

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПОКРЫТИЯ

№ 11 (131)  
ноябрь  
2015

Издается с января 2005 г.

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

**Председатель редакционного совета**

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

**Заместитель главного редактора**

д.ф.-м.н., проф.  
В.Ю. ФОМИНСКИЙ

**Заместители председателя редакционного совета:**

д.т.н., проф.  
В.Ю. БЛЮМЕНШТЕЙН

д.т.н., проф.  
А.В. КИРИЧЕК

д.т.н., проф.  
О.В. ЧУДИНА

**Редакционный совет:**

Ю.П. АНКУДИМОВ, к.т.н., доц.

А.П. БАБИЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. БАЛКОВ, к.т.н.

В.М. БАШКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БЕЛИКОВ, к.т.н., доц.

А.И. БОЛДЫРЕВ, д.т.н., проф.

С.Н. ГРИГОРЬЕВ, д.т.н., проф.

В.А. ЗЕМСКОВ, к.т.н.

С.А. КЛИМЕНКО, д.т.н., проф.

Ю.Р. КОПЫЛОВ, д.т.н., проф.

Н.К. КРИОНИ

В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф.

В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф.

Е.Д. МАКАРЕНКО

Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф.

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф.

Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф.

Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф.

В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф.

А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф.

Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф.

В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф.

В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф.

М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф.

**Редакция:**

И.Н. МЫМИНА

Т.В. ПАРАЙСКАЯ

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индексы по каталогам: "Роспечать" 85159, "Пресса России" 39269, "Почта России" 60252) или в издательстве.  
Тел.: (499) 269-52-98,  
268-47-19.

Факс: (499) 269-48-97.  
E-mail: realiz@mashin.ru

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

## СОДЕРЖАНИЕ



### ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В. Упрочнение твердых сплавов (обзор) .....3



### МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Тамаркин М.А., Тищенко Э.Э., Шведова А.С., Исаев А.Г. Технологические основы оптимизации процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных рабочих средах .....12



### ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Анисович А.Г., Хейфец М.Л., Хилько Д.Н. Влияние технологической среды на формирование структуры покрытия при наплавке ферромагнитного порошка в электромагнитном поле .....17

Балановский А.Е., Гречнева М.В., Гюи В.В. Исследование структуры рельсовой стали после плазменного поверхностного упрочнения .....23

Лебедев В.А., Голобородько Ж.Г., Драган С.В. Совершенствование технологии импульсно-дуговой наплавки в судовом машиностроении .....33



### ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Гарибов А.А., Агаев Т.Н., Алиев А.Г., Исмаилов Ш.С., Эюбов К.Т. Образование защитного слоя на поверхности радиационно-обработанных образцов циркония .....37

Кокорин В.Н., Шанченко Н.И., Мищенко О.В., Кокорин М.В., Левушкин К.С. Моделирование процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката .....42

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

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

# STRENGTHENING TECHNOLOGIES AND COATINGS

№ 11 (131)  
November  
2015

Since 2005, January

**Editor-in-Chief**

Dr. of Eng. Sci.  
Yu.V. PANFILOV

**Chair of Editorial Council**

Dr. of Eng. Sci., The honoured  
worker of a science and  
technics of the RF  
V.F. BEZYAZHNYI

**Editorial Assistant**

Dr. of Phys.-Math. Sci.  
V.Yu. FOMINSKY

**Chairman Assistants:**

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

**Editorial council:**

Yu.P. ANKUDIMOV  
A.P. BABICHEV  
V.P. BALKOV  
V.M. BASHKOV  
A.I. BELIKOV  
A.I. BOLDYREV  
S.N. GRIGORIEV  
V.A. ZEMSKOV  
S.A. KLIMENKO  
Yu.R. KOPYLOV  
N.K. KRIONI  
V.A. LEBEDEV  
V.V. LYUBIMOV  
E.D. MAKARENKO  
B.Ya. MOKRITSKY  
F.I. PANTELEENKO  
H.M. RAHIMYANOV  
B.P. SAUSHKIN  
V.A. SHULOV  
V.P. SMOLENTSEV  
A.M. SMYSLOV  
G.A. SUHOCHEV  
V.P. TABAKOV  
M.L. KHEIFETS

**Edition:**

I.N. MYMRINA  
T.V. PARAYSKAYA

## CONTENTS

➔	<b>GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING</b>	
		Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V. Hardening of hard alloys (review) .....3
➔	<b>MECHANICAL STRENGTHENING PROCESSING</b>	
		Tamarkin M.A., Tishchenko E.E., Shvedova A.S., Isaev A.G. Technological bases of optimization of processes of the finishing strengthening processing of details in the granulated working environments.....12
➔	<b>PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY</b>	
		Anisovich A.G., Kheifets M.L., Khilko D.N. The impact of technological environment on the formation of the coating structure during surfacing ferromagnetic powder in the electromagnetic field.....17
		Balanovsky A.E., Grechneva M.V., Gui V.V. Investigation of the structure of the rail steel after plasma surface hardening .....23
		Lebedev V.A., Goloborodko Zh.G., Dragan S.V. Upgrading pulsed arc deposit welding technology in ship engineering .....33
➔	<b>PROCESSING BY COMBINED METHODS</b>	
		Garibov A.A., Agayev T.N., Aliyev A.G., Ismaylov Sh. S., Eyubov K.T. Formation of the protective layer on the surface of the radiation processed zirconium samples .....37
		Kokorin V.N., Shanchenko N.I., Mishchenko O.V., Kokorin M.V., Levushkin K.S. Modeling of contour laser cutting process with sheet metal mechanical activation.....42

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogues: "Rospechat" 85159, "Pressa Rossii" 39269, "Pochta Rossii" 60252) or in publishing office.  
Ph.: (499) 269-52-98, 268-47-19.  
Fax: (499) 269-48-97  
E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

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

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

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



УДК 621.7

С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко  
(Оренбургский государственный университет)  
E-mail: matm@mail.osu.ru

### Упрочнение твердых сплавов (обзор)

*Выполнен анализ патентной литературы, посвященной различным видам упрочнения твердых сплавов. Рассмотрены различные способы упрочнения твердых сплавов. Исследовано влияние различных видов упрочнения (алмазная, вибрационная, дробеструйная обработка, нанесение износостойких покрытий, термическая обработка, лазерное упрочнение) на механические и эксплуатационные свойства твердых сплавов. Рассмотренные авторами различные виды упрочнения не могут быть систематизированы из-за большой разницы в применяемом оборудовании, средах, температурных интервалах и материалах.*

**Ключевые слова:** твердый сплав, алмазная, вибрационная, дробеструйная обработка, нанесение износостойких покрытий, термическая обработка, лазерное упрочнение.

*The analysis of patent literature devoted to various types of hardening of hard alloys. Different ways of hardening the solid-solid alloys. The effect of various types of hardening (diamond, vibration, blasting, wear-resistant coatings, heat treatment, laser hardening) on the mechanical and operational properties of hard alloys. Proposed by the authors of the various kinds of hardening cannot be organized because of the large difference in used equipment, fluids, temperature intervals and materials.*

**Keywords:** hard alloy, diamond, vibration, blasting, wear-resistant coatings, heat treatment, laser hardening.

#### Введение

Обработка заготовок резанием в технологии машиностроения занимает важное место. Однако низкая стойкость режущего инструмента зачастую сдерживает применение новых конструкционных материалов с повышенными эксплуатационными свойствами. Это обуславливает актуальность задачи повышения эксплуатационных характеристик и работоспособности металлообрабатывающего инструмента, и в первую очередь, инструмента, изготовленного с использованием твердых сплавов.

Применение упрочняющих технологий обработки режущего инструмента для снижения нестабильности его режущих свойств остается актуальной проблемой. Существуют различные методы упрочнения твердосплавного режущего инструмента, которые условно разделены на три группы: механическая обработка, нанесение покрытий и термическая обработка, причем термообработка проста в реализации и позволяет получать приемлемые результаты.

**Цель данной работы** — анализ способов упрочнения изделий из твердых сплавов и их технологического применения.

Вопросам повышения качества твердых сплавов посвящено большое число работ, причем выводы во многих работах не совпадают. Авторы это объясняют тем, что исходные свойства инструмента даже в одной партии сильно различаются, а тем более от партии к партии [1–5].

Был проведен патентный поиск по сайту Федерального института промышленной собственности [6]. Из анализа научно-технической литературы следует, что основными способами повышения эксплуатационных характеристик твердых сплавов являются:

- алмазная обработка;
- вибрационная обработка;
- дробеструйная обработка;
- нанесение износостойких покрытий;
- термическая обработка;
- лазерное упрочнение.

**Алмазная обработка.** При изготовлении инструмента и других изделий из твердых сплавов применяются различные виды размерной обработки, при которых определенным образом воздействуют на состояние поверхностного слоя сплава и тем самым оказывают влияние на его прочностные характеристики. Наиболее распространенной является абразивная обработка

твердых сплавов алмазными кругами, а также кругами из карбида кремния зеленого (КЗ).

При алмазном шлифовании лучшая режущая способность алмазных зерен обеспечивает меньшие усилия и, соответственно, более низкие температуры в зоне контакта круга со сплавом, которые существенно зависят от характеристики алмазного круга и режимов шлифования. Для каждого вида шлифования должны быть свои закономерности в изменении прочности и твердости твердых сплавов в зависимости от режимов обработки и характеристик инструмента.

При шлифовании алмазными кругами в режущей зоне возникают высокие контактные температуры, хотя и более низкие, чем при шлифовании кругами КЗ. Однако образующийся при этом дефектный слой снимается калибрующей зоной, в результате чего прочность оказывается на 30 % выше, чем в исходном состоянии.

Практика работы с твердосплавными изделиями показывает, что для повышения прочности и долговечности алмазной обработке должна подвергаться не только рабочая поверхность, но и все остальные поверхности. Так, Г.Л. Хаеом [7] установлено, что время работы до поломки резцов с твердосплавной пластиной, шлифованной алмазным кругом, в 1,7 раза больше времени работы резцов с нешлифованными пластинами и в 1,5 раза больше для резцов с пластинами, шлифованными кругом КЗ.

В таблице представлены результаты влияния алмазного шлифования на свойства твердого сплава.

**Прочностные характеристики твердого сплава до и после алмазного шлифования**

Марка сплава	$\sigma_{изг}$ , Н/мм <sup>2</sup>		Увеличение $\sigma_{изг}$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>		Увеличение КСУ, %
	До шлифования	После шлифования		До шлифования	После шлифования	
ВК6	1570	1810	15	0,18	0,23	28
ВК8	1870	2000	7	0,30	0,36	20
ВК15	1740	2610	50	0,31	0,45	45
ВК8В	1640	1990	21	0,26	0,28	8
ВК20	2160	2650	22	0,44	0,54	22
ВК25	2320	2670	15	0,51	0,64	25

Процесс упрочнения твердых сплавов в значительной степени связан с характеристиками их тонкой кристаллической (внутризеренной) структуры — размером блоков мозаики (областей когерентного рассеяния) и величиной микроискажений решетки.

При шлифовании твердых сплавов происходят существенные изменения тонкой кристаллической структуры. С помощью рентгенографического метода исследований установлено, что даже при неболь-

шой глубине шлифования наблюдаются значительное дробление блоков и возникновение больших микроискажений решетки, что по аналогии со сталями свидетельствует об упрочнении поверхностного слоя. Это упрочнение способствует повышению основных механических характеристик твердых сплавов. После того как достигнуто предельное дробление, при последующем увеличении глубины шлифования происходит разупрочнение (перенаклеп), которое приводит к образованию микротрещин в поверхностном слое и снижению предела прочности при изгибе.

Способ обработки заготовок из сверхтвердых материалов шлифованием [8] отличается тем, что его выполняют установленным на шпинделе станка вращающимся шлифовальным кругом для алмазно-абразивной обработки с алмазными головками, а частоту вращения шпинделя изменяют бесступенчато с обеспечением окружной скорости шлифовального круга от 120 до 280 м/с, причем заготовку перемещают в плоскости шлифования при скорости продольной подачи стола станка от 3 до 9 м/мин с одновременным ее поперечным перемещением, осуществляемым при поперечной подаче стола станка, составляющей 0,01...0,06 мм/дв. ход.

**Вибрационная обработка.** До недавнего времени для твердых сплавов вибрационная обработка применялась лишь как операция подготовки поверхности заготовок к пайке (галтовка), а также для снятия острых кромок режущих пластин.

В монографии [9] изложены методы объемного и поверхностного упрочнения спеченных твердых сплавов вольфрамовой группы, в том числе методы термической, вибрационной, дробеструйной обработки, которые в настоящее время находят применение при изготовлении твердосплавного инструмента. Приведены результаты исследования природы повышения прочности и долговечности твердых сплавов после обработки этими методами и даны рекомендации по их применению для конкретных условий эксплуатации твердосплавных изделий. Показано упрочняющее действие алмазного и электроалмазного шлифования как наиболее прогрессивных методов обработки твердых сплавов.

Разработаны методы и оборудование для упрочняющей обработки твердых сплавов на основе применения вибрации. Вибрационная обработка представляет собой сложный процесс и является результатом взаимодействия масс ударно-колебательной системы с практически бесконечным числом степеней свободы; на движение системы существенное влияние оказывают аэродинамические силы трения. В зависимости от обрабатываемой среды вибрационная обработка может выполнять функции абразивной или упрочняющей обработки. Для твердых сплавов наиболее эффективным



вариантом является виброабразивная обработка с последующим упрочнением в среде, где в качестве наполнителя используются твердосплавные шарики.

Вибрационная обработка при соблюдении оптимальных режимов приводит к увеличению механических характеристик твердых сплавов по сравнению с исходным состоянием. Опытные данные подтверждают повышение  $\sigma_{изг}$  упрочненных сплавов на величину от 25 до 50 %.

Влияние вибрационной обработки на твердые сплавы определяется прежде всего амплитудой и частотой колебаний контейнера, а также длительностью обработки и степенью загрузки контейнера.

Наиболее высокими значениями прочности и долговечности обладают сплавы, шлифованные алмазными кругами по оптимальным режимам с последующим виброупрочнением. Сплавы, виброупрочненные после обработки кругами КЗ, имеют более низкую прочность. Это объясняется тем, что на участках, обработанных кругами КЗ, в процессе циклического нагружения облегчается возникновение и развитие трещин.

Применение вибрационной обработки при изготовлении твердосплавного инструмента позволяет увеличить эксплуатационную стойкость в 1,3 раза, что обеспечивает экономический эффект.

**Дробеструйная обработка.** Известно, что одним из эффективных методов упрочнения поверхности стальных изделий, приводящих к значительному повышению усталостной прочности, является дробеструйный наклеп. Наклеп увеличивает удельный объем поверхностного слоя. Лежащие ниже слои препятствуют расширению верхнего слоя, вызывая в нем остаточные напряжения сжатия. Получение подобного эффекта в твердых сплавах весьма желательно, так как он уменьшает вредное влияние дефектов структуры, наблюдаемых в спеченных материалах.

Факторами, влияющими на степень наклепа, являются тип и размер дроби, скорость ее полета, а также расстояние обрабатываемой поверхности от места вылета дроби и угол падения (атаки) дроби на обрабатываемую поверхность.

Распределение остаточных напряжений после обработки показывает, что в поверхностном слое имеют место остаточные напряжения сжатия, достигающие на самой поверхности 1800 Н/мм<sup>2</sup> для сплава ВК15. У образцов в исходном состоянии после спекания в поверхностном слое наблюдается остаточное напряжение растяжения, достигающее на поверхности 500 Н/мм<sup>2</sup>.

Долговечность образцов, подвергнутых дробеструйной обработке, примерно такая же, как и у образцов, шлифованных алмазным кругом по оптимальным режимам или подвергнутых виброупрочняющей обработке [9].

**Нанесение износостойких покрытий.** Существует большое число методов получения покрытия на рабочих поверхностях режущих инструментов. С учетом специфики протекания процессов формирования покрытий существующие методы можно разделить на три основные группы.

К первой группе относятся химико-термические методы (ХТМ) образования покрытий, основанные на твердофазовом, жидкостном и газофазовом насыщении поверхностей инструмента. ХТМ включают такие методы, как насыщение поверхности инструментальных сталей азотом и углеродом в газовых и жидких средах, ионное азотирование и цементация в плазме тлеющего разряда, борирование, нитроокисидирование и др.

Ко второй группе относятся методы химического осаждения покрытий (ХОП) из парогазовой фазы, получившие в мировой практике наименование Chemical Vapor Deposition (CVD).

Методы ХОП получили широкое распространение для нанесения покрытий на основе карбидов нитритов, карбонатов титана, а также оксида алюминия на многогранные неперетачиваемые твердосплавные пластины. На основе методов ХОП разработаны технологии, применяемые известными фирмами — производителями твердосплавных инструментов Sandvik Koromant (Швеция), Teledain (США), Planse (Австрия), Vinda Kгуп (ФРГ), Iydgid Karbon (Франция) и др. В СССР был разработан метод нанесения карбидотитановых покрытий на неперетачиваемые твердосплавные пластины (ВНИИТС), получивший наименование ГТ.

Методы второй группы позволяют повысить стойкость твердосплавных пластин в 3...10 раз в широкой области применения.

К третьей группе относятся методы физического осаждения покрытия (ФОП), получившие название в мировой практике Physical Vapor Deposition (PVD).

Среди методов ФОП наибольшее распространение получили метод конденсации покрытий из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой поверхностей инструмента (метод КИБ), разработанный Харьковским физико-техническим институтом АН УССР, и метод реактивного электронного лучевого плазменного осаждения покрытий из пароплазменной фазы в вакууме (метод РЭП).

К третьей группе относятся также плазменные и дтонационные методы напыления покрытия, которые при производстве режущих инструментов используются ограниченно.

Изобретение [10] относится к химико-термической обработке стального и твердосплавного инструмента и находит применение в различных отраслях машиностроения, горной, строительной, металлообрабатывающей и станкостроительной промышленности. При обработке изделий осуществляют нагрев струей низкотемпературной аргоновой плазмы следующего

состава, % мас.: 0,06...0,20 углерода; 0,04...3,50 водорода; 0,16...0,80 кремния; 0,01...0,07 азота и кислорода; остальное — аргон. Струю перемещают вдоль поверхности изделия со скоростью от 1 до 15 мм/с. В результате направленного изменения физико-химических, механических и эксплуатационных свойств поверхностного и приповерхностных слоев и изделия в целом достигается повышение твердости и стойкости без уменьшения вязкости и разрушения покрытия.

Патент [11] относится к области поверхностного упрочнения твердых сплавов электровзрывным легированием, в частности к способу поверхностного упрочнения вольфрамокобальтового твердосплавного инструмента, которым оснащают буровой и горно-режущий инструмент. Способ включает импульсное облучение обрабатываемой поверхности ионным компонентом плазменной струи. В качестве источника ионного компонента используют продукты электрического взрыва алюминиевой фольги. Облучение проводят в импульсном режиме, обеспечивающем интенсивность воздействия на обрабатываемую поверхность в интервале от 5,0 до 7,6 ГВт/м<sup>2</sup>. При реализации способа повышаются поверхностная твердость, износостойкость и эксплуатационная стойкость твердых сплавов группы ВК.

Изобретение [12] относится к пластине для режущего инструмента, предназначенной для obtачивания закаленных и инструментальных сталей. Пластина для режущего инструмента содержит корпус из твердого сплава и покрытие. Твердый сплав, из которого выполнен корпус пластины, содержит WC (основа), а также, % мас.: Co от 4,0 до 7,0 (предпочтительно от 4,5 до 6,0), Cr от 0,25 до 0,50 (предпочтительно от 0,30 до 0,45); коэрцитивная сила  $H_c = 28...38$  кА/м (предпочтительно от 30 до 34 кА/м). Покрытие имеет толщину от 11 до 24 мкм и нанесено на корпус посредством CVD. По меньшей мере самый верхний слой покрытия представляет собой слой  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной от 7 до 12 мкм.

Способ [13] упрочнения изделия из твердых сплавов включает облучение рабочей поверхности изделия с дальнейшим нанесением на рабочую поверхность износостойкого покрытия и отличается тем, что перед облучением рабочей поверхности изделия на нее наносят металлический слой из карбидообразующих элементов 4...5-й групп, а облучение проводят электронным пучком при длительности импульса от 4 до 6 мкс и плотности энергии в пучке от 4,5 до 6 Дж/см<sup>2</sup>.

Известен способ упрочнения твердосплавного инструмента [14] преимущественно групп ВК и ТК, включающий облучение рабочих поверхностей инструмента импульсным сильноточным пучком заряженных частиц. Облучение проводят импульсами сильноточного электронного пучка длительностью от 2 до 3 мкс с энергией электронов от 10 до 30 кэВ, плот-

ностью энергии от 0,8 до 5 Дж/см<sup>2</sup> и числом импульсов в серии 5...10, при этом происходит увеличение износостойкости инструмента в 2...3 раза.

Существует способ упрочнения твердосплавного инструмента, включающий облучение [15]. Перед облучением в инструмент электролитически вводят водород, а облучение инструмента проводят гамма-квантами источника кобальт-60. В данном способе упрочненный инструмент обеспечивает высокую скорость обработки различных материалов, имеет малый износ в процессе работы.

Способ [16] нанесения защитных диффузионных покрытий на изделия из металлов и сплавов включает диффузионное насыщение поверхностных слоев изделия элементами из твердой или парогазовой фазы и образование внешнего защитного слоя химических соединений (интерметаллидов) насыщающих элементов с металлом изделия, а также образование внутреннего слоя твердого раствора насыщающих элементов в металле (сплаве) изделия в присутствии в рабочем объеме печи веществ-активаторов, выделяющих газообразный фтористый водород (HF). Выделяемый веществами-активаторами газообразный фтористый водород (HF) воздействует на границы зерен образующегося на изделии защитного покрытия, обеспечивая ускорение диффузии насыщающего элемента через защитное покрытие к металлу (сплав) изделия.

Также известны способы поверхностного упрочнения твердосплавного инструмента с импульсным облучением обрабатываемой поверхности ионным компонентом плазменной струи [17].

Способ [18] упрочнения изделий из карбидсодержащих сплавов путем их термообработки в присутствии жидкой фазы отличается тем, что режимы термообработки выбирают из условий

$$T_{\text{сп}} < T_{\text{обр}} < T_{\text{п}};$$

$$t_{\text{мин}} < t_{\text{обр}} < t_{\text{п}},$$

где  $T_{\text{обр}}$  — температура термообработки;  $T_{\text{сп}}$  — температура спекания изделия в присутствии жидкой фазы;  $t_{\text{обр}}$  — продолжительность термообработки;  $t_{\text{мин}}$  — минимальное время нагрева, необходимое для образования при температуре обработки слоя жидкой фазы толщиной 3 мкм в приповерхностном слое изделия, определяемое расчетным или опытным путем;  $T_{\text{п}}, t_{\text{п}}$  — соответственно температура и продолжительность термообработки, при сочетании которых возникает искажение формы изделия. Способ включает импульсное облучение обрабатываемой поверхности ионным компонентом плазменной струи. В качестве источника ионного компонента используют продукты электрического взрыва алюминиевой фольги. Облучение проводят в импульс-

ном режиме, обеспечивающем интенсивность воздействия на обрабатываемую поверхность в интервале 5,0...7,6 ГВт/м<sup>2</sup>.

Способ [19] прогнозирования износостойкости твердосплавных (группы применимости Р) режущих инструментов по выбранному исходному параметру включает проведение испытания на изменение значения исходного параметра в зависимости от свойств поверхностной и приповерхностной структуры, сформированной в процессе изготовления твердосплавного режущего материала; проведение эталонных испытаний на износостойкость в процессе резания материалов, вызывающих интенсивный диффузионный износ при оптимальной или близкой к ней скорости резания; построение эталонной корреляционной зависимости "износостойкость—исходный параметр" статистический контроль только значения исходного параметра у текущей партии твердосплавных режущих инструментов; прогнозирование износостойкости для текущей партии твердосплавных режущих инструментов. Карбонитридный подслои формируют химико-термической обработкой в вакууме при температуре от 840 до 950 °С в течение 1...2 ч в науглероживающей атмосфере, затем осуществляют плазменное напыление оксида алюминия слоем от 100 до 400 мкм с последующим вакуумным оплавлением режущих кромок высокоэнергетическими источниками энергии: электронным лучом, лазером или ионным пучком. Преимуществом данного способа является повышение износостойкости инструмента в два-три раза.

Изобретение [20] относится к области упрочняющей обработки твердых сплавов инструментального назначения. Техническим результатом изобретения является повышение ресурса работы инструментов, деталей машин и механизмов, работающих в условиях резания, трения и абразивного износа. Для достижения технического результата рабочую поверхность инструмента или изделия из твердого сплава на основе карбида титана с никельхромовой связкой облучают импульсным сильноточным электронным пучком с энергией электронов от 10 до 30 кэВ при длительности импульсов облучения от 150 до 200 мкс и числом импульсов 10...30. При этом электронно-пучковое облучение проводят в азотсодержащей плазме газового разряда при давлении азота от 0,02 до 0,03 Па и плотности энергии в электронном пучке от 50 до 70 Дж/см<sup>2</sup>.

Способ [21] обработки твердосплавного инструмента включает этап, на котором наносят диффузионное покрытие путем насыщения поверхности инструмента из твердого сплава в эвтектическом расплаве свинец—литий с добавками меди и никеля с получением покрытия. Данный способ отличается тем, что в расплав дополнительно вводят железо в виде железных пластинок, которые располагают в расплаве вблизи

поверхности инструмента в количестве, необходимом для насыщения расплава железом до его концентрации от 1 до 10 % от общей массы расплава.

Способ [22] выбора инструментального твердого сплава для обработки стали резанием включает сопоставление характеристик обрабатываемой стали и инструментального твердого сплава с последующим выбором наиболее соответствующих друг другу. Этот способ отличается тем, что с помощью кривых температурной зависимости структурно-чувствительных характеристик обрабатываемой стали выявляют критическую температуру, соответствующую структурным превращениям в обрабатываемой стали, сравнивают ее с температурой максимальной работоспособности инструментального твердого сплава и выбирают инструментальный твердый сплав, у которого сравниваемые характеристики наиболее близки или совпадают.

В качестве источника плазменной струи используют также продукты взрыва углеграфитовых волокон. В соответствии с патентом [23] поверхность твердых сплавов на основе карбида вольфрама упрочняют импульсным облучением ионным компонентом плазменной струи с интенсивностью воздействия на поверхность от 5,0 до 7,6 ГВт/м<sup>2</sup>. Такая обработка обеспечивает повышение эксплуатационной стойкости твердого сплава, который используется в буровом и горно-режущем инструменте, а также применяется при производстве штампов, прокатных валков, твердосплавных волокон, аппаратов высокого давления.

В патенте [24] предложено применение гидроксида кобальта в качестве износостойкого покрытия, сформированного на режущих пластинах из твердых сплавов или сталей, содержащих кобальт, путем нагрева пластин в парах воды. Обеспечивается повышение микротвердости режущих пластин.

В патенте [25] описано изобретение, в котором режущая пластина содержит основу из твердого сплава и нанесенный на нее износостойкий слой из наноструктурного карбида вольфрама и наноструктурного карбида ниобия с размером зерен от 20 до 50 нм при их соотношении: 90 % мас. наноструктурного карбида вольфрама, а остальное—наноструктурный карбид ниобия. Обеспечивается повышение износостойкости режущих пластин, особенно при тяжелых режимах резания.

В патенте [26] описано изобретение, относящееся к способу поверхностного упрочнения твердосплавного инструмента на основе карбида вольфрама. Способ состоит в нагреве и легировании поверхностных слоев путем насыщения их продуктами взрыва проводников с последующей самозакалкой за счет отвода теплоты в глубь материала и окружающую среду. В качестве проводника используется тонкая фольга из титана. Одновременно осуществляют легирование поверхности твер-

дого сплава порошками химических веществ и соединений (например, алмазной пудрой, бором, карбидом кремния и т. д.). При реализации способа происходят оплавление поверхностных слоев, смена типа монокарбида вольфрама WC в твердом сплаве на другой тип —  $W_2C$  с большими твердостью, износостойкостью, а также уменьшение величины карбида вольфрама  $W_2C$  в поверхностном слое, что в целом способствует повышению эксплуатационной стойкости твердого сплава.

**Термическая обработка.** Прочность твердых сплавов зависит от многих факторов, таких как фазовый состав сплава, размер зерен карбида и кобальтовой фазы, напряжения в кобальтовой и карбидной фазах.

Исследования характера разрушения твердых сплавов, в том числе с использованием методов электронной металлографии и фрактографии, дают ценные сведения при выяснении вопроса, какой из этих факторов имеет преобладающее значение в обеспечении прочностных характеристик твердых сплавов.

Изменяя внешние условия, можно влиять на структурные составляющие твердых сплавов, а следовательно, на их режущие свойства. Поэтому можно предположить, что существует такой вид термической обработки, который, влияя на структуру сплава, вызывает в ней изменения, вследствие которых режущие способности достигнут своего оптимального значения [5, 27, 28].

Термическая обработка спеченных сплавов способствует исправлению и улучшению структуры, а также повышению их физико-химических и режущих свойств. Известно, что упрочнение твердых сплавов возможно путем воздействия на связующую фазу. Состав и свойства связующей кобальтовой фазы (представляющей собой твердый раствор вольфрама и углерода в кобальте) спеченных пластин можно регулировать путем изменения в них массовой доли углерода (концентрация этого раствора различна в зависимости от условий изготовления сплава), а также скорости охлаждения при дополнительной термообработке.

Термической обработке твердых сплавов посвящен ряд работ [1–5], результаты которых во многом противоречивы. В этих работах делались попытки проведения различных видов термической обработки.

Термическая обработка спеченных сплавов проводится в большинстве случаев по двум направлениям: нагрев до температуры от 800 до 1250 °С с последующим охлаждением в различных средах; отжиг (или отпуск) при температуре от 600 до 1250 °С в течение нескольких часов.

Способ [29] термической обработки режущего инструмента с напаянной твердосплавной пластиной включает нагрев под пайку до 1100...1150 °С в течение 30...35 с, пайку пластины к державке с образованием головки резца, охлаждение и отпуск. Данный способ

отличается тем, что после пайки осуществляют охлаждение головки резца со скоростью от 100 до 150 °С/мин в индустриальном масле И-20А при температуре 60...80 °С в течение 10...15 с, а затем всю державку помещают в масло и охлаждают при температуре 18...20 °С с последующим отпуском при температуре 200 °С.

Известен способ закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама, включающий нагрев сплава до температуры выше 1100 °С и охлаждение в закалочной среде [30]. В качестве закалочной среды используют 8...12%-ный водный раствор натрийжелезосодержащей соли полиакриловой кислоты.

Способ закалки изделия из твердого сплава на основе карбида вольфрама включает нагрев изделия под закалку до температуры выше 1100 °С и охлаждение в 8...10%-ном водном растворе полимера ПК-М [31]. Нагрев осуществляют токами высокой частоты, а охлаждение проводят с использованием спрейерного устройства.

В способе [32] закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама предложены нагрев сплава под закалку выше 1100 °С и его охлаждение в закалочной среде. В качестве закалочной среды используют водный раствор полимера на основе концентрата "Термовит-М" с концентрацией 2...8 %.

Способ закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама включает нагрев сплава под закалку выше 1100 °С и его охлаждение в закалочной среде [33]. В качестве закалочной среды используют 6...11%-ный водный раствор "Бреокс Термо А" на основе сополимеров этиленгликоля и полипропиленгликоля.

С.И. Богодухов с сотрудниками [34] предложил способ получения режущего инструмента из карбидсодержащих сплавов вольфрамовой (ВК) и титановольфрамовой (ТК) групп, включающий спекание карбидсодержащих сплавов при температуре от 1400 до 1650 °С и охлаждение. После спекания производят вакуумный отжиг с нагревом до температуры 1050...1250 °С и выдержкой 1 ч, а последующее охлаждение осуществляют вместе с печью в течение 4 ч. В результате этого повышается стойкость карбидсодержащих сплавов.

В патенте [35] изложен способ упрочнения изделий из карбидсодержащих сплавов.

**Лазерное упрочнение.** Качественно нового уровня эксплуатационных свойств твердосплавных порошковых материалов возможно достичь при обработке высококонцентрированными источниками нагрева, в частности используя лазерное излучение. Благодаря локальному и сверхскоростному тепловому воздействию при лазерном излучении создаются возможности получения более высоких значений твердости, прочности, вязкости в сравнении с объемной обработкой или традиционными способами поверхностного упрочнения [36, 37].



Особенностью лазерной термической обработки сплавов (на практике используют различные приемы лазерной обработки — импульсными лучами или непрерывным лучом) является возможность образования дефектов в процессе воздействия луча лазера: отслаивания участков поверхностного слоя и оплавления материала с образованием сетки микротрещин в зоне воздействия. Установлено, что оптимальная плотность энергии упрочнения определяется структурой и составом материала и зависит от коэффициента перекрытия луча лазера, исходной шероховатости поверхности [38].

Из литературных источников также известны способы лазерной наплавки [39] или закалки [40, 41].

Лазерный нагрев поверхностного слоя детали приводит к минимизации структурных изменений в детали, что противоречит принципу закалки детали, но приводит к упрочнению поверхностного слоя.

На данный момент существует большое число работ, посвященных лазерной термической обработке быстрорежущих, углеродистых и легированных инструментальных сталей. Анализ работ, посвященных лазерному упрочнению изделий из порошковых материалов, позволяет сделать вывод о том, что механизм влияния лазерного излучения на структуру и свойства данных сплавов еще не до конца изучен. Наличие противоречивых данных по упрочнению изделий из порошковых материалов лазерной термической обработкой связано, возможно, с тем, что работоспособность обработанных изделий определяется не только условиями лазерного воздействия, но и множеством факторов, которые связаны с предыдущими операциями в процессе изготовления изделий.

В работах [42, 43] показано влияние времени, прошедшего после импульсной лазерной обработки, на изменение микротвердости на примере твердого сплава ВК8.

### Выводы

1. Перспективность применения в машиностроении различных видов упрочнения твердых сплавов отмечается многими авторами. Однако несмотря на несомненный научный и практический интерес к упрочнению поверхности и всего объема твердых сплавов в настоящее время не все способы получили должное развитие и внедрение. Причиной этого является недостаточная изученность общих закономерностей изменения свойств твердых сплавов в зависимости от способа упрочнения, а также влияние фазового и структурного состояния твердого сплава после различных видов упрочнения на эксплуатационные свойства твердых сплавов. Поэтому сдерживается разработка конкретных рабочих технологий по внедрению различных видов упрочнения в промышленность.

2. Работы, выполненные в области упрочнения твердых сплавов, направлены на решение локальных задач повышения эксплуатационных характеристик различных отдельно взятых марок твердых сплавов. Поэтому полученные разными авторами результаты плохо поддаются систематизации из-за существенных различий в схемах и условиях проведения исследований.

3. Различные способы алмазного шлифования сверхтвердых материалов не получили широкого промышленного применения.

4. Вибрационная и дробеструйная обработка представлена большим числом авторов и достаточно широко используется на машиностроительных предприятиях.

5. Многообразие методов нанесения покрытий, способы нанесения, оборудование, виды покрытий представлены большим числом работ. Проводится прогнозирование износостойкости твердосплавных режущих инструментов по выбранным параметрам.

6. Термическая обработка твердых сплавов проводится с середины XX в. и нашла широкое применение на заводах, однако данные по эксплуатационным свойствам противоречивы.

7. Лазерное упрочнение — это новое, но уже широко применяемое направление в упрочнении твердых сплавов. Нашло применение большое число видов лазерного упрочнения. В результате лазерного упрочнения достигаются высокие физико-механические свойства упрочненных материалов.

8. Стойкостные испытания при резании твердых сплавов после различных видов упрочнения показали, что из-за различной трактовки схем испытания и неадекватности данных нет единых данных по эффективности использования какого-то вида упрочнения на предприятиях машиностроительного комплекса.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Либенсон Г.А., Лопатин В.Ю., Комарницкий Г.В. Процессы порошковой металлургии. Т. 1: Производство металлических порошков / под. ред. Г.А. Либенсона. М.: Изд-во МИСИС, 2001. 368 с.
2. Третьяков В.И., Киффер Р., Березовский Ф. Твердые сплавы / под. ред. В.И. Третьякова. М.: Металлургия, 1971. 392 с.
3. Третьяков В.И. Основы металловедения и технология производства спеченных твердых сплавов. М.: Металлургия, 1976. 528 с.
4. Фальковский В.А., Клячко Л.И. Твердые сплавы. М.: Изд. дом "Руда и металлы", 2005. 368 с.
5. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: Изд-во МИСИС, 2001. 462 с.

6. Сайт Федерального института промышленной собственности. Режим доступа: <http://www.fips.ru>.

7. Хаец Г.Л., Гах В.М., Громаков К.Г. Сборный твердосплавный инструмент. М.: Машиностроение, 1989. 360 с.

8. Способ обработки сверхтвердых материалов: пат. 2440229 РФ, МПК В 24 В 1/00, В 24 В 9/16, В 28 D 5/02 / Реченко Д.С., Попов А.Ю.: патентообладатель ГОУ ВПО "Омский государственный технический университет". № 2010104343/02; Заявл. 08.02.2010; Оpubл. 20.01.2012. Бюл. № 2.

9. Лошак М.Г. Прочность и долговечность. Киев: Наук. думка, 1984. 148 с.

10. Способ химико-термической обработки изделий из твердого сплава и стали: пат. 2231573 РФ, МПК<sup>С1</sup> С 23 С 8/38 / Чеховой А.Н., Бельков О.В., Прокопова Т.И.; заявитель и патентообладатель ГКНПЦ им. М.В. Хруничева, ООО Инженерный центр РИА "Передовые технологии". № 2002119148/02; Заявл. 19.07.2002; Оpubл. 27.06.2004.

11. Способ поверхностного упрочнения вольфрамокарбидового твердосплавного инструмента: пат. 2398046 РФ, МПК С 23 С 14/48, С 23 С 14/32 / Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.; заявители и патентообладатели Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. № 2009132441/02; Заявл. 27.08.2009; Оpubл. 27.08.2010. Бюл. № 24.

12. Пластина с покрытием для режущего инструмента для обточки сталей: пат. 2536014 РФ, МПК В 23 В 27/14, С 23 С 28/04, С 23 С 16/30 / Хиндрик Э.; патентообладатель СЕКО ТУЛЗ АБ. № 2012106614/02; Заявл. 29.06.2010; Оpubл. 20.12.2014. Бюл. № 35.

13. Способ упрочнения изделий из твердых сплавов: пат. 2501865 РФ, МПК С 21 D 1/09, С 23 С 4/06. Способ упрочнения изделий из твердых сплавов / Кабанов А.В., Федоров С.В., Вислагузов А.А., Йе М.С., Павлов М.Д.; Министерство промышленности и торговли РФ. № 2012134117/02; Заявл. 09.08.2012; Оpubл. 20.12.2013. Бюл. № 35.

14. Способ комбинированной ионно-плазменной обработки изделий из сталей и твердых сплавов: пат. 2370570 РФ, МПК С 23 С 26/0, С 23 С 14/06, С 23 С 8/36 / Савостиков В.М., Сергеев С.М., Пинжин Ю.П.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО "Томский государственный университет". № 2008101310/02; Заявл. 09.01.2008; Оpubл. 20.10.2009. Бюл. № 29.

15. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента или изделия: пат. 2338798 РФ, МПК С 21 D 9/22, С 21 D 1/09 / Овчаренко В.Е., Псахье С.Г., Коваль Н.Н.; заявитель и патентообладатель Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (ИФПМ СО РАН). № 2007107259/02; Заявл. 26.02.2007; Оpubл. 20.11.2008. Бюл. № 32.

16. Способ нанесения защитных диффузионных покрытий на изделия из металлов и сплавов: пат. 2198955 РФ, МПК С 23 С 8/18, С 23 С 8/26 / Костиков В.И., Нечаев Ю.С., Кульга Г.Я.; патентообладатель ФГУП "Государственный научно-исследовательский институт конструкционных материалов

на основе графита "НИИграфит". № 2000119595/02; Заявл. 25.07.2000; Оpubл. 20.02.2003.

17. Способ обработки изделий из твердых сплавов на основе монокарбида вольфрама: пат. 2220819 РФ, МПК В 22 F 3/24. / Коршунов А.Б., Жуков Ю.Н., Голубцов И.В. и др.; заявитель и патентообладатель ФГУП Научно-исследовательский институт приборов Министерства по атомной энергии Российской Федерации. № 2002108575/02; Заявл. 04.04.2002; Оpubл. 10.01.2004.

18. Способ упрочнения изделий из карбидсодержащих сплавов: пат. 2181643 РФ, МПК В 22 F 3/24. / Коршунов А.Б., Бажинов А.Н., Рябов В.Н. и др.; заявитель и патентообладатель Научно-исследовательский институт механики МГУ им. М.В. Ломоносова. № 2000109375/02; Заявл. 17.04.2000; Оpubл. 27.04.2002.

19. Способ прогнозирования износостойкости твердосплавных режущих инструментов: пат. 2534730 РФ, МПК G 01 N 3/58 / Нестеренко В.П., Тюрин Ю.И., Моховиков А.А., Дубовская Н.В., Лычагина Л.Л., Пикула Н.П.; патентообладатель ФГБУ ВПО "Национальный исследовательский томский политехнический университет". № 2013137088/28; Заявл. 06.08.2013; Оpubл. 10.12.14. Бюл. № 34.

20. Способ электронно-пучкового упрочнения твердосплавного инструмента или изделия: пат. 2457261 РФ, МПК С 21 D 9/22; В 22 F 3/24; С 21 D 1/09 / Овчаренко В.Е., Иванов Ю.Ф., Моховиков А.А. и др.; патентообладатели: ФГБУ науки "Институт физики прочности и материаловедения" СО РАН, ФГБУ науки Институт сильноточной электроники СО РАН, ФГБУ ВПО "Национальный исследовательский томский политехнический университет". № 2011124098/02; Заявл. 14.06.2011; Оpubл. 27.07.2012. Бюл. № 21.

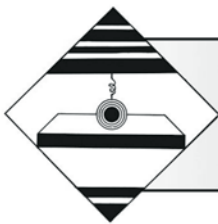
21. Способ обработки твердосплавного инструмента: пат. 2509173 РФ, МПК С 23 С 10/26, С 23 С 2/10. / Соколов А.Г.; патентообладатель ООО "Биметалл Плюс". № 2013106225/02; Заявл. 12.02.2013; Оpubл. 10.03.2014. Бюл. № 7.

22. Способ выбора инструментального твердого сплава для обработки стали резанием: пат. 2373028 РФ, МПК В 23 В 1/00 / Артамонов Е.В., Кусков В.Н., Василега Д.С.; патентообладатель ГОУ ВПО "Тюменский государственный нефтегазовый университет". № 2008101014/02; Заявл. 09.01.2008; Оpubл. 20.11.2009. Бюл. № 32.

23. Способ поверхностной обработки вольфрамокарбидового твердосплавного инструмента: пат. 2405061 РФ, МПК С 23 С 14/32, С 23 С 14/06 / Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.; заявитель и патентообладатель Осколкова Т.Н., Будовских Е.А. № 2009 126395/02; Заявл. 09.07.2009; Оpubл. 27.11.2010. Бюл. № 33.

24. Применение гидроксида кобальта в качестве износостойкого покрытия: пат. 2537641 РФ, МПК 51 С 23 С 8/16 / Коршунов А.Б., Ковальков В.К., Яшина Л.В., Сиротина А.П.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО "Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова". № 2011150848/02; Заявл. 14.12.11; Оpubл. 10.01.15. Бюл. № 1.

25. **Режущая** пластина: пат. 2528288 РФ, МПК В 23 В 27/14, С 23 С 14/16, В 82 У 30/00 / Кабалдин Ю.Г. и др.; патентообладатель ФГБОУ ВПО "Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева". № 2011147453/02; Заявл. 22.11.2011; Оpubл. 10.09.2014. Бюл. № 25.
26. **Способ** упрочнения поверхности твердосплавного инструмента на основе карбида вольфрама: пат. 2430194 РФ, МПК<sup>51</sup> С 23 С 14/48, С 23 С 14/32, В 23 В 27/14 / Осколкова Т.Н., Будовских Е.А.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2010110976/02; Заявл. 22.03.2010; Оpubл. 27.09.2011. Бюл. № 27.
27. **Crack** propagation characteristic and toughness of functionally graded WC—CO cemented carbide / Zhang Li., Wang Yuan-Jie., Yu Xian-wang et al. // Int. J. Refract. Metals and Hard Mater. 2008. 26. № 4. С. 295—300.
28. **Some** analytical consequences of experiment data on properties of WC—Co hard metals. Colovcan V.T. // Int. J. Refract. Metals and Hard Mater. 2008. 26. № 4. Р. 301—305.
29. **Способ** термической обработки режущего инструмента с напаянной твердосплавной пластиной: пат. № 2517093 РФ / Богодухов С.И., Проскурин А.Д., Козик Е.С., Шейнин Б.М., Солосина Е.В.; заявитель и патентообладатель Оренбургский государственный университет; Заявл. 09.04.2013; Оpubл. 27.05.2014. Бюл. № 15.
30. **Способ** закалки твердого сплава: пат. 2294261 РФ, МПК В 22 F 3/24, С 22 С 29/00 / Осколкова Т.Н.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2005118570/02; Заявл. 15.06.2005; Оpubл. 27.02.2007. Бюл. № 6.
31. **Способ** закалки твердого сплава: пат. 2356693 РФ, МПК В 22 F 3/24, С 22 С 29/00 / Осколкова Т.Н.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2007139225/02; Заявл. 22.10.2007; Оpubл. 27.05.2009; Бюл. № 15.
32. **Способ** закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама: пат. 2392342 РФ, МПК С 22 С 29/00, В 22 F 3/24 / Осколкова Т.Н.; заявитель и патентообладатель ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2009116915/02; Заявл. 04.05.2009; Оpubл. 04.05.2009. Бюл. № 17.
33. **Способ** закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама: пат. 2355513 РФ, МПК В 22 F 3/24, С 22 С 29/08 / Осколкова Т.Н., Щеглова А.Б.; ГОУ ВПО "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2007133961/02; Заявл. 11.09.2007; Оpubл. 20.05.2009. Бюл. № 14.
34. **Способ** получения режущего инструмента из карбидосодержащих сплавов вольфрамовой (ВК) и титано-вольфрамовой (ТК) групп: пат. 2528539 РФ, МПК В 22 F 3/24 / Богодухов С.И. и др.; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО "Оренбургский государственный университет". № 2013121411/02; Заявл. 07.05.2013; Оpubл. 20.09.2014. Бюл. № 26.
35. **WC—TiC—Ni** cemented carbide with enhanced properties / Guo Zhixing, Xiong Ji., Yang Mei., Jiang Cijin // J. of Alloys and compounds. 2008. 465. № 1—2. Р. 157—162.
36. **Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н., Овчаренко В.Е.** Структурно-фазовое состояние и служебные характеристики твердосплавного инструмента, обработанного низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком субмиллисекундной длительности // Физика импульсных разрядов в конденсированных средах: Материалы XIII Международной школы-семинара. Николаев, 2007. С. 47—50.
37. **Панченко В.Я.** Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок. М.: Физматлит, 2009. 664 с.
38. **Григорьянц А.Г.** Основы лазерной обработки материалов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.
39. **Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И.** Технологические процессы лазерной обработки. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. 664 с.
40. **Технология** лазерной обработки конструкционных и инструментальных материалов в авиадвигателестроении / Р.Р. Латыпов, Н.Г. Трегулов, А.М. Смыслов, А.В. Лобанов. М.: Машиностроение, 2007. 240 с.
41. **Лазерная** закалка деталей с покрытием, нанесенным химическим осаждением из паровой фазы. Laserstrahlharten CVD-beschichteter Teile. Technica (Suisse). 2000. 49, № 20. С. 38—41.
42. **Воронцов П.А., Гончаров В.М., Шагров М.Н.** О целесообразности импульсно-лазерного упрочнения металлокерамических твердых сплавов: Сб. науч. трудов. Ставрополь, Сев. Кав. ГТУ, 2005. С. 20—24.
43. **Воронцов П.А., Шагров М.Н.** Об эффективности процесса упрочнения инструмента импульсно-лазерной обработкой: Материалы VII региональной научно-технической конференции "Вузовская наука — Северокавказскому региону". Ставрополь, Сев. Кав. ГТУ, 2003. С. 70—73.



## Технологические основы оптимизации процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных рабочих средах

*Представлены результаты исследований процессов отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных средах. Установлены зависимости для определения шероховатости поверхности, времени обработки, глубины упрочненного слоя и степени упрочнения для различных методов обработки в гранулированных средах. Разработана методика оптимизации технологических процессов по критерию обеспечения долговечности обработанных деталей.*

**Ключевые слова:** отделочно-упрочняющая обработка деталей, качество поверхности, глубина упрочненного слоя, степень упрочнения, оптимизация процесса обработки.

*Results of researches of processes of the finishing strengthening processing of details in the granulated environments are presented in article. Dependences for definition of a roughness of a surface, time of processing, depth of the strengthened layer and extent of hardening for various methods of processing in the granulated environments are established the technique of optimization of technological processes by criterion of ensuring durability of the processed details is developed.*

**Keywords:** finishing strengthening processing of details, quality of a surface, depth of the strengthened layer, extent of hardening, optimization of processing.

### Введение

Основное влияние на качественные и эксплуатационные показатели деталей машин оказывают финишные операции. В связи с этим разработка и внедрение новых финишных методов обработки являются важным направлением современного машиностроения. Методы отделочно-упрочняющей обработки в гранулированных рабочих средах, относящиеся к методам поверхностного пластического деформирования (ППД), находят все большее применение в различных отраслях промышленности на этапах финишной обработки. Они имеют достаточно широкие технологические возможности, что позволяет обрабатывать детали самой различной конфигурации и обеспечивать высокое качество поверхностного слоя, обеспечивая при этом высокую производительность процессов обработки.

Обработка, основанная на пластическом деформировании тонкого поверхностного слоя (отделочно-упрочняющая обработка) при помощи гранулированной рабочей среды, имеет по сравнению с другими методами обработки ряд преимуществ:

- сохраняется целостность волокон металла и образуется мелкозернистая структура в поверхностном слое;
- отсутствуют термические дефекты;
- обеспечиваются стабильное качество поверхности и

возможность достижения минимальных высотных параметров шероховатости поверхности как на термически необработанных сталях, цветных сплавах, так и на высокопрочных материалах;

создается благоприятная форма микронеровностей с большой долей опорной площади на уровне вершин неровностей;

создаются благоприятные сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое;

повышается микротвердость поверхности.

Как правило, отделочно-упрочняющая обработка гранулированной средой (ОУО ГС) не требует применения сложных оборудования и оснастки. Такой обработке могут подвергаться детали разнообразных форм и размеров, изготовленные из различных материалов.

На основании многолетних исследований на кафедре "Технология машиностроения" ДГТУ создана обобщенная теория ОУО ГС для отделочно-упрочняющей вибрационной обработки (ВиОУО), отделочно-упрочняющей центробежно-ротационной обработки (ОУЦРО), обработки дробью (ОД) и других подобных методов.

Методы отделочно-упрочняющей обработки гранулированной средой широко применяются в промышленности. Каждый из этих методов имеет свои область применения, преимущества и недостатки. Проведено зна-



чительное количество исследований в этой области. На основании результатов работ А.П. Бабичева, В.О. Трилисского, Ю.Р. Копылова, В.В. Петросова, И.В. Кудрявцева, В.М. Смелянского и др. [1–10], а также результатов собственных исследований авторов статьи разработана комплексная система моделей отделочно-упрочняющей обработки гранулированной средой, включающая взаимосвязанные модели единичного взаимодействия частиц рабочей среды с поверхностью детали, формирования шероховатости обработанной поверхности, глубины упроченного слоя и степени упрочнения. Проведено исследование эксплуатационных свойств обработанных деталей.

При исследовании основных технологических параметров методов ОУО ГС (производительности процесса и качества обработанной поверхности) одним из важнейших является вопрос теоретического моделирования процесса единичного взаимодействия частиц среды с поверхностью обрабатываемой детали. Разработка теоретических зависимостей, описывающих форму и размеры следов обработки, позволяет в дальнейшем перейти к теоретико-вероятностному описанию распределения следов на поверхности детали, что, в свою очередь, дает возможность разработать модель формирования профиля шероховатости и физико-механических свойств поверхности детали.

Деформирование неровностей при ОУО ГС происходит следующим образом: частица среды взаимодействует с выступами микропрофиля поверхности обрабатываемой детали, в результате чего эти выступы пластически деформируются, вызывая течение металла (в микрообъемах), причем пластическая деформация происходит в поверхностном слое детали. Это связано со значительно большей твердостью рабочих тел по сравнению с твердостью обрабатываемого материала.

В начале процесса взаимодействия частица среды соприкасается с вершинами неровностей детали по дуге. Длина дуги контакта увеличивается по мере внедрения частицы в поверхность вплоть до частичной или полной деформации микронеровностей. При этом силы трения на поверхности контакта препятствуют деформации неровностей в окружном направлении. Возникшие в результате взаимодействия касательные напряжения максимальны на контактной поверхности и уменьшаются по мере удаления в глубь материала. Увеличивающиеся на поверхности контакта неровности с частицей среды давления приводят к пластическому течению металла в направлении минимального сопротивления, т. е. в направлении свободной поверхности впадины микронеровностей. В результате перераспределения усилий впадины микронеровностей "поднимаются" вплоть до контакта с поверхностью обрабатываемого тела. Этот процесс протекает тем интенсивнее, чем ближе к зоне максимальных давлений находится деформируемый выступ.

Глубину внедрения частицы среды (чаще всего металлического шарика) можно определить по зависимости

$$h_{\max} = 2V_{\text{эф}} R \sin \alpha \sqrt{\frac{\rho_{\text{ч}}}{3k_s c \sigma_{\text{т}}}}, \quad (1)$$

где  $V_{\text{эф}}$  — эффективная скорость частицы (определяется особенностями конкретного вида обработки);  $R$  — радиус частицы;  $\alpha$  — угол встречи частицы с поверхностью детали;  $\rho_{\text{ч}}$  — плотность материала частицы;  $k_s$  — коэффициент, учитывающий влияние шероховатости детали;  $c$  — коэффициент несущей способности контактной поверхности;  $\sigma_{\text{т}}$  — предел текучести материала детали.

Для обработки дробью глубину внедрения частицы, учитывая особенности процесса, можно определить следующим образом:

$$h_{\max} = 1,6 K_L R \sqrt{\frac{P_{\text{дин}} \rho_{\text{ч}}}{k_s c \sigma_{\text{т}} \rho_{\text{см}}}}, \quad (2)$$

где  $P_{\text{дин}}$  — динамическое давление смеси;  $K_L$  — коэффициент потерь, учитывающий расстояние от сопла до обрабатываемой детали и плотность потока шариков (определяется при проведении экспериментальных исследований);  $\rho_{\text{см}}$  — плотность смеси.

Упрочнение поверхностного слоя в значительной степени определяется физико-механическими свойствами материала обрабатываемой детали, а также числом взаимодействий, приходящихся на каждую точку обрабатываемой поверхности.

Контактные напряжения, возникающие в зоне обработки под действием частиц среды, зависят не только от усилия соударения, но и от размера частицы и высоты исходных микровыступов.

Контактная поверхность вследствие ее зависимости от угла соударения и формы исходной шероховатости имеет сложную пространственную форму. В случае обработки стальными полированными шариками представляется возможным принять эллипсоидную форму номинальной контактной поверхности. Это значительно упрощает дальнейшие теоретические расчеты.

Пятно контакта частицы среды с поверхностью детали представляет собой эллипс, размеры полуосей которого [9] определяются соотношениями

$$b = \sqrt{R^2 - (R - h_{\max})^2}; \quad (3)$$

$$a = \frac{\pi}{2} (\text{ctg} \alpha - f) h_{\max} + b,$$

где  $f$  — коэффициент трения частицы по поверхности детали.

Пластическое деформирование поверхности детали происходит при многократном взаимодействии с ней частиц среды. Образуются единичные лунки с поперечной шероховатостью, зависящие от параметров исходного профиля. Микрорельеф поверхности образуется путем наложения и пересечения единичных следов (лунок).

Если прекратить процесс обработки до получения установившейся шероховатости, будет наблюдаться увеличение опорной поверхности профиля по сравнению с исходной на уровне 10...15 % от линии выступов.

Продолжение процесса приведет к передеформированию выступов исходной шероховатости в том случае, если детали изначально не имели очень высокую твердость и значительную исходную шероховатость.

На поверхности детали образуется новый, специфический микрорельеф, характеризующийся однородностью свойств по всем направлениям. При продолжении процесса обработки этот микрорельеф постоянно воспроизводится, а его параметры не будут изменяться в течение некоторого промежутка времени (вплоть до наступления перенаклепа поверхности). Параметры установившейся шероховатости будут определяться только технологическими режимами и размерами частиц среды.

Среднее арифметическое отклонение профиля установившейся шероховатости при ОУО ГС можно определить по зависимости

$$Ra_{уст} = k_R \sqrt{\frac{h_{\max} abl_{ед}}{R^2}}, \quad (4)$$

где  $l_{ед}$  — единичная длина;  $k_R$  — эмпирический коэффициент.

Для обработки дробью зависимость выглядит следующим образом:

$$Ra_{уст} = 0,009 \frac{b}{R} \sqrt{h_{\max} l_{ед}}. \quad (5)$$

Снижение высотных параметров исходной шероховатости при ОУО ГС имеет сложный характер. Поэтому получить строгую теоретическую модель для определения времени обработки пока не представляется возможным.

Как отмечают многие исследователи, изменение шероховатости поверхности носит экспоненциальный характер. Скорость образования нового рельефа снижается от максимального значения в начальный период до значений, мало отличающихся от нуля к моменту образования установившейся шероховато-

сти, что свидетельствует о формировании непрерывно воспроизводимого рельефа поверхности. Каждой комбинации технологических параметров соответствуют такая удельная плотность взаимодействий и такой уровень энергии частиц среды, которые однозначно определяют как продолжительность периода образования установившегося рельефа, так и его высотные параметры, причем последние зависят от исходной шероховатости.

Указанным выше условиям удовлетворяет выражение

$$Ra = (Ra_{исх} - Ra_{уст}) e^{-k_{и} t} + Ra_{уст}, \quad (6)$$

где  $Ra_{исх}$  — среднее арифметическое отклонение профиля исходной шероховатости;  $k_{и}$  — коэффициент интенсивности уменьшения шероховатости;  $t$  — время обработки;  $Ra_{уст}$  — установившаяся шероховатость поверхности.

Выразив из зависимости (6) время обработки, получим следующую формулу:

$$t_3 = -\frac{1}{k_{и}} \ln \frac{Ra_{зад} - Ra_{уст}}{Ra_{исх} - Ra_{уст}}, \quad (7)$$

где  $t_3$  — время образования заданного рельефа;  $Ra_{зад}$  — заданная шероховатость поверхности.

При решении технологических задач ОУО ГС важное значение имеет аналитический расчет ожидаемого значения глубины упрочненного слоя и степени упрочнения. От толщины упрочненного слоя  $h_{и}$  зависят многие эксплуатационные свойства деталей, например усталостная прочность. Величина  $h_{и}$  определяет зону поверхностного слоя, в которой имеются остаточные деформации зерен и дислокаций кристаллической решетки, образованные в результате приложения внешней нагрузки. Аналитическое определение толщины упрочненного слоя и степени упрочнения в зависимости от физико-механических свойств материала детали и параметров процесса является очень сложной задачей. Существующие математические зависимости были получены на основе теории упругости или пластичности после принятия многочисленных упрощений и допущений.

Значительные исследования в этой области проведены И.В. Кудрявцевым, В.П. Пшибыльским, Д.Д. Папшевым, М.С. Дроздом [4, 6, 8] и др.

В работе [11] получена зависимость для определения глубины упрочненного слоя

$$h_{и} = K \sqrt{\frac{P}{2\sigma_T} - 1,42ab}, \quad (8)$$

где  $K$  — коэффициент, который учитывает влияние формы пятна контакта;  $P$  — контактная нагрузка;  $a, b$  — полуоси эллипса контакта.

Согласно [11] коэффициент  $K$ , учитывающий влияние формы пятна контакта, можно определить по следующей зависимости:

$$K = 1 - \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{b}{a} \right)^4. \quad (9)$$

В ряде случаев, особенно при ударном нагружении, определение величин  $P$  и  $\sigma_T$  затруднительно. Представляется возможным выразить глубину упрочненного слоя через более удобные параметры. После преобразований зависимости (8) и с учетом исследований, проведенных в данной области, глубину упрочненного слоя можно определить по формуле

$$h_{\text{и}} = 9,74 \sqrt{\frac{ab\rho_{\text{ч}}}{k_3 c \sigma_T}} \left( 1 - \frac{(a-b)^4}{2a^4} \right) \sqrt{V_{\text{эф}} R \sin \alpha}. \quad (10)$$

Согласно работам И.В. Кудрявцева под степенью пластической деформации  $\varepsilon$  условно принимается отношение диаметра остающейся от вдавливания лунки  $d$  к диаметру вдавливаемой сферы  $D$ :

$$\varepsilon = \frac{d}{D}. \quad (11)$$

Для случая вдавливания индентора в деформируемое полупространство можно записать

$$d = \left( \frac{DE_y}{0,1H_D} \right)^{\frac{1}{4}}, \quad (12)$$

где  $E_y$  — энергия удара индентора;  $H_D$  — динамическая твердость материала детали.

Используя зависимость (12) для ОУО ГС и учитывая проведенные исследования, можно записать следующую формулу для определения степени упрочнения:

$$\varepsilon = \sqrt{\frac{h_{\text{max}}}{R} \left( 2 - \frac{h_{\text{max}}}{R} \right)}. \quad (13)$$

Разработанная обобщенная теория прошла комплексную экспериментальную проверку и может быть использована для разработки методики оптимизации технологических процессов по критерию обеспечения долговечности обработанных деталей.

Оптимальным режимом поверхностного пластическо-

го деформирования, проводимого в целях упрочнения, является тот, который обеспечивает максимальное приращение предела выносливости детали по сравнению с его исходным значением. Задача оптимизации процесса упрочнения имеет два аспекта: физический и технологический. Первый заключается в выборе и обосновании параметров оптимизации, а второй — в технологическом обеспечении условий деформирования поверхностного слоя детали, отвечающих выбранным значениям этих параметров. Рассмотрим последовательно указанные аспекты.

В общем случае для материала с данными физико-механическими свойствами значение предела выносливости детали зависит от следующих основных факторов: величины упрочненного слоя и физического состояния пластически деформированного слоя детали, величины и распределения остаточных сжимающих напряжений в детали после ППД.

Зависимости для определения глубины упрочненного слоя, полученные многими исследователями, позволяют определить глубину упрочненного слоя, но не определяют оптимальное физическое состояние поверхностного слоя. Это состояние формируется в процессе обработки детали и определяется конкурирующим влиянием двух протекающих одновременно процессов — физического упрочнения (наклепа), с одной стороны, и разрушения, обусловленного образованием и последующим развитием микродефектов в деформируемом металле, — с другой. Наибольшие остаточные напряжения сжатия близки к повышенному за счет наклепа пределу текучести материала детали, непрерывно возрастающему по мере увеличения интенсивности деформации.

В интересах усиления благоприятных факторов (остаточных напряжений сжатия и степени физического упрочнения материала) нужно стремиться к тому, чтобы интенсивность деформации поверхностного слоя была как можно больше. Однако с ростом интенсивности деформации процесс разупрочнения также постепенно усугубляется, поэтому очевидно, что приращение предела выносливости детали будет наибольшим при оптимальной интенсивности деформаций, которая должна быть больше интенсивности деформации при пределе текучести  $\varepsilon_T$  и меньше интенсивности деформации непосредственно перед разрушением  $\varepsilon_p$ .

В настоящее время можно считать установленными следующие положения [11]:

1. Главная часть деформационного упрочнения материала исчерпывается на стадии равномерной деформации  $\varepsilon_i < \varepsilon_p$ .
2. Наиболее интенсивный рост количества и размера микродефектов в металле наблюдается за пределами равномерной деформации, т. е. при  $\varepsilon_i > \varepsilon_p$ .

Таким образом, при  $\varepsilon_i = \varepsilon_p$  упрочнение материала близко к предельному, сжимающие остаточные напряжения близки к максимальным, а дефекты (микро-

трещины) не получают еще опасной степени развития. Из этого следует, что оптимальной интенсивностью деформации должна быть  $\varepsilon_i = \varepsilon_p$ .

Приближенные, но достаточно точные значения  $\varepsilon_p$  можно определять по зависимости

$$\varepsilon_p = \frac{245}{H_D}. \quad (14)$$

Для круглого отпечатка интенсивность деформации можно определить с помощью зависимости [11]

$$\varepsilon_i = 2,4 \left( \frac{h}{R} \right)^{\frac{2}{3}}, \quad (15)$$

где  $h$  — глубина остаточной вмятины.

Пользуясь приведенными выше зависимостями, можно предложить методику оптимизации процесса отделочно-упрочняющей обработки деталей в гранулированных средах.

Для оптимизации технологических процессов ОУО ГС в качестве целевой функции выбрана интенсивность деформации, т. е. из всего множества проектных решений выделяется такое, которое обеспечивает при определенном сочетании технологических факторов интенсивность деформации, наиболее близкую к равновесной. При этом в качестве ограничительной функции в зависимости от решаемых технологических задач будет использоваться заданная глубина упрочненного слоя, степень упрочнения или шероховатость поверхности. При переборе и анализе вариантов принимается во внимание лишь подмножество проектных решений, удовлетворяющее заданным техническим условиям.

В качестве исходных данных, необходимых для начала расчета, используются характеристики рабочей среды и материала детали, тип оборудования, значения исходной и заданной шероховатости поверхности, глубины упрочненного слоя, степени упрочнения.

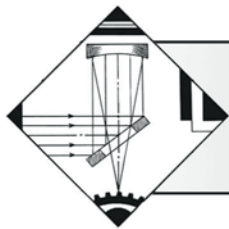
Далее рассчитываются показатели процесса для всех комбинаций исходных данных.

В процессе вычисления из полученных вариантов выбираются те, которые удовлетворяют значениям ограничительной функции, и для них рассчитывается интенсивность деформаций  $\varepsilon_i$ . Из выбранных вариантов необходимо выбрать тот, в котором интенсивность деформаций  $\varepsilon_i$  наиболее близка к равновесной. Соответствующая комбинация технологических параметров обработки и считается оптимальной.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Отделочно-упрочняющая** обработка деталей многоконтактным виброударным инструментом / А.П. Бабичев, П.Д. Мотренко и др. Ростов-н/Д: Изд. центр ДГТУ, 2003. 192 с.
2. **Машиностроение:** Энциклопедия. В 40 т. Т. III-3. Технология изготовления деталей машин / А.М. Дальский, А.Г. Суслов, Ю.Ф. Назаров и др.; под общ. ред. А.Г. Суслова. М.: Машиностроение, 2000. 840 с.
3. **Копылов Ю.Р.** Виброударное упрочнение. Воронеж, Воронежский институт МВД России, 1999. 386 с.
4. **Повышение** прочности и долговечности крупных деталей машин поверхностным наклепом / И.В. Кудрявцев и др. М., НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1970. 144 с.
5. **Панчурин В.В.** Упрочняющая обработка зубчатых колес транспортных машин центробежно-ротационным способом: Дис. ... канд. техн. наук: 05.02.08 / МИИЖТ. М., 1989. 243 с.
6. **Папшев Д.Д.** Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
7. **Петросов В.В.** Гидродробеструйное упрочнение деталей и инструмента. М.: Машиностроение, 1977. 166 с.
8. **Пшебыльский В.П.** Технология поверхностной пластической обработки. М.: Металлургия, 1991. 476 с.
9. **Тамаркин М.А.** Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами: дис. ... д-р техн. наук. Ростов-н/Д, 1995.
10. **Объемная** центробежно-ротационная обработка деталей / В.О. Трилисский и др. М., НИИмаш, 1983. 53 с.
11. **Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин Ю.И.** Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. М.: Машиностроение, 1986. 224 с.





## ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 621.791.927

А.Г. Анисович (Физико-технический институт НАН Беларуси), М.Л. Хейфец (ГНПО "Центр" НАН Беларуси),  
Д.Н. Хилько (СООО "ШТРАБАГ Инжиниринг Центр")  
E-mail: mlk\_z@mail.ru

### Влияние технологической среды на формирование структуры покрытия при наплавке ферромагнитного порошка в электромагнитном поле

*Изучены закономерности формирования структуры покрытия и стальной основы при электромагнитной наплавке ферромагнитного порошка Fe—B с использованием различных технологических сред — рабочих жидкостей на водной основе. Показано влияние электро- и теплофизических свойств рабочих жидкостей на глубину формируемых покрытия и диффузионного слоя в основе. Установлено влияние вида рабочих жидкостей на температурные процессы и диффузию в переходной зоне, твердость упрочненных поверхностных слоев.*

**Ключевые слова:** наплавка, ферромагнитный порошок, рабочая жидкость, покрытие, фазовые превращения, структура, твердость.

*The regularities of coating structure and the steel substrate formation during electromagnetic surfacing of the ferromagnetic Fe—B powder using different technological environments as working water-based fluids have been studied. The influence of electric and thermal properties of the working fluids on the thickness of the formed coating, and the diffusion layer at the base has been shown. The influence of the type of working fluids on temperature and diffusion processes in the transition zone as well as on hardness in hardened surface layers has been established.*

**Keywords:** surfacing, ferromagnetic powder, working fluid, coating, phase transformations, structure, hardness.

#### Введение

Упрочнение и восстановление изношенных поверхностей пар трения обеспечивают нанесением покрытий различными способами, позволяющими получить поверхность с требуемым химическим составом, физико-механическими и эксплуатационными свойствами. Наиболее перспективны с точки зрения управления свойствами покрытий электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. Одним из прогрессивных ресурсосберегающих методов является электромагнитная наплавка (ЭМН), обеспечивающая не только упрочнение поверхностного слоя, но и улучшение его химических и физико-механических характеристик [1, 2].

Сущность метода электромагнитной наплавки заключается в расплавлении частиц порошка и металла основы импульсами разрядного тока, проходящего через цепочки-микроэлектроды порошка, формируемые магнитным полем [3].

Скорость возникновения дугового разряда и время его существования оказывают влияние на производительность процесса ЭМН и равномерность распределения капель расплава металла по наплавляемой поверхности [4]. Частота возникновения импульсов зависит от напряжения дуги, магнитной индукции в рабочей зоне, расхода ферромагнитного порошка, свойств технологической среды и других факторов [5, 6].

Для обеспечения стабильности процесса наплавки цилиндрических деталей необходимо охлаждение рабочей зоны — пространства между полюсным наконечником и деталью, в которое непрерывно подается ферромагнитный порошок в потоке рабочей жидкости.

При выборе рабочих жидкостей для ЭМН учитываются их функциональные эксплуатационные свойства: охлаждающая способность, нетоксичность, низкая коррозионная активность к наплавляемым материалам и к обрабатываемой детали, высокая температура вспышки, фильтруемость, стабильность.

Таблица 2

Оптимальные режимы ЭМН при исследуемых технологических средах

СОТС	Сила тока $I_{к.э}$ , А	Магнитная индукция $B$ , Тл	Величина рабочей зоны $\delta$ , мм	Расход ферромагнитного порошка $g$ , г/мин	Расход СОТС $Q$ , л/мин
5%-ный водный раствор Syntilo R4	95,0	0,8	1,5	15,0	1,8
5%-ный водный раствор Syntilo RHS	100,0	0,8	1,5	15,0	1,7
5%-ный водный раствор "Аквол-11"	105,0	0,7	1,6	12,0	1,8
5%-ная водная эмульсия эмульсола Э-2Б	110,0	0,8	1,0	15,7	1,3

Принимаются во внимание также экономические и санитарно-гигиенические требования современного производства. Поэтому в качестве рабочих жидкостей для ЭМН используются водные смазочно-охлаждающие технологические среды (СОТС), применяемые при обработке металлов резанием [7]. Водные смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ) в зависимости от дисперсности компонентов, вводимых в основную фазу, разделяются на следующие группы: растворы электролитов, синтетические, полусинтетические, эмульсии.

### Методика проведения исследований

Исследовалось влияние вида СОТС на формирование структуры упрочненной зоны при наплавке ферропорошка ФБ-3 на цилиндрическую поверхность основы из стали 45.

Сталь 45 использовалась в состоянии поставки (нормализованная). Состав порошка ФБ-3: В — не менее 6 %; Al — 9...12 %; Si — 3,0...3,5 %; С — 0,05 %.

В качестве исследуемых СОТС выбраны смазочно-охлаждающие жидкости базового ассортимента: 5%-ные водные растворы концентратов "Аквол-11" (синтетическая), Syntilo R4 (полусинтетическая), Syntilo RHS (минеральная), а также 5%-ная водная эмульсия эмульсола Э-2Б, физико-химические характеристики которых приведены в табл. 1.

Таблица 1

Физико-химические характеристики исследуемых СОЖ

Показатель	Syntilo RHS	Syntilo R4	"Аквол-11"	Эмульсол Э-2Б
Плотность при 15 °С, г/см <sup>3</sup>	0,99...1,01	0,99...1,01	1,0...1,2	—
Вязкость при 20 °С, мм <sup>2</sup> /с	470...570	270...330	50	—
Водородный показатель рН 5%-ного водного раствора	9,1...9,3	9,0...9,1	7,4...7,5	8,6...8,7
Электрическая проводимость 5%-ного водного раствора, мСм · см <sup>-1</sup>	1,6	1,2	2,2	2,5

Наплавка осуществлялась на оптимальных режимах, обеспечивающих стабильность процесса и высокую сплошность формируемого покрытия (табл. 2).

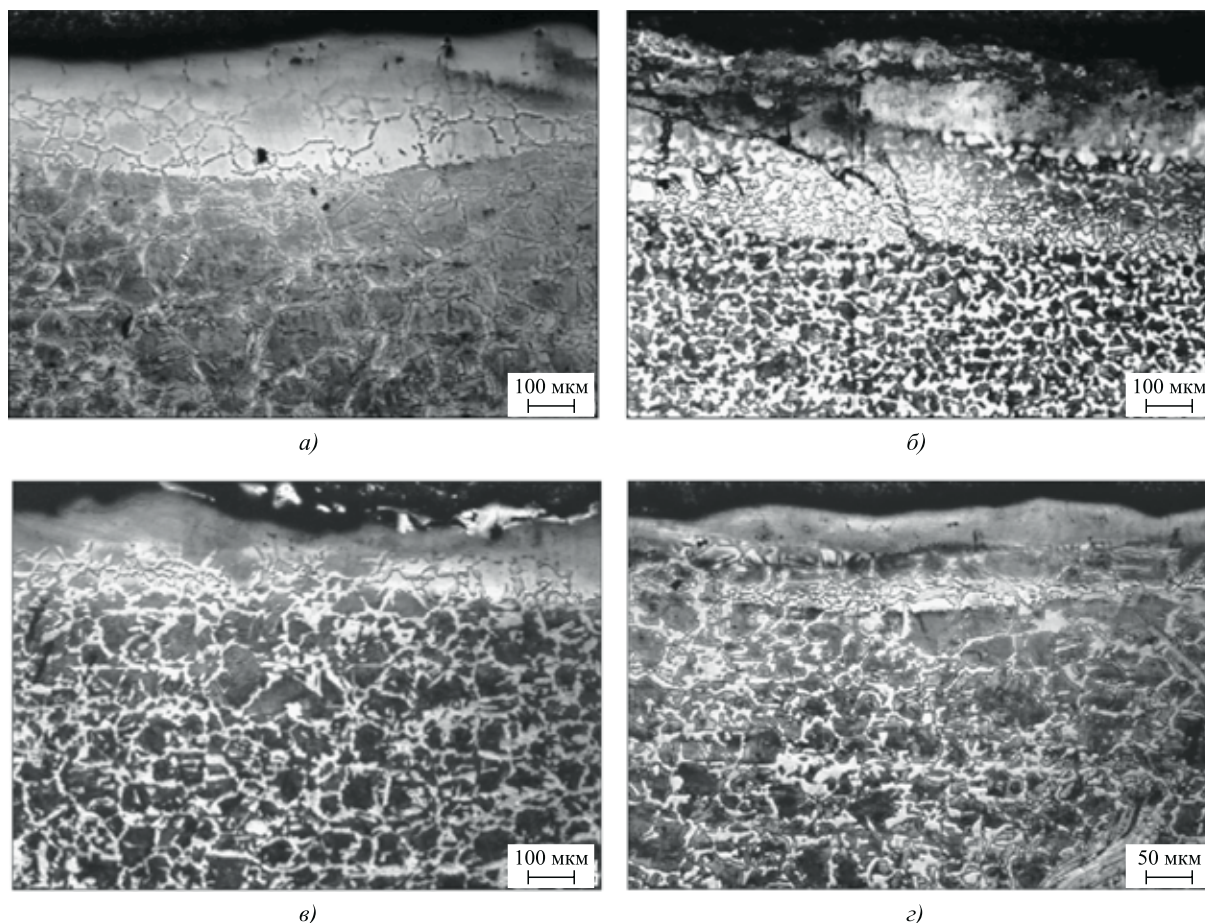
Исследование микроструктуры наплавленных слоев проводилось на поперечных шлифах образцов. Травление на микроструктуру произведено 4%-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Микроструктурный анализ проведен на металлографическом комплексе МИКРО-200 при увеличении от 200 до 2000. Количественный металлографический анализ проводился с использованием программного обеспечения IMAGE-SP. Исследование микротвердости выполнялись на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 гс с шагом в среднем 50 мкм.

### Структуры покрытия и зоны упрочнения

В исходном состоянии сталь 45 имеет ферритно-перлитную структуру. При всех рассмотренных марках СОТС, использованных при ЭМН, структура поверхностного слоя аналогична (рис. 1). Поверхностная зона состоит из верхнего упрочненного слоя, сформированного непосредственно наплаваемым порошком. Далее следует зона термического влияния, идентифицированная как зона основы с измененной дисперсностью. Ниже расположен материал основы с неизменившейся структурой, состоящей из зерен перлита, окруженных ферритной сеткой.

При ЭМН с использованием различных технологических сред глубина упрочненного слоя различна. Зоны различаются по морфологии и дисперсности структурных составляющих.

При наплавке в технологической среде Syntilo R4 (рис. 2, а) толщина покрытия составляет в одних случаях менее 50 мкм, в других до 150 мкм. При этом имеет место наложение зон наплавления друг на друга. Зрительно определяемая зона термического влияния состав-



**Рис. 1.** Микроструктура упрочненного слоя при электромагнитной наплавке порошка ФБ-3 с использованием технологических сред Syntilo R4 (а), Syntilo RHS (б), эмульсол Э-2Б (в), "Аквол-11" (з)

ляет от 150 до 250 мкм. Для образца, наплавленного в технологической среде Syntilo RHS (рис. 2, б), толщина покрытия составляет 130...170 мкм, зона термического влияния — более 170 мкм. При охлаждении в технологической среде эмульсол Э-2Б (рис. 2, в) толщина покрытия составляет 120 мкм, а зона термического влияния — до 100 мкм. При охлаждении в технологической среде "Аквол-11" (рис. 2, з) толщина покрытия составляет 80...120 мкм, а зона термического влияния — 130 мкм.

Производительность процесса и качество формируемого покрытия определяются относительной длительностью дуговых разрядов и их частотой. В свою очередь, сила разрядного тока и относительная длительность дуговых разрядов зависят от электрического сопротивления межэлектродного промежутка, в который подается ферромагнитный порошок в потоке жидкости.

Установлено, что электрическая проводимость повышается по мере увеличения концентрации СОТС [8]. Электрическая проводимость технологической среды значительно влияет на длительность дуговых разрядов и, соответственно, на производительность и стабильность протекания процесса наплавки [6].

Максимальная производительность наплавки ци-

линдрических поверхностей обеспечивается при использовании рабочих жидкостей на основе концентратов Syntilo R4, Syntilo RHS, минимальная — при использовании эмульсии на основе эмульсола Э-2Б. Обусловлено это тем, что водные растворы концентратов Syntilo R4 и Syntilo RHS обладают наименьшей электрической проводимостью (рис. 3).

#### **Влияние электрофизических свойств среды на формирование покрытия**

Результаты исследований показали влияние электрофизических свойств рабочей жидкости на толщину формируемых покрытий и производительность процесса наплавки. Использование рабочих жидкостей с наименьшей электрической проводимостью способствует увеличению плотности тока, протекающего через цепочки электроды. В результате процесс наплавки протекает стабильно и формируется покрытие высокой сплошности.

Рисунок 3 иллюстрирует связь электрической проводимости различных СОТС и размеров упрочненной зоны и покрытий. Повышение проводимости СОТС снижает среднюю глубину зоны термического влияния.



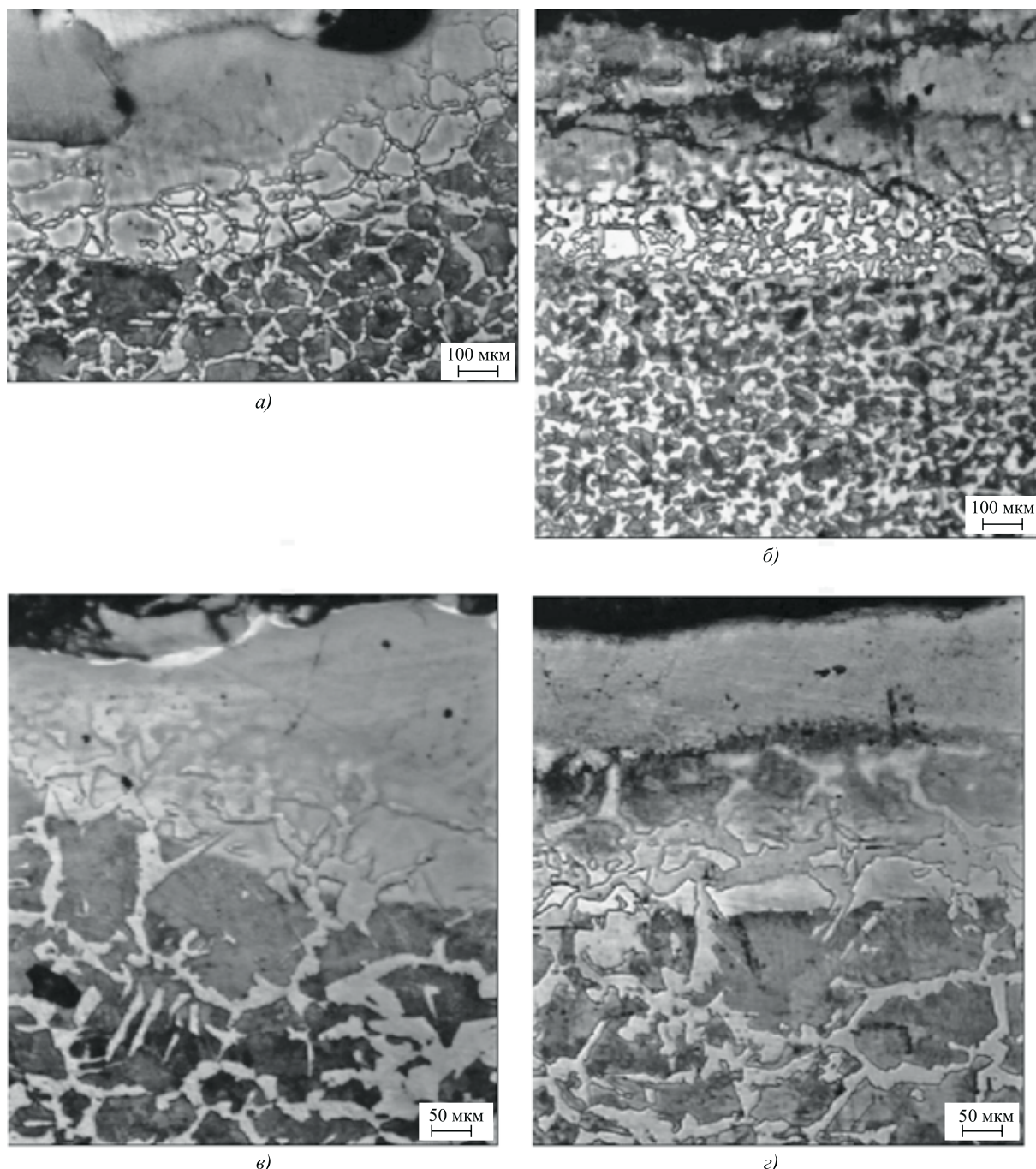


Рис. 2. Микроструктура упрочненной зоны при электромагнитной наплавке порошка ФБ-3 с использованием СОТС Syntilo R4 (а), Syntilo RHS (б), эмульсол Э-2Б (в), "Аквол-11" (г)

Толщина наплавленного слоя существенно не изменяется в зависимости от типа СОТС. Она практически постоянна, особенно с учетом возможной неравномерности толщины наплавленного слоя по сечению образца.

Для структуры стальной основы характерна некоторая разнородность, свойственная металлу в исходном состоянии (рис. 4). Основная часть зерен (до 40 %) имеет размер от 5 до 65 мкм. Имеется небольшое количество зерен с размером в интервале 65...120 мкм.

В целом охлаждение в различных СОТС не сказывается на структуре в центре образца.

Изменение размера перлитного зерна непосредственно под зоной термического влияния при использовании различных СОТС показано на рис. 5.

При использовании Syntilo R4 повышается разнородность в сравнении с исходной структурой; снижается доля мелких зерен и увеличивается доля крупных. Размерные интервалы существования мелкой и круп-



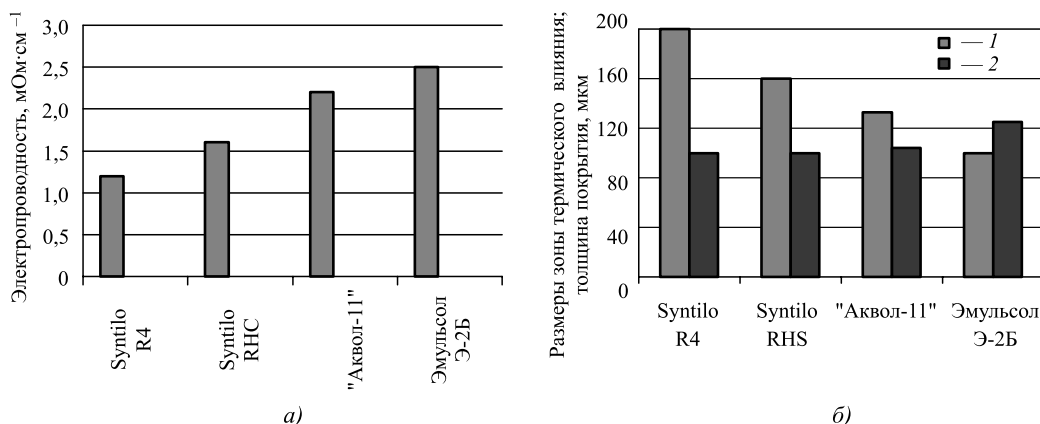


Рис. 3. Влияние вида технологической среды на изменение электрической проводимости COTC и размеры зоны термического влияния (1) и толщину покрытия (2)

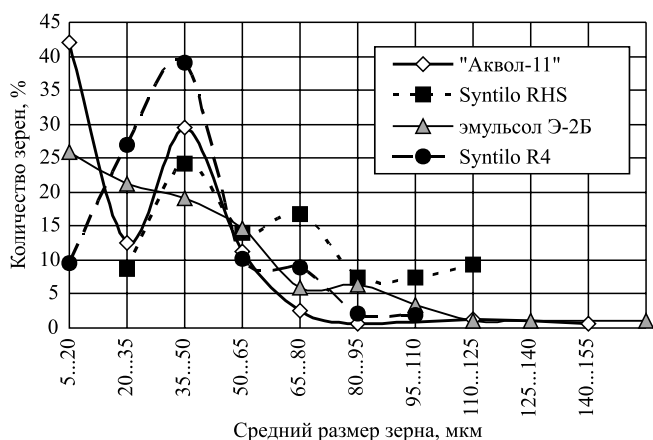


Рис. 4. Распределение зерен по размерам для центральной части образцов при охлаждении с использованием различных технологических сред

ной зеренной составляющей не изменяются, т. е. имеет место только перераспределение зерен между размерными интервалами. При использовании COTC Syntilo RHS и "Аквол-11" существенно повышается однородность структуры, зерно измельчается. Для эмульсола Э-2Б разнородность сохраняется, количество крупных зерен растет, количество мелкой фракции сокращается, т. е. идет укрупнение структуры как таковое. Рост зерна можно связать с процессами собирательной рекристаллизации, а измельчение зерна при использовании COTC "Аквол-11" и Syntilo RHS — с процессами фазовой перекристаллизации, что наиболее вероятно, учитывая температуру процесса наплавки.

#### Физико-механические и химические свойства сформированных покрытий

Ферропорошок состава Fe—В обеспечивает формирование упрочненных слоев с высокой микротвердостью [1, 3]. Наибольшая микротвердость упрочненного слоя достигается при охлаждении в среде Syntilo R4 и

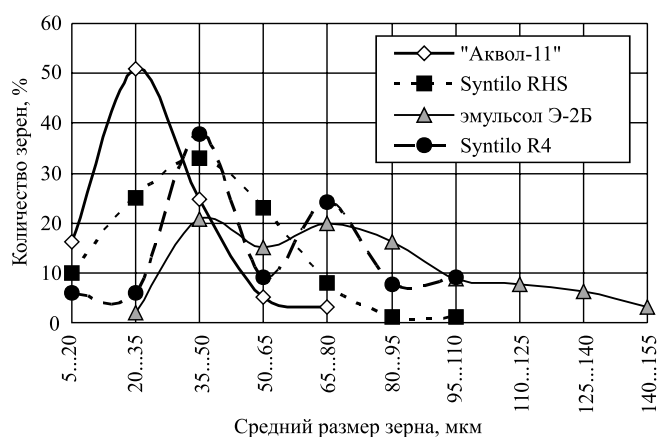


Рис. 5. Распределение зерен по размеру ниже зоны термического влияния с использованием различных технологических сред

"Аквол-11"; микротвердость при использовании Syntilo RHS и эмульсола Э-2Б меньше практически в два раза (рис. 6). Учитывая, что относительная ошибка изме-

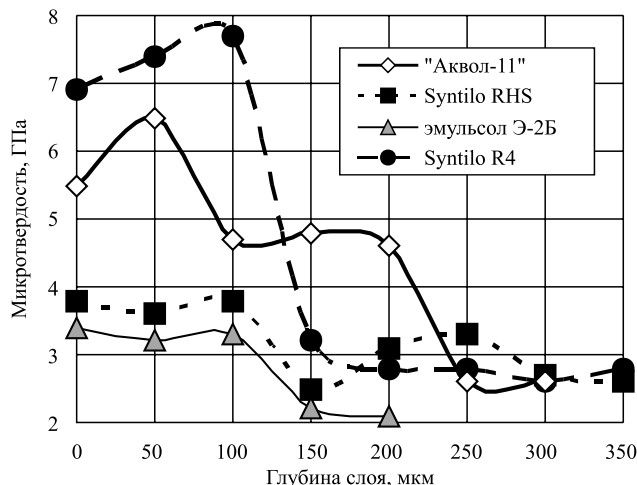


Рис. 6. Изменение микротвердости по глубине упрочненного слоя при использовании различных технологических сред

рения микротвердости находится в пределах до 5 %, микротвердость при охлаждении в рабочих жидкостях Syntilo RHS и эмульсол Э-2Б можно считать практически одинаковой. Микротвердость основы на глубине до 250 мкм следует оценить значениями от 2 до 2,6 ГПа.

Величина упрочненной зоны, по данным измерения микротвердости, составляет 150...200 мкм, что несколько ниже, чем ее оценка по микроструктуре. В данном случае твердость является менее достоверной характеристикой, так как структура зоны термического влияния двухфазная и достаточно крупная для того, чтобы отпечаток индентора микротвердомера не обеспечивал усреднение по разным зернам. Для оценки такой структуры следовало бы использовать твердость по Виккерсу, но технически это невозможно.

Оценка количества углерода в центре образцов из стали 45 и ниже видимой зоны термического влияния показала, что количество углерода в данных зонах после наплавки повышается. Повышение содержания углерода свидетельствует о том, что происходит науглероживание поверхностного слоя за счет его диффузии из наплавляемого порошка в материал основы.

В целом науглероживание поверхности имеет тенденцию к снижению при повышении электропроводности СОТС. Это коррелирует с выводами о размерах упрочненной зоны при наплавке (см. рис. 3). Уменьшение количества углерода можно объяснить снижением интенсивности процесса науглероживания за счет повышения скорости охлаждения при наплавке, и, соответственно, недостаточным развитием диффузионного процесса проникновения углерода в зону термического влияния.

### Заключение

Микроструктурный анализ и данные по изменению микротвердости показывают, что при электромагнитной наплавке формируются упрочненные слои глубиной от 100 до 200 мкм в зависимости от используемой СОТС.

Размер упрочненной зоны, формирующейся в процессе наплавки, обратно пропорционален проводимости СОТС. Максимальная глубина упрочненного слоя соответствует СОТС с наименьшей электрической проводимостью.

Микротвердость упрочненного слоя изменяется от 3 до 8 ГПа в зависимости от вида СОТС. Трансформация структуры в диффузионной зоне связана с диффузией углерода из наплавляемого порошка в объем образца и определяется процессами рекристаллизации и фазовой перекристаллизации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хейфец М.Л. Проектирование процессов комбинированной обработки. М.: Машиностроение, 2005. 272 с.
2. **Теоретические** основы проектирования технологических комплексов / А.М. Русецкий, П.А. Витязь, М.Л. Хейфец и др. Минск: Беларус. навука, 2012. 239 с.
3. **Технологические** основы обработки изделий в магнитном поле / П.И. Ящерицын, Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин и др. Минск, ФТИ НАН Беларуси, 1997. 416 с.
4. Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Теплофизика процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками в электромагнитном поле // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008, № 5. С. 3—8.
5. Хейфец М.Л., Грецкий Н.Л., Кожуро Л.М. Электромеханика импульсных процессов наплавки покрытий ферромагнитными порошками // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008, № 3. С. 51—56.
6. Хилько Д.Н. Электромагнитные процессы в ферропорошковой среде при формировании поверхности изделия // Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. С. 2013. № 4. С. 96—104.
7. Бердичевский Е.Г. Смазочно-охлаждающие средства для обработки материалов: справочник. М.: Машиностроение, 1984. 224 с.
8. Клубович В.В., Хейфец М.Л., Хилько Д.Н. Упрочнение поверхностей изделий с управлением свойствами технологической среды в электрофизических полях // Упрочняющие технологии и покрытия. 2013. № 10. С. 12—17.



А.Е. Балановский, М.В. Гречнева, В.В. Гюн  
(Иркутский национальный исследовательский технический университет)  
E-mail: fuco.64@mail.ru

## Исследование структуры рельсовой стали после плазменного поверхностного упрочнения

*Исследовано упрочнение боковой поверхности головки рельсов с использованием оптической и электронной микроскопии. Приведены результаты промышленных испытаний. Плазменное упрочнение боковой поверхности рельса позволяет получить благоприятную структуру поверхностного упрочненного слоя с оптимальными твердостью и толщиной закаленного слоя. Это дает возможность значительно увеличить срок эксплуатации рельсов за счет снижения интенсивности изнашивания боковой поверхности рельса в 2...3 раза.*

**Ключевые слова:** боковой износ рельсов, плазменное упрочнение, плазменная установка, твердость закаленного слоя, глубина и ширина закаленного слоя, металлография.

*Hardening lateral surface of a head of rails with use of optical and electronic microscopy is investigated. Results of industrial tests are given. Plasma hardening of a rail lateral surface allows to receive favorable structure of the superficial strengthened layer with an optimum hardness and thickness of the tempered layer. That gives the chance of significant increase in a resource of operation of rails due to decrease in intensity of wear of a lateral surface of a rail by 2...3 times.*

**Keywords:** side rail wear, plasma hardening, plasma installations, the hardness of the hardened layer, depth and width of the hardened layer, metallograph.

### Введение

Проблема износа гребней колес и боковых граней рельсов существует уже около 200 лет, с момента зарождения железнодорожного транспорта [1]. Катастрофические "вспышки" износа в системе колесо—рельс практически совпадают с кондратьевскими циклами смены экономических укладов [1]. Это связано в большей мере с развитием техники и технологии железнодорожного транспорта при смене экономикотехнологических укладов, увеличением интенсивности грузоперевозок (грузонапряженности на пути), скорости движения, веса поезда и т. д. [1—4]. Последняя катастрофическая "вспышка" износа в системе колесо—рельс на российских железных дорогах приходится на 1989—1996 гг. и совпадает со сменой пятого технологического уклада развития цивилизации. Известно [1—4], что в процессе взаимодействия пары "колесо—рельс" происходит износ и контактно-усталостные повреждения как колеса (прокат, износ гребня, выщербины на полосе катания), так и рельса (вертикальный и боковой износ головки, выщербины, трещины, сколы). Особенно велико значение бокового износа рельсов и гребней колес при движении состава на криволинейных участках пути (так называемых "кривых") вследствие набегания гребня на рельс [3, 4]. Происходит наложение движений качения и проскальзывания. Гребень колеса скользит по боковой грани головки рельса при одновременном качении бандажа по ее поверхности катания [1—4]. В результате в зоне контакта гребня и боковой поверхности головки рельса проис-

ходят рост напряжений сдвига [1—3], которые значительно больше напряжений в зоне качения, и, как следствие, возникновение различных дефектов. При взаимодействии колеса и рельса в зоне контакта образуются максимальные давления на поверхности катания в пределах 1...10 ГПа [1—4], которые превышают давления пластического течения металлов, поэтому на протяжении нескольких тысяч циклов нагружения металл в зоне контакта колеса и рельса "течет" [2, 4].

Согласно существующей классификации дефектов рельсов НДТ/ЦП-93 ОАО "РЖД" большая часть изъятия рельсов из главного хода на железнодорожных путях РФ происходит по причине значительного вертикального износа головки рельса (код дефекта 41), бокового износа головки рельса сверх допустимых норм (код дефекта 44), поперечных трещин в головке рельса вследствие недостаточной контактно-усталостной прочности (код дефекта 21), отслоения и выкрашивания металла на поверхности катания рельса (код дефекта 17). Анализ статистических данных показывает, что эта проблема наиболее остро стоит на тех дорогах РФ, которые имеют перевальные участки с радиусом кривых  $R < 600$  м (рис. 1, 2), в частности на ВСЖД, Забайкальской ЖД, ДВЖД. На таких участках рельсы заменяются в 3...5 раза чаще, чем на прямолинейных участках пути.

Согласно данным, приведенным на рис. 1, 2, начиная с 2010 г. интенсивность бокового износа боковой поверхности головки рельса и число дефектов контактно-усталостного характера стали возрастать, что приводит к большим убыткам. По оценкам экспертов, ежегодные затраты ОАО "РЖД" на содержание системы колесо—рельс состав-

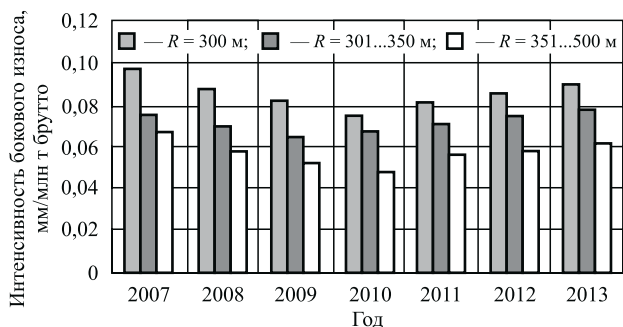


Рис. 1. Интенсивность бокового износа головки рельса на ВСЖД за период 2007—2013 гг.

ляют 8...15 млрд руб. [1—3]. В программе инновационного развития ОАО "Российские железные дороги" на период до 2015 года приведена средняя стоимость замены 1 км отечественных рельсов — 17 млн руб. [5]; на ВСЖД стоимость замены 1 км рельсов составляет 25 млн рублей [1].

Это — экономическая сторона вопроса работоспособности системы колесо—рельс, показывающая важность разработки новых технологий ресурсосбережения. Существует еще одна не менее важная идеологическо-политическая сторона вопроса, связанная с эффективностью компании ОАО "РЖД", о которой предпочитают не говорить. С момента организации в 2005 г. ОАО "РЖД" в центральной прессе и специализированных научных изданиях постоянно докладывается "об окончательном решении" проблемы катастрофического износа колеса и рельса при помощи рельсосмазывания, внедрения новых марок стали для колес и рельсов и т. д. На фоне амбициозных инвестиционных мегапроектов ОАО "РЖД" [5] вопросы работоспособности системы колесо—рельс отошли на второй-третий план в технической политике компании. Специалистов, пытающихся поднимать вопросы об увеличении износа колеса и рельса на железнодорожном транспорте, неэффективности существующих мероприятий по снижению износа колеса и рельса, отсутствия системного подхода в научных исследованиях взаимодействия колеса и рельса, считают изгоями, пытающимися оспорить результаты "победы", достигнутой благодаря усилиям топ-менеджеров компании ОАО "РЖД". Вместе с тем созданная в СМИ атмосфера "окончательной победы над износом колеса и рельса" не соответствует реальным фактам. Так, например, по состоянию на 11 января 2012 г. [5] на российских железных дорогах уложено 122 285 км рельсов российского производства, а износоустойчивых рельсов японского производства уложено только 1878 км. Результаты опытной эксплуатации износоустойчивых японских рельсов на Сибирских дорогах противоречивы [6, 7] и требуют дополнительной проверки на других дорогах РФ. Рельсы из бейнитных сталей импортного производства в настоящий момент только проходят испытания на экспериментальном кольце в Щербинке (ВНИИЖТ) [8]. В то же время введенные

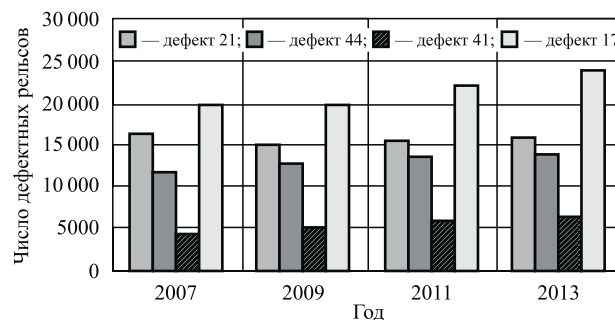


Рис. 2. Распределение дефектных рельсов по видам дефектов в ОАО "РЖД"

санкции в отношении РФ, ограничивающие доступ к новым технологиям и материалам европейского производства, в принципе ставят под вопрос широкомасштабное внедрение импортных рельсов из бейнитных сталей на российских железных дорогах.

Данные, приведенные на рис. 1, 2, показывают, что актуальность проблемы не исчезла. Интенсивность износа рельса согласно новым нормативам, принятым в ОАО "РЖД" [8], приближается к показателям катастрофического износа периода 1989—1996 гг. Все изложение свидетельствует об актуальности работ в области повышения работоспособности системы колесо—рельс, о необходимости продолжать искать новые технические и технологические возможности в этой области.

Для снижения интенсивности бокового износа головки рельсов предлагается повышение твердости ее боковой поверхности в зоне контакта рельса и гребня колесной пары в точках 1 и 2 (рис. 3) [1, 2, 4, 9—15] при помощи различных способов поверхностной и объемной термо-

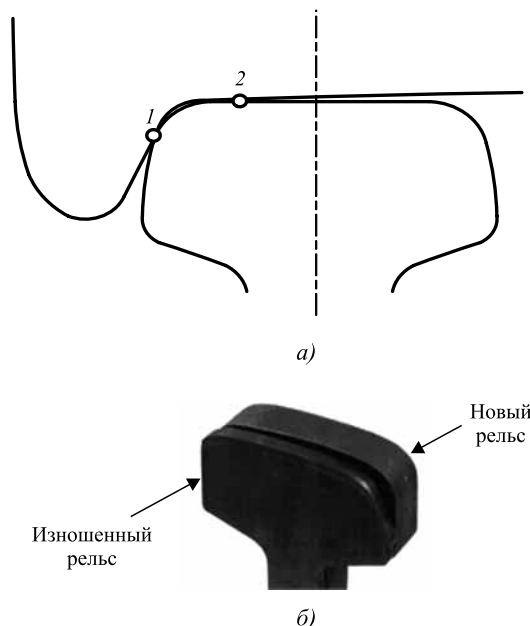


Рис. 3. Зона контакта системы колесо—рельс (а) и сравнение профилей изношенного и нового рельса (б)



обработки, наплавки, напыления, упрочнения, лубрикации и рельсосмазывания. В настоящий момент твердость головки рельса импортного производства у различных производителей может составлять 420...560 НВ. Дальнейшее повышение твердости на заводах, выпускающих рельсы из перлитных и бейнитных сталей традиционными способами, имеет ряд существенных ограничений [1].

В последние годы для упрочнения поверхностей металлических изделий широко используются высококонцентрированные источники нагрева (лазерный луч, электронный луч, плазменная струя) [9—15], позволяющие улучшить физико-механические свойства локальной поверхности металла, повысить срок службы деталей и снизить стоимость их ремонта. В работах [9—14] проведен технико-экономический анализ способов термообработки высококонцентрированными источниками нагрева поверхности рельса, показано, что наиболее экономичным и производительным способом является плазменный нагрев [12]. Он характеризуется меньшими капитальными и эксплуатационными затратами, доступностью и относительной простотой технологического оборудования и большими размерами упрочненной зоны (ширина — до 60 мм, глубина — до 4 мм) [11], дифференцированной поверхностной твердостью и т. д. Известно [11], что поверхностная закалка обладает рядом преимуществ по сравнению с объемной в связи с меньшими затратами энергии, которая необходима для нагрева только поверхностного слоя, и значительно меньшими термическими напряжениями и остаточными деформациями детали, а также способствует снижению вероятности усталостного разрушения детали в процессе эксплуатации.

Данная статья посвящена исследованию возможности плазменного поверхностного упрочнения боковой поверхности рельса применительно к условиям ВСЖД. **Цель работы** — установить оптимальные режимы плазменного упрочнения боковой поверхности головки рельса и провести эксплуатационные испытания в условиях ВСЖД.

### Оборудование и методы исследования

На первом этапе работ было необходимо определить механизм изнашивания рельсов, характерный для условий ВСЖД, в целях оптимизации параметров поверхностного упрочнения (глубины и ширины слоя, твердости). Для выявления механизмов изнашивания рельсов, прежде всего их боковой поверхности, были проведены

металлографические, электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования образцов изношенных рельсов. Рассматривались образцы с боковым износом в диапазоне 1...5, 5...8, 10...12 и 15 мм. Схема вырезки образцов из боковой поверхности рельса приведена в работах [1, 9, 10, 15]. Электронно-микроскопические исследования проведены на базе ИргТУ с помощью растрового электронного микроскопа JIB-4501 JEOL — многолучевой системы, оснащенной электронной и ионной пушкой JIB-4501 в комплекте с беззотной системой энергодисперсионного микроанализа, и просвечивающего электронного микроскопа Tescan G2 20F S-TWIN FEI. Фотографирование макроструктур образцов осуществлялось на металлографическом микроскопе МИМ-7. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3.

### Результаты исследования механизма изнашивания рельса

Металлографические исследования позволили выявить структуру поверхностного слоя изношенной стороны головки рельса (рис. 4...6). В поверхностном слое боковой поверхности всех образцов головки рельса с износом 1...15 мм обнаружена зона пластической деформации (табл. 1). Ширина и глубина зоны пластической деформации различны у образцов с различной степенью износа, что обусловлено условиями взаимодействия колеса и рельса в процессе реальной эксплуатации.

Как правило, зона деформации состоит из двух частей, граница между которыми не всегда четкая (рис. 5). Ближе к поверхности рельса — это белый слой или зона полосчатости (состоящая из отдельных цементитных пластин), в которой методом оптической микроскопии невозможно различить зерна (рис. 4, а, б), а иногда и отдельные полосы. Деформированные слои этой зоны вытянуты вдоль поверхности рельса (рис. 5). Вторая часть — переходная зона, в которой видны сильно деформированные перлитные зерна, вытянутые вдоль поверхности рельса. Описанные зоны показаны на рис. 4, а. Степень деформации зерен в переходной зоне (отношение размера зерна, измеренного по нормали к кромке, к размеру, измеренному вдоль нее) увеличивается от глубины к поверхности и доходит до 3...6 раз.

На рис. 6 показано, что степень деформации поверхностного слоя металла неоднородна по глубине слоя деформирования, имеются разрывы по границам зерен

Таблица 1

Размеры зон, мкм, пластической деформации боковой поверхности рельса в зависимости от износа

Зона боковой поверхности образца	Боковой износ рельса, мм										
	1	2	3	4	5	8	9	10	11	12	15
Зона пластической деформации	25	64	93	124	110	112	102	94	116	126	122
Переходная зона	12	46	56	36	44	32	44	52	36	54	44

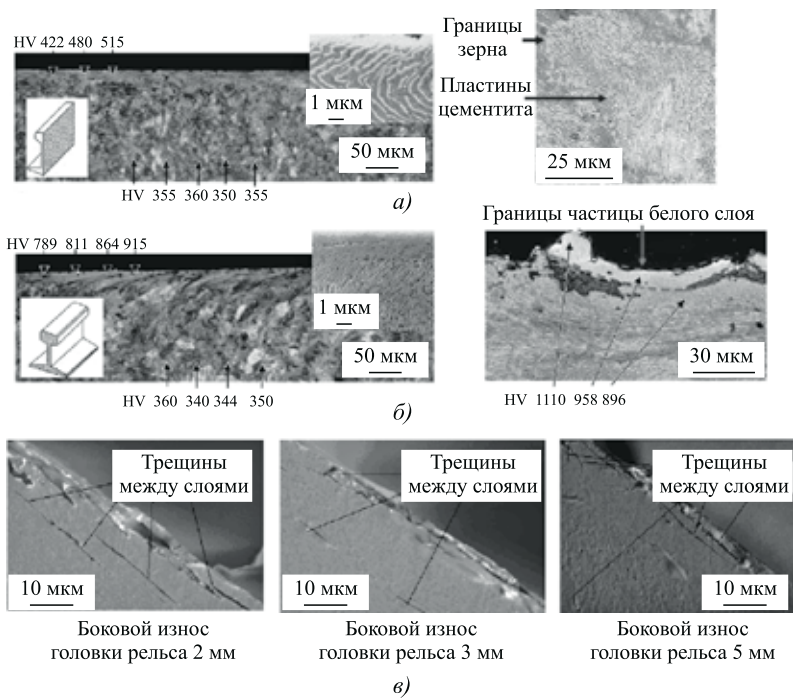


Рис. 4. Пластическая деформация поверхностного слоя рельса на полосе катания (а) и боковой поверхности головки рельса (б), приводящая к образованию микротрещин усталостного происхождения в подповерхностном слое (в)

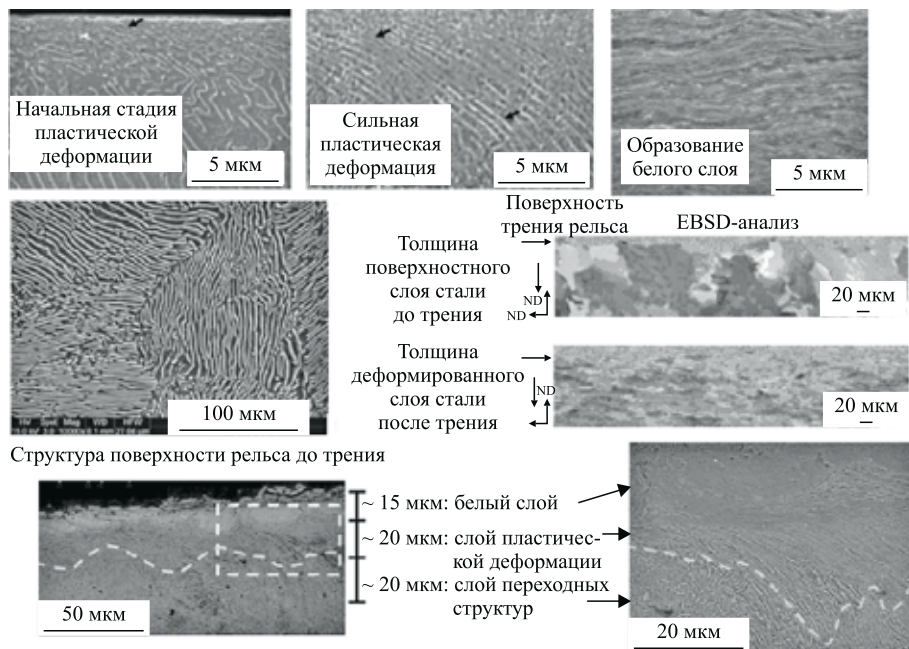


Рис. 5. Различные стадии структурообразования в поверхностном слое рельса в результате эксплуатации (пластическая деформация и трение)

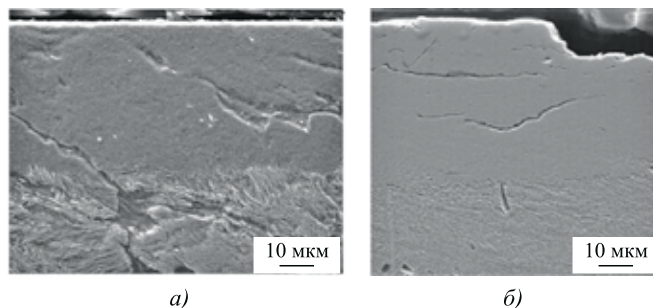


Рис. 6. Неоднородность пластической деформации по границам перлитных зерен (а) и расслоение в белом слое (б)

перлита. В зоне интенсивной пластической деформации, приводящей к образованию белого слоя повышенной твердости, обнаружены трещины усталостного происхождения (см. рис. 4, в). Механизм зарождения этих трещин связан с дефектами поверхности, накапливаемыми в процессе увеличения многоциклового нагружения, определяемого пропущенным по рельсу тоннажем. Сдвиговые деформации боковой поверхности головки рельса, обусловленные набегающим гребнем колеса, могут достигать 2...8 ГПа [1, 3, 4], что приводит к выдавливанию мягкой структуры феррита между цементитными пластинами, их последующей деформации (см. рис. 5), накоплению дефектов на границе слоев и зарождению микротрещины (см. рис. 4, в). Слияние микротрещин, которые становятся концентраторами напряжений, приводит к расслоению подповерхностного слоя металла рельса с образованием частиц износа. В результате расслоения и последующего многоциклового нагружения происходит отделение частиц износа в виде скола (см. рис. 4, б) и выкрашивания поверхностного слоя. Различные стадии пластической деформации формируют структуру поверхностного слоя, отличную от структуры нового рельса (см. рис. 5), что определяет в конечном счете способность поверхностного слоя сопротивляться контактно-усталостным нагрузкам.

Проведенные исследования позволили выяснить следующие важные моменты механизма изнашивания рельса:

1. Поверхностный слой рельсов имеет ярко выраженную зону пластической деформации, которая распространяется на глубину  $\approx 128...200$  мкм.

2. Износ боковой поверхности головки рельса преимущественно связан с усталостным ростом микротрещин вдоль деформированных пластинок цементита, приводящим к расслоению материала слоя, их последующим слиянию и отделению фрагмента поверхностного слоя (выкрашиванию).

3. Формирование в процессе эксплуатации рельса под действием высоких контактных нагрузок (2...10 ГПа) на поверхности и под поверхностью "белого слоя" с высокой твердостью (800...1200 НВ) снижает пластичность и трещиностойкость боковой поверхности головки рельса.

Таким образом, полученные результаты и анализ литературы [1—4, 9—12] позволяют сформулировать в первом приближении требования к упрочненному поверхностному слою по глубине и твердости. Глубина упрочненного слоя на боковой поверхности головки рельса должна быть не менее 1,5 мм, твердость упрочненного слоя — в диапазоне 650...800 НВ. В дальнейшем эти требования будут скорректированы по результатам эксплуатационных испытаний.

### Исследования по оценке основных параметров процесса плазменного поверхностного упрочнения боковой поверхности головки рельса

На втором этапе работ были проведены исследования по оценке основных параметров процесса плазменного поверхностного упрочнения боковой поверхности головки рельса, обеспечивающих получение упрочненного слоя металла согласно сформулированным выше требованиям. Согласно работам [11—14] по технико-экономическим показателям для упрочнения боковой поверхности рельсов в месте зоны износа предпочтительно проводить упрочнение поверхности плазменной дугой прямого действия. Для проведения исследований плазменного упрочнения боковой поверхности рельса СО ВНИИЖТ совместно с ИрГТУ разработана опытная плазменная установка [15] для упрочнения рельса ПУР-1 тепловой мощностью 6 кВт (рис. 7).

В состав установки входят источник питания для основной и дежурной дуги, пульт дистанционного управления (ПДУ), тележка с платформой крепления плазматрона, плазматрон, баллонная установка с плазмообразующим газом (аргоном), стенд с направляющими движения каретки и размещения рельса. В разработанную установку ПУР-1 заложен следующий принцип [11—14]. Вначале дежурная дуга зажигается в сопле плазматрона и создает плазменную струю, а в процессе движения плазматрона к поверхности рельса, в момент касания ионизированного потока и упрочняемой поверхности возбуждается основная плазменная дуга. Все характеристики плазменной дуги (ток, напряжение, расход газа) были выведены на цифровые анализаторы. При зажигании основной дуги на поверхности металла сила тока возрастает постепенно в интервале времени 3...5 с, что предотвращает возникновение подплавления поверхности [11]. Для получения широких дорожек упрочнения используется магнитное сканирование дуги с использованием магнитной системы, закрепленной на плазматроне [11, 15]. При завершении процесса упрочнения сила тока снижается постепенно. Сила тока регулируется с помощью ПДУ, ее можно изменять в диапазоне 20...100 А. Диапазон регулирования скорости перемещения плазматрона вдоль рельса составляет 0...45 м/ч.

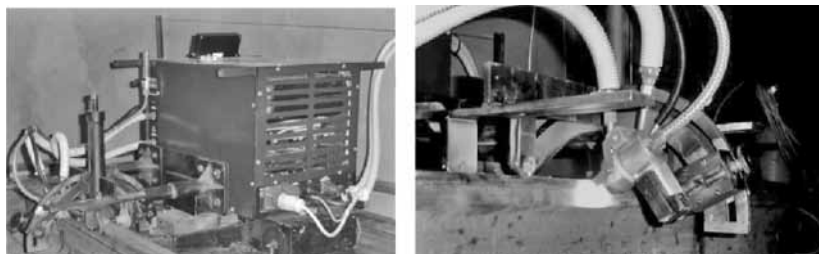


Рис. 7. Установка ПУР-1 для плазменного упрочнения боковой поверхности головки рельса



Известно, что основными параметрами процесса плазменного упрочнения являются [11] сила тока, напряжение на дуге, скорость перемещения плазматрона, расход плазмообразующего газа, диаметр и длина канала сопла, расстояние от среза сопла плазматрона до обрабатываемой поверхности. Термическое воздействие на поверхность головки рельса проводилось плазменной дугой при различных значениях силы тока, напряжения, скорости перемещения плазматрона. Для исследования воздействия плазменной дуги на поверхность головки рельса были изготовлены образцы из рельсовой стали М76 (ГОСТ Р 51685—2000). Выбор параметров на специализированной установке осуществлялся варьированием тока плазменной дуги, расхода рабочего газа, скорости перемещения плазматрона и расстояния от среза сопла плазматрона до обрабатываемой боковой поверхности рельса.

*Определение оптимального значения силы тока.* Изменение силы тока осуществлялось в пределах 38...120 А. При этом расход газа, дистанция упрочнения, сила тока в магнитной системе, скорость упрочнения были постоянными. При силе тока 38...45 А дуга горела нестабильно, дорожка упрочнения была прерывистой (рис. 8). Макротвердость таких участков не превышает 420...440 НВ. При увеличении силы тока от 90 до 115 А на поверхности рельса образуются зоны подплавления по всей длине дорожки (рис. 9), твердость которых составляет 930...1030 НВ. Оптимальный режим по силе тока при опытных работах был установлен в диапазоне 65...85 А.

*Определение оптимального значения расхода аргона.* При расходе аргона ниже 4,0 л/ч плазменная дуга на поверхности рельса горит нестабильно, процесс закалки прерывается, при расходе газа выше 7 л/ч образуются прожоги (рис. 10). При опытных работах установлено, что оптимальный расход газа равен 5,5...6,5 л/ч.

*Определение оптимального значения длины плазменной дуги.* Увеличение ширины дорожки упрочненного слоя достигается изменением магнитного поля, создаваемого электромагнитом, и коррелируется с длиной дуги. Длина плазменной дуги изменялась в интервале 10...30 мм. При длине дуги 28 мм ширина дорожки упрочнения составила 30 мм, глубина упрочнения — 2,1 мм (рис. 11). При длине дуги 20 мм ширина дорожки упрочнения равна 26 мм, сила тока плазменной дуги составила 85 А (рис. 12, а). При длине дуги 22 мм, увеличив силу тока всего на 5 А (90 А), получили ширину дорожки упрочнения 24 мм, а глубина упрочнения увеличилась до 3,1 мм и появились признаки микроплавления поверхности (рис. 12, б).

При длине дуги, равной 15 мм, ширина дорожки упрочнения составляла 14...18 мм (рис. 13). При увеличении длины дуги до 25 мм возрастают удельный расход газа и напряжение на дуге, при этом зафиксировано нестабильное распределение микротвердости по ширине дорожки, разница в отдельных точках достигает 70...100 НВ. Макротвердость по ширине и длине

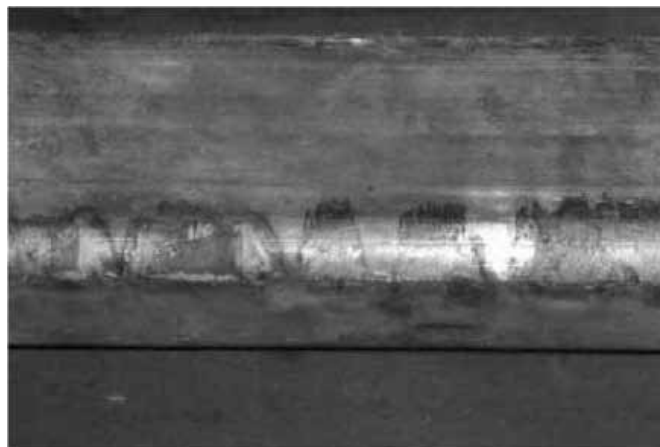


Рис. 8. Дорожка после плазменного упрочнения при низкой силе тока (38...45 А)

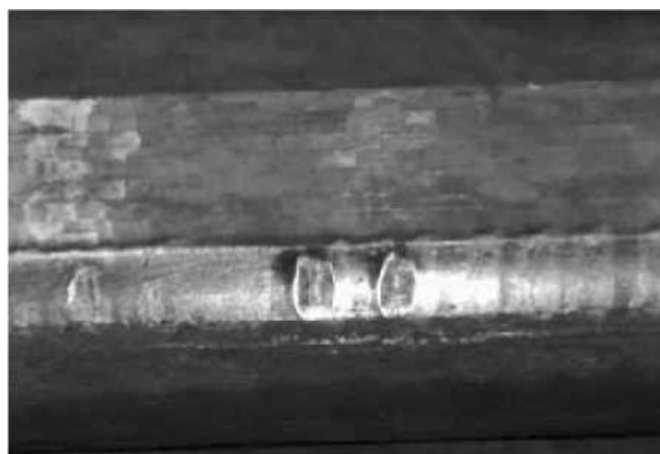


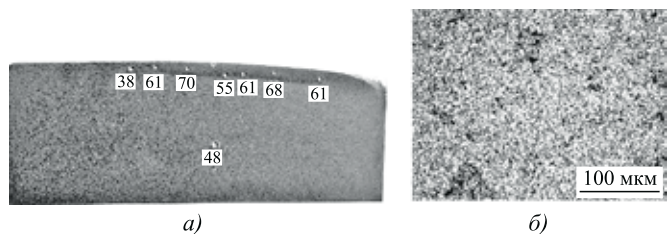
Рис. 9. Дефекты после упрочнения при повышенной силе тока (90 А)



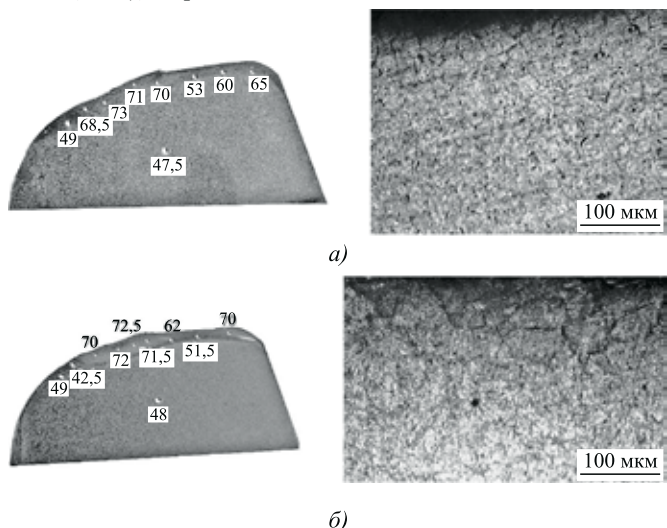
Рис. 10. Дефекты после упрочнения при высоком расходе газа

упрочненного слоя на поверхности также имеет неравномерное распределение. Исследования показали, что при длине дуги 18...22 мм наблюдалось равномерное распределение твердости по ширине дорожки, сканирование дуги проходило стабильно.



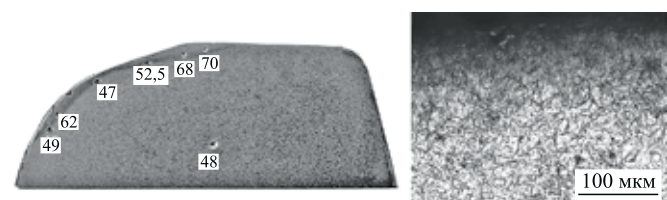


**Рис. 11.** Макроструктура металла образца в упроченной зоне (маргенсит); твердость составляет 61...70 HRC при силе тока 85 А и длине дуги 28 мм (ширина упроченного слоя 30 мм, глубина 2,1 мм); твердость основного металла 48 HRC

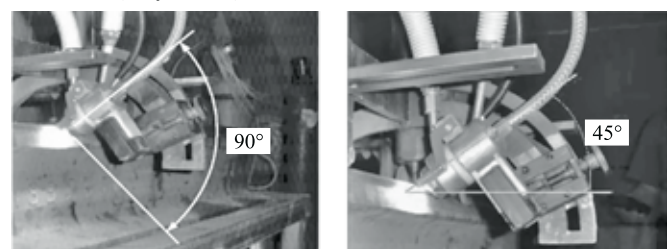


**Рис. 12.** Макроструктура металла образца; твердость упроченного слоя 62...72,5 HRC:

*a* — длина дуги 20 мм, ширина упроченного слоя 26 мм, глубина 2,6 мм; *б* — длина дуги 22 мм, ширина упроченного слоя 24 мм, глубина 3,1 мм



**Рис. 13.** Макроструктура металла образца; твердость упроченного слоя 62...70 HRC; длина дуги 15 мм; ширина упроченного слоя 17 мм, глубина 1,8 мм



**Рис. 14.** Расположение плазматрона относительно боковой поверхности головки рельса

*Определение оптимального значения скорости перемещения плазматрона.* При скоростях перемещения плазматрона 40...45 м/ч твердость упроченной дорожки равна

875...940 HV, при скоростях 30...35 м/ч твердость составляет 800...865 HV, при скоростях 18...25 м/ч твердость равна 740...800 HV. Согласно сформулированным выше требованиям по твердости упроченного слоя оптимальная скорость упрочнения лежит в диапазоне 18...25 м/ч.

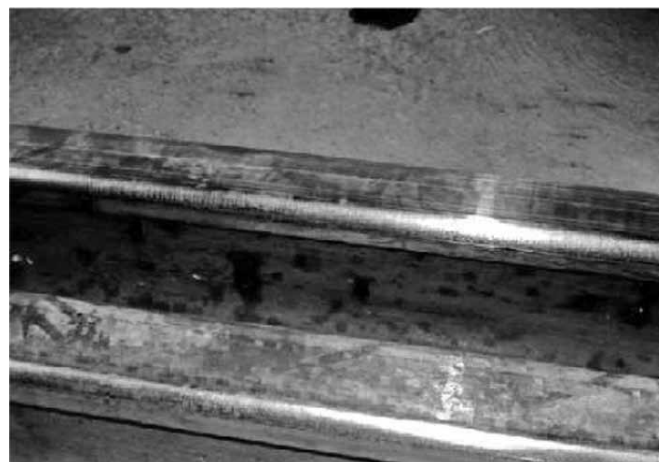
*Определение оптимального угла наклона плазматрона к боковой поверхности рельса.* Установлено, что расположение плазматрона должно обеспечивать равномерное сканирование пятна нагрева дуги по боковой поверхности головки рельса. Направление плазматрона схематически показано на рис. 14.

При изменении угла наклона плазматрона к боковой поверхности рельса от 90 до 45° происходит прерывистое сканирование дуги с уклоном в одну из сторон и "провалом" упрочнения по центру зоны (см. рис. 13), наблюдаются нестабильность процесса упрочнения и значительное расхождение твердости по ширине дорожки. С точки зрения равномерности сканирования по боковой поверхности головки рельса оптимальным является угол 90°. Комплекс проведенных исследований и опытных работ по упрочнению зоны износа боковой поверхности рельса на опытной установке позволил определить предварительные оптимальные режимы и параметры упрочнения плазменной дугой (табл. 2). При таких режимах достигнута равномерная дорожка упрочнения зоны износа боковой поверхности рельса, не имеется поджогов и наплывов металла (см. табл. 1 и рис. 15).

Для подтверждения экспериментально установленных оптимальных режимов плазменного упрочнения было проведено исследование упроченного слоя рельсовой стали (измерение твердости, исследование микроструктуры, натурные испытания).

### Металлографические исследования упроченного слоя боковой поверхности головки рельса

Для проведения металлографических исследований из каждой упроченной рельсовой пробы был вырезан



**Рис. 15.** Состояние боковой поверхности головки рельса после упрочнения на оптимальных режимах

Таблица 2

Оптимальные параметры упрочнения боковой поверхности головки рельса

Номер режима	Расход аргона, л/ч	Условный коэффициент рассеяния магнитного поля	Напряжение, В	Сила тока, А	Скорость упрочнения, м/ч	Расстояние от плазматрона до поверхности рельса, мм	Твердость по Виккерсу HV
1	6,6	7	52	48	18,0	14	745...800
2	6,4	6	50...54	52...54	22,0	14	695...745
3	6,8	6	56...58	60	21,6	16	655...695
4	6,4	6	56...58	60	36,0	18	615...855
5	6,0	6	56...58	85	28,8	22	585...900

поперечный микрошлиф, на котором проводились исследование микроструктуры и измерение микротвердости по глубине упрочненного слоя. Проведенные исследования показали, что структура упрочненного слоя состоит из смеси троостита, бейнита, остаточного аустенита и мартенсита в разном количественном соотношении. Измерения твердости по Виккерсу и микротвердости по глубине упрочненного слоя в целом подтвердили результаты предварительных замеров твердости переносным твердомером. Твердость в упрочненном слое колебалась в пределах 590...915 HV. Металлографические исследования показали, что глубина закаленных слоев образцов составляет 2...2,5 мм.

Микроструктура поверхностного слоя рельса после плазменной закалки состоит в основном из мартенсита, твердость по Виккерсу 803...924 HV 10. Основной составляющей (~ 82 %) в структуре матрицы закаленной стали является  $\alpha$ -фаза, которая имеет следующие характеристики: параметр кристаллической решетки — 0,28702 нм, статические смещения атомов — 0,02 нм, уровень микронапряжений II рода — 650...710 МПа. Структура  $\alpha$ -фазы представляет собой смесь пакетного (или реечного), пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита и бейнита (рис. 16). Пакетный (или реечный) мартенсит занимает основную долю  $\alpha$ -матрицы

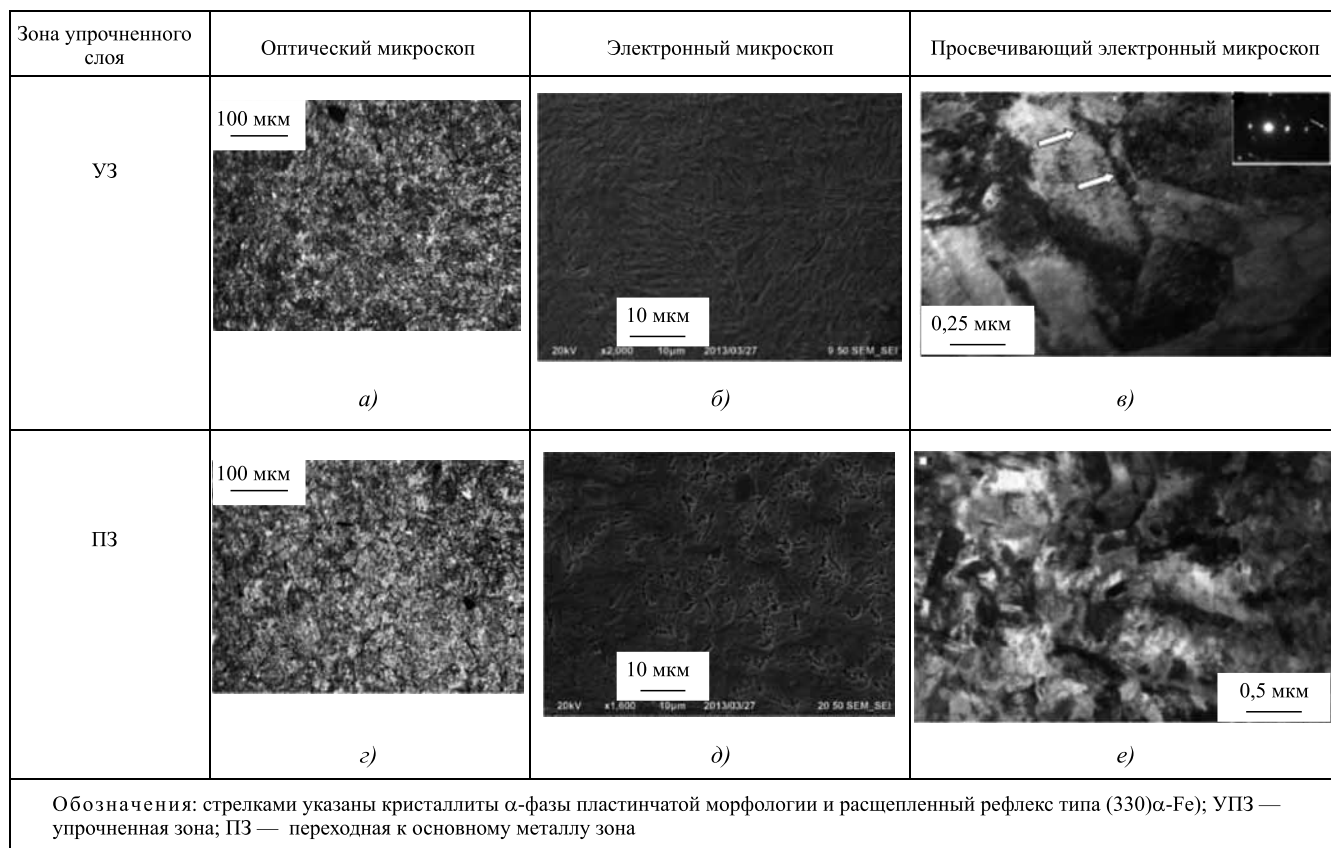


Рис. 16. Структуры упрочненного слоя рельсовой стали, полученные при использовании различных методов металлографии

(~ 74 %). Пластинчатый мартенсит — второй самостоятельный морфологический тип  $\alpha$ -матрицы исследуемой рельсовой стали. Особенностью этого типа мартенсита является то, что он представляет собой отдельно расположенные кристаллы мартенсита — пластины, как правило, не образующие параллельных пачек, которые наблюдаются в пакетном мартенсите. Поперечный размер пластин больше поперечного размера отдельной рейки примерно на порядок и составляет ~ 1...3 мкм. Встречаются два вида отдельных мартенситных пластин: большие пластины, длина которых достигает 10...15 мкм, и малые пластины длиной 0,5...1,5 мкм. Большие пластины лежат друг к другу под некоторыми углами и пронизывают практически все зерно. Их размер ограничивается либо границами зерна, либо другой большой пластиной, образовавшейся в этом же зерне. Размер же малых пластин ограничен большими пластинами и пакетами реек. Кроме того, в исследуемой стали практически в подповерхностном тонком слое (0,25 мкм), присутствует еще один вид пластинчатого мартенсита — бесструктурный по форме (рис. 16, в), не содержащий ни реек, ни пластин, ни других четко обозначенных границ раздела. Располагаются такие области либо на стыках пакетов, либо на стыках пакетов и пластин. По-видимому, большие пластины и пластины в виде бесструктурных областей образовались при более высоких температурах мартенситного превращения и поэтому относятся к высокотемпературному мартенситу. Малые пластины, образовавшиеся при более низких температурах, относятся к низкотемпературному мартенситу.

Между основным металлом рельсовой стали и закаленным слоем *имеется переходная зона* со структурой смеси троостита, бейнита и мартенсита с твердостью по Виккерсу 421...582 HV 10. Известно [11—14], что в результате охлаждения образцов после проведенной плазменной закалки происходит частичный "самоотпуск" материала с выделением внутри мартенситных кристаллов дисперсной фазы — частиц карбида железа. При этом необходимо отметить, что если весь пластинчатый мартенсит (как высоко-, так и низкотемпературный) находится в состоянии частичного "самоотпуска", то в пакетном мартенсите процессы "самоотпуска" развиваются неодинаково: наряду с "самоотпущенным" пакетным мартенситом в материале присутствуют рейки и даже целые пакеты, в которых процессы "самоотпуска" практически полностью отсутствуют. Такой пакетный мартенсит, по мнению авторов работ [9, 10], является дислокационным (или бескарбидным) и образовался в результате мартенситного превращения. Объемная доля дислокационного мартенсита в материале может достигать 20 % от общего объема  $\alpha$ -матрицы.

Третий самостоятельный морфологический тип  $\alpha$ -матрицы исследуемой стали — бейнит, количество которого не превышает 10 %. Известно [10], что остаточный аустенит в пакетном и пластинчатом низкотемпературном мартенсите располагается по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. В пластинчатом высокотемпературном мартенсите он располагается внутри мартенситных кристаллов и имеет вид "островков" или "игл". В нашем случае в бейните остаточного аустенита не обнаружено. В то же время объемная доля остаточного аустенита составляет ~ 10...18 %. Большая его часть (~ 16 %) находится в пакетной составляющей мартенсита, а наименьшая часть (~ 1,5 %) — в пластинчатом высокотемпературном мартенсите. Размеры частиц, плотность распределения и объемная доля в различных морфологических составляющих мартенсита "самоотпуска" различны. Самые мелкие частицы цементита (8×12 нм) образуются в пакетном мартенсите, самые крупные (40×110 нм) — в пластинчатом высокотемпературном мартенсите. *Микротрещин и других дефектов в закаленном слое от плазменной закалки и переходной к основному металлу зоне не обнаружено.* На границе перехода дорожки плазменной закалки к основному металлу структура состоит из троостосорбита.

Микроструктура основного металла рельсовой стали на расстоянии 5,0 мм от закаленного слоя состоит из сорбита закалки и феррита с твердостью 370 HV 10, что соответствует ГОСТ Р 51685—2000. С увеличением скорости упрочнения до 45 м/ч и повышением силы тока до 120 А в исследуемых образцах при режиме микроплавления зафиксированы следующие особенности обработки:

1. Исследование структурно-фазового состояния упрочненного слоя на глубине 0,1...0,18 мкм показало, что в малых зернах (с размером единицы микрометров), как и в крупных, формируются кристаллы пакетного (реечного, дислокационного) и пластинчатого двойникового (низкотемпературного) мартенсита. Средний размер пакетов составляет ~ 1 мкм, поперечный размер кристаллов пакетного мартенсита — 35...80 нм. Кристаллы пластинчатого мартенсита имеют значительно более широкий спектр поперечных размеров: от 50 до 300 нм.

2. Наряду с пакетным и пластинчатым мартенситом в объемах фольги со сравнительно мелкими зернами обнаруживаются области  $\alpha$ -фазы (зерна) с четкой огранкой, размер которых составляет ~ 0,5...1 мкм (рис. 16, е). В объеме таких областей наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций составляет ~  $3,1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .



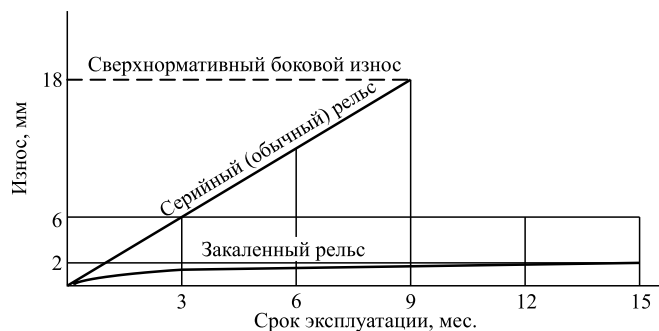


Рис. 17. Зависимость бокового износа рельса от срока эксплуатации

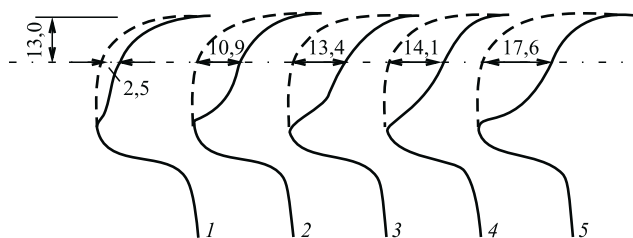


Рис. 18. Поперечные профили головки рельса кривой радиусом 300 м в процессе эксплуатации в течение 10 мес.:

1 — упрочненный рельс; 2...5 — неупрочненные рельсы, установленные на том же участке, где лежали упрочненные

### Эксплуатационные испытания упрочненных рельсов

Для проведения испытаний были обработаны партии рельсов по режиму 5 (см. табл. 2), которые в дальнейшем были уложены в кривые радиусом 300 м на участке Иркутск—Слюдянка ВСЖД. Параллельно были уложены неупрочненные рельсы, за которыми велось наблюдение на протяжении 12...18 мес.

Для получения качественной картины износа использовали метод слепков профиля рельса [1]. По завершении опытных испытаний закаленного рельса в пути установлено, что износ опытного рельса за первые три месяца составил 0,6...0,7 мм (рис. 17), тогда как износ серийный рельса за этот период эксплуатации составляет 4...6 мм; до сверхнормативного износа (18 мм) срок эксплуатации обычного рельса составил 15 мес., в то время как боковой износ рельса с упрочненной гранью головки за этот же период составил 1...1,5 мм. Интенсивность изнашивания рельсов с плазменным упрочнением значительно ниже, чем у серийных в 2...3 раза (рис. 17, 18). Разработанная технология плазменной закалки боковой поверхности головки рельсов позволяет улучшить ее механические свойства, а также снизить коэффициент трения в контакте гребня с боковой поверхностью рельса и повысить трещиностойкость материала рельса в зоне плазменного упрочнения.

Проведенные исследования позволили установить

оптимальные режимы плазменного упрочнения и показали, что поверхностное упрочнение с применением низкотемпературной плазмы обеспечивает формирование структуры и свойств рельсовой стали, которые нельзя достигнуть при традиционных способах термической обработки металлов.

### Выводы

1. Разработанная установка плазменного поверхностного упрочнения боковой поверхности головки рельса ПУР-1 обеспечивает на оптимальных режимах обработки качественное упрочнение поверхностного слоя металла по ширине, глубине и твердости.

2. Плазменное упрочнение боковой поверхности рельса позволяет получить благоприятную структуру поверхностного упрочненного слоя (смесь троостита, бейнита и мартенсита) твердостью 450...830 НВ с толщиной закаленного слоя 2,5...3 мм, тем самым значительно увеличить ресурс эксплуатации рельсов за счет снижения интенсивности изнашивания боковой поверхности рельса в 2...3 раза.

3. Данное оборудование можно рекомендовать для проведения дальнейшего опытно-промышленного плазменного поверхностного упрочнения боковой поверхности рельса, эксплуатируемого в условиях ВСЖД.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Балановский А.Е.** Система колесо—рельс: В 3 ч. Ч. 1. Конец системы колесо—рельс и вновь начало... Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2011. 1010 с. [www.twirpx.com/file/1329111](http://www.twirpx.com/file/1329111).
2. **Богданов В.М.** Снижение интенсивности износа гребней колес и бокового износа рельса // Железнодорожный транспорт. 1992. № 12. С. 30—34.
3. **Богданов В.М.** Стратегическая программа обеспечения устойчивого взаимодействия в системе колесо — рельс // Современные проблемы взаимодействия подвижного состава и пути: Сб. докладов. М.: Интекст, 2003. С. 1420.
4. **Жаров И.А., Захаров С.М.** Влияние различных факторов на боковой износ рельсов // Вестник ВНИЖТ. 1999. № 5. С. 38.
5. **Программа** инновационного развития ОАО "Российские железные дороги" на период до 2015 года. Прил. 5 / Утв. Советом директоров ОАО "РЖД" (протокол № 13 от 24.06.2011). М., 2011. С. 340.
6. **Шур Е.А., Долгих Л.В.** О вопросах оценки повышения качества важнейших элементов транспортных конструкций (на примере железнодорожных рельсов) // Бюл. ОУС ОАО "РЖД". № 3. 2013. С. 1—13.
7. **Абдурашитов А.Ю.** О ходе работы "Разработка комплекса мер по обеспечению нормативного срока службы рель-



сов 1,5 млрд. т. брутто" // Бюл. ОУС ОАО "РЖД". № 5. 2012. С. 39—47.

8. **Об утверждении** и введении в действие положения о системе ведения рельсового хозяйства / Распоряжение от 31 ноября 2013 г. № 2334. М., ОАО "РЖД". 2013. С. 16.

9. **Упрочнение боковых граней головок железнодорожных рельсов электронно-лучевой обработкой в воздушной среде** / В.А. Батаев, А.А. Батаев, М.Г. Голковский и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 12. С. 14—18.

10. **Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В.** Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали / М.: Недра, 2000. 174 с.

11. **Балановский А.Е.** Плазменное поверхностное упрочнение металлов. Иркутск: Изд-во ИрГТУ, 2006. 180 с. www.twirpx.com/file/915285.

12. **Балановский А.Е.** Поверхностное упрочнение рельсов // Путь и путевое хозяйство. 2005. № 11. С. 38—40.

13. **Балановский А.Е.** Результаты внедрения технологии плазменного упрочнения на ВСЖД // Железнодорожный транспорт. 2006. № 4. С. 28—32.

14. **Балановский А.Е.** Оценка возможности применения поверхностного упрочнения рельсов для уменьшения бокового износа // Технология ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, инструмента и технологической оснастки. 7-я Междунар. науч.-практ. конф. (СПб., 12—15 апреля 2005 г.). СПб., 2005. С. 391—400.

15. **Гречнева М.В., Медведев С.И., Неживляк А.Е.** Снижение бокового износа железнодорожных рельсов при помощи плазменного поверхностного упрочнения // Вестник Иркутского государственного технического университета. 2010. № 6. С. 29—34.



**Поздравляем с юбилеем**

**АНКУДИМОВА ЮРИЯ ПАВЛОВИЧА**

кандидата техн. наук, доцента,  
члена редакционного совета нашего журнала

Желаем юбиляру здоровья, благополучия, счастья  
и успеха на поприще российского образования и науки!

Редакционный совет и редакция журнала  
«Упрочняющие технологии и покрытия»

В.А. Лебедев (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев),  
 Ж.Г. Голобородько, С.В. Драган (Национальный университет кораблестроения им. адм. Макарова, г. Николаев)  
 E-mail: lebedevvladimir@ukr.net

## Совершенствование технологии импульсно-дуговой наплавки в судовом машиностроении

*Описана разработка генератора импульсного тока на базе трансформатора ТДФ-1001. Приведены результаты исследований качества автоматической импульсно-дуговой наплавки в аргоне бронзы БрАМц9-2 на сталь 25Л.*

**Ключевые слова:** наплавка, бронза, технология, оборудование, судовое машиностроение.

*Development of pulse current generator based on TDF-0001 transformer is described; results of researching quality of automatic pulsed arc deposit welding of BrAMts9-2 bronze onto 25 L steel in argon are given.*

**Keywords:** deposit welding, bronze, technology, equipment, ship engineering.

В судовом машиностроении наплавка занимает одно из ведущих мест при создании и ремонте экономичных биметаллических конструкций различного значения, в которых на основу из углеродистых сталей наносят сплавы с необходимыми эксплуатационными свойствами. Примерами указанных конструкций могут служить ползуны, корпуса поворотных затворов  $D_y$  200...800 мм, поршни гидроприводов и другие изделия из конструкционных сталей. На трущиеся поверхности стальных деталей дуговой сваркой наплавляют антифрикционный слой бронзой марки БрАМц9-2 (рис. 1).

В целях уменьшения содержания железа в наплавленном металле и механизации процесса наплавки в ИЭС им. Е.О. Патона разработан процесс импульсно-дуговой наплавки бронзы на стальные изделия [1, 2]. Регулируя параметры сварочного тока и величину его импульсов, можно управлять плавлением и переносом металла, глубиной проплавления основного металла и в итоге качеством наплавленного металла. Импульсное повышение тока

существенно изменяет характер переноса электродного металла, делает его струйным и повышает стабильность горения дуги. При импульсно-дуговой наплавке происходит периодическое изменение ее мгновенной мощности. Теплоты, выделяемой основной дугой, недостаточно для плавления электродной проволоки со скоростью, равной скорости ее подачи. Под действием импульса тока происходит ускоренное расплавление электрода, обеспечивающее формирование капли на его конце. Резкое увеличение электродинамических сил сужает шейку капли и сбрасывает ее в направлении сварочной ванны [3].

Пульсация давления дуги улучшает формирование шва, валик шва становится мелкочешуйчатым с плавным переходом к основному металлу. Принудительный направленный перенос электродного металла значительно уменьшает разбрызгивание, причем каждый импульс тока приводит к отрыву только одной капли. Регулируя параметры импульсов и частоту их следования, можно получать определенные размеры капель и время пребывания их в дуге и, как следствие, требуемые состав и свойства наплавленного слоя.

Соответствующим подбором силы тока основной дуги и импульса можно повысить скорость расплавления электродной проволоки, уменьшить нижний предел сварочного тока, обеспечивающий устойчивое горение дуги, что значительно облегчает технику наплавки и обеспечивает возможность ведения процесса с более высокими скоростями по сравнению с другими способами наплавки [3].

На ПАО ХСЗ (Херсонский судостроительный завод), на установке, показанной на рис. 2, автоматической импульсно-дуговой сваркой в аргоне наплавляют уплотнительные поверхности корпусов поворотных затворов  $D_y$  200...800 мм бронзовой электродной проволокой БрАМц9-2 диаметром 3 мм. Источником питания служат выпрямитель ВДУ-506 и генератор

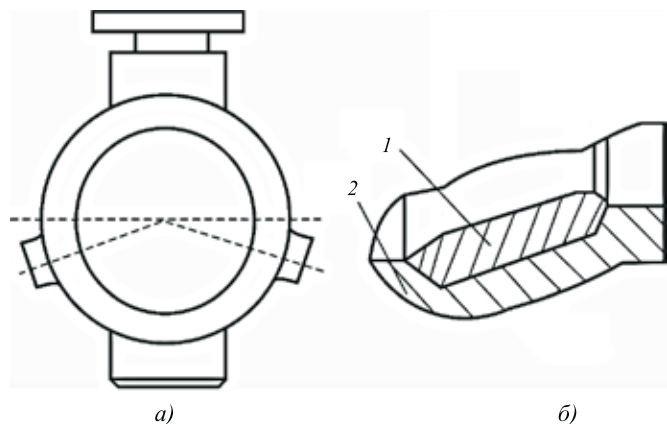


Рис. 1. Общий вид поворотного затвора (а) и наплавляемой поверхности (б):

1 — наплавленный слой; 2 — основной металл

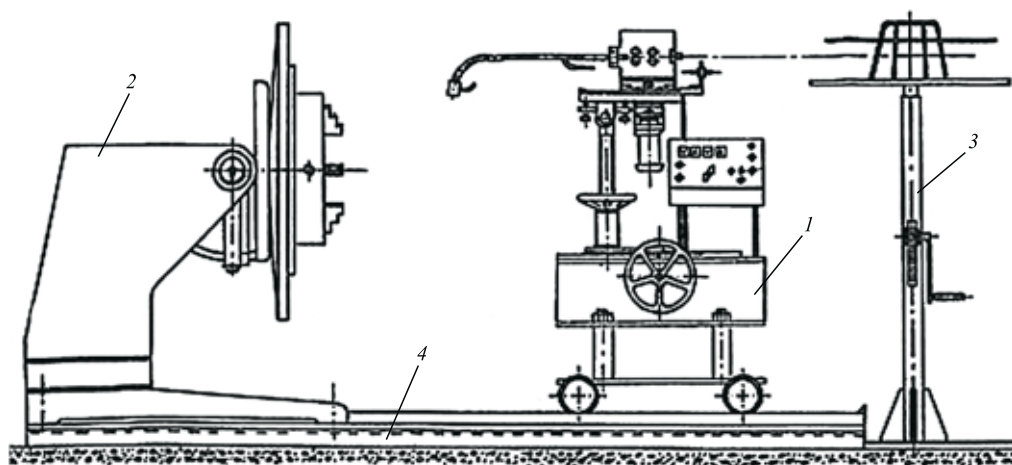


Рис. 2. Установка для наплавки неповоротных затворов:

1 — наплавочная каретка; 2 — манипулятор; 3 — стойка с наплавочной проволокой; 4 — рельсовый путь

импульсов ГИ-ИДС1, соединенные параллельно. Так как генератор предназначен для полуавтоматической импульсно-дуговой сварки тонкими проволоками, то длительный цикл его работы в автоматическом режиме при указанном диаметре проволоки приводит к перегрузке.

**Цель настоящей статьи** — совершенствование технологии импульсно-дуговой наплавки бронзы на конструкционную сталь путем применения мощного генератора импульсного тока.

Импульсный генератор создан на базе сварочного трансформатора ТДФ-1001 (рис. 3) путем его модернизации, которая заключается в следующем:

а) из силового трансформатора демонтируется шунт с обмоткой управления;

б) для получения жесткой вольт-амперной характеристики вторичные обмотки размещаются рядом с первичной, при этом повышенное напряжение холостого хода достигается последовательным соединением катушек вторичной обмотки;

в) в верхней части трансформатора устанавливается блок силовых кремниевых вентилях. Во избежание необходимости применения специальных устройств в целях равномерного распределения тока при групповом соединении вентилях диоды и тиристоры подобраны так, что падение напряжения на них не отличается более, чем на 0,02 В. Блок силовых вентилях охлаж-

дается потоком воздуха от вентилятора. Между ним и крыльчаткой вентилятора располагается воздушное реле РВ, которое срабатывает под действием потока воздуха и включает контактор силовой цепи ЛК.

При разработке блока формирования импульсов за основу была взята схема формирования импульсов генератора ГИ-ИДС1.

Контроль среднего тока импульсов осуществляется амперметром, установленным на лицевой панели трансформатора. Для обеспечения более точной на-

стройки режима работы генератора в процессе сварки используется потенциометр R7, установленный на пульте управления и позволяющий плавно регулировать амплитуду импульсов в пределах выбранной ступени их длительности. Дополнительными элементами регулирования являются конденсаторы C1...C4, переключаемые переключателем S1.

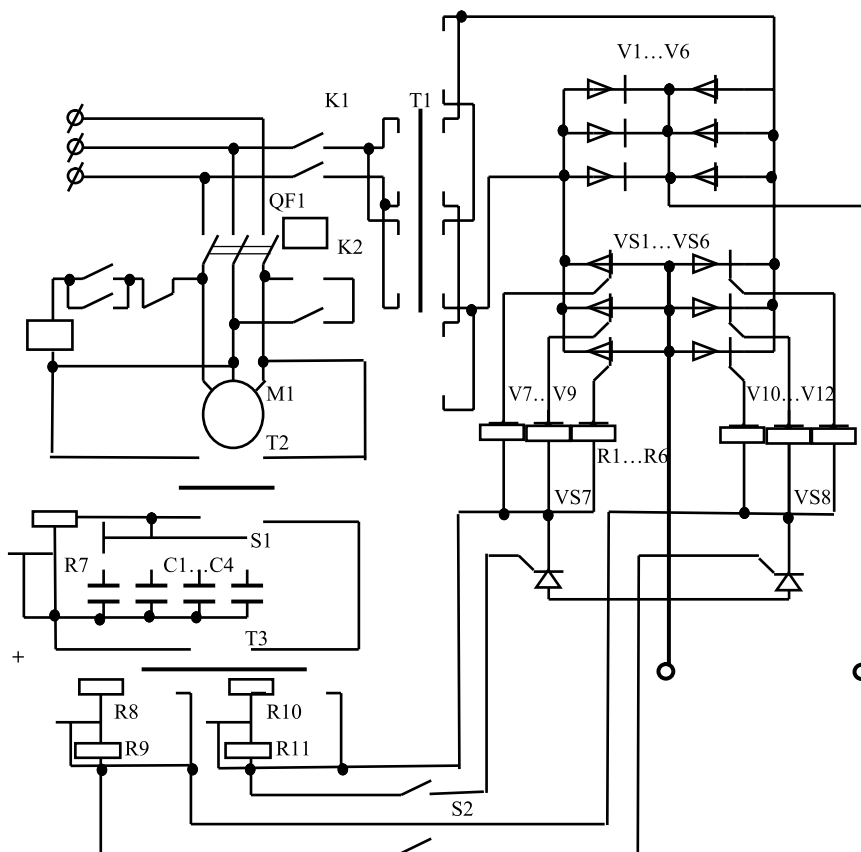


Рис. 3. Принципиальная электрическая схема генератора импульсов на базе трансформатора ТДФ-1001

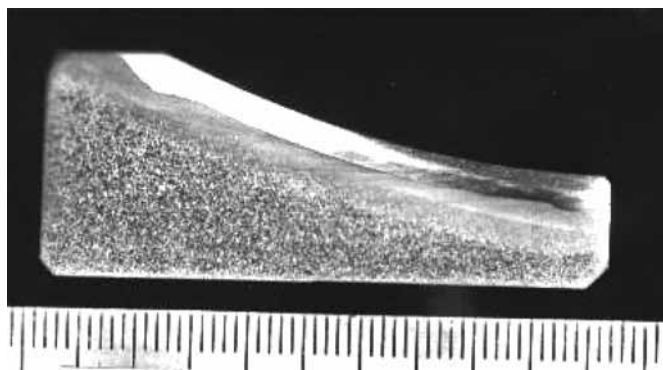


Рис. 4. Макроструктура наплавленного слоя

При отработке технологии с использованием разработанного импульсного генератора наплавку выполняли постоянным током обратной полярности. Критериями оптимальности режима наплавки были выбраны устойчивое горение дуги, струйный (мелкокапельный) перенос металла, минимальное содержание железа в наплавленном металле и минимальное выгорание легирующих элементов.

Установлено, что стабильность процесса импульсно-дуговой наплавки определяется наряду с параметрами импульсов тока — амплитудой и их длительностью, также и напряжением дуги. Оптимальное напряжение дуги соответствует длине дугового промежутка 3...5 мм. Недостаточная длина дуги приводит к коротким замыканиям электрода на сварочную ванну и появлению брызг, а чрезмерно большая — к обрыву дуги и нарушению процесса наплавки.

Положительные результаты при многослойной импульсно-дуговой наплавке корпуса поворотного затвора Ду 250 из стали 25Л бронзой БрАМц9-2 достигнуты на режиме: ток наплавки  $I_n = 200...210$  А; напряжение на дуге  $U_d = 22...24$  В; скорость подачи проволоки  $V_{п.п} = 180$  м/ч; амплитуда колебаний электрода 25 мм; скорость наплавки  $V_n = 4,7$  м/ч. Наплавку производили в три слоя, причем второй слой наплавливали непо-

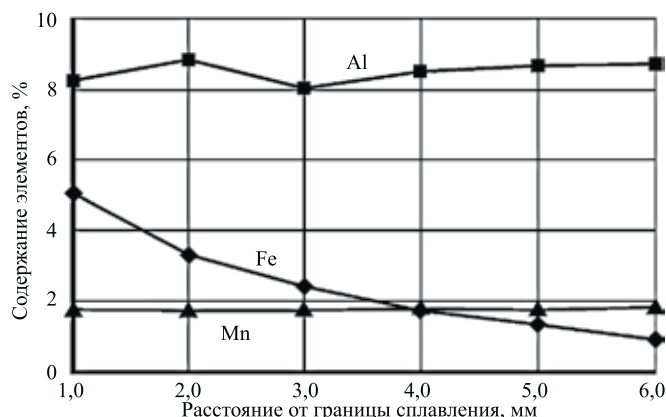


Рис. 5. Изменение концентрации химических элементов по глубине наплавленного слоя

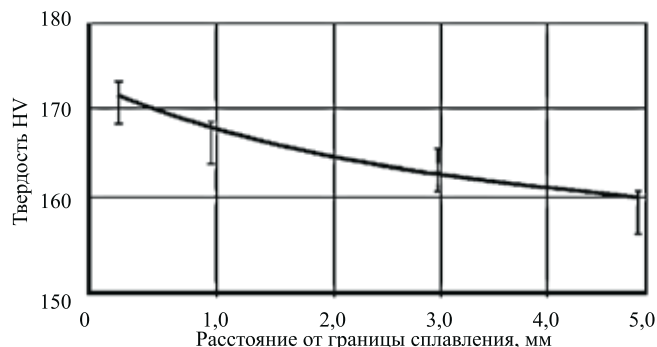


Рис. 6. Распределение твердости в наплавленном слое

средственно после первого, а третий — после полного остывания предыдущих слоев.

Для оценки качества наплавки выполняли металлографические исследования. Макроструктура наплавленного слоя (рис. 4) свидетельствует о равномерности наплавки по всей площади и отсутствии таких дефектов, как трещины, несплавления, поры и др.

Химический анализ наплавленного металла показал, что содержание меди в нем стабильно высокое и мало изменяется (84,2...87,9 %) по толщине наплавленного слоя, а концентрация железа возрастает по мере приближения к основному металлу (рис. 5), что объясняется интенсивным перемешиванием стали и бронзы у границы сплавления. Вследствие этого повышается твердость наплавленного металла (рис. 6), что следует признать отрицательным фактором при наплавке корпусов поворотных затворов и подобных изделий, в которых наплавленный слой используется в паре трения [4].

Вместе с тем, как видно на рис. 5, при импульсно-дуговой наплавке на исследованном режиме происходит весьма незначительное выгорание легирующих элементов — марганца и алюминия.

Исследования микроструктуры металла в зоне наплавки на поперечных шлифах показали (рис. 7), что в отдельных местах соединения наблюдается проникновение меди в сталь на глубину 0,2...0,3 мм по границам первичных зерен. Однако такое проникновение бронзы марки БрАМц9-2 в сталь не оказывает существенного влияния на статическую и вибрационную прочность изделий [5, 6].

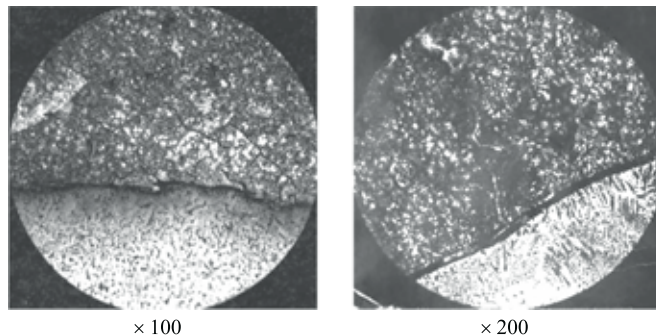


Рис. 7. Микроструктура наплавленного слоя



Выполненные разработки и исследования технологии наплавки показали, что мощный генератор импульсов позволяет управлять плавлением электродной проволоки, переносом электродного металла, формой и размерами наплавляемого слоя в широких пределах, повысить качество и надежность работы промышленной наплавочной установки.

Разработанное оборудование и технология импульсно-дуговой наплавки проволокой БрАМц9-2 диаметром 2...3 мм успешно внедрены в производство при выполнении различного вида наплавочных работ в процессе изготовления и ремонта изделий судового машиностроения на ГП "Судмаш" (г. Херсон).

### Выводы

1. При выполнении наплавочных работ, связанных с ремонтом и изготовлением деталей судового машиностроения, перспективной является технология импульсно-дуговой наплавки с применением разработанного мощного генератора импульсов на базе сварочного трансформатора ТДФ-1001.

2. Металлографические исследования наплавки проволокой из бронзы марки БрАМц9-2 на сталь 25Л под-

твердили высокое качество наплавленного слоя при экспериментально определенных параметрах режима.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Потапьевский А.Г., Агарков Л.А., Осадченко А.Е.** Механизированная импульсно-дуговая наплавка бронзы на стальные изделия // Судостроение. 1967. № 8. С. 46—50.

2. **Вайнерман А.Е., Пичужкин С.А.** Сварка меди и ее сплавов со сталями (литературный обзор) // Вопросы материаловедения. 2002. № 4 (32). С. 52—65.

3. **Дюргеров Н.Г., Сагиров Х.Н., Ленивкин В.А.** Оборудование для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом. М.: Энергоатомиздат, 1985. 80 с.

4. **Ивашенко Г.М., Джевага И.И., Лебедев Ю.М.** Механические свойства соединения при наплавке алюминиевой бронзы на углеродистые стали // Автоматическая сварка. 1971. № 8. С. 52—55.

5. **Вайнерман А.Е.** Механизм межкристаллитного проникновения при наплавке медных сплавов на сталь // Автоматическая сварка. 1981. № 6. С. 22—25, 29.

6. **Илюшенко В.М., Лукьянченко Е.П.** Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе. Киев: Международная ассоциация "Сварка", 2013. 396 с.



## Продолжается подписка на журнал «Упрочняющие технологии и покрытия»

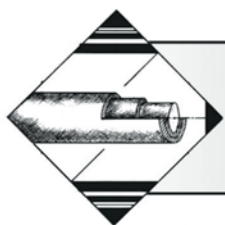
- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказы и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2А

Тел.: (495) 785-60-69

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



А.А. Гарибов, Т.Н. Агаев, А.Г. Алиев, Ш.С. Исмаилов, К.Т. Эюбов  
(Институт радиационных проблем НАН Азербайджана)  
E-mail: network4@rambler.ru

## Образование защитного слоя на поверхности радиационно-обработанных образцов циркония

*Методом электрофизических свойств изучен коррозионно-оксидный слой, возникающий на поверхности предварительно обработанных в среде  $H_2O_2$  пластинок циркония. Образцы были испытаны при различных температурах в ходе термической и радиационно-термической обработки металла циркония. Показано, что, выбирая оптимальные режимы, можно изменить потенциалы появившегося защитного оксидного слоя на поверхности металла.*

**Ключевые слова:** цирконий, радиационная обработка, термическая обработка, пероксид водорода, термоэдс.

*It was studied the corrosion and oxidic layer arising on a surface of the zirconium plates which are previously processed in the environment of  $H_2O_2$  by the method of electrophysical properties. Samples were tested at various temperatures during thermal and radiation heat treatment of metal of zirconium. It is shown that choosing optimum methods of the mode it is possible to change potentials of the appeared protective oxidic layer on metal surfaces.*

**Keywords:** zirconium, radiation treatment, thermal treatment, hydrogen peroxide, thermovoltage.

### Введение

Проблема коррозии и создание защитного оксидного слоя на поверхности металлов, работающих в различных условиях в агрессивной среде, являются актуальными и вызывают большой интерес исследователей [1–3]. Этот интерес обусловлен, с одной стороны, чисто научными аспектами выяснения механизма адсорбции частиц в условиях облучения, а с другой — вопросами прикладного характера, связанными с увеличением работоспособности металлов при создании на их поверхности защитного оксидного слоя, а также разработкой перспективных, надежных материалов [4, 5]. Например, создание на поверхности металла слоя, защищающего его от коррозии, является одной из ключевых проблем современного реакторного материаловедения [6, 7]. Материалы тепловыделяющих элементов водоохлаждаемых ядерных реакторов подвергаются одновременно воздействию ионизирующего излучения, температуры и продуктов радиолиза воды [8]. Эти и другие окислительные процессы увеличивают коррозионную способность, и в результате материалы преждевременно выходят из строя. Изучение этих процессов, особенно применительно к цирконию [9, 10] и его сплавам, и выявление особенностей поверхностного защитного оксидного слоя являются актуаль-

ными. Исследования в этой области дают возможность прогнозировать ход процесса радиационно-термического разложения воды и его свойства. Настоящая работа является продолжением цикла этих исследований и посвящена изучению электрофизическим методом поверхностного состояния циркониевых материалов до и после радиационно-термической и термической обработки при различных температурах и облучении  $\gamma$ -квантами.

### Методика экспериментов

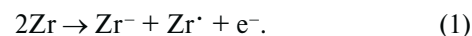
В качестве объекта исследования использовали реактивный цирконий чистотой 99,99 %. Образцы предварительно очищали этиловым спиртом, ацетоном и дистиллированной водой, высушивали сначала в воздухе, затем в вакууме ( $1 \cdot 10^{-3}$  Па) при температуре  $T = 300$  К, а затем при  $T = 473$  К. После этого измеряли электрофизические параметры образцов. Затем образцы помещали в ампулы с 30%-ным раствором перекиси водорода (концентрация  $C_{H_2O_2} = 9$  моль/л) и подвергали предварительному воздействию  $\gamma$ -лучей (мощность поглощенной дозы  $D = 1,14$  Гр/с) при различном времени экспозиции. После этого образцы высушивали и измеряли их электрофизические параметры (электросопротивление  $\rho$ ; термоэдс ( $\alpha$ ); вольт-амперную харак-

теристику). Далее образцы помещали в специальные ампулы для определения их радиационно-каталитической активности в процессах радиолитического разложения воды. Необходимое количество воды вводили в ампулы с образцами путем конденсации паров воды из градуированного объема вакуумно-адсорбционной установки. Точность введения воды в ампулы с образцами из вакуумно-адсорбционной установки в исследуемом интервале значений плотности паров воды составляла  $\pm 5\%$ . При проведении экспериментов температуру поддерживали с точностью до  $\pm 1$  К. Радиационно-окислительную обработку и радиационно-термические испытания проводили с помощью изотопного источника  $\gamma$ -излучения  $^{60}\text{Co}$ . Дозиметрию источника осуществляли химическими дозиметрами — ферросульфатным, циклогексановым и метановым. Перерасчет значений поглощенной дозы облучения в исследуемых системах проводили сравнением электронных плотностей исследуемых и дозиметрической систем [11]. Газовые продукты процессов отводили в специальные градуированные объемы и анализировали методом газовой хроматографии. При радиолитическом процессе ( $T = 300$  К) в составе газовых продуктов кроме  $\text{H}_2$  наблюдали также  $\text{O}_2$ , а при термордиолизе —  $\text{H}_2$ . Изучали влияние предварительной радиационной обработки циркония в среде  $\text{H}_2\text{O}_2$  на его электрофизические свойства в интервале значений поглощенной дозы облучения  $D = 1 \dots 410$  кГр. Измерения удельного электросопротивления и получение вольт-амперных характеристик проводили четырехзондовыми контактами методом компенсации при постоянном напряжении [12]. Использовали источники питания ТЕС-41, универсальный вольтметр марки В7-21, комбинированный цифровой прибор Щ 4313 (для измерения тока). Определяли также электрофизические свойства образцов, подвергнутых предварительной радиационно-окислительной обработке, в условиях радиационно-термических и термических испытаний в контакте с теплоносителем — водой (плотность  $d = 5$  мг/см<sup>3</sup>) при  $T = 673$  К,  $D = 1,14$  кГр/с. Изучали кинетику накопления молекулярного водорода и окисления металла в этих условиях. После испытаний повторно оценивали электрофизические свойства металла.

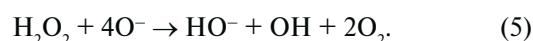
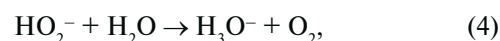
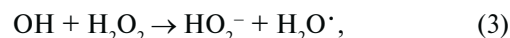
### Результаты исследований и их обсуждение

Известно, что зависимость скорости гамма-радиолитического разложения перекиси водорода от концентрации его водных растворов проходит через максимум в области значений концентрации  $\text{C}_{\text{H}_2\text{O}_2} \approx 30 \dots 40\%$  [13]. В связи с этим предварительную радиационно-окислительную обработку циркония проводили в 30%-ном растворе  $\text{H}_2\text{O}_2$  в течение разного времени. При воздействии  $\gamma$ -квантов в результате эмиттирования электро-

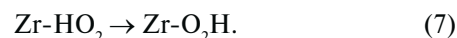
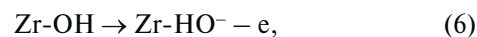
нов и разрыва связей на поверхности циркония образуются соответственно положительно заряженные ионы  $\text{Zr}^+$  и координационно ненасыщенные атомы  $\text{Zr}^{\cdot}$ :



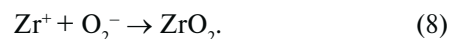
Наиболее вероятными процессами превращения перекиси водорода являются



Процесс может происходить под действием поверхности циркония, и продукты разложения могут вступать во взаимодействие с ней:

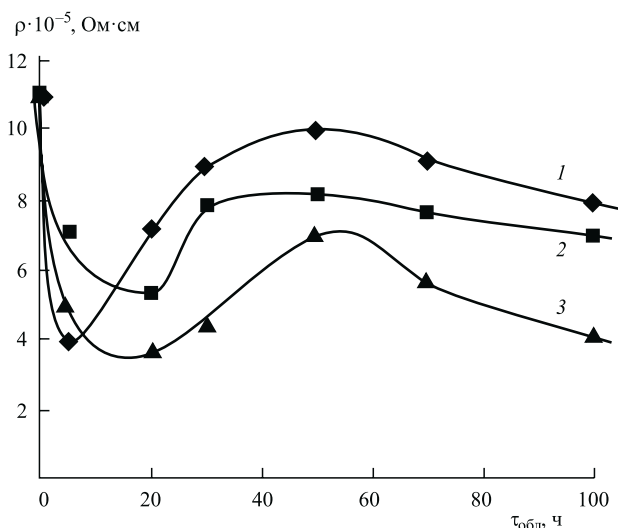


В обоих случаях на поверхности циркония образуются гидроксильные группы и частично протонизированный водород. В таких случаях удельное электросопротивление образцов становится меньше, чем у предварительно окисленных образцов благодаря наличию водорода и группы  $\text{OH}$ . Вследствие этого в зависимости  $\rho = f(D)$  на начальном этапе обработки ( $D \leq 20 \cdot 10^3$  Гр/с) наблюдается минимум (рис. 1). Дальнейшее увеличение времени обработки и, соответственно, поглощенной дозы облучения приводит к радиационному дегидроксилированию поверхности и взаимодействию с другими продуктами радиолитического разложения  $\text{H}_2\text{O}_2$ . В результате этих реакций на поверхности металлического циркония наблюдается образование слоя, который обуславливает увеличение удельного электросопротивления образцов:



При дальнейшем увеличении дозы облучения в поверхностной оксидной фазе возникают дополнительные дефектные состояния. В результате радиационно-гетерогенных процессов в оксидной фазе образуются дырки  $\text{O}$ , которые мигрируют внутрь металлической фазы. Вследствие этих процессов удельное электросопротивление оксидной фазы уменьшается по закону  $\rho = f(D^{-0,8})$ .

Таким образом, предварительная обработка циркония в окислительной среде ( $\text{H}_2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O}$ ) под действи-



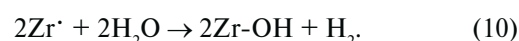
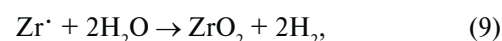
**Рис. 1.** Зависимость удельного электросопротивления циркония от времени предварительного облучения  $\tau_{обл}$  при  $T=300 \text{ К}$  в среде  $\text{H}_2\text{O}$ : 1 — после предварительной радиационно-окислительной обработки; 2 — после термического воздействия в течение 0,5 ч; 3 — после радиационно-термического воздействия в контакте с  $\text{H}_2\text{O}$  при  $T=673 \text{ К}$

ем  $\gamma$ -излучения при малых дозах ( $D \leq 20,5 \text{ кГр}$ ) приводит к возникновению электроактивных состояний и, следовательно, электросопротивление металлического циркония имеет самое низкое значение  $\rho_0$ . При дальнейшем увеличении поглощенной дозы происходят радиационно-термические процессы формирования защитного оксидного слоя, что вызывает увеличение удельного электросопротивления.

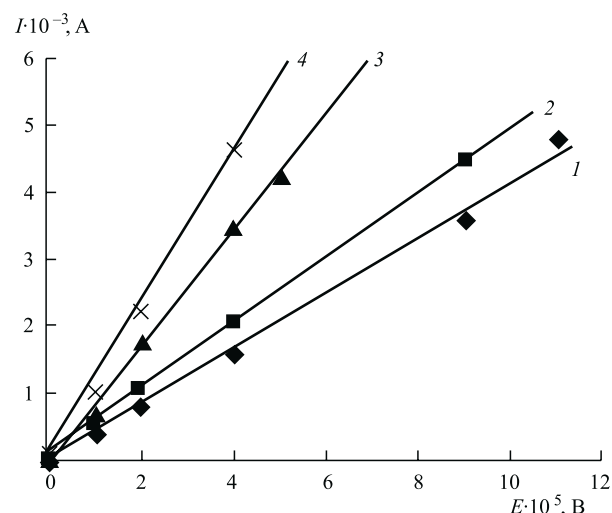
После предварительной радиационно-окислительной обработки образцы циркония подвергали испытаниям в условиях термического и радиационно-термического воздействия в контакте с теплоносителем водоохлаждаемых ядерных реакторов, результаты которых представлены на рис. 1.

Нелинейное изменение удельного электросопротивления с тенденцией к насыщению в зависимости от длительности облучения  $\tau_{обл}$  может объясняться наступлением стационарного режима в процессах образования и гибели электроактивных радиационных дефектов (см. рис. 1, кривая 1). При  $\tau_{обл} = 50...75 \text{ ч}$  ( $D = 216...360 \text{ кГр}$ ) снижение удельного электросопротивления (см. рис. 1, кривая 2) связано с образованием радиационных дефектов в оксидном слое на поверхности циркония в соответствии с уравнениями (6)...(8). Минимумы зависимости  $\rho = f(\tau_{обл})$  имеют разную величину для исходных и испытанных в условиях термических и радиационно-термических воздействий образцов. Под действием предварительного облучения циркония при поглощенной дозе  $D = 18...126 \text{ кГр}$  в контакте с  $\text{H}_2\text{O}_2$  на поверхности указанный выше поверхностный слой играет роль защитной оксидной

пленки и его незавершенное состояние является нестабильным. Это связано с тем, что при термических и радиационно-термических испытаниях таких образцов в контакте с водой происходит изменение состояния их поверхности, приводящее к образованию электроактивных дефектных состояний. Вследствие этого удельное электросопротивление образцов, которые подвергались термическому и радиационно-термическому испытаниям (см. рис. 1, кривые 2 и 3), меньше, чем у исходных (после радиационно-окислительной обработки) образцов (см. рис. 1, кривая 1). При радиационно-термических испытаниях состояние поверхности претерпевает большие изменения. При термических испытаниях происходит в основном взаимодействие поверхности с водой. В результате реакций на поверхности накапливаются оксидные, гидроксидные покрытия:



На рис. 2 представлены вольт-амперные характеристики циркония, обработанного с применением рассмотренной выше методики. Видно, что при увеличении времени предварительного облучения с 5 до 20 ч происходит увеличение силы тока  $I$  с фиксированным напряжением  $E$  (например, при  $8 \cdot 10^{-5} \text{ В}$ ) после термического и радиационно-термического испытаний в процессе разложения воды (рис. 2, кривые 2...4 соответственно). При дальнейшем увеличении времени предварительного облучения получены идентичные результаты. У образцов, испытанных в условиях терми-



**Рис. 2.** Вольт-амперные характеристики при  $T=300 \text{ К}$ : 1 — чистый образец; 2 — предварительно обработанные в среде  $\text{H}_2\text{O}_2$  образцы; 3 — термически обработанные образцы; 4 — радиационно-термически обработанные образцы



ческих и радиационно-термических воздействий после предварительного облучения в течение  $\tau_{\text{обл}} = 50$  ч, сила тока увеличивается на 2,1 и 6,6 мА, а при  $\tau_{\text{обл}} = 70$  ч — на 26,5 % и в 1,5 раза соответственно. Аналогичные результаты получены и при  $\tau_{\text{обл}} = 100$  ч.

Установлено, что для поддержания постоянства силы тока в трех указанных выше процессах требуются различные значения напряжения электрического поля. На рис. 3 представлены зависимости относительного изменения плотности тока  $J/J_0$  ( $J_0$  — начальная плотность тока, до выдержки) от времени выдержки образцов в среде  $\text{H}_2\text{O}_2$ . Относительное изменение плотности тока при работе от поглощенной дозы  $\gamma$ -квантов сначала резко падает — от 4 до 1,2 % при очень низкой дозе ( $\tau < 20$  ч соответствует  $\approx 40$  кэВ), затем с ростом выдержки  $\tau$  до 100 ч снова, причем слабо, увеличивается до 3,0 %. А в термически обработанных при  $T = 673$  К образцах при низких поглощенных дозах ( $\tau < 20$  ч) относительное изменение плотности тока  $J/J_0$  очень мало и с ростом выдержки заметно увеличивается — до 3,0 % (рис. 3, кривая 2); при больших дозах ( $\tau > 70$  ч) возрастает до 70 %. В радиационно-термически обработанных образцах изменение плотности тока в зависимости от поглощенной дозы соответствует закону  $J \sim D^{0,67}$  и относительное изменение плотности тока при малых поглощенных дозах ( $\tau = 0..50$  ч, т. е.  $E_n \approx 0..50$  кэВ)  $J/J_0 = \text{const} = 3,1$  %. При дальнейшем увеличении времени выдержки ( $\tau > 50$  ч)  $J/J_0$  возрастает до 6,0 % (рис. 3, кривая 3).

Анализируя экспериментальные данные, можно

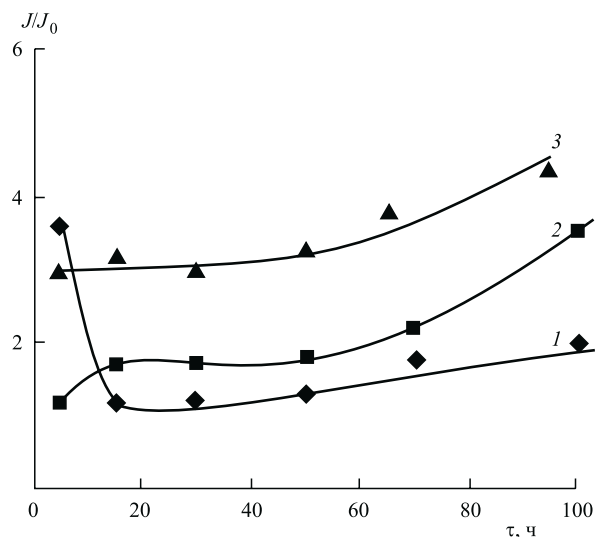


Рис. 3. Относительное изменение плотности тока в зависимости от выдержки при термической и радиационно-термической обработке:

1 — предварительно радиационно-обработанный образец в среде  $\text{H}_2\text{O}_2$  при  $T = 300$  К; 2 — образцы после термической обработки при  $T = 673$  К; 3 — радиационно-термически обработанные образцы  $T = 673$  К

предположить, что в результате воздействия излучения на Zr в контакте с водой происходят электронные и ионные процессы:  $\text{Zr} + \text{OH} \rightarrow \text{Zr} + \text{O} + \text{H}$ , что приводит к эмиттированию электронов из среды  $\text{H}_2\text{O}$  в Zr. В большинстве случаев невозможно непосредственно определить промежуточные активные состояния, которые участвуют одновременно в ионной проводимости, возникающей за счет люисовского окислительного центра.

Наблюдаемые зависимости  $\rho(D)$ ,  $J/J_0(D)$  и вольт-амперные характеристики для предварительно радиационно-окислительно-обработанных и испытанных в термических и радиационно-термических процессах разложения воды образцов циркония характеризуются наличием четырех стадий. На первой стадии при взаимодействии поверхности циркония с водой, по-видимому, наиболее существенной реакцией является  $\text{ZrO} + \text{H}_2 \rightarrow \text{ZrH}^+ + \text{OH}^-$ .

Активизированные ионы водорода эмиттируют в подповерхностный слой Zr (радиус иона  $r_{\text{H}} = 24$  пм), образуя S-атомы и создавая два электронных состояния вблизи уровня Ферми, что приводит к ослаблению связи металл—металл и уменьшению электросопротивления циркония ( $D \leq 15$  кГр) [2, 8].

На второй стадии процесса с ростом поглощенной дозы толщина поверхностного оксидного слоя увеличивается за счет активации при реакции  $\text{Zr}^+ + \text{O}_2 \rightarrow \text{ZrO}_2$  и образование S-атомов, сопровождающееся усилением люисовского окислительного центра в процессе конкуренции между  $\text{ZrO}^-$  и  $\text{ZrH}^-$ , переходит к замедлению и одновременно начинает уменьшаться значение термоэдс (рис. 4). Уменьшение  $\alpha$  соответствует частичному усилению ионной проводимости, так как термоэдс обратно пропорциональна концентрации свободных электронов ( $\alpha \sim 1/n$ ). То есть происходит

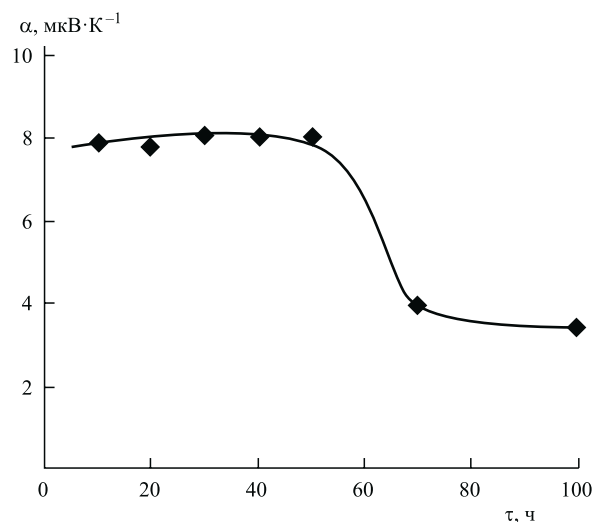


Рис. 4. Зависимость термоэдс от времени  $\gamma$ -облучения:  $\alpha$  — коэффициент термоэдс

конкуренция между активными центрами Бренстеда и Льюиса и невозможно отличить активные центры друг от друга [13].

На третьей стадии происходит насыщение, но величина  $\rho$  (см. рис. 1) не достигает значения для чистого образца  $\rho_0$ .

На четвертой стадии с увеличением поглощенной дозы вновь происходят активирование  $S$ -атомов и усиление электрон-ионной проводимости, что вновь уменьшает удельное сопротивление (см. рис. 1, кривые 2, 3) и заметно усиливает относительное изменение плотности тока  $J/J_0$ .

### Выводы

1. Предварительная радиационно-окислительная обработка циркониевых пластинок с 30%-ным раствором  $H_2O_2$  при различных временах обработки создает на поверхности защитный оксидный слой.

2. Обнаружено, что при низких поглощенных дозах  $\gamma$ -излучения в процессе взаимодействия Zr с водой за счет появления и усиления льюисовского окислительного центра активированные ионы водорода эмиттируются в подповерхностный слой Zr, создавая  $S$ -атомы, которые ослабляют связь металл—металл, и поверхностная электропроводность слабо увеличивается. При относительно высоких поглощенных дозах за счет усиления льюисовского окислительного центра появляется электронно-ионная проводимость.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Солнцев Ю.П. Радиационно стойкие материалы. М.: Энергоатомиздат, 1993. С. 11—16.
2. Особенности механизма изменения электропроводности радиационно-обработанных пластинок циркония //

А.А. Гарибов, А.Г. Алиев, Т.Н. Агаев и др. // Вопросы атомной науки и техники. Украина. 2007. № 6. С. 55—57.

3. Эффект радиации в гетерогенных процессах в контакте циркониевых материалов с водой / А.А. Гарибов, Л.Б. Ходулев, Т.Н. Агаев и др. // Ядерная техника и технология. Вопросы атомной науки и техники. 1991. Вып. 1. С. 13—15.

4. Влияние предварительной радиационно-окислительной обработки на электрофизические свойства циркония А.А. Гарибов, А.Г. Алиев, Т.Н. Агаев // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 9. (627). С. 30—33.

5. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Н.Г. Циркониевые сплавы в атомной энергетике. М.: Энергоатомиздат, 1981.

6. Евстихин А.И., Русаков А.А. Цирконий и его сплавы в атомной энергетике // ВАНТ. Сер.: МТО. Т. 13. М., 1980. С. 250—301.

7. Дуглас Д. Металловедение циркония. М.: Наука, 1975. С. 43—49.

8. Поверхностные свойства твердых тел / под. ред. М. Грина. М.: Мир, 1972. 432 с.

9. Influence of preliminary radiation-oxidizing treatment on the corrosion resistance of Zr in conditions of ionizing radiation / A.A. Garibov, A.G. Aliyev, T.N. Agayev, G.Z. Velibekova // Eurasia nuclear bulletin. Turkey. 2004. № 3. P. 45—51.

10. Влияние ионной имплантации на коррозию циркония и сплавов на его основе / В.Ф. Зеленский, И.А. Петельгузов, Л.П. Рекова, А.Г. Родак // Вопросы атомной науки и техники. 1989. Вып. 1 (48). С. 47—52.

11. Развитие нодульной коррозии циркониевых труб РБМК-1000 при нейтронном облучении / В.С. Карасев, В.Г. Ковыршин, Л.И. Чирко и др. // Вопросы атомной науки и техники. 1989. Вып. 1 (4)—2 (5). С. 29—37.

12. Герасимова В.В. Коррозионное растрескивание и нодульная коррозия циркониевых сплавов // ВАНТ. Сер. АМ ДСП. 1987. Вып. 3 (26). С. 18—24.

13. Павлов Н.Н. Неорганическая химия. М.: Высш. шк., 1986.



В.Н. Кокорин, Н.И. Шанченко, О.В. Мищенко, М.В. Кокорин, К.С. Левушкин  
(Ульяновский государственный технический университет)  
E-mail: vnkokorin@mail.ru

## Моделирование процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката

*Рассмотрены вопросы интенсификации процесса контурной лазерной резки за счет применения предварительно-го деформационного упрочнения листового металлопроката при механической активации.*

**Ключевые слова:** лазерная резка, способ, упрочнение, металлопрокат, технология.

*The problems of the intensification of the process of laser contour cutting through the using of the pre-strain hardening of sheet metal during mechanical activation.*

**Keywords:** laser cutting, the way of hardening, metal, technology.

### Введение

К заготовкам независимо от метода и способа их получения предъявляются следующие требования: поверхности, используемые как базовые на первой операции обработки, должны быть чистыми, без заусенцев и других дефектов, чтобы избежать значительных погрешностей установки при дальнейшей обработке или сборке; механические и физические свойства материала заготовки, его химический состав, структура и зернистость должны быть стабильными по всему объему; все поверхности заготовки не должны иметь механических повреждений, в противном случае возможен выпуск некачественных деталей; геометрические размеры заготовок должны приближаться к геометрическим размерам готовой детали; коэффициент использования материала должен быть максимальным, а трудоемкость дальнейшей обработки — минимальной, но при этом должно быть обеспечено получение качественной детали (по размерам и шероховатости поверхности) в соответствии с чертежом [1].

При выборе метода производства заготовки для получения конкретной детали необходимо ориентироваться в первую очередь на материал заготовки и требования к детали, при этом прежде всего следует определить наиболее целесообразный метод получения заготовки.

Широкое применение в промышленности получили высокоэнергетические методы обработки листовых материалов, и прежде всего контурная лазерная резка листового металлопроката.

Простота, скорость резки, качество поверхности реза, стоимость оборудования позволили технологии лазерной резки получить такое широкое распространение практически во всех отраслях современной промышленности [2].

К числу главных проблем использования мощных лазеров для резки толстолистовых металлов следует отнести следующее. С повышением мощности излучения, вызванным ростом толщины материала, очень трудно обеспечить необходимое качество одномодового излучения. С ростом толщины металла скорость процесса становится недопустимо низкой. Плохое качество поверхности реза, которое связано с рядом причин, характеризуется повышенной шероховатостью и гратом.

Для повышения качества лазерной резки рекомендуется уменьшать тепловое воздействие на металл заготовки в целях уменьшения теплопроводности при обеспечении локализации теплового градиента [3].

В научной литературе представлены основные методы снижения теплопроводности, а именно охлаждение зоны реза при помощи охлаждающей жидкости, распыляемой вместе с потоком газа, либо непосредственное охлаждение водой обрабатываемой поверхности [4], а также методы, основанные на механической активации металла. Рассмотрены вопросы механической активации за счет прикладываемого силового воздействия [5], при этом за счет деформационного упрочнения металла резко снижается его теплопроводность [6], увеличивается плотность дефектов кристаллической решетки (дислокаций, точечных дефектов, двойниковых границ и т. д.).

В целях повышения эффективности разделительных операций листовой штамповки на кафедре "Материаловедение и обработка металлов давлением" Ульяновского государственного технического университета предложен новый способ лазерной контурной резки при механической активации металлопроката [7], позволяющий существенно повысить технологические возможности разделительных операций.

В лабораторных исследованиях применялся лазерный технологический комплекс ТЕГРА-500Р, предна-



Рис. 1. Лазерный технологический комплекс ТЕГРА-500Р, ОАО "Утес"

значенный для раскроя листовых материалов из сталей толщиной до 6 мм (рис. 1).

В исследовании были использованы полосовые заготовки из стали 20 (ГОСТ 1050—88). Исходная толщина заготовок составляла 3 мм. Производилась резка геометрических элементов. Оценивались габаритные диапазоны (рис. 2):

а) диаметральные:  $D_1; D_2; D_3; D_4$  (соответственно относительная толщина  $г/s$  равна 8,68; 3,65; 1,4; 0,84, где  $г$  — габаритный размер;  $s$  — толщина материала);

б) линейные — ширина реза  $B$ .

Заготовки подвергались динамическому ударному воздействию (температура подготовки образцов 20 °С). Деформирование по толщине проводилось до следующих значений:  $s_1 = 2,25$  мм ( $\epsilon = 25$  %);  $s_2 = 1,5$  мм ( $\epsilon = 50$  %);  $s_3 = 0,75$  мм ( $\epsilon = 75$  %). При этом их относительная толщина (отношение диаметра к исходной толщине) составляла соответственно 8,68 ( $\epsilon = 0$ ); 3,65; 1,4; 0,84. Контурная лазерная резка элементов проводилась в соответствии со схемой, представленной на рис. 2.

Качество обработки оценивалось следующими параметрами: отклонением от номинальных размеров по чертежу  $\Delta$ ; шероховатостью поверхности  $Ra$ ; шириной реза  $B$ .

В целях получения комплексных характеристик, определяющих характер влияния степени деформации на параметры контурной лазерной резки, был выполнен интегральный анализ габаритного диапазона на размерную точность.

Интегральная зависимость влияния габаритного диапазона на размерную точность представлена на рис. 3.

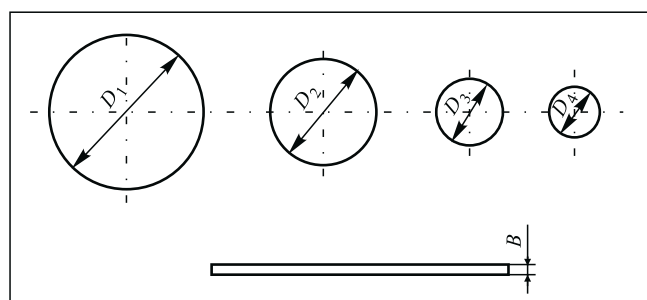


Рис. 2. Схема расположения четырех вырезаемых контуров ( $D_1, \dots, D_4$ ) и горизонтального прореза  $B$

Анализ графиков позволяет сделать вывод о монотонном характере влияния величины  $г/s$  на величину отклика для всех кривых, причем при значениях  $г/s$  от 1 до 4 наблюдается увеличение погрешности размерной точности. Характер кривых — плавно убывающий, и в точке  $г/s = 10$  интенсивность снижения погрешности устанавливается на одном уровне. При этом отмечена наименьшая размерная погрешность кривой 4, значение которой соответствует

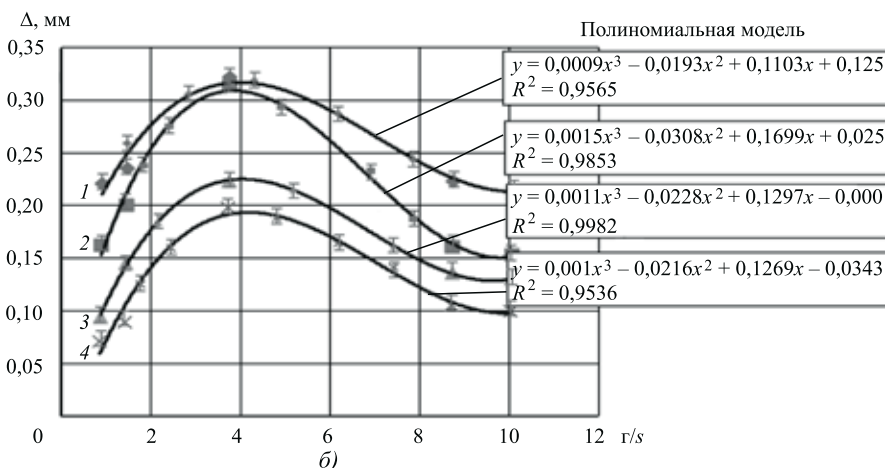
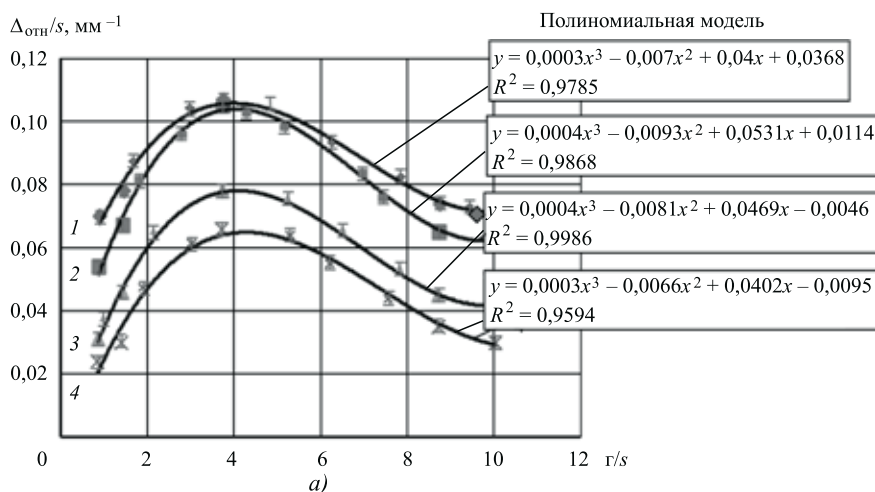


Рис. 3. Интегральная зависимость влияния габаритного диапазона  $г/s$  на размерную точность  $\Delta$ :

$a$  — относительная погрешность;  $b$  — абсолютная погрешность



наибольшей степени деформации 75 % (уменьшение размерной погрешности по отношению к  $\varepsilon = 0$  на 45,4 %).

В целях построения полиномиальных моделей, позволяющих комплексно оценивать функциональные связи, был поставлен двухфакторный эксперимент.

В общем случае модель имеет вид

$$\Delta = a_0 + a_1x + a_2x^2 + b_1y + b_2y^2 + c_1xy. \quad (1)$$

В табл. 1 представлены исходные данные наблюдений/испытаний.

Таблица 1

Исходные данные наблюдений/испытаний

$\Delta$ , мм	$\varepsilon$ , %	г/с
0,07	0	0,91
0,054	25	0,89
0,031	50	0,87
0,024	75	0,86
0,078	0	1,47
0,067	25	1,46
0,046	50	1,43
0,03	75	1,42
0,107	0	3,75
0,105	25	3,76
0,078	50	3,73
0,06	75	3,72
0,074	0	8,75
0,054	25	8,737
0,045	50	8,72
0,035	75	8,71

Применяя метод наименьших квадратов (МНК) [8] для определения параметров модели, получим значения коэффициентов, приведенные в табл. 2.

Таблица 2

Значения коэффициентов модели

Коэффициент/показатель	Значение коэффициента/показателя	Уровень статистической значимости $p$
$a_0$	0,0465	9,66E – 07
$a_1$	–0,000658	0,002184
$a_2$	–1,7299E – 07	0,931165
$b_1$	0,02760	1,7E – 07
$b_2$	–0,00282	9,73E – 08
$c_1$	1,503E – 05	0,312255
Коэффициент детерминации $R^2$	0,975	—
Среднеквадратическая ошибка $\varepsilon_{\text{кв}}$	0,00383	—

Коэффициенты  $a_2$  и  $c_1$  получились незначимыми ( $p$  составляет 0,931 и 0,312 соответственно). Исключим из модели член полинома  $x^2$  с коэффициентом  $a_2$ , имеющим максимальный уровень значимости, и, применяя МНК для определения параметров новой модели, получим значения коэффициентов, приведенные в табл. 3.

Таблица 3

Значения коэффициентов модели после исключения из полинома члена  $x^2$  с коэффициентом  $a_2$

Коэффициент/показатель	Значение коэффициента/показателя	Уровень статистической значимости $p$
$a_0$	0,0466	1,74E – 07
$a_1$	–0,000671	4,96E – 07
$b_1$	0,0276	3,94E – 08
$b_2$	–0,00282	2,13E – 08
$c_1$	1,501E – 05	0,288877
Коэффициент детерминации $R^2$	0,975	—
Среднеквадратическая ошибка $\varepsilon_{\text{кв}}$	0,00383	—

Коэффициент  $c_1$  получился незначимым ( $p = 0,289$ ). Исключим из модели член полинома  $xy$  с коэффициентом  $c_1$  и, применяя МНК для определения параметров новой модели, получим значения коэффициентов, приведенные в табл. 4.

Таблица 4

Значения коэффициентов модели после исключения из полинома члена  $xy$  с коэффициентом  $c_1$

Коэффициент/показатель	Значение коэффициента/показателя	Уровень статистической значимости $p$
$a_0$	0,0444	3,43E – 08
$a_1$	–0,000616	4,84E – 09
$b_1$	0,0282	8,79E – 09
$b_2$	–0,00283	8,46E – 09
Коэффициент детерминации $R^2$	0,972	—
Среднеквадратическая ошибка $\varepsilon_{\text{кв}}$	0,00404	—

У полученной модели

$$\Delta = 0,0444 - 0,000616x + 0,0282y - 0,00283y^2 \quad (2)$$

все коэффициенты статистически значимы с уровнем значимости не менее  $3,43 \cdot 10^{-8}$ , а среднеквадратическая ошибка  $\varepsilon_{\text{кв}} = 0,00404$  и отличается от ошибки  $\varepsilon_{\text{кв}} = 0,00383$  исходной полиномиальной двухфакторной модели второй степени

$$\Delta = 0,0465 - 0,000658x - 1,7299 \cdot 10^{-7}x^2 + 0,0276y - 0,00282y^2 + 1,503 \cdot 10^{-5}xy \quad (3)$$

на 0,00021, что составляет около 5 %.

На рис. 4 показаны графики поверхностей трех моделей в двух ортогональных ракурсах в целях получения развернутого отображения изучаемых функциональных зависимостей  $z = \Delta = f[x(\varepsilon); y(\Gamma/s)]$ . Анализ графиков позволяет сделать следующие выводы:

1. Точности моделей (2) и (3) отличаются незначительно ( $\varepsilon_{\text{кв}} = 0,00404$  и  $\varepsilon_{\text{кв}} = 0,00383$ ).

2. У модели (2) все коэффициенты статистически значимы.

3. Для интерполяции результатов в пределах области наблюдения  $\{0 \leq \varepsilon \leq 75; 0,86 \leq \Gamma/s \leq 8,75\}$  можно использовать обе модели: (2) и (3), при этом вторая модель дает несколько более точные результаты.

4. Для аналитических выводов и для экстраполяции результатов за пределы области наблюдения ( $75 < \varepsilon \leq 100$  либо  $\Gamma/s \geq 8,75$ ) следует использовать модель (2).

В целях расширения диапазона имитационных исследований (в пределах  $\varepsilon = 100\%$  по толщине) рассчитана полиномиальная двухфакторная модель третьей степени.

В общем случае модель имеет вид

$$\Delta = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + b_1y + b_2y^2 + b_3y^3 + c_1xy + c_2x^2y + c_3xy^2. \quad (4)$$

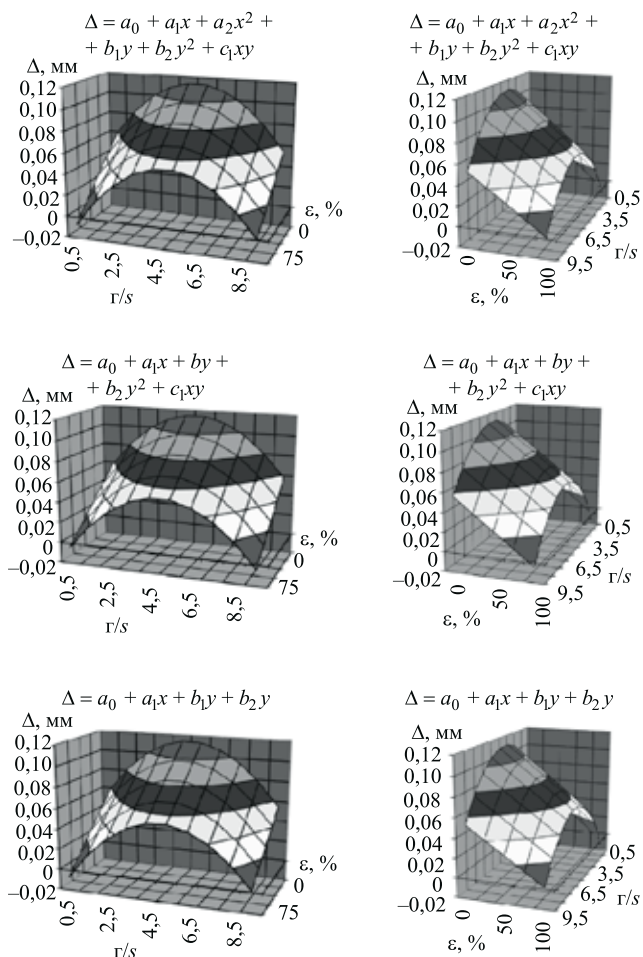


Рис. 4. Графики поверхностей трех моделей в двух ракурсах

С применением представленной выше методики была получена модель, имеющая все значимые коэффициенты,

$$\Delta = 0,0503 - 2,265 \cdot 10^{-5}x^2 + 1,971 \cdot 10^{-7}x^3 + 0,0158y - 0,000211y^3. \quad (5)$$

На рис. 5 представлена графическая интерпретация значений полиномиальной двухфакторной модели третьей степени.

Таблица 5

Коэффициенты регрессии

Коэффициент/показатель	Значение коэффициента/показателя	Уровень статистической значимости $p$
$a_0$	0,0503	4,85E - 09
$a_2$	-2,265E - 05	2,87E - 05
$a_3$	1,971E - 07	0,000769
$b_1$	0,0188	1,52E - 08
$b_3$	-0,000211	1,24E - 08
Коэффициент детерминации $R^2$	0,977	—
Среднеквадратическая ошибка $\varepsilon_{\text{кв}}$	0,00365	—

Анализ приведенных на рис. 4 поверхностей показывает, что трехстепенная модель (5) резко отличается от двухстепенных моделей (2) и (3) своим поведением за пределами области наблюдения ( $75 < \varepsilon \leq 100\%$ ).

Таким образом, применение модели (5) позволяет увеличить диапазон варьируемых факторов, что существенно повышает универсальность данной модели.

Изучение представленных выше функциональных связей при процессе контурной лазерной резки с механической активацией структуры листового металлопроката позволило разработать физическую модель теплового воздействия с учетом температурного влияния на характер реза. Установлены габаритный диапазон элементов реза (отношение диаметральных размеров  $D$  и  $s$ ), площадь температурного воздействия  $F_{\text{т.в}}$ , отношение площади зоны, свободной от температур-

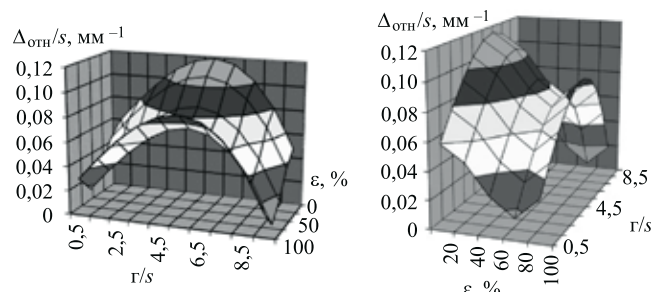


Рис. 5. Графики поверхности двухфакторной модели третьей степени  $\Delta = a_0 + a_2x^2 + a_3x^3 + b_1y + b_3y^3$  в двух ракурсах


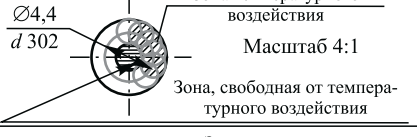


Номер габаритного диапазона	Габаритный диапазон	Физическая модель теплового воздействия	$F_{т.в}$ , мм <sup>2</sup>	$\eta_t$	$\Delta_{отн}/s$ , мм <sup>-1</sup>
1	$d \leq s$	 <p>Зона температурного воздействия Масштаб 8:1 Зона, свободная от температурного воздействия</p>	7,9	4,38	0,07
2	$1,5s \geq d > s$	 <p>Зона температурного воздействия Масштаб 4:1 Зона, свободная от температурного воздействия</p>	13,2	1,65	0,067
3	$1,5s < d \leq 4s$	 <p>Зона температурного воздействия Масштаб 2:1 Зона, свободная от температурного воздействия</p>	34,5	0,44	0,063
4	$4s < d \leq 9s$	 <p>Зона температурного воздействия Масштаб 2:1 Зона, свободная от температурного воздействия</p>	81,8	0,166	0,035

Рис. 6. Физическая модель зоны теплового воздействия

ного воздействия,  $F_{з.с.т.в}$ , к площади, подверженной температурному воздействию,  $\eta_t = \frac{F_{т.в}}{F_{з.с.т.в}}$ , размерные погрешности формы  $\Delta_{отн}/s$  ( $\Delta_{отн}$  — отношение отклонения габаритного размера к толщине  $s$  материала).

При построении физической модели использованы четыре группы основного диапазона варьирования геометрических элементов изделий радиотехнического назначения (использован диапазон номенклатуры деталей "ОАО Утес" г. Ульяновск; фокусное расстояние лазерного излучения комплекса "ТЕГРА 500Р" — 2 мм.

Был произведен расчет площадей поверхностей, свободных от температурного воздействия и с термическим воздействием. Построены схемы теплового воздей-

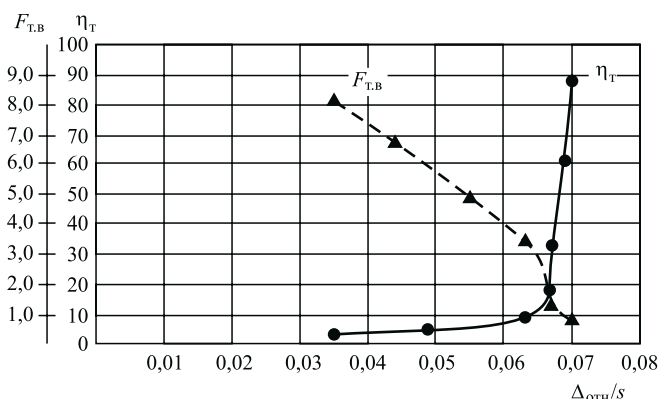


Рис. 7. Оптимизационная модель лазерной резки

ствия, наглядно иллюстрирующие зону активного покрытия лазерного луча при резке.

Физическая модель зоны теплового воздействия представлена на рис. 6. Использование разработанной физической модели позволяет повысить эффективность контурной лазерной резки при использовании механической активации за счет рационального выбора технологических параметров.

Графическая интерпретация физической модели, приведенной на рис. 6, представлена на рис. 7. Видно, что с увеличением номера габаритного диапазона (элемента вырезаемого контура) существенно уменьшается коэффициент  $\eta_t$ , который представляет собой отношение площади локального температурного воздействия

к площади зоны, свободной от температурного воздействия. Это свидетельствует о том, что наблюдается увеличение доли тепловой энергии заготовки и, следовательно, уменьшается негативное влияние тепловой энергии на качество реза. Изменение коэффициента  $\eta_t$  имеет нелинейный характер; зафиксирована точка перегиба в диапазоне  $0,06 \leq \Delta_{отн}/s \leq 0,07$ . После точки перегиба коэффициент  $\eta_t$  уменьшается незначительно, что можно объяснить стабилизацией теплового баланса в зоне разделения.

Аналогичный перегиб можно наблюдать и у зависимости площади зоны температурного воздействия  $F_{т.в}$  от параметра  $\Delta_{отн}/s$ . Очевидно, что точку пересечения приведенных на рис. 7 зависимостей можно принять за точку, с которой начинается лазерная контурная резка заготовок, сопровождающаяся стабильно высоким качеством реза.

На рис. 8 представлена технологическая схема разрабатываемого процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката. Деформационное упрочнение листового металлопроката, предложенное в рамках данного проекта, реализуется с помощью деформирующих валков, обеспечивающих холодное пластическое деформирование исходного листового материала в зонах разделения согласно чертежу и осуществляющих разнонаправленное вращательное движение. Валки снабжены клиновидными ребрами, траектория которых когерентна контуру вырезаемой детали.

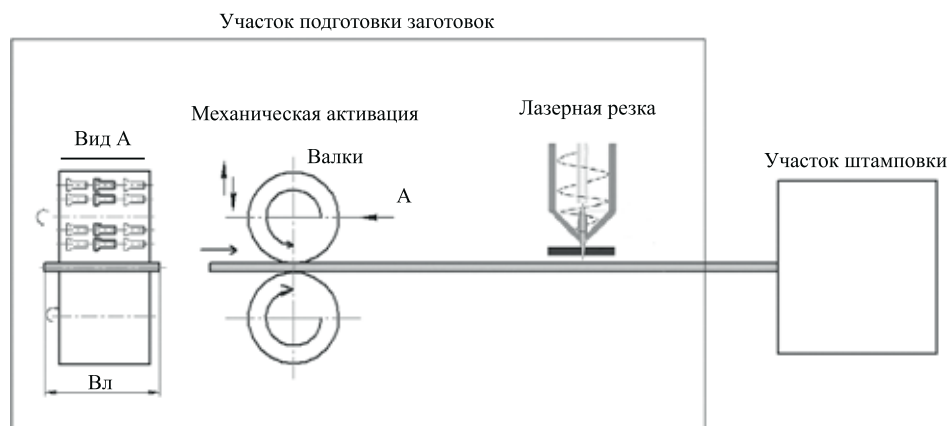


Рис. 8. Технологическая схема контурной лазерной резки при использовании механической активации металлопроката

5. Представлены расчетные математические модели, описывающие деформационные и температурное воздействия на обрабатываемый металлопрокат.

6. Разработан прогрессивный технологический процесс изготовления детали номенклатуры ОАО "Утес" с использованием метода механической активации.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

### Выводы

В ходе проведения экспериментальных исследований лазерной резки стального металлопроката с механической активацией получены следующие результаты:

1. Разработан и исследован новый технологический процесс лазерной контурной резки с предварительной механической активацией металлопроката, позволяющий повысить качество изделий и снизить трудоемкость финишных операций.

2. Установлено влияние степени деформации на размерную точность и шероховатость боковой поверхности реза, ширину реза; выявлен характер влияния деформационного упрочнения на кристаллическую структуру металла, способствующего резкому уменьшению теплопроводности с одновременным уменьшением температурного воздействия в зоне реза.

3. Установлено, что локализация температурного воздействия в зоне реза приводит к уменьшению интенсивности градиента теплового воздействия по толщине металла.

4. Впервые разработана физическая модель температурного воздействия на параметры лазерной резки в зависимости от варьируемого диапазона параметров детали и толщины металлопроката.

1. Ковалев О.Б., Фомин В.М. Физические основы лазерной резки толстых листовых материалов. М.: Физматлит, 2013. 256 с.

2. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюрлов А.И. Технологические процессы лазерной обработки. М., МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006.

3. Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / В.Я. Панченко, В.С. Голубев, В.В. Васильцов и др.; под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009.

4. Оришич А.М., Фомин В.М. Актуальные проблемы физики лазерной резки металлов. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2012.

5. Бертолотти М. История лазера. Долгопрудный: Изд. дом "Интеллект", 2011.

6. Ровинский Р.Е. Мощные технологические лазеры. 2005. Remrovin — sky.com/books/laser/lasery.pdf.

7. Резка толстых металлических пластин излучением CO<sub>2</sub>-лазера с самофильтрующим резонатором / А.Н. Малое, Н.А. Малое, А.М. Оришич, В.Б. Шулятьев // Материалы IV Международной науч.-техн. конф. Лазерные технологии и средства их реализации. СПб.: Изд-во СПбГПУ. 2004. С. 39—46.

8. Лазерный технологический комплекс для контурного раскроя листовых материалов ТЕГРА-500Р / М.В. Кокорин, Д.Р. Подмарев, К.С. Левушкин, В.Н. Кокорин. 49 НТК. "Вузовская наука в современных условиях". Ульяновск: УлГТУ, 2015. С. 113—117.

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2.

Учредитель ООО "Издательство Машиностроение".

E-mail: utp@mashin.ru.

Web-site: www.mashin.ru.

Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96; факс: (499) 269-48-97.

Технический редактор Беликова Е.И. Корректор Сажина Л.И.

Сдано в набор 02.09.2015 г. Подписано в печать 21.10.15 г. Формат 60×88 1/8.

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

Отпечатано в ООО "Канцлер", 15008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49

Оригинал-макет: ООО "Авансд солишнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: www.aov.ru