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА БЕЗВОЛЬФРАМОВЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ¹

*Х.М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Б.А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, доцент,
В.В. ЯНПОЛЬСКИЙ, канд. техн. наук,
Д.Б. КРАСИЛЬНИКОВ, инженер
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 23 августа 2010 г.

Рахимьянов Х.М. – 630092, Новосибирск, Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20, e-mail: tms-ngtu@mail.ru

Представлена математическая модель процесса электрохимического формообразования сферических поверхностей, позволяющая прогнозировать точность обработки в зависимости от величины угла наклона поверхности инструмента (θ) к направлению подачи (S_K). Произведена экспериментальная проверка математической модели. Установлены области значений режимных параметров электрохимического формообразования сферических поверхностей малого диаметра в деталях, выполненных из сплава КНТ–6, обеспечивающих достижение высокой производительности процесса обработки, необходимой точности формообразования и требуемого качества поверхности.

Ключевые слова: безвольфрамовые твердые сплавы, электрохимическая обработка, пассивация поверхности, межэлектродный зазор.

A mathematical model of the electrochemical formation of spherical surfaces, which allows to predict the accuracy of processing, depending on the angle of inclination of the surface of the tool (θ) to the direction of feed (S_K). The experimental verification of the mathematical model. The regions of values of operational parameters of electrochemical formation of spherical surfaces of small diameter in the details, made of alloy CNT–16 that achieve high performance processing, the accuracy of formation and the desired surface quality.

Key words: tungsten-free hard alloys, electrochemical treatment, passivation of the surface gap.

Область применения безвольфрамовых твердых сплавов постоянно расширяется благодаря их уникальным физико-механическим свойствам. Одним из представителей этого класса материалов является безвольфрамовый сплав КНТ–16. Низкие фрикционные свойства сплава КНТ – 16 позволяют использовать его в узлах трения [1]. Однако сплавы данной марки имеют низкий модуль упругости и высокий коэффициент термического расширения (по сравнению с твердыми сплавами групп ВК и ТК), что делает их наиболее чувствительными к тепловым нагрузкам. Поэтому применение традиционных методов обработки, таких как абразивное и алмазное шлифование, не обеспечивает требуемого качества поверхностного слоя деталей. Особенно это ярко выражается при обработке поверхностей сложного профиля, в частности, сферических (рис. 1).

В настоящее время вогнутые сферические поверхности малого диаметра в деталях, выполненных из сплава КНТ–16, получают механически с использованием алмазного порошка и индентора, после чего производят полировку поверхности с це-

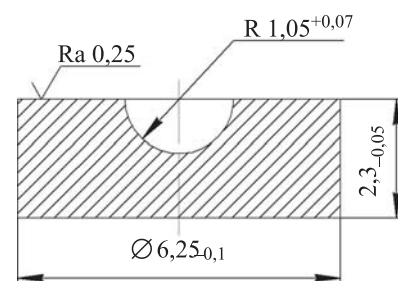


Рис. 1. Эскиз подпятника, выполненного из сплава КНТ–16

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы», мероприятие 1.3.1. (проект П2571)

люю получения требуемого качества поверхностного слоя. В качестве индентора обычно выступает шарик подшипника качения, соответствующий диаметру получаемой сферы. Значительным недостатком данного метода формообразования сферических поверхностей является низкая производительность. Время на обработку сферы в подпятнике, выполненном из сплава КНТ-16 (рис. 1), диаметром 2,1 мм и глубиной 1,05 мм составляет порядка 30 мин, что значительно повышает себестоимость изделия, изготовленного из сплава КНТ-16.

Одним из возможных способов формообразования поверхностей сложного профиля является электрохимическая размерная обработка (рис. 2, а). Применение электрохимической размерной обработки позволяет производить формообразование поверхностей сложного профиля с высокой производительностью [2]. Однако недостатком этого метода формообразования является невысокая точность процесса, которая зависит от таких факторов, как состав электролита, режимы формообразования, форма катода-инструмента и величина межэлектродного зазора. Следует отметить, что при электрохимическом методе формообразования сферических поверхностей профиль получаемой поверхности отличается от профиля катода-инструмента (рис. 2, б).

Основной причиной изменения профиля получаемой сферической поверхности при электрохимической размерной обработке является изменение межэлектродного зазора с увеличением угла наклона поверхности инструмента θ к направлению подачи S_k .

В работах [3, 4] представлено математическое моделирование процесса электрохимического формообразования сферических поверхностей. Полученные математические зависимости позволяют производить расчет величины межэлектродного зазора в зависимости от значения угла θ и прогнозировать точность обрабатываемых поверхностей.

В работе [3] расчет величины межэлектродного зазора δ в зависимости от угла наклона θ поверхно-

сти инструмента к направлению подачи S_k осуществлялся по следующей формуле:

$$\delta = 1 / \left(j + 0,5\epsilon \frac{v+1}{R_0} \right), \quad (1)$$

где j – плотность тока в безразмерном виде; δ – межэлектродный зазор; ϵ – малый параметр, равный отношению величины начального межэлектродного зазора к радиусу кривизны поверхности; v – безразмерный параметр; R_0 – радиус кривизны катода-инструмента.

Величину плотности тока в безразмерном виде можно определить по следующей формуле [3]:

$$j = 0,5 \cos \theta + \left(\cos^2 \theta + 4\epsilon \sin^2 \theta / \rho \cos \theta \right)^{1/2},$$

где θ – угол наклона поверхности инструмента к направлению подачи S_k .

Уравнение (1) позволяет определить величину МЭЗ δ в первом приближении в диапазоне изменения углов $0 \leq \theta < 90^\circ$. Однако следует отметить, что представленное выражение имеет безразмерный вид, и поэтому в таком виде использоваться для решения частных задач не может. Для решения задач электрохимического формообразования, имеющих прикладной характер, необходимо осуществить переход из безразмерных величин приращения зазора δ в размерный h . Авторами работы [3] предложено осуществить переход к размерным величинам при помощи формулы, связывающей радиус кривизны катода и малый параметр ϵ . Формула для перевода имеет следующий вид:

$$h = \epsilon R_0 \delta. \quad (2)$$

Необходимо отметить, что для решения частных задачи электрохимического формообразования сферической поверхности по представленным формулам следует задать такие параметры, как радиус кривизны катода-инструмента ($R_0 = 1,05$ мм), величину

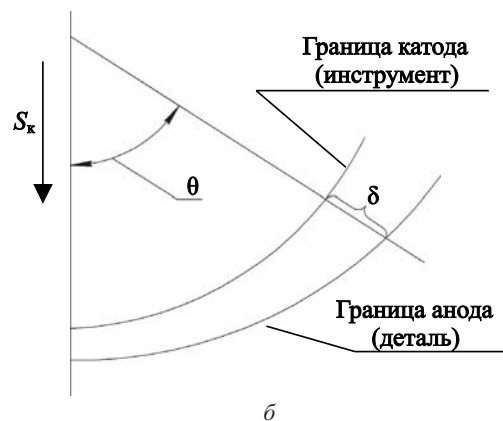
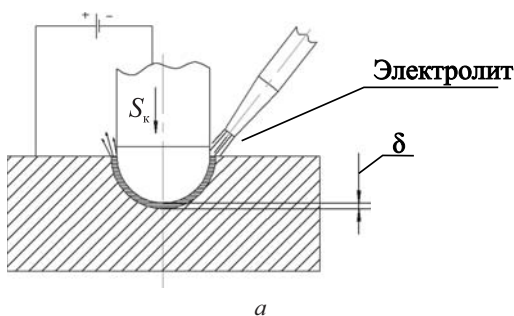


Рис. 2. Схема электрохимического формообразования сферической поверхности (а) и изменения межэлектродного зазора δ в процессе обработки (б): S_k – движение катода-инструмента; δ – межэлектродный зазор

начального межэлектродного зазора ($h_0 = 0,02$ мм) и безразмерный параметр v . По данным работы [3] для сферической поверхности безразмерный параметр v равняется единице. С учетом введенных частных параметров были произведены расчеты изменения величины межэлектродного зазора h при электрохимической обработке сферической поверхности подпятника по формулам (1) и (2). По результатам были построены графики изменения границы анода от границы катода-инструмента, представляющего собой сферическую поверхность (рис. 3).

Расчет величины межэлектродного зазора по формулам (1) и (2) позволил определить максимальное отклонение величины МЭЗ, достигаемое 43 мкм при значении угла $\theta = 80^\circ$. Вместе с тем расчет по формулам осуществлялся для условий стационарного процесса электрохимического формообразования, т. е. в условиях постоянной поляризации анода. Однако на практике в процессе электрохимического растворения зачастую происходит пассивация поверхности анода, что приводит к снижению скорости электрохимического растворения материала. Повышение скорости электрохимического растворения возможно за счет депассивации поверхности анода, т.е. удаления пассивирующей пленки. Одним из наиболее эффективных способов депассивации поверхности анода является механическое удаление пленки при помощи абразивных зерен, реализуемое в условиях электроалмазной обработки [5]. В связи с этим были проведены экспериментальные исследования процесса электроалмазного формообразования сферической поверхности в деталях, выполненных из сплава КНТ-16, направленные на определение влияния основных режимов обработки на такие технологические показатели процесса, как производительность, точность и качество. Формообразование поверхности сферы осуществлялось методом копи-

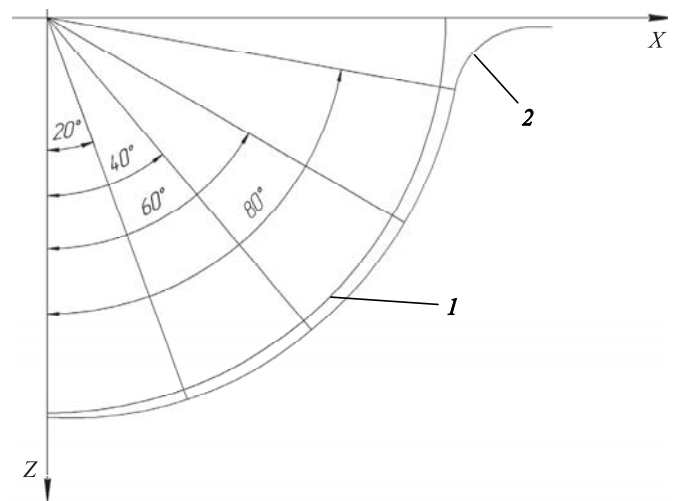
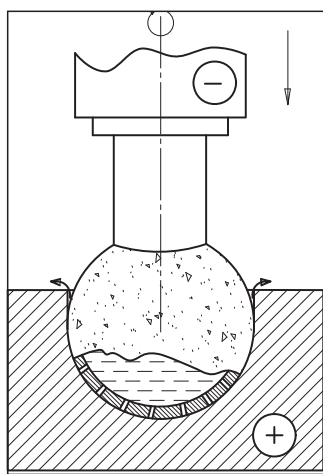


Рис. 3. Характер изменения анодной границы в зависимости от величины угла θ :

1 – граница катода-инструмента; 2 – граница анода

вания (рис. 4, а). В качестве инструмента был применен алмазный медицинский бор на металлической связке, имеющий сферическую рабочую часть с алмазным порошком зернистости 50/40 мкм, нанесенным гальваническим способом на поверхность (рис. 4, б). Основными параметрами, влияющими на производительность и точность электрохимической обработки методом копирования, являются напряжение технологического тока, скорость движения подачи инструмента и состав электролита.

При обработке сферической поверхности на экспериментальной установке для электрохимического формообразования [6] частота вращения инструмента составляла 8000 об/мин. Напряжение технологического тока в экспериментальных исследованиях равнялось 8 В. Скорость подачи катода варьировалась в диапазоне значений от 0,4 до 0,85 мм/мин. В качестве электролита использовался 10 %-й раствор нейтральной соли NaNO_3 в воде. Выбор состава электролита был осуществлен на основе проведения потенциостатических и потенциодинамических исследований



а



б

Рис. 4. Схема электрохимического формообразования сферической поверхности (а) и внешний вид инструмента для формообразования (б)

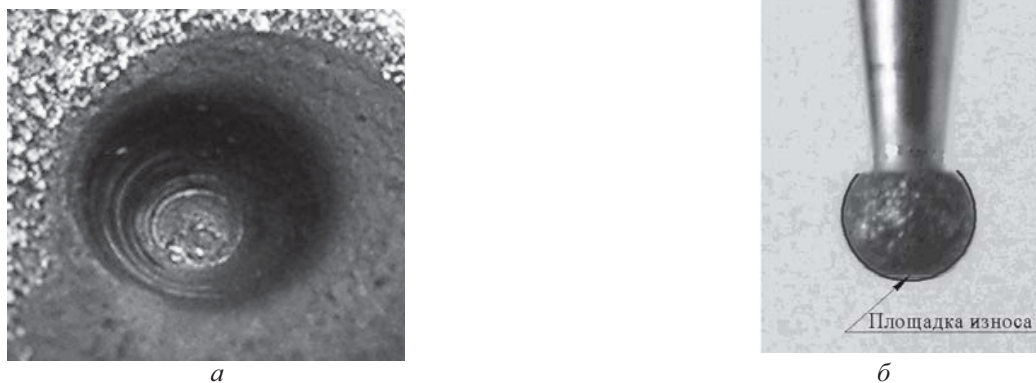


Рис. 5. Образование площадки износа поверхности инструмента (а) и дефекта обработанной поверхности (б);
 $U = 6 \text{ В}; S = 0,85 \text{ мм/мин}$

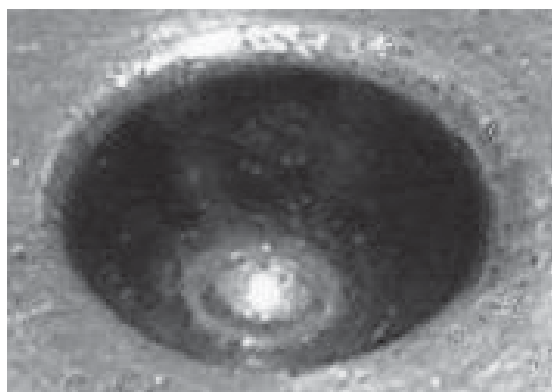
сплава КНТ-16, позволяющих установить влияние анионного состава на величину скорости электрохимического растворения. Результаты экспериментальных исследований электрохимического растворения сплава КНТ-16 в различных составах электролитов представлены в работе [7].

В результате обработки сферической поверхности в деталях, выполненных из сплава КНТ-16, установлено, что при подаче катода со скоростью 0,85 мм/мин происходит контакт связки инструмента с обрабатываемой деталью, что приводит к появлению дефектов как формы обработанной поверхности (рис. 5, а), так и к изменению формы катода-инструмента (рис. 5, б).

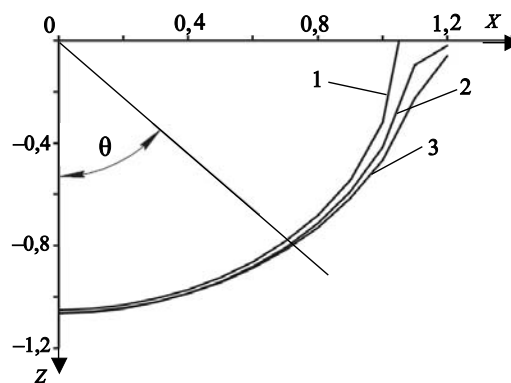
Наилучшие результаты с точки зрения достижения требуемой точности формы сферической поверхности были получены при скоростях подачи равных 0,4 и 0,6 мм/мин. Однако производительность процесса формообразования при подаче 0,4 мм/мин имеет минимальное значение. Скорость движения подачи инструмента, равная 0,6 мм/мин, обеспечивала электрохимическое растворение поверхности, а алмазные зерна служили лишь для удаления окисной

пленки, что позволило достичь приемлемой производительности и требуемой точности. Внешний вид обработанной сферической поверхности представлен на рис. 6, а.

В результате обработки партии деталей из сплава КНТ-16 при помощи комбинированного метода, совмещающего электрохимическое растворение и механическое удаление окисных пленок алмазными зернами, и последующего измерения точности полученных сферических поверхностей установлено, что происходит изменение формы анодной границы при увеличении угла θ . Максимальное значение отклонения наблюдается при $\theta = 80^\circ$ и составляет 65 мкм. При сравнении формы анодной границы, полученной в результатов расчета по формулам (1) и (2) (рис. 6, б, кривая 2), с формой сферической поверхности, обработанной при помощи электроалмазного формообразования (рис. 6, б, кривая 3), видно, что при углах θ до $50 \dots 60^\circ$ расчетные данные практически совпадают с экспериментальными. При увеличении угла θ до значения 80° наблюдается небольшое отклонение формы сферической поверхности от расчетного значения. Однако полученные значения радиуса



а



б

Рис. 6. Внешний вид обработанной сферы в сплаве КНТ-16 (а) и характер формы обработанной сферической поверхности (б):

1 – граница катода-инструмента; 2 – расчетная граница сферы; 3 – граница сферической поверхности, полученная в результате электрохимической обработки $U = 8 \text{ В}, S = 0,6 \text{ мм/мин}$

сферы находятся в пределах допуска, заданного чертежом детали.

Вместе с тем из рис. 6 видно, что при значениях угла θ , превышающих значение 80° , наблюдается скругление кромки. Вероятно, это связано с особенностью электрохимического растворения сплава КНТ-16 в выбранном растворе электролита. Однако устранение скругления кромки может быть осуществлено при выполнении последующей операции шлифования торцов подпятника.

Таким образом, в результате проведенных исследований было установлено, что максимальное отклонение межэлектродного зазора составляет 43 мкм при $\theta = 80^\circ$. На основе экспериментальных исследований определены режимы электроалмазной обработки сферической поверхности в сплаве КНТ-16, а именно напряжение технологического тока $U = 8$ В и подача инструмента $S = 0,6$ мм/мин, обеспечивающие максимальную производительность процесса обработки, качество обработанной поверхности и точность формы получаемой сферы. Время на обработку одной сферы в сплаве КНТ-16 в условиях электрохимического формообразования составило 1,76 мин.

Список литературы

1. Ковалев М.П. Опоры приборов / М.П. Ковалев, И.М. Сивоконенко, К.Н. Явленский / М.: Машиностроение, 1967. – 192 с.
2. Седыкин Ф.В. Размерная электрохимическая обработка деталей машин. – М.: Машиностроение, – 1976. – 346 с.
3. Каримов А.Х. Методы расчета электрохимического формообразования / А.Х. Каримов, В.В. Клоков, Е.И. Филатов. – Казань: Изд-во Казанского университета, 1990. – 386 с.
4. Клоков В.В. Электрохимическое формообразование. – Казань, Изд-во Казанского университета, 1984. – 79 с.
5. Мороз И.И. Основы повышения точности электрохимического формообразования. – Кишинев: Штиинца, 1977. – 152 с.
6. Красильников Б.А. Обработка сферических поверхностей малого диаметра / Б.А. Красильников, В.В. Ямпольский, Д.Б. Красильников // Сб. трудов Всероссийской науч.-практ. конф. «Современные проблемы в технологии машиностроения», 16–17 октября, 2009 г. – Новосибирск, 2009. – С. 94–97.
7. Красильников Б. А. Обработка сферических опор подшипников из БВТС / Б. А. Красильников, Д. Б. Красильников // Механику XXI века. VII Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием: сборник докладов. – Братск: ГОУ ВПО «БрГУ», 2008. – 194-196 с.

ЭЛЕКТРОАЛМАЗНОЕ ШЛИФОВАНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА ВК8¹

*Х. М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
Б. А. КРАСИЛЬНИКОВ, канд. техн. наук, доцент,
К. Х. РАХИМЯНОВ, канд. техн. наук, доцент,
М. И. НИКИТЕНКО, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья получена 22 июня 2010 г.

630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, Новосибирский государственный
технический университет, e-mail: kharis51@mail.ru

Проведены исследования обрабатываемости твердого сплава ВК8 электроалмазным шлифованием. Установлены рациональные режимы обработки, определяющие высокую производительность процесса электроалмазного шлифования.

Ключевые слова: электроалмазное шлифование, твердый сплав, плотность тока, производительность, пассивация, износ, поляризация, растворение.

Researches of machinability firm alloy ВК8 by electrodiamond grinding are carried out. The rational modes of processing defining high efficiency of process electrodiamond grinding are established.

Key words: electrodiamond grinding, firm alloy, current density, productivity, passivation, wear, polarization, dissolution.

Развитие металлообрабатывающей промышленности, требующей более производительных станков и инструментов, обуславливает столь пристальное внимание к твердым сплавам. Твердые сплавы обладают рядом свойств (высокая твердость 86 – 92 НРА, высокое сопротивление износу при трении, а также способность сохранять эти свойства при повышенных температурах), позволяющие при их применении в конечном итоге в несколько раз повысить скорости резания по сравнению с использованием быстрорежущей стали.

Как известно, обработка труднообрабатываемых материалов наиболее эффективна при использовании метода электроалмазного шлифования.

Процесс электроалмазной обработки характеризуется комплексом сложных и различных по своей природе электрофизикохимических и механических явлений. Съем материала осуществляется в результате совместного воздействия электрохимического растворения и механического резания алмазными зернами [1, 2]. Для анализа факторов, влияющих на точность, качество обработанной поверхности и производительность электроалмазного шлифования,

необходимо оценить влияние всех процессов, протекающих при данной обработке.

Изучение особенностей анодного растворения металлов и сплавов в растворах электролитов возможно при анализе поляризационных характеристик, полученных с помощью известных методов исследования, таких как потенциодинамический метод и метод вращающегося дискового электрода.

Исследование особенностей анодного растворения твердого сплава ВК8 в условиях неподвижного электролита проводилось с применением потенциодинамического метода. Данный метод основан на установлении зависимости скорости анодного растворения, характеризуемой величиной плотности тока, от потенциала анода.

В качестве электролитов для экспериментальных исследований особенностей анодного поведения твердого сплава были выбраны водные 10 %-е растворы нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl .

Характер потенциодинамических поляризационных кривых анодного поведения сплава в растворах нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl в воде (рис. 1) показывает, что растворение в нитратных и

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 - 2013 годы», мероприятие 1.3.1. (проект П2571)

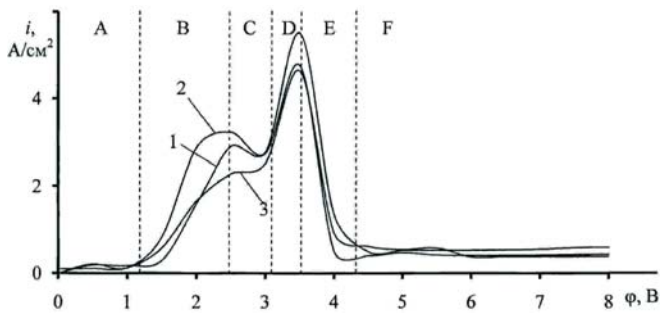


Рис. 1. Анодные поляризационные кривые твердого сплава ВК8 в 10 %-х водных растворах электролитов: 1 – NaNO_3 ; 2 – NaCl ; 3 – Na_2SO_4

хлоридных растворах (кривые 1 – 3) происходит со значительными участками торможения процесса в области потенциалов $\phi = 2 \dots 3$ В и $\phi = 4 - 8$ В соответственно. Увеличение поляризации анода ведет к снижению плотности тока – одной из основных характеристик скорости электрохимического растворения. Вероятно, это связано с образованием на поверхности анода окисной пленки. Несмотря на небольшую толщину (порядка 30...50 Å) окисные пленки обладают значительным омическим сопротивлением, что приводит к переходу металла в пассивное состояние [3]. Дальнейшее увеличение потенциала ведет к снижению плотности тока, что позволяет говорить о переходе металла в пассивное состояние, характеризующееся замедлением процесса растворения.

Таким образом, растворение твердого сплава в растворах NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl имеет схожий характер и сопровождается пассивационными явлениями. К торможению процесса растворения приводит пассивация одной из составляющих твердого сплава. Поэтому особенности анодного растворения твердого сплава ВК8 изучали по поляризационным характеристикам анодного поведения его компонентов.

На поляризационных кривых, полученных в нейтральных электролитах, наблюдается несколько характерных участков: *A* – растворение твердого сплава; *B* – область активного растворения; *C* – область пассивного растворения; *D* – область вторичной активности; *E* – вторичной пассивности; *F* – пассивации сплава.

На участке *A* происходит растворение вольфрама, так как растворение кобальта начинается с больших значений потенциала. На участке *B* идет активное растворение сплава, преимущественно за счет связующей фазы. В начале участка *C* поверхность покрывается плотной пленкой из продуктов анодного растворения карбидной фазы. Травление осуществляется через отдельные поры, при этом наступает пассивация. Затем наблюдается перестройка пассивирующей пленки, меняется ее состав, она становится более рыхлой и покрывается сплошной сеткой трещин.

При дальнейшем росте потенциала (область *D*) поверхность образца покрывается толстой рыхлой пленкой, растворение локализуется в трещинах и наступает активация процесса за счет газовой выделения. Плотности тока, достигаемые на этом участке, в 2–3 раза выше, чем на первом участке активности. В области *D* влияние скорости массопереноса и концентрации ионов электролита наиболее ярко выражено, чем в области *B*. Данная картина схожа с той, которая наблюдается при растворении чистого кобальта.

В области *E* сплав покрывается плотной пленкой, диффузия компонентов раствора и продуктов растворения через нее затруднена. На участке *F* сплав пассивируется.

Скорость анодного процесса в значительной мере определяется составом сплава, а также характером связи компонентов в нем (химическое соединение, твердый раствор, механическая смесь) [4]. Твердый сплав ВК8 представляет собой гетерогенную систему, в состав которой входят карбид вольфрама (WC) и кобальт (Co), находящиеся как в твердом растворе, так и в отдельных химических соединениях. По результатам поляризационных исследований анодного поведения твердого сплава ВК8 невозможно определить влияние каждого элемента, входящего в его состав, на растворение всей композиции в целом. В связи с этим необходимо проведение поляризационных исследований модельных материалов в выбранных растворах электролитов.

Особенностью анодного поведения вольфрама в растворах нейтральных солей является наличие участка активного растворения (рис. 2, кривые 1–3) в области значения потенциалов $\phi = 0,5 \dots 2$ В и дальнейшего торможения процесса растворения вплоть до значений потенциала $\phi = 8$ В. Это объясняется возникновением на поверхности анода при потенциале свыше $\phi = 2$ В (рис. 2) окисных пленок, представляющих собой соединения вольфрама с кислородом W_2O_5 и WO_3 , что всегда свидетельствует о глубоком торможении процесса [5].

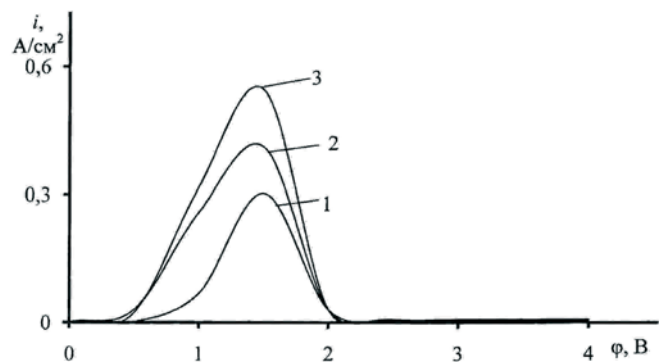


Рис. 2. Анодные поляризационные кривые вольфрама в 10 %-х водных растворах электролитов: 1 – NaNO_3 ; 2 – Na_2SO_4 ; 3 – NaCl

Анализ поляризационных характеристик анодного поведения вольфрама (W) позволяет сделать вывод о его малорастворимости в растворах нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl .

Анодное растворение кобальта в выбранных электролитах происходит в активном состоянии во всем исследуемом диапазоне потенциалов (рис. 3).

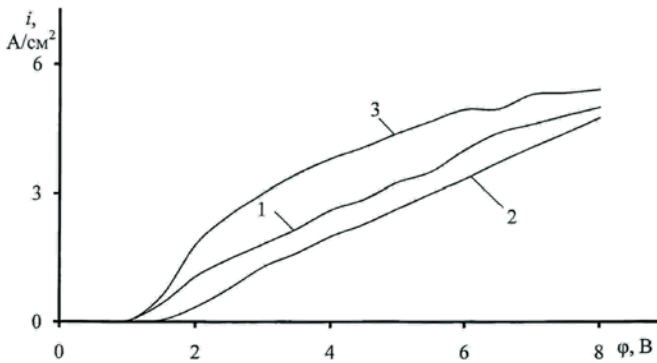


Рис. 3. Анодные поляризационные кривые кобальта в 10 %-х водных растворах электролитов: 1 – NaNO_3 ; 2 – Na_2SO_4 ; 3 – NaCl

Как отмечалось выше, при анодном растворении вольфрама имеются участки пассивации, тогда как кобальт активно растворяется в выбранных электролитах во всем исследуемом диапазоне потенциалов. Поэтому при анодном растворении твердого сплава ВК8 преимущественно будет растворяться кобальт, находящийся между зёрнами карбида вольфрама, до тех пор, пока доступный для ионов электролита кобальт растворится, а доступ к новым порциям кобальта будет «закрыт» зёрнами карбида вольфрама, покрытыми окисными пленками. Так, во время растворения твердого сплава ВК8 (рис. 1) при достижении потенциала $\phi = 3,5$ В происходит резкое падение плотности тока (пассивация) вследствие завершения образования оксидной пленки карбида вольфрама, которая покрывает обе составляющие сплава.

Следует отметить, что поляризационные исследования анодного растворения твердого сплава ВК8 и составляющих ее элементов – вольфрама и кобальта в растворах нейтральных солей NaNO_3 , Na_2SO_4 и NaCl проводились при неподвижном электролите, что объясняет возникновение диффузионных ограничений в процессе растворения. Это обстоятельство вызвало необходимость проведения поляризационных исследований анодного растворения материалов в условиях движущегося электролита с применением метода вращающегося дискового электрода (ВДЭ).

Применение метода вращающегося дискового электрода при исследовании анодного растворения металлов и сплавов позволяет определить наличие диффузионных ограничений в ходе процесса по характеру изменения скорости анодного

растворения, определяемой величиной плотности тока в зависимости от величины угловой скорости вращения анода.

Экспериментальные исследования влияния скорости вращения анода на растворение твердого сплава ВК8 в водных растворах нейтральных солей показали, что увеличение скорости вращения анода не приводит к изменению характера потенциодинамической поляризационной кривой (рис. 4–6) по сравнению с растворением твердого сплава в стационарных условиях (рис. 1). Однако на графиках видно, что в условиях ВДЭ происходит увеличение плотности тока (около 50 %), по сравнению со стационарными условиями. Это связано с затруднением подвода и отвода реагирующих частиц (ионов электролита) в стационарных условиях, что существенно облегчается при использовании метода вращающегося дискового электрода.

На рис. 4 представлена зависимость растворения твердого сплава ВК8 в 10 %-м растворе NaNO_3 в условиях ВДЭ при различных скоростях вращения. Увеличение скорости вращения дискового электрода активизирует процесс растворения, что выражается в повышении величины плотности тока. Данный факт подтверждает наличие диффузионных ограничений. Однако характер кривой остается неизменным, что говорит о преимущественно пленочной пассивации твердого сплава как в 10 %-м NaNO_3 , так и в двух других электролитах.

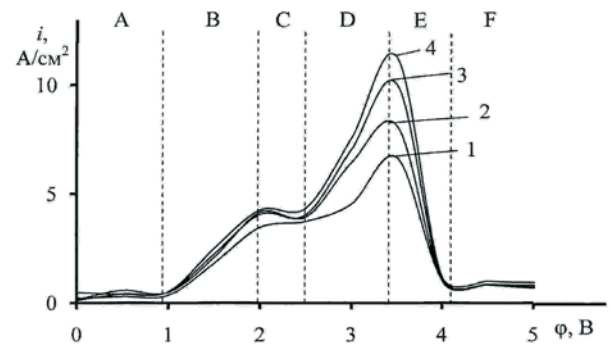


Рис. 4. Анодные поляризационные кривые твердого сплава ВК8 в 10 %-м водном растворе Na_2SO_4 , в условиях ВДЭ при различных угловых скоростях вращения анода:

$$1 - \sqrt{\omega} = 0 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 2 - \sqrt{\omega} = 7,6 \text{ (рад/с)}^{1/2};$$

$$3 - \sqrt{\omega} = 10,8; \text{ (рад/с)}^{1/2};$$

$$4 - \sqrt{\omega} = 13,1 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 5 - \sqrt{\omega} = 15,2 \text{ (рад/с)}^{1/2}$$

Анионный и катионный состав электролита не изменяет характера растворения твердого сплава (рис. 5, 6). Влияние пассивирующих анионов NO_3^- ; SO_4^- ; Cl^- более всего проявляется в области F. Катионный состав электролита влияет на ход всех участков поляризационной кривой. На всех участках поляризационной кривой сплав активнее всего ведет себя в растворе хлористого натрия.

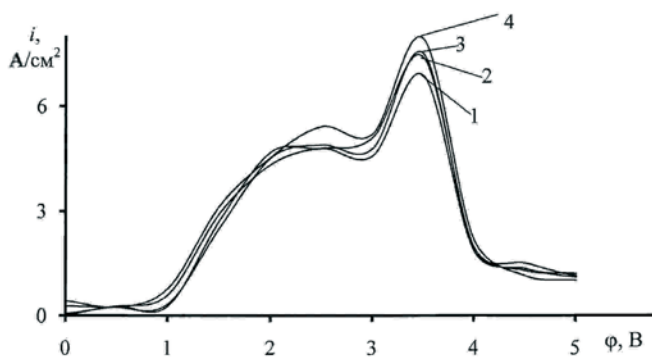


Рис. 5. Анодные поляризационные кривые твердого сплава ВК8 в 10 %-м водном растворе Na₂SO₄, в условиях ВДЭ при различных угловых скоростях вращения анода:

$$1 - \sqrt{\omega} = 0 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 3 - \sqrt{\omega} = 10,8 \text{ (рад/с)}^{1/2};$$

$$4 - \sqrt{\omega} = 13,1 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 5 - \sqrt{\omega} = 15,2 \text{ (рад/с)}^{1/2}$$

На рис. 7 представлены зависимости плотности тока при различных значениях потенциала от угловой скорости вращения анода. Анализ кривых показывает, что увеличение сопровождается уменьшением влияния диффузионных ограничений на процесс растворения сплава. Уменьшение ограничений выражается в повышении плотности тока при увеличении скорости вращения анода. Так, наибольший прирост плотности тока с увеличением скорости вращения

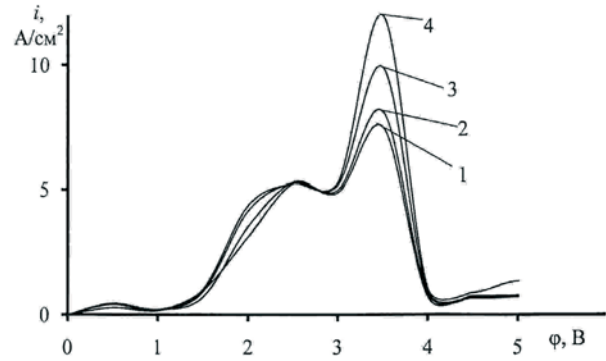


Рис. 6. Анодные поляризационные кривые твердого сплава ВК8 в 10 %-м водном растворе NaCl, в условиях ВДЭ при различных угловых скоростях вращения анода:

$$1 - \sqrt{\omega} = 0 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 2 - \sqrt{\omega} = 7,6 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 3 - \sqrt{\omega} = 10,8 \text{ (рад/с)}^{1/2};$$

$$4 - \sqrt{\omega} = 13,1 \text{ (рад/с)}^{1/2}; 5 - \sqrt{\omega} = 15,2 \text{ (рад/с)}^{1/2}$$

анода достигается в 10 %-х растворах NaNO₃ и NaCl при потенциале $\phi = 3,5$ В. В 10 %-м растворе Na₂SO₄ при угловой скорости 10,7 (рад/с)^{1/2} плотность тока возрастает на 50 % по сравнению с использованием неподвижного электролита. Дальнейшее же увеличение скорости анода (свыше 17 (рад/с)^{1/2}) не приводит к значительному росту плотности тока. Область потенциалов $\phi = 4...8$ В, как и в случае неподвижного электролита, характеризуется пассивацией анода.

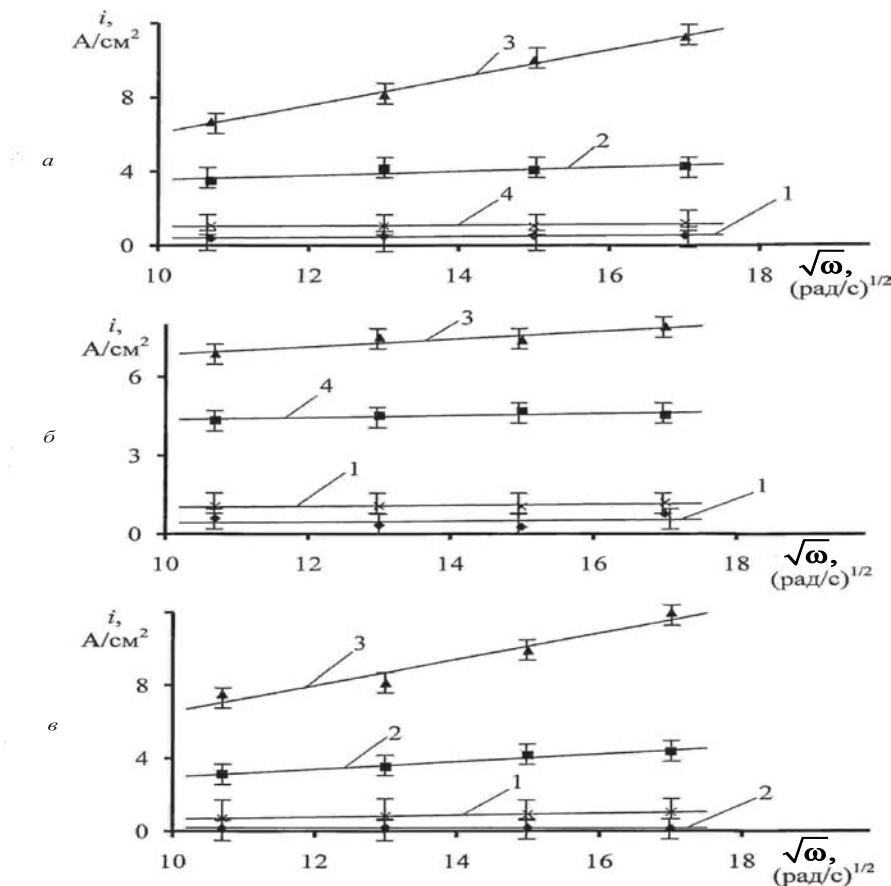


Рис. 7. Влияние угловой скорости вращения анода на плотность диффузионного тока твердого сплава ВК8 в 10 %-х водных растворах:

а – NaNO₃; б – Na₂SO₄; в – NaCl; j = 1; 2; 3; 4 – кривые 1–4 соответственно

Согласно результатам исследований из трех составов электролитов наибольшая плотность тока, а следовательно, наиболее активное растворение было получено в 10 %-м растворе NaCl.

Увеличение скорости вращения анода не приводит к исключению зон пассивации, что связано с возникновением окисной пленки на исследуемой поверхности. Для увеличения скорости анодного растворения металла необходимо непрерывное удаление пассивирующей окисной пленки с поверхности анода (депассивация), что возможно реализовать в условиях электроалмазного шлифования.

Вследствие сочетания анодного растворения и механического резания на производительность процесса электроалмазного шлифования значительное влияние оказывают химический состав электролита и обрабатываемого материала, характеристики алмазного круга, а также режимы обработки. Режимы обработки можно разделить на электрические и механические. К электрическим относятся напряжение и полярность, а к механическим – глубина резания, давление круга на деталь, скорость резания. В данном исследовании эксперименты проводились на

прямой полярности (алмазный круг подключается к отрицательному полюсу источника напряжения, а деталь – к положительному). Напряжение изменялось от 0 до 8 В. Использовался алмазный круг на металлической связке М1 зернистостью 80/63 марки ПП 50x15x17 АСВ 80/63 М1 100 % ГОСТ 16167-90. Установлено, что увеличение зернистости алмазного круга от 50/40 до 100/80 не приводит к заметному изменению характера анодного растворения материала. Максимальная производительность процесса электроалмазного шлифования наблюдается при концентрации алмазов в круге, равная 100 %.

Благодаря механической депассивации, производимой зернами абразива, в значительной степени выравниваются скорости съема различных по своим электрохимическим свойствам фазовых составляющих сплава. Анодное растворение протекает при интенсивном обмене электролита на непрерывно обновляемой поверхности. Таким образом, при использовании ЭАШ удается избавиться от ограничений роста плотности тока, связанных с образованием окисных пленок.

Анализ рис. 8 показывает, что во всем диапазоне потенциалов участки пассивации отсутствуют. Также следует отметить, что увеличение давления до 3,2 МПа в значительной мере влияет на рост плотности тока, а следовательно, и скорости анодного растворения. Это связано с тем, что повышение давления способствует внедрению алмазного зерна на большую глубину в поверхность обрабатываемой детали, тем самым уменьшая межэлектродный зазор. Омическое сопротивление электролита снижается, вследствие чего происходит повышение плотности тока. Однако увеличение давления сверх критического значения приводит к возникновению нежелательного электроэрозионного процесса. Так, при повышении давления до 4 МПа алмазные зерна внедряются в поверхность обрабатываемой детали полностью, и происходит контакт связки алмазного круга с обрабатываемой деталью, следствием чего является возникновение эрозионных разрядов, в результате наблюдается местное оплавление как поверхности обрабатываемой детали, так и связки алмазного круга [5]. Как видно из анализа рис. 8, наибольшая плотность тока, а следовательно, и производительность достигаются при использовании в качестве электролита NaNO₃. Таким образом, дальнейшие исследования электроалмазной обработки твердого сплава ВК8 производились в 10 %-м водном растворе NaNO₃.

На рис. 9, а, б представлены зависимости плотности тока от режимов обработки: а – от скорости резания; б – от давления круга на деталь.

Скорость удаления пассивирующей пленки определяется количеством алмазных зерен в зоне контакта, которая зависит от скорости резания. С увеличением

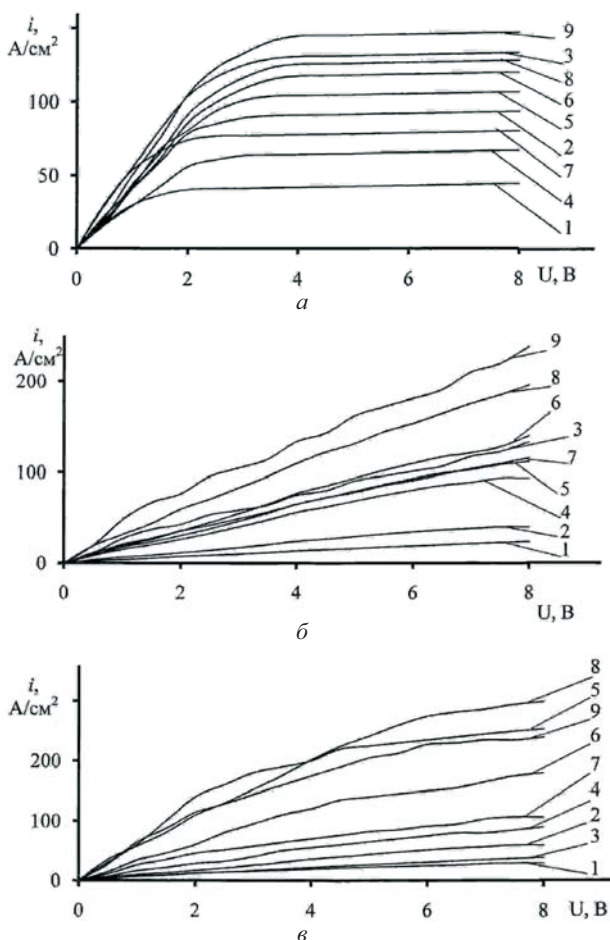


Рис. 8. Вольт-амперная зависимость процесса ЭАШ твердого сплава ВК8 в 10 %-х водных растворах:

а – Na₂SO₄; б – NaCl; в – NaNO₃; кривые 1–3 при P = 0,8 МПа и V_p = 6, 15, 24 м/с соответственно; 4–6 при P = 2 МПа и V_p = 6, 15, 24 м/с; 7–9 при P = 3,2 МПа и V_p = 6, 15, 24 м/с

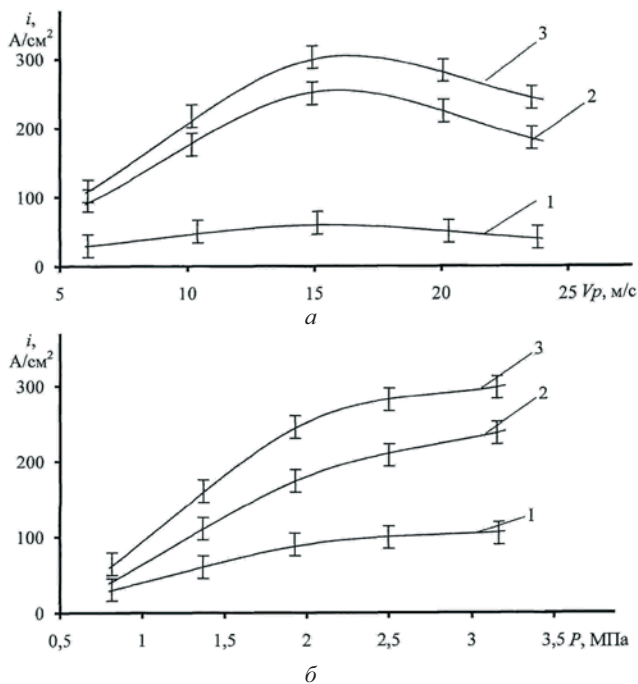


Рис. 9. Влияние режимов резания на плотность тока в условиях непрерывного обновления поверхности при ЭАШ твердого сплава ВК8 в 10 %-м водном растворе NaNO_3 : а – скорости резания при $P = 0,8$; 2; 3,2 МПа – кривые 1–3 соответственно; б – давления круга на деталь при $V_p = 6$; 15; 24 м/с – кривые 1–3 соответственно

скорости резания до 15 м/с происходит рост плотности тока (рис. 9, а), в этом случае скорость удаления окисной пленки соизмерима или больше скорости ее образования. Однако дальнейшее увеличение скорости резания до 24 м/с приводит к снижению плотности тока, что связано с недостаточным количеством электролита в межэлектродном зазоре или нарушением сплошности тонкой пленки электролита, обусловленным наличием пузырьков воздуха, вносимых впадинами между алмазными зернами [6], что приводит к снижению скорости анодного растворения.

Таким образом, экспериментально установлено, что при стационарной электрохимической обработке твердого сплава ВК8 имеют место диффузионные и пассивационные ограничения, для устранения которых необходимо обеспечить движение электролита в межэлектродном зазоре и непрерывное обновление обрабатываемой поверхности в процессе анодного растворения, что обеспечивает повышение плот-

ности тока. Введение в обработку процесса непрерывного обновления анодной поверхности зернами алмазного круга приводит к повышению плотности тока в 5–5,5 раз по сравнению с растворением в стационарных условиях и в 3–3,5 раза по сравнению с растворением в условиях вращающегося дискового электрода при минимальных значениях обновляющих параметров ($P = 0,8$ МПа; $V_p = 6$ м/с). Максимальная производительность ЭАШ наблюдается при $P = 3,2$ МПа; $V_p = 15$ м/с (10 % NaNO_3). Установлено, что превышение критического значения давления круга на деталь ($P = 3,2$ МПа) приводит к оплавлению как обрабатываемой поверхности, так и связки круга. Определена область рациональных режимов обработки ($P = 2 \dots 2,5$ МПа; $V_p = 10 \dots 20$ м/с), определяющая высокую производительность и малый износ инструмента.

Список литературы

1. Зайдман Г.Н. Ограничения возможности повышения производительности электрохимической размерной обработки металлов / Г.Н. Зайдман, Г.Н. Корчагин // Электродные процессы и технология электрохимической обработки металлов [Текст] : сб. ст. – Кишинев : Штиница, 1980. – С. 56–60.
2. Прогрессивные методы абразивной обработки металлов [Текст] / И.П. Захаренко, Ю.Я. Савченко, В.И. Лавриенко, С.М. Дяттеренко. – Киев : Техника, 1990. – 151 с.
3. Париутин В.В. Электрохимическая обработка спеченных твердых сплавов [Текст] / В. В. Паршутин, В.В. Береза. – Кишинев : Штиница, 1987. – 231 с.
4. Высокопроизводительное электроалмазное шлифование инструментальных материалов [Текст] // М.Ф. Семко, Ю.Н. Внуков, А.И. Грабченко и др. – Киев : Вища школа, 1979. – 232 с.
5. Крейчман Б.М. Исследование закономерностей анодного растворения вольфрамокобальтовых твердых сплавов применительно к процессу электрохимической обработки [Текст] : дисс. ... канд. техн. наук / Б.М. Крейчман. – Новосибирск, 1973. – 205 с.
6. Дабаин Г. Н. Исследование высокопроизводительного алмазно-электролитического шлифования твердых сплавов [Текст] : автореф. дис. ... канд. техн. наук: специальность 05.02.08 / Г.Н. Дабаин ; науч. рук. В.Н. Филимоненко; Новосибирск. электротехн. ин-т ; Челябин. ин-т им. Ленинского комсомола ; >EhUE. – Челябинск, 1980. – 18 с.

УДК 621.983.34.014 (043.3)

ПРОЕКТИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТВЕРСТИЙ ДЛЯ УСЛОВИЙ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Н.И. МОЗГОВОЙ, канд. техн. наук, ст. преподаватель,
А.М. МАРКОВ, доктор техн. наук, профессор,
М.В. ДОЦ, канд. техн. наук, доцент
(АлтГТУ им. И.И. Ползунова, г. Барнаул)*

Статья поступила 6 мая 2010 г.

Мозговой Н.И. – 656038, Барнаул, пр. Ленина, 46, Алтайский государственный
технический университет, e-mail: nick_3@mail.ru

Предложена методика проектирования технологии изготовления отверстий в деталях из композиционных материалов, позволяющая повысить эффективность подготовки автоматизированного производства.

Ключевые слова: композиционные материалы, автоматизированное производство, изготовление отверстий, проектирование, технология.

The method of designing of producing perforations in details from composite materials is offered. This method allows increase efficiency of preparation of the automated manufacture.

Key words: composites, computer aided manufacturing, perforations producing, design, technology.

Проектирование эффективного автоматизированного производства ответственных деталей из композитов возможно только при наличии нормативных материалов, позволяющих назначить как маршрут обработки, так и осуществлять выбор рациональных режимов резания и конструктивно-геометрических параметров режущего инструмента. Наиболее сложными и трудоемкими операциями технологического процесса изготовления деталей из композитов, в частности из стеклопластика, являются операции, связанные с механической обработкой базовых отверстий (сверление, рассверливание, черновое и чистовое растачивание).

Имеющиеся в настоящее время в литературе рекомендации по проектированию этих операций не в полной мере применимы для условий автоматизированного производства, так как не учитывают особенностей формирования показателей качества (точность и шероховатость) поверхностей, а также влияния физико-механических свойств материалов на процесс механической обработки.

Кроме того, при проектировании технологии следует учитывать и такой фактор, как необходимость формирования определенного (преобладающего) вида стружки. Это связано с тем, что при механической обработке данных материалов возможно одновременное образование стружки трех типов: эле-

ментная, сегментная и сливная. Преобладающий тип стружки оказывает непосредственное влияние на организационно-технические мероприятия по ее удалению и обеспечению санитарных норм безопасности, что также должно учитываться при проектировании производства.

Для разработки нормативных материалов необходимо прежде всего установить взаимосвязь между выходными показателями процесса механической обработки отверстий (точность формы, шероховатость, время обработки, качество поверхностного слоя) с режимными и конструктивно-геометрическими параметрами инструмента, а также физико-механическими свойствами обрабатываемых композиционных материалов. Установление указанной взаимосвязи было произведено на основе экспериментальных данных, полученных при обработке отверстий в заготовках из стеклопластика ВМ-1 длиной 30 мм, диаметром 100 мм. Сверление проводилось спиральными сверлами диаметром 8,0...22,0 мм со следующей геометрией: задний угол $\alpha = 30^\circ$, угол при вершине $2\varphi \dots 120^\circ$. Глубина отверстия ($l = 30$ мм) ограничивается возможностью работать стандартным осевым инструментом без применения специальных приспособлений, предотвращающих его увод. Растачивание проводилось тензометрическим

резцом со сменными многогранными пластинами различных типов из твердого сплава ВК8: HNUM, PNUM, HNUA, PNUA.

В результате математической обработки результатов экспериментов были получены модели для расчета отклонения от круглости отверстий в зависимости от режимов резания.

Модель имеет следующий вид:

а) для растачивания:

$$\Delta_{\text{круг}} = 25,5 V^{0,31} S^{0,46} t^{0,01}, \text{ мкм}; \quad (1)$$

б) для сверления:

$$\Delta_{\text{круг}} = 0,52 V^{1,20} S^{2,74}, \text{ мкм}. \quad (2)$$

Для процесса сверления получена эмпирическая зависимость для расчета значения шероховатости (рис. 1):

$$Ra = 9,88 V^{0,34} S^{0,25}, \text{ мкм}. \quad (3)$$

Для процесса растачивания зависимость шероховатости от режимов резания, в частности от подачи, представлена на рис. 1.

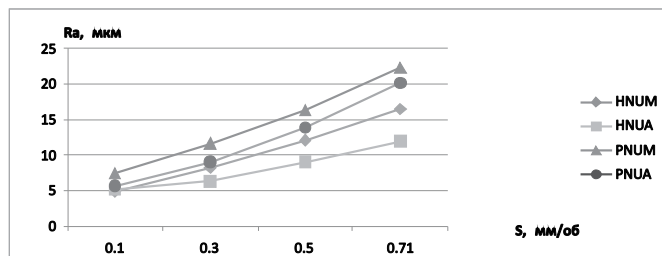


Рис. 1. Зависимость шероховатости от типа пластин

При обработке на подачах 0,3...0,4 мм/об величина упругих отжатий при растачивании стеклопластика пластинами HNUA и PNUA выше на 40 %, чем при использовании пластин HNUM и PNUM (рис. 2).

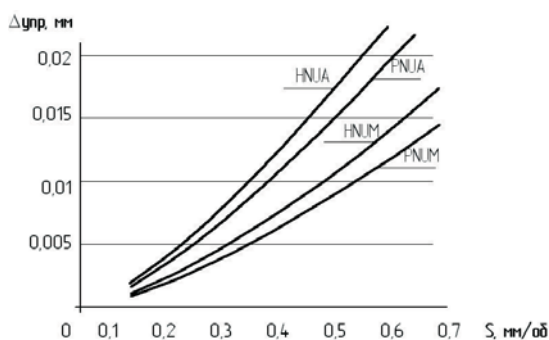


Рис. 2. Зависимость упругих отжатий от типа пластин

Установлено, что наибольшее влияние из режимных параметров на вид стружки оказывает подача, меньшее – скорость резания, и не установлено корреляционной зависимости между видом стружки и глубиной резания. Из рис. 3 видно, что элементная стружка может образовываться при любой подаче. На подачах 0,1...0,2 мм/об – это преимущественно элементная стружка и концентрация пыли и вредных веществ максимальна. При подачах от 0,2 до 0,4 мм/об

преимущественно образуется сегментная стружка, которая легко утилизируется и практически не попадает в воздух. При дальнейшем возрастании подачи содержание пылевидной стружки уменьшается, однако на таких режимах уже образуются прижоги и наблюдается растрескивание материала, что недопустимо.

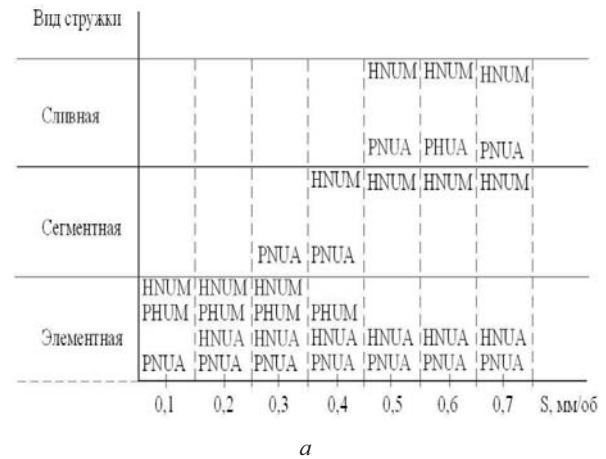


Рис. 3. Номограмма для определения вида стружки: а – для растачивания; б – для процесса сверления

Получение сегментной стружки и требуемой шероховатости подтверждает правильность назначенных геометрических параметров режущей части расточного резца и выбора режимов резания для достижения требуемой точности размеров и является гарантией соблюдения правил техники безопасности при работе на станках с ручным управлением и необходимым условием безостановочной работы станков-автоматов.

Алгоритм автоматизированного проектирования операций механической обработки отверстий, позволяющий с учетом параметров точности и шероховатости выбрать минимальный набор операций, а также управлять процессом стружкообразования для снижения воздействия на человека и окружающую среду вредных производственных факторов, представлен на рис. 4. Данный алгоритм позволяет учесть результаты полученных ранее исследований [1, 2], что позволяет

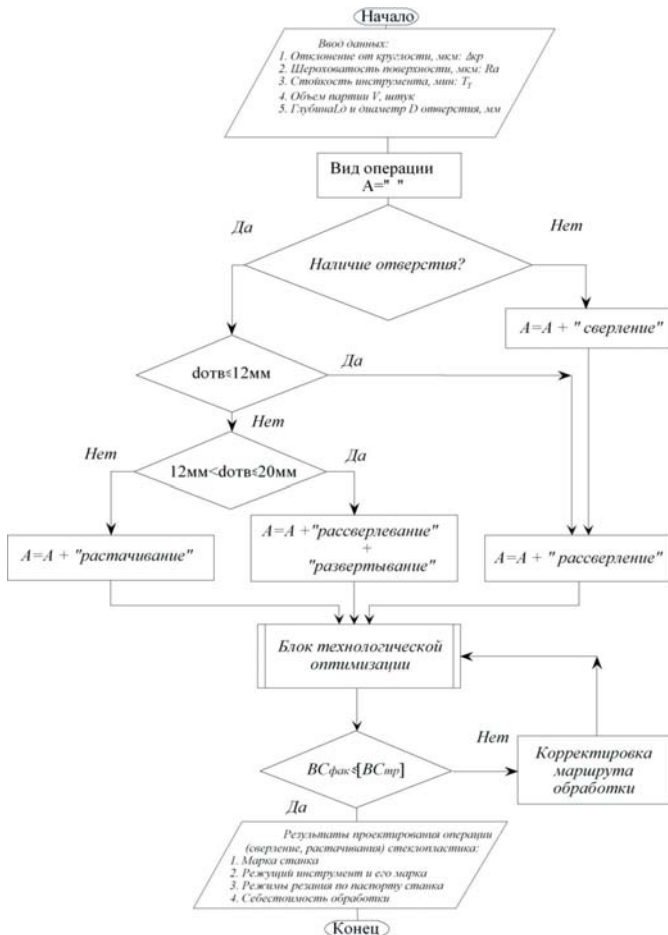


Рис. 4. Алгоритм формирования маршрута обработки отверстий в деталях из стеклопластика

значительно сократить время подготовки производства.

На начальном этапе алгоритм позволяет сформировать маршрут обработки отверстий в зависимости от их номинального диаметра. При выборе металлорежущего станка идет обращение к базе данных, в которой кроме технических характеристик содержится информация об устройствах и способах удаления стружки. В процессе формирования маршрута обработки происходит обращение к базам данных по выбору режущего инструмента «Синтез технических решений конструктивно-геометрических параметров сверла» [3] и «Синтез технических решений компенсационного механизма резца» [4], которые содержат множество конструкций режущего инструмента как цельных, так и сборных, отличающихся способом крепления режущей пластины, точностью при переустановке пластины, стоимостью.

Обеспечение заданных производительности и минимизации себестоимости происходит в блоке технологической оптимизации, который учитывает требуемые параметры точности и шероховатости, рассчитывает режимы резания, используя базу данных «Режимы резания при механической обработке стеклопластика» [5].

Для снижения воздействия на человека и окружающую среду вредных производственных факторов

алгоритм позволяет корректировать режимы резания с учетом специфики процесса стружкообразования. В алгоритме имеется возможность уменьшения штучного времени за счет использования синтезированных конструкций, например [6], [7].

Разработанная методика позволяет проектировать маршрут обработки отверстий в деталях из стеклопластика с рационально выбранным инструментом (марка режущей части инструмента, тип МНП) и режимами резания, обеспечивающими требуемую производительность обработки при заданной точности и качестве обработанной поверхности.

Таким образом, применение автоматизированной технологии изготовления отверстий, основанной на применении данных, полученных в процессе проведения экспериментов, позволит повысить эффективность технологии подготовки автоматизированного производства и, как следствие, производительность механической обработки деталей из стеклопластика за счет рационального назначения режимов резания и оптимального выбора марки режущего инструмента.

Список литературы

1. Мозговой Н. И. Моделирование процесса сверления стеклопластиков в среде Cosmosworks / Н.И. Мозговой, А.М. Марков, П.В. Лебедев // *Обработка металлов*. – 2007. – № 4. – С. 19–23.
2. Мозговой Н.И. Исследование процесса формирования показателей качества отверстий в деталях из стеклопластика / Н.И. Мозговой, А.М. Марков // *Ползуновский вестник*. – 2009. – № 2. – С. 23–27.
3. Синтез технических решений конструктивно-геометрических параметров сверла (СТРС): свидетельство об официальной регистрации базы данных № 2007620219 / Н.И. Мозговой, Д.В. Ожогина, А.М. Марков, М.В. Доц – 2007620122; заявл. 25.04.07; зарегистрировано 20.06.07.
4. Синтез технических решений компенсационного механизма резца (СТР): свидетельство об официальной регистрации базы данных № 2007620162 / Н.И. Мозговой, Е.Б. Бондарь, А.М. Марков, М.В. Доц – 2007620057; заявл. 26.02.07; зарегистрировано 23.04.07.
5. Режимы резания при механической обработке стеклопластика (РМОС): свидетельство об официальной регистрации базы данных № 2007620118 / Н.И. Мозговой, Е.Б. Бондарь, А.М. Марков, М.В. Доц – 2007620030; заявл. 29.01.07; зарегистрировано 22.03.07.
6. Пат. 2307017 Российская Федерация, МПК⁷ В 23 Q 15/00. Устройство для автоматической подналадки инструмента / Н.И. Мозговой, Е.Б. Бондарь, М.В. Доц, А.М. Марков; заявитель и патентообладатель АлтГТУ им. И.И. Ползунова; заявл. 14.11.05 ; приоритет 20.05.07.
7. Пат. 2325974 Российская Федерация, МПК⁷ В 23 В 25/06. Резцовое устройство для автоматизированного производства / Н.И. Мозговой, Е.Б. Бондарь, М.В. Доц, А.М. Марков; заявитель и патентообладатель АлтГТУ им. И.И. Ползунова; заявл. 04.07.06 ; приоритет 20.01.08.

УДК 621.7.092

УПРОЧНЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РЕЛЬСОВ МЕТОДОМ ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

*В.А. КАРГИН, доктор техн. наук, профессор,
Л.Б. ТИХОМИРОВА, канд. техн. наук, профессор,
М.С. ГАЛАЙ, аспирант (СГУПС, г. Новосибирск)*

Статья поступила 24 мая 2010 г.

Рассматривается пример реализации формирования упрочненного слоя на поверхности сварного шва головки рельса методом поверхностного пластического деформирования. Приведено описание методики и результатов эксперимента по исследованию влияния ударного воздействия на физико-механические свойства сварных соединений рельсов.

Ключевые слова: поверхностное пластическое деформирование, твердость, энергия удара, алюминотермитная сварка, сварной шов.

The example of the realization shaping of the reinforced layer on the surface of the butt rail neck by the method of surface plastic deformation is examined. The description of procedure and results of experiment of a study the impact action influence on the physic-mechanical properties of the butt rail neck rails is presented.

Key words: surface plastic deformation, vibroimpact plastic hardening technology, hardness, the energy of single impact, aluminum termite welding, butt rail neck.

Перспективное развитие железных дорог идет по пути создания высокоскоростных магистралей. Решение этой задачи выдвигает новые требования к верхнему строению пути, в том числе связанные с ликвидацией стыков в пределах стрелочных переводов и звеньевых участков. Благодаря расширению полигона бесстыкового пути уменьшился износ рельсов и элементов подвижного состава, улучшилась плавность хода, снизились затраты на текущее содержание и ремонт железных дорог.

В настоящее время основными методами соединения рельсов сваркой являются контактный и алюминотермитный. В странах Западной Европы и США способ алюминотермитной сварки (АЛТС) завоевал большую популярность – им сваривают стыки не только в районе стрелочных переводов, но и на перегонах основного пути. В России АЛТС проводится только в труднодоступных местах стрелочных переводов, на мостах, в тоннелях и кривых малого радиуса. Анализ эксплуатации сварных соединений рельсов, выполненных АЛТС, показал, что одним из часто встречающихся дефектов на Западно-Сибирской железной дороге является смятие головки рельса в зоне сварного шва, что связано с технологией изготовления бесстыкового пути. Следует отметить, что работ, посвященных изучению свойств сварных швов АЛТС и методов повышения их эксплуатационной стойкости, немного и они противоречивы [1, 2].

Проведенные нами исследования показали, что твердость сварного соединения головки рельса часто

не удовлетворяет требуемым наименьшим показателям действующих технических условий. Согласно ТУ 0921-127-01124323-2005, твердость алюминотермитного сварного соединения должна быть близка к твердости объемнозакаленного рельса и достигает величины 340... 400 НВ, в то время как она составляет 220... 245 НВ (рис. 1). Пониженная твердость в сварном шве головки рельса, по сравнению с твердостью объемнозакаленного рельса, приводит к неравномерному износу в процессе эксплуатации и увеличивает вероятность контактных повреждений сварных стыков.

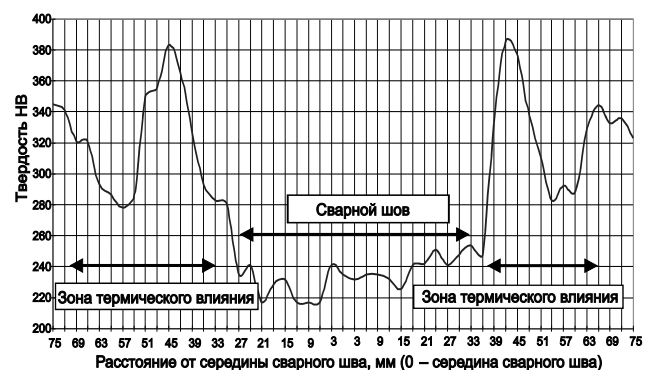


Рис. 1. Твердость сварного шва и околошовной зоны алюминотермитного сварного соединения рельса

Одним из методов повышения твердости и эксплуатационной стойкости сварных соединений рельсов может быть поверхностное пластическое деформирование (ППД). В настоящее время широко применяются различные способы ППД: обкатка роликами или шари-

ками, дробеструйная, гидродробеструйная и пневмогидродробеструйная обработка, алмазное выглаживание, виброабразивная обработка и др. [3]. Однако существующие методы ППД являются часто нерациональными ввиду громоздкости оборудования, поэтому их применение для упрочнения сварных рельсовых соединений при создании бесстыкового пути и проведения ремонтно-восстановительных работ на железных дорогах затруднено. Одним из путей решения рассматриваемой проблемы может быть разработка технологии виброударного упрочнения, основными преимуществами которой могут быть точность регулирования параметров упрочнения и возможность выполнения операции непосредственно на месте производства основных работ. Кроме того, виброударная технология, использующая энергию удара (одна из наиболее мощных динамических нагрузок), может быть отнесена к ресурсосберегающим технологиям [4].

Для реализации упрочнения ударом сварных швов рельсов была создана экспериментальная установка, представляющая собой копер с электромагнитным ударным узлом. В качестве упрочняющего инструмента использовался индентор с плоским цилиндрическим торцом, имеющим радиус 5 мм. После единичного ударного воздействия на сварной шов с различной энергией удара оценивали микротвердость H и глубину упрочненного слоя $h_{упр}$. Измерение микротвердости проводили в зоне приложения ударной нагрузки на поверхности катания, а также в глубь от неё. Расстояние между отпечатками по глубине образца составляло 50 мкм. Оценку микротвердости осуществляли в соответствии с ГОСТ 9450-76 на приборе УИПМТ-3 при увеличении $\times 487$. Нагрузка на индентор составила 200 г.

Анализ результатов измерения микротвердости и глубины упрочнения поверхностного слоя при различных энергиях удара торцом показал, что глубина упрочнения изменяется от 0,8 до 3 мм (рис. 2). Микротвердость при возрастании энергии удара увеличивается в 2–4 раза по отношению к исходному значению микротвердости. Исходное значение микротвердости составляет 2300 МПа.

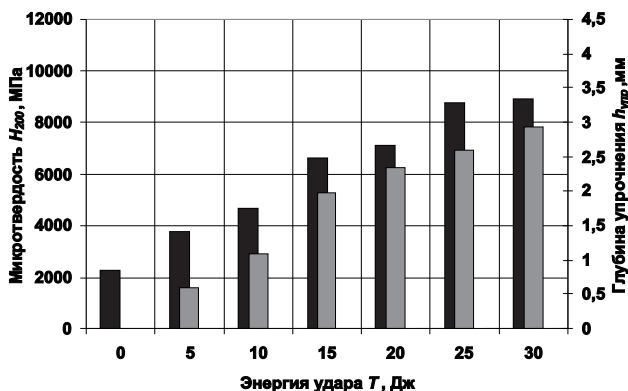


Рис. 2. Влияние энергии удара на микротвердость и глубину упрочнения

На твердость и глубину упрочненного слоя большое влияние оказывают размеры пятна контакта индентора с обрабатываемой поверхностью. Зависимость между площадью контакта и энергией удара можно выразить с помощью показателя удельной энергии удара, определяемой по формуле $[T]=T/S$, где S – площадь отпечатка. Для получения необходимой твердости и глубины упрочнения сварного шва можно подобрать геометрические размеры индентора и энергию единичного удара исходя из минимальной удельной энергии удара (рис. 3). Твердость сварного шва должна быть близкой к твердости объемнозакаленного рельса и достигать 340...400 НВ. Этому значению твердости соответствует значение удельной энергии удара 0,15 Дж/мм². Например, при выбранной энергии удара 15...20 Дж площадь индентора должна быть 100...130 мм².

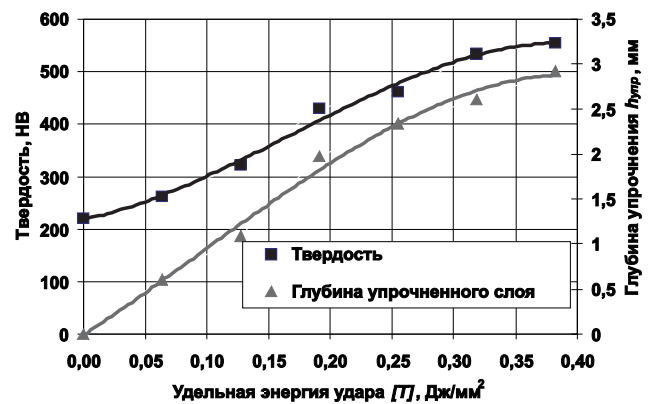


Рис. 3. Зависимость удельной энергии удара от твердости и глубины упрочнения

Результаты исследований показали, что с помощью ударного воздействия на сварной шов можно сформировать упрочненный слой, микротвердость которого значительно выше, чем микротвердость необработанного сварного соединения. Это дает возможность использовать данный метод для обработки сварных соединений рельсов в пути, что является предметом дальнейших исследований.

Список литературы

1. Тихомирова Л.Б., Пасько С.В., Болотова О.В. Аллюминотермитная сварка рельсов методом промежуточно-го литья по технологии фирмы СНАГА. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2008. – 76 с.
2. Анализ повреждаемости сварных рельсовых стыков // Железные дороги мира. – 2004. – № 11. – С. 45–49.
3. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статико-импульсной обработки поверхностным пластическим деформированием // Библиотека технолога. – М: Машиностроение, 2004. – 288 с.
4. Каргин В.А. Ресурсосберегающие технологии на железнодорожном транспорте с использованием виброударных машин. – Новосибирск: Изд-во СГУПС, 2000. – 120 с.

УДК 621.9.047

ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ АКТИВАЦИИ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЙ РАЗМЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ¹

*Х. М. РАХИМЯНОВ, доктор техн. наук, профессор,
К.Х. РАХИМЯНОВ, канд. техн. наук., доцент,
Н. П. ГААР, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 18 июня 2010 г.

Рахимьянов Х. М. – 630092, Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
e-mail: tms-ngtu@mail.ru

Рассмотрены различные методы интенсификации процесса электрохимической размерной обработки нержавеющей стали. Доказана перспективность использования лазерного излучения для интенсификации обработки.

Ключевые слова: электрохимическая размерная обработка, нержавеющая сталь, температура, скорость прокатки, лазерное излучение, плотность тока, пассивация.

Various methods of an intensification of process of electrochemical dimensional machining of stainless steel are considered. Perspectivity of use of laser radiation for a machining intensification is proved

Key words: electrochemical machining, stainless steel, temperature, flow rate, laser radiation, the current density, passivation.

Электрохимическая размерная обработка (ЭХРО), основанная на анодном растворении, широко применяется для обработки различных классов материалов, в том числе труднообрабатываемых. Обрабатываемость материалов при ЭХРО зависит в основном не от физико-механических свойств материала, а от его химического состава и фазового состояния [1, 2]. Однако производительность данного процесса для большинства труднообрабатываемых материалов невысока.

В практике ЭХРО нашли широкое применение способы активации процесса, такие как нагрев электролита и его прокачка. При нагреве электролита реализуется тепловой механизм активации процесса анодного растворения, обеспечивающий повышение скорости анодного растворения материалов в электролитах, имеющих малую активность. Повышение температуры приводит к сообщению дополнительной энергии анионам электролита, в результате чего их реакционная способность увеличивается и активизируется анодное растворение обрабатываемого материала.

Производительность процесса электрохимической размерной обработки при этом возрастает в 2–3 раза. В то же время следует учитывать интенсивное испарение электролита при повышенных температурах.

Прокачка электролита реализует гидравлический механизм активации процесса электрохимического растворения. Этот способ активации нашел наибольшее применение в практике электрохимии, поскольку «зашламление» рабочей зоны продуктами реакции является основной причиной низкой производительности процесса. Прокачка электролита повышает производительность ЭХРО в 3–4 раза по сравнению с электрохимическим растворением без нее. Однако эффект образования на обрабатываемой поверхности в месте подачи электролита под давлением углублений снижает точность и качество обрабатываемой поверхности детали. Кроме того, данный метод активации повышает производительность процесса при обработке материалов, не образующих на обрабатываемой поверхности различного рода пленок, являю-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 годы», мероприятие 1.3.1 (проект П2571)

щихся нетокопроводящими и, как правило, имеющих хорошее сцепление с обрабатываемым материалом.

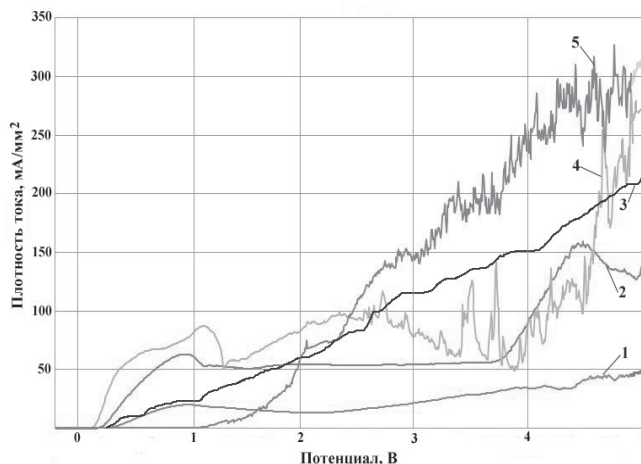
Лазерная активация процесса включает в себя целую гамму механизмов интенсификации процесса, в том числе тепловой и гидродинамический. Данный метод активации процесса был рассмотрен в работах [3,4] и заключается в интенсификации процесса путем введения в рабочую зону между катодом и анодом лазерного излучения. Благодаря уникальности лазерного излучения, его монохроматичности и когерентности возможна тепловая активация процесса за счет поглощения электролитом части энергии, а также перемешивание электролита из-за разности температур между столбом жидкости, поглотившим излучение, и остальным объемом электролита. Уникальные свойства лазерного излучения обеспечивают реализацию новых механизмов активации процесса ЭХРО, таких как создание проводимости в полупроводниковых пленках и даже диэлектрических за счет фотоэффекта; разрушение образующихся на анодной поверхности в процессе ЭХРО различного рода пленок за счет их теплоразрушения или разрушения химических связей элементов в пленках.

Оценка эффективности того или иного механизма активации электрохимического растворения возможна на основе сравнения поляризационных кривых, полученных при помощи потенциодинамического метода, устанавливающего зависимость значений плотности тока от потенциала, в различных условиях интенсификации процесса.

На рисунке представлены поляризационные кривые для ЭХРО нержавеющей стали 12Х18Н9Т в 10 %-м водном растворе хлорида натрия в условиях тепловой, гидравлической интенсификации процесса, а также при лазерной интенсификации процесса длинами волн 1,06 и 0,53 мкм.

При тепловой интенсификации процесса электрохимического растворения нагрев электролита осуществлялся до 50 °С. Дальнейшее увеличение температуры электролита нецелесообразно, поскольку не приводит к увеличению значений плотности тока, что согласуется с данными работы [1].

Сравнение поляризационных кривых 1 и 2 указывает на тот факт, что увеличение температуры приводит к повышению значений плотности тока во всем исследованном диапазоне потенциалов. При этом на поляризационных кривых 1, 2 имеются участки активного (плотность тока увеличивается с увеличением потенциала) и пассивного (отсутствие или падение плотности тока с увеличением потенциала) растворения обрабатываемого материала. Таким образом, добавление дополнительной энергии анионам электролита через повышение его температуры не приводит к полному устранению пассивного состояния материала, вызванного, в том числе, и образованием окисных пленок.



Поляризационные кривые, полученные при помощи потенциодинамического метода для нержавеющей стали 12Х18Н9Т в 10 %-м водном растворе хлорида:

1 – без интенсификации процесса; 2 – при тепловой интенсификации процесса; 3 – при гидравлической интенсификации процесса; 4 – при активации процесса лазерным излучением длиной волны 1,06 мкм; 5 – при активации процесса лазерным излучением длиной волны 0,53 мкм

Поляризационная кривая 3 соответствует процессу анодного растворения нержавеющей стали в условиях реализации гидравлического механизма активации за счет вращения анода с угловой скоростью 15 [рад/с]^{1/2}. Доказано, что увеличение скорости свыше указанного значения для нержавеющей стали в водном растворе хлорида натрия не приводит к дальнейшему росту плотности тока [5].

Сравнительный анализ поляризационных кривых 3 и 1 указывает на эффективность использования гидравлического механизма интенсификации процесса электрохимического растворения нержавеющей стали, о чем свидетельствует смена характера электрохимического растворения материала с пассивного на активный во всем исследуемом диапазоне потенциалов.

Для экспериментальных исследований анодного поведения в условиях лазерной активации авторами разработана методика и установка для поляризационных исследований [6], результаты которых представлены кривыми 4, 5. Для обеих длин волн средняя плотность мощности на входе в электролит составляла $0,64 \cdot 10^6$ Вт/м², частота следования импульсов 5 кГц. При указанных параметрах лазерного излучения температура электролита у поверхности обрабатываемого материала при визуальном наблюдении не приводит к закипанию электролита, что также подтверждено расчетами согласно [7]. Это обеспечивает реализацию электрохимического растворения материала без его «запирания» паровой рубашкой, образующейся у поверхности обрабатываемого ма-

териала в процессе кипения электролита, и, как результат, смешение процесса ЭХРО в сторону лазерной обработки материала.

Поляризационная кривая 4, полученная при активации анодного растворения нержавеющей стали лазерным излучением в инфракрасном спектре длин волн (1,06 мкм), по своему характеру близка к поляризационной кривой 2, полученной при тепловой активации электрохимического процесса. Однако значения плотностей тока при лазерной активации выше, чем при тепловой, а при потенциалах свыше 4,5 В превышают значения плотностей тока, полученных при гидравлической интенсификации процесса. Однако интенсификация электрохимического растворения лазерным излучением длиной волны, близкой к ультрафиолетовой части спектра (0,53 мкм) при потенциалах свыше 2,5 В (кривая 5), оказалась эффективнее, чем при других методах интенсификации электрохимического растворения, а также лазерной активации с длиной волны 1,06 мкм. В то же время в диапазоне низких потенциалов (0...2,5 В) эффективно использование для интенсификации процесса электрохимического растворения лазерного излучения с длиной волны 1,06 мкм.

Таким образом, можно сделать следующий вывод: лазерная активация электрохимического растворения нержавеющей стали 12Х18Н9Т в 10 %-м водном растворе хлорида натрия является перспективным методом интенсификации процесса. Однако для каждого диапазона потенциалов наиболее эффективным может оказаться применение длины волны лазерного излучения определенного спектра.

Список литературы

1. Давыдов А.Д. Анодное растворение сплавов при электрохимической размерной обработке деталей // Электронная обработка материалов. – № 3. – 1980. – С. 18–25.
2. Амирханова Н.А., Хайдаров Р.Р. Определение лимитирующей стадии высокоскоростного растворения алюминиевых сплавов с КЗ и УМЗ структурой // Вестник УГАТУ Машиностроение. – Уфа: УГАТУ. – Т. 9. – № 1(19). – 2007. – С. 117–119.
3. Филимонок В.Н., Самусев В.Г. Воздействие излучения ОКГ на анодное растворение металлов // Электрофизические и электрохимические методы обработки. – 1976. – № 4. – С. 9–12.
4. Самусев В.Г. Разработка и исследование метода интенсификации электрохимической обработки различных материалов с помощью оптических квантовых генераторов: автореф. ... канд. техн. наук по специальности 05.17.03. – Электрохимические производства. – Новочеркасск: НПИ, 1979. – 20 с.
5. Исследования анодного поведения стали 12Х18Н9Т в водных растворах хлорида и нитрата натрия / Х.М. Рахимьянов, Б.А. Красильников, К.Х. Рахимьянов, Н.П. Гаар // Международная научно-техническая конференция в машиностроении. Современная электротехнология в машиностроении: Сб. тр. конф. Тула. 5–6 июня 2007 г. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2007. – С. 150–159.
6. Рахимьянов Х.М., Журавлев А.И., Гаар Н.П. Установка для исследования электрохимических процессов в условиях лазерной активации процесса электрохимической размерной обработки // Научный вестник НГТУ. – Новосибирск: Изд-во НГТУ. – № 2(39). – 2010. – С. 133–144.
7. Филимонок В.Н., Журавлев А.И. Функция теплового источника в жидкой среде при лазерноэлектрохимической обработке // Труды международной научно-технической конференции «Научные основы высоких технологий» в 6 т. Т. 4. Материаловедение. Современные машины и технологии. Авиационная техника и технологии. – Новосибирск: Изд-во НЭТИ, 1997. – С. 192–202.

УДК 621.922.039 (088.8)

ОСОБЕННОСТИ СВС ТЕХНОЛОГИЙ ИЗГОТОВЛЕНИЯ АБРАЗИВНЫХ ШЛИФОВАЛЬНЫХ КРУГОВ И ИХ МАРКИРОВКА

*Г.И. СМАГИН, канд. техн. наук, доцент,
В.Н. ФИЛИМОНЕНКО, канд. техн. наук, доцент,
Н.Д. ЯКОВЛЕВ, ст. преподаватель
(НГТУ, г. Новосибирск)
М.А. КОРЧАГИН, доктор хим. наук
(Институт твердого тела и механохимии
СО РАН, г. Новосибирск)*

Статья поступила 23 марта 2010 г.

Смагин Г.И. – 630092, г. Новосибирск, пр. Карла Маркса 20,
Новосибирский государственный технический университет, e-mail: ptn@mail.fam.nstu.ru

Потребность техники в абразивах продолжает оставаться высокой. В настоящее время промышленность начинает потреблять и применять новые СВС (самораспространяющийся высокотемпературный синтез) абразивные круги, на которые не приняты еще нормативные параметры и маркировка. Для того чтобы сравнивать новые СВС круги на разных связках, в статье предлагается маркировка СВС абразивных кругов. Предлагаемая маркировка учитывает особенности технологии изготовления СВС абразивных кругов и позволяет сравнивать разные круги между собой и выбирать из них необходимые по технологическим и экономическим параметрам.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), СВС абразивные круги, СВС связка, маркировка СВС кругов, эталонный обрабатываемый материал, коэффициент шлифования, удельный съем материала при шлифовании.

In offered marks SHS (self-propagating high-temperature synthesis) abrasive wheels features of their manufacturing are considered. Marks SHS of wheels allow technologists to compare grinding tool among themselves and to choose the best.

Keywords: SHS (self-propagating high-temperature synthesis), model work material, material-removal rate, G-ratio, abrasion SHS wheel marking.

Технологии изготовления шлифовальных кругов, основанные на использовании самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1,2] характеризуются малыми энергозатратами. Экономические же затраты приходится подсчитывать для каждого конкретного случая применения кругов, учитывая стоимость порошков, стоимость оснастки, сравнительные стойкости кругов, трудоемкости правки, например фасонных кругов, и некоторые другие факторы.

Метод СВС основан на использовании внутренней химической энергии, выделяющейся при взаимодействии исходных реагентов. Сущность метода состоит в том, что в смеси порошковых исходных реагентов локальным тепловым импульсом инициируется экзотермическая реакция, которая распространяется по всему объему образца в виде высокотемпературной волны горения (синтеза). Метод синтеза обладает рядом специфических положительных особенностей, которые отличают его от существующих способов получения неорганических соединений. К ним следует отнести высокие температуры в волне СВС и малые времена синтеза, минимальные внешние энергетические затраты и простоту оборудования, возможность синтеза больших объемов продукта и его чистоту. Использование внутренних энергетических ресурсов системы,

многообразие возможного применения различных шихт характеризуют высокие достоинства методов СВС с технологической точки зрения и служат основой для разработки и осуществления новых современных технологий изготовления шлифовальных кругов.

В настоящее время наиболее широкое использование метода СВС в машиностроении наблюдается для получения абразивных материалов, применяемых в производстве абразивных порошков, доводочных паст и в меньшей мере шлифовальных кругов [3]. В традиционном промышленном производстве шлифовальные круги, изготовленные по технологии СВС, занимают по качественным характеристикам промежуточное положение между кругами на керамических связках и кругами на металлических связках, но это положение до настоящего времени не учтено в маркировках этих кругов. Так, связки для кругов, изготавливаемых с использованием метода СВС, имеют свои особенности, в частности, определенные ограничения по количественным соотношениям добавляемого абразива к компонентам шихты, и это необходимо учитывать при маркировке кругов СВС. К исследованию абразивов на базе СВС технологий подключается все больше известных технологических лабораторий различных университетов

страны: МИСиС (кафедра порошковой металлургии и функциональных покрытий), инженерный центр СВС Самарский ГТУ, ТГУ, НГТУ совместно с Институтом твердого тела и механохимии СО РАН и др.

К основным характеристикам стандартных шлифовальных кругов на керамических и металлических связках относятся следующие: тип связки, тип абразивного зерна, зернистость абразивного порошка, твердость связки, структура связки, процентное соотношение (весовое или объемное) абразивного материала и связки, тип используемых наполнителей, предельная скорость обработки. Рассмотрим, какие из этих характеристик можно рекомендовать к применению, а какие, с учетом специфики СВС, изменить и добавить новые.

Одной из главных особенностей СВС кругов является связка, которая образуется только при горении компонентов. Как правило, связку после изотермической реакции шихты образуют несколько структур (скелетов). Одной из структур связки являются интерметаллиды, например, типа NiTi, Ni₂Al₃, TiAl. Другой структурой являются мелкодисперсные абразивные компоненты типа TiB₂, TiC, TiN. В качестве третьей структуры может быть избыточная фаза металлов в смесях: или Ti, или Ni, или Al и другие, которые предусматриваются в исходной шихте. При применении такой технологии образуется «керамико-металлическая» связка. По внешним характеристикам она, как и металлическая связка, обычно токопроводна и, как керамическая связка, характеризуется большой пористостью.

Аналогично маркировке связок для традиционных керамических кругов обозначение связок абразивных кругов, изготовленных с использованием метода СВС, предлагается указывать цифровое кодирование шихт, которые применяются для формирования кругов, например, СВС1, СВС2 ... СВС10 и т.д.

В лаборатории абразивного инструмента НГТУ (кафедра ПТМ) совместно с институтом твердого тела и механохимии СОРАН исследуются различные типы связок. На первом этапе для их исследования изготовлено более 200 образцов кругов СВС (40 × 30 × 10) с различными связками с целью определения и выбора из их числа оптимальных составов связок по технологическим и экономическим критериям. Для обозначения связок предлагаются следующие наименования, например: СВС1 – TiB₂+NiTi; СВС2 – TiB₂+NiTi+Ti; СВС3 – TiB₂+NiTi+Ni; СВС4 – Ni₂Al₃; СВС5 – Ni₂Al₃+Al; СВС6 – Ni₂Al₃+Ni; СВС7 – TiAl; СВС8 – TiAl+Al; СВС9 – TiAl+Ti и т.д. Процентные соотношения компонентов указанных связок предполагается раскрывать в технических условиях при производстве кругов. Но связка кругов определяется и другими параметрами. Для компонентов порошков в связках, в которые имплантированы порошки наноразмерного диапазона, предлагается использовать индекс «НА», а маркировка связки тогда обозначается – СВС 1 (НА).

При использовании вакуумных пропиток металлами пористых кругов с целью изменения их характеристик рекомендуется указывать наименование металла пропитки и его количество в процентном отношении к связке: аналогично можно рекомендовать такое допол-

нение и при пропитке кругов полимерами и некоторыми солями. Тогда тип связки с пропиткой будет выглядеть так: СВС 1 (НА) медь (%); СВС 1 (НА) фенилон (%); СВС1 (НА) жидкое стекло (%).

Характеристику связки дополняет ее структура. В зависимости от вида связки и возможной ее пропитки или подпрессовки во время изотермической операции спекания значительно изменяется структура рабочей части шлифовального круга, т.е. она варьируется за счет технологии изготовления круга, от соотношения объема абразивных частиц, связки и объема пор. Поэтому, как и в шлифовальных кругах с традиционными керамическими связками, структуру инструмента, изготавливаемого по технологии СВС, целесообразно при маркировке обозначать цифрами: в пределах, например № 1 – 5, а структуру характеризовать через соотношение плотностей сравниваемых кругов. Номер 1 структуры круга предлагается присваивать шлифовальному кругу наиболее пористому; номер 2 присваивается кругам с отношением удельного веса рассматриваемого круга к удельному весу круга № 1, равного 1,2; номер 3 присваивается кругам с отношением удельного веса рассматриваемого круга к удельному весу круга № 1, равного 1,4; номер 4 присваивается структурам кругов с отношением удельного веса рассматриваемого круга к удельному весу круга № 1, равного 1,6. Соответственно структура № 5 присваивается кругам с отношением удельных весов связок, равным 1,8. Принимается, что указанные отношения удельных весов связок лежат в пределах ±30 % рассеивания относительно принятых отношений удельных весов. Те структуры, которые имеют отклонение в пределах между 30 и 50 % отношений удельных весов рекомендуется обозначать двойным номером, например, структура № 3 – 4. Итак, предполагается, что связки кругов с номерами 2 – 5 будут изготавливаться либо с пропиткой, либо с подпрессовкой (подпрессовка во время изотермической реакции СВС).

Абразивные зерна, добавляемые в шихту кругов СВС в течение протекания экзотермических реакций (температура горения достигает 1200...2200 °С и более) испытывают значительные тепловые напряжения. При этом алмазное зерно предположительно с большей вероятностью должно было бы деструктурироваться. На практике эксперименты, проведенные с контролем оптической и электронной микроскопии, показали, что при продувке аргоном в процессе формирования абразивных кругов (спекание) алмазные зерна не деструктурируются [4]. Подобное при повышенных температурах и различных технологических условиях наблюдается и при использовании абразивных зерен из эльбора (кубонита) и карбида кремния зеленого. Отсюда можно рекомендовать обозначать в шлифовальных кругах, изготавливаемых по технологии СВС с применением алмазных и других типов абразивных зерен, так же как и для традиционных металлических связок – АС 30; КР или Л; 63С и т.д. Хотя при этом необходимо помнить, что при спекании кругов СВС применяется защитная атмосфера, которая при маркировке кругов не указывается.

Особенностью изготовления абразивных кругов по рассматриваемой технологии является и то, что при при-

менении режущих абразивных частиц, покрытых металлическими пленками, наблюдается сваривание этих пленок со связкой. При этом происходит упрочнение и увеличение удерживающих усилий абразивных частиц в связке при её работе (подобное имеет место при диффузионной сварке алмазных зерен покрытых никелем в технологиях фирмы «Московский абразивный завод»). Поэтому для абразивных частиц при маркировке необходимо указывать и тип покрытия с учетом его количества в весовом измерении по отношению к количеству абразива (АС 30 10%Ni, КР 10%Ni и т.п.), если такое покрытие применено для абразива рассматриваемого шлифовального круга.

Зернистость абразивных порошков предлагается обозначать так же, как она обозначается в кругах на металлических связках, например, 160/125, так как в кругах СВС большей частью используются абразивы из сверхтвердых материалов, для которых уже приняты такие обозначения зернистостей абразива.

Твердость круга, традиционный параметр для абразивных кругов на керамических связках, для технологов металлообрабатывающих производств является, на наш взгляд, косвенной характеристикой, определяющей технологический выбор круга для тех или иных операций обработки. Отсюда для повышения информативности характеристик различных по составу связок предлагаются новые характеристики, заменяющие параметр твердости в кругах, выполненных по технологии СВС. К таким параметрам предлагается отнести удельный объем сошлифованного материала (Q мм³/мин·см²), коэффициент шлифования ($K_{\text{шл}}$), полученные при испытании нового инструмента на режущую способность при обработке эталонного материала. Объем снятого материала (Q мм³/мин·см²) характеризует скорость перемещения рабочего суппорта с закрепленным на нем эталонным материалом при упругом шлифовании под действием постоянной радиальной силы резания 20 Н или 30 Н (рис 1). Коэффициент шлифования ($K_{\text{шл}}$) – отношение сошлифованного объема материала к объему изношенной за это время связки круга. Для определения этих двух характеристик необходимо, чтобы технологические режимы в процессе оценочного шлифования были бы заданы постоянными. Например, эталонный обрабатываемый материал (предложен поделочный камень серпантенин, твердость по Моосу 5); сечение образца для шлифования 10×10 мм, скорость резания (V м/с) 7...12,5 м/с, диаметр круга 40...50 мм, постоянная радиальная сила резания в 20 – 30 Н.

Выбор эталонного материала достаточно условен: авторы исходили из того, что предложенный материал имеет стабильные свойства по обрабатываемости; несмотря на получение его из разных мест добычи, разных карьеров, имеет среднее значение твердости по шкале Мооса; не трудно обрабатываемый; материал не дефицитен. Скорости же резания (7...12 м/с) рекомендуются с учетом использования исследователями традиционных заточных станков, где обычно имеются числа оборотов шпинделя в 3000 и 6000 об/мин, что для указанных испытываемых диаметров кругов и дает такие скорости резания.

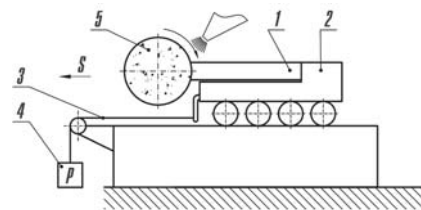


Рис. 1. Экспериментальная установка для исследования Q мм³/мин·см², $K_{\text{шл}}$:
1 – образец; 2 – каретка; 3 – тросик; 4 – груз; 5 – шлифовальный круг

Использование указанных характеристик, заменяющих параметр твердости связки, для оценки различных исследуемых связок рассмотрим на следующем примере для кругов однозначной связки, но имеющих различные процентные соотношения концентрации добавочных к мелкозернистому дибориду титана более крупных абразивных зерен, например (SiC 80/63). Из вышеупомянутых образцов СВС кругов разных связок были отобраны для оценки результатов исследования круги под номерами 43, 44, 46, 45, 47 (круги без пропитки и подпрессовки), для которых получены следующие результаты, представленные на рис. 2:

- (№ 43) $\text{TiB}_2 + \text{NiTi} + 15\% \text{SiC} - Q$ (194 мм³/мин·см²),
 $K_{\text{шл}}$ (155);
- (№ 44) $\text{TiB}_2 + \text{NiTi} + 20\% \text{SiC} - Q$ (230 мм³/мин·см²),
 $K_{\text{шл}}$ (75);
- (№ 46) $\text{TiB}_2 + \text{NiTi} + 25\% \text{SiC} - Q$ (266 мм³/мин·см²),
 $K_{\text{шл}}$ (50);
- (№ 45) $\text{TiB}_2 + \text{NiTi} + 30\% \text{SiC} - Q$ (300 мм³/мин·см²),
 $K_{\text{шл}}$ (49);
- (№ 47) $\text{TiB}_2 + \text{NiTi} + 35\% \text{SiC} - Q$ (540 мм³/мин·см²),
 $K_{\text{шл}}$ (44).

Для рассматриваемой связки наблюдается следующее: с увеличением процентного содержания абразива в связке возрастает производительность обработки, но при этом уменьшается стойкость круга, т.е. коэффициент шлифования снижается с уменьшением массы связки, прочность удержания зерен абразива уменьшается.

Для рассматриваемых инструментов необходимо вводить и такую характеристику, как удельное омическое сопротивление связки ρ (1/ом·м·см²), определяющую пригодность выбираемого шлифовального круга для электроалмазной обработки токопроводных материалов.

Базовые технологические показатели для традиционных шлифовальных кругов приведены на рис. 3 при обработке эталонного материала: для кругов 1 – 25A16PCM26K6A, 2 – 63C16CM16K6, 3 – AC6 100/80 100%M1, и условий обработки $V = 8$ м/с, $d_{\text{кр}} = 40$ мм, СОТС – эмульсол, материал эталонного образца – серпантенин.

Сравнением результатов исследования, представленных на рис. 2 и 3, установлено, что круги, изготовленные по технологии СВС для указанных связок по показателю Q мм³/мин·см², близки к алмазным кругам на металлической связке, а по показателю $K_{\text{шл}}$ уступают алмазным. При этом следует учитывать, что круги

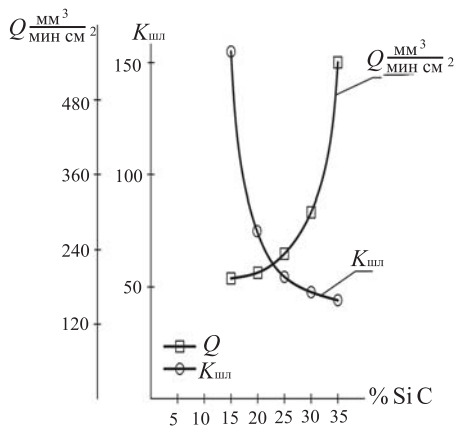


Рис. 2. Изменение характеристик $Q, K_{шл}$ с изменением процентного содержания абразива в связке при $P = 30$ Н, СОТС – эмульсол, $V = 8$ м/с, $d_{кр} = 40$ мм, $n = 3000$ об/мин, обрабатываемый материал – серпантенил

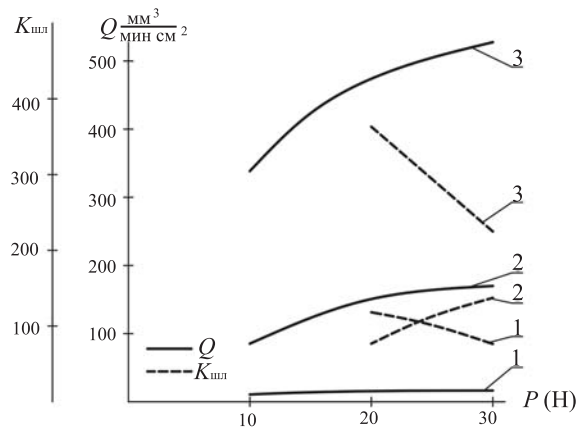


Рис. 3. Базовые показатели для стандартных шлифовальных кругов на керамической и металлической связках: 1 – 25А16ПСМ26К6А; 2 – 63С16СМ 16 К6; 3 – АС 6 100/80 100% М1

СВС токопроводные и при обработке токопроводящих магнитов, твердого сплава электроалмазным способом их стойкость будет значительно превосходить круги на керамических связках.

В СВС технологиях получения шлифовальных кругов, по сравнению с кругами, изготавливаемыми по традиционным технологиям, существуют определенные ограничения по количеству абразива в связке. При определенных соотношениях компонентов процесс горения может не осуществляться. Обычно таким ограничением является достижение 35 % объема абразивных зерен в связке, т.е. ориентировочно такое, как в кругах с металлической связкой, где 25 % абразива в объеме круга соответствует 100 % его концентрации. Отсюда количество абразива в кругах СВС рекомендуется обозначать, как в кругах на металлических связках, а предельную скорость обработки – так же, как в кругах на керамических связках, например – 30 м/с. Пример маркировки кругов, изготавливаемых по технологии СВС:

1А1 50×10×10×16 АС30 160/125 Q мм³/мин·см² (510), $K_{шл}$ (95) СВС2 100 % ρ 1/ом·м·см² ($9 \cdot 10^{-3}$) № 1 V (30 м/с), где 1А1 – форма круга, АС30 – алмазное зерно, 160/125 – зернистость абразива, Q мм³/мин·см² (510) – удельный объем сошлифованного эталонного материала, $K_{шл}$ (95) – коэффициент шлифования, СВС2 – связка (TiB₂+NiTi+Ti), 100 %-я – концентрация абразива (АС30) в связке, ρ 1/ом·м·см² ($9 \cdot 10^{-3}$) – удельное омическое сопротивление связки, № 1 – структура связки, V (30 м/с) – допустимая по прочности круга скорость обработки.

Итак, маркировка шлифовальных кругов, изготавливаемых по технологии СВС, учитывает особенности маркировки традиционных керамических и металлических кругов, но при этом учитываются и особенности СВС технологий для этих кругов. Технологии СВС характеризуются большим разнообразием связок, большими возможностями для применения пропиток

кругов, технологиями подпрессовки кругов во время их спекания. Следует учитывать, что круги СВС электропроводны, в связи с чем вводится параметр удельной электропроводности связки, а также такие новые характеристики при маркировке связок, как удельный объем снятого материала, коэффициент шлифования, заменяющие параметр твердости, который применяется для кругов на керамических связках. Параметр, характеризующий структуру связки, для упрощения его численной оценки предложено определять через косвенную характеристику. Новым в маркировке кругов СВС является то, что для определения параметров маркируемого круга используется эталонный обрабатываемый материал. Все это позволяет повысить надежность сравнительных оценок испытываемых шлифовальных кругов при отработке их оптимальных составов связок для кругов СВС по экономическим и технологическим параметрам.

Список литературы

1. Смагин Г.И. Получение шлифовальных кругов методом самораспространяющегося температурного синтеза / Г.И. Смагин, Н.Д. Яковлев, М.А. Корчагин // Инструмент Сибири – 2001. – № 1 (10). – С. 23–29.
2. Мерджанов А.Г. Процессы горения и синтеза материалов / под ред. В.Т. Телены, А.В. Хачаяна. – Черноголовка: Изд-во ИСМАН, 1998. – 512 с.
3. Зиятдинов М.Х. Опыт разработки, производства и применения СВС материалов для металлургии // Материалы научного семинара – «Фундаментальные и прикладные проблемы СВС». Сентябрь 2009 г. – Томск: ТГУ, 2009. – С. 41–47.
4. Левашов Е.А. Особенности формирования структуры и свойств алмазосодержащих функциональных градиентных СВС материалов / Е.А. Левашов, Б.В. Вышков, Е.Б. Штанская, И.П. Боровинская // Известия высших учебных заведений (цветная металлургия). – 1996. – № 1. – С. 52–59.

УДК 621.91.02:621.83

УСКОРИТЕЛЬНАЯ ГОЛОВКА НА ОСНОВЕ ШАРИКОВОЙ ПЕРЕДАЧИ*

*А.С. ВИРЦЦ, студент, А.А. БАСЬКОВ, аспирант,
А.С. ПОРЯДИН, инженер,
А.Н. РОМАШЕВ, канд. техн. наук, доцент
(БТИ АлтГТУ, г. Бийск)*

Статья поступила 5 мая 2010 г.

659305, Бийск, ул. Трофимова, 27, Бийский технологический институт
Алтайского государственного технического университета,
e-mail:mrsi@bti.secna.ru

Рассмотрена возможность создания вспомогательной инструментальной оснастки – ускорительные головки на основе шариковой передачи.

Ключевые слова: планетарная зубчатая передача, ускорительная головка, шариковая передача.

Possibility of creation of auxiliary tool equipment - accelerating heads on the basis of ball transfer are presented in this article.

Key words: planetary tooth gearing, accelerating head, ball transfer

Технологии машиностроительного производства, реализуемые с применением станков с ЧПУ, постоянно совершенствуются. Технологические возможности такого оборудования значительно расширяются, однако это незамедлительно сказывается на стоимости современного оборудования, которая неуклонно увеличивается. Кроме того, на мировом рынке появляются различные виды инструмента, стойкость которого обеспечивает работу с интенсивными режимами резания. При этом относительно быстро происходит моральное старение техники.

Технологическое оснащение металлорежущего оборудования является немаловажным вопросом для производства в целом. Предприятия имеют парк действующего оборудования, технологические возможности которого можно существенно расширить за счет соответствующей технологической оснастки. Преимущества очевидны: повышение производительности и возможность обработки заготовок, конструктивные особенности которых не позволяют вести обработку с применением стандартных средств закрепления инструмента.

С развитием промышленности появляются новые материалы и современные технологические процессы, требующие от оборудования новых возможностей. Так как не всегда достаточно средств на новое оборудование, возникает потребность в разработке и применении различных приспособлений.

Так, для оптимальной работы современного инструмента требуется скорость резания 300...600 м/мин, что соответствует 12000...25000 об/мин шпинделя. На отечественных предприятиях основная масса станков сверлильно-фрезерно-расточной группы имеет максимальную скорость шпинделя не более 4500 об/мин. В этом случае применение мультипликаторных устройств позволяет повысить технологический уровень производства при минимальных финансовых затратах.

В настоящее время различными зарубежными фирмами, занимающимися главным образом изготовлением инструмента, предлагаются современные ускорительные головки с частотой вращения 10000...20000 об/мин. Конструкция данных мультипликаторов основана на использовании планетарной зубчатой передачи (рис. 1), при этом вся конструкция состоит из

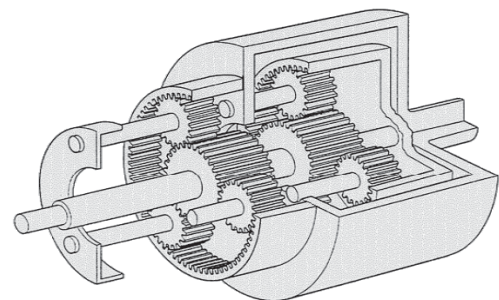


Рис.1. Планетарная зубчатая передача

* Материалы 8-й Всероссийской научно-практической конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе», г. Новосибирск. 24 марта 2010 г.

нескольких ступеней, соединенных между собой параллельно для увеличения нагрузочной способности. Зубчатые колеса выполняются небольших размеров и высокой точности, при этом их материал подвергается соответствующей термообработке. Ускорительные головки данного типа имеют высокую трудоемкость изготовления и соответственно себестоимость.

Уменьшение времени обработки можно обеспечить, увеличивая скорость шпинделя за счет применения ускорительных головок. В частности, это относится к обработке алюминиевых сплавов, использование которых распространено в различных отраслях промышленности, в том числе и в военной отрасли.

Ускорительные головки включают:

- оправки с конусом для крепления головки в шпинделе станка;
- корпус;
- хвостовик, служащий для фиксирования ускорительной головки и препятствующий повороту корпуса; хвостовик выполнен в виде трубки с каналами, уходящими в корпус для подачи СОЖ;
- выходной вал с патроном для крепления инструмента.

В данной работе рассматривается возможность создания ускорительных головок на основе шариковой передачи. Такие передачи мало изучены по сравнению с зубчатыми передачами и в связи с этим применение их пока еще ограничено. Однако шариковые передачи имеют ряд преимуществ по сравнению с другими передачами: обладают небольшими габаритами независимо от передаточного отношения, имеют высокую нагрузочную способность и высокий КПД.

На рис. 2 представлен внешний вид выпускаемой конструкции ускорительной головки. Внутреннего объема корпуса головки вполне достаточно для размещения механизма изменения частоты вращения рабочего шпинделя на основе шариковой передачи.



Рис. 2. Ускорительная головка и ее составные элементы

В настоящее время существует большое количество кинематических схем шариковых передач. Для предлагаемой конструкции ускорительной головки была выбрана схема с перемещением тел качения как в осевом, так и в радиальном направлении. Входной вал (рис. 3) соединяется с полусферой 1, в пазах которой расположены шарики 4. Шарики, в свою очередь,

упираются в образующую поверхность дорожки качения, расположенной в диске 3. Эксцентрик 2 – это полусфера, ось которой смещена относительно оси вращения передачи; он является выходным элементом.

Крутящий момент от входного вала подается на полусферу 1, которая, вращаясь, заставляет шарики 4 перемещаться одновременно по пазам и перекачиваться по поверхности дорожки качения диска 3, зафиксированного относительно корпуса передачи. Вращение эксцентрика 2 происходит за счет перекачивания шариков по его образующей поверхности. За счет конструктивных особенностей передачи один полный оборот выходного элемента (эксцентрика 2) происходит за $1/n$ оборота входного элемента (полусферы 1), где n – количество пазов на заторможенном элементе (диск 3).

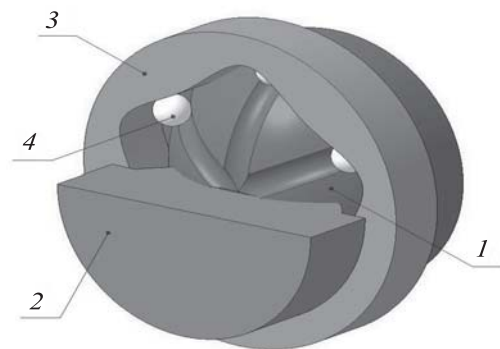


Рис. 3. Твердотельная модель шариковой передачи, используемой в ускорительной головке

Данная конструкция позволяет повысить обороты шпинделя до 10 000 об/мин и более, увеличить производительность обработки и снизить ее себестоимость. Ускорительная головка основана на преобразовании крутящего момента за счет движения тел качения по различным беговым дорожкам, выполненным на соответствующих звеньях.

Ускорительная головка обладает компактностью, легкостью и надежностью. В передаче с телами качения отсутствует изгибная нагрузка, как, например, в зубчатой, что положительно влияет на нагрузочную способность звеньев конструкции. Рабочими звеньями конструкции являются два элемента с наружными рабочими поверхностями (полусфера и эксцентрик) и диск с внутренней рабочей поверхностью, получение которых на станках с ЧПУ не составит особых трудностей и не потребует для изготовления деталей специального оборудования.

По сравнению с аналогичными конструкциями на основе планетарной зубчатой передачи, к которой предъявляются высокие требования по точности в связи с большими габаритами, себестоимость ускорительной головки данного типа значительно ниже. Количество точностных параметров, предъявляемых к размерам деталей шариковой передачи, значительно меньше, чем у зубчатой и особенно планетарной передачи.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗАГОТОВОК И ПОРШНЕЙ ИЗ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО ЖАРОПРОЧНОГО СИЛУМИНА И ИХ СВОЙСТВА

*В.К. АФАНАСЬЕВ, доктор техн. наук, профессор,
А. Н. ПРУДНИКОВ, канд. техн. наук, доцент
(СибГИУ, г. Новокузнецк)*

*А. В. Горшенин, ведущий инженер
ОАО «ПАТП-4» (г. Новокузнецк)*

Статья поступила 13 апреля 2010

654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42, Сибирский государственный
индустриальный университет, w.afanasev@nvkz.kuzbass.net

Статья посвящена разработке состава, технологии литья и модифицирования структуры слитков полунепрерывного литья из заэвтектического жаропрочного силумина, а также технологии получения поршней для тяжело нагруженных двигателей в промышленных условиях и изучению их свойств.

Ключевые слова: силумин, микроструктура, жаропрочность, поршень, свойства, модифицирование

Article is devoted to development of structure, technology of moulding and modifying of structure of ingots continuous moulding from hypereutectic heat resisting силумина, and also technologies of reception of pistons for gravity loading engines in industrial conditions and to studying of their properties.

Key words: silumin, microstructure, thermal stability, the piston, properties, modifying

Одной из самых ответственных и напряженных деталей двигателя внутреннего сгорания является поршень. Анализ условий работы поршней современных тяжело нагруженных двигателей показывает, что в процессе работы они выдерживают значительные механические нагрузки от сил давления газов и сил инерции, а также тепловые нагрузки от соприкосновения днища с горячими газами и трения его боковой поверхности о стенки цилиндра. Специфические условия работы поршня двигателя предъявляют разнообразные жесткие требования к материалам, из которых изготавливают поршни. Важнейшие из них [1]: высокая статическая и динамическая прочность, в том числе при рабочих температурах поршня; высокая усталостная прочность; достаточная твердость при нормальной и повышенной температурах; низкий коэффициент линейного расширения; высокая теплопроводность; низкий удельный вес; хорошие антифрикционные свойства и высокая износостойкость; высокая коррозионная стойкость; удовлетворительные технологические свойства.

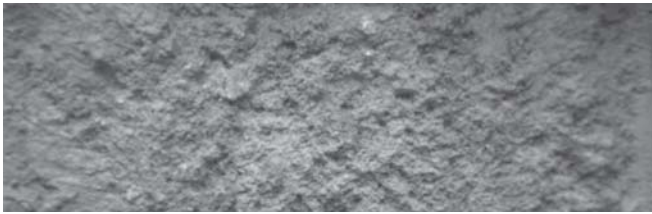
Наиболее широкое распространение среди поршневых материалов нашли легированные сплавы системы Al-Si благодаря своему комплексу физико-механических свойств. Из них наиболее перспективны заэвтектические легированные силумины с учетом их малого удельного веса, более низкого температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) и большей износостойкости. Однако наличие в структуре заэвтектических силуминов кристаллов первичного кремния (КПК) снижает прочностные, пластические и технологические свойства сплавов, что не позволяет

даже с учетом применения операции модифицирования в настоящее время иметь промышленные технологии получения поршней двигателей внутреннего сгорания из этих сплавов с использованием обработки давлением. Поэтому целью работы явились разработка состава и технологии изготовления поршней обработкой давлением из высококремнистого легированного силумина для тяжело нагруженных двигателей и исследование структуры и свойств заготовок и поршней.

С учетом ранее проведенных исследований по влиянию легирующих элементов на структуру и свойства заэвтектических силуминов [2] и разработки состава сплава для поршней тяжело нагруженных двигателей [3], учитывающего повышенные температуры в области днища, был выбран состав, отвечающий максимальному значению жаропрочности. В состав входили следующие элементы, в % (вес.): Si-18,0; Cu-4,0; Mg-0,6; Ce-0,1; N-0,05; остальное – алюминий.

После совместного низкотемпературного наводороживания с использованием водяного пара и модифицирования фосфористой медью МФ-1 в количестве 0,16 % от массы расплава содержание водорода (0,00015 %) и фосфора (0,012 %) соответствовало регламентированным значениям.

Изготовление партии слитков из опытного сплава проводили в центральной заводской лаборатории ОАО «СМК» (г. Ступино). Расплав готовили в электрической печи сопротивления емкостью 100 кг и миксере с карбидокремневыми нагревателями емкостью 150 кг таким образом, чтобы не прерывать процесс отливки слитка. В качестве шихты использовали технически чистые металлы и лигатуры: алюминий А7, силумин Сил0,



а



б

Рис. 1. Изломы слитка из опытного сплава по поперечному сечению, $\times 0,8$ (а) и его промежуточной части, $\times 700$ (б)

медь М1, магний Mg1, кремний Кр0. Расплав не подвергали рафинированию, а процесс модифицирования проводили одновременно как в печи, так и в миксере. Для ускорения процесса растворения фосфористую медь дробили до фракции 1...3 мм и вводили в виде навесок, завернутых в алюминиевую фольгу, в расплав. Сразу после введения навески проводили наводороживание расплава за счет продувки его водяным паром через алундовую трубку с пористым наконечником в течение 25 мин, времени, необходимого для полного растворения фосфористой меди. Температура обработки расплава находилась в интервале 730...780 °С.

Отливку слитков проводили полунепрерывным способом на машине ПН-2 с дуралюминиевым кристаллизатором скольжения. Температура литья составляла 730...750 °С, а скорость 77 мм/мин. Слитки имели следующие размеры: диаметр 165 мм, длина 800...1000 мм и вес 50...60 кг.

Для исследования микроструктуры вырезали темплеты на высоте 50...100 мм от дна слитков, а для фрактографического анализа изготавливали из них изломы в поперечном сечении слитка с использованием прессового оборудования. Для проведения фрактографического

и металлографического анализов использовали микроскопы МБС-9, «Лабомет-И1» и растровый электронный анализатор металлов РЭММА-202А.

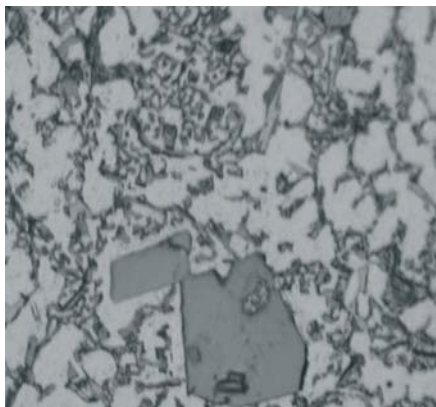
Изломы слитка полунепрерывного литья из опытного сплава по всему поперечному сечению и при увеличении $\times 700$ приведены на рис. 1.

Видно, что по сечению слитка можно выделить три зоны, кристаллизовавшиеся при различной интенсивности охлаждения: периферийную, промежуточную и центральную. Эти зоны отличаются количеством, размерами и распределением кристаллов первичного кремния и дендритов α -твердого раствора, а также морфологией и степенью модифицирования эвтектики. Наличие или отсутствие той или иной зоны, а также ее объем зависят от способа приготовления сплава и технологических факторов. Периферийная зона занимает наименьший объем слитка, в то время как основной зоной при таком способе литья является промежуточная. Анализ изломов промежуточной и центральной зон слитка показал, что их можно отнести к промежуточному вязкохрупкому типу, о чем говорит наличие фасеток скола по кристаллам первичного кремния и участков ямочного излома в местах скопления эвтектической составляющей (рис. 1, б).

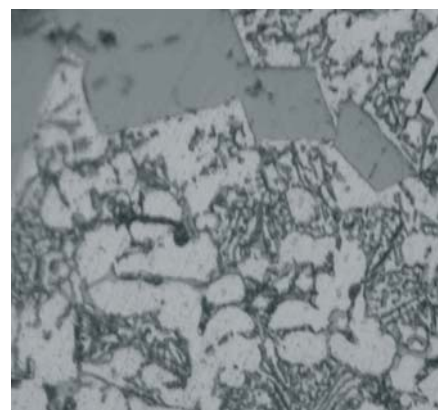
В связи с тем что периферийная зона имеет протяженность около 5 мм от поверхности слитка и соответственно малый объем (~5 % всего объема слитка) и практически удаляется при подготовке слитка к деформации, то она не участвует в формировании структуры деформированной заготовки. Поэтому на рис. 2 приведены микроструктуры промежуточной и центральной зон слитка, а в табл. 1 характеристики микроструктуры этих зон слитка из опытного поршневого силумина.

Металлографический анализ показал, что в центральной части слитка структура несколько грубее, чем в промежуточной, что, по-видимому, связано с меньшей скоростью кристаллизации центральных слоев металла, так как отвод тепла при кристаллизации жидкого металла в центральной части лунки осуществляется в основном через боковую поверхность уже затвердевших слоев металла у кристаллизатора. Так, несколько увеличиваются размеры КПК в центральной части слитка и появляются участки слабомодифицированной эвтектики.

По результатам рентгенофазового анализа, проведенного с использованием дифрактометра – ДРОН – 2,0 на основе расчета межплоскостных расстояний и соотношения относительных интенсивностей фаз, можно сделать



а



б

Рис. 2. Микроструктура промежуточной (а) и центральной (б) зон слитка из опытного поршневого сплава, $\times 200$

Таблица 1

Характеристики микроструктуры зон слитка полунепрерывного литья из опытного поршневого сплава

Зона слитка	Характеристики структуры			Средний объем зоны, %
	Средний размер КПК, d мкм	Вид эвтектики	Форма выделений α -твердого раствора	
Промежуточная	50...70	Модифицированная	Дендриты и участки	60
Центральная	80...90	Модифицированная, местами слабо- модифицированная	То же	35

вывод о присутствии, наряду с основными фазами α -Al и Si, некоторого количества медьсодержащей фазы CuAl_2 .

Были определены механические характеристики слитка из опытного сплава в соответствии с ГОСТ 1497–84, которые составили: временное сопротивление разрыву $\sigma_b = 210$ МПа, относительное удлинение $\delta = 1,2$ %.

Технологический процесс изготовления поршневых заготовок в условиях ОАО «СМК» включал предварительную осадку слитков, горячее прессование на прутки $\varnothing 100$ мм, резку на мерные заготовки, штамповку опытных деталей в соответствии с принятой на предприятии технологией.

Для подготовки слитка к осадке обрезали донную (80...100 мм) и головную (100...140 мм) части. Для осадки слитков использовали вертикальный гидравлический пресс усилием 90 МН. Температура нагрева заготовок под осадку составляла 480...500°C, температура нагрева бойков пресса от 300 до 350°C. Время выдержки заготовок в печи в соответствии с их диаметром и условием полного прогрева, необходимого для гомогенизации структуры, составляло 4 ч. Нагрев и выдержку проводили в печах с принудительной циркуляцией атмосферы. Для деформации с высокой степенью обжатия (более 50 %) заготовки осаживали за 3–4 цикла в зависимости от ее длины со скоростью 0,5 м/мин. Относительное обжатие за цикл составляло 10...35 %. При этом после каждого обжатия проводили в течение 1 ч прогрев заготовок при температуре осадки. Степень деформации в первом цикле не превышала 15 %. Динамика процесса для трех типоразмеров заготовок диаметром 165 мм приведена в табл. 2. Диаметр заготовок по бочке после осадки составлял 270...280 мм. После осадки заготовки были пропрессованы на прутки диаметром 100 мм. При этом коэффициент вытяжки был равен 9 (степень деформации более 90 %) при скорости прессования 0,1 м/мин.

Прессование заготовок проводили на гидравлическом горизонтальном прессе усилием 70 МН с контейнером диаметром 300 мм. С целью уменьшения влияния поверхностных дефектов заготовки на качество деформированного прутка прессование проводили прямым способом, схема течения металла при котором обеспечивает выход поверхностных слоев заготовки в пресс-остаток. Перед выдавливанием заготовки нагревали в электрических печах сопротивления до температуры 400...450 °С. Время нахождения заготовок в печи, необходимое для прогрева, составляло 4 ч. Температуру контейнера пресса устанавливали в пределах 300...350 °С. Для получения качественной поверхности прутка прессование проводили без смазки контейнера, чтобы исключить образование «рубашки», которая приваривается к внутренней поверхности контейнера. При прессовании жестко регламентируется величина пресс-остатка, чтобы исключить зарождение центральной (осевой) пресс-утяжины при вытяжке прутков и устранить переход дефектов слитка в пресс-изделие. Для применения того контейнера диаметром 300 мм пресс-остаток должен составлять 45...50 мм. Чтобы исключить попадание в изделие малопроработанного металла и остаточных дефектов от пресс-утяжины, передний и задний конец прутка обрезали (100...150 мм). Вырезку темплетов для проведения металлографического анализа и резку прутков на мерные заготовки проводили на дисковой пиле с электроприводом. Размер заготовок под штамповку составлял: диаметр 100 мм, высота 250 мм.

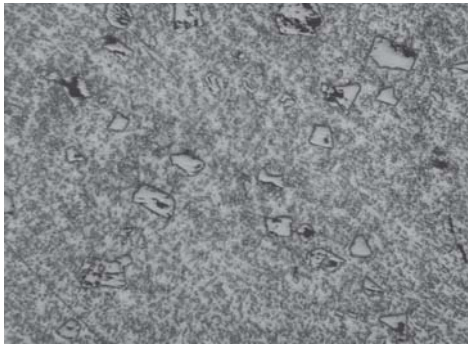
Для получения поршневых заготовок из опытных алюминий-кремниевых эвтектических сплавов использовали гидравлический пресс вертикального типа усилием 90 МН. Штамповку заготовок проводили при температуре 400...450 °С по схеме, применяемой для изготовления поршней из сплава АК12Д с одновре-

Таблица 2

Степень относительного сжатия и размер* заготовок по циклам при осадке слитков диаметром 165 мм из опытного поршневого сплава

Параметр заготовки по циклам											
ϵ , %	1		ϵ , %	2		ϵ , %	3		ϵ , %	4	
	h	d		h	d		h	d		h	d
	мм			мм			мм			мм	
Высота исходной заготовки 500 мм											
12	440	173	16	370	185	18	300	207	33	200	279
Высота исходной заготовки 450 мм											
11	400	176	15	340	192	18	250	215	29	200	275
Высота исходной заготовки 350 мм											
14	300	183	23	230	231	35	150	270	-	-	-

* Высота h и диаметр d



а



б

Рис. 3 Микроструктура $\times 200$ (а) и общий вид поршня для тяжело нагруженных ДВС (б) из опытного сплава

менной подпрессовкой (после подпрессовки высота заготовок равнялась 170 мм). Для облегчения процесса деформирования штамп подогревали до температуры 300...380 °С.

Партия опытных поршневых заготовок ДРЦ-23 была подвергнута упрочняющей термической обработке по следующему режиму: ступенчатый нагрев под закалку 470 °С 2 ч и 490 °С 1 ч с охлаждением в холодную воду и искусственное старение при 150 °С в течение 10 ч.

Микроструктура и общий вид опытного поршня после термической и механической обработок приведены на рис. 3. Видно, что наряду с дисперсным глобулированным эвтектическим кремнием в структуре присутствуют кристаллы первичного кремния, расположенные в виде строчек, ориентированных вдоль направления течения металла при деформации (штамповка, прессование). Средний размер кристаллов первичного кремния несколько меньше (до 50 мкм), чем в прессованном прутке.

Механические и физические свойства поршней определяли по стандартным методикам на образцах, вырезанных непосредственно из опытных деталей. Было установлено, что физические и механические характеристики удовлетворяют требованиям ТУ – 1 – 801 – 351 – 84 на данное изделие и составляют:

σ_b , МПа	320...338
$\sigma_{0,2}$, МПа	276...304
δ , %	0,8...2,2
σ_{100}^{300} , МПа	28...30
$\alpha_{20-300^\circ\text{C}} \cdot 10^6$, К ⁻¹	17,3...17,9
ρ , кг/м ³	2670
λ , Вт/(м·°С)	41

Длительная прочность σ_{100}^{300} (при 300 °С за 100 ч) опытных поршней превышает не только значение аналогичной характеристики для промышленных деформируемых сплавов [3], но и для ранее разработанного высококремнистого алюминиевого сплава [4]. Температурный коэффициент линейного расширения разработанного поршневого сплава значительно ниже, чем у серийного сплава АК12Д, имеющего $\alpha_{20...300^\circ\text{C}} = 20,6 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, наи-

более широко используемого в настоящее время для тяжело нагруженных двигателей, что является перспективным для улучшения технико-экономических показателей двигателя за счет снижения величины зазора в сопряжении поршень-гильза.

После механической обработки поршневых заготовок на ОАО «Челябинский тракторный завод» (ЧТЗ) были проведены успешные объектовые испытания опытных поршней на серийном двенадцатицилиндровом двигателе В-84-1 в форсированном режиме.

Выводы. Предложен состав поршневого эвтектического силумина с повышенной жаропрочностью, технология модифицирования и отливки слитков непрерывным способом, а также скорректированы технологические параметры прессования, штамповки и режим упрочняющей термической обработки поршневых заготовок. Показано, что после термической обработки физико-механические характеристики опытных поршней удовлетворяют требованиям ТУ на данное изделие, а длительная прочность при 300 °С за 100 ч превосходит такую же аналогичных деформируемых сплавов и уступает только лучшим литейным сплавам типа АК21М2,5Н2,5. В условиях ЧТЗ проведены успешные объектные испытания на серийном двигателе в форсированном режиме.

Список литературы

1. Зильберг Ю.Я. Алюминиевые сплавы в тракторостроении / Ю.Я. Зильберг, К.М. Хрущева, Г.Б. Гершман. – М.: Металлургия, 1971. – 152 с.
2. Афанасьев В.К. Разработка состава поршневого эвтектического силумина / В.К. Афанасьев, А.Н. Прудников // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1998. – № 4. – С. 35–37.
3. Строганов Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – М.: Металлургия, 1977. – 271 с.
4. Прудников А.Н. Технология производства, структура и свойства поршней двигателей из эвтектического деформируемого силумина/А.Н. Прудников // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 5. – С. 45–48.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ УГЛЕРОДОМ И БОРОМ¹

*А.Г. ТЮРИН, канд. техн. наук, доцент
А.И. СМЕРНОВ, канд. техн. наук, доцент
Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант
Е.М. ПАРЫГИНА, студент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 01 июля 2010 г.

Тюрин А.Г. – 630092, г. Новосибирск, пр. К.Маркса, 20,
Новосибирский государственный технический университет,
E-mail: tyurin78@mail.ru

Статья посвящена исследованию структуры и свойств поверхностных слоев конструкционной стали 20 после жидкофазного спекания вольфрамокобальтовой порошковой смеси ВК6 с добавками углерода и бора. Установлено, что легирование вольфрамокобальтовой порошковой смеси углеродом и бором способствует сохранению структуры, содержащей частицы карбида вольфрама.

Ключевые слова: вольфрамокобальтовые покрытия, вакуумное спекание, легирование.

The article is devoted to the research of structure and properties of low-carbon steel surface layers after WC-Co powder mixture melting, alloyed with carbon and boron. It is found that alloying of WC-Co powder mixture with carbon and boron helps to preserve the structure, which consists of tungsten-carbide particles.

Key words: WC-Co coating, vacuum sintering, alloying

Введение

Одной из основных задач современного машиностроения является повышение надежности и долговечности деталей машин, отдельных узлов и механизмов. Задача эта решается на основе комплексного подхода, включающего как создание новых конструкционных и инструментальных материалов, так и разработку эффективных технологий их упрочнения. В настоящее время широкое применение в промышленности нашли композиционные материалы, обладающие высокими значениями твердости, прочности и износостойкости.

Из композиционных материалов на металлической основе в промышленности наибольшее распространение получили композиты с карбидной упрочняющей фазой, равномерно распределенной в пластичной металлической матрице. Это твердые сплавы, полу-

чаемые жидкофазным спеканием смесей порошков карбидов и металлов. Уникальные свойства имеют твердые сплавы, содержащие в качестве упрочняющей фазы частицы карбида вольфрама, а в качестве матричного металла – кобальт [1]. Именно применение вольфрамокобальтовых твердых сплавов для изготовления обрабатываемого инструмента, режущих и деформирующих элементов позволило повысить производительность металлообработки в десятки раз.

На сегодняшний день твердые сплавы используются как в монолитном состоянии, так и в виде тонких покрытий на стальной основе. В большинстве технологий получения композиционных покрытий на металлической основе используется нагрев до температур, превышающих температуру плавления металлической связки. Ввиду высокой химической активности металлических расплавов на стадии получения

¹ Работа выполнена в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы.

композита неизбежно происходит взаимодействие компонентов спекаемого твердосплавного покрытия и основного металла. В результате это может привести к уменьшению содержания упрочняющей карбидной фазы и одновременно к отклонению химического состава металлической связки от оптимального.

В процессе нагрева системы «вольфрамокобальтовая смесь – сталь» происходит взаимодействие упрочняющей фазы покрытия (WC) с основным металлом (Fe) и, как следствие, частичное растворение WC с образованием карбида типа Me_6C ($(Fe,W)_6C$), существенно снижающего механические свойства поверхностного слоя.

В работе [2] отмечается, что получение классической двухфазной структуры покрытия (WC-связка), обладающей лучшими свойствами, возможно при следующих условиях.

1. Увеличение скорости нагрева и уменьшение времени спекания. Реализация этого подхода возможна при использовании высокоэнергетических методов оплавления (вакуумное спекание, электронно-лучевое или лазерное оплавление).

2. Уменьшение скорости диффузии углерода из зоны реакции в основной металл путем:

– применения в качестве упрочняемого металла легированной стали (Р6М5, Р18, 20Х23Н18);

– применения барьерных покрытий, полученных предварительной обработкой упрочняемой стали (азотирование, хромирование).

3. Увеличение количества углерода в зоне реакции (например, путем предварительной цементации основного металла или введением свободного углерода в спекаемую порошковую смесь).

4. Снижение температуры спекания. Реализация этого предложения возможна при введении в спекаемую зону бора. Легирование бором приводит к снижению температуры появления жидкой фазы от 1350 °С (температура образования жидкой фазы при спекании ВК6) до 1175 °С за счет образования эвтектик $Co - Co_2B$ и $Fe - Fe_2B$.

Выявление общих закономерностей межфазного взаимодействия тугоплавких фаз с металлическим расплавом имеет большое научное и прикладное значение. Управление структурой, а следовательно, и свойствами наплавленных слоев возможно за счет легирования спекаемой системы «вольфрамокобальтовая порошковая смесь – сталь» углеродом или бором.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования служила низкоуглеродистая, конструкционная сталь 20. В качестве оплавливаемых твердосплавных смесей использовали порошковую смесь карбида вольфрама и кобальта с содержанием кобальта 6 % (частицы фракции 1...3 мкм).

На плоские образцы стали 20 (размером 2x20x100 мм) детонационным методом наносилась порошковая смесь ВК6. Напыление проводили при следующих технологических параметрах: длина ствола – 800 мм; расстояние до образца – 200 мм; детонирующий газ – $C_2H_2 + 1,05 O_2$; заполнение ствола 34 %; скорость полета частиц – 596 м/с.

Легирование порошковой смеси покрытия проводили путем введения углерода (графит порошковый ГОСТ 23463-79) в количестве 0,5, 1, 5, 10 % по массе и бора аморфного коричневого (с массовой долей не менее 94 %), в количестве 0,5, 1, 4, 8 % по массе. Смесь перемешивалась в шаровой мельнице.

Предварительное борирование стали 20 осуществляли в лабораторных электропечах СНОЛ – 1,6.2,5.1/11-ИЗ. В герметичный контейнер укладывались плоские образцы стали 20, пересыпанные насыщающей средой, состоящей из порошка карбида бора $B_4C + (2-4) \% NH_4Cl$. Температура борирования составляла 850 °С, а время насыщения 6 ч.

Жидкофазное спекание проводили в вакуумной электропечи СГВ 2.4.2/15. Нагрев спекаемых образцов осуществляли при скорости 1 °С/с до появления жидкой фазы. Далее производилась выдержка в течение 5 с и охлаждение со скоростью 0,5 °С/с.

Для проведения металлографических исследований использовали световой микроскоп Carl Zeiss AXIO Observer Alm и растровый электронный микроскоп Carl Zeiss EVO50, оснащенный микроанализатором EDS X-Act (Oxford Instruments). Исследования проводили в диапазоне увеличений от 40 до 2000 крат. Объектами исследования служили металлографические шлифы, залитые в эпоксидную смолу и приготовленные по стандартным методикам, включающим в себя такие операции, как механическое шлифование и полирование, химическое или электрохимическое травление.

Микротвердость исследуемых объектов определяли в соответствии с ГОСТ 9450-71. Для проведения испытаний по Виккерсу использовали микротвердомер Wolpert Group Model 402MVD при нагрузке на индентор 100 г. Статистическую обработку проводили по результатам 7-15 измерений.

Определение фазового анализа полученных покрытий проводили на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA при углах от 20 до 100°, с шагом сканирования 0,05°.

Результаты и обсуждение

Металлографические исследования покрытий, полученных детонационным способом, выявили структуру, характерную для покрытий полученных детонационным напылением (рис. 1). Фазовый анализ сформированных покрытий выявил наличие частиц

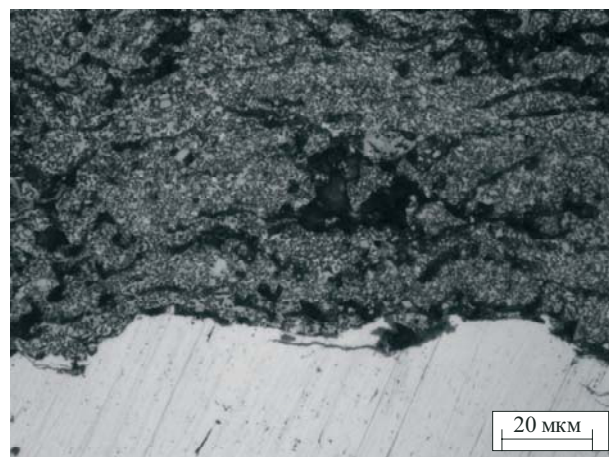
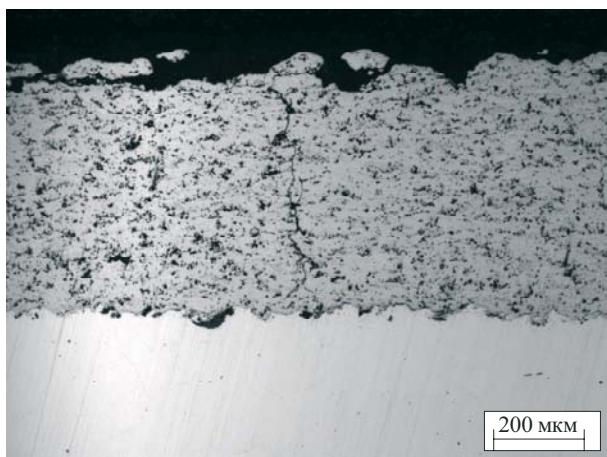


Рис. 1. Микроструктура покрытий, полученных детонационно-газовым методом:
а – нетравленный; *б* – травление 20 % $K_3[Fe(CN)_6]+H_2O$ и 20 % $KOH+H_2O$

карбида вольфрама, кобальта. Выявлено присутствие пор и микротрещин. Пористость покрытия составляет 23 %. Микротвердость покрытия находится в диапазоне 10760 ± 2407 МПа. Широкий доверительный интервал свидетельствует о значительных перепадах значений микротвердости, что характеризует неравномерность механических свойств по поперечному сечению покрытия.

Одним из основных способов, позволяющих уменьшить пористость, увеличить прочность соединения покрытия с основным металлом, получить покрытие с равномерными механическими свойствами, является жидкофазное спекание. Однако высокая химическая активность спекаемых компонентов, высокая температура спекания и наличие жидкой фазы могут приводить к значительным структурным изменениям и, как следствие, снижению механических свойств поверхностного слоя. В работе [2] указано, что снижение температуры спекания достигается введением бора в состав спекаемой композиции. При выполнении данной работы бор вводили двумя спо-

собами: предварительным борированием стали 20 и легированием порошковой смеси бором в количестве 0,5, 1, 4, 8 % по массе.

При спекании вольфрамокобальтового покрытия, нанесенного детонационным способом на поверхность предварительно борированной стали 20, образование жидкой фазы визуально фиксируется при температуре 1180 °С, что свидетельствует об образовании эвтектики Fe-Fe₂W. Металлографические исследования полученного покрытия свидетельствуют о слабом взаимодействии частиц WC и Fe, что приводит к образованию карбида типа Me₆C ((Fe,W)₆C) размером от 10 до 15 мкм (рис. 2).

Частицы двойного карбида образуются преимущественно на границе сталь – покрытие и представлены на микрофотографиях в виде более темных участков. В верхних слоях покрытия объемная доля частиц (Fe,W)₆C не превышает 15 %. Энергодисперсионным анализом установлено, что частицы двойного карбида (Fe,W)₆C содержат Fe в количестве $22,58 \pm 1,49$ % и W – $77,42 \pm 5,94$ %. В материале

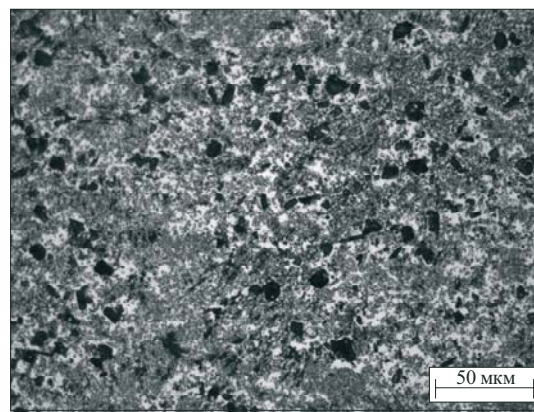
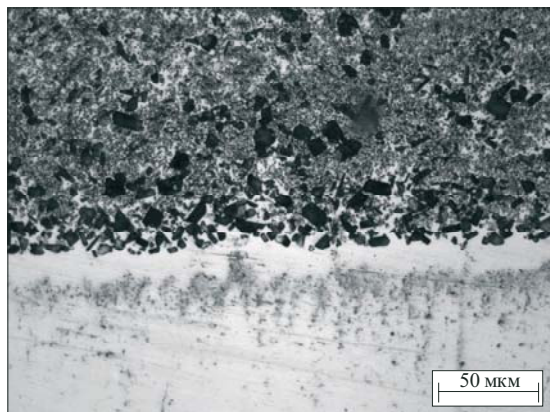


Рис. 2. Микроструктура вольфрамокобальтового покрытия, полученного на стали (после предварительного борирования):
а – переходный слой «покрытие – сталь 20»; *б* – покрытие

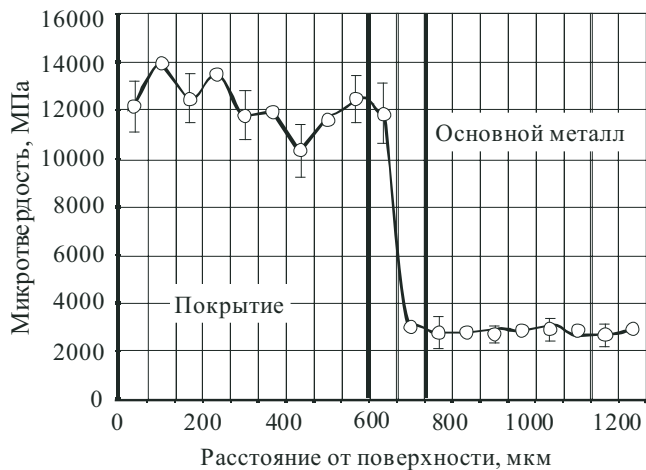


Рис. 3. Микротвердость поверхностного слоя с покрытием, полученным на стали 20 после предварительного борирования

связки содержится преимущественно Fe, в котором растворено 6 % W.

Жидкофазное спекание детонационного вольфрамокобальтового покрытия на предварительно борированной стали 20 позволяет уменьшить пористость покрытия от 23 % до 1 % и обеспечить равномерные механические свойства поверхностного слоя. Так, например, доверительные интервалы значений микротвердости покрытия после жидкофазного спекания в два раза меньше, чем доверительные интервалы микротвердости после детонационного напыления без спекания (рис. 3). Небольшие изменения микротвердости возможны за счет присутствия в микроструктуре покрытия локальных участков с увеличенным

количеством материала связки и имеющих меньшие значения микротвердости (см. рис. 2, б).

При спекании покрытий с добавками бора в порошковой смеси покрытия образование жидкой фазы наблюдается при температуре 1180 °С на образцах с 0,5, 1 или 4 % по массе бора. Структура покрытия состоит преимущественно из карбида вольфрама, двойных карбидов $(Fe,W)_6C$ и скоплений порошка бора. Размер частиц двойного карбида $(Fe,W)_6C$ не превышает 5 мкм. Обнаружено, что двухфазная структура (WC+связка), присущая твердым сплавам, расположена преимущественно вокруг включений бора (рис. 4).

Размер области, имеющей двухфазное строение, лежит в диапазоне от 5 до 20 мкм. Микротвердость полученных покрытий составляет 18380 ± 2086 МПа. Высокие значения микротвердости, вероятно, обусловлены появлением в структуре покрытия боридов железа и кобальта.

Одной из причин появления в структуре покрытия карбида типа Me_6C ($(Fe,W)_6C$) является нехватка углерода в зоне спекания. В работе исследовали влияние легирования вольфрамокобальтовой порошковой смеси углеродом в количестве 0,5, 1, 4, 8 % по массе на структуру и микротвердость покрытия. Так, легирование порошковой смеси углеродом в количестве 0,5 % приводит к образованию структуры, состоящей из карбида вольфрама, материала связки, двойного карбида $(Fe,W)_6C$ и включений графита. Замечено, что возле графитных включений не происходит образования карбида типа Me_6C (рис. 5). Размер области имеющей двухфазное строение находится в пределах 75...150 мкм.

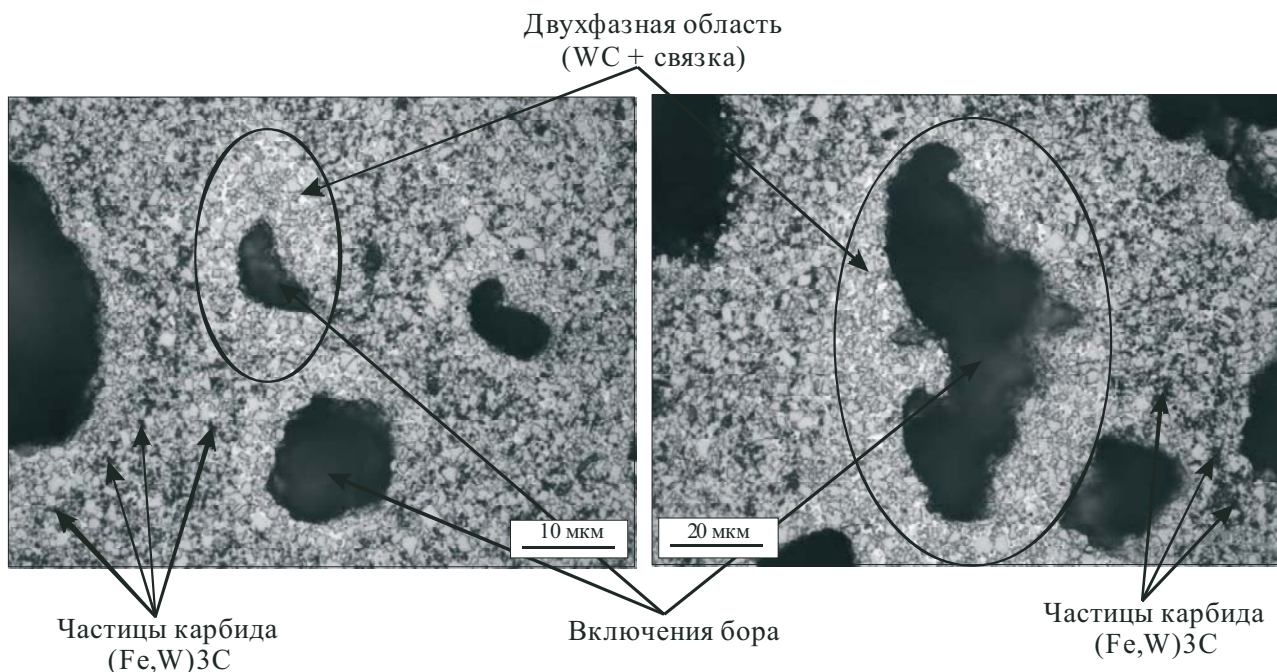


Рис. 4. Микроструктура покрытия, полученного на стали 20 с добавлением бора в порошковую смесь ВК6 в количестве 1 % по массе

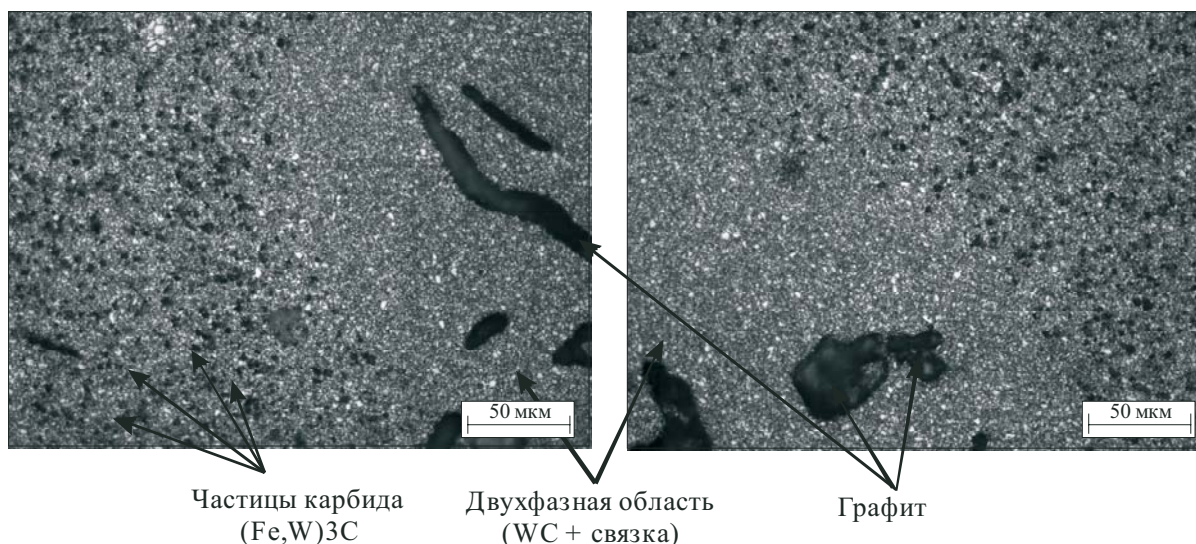


Рис. 5. Микроструктура покрытия, полученного на стали 20 с добавлением углерода в количестве 1 % в вольфрамокобальтовую порошковую смесь

Полученные результаты хорошо согласуются с имеющимися литературными данными. Согласно работе [3] двухфазная область «WC + связка» узка, ее ширина не превышает 0,10...0,15 % (по массе) С. Небольшие отклонения в содержании углерода (десятые доли процента) в сплаве неизбежно ведут к появлению третьей фазы: двойного карбида (Fe,W)₆C при нехватке углерода или графита при его избытке. Появление третьих фаз неизбежно приводит к снижению физико-механических и эксплуатационных характеристик твердых сплавов. Существование одновременно в структуре покрытия графита и карбида Me₆C связано с неравномерным распределением углерода по объему покрытия. Так, в местах, где наблюдается дефицит углерода, происходит образование двойного карбида (Fe,W)₆C, а в местах, где углерода избыток, выделяется графит.

При содержании углерода в количестве более 5 % по массе наличие двойных карбидов структурно не обнаруживается. Структура покрытия состоит из карбида вольфрама, материала связки и крупных графитных включений. Микротвердость такого покрытия составляет 13580 ± 840 МПа.

Выводы

1. Эффективным методом воздействия на структуру твердосплавного покрытия, полученного по технологии жидкофазного спекания в вакуумной печи, является предварительное борирование основного металла. Жидкофазное спекание детонационного покрытия, осажденного на предварительно борированную сталь 20 ($T_{\text{гор}} = 850 \text{ }^\circ\text{C}$, продолжительность 6 ч) приводит к уменьшению пористости покрытия от 23 до 1 % и получению покрытия с микротвердостью 12200 ± 870 МПа.

2. Жидкофазное спекание вольфрамокобальтовой порошковой смеси на поверхности с добавкой аморфного бора в количестве 0,5, 1 или 4 % по массе приводит к образованию жидкой фазы при температуре 1180 °С. Структура полученных покрытий состоит из карбида вольфрама, двойного карбида (Fe,W)₆C и включений аморфного бора. Микротвердость сформированных покрытий составляет 18380 ± 2086 МПа.

3. Легирование вольфрамокобальтовой порошковой смеси графитом позволяет уменьшить количество частиц (Fe,W)₆C в покрытии. Структура покрытия состоит из частиц карбида вольфрама и двойного карбида (Fe,W)₆C, а также крупных включений графита, расположенных в металлической матрице. Микротвердость сформированных покрытий составляет 13580 ± 840 МПа. Для формирования двухфазной структуры требуется соблюдение точной концентрации углерода для устранения появления включений третьей фазы, которая может состоять из (Fe,W)₆C или графита. Кроме того, требуется увеличение продолжительности жидкофазного спекания для обеспечения равномерного распределения углерода по сечению покрытия, что приведет к устранению одновременного существования антагонистических фаз – (Fe,W)₆C и графита.

Список литературы

1. Третьяков В.И. Основы металловедения и технологии производства спеченных твердых сплавов. – М: Металлургия, 1976. – 572 с.
2. Тюрин А.Г. Исследование особенностей формирования твердосплавных покрытий на поверхности технического железа / Тюрин А.Г. // Физическая мезомеханика. – Т. 7. Ч. 2. – 2004. – С. 209 – 211.
3. Холлек Х. Двойные и тройные карбидные и нитридные системы переходных металлов: справочник / пер. с нем. под ред. Ю.В. Левинского. – М.: Металлургия, 1988. – 319 с.

УДК 66.017

ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ С НАНОРАЗМЕРНОЙ КАРБИДНОЙ ФАЗОЙ¹

*В.Г. БУРОВ, канд. техн. наук, профессор,
А.А. ДРОБЯЗ, аспирант, Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 6 сентября 2010 г.

Буров В.Г. – 630092, Новосибирск, Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20; e-mail: wburow@yandex.ru

Проведен анализ проблем формирования на стальных изделиях твердосплавных покрытий на основе вольфрамо-кобальтовых порошковых смесей с наноразмерной карбидной фазой, предложены пути их решения. Представлены результаты экспериментальных исследований, свидетельствующие о возможности формирования твердосплавных покрытий с наноразмерными частицами упрочняющей фазы.

Ключевые слова: карбид вольфрама, углерод, наночастицы, жидкофазное спекание.

The analysis of the problems of formation on steel parts of hard coatings based on tungsten powder mixtures with nanoscale carbide phase is made. The results of experimental studies indicating the possibility of formation of carbide coatings with nanoscale particles of strengthening phase are presenting.

Key words: tungsten carbide, carbon, nanoparticles, sintering liquid-phase

Формирование вольфрамокобальтовых твердосплавных покрытий на поверхностях стальных изделий является сложной материаловедческой задачей, решение которой связано с решением проблем физико-химической и термомеханической совместимости материала покрытия и основного металла. Эти проблемы можно решить только частично. Во-первых, все технологии формирования качественных твердосплавных слоев, разработанные до настоящего времени, позволяют получать на поверхности стальных изделий только матричный материал, в котором упрочняющие частицы карбида вольфрама не образуют жесткий каркас как в спеченных твердых сплавах. Это касается и нанесения покрытий детонационно-газовым методом [1] и методом жидкофазного спекания [2, 3]. Во-вторых, при формировании покрытия, состоящего из частиц карбида вольфрама, расположенных в кобальтовой матрице, качественный твердосплавный слой имеет переходную зону к основному металлу малой толщины, что приводит к возникновению существенных напряжений на границе раздела «покрытие – основной металл» при нагружении или при нагреве (проблема термомеханической совместимости материала покрытия и основного металла). Создание развитой переходной зоны, образующейся при жидкофазном спекании порошковой вольфрамокобальтовой смеси, приводит к активному диффузионному и химическому взаимодействию железа, содержащегося в основном металле, с частицами кар-

бидной фазы [3, 4]. Дополнительным легированием или химико-термической обработкой поверхностного слоя основного металла можно обеспечить и формирование переходной зоны, и исключение образования сложных хрупких карбидов, снижающих прочностные свойства получаемой композиции. В этом случае матрица формируемого твердого сплава имеет в своем составе и кобальт, и железо, и легирующий бор, образующие эвтектические составы [4]. Свойства формируемых покрытий близки к свойствам вольфрамокобальтовых твердых сплавов, не снижая при этом прочностные характеристики основного металла [5].

Повышение эксплуатационных характеристик твердосплавного покрытия возможно введением в состав покрытия наноразмерных частиц карбида вольфрама, что является еще более сложной технической задачей, требующей дополнительных исследований. Известно, что наилучшие свойства как прочностные, так и эксплуатационные (в частности, износостойкость) обеспечивают особомелкозернистые твердые сплавы, производимые ведущими мировыми производителями твердосплавного режущего инструмента. Однако применение порошков, имеющих наноразмерные частицы карбида вольфрама, не позволяет получить спеченный твердый сплав с размером карбидов менее 100...200 нм, даже с использованием методов спекания в вакууме за короткое время и при высоких давлениях. При любом малом времени спекания, обеспечивающем смачивание частиц кар-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке АВЦП 2009–2010

бидов матричным материалом, происходит растворение мелких частиц и рост крупных. Требование смачивания является основополагающим при производстве таких композиционных материалов, как твердые сплавы. Следовательно, при формировании твердосплавных покрытий необходимо обеспечить одновременно несколько условий:

- смачивание частиц карбида вольфрама матричным материалом;
- взаимодействие материала покрытия с основным металлом с целью формирования переходной зоны;
- сохранение наноразмерных частиц карбида вольфрама, содержащихся в оплавляемой порошковой смеси.

Эти условия находятся в противоречии и не могут быть обеспечены в рамках стационарных равновесных процессов. При равновесном процессе одновременно происходящего растворения частиц (условие, необходимое для обеспечения смачивания) и роста частиц за счет кристаллизации на их поверхности материала из расплава существует критический размер частиц, который определяет, какой из процессов будет доминировать. Критический размер частиц определяется свойствами частиц и металлического расплава, а также характером изменения уровня свободной энергии [6], который может быть оценен следующей зависимостью:

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S$$

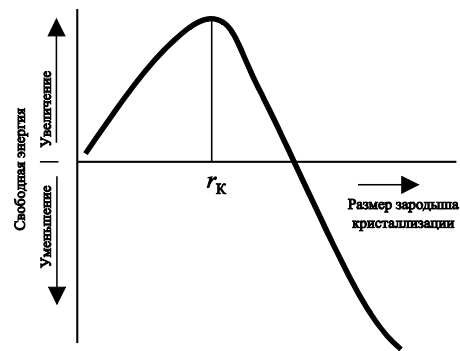
где ΔG_V – изменение объёмной энергии,

$$\Delta G_V = -4/3 \pi r^3 \cdot (\Delta T_{II} / T_S) L;$$

ΔG_S – изменение поверхностной энергии, $\Delta G_S = 4\pi r^2 \sigma$; ΔT_{II} – температура переохлаждения, $\Delta T_{II} = T_S - T_1$; T_S – равновесная температура; T_1 – реальная температура кристаллизации; r – радиус частицы, выполняющей роль центра кристаллизации; σ – величина поверхностного натяжения расплава на поверхности частицы; L – теплота кристаллизации.

Представленная зависимость может быть качественно отображена диаграммой (см. рисунок) [6].

Анализируя зависимость можно прийти к выводу, что при увеличении температуры переохлаждения, т. е. при использовании нагрева с использованием источников энергии высокой концентрации, обеспечивающих локальный нагрев до температур плавления матричного материала и охлаждение с высокой скоростью, возможно уменьшить критический размер частиц карбида вольфрама. Но более существенным направлением уменьшения критического размера зерна является изменение свойств расплава и изменение свойств частиц карбида. Свойства расплава определяются его химическим составом, варьирование которым может обеспечить снижение поверхностного натяжения. Частицы карбида вольфрама размером менее 100 нм имеют развитую поверхность и, в зависимости от способа их получения, дефектную структуру. Дефектность структуры определяет



Качественная зависимость свободной энергии системы от размера частицы (зародыша кристаллизации) твердой фазы, r_k – критический размер частицы твердой фазы

уровень поверхностной энергии частиц, снижение которого может быть отдельной задачей. Предполагается, что предварительное плакирование наноразмерных частиц может обеспечить снижение поверхностной энергии в спекаемой порошковой смеси. Другой возможный путь снижения поверхностной энергии частиц – это снижение их дефектности. Если создавать порошки с частицами карбида вольфрама, представляющими собой монокристаллы, то их поверхностная активность будет снижена. Однако, с другой стороны, не ясно, каким образом бездефектность структуры отдельных частиц скажется на поверхностном натяжении расплава матричного материала и соответственно на смачиваемости частиц.

Заключение

Показаны пути решения проблемы формирования твердосплавных покрытий на стальных изделиях. Проведен анализ возможности формирования покрытий с наноразмерной упрочняющей фазой.

Список литературы

1. Сравнительный анализ свойств наноструктурных и микроструктурных керметных детонационных покрытий / С.Б. Злобин, В. Ю. Ульяницкий, А.А. Штерцер // Упрочняющие технологии и покрытия. – № 3. – 2009. – С. 3–11.
2. Бузов В.Г., Батаев А.А., Тюрин А.Г. Влияние режимов предварительной химико-термической обработки на свойства стали, упрочненной покрытием на основе порошковой смеси WC-Co // Ползуновский вестник. – Барнаул. – 2005. – № 2. – С. 4–9.
3. Бузов В.Г., Батаев А.А., Особенности формирования твердосплавных покрытий в процессах жидкофазного спекания // Обработка металлов. – 2004. – № 4 (25) – С. 11–12.
4. Бузов В.Г., Батаев А.А., Тюрин А.Г., Бузов С.В. Структурообразование твердосплавных покрытий на стальной поверхности // Обработка металлов. – 2005. – № 1 (26). – С. 9–12.
5. Тюрин А.Г., Плотникова Н.В., Веселов С.В., Бузов В.Г., Головин Е.Д. Особенности усталостного разрушения поверхностно-упрочненных материалов // Научный вестник НГТУ. – 2007. – № 4 (29). – С. 93–98.
6. Задиранов А.Н., Кац А.М. Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов: учеб. пособие. – М.: МГИУ, 2008. – 194 с.

УДК 66.017

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ОКСИДА ВОЛЬФРАМА

*В.Г. БУРОВ, канд. техн. наук, профессор,
Н.Ф. УВАРОВ, доктор хим. наук, с.н.с.,
А.А. ДРОБЯЗ, аспирант, Д.С. ТЕРЕНТЬЕВ, аспирант,
И.Ю. РЕЗАНОВ, магистрант, И.А. НЕВЗОРОВ, магистрант
(НГТУ, Новосибирск)*

Статья поступила 6 сентября 2010 г.

Буров В.Г. – 630092, Новосибирск, Новосибирский государственный технический университет, пр. К. Маркса, 20; e-mail: wburow@yandex.ru

Проведен дифференциально-термический анализ взаимодействия частиц порошковой смеси WC-Cu в процессе нагрева. Получены наноразмерные частицы оксида вольфрама в форме нанотрубок.

Ключевые слова: оксид вольфрама, нанотрубки, дифференциально-термический анализ.

A differential thermal analysis of the interaction of particles of powder mixture WC-Cu is made. Nanosized particles of tungsten oxide in the form of nanotubes are obtained.

Key words: tungsten oxide, nanotubes, differential thermal analysis.

Введение

Уменьшение размеров компонентов композиционных материалов до размеров нанодиапазона (1...100 нм) представляет значительный интерес в плане получения новых свойств. Перспективность использования ультрадисперсных порошков для улучшения свойств дисперсно-упрочненных композиционных материалов является основанием для поиска новых методов получения наноразмерных порошков металлов и керамических соединений.

В данной работе¹ приведены отдельные результаты исследования способа получения нанотрубок из оксида вольфрама.

Материалы и методики

При проведении исследований использовались следующие материалы:

- порошок карбида вольфрама марки С1 производства Кировоградского завода твердых сплавов зернистостью 10...20 мкм;
- порошок вольфрама зернистостью 20 мкм;
- порошок меди марки ПМС-1 зернистостью 50...100 мкм;
- порошок меди (nCu) производства ООО «Передовые порошковые технологии», г. Томск, со средним размером частиц 50 нм;
- порошок оксида меди двухвалентной ТУ 6-09-02-391-85 зернистостью 50 мкм.

Дифференциально-термический анализ проводился с использованием системы синхронного термического анализа NETZSCH Jupiter STA 449 С с масс-спектрометром Aeolos II. Морфология и химический состав частиц оценивались на растровом электронном микроскопе EVO 50 XVP производства фирмы Carl Zeiss с приставкой микро-рентгеноспектрального анализа Oxford Instruments и просвечивающего электронного микроскопа TECHNAI G2 20 TWIN. При проведении исследований, направленных на определение влияния размеров частиц порошковой смеси WC-Cu на процессы, происходящие при её нагреве, были использованы порошковые смеси, приведенные в табл. 1.

Таблица 1

Композиционный состав и процентное соотношение компонентов порошковых смесей

№	Состав	Масс. %	Масса, г	t нагрева, °С
1	WC-Cu	50:50	0,5	1100
2	WC-nCu	50:50	0,5	1100
3	nWC-Cu	50:50	0,5	1100
4	nWC-nCu	50:50	0,5	1100
5	WC-CuO-nCu	49,5:49,5:1	10	1000
6	WC-CuO	50:50	10	1000
7	W-CuO-nCu	49,5:49,5:1	10	1000
8	W-CuO	50:50	10	1000
9	WC-CuO-nCu	86,5:12,5:1	40	600

Порошковые смеси различного состава (табл. 1) подвергались нагреву в системе синхронного термического анализа NETZSCH Jupiter STA 449 С и в специально созданной установке, схема которой изображена на рис. 1. После охлаждения порошковые смеси исследовались на растровом электронном микроскопе и просвечивающем электронном микроскопе. Смеси 1 – 4 нагревались в установке для синхронного термического анализа, смеси 5 – 9 – в специально созданной установке.

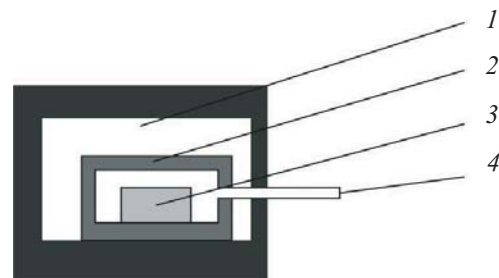


Рис. 1. Установка для получения наноразмерного порошка оксида вольфрама:

1 – печь типа СНОЛ, 2 – герметичная камера, 3 – порошковая смесь WC-CuO-nCu, 4 – выход к форвакуумному насосу

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке АВЦП 2009–2010

Результаты и обсуждение

При проведении дифференциально-термического анализа нагреваемые порошковые смеси наносились на железную пластину. Построенные калориметрические диаграммы для разных составов порошковых смесей представлены на рис. 2, а. Диаграмма, соответствующая порошковой смеси № 2, имеет существенное отличие, заключающееся в выделении дополнительного тепла при температуре 692,2 °С (рис. 2, б).

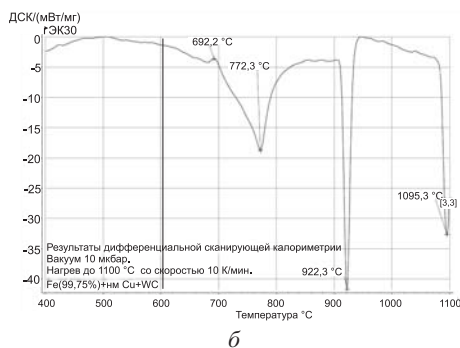
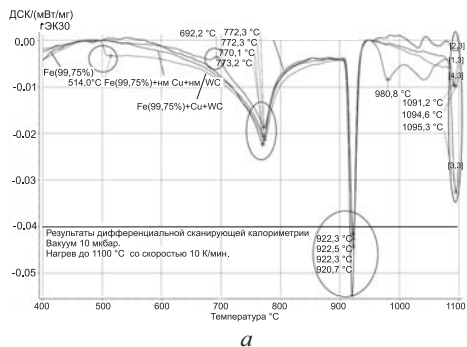


Рис. 2. ДСК кривые: а – диаграммы для порошковых смесей 1 – 4, б – диаграмма для порошковой смеси 2

При структурных исследованиях полученных образцов после нагрева до 1100 °С выявлено, что наличие наноразмерной меди и крупнозернистого карбида вольфрама (образец № 2) приводит к образованию новой фазы, имеющей форму стержней прямоугольного наноразмерного сечения (рис. 3). Максимальная длина стержней составляет 20 мкм, а минимальный размер в поперечном сечении не превышает 10 нм. Химический состав стержней дает основание сделать заключение о том, что эти образования являются оксидом вольфрама. Исследование полученных частиц на просвечивающем электронном микроскопе позволило установить их структуру. Стержни являются нанотрубками, которые при эпитаксиальном росте через расплав меди получают структуру, отличающуюся низкой дефектностью. На рис. 3, б представлен электронно-микроскопический снимок одной из трубок.

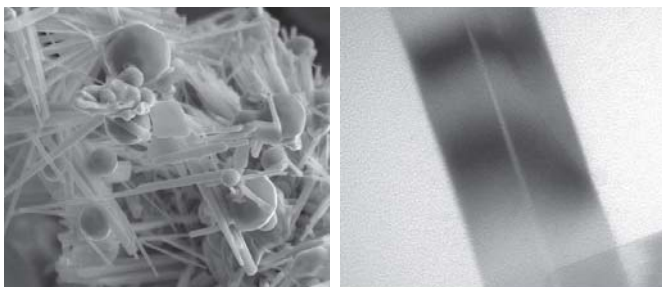


Рис. 3. Изображения полученных при нагреве порошковой смеси № 2 наночастиц оксида вольфрама

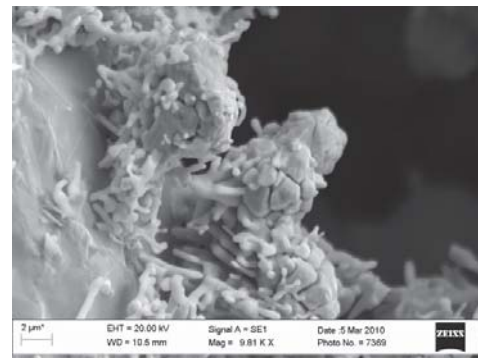


Рис. 4. Оплавленные частицы оксида вольфрама при спекании порошковой смеси 5

Дополнительные эксперименты и анализ полученных данных показал, что такой эффект достигается за счет наличия окисной пленки на наноразмерных частицах меди. Взаимодействие оксида меди с крупными частицами карбида вольфрама приводит к появлению зародышей оксида вольфрама и дальнейшему их эпитаксиальному росту. Происходит увеличение содержания оксида меди (нагрев порошковых смесей 5-8), а также образование оксида вольфрама, но уже с повышенным содержанием кислорода, в результате чего при высоких температурах эти частицы оплавляются (рис. 4).

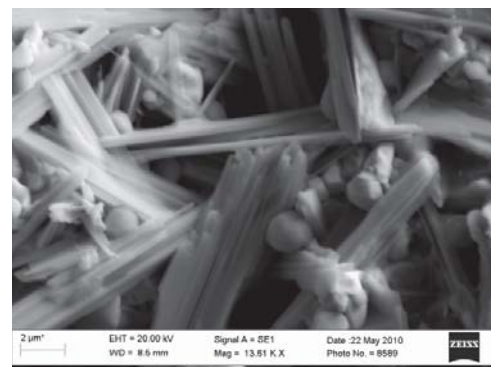


Рис. 5. Формирование трубчатого оксида вольфрама после спекания порошковой смеси WC-CuO-nCu при 600 °С

Нагрев порошковой смеси № 9, содержащей карбид вольфрама, 12 % оксида меди и 1 % нанопорошка меди, при 600 °С привело к резкому увеличению скорости образования оксида вольфрама в форме нанотрубок (рис. 5).

Заключение

Получены данные об образовании оксидных нанотрубок при нагреве смеси порошков карбида вольфрама, оксида меди и наноразмерной меди.

Установлено, что наличие наноразмерных частиц оксида меди позволяет обеспечить наноразмерность образующихся нанотрубок оксида вольфрама.

Список литературы

1. Нанотрубки и родственные наноструктуры оксидов d-металлов: синтез и моделирование / Г.С. Захарова, В.Л. Волков, В.В. Ивановская, А.Л. Ивановский // Успехи химии. – 2005. Т. 74. – № 7. – С. 651–685.
2. Нанотехнологии, свойства и применение наноструктурированных материалов // Успехи химии. – 2007. Т. 76. – № 5. – С. 474–500.
3. Многофункциональные наноматериалы / Суздаев И.П. // Успехи химии. – 2009. Т. 78. – № 3. – С. 266–301.

УДК 620.179.13

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОВ ТЕРМОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Г.А. КУРИЛЕНКО, доктор техн. наук, профессор,
(НГТУ, Новосибирск)

Статья поступила 9 апреля 2010 г.

630092, Новосибирск, пр. К.Маркса, 20, Новосибирский государственный
технический университет, e-mail: teormech@ngs.ru

Предлагается термографический метод определения характеристик трещиностойкости металлов. Согласно этому методу строится график зависимости растягивающего образец усилия от изменения температуры ΔT в кончике нанесенного на образец надреза. Этот график имеет характерный излом, позволяющий точнее и с меньшей трудоемкостью по сравнению со стандартным методом, регламентированным ГОСТом, зафиксировать расчетную нагрузку.

Ключевые слова: трещиностойкость, коэффициент интенсивности напряжений (КИН), температура, энтропия.

The new thermo graphic method definition of metal's crack resistance is suggested. The aim of that method is to make a diagram "P- ΔT " (P is the effort, stretching the sample and ΔT is the change of temperature at the end of the crack). That diagram by its characteristic bend allows more exactly and efficiently to define the characteristic point.

Key words: crack resistance, coefficient of stress intensity, temperature, entropy.

Одной из актуальных задач современного машиностроения является корректное определение характеристик трещиностойкости металлов. При стандартных испытаниях на трещиностойкость растягиваются плоские образцы с нанесенными на них надрезами и нарощенными от вершин надрезов усталостными трещинами. Строятся диаграммы "P-V", где P – приложенная сила, V – смещение берегов трещины. Целью этих испытаний является фиксация момента страгивания трещины. Этому моменту соответствует расчетная нагрузка P_Q , по которой затем и рассчитываются характеристики трещиностойкости.

При хрупком разрушении расчетной нагрузке P_Q соответствует или максимум, или локальный максимум нагрузки, т.е. момент страгивания трещины удается зафиксировать довольно точно. Диаграммы "P-V", соответствующие упруговязкому или вязкому разрушению, характеризуются отсутствием локальных максимумов нагрузки, что затрудняет фиксацию расчетной нагрузки. Для этой цели рекомендуется следующее построение: проводят 5 %-ю секущую, и расчетная нагрузка P_Q определяется как ордината пересечения этой секущей с кривой "P-V". Проведением 5 %-й секущей пытаются отделить геометрическую нелинейность, определяющую 2 %-е подрастание трещины, после которого, как считают, начинает-

ся движение трещины, от физической нелинейности, связанной с развитием интенсивной пластической деформации в кончике трещины. Однако при таком подходе не учитываются особенности поведения испытываемого материала.

Целью проведенного исследования было повышение точности определения характеристик трещиностойкости при упруговязком и вязком разрушении. Исследования проводились на плоских образцах из стали 20 толщиной $t = 9$ мм (реальная толщина стенки магистрального трубопровода) с центральными трещинами нормального отрыва согласно модели I линейной механики разрушения (рис. 1). Размеры образцов были выбраны согласно рекомендациям в [1]. На шести образцах (1-я группа) в соответствии с требованиями, изложенными в [1], перед испытаниями от вершины надрезов были наработаны усталостные трещины, а на девяти образцах (2-я группа) усталостные трещины были заменены острыми пропилами. Усталостная трещина создавалась от исходного надреза при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$. При этом обеспечивалось следующее условие [1]:

$$\sigma_{c,0} \leq 0,5\sigma_{0,2}$$

где $\sigma_{0,2} = 250$ МПа – условный предел текучести стали 20 (в состоянии поставки), $\sigma_{c,0}$ – номинальное разру-

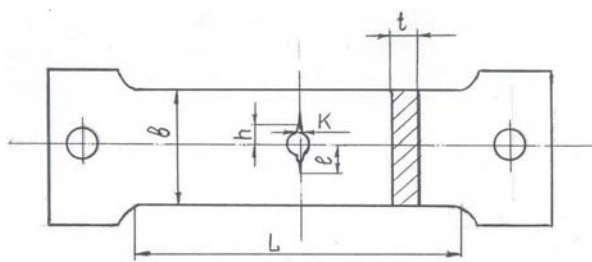


Рис. 1. Образец для испытаний:

$t = 9 \text{ мм}, b = 50 \text{ мм}, L = 150 \text{ мм}, l = 10 \text{ мм}, h = 7 \text{ мм}$

шающее напряжение по ослабленному сечению образца на конечном этапе нанесения усталостной трещины. Предел прочности испытываемой стали $20: \sigma_B = 400 \text{ МПа}$.

Характеристики трещиностойкости (вязкости разрушения) определялись по результатам однократных статических испытаний данных образцов на универсальной гидравлической машине УГ-20. При растяжении образцов одновременно записывались диаграммы "P-V" и "P-ΔT" (ΔT – изменение температуры в кончике трещины или острого пропила) с помощью двухкоординатных потенциометров «Endim 620.02» [2].

Температура в кончике трещины фиксировалась с помощью шведского тепловизора «Aga-750» [3,4], имеющего чувствительность 0,1 °C при включенном механизме сканирования. При наблюдении за точкой механизм сканирования отключали, при этом чувствительность тепловизора возрастала на порядок.

Усилие P измерялось датчиком омического сопротивления, установленного в системе нагружения испытательной машины. Датчик имел линейную характеристику нагрузки с погрешностью ±1 %. Для измерения смещения кромок надреза V использовался датчик смещения тензорезисторного типа, который

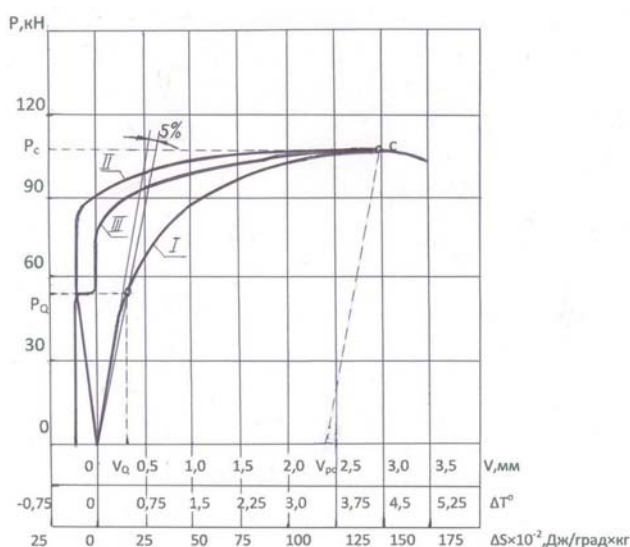


Рис. 2. Диаграммы "P-V"(I), "P-ΔT"(II), "P-ΔS"(III), полученные при испытании образца с усталостной трещиной

на всем диапазоне рабочего хода от 1 до 5 мм имел линейную характеристику.

При испытаниях на трещиностойкость данных образцов в них происходят упругопластические деформации с образованием большой пластической зоны перед трещиной. В таких случаях в качестве наиболее достоверных характеристик вязкости разрушения принимают: K_{QT} – критический КИН для образца данной толщины, K_C^* – условный критический КИН, соответствующий квазихрупкому разрушению, δ_C – раскрытие в вершине трещины при максимальной нагрузке P_C . Для всех испытанных образцов, наряду с диаграммами "P-V" и "P-ΔT", были построены диаграммы "P-ΔS", где ΔS – изменение удельной энтропии в кончике трещины (пропила). Величина ΔS подсчитывалась по формуле [4.5]

$$\Delta S = \frac{2C_v T_2 - T}{\rho T_2 + T},$$

где $C_v = 5,16 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3 \text{ град}$ – удельная теплоемкость материала образца; $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$ – плотность материала образца; T_1 и T_2 – температура наблюдаемой точки в К соответственно в начале и конце рассматриваемого промежутка времени.

Результаты исследования. На рис. 2 приведены диаграммы "P-V", "P-ΔT", и "P-ΔS" для одного из образцов с нарощенной усталостной трещиной, а на рис. 3 – для образца с острым пропилом (для других испытанных образцов эти диаграммы имеют аналогичный вид). Анализируя эти диаграммы, отметим следующие обстоятельства.

1. Диаграмма "P-V" для образцов 2-й группы непригодна для обработки (с целью определения характеристик трещиностойкости), так как у образцов не

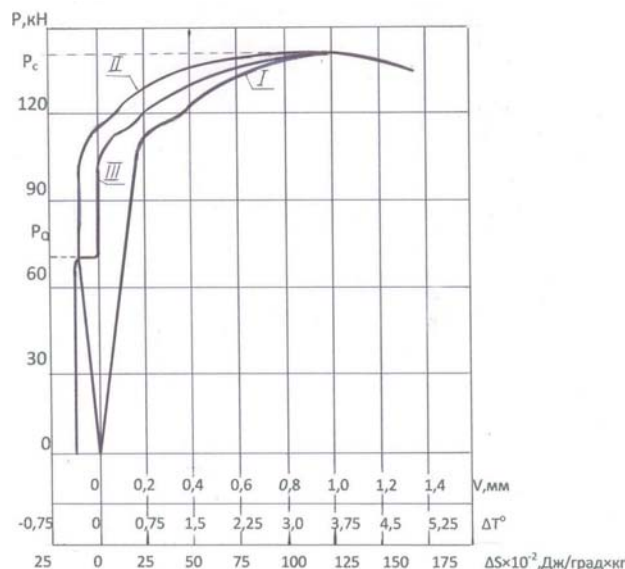


Рис. 3. Диаграммы "P-V"(I), "P-ΔT"(II), "P-ΔS"(III), полученные при испытании образца с пропилом

Характеристики трещиностойкости для образцов 1-й группы, рассчитанные по диаграмме “P-V”

Номер образца	P_Q , кН	P_C , кН	K_Q , МПа·м ^{0,5}	K_C^* , МПа·м ^{0,5}	K_{QT} , МПа·м ^{0,5}	δ_C , мм
1	32	82	13,95	35,75	14,24	2,41
2	47	90	20,49	39,23	21,38	2,47
3	50	102	21,8	44,5	22,87	2,48
4	54,1	103	23,55	44,9		2,6
5	55	107	24	46,6		2,96
6	66	111,5	28,78	48,62		3,04

была соблюдена технология подготовки к испытаниям – не нанесена усталостная трещина.

2. Диаграммы “P-ΔT” и “P-ΔS” для образцов обоих типов практически идентичны. На этих диаграммах можно выделить две характерные зоны: понижение температуры (эффект Томсона) – зона 1; стабилизация температуры разогрев материала за счет внутреннего трения компенсирует эффект Томсона) и ее последующий рост (за счет энергии пластического деформирования) – зона 2.

3. Характерные точки P_Q и P_C на всех диаграммах для каждой группы образцов коррелируют между собой. По силе P_Q определялась величина коэффициента интенсивности напряжений K_Q , который при выполнении ряда условий [1] принимался равным критическому КИН K_{Ic} . Ордината практически горизонтального участка интенсивного роста температуры зоны 2 соответствует точке P_C – разрушающей нагрузке, по которой определяются характеристики трещиностойкости K_C^* , K_{QT} , δ_C .

Далее по диаграммам “P-V” для образцов с усталостной трещиной были определены характеристики трещиностойкости P_Q , P_C , K_Q , K_C^* , K_{QT} , δ_C (табл. 1). Эти же характеристики, за исключением δ_C , были рассчитаны по диаграммам “P-ΔS” для всех пятнадцати образцов (табл. 2). Все характеристики трещиностойкости рассчитывались через соответствующие силы по формулам, приведенным в [1].

Следует отметить, что энтропийная диаграмма “P-ΔS” имеет более характерный излом на границе 1-й и 2-й зон (ордината этой точки коррелирует с величиной P_Q на диаграмме “P-V”), поэтому для расчета характеристик трещиностойкости диаграмме “P-ΔS” следует отдать предпочтение по сравнению с диаграммой “P-ΔT”.

Для сравнения полученных результатов была проведена их статистическая обработка по стандартной методике [6]. С целью определения степени точности и надежности результатов экспериментов были рассчитаны: 90 % доверительные интервалы для генеральных средних значений a соответствующих величин и доверительные интервалы для среднеквадратического отклонения u этих величин (табл. 3).

Следует отметить еще следующее обстоятельство. Возникает вопрос: почему для такого пластичного материала, как сталь 20, не использовался энергетический показатель трещиностойкости, а именно J -интеграл. Дело в том, что для определения J_{Ic} – критического значения J -интеграла очень важно точно установить начало движения трещины, а это при вязком и упруго-вязком разрушении, как отмечалось

Характеристики трещиностойкости для образцов 1-й и 2-й групп, рассчитанные по диаграммам “P-ΔS”

Номер образца	P_Q , кН	P_C , кН	K_Q , МПа·м ^{0,5}	K_C^* , МПа·м ^{0,5}	K_{QT} , МПа·м ^{0,5}
1*	41	90	17,87	39,23	18,47
2	46	137,5	16,61	49,65	17,09
3*	50	82	21,3	34,93	22,87
4	54	143,5	19,5	51,82	20,23
5*	54	107	23,54	46,64	24,65
6	55	137	19,86	49,47	20,73
7*	57	103	24,85	44,9	
8	60	138,5	21,67	50,02	22,8
9	60	143	21,67	51,65	22,8
10	61	140,5	22,03	50,74	23,24
11*	65	102	28,34	44,47	
12	65	142	23,48	51,29	
13*	66	111,5	28,78	48,62	
14	69	132,5	24,92	47,85	
15	70	140	25,28	50,56	

* Образцы с усталостной трещиной (1-я группа)

Оценка точности и надежности результатов

Характеристики трещиностойкости	Доверительные интервалы и среднеквадратические отклонения характеристик трещиностойкости, полученных по диаграмме "P-V" для образцов 1-й группы	Доверительные интервалы и среднеквадратические отклонения характеристик трещиностойкости, полученных по диаграмме "P-ΔS" для всех образцов (1-я и 2-я группы)
P_Q , кН	41,45<a<59,89 7,51<σ<23,36	54,39<a<62,01 5,6<σ<15,52
P_C , кН	90,12<a<108,4 7,44<σ<23,12	113,5<a<133,11 14,42<σ<39,95
K_Q , МПа·м ^{0,5}	18,03<a<26,15 3,31<σ<10,28	20,97<a<24,33 2,47<σ<6,84
K_C^* , МПа·м ^{0,5}	39,29<a<47,25 3,25<σ<10,09	45,25<a<49,67 3,25<σ<8,99
K_{QT} , МПа·м ^{0,5}	11,71<a<27,29 2,67<σ<20,33	19,91<a<22,97 1,78<σ<4,23
δ_C , мм	2,44<a<2,896 0,184<σ<0,57	

выше, сделать сложно. Поэтому в [1] и используются силовые критерии. Предлагаемая методика позволяет точнее определить начало движения трещины, поэтому при проведении дальнейших исследований мы планируем использовать энергетический критерий трещиностойкости.

Оценим полученные результаты. Из рассчитанных доверительных интервалов видно, что характеристики трещиностойкости, рассчитанные по диаграмме "P-ΔS", лежат кучнее, чем характеристики, рассчитанные по диаграмме "P-V", а следовательно, точность их определения более высокая. Такой результат можно объяснить тем, что при нахождении расчетного усилия P_Q по диаграмме "P-V" традиционным путем, т.е. проведением 5 %-й секущей (см. рис. 2), получается высокая погрешность из-за малого угла наклона секущей. А график "P-ΔS" имеет резко выраженный излом в районе расчетной точки, по которому эту точку легко зафиксировать. Этот излом имеет и четкую физическую интерпретацию – он соответствует началу процесса интенсивного пластического деформирования, который, как отмечается в литературе, а также зафиксировано в наших экспериментах, происходит скачкообразно. Именно в этот момент начинается движение трещины, что и необходимо зафиксировать при испытаниях.

Кроме того, выявленная в процессе проведенных исследований независимость диаграмм "P-ΔT" и "P-ΔS" от типа образца дает возможность при подготовке образцов к испытаниям заменить трудоемкий процесс наращивания усталостной трещины доволь-

но простым процессом нанесения острых пропилов от вершины надреза.

Таким образом, предлагаемый новый способ экспериментального определения характеристик трещиностойкости путем однократных статических испытаний плоских образцов с острым пропилом с построением и обработкой по результатам испытаний диаграммы "P-ΔT" (или "P-ΔS") вместо диаграммы "P-V" повышает точность и дает существенную экономию времени.

Список литературы

1. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Издво стандартов, 1985. – 61 с.
2. Штигельбурд И.Я., Куриленко Г.А., Атапин В.Г., Пшеничный А.Б. Анализ характеристик трещиностойкости тонкостенных труб // Вопросы динамики механических систем / Новосибирский электротехнический институт. – Новосибирск, 1987. – С. 9 – 15.
3. Kurilenko G.A. Predicting crack resistance by infrared thermography // Proceedings of Quantitative Infrared Thermography Conference QIRT 96. – Stuttgart, 1997. – P. 91 – 95.
4. А.с. 1820278 СССР, МКИ³ G 01 N 3/00. Способ определения трещиностойкости материалов / Г.А.Куриленко, А.Б.Пшеничный. – Б.И. – 1993. – № 21. – 10 с.
5. А.с. 1499167 СССР, МКИ⁴ G 01 N 3/32. Способ определения предела выносливости / Г.А. Куриленко. – Б.И. – 1989. – № 29. – 6 с.
6. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний. – М.: Машиностроение, 1985. – 231 с.