ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ



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

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. 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.Е. ГРОМОВ, д.ф.-м.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, д.т.н., проф. В.П. КУЗНЕЦОВ, д.т.н., проф. В.А. ЛЕБЕДЕВ, к.т.н., проф. В.В. ЛЮБИМОВ, д.т.н., проф. Е.Д. МАКАРЕНКО Б.Я. МОКРИЦКИЙ, д.т.н., проф. Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д.т.н., проф. Х.М. РАХИМЯНОВ, д.т.н., проф. Б.П. САУШКИН, д.т.н., проф. В.П. СМОЛЕНЦЕВ, д.т.н., проф. А.М. СМЫСЛОВ, д.т.н., проф. Г.А. СУХОЧЕВ, д.т.н., проф. В.П. ТАБАКОВ, д.т.н., проф. В.А. ШУЛОВ, д.ф.-м.н., проф. М.Л. ХЕЙФЕЦ, д.т.н., проф. Редакция: О.С. ЛУКАШЕНКО

А.В. ОРЛОВА Е.А. СЕРИКОВА

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу "Пресса России" **39269**) или в издательстве. Тел.: (499) 269-52-98, 268-47-19. E-mail: realiz@mashin.ru, utp@mashin.ru

Журнал зарегистрирован в Роскомнадзоре. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63956 от 09.12.2015 г.

содержание

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Богодухов С.И., Козик Е.С., Свиденко Е.В., Игнатюк В.Д. Термическая обработ-	
ка неперетачиваемых пластин из твердого сплава Т15К6 непрерывным лазерным	
излучением	26

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель статей, опубликованных в журнале в 2018 г. 45

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

Журнал входит в Перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.00 — Машиностроение и машиноведение; 05.05.00 — Транспортное, горное и строительное машиностроение; 05.16.00 — Металлургия и материаловедение, в базу данных Chemical Abstracts, в Russian Science Citation Index на платформе Web of Science

© Издательство "Инновационное машиностроение", "Упрочняющие технологии и покрытия", 2019



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

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

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

Chairman Assistants:

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

Editorial council: Yu.P. ANKUDIMOV V.P. BALKOV V.M. BASHKOV A.I. BELIKOV A.I. BOLDYREV S.N. GRIGORIEV V.E. GROMOV V.A. ZEMSKOV S.A. KLIMENKO Yu.R. KOPYLOV N.K. KRIONI V.P. KUZNETSOV V.A. LEBEDEV V.V. LYUBIMOV E.D. MAKARENKO **B.Ya. MOKRITSKY** F.I. PANTELEENKO H.M. RAKHIMYANOV **B.P. SAUSHKIN** V.P. SMOLENTSEV A.M. SMYSLOV G.A. SUKHOCHEV V.P. TABAKOV V.A. SHULOV M.L. KHEIFETS

Edition: O.S. LUKASHENKO A.V. ORLOVA E.A. SERIKOVA

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

Journal is registered by Roskomnadzor. The certificate of registration ПИ № ФС 77-63956. 09.12.2015

CONTENTS

GENERAL QUESTIONS OF STRENGTHENING

Veselovsky A.A. Application of corrosion-resistant diffusion coatings using dump converter nickel slag
Gur'yanov G.N., Smirnov S.V. Influence of angle of die working cone on axial stress, safety margin and gain of medium temperature in draft of wire drawing
Kadoshnikov V.I., Dema R.R., Kulikova E.V., Androsenko M.V., Nefed'ev S.P. Re- ceiving of double-layer wire (steel + copper) by passage of steel core through melt 21
THERMAL PROCESSING
Bogodukhov S.I., Kozik E.S., Svidenko E.V., Ignatyuk V.D. Heat treatment of non-volatile plates made of hard T15K6 alloy by continuous laser radiation
Popov M.E., Popov A.M., Bogdanova M.V. Ensuring of reliability of technological pro- cesses for production of casing pipes and couplings to them on quality parameters of manufactured products
PROCESSING BY CONCENTRATED STREAMS OF ENERGY

INFORMATION. PRODUCTION EXPERIENCE

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 according to groups of science specialty: 05.02.00 — Mechanical engineering and machinery science; 05.05.00 — Transport, mining and building mechanical engineering; 05.16.00 — Metallurgy and materials science, Chemical Abstracts database, Russian Science Citation Index on Web of Science platform

общие вопросы упрочнения

УДК 669.243:669.054.8

А.А. Веселовский (ООО "Ходовые системы", г. Челябинск) E-mail: a_a_ves@mail.ru

Нанесение коррозионно-стойких диффузионных покрытий с использованием отвальных конверторных никелевых шлаков

Приведены структура и результаты химического анализа структурных составляющих отвальных конверторных никелевых шлаков на примере шлаков ОАО "Южно-Уральский никелевый комбинат", исследованы химические процессы, происходящие в реакционной емкости в процессе химико-термической обработки с использованием специальных компьютерных программ, химический состав и коррозионная стойкость полученных никелевых покрытий.

Ключевые слова: никелевый шлак, покрытия, коррозионная стойкость.

The structure and chemical analysis of the structural components of the dump converter nickel slag on the example of slag of JSC "South Ural nickel plant" are presented. The chemical processes occurring in the reaction tank in the process of chemical and thermal treatment with the use of special computer programs, the chemical composition and corrosion resistance of the nickel coatings are studied.

Keywords: nickel slag, coatings, corrosion resistance.

Введение

Обеднение известных рудных месторождений и непрерывный рост производства цветных металлов вызвали научный и промышленный интерес к отходам металлургических предприятий, эти отходы рассматривают как фактор снижения себестоимости готовой металлопродукции при их вовлечении в процесс производства [1, 2]. К числу таких отходов относят металлургические шлаки, шламы, пыли и т.д., значительная часть которых до сих пор не используется, складируется в отвалах, хранилищах и отстойниках.

Отвальные никелевые шлаки в твердом состоянии частично перерабатывают чисто механическими методами в целях извлечения металлической фазы — корольков ферроникеля [3, 4]. Никель, кобальт и железо, находящиеся в этих шлаках в виде химических соединений, не извлекаются, что в большей степени связано с высоким содержанием серы в шлаках, которая затрудняет последующую переработку уже восстановленного металла. Немагнитную фракцию отвальных шлаков частично используют для изготовления абразивного порошка для пескоструйной обработки металлоизделий, в качестве щебня для строительства дорог неответственного назначения, железнодорожных насыпей и т.д. При этом часть полезных элементов теряется безвозвратно.

Одним из перспективных направлений использования лежалых отвальных никелевых шлаков является применение их в качестве шихтовых материалов для создания термодиффузионных никелевых покрытий [6]. Такие покрытия могут успешно использоваться для защиты от сероводородной коррозии деталей скважинного оборудования, геофизических приборов, механизмов и инструментов, применяемых для перфорации скважин [7]. Дешевизна сырьевых материалов, простота технологического процесса и недорогое оборудование прогнозируют перспективность применения данного способа в существующих производствах не только в нефте- и газодобывающих отраслях, но и, например, в качестве консервационных защитных от атмосферных воздействий покрытий любой номенклатуры и назначения деталей при транспортировке и хранении их в открытых эстакадах.

Малая толщина и твердость никелевого покрытия не оказывают влияния на работоспособность изделий, работающих в сопряжениях, а в ряде случаев оказывают положительный эффект, улучшая прирабатываемость изделий за счет "залечивания" исходной шероховатости трущихся поверхностей.

Методика проведения экспериментов

В качестве реакционной порошковой шихты для химико-термической обработки использовали лежалый отвальный конверторный никелевый шлак ОАО "Южно-Уральский никелевый комбинат", прошедший стадии обеднения смесью колчедана, коксика и известняка и отделенный от основной массы отвального шлака магнитной сепарацией. В таком шлаке присутствуют следующие фазы [8]: FeS, FeO_x, Fe₃O₄, (Cr, Fe)₂O₃, Ca(Fe, Mg)Si₂O₃, Fe₂SiO₄. При этом никель и кобальт примерно в равных долях находятся в сульфидной и оксидной фазах. Оксидными фазами являются фаялит и ферриты.

В качестве активатора процесса, способного разложить сульфидные и оксидные соединения никеля и кобальта, был выбран хлористый аммоний, разлагающийся при температуре 350 °С с выделением хлороводорода. Лежалый отвальный конверторный шлак измельчали до фракции 0,16 мм. Реакционная шихта состояла из 98...99 % мас. отвального шлака и 1...2 % мас. хлористого аммония.

Образцы из стали 20 помещали в контейнер с плавким затвором, засыпали шихтой, уплотняли встряхиванием и после формирования плавкого затвора (смесь жидкого и битого стекла) контейнер помещали в печь и нагревали до температуры 1020...1050 °С вместе с печью. Далее следовали изотермическая выдержка, последующее извлечение контейнеров и остывание их на воздухе.

Внешние признаки нормально прошедшего процесса — светло-серый цвет образцов, рассыпчатость смеси и ее серый цвет. Отклонения от этих признаков свидетельствуют о нарушениях нормального хода процесса. Для оценки достоверности результатов по каждому условию проводили по три дублирующих эксперимента.

Исследование строения шлака и его химического состава проводили электронно-микроскопическими исследованиями и рентгенофлуоресцентным анализом. Электронно-микроскопические исследования проведены на сканирующем микроскопе Jeol JSM-7001F. Поверхность исследовали в режиме вторичных и отраженных электронов. Рентгенофлуоресцентный анализ проводили с помощью энергодисперсионного спектрометра Oxford INCA X-mail 80, который смонтирован на микроскопе Jeol JSM-7001F.

Анализ реакционных процессов в порошковой шихте при нагреве с использованием методов компьютерного моделирования

Для оценки возможности протекания реакционных процессов и определения состава газовой фазы, находящейся в контакте с отвальным шлаком и стальной подложкой осаждения, использовали программный комплекс "TEPPA", адаптированный для расчета равновесий в многокомпонентных металлургических системах Институтом металлургии УрО РАН. В качестве расчетных данных были взяты содержания элементов в отвальном шлаке, определенные с помощью спектрального анализа и приведенные ниже в результатах экспериментов.

Рассмотрим состав газовой фазы и оценим вероятность взаимодействия ее компонентов между собой для идеально изолированной от атмосферы системы. В начальный момент и при нагреве до температуры разложения хлористого аммония в порах от неплотной засыпки порошковой реакционной шихты содержится атмосферный воздух. Начиная с 350 °C хлористый аммоний диссоциирует с образованием аммиака и хлороводорода (рис. 1, *a*), а при наличии остаточного кислорода в порах состав газовой фазы соответствует данным рис. 1, *б*.



Рис. 1. Продукты термического распада (а) и взаимодействия хлористого аммония с кислородом (б)

В бескислородной системе (см. рис. 1, *a*) разлагающийся хлорид аммония дает восстанавливающий газ — водород и газообразный хлороводород. В присутствии кислорода воздуха (см. рис. 1, δ) возможно образование газообразного хлора при низких температурах, количество которого с повышением температуры снижается согласно процессу:

$$H_2O_{(r)} + Cl_2 = 2HCl_{(r)} + 1/2O_2.$$

В реальных же условиях наблюдается подсос воздуха через неплотности плавкого затвора с одной стороны и удаление за счет избыточного давления большей части газообразных продуктов — водорода, паров воды и частично азота. Образующийся в результате химических реакций хлор в силу высокой плотности реакционную емкость не покидает и является основным реагентом, обеспечивающим транспортные реакции при насыщении.

Если в реакционную емкость попадает большое количество атмосферного кислорода (1 моль), то состав газовой фазы в зависимости от температуры распределяется согласно данным рис. 2.

Для определения наиболее вероятных химических процессов образования хлоридов никеля, кобальта и железа из их соединений в отвальном шлаке (оксидов и сульфидов) проведем теоретическую оценку хлорирующей способности продуктов разложения хлористого аммония в присутствии других элементов газовой фазы.

Состав гетерогенной системы взаимодействия оксида никеля NiO, входящего в состав феррита отвального шлака Ni₂FeO₄ с газообразным хлороводородом представлен на рис. 3. Анализ данных показывает возможность протекания процесса взаимодействия NiFe₂O₄ с газообразным хлороводородом, так как в системе обнаруживается газообразный хлорид никеля, полученный возгонкой твердого хлорида, и который в свою очередь получен при более низких температурах.



Рис. 2. Состав газовой фазы при разложении хлористого аммония в присутствии 1 моля О₂

В присутствии водорода хлорирование феррита и металлического никеля протекает медленно (рис. 4). А в присутствии газообразного хлора оксид никеля неустойчив уже при низких температурах и реагирует с образованием твердого хлорида никеля NiCl₂ (рис. 5). Последующий нагрев постепенно возгоняет его в газовую фазу, часть хлорида переходит в оксид. Начиная с 900 °С оксид никеля окончательно хлорируется свободным хлором с образованием летучего NiCl₂.

Хлороводород в присутствии водорода способен вытеснять серу из сульфидов Ni_3S_2 и NiS, являющихся основной формой потерь никеля с отвальными шлаками, с образованием $NiCl_2$ (рис. 6, *a*), а в газовой фазе образуется большое количество сероводорода, тогда как в безводородной системе продуктом взаимодействия сульфидов с хлороводородом является свободная сера.

Присутствие кислорода в системе оказывает положительный эффект на образование хлоридов никеля (рис. 7) и зависит от его количества. При дефиците кислорода (от стехиометрического) процессы развиваются по схеме, представленной на рис. 7, *a*, а при избытке — рис. 7, *б*.



a — мас. доля; б — моль/кг



Рис. 4. Состав системы, мас. доля, для хлорирования в присутствии водорода: *а* — феррита никеля; *б* — металлического никеля



Рис. 5. Содержание фаз, полученных при взаимодействии оксида никеля с газообразным хлором: *a* — мас. доля; *б* — мол. доля



Рис. 6. Содержание фаз, образованных при взаимодействии сульфидов никеля с: $a - хлороводородом; \delta - хлороводородом в присутствии водорода$

Высокотемпературная стадия взаимодействия (см. рис. 7, *a*) такая же, как и в бескислородной системе (см. рис. 6), хлороводород вытесняет серу из сульфидов никеля с образованием хлорида никеля. Однако в данном случае летучего хлорида никеля больше, так как большая часть серы окислена кислородом до SO_2 и равновесие процесса смещено в сторону образования $NiCl_2$. Чем больше кислорода в реакционном объеме, тем больше образуется $NiCl_2$. При наличии избытка кислорода образуется оксид NiO, который в последующем хлорируется хлороводородом.

Взаимодействие сульфидов никеля со свободным хлором происходит легко в присутствии



Рис. 7. Содержание фаз, образованных при взаимодействии сульфидов никеля с хлороводородом при: *a* — недостатке кислорода от стехиометрического количества; *б* — избытке кислорода от стехиометрического количества



Рис. 8. Содержание фаз, образованных при взаимодействии сульфидов никеля с хлором в: *а* — отсутствии кислорода в системе; *б* — присутствии кислорода в системе

кислорода и без него (рис. 8). Если учесть, что хлор обладает большей плотностью, то при одинаковом давлении в реакционной емкости и окружающей среды хлор практически не покидает данную емкость и участвует в процессах хлорирования. Поэтому можно сделать вывод о том, что разложение сульфидов никеля до газообразного хлорида происходит за счет газообразного хлора, по крайней мере в большем количестве. Любой другой газ, создающий избыточное давление в реакционной емкости, будет удаляться через неплотности плавкого затвора за счет меньшей в сравнении с хлором плотности. Однако если в системе задерживается водород, то реакция хлорирования свободным хлором сульфидов никеля минимизируется.



Рис. 9. Распределение фаз при взаимодействии оксида кобальта с хлороводородом: *а* — моль/кг; *б* — об. доля

Кобальт, входящий в состав феррита $CoFe_2O_4$ хлорируется хлороводородом, начиная с 800 °C с образованием летучего хлорида кобальта и паров воды (рис. 9). Свободный хлор достаточно активно окисляет феррит с образованием $CoCl_2$ при температурах выше 800 °C (рис. 10), но если в реакционной емкости присутствует водород, то образование хлоридов кобальта сводится к минимуму.

Входящий в состав фаялита и ферритов оксид Fe_2O_3 интенсивно взаимодействует как с хлороводородом, так и со свободным хлором с образованием твердого хлорида железа FeCl₃ (рис. 11), который начиная с температуры 800 °С интенсивно испаряется. Водород здесь не мешает процессу образования хлоридов, так как является восстановителем, а с хлором и хлороводородом в данном случае взаимодействует металлическое железо.

Таким образом, компьютерная обработка химических процессов, протекающих в порошковой шихте, состоящей из отвального никелевого конверторного шлака и хлористого аммония, показала, что никель, кобальт и железо, находящиеся







Рис. 11. Состав продуктов взаимодействия Fe_2O_3 с хлороводородом (*a*), с хлороводородом в присутствии водорода (*б*), со свободным хлором (*в*), со свободным хлором в присутствии водорода (*г*)

в шлаках в рассмотренных выше соединениях, взаимодействуют с газовой фазой, содержащей смесь HCl и Cl₂ с образованием твердых хлоридов, которые при последующем увеличении температуры испаряются или возгоняются. Процессам образования газообразных хлоридов во всех случаях (кроме Fe_2O_3) препятствует водород, образовавшийся от термической диссоциации аммиака. Учитывая тот факт, что разложение аммиака происходит при температуре 450...500 °C, а температура герметизации плавкого затвора составляет 700...750 °C, избыточное давление в реакционной емкости, вызванное водородом, выталкивает последний наружу. С другой стороны, при контакте водорода с оксидами, входящими в состав отвального конверторного шлака, происходит их восстановление с образованием паров воды, которые также покидают реакционную емкость. Поэтому в реальных условиях (в отличие от изолированных систем) газовая фаза в реакционной емкости в большем соотношении состоит из свободного хлора, а наличие последнего для всех исследуемых цветных металлов способствует образованию летучих хлоридов, которые в свою очередь взаимодействуют с железной подложкой, конденсируя на ней металл-носитель согласно следующим реакциям:

 $\label{eq:sigma_linear_state} \begin{array}{l} \mathrm{NiCl}_2 + \mathrm{Fe} = \mathrm{Ni} + \mathrm{FeCl}_2,\\ \mathrm{CoCl}_2 + \mathrm{Fe} = \mathrm{Co} + \mathrm{FeCl}_2. \end{array}$

Результаты экспериментов и их обсуждение

Конверторные шлаки перед отправкой в отвал проходят стадию обеднения по содержанию в них цветных металлов — никеля и кобальта, а содержание в них железа остается высоким (рис. 12, табл. 1), из-за чего конверторные шлаки на 85...90 % являются магнитовосприимчивыми. Наличие в таких шлаках 2...5 % серы затрудняет их использование для производства широкой номенклатуры конструкционных сталей.

Анализируя данные таблицы, можно сделать вывод, что никель в оксидной форме входит в состав фаялита, где его содержание составляет 0,1...0,4 %. Но бо́льшая его часть присутствует в конверторном шлаке в виде сульфидов, которые располагаются по границам фаялитовых зерен и не имеют правильных форм (см. рис. 12). Форма штейновых включений и характер их расположения говорят об их выделении из шлакового расплава в период кристаллизации и охлаждения из-за уменьшения растворимости. Поэтому для вскрытия таких включений в целях доступа реагентов необходим тонкий помол всего шлака.

В результате проведенных экспериментов по термодиффузионному насыщению образцов из



Рис. 12. Структура обедненного конверторного шлака

Таблица 1

Howen overthe	Co	Содержание элементов, % мас.						
номер спектра	0	Mg	Si	S	Ca	Fe	Ni	
10	47,5	6,3	13,0	_	0,4	32,5	0,3	
11	45,3	0,2	12,1	_	1,2	41,2	0,1	
12	23,3	_	0,2	25,3	_	48,6	2,6	

Состав анализируемых точек (рис. 12)

стали 20 в шихтовом составе, состоящем из 99 % шлака и 1 % хлористого аммония, при различном времени насыщения были получены равномерные по цвету покрытия, структура и химический состав которых представлен соответственно на рис. 13 и в табл. 2—4.

Термодиффузионное насыщение в течение 1 ч формирует покрытие толщиной 20...40 мкм с вы-

Таблица 2

Состав анализируемых точек (рис. 13, а)

Намар аналтра	Содержание элементов, % мас.					
помер спектра	0	Si	Cr	Fe	Ni	
26	0,58	0,08	0,17	86,79	12,38	
27	1,67	0,06	_	82,90	15,37	
28	0,99	0,21	_	84,97	13,82	
29	0,70	_	0,06	87,18	12,06	
30	1,10	0,30	0,09	98,34	0,18	
31	1,38	0,26	0,16	98,07	0,13	
32	0,80	0,25	0,15	98,80	_	



100 мкм



б) de Спектр 24 Спектр 35 300 мкм в)

Рис. 13. Структуры с указанием мест микрорентгеноспектрального анализа для образцов из стали 20 с покрытиями, полученными в течение: a - 1 ч; $\delta - 4$ ч; e - 5 ч

соким содержанием никеля по всей толщине сформированного покрытия. Повышение времени насыщения (более 1 ч) увеличивает толщину

Таблица	3
---------	---

Состав анализируемых точек (рис. 13, б)

Haven avayment	Содержание элементов, % мас.							
	0	Si	Fe	Co	Ni	Мо		
11	0,99	0,11	89,12	3,64	5,27	0,87		
12	0,88	0,12	90,31	2,96	5,73	_		
13	0,65	0,13	90,85	2,56	5,81	_		
14	1,04	0,02	90,67	2,66	5,62	_		
15	0,92	0,12	90,68	2,91	5,37	_		
16	0,73	0,11	91,65	2,54	4,96	_		
17	0,92	0,03	91,01	2,34	5,69	_		
18	0,69	0,12	91,25	2,54	5,39	_		
19	0,93	0,19	92,62	1,86	4,39	_		
20	0,85	0,29	98,32	0,59	_	_		
21	0,72	0,47	98,55	0,11	0,15	_		
22	0,47	0,32	98,76	0,48	0,03	_		
23	0,85	4,9	93,86	0,35	0,03	_		

Таблица 4

Состав анализируемых точек (рис. 13, в)

Цамар анаутра	Содержание элементов, % мас.							
помер спектра	0	Si	S	Fe	Co	Ni		
24	1,46	0,01	_	90,33	2,63	5,57		
25	1,69	0,05	_	90,44	2,27	5,56		
26	1,38	0,01	_	91,37	2,13	5,12		
27	1,73	0,00	—	90,62	2,24	5,41		
28	1,17	0,02	_	92,08	1,88	4,85		
29	2,07	0,19	—	92,06	1,47	4,22		
30	1,79	0,28	_	92,41	1,44	4,08		
31	6,15	1,29	_	88,96	0,93	2,68		
32	2,09	0,16	_	92,58	1,44	3,74		
33	2,98	0,05	0,42	94,08	0,79	1,69		
34	2,55	0,25	_	96,64	0,33	0,22		
35	2,41	0,31	0,52	96,40	0,25	0,11		

диффузионного слоя, но снижает содержание никеля в слое, что связано с обеднением реакционной шихты и затруднением процессов массопереноса диффундирующих элементов. Однако с увеличением времени насыщения создаются благоприятные условия для диффузии кобальта, что скорее всего связано с конкурированием диффузионных потоков никеля и кобальта.

Образцы с полученными покрытиями в последующем испытывали на коррозионную стойкость путем помещения их в водопроводную воду. В ходе проведенных испытаний было обнаружено, что покрытия, полученные насыщением в течение 4...5 ч, не обнаруживают следов коррозии в течение 14—21 дня пребывания в испытательной среде, а покрытия, полученные насыщением 1 ч, защищают стальную поверхность 30—35 дней пребывания в водопроводной воде.

Заключение

Проведенными экспериментами установлено, что химико-термическая обработка образцов из стали 20 в порошковой шихте, состоящей из отвального никелевого шлака, в зависимости от времени насыщения формирует на их поверхности защитные никелевые покрытия различной толщины и химического состава.

При насыщении в течение 1 ч формируются никелевые покрытия толщиной 20...40 мкм, с содержанием никеля 12...15 %, обеспечивающие коррозионную защиту стальной поверхности в течение месяца в условиях контакта с атмосферной и водопроводной водой.

Насыщение в течение 4...5 ч формирует покрытия толщиной до 100 мкм, но содержание в них никеля по всей ширине не превышает 5 %, что связано с обеднением по никелю отвального шлака в процессе химико-термической обработки.

Поэтому длительное насыщение приводит к выравниванию градиента концентрации никеля по всей ширине покрытия, с одной стороны, а с другой — создает благоприятные условия для диффузии в сформированное никелевое покрытие кобальта, также содержащегося в отвальном конверторном никелевом шлаке. При всех временных интервалах насыщения в покрытии отсутствует сера.

Исследования коррозионной стойкости полученных покрытий позволяет сделать вывод об их коррозионной стойкости и возможности использования в качестве консервационных для стали 20 при длительном хранении деталей на открытом воздухе и в процессе транспортировки и вылеживания у потребителей до ввода в эксплуатацию.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Куприянов Ю.П.** Шахтная плавка вторичного сырья цветных металлов. М.: ЦНИИцветмет экономики и информации, 1995. 164 с.

2. Задиранов А.Н., Стрельцов Ф.Н. Повышение эффективности переработки шлаков на заводах ОЦМ // Цветные металлы. 1993. № 1. С. 61-64.

3. Шохин В.Н., Лопатин А.Г. Гравитационные методы обогащения. Недра, 1993. 350 с.

4. Задиранов А.Н. Исследование, разработка и внедрение технологий переработки никелевых и медных техногенных отходов с получением готовой металлопродукции: дис. ... д-ра техн. наук. Москва, 2004. 298 с.

5. Шелудяков И.В. Технология приготовления и применения минерального порошка на основе никелевого шлака в дорожном строительстве лесного комплекса: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2005. 137 с.

6. Веселовский А.А. Доизвлечение никеля из отвальных шлаков с использованием стальной подложки осаждения // Упрочняющие технологии и покрытия. 2018. № 7 (163). С. 316—321.

7. Исследование защитных свойств никельсодержащих диффузионных покрытий, получаемых при диффузионной металлизации стальных изделий в сероводородных средах / А.Г. Соколов, В.П. Артемьев и др. // Нефтегазовое дело. 2006. № 11. С. 4—14.

8. **Федичкин С.А.** Исследование процесса обеднения конверторного шлака никелевого производства восстановительно-сульфидирующими комплексами, содержащими алюминий: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2005. 23 с.



Г.Н. Гурьянов (OAO "НИИметиз", г. Магнитогорск), С.В. Смирнов (Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург) E-mail: ggnbelorhome@rambler.ru

Влияние угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе волочения проволоки

Приведены результаты расчета осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры в проходе волочения проволоки с различными моделями упрочнения. Кривые зависимостей осевого напряжения и прироста средней температуры в зависимости от угла волочения имеют минимум, а кривые зависимостей запаса прочности от этого угла — максимум. При равном среднеарифметическом значении предела текучести в очаге деформации и одинаковых других параметрах деформации возможно существенное отличие осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры на выходе волоки, если отличаются формы кривых упрочнения. С уменьшением степени деформации в проходе волочения повышается доля прироста осевого напряжения и температуры в калибрующем пояске, и это усиливается с ростом интенсивности деформационного упрочнения. Показана целесообразность применения оптимальных углов волочения для снижения осевого напряжения (силы волочения) и прироста средней температуры в рабочем канале волоки. Установлена линейная зависимость прироста средней температуры от напряжения волочения при отсутствии противонатяжения и фиксированном значении напряжения противонатяжения независимо от формы кривой упрочнения и степени деформации, что подтвердило формулу Зибеля и Гудремона. При действии противонатяжения формула Зибеля и Гудремона завышает значение прироста средней температуры в проходе волочения. Результаты расчетов показали линейное увеличение прироста средней температуры при волочении без противонатяжения с повышением прочности материала проволоки. Это согласуется с эмпирической формулой Р.Б. Красильщикова. Технолог проволочного производства должен учитывать возможность снижения температуры деформирования от применения противонатяжения вместо, например, уменьшения обжатия и (или) скорости в проходе волочения.

Ключевые слова: волочение, проволока, методика расчета, осевое напряжение, запас прочности, средняя температура волочения, коэффициенты деформационного упрочнения и контактного трения, противонатяжение.

The calculating results of the axial stress, the safety margin and the gain in the medium temperature in the draft of wire drawing with various hardening models are presented. The curves for the dependencies of the axial stress and the gain in the medium temperature on the drawing angle have minimum, and the curves for the dependences of the safety margin from this angle have maximum. With equal arithmetic mean value of the yield stress in the deformation zone and the same other strain parameters, it is possible to significantly differentiate the axial stress, the safety margin and the gain in the medium temperature at the outlet of the die if the shape of the hardening curves differ. With decrease in the deformation degree in the drawing draft, the proportion of the gain in the axial stress and temperature in the calibration band increases, and this is enhanced with increase in the strain hardening intensity. The expediency of applying of optimal drawing angles is shown to reduce the axial stress (drawing force) and the gain in the medium temperature in the working channel of the die. Linear dependence of the gain in the medium temperature on the drawing stress in the absence of back pull and fixed value of the back pull stress, regardless of the shape of the hardening curve and the degree of deformation, is confirmed, which is confirmed by the Siebel and Gudremon formula. Under the action of the back pull, Siebel and Gudremon formula overestimates the value of the gain in the medium temperature in the drawing draft. The results of the calculations showed linear increase in the gain in the medium temperature at drawing without back pull with increasing of strength of the wire material. This is consistent with the empirical R.B. Krasil'shchikov formula. The technologist of wire production should consider the possibility of reducing of the deformation temperature from the use of the back pull, instead of, for example, reducing of reduction and (or) the speed in the drawing draft.

Keywords: drawing, wire, calculation technique, axial stress, safety margin, medium drawing temperature, strain hardening and contact friction coefficients, back pull.

Температура волочения определяет эксплуатационную стойкость волок, качество проволоки и проволочных изделий, производительность волочильных станов [1—8]. Для оценки температурно-

го режима волочения выполняют расчет прироста средней температуры в очаге деформации. Например, Р.Б. Красильщиков приводит многочисленные практические данные о температуре волочения без противонатяжения и эмпирическую формулу для расчета прироста средней температуры при единичном обжатии стальной проволоки

$$\Delta t = 0,45\delta\sigma_{\rm B},\tag{1}$$

где $\delta = (d_0^2 - d_k^2)/d_0^2$ — относительное обжатие; $\sigma_{\rm B}$ — временное сопротивление разрыву при растяжении. Формула получена при допущении, что 85 % мощности силы волочения идет на повышение температуры деформирования.

Для расчета прироста средней температуры используют формулу Зибеля и Гудремона [1]:

$$\Delta t = \frac{P}{F} \frac{1}{Ic\gamma},\tag{2}$$

где P — сила волочения; F — площадь сечения проволоки после обжатия; I — механический эквивалент теплоты; c — удельная теплоемкость; γ — плотность.

Формула (2) отражает прямую и очевидную связь напряженного состояния и прироста средней температуры в процессе деформирования.

Для уточнения расчета прироста температуры Δt по формуле (2) А.И. Басс предложил ввести в нее поправочный коэффициент, равный 0,6...0,7 [1]. Однако введение поправочного коэффициента не обеспечивает по этой формуле обоснованного расчета прироста Δt при волочении с противонатяжением. Рост силы волочения *P* от приложения противонатяжения согласно формуле (2) должен привести к повышению прироста средней температуры в очаге деформации. В действительности от приложения противонатяжения снижается температура волочения.

В работах [9, 10] показан характер влияния коэффициентов вытяжки и трения, противонатяжения и формы кривой упрочнения материала проволоки на прирост средней температуры в проходе волочения. При этом не рассмотрена зависимость прироста средней температуры от угла волочения. Для теории и практики волочения проволоки необходимо знать характер связи между напряжением и приростом средней температуры в рабочем канале волоки. При расчете напряжения о, и прироста температуры Δt в проходе волочения запас прочности на выходе волоки должен быть положительным. Поэтому наряду с расчетом прироста средней температуры вычисляли напряжения волочения и запаса прочности при заданных параметрах деформации.

Цель работы — показать характер зависимостей осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры в проходе волочения от угла

рабочего конуса волоки при разных параметрах деформации и моделях упрочнения материала проволочной заготовки.

Рассмотрены следующие модели упрочнения материала проволочной заготовки:

$$\sigma_s = \sigma_{s0} \mu^k; \tag{3}$$

$$\sigma_s = \sigma_{s0} + m\varepsilon^n = \sigma_{s0} + m(Ln\mu)^n, \qquad (4)$$

где σ_{s0} — предел текучести металла на входе рабочего конуса волоки; $\mu = (r_0/r_k)^2$ — коэффициент вытяжки; r_0 , r_k — радиус заготовки до и после деформации; k — коэффициент упрочнения (3); m, n — эмпирические коэффициенты модели (4); $\varepsilon = \ln\mu$ — степень деформации.

Зависимость (4) позволяет представить более сложные формы кривых упрочнения, чем степенная функция (3), так как включает три постоянных коэффициента, а первая эмпирическая формула (3) — два. Расчеты напряженного состояния и температуры выполняли при конкретных значениях коэффициентов упрочнения моделей (3) и (4):

$$\sigma_{s1} = 1000\mu^{0.55}; \tag{5}$$

$$\sigma_{s2} = 1000 + 500(\ln\mu)^{0.767}; \tag{6}$$

$$\sigma_{s3} = 1000 \mu^{1,37}; \tag{7}$$

$$\sigma_{s4} = 1000 + 1250(\ln\mu)^{0.25}.$$
 (8)

На рис. 1 приведены зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки при моделях упрочнения (5)—(8). Кривые 1 и 2 пересекаются при коэффициенте вытяжки 1,5, а кривые 3 и 4 при $\mu = 1,699$. В точках

при µ 1,055. В то яках пересечения кривых равны значения предела текучести, соответственно при моделях упрочнения (5) и (6) и моделях (7) и (8). Значения осевого напряжения по формулам, включающим усредненное значение предела текучести, например, при коэффициенте вытяжки 1,5 и моделях упрочнения (5) и (6) равны.

В данной работе выполняли сравнение значений осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры при коэффи-



Рис. 1. Зависимости предела текучести от коэффициента вытяжки для моделей упрочнения (3) и (4):

1 - (5); 2 - (6); 3 - (7);4 - (8) циенте вытяжки 1,5 для моделей упрочнения (5) и (6) и при μ = 1,699 для моделей (7) и (8).

Прирост средней температуры в течение адиабатического процесса деформирования определяли из уравнения

$$\Delta t = \eta \Theta / (c \gamma V_d), \tag{9}$$

где Э — энергия (работа), идущая на пластическое формоизменение и сдвиговую деформацию металла за время его нахождения в рабочем канале волоки объемом V_d , а также на уравновешивание силы контактного трения в рабочей зоне, включая калибрующий поясок; $\eta = 0.8$ (80 %) — доля механической работы Э, которая идет на повышение тепловой энергии в виде прироста температуры [3]; c = 0.135 кал/(г·°С) — удельная теплоемкость; $\gamma = 7.8$ г/см³ — плотность. Принятые значения γ и *с* характерны для углеродистой стали [11]. При переводе единицы измерения в систему СИ для удельной теплоемкости использовали соотношение 1 кал = 4,187 Дж.

Доля работы Э (9) силы волочения идет на пластическую деформацию и преодоление напряжений контактного трения в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки. Другая часть работы (мощности) силы волочения идет на уравновешивание прироста силы волочения от действия противонатяжения и не влияет на прирост температуры в проходе волочения. Но при этом противонатяжение снижает давление на поверхность волоки и силу контактного трения, что уменьшает величину работы Э (9) и прирост температуры от трения. Здесь проявляется полезное действие противонатяжения на процесс волочения. Но прирост силы волочения от приложения противонатяжения требует дополнительной энергии для осуществления процесса волочения. Для расчета энергосиловых показателей и прироста температуры в проходе волочения при конической форме рабочего канала волоки использованы следующие аналитические зависимости.

На выходе рабочего конуса осевое напряжение σ_k рассчитывали по формуле:

$$\sigma_k = \sigma_{z1} + \sigma_{z2} + \sigma_{z3}, \tag{10}$$

где σ_{z1} — прирост осевого напряжения в рабочем конусе; σ_{z2} — прирост от действия напряжения противонатяжения σ_q ; σ_{z3} — прирост напряжения на деформацию сдвига металла.

Для модели упрочнения (3) имеем следующие составляющие напряжения σ_k [12—14]:

$$\sigma_{z1} = \sigma_{s0}(\mu^k - 1)(1 + f \operatorname{ctg}\alpha)/k; \qquad (11)$$

$$\sigma_{z2} = \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\mathrm{tga}} \left(\frac{\mu^k - 1}{k} \right) \right]; \tag{12}$$

$$\sigma_{z3} = \frac{2\sigma_{s0} \operatorname{tg}\alpha(1+\mu^k)}{3\sqrt{3}},\tag{13}$$

где *f* — коэффициент контактного трения; α — угол наклона образующей рабочего конуса волоки к оси волочения, или угол волочения.

Для модели (4) получены аналогичные зависимости:

$$\sigma_{z1} = (\sigma_{s0} \ln \mu + m(n\mu)^{n+1} / (n+1))(1 + f \operatorname{ctg} \alpha); (14)$$

$$\sigma_{z2} = \sigma_q \left[1 - \frac{f}{\mathrm{tga}} \left(\ln \mu - \frac{m(\ln \mu)^{n+1}}{\sigma_{s0}(n+1)} \right) \right]; \quad (15)$$

$$\sigma_{z3} = \frac{2 t g \alpha (2 \sigma_{s0} + m (\ln \mu)^n)}{3 \sqrt{3}}.$$
 (16)

Прирост осевого напряжения в пояске длиной L и с радиусом r_k определяли по формуле [15]:

$$\sigma_{z4} = 2fL(\sigma_{sk} - \sigma_k)/r_k =$$

= $2\sigma_{sk}fL(1 - \sigma_k/\sigma_{sk})/r_k,$ (17)

где σ_{sk} — предел текучести металла на выходе рабочего конуса волоки.

Осевое напряжение на выходе волоки:

$$\sigma_z = \sigma_k + \sigma_{z4}.$$
 (18)

Абсолютный запас прочности рассчитывали как

$$Za = \sigma_{sk} - \sigma_z. \tag{19}$$

На рис. 2 и 3 приведены зависимости осевого напряжения, абсолютного запаса прочности и прироста средней температуры в проходе волочения от угла волочения α при коэффициенте вытяжки 1,5 при моделях упрочнения (5) и (6), (7) и (8) соответственно. Величину угла α варьировали в интервале 3...21°. Расчеты выполнены при отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 250 МПа.

При отсутствии пояска (см. рис. 2, *a*, *b*, *d*, *ж*, *u*, *n*) незначительно проявилось влияние формы кривых упрочнения (5) и (6) на значения исследуемых показателей, что показывает близость пар кривых 1 и 2, 3 и 4, 5 и 6. При наличии пояска (см. рис. 2, *б*, *c*, *e*, *s*, *к*, *м*) усилилось влияние формы кривой упрочнения, особенно при коэффициенте трения 0,10 (кривые 3 и 4) и 0,15 (кривые 5 и 6). При моделях упрочнения (7) и (8) расстояние между кривыми 1 и 2, 3 и 4, 5 и 6 (см. рис. 3) значительно больше, чем между соответствующими кривыми при моделях (5) и (6) с меньшей интен-



Рис. 2. Зависимости осевого напряжения (a-e), запаса прочности (d-3) и прироста температуры (u-m) от угла α при коэффициенте вытяжки 1,5:

а, б, д, е, и, $\kappa - \sigma_q = 0$; в, г, ж, з, л, $m - \sigma_q = 250$ МПа; а, в, д, ж, и, n – нет пояска; б, г, е, з, κ , $m - L_n = 0.5d_n$; 1, 2 - f = 0.05; 3, 4 - f = 0.10; 5, 6 - f = 0.15; сплошные линии – модель (5); штриховые линии – модель (6)

сивностью упрочнения (см. рис. 2). При оптимальных углах α_{ont} рабочего конуса, когда осевое напряжение минимальное, наблюдается максимум запаса прочности (∂ —3) и минимальный прирост средней температуры (u—m) независимо от формы кривой упрочнения и значений коэффициента трения, напряжения противонатяжения и длины калибрующего пояска волоки (см. рис. 2, рис. 3). Оптимальный угол α_{ont} несущественно зависит от формы кривой упрочнения, увеличивается с повышением коэффициента трения и уменьшается с ростом напряжения противонатяжения, что показывают абсциссы для впадин и вершин кривых на рис. 2 и 3. Необходимо обратить внимание на близость форм кривых для осевого напряжения и прироста средней температуры и на одинаковое расположение этих кривых относительно осей графиков.



Рис. 3. Зависимости осевого напряжения (a-e), запаса прочности (d-3) и прироста температуры (u-m) от угла α при коэффициенте вытяжки 1,5:

а, в, д, ж, и, n — нет пояска; б, г, е, з, к, $m - L_n = 0.5d_n$; 1, 2 - f = 0.05; 3, 4 - f = 0.10; 5, 6 - f = 0.15; сплошные линии — модель упрочнения (7); штриховые линии — модель (8)

Осевое напряжение и прирост средней температуры выше при модели (6), что показывают штриховые линии. Это больше проявляется при коэффициенте трения 0,15 (кривые 5 и 6) и наличии пояска. Запас прочности, наоборот, ниже при этой модели упрочнения (6). При коэффициенте трения 0,15 и действии напряжения противонатяжения 250 МПа запас прочности меньше нуля при кривой упрочнения (7) и наличии пояска с длиной $L_n = 0,5d_n$ в заданном интервале изменения угла α (отсутствует штриховая линия 6 на рис. 2, 3). При этом запас прочности положительный в ограниченном интервале значений угла α при кривой упрочнения (6), что показывает кривая 5 (см. рис. 2, 3). При интенсивном упрочнении, которое задано эмпирическими формулами (7) и (8), значения осевого напряжения и прироста температуры более высокие (см. рис. 3), чем при моделях упрочнения (5) и (6). При этом запас прочности положительный при f = 0,15, $L_n = 0,5d_n$ и напряжении противонатяжения 250 МПа (рис. 3, 3) в определенном интервале значений угла α (кривая *6* выше оси абсцисс при $\alpha > 7^\circ$). При росте угла α кривые для осевого напряжения и прироста средней температуры сходятся, т.е. снижается значимость влияния коэффициента трения на эти показатели деформации.

Зависимости от угла α осевого напряжения, прироста средней температуры и прироста средней температуры от контактного трения при коэффициенте трения 0,05 и длине пояска $L_n = 0.5d_n$ приведены на рис. 4. Напряжение противонатяжения 0 и 250 МПа, коэффициент вытяжки: 1,15; 1,50 и 1,699. Модели упрочнения (7) и (8).

Прирост средней температуры от контактного трения (см. рис. 4, *д*, *е*) определяли по формуле

$$\Delta t = t - t \ (f = 0)$$

где t, t (f = 0) — прирост средней температуры соответственно при коэффициенте трения f и отсутствии контактного трения.

От приложения противонатяжения повысилось осевое напряжение (см. рис. 4, а, б) и снизился прирост средней температуры (см. рис. 4, в, г) и прирост средней температуры от действия контактного трения (см. рис. 4, д, е). При этом наблюдается наиболее высокий рост осевого напряжения при высоких значениях угла α (см. рис. 4, б в сравнении с рис. 4, а) и наибольшая степень снижения прироста средней температуры (см. рис. 4, в, г) и прироста средней температуры от контактного трения (см. рис. 4, ∂ , e) при малых углах α . Более это выражено при большем коэффициенте вытяжки 1,699 (кривые 5 и 6). Таким образом, применение противонатяжения более эффективно при пониженных углах рабочего конуса, так как снижается отрицательное влияние контактного трения на прирост осевого напряжения и средней температуры. Минимум для осевого напряжения и прироста средней температуры сместился вправо, в сторону увеличения угла α при повышении единичной степени деформации. Необходимо отметить одинаковые формы соответствующих кривых для осевого напряжения и прироста средней температуры. Кривые для прироста средней температуры от контактного трения не имеют экстремальных значений и монотонно снижаются с увеличением угла α (см. рис. 4, ∂ , *e*). Интенсивность этого снижения выше при коэффициенте вытяжки 1,699.

Значения оптимального угла α_{ont} и осевого напряжения при α_{ont} в зависимости от коэффициента вытяжки и напряжения противонатяжения



Рис. 4. Зависимости осевого напряжения (a, δ) , прироста средней температуры (s, c) и прироста средней температуры от контактного трения (∂, e) от угла α при коэффициенте трения 0,05 и длине пояска $L_n = 0,5d_n$: $a, b, \partial - \sigma_q = 0; \delta, c, e - \sigma_q = 250$ МПа; $1, 2 - \mu = 1,15;$ $3, 4 - \mu = 1,35; 5, 6 - \mu = 1,699;$ сплошные линии модель (7); штриховые линии — модель (8)

 σ_q при кривых упрочнения (7) и (8) приведены в таблице. Из таблицы следует, что при коэффициенте вытяжки 1,699, когда наблюдается равенство среднего предела текучести в очаге деформации при кривых упрочнения (7) и (8), значения осевого напряжения при этих кривых и α_{ont} существенно отличаются.

Модель	- МПа	Коэффициент вытяжки				
упрочнения	σ_q , will a	1,15	1,35	1,699		
(7)	0	5,4/405	7,9/726	10,3/1294		
(8)	0	5,9/629	8,7/1013	11,5/1560		
(7)	250	4,7/611	6,8/919	8,9/1467		
(8)		5,1/828	7,5/1197	10,0/1727		

Оптимальные значения угла α, ° / осевое напряжение при α_{опт}, МПа, при разных значениях коэффициента вытяжки μ и напряжения противонатяжения σ_α

На рис. 5, *a*, δ построены зависимости осевого напряжения от угла α при коэффициенте f = 0, противонатяжение отсутствует (см. рис. 5, *a*) и напряжение противонатяжения равно 250 МПа (см. рис. 5, δ).

При отсутствии контактного трения кривые осевого напряжения повышаются и не имеют минимума (см. рис. 5, а, б). При действии напряжения противонатяжения 250 МПа (см. рис. 5, б) осевое напряжение больше на 250 МПа при разных кривых упрочнения и значениях коэффициента вытяжки, чем при отсутствии противонатяжения (см. рис. 5, а). Прирост средней температуры от контактного трения при f = 0.05 (см. рис. 5, в) сопоставим с величиной прироста от деформирования в рабочем конусе при отсутствии контактного трения (см. рис. 5, г). Линии для прироста средней температуры от контактного трения снижаются (см. рис. 5, в), а линии для прироста средней температуры при отсутствии трения повышаются при росте угла α (см. рис. 5, г). В результате образуется зона оптимальных значений угла α_{опт} для обеспечения минимума прироста средней температуры при наличии контактного трения (см. рис. 4, в, г).

При отсутствии противонатяжения и напряжении противонатяжения 250 МПа построены зависимости осевого напряжения и прироста средней температуры от угла волочения α (рис. 6, $a-\epsilon$). Величина угла α задана в интервале 3...21°. Коэффициент вытяжки µ = 1,15; 1,25 и 1,50, коэффициент трения 0,05. Диаметр заготовки перед волочением 2,0 мм, длина калибрующего пояска $L_n = 0.5d_n$, модели упрочнения (5) и (6). Зависимости осевого напряжения от угла α показывают смещение зоны оптимальных углов волочения в сторону увеличения угла α с повышением степени деформации и в сторону уменьшения угла α с ростом напряжения противонатяжения (см. рис. 6, а, б). В такой же зависимости находится прирост средней температуры от угла α и напряжения противонатяжения (см. рис. 6, в, г). Напряжение волочения и прирост средней температуры меньше при модели упрочнения (5) и коэффициенте вытяжки 1,15, что показывают кривые 1 на рис. 6, а-г. Более высокий уровень напряжения волочения и прироста средней температуры показывает левый ($\alpha = 3^{\circ}$) или правый (α = 21°) конец штриховой кривой 6 при модели упрочнения (6) и $\mu = 1,50$. Кривые 5 и 6 для напряжения волочения и прироста средней температуры при $\mu = 1,50$ и разных моделях не слились и не пересекаются, хотя при этих моделях упрочнения (5) и (6) одинаковый средний предел текучести в очаге деформации.

При варьировании угла α в интервале 3...21° определены соответствующие друг другу осевое напряжение и прирост температуры для каждого коэффициента вытяжки. Возможны два значения угла α , которым соответствует одно значение осевого напряжения и один прирост средней температуры (см. рис. 6, *a*—*г*). Связь осевого напряжения и прироста температуры отражают зависимости на



Рис. 5. Зависимости осевого напряжения (*a*, *б*) и прироста средней температуры (*в*) от угла α : $a - f = \sigma_q = 0; \ \delta - f = 0, \ \sigma_q = 250 \text{ МПа}; \ e - f = 0,05, \ \sigma_q = L_n = 0; \ e - f = \sigma_q = 0; \ l, \ 2 - \mu = 1,15; \ 3, \ 4 - \mu = 1,35; \ 5, \ 6 - \mu = 1,699; \ сплошные линии — модель упрочнения (7); штриховые линии — модель упрочнения (8)$



Рис. 6. Зависимости осевого напряжения σ_z и прироста средней температуры от угла волочения (*a*-*c*) и прироста средней температуры от осевого напряжения σ_z при коэффициенте трения 0,05 (*d*, *e*): *a*, *b*, $\partial - \sigma_q = 0$; *b*, *c*, $e - \sigma_q = 250$ МПа; *l*, $2 - \mu = 1,15$; *3*, $4 - \mu = 1,25$; *5*, $6 - \mu = 1,50$; *l*, *3*, 5 - модель упрочнения (5), сплошные линии; *2*, *4*, 6 - модель упрочнения (6), штриховые линии

рис. 6, д, е. Кривые для рассматриваемых зависимостей при обеих моделях упрочнения и разных значениях коэффициента вытяжки расположились вдоль одной прямой при отсутствии противонатяжения (см. рис. 6, д) и действии напряжения противонатяжения 250 МПа (см. рис. 6, е). Начало и конец прямой для температуры при каждом коэффициенте вытяжки и каждой модели упрочнения отмечены одной цифрой. Например, две цифры "1" обозначают минимальное и максимальное значения прироста температуры при соответствующих значениях напряжения волочения при модели упрочнения (5) и коэффициенте вытяжки 1,15. Две цифры "6" — это минимальное и максимальное значения прироста температуры при модели упрочнения (6) и коэффициенте вытяжки 1,50. Общая линия разрывается, так как напряжение максимальное при модели (6) и вытяжке 1,25 меньше, чем минимальное напряжение при модели упрочнения (5) и коэффициенте вытяжки 1,5 (отсутствует сплошная линия между цифрами 4 и 5).

При отсутствии противонатяжения (см. рис. 6, d) левая граница участка линии 1-1 для

зависимости прироста температуры от напряжения волочения при модели (5) и коэффициенте вытяжки 1,15 начинается с абсциссы 385 МПа, а при действии противонатяжения (см. рис. 6, е) с абсциссы 580 МПа. При этом ордината левого конца линии 1—1 при отсутствии противонатяжения больше соответствующей ординаты при наличии противонатяжения. Ордината правого конца участка *6*-*6* при отсутствии противонатяжения также больше ординаты правого конца соответствующего участка при напряжении противонатяжения 250 МПа. Для модели (5) участки 1-1 и 3-3 с коэффициентами вытяжки соответственно 1,15 и 1,25 частично слились, как и участки 2-2и 4-4 для модели (6) при тех же коэффициентах вытяжки.

Выводы

Прирост осевого напряжения и температуры, снижение абсолютного запаса прочности в калибрующем пояске волоки рассчитаны с учетом напряженного состояния и предела текучести

проволоки на выходе рабочего конуса. Кривые для зависимостей осевого напряжения и прироста средней температуры от угла волочения имеют минимум, а кривые для зависимостей запаса прочности от угла α — максимум. Зависимости на рис. 2-4, а, б и 6, а-г и данные работ [1, 4, 14, 16] отражают одинаковый характер влияния основных параметров деформации на расположение зоны оптимальных углов волочения. Показан характер зависимостей для осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры от формы кривой упрочнения, определяемой исходным пределом текучести σ₀ и коэффициентами упрочнения k для модели (4), m и nдля модели (5). При равном среднеарифметическом значении предела текучести в очаге деформации и одинаковых других параметрах деформации возможно существенное отличие осевого напряжения, запаса прочности и прироста средней температуры на выходе волоки, если отличаются формы кривых упрочнения. С уменьшением степени деформации в проходе волочения повышается доля прироста осевого напряжения и температуры в калибрующем пояске, и это усиливается с ростом интенсивности деформационного упрочнения.

Установлено существенное снижение прироста средней температуры в проходе волочения от приложения противонатяжения. Показана целесообразность применения оптимальных углов волочения не только для снижения осевого напряжения (силы волочения), но и прироста средней температуры в рабочем канале волоки. Учет формы кривой упрочнения материала проволочной заготовки позволяет выполнять более обоснованные расчеты энергосиловых параметров и прироста температуры в проходе волочения. Впервые установлено, что независимо от формы кривой упрочнения и степени деформации прирост средней температуры находится в линейной зависимости от напряжения волочения при отсутствии противонатяжения и фиксированном значении напряжения противонатяжения (см. рис. 6, д, е). Для ограничения верхней температуры деформирования более эффективно волочение с противонатяжением, чем снижение скорости волочения и частных обжатий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Тарнавский А.Л. Эффективность волочения с противонатяжением. М.: Металлургиздат, 1959. 152 с.
 Сурьянова М.К. Виды износа и стойкость волок //

Труды конференции по метизному производству. Че-

лябинск: Изд-во ЦБТИ Челябинского совнархоза, 1961. С. 158—166.

3. Красильщиков Р.Б. Деформационный нагрев и производительность волочильного оборудования. М.: Металлургия, 1970. 168 с.

4. **Перлин И.Л., Ерманок М.З.** Теория волочения. М.: Металлургия, 1971. 447 с.

5. Смирнов С.В., Швейкин В.П. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. Екатеринбург: УрО РАН, 2009. 256 с.

6. Исследование поврежденности при волочении проволоки из малоуглеродистой стали / Смирнов С.В., Левит В.И., Колмогоров В.Л. и др. // Известия АН СССР. Металлы. 1987. № 2. С. 144—150.

7. Гурьянов Г.Н. Температура волочения как определяющий фактор управления качеством проволоки ответственного назначения // Обработка сплошных и слоистых материалов: межвуз. сб. науч. тр. / под ред. М.В. Чукина. Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова. 2012. Вып. 38. С. 89—102.

8. Гурьянов Г.Н., Зуев Б.М. Качество и технологичность волочения проволоки специального назначения // Сталь. 2013. № 3. С. 78-80.

9. Гурьянов Г.Н., Платов С.И. Осевое напряжение и прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при разных моделях упрочнения материала проволоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. № 9. С. 31—39.

10. **Гурьянов Г.Н., Платов С.И., Терентьев Д.А.** Прирост средней температуры в проходе волочения с противонатяжением при разных моделях упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2015. № 9. С. 14—22.

11. Справочник по машиностроительным материалам. В 4 т. Том 1. Сталь / под ред. Ю.А. Геллера. М.: Машгиз, 1959. 907 с.

12. **Гурьянов Г.Н.** К оценке эффективности применения противонатяжения при волочении круглого сплошного профиля // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. С. 30—38.

13. **Гурьянов Г.Н.** Показатели напряженного состояния и запаса прочности в рабочем конусе и калибрующем пояске волоки в зависимости от параметров деформации и моделей упрочнения материала проволоки // Производство проката. 2016. № 4. С. 26—37.

14. Гурьянов Г.Н., Железков О.С., Платов С.И., Терентьев Д.В. Запас прочности и эффективность формоизменения проволоки в зависимости от угла волочения // Известия вузов. Черная металлургия. 2015. № 1. С. 24—30.

15. **Гурьянов Г.Н.** Расчет прироста осевого напряжения в калибрующем пояске с учетом напряженного состояния круглой заготовки на выходе рабочего конуса волоки // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 6. С. 34—36.

16. **Гурьянов Г.Н.** Расчет оптимального угла рабочего конуса волоки // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 3. С. 57—58.

В.И. Кадошников, Р.Р. Дема, Е.В. Куликова, М.В. Андросенко, С.П. Нефедьев

(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова) E-mail: demarr78@mail.ru

Получение сталемедной проволоки пропусканием стального сердечника через расплав*

Создана технология и разработано оборудование для получения биметаллической проволоки пропусканием стального сердечника через расплав меди методом "намораживания".

Ключевые слова: биметалл, сталемедная проволока, прокатка, нанесение покрытия, плакирование, латунирование, поверхность.

The technology and equipment for producing of bimetallic wire by passing of steel core through copper melt are developed.

Keywords: bimetal, steel-copper wire, rolling, coating, plating, brass plating, surface.

Введение

Сталемедная проволока на Магнитогорском метизно-металлургическом заводе (ПАО "ММК-Метиз") производилась заливкой стального сердечника в изложнице жидкой медью (металлургический способ) с дальнейшей прокаткой в валках. В настоящее время она производится в ООО "Профит" (г. Магнитогорск) путем оборачивания стального сердечника медной лентой с последующей прокаткой в роликовых калибрах.

В настоящей работе представлены результаты научно-исследовательской работы, в которой на основе экспериментальных исследований была создана новая технология и разработано оборудование для получения биметаллической проволоки пропусканием стального сердечника через расплав меди методом "намораживания".

В качестве сердечника для получения биметаллической проволоки со сцеплением компонентов применяли стальную проволоку, на поверхность которой методом фрикционного плакирования (ФП) с помощью вращающейся цилиндрической металлической щетки предварительно наносили цветные металлы (медь, латунь, олово, оловяносвинцовый сплав). Также изучали структуру границы раздела сталь—медь после "намораживания" меди с одновременным наложением кривой распределения металлов в зоне взаимодействия. **Цель работы** — создание новой технологии и оборудования для получения биметаллической проволоки пропусканием стального сердечника через расплав меди.

Подготовка поверхности стального сердечника перед прохождением через расплав

Под подготовкой сердечника понимается очистка его поверхностей от окалины, волочильной смазки, оксидов и тонких пленок, а также нанесение на очищенную поверхность тонких пленок металлопокрытия, положительно влияющих на смачиваемость и сцепление компонентов при последующем нанесении толстых слоев металлопокрытия.

Инструментом, обеспечивающим соответствующую подготовку (очистку и одновременное нанесение тонких плен на наружную поверхность сердечника), является металлическая щетка. Для эксперимента была выбрана стальная высокоуглеродистая проволока из стали 70 диаметром 7,0 мм, на которую наносили покрытия горячим оцинкованием, гальваническим латунированием, латунированием и меднением способом фрикционного плакирования [1—7]. На рис. 1 представлены фотографии приповерхностной области сердечника с различными покрытиями.

На рис. 2 (см. обложку) представлено распределение элементов на расстоянии от поверхности при использовании различных методов нанесения покрытий. Эксперименты проводили в целях определения толщины покрытия, сплошности, пористости, наличия посторонних включений,

^{*} Работа выполнена в рамках гранта 1 2426ГС2/22730 "Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере" (Фонд содействия инновациям).



Рис. 1. Приповерхностная область высокоуглеродистой проволоки из стали 70, покрытой горячим оцинкованием (*a*), гальваническим латунированием (δ), омедненной способом ФП (ϵ), латунированной способом ФП (ϵ)

шероховатости поверхности сердечника и покрытия, изменения размера зерна у поверхности.

При анализе медного покрытия толщиной 2...3 мкм (см. рис. 1, в и 2, в):

 обнаружены отдельные разрывы покрытия, каверны размером около 1 мкм, отслоения покрытия от сердечника длиной несколько микрометров. Внутренних расслоений или трещин материала покрытия не обнаружено;

 к дефектам покрытия, обусловленным методикой нанесения, можно отнести включения железа и, возможно, отслоения покрытия от сердечника. Каверны, разрывы покрытия, шероховатость поверхности обусловлены низким качеством поверхности, на которую наносили покрытие;

— шероховатость поверхности покрытия и сердечника вдоль образца, наблюдаемая на поперечном шлифе, не выше, чем шероховатость исходного сердечника.

При анализе покрытия из латуни толщиной 2...7 мкм (см. рис. 1, *е* и 2, *б*):

— обнаружены отдельные разрывы покрытия, каверны размером около 3...4 мкм, отслоения по-

крытия от сердечника длиной несколько микрометров. Внутренних расслоений или трещин материала покрытия не обнаружено;

 при больших увеличениях видны круглые поры размером до 100 нм;

— на отдельных изображениях видны линзообразные включения железа размером 0,5...2,0 мкм, вытянутые под острым углом к поверхности. Количество включений меньше, чем в покрытии медью;

— шероховатость поверхности покрытия и сердечника вдоль образца, наблюдаемая на поперечном шлифе, немного выше, чем шероховатость исходного сердечника;

 соотношение медь—цинк в покрытии во всех исследованных точках одинакова с точностью до 1 %. Содержание железа 1,0...1,5 %;

— при наблюдении протравленного шлифа в оптический микроскоп видна вытянутость микроструктуры материала проволоки вдоль поверхности на глубине до 20 мкм. Измельчения микроструктуры проволоки по сравнению с исходным материалом не наблюдается.



Рис. 3. Толщина медного слоя, нанесенного на образцы с помощью щеток: $a - t_{Cu} = 20$ °C; $t_{cr} = 500$ °C; $\delta - t_{Cu} = 500$ °C; $t_{cr} = 20$ °C

На рис. 1, δ и 2, *а* представлено покрытие из латуни переменной толщины (1...4 мкм), с неровной (1...2 мкм), местами "рваной" и несплошной поверхностью, с кавернами около 1 мкм, с хорошей адгезией к сердечнику, без пор:

 соотношение медь—цинк в покрытии во всех исследованных точках одинакова с точностью до 2 %. Содержание железа 3...4 %;

— размер зерен 10...50 мкм. Измельчения или укрупнения размера зерен по мере приближения к поверхности не наблюдается.

Покрытие цинка общей толщиной около 50 мкм (см. рис. 1, *a*), из которых 10...15 мкм — покрытие без примесей и пор и 35...40 мкм — имеет значительную пористость и включения углерода и оксидов.

Информация о состоянии поверхностей, обработанных металлической щеткой при натяге 1,0 мм без покрытия и с покрытием представлена в работах [2, 8—14].

Материал покрытия на рельеф поверхности особого влияния не оказывает.

Металлографический анализ структуры соединения проводили на оптическом металлографическом микроскопе Epityp-2 и структурном анализаторе ЭПИКВАНТ. На поперечных шлифах образцов, обработанных по различным температурным режимам (рис. 3), видно, что при прочих равных условиях толщина формируемого щетками покрытия выше при более низкой температуре плакируемой заготовки.

Это объясняется тем, что наносимый слой быстро охлаждается и обладает более высокими по отношению к высокотемпературной поверхности механическими свойствами.

Сцепление расплава меди со стальным сердечником

Для возникновения сцепления между частями биметалла необходимо, прежде всего, чтобы атомы расплавленной меди вступили в непосредственный контакт с поверхностными атомами твердой стальной основы, т.е. чтобы произошло смачивание. Однако сцепление медного покрытия с сердечником, полученного способом пропускания основы через расплав меди, недостаточно, что объясняется образованием интерметаллидов в соединении [3].

Для экспериментов по отработке влияния состояния поверхности на сцепление компонентов использовали стальные прутки диаметром 15 мм и длиной 50 мм из стали 70. Материал расплава — медь марки М1. Медь плавили в индукторе в графитовых стаканах. Для измерения температуры жидкой меди использовали разовые термопары платина—родий (10 %) — платина (ПП). Пруток, торцевую поверхность которого предварительно обрабатывали металлической щеткой, помещали в канал, просверленный в шамотном кирпиче таким образом, чтобы была создана емкость в виде стакана с донышком, являющимся торцом образца. Затем в созданную емкость заливали расплав меди.

Предварительно провели экспериментальные исследования степени влияния покрытий, нанесенных способом ФП на покрываемую поверхность, на силу сцепления компонентов при "намораживании" меди. Для экспериментов в качестве материала покрытия применяли медь, латунь, олово, оловяносвинцовый сплав. Выявлено, что наибольшей силой сцепления меди со стальной основой обладают образцы, торцы которых были обработаны металлической щеткой с одновременным нанесением оловянного покрытия.

После разрыва образцов был проведен анализ поверхностей контакта. У образцов с торцевой поверхностью, обработанной щеткой, сцепление находится на уровне шероховатости поверхности. У образцов с торцевой поверхностью, обработанной щеткой с медным, латунным и оловяносвинцовым покрытием, наблюдается наличие очагов сцепления меди с основой на атомарном уровне. У образцов с торцевой поверхностью, обработан-



Рис. 4. Поверхность разрыва сталемедного образца полученного методом "намораживания"



Рис. 5. Структура границы раздела сталь—медь после "намораживания". ×1000

ной щеткой с оловянным покрытием, наблюдается сцепление меди с основой на атомарном уровне по всей поверхности сердечника. Разрыв идет по меди с поверхностью разрыва, характеризующейся как пластичный излом (рис. 4).

Распределение металлов в зоне взаимодействия расплавленной меди со стальной основой иссле-



Рис. 6. Кинематическая схема линии получения биметаллической проволоки:

1 — разматыватель; 2, 3 — барабаны; 4 — щетка; 5 — слиткоподача; 6 — устройство для нанесения покрытия методом "намораживания"; 7 — моталка; 8 — сматыватель проволоки; 9, 10 — ременная передача; 11 — укладчик проволоки; 12 — биметаллическая проволока; 13 — сердечник биметаллической проволоки; 14 — стыкосварочная машина; 15 — наждак; 16 — кристаллизатор; 17 — индуктор

довали на растровом сканирующем электронном микроскопе Camscan и рентгеноспектральном микроанализаторе Link exL (рис. 5). Анализ шлифа показал отсутствие интерметаллидов в соединении.

На основе результатов исследования была разработана технология производства биметаллической проволоки из расплава с использованием метода "намораживания", которая заключается в совмещении в одну линию операций подготовки сердечника под покрытие и нанесении толстых слоев металлопокрытия пропусканием его через расплав за короткий промежуток времени, за который не успевают образовываться интерметаллиды в соединении.

Кинематическая схема линии производства биметаллической проволоки представлена на рис. 6. Всю линию можно условно разделить на четыре участка: размотка, подготовка поверхности сердечника под покрытие, нанесение толстого слоя покрытия, смотка сердечника с покрытием.

В линии получения биметаллической проволоки со сцеплением компонентов главную и определяющую роль играет технология нанесения промежуточного слоя на всю поверхность покрываемого сердечника. В основу создания устройства для нанесения покрытия заложено оригинальное решение, позволяющее одной щеткой нанести всестороннее тонкое покрытие, схема которого представлена на рис. 7.

Для нанесения покрытия на весь периметр сердечника достаточно его намотать на два барабана, причем сначала одним сплошным слоем на первый барабан по часовой стрелке, а затем на второй барабан также одним сплошным слоем, но против часовой стрелки. Затем барабаны с намотанным на них сердечником вводят

> в контакт с ворсом щетки, включают приводы вращения щетки, перемещения сердечника и вращения слитка металлопокрытия. При этом слиток металлопокрытия находится в контакте с ворсом щетки. Сердечник, перемещаясь, приводит во вращение барабаны, поступающий сердечник оттесняет намотанные витки вновь поступающими на расстояние, равное диаметру обрабатываемого сердечника. Для того чтобы происходило оттеснение витков, барабаны выполнены конусными, со стороны поступления сердечника снабжены галтелью, высота которой равна пятнадцати диаметрам обрабатываемого сердечника и уклоном 1:20.



Рис. 7. Кинематическая схема устройства для нанесения покрытия на сердечник:

1 — сердечник; 2 — барабаны; 3 — щетка; 4 — слиток металлопокрытия; 5 — цилиндры слиткоподачи; 6 — защитный кожух щетки; 7 — электродвигатель; 8 — пружина; 9 — опоры барабанов с ласточкиным хвостом; 10 — винт; 11 — основание; 12 — храповой механизм

Такой способ навивки позволяет сердечнику вступать в контакт со щеткой обеими сторонами и при переносе металла покрытия ворсом щетки формировать покрытие по всему периметру сердечника. Наличие большого количества витков сердечника позволяет одной щеткой многократно воздействовать на одну и ту же поверхность, что положительно влияет на формирование покрытия сердечника. На качество покрытия оказывает влияние постоянство натяга, который создается за счет сведения барабанов.

Выводы

1. Наибольшей силой сцепления меди со стальной основой обладают образцы, торцы которых были обработаны металлической щеткой с одновременным нанесением оловянного подслоя.

2. Анализ поверхностей контакта после разрыва образцов с предварительно нанесенным оловянным покрытием показал, что разрыв идет по меди с поверхностью разрыва, характеризующейся как пластичный излом.

3. Анализ шлифа, сделанного на растровом сканирующем электронном микроскопе Camscan и рентгеноспектральном микроанализаторе Link exL, показал отсутствие интерметаллидов в соединении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проектирование** нового способа изготовления сталемедной композиции / В.И. Кадошников, К.Н. Вдовин, Е.В. Куликова и др. Магнитогорск: ГОУ ВПО "МГТУ", 2006. 107 с.

2. **Improving** the performance of metallic components by frictional plating / L.S. Belevskii, V.I. Kadoshnikov, R.R. Ismagilov et al. // Steel in Translation. 2011. Vol. 41. \mathbb{N}_{2} 2. P. 175–178.

3. Pozhidaev Y.A., Kadoshnikov V.I. Damping-system design on the basis of electrochemical modules // Russian Engineering Research. 2012. Vol. 32. \mathbb{N} 5–6. P. 478–481.

4. Басинюк В.Л., Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Мардосевич Е.И. Улучшение триботехнических свойств и снижение шума зубчатых передач плакированием функциональных покрытий на рабочий профиль сопрягаемых зубьев // Трение и износ. 2013. Т. 34. № 6. С. 575—582.

5. Зотов А.В., Драчев О.И. Оценка износостойкости направляющих скольжения, подвергнутых плакированию // Металлообработка. 2013. № 3. С. 5—10.

6. **Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Калач В.Н.** Исследование влияния состава покрытий на плавность хода подвижных станочных узлов // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. 2013. № 1 (46). С. 165—170.

7. Белевский Л.С., Белевская И.В., Ефимова Ю.Ю. Фрикционная наноструктурирующая обработка металлических поверхностей и нанесение функциональных покрытий гибким инструментом // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. № 1. С. 70—76.

8. Платов С.И., Дема Р.Р., Зотов А.В. Модель формирования толщины плакированного слоя на деталях пар трения технологического оборудования // Вестник МГТУ им. Носова. 2013. № 1. С. 69—72.

9. Зотов А.В. Повышение износостойкости пар смешанного трения скольжения технологического оборудования путем плакирования гибким инструментом. Ульяновск, 2015.

10. Дема Р.Р., Анцупов В.П., Завалищин А.Н., Кадошников В.И. Повышение стойкости режущего инструмента нанесением композиционных антифрикционных покрытий // Технология машиностроения. 2003. № 4. С. 25—26.

11. Nefedyev S.P., Dema R.R., Nefedyeva S.A., Yaroslavtcev A.V. Microstructure of cast iron after plasma bleaching // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. 2015. Vol. 50. \mathbb{N} 2. P. 213–216.

12. **Tyuteryakov N.S., Dema R.R., Nefedyev S.P.** Simulation and calculation of temperature distribution in roll fittings' guides in contact with the rolled strip // Procedia Engineering. 2016. Vol. 150. P. 667–673.

13. Emelyushin A.N., Petrochenko E.V., Nefedyev S.P. Investigation of the structure and impact-abrasive wear resistance of coatings of the Fe–C–Cr–Mn–Si system, additionally alloyed with nitrogen // Welding International. 2013. Vol. 27. \mathbb{N} 2. P. 150–153.

14. Дема Р.Р., Анцупов В.П., Анцупов А.В., Кадошников В.И. Расширение технологических возможностей метода плакирования гибким инструментом // Вестник машиностроения. 2003. № 10. С. 64—66.



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

УДК 621.762

С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко, В.Д. Игнатюк (Оренбургский государственный университет) E-mail: ogu@mailgate.ru

Термическая обработка неперетачиваемых пластин из твердого сплава T15K6 непрерывным лазерным излучением

Одним из методов повышения эксплуатационных характеристик твердых сплавов (преимущественно двухкарбидных) является лазерное упрочнение. Отмечена перспективность применения в машиностроении лазерного упрочнения. Вместе с тем лазерное упрочнение твердых сплавов не получило пока широкого применения в инструментальном производстве. Это объясняется недостаточной изученностью общих закономерностей изменения свойств твердых сплавов в зависимости от способа лазерной обработки, а также неоднозначностью данных.

Ключевые слова: твердый сплав Т15К6, плотность мощности, лазерный нагрев, износ.

One of the methods to improve the performance of hard alloys is laser hardening. Hardening is aimed mainly at improving operating characteristics carbide hard alloys. The prospects of application of laser hardening in mechanical engineering are noted. At the same time, laser hardening of hard alloys is not currently widely used in tool production. This is due to the lack of study of the General laws of change in the properties of hard alloys depending on the method of laser processing, as well as the ambiguity of the data.

Keywords: hard T15K6 alloy, power density, laser heating, wear.

Введение

Эксплуатационные характеристики твердых сплавов во многом зависят от химического состава, условий получения, структуры, фазового состава, размеров блоков кристаллической решетки, величины микронапряжений. Методами улучшения физико-механических свойств твердосплавных пластин, в основном, являются методы совершенствования технологии изготовления, в том числе получение мелкозернистых сплавов и микролегирование. Из анализа научно-технической литературы [1-10] следует, что основными способами повышения эксплуатационных характеристик твердых сплавов являются: алмазная, вибрационная, дробеструйная, термическая обработка, нанесение износостойких покрытий, лазерное упрочнение, а также вакуумное нанесение ионно-плазменных покрытий сложного состава, что позволяет повысить стойкость инструмента в 1,5...2,0 раза.

Для исследования влияния температуры и скорости нагрева и охлаждения на эксплуатационные свойства твердых сплавов, термическую обработку чаще проводят с использованием различных способов нагрева (в соляных ваннах, в среде водорода, ТВЧ, с применением лазерного излучения).

В статье рассмотрены вопросы влияния нагрева неперетачиваемых пластин из твердого сплава T15K6 при воздействии непрерывным лазерным излучением с варьированием скорости перемещения лазерного луча и плотности мощности.

Материал и методики исследования

Материалом для исследований служили пятигранные пластины твердого сплава марки T15K6 (рис. 1).

Термическую обработку проводили на лазерной установке ЛК 3015 ЛС 07 (режим работы непрерывный, модулируемый; номинальная выходная мощность — 700 Вт; диапазон перестройки выходной мощности при стабильном режиме генерации — 10...100 %; поляризация — случайная).



Рис. 1. Пластина из твердого сплава марки Т15К6

Таблица 1

Режимы лазерной обработки пластин

Номер образца	Скорость перемещения лазерного луча v, мм/с	Плотность мощности лазерного излучения <i>P</i> , Bт/см ²
1	10	
2	20	100
3	30	100
4	40	
5	10	
6	20	200
7	30	200
8	40	
9	10	
10	20	200
11	30	300
12	40	
13	10	
14	20	400
15	30	400
16	40	

Лазерную обработку пластин проводили при различных режимах — изменяли скорость перемещения лазерного луча v = 10...40 мм/с и плотность мощности лазерного излучения P = 100...400 Вт/см² (табл. 1). При перемещении лазерного луча расстояние от режущей кромки до места воздействия составило 1...2 мм. Время воздействия на пластину при различных скоростях перемещения лазерного луча равно 1,5...4,5 с.

В начальной стадии опытов при плотности мощности 300 Вт/см² и скорости перемещения 1...8 мм/с происходило частичное оплавление, в следующей серии опытов скорость увеличивали до 20, 30 и 40 мм/с.

Режущие свойства пластин определяли путем резания на вертикально-фрезерном станке модели 6T12. В качестве инструмента использовали торцовую фрезу $D_{\text{нар}} = 100$ мм с механическим креплением испытываемых пластин по ГОСТ 26595—2014. Обработке повергали поковку из стали 40Х по ГОСТ 4543—2016. Размеры бруска $60 \times 60 \times 200$ мм. После снятия верхнего слоя (чернового фрезерования) свойства металла по глубине были практически одинаковы.

Фрезерование проводили без охлаждения двумя пластинами, при этом режим резания носил ударный характер, так как диаметр фрезы больше ширины обрабатываемой заготовки. Число проходов — 5. Твердосплавные пластины выходили за край заготовки и врезались в нее с другой стороны. Режимы резания: глубина резания t = 1; подача S = 0,1 мм/об; частота вращения шпинделя станка n = 400 мин⁻¹.

Температуру нагрева на пластинах определяли экспериментально термокарандашами фирмы Tempilstik и математически. Наносили метки температурного ряда от 100 до 1000 °С, цвет которых изменялся при достижении контролируемых температур. Рассчитана температура на поверхности пластины в зависимости от мощности лазерного излучения. Уравнение и коэффициенты получены при замене точечного ряда кривой с помощью программы CurveExpert:

$$T = 42 + 0,3021P + 0,0018P^2,$$
 (1)

где *Р* — мощность, Вт.

Температура нагрева на пластинах, определенная экспериментально термокарандашами и математически по формуле (1), показывает корректность и правильность ее определения.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ данных по износу при резании пятигранными пластинами (табл. 2) показал, что с увеличением плотности мощности с 100 до 400 Вт/см² износ по задней и передней поверхностям уменьшается до 5 раз, при этом дальнейшее увеличение плотности мощности не приводит к уменьшению значений износа при резании. При увеличении скорости перемещения лазерного луча от 10 до 40 мм/с происходит незначительное увеличение износа по задней поверхности. На основании данных табл. 2 при резании были отобраны пластины с лучшими показателями по износу, обработанные по четырем режимам: 1) P = 100 Вт/см², v = 30 мм/с; 2) P = 200 Вт/см², v = 20 мм/с; 3) P = 300 Вт/см², v = 30 мм/с; 4) P = 400 Вт/см², v = 40 мм/с; и исходТаблииа 2

	v, мм/с							
<i>Р</i> , Вт/см ²	1	10 2		.0 3		0	40	
	<i>h</i> _{п.п}	h _{з.п}						
	MM							
100	0,06	0,04	0,06	0,08	0,04	0,04	0,02	0,08
200	0,04	0,06	0,02	0,04	0,06	0,10	0,04	0,14
300	0,04	0,08	0,04	0,06	0,06	0,08	0,06	0,08
400	Скол	Скол	0,20	0,18	0,06	0,02	0,06	0,04
Примечания: 1. h _{п.п} , h _{з.п} — износ соответственно по передней и задней поверхности.								

Износ пластин при резании после пяти проходов

2. Для исходной пластины $h_{\Pi,\Pi} = 0,14$ мм, $h_{3,\Pi} = 0,16$ мм.

Таблииа З

Износ пластин при резании после 15 проходов

				V, M	м/с			
Р,	1	0	2	0	30		40	
Вт/см ²	<i>h</i> _{п.п}	<i>h</i> _{з.п}	<i>h</i> _{п.п}	h _{з.п}	<i>h</i> _{п.п}	h _{з.п}	<i>h</i> _{п.п}	<i>h</i> _{з.п}
				М	М			
100					0,10	0,08		
100			_		0,30	0,08		
200			0,14	,14 0,04			_	
200			0,24	0,04				_
300	_	_			0,30	0,10		
500					0,20	0,06		
400				_			0,24	0,06
400					_	0,20	0,04	
Примечание. Для исходной пластины $h_{\text{п.п}} = 0,14 \text{ мм}, h_{3.\text{п}} = 0,12 \text{ мм}.$								

Таблица 4

Твердость (HV) пятигранных пластин твердого сплава марки Т15К6

$P P T / \alpha t^2$	v, mm/c						
Г, БІ/СМ	10	20	30	40			
100	2756	2068	2363	2029			
200	2465	1903	1862	2005			
300	1942	1629	1665	1988			
400	1891	1598	1563	1665			
Примечание. Для исходной пластины твердость 1496 HV.							

ные пластины. Затем проведены повторные испытания при тех же режимах фрезерования, но число проходов увеличили до 15. Износ пластин после вторичных испытаний показан в табл. 3.

Анализ экспериментальных данных по износу пластин при резании после 15 проходов показал, что минимальный износ получен при обработке пластин по режиму: $P = 200 \text{ Bt/cm}^2$, v = 20 мм/c, максимальный износ — по режиму $P = 100 \text{ Br/cm}^2$. v = 30 MM/c.

На рис. 2 показан кратер лазерного воздействия на пластине Т15К6, по которому определяли глубину лазерного воздействия ~400 мкм. Затем определяли твердость по горизонтали от кратера вправо и влево от лазерного воздействия.

Твердость пятигранных пластин измеряли на твердомере по методу Виккерса с нагрузкой на образец 98,07 Н (10 кгс) в трех точках. Твердость пластин приведена в табл. 4. Анализ данных показал, что твердость увеличивается от 10 до 90 %, максимальное значение при режиме P = $= 100 \text{ Вт/см}^2$, v = 10 мм/с, минимальное значение — при P = 400 Вт/см², v = 30 мм/с, что указывает на обратно пропорциональное влияние скорости перемещения лазерного луча на твердость: чем меньше скорость, тем больше твердость.

Микрошлифы твердого сплава изготавливали по следующей методике: поверхности шлифа выравнивали шлифовальным кругом из карбида марки К325М3-СМ1К по ГОСТ 3647-80, затем шлифовали с применением алмазного порошка АСМ14 по ГОСТ 9206-80. Полировку шлифа проводили алмазным порошком АСМ3-5, нанесенным на диск, обтянутый ватмановской бумагой.

При исследовании изменения микроструктуры твердых сплавов до и после упрочнения травле-



Рис. 2. Разрез кратера лазерного воздействия



a)

Рис. 3. Микроструктуры пластины из твердого сплава T15K6 (×1000):

 $a - P = 100 \text{ BT/cm}^2$, v = 30 MM/c, pasmep WC - 3,5 MKM; $\delta - P = 400 \text{ BT/cm}^2$, v = 10 мм/с, размер WC - 2,65 мкм

ние образцов осуществляли реактивом: красная кровяная соль 10 г, едкое кали 10 г, вода 100 г. При исследовании тонкой структуры твердых сплавов методами электронной микроскопии проводили электролитическое полирование и травление в смеси ортофосфорной (60 мл) и серной (40 мл) кислот.

Микроструктуру образцов из твердого сплава Т15К6 изучали на металлографическом микровизо-





Рис. 4. Микроструктуры пластины из твердого сплава Т15К6: a – исходный, размер WC – 4,5 мкм; $\delta - P = 100$ Вт/см², v = 30 мм/с, размер WC — 3,5 мкм; e - P = 300 Вт/см², v = 30 мм/с, размер WC — 3,25 мкм; $e - P = 400 \text{ Bt/cm}^2$, v = 10 мм/с, размер WC - 2.5 мкм

ре µVizo-MET-221. На рис. 3 показаны микроструктуры пластин из твердого сплава Т15К6 после лазерной обработки на разных режимах и определены размеры карбидных зерен вольфрама.

Для более точного определения изменения размера карбидных зерен проводили дополнительное изучение микроструктуры на электронном микроскопе JEOL JCM-6000 NeoScope. На рис. 4 показаны микроструктуры пластин из твердого сплава Т15К6 после лазерной обработки при разных режимах. Размер зерна карбидных зерен с увеличением плотности уменьшается с 4,5 до 2,5 мкм.

Вывод

Тенденции упрочнения связаны со структурными и фазовыми превращениями на этапе лазерного воздействия, а именно с образованием новых фаз и насыщением кобальтовой связки карбидами вольфрама и титана. Упрочняющим фактором является высокая скорость кристаллизации в оплавленной зоне, приводящая к образованию высокодисперсионной структуры, обладающей высокой твердостью. Приведенные результаты исследований показывают, что лазерное поверхностное упроч-

> нение — эффективный способ увеличения износостойкости режущего инструмента, испытывающего различные виды износа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лошак М.Г. Прочность и долговечность твердых сплавов. Киев: Наукова думка, 1984. 326 с.

2. Богодухов С.И., Гарипов В.С., Козик Е.С., Солосина Е.В. Термическая обработка твердого сплава Т14К8 // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 12. C. 41-44.

3. Пат. 2517093 РФ, МПК В22 F 3/24. Способ термической обработки режущего инструмента с напаянной твердосплавной пластиной / С.И. Богодухов, А.Д. Проскурин, Е.С. Козик, Б.М. Шейнин, Е.В. Солосина // Заявитель и патентообладатель Оренбургский государственный университет (RU). № 2013014370/02; заявл. 09.04.2013; опубл. 27.05.2014, БИ № 15. 5 с.

4. Панов В.С., Чувилин А.М. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001. 428 с.

5. **Лошак М.Г.** Упрочнение твердых сплавов. Киев: Наукова думка, 1977. 148 с.

6. Пат. 2392342 РФ, МПК В22 F 3/ 24. Способ закалки твердого сплава на основе карбида вольфрама / Т.Н. Осколкова; заявитель и патентообладатель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский государственный индустриальный университет". № 2009116915/02; заявл. 04.05.2009; опубл. 20.05.2011, БИ № 17. 5 с.

7. Пат. 2528539 РФ, МПК В22 F 3/ 24. Способ получения режущего инструмента из карбидосодержащих сплавов вольфрамовой (ВК) и титано-вольфрамовой (ТК) групп: / С.И. Богодухов и др.; заявитель и па-

УДК 621.7.011.+621.9.011

тентообладатель ФГБОУ ВПО Оренбургский государственный университет (ОГУ). № 2013121411/02; заявл. 07.05.2013; опубл. 20.09.2014, БИ № 26. 6 с.

8. Guo Zhixing, Xiong Ji, Yang Mei, Jiang Cijin. WC— TiC—Ni cemented carbide with enhanced properties // J. Alloys and Compounds. 2008. Vol. 465. \mathbb{N} 1–2. P. 157–162.

9. Бондаренко В.А., Богодухов С.И. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000. 144 с.

10. Козик Е.С., Шейнин Б.М., Стрижов А.О., Свиденко Е.В. Влияние режимов термической обработки на свойства твердосплавного режущего инструмента Т14К8 // Вестник ОГУ. 2015. № 1. С. 194—200.

М.Е. Попов, А.М. Попов

(Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону), М.В. Богданова (ПАО "ТАГМЕТ", г. Таганрог) E-mail: pme-dgtu@mail.ru

Обеспечение надежности технологических процессов производства обсадных труб и муфт к ним по параметрам качества изготовляемой продукции

Изложены результаты исследования надежности технологических процессов производства обсадных труб и муфт к ним по параметрам качества изготовляемой продукции, предъявляемых потребителями. Выбран оптимальный химический состав стали для обсадных и муфтовых труб. Определен оптимальный режим термической обработки обсадных труб и муфт к ним. Получен необходимый комплекс механических и металлографических свойств требуемой группы прочности стали.

Ключевые слова: обсадные трубы, параметры качества, механические свойства, металлографические свойства, прочность стали, надежность технологических процессов.

The results of the study of the reliability of the technological processes of production of casing pipes and couplings to them on the quality parameters of manufactured products presented by consumers are presented. The optimal chemical composition of steel for casing and coupling pipes is chosen. The optimal mode of heat treatment of casing pipes and couplings to them is determined. The necessary complex of mechanical and metallographic properties of the required strength group of steel is obtained.

Keywords: casing pipes, quality parameters, mechanical properties, metallographic properties, strength of steel, reliability of technological processes.

Введение

Интенсивные темпы роста потребления нефтепродуктов в мире приводят к увеличению спроса на трубы нефтяного сортамента со стороны предприятий — потребителей топливно-энергетического комплекса. Так, обсадные трубы применяются для укрепления нефтяных и газовых скважин в качестве облицовки скважин для предупреждения обвалов (под действием внешних давлений) и разрывов (под действием внутренних давлений). Условия эксплуатации обсадных труб сложны и разнообразны: широкий интервал температур (от -60 до +200 °C), импульсные нагрузки при кумулятивной перфорации, коррозия под напряжением. Исходя из условий эксплуатации, данный вид труб должен иметь высокие механические свойства: прочность и пластичность, сопротивление усталостному и хрупкому разрушению [1].

Предприятия — потребители труб постоянно ужесточают требования к эксплуатационной на-

дежности и качеству труб, что находит отражение в отраслевых стандартах.

Предприятия — производители трубной продукции должны гарантированно обеспечивать требования потребителей. Роль технологии в обеспечении эксплуатационной надежности труб является определяющим фактором. Технологический процесс изготовления, сборки и контроля трубных изделий должен с наименьшими затратами времени и средств обеспечить



Рис. 1. Зависимость показателей надежности от уровня технологического процесса

требуемый уровень качества продукции, включая и надежность.

ПАО "ТАГМЕТ" — один из ведущих производителей труб нефтяного сортамента, который производит высококачественные бесшовные трубы: коррозионно-стойкие; хладостойкие; стандартного и специального назначения.

В 2016 г. ПАО "ТМК" выиграл тендер на поставку обсадных труб диаметром 193,68 мм групп прочности Р110 и L80 тип 1 в США и Канаду. Объем поставки труб порядка 100 000 т в течение 5 лет.

Цель работы — обеспечение надежности технологических процессов при выполнении заказа для компании Shell по производству обсадных труб размером 193,68×9,52 мм группы прочности L80 тип 1, уровень требований PSL1 и муфтовых заготовок по APISpec 5CT (9-е издание) ERCBDirective 010, приложение В и спецификациям "TrialOrder" и "Minirol".

Влияние технологических процессов производства обсадных труб и муфт к ним на качество продукции

Последовательность технологических операций, применяемые методы и режимы обработки оказывают непосредственное влияние на износостойкость, прочность, коррозионную стойкость, теплостойкость, стабильность механических и физических свойств и другие эксплуатационные показатели трубных изделий.

Совершенство технологического процесса во многом определяет и достигнутый уровень надежности изделия, так как именно в процессе изготовления обеспечивается заложенная конструктором надежность. Технологические методы обеспечения надежности имеют такое же решающее значение, как конструктивные и эксплуатационные факторы. Это нашло отражение в понятии "надежность технологического процесса" (ГОСТ 27.202—83. Надежность в технике. Технологические системы. Методы оценки надежности по параметрам качества изготовляемой продукции [2]).

Зависимость показателей надежности от уровня технологического процесса можно представить следующей схемой (рис. 1).

Надежность технологического процесса — это его свойство обеспечивать изготовление продукции в заданном объеме, сохраняя во времени установленные требования к ее качеству. Таким образом, технологическая система должна быть работоспособна как по показателям качества, так и по производительности. Свойство надежности технологического процесса отличается от понятия точности и стабильности.

Точность — свойство технологического процесса обеспечивать соответствие поля рассеивания значений показателя качества изготовления продукции заданному полю допуска и его расположению. Точность характеризует технологический процесс в некоторый фиксированный момент времени. Поэтому точность следует рассматривать как составную часть свойства надежности системы.

Стабильность — свойство технологического процесса сохранять показатели качества изготовляемой продукции в заданных пределах в течение некоторого времени. Понятие стабильности характеризует технологический процесс с позиции сохранения в заданных пределах показателей качества продукции. Технологический процесс может быть стабильным, но иметь низкую надежность.

Надежность технологических систем должна оцениваться только по тем параметрам и показателям качества изделия, уровень которых зависит от технологии изготовления.

При расчете надежности технологических систем следует исходить из того, что в конструкторской документации однозначно заданы номинальные значения и показатели качества готового изделия. Задача технолога — оценить, насколько процесс изготовления обеспечивает соблюдение установленных требований, не рассматривая технический уровень самих изделий. Поэтому технологический процесс может обладать высокой на-

Таблица 1

Требования к механическим свойствам в зависимости от стандарта

		Mexa	нические сво	ойства		
Стандарт	Временное сопро- тивление, МПа	Предел теку- чести, МПа	Твердость HRC (по среднему значению), не более	Макси- мальная твердость, HRC, не более	Энергия удара, Дж, при <i>t</i> = 0 °С	Отбор проб для испытаний
API Spec 5CT, PSL1	≥655	552655	23	_	≥21,6	2 трубы от партии (≤100 шт.) + + 1 труба от плавки
ERCBDirective 010	—	—	21	22	≥75	—
"Minirol"	≥655	586655	21	22	—	Оба конца каждой трубы + середина первой трубы и последней трубы партии
"TrialOrder"	≥655	586655	21	22	_	В зависимости от числа труб в партии

дежностью, хотя получаемая при его реализации продукция будет относиться к низкой категории качества или морально устареть.

Показатели, которыми оценивается надежность технологического процесса, те же, что и для оценки надежности любой системы. При этом под безотказностью данного процесса понимается вероятность нахождения его технологических параметров в допустимых пределах в течение рассматриваемого периода времени.

Для осуществления поставленной цели сформулированы и решены следующие задачи:

— проведен анализ API Spec 5CT, ERCB Directive 010 для труб группы прочности L80 тип 1 для уровня требований PSL1 и спецификаций "TrialOrder" и "Minirol";

— выбрана марка стали и откорректирован ее химический состав;

— отработан режим термической обработки обсадных и муфтовых труб на термическом участ-ке № 4 (печи фирмы Olivetti) в более узком диапазоне температур при отпуске.

Сравнительный анализ требований

Для определения задач был проведен сравнительный анализ требований для труб группы прочности L80 тип 1 по стандарту API Spec 5CT, ERCB Directive 010 и спецификаций с дополнительными требованиями. Сравнительный анализ механических свойств приведен в табл. 1.

В результате анализа табл. 1 и 2 установлены отличия спецификаций "Minirol" и "TrialOrder" по сравнению с API Spec 5CT, PSL1:

— более узкий интервал значений предела текучести (79 МПа), смещенный к верхнему пределу;

Таблица 2

Число образцов проб для проведения испытаний в зависимости от размера партии по спецификации "TrialOrder"

Размер партии, шт.	Число образцов
215	2
1625	3
2690	5
91150	8
151280	13
281500	20
5011200	32
12013200	50
320110 000	80

— более высокое значение энергии удара (почти в 3 раза);

— ограничена максимальная твердость;

— значительно увеличено число труб для отбора проб для испытаний.

Выбор марки стали и корректировка ее химического состава

Для выполнения требований спецификаций "Minirol" и "TrialOrder" и на основании статистического анализа предыдущих заказов необходимо:

 использование легированной марки стали (для снижения чувствительности к отпуску), при этом увеличивается себестоимость; использование экономно легированной марки стали при точном попадании в интервал температуры отпуска.

Ранее в ПАО "ТАГМЕТ" для производства обсадных труб группы прочности L80 тип 1 по APISpec 5CT, PSL2, PSL3 использовали сталь марки 22ХГ2А-2, для производства муфтовых труб — сталь марки 25ХГМА.

Статистический анализ механических свойств обсадных и муфтовых труб показал, что для получения требуемого комплекса механических свойств:

 на муфтовых трубах можно использовать сталь 25ХГМА;

— на обсадных трубах необходима корректировка химического состава стали 22ХГ2А-2, а именно сужение содержания C, снижение содержания Mn, ограничение содержания S < 0,005 %, $P + S \le 0,025$ %.

Ограничение содержания углерода в более узком интервале необходимо для получения значений предела текучести в более узком диапазоне. Снижение массовой доли марганца не-

Таблица З

Анализ химического состава стали 22ХГ2А-2

	Содержание элемента, % мас.						
Элемент	22ХГ2А-2 (СТО ТАГМЕТ-002)	22ХГ2А-2	Фактический химический состав				
С	0,200,24	0,210,23	0,220,23				
Mn	1,451,55	1,401,50	1,411,49				
Si	0,200,35	0,200,35	0,260,30				
Р	≤0,015	≤0,015	0,0080,012				
S	≤0,010	≤0,005	0,0020,0044				
Cr	0,951,05	0,401,20	0,981,01				
Ni	≤0,20	≤0,25	0,090,15				
Cu	≤0,30	≤0,30	0,170,23				
Al	0,0150,030	0,0150,030	0,0230,029				
Мо	0,0900,100 (цель 0,092)	0,0900,100 (цель 0,092)	0,090,095				
V	Фанити		0,00570,0068				
Ca	Факуль	Гативно	0,00200,0031				
N ₂	≤0,008	≤0,008	0,0060,0077				
Приме- чание	$\begin{array}{l} H_2 \leqslant 2 \text{ ppm} \\ Sn \leqslant 0,022 \ \% \end{array}$	$H_2 \leq 2 \text{ ppm}$ Sn $\leq 0,022 \%$	$H_2 = 1,82 \text{ ppm}$ Sn $\leq 0,013 \%$				

обходимо для снижения ликвационной неоднородности в целях получения стабильных результатов испытаний на растяжение на каждой трубе (с обоих концов). Снижение содержания серы и фосфора обусловлено требованиями стандарта ERCBDirective 010. Содержание молибдена в муфтовых трубах обусловлено необходимостью выполнения требований по прокаливаемости.

В табл. 3, 4 приведен анализ химического состава сталей 22ХГ2А-2 и 25ХГМА.

На основании выполненного статистического анализа вычислили основные показатели надежности технологических процессов по показателям качества трубной продукции.

Коэффициент точности (по контролируемому параметру):

$$K_{\tau} = \frac{\omega}{T},$$

где ω — поле рассеяния или разность максимального и минимального значений контролируемого параметра за установленную наработку TC, определяемые с доверительной вероятностью *g* по выражению:

$$\omega = l(g)S;$$

Таблица 4

Анализ химического состава стали 25ХГМА

	Содержание элемента, % мас.					
Элемент	25ХГМА	Фактический химический анализ				
С	0,240,28	0,25				
Mn	0,801,10	0,86				
Si	0,170,30	0,22				
Р	≤0,015	0,006				
S	≤0,010	0,003				
Cr	0,600,90	0,66				
Ni	≤0,25	0,09				
Cu	≤0,30	0,16				
Al	0,0200,030	0,027				
Мо	0,200,23 (цель 0,207)	0,21				
V	≤0,015	0,0035				
Ca	Факультативно	0,0033				
N ₂	≤0,008	0,0067				
Приме- чание	$\begin{array}{c} H_2 \leqslant 2 \ ppm \\ Sn \leqslant 0,022 \ \% \end{array}$	$H_2 = 2 \text{ ppm} \\ Sn = 0,008 \%$				

l(g) — коэффициент, зависящий от закона распределения контролируемого параметра и величины g; S — среднее квадратическое отклонение контролируемого параметра, определяемое по справочному приложению 2 [2]; T — допуск на контролируемый параметр.

Коэффициент запаса точности (по контролируемому параметру):

$$K_{3}(t) = 0.5 - K_{c}(t) - 0.5K_{p}(t),$$

где $K_{\rm c}(t)$ — коэффициент смещения (контролируемого параметра); $K_{\rm p}(t)$ — коэффициент мгновенного рассеяния (по контролируемому параметру).

При контроле точности TC по альтернативному признаку значения контролируемых параметров должны соответствовать требованиям, установленным в НТД.

При контроле точности TC по количественному признаку с использованием коэффициента точности по п. 2.6.1 [2] должно выполняться условие:

$$K_{\rm T}=K_{\rm T.O}<1,$$

где $K_{\text{r.o}}$ — нормативное (предельное технически обоснованное) значение $K_{\text{r.}}$.

При контроле точности по количественному признаку с использованием указанных выше коэффициентов должно выполняться условие:

 $K_3(t) > 0.$

Термическая обработка

Термическую обработку труб проводили в несколько этапов на термическом участке № 4 в печах с шагающими балками, обеспечивающими более равномерный нагрев и прогрев труб по сечению по сравнению с нагревом в проходных печах и, как следствие, получение механических свойств в более узком интервале. Кроме того: — ограничена температура отпуска труб (690 \pm 5) °С;

— ограничен разброс температуры печей по секциям (±3 °C) для получения стабильных результатов механических испытаний по длине трубы.

Учитывая требования компании Shell, вначале необходимо было отгрузить партию труб по спецификации "Minirol" (с проведением испытаний на каждой трубе с обоих концов).

1-й этап: термическая обработка опытной партии обсадных труб. Термическую обработку опытной партии обсадных труб размером 193,68×9,52 мм из стали 22ХГ2А-2 на группу прочности L80 тип 1 проводили по режиму:

температура нагрева под закалку 880...910 °С;
температура отпуска 680...700 °С (цель (690 ± 5) °С);

— температура печи № 5 по зонам: І — (670 ± 3) °С; ІІ — (700 ± 3) °С; ІІІ — (697 ± 3) °С; ІV — (695 ± 3) °С.

От четырех труб с обоих концов отобраны пробы для механических испытаний. От одной трубы отобраны пробы для испытаний на прокаливаемость. Результаты механических испытаний приведены в табл. 5.

Анализ результатов показал, что механические свойства всех четырех труб с обоих концов соответствуют требованиям API Spec 5CT, PSL1 и дополнительным требованиям спецификации 205941.

2-й этап: термическую обработку сдаточной партии обсадных труб по спецификации SHELL ("Minirol") проводили по режиму опытной партии. Первоначально отбор проб для сдаточных механических испытаний осуществляли:

 от первой и последней трубы в партии от обоих концов и из середины трубы;

— от одной трубы из середины партии от обоих концов.

От одной трубы отобраны пробы для испытаний на прокаливаемость.

Таблица 5

Результаты механических испытаний опытной партии обсадных труб

					1		
Временное	Продод	Относи-	Энергия удара,	Твердость (ср	реднее знач	иение), HRC	
сопротивление разрыву σ _в , МПа	предел текучести σ _r , МПа	тельное удлинение б, %	Дж, при <i>t</i> = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC
739758	616629	2528	—	1618	1720	1420	4046
	По APISpec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205941						
≥655	586655	≥15	≥75		≤21		≥35,04 (для С = 0,22 %)

Таблица б

Результаты механических испытаний на прокаливаемость

Временное	Прадад	Относи-	Относи- Энергия удара, Твердость (среднее значение), HRC			ение), HRC	
сопротивление разрыву _{ов} , МПа	текучести σ _т , МПа	тельное удлине- ние б, %	Дж, при t = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC
701738	579625	2730	127150	12,216,7	13,618,3	13,218,6	42,145,8
По API Spec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205941							
≥655	586655	≥15	≥75	≤21 ≥35,04 (,		≥35,04 (для С = 0,22 %)	

Таблица 7

Результаты сдаточных механических испытаний обсадных труб

Временное	Продод	Относи-	Энергия удара, ,	Твердость (среднее значение), HRC				
сопротивление разрыву _{ов} , МПа	текучести σ _т , МПа	тельное удлинение δ, %	Дж, при t = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC	
692757	592653	2634	132156	11,518,0	12,319,7	12,320,7	42,747,6	
	По API Spec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205941							
≥655	586655	≥15	≥75		≤21		≥35,04 (для С = 0,22 %)	

Результаты механических испытаний труб приведены в табл. 6. Анализ результатов показал, что механические свойства одной трубы (один образец из середины трубы) не соответствуют дополнительным требованиям спецификации SHELL ("Minirol"), из-за низкого значения предела текучести. В связи с этим проводили повторную термическую обработку партии обсадных труб по режиму опытной партии. Температура печи № 5 по зонам: I — (670 ± 3) °C; II — (700 ± 3) °C; III — (697 ± 3) °C; IV — (693 ± 3) °C.

От одной трубы отобраны пробы для испытаний на прокаливаемость. Отбор проб для проведения механических испытаний проводили от каждой трубы партии с обоих концов. При этом дополнительно от первой и последней трубы партии — из середины трубы.

Результаты сдаточных механических испытаний труб партии 440876, 40997 приведены в табл. 7. Анализ результатов показал, что механические свойства всех испытанных труб соответствуют требованиям API Spec 5CT и дополнительным требованиям спецификации SHELL ("Minirol").

3-й этап: выполнение спецификации "TrialOrder". Термическую обработку сдаточных партий (спецификация "TrialOrder") обсадных труб размером 193,68×9,52 мм из стали 22ХГ2А-2 проводили по режиму:

— температура нагрева под закалку 880...910 °С;

температура отпуска 680...700 °С (цель (690 ± 5) °С);

— температура печи № 5 по зонам: І — (670 ± 3) °С; ІІ — (700 ± 3) °С; ІІІ — (697 ± 3) °С; ІV — (695 ± 3) °С.

Отбор проб для испытаний проводили от трех, пяти или восьми труб одного конца в зависимости от размера партии труб, отбор проб на прокаливаемость — от одной трубы от плавки. Результаты механических испытаний приведены в табл. 8.

Анализ полученных результатов показал:

— механические свойства труб четырех партий соответствуют требованиям API Spec 5CT, PSL1 и дополнительным требованиям спецификации 205944;

— механические свойства труб на одном из пяти образцов не соответствуют дополнительным требованиям спецификации 205944 из-за низкого значения предела текучести. Причина — несвоевременная выгрузка труб (с задержкой 5...20 мин) из печи отпуска.

После проведения повторной термической обработки труб данной партии по этому же ре-

Таблица 8

Результаты механических испытаний сдаточной партии обсадных труб

Временное	Продол	Относи- Энергия удара,		Твердость (ср	реднее знач		
сопротивление разрыву σ _в , МПа	текучести σ _т , МПа	тельное удлине- ние б, %	Дж, при t = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC
694760	582652	2530	120165,2	11,219,5	11,720,1	11,220,3	39,746,6
По API Spec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205944							944
≥655	586655	≥15	≥75	≤21 ≥33		≥33,48 (для С = 0,24 %)	

Таблица 9

Результаты механических испытаний обсадных труб после повторной термической обработки по скорректированному режиму

Временное	Прадад	Относи-	Энергия удара, Твердость (среднее значение), HRC				
сопротивление разрыву σ _в , МПа	текучести σ _т , МПа	тельное удлине- ние δ, %	Дж, при t = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC
691745	586624	2232	121,5171,3	12,619,5	14,020,4	13,620,3	40,947,9
По API Spec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205944							944
≥655	586655	≥15	≥75	<21		≥32,44 (для С = 0,22 %)	

жиму были получены удовлетворительные результаты.

С 04.09.2017 по 20.09.2017 г. на термическом участке № 4 АО "УРАЛМЕТАЛЛУРГЭНЕРГО" проведены режимно-наладочные работы печей. В связи с этим при проведении термической обработки последующих сдаточных партий обсадных труб из стали 22ХГ2А-2 на группу прочности L80 тип 1, режим отпуска был откорректирован:

температура нагрева под закалку 880...910 °С;
 температура отпуска 670...690 °С (цель (685 ± ± 5) °С);

- температура печи № 5 по зонам: I - (670 ± 3) °С; II - (670 ± 3) °С; III - (680 ± 3) °С; IV - (685 ± 3) °С.

Так как при проведении термической обработки обсадных труб двух партий зафиксированы нарушения технологии из-за несвоевременной выгрузки труб (с задержкой 5...20 мин) из печи отпуска температура труб на выходе из печи отпуска не соответствовала заданной (665...670 °C вместо 670...690 °C), трубы этих партий были подвергнуты повторной термической обработке по скорректированному режиму.

Отбор проб для испытаний проводили от трех, пяти или восьми труб от одного конца (с чередованием переднего и заднего конца) в зависимости от количества труб в партии, отбор проб на прокаливаемость — от одной трубы от плавки. Результаты механических испытаний приведены в табл. 9.

Анализ полученных результатов показал, что механические свойства обсадных труб всех испытанных партий соответствуют требованиям API Spec 5CT, PSL1 и дополнительным требованиям спецификации 205944.

4-й этап: отработка режима термической обработки муфтовых труб из стали 25ХГМА. Термическую обработку муфтовых труб размером 210×20 мм из стали 25ХГМА на группу прочности L80 1 по API Spec 5CT, PSL1 с дополнительными требованиями компании Shell проводили на термическом участке № 4 по режиму:

температура нагрева под закалку 890...920 °С;
температура отпуска 680...700 °С (цель (690 ± 5) °С);

- температура печи № 5 по зонам: I -(670 ± 3) °С; II - (700 ± 3) °С; III - (695 ± 3) °С; IV - (695 ± 3) °С.

Отбор проб для сдаточных механических испытаний муфтовых труб проведен от четырех труб с обоих концов. От одной муфтовой трубы отобраны пробы для испытаний на прокаливаемость. Результаты сдаточных механических испытаний муфтовых труб приведены в табл. 10.

Механические свойства четырех муфтовых труб с обоих концов партии соответствуют требо-

Таблииа 10

Временное	Працац	Относи- Энергия удара	Энергия удара,	Твердость (с	реднее знач	нение), HRC		
сопротивление разрыву σ _в , МПа	текучести σ _т , МПа	тельное удлине- ние δ, %	Дж, при <i>t</i> = 0 °С при про- дольном ударе	у наружной поверх- ности	в сере- дине сечения	у внутрен- ней по- верхности	Прокаливаемость, HRC	
724778	587655	2530	119,8201,0	12,019,8	15,020,3	12,519,8	39,546,8	
	По API Spec 5CT с дополнительными требованиями спецификации 205944							
≥655	586655	≥15	≥80		≤21		≥34,0 (для С = 0,25 %)	

Результаты сдаточных механических испытаний муфтовых труб

ваниям API Spec 5CT и дополнительным требованиям спецификации SHELL № 205949.

5-й этап: статистическая обработка данных механических испытаний. Была проведена стати-



Диаграмма 1. Спецификация «Minirol»



Диаграмма 2. Спецификация «TrialOrder»

Рис. 2. Статистическая обработка данных механических свойств обсадных труб. Временное сопротивление разрыву стическая обработка данных механических испытаний (временное сопротивление разрыву, предел текучести и ударная вязкость) по программе MINITAB 18 (рис. 2—4) [3, 4]. На диаграммах 1 и 2







Рис. 3. Статистическая обработка данных механических свойств обсадных труб. Предел текучести



Диаграмма 5. Спецификация «Minirol»



Диаграмма 6. Спецификация «TrialOrder»

Рис. 4. Статистическая обработка данных механических свойств обсадных труб. Энергия удара

(см. рис. 2) приведены графики нормального распределения временного сопротивления разрыву для обсадных труб по спецификациям "Minirol" и "TrialOrder", соответственно, на диаграммах 3 и 4 (см. рис. 3) — предела текучести, на диаграммах 5 и 6 (см. рис. 4) — энергии удара.

Анализ графиков показал:

— критерии краткосрочной (*Cpk*) и долгосрочной (*Ppk*) возможности процесса значений временного сопротивления и энергии удара для обсадных труб по спецификациям "Minirol" и "TrialOrder" больше 1, что свидетельствует о стабильности процесса;

— критерий краткосрочной (*Cpk*) возможности процесса значений предела текучести для обсадных труб по спецификациям "Minirol" и "TrialOrder" находится в районе 1 и составляет 0,91 и 1,10 соответственно, что свидетельствует о стабильности процесса;

— критерий долгосрочной (*Ppk*) возможности процесса значений предела текучести для обсадных труб по спецификациям "Minirol" и "TrialOrder" меньше 1 (0,86 и 0,79 соответственно). Это обусловлено достаточно узким требуемым интервалом значений.

6-й этап: дополнительные испытания на ударный изгиб и исследование микроструктуры металла. Дополнительно, согласно требованиям спецификации SHELL ("Minirol"), от одной трубы были взяты три образца и проведены испытания на ударный изгиб в интервале температур +21...-40 °C (табл. 11).

На основании полученных значений энергии удара для трех образцов были построены кривые температурного перехода металла из вязкого состояния в хрупкое (рис. 5). При этом доля вязкой составляющей в изломе ударных образцов при всех температурах испытаний (+20...-40 °C) составляет 100 %.

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб показал, что температура перехода металла из вязкого состояния в хрупкое находится ниже -40 °C.

Таблица 11

Результаты сериальных испытаний на ударный изгиб

Энергия удара, Дж, при температуре, °С									
+20	0	-18	-29	-40					
139,8 (100)	145,5 (100)	153,0 (100)	136,4 (100)	130,2 (100)					
147,9 (100)	144,9 (100)	146,9 (100)	143,4 (100)	139,0 (100)					
161,0 (100)	143,0 (100)	140,2 (100)	134,0 (100)	135,4 (100)					

Примечание. В скобках приведена доля вязкой составляющей в изломе образцов (определено визуально).





Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Том 15. № 1



Рис. 6. Микроструктура металла исследованных обсадных труб. ×200

Микроструктуру металла обсадных труб исследовали на поперечных микрошлифах на микроскопе Olimpus при увеличениях 100...500. Микроструктура металла всех исследованных обсадных труб идентичная, однородная по сечению (от наружной поверхности к внутренней) и по длине трубы — сорбит отпуска (рис. 6).

Заключение

В результате проделанной работы:

- 1. Выбран оптимальный химический состав стали:
- для обсадных труб $22X\Gamma 2A-2;$
- для муфтовых труб 25ХГМА.

2. Определен оптимальный режим термической обработки обсадных труб и муфт к ним на термическом участке № 4 (печи фирмы Olivetti) с учетом проведения режимно-наладочных работ АО "УРАЛМЕТАЛЛУРГЭНЕРГО": для обсадных труб: температура нагрева труб под закалку 880...910 °C; температура отпуска 670...690 °C (цель (680±5) °C);

для муфтовых труб: температура нагрева труб под закалку 890...920 °C; температура отпуска 670...690 °C (цель (680±5) °C).

При термической обработке загрузка труб в печь для нагрева под закалку должна производиться без разрывов, выгрузка труб из печи отпуска без задержки.

3. Получен требуемый комплекс механических и металлографических свойств, соответствующий группе прочности L80 тип 1 по APISpec 5CT уровень требований PSL1/ERCBDirective 010, приложение В с дополнительными требованиями спецификаций "Minirol" и "TrialOrder".

4. Освоено производство обсадных труб и муфт к ним группы прочности L80 тип 1 с комплексом механических свойств в узком диапазоне с проведением механических испытаний каждой трубы с обоих концов. Трубы отгружены потребителю по спецификациям в количестве: 18,161 т — предварительная (контрольная) поставка, 184,3 т — окончательная (полная) поставка.

5. Получен и выполнен новый заказ на поставку компании Shell обсадных труб размером 193,68×9,52 мм в объеме 592,775 т.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 632—80. Трубы обсадные и муфты к ним. Технические условия.

2. ГОСТ 27.202—83. Надежность в технике. Технологические системы. Методы оценки надежности по параметрам качества изготовляемой продукции.

3. Чен К., Джиблин П., Ирвинг А. MATLAB в математических исследованиях. М.: Мир, 2001. 346 с.

4. Знакомство с Minitab 16. Выпуск 16.1.0. Minitab Inc., 2010.



ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

УДК 62-761

В.В. Алисин, М.Н. Рощин (Институт машиноведения имени А.А. Благонравова РАН) E-mail: vva-imash@yandex.ru

Повышение надежности цилиндровых втулок тяжелых дизелей нанесением плазменных покрытий

Разработаны технология и оборудование для упрочнения цилиндровых втулок тяжелых дизелей нанесением покрытий для защиты от износа. Приведены результаты исследования эффективности нанесения газотермических порошковых покрытий сверхзвуковым генератором плазмы и сокращения времени между подготовительной операцией пескоструйной обработки и напылением. Показано, что длительность всего технологического цикла нанесения покрытий сокращается, а качество покрытий по критерию износостойкости значительно улучшается.

Ключевые слова: цилиндровые втулки тяжелых дизелей, сверхзвуковое напыление плазменных покрытий, комбинированные технологии упрочнения, износостойкость порошковых покрытий, порошковые покрытия.

Technology and equipment for hardening of cylinder liners in heavy diesel engines by the application of coatings for protection against wear are developed. The investigation results of efficiency of application of gas-thermal powder coatings by the supersonic plasma generator and reduction of time between the preparatory operation of sandblasting and spraying are given. It is shown that the duration of the entire technological cycle of coating is reduced, and the quality of coatings by the criterion of wear resistance is significantly improved.

Keywords: cylinder sleeve of heavy diesel engines, supersonic plasma spraying of coatings, combined technologies of hardening, wear resistance of powder coatings, powder coating.

Введение

Одно из направлений работы по повышению надежности и ресурса тяжелых дизелей — применение плазменных порошковых покрытий для защиты от износа внутренних поверхностей цилиндровых втулок. Эти исследования проводятся не менее 30 лет в разных странах мира. Применение плазменной газотермической технологии для увеличения ресурса в 4 и более раз и улучшения технических характеристик двигателя позволяет получить существенную экономию средств и материальных ресурсов [1—3]. Возрастает интерес и к применению защитных покрытий, обладающих повышенными антифрикционными свойствами. Однако имеются случаи аварийной остановки двигателей вследствие разрушения покрытий [4]. Причиной этих аварий является отслаивание плазменного покрытия изза слабой адгезии покрытия к материалу основы вследствие загрязнения поверхностей.

Качество напыляемых плазменных поверхностей определяется подготовкой поверхности к напылению, т.е. ее очисткой и обезжириванием, а также характеристиками плазменного газодисперсного потока, который обеспечивает нагрев и ускорение порошкового материала [5, 6]. Технологические операции подготовки поверхностей и напыления осуществляются в разных камерах. Загрязнение поверхностей перед напылением после обработки в абразивоструйной камере происходит вследствие осаждения паров загрязняющих веществ при выполнении транспортных операций между камерами. Цилиндровые втулки тяжелых дизелей (внутренний диаметр от 120 мм) массивны и требуют привлечения грузоподъемных устройств, которые увеличивают время внутрицеховой транспортировки.

На прочность адгезионных связей покрытия с основой влияет скорость частиц порошкового покрытия в момент соударения с напыляемой по-

верхностью [6], чем выше скорость, тем больше прочность адгезионной связи. Большое влияние на прочность адгезионной связи оказывает температура разогрева частицы в газодисперсном потоке: чем выше температура, тем прочнее адгезионная связь и меньше пористость формирующегося покрытия. Одним из наиболее важных достоинств метода плазменного нанесения покрытий является возможность нанесения практически любых материалов и композиций при высокой производительности процесса и при высоком коэффициенте использования материалов. Некоторые трудности возникают при нанесении карбидных и некоторых других материалов, склонных к разложению в низкотемпературном потоке плазмы. В настоящее время разработаны достаточно надежные способы защиты этих материалов плакированием никелем, кобальтом и т.д., т.е. процесс плазменного нанесения покрытий не накладывает ограничений на порошковые износостойкие материалы.

Большие возможности открывает способ нанесения износостойких покрытий в активной плазме. Так, введение в азотно-аргоновую плазму углеводородов, ацетилена или пропан-бутана позволяет не только защитить порошковый материал от окисления или разложения, но реализовать диффузионное насыщение поверхности порошковых частиц углеродом, что приводит к образованию новых карбидных фаз в материале. Так, например, микротвердость Н₅₀ покрытия из ПН70Ю30 повышается с 4,1 до 8...9 ГПа, микротвердость покрытия системы Ni-Cr-B-Si повышается в 1,2 раза и составляет $H_{50} = 12...14$ ГПа. Глубина насыщения углеродом порошковой частицы может быть определена из уравнения нестационарной диффузии [8]. Оценки показывают, что глубина насыщения углеродом поверхности частиц с радиусом R = 10...20 мкм в реальных сверхзвуковых плазменных потоках при характерном времени пребывания $t \le 10^{-3}$ с, с температурой поверхности $T_{w0} = T_{пл}$ для большинства порошковых материалов не превышает r/R = 0, 6...0, 8. Увеличение содержания карбидной фазы в покрытиях приводит к повышению износостойкости.

Цель работы — повышение надежности и прочности сцепления плазменного покрытия с поверхностью цилиндровой втулки.

Методы проведения исследований

Цилиндровые втулки для проведения экспериментов по напылению плазменного покрытия были взяты от тепловозного дизеля 164H26/26 (Д49), внутренний диаметр 260 мм. Втулки изготовлены из серого перлитного чугуна АХНММ,



Рис. 1. Схема установки для напыления плазменных порошковых покрытий на внутреннюю поверхность цилиндровой втулки:

1 — планшайба; 2 — установочный фланец; 3 — втулка цилиндра; 4, 5 — отверстия в планшайбе; 6, 11 электродвигатели постоянного тока; 7, 12 — червячные редукторы; 8 — вал; 9 — кольцевая полость; 10 — кожух; 13 — ходовой винт; 14 — опора; 15 — станина; 16 — сверхзвуковой технологический генератор; 17 инжекторная головка для абразивной обработки; 18 штуцер подачи абразивного материала

твердость HV = 2450 МПа. Внутренняя поверхность втулки фосфатирована, перед обработкой втулки промывали бензином и высушивали.

Оборудование для нанесения износостойких покрытий на внутренние поверхности втулок цилиндров тепловозных дизелей размещено в единой камере и представляет собой компактную автоматизированную установку (рис. 1), в которой совмещены операции активации поверхности, предварительный нагрев и напыление. Это позволяет полностью исключить время на транспортные операции и осуществлять напыление непосредственно после окончания операций подготовки поверхностей.

Установка скомпонована в виде стойки, помещенной в камеру, внутри которой имеется установочный фланец 2 с приводом 6 для его вращения, вертикально расположенный ходовой винт 13 с приводом 11, на котором плазмотрон 16 и инжекторная головка 17 пескоструйной обработки закреплены с возможностью перемещения в направлении оси установочного фланца.

Принцип работы установки состоит в следующем. Втулка цилиндра *3* устанавливается в специальное гнездо планшайбы *1*, в верхней части которой расположен установочный фланец *2* для обеспечения центровки втулки цилиндра относительно вертикальной оси. Сменные фланцы позволяют обрабатывать различные типоразмеры втулок. В планшайбе присутствуют вентиляци-



Рис. 2. Рабочая зона установки для напыления плазменных порошковых покрытий на цилиндровые втулки





онные отверстия для создания естественной конвенции — подвода атмосферного воздуха и отвода горячих газов из зоны напыления.

Технологический процесс плазменного напыления втулки цилиндра состоит из двух этапов. На первом этапе проводится пескоструйная обработка втулки. В нижней части установки расположен электродвигатель постоянного тока 6 с понижающим обороты червячным редуктором 7, которые обеспечивают вращение вала 8 и втулки цилиндра относительно вертикальной оси. Планшайба помещена в цилиндрический кожух 10, который обеспечивает защиту от продуктов обработки. Под планшайбой расположена кольцевая полость 9, которая используется для сбора и отвода абразивного материала после пескоструйной обработки через штуцер 18. В верхней части установки расположен механизм продольного перемещения сверхзвукового технологического генератора 16 и инжекторной головки 17 для абразивной обработки. Механизм состоит из электродвигателя постоянного тока 11, червячного редуктора 12, которые с помощью конструктивных элементов ходового винта 13, опоры 14, станины 15 передают перемещение генератору и инжекторной головке. Вращение втулки цилиндра вокруг вертикальной оси и движение инжекторной головки вдоль оси обеспечивают пескоструйную обработку внутренней поверхности. На втором этапе аналогично проводится плазменное нанесение износостойкого покрытия. Конструкция компактна (рис. 2) и удобна в техническом обслуживании.

Для нанесения износостойких покрытий применена наиболее эффективная технология сверхзвукового плазменного напыления с последующей упрочняющей термообработкой, что позволяет получать более прочные адгезионные связи покрытия с основой с гибким регулированием ширины переходной зоны, измельчением структуры покрытия, образовывать дополнительные упрочняющие фазы, снижать пористость и, как следствие, значительно повысить прочностные и триботехнические свойства покрытий.

Для выполнения напыления разработана конструкция сверхзвукового технологического генератора плазмы. На рис. 3 приведен сверхзвуковой генератор плазмы мощностью 100 кВт. Технические параметры были определены расчетным путем. Экспериментальная отработка плазмотрона и технологических режимов трудоемка и не гарантирует получения максимально высоких служебных свойств покрытий, так как технологический процесс многопараметрический. Особенности конструкции плазмотрона: осевая стабилизация длины дуги, раздельное охлаждение анодного и катодного узлов, сменный сопловой аппарат, симметричный ввод порошкового материала (два инжектора) в цилиндрический канал.

Инжекция порошкового материала проводилась в дозвуковую область течения потока плазмы при нанесении интерметаллида ПН70Ю30 с размером частиц $d_r = 4 \cdot 10^{-5}$ м. Оптимальный диаметр частиц порошкового материала при сверхзвуковом нанесении для обеспечения равномерного нагрева и плавления составляет $5 \cdot 10^{-6} \le d_r \le 4 \cdot 10^{-5}$ м. С уменьшением диаметра частиц повышаются их скорость и кинетическая энергия, и, как следствие, уменьшается пористость, увеличивается прочность и возрастает износостойкость.

Проблема повышения качества покрытий для защиты от износа сводится к задаче увеличения температуры и ускорения порошкового материала, поэтому требует оптимизации параметров плазмы, дисперсной фазы, геометрии канала в целях достижения максимальных скоростей дисперсной фазой при ее плавлении. Численное моделирование двухфазных потоков, истекающих в свободное пространство [9, 10], широко применяется для определения температур и скоростей газовой и дисперсной фаз при газотермическом нанесении износостойких покрытий на трибосопряжения машин и механизмов. Уровнем термосилового взаимодействия двухфазного потока с поверхностью определяются характеристики покрытий: адгезионная и когезионая прочность, пористость и др., и, как следствие этого, и триботехнические характеристики.

С повышением скорости частиц и их температуры увеличиваются скорость деформации и температура в зоне контакта, т.е. возрастает отношение времени деформации частиц к времени их охлаждения. Это приводит к увеличению отношения площади физико-химического взаимодействия к площади поперечного сечения деформированной частицы и, как следствие, к увеличению адгезионной и когезионной прочности и уменьшению пористости. Повысить скорость частиц можно за счет увеличения скорости плазмы, которая может быть повышена за счет использования сверхзвукового режима истечения. Но в этом случае инжекция порошкового материала в сверхзвуковую область потока ограничивается условием возникновения прямого скачка уплотнения с переходом в дозвуковое течение.

В настоящее время полуэмпирические модели являются одним из распространенных методов моделирования двухфазных турбулентных потоков. Температура и скорость фаз — определяющие параметры при формировании покрытий, поэтому по методике [9] было определено распределение температурно-скоростных характеристик обеих фаз по длине канала плазмотрона. Влияние дисперсной фазы на турбулентную энергию учтено приближенно, введением эмпирических поправок к традиционным членам, описывающим генерацию и диссипацию пульсационной энергии. На рис. 4 показано изменение скорости истечения плазменной струи в канале плазмотрона и скорости разгона порошкового материала.

Скорость частиц порошкового материала ПН70Ю30 на срезе сопла достигает 380 м/с, а температура порошкового материала — температуры плавления (рис. 5).

При выборе порошковых материалов проводили ускоренные испытания на машине трения типа Бринелля—Хаворта (рис. 6) в соответствии со стандартом ASTM G65, который регламентирует методы оценки износостойкости наплавок из твердых сплавов и их ранжирование по показателям износа. Изнашивание испытуемого образца происходило при трении о резиновый диск, вращающийся со скоростью v = 2,5 м/с, контактное давление 1 МПа, размеры образцов $87 \times 20 \times 10$ мм, параметр шероховатости поверхности Ra = 0.8 мкм.



Рис. 4. Изменение скорости плазменной струи (1) и скорости разгона порошкового материала (2) по длине сопла



Рис. 5. Изменение температуры нагрева порошкового материала по длине сопла



Рис. 6. Схема испытания на абразивный износ

Результаты сравнительных испытаний на абразивное изнашивание

Материал покрытия	К	Твердость <i>H</i> ₅₀ , ГПа	Фракция порошка, мкм				
ПН70Ю30	1,21	3,54	63				
ПН70Ю30	2,05	3,72	40				
ПН80Х20	2,98	2,82	40				
50 % ПН70Ю30, 50 % ПН80Х20	3,63	3,75	40				
ПН55Т45	3,38	5,13	63				
ПГ10Н01	3,46	4,62	63				
Примечание. К — коэффициент износостойкости, $\mathbf{K} = \Delta V / \Delta V_0$.							

В зону трения подавали предварительно просушенный абразив фракции 0,2...0,3 мм; время испытаний 30 мин. Измеряли весовой износ образцов ΔG , который пересчитывали на объемный износ ΔV . В качестве эталона использовали образец из чугуна СЧ 18—36 с объемным износом ΔV_0 . Покрытия на рабочие поверхности образцовсвидетелей наносили при сверхзвуковом режиме истечения плазмы. Для увеличения прочностных характеристик покрытий детали и образцы предварительно нагревали до температуры T = 400 °C.

Результаты испытаний, осредненные по 10 образцам, приведены в таблице. Износостойкость плазменных покрытий сильно зависит от размера частиц напыляемого материала. Так, например, при уменьшении диаметра частиц в 1,6 раза для всех использованных материалов износостой-кость увеличивается примерно в 1,8 раза. Наилучшие результаты показали покрытия ПГ10H01 на основе системы Ni—Cr—B—Si + 20 % Al₂O₃.

Выводы

1. Создана установка для упрочнения цилиндровых втулок тяжелых дизелей, позволяющая совместить операции пескоструйной очистки поверхностей и газоплазменного напыления порошковых покрытий, что позволяет практически сократить время транспортных переходов.

2. Разработан сверхзвуковой генератор плазмы, позволивший обеспечить ускорение частиц напыляемого порошка до скорости 380 м/с, которая обеспечивает повышение износостойкости покрытия более чем в 3 раза.

3. Разработанный технологический процесс позволяет уменьшить общее технологическое время нанесения покрытия для защиты цилиндровых втулок от износа, значительно увеличить ресурс работы и, главное, практически исключить аварийные ситуации, обусловленные отслоением покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хайм К. Основные тенденции и приоритеты развития мирового двигателестроения (материалы конгресса СІМАС 2016) // Двигателестроение. 2016. № 4. С. 35-60.

2. Vardelle A.A., Moreau C., Themelis N.J., Chazelas C. Perspective on Plasma Spray Technology // Plasma Chem Plasma Process. New York: Springer Science + Business Media. 2014.

3. Алисин В.В., Рощин М.Н., Владиславлев А.А. Технология получения износостойких металлокерамических покрытий с ультрадисперсной упрочняющей фазой // Перспективные материалы и технологии: нанокомпозиты. Космический вызов 21 века. Т. 2 / под. ред. А.А. Берлина и И.Г. Ассовского. М.: Торус Пресс, 2006. С. 59—68.

4. **Хромов В.Н.** Влияние упрочнения деталей на дорожно-транспортные происшествия транспортных средств при их эксплуатации на примере восстановления гильз цилиндров двигателей внутреннего сгорания // Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 2. С. 44—47.

5. Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / В.Е. Архипов, А.А. Дубравина, Л.И. Куксенова и др. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4. С. 18—24.

6. Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Газодинамическое напыление: Структура и свойства покрытий. М.: КРАСАНД, 2017. 240 с.

7. Лебедев В.А., Иванов В.В., Штынь С.Ю., Давыдова И.В. Энергетическое условие формирования вибрационных механохимических покрытий и оценка их адгезионной прочности // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 8. С. 34—39.

8. Лыков А.В. Тепломассообмен: справочник. М.: Энергия, 1978. 480 с.

9. Юн А.А., Крылов Б.А. Расчет и моделирование турбулентных течений с теплообменом, смешением, химическими реакциями и двухфазных течений в программном комплексе Fastest-3D: учебное пособие. М.: Изд-во МАИ, 2007. 116 с.

10. Дюмин М.И., Козлов Н.П., Суслов В.И. Численное моделирование динамики нагрева порошковых материалов в технологическом плазмотроне // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2003. № 3. С. 3—11.



Указатель статей, опубликованных в журнале в 2018 г.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ УПРОЧНЕНИЯ Адаскин А.М., Сапронов И.Ю. Взаимосвязь макро- и микротвердости материалов при индентирова-	. № 10
нии пирамидой Виккерса	.№ 10
Пономаренко Д.В. Влияние газотермических по- крытий из высоколегированных порошковых ма- териалов на сопротивление хрупкому разрушению	№ 5
низкоуглеродистои стали 20 № 12 Безъязычный В.Ф., Тимофеев М.В., Прокофьев М.А., Киселев Э.В. Динамический метод оценки модуля упругости и внутреннего трения модифицирован-	№ 2
ного поверхностного слоя образцов№ 1 Бутенко В.И., Шаповалов Р.Г. Влияние никель-	.№ 12
фосфорного покрытия на эффективность исполь- зования металлорежущего инструмента№ 10 Верещагин В.Ю., Мокрицкий Б.Я., Верещаги- на А.С. Прогнозное моделирование архитектуры покрытия на металлорежущем инструменте№ 4	№ 1
Грубый С.В., Шавва М.А., Лапшин В.В. Сверхточ- ная обработка поверхностей элементов приборов из оптических материалов№ 11 Микаева С.А., Микаева А.С. Технологические ис- следования структуры и внешнего вида поверхно- сти защитного покрытия	Nº 1
Гурьянов Г.Н., Смирнов С.В. Влияние интенсивности упрочнения и угла рабочего конуса волоки на осевое напряжение, запас прочности и прирост средней температуры в проходе водочения	.№ 12
проволоки	. № 10
пояске волоки при разных параметрах деформации и моделях упрочнения проволоки№ 9 Егоров М.С., Егорова Р.В. Упрочнение порошко- вых материалов при измерении горячей твердости№ 4	№ 1
Захарченко К.В., Зубков В.П., Капустин В.И., Максимовский Е.А., Таланин А.В. Анализ влияния технологий нанесения покрытий на деформацион- ные характеристики образца при периодическом нагружении № 6	. № 11
Кабалдин Ю.Г., Власов Е.Е., Кузьмишина А.М. Квантово-механическое моделирование энергии адгезии наноструктурных покрытий с режущим инструментом и с обрабатываемым материалом№ 8	№ 2

ханической поверхностной закалки на изменение	
структуры и микротвердости сплава нирезист	№ 3
Юркевич С.Н., Юркевич К.С. Применение маг-	
нитно-импульсной обработки на образце из стали	
12X18H10T с хромовым покрытием N	o 10

МЕХАНИЧЕСКАЯ УПРОЧНЯЮЩАЯ ОБРАБОТКА

Атоян Т.В. Модели оптимизации параметров процесса вибрационной обработки деталей в рабочей камере с шарнирно-рычажным приводом......№ 2 Берберов С.А., Берберова Н.И., Гаврилов А.А. Технологические возможности процесса калибрования шлицевых отверстий фасонными дорнами......№ 2 Бутенко В.И. Особенности проявления и управление технологической наследственностью при отделочно-упрочняющей обработке поверхностей деталей машин.....№ 2 Голиков Н.И., Сараев Ю.Н., Максимова Е.М., Семенов С.В. Повышение износостойкости деталей землеройной техники, эксплуатирующихся в условиях холодного климата.....№ 12 Дудкина Н.Г., Абраменко С.А., Баринов В.В. Определение толщины упрочненного поверхностного слоя стальных деталей, подвергнутых дробеструйной обработке№ 12 Евсюков С.А., Небогов С.М., Алимов А.И. Ультразвуковое упрочнение резьбы насосно-компрессорных труб.....№ 11 Зайдес С.А., Нгуен Ван Хинь. Влияние профильного радиуса рабочего инструмента на качество поверхностного слоя при осциллирующем выглаживании.....№ 6 Колокатов А.М. Хонингование гильз цилиндров двигателей эластичными брусками№ 5 Лавриненко В.Ю., Лавриненко Ю.А. Разработка математической модели упрочнения высоконагруженных пружин сжатия дробеметной обработкой.....№ 11 Мищенко К.С. К вопросу о поверхностной пластической деформации дорожек качения шариковых подшипников.....№ 5 Мокрицкий Б.Я., Верещагин В.Ю. Компьютерное моделирование процесса механической обработки для оптимизации упрочняющего воздействия на заготовку.....№ 3 Попов М.Е., Попов А.М., Эль Дакдуки А. Математическое моделирование соударения тел рабочей среды и обрабатываемых деталей при виброволновой обработке.....№ 2 Прокопец Г.А., Прокопец А.А. Повышение надежности технологической системы механической обработки деталей путем управления точностью ее наладки.....№ 2 Соколова О.В., Лагошина Е.В., Миронова М.О. Упрочнение сталей и сплавов методом холодной периодической прокатки.....№ 11 Тамаркин М.А., Мельников А.С., Тищенко Э.Э. Исследование надежности технологических процессов обработки деталей динамическими методами поверхностного пластического деформирования№ 2

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Дворник М.И., Зайцев А.В., Михайленко Е.А., Мокрицкий Б.Я. Повышение трещиностойкости поверхностного ультрамелкозернистого слоя вольфрамокобальтового твердого сплава за счет миграции кобальта из среднезернистого слоя№ 8

Михальченков А.М., Дьяченко А.В., Козарез И.В., Михальченкова М.А. Регулирование твердости поверхности при двухслойной наплавке изменением термического режима формирования покрытия.......№ 8

Руденко С.П., Валько А.Л. Определение параметров химико-термической обработки высоконапряженных зубчатых колес на основе расчетных моделей......№ 8

ОБРАБОТКА КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

Афанасьева Л.Е., Третьяков С.А., Иванова А.И.,
поверхности стали№ 7
Бажин П.М., Столин П.А., Столин А.М., Галы- шев С.Н., Зарипов Н.Г., Прокопец А.Д., Авериче- ва И.Р. Керамические электроискровые покрытия, полученные СВС-электродами на основе МАХ-фазы Ti—Al—C№ 8
Балановский А.Е., Ву В.Г. К вопросу моделирова- ния процесса плазменного поверхностного упроч- нения в среде Visual-Environment 8.6№ 7
Барсуков Н.М., Беликов А.И., Калинин В.Н., Пет-
ров В.В., Шарапков М.А. Влияние толщины адап- тивного слоя на твердость и износостойкость упрочняющего покрытия системы TiC—MoS ₂ № 5
Батраев И.С., Прохоров Е.С. Совершенствование
технологии детонационного напыления за счет профилирования ствола установки№ 6
Дружков С.С., Волков Д.И., Киселев Э.В. Повы- шение производительности магнетронного напы- ления износостойких 3D-нанокомпозитных по- крытий на основе параметрической оптимизации давления газа в вакуумной камере№ 1
Иванов В.И., Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П. Ком- позиционные многослойные и многофункцио- нальные покрытия. 1. Формирование подложки№ 12
Исакин И.А., Гнюсов С.Ф. Модификация быстро- режущих сталей концентрированными потоками энергии: обзор№ 5
Исакин И.А., Гнюсов С.Ф. Особенности форми- рования структуры покрытий на основе стали 10Р6М5 после импульсной электронно-лучевой обработки№ 9
Канаев А.Т., Тополянский П.А., Бийжанов С.К. Исследование формирования градиентно-слои- стой структуры в колесной стали при плазменной закалке№ 9

Климкин Ю.О., Дробяз Е.А., Ильинкова Т.А. Из- носостойкость наплавленных покрытий на основе	
ПН85Ю15, легированных аморфным бором№ 5	M
Ковтунов А.И., Семистенов Д.А., Нестеренко И.С.,	C
Становления валов из высоколегированных ста-	HI
лей газопламенным напылением в условиях	HI
ОАО "Сибур-Тольятти"№ 12	C
Ляшенко Б.А., Самотугина Ю.С. Структура и вяз-	ва
кость разрушения высокоуглеродистых сплавов	Ж
Матюшкин А.В. Голковский М.Г. Гиосов С.Ф.	Д
Особенности формирования структуры наплав-	C
ленного металла и ЗТВ конструкционной стали	Π
в условиях вневакуумной электронно-лучевой на-	це
Нлавки В М Особенности изнесения компози-	C'
ционных покрытий дуговой наплавкой в вакууме № 11	
Овчаренко П.Г., Лещев А.Ю., Тарасов В.В., Три-	II
фонов И.С. Сравнительная характеристика изно-	ці
состойкости поверхностных слоев, полученных	Xa
	H
менной закалки плужного лемеха сельскохозяй-	ИЗ
ственных машин№ 12	
Самойлович Ю.А. Теплофизическая модель плаз- менной закалки гребня локомотивных колес№ 8	
Сахвадзе Г.Ж., Киквидзе О.Г. Моделирование	
упрочнения имплантатов тазобедренного сустава	Ж
нологии лазерно-ударно-волновой обработки№ 10	ДЫ
Фоминский Д.В., Жукова Е.А., Смирнов А.А. Вли-	Д
яние режимов генерации, разлета и осаждения ла-	СК
зерного факела на состав и структуру наносимых	M
$\mathbf{U}_{\mathbf{X},\mathbf{U},\mathbf{U},\mathbf{U},\mathbf{U},\mathbf{U},\mathbf{U},\mathbf{U},U$	Щ
прогнозируемого упрочнения стальной поверхно-	
сти при лазерной обработке№ 4	Щ
	Ta
ХИМИЧЕСКАЯ,	СГ
АИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ И ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	e E
h Sjiekii Oxhivin Ieckan Obiado ika	на
Александров В.А., Петрова Л.Г., Сергеева А.С.,	II
Косачев А.В., Александров В.Д. Повышение стой-	
рования поверхности с нанесением покрытий из	
соединений вольфрама в высокочастотном разряде№ 1	
Балакай В.И., Шпанова К.А., Мурзенко К.В. Вли-	
яние тонкодисперсных соединений электроосаж- лаемого металла на свойства никелевых покрытий № 8	
Веселовский А.А. Лоизвлечение никеля из отваль-	
ных шлаков с использованием стальной подложки	ал ал
осаждения№ 7	B
Гадалов В.Н., Лепакова О.К., Филатов Е.А., Ла-	Б
тухин Е.И., Ельников Е.А. Использование метода	
го синтеза (СВС) для получения МАХ-фазы типа	Д

карбоборида титана№ 7 Салахова Р.К., Тихообразов А.Б., Смирнова Т.Б.

Салахова Т.К., Тихосоразов А.Б., Смирнова Т.Б. Об эффективности применения пенообразователя CHROM P-1 при электролитическом хромировании..№ 6

Скрябин М.Л., Смехова И.Н. Условия формирования нанопористых структур оксидных пленок при микродуговом оксидировании поршневых алюминиевых сплавов......№ 3 Смирнов А.Е., Мохова А.С., Семенов М.Ю., Се-

Смирнов А.Е., Мохова А.С., Семенов И.Ю., Севальнев Г.С., Фахуртдинов Р.С. Оптимизация режимов комбинированной химико-термической обработки высоконагруженных зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей теплостойкой стали№ 11 Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю., Пахомова С.А. Определение режимов вакуумной цементации на основе расчетного метода№ 6 Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Применение ферросплавов в качестве источника диффузанта при микродуговом легировании стали№ 7 Шестопалова Л.П., Александров В.А. Влияние циклического оксиазотирования на технические характеристики конструкционных легированных сталей№ 5

Юркевич С.Н. Модификация поверхности деталей из титановых сплавов№ 4

ПОЛИМЕРНЫЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ

Жачкин С.Ю., Болдырев А.И., Пеньков Н.А., Болдырев А.А., Краснова М.Н. Восстановление изношенной внутренней поверхности гильз цилиндров дизельных двигателей композитным гальваническим покрытием№ 5 Микаева С.А., Микаева А.С., Муравьев В.В. Защитное ртутьнепроницаемое покрытие.......№ 4

Микаева С.А., Микаева А.С., Родюков М.С. Способы уменьшения ртутной опасности, упрочняющие технологии и защитные покрытия.......№ 3

Табаков В.П., Худобин Л.В. Повышение работоспособности твердосплавного инструмента путем направленного выбора механических свойств слоев многослойного покрытия с учетом функциональных параметров процесса резания№ 9

Шматов А.А., Соломянский А.Е. Многомерное проектирование технологии упрочнения твердого сплава в вододисперсном речном песке.......№ 9

ОБРАБОТКА КОМБИНИРОВАННЫМИ МЕТОДАМИ

Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Том 15. № 1

Литовка Ю.В., Насраоуи М., Кузнецова О.А., Май- стренко Н.В. Молифицированные олнослойными	УПРОЧНЯЮЩИЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ
углеродными нанотрубками хромовые гальваниче-	Беликов А.И., Калинин В.Н., Карпухин С.Д., По-
ские покрытия	пова М.Г. Нанокомпозитные твердосмазочные
Мамбетов А.Д., Байрамуков А.О. Обоснование	покрытия, формируемые методом магнетронного
конструктивных параметров ультразвукового на-	
обработки плоских поверхностей№ 4	Гарипов А.Р., Варданян Э.Л., Назаров А.Ю. Про- гнозирование стехиометрического состава покры-
Силаев Д.В., Сухочев Г.А., Коденцев С.Н. Техноло- гические возможности комбинированной обработ-	тий на основе интерметаллидов системы Ti—Al, синтезированных в среде реакционных газов№ 10
ки по активации поверхностей под покрытие№ 4	Еленкий А.В., Захаленков А.В., Чулина О.В., Фе-
Сокольников В.Н., Сухочев Г.А., Коленцев С.Н.	дорович С.Д., Терентьев Е.В. Упрочнение стальной
Технологическое обеспечение эксплуатационных	поверхности фуллеренами С ₆₀ с использованием
показателей при доводке роторов комбинирован-	лазерного нагрева№ 7
ной обработкой№ 3	Кабалдин Ю.Г., Власов Е.Е., Кузьмишина А.М.
Щедрин А.В., Кострюков А.А., Мельников Э.Л.,	Влияние фрактальных свойств наноструктурных
Алешин В.Ф., Чихачева Н.Ю. Инновационные	покрытий на их износостойкость№ 6
способы воздеиствия на обрабатываемый материал	Каракулов Р.А., Панфилов Ю.В., Ильин В.Н. По-
ных заготовок волочением	вышение адгезионнои прочности металлизации
Япославнев В М Япославнева Н А Использова-	приборов
ние покрытий для повышения качества изделий	Колотзев Л.Н. Полешенко К.Н. Глинбелг П.Б.
и интенсификации процесса резания материалов	Тарасов Е.Е., Иванова Е.В. Совершенствование
с разными физико-механическими свойствами№ 3	метода ионно-плазменного напыления деталей ав-
Ярославцев В.М., Ярославцева Н.А. Методы упроч-	томобилей на основе мультифрактального анализа
няющей технологии как средство совершенствова-	топокомпозитных покрытий№ 6
ния процесса резания№ 1	Моргунов Ю.А., Саушкин Б.П. Особенности фор-
	мирования композиционных никелевых покрытий
	С наноалмазами
ПЕРСПЕКТИВНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ	Ризванова П.Г., Козлов Г.В., Магомедов Г.М. Ме-
И СИСТЕМЫ АВТОМАТИЗАЦИИ	ланизм формирования межфазных областси в дис- персио-наполненных полимерных нанокомпозитах № 10
	Филатор F A Галалор B H Frown P Ю Мака-
Азарова А.И. Алгоритмизация процесса оптимиза-	пова И.А., Ельников Е.А. Повышение работоспо-
ции многоступенчатой обработки деталей свобод-	собности клапана двигателей внутреннего сгора-
пыми абразивами	ния методом ионно-плазменного нанесения нано-
афонин с.и. Оптимальное управление пьезоак- тюатором нано- и микроперемещений № 7	структурного покрытия (TiAlSi)N№ 8
тюатором нано- и микроперемещений№ 7	

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУР

Гречихин Л.И. Формирование р-, п-проводимо	ости	
и <i>p</i> — <i>n</i> -перехода	Nº :	5

ИНФОРМАЦИЯ. ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ОПЫТ

Указатель	статей,	опубликованных	в	журнале		
в 2017 г				N	ſ⁰	1

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2a, стр. 2. Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". E-mail: utp@mashin.ru Web-site: www.mashin.ru Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. Технический редактор Конова Е.В. Корректор Сажина Л.И. Сдано в набор 07.11.2018 г. Подписано в печать 24.12.18 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена. Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49 Оригинал-макет: ООО "Адвансед солюшнз". 119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1

Сайт: **www.aov.ru**

Безъязычный В.Ф., Фоменко Р.Н., Ганзен М.А., Первов М.Л., Рассудов Н.В. Автоматизированное нанесение смазочных материалов на заготовки лопаток газотурбинных двигателей при штамповке......№ 3 Грядунов С.С., Памфилов Е.А., Прозоров Я.С., Пы-