

# ВЕСТНИК

Магнитогорского государственного  
технического университета им. Г. И. Носова

№ 4 (24) декабрь 2008 г.

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы данных ВИНТИ, а также в Перечень ведущих рецензируемых научных журналов и изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени доктора и кандидата наук по рекомендации экспертных советов по разработке месторождений твердых полезных ископаемых, металлургии и металловедению. Электронные версии журнала размещаются на сетевом ресурсе Научной Электронной Библиотеки в сети Интернет.

Издается с марта 2003 года

#### Редакционный совет:

##### Председатель редсовета:

*В.М. Колокольцев* – ректор ГОУ ВПО «МГТУ», проф., д-р техн. наук.

##### Члены редсовета:

*А.В. Дуб* – ген. директор ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», д-р техн. наук;

*Д.Р. Каплунов* – член-кор. РАН, проф. ИПКОН РАН, д-р техн. наук;

*В.Ф. Рашиков* – Президент ООО "Управляющая компания ММК", проф., д-р техн. наук;

*В.М. Счастливец* – зав. лабораторией ИФМ УрО РАН; академик РАН, д-р техн. наук;

*А.Б. Сычков* – зам. начальника техотдела Молдавского металлургического завода, д-р техн. наук;

*Ken-ichiro Mori* – Professor Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Japan;

*Maciej Pietrzyk* – Professor Akademia Gorniczo-Hutnicza, Krakow, Poland.

#### Редакционная коллегия:

##### Главный редактор:

*Г.С. Гун* – проф., д-р техн. наук.

##### Заместитель:

*М.В. Чукин* – проф., д-р техн. наук (отв. редактор).

##### Члены редколлегии:

*В.А. Бигеев* – проф., д-р техн. наук;

*К.Н. Вдовин* – проф., д-р техн. наук;

*С.Е. Гавришев* – проф., д-р техн. наук;

*В.Н. Калмыков* – проф., д-р техн. наук;

*С.И. Лукьянов* – проф., д-р техн. наук;

*С.А. Песина* – проф., д-р филол. наук;

*С.И. Платов* – проф., д-р техн. наук;

*В.М. Салганик* – проф., д-р техн. наук.

##### Ответственные редакторы по научным направлениям экспертных советов ВАК РФ:

*Т.С. Кузнецова* – доц., канд. техн. наук;

*М.А. Полякова* – доц., канд. техн. наук;

*М.В. Шубина* – доц., канд. техн. наук.

© ГОУ ВПО «МГТУ», 2008

На журнал можно подписаться в отделениях связи либо приобрести непосредственно в редакции. Подписной индекс издания в объединенном каталоге «Пресса России» 48603.

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС11-1157 от 18 апреля 2007 г.

#### Адрес редакции:

455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38

Тел.: (3519) 29-85-17

Факс (3519) 23-57-60

E-mail: mgtu@magtu.ru; nis@magtu.ru

Журнал подготовлен к печати Издательским центром МГТУ им. Г.И.Носова.

Отпечатан на полиграфическом участке МГТУ.

Подписано к печати 17.12.2008.

Заказ 902. Тираж 500 экз. Цена свободная.



# VESTNIK

## Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov

№ 4 (24) December 2008

The journal is included in the Abstract Journal and the database of All-Russian Institution of Scientific and Technical information, and also in the List of the leading reviewed scientific journals and publications. On recommendation of advisory committee in the development of mineral resource deposits and metallurgy, the scientific results of candidates for Ph.D. theses are to be published in the above-mentioned journals. Internet versions of the journal can be found on the Scientific Electronic Library site in the Internet.

PUBLISHED SINCE MARCH, 2003

### Editorial committee

#### Chairman of editorial committee:

*V. M. Kolokol'tsev* – rector of State Educational Institution of Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov”, D. Sc

#### Members of the editorial committee:

*A. V. Dub* – general director of JSC Research and Production Association of Central Scientific Research Institution of Technical Mechanic Engineering, D.Sc.

*D. R. Kaplunov* – corresponding member of Russian Academy of Science, D.Sc.

*V. Ph. Rashnikov* – President of LTd “Magnitogorsk Steel and Iron Works managing company”, Prof., D. Sc.

*V. M. Schastlivtsev* – chief of laboratory in Russian Academy of Science, academician of Russian Academy of Science, D. Sc.

*A. B. Sychkov* – deputy chief of engineering department at Moldavia metallurgical plant, D. Sc.

*Ken-ichiro Mori* – Professor Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology, Japan.

*Maciej Pietrzyk* – Professor Akademia Gorniczo-Hutnicza, Krakow, Poland.

### Editorial staff

#### Editor-in-chief:

*G. S. Gun* – Prof., D. Sc.

#### Deputy chief editor:

*M. V. Chukin* – Prof., D.Sc.

#### Members of the editorial staff:

*V. A. Bigeev* – Prof., D.Sc.

*K. N. Vdovin* – Prof., D.Sc.

*S. E. Gavrishev* – Prof., D.Sc.

*V. N. Kalmykov* – Prof., D.Sc.

*S. I. Luk'yanov* – Prof., D.Sc.

*S. I. Platov* – Prof., D.Sc.

*V. M. Salganik* – Prof., D.Sc.

*S. A. Pesina* – Prof., D. Sc.

#### Executive editors in scientific fields of advisory committee of Higher Certifying Commission in the Russian Federation:

*T. S. Kuznetsova* – Assoc. Prof., Ph.D.

*M. A. Polyakova* – Assoc. Prof., Ph.D.

*M. V. Shubina* – Assoc. Prof., Ph.D.

© State Educational Institution of Higher Professional Education  
“Magnitogorsk State Technical University named after G. I. Nosov”, 2008

One can subscribe for the journal in the general publication catalogue of scientific-technical information, the subscription index of the journal 73849, or get the journal right in the editorial office.

Registration certificate ПИ № ФС11-1157 April 18, 2007 г.

#### Editorship address:

455000, city Magnitogorsk, Lenin Str. 38

Phone number: (3519)29-85-17

Fax: (3519)23-57-60

Email: mgtu@magtu.ru; nis@magtu.ru

Published by publishing center of MSTU named after G. I. Nosov.

Signed for press 17.12.2008.

Order 902. Circulation – 500 items. Free price.



## СОДЕРЖАНИЕ

<i>Дуб А.В.</i> Научно-производственному объединению по технологии машиностроения (ЦНИИТМАШ) – 80 лет.....	5
<b>Литейное производство.....</b>	<b>10</b>
<i>Дуб А.В., Рябков В.М., Мирзоян Г.С., Бахметьев В.В., Цыбров С.В., Авдиенко А.В.</i> Конкурентоспособные технологии производства крупнотоннажных композитных прокатных валков методом центробежного литья.....	10
<i>Андреев В.В.</i> Современные технологии изготовления из чугунов с вермикулярным графитом отливок с высокими эксплуатационными характеристиками.....	14
<b>Материаловедение и термическая обработка металлов.....</b>	<b>19</b>
<i>Чечель Л.А., Кузнецов Е.В., Орлов А.С., Школьникова Б.Э.</i> Жаростойкая, жаропрочная хромомарганцевая аустенитная сталь ДИ59.....	19
<i>Старченко Е.Г., Казанцев А.Г., Ходаков В.Д., Силаев А.А., Зубченко А.С.</i> О возможности увеличения допустимого времени суммарной термообработки сварных соединений стали 10ГН2МФА при проведении ремонтных работ.....	22
<i>Змиенко Д.С., Корнеев А.Е., Скоробогатых В.Н., Ломакин П.А.</i> Исследование микроструктуры 9–12% Cr стали для роторов турбин.....	26
<i>Береговский В.В., Духопельников Д.В., Марахтанов М.К., Щуренкова С.А.</i> Сравнительный анализ капельной фазы в покрытиях, полученных методом вакуумно-дугового осаждения на установках типа ПНВ и Platit п80.....	29
<i>Цих С.Г., Гришин В.И., Лисицкий В.Н.</i> Опыт применения карбонитрации стальных деталей и инструмента в машиностроении.....	32
<b>Наноматериалы и нанотехнологии.....</b>	<b>39</b>
<i>Рябков В.М., Рябков Д.В.</i> Процессы самоорганизации в формировании наноструктурного слоя чистого железа (Fe) при модификации поверхности стального проката электролитно-плазменной нанотехнологией..	39
<b>Новые технологические процессы и оборудование.....</b>	<b>44</b>
<i>Гуцин Н.С., Ковалевич Е.В., Петров Л.А., Пестов Е.С.</i> Новый метод изготовления рабочих органов погружных центробежных насосов из аустенитного чугуна с шаровидным графитом.....	44
<i>Клауч Д.Н., Овсенко А.Н., Овумян Г.Г., Куцева М.Е., Щегольков Н.Н., Кудинов А.А.</i> Технологические методы повышения качества изготовления и ресурса работы турбинных лопаток.....	49
<b>Энергетика металлургии, энергосбережение и электрические комплексы.....</b>	<b>54</b>
<i>Петриков С.А., Попов В.С., Хованов Н.Н.</i> Пути интенсификации теплообмена в трубопроводных каналах тепловых энергоустановок.....	54
<b>Методы и средства измерений, контроля, анализа.....</b>	<b>58</b>
<i>Капустин В.И., Рябов А.Н., Козин Ю.Н., Шведов Л.И., Максимова Т.Н.</i> Оценка возможности применения гамма-дефектоскопов с источником излучения Селен-75 для контроля сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС толщиной до 40 мм по стали.....	58
<b>Публикации молодых ученых.....</b>	<b>64</b>
<i>Нестерова С.Ю.</i> Оценка эффективности горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели для предотвращения газодинамических явлений при механизированной выемке карналлита.....	64
<i>Юречко Д.В., Казаков А.С., Филиппова В.П., Желнин Ю.М., Алексеев А.Г.</i> Усовершенствование вторичного охлаждения слывов при непрерывной разливке стали на криволинейной машине с вертикальным участком.....	68
<i>Алексеев Л.В., Столяров А.М.</i> Особенности выплавки полупродукта в сверхмощной дуговой сталеплавильной печи с различным расходом жидкого чугуна.....	69
<i>Радионова Л.В., Бужланова Ю.В.</i> Применение математических моделей для прогнозирования микроструктуры и механических свойств катанки из высокоуглеродистых марок стали.....	73
<i>Чукин М.В., Барышникова М.П., Беляев А.О.</i> Методика оценки коэффициента пропорциональности в процессах ОМД с применением средств объектно-ориентированного программирования.....	76
<i>Вожжаков А.В., Гитман М.Б.</i> Модель календарного планирования с нечеткими ограничениями.....	79
<i>Осинцев Н.А.</i> Управление безопасностью производства на рабочих местах с применением аппарата теории нечетких множеств.....	83
<b>Рефераты.....</b>	<b>86</b>
<b>Reports.....</b>	<b>91</b>
<b>Сведения об авторах.....</b>	<b>95</b>
<b>The information about the authors.....</b>	<b>97</b>

## CONTENT

<b>Dub A.V.</b> Scientific and technical association of manufacturing engineering (Central Research Institute of Manufacturing Engineering) – 80 years old. ....	5
<b>Casting Production</b> .....	<b>10</b>
<b>Dub A.V., Ryabkov V.M., Mirzoyan G.S., Bakhmetiev V.V., Tsybrov S.V., Avdienko A.V.</b> Competitive production methods of large-capacity composite forming rolls through the spun casting.....	10
<b>Andreev V.V.</b> Modern technologies of cast iron production with vermiculite graphite that have good operating characteristics.....	14
<b>Material science and heat treatment of metals</b> .....	<b>19</b>
<b>Chechel L.A., Kuznetsov E.V., Orlov A.S., Shkolnikova B.E.</b> Heat-resistant, high-temperature chrome-manganese austenitic steel DI 59. ....	19
<b>Starchenko E.G., Kazantsev A.G., Khodakov V.D., Silaev A.A., Zubchenko A.S.</b> About the increase in allowed time of the total heat treatment of steel 10GN2MFA weld connections during the repair work.....	22
<b>Zmienko D.S., Korneev A.E., Skorobogatykh V.N., Lomakin P.A.</b> The research of the microstructure of 9-12% Cr steel for the turbine rotor. ....	26
<b>Beregovsky V.V., Dukhopelnik D.V., Marakhtanov M.K., Tschurenkov S.A.</b> The comparative analysis of the drop phase in the coatings obtained by the method of the vacuum and arc depositions at the NNB and Platitπ80 installations.....	29
<b>Tsikh S.G., Grishin V.I., Lisitsky V.N.</b> The experiment of the steel component and tool carbonization in the mechanical engineering.....	32
<b>Nanomaterials and nanotechnologies</b> .....	<b>39</b>
<b>Ryabkov V.M., Ryabkov D.V.</b> The self-organization process in the nanostructural layer formation of pure iron (Fe) in the modification of the rolled iron surface through the electrolytic and plasmatic nanotechnology.....	39
<b>New technological processes and equipment</b> .....	<b>44</b>
<b>Gutschin N.S., Kovalevich E.V., Petrov L.A., Pestov E.S.</b> The new method of operating element production of the sinking rotary pumps made of austenitic iron with spherical graphite.....	44
<b>Klauch D.N., Ovseenko A.N., Ovumyan G.G., Kutscheva M.E., Tschegolkov N.N., Kudinov A.A.</b> The technological methods of improving the quality and resources of the turbine buckets. ....	49
<b>Power engineering of metallurgy, energy saving and electrical complexes</b> .....	<b>54</b>
<b>Petrikov S.A., Popov V.S., Khovanov N.N.</b> The ways of heat transfer enhancement in the pipe-line canals of the thermal power plants.....	54
<b>Methods and means of measurements, control and analysis</b> .....	<b>58</b>
<b>Kapustin V.I., Ryabov A.N., Kozin U.N., Shvedov L.L., Maximova T.N.</b> The application assessment of the gamma-ray flow detectors with Celen-25 radiation source for controlling the welded connections of the equipment and APP pipelines up to 40mm wide in steel.....	58
<b>Young scientists' publications</b> .....	<b>64</b>
<b>Nesterova S.Y.</b> The efficiency assessment of the horizontal degassing and unloading fracture to prevent the gas-dynamic phenomena in the mechanical camallite excavation.....	64
<b>Yurechko D.V., Kazakov A.A., Filippova V.P., Zhelnin Y.M., Alekseev A.G.</b> The enhancement of the slab secondary cooling in the continuous casting at the curvilinear machine with the vertical bend.....	68
<b>Alekseev L.V., Stolyarov A.M.</b> The peculiarities of semi-product melting in the super-power arc steel furnace with a different consumption of hot metal.....	69
<b>Radionova L.V., Buzhlanova Y.V.</b> The mathematical models to forecast the microstructure and mechanical properties of the rod made of high-carbon steel.....	73
<b>Chukin M.V., Baryshnikov M.P., Belyaev A.O.</b> The assessment methods of the proportionality coefficient in MDP processes by means of the objective and oriented programming. ....	76
<b>Vozhakov A.V., Gitman M.B.</b> The scheduling modeling with odd limits.....	79
<b>Osintsev N.A.</b> The production security management at the workplaces using the theory of odd numbers.....	83
<b>Рефераты</b> .....	<b>86</b>
<b>Reports</b> .....	<b>91</b>
<b>Сведения об авторах</b> .....	<b>95</b>
<b>The information about the authors</b> .....	<b>97</b>

УДК 669.14:621.78.621.79:620.179:621.73

Дуб А.В.

## НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННОМУ ОБЪЕДИНЕНИЮ ПО ТЕХНОЛОГИИ МАШИНОСТРОЕНИЯ (ЦНИИТМАШ) – 80 ЛЕТ

Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения (ЦНИИТМАШ) создан в 1929 г. по приказу ВСНХ СССР № 508 от 30 декабря. Он был поименован как Научно-исследовательский институт машиностроения (НИИМаш). В 1931 г. по постановлению ВСНХ СССР № 480 от 10 июля утвержден Центральным научно-исследовательским институтом машиностроения и металлообработки (ЦНИИМаш), а в 1938 г. приказом народного комиссара машиностроения № 1039 от 27 декабря институт утвержден как Центральный научно-исследовательский институт технологии и машиностроения.

ЦНИИТМАШ с момента организации рассматривался как всесоюзный центр научно-исследовательских работ в области технологии металлов и машиностроения. Институт, начиная с довоенного периода, решал теоретические и практические задачи разработки материалов и технологических процессов в машиностроении.

Подтверждением технической зрелости ЦНИИТМАШ, его высокой организованности в те годы явилось выполнение двух специальных заданий:

- изготовление в институте скульптуры В.И. Мухиной «Рабочий и колхозница», для чего были разработаны специальная марка стали ЭЯ1 и технология точечной сварки с помощью специально сконструированной машины;

- конструирование и изготовление пяти звезд на самых высоких башнях Кремля.

Уже в этот период в состав научно-технического совета ЦНИИТМАШ входили такие известные металловеды и металлурги, как академики А.А. Байков, А.Н. Крылов, Е.О. Патон, И.М. Артоболевский, С.В. Серенсен, чл.-кор. АН СССР И.А. Одинг, Е.А. Чудаков, профессора В.П. Вологдин, Н.В. Гевелинг, А.И. Зимин, С.Т. Конобиевский и др.

В период Великой Отечественной войны институт работал на оборону страны, решая научно-технические вопросы по производству танков, артиллерийских систем, боеприпасов и стрелкового вооружения, а его опытный завод выпускал оборонную продукцию, в том числе и участвовал в создании легендарной «Катюши».

В послевоенный период ЦНИИТМАШ сконцентрировал силы для разработки материалов и технологии тяжелого, энергетического и транспортного машиностроения, где возникли наиболее сложные и ответственные проблемы – создание крупногабаритных уникальных машин и агрегатов большой единичной мощности. Это было связано с тем, что ЦНИИТМАШ в тот период обладал уникальным составом специалистов широкого профиля, хорошим исследовательским оборудованием, в его составе находился хорошо оснащенный

по тем временам опытный завод, институт имел налаженные тесные связи с ведущими машиностроительными заводами страны. Он являлся единственной организацией, которая могла одновременно разрабатывать и новые материалы, и технологические процессы, и оборудование, и приборы, изучать кратковременные и длительные свойства при высоких и пониженных температурах, жаропрочность, коррозионную стойкость в различных средах и другие эксплуатационные свойства сталей и сплавов. Научно-исследовательские разработки ЦНИИТМАШ охватывали широкий комплекс технологических процессов, включая: выплавку стали, сплавов и чугуна, проектирование и изготовление изложниц и технологии отливки крупных слитков, различных методов литья и формовочных материалов, горячей пластической деформации металлов и сплавов, а также штамповки и гибки, всех способов электросварки и наплавки, проектирование оборудования и разработки технологии предварительной и окончательной объемной термической обработки, проектирование, создание оборудования и разработки технологии индукционной термической обработки, всех методов механической обработки и сборки, антикоррозионных и гальванических покрытий, различных методов поверхностного упрочнения и дефектоскопический контроль качества металла.

В связи с успехами в области теории и практики материаловедения и технологии машиностроения институту было поручено решение важнейших народнохозяйственных проблем, включая разработку материалов, технологии и производство новой техники, в том числе паровых турбин и генераторов мощностью до 1200 МВт, гидротурбин, котельных установок, газовых турбин, сосудов высокого давления, доменных печей, рабочих и опорных валков холодного и горячего проката, ковочных и штамповочных прессов, в том числе самого мощного пресса 75000 тс для СССР и самого мощного для Запада, поставленного во Францию – 65000 тс, успешно работающих в настоящее время, мощных и быстроходных дизелей, паро- и тепловозов, электровозов, вагонов, экскаваторов, углеразмельняющих мельниц, горнорудного оборудования и многих других видов машин и агрегатов.

Увеличение мощности турбин и турбогенераторов (300–1200 МВт) привело к резкому возрастанию массы и габаритов основных наиболее ответственных деталей, например, диаметр роторов достиг 2000 мм, длина 15000 мм, а масса 200 т. Возросли также требования, предъявляемые к прочностным и пластическим характеристикам, ударной вязкости. В связи с требованиями повышения надежности этих изделий начались работы по оценке хрупкой прочности стали на



разгонных моделях дисков и образцах внецентренного растяжения с трещиной типа СТ-3, которые возглавили проф., д-р техн. наук В.П. Рабинович и проф., д-р техн. наук Г.С. Васильченко.

Для решения проблемы производства роторов была разработана теория легирования высокопрочных конструкционных роторных сталей, на основании которой для их изготовления были предложены новые глубокопрокаливающиеся, прочные стали 25ХН3МФА, 25Х2Н4МФА, 26ХН3М2ФАА и 28Х2Н4М2ФАА вместо применявшейся ранее стали 38ХН3МФ (проф., д-р техн. наук А.А. Астафьев, проф., д-р техн. наук И.А. Борисов).

Для внедрения этих сталей в промышленность потребовалось решить ряд научных проблем. Были разработаны впервые в мировой практике теоретические положения измельчения зерна аустенита в крупных поковках массой более 200 т. Это дало возможность разработать специальные режимы предварительной и окончательной термической обработки, обеспечившие получение зерна аустенита № 7 по всему сечению (2000 мм) детали. Кроме этого, благодаря снижению содержания углерода до 0,20–0,30% появилась возможность ускорить охлаждение в процессе закалки и перейти от традиционного охлаждения в масле к прерывистой закалке через воду в масло и через воду с охлаждением на воздухе, а также разработать основы спрейерной закалки.

Применительно к сварным роторам тихоходных турбин была решена проблема получения крупных заготовок сплошных дисков диаметром до 3500 мм и высотой ступицы до 800 мм. Для этой цели были разработаны две хорошо свариваемые стали: 25Х2НМФА – для сварных роторов турбин К500-60/1500 и 20ХН2МФАШ – для турбины К1200-240/3000, а также технология двукратной закалки – прерывистой через воду в масло, а также в воде. Последняя позволила отказаться от строительства на заводе Атоммаш масляных баков. Под руководством канд. техн. наук С.В. Сельского на Харьковском турбинном заводе освоен технологический процесс зонального электронагрева под наплавочно-сварочные операции и электротермическую обработку сварных соединений этих роторов. Результаты вышеприведенных работ внедрены при создании атомных электростанций нового поколения, включая Ленинградскую, Балаковскую и др.

Под научным руководством проф., д-ра техн. наук И.А. Борисова и канд. техн. наук С.В. Покатаева был в кратчайшие сроки осуществлен комплекс металловедческих и технологических исследований по выбору материала и разработке технологии изготовления наиболее ответственных деталей тяжелых гидравлических прессов, в том числе пресса 65000 тс, поставленного во Францию. С этой целью были разработаны специальные стали: 20ХН3МФА для ковано-сварного цилиндра пресса (масса 105 т), 15ГНМА для ковано-сварных скобы пресса (масса 160 т, длина 30000 мм, ширина 1500–4000 мм, толщина 280–320 мм) и 15ХГНМФА для траверсы пресса (масса до 240 т, габаритные размеры 2000×3400×6200 мм). В ходе этих работ была впервые решена проблема изготовления особо толстого листа и

получения деталей массой, превышающей в 5 раз возможности сталеплавильной базы металлургических цехов отрасли машиностроения.

Была создана уникальная технология изготовления из стали 25ХН3МФ сварно-кованных заготовок для роторов турбогенераторов АЭС, имеющих длину свыше 14 м и вес 237 т.

На последней технологии следует остановиться особо, ибо, не производя самого крупного в мире слитка, по максимальной массе изготавливаемых цельных поковок СССР занимал, тем не менее, первое место в мире. Это было достигнуто благодаря разработанной под руководством д-ра техн. наук А.И. Рымкевича и канд. техн. наук М.Б. Рощина при участии специалистов ИЭС им. Е.О. Патона и Ижорского завода уникальной технологии и оборудования для электрошлаковой сварки заготовок сечением 2000×2650 мм и разработанной в ЦНИИТМАШ технологииковки, объемной и местной термической обработки. Внедрение новых марок стали и металлургической технологии изготовления проводилось на трех крупнейших заводах страны: НКМЗ, УРАЛмаше и Ижорском заводе. Следует отметить, что качество металла поковок полностью отвечало международным нормам.

В ЦНИИТМАШ широко проводятся работы, начатые чл.-кор. АН СССР И.А. Одингом, продолженные проф., д-ром техн. наук И.Л. Миркиным, проф., д-ром техн. наук Г.А. Туляковым, проф., д-ром техн. наук З.Н. Петропавловской, кандидатами наук Г.П. Трусовым, Р.С. Залетаевой, Е.Ф. Дубровской, М.Ф. Шешеневым и др. с сотрудниками по созданию, исследованию и последующему внедрению теплоустойчивых и жаропрочных сталей и сплавов, таких как сталь ИЦ-4 для сосудов давления, 12ХМ, 15Х1М1Ф, 12Х18Н12Т, 08Х16Н9М2 – для котельных и паропроводных труб, 15Х1М1ФЛ, 15Х3МФЛ, 12Х11В2МФЛ – для корпусных деталей паровых турбин, 2Х13, 12Х11В2МФ – для лопаточного аппарата паровых турбин, 31Х19Н9МВБТ, 20ХМФБР, ХН70ВМЮТ – для крепежных деталей, 30Х16Н22В6Б – для литых сегментов направляющего аппарата газовых турбин, ХН60КМВЮБ, ХН65КВМЮТБ – для лопаток газовых турбин.

Канд. техн. наук В.П. Борисовым разработаны составы низкоуглеродистых безникелевых хромистых сталей, легированных бором, которые нашли широкое применение, в частности для изготовления контейнеров для хранения радиоактивных отходов.

В настоящее время интенсивно развиваются работы по созданию и освоению современных высокохромистых сталей для угольных блоков со сверхкритическими и суперсверхкритическими параметрами пара (проф., д-р техн. наук А.В. Дуб, канд. техн. наук В.Н. Скоробогатых и др.).

Широкое строительство крупных гидроэлектростанций потребовало развития широкомасштабных по выбору материалов и разработке технологии изготовления лопастей поворотной-лопастных турбин, которые возглавил проф., д-р техн. наук И.Р. Крянин. Для этой цели была разработана сталь 20ГСЛ (Волжская ГЭС), которая нашла дальнейшее применение для сварно-

литых и сварно-кованных мощных гидротурбин, сварно-литых рабочих колес, радиально-осевых турбин Братской и Красноярской ГЭС. Для деталей гидротурбин, работающих в условиях кавитационного воздействия, разработаны стали 10X12НДЛ и 06X12НЗД, открывшие класс низкоуглеродистых хромистых медьсодержащих сталей. Созданы сварочные материалы и технология сварки рабочих колес гидротурбин. Из стали 10X12НДЛ изготовлены цельнолитые и сварно-литые рабочие колеса для Бхакра-Нангальской, Братской и Асуанской ГЭС. Материалы этого класса были удачно применены при изготовлении главных циркуляционных насосов для блока ВВЭР-1000. Для работы в условиях гидроабразивного износа разработана аустенитно-ферритная хорошо свариваемая сталь 0X18НЗГЗД2Л, из которой изготовлены лопасти, лопатки направляющего аппарата и камеры рабочих колес Уч-Курганской, Нижне-Разданской, Перепадной, Шаариханской ГЭС и др. Из стали 06X12НЗД были изготовлены рабочие колеса для Усть-Илимской, Саянской и других отечественных ГЭС, а также для электростанций в Канаде, Бразилии, Аргентине, Мексике и других странах. Эта сталь нашла применение и для изготовления сварных корпусов главных циркуляционных насосов для АЭС.

В институте под руководством проф., д-ра техн. наук А.В. Рябченкова разработаны основы легирования сталей и сплавов, обладающие высокой стойкостью в условиях коррозии под напряжением в растворах электролитов, содержащих хлориды, высокой общей стойкостью в воде высоких параметров, жаростойкостью в окислительных и восстановительных газообразных средах при температуре до 1300°С. Показана важная роль оксидных пленок в процессе разрушения металла в различных агрессивных средах. Вскрыт механизм ванадиевой коррозии. Установлены основные закономерности и механизм коррозионной усталости. На основании этих исследований разработаны новые коррозионно-стойкие стали и сплавы, такие как: X20H4MB, X20H35B, X20H45M4B3B, X20H45B6T, X20H6AG11, а также безникелевая сталь 02X18M2B для изготовления трубных элементов пароперегревателей и других узлов АЭУ. В настоящее время специалисты института проводят большой комплекс работ по обеспечению надежности оборудования АЭУ в условиях коррозионной повреждаемости (канд. техн. наук И.Л. Харина). Одновременно ими разработана перспективная жаростойкая хромомарганцовистая сталь, широко используемая при изготовлении и ремонте котельного оборудования (канд. техн. наук Е.В. Кузнецов и др.).

Более сорока лет ЦНИИТМАШ успешно занимается разработкой материалов и технологии для атомных энергетических установок различного типа, использующих разные виды теплоносителей. Институт совместно с ЦНИИ КМ «Прометей» и Ижорскими заводами (сегодня ОАО «ОМЗ») разработал сталь 15X2HMФА для корпуса реактора ВВЭР-1000 и ее модификацию, обеспечивающую надежную работу изделия в условиях нейтронного повреждения. Создана сталь 10ГН2МФА для корпусов парогенераторов, компенсаторов объема,

гидроемкостей коллекторов, трубопроводов установки В-1000. По комплексу физических и механических свойств, технологичности, надежности изделия из этих сталей превосходят отечественные и зарубежные материалы аналогичного назначения. Из этих материалов изготовлена большая серия установок В-1000 для России, ближнего зарубежья, КНР, Ирана.

Разработаны уникальные технологии штамповки фасонных элементов трубопроводов и арматуры, патрубков на обечайках корпуса реактора особогабаритных днищ и т.д.

Достаточно сказать, что технологические процессы штамповки патрубков Ду 850 мм на обечайках корпуса реактора и биметаллических колен главного циркуляционного трубопровода Ду 850 ВВЭР-1000 не имеют аналогов в мировой практике. Работы по технологииковки заготовок роторов турбин и генераторов для тепловых и атомных электростанций, особо крупных поковок обечаек и фланцев для корпусов реактора, парогенератора и другого оборудования нашли широкое промышленное применение при изготовлении оборудования АЭС с реактором ВВЭР-1000 и сохраняют свою актуальность для перспективных объектов атомного энергомашиностроения, в частности для программы «АЭС-2006».

С 1976 г. на ЦНИИТМАШ возложены функции головной организации по разработке материалов, технологии производства и методов контроля качества изготовления оборудования для атомных электростанций. Научное руководство этими работами возглавлял чл.-кор. АН СССР Н.Н. Зорев, а руководство по направлениям – проф., д-р техн. наук А.А. Астафьев, проф., д-р техн. наук В.С. Дуб, проф., д-р техн. наук Л.В. Прозоров, проф., д-р техн. наук Е.Н. Мошин, проф., д-р техн. наук А.С. Зубченко, проф., д-р техн. наук Г.С. Васильченко и др., проф., д-р техн. наук Д.М. Шур, канд. техн. наук С.И. Марков, В.А. Юханов, Е.Г. Старченко, С.И. Носов, А.Е. Рунов и др. Большое внимание в связи с этим институт уделял и уделяет созданию комплексных маршрутных технологий на ведущих заводах России.

Выдающийся вклад в развитие теории сварочных процессов внесли проф., д-р техн. наук А.С. Гельман, являвшийся одним из создателей научных основ сварки давлением, и проф., д-р техн. наук К.В. Любавский, чьи работы в области металлургии сварки стали научной базой для разработки флюса ОСЦ 45 и широкого применения в промышленности автоматической сварки, а также создания совместно с д-ром техн. наук Н.М. Новожиловым метода сварки в среде СО<sub>2</sub>, получившего широкое применение во всем мире.

Наилучшие результаты в области сварки были достигнуты в производстве оборудования для тепловых станций, гидроэнергетики и, особенно, начиная с 1970 г. – в атомном машиностроении.

Наряду с объективными исследованиями в ЦНИИТМАШ созданы принципиальные решения по технологии термической и химико-термической обработки: ускоренный метод окончательной термической обработки холодом, малоокислительный на-

грев с применением принципиально нового форкамерно-факельного способа сжигания, диффузионное хромирование с последующей нитридизацией или предшествующей цементацией, комплексная термическая обработка рабочих и опорных валков холодной и горячей прокатки.

В качестве иллюстраций одного из новых научных направлений, зародившихся и развитых в ЦНИИТМАШ, можно назвать получивший широкое развитие метод магнитной ферритометрии – экспрессное и маркировочное определение ферритной фазы в аустенитных и аустенитно-ферритных сталях (проф., д-р техн. наук С.А. Иодковский, канд. техн. наук С.Д. Энтин и канд. техн. наук П.Е. Меринов). Метод и приборы, выпущенные в институте, позволили проводить контроль и надежно применять ряд важных материалов и изделий для энергетики.

В ЦНИИТМАШ разработаны теоретические основы, проведены комплексные металлургические и технологические исследования, которые позволили создать новый класс конструкционных материалов – высокопрочные чугуны с графитом заданной формы – шаровидным, вермикулярным (проф., д-р техн. наук Б.С. Мильман, проф., д-р техн. наук Н.Н. Александров), что позволило использовать их в самых различных машинах и агрегатах. Институт является единственной в стране организацией, занимающейся разработкой и внедрением специальных высоколегированных чугунов.

В ЦНИИТМАШ выполнены основополагающие теоретические и экспериментальные работы по исследованию механики процесса резания, механизмов износа инструмента, при непрерывном и прерывистом резании, обрабатываемости труднообрабатываемых материалов (жаропрочные, нержавеющие стали и сплавы, сплавы титана, вольфрама, молибдена и др.), инструментальных материалов смазочно-охлаждающих технологических сред. Научное руководство этими работами возглавлял чл.-кор. АН СССР Н.Н. Зорев, а руководство по направлениям – д-р техн. наук Г.С. Андреев, канд. техн. наук Н.И. Ташлицкий, канд. техн. наук Я.И. Адам, канд. техн. наук О.М. Кирилова, канд. техн. наук Д.Н. Клауч, канд. техн. наук М.Е. Кущева.

Под руководством проф., д-ра техн. наук Исаева А.И., проф., д-ра техн. наук Овсеев А.Н., канд. техн. наук Борисоглебский А.Е. выполнен комплекс работ по исследованию качества поверхностного слоя (микротвердость, остаточные напряжения, шероховатость поверхности), влиянию параметров качества поверхностного слоя на эксплуатационные показатели высоконагруженных деталей.

Под руководством чл.-кор. Н.Н. Зорева, канд. техн. наук Клауча Д.Н., канд. техн. наук Прусенко Э.Г., канд. техн. наук Черного, канд. техн. наук Ташличкого Н.И., канд. техн. наук Кадигрובה Л.Я. созданы технологии производства основных агрегатов нового поколения газовых, паровых, гидравлических турбин (роторы, диски, лопатки, лопасти, атомных энергоустановок (реакторы, парогенераторы, котельное оборудование), первого в СССР сборного ротора турбогенератора для НВАЭС, установки «Токамак».

В ЦНИИТМАШ под руководством проф., д-ра техн. наук Тайца Б.А., д-ра техн. наук Архангельского Л.А., Полоцкого М.С., Боровича Л.С., канд. техн. наук Архипова И.Я., канд. техн. наук Швецов Г.Д. созданы теоретические основы расчета точности и прочности зубчатых передач и разработаны все основополагающие ГОСТы по зубчатым и червячным передачам.

Д-ром техн. наук Овумяном Г.Г. выполнен комплекс работ по повышению производительности и качества изготовления крупномодульных, уникальных по размерам зубчатых передач. Разработан высокопроизводительный метод лезвийной обработки закаленных зубчатых колес взамен зубошлифования.

Под руководством канд. техн. наук Дикер Я.И., канд. техн. наук Сагина Л.И., канд. техн. наук Федотова Б.Ф., канд. техн. наук Попова В.А. разработаны теоретические основы расчета геометрии и технологии изготовления глобoidных и червячных передач.

Освоено производство высокоточных зубчатых передач в судостроении (подводные лодки), газоперекачивающих агрегатов, уникальных по размерам зубчатых приводов рудоразмольного оборудования, экскаваторов.

Сотрудниками ЦНИИТМАШ выполнен большой комплекс работ по разработке стационарного и переносного металлорежущего оборудования, новых конструкций режущих инструментов для выполнения специальных операций в энергетическом, металлургическом, транспортном машиностроении, в том числе оборудование для следящей обработки; переносное оборудование для обработки коллекторов ПГ 1000 на АЭС, технологии и инструмент для обработки крупных высоконагруженных резьбовых соединений, глубокого сверления и др.

В работе института получили мощное развитие Методы математического моделирования и оптимизации технологических процессов заготовительного производства в машиностроительном цикле. Стало возможным заменить дорогостоящие натурные испытания компьютерным моделированием, например проектировать и сдавать в производство с первого предъявления сложные штампы для объемной штамповки.

Под руководством канд. техн. наук М.М. Колоскова и канд. техн. наук Ю.В. Каширского создан банк по машиностроительным материалам, вобравший весь 80-летний опыт ЦНИИТМАШ по созданию новых материалов, технологических процессов и оборудования.

Выдержал два издания Марочник машиностроительных сталей и сплавов, выходит в свет восьмитомник по свойствам конструкционных материалов, используемых в атомной промышленности.

За разработку новых материалов и прогрессивной технологии для тяжелого и энергетического машиностроения Указом Президиума Верховного Совета СССР № 3170-IX от 16 февраля 1976 года ЦНИИТМАШ награжден орденом Трудового Красного Знамени.

В ЦНИИТМАШ были разработаны под руководством д-ра техн. наук, проф. В.М. Рябкова теория, технология и оборудование для модификации элект-



тролитно-плазменным способом поверхности горяче- и холоднокатаного проката с формированием наноструктурного слоя чистого железа, обладающего свойствами высокого сопротивления коррозии и уникальными электрическими и магнитными свойствами.

После такой модификации поверхности в подавляющем большинстве случаев не требуют покрытия металлами для защиты от коррозии.

Эта нанотехнология позволяет получать электролитно-плазменным способом уникальные цинковые, никелевые и композитные металлические покрытия на стальных поверхностях.

Технология не требует применения кислот и экологически абсолютно чистая. Эта технология и оборудование легко встраиваются в технологические линии действующего металлургического производства.

Сегодня ЦНИИТМАШ продолжает активную деятельность по созданию новых материалов для атомного и теплового машиностроения, для газового, нефтедобывающего, нефтеперерабатывающего, транспортного и металлургического оборудования XXI века, по разработке технологий и агрегатов термической обработки, модификации поверхностей изделий, нанесения покрытий и создания наноструктурных поверхностных слоев.

Среди основных направлений, в которых ЦНИИТМАШ является ведущим научным центром России, можно отметить следующие:

1. Разработка стратегии и плана мероприятий по развитию энергетического машиностроения и осуществления авторского сопровождения.
2. Оценка хрупкой прочности корпусов атомных энергетических установок на основе вероятностных подходов.
3. Разработка перспективных технологий получения нового поколения металлических материалов, в том числе наноматериалов для суперсверхкритических параметров пара, а также их производства для оборудования ведущих отраслей экономики Российской Федерации.
4. Разработка и освоение производства в Российской Федерации ряда импортозамещающих конденсатных насосов для энергетики с технико-экономическими показателями, превышающими существующий уровень.
5. Разработка и промышленное освоение технологии коррозионной защиты поверхностных слоев элементов металлоконструкций методом химикотермической модификации.
6. Разработка каталога-справочника современной техники и оборудования отечественного и зарубежного производства для проходческих работ.
7. Исследования процессов в катодном пятне при дуговом испарении в вакууме, разработка дуговых источников с минимальным выходом капель и сепараторов капельной фазы, разработка и поставка потребителям установок ионного осаждения наноструктурных покрытий.
8. Исследования, разработка конструкций и технологий изготовления энергоэффективных теплообменных труб для водогрейных и паровых котлов и тепловых энергоустановок.
9. Разработка новых материалов и оптимизированной технологии производства паспортной трубной заготовки для оболочек ТВЭЛ.
10. Разработка гаммы установок жидкостной термостабилизации пресс-форм и гидроприводов перспективного типоряда термопластавтоматов нового поколения.
11. Разработка процесса производства изделий ответственного назначения методом жидкофазного спекания металлических порошков.
12. Разработка материалов и технологии производства цилиндров низкого давления (ЦНД) нового поколения для турбоустановок атомных и тепловых электростанций.
13. Разработка технологии и оборудования для формирования функциональных свойств поверхностного слоя ионным осаждением покрытий и в процессе формообразования деталей сложных форм для энергоустановок.

ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» сотрудничает с большинством крупных машиностроительных и металлургических предприятий России и СНГ. Большое внимание институт уделяет подготовке молодых инженеров-исследователей, активно сотрудничая с ведущими вузами Москвы, осуществляет подготовку кадров высшей научной квалификации, кандидатов и докторов технических наук.

# ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74.042

Дуб А.В., Рябков В.М., Мирзоян Г.С., Бахметьев В.В., Цыбров С.В., Авдиенко А.В.

## КОНКУРЕНТОСПОСОБНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА КРУПНОТОННАЖНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ

В условиях нарастающей жесткой конкуренции в сфере металлургического производства все большее внимание уделяется качеству проката и экономичности его производства.

В этой связи перед металлургической отраслью остро встает вопрос по оптимальному использованию основного инструмента металлургических станов – прокатных валков.

Интенсификация производственных процессов на современных прокатных станах, вызванная ростом доли тонкого проката, а также проката из специальных и легированных сталей и усложнением их сортамента, привела к значительному увеличению скоростных параметров прокатки, динамических и термических нагрузок на валки, появлению высокого уровня напряжений изгиба и кручения.

В связи с этим в значительной степени возрастают требования к служебным свойствам рабочих валков прокатных станов.

В зависимости от эксплуатационных особенностей различных клетей прокатных станов ужесточаются требования в сторону повышения твердости металла рабочего слоя, его термоциклической и коррозионной стойкости, устойчивости к сколам и выкрашиванию, однородности структуры по сечению, а также прочностных характеристик металла сердцевин и шеек валка.

Наличие дифференцированных свойств по сечению бочки прокатных валков, в соответствии с предъявляемыми требованиями, предполагает в качестве оптимального решения использование, как минимум, двух различных по химическому составу материалов, заливаемых последовательно в форму, т.е. создания композитной конструкции валка.

Любое другое техническое решение, основанное на применении одного материала, является компромиссным и уступает по уровню служебных свойств композитной конструкции валков.

Традиционный способ изготовления литых прокатных валков в стационарные формы с заливкой легированного чугуна в изложницу и с последующим вытеснением незатвердевшего остатка новой порцией металла сердцевин после кристаллизации поверхностного (рабочего) слоя [1] не в состоянии удовлетворить современные требования, предъявляемые к прокатным валкам из-за присущих недостатков:

- отсутствие возможности регулирования тол-

- щины рабочего слоя;

- невозможность использования перспективных высоколегированных материалов для рабочего слоя валков;
- высокий спад твердости по сечению рабочего слоя валка;
- наличие значительного количества дефектов из-за нарушения принципа направленного за- твердевания с использованием сифонного способа заливки металла;
- высокий расход легирующих элементов;
- низкий выход годного;
- высокая трудоемкость процесса получения валков;
- экологически «грязное» производство.

Наиболее эффективным техническим решением изготовления литых прокатных валков с дифференцированными по сечению свойствами является метод центробежного литья, о чем свидетельствует опыт производства двухслойных прокатных валков методом центробежного литья в ЗАО «МРК» ОАО «ММК», где начиная с 2005 г. изготавливаются листопркатные валки диаметром бочки 600–1100 мм, длиной до 3000 мм и массой заготовки до 25 т, а с 2006 г. сортопркатные валки с диаметром бочки 200–600 мм, длиной до 2500 мм и массой до 5 т.

Так, благодаря преимуществам центробежного литья в ЗАО «МРК» ОАО «ММК» стало возможным применение высоколегированных чугунов для рабочего слоя листопркатных валков с содержанием Cr=16–18% для первых чистовых клетей станов «2000» и «2500», чего нельзя было добиться способом стационарного литья. Благодаря вводу во вращающуюся форму промежуточного слоя металла из нелегированного чугуна между разнородными по составу чугунами, а также работанными температурно-временными факторами удалось обеспечить содержание хрома в сердцевине и шейках валка до безопасного уровня ( $Cr \ll 0,4\%$ ) и среднее содержание цементита ~ 3,5%, а также уровень требуемых механических свойств.

Таким образом, с учетом последующей заливки металла сердцевин и шеек валка из чугуна с шаровидным графитом применение метода центробежного литья при отливке рабочего слоя из высокохромистого чугуна позволяет обеспечить трехслойное композитное изделие.

Для последних чистовых клетей листопркатных станов разработана технология центробежного литья валков из «индефинитного» хромоникелевого легированного чугуна с содержанием Ni=4,0–5,0%, отличающегося равномерной твердостью по глубине рабочего слоя валков, что способствует повышению их эксплуатационной стойкости.

Значительной вехой в развитии отечественного литейного машиностроения явилась организация производства в ЗАО «МРК» ОАО «ММК» сортопркатных валков методом центробежного литья.

Базовой основой участка по производству сортопркатных валков диаметром бочки 250–600 мм явилась центробежная машина с горизонтальной осью вращения, изготовленная в производственных условиях ЗАО «МРК» ОАО «ММК» по проекту ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» (рис. 1).

Освоение этой новой в отечественной практике технологии производства сортопркатных валков [2] позволило решить сложную задачу по реконструкции сортопркатного производства ОАО «ММК», связанную с обеспечением валками отечественного производства (взамен устаревших станов), всей потребности введенных в эксплуатацию в период 2005–2006 гг. современных станов «170», «370» и «450» фирмы «Даниэли» (Италия).

Благодаря совместным усилиям специалистов ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» и ЗАО «МРК» ОАО «ММК» в короткие сроки были завершены работы по проектированию, строительству и запуску в работу участка производства сортопркатных центробежно-литых валков в 2006 г.

В состав участка входит также комплекс современного термического и механообрабатывающего оборудования известных европейских фирм “Herkules” (Германия), “Atomat” (Италия) и др.

В технологическом плане решены следующие задачи:

- создание условий для направленного затвердевания рабочего слоя валков во вращающейся форме;
- минимизация спада твердости по сечению рабочего слоя валков;
- оптимизация температурно-временных пара-

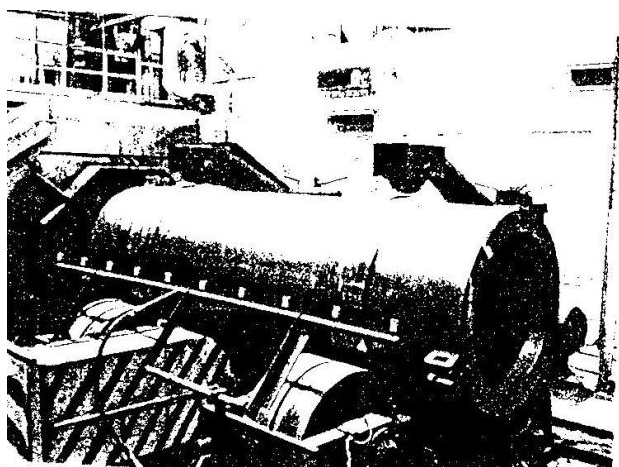


Рис. 1. Центробежная машина для отливки сортопркатных валков диаметром бочки 250–600 мм

метров заливки в форму двух разнородных металлов;

- выбор режима вращения формы;
- создание оптимальной конструкции формы;
- разработка отечественных материалов (теплоизоляционной антипригарной краски и защитного флюса) взамен импортных.

При разработке технологических параметров направленного затвердевания рабочего слоя валков во вращающейся форме исходили из особенностей конструкции сортопркатных валков, которые в отличие от листопркатных обладают значительной протяженностью по сечению рабочего слоя (до 180 мм), т.е. в 2,0–3,0 раза выше по сравнению с листопркатными, что вызывает сложности при формировании отливок во вращающейся форме.

Прежде всего это касается появлений резко выраженных усадочных и ликвационных явлений, характерных для толстостенного литья.

Наряду с этим возникают трудности для достижения минимального спада твердости по сечению рабочего слоя валка с высокой протяженностью.

Для предотвращения появления усадочных и ликвационных дефектов в сечении рабочего слоя валка необходимо создание условий для направленного затвердевания отливки от наружной поверхности к внутренней и подавления развития второго фронта кристаллизации на внутренней поверхности отливки.

В этой связи предприняты меры по увеличению интенсивности охлаждения с внешней поверхности рабочего слоя и снижению до минимума теплоотода с внутренней поверхности отливки.

Реализация подобных условий на практике оказалась эффективной при использовании на внутренней поверхности изложницы теплоизоляционного антипригарного покрытия в виде цирконового краску, а на свободной поверхности жидкого металла рабочего слоя флюса с относительно невысокой теплопроводностью [3].

С учетом требований к покрытию по прочности и термостойкости выбор состава используемой краски основан на преобладающем содержании в качестве наполнителя циркона, а в качестве связующего бентонита.

Достоинством покрытия является возможность транспортировки порошкообразного материала без растворителя в составе краски, с последующим разведением водой до необходимой вязкости у потребителя.

В состав краски добавляется раствор поверхностно-активного вещества. Готовое покрытие представляет собой суспензию кремового цвета, обладающую следующими физико-техническими свойствами (см. таблицу).

Готовая краска наносится путем распыления на внутреннюю поверхность изложницы, подогретой до 180–200°C, при ее вращении с помощью специального покрасочного устройства.

Температура поверхности изложницы определялась с помощью прецизионного термометра TFN 1293 EX с точностью измерения ±1,5°C. Контроль толщины слоя краски в пределах 1,4–1,8 мм на внутренней поверхности изложницы осуществляется толщиномером Elko meter 456 с точностью измерения ±3%.

Состав флюса определяли исходя из необходимости обеспечения его защитных от охлаждающего влияния внешней среды и рафинирующих функций при взаимодействии с металлом рабочего слоя.

Этим условиям удовлетворяет флюс, изготовленный на основе системы  $\text{CaO-SiO}_2\text{-Na}_2\text{O}$  с добавлением буры и фтористого кальция [4].

Исследование вязкости указанного флюса в зависимости от изменения температуры показало, что в пределах температур 800–850°C происходит его переход из вязкого состояния в жидкотекучее.

Введение окислов  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{MgO}$  в состав флюса позволяет несколько повысить жидкотекучесть и гарантировать вытекание части флюса (примерно одну треть от введенного в форму количества) с ассимилированными вредными примесями и неметаллическими включениями при кантовке изложницы в вертикальное положение.

Оставшаяся на поверхности рабочего слоя пленка очищенного флюса всплывает в прибыльную зону отливки при заливке второго металла.

Флюс наносится на зеркало металла рабочего слоя валька сразу после окончания заливки металла рабочего слоя во вращающуюся изложницу центробежной машины и его расход в зависимости от площади внутренней поверхности отливки составляет 2,3–2,5 на  $\text{м}^2$ .

При определении частоты вращения формы исходили из особенностей ввода во вращающуюся изложницу больших масс металла, формирующих рабочий слой валька.

С увеличением толщины слоя жидкого металла рабочего слоя прокатных валков наряду с увеличением продолжительности их затвердевания усиливаются ликвационные явления, а также неоднородность структуры по сечению отливки.

При повышенной частоте вращения формы в отливках возникают трещины, увеличивается пригар на поверхности заготовок.

При заниженной частоте вращения формы в отливках появляется «полосчатость», связанная с химической и физической неоднородностью металла.

В настоящей работе при выборе частоты вращения формы исходили из необходимости обеспечения минимальной продолжительности выравнивания угловых скоростей рабочего слоя и формы во избежание появления «полосчатости» и грубозернистой структуры. Это условие обеспечивалось для сортопрокатных валков при гравитационном коэффициенте, равном 110–130, на внутренней поверхности отливки. В соответствии со средним значением гравитационного коэффициента, равном 120, частота вращения (об/мин) определялась по формуле

$$n = \frac{330}{\sqrt{r}}, \quad (1)$$

где  $r$  – внутренний радиус отливки, м.

Использование формулы (1) при литье рабочего слоя валков позволило получать однородную по сечению структуру.

Физико-технические свойства покрытия

Наименование показателя	Норма
1. Внешний вид (в виде порошка)	Однородный порошок без посторонних, видимых невооруженным глазом примесей
2. Влажность порошка, не более, %	1,5
3. Условная вязкость разведенного водой покрытия по вискозиметру ВЗ-4, не более, с	12,0
4. Седиментационная устойчивость готовой суспензии, не менее, %	80,0
5. Прочность слоя покрытия к истиранию, кг/мм	0,7–1,0
6. Внешний вид нанесенного покрытия	Равномерный прочный слой материала без посторонних включений

При оптимизации температурно-временных параметров заливки двух разнородных металлов, обуславливающих их прочное сваривание, учитывали граничные условия соприкосновения двух разнородных металлов.

Внутренняя поверхность рабочего слоя после его затвердевания во вращающейся форме протяженностью ( $\psi$ ), как правило, поражена усадочной пористостью и ликвационными включениями.

Образование этой дефектной зоны происходит в последней стадии затвердевания отливки при достижении температурной границы ликвидус ( $t_{лик}$ ) свободной поверхности отливки вследствие прекращения компенсации усадки твердо-жидкой зоны при температуре  $t_{ж-тв}$  жидкой фазой.

Относительная ширина этой зоны составляет

$$\frac{\psi}{X_1} = \sqrt[2]{1 - \frac{t_{ж-тв}}{t_{лик}}} \cdot K, \quad (2)$$

где  $\mu = \varphi(Bi)$ ;  $X_1$  – толщина стенки отливки;  $K$  – поправочный коэффициент ( $P=0,5-0,7$ ), учитывающий величину центробежной силы.

Из формулы (2) следует, что ширина дефектной зоны ( $\psi$ ) зависит от физических особенностей сплава ( $t_{ж-тв}$  и  $t_{лик}$ ), т.е. интервала жидко-твердой фазы, интенсивности охлаждения ( $Bi$ ) и величины центробежной силы при затвердевании отливки ( $K$ ).

В зависимости от материала и условий затвердевания отливки ширина дефектной зоны у внутренней поверхности валька составляет 8–12% от толщины стенки отливки.

Удаление дефектной зоны производилось путем ее расплавления в процессе заливки металла сердцевин валька.

Время начала заливки металла сердцевин валька определяли по температурной кривой затвердевания рабочего слоя. При контактной температуре на внутренней поверхности рабочего слоя, соответствующей



значению  $t_{\text{сол}} (-30 \dots +40)^\circ\text{C}$ , производится заливка второго металла. При этом временном параметре, как показали исследования, прогноз свариваемости двух разнородных металлов рабочего слоя из индифинитного чугуна и сердцевины из чугуна с шаровидным графитом обеспечивается при следующих режимах заливки:

- температура заливки рабочего слоя из индифинитного чугуна –  $t_{\text{лик}} + (100 \dots 120)^\circ\text{C}$ ;
- температура заливки сердцевины –  $t_{\text{лик}} + (100 \dots 110)^\circ\text{C}$ ;
- контактная температура рабочего слоя –  $t_{\text{сол}} - (30 \dots 40)^\circ\text{C}$ ;
- скорость заливки рабочего слоя – 50–55 кг/с;
- скорость заливки металла сердцевины – 100–105 кг/с.

В отличие от технологии изготовления листопрокатных валков, временной интервал заливки между двумя разнородными металлами у сортопрокатных валков значительно меньше.

Это обстоятельство существенно изменяет процесс подготовки и сборки изложницы для заливки двух разнородных металлов.

Если перед заливкой второго слоя металла листопрокатных валков сборка формы предусматривает последовательность крановых операций при установке изложницы на опоку для заливки нижней шейки валка, затем установку на изложницу опоки для заливки верхней шейки валка, а затем опоки для заливки прибыли, то для минимизации интервала между заливками двух металлов форма сортопрокатного валка включает все элементы конструкции заготовки валка – две шейки, сердцевину и прибыльную зону [6].

Учитывая широкую номенклатуру сортопрокатных валков, такая форма становится универсальной за счет использования вставок для оформления рабочего слоя валков.

Усовершенствованная конструкция литейной формы для заливки сортопрокатных валков позволяет на 30–40% сократить интервал времени между окончанием затвердевания рабочего слоя и заливкой металла сердцевины и этим самым обеспечить, наряду с выбранными температурно-временными параметрами, прочное сваривание двух разнородных металлов.

Устройство отличается универсальностью и может за счет регулирования толщины стенки вставок охватить наиболее распространенные в эксплуатации размеры валков.

Валки, имеющие различную геометрию и полученные с помощью предлагаемого устройства, отвечают всем техническим требованиям, которые предъявляются к их качеству.

Оценка качества металла рабочего слоя производилась с

помощью металлографических исследований на образцах из кольцевой пробы с применением микроскопа «АХИОВЕРТ 40» с использованием промышленной системы анализа изображений «SIAMS 700».

Оценка структурно-напряженного состояния валков на всех стадиях производства (литье, термообработка, механообработка) и эксплуатации производится с помощью структуроскопа КРМ-Ц-К2М, оснащенного карманным персональным компьютером (КПК) и программой. Связь прибора и КПК осуществляется по беспроводному каналу связи «Blue Tooth».

Степень распада аустенита в валках контролируется с помощью дефектоскопа «FERITSCOPE<sup>R</sup> MR30», а для определения структурных фаз используется дифрактометр «ЭДВАНС-Д8».

Для оценки твердости металла используют как стационарные твердомеры, так и переносные «EQUOTIP-2», «Элит». Качество валка оценивается как на пробах, так и непосредственно на валках.

Оценка свариваемости двух разнородных слоев металла с помощью ультразвукового дефектоскопа УД9812 подтвердила положительный результат при проверке промышленных партий различных типоразмеров сортопрокатных валков.

При этом спад твердости по глубине рабочего слоя центробежно-литых сортопрокатных валков, который определяли по формуле

$$C_T = \frac{H_{\text{П}} - H_{\text{Д}}}{H_{\text{Д}}} \cdot 100\%, \quad (3)$$

где  $C_T$  – спад твердости, %;  $H_{\text{П}}$  – твердость на глубине 5 мм от поверхности бочки валка;  $H_{\text{Д}}$  – твердость на глубине вреза ручьев,

составляет 1–3%, т.е. по сравнению со стационарно-литыми сортопрокатными валками, у которых на аналогичных типоразмерах величина спада составляет  $C_T = 10 \dots 15\%$ , уменьшается в 5–10 раз.

К настоящему времени на станы «2000» и «2500»

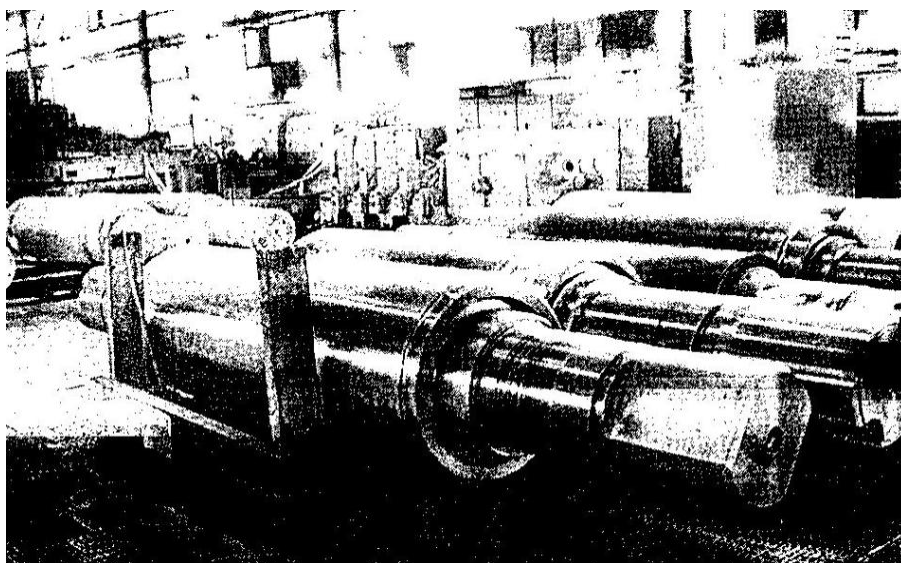


Рис. 2. Двухслойные листопрокатные валки, полученные по разработанной технологии



ОАО «ММК» поставлено около 2000 листопрокатных валков (рис. 2), полученных методом центробежного литья, и более 1000 сортопрокатных валков (рис. 3) для сортопрокатных станков «170», «370» и «450», полностью обеспечивая их отечественными валками.

Эксплуатационная стойкость листопрокатных валков, полученных по новой технологии, в 2,0–3,0 раза выше стойкости стационарно-литых валков и на 10–15% выше стойкости валков зарубежного производства, что позволило комбинату полностью отказаться от импортных валков таких известных производителей, как «Гонтерман Пайперс» (Германия), «Акерс» (Франция), и заменить их отечественными.

Эксплуатационная стойкость центробежно-литых сортопрокатных валков возросла на 3,0–3,5 раза по сравнению со стационарно-литыми валками.

Композитные валки, полученные методом центробежного литья, пользуются успехом и на ряде отечественных металлургических комбинатов, таких как ОАО «НЛМК», «Северсталь», Омутнинском, Азов-

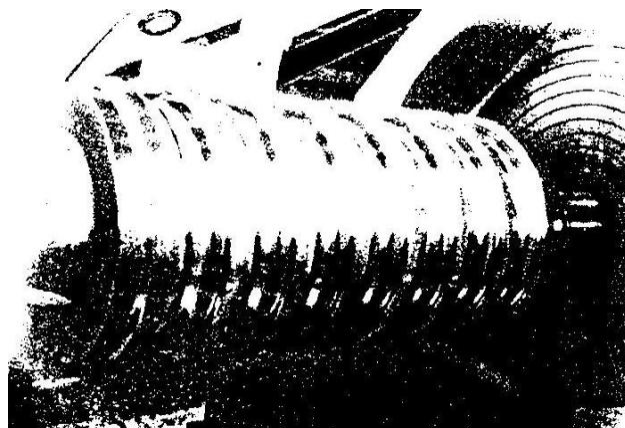


Рис. 3. Сортопрокатный валок  $\varnothing 500 \times 2000$  мм, полученный методом центробежного литья

сталь, Чусовском и ряда других, что свидетельствует о высокой конкурентоспособности этой продукции.

Список литературы

1. Кривошеев А.Е. Литые валки. М.: Металлургия, 1957. 360 с.
2. Заявка 2007114631/02 от 18.04.2007.
3. Заявка 2007139267 от 24.10.2007.
4. Заявка 2007146603 от 18.12.2007.
5. Куманин И.Б. Вопросы теории литейных процессов. М., 1960. С. 482–531.
6. Заявка 2007124353/02 от 29.07.2007 г.

List of literature

1. Krivosheev A.E. Casting rollers. M.: Metallurgizdat, 1957. P. 360.
2. Request 2007114631/02 dated 18.04.2007.
3. Request 2007139267 dated 24.10.2007.
4. Request 2007146603 dated 18.12.2007.
5. Kumin I.B. The theoretical questions of the casting processes. M., 1960. P. 482–531.
6. Request 2007124353/02 dated 29.07.2007.

УДК 621.74:669.13

Андреев В.В.

**СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗ ЧУГУНОВ С ВЕРМИКУЛЯРНЫМ ГРАФИТОМ ОТЛИВОК С ВЫСОКИМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ**

Чугун со своеобразной, так называемой «вермикулярной», формой графита (рис. 1) относится к классу высокопрочных. Этот чугун обладает рядом специфических свойств, которые выдвигают его в число перспективных конструкционных материалов для отливок различного назначения.

По своим литейным и физико-механическим свойствам чугун с вермикулярным графитом может быть успешно использован взамен серого чугуна с пластинчатым графитом для ряда ответственных деталей общего машиностроения, к материалу которых по условиям их работы предъявляются повышенные требования по прочностным и пластическим характеристикам. Свойственное же этому чугуну сочетание высоких показателей механических свойств и повышенной теплопроводности делает особенно перспективным его применение для деталей, работающих в условиях больших механических нагрузок и значительного перепада температур, а именно:

– в дизелестроении для деталей цилиндропоршневой группы мощных (600–1500 л.с.) форсированных дизельных двигателей (блоки и крышки цилиндров,

цилиндрические втулки и корпуса турбокомпрессоров), надежно работающих при высоких механических и термоциклических нагрузках, а также позволяющих увеличить минимум в 1,5 раза мощность двигателей при тех же конструктивных параметрах;

– в производстве крупногабаритных отливок кокильной и металлургической оснастки с повышенной эксплуатационной стойкостью.

Отечественным стандартом (ГОСТ 28394-89) предусмотрены четыре марки чугуна с вермикулярным графитом (табл. 1) с ферритной ЧВГ30 и ЧВГ35, ферритно-перлитной ЧВГ40 и перлитной ЧВГ45 металлической основой.

При получении чугуна с вермикулярным графитом (ЧВГ) обычно используют следующие четыре варианта обработки исходного расплава [1]:

- обработка магнием с введением его меньше, чем необходимо для полной сфероидизации графита;
- обработка одновременно магнием и десфероидизирующим элементом (обычно титаном);
- сфероидизирующая обработка магнием и по ее результатам в зависимости от полученной формы

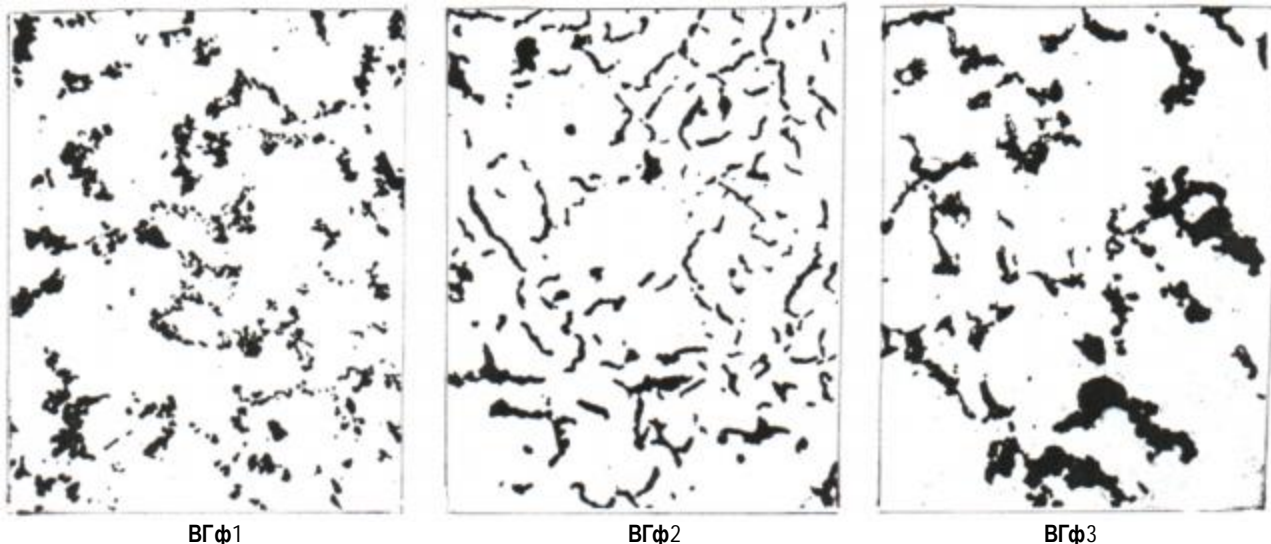


Рис. 1. Вермикулярная форма графита в чугуне (ГОСТ 3443-85), ×100

графита в пробе осуществляется либо добавка де-сфероидизатора (при получении преимущественно шаровидного графита), либо дополнительное введение сфероидизатора (в случае получения преимущественно пластинчатого графита);

- обработка редкоземельными металлами.

Наиболее надежными и простыми с технологической точки зрения, обеспечивающими стабильное получение вермикулярной формы графита и хорошие санитарно-гигиенические условия процесса модифицирования, являются способы, основанные на использовании РЗМ. Одним из них, получившим практическое применение при изготовлении из чугуна с вермикулярным графитом отливок сельскохозяйственных машин [2] и крышек цилиндров дизельных двигателей [3], является технология обработки предварительно десульфурованного ( $S_{исх} < 0,01\%$ ) чугуна цериевым мишметаллом (92–95% РЗМ, в том числе 40–45% Се).

Однако использование РЗМ в виде мишметалла или чистых индивидуальных редкоземельных элементов (Се, Y, La) для получения стабильных результатов требует, как правило, предварительного глубокого рафинирования исходного чугуна, а также соблюдения особых мер безопасности при подготовке и хранении этих сплавов. Более рационально использовать сплавы РЗМ-Si (табл. 2), позволяющие повысить степень усвоения РЗМ жидким чугуном и снизить стои-

мость модифицирования.

Обработка чугуна такими сплавами не требует применения каких-либо специальных методов их ввода в расплав, процесс модифицирования протекает спокойно и обеспечивает экологическую безопасность окружающей среды. С использованием этих лигатур разработаны и освоены на отечественных предприятиях технологические процессы изготовления из чугунов с вермикулярным графитом отливок самого различного назначения, в частности в ОАО «Турбомоторный завод» (г. Екатеринбург) деталей цилиндропоршневой группы мощных (600–1500 л.с.) форсированных дизельных двигателей типа ДМ (блоки и крышки цилиндров, цилиндры, втулки и корпуса турбокомпрессоров), надежно работающих при высоких механических и термоциклических нагрузках, а также позволяющих увеличить минимум в 1,5 раза мощность двигателей при тех же конструктивных параметрах (рис. 2).

Поиск новых вариантов составов модифицирующих присадок для получения чугуна с вермикулярным графитом продолжается и в настоящее время. Составы новых лигатур, предлагаемые для этих целей белорусскими исследователями [4] под маркой «Вермикуляр», фирмой «НПП Технология» (г. Челябинск, Россия) под маркой «Vermiloy» и фирмой ELKEM (Норвегия) под маркой «Lamet», «Remag» и «КомпактMag» [5], в сравнении с традиционной «CG-лигатурой» [6] приведены в табл. 3.

Таблица 1

Механические свойства стандартных марок ЧВГ

Марка чугуна	Механические свойства			
	Временное сопротивление при растяжении $\sigma_b$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ , МПа (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение $\delta$ , %	Твердость по Бринеллю, НВ
ЧВГ 30	300 (30)	240 (24)	3,0	130–180
ЧВГ 35	350 (35)	260 (26)	2,0	140–190
ЧВГ 40	400 (40)	320 (32)	1,5	170–220
ЧВГ 45	450 (45)	380 (38)	0,8	190–250

Таблица 2

Составы РЗМ-содержащих лигатур (ТУ 14-15-136-81)

Марка	Содержание элементов*, масс. %			
	Сумма РЗМ	Кремний	Алюминий	
			Класс А	Класс Б
ФС30РЗМ30	30–40	30–50	2–5	5–15
ФС30РЗМ20	20–30	30–55	2–5	5–15
ФС30РЗМ15	15–20	30–60	2–5	5–15

\* Остальное железо.

Комплексный модификатор Vermiloy (см. табл. 3) существенно удешевляет процесс обработки и модифицирования чугуна за счет частичной замены относительно дорогих РЗМ более дешевым магнием. При этом вермикулярная форма графита (до 20% шаровидного) и соответствующие механические свойства чугунов ( $\sigma_b=350-420$  МПа,  $\delta=2,5-4,5\%$ ) получены при содержании в металле 0,010–0,015% Mg и 0,04–0,08% РЗМ.

Из этого чугуна изготовлены отливки «блок цилиндров» дизеля (рис. 3) без структурно-свободного цементита в металлической основе во всем диапазоне толщин стенок от 10 до 80 мм.

На Чусовском металлургическом заводе для получения чугуна с вермикулярной формой графита успешно применяется обработка исходного ваграночного расплава микрокристаллическим модификатором Vermiloy. Сталеразливочные изложницы из этого нового материала имеют в 1,5 раза более высокую эксплуатационную стойкость в сравнении с изложницами из ваграночного чугуна с пластинчатым графитом.

Опыт производства отливок из чугуна с вермикулярным графитом на литейном заводе «КАМАЗ-металлургия» подтвердил преимущества модификатора Vermiloy. Обработка им жидкого чугуна сопровождается меньшим пироэффектом и дымовыделением в сравнении с использованием зарубежного модификатора CompactMag. Перевод ряда отливок (картера межосевого дифференциала, коробки переключения передач и др.) на изготовление из чугуна ЧВГ35 вместо ВЧ50 позволил сократить на 8–10% затраты на их производство. Применение блоков цилиндров дизельных двигателей из ЧВГ обеспечило повышение на 35–40% мощности

Составы Mg-содержащих лигатур для получения чугуна с вермикулярным графитом

Тип лигатуры	Химический состав, масс. %						
	Mg	РЗМ	Ti	Ca	Al	Si	Fe
CG-лигатура	4,0–5,0	(Ce)0,2–0,35	8,5–10,5	4,0–5,5	1,0–1,5	48–52	Ост.
Вермикуляр 1	2,2–2,7	5,0–7,5	3,5–5,5	–	–	Ост.	20
Вермикуляр 2	3,0–3,5	4,5–7,5	1,0–2,5	–	–	Ост.	20
Vermiloy	4,5–5,0	3,7–4,5	–	0,7–1,2	1,0–1,5	48–52	Ост.
Vermiloy 2	4,5–5,3	0,4–0,7	8–10	0,5–1,0	До 1,5	45–50	«
Vermiloy 3	4,5–5,3	0,4–0,7	8–10	4,5–5,5	До 1,5	45–50	«
Vermiloy 4	2,7–3,3	6,5–7,4	3,5–4,5	0,8–1,2	2,0–4,0	45–48	«
Vermiloy 5	4,7–5,3	5,5–6,4	3,5–4,5	0,8–1,2	2,0–4,0	45–48	«
Lamet	5,0–6,0	(La)0,25–0,4	–	0,4–0,6	0,8–1,2	44–48	«
Remag	2,75–3,5	1,75–2,5	–	0,2–0,5	1,0 max	44–48	«
CompactMag	5,0–6,0	5,5–6,5	–	1,8–2,3	1,0 max	44–48	«

Примечание. Модификаторы фирмы «НПП Технология» изготавливаются по оригинальной технологии, позволяющей получить более равномерное распределение активных элементов в структуре модификаторов, что, в свою очередь, приводит к лучшему усвоению и, как следствие, возможности и уменьшения величины присадки.

без увеличения массы силового агрегата [7].

Сравнивая предложенные составы лигатур, можно видеть, что в качестве альтернативы традиционной лигатуре, содержащей в основном Mg + Ti, предложены (Mg + РЗМ)-лигатуры без десфероиизирующего элемента с соотношением Mg:РЗМ=1,0–1,4, а также практически такие же лигатуры, но с Ti – десфероиизатором графита. При этом, например, лигатура Vermiloy 3 по химическому составу практически не отличается от CG-лигатуры.

Для обработки исходного расплава любыми, в том числе и предложенными, магниесодержащими лигатурами необходимо использовать наиболее современные методы ввода присадок, например «сэндвич»-процесс в сочетании с мелкими (0,5–3,0 мм) фракция-

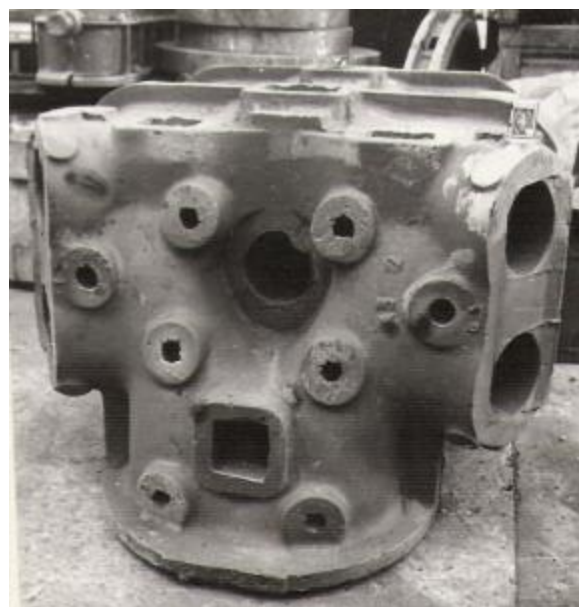


Рис. 2. Отливки корпусов турбокомпрессоров из ЧВГ (модифицирование сплавом РЗМ-кремний) для дизелей специального назначения



ми модификатора.

Заданную вермикулярную форму графита в отливках обеспечивает технология обработки исходного расплава и модифицирования, включающая составы используемых присадок и параметры их ввода в жидкий чугун. Стабильность этих параметров и гарантирует получение необходимой структуры и свойств металла в отливках. При этом состав и количество вводимой лигатуры должны обеспечить получение в чугуне необходимых остаточных концентраций активных элементов и их определенное соотношение в металле, а соответственно и вермикулярную форму графита. К сожалению, систематических данных по остаточному содержанию тех или иных активных элементов в металле при производстве отливок из чугуна с вермикулярным графитом крайне мало и достаточно достоверными могут быть признаны лишь следующие. Для формирования вермикулярного графита необходимо иметь в чугуне:

- 0,015–0,025% Mg;
- 0,010–0,03% Mg + 0,05–0,30% Ti (десфероидазатора);
- 0,010–0,02% Mg + 0,04–0,08% PЗМ;
- 0,010–0,03% Mg + 0,01–0,05% PЗМ + 0,1–0,25% Ti;
- 0,03–0,06% Ce или 0,09–0,16% PЗМ;
- 0,02–0,04% Ce + 0,0005–0,0012% Bi.

Оценивая в целом современные технологические процессы получения чугуна с вермикулярной формой графита, можно констатировать следующее:

- Наиболее простым с технологической точки зрения, надежным, обеспечивающим экологическую безопасность и воспроизводимость структуры и свойств металла в отливках самого различного назначения, в том числе толстостенных и крупнотоннажных, остается способ обработки расплава PЗМ-содержащими лигатурами [8].

- С разработкой новых экологически чистых методов ввода присадок в жидкий чугун получает все большее распространение метод, основанный на обработке исходного расплава лигатурами, содержащими магний и PЗМ без десфероидазатора (Ti), позволяющий удешевить технологический процесс за счет замены в присадке части относительно дорогих PЗМ более дешевым Mg и не оказывать отрицательного

влияния на шихту за счет собственного возврата.

- В условиях серийного производства, в том числе с использованием чугуна ваграночной плавки, продолжают производить отливки из чугуна с вермикулярным графитом с помощью лигатур, содержащих титан и магний, основным недостатком которого является проблема последующего рационального использования титан-содержащего возврата. Кроме того, требуемые небольшие концентрации магния в узких пределах не позволяют надежно производить отливки из чугуна с вермикулярным графитом с толщиной стенки более 50 мм и массой более 5 т.

Дальнейшее развитие надежных технологий по производству чугуна с вермикулярным графитом будет определяться разработкой новых методик и аппаратуры для экспрессного контроля остаточных содержаний основных активных элементов, воздействующих на форму графита, и методов термического анализа и компьютерной обработки кривых охлаждения проб.

Анализируя в целом физико-механические, литейные и эксплуатационные свойства чугуна с вермикулярным графитом, можно выделить следующие наиболее перспективные направления реализации технических и экономических преимуществ от его применения в разных отраслях машиностроения:

- В связи с более высокими (в 1,5–2 раза) прочностными ( $\sigma_B$ ) и особенно усталостными ( $\sigma_{-1}$ ) характеристиками чугуна с вермикулярным графитом (рис. 4) открывается перспектива замены обычных марок серого чугуна с пластинчатым графитом с целью снижения (на 25–30%) массы отливок, экономии металла и повышения эксплуатационной надежности деталей.

- Весьма эффективно использовать чугун с вермикулярным графитом в качестве конструкционного материала наиболее ответственных крупных базовых деталей различных машин и оборудования для повышения уровня их механических свойств и увеличения гарантийного срока службы без ухудшения технологичности отливок.

- Сочетания высоких показателей механических свойств и повышенной теплопроводности делает перспективным применение чугуна с вермикулярным графитом для деталей, работающих в условиях теплосмен при значительном перепаде температур и испытывающих большие термоциклические нагрузки, с целью по-



Рис. 3. Блок (картер) 8-цилиндрового дизеля 8ДМ21 из чугуна с вермикулярным графитом (обработка модификатором Vermiloy). Масса отливки ≈ 4500 кг, толщина стенок 10–80 мм

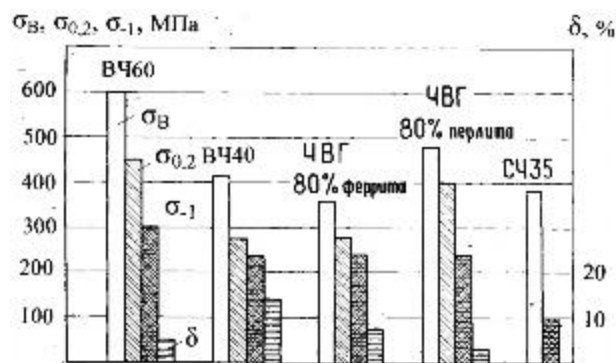


Рис. 4. Диаграмма механических свойств чугунов с разной формой графита

Области эффективного применения чугунов с вермикулярным графитом в промышленности

Марка чугуна (ГОСТ 28394-89)	Область применения	Примеры отливок
ЧВГ30, ЧВГ35, ЧВГ40 (ферритный)	<p>Детали общего машиностроения (взамен серого чугуна), работающие при повышенных циклических механических нагрузках.</p> <p>Детали автомобилей, дизельных двигателей, работающие в условиях воздействия переменных повышенных температур и высоких механических нагрузок.</p> <p>Детали металлургического оборудования и металлургической (кокильной) оснастки, подверженных воздействию больших механических нагрузок и циклических высоких температур</p>	<p>Базовые и корпусные детали станков, различных машин, кузнечного и прессового оборудования.</p> <p>Крышки (головки) и блоки цилиндров, корпуса турбокомпрессоров автомобильных, тепловозных и судовых двигателей.</p> <p>Крышки и корпуса коробок передач, выхлопные коллекторы, тормозные барабаны маховики и т.п.</p> <p>Прокатные валки. Изложницы, поддоны, крышки промежуточных ковшей МНЛЗ, кокили</p>
ЧВГ45 (перлитный)	Детали, работающие при высоких механических нагрузках в условиях воздействия повышенных циклических температур, трения, износа и гидрокавитации	Цилиндровые втулки, цельнолитые поршни мощных форсированных дизелей, корпуса гидроаппаратуры высокого давления, узлы сочленений, работающих при ограниченной смазке или сухом трении

вышения их надежности и работоспособности.

• Разработанная в НПО «ЦНИИТМАШ» новая технология получения низколегированного чугуна с вермикулярным графитом и перлитной матрицей [9] открывает возможность изготовления из этого чугуна деталей цилиндропоршневой группы дизельных двигателей, работающих в условиях высоких механических нагрузок, повышенных температур и интенсивного износа, с целью повышения параметров и эксплуатационной надежности силовых агрегатов.

Кроме того, хорошие литейные свойства позволяют в отдельных случаях использовать чугун с вермикулярным графитом взамен высокопрочного чугуна с шаро-

видным графитом для получения сложных фасонных нетехнологичных отливок, в которых трудно, а порой и невозможно предотвратить даже специальными методами образование усадочных дефектов. В результате обеспечиваются более высокая плотность и качество металла в отливке, чем компенсируется некоторое снижение прочностных характеристик чугуна.

В табл. 4 приведены рекомендуемые области применения чугунов с вермикулярным графитом и примеры производимых отливок из этого прогрессивного конструкционного материала.

#### Список литературы

1. Андреев В.В. Технология и перспективы производства отливок из чугуна с вермикулярным графитом // Металлургия машиностроения. 2004. № 3. С. 26–33.
2. Der Einsatz des Werkstoffes Gußeisen mit Vermiculargraphit aus Technischer und wirtschaftlicher Sicht. /J. Siessener, W. Thury, R. Hummer, E. Nechtelberger // Gießerei-Praxis. 1972. № 22. S. 396–404.
3. Riemer K.H. Gußeisen mit Vermiculargraphit und seine Vorarbeitung zu Zylinderdeckeln für Hochleistungs-Dieselmotoren // Gießerei. 1976. № 10. S. 285–291.
4. Чугун с вермикулярным графитом – материал для стеклоформ / С.П. Королев, В.М. Королев, Д.Н. Худокормов // Литейное производство. 1996. № 1. С. 6–8.
5. Ekob. C. // Foundry Trade Journal. 175 (2001). 3579 (Juni). P. 20–21.
6. Compacted Graphite Cast Irons and Their Production by a Single Alloy Addition / E.R. Evans, M.J. Lalich // AFS Trans. 84 (1876). S. 215–220.
7. Производство отливок из чугуна с вермикулярным графитом на Литейном заводе ОАО «КАМАЗ» / С.П. Королев, Э.В. Панфилов, Р.Г. Усманов и др. // Литейное производство. 2006. № 5. С. 2–5.
8. Андреев В.В. Влияние толщины стенки отливки на прочностные характеристики и микроструктуру высокопрочных чугунов с вермикулярным и шаровидным графитом // Литейное производство. 2004. № 2. С. 2–7.
9. Андреев В.В. Свойства втулок цилиндров из чугуна с вермикулярным графитом // Литейное производство. 1991. № 2. С. 17–18.

#### List of literature

1. Andreev V.V. The technology and prospects of cast iron mould production with vermiculite graphite. Machine-building technology. 2004. № 3 P. 26–33.
2. Der Einsatz des Werkstoffes Gußeisen mit Vermiculargraphit aus Technischer und wirtschaftlicher Sicht. /J. Siessener, W. Thury, R. Hummer, E. Nechtelberger // Gießerei-Praxis. 1972. № 22. S. 396–404.
3. Riemer K.H. Gußeisen mit Vermiculargraphit und seine Vorarbeitung zu Zylinderdeckeln für Hochleistungs-Dieselmotoren // Gießerei. 1976. № 10. S. 285–291.
4. Iron cast with vermiculite graphite – material for glass forms. S.P. Korolev, V.M. Korolev, D.N. Khudokormov // Casting production. 1996. № 1.P. 6–8.
5. Ekob. C. // Foundry Trade Journal. 175 (2001). 3579 (Juni). P. 20–21.
6. Compacted Graphite Cast Irons and Their Production by a Single Alloy Addition / E.R. Evans, M.J. Lalich // AFS Trans. 84 (1876). S. 215–220.
7. Cast iron mould production with vermiculite graphite at the OJSC Foundry "KAMAZ". S.P. Korolev, E.V. Panfilov, R.G. Usmanov and others // Casting production. 2006. № 5. P. 2-5.
8. Andreev V.V. The impact of the wall thickness of the moulds on the strength properties and microstructure of high-strength cast iron with vermiculite and spherical graphite // Casting production. 2004. №2. P. 2–7.
9. Andreev V.V. The properties of the cast iron cylinder sleeves with vermiculite graphite // Casting production. 1991. № 2. P. 17–18.



# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.14.018.44

Чечель Л.А., [Кузнецов Е.В.], Орлов А.С., Школьников Б.Э.

## ЖАРОСТОЙКАЯ, ЖАРОПРОЧНАЯ ХРОМОМАНГАНЦЕВАЯ АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ ДИ59

В 1970-х годах в топливной политике нашей страны произошли существенные изменения, в результате которых доля использования в теплоэнергетике мазутного топлива резко возросла. Это в значительной степени повлияло на работоспособность конвективных пароперегревателей, в качестве материала которых использовалась аустенитная хромоникелевая сталь 12X18H12T.

Следует отметить, что в условиях работы на «чистых» углях, не содержащих соединений серы, трубы из стали 12X18H12T обеспечивали надежную работу КПП в.д. на полный ресурс работы котла – 100 тысяч часов при температуре пара 600°C, рабочая температура металла 650°C. При работе на мазутном топливе срок эксплуатации труб из хромоникелевой стали значительно уменьшается.

Кроме того, за последнее время ухудшилось качество применяемых мазутов. Это несомненно сказывается на работоспособности материалов. Многочисленными исследованиями установлено, что причиной интенсификации процесса коррозии является появление на поверхности металлов жидких составляющих. Для хромоникелевых сталей это легкоплавкие никелевые сульфидные соединения и эвтектики, в частности сульфидная эвтектика Ni–Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub> с температурой плавления 625–644°C, которая приводит к интенсивному утонению стенки трубы пароперегревателей. Работами с ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» однозначно показано, что для этих условий целесообразно применение труб из хромомарганцевых аустенитных сталей, температура плавления сульфидов и сульфидных эвтектик которых значительно больше рабочих температур пароперегревателя – выше 1000°C. Кроме того, марганец, имея большее сродство к сере, чем никель, в первую очередь образует сульфиды.

Этим и объясняется значительно более высокая жаростойкость хромомарганцевых сталей в сравнении с хромоникелевыми в серосодержащих топливах. При температуре 650°C, продолжительностью 10000 ч, в условиях, имитирующих продукты сгорания мазутного топлива, жаростойкость стали ДИ59 в 3 раза выше, чем у применяемой хромоникелевой стали 12X18H12T, а в условиях, имитирующих продукты сгорания экибастузских углей, – в 8 раз.

Хромомарганцевая сталь ДИ59 прошла полный цикл технологического исследования и производст-

венного освоения изготовления трубной заготовки, труб и элементов пароперегревателей котлов энергоблоков, в том числе сварку и термообработку гибов.

Одной из важнейших задач внедрения котельной стали в промышленное производство является получение качественных сварных соединений, стойких против горячих трещин в металле шва и околошовной зоне. О деформационной способности стали можно судить по величине относительного сужения образца. По протяженности температурного интервала хрупкости (ГИХ) и деформационной способности металла в этом интервале сталь ДИ59 можно отнести к материалам, стойким против образования горячих трещин в околошовной зоне.

Основное количество стыковых соединений труб поверхностей нагрева котлоагрегатов выполняется при заводском изготовлении методом контактной стыковой сварки оплавлением. Ручная комбинированная сварка таких соединений (корень шва – аргодуговой сваркой неплавящимся электродом с присадочной проволокой и далее – сварка покрытыми электродами) может использоваться главным образом на монтаже и в отдельных случаях в заводских условиях применительно к комбинациям марок основного металла труб ДИ59+ДИ59 и ДИ59+08X18H12T (12X18H12T).

Результаты сварки – контактной и комбинированной исследовались на стыках труб ДИ59 и композитных: ДИ59 + 12X18H12T и ДИ59+12X1МФ. Для сварки были применены электроды ЦТ-15. Образцы, вырезанные из сварных стыков, подвергались механическим испытаниям на растяжение, сплющивание, загиб и металлографическому исследованию.

Значения временного сопротивления разрыву оказались несколько выше норм по ПК № 03ЦС-66 для сварных соединений стали 12X18H12T. Разрушение при испытании на растяжение, как правило, происходило вне зоны сварки. Результаты испытания на сплющивание и загиб удовлетворительные.

Характер микроструктуры стыков, выполненных как контактной, так и комбинированной сваркой, типичен для сварных соединений сталей аустенитного класса.

Испытания на длительную прочность и кратковременный разрыв проводились на 8 плавках труб стали ДИ59. Математическая обработка результатов испытаний показала, что по уровню жаропрочности сталь ДИ59 близка к заменяемой стали 12X18H12T. Результаты испытаний оформлены в таблицах стандартных

справочных данных ГСССД 116-88 «Коррозионно-стойкая сталь 0X13Г12С2Н2Д2Б (ДИ59). Условный предел длительной прочности при температурах 500–650°С».

Результаты испытаний на длительную прочность крутозагнутых гибов, проводимые под внутренним давлением, и сварных соединений, как под внутренним давлением, так и под внутренним давлением с приложением изгибающего момента, нанесенные на полосу разброса (средние значения –20%) по ГСССД 116-88, показали, что значения длительной прочности находятся на высоком уровне и отвечают требованиям технических условий ТУ 14-ЗР-55-2001, а также данным ГСССД 116-88.

Проведенные в лабораторных условиях испытания показали, что сталь ДИ59 по жаростойкости при температуре 650°С в продуктах сгорания высокосернистого мазута превосходит сталь 12Х18Н12Т в 2–3 раза, в условиях, имитирующих продукты сгорания экибастузского угля, – в 8 раз (при 700°С – в 18 раз). Незначительное изменение скорости окисления с повышением температуры в интервале 580–700°С обеспечивает этой стали малую чувствительность к перегревам, что повышает надежность работы материала в данных условиях. Проводились также испытания стали ДИ59 в продуктах сгорания эстонских сланцев. В среде воздуха за 2500 ч при 800°С привес стали ДИ59 составляет 2 мг/см<sup>2</sup>, а при 900°С – 10 мг/см<sup>2</sup>.

Трубы из хромомарганцевой жаростойкой, жаропрочной стали ДИ59 работают в условиях конвективных пароперегревателей высокого давления (КПП в.д.) котлов энергоблоков теплоэлектростанций (ТЭС) на различных видах энергетических топлив. Максимальная наработка блоков пароперегревателей составляет около 160 тыс. часов.

Контроль за эксплуатацией осуществляется сотрудниками Всероссийского теплотехнического института (ОАО «ВТИ») и ОАО НПО «ЦНИИТМАШ». Проведены исследования вырезок труб из стали ДИ59 в сравнении с вырезками труб стали 12Х18Н12Т после различной продолжительности эксплуатации в условиях разных станций.

Установлено, что при работе на мазутном топливе коррозионные потери через 10000–15000 ч работы труб из стали ДИ59 в 1,5–2 раза меньше, чем труб из стали 12Х18Н12Т. Следует отметить, что в данном случае разница определяется лишь количеством и продолжительностью температурных забросов. Преимущество стали ДИ59 было бы более существенным, если бы температура эксплуатации была выше 620°С. С увеличением продолжительности эксплуатации до 30000 ч эта тенденция сохраняется.

В ВТИ была сделана оценка параметра длительной прочности труб из стали ДИ59 после 31031 и 46676 ч эксплуатации в условиях Литовской ГРЭС. Эквивалентная температура эксплуатации составляла 615–620°С. Значение параметра по сравнению с исходным состоянием практически не изменяется: при напряжении 80 МПа – 16,7 и 16,63, а при 60 МПа – 17,25 и 17,08 соответственно. При этом в 2,5 раза возрастает длительная пластичность.

Средняя глубина коррозии труб из стали ДИ59 за 46676 ч эксплуатации составляла от 0,19 до 0,25 мм, а из стали 12Х18Н12Т – от 0,36 до 0,55 мм. Последние исследования вырезок труб после эксплуатации на Сырдарьинской ГРЭС продолжительностью более 76000 ч показали, что разница в коррозионной стойкости сталей ДИ59 и 12Х18Н12Т заметно возрастает.

Механические свойства сварных соединений после 38000 ч эксплуатации на Сырдарьинской ГРЭС составили соответственно:  $\sigma_b=653$  МПа;  $\sigma_t=371$  МПа;  $\delta=34,0\%$ ;  $\varphi=73,4\%$  (усредненные значения по четырем образцам).

Металл сварного шва плотный, без трещин и пор. Сравнение основного металла и зоны термического влияния (ЗТВ) стали ДИ59 показало, что во всех случаях характерно сохранение аустенитной структуры с весьма малым количеством  $\alpha$ -фазы – от 2 до 9%. Исследование параметров кристаллической решетки хромомарганцевого аустенита и микронапряжений, характерных для металла ЗТВ после сварки и эксплуатации, показало, что длительные эксплуатационные испытания выравнивают параметры тонкой структуры металла ЗТВ на различном удалении от линии сплавления.

В последние годы участились случаи локального коррозионного разрушения труб из стали 12Х18Н12Т с внутренней стороны – со стороны пара (в местах повреждения защитной оксидной пленки) уже через 20000–40000 ч эксплуатации. Исследования вырезок труб из стали ДИ59, проведенные ВТИ, показали, что на внутренней поверхности этих труб, даже при самом неблагоприятном водно-химическом режиме (нейтрально-окислительном), образуется плотная, имеющая хорошую адгезию с металлом, оксидная пленка с хорошо развитым подокисным слоем. Пленка состоит из мелкодисперсной смеси оксидов двух фаз – гематита и магнетита, примерно в равных количествах. Кристаллы магнетита расположены в порах гематитовой губки, что обуславливает малое количество пор. При этом трещин, доходящих до поверхности металла, не образуется даже при деформации более 6%. И, как следствие, нет случаев хрупкого разрушения труб из стали ДИ59 даже после 150000 ч эксплуатации. Пленка, образующаяся на трубах из стали 12Х18Н12Т, работающих в таких же условиях, имеет четко выраженное двухслойное строение: внешний слой состоит преимущественно из гематита, а внутренний – из магнетита. Такая пленка имеет много пор, большую толщину и легко отслаивается. Деформационная способность такой пленки очень низкая ( $E_{\text{пр}}=1,1-1,25\%$ ).

Практика показала, что значительное влияние на свойства стали имеют способ производства трубной заготовки и труб (метод выплавки, способ передела, прокатка, ковка и т.д.) и качество самого металла в изделии.

Первое промышленное освоение производилось на двух заводах:

- выплавка и изготовление трубной заготовки на заводе «Днепроспецсталь» (г. Запорожье);
- производство котельных труб на Никопольском трубном заводе.

Выплавка проводилась в 30-тонных дуговых электропечах с разливкой в слитки массой в 1 тонну и последующей ковкой из них трубной заготовки  $\varnothing 95-105$  мм.

На трубных заводах Никопольском (г. Никополь), Новотрубном (ПНТЗ, г. Первоуральск) и Синарском (СинТЗ, г. Каменск-Уральский) заготовка подвергалась сначала горячей прокатке в гильзу, а затем тепловой прокатке на станах ХПТ в пароперегревательные трубы предготового и готового размера.

При такой технологии трубная заготовка имела большое количество дефектов – неметаллические включения (иногда выше 5 балла), полученные на их основе трещины, расслоение металла и др., что приводило к высокому расходу коэффициента при производстве труб. Качество металла труб, полученных по указанной технологии, весьма низкое.

Для получения высококачественных труб были полностью изменены способы производства трубной заготовки и труб по всему циклу, в частности:

- отработана технология выплавки стали ДИ59 в газокислородных конвекторах большой мощности (60 т), последующая внепечная обработка в установках печь – ковш с продувкой аргоном;
- разливка в большие слитки до 3,4–4,3 т и прокатка на обжимно-заготовочном стане 1050/950 с получением катаной трубной заготовки  $\varnothing$  180 мм.

В трубном производстве в условиях завода ЗАО «Сентравис продакшн Юкрейн» (г. Никополь) вместо горячей прокатки трубной заготовки в гильзу используется горячее прессование трубы на предготовый размер, что благодаря большим нагрузкам «заживляет» несплошности в металле. Трубы готового размера изготавливаются последующим волочением в 2 прохода на станах ХПТ-75 и ХПТ-55.

Таким образом, освоена высокоэффективная технология изготовления качественных труб из стали ДИ59 на заводе «Сентравис продакшн Юкрейн» (г. Никополь) из трубной заготовки производства завода ОАО «Днепроспецсталь» (г. Запорожье).

Во Всероссийском теплотехническом научно-исследовательском институте было проведено исследование кинетики развития деформации ползучести металла труб.

Испытания на ползучесть проведены в диапазоне температур 650–730°C при напряжениях 60–140 МПа на 19 трубчатых образцах с длиной рабочей части 65–70 мм. Максимальная длительность испытаний составила 3396 ч.

Характерным для первичных кривых ползучести при всех режимах испытания является слабо выраженный участок ускоренной ползучести.

Выявление зависимости между деформацией ползучести ( $\varepsilon_n$ , %) и истощением ресурса ( $\tau_i/\tau_p$ , %) кривые ползучести обработаны в координатах  $\log \varepsilon_n - \tau_i/\tau_p$ , где  $\tau_i$  – текущее время испытаний;  $\tau_p$  – время до разрушения, показало, что одинаковому значению истощения ресурса соответствуют одинаковые в пределах разброса значения деформации. Накопление деформации происходит по экспоненциальному закону. Это значит, что в исследованном металле протекают структурные изменения, т.е. во время испытания происходит непрерывное выделение и коагуляция упрочняющих фаз. Интенсивное развитие деформации начинается после истощения 90% ресурса, при  $\varepsilon_n=4\%$ . Эта величина является

критической для металла данной плавки.

Исследование структуры проведено на металле образцов при деформации 30, 50, 70 и 90% истощения ресурса.

На металле каждого образца исследовали состояние границ зерен, количество и состав  $\sigma$ -фазы, количество частиц карбидов  $Me_{23}C_6$  и NbC в теле зерен и микротвердость.

Травление шлифов для определения содержания  $\sigma$ -фазы проведено электролитически в реактиве состава 2г KOH + 2г  $KMnO_4$  + 50 см<sup>2</sup> H<sub>2</sub>O. Количество  $\sigma$ -фазы определялось методом сетки на 50 полях при увеличении 1000. Точность оценки среднего значения  $\pm 0,3\%$ . Для оценки состояния границ зерен и подсчета числа частиц карбидов шлифы травили в 10%-ном растворе щавелевой кислоты. Подсчет частиц карбидов  $Me_{23}C_6$  проводился по микрофотографиям, снятым при увеличении 1000 и увеличенным в 2 раза при печати. Точность оценки среднего значения плотности карбидов равна  $\pm 0,2 \cdot 10^{-2}$  1/мм<sup>2</sup>.

Для оценки состава  $\sigma$ -фазы и количества частиц карбидов ниобия NbC использовали сканирующий электронный микроскоп САМЕВАХ MBX-1 с локальным рентгеноспектральным анализатором. Число частиц подсчитывали при увеличении от 1000 до 8000. Точность оценки среднего значения плотности карбидов  $\pm 0,7 \cdot 10^{-4}$  1/мм<sup>2</sup>.

Для выявления степени упрочнения тела зерна проводили измерение микротвердости при нагрузке 20 гр. Среднее значение подсчитывали на базе 50 измерений. Точность оценки среднего равна  $\pm 4$  кгс/мм<sup>2</sup>.

В исходном состоянии структура металла состоит из зерен аустенита и первичных карбидов ниобия. После 30% истощения ресурса в структуре металла произошло растворение хромистых карбидов  $Me_{23}C_6$  по границам зерен, появление светлой оторочки, обусловленное повышением содержания хрома в местах растворения этих карбидов, выделение  $\sigma$ -фазы по границам и небольшого количества частиц карбидов  $Me_{23}C_6$  в теле зерна.

После 50% истощения ресурса наблюдается частичное рассасывание светлой оторочки вследствие диффузии хрома, наличие  $\sigma$ -фазы по границам зерен и продолжающееся выделение карбидов  $Me_{23}C_6$  в теле зерна.

После 70% истощения ресурса светлая оторочка полностью исчезает, однако границы между зёрнами различимы, структура состоит из зерен аустенита,  $\sigma$ -фазы по границам зерен и карбидов  $Me_{23}C_6$  в теле зерна.

После 90% истощения ресурса границы зерен неразличимы, количество карбидов  $Me_{23}C_6$  в теле зерна уменьшилось, частицы  $\sigma$ -фазы укрупнились.

Установлено, что в исследуемой стали содержание  $\sigma$ -фазы за весь период, соответствующий 30–90% истощения ресурса, меняется незначительно, с 1,8 до 2,5%. Обнаружено, что содержание марганца, хрома и железа в  $\sigma$ -фазе практически не меняется вплоть до 90% истощения ресурса и находится в диапазоне: 11–13, 17–21 и 62–68% соответственно. В связи с этим количество  $\sigma$ -фазы не может быть критерием для оценки ис-

черпания ресурса металла. Установлено, что в первой половине «жизни» металла до истощения 50% ресурса основным структурным процессом является выделение карбидов NbC и Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> в теле зерна и карбидов ниобия по границам зерен.

Микротвердость в этот период увеличивается. После 50% истощения ресурса начинается коагуляция карбидов NbC и Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> в теле зерна. В период от 70 до 90% истощения ресурса наблюдается частичное растворение карбидов Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Вследствие этих процессов микротвердость тела зерна уменьшается.

Проведенные исследования труб стали ДИ59, изготовленных по новой усовершенствованной технологии изготовления трубной заготовки и пароперегревателей труб, показали, что значительно улучшилось качество металла: неметаллические включения располагаются равномерно по телу трубной заготовки и составляют по сульфидам – 0,5 балла, по оксидам и силикатам – 0,5–1,4 балла. Количество феррита не превышает 1,5 балла.

Все это положительно сказалось на служебных свойствах, в частности на значительном увеличении длительной пластичности металла труб стали ДИ59.

Изменение механических свойств и структуры стали ДИ59 при различных температурах после старения, подтвержденные эксплуатационными испытаниями, показало, что сталь ДИ59 нечувствительна к колебаниям температур до 700°С, что, несомненно, является исключительной особенностью и преимуществом данной стали. По заключению ВТИ, скорость наружной коррозии металла труб из стали ДИ59 при эквивалентных температурах 620–630°С не превышает 0,3 мм за 100000 ч эксплуатации. При этом ресурс работы труб конвективных пароперегревателей высокого давления (КПП в.д.) из труб стали ДИ59 составляет 300000 ч. При замене труб из стали 12Х18Н12Т на трубы из стали ДИ59 реальный ресурс работы увеличивается в 4–5 раз вследствие предотвращения хрупких разрушений с внутренней стороны трубы.

УДК 539.4

Старченко Е.Г., Казанцев А.Г., Ходаков В.Д., Силаев А.А., Зубченко А.С.

## О ВОЗМОЖНОСТИ УВЕЛИЧЕНИЯ ДОПУСТИМОГО ВРЕМЕНИ СУММАРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 10ГН2МФА ПРИ ПРОВЕДЕНИИ РЕМОНТНЫХ РАБОТ

При изготовлении, монтаже и ремонте после эксплуатации сварные соединения оборудования и трубопроводов АЭС из стали 10ГН2МФА подвергаются нескольким термообработкам при температуре 620–660°С.

Допустимое суммарное время термообработки, базирующееся на результатах проведенных аттестационных испытаний, составляет 45 ч [1–4].

В связи с гипотетической возможностью проведения на энергоблоках, срок эксплуатации которых приближается к 30 годам, крупных ремонтных работ, таких как замена парогенераторов, ремонт шва приварки коллектора теплоносителя к корпусу парогенератора (шов №111), возникла необходимость оценки влияния суммарной продолжительности отпуска, превышающей 45 ч.

В данной работе исследовалось влияние суммарной продолжительности отпуска до 75 ч при температуре 620–660°С на эксплуатационные свойства основного металла и сварных соединений стали 10ГН2МФА.

Исследования проводились прежде всего применительно к сварным соединениям трубопроводов Ду850 ГЦТ (замена парогенераторов) и шву приварки коллектора к корпусу парогенератора (шов № 111). Эти сварные соединения при изготовлении выполнялись по отличающимся друг от друга технологиям с использованием различных сварочных материалов.

Исследованные типы материалов и сварных соединений приведены в табл. 1.

Из термообработанных сварных соединений вырезались образцы для определения механических свойств, сопротивления малоциклового усталости и

хрупкой прочности.

В табл. 2 приведены результаты испытаний, а в табл. 3 – гарантированные механические свойства основного металла стали 10ГН2МФА и металла шва, выполненного ручной электродуговой сваркой электродами УОНИИ-13/55 и ПТ-30, а также автоматической сваркой электродной проволокой Св-10ГН1МА под флюсом ФЦ-16.

Из табл. 2 и 3 видно, что после проведения термообработки 75 ч при температуре 620–660°С не происходит снижение механических свойств ниже гарантированных как у основного металла, так и всех исследованных вариантов металла шва.

Все механические свойства ( $R_{p0.2}$ ,  $R_m$ ,  $A$ ,  $Z$ ) существенно превышают гарантированные значения. При этом металл шва, выполненный электродами ПТ-30 и сварочной проволокой Св-10ГН1МА под флюсом ФЦ-16, обеспечивает равнопрочность по отношению к основ-

Таблица 1

Исследованные типы материалов и сварных соединений

Сварное соединение	Способ сварки и сварочные материалы
Сварной шов приварки коллектора к корпусу парогенератора	Ручная электродуговая сварка электродами УОНИИ-13/55
Сварной шов приварки днища к корпусу парогенератора	Автоматическая сварка под флюсом (Св-10ГН1МА + ФЦ-16)
Сварной шов сварки трубопроводов Ду850 между собой	Ручная электродуговая сварка электродами ПТ-30



Таблица 2

**Механические свойства стали 10ГН2МФА, металла шва и сварных соединений после термической обработки 620–660°С, 75 ч**

Температура испытаний, °С	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %
Основной металл – сталь 10ГН2МФА (корпус парогенератора)				
20	549–556	419–446	22,7–24	79–80
350	540	406–429	19–23	74–75
Основной металл – сталь 10ГН2МФА (труба Ду 850)				
20	564–567	415–443	26,7	71,6–75
350	544–545	376–379	21,4–23,3	72,4–73,3
Металл шва – электроды УОНИИ-13/55				
20	480–489	354	25	75–78
350	438–460	323–336	19–20	76
Сварное соединение – электроды УОНИИ-13/55				
20	457–471			
350	427–437			
Металл шва – сварочная проволока Св-10ГН1МА+ФЦ-16				
20	634–641	543–552	16–18	68–72
350	586–595	470–471	22–24	69–70
Сварное соединение – сварочная проволока Св-10ГН1МА+ФЦ-16				
20	552–560			
350	541–543			
Металл шва – электроды ПТ-30				
20	632–648	546–551	16–19	68–70
350	589–594	480–481	21–23	69–71
Сварное соединение – электроды ПТ-30				
20	555–656			
350	553–592			

ному металлу. Металла шва, выполненный электродами УОНИИ-13/55, имеет прочность ниже прочности металла шва, выполненного электродами ПТ-30 и проволокой Св-10ГН1МА под флюсом ФЦ-16 (до 1,5 раз), но более высокие пластические свойства (относительное удлинение и сужение).

Аналогичные данные получены для основного металла и зоны термического влияния сварных соединений стали 10ГН2МФА, выполненных электродом ПТ-30 (образцы вырезались из трубы Ду 850 в осевом и тангенциальном направлении).

Испытания на ударную вязкость проводились на тех же типах основного металла и сварных соединений. Было установлено, что в исследованном диапазоне длительности термообработки характеристики ударной вязкости сохраняются на достаточно высоком уровне. Полученные значения критической температуры хрупкости  $T_{к0}$  составляют для основного металла –40°С, для металла шва и зоны термического влияния от –10 до –30°С (табл. 4).

Полученные результаты говорят о достаточно высокой отпускостойчивости стали 10ГН2МФА и её сварных соединений при температуре 620–660°С, что полностью согласуется с данными, полученными ранее при исследовании и аттестации стали 10ГН2МФА для АЭУ.

Таким образом, для исследованной продолжительности дополнительного отпуска сталь 10ГН2МФА и сварные соединения, выполненные электродами УОНИИ-13/55 автоматической сваркой и электродами ПТ-30, по критической температуре хрупкости отвечают требованиям, которые к ним предъявляются по ПН АЭ Г-7-002-86 и ПН АЭ Г-7-010-89.

Приведенные выше данные о влиянии дополнительного отпуска на механические свойства металла сварных соединений стали 10ГН2МФА показали, что характеристики растяжения основного металла и металла шва, коррелирующие с характеристиками малоциклового усталости (временное сопротивление  $R_m$  и относительное сужение  $Z$ ) при увеличении продолжительности отпуска до 75 ч практически не изменяются, что говорит о стабильности сопротивления малоциклового усталости металла шва и основного металла. В связи с этим в выполненных испытаниях на малоцикловою усталость основное внимание было уделено сварным соединениям.

При проведении этих испытаний был использован металл сварного шва, выполненного электродами УОНИИ-13/55, прошедший дополнительную термообработку при температуре 620–660°С в течение 75 ч. Для сравнительного анализа взяты два сварных соединения стали 10ГН2МФА, выполненных электродами ПТ-30, в одном из которых основной металл перед сваркой не подвергался дополнительному отпуску, а в другом прошел дополнительный отпуск при 620–660°С, 60 ч.

Таблица 3

**Гарантированные механические свойства стали 10ГН2МФА и металла шва (3 варианта) после окончательного высокого отпуска**

Марка материала	Температура испытания, °С								$T_{к0}$ , °С
	20				350				
	$R_m$ , МПа	$R_{p0,2}$ , МПа	A, %	Z, %	$R_m$ , МПа	$R_{p0,2}$ , МПа	A, %	Z, %	
Сталь 10ГН2МФА	539	343	16	55	490	294	14	50	(–10)–(+15)
Металл шва – электроды УОНИИ-13/55	431	255	20	50	372	216	18	50	0
Металл шва – 10ГН2МФА+ФЦ16	539	343	16	55	490	294	14	50	(–10)–(+15)
Металл шва – электроды ПТ-30	539	343	16	55	490	294	14	50	(–10)–(+15)

Таблица 4

**Критическая температура хрупкости основного металла – стали 10ГН2МФА, металла шва и металла зоны термического влияния после термической обработки 620–660°С, 75 ч**

№ п/п	Материал	$T_{к0}$ , °С
1	Основной металл – сталь 10ГН2МФА	–40
2	Металл шва – электроды УОНИИ-13/55	–30
3	Зона термического влияния шва (металл шва – электроды УОНИИ-13/55)	–50
4	Металл шва – Св-10ГН1МА + ФЦ-16	–10
5	Зона термического влияния шва (Св-10ГН1МА + ФЦ-16)	–25
6	Металл шва – электроды ПТ-30	–30
7	Зона термического влияния шва – электроды ПТ-30	–30



Для удобства сопоставления полученных экспериментальных значений с нормативными кривыми малоциклового усталости амплитуды упругопластиче-

ских деформаций были пересчитаны в условные напряжения (с учетом зависимости модуля упругости от температуры) (рис. 1, 2).

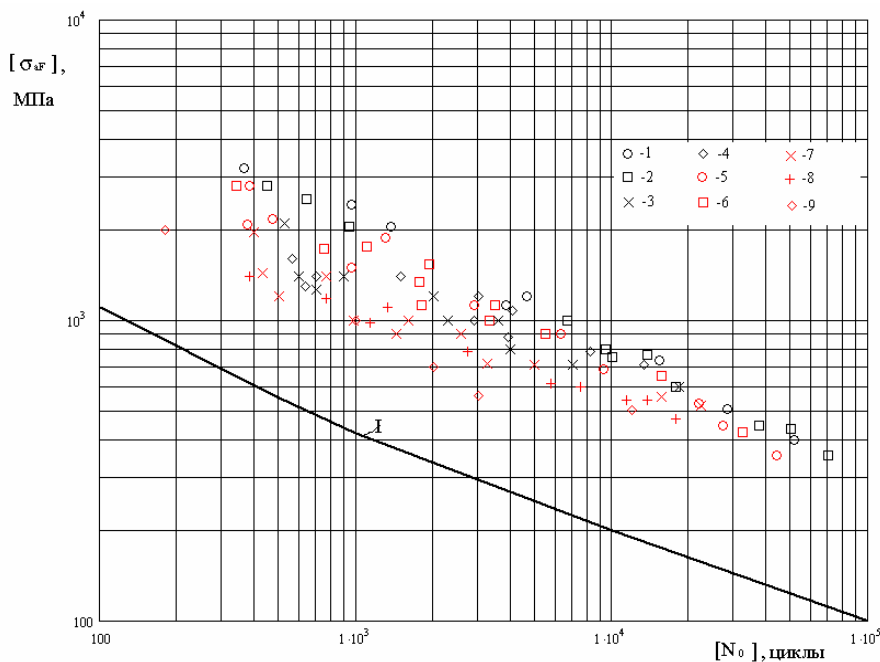


Рис. 1. Расчетная нормативная кривая малоциклового усталости (I) и результаты испытаний при 20 °С стали 10ГН2МФА и сварных соединений после отпуска: 1-4 – основной металл; 5-8 – сварные соединения (электроды ПТ-30); 1, 3, 5, 7 – отпуск 620-660 °С, 8 ч; 2, 4, 6, 8 – 60 ч; 1, 2, 5, 6 – плавка Б; 3, 4, 7, 8 – плавка А; 9 – сварные соединения (электроды УОНИ 13/35), отпуск 620-660 °С, 75 ч

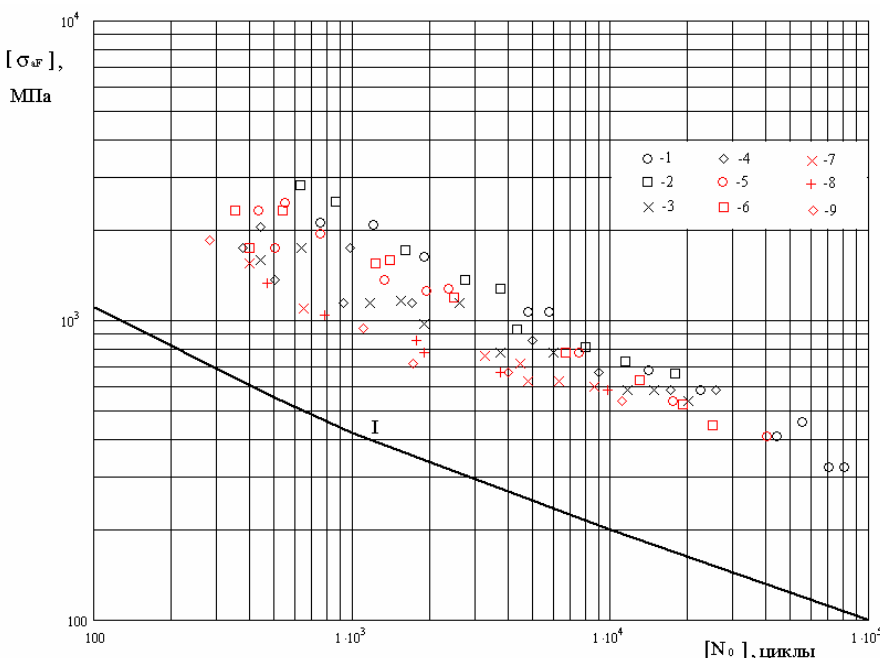


Рис. 2. Расчетная нормативная кривая малоциклового усталости (I) и результаты испытаний при 350 °С стали 10ГН2МФА и сварных соединений после отпуска: 1-4 – основной металл; 5-8 – сварные соединения (электроды ПТ-30); 1, 3, 5, 7 – отпуск 620-660 °С, 8 ч; 2, 4, 6, 8 – 60 ч; 1, 2, 5, 6 – плавка Б; 3, 4, 7, 8 – плавка А; 9 – сварное соединение (электроды УОНИ 13/35), отпуск 620-660 °С, 75 ч

Анализ полученных результатов показывает, что данные испытаний основного металла, прошедшего дополнительную термообработку в течение 8, 60 и 75 ч, отличаются несущественно и лежат в пределах полосы разброса экспериментальных значений.

Результаты испытаний образцов, вырезанных из шва, выполненного электродами УОНИ-13/55, прошедшего дополнительную термообработку в течение 75 ч, располагаются несколько ниже экспериментальных точек, полученных для основного металла, а также сварных соединений, выполненных электродами ПТ-30 после отпуска в течени 8 и 60 ч. Видно также, что свойства сварных соединений, выполненных с использованием электродов ПТ-30 на стали 10ГН2МФА в состоянии поставки и после отпуска в течение 60 ч, близки к свойствам основного металла. Кривая I, приведенная на рис. 1 и 2 является нормативной кривой малоциклового усталости. Как следует из представленных данных, все экспериментальные точки в исследованной области температур лежат значительно выше нормативной кривой.

Полученный результат свидетельствует о том, что основной металл и сварные соединения стали 10ГН2МФА, выполненные по разным технологиям, при дополнительной термообработке обладают достаточным уровнем характеристик сопротивления малоциклового усталости.

Исследование влияния времени дополнительной термообработки длительностью до 75 ч стали 10ГН2МФА и металла сварных соединений на сопротивление хрупкому разрушению проводилось на компактных образцах внецентренного растяжения, ГОСТ 25.506-85, тип Ш (СТ-1). Образцы были изготов-

лены из металла шва, зоны термического влияния и основного металла.

При проведении испытаний использовался металл сварных соединений, выполненных электродами УОНИИ-13/55 автоматической сваркой, а также сварных соединений, выполненных электродами ПТ-30 после дополнительной термообработки продолжительностью 75 ч.

Испытания проводили в соответствии с положениями стандарта ГОСТ 25.506-85 и ASTM E 1921-05 [5–6]. Вязкость разрушения металла сварных соединений определялась в интервале температур от плюс 20 до минус 70°С.

На рис. 3 приведены экспериментальные данные, соответствующие значениям вязкости разрушения  $K_{Ic}$  ( $K_{Ic}$ ), полученным по данным обработки результатов испытаний образцов СТ-1 толщиной 25 мм, а также нормативная кривая вязкости разрушения (I) для аварийной ситуации (АС) [4]. Видно, что все точки располагаются выше нормативной кривой.

Таким образом, после отпуска сварных соединений стали 10ГН2МФА при температуре 620–660°С суммарной продолжительностью до 75 ч:

– гарантированные механические свойства стали 10ГН2МФА, ее сварных соединений отвечают требованиям ПНАЭ Г-7-002-86;

– критическая температура хрупкости после отпуска при  $650 \pm 10^\circ\text{C}$  в течение 30, 45, 60 и 75 ч практически не изменяется и составляет не выше 15°С;

– сопротивление малоциклового усталости основно-

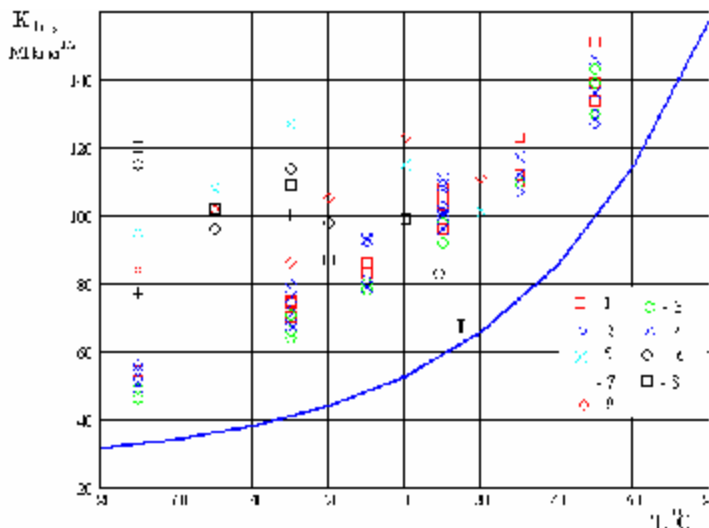


Рис. 3. Зависимость вязкости разрушения стали 10ГН2МФА и металла сварных соединений от температуры (для толщины 25 мм): 1 – основной металл, отпуск 620–660°С, 8 ч; 2 – основной металл, отпуск 620–660°С, 60 ч; 3 – ЗТВ (ПТ-30), отпуск 620–660°С, 8 ч; 4 – ЗТВ (ПТ-30), отпуск 620–660°С, 60 ч; 5 – металл шва (УОНИИ-13/55), отпуск 620–660°С, 75 ч; 6 – металл шва (Св-10ГН1МА+ФЦ-16), отпуск 620–660°С, 75 ч; 7 – ЗТВ (УОНИИ-13/55), отпуск 620–660°С, 75 ч; 8 – ЗТВ (Св-10ГН1МА+ФЦ-16), отпуск 620–660°С, 75 ч; 9 – основной металл, отпуск 620–660°С, 75 ч; I – нормативная кривая вязкости разрушения для аварийной ситуации (АС) при  $T_{k0} = 15^\circ\text{C}$

го металла и сварных соединений стали 10ГН2МФА после отпуска в интервале 8–75 ч отвечает требованиям ПНАЭ Г-7-002-86;

– сопротивление хрупкому разрушению металла сварных соединений стали 10ГН2МФА после отпуска в интервале 8–75 ч отвечает требованиям ПНАЭ Г-7-002-86 области.

#### Список литературы

1. РТД 2730.300.02-91. Руководящий технологический документ. Оборудование и трубопроводы автономных энергетических установок. Сварка, наплавка, термическая обработка сварных соединений деталей из сталей марок 10ГН2МФА, 10ГН2МФАЛ, 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А.
2. ПН АЭ Г-7-002-86. Норма расчёта на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.
3. ПН АЭ Г-7-002-86. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля.
4. Руководство по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР и ЭПТ на стадии эксплуатации: РД ЭО 0330-01.
5. ГОСТ 25.506-85. Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении.
6. ASTM E 1921-05. Стандартный метод определения температуры вязко-хрупкого перехода  $T_0$  для сталей в переходной

#### List of literature

1. RTD 2730.300.02-91. Management technological directive. The equipment and pipelines of the nuclear energy installations. Welding, facing, heat treatment of the welded connections of the parts made of steel grade 10GN2MFA, 10GN2MFAL, 15X2NMFA and 15X2NMFA-A.
2. PN AE G-7-002-86. The codes of strength design of the equipment and pipelines in the nuclear energy installations.
3. PN AE G-7-002-86. The equipment and pipelines of the nuclear energy installations. Welded connections and facings. The rules of management.
4. The instruction of strength design of the equipment and pipelines in the reactor facilities RBMK, VVER and EGP at the operation stage.
5. State Standard 25.506-85. Strength design and tests. The methods of mechanical tests of metals. The characteristics of the fracture strength (fracture toughness) at the static loading.
6. ASTM E 1921-05. The standard temperature method of the ductile-brittle transition  $T_0$  for steels in the transition zone.

Змиенко Д.С., Корнеев А.Е., Скоробогатых В.Н., Ломакин П.А.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ 9–12% Cr СТАЛИ ДЛЯ РОТОРОВ ТУРБИН

В настоящее время мартенситные стали с 9–12 масс.% Cr широко используются для создания оборудования и трубопроводов, работающих на тепловых электростанциях при суперсверхкритических параметрах пара – температура свыше 600°C, давление свыше 25 МПа. Для указанных параметров пара важную роль играет увеличение сопротивления ползучести, что обеспечивается, в основном, микроструктурой стали. Кроме эксплуатационных особенностей микроструктуры необходимо учитывать и при разработке технологических процессов (термообработка, ковка). Таким образом, микроструктура металла является важным объектом изучения в процессе работы над материалами для суперсверхкритических режимов.

Исследованию микроструктуры сталей для суперсверхкритических режимов пара посвящено достаточно много работ, особенно в последние годы [1, 2]. В значительной мере они рассматривают возможности повышения сопротивления ползучести. Основным направлением, которое может привести к подобному улучшению, является модификация фазового состава, а именно морфологии выделяющихся фаз. К таким фазам относятся  $M_{23}C_6$ , карбонитриды ванадия и ниобия, фазы Лавеса с молибденом и вольфрамом.

Влияние на свойства стали оказывают не только сформировавшиеся частицы вторичных фаз, на свойства воздействуют и этапы процесса старения, связанные с начальными стадиями образования частиц – этапом предвыделения. Например, в работе [2] приведены данные о повышении твердости стали с 10% Cr, которое связано с начальным этапом образования фазы Лавеса.

В данной статье приведены результаты исследования изменения микроструктуры и свойств 9–12% Cr стали в процессе термообработки при изготовлении заготовки ротора.

Образцы, на которых проводились исследования, подвергались аустенитизации при температуре 1050–1070°C с последующим охлаждением на воздухе. Влияние времени отпуска при  $T=700^\circ\text{C}$  на структуру и свойства изучалось на четырех образцах:  $T=700^\circ\text{C}$ , про-

должительность 1 ч (образец 1), 3 ч (образец 2), 5 ч (образец 3) и 13 ч (образец 4).

Указанные образцы исследовались методами оптической металлографии (ОМ) – микроскоп «НЕОРНОТ-30», просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) – просвечивающий электронный микроскоп «JEM-100В», метод одноступенчатых угольных реплик) и рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) для электрохимически выделенного карбидного осадка – рентгеновская установка «УРС-2.0»,  $\lambda\text{CrK}\alpha$ . В последнем случае использовался дифференциальный метод [3], позволявший проводить разделение выделившихся в стали фаз по размерам, химическому составу и другим свойствам. Измерения твердости проводили на твердомере ТК-2.

Микроструктура всех образцов представляет собой мартенсит отпуска. На рис.1 приведены фотографии микроструктур при увеличении  $\times 500$ . Следует отметить, что зерна твердого раствора (матрицы) несколько крупнее в образцах 3 и 4 относительно образцов 1 и 2.

На микрофотографиях, полученных методами ПЭМ, было выявлено большое количество карбидной фазы. При помощи электронной микродифракции и РСФА основная масса частиц была идентифицирована как  $M_{23}C_6$ . Частицы этой фазы располагались преимущест-

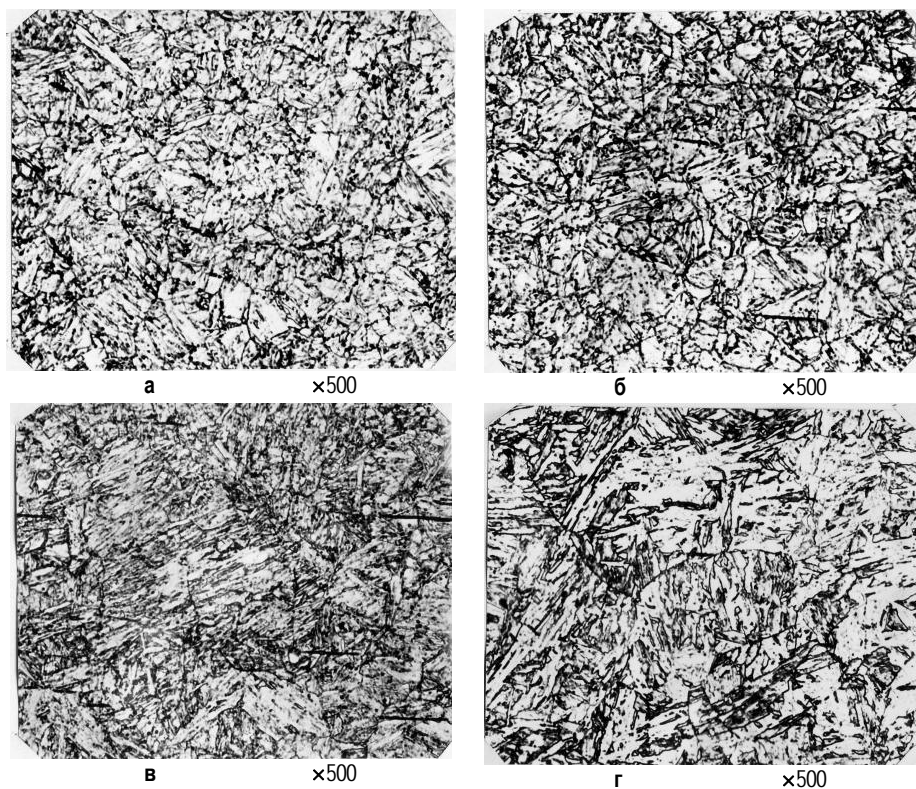


Рис. 1. Микроструктура исследованных образцов (ОМ): а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4



венно по границам зерен и по границам мартенситных игл (рис. 2, 3). При увеличениях  $\times 20000$  и более в образце 1 были выявлены мелкодисперсные частицы пленочного вида, располагавшиеся вблизи частиц  $M_{23}C_6$  (рис. 2, а). Методами дифференциального РСФА они были идентифицированы тоже как  $M_{23}C_6$ . Таким образом, было установлено, что эта фаза состоит из двух фракций –

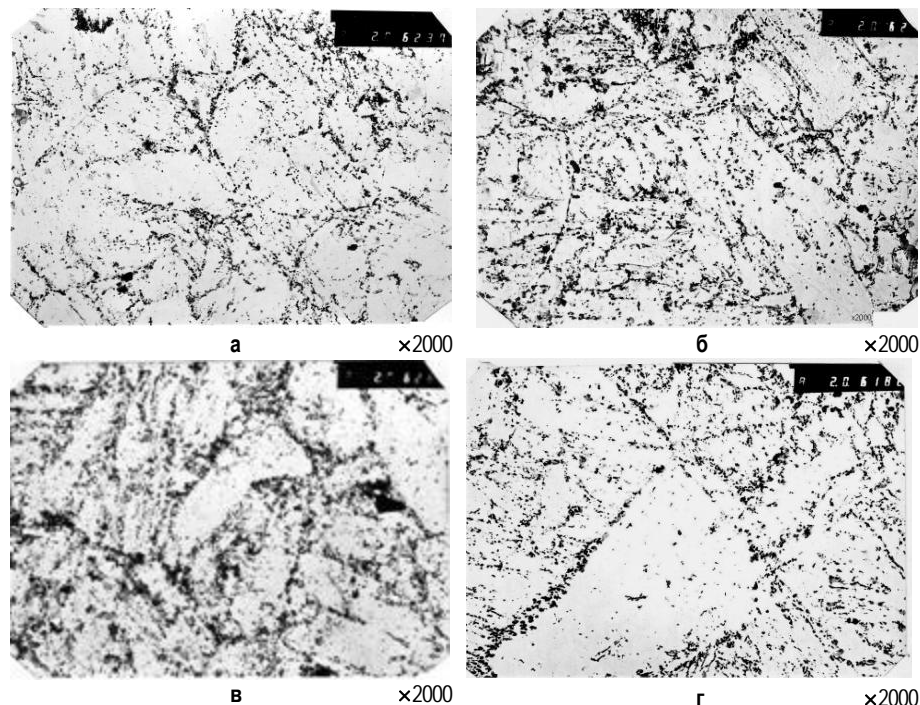


Рис. 2. Микроструктура образцов (ПЭМ):  
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

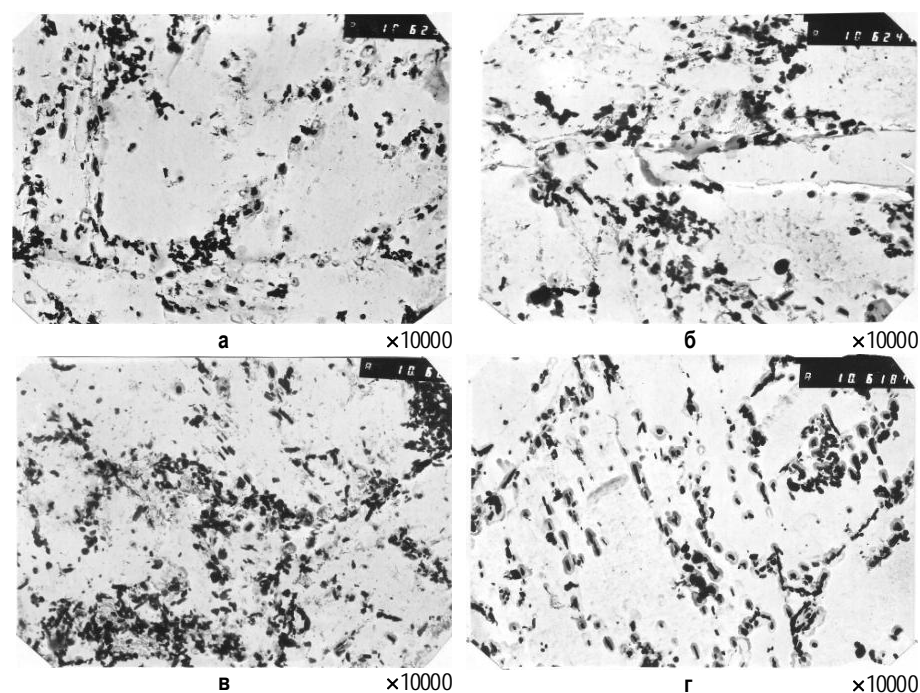


Рис. 3. Микроструктура образцов (ПЭМ):  
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

размером  $\sim 0,1$  и  $\sim 0,01$  мкм. С ростом времени отпуска увеличивались размеры более мелкой фракции и в образце 4 они достигали размеров крупной фракции, при этом размеры частиц крупной фракции не изменялись. Кроме того, во всех образцах методами дифференциального РСФА был выявлен карбид ниобия.

В образце 2 в теле зёрен были выявлены области повышенной травимости (области с выраженным рельефом) (рис. 3, б). При увеличении  $\times 50000$  и более в этих участках обнаружено небольшое количество мелкодисперсных частиц (рис. 4, б). В образцах 3 и 4 таких частиц, равномерно располагавшихся в теле зёрен, больше. Наибольшее количество их выявлено в образце 3 (рис. 4, в). В образце 4 (рис. 4, г) их значительно меньше и они крупнее, чем в образцах 2 и 3. Методом рентгеноструктурного фазового анализа указанная фаза определена как VC. Вероятнее всего, происходящие изменения обусловлены развитием процесса формирования вторичной фазы – VC. Образец 2 соответствует начальному этапу (этап предвыделения). В дальнейшем происходит формирование частиц карбида ванадия (образец 3) и их коагуляция (образец 4).

Для контроля процесса термообработки на всех образцах проводили измерения твердости. Результаты измерения приведены на рис. 5. Как видно из приведенного графика, зависимость твердости от времени отпуска имеет четко выраженный максимум, соответствующий образцу 2 (время отпуска 3 ч).

Рассмотрим результаты измерения твердости с точки зрения изменения микроструктуры образцов при проведении термообработки. Во-первых, образец 2 отличается от образцов 3 и 4 несколько меньшим размером зерна, однако зерно меньше и в образце 1, поэтому различием в размере зерна нельзя объяснить появление максимума твердости. Во-вторых, в процессе термообработки происходит рост размеров частиц более мелкой фракции карбида хрома и в образце

4 выявлены практически только частицы более крупной фракции. Поскольку рост частиц происходит в соответствии с увеличением времени отпуска, то подобный процесс также не может привести к появлению максимума твердости. В-третьих, в процессе отпуска происходит формирование частиц карбида ванадия, причем этап предвыделения (частицы VC еще не сформировались, но неоднородность химического состава уже присутствует) приходится как раз на образец 2. В образцах 3 и 4 частицы карбида ванадия уже сформированы и происходит только небольшой рост их размеров. Таким образом, вероятнее всего именно образование частиц карбида ванадия является тем процессом, который обуславливает появление максимума твердости при термообработке. Косвенным подтверждением этого являются и результаты, полученные в статье [3] для 9–12% Cr стали. В этой работе максимум твердости появляется в процессе отпуска на этапе предвыделения частиц фазы Лавеса.

### Выводы

1. Исследованы изменения микроструктуры 9–12% Cr стали в процессе ее термообработки.
2. Выявлена корреляция между изменениями микроструктуры (формирование частиц карбида ванадия) и твердостью.
3. Особенности микроструктуры необходимо учитывать при выборе режимов термообработки изделий из 9–12% Cr стали.

### Список литературы

1. Kauffmann F., Zeis G., Weiler D., Scheu C., Maile K. Microstructural Investigation of the Boron Containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength, 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung 13–14 oktober 2005, Stuttgart.
2. Kazuya Miyahara, Jung-Hwan Hwang, Yukio Shimoi. Aging phenomena before the precipitation of the bulky laves phase in Fe-10% Cr ferritic alloys // Scr. Met. et mater. 1995. V. 32. № 12. P. 1917–1921.
3. Корнеев А.Е., Ярополова Е.И. Дифференциальный рентгеноструктурный фазовый анализ сталей // Заводская лаборатория. 2005. Т. 71. № 12. С. 24–26.

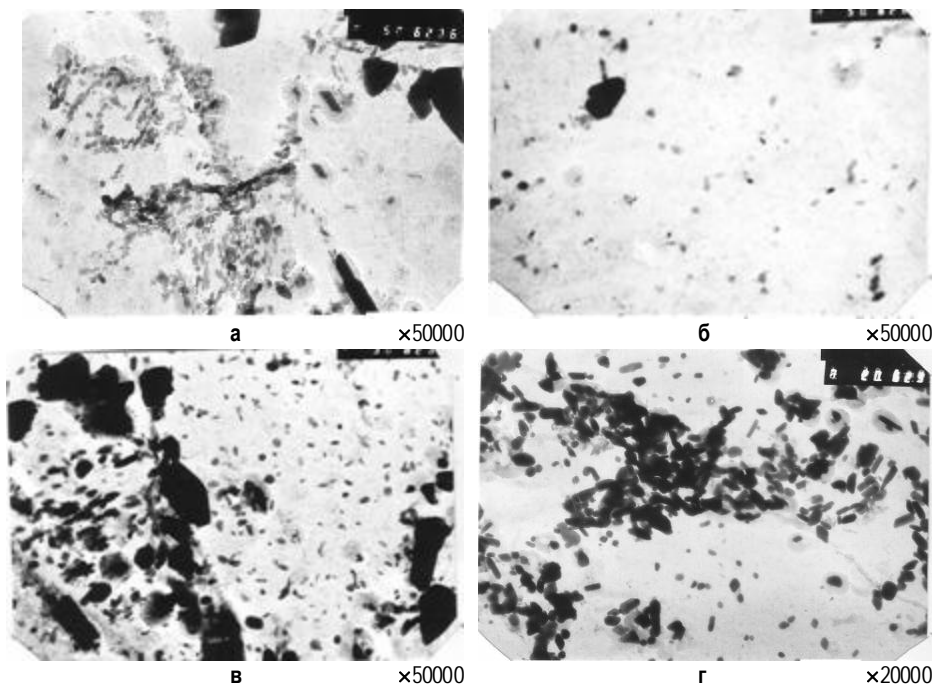


Рис. 4. Микроструктура образцов (ПЭМ): а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

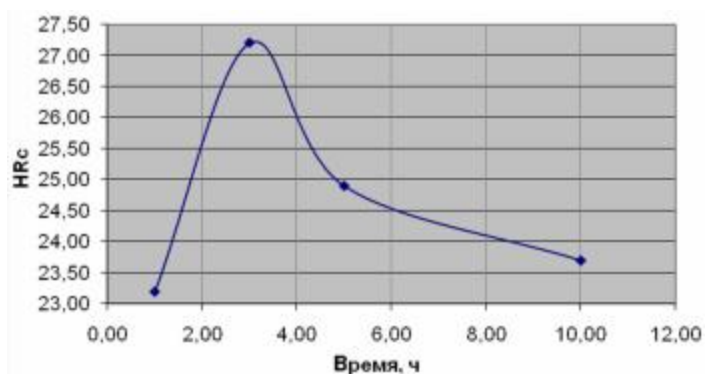


Рис. 5. Зависимость твердости от времени отпуска

### List of literature

1. Kauffmann F., Zeis G., Weiler D., Scheu C., Maile K. Microstructural Investigation of the Boron Containing TAF Steel and the Correlation to the Creep Strength, 31. MPA-Seminar in Verbindung mit der Fachtagung 13–14 oktober 2005, Stuttgart.
2. Kazuya Miyahara, Jung-Hwan Hwang, Yukio Shimoi. Aging phenomena before the precipitation of the bulky laves phase in Fe-10% Cr ferritic alloys // Scr. Met. et mater. 1995. V. 32. № 12. P. 1917–1921.
3. Korneev A.E., Yaropolova E.I. Differential X-ray structural phase analysis of the steels // Plant Laboratory. 2005. V. 71. № 12. P. 24–26.



УДК 621.793.72

Береговский В.В., Духопельников Д.В., Марахтанов М.К., Щуренкова С.А.

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КАПЕЛЬНОЙ ФАЗЫ В ПОКРЫТИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНО-ДУГОВОГО ОСАЖДЕНИЯ НА УСТАНОВКАХ ТИПА ННВ И Platit П80

### Введение

В современной промышленности широкое распространение имеет метод ионного осаждения покрытий с использованием вакуумно-дугового разряда. Получаемые этим методом покрытия используются для упрочнения режущего инструмента, нанесения триботехнических и защитных покрытий на детали машин [1, 2]. Основным недостатком этого метода является наличие капель (капельной фазы) в продуктах эрозии катода, которые приводят к снижению свойств покрытий [3–7]. Установки ARC-PVD последнего поколения все чаще оснащаются дугowymi испарителями, имеющими системы управления траекторией движения катодного пятна по поверхности катода. Считается, что подобные системы значительно сокращают долю капельной фазы в потоке испаренного материала и, следовательно, в самом покрытии.

В настоящей работе был проведен сравнительный анализ состава капельной фазы в покрытиях, получаемых на двух, различных по конструкции катода, установках с дугой, управляемой магнитным полем при одинаковых физических условиях (ток разряда) и равных толщинах осажденных покрытий. Определены размеры и форма капель, было найдено распределение капель по размерам, а также число капель каждого размера на единицу площади. Данная методика может быть использована для определения параметров капельной фазы в покрытиях, получаемых на различных промышленных установках, а также для оптимизации технологических процессов и конструкций дугowych испарителей. Результаты работы позволяют, исходя из требований к покрытиям, сделать более правильный выбор конструкции дугowego испарителя и в целом оборудования.

### Эксперимент

Эксперименты проводились на установках ННВ 6.6 И1 и Platit П80.

Установка ННВ 6.6 И1 оснащена тремя торцевыми дугowymi испарителями с конусными катодами диаметром 80 мм. Стабилизация катодного пятна на испаряемой поверхности катода осуществляется магнитным полем, создаваемым электромагнитной катушкой. В установке ННВ 6.6 И1 удельная мощность, приходящая на катод при выбранных параметрах напыления составляет  $2,5 \cdot 10^5$  Вт/м<sup>2</sup>. Оценки показывают, что при толщине титана, равной 40 мкм, температура внешней поверхности катода может быть  $T=470-500^\circ\text{C}$ . Тангенциальная к поверхности катода составляющая индукции магнитного поля имеет величину  $B=2-3$  мТл. Нормальная к поверхности катода составляющая индукции магнитного поля имеет величину  $B=10-11$  мТл.

Установка Platit П-80 содержит два вращающихся

протяженных цилиндрических водоохлаждаемых катода. Магнитное поле создается постоянными магнитами. Управление движением катодного пятна производится за счет вертикального перемещения магнитной системы по катоду и вращением самого катода. Подробная схема установки и принцип работы представлены в [8, 9]. В установке Platit П-80 удельная мощность, приходящая на катод из плазмы, составляет  $1,1 \cdot 10^4$  Вт/м<sup>2</sup>. Оценки показывают, что при толщине стенки катода из титана 20 мм температура поверхности может быть  $T=35-40^\circ\text{C}$ . Тангенциальная к поверхности катода составляющая индукции магнитного поля имеет величину  $B=11-12$  мТл. Нормальная к поверхности катода составляющая индукции магнитного поля имеет величину  $B=12-14$  мТл.

Покрытия из TiN осаждались на полированные образцы размером  $15 \times 15 \times 2$  мм, изготовленные из нержавеющей стали марки SS304. Покрытия осаждались при равных давлениях азота и тока разряда. Давление азота во время напыления составляло  $2 \cdot 10^{-1}$  Па, ток разряда 120 А, напряжение 24 В. Толщина покрытий для обеих установок составила 3 мкм.

Для изучения морфологии поверхности покрытий использовался электронный микроскоп JEOL JSM6060A (Япония), толщину покрытия определяли методом «ступеньки» с помощью профилометра «Модель 70622» тип 2 завода «Калибр».

На рис. 1 показана микрофотография поверхности покрытия, осажденного на установке ННВ. Фотография сделана при увеличении 1000. Как видно из рисунка, покрытие содержит мелкие сферические и крупные расплюснутые капли, а также небольшое количество кратеров.

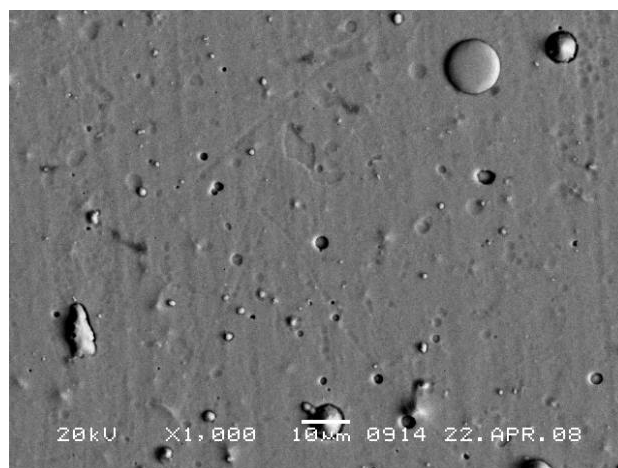


Рис. 1. Микрофотография поверхности покрытия, полученного на ННВ,  $\times 1000$

На рис. 2 представлены микрофотографии покрытия, полученного на установке Platit π80. Фотографии сняты при увеличении 800 и 3000. Из рис. 2 видно, что покрытие, полученное на установке Platit π80, в основном содержит мелкие капли и кратеры. Большая часть капель имеет форму, близкую к сферической, что говорит о том, что капли успевают остыть за время полета до поверхности образца. Однако присутствуют и более крупные, расплюснутые капли разме-

ром до 7,7 мкм (рис. 2, б). Содержание таких капель менее 1%. Размер капель в покрытии в основном не превышает 3 мкм, при этом большая часть капель (около 55%) имеют диаметр 0,5–1 мкм.

**Определение параметров капельной фазы**

Для расчета была принята следующая модель: капли и кратеры представлялись в виде сфер, объем которых определялся по диаметру правильных окружностей, описанных вокруг капли или кратера. Возникновение кратеров может быть вызвано выпавшими остывшими каплями, поэтому при расчете капельной фазы учитывались и кратеры, которые, в рамках данной работы, считались составляющими капельной фазой.

Область исследования капель ограничивалась прямоугольником, а капли, расположенные внутри прямоугольника, выделялись правильными окружностями. Затем производился подсчет капель с различными диаметрами.

В результате подсчета капель различных диаметров в нескольких произвольно выбранных прямоугольниках для установок ННВ и Platit π80 было получено распределение капель по диаметрам (рис. 3). Из распределения для установки Platit π80 видно, что размер капель в исследуемых покрытиях, в основном, не превышает 3 мкм, при этом большая часть капель (около 55%) имеет диаметры 0,5–1 мкм. Максимальный размер капель в покрытии 7,7 мкм, содержание таких капель менее 0,3%.

Капли в покрытиях, полученных на установке ННВ, имеют более широкий разброс по диаметрам. Большая часть капель (около 27%) имеет диаметры 1–1,5 мкм, значительное количество капель (18%) – диаметры 1,5–2,5 мкм. Таким образом, основное количество капель (около 75%) имеют диаметры 1–3 мкм. Максимальный размер капель, обнаруженных в покрытии, 16–18 мкм, таких капель менее 1%.

Для обеих установок была произведена оценка количества капель каждого диаметра, приходящегося на единицу площади. Результаты представлены на рис. 4. Из рис. 4 видно, что количество мелких капель в покрытиях, полученных на установке Platit π80, на порядок выше, чем для установок ННВ. Это хорошо согласуется с работами [4, 5], где было обнаружено, что при уменьшении размера капель возрастает их количество.

Был проведен анализ относительного содержания капель в объеме покрытия, при этом, аналогично работе [10], учитывались капли, замурованные в толще покрытия. В результате установлено, что относительное содержание капель в объеме покрытия, полученного на установке ННВ, составляет 7,4%, а на установке Platit π80 – 9%.

**Обсуждение**

Отличия параметров капельной фазы в полученных покрытиях, по нашему мнению, могут быть обусловлены:

- различными скоростями движения катодного пятна, определяемыми различными величина-

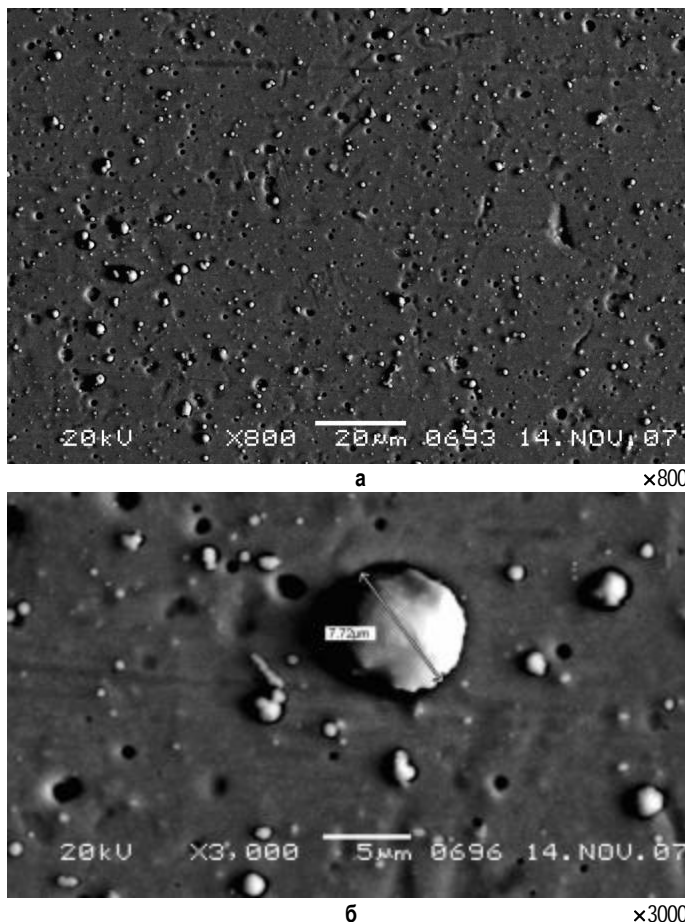


Рис. 2. Микрофотография поверхности покрытия, полученного на Platit π80

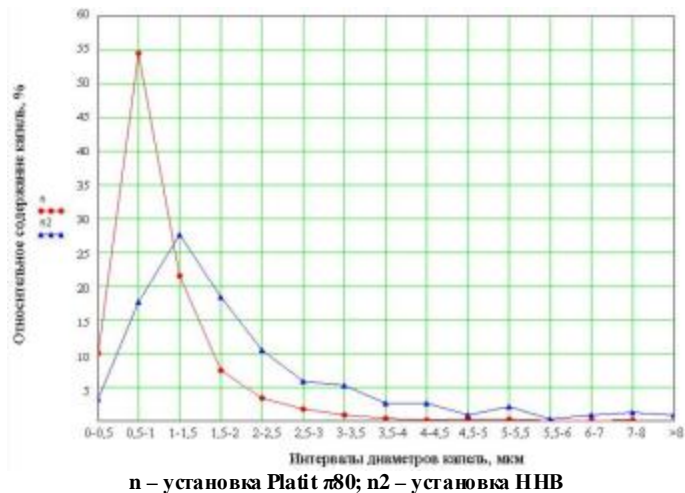


Рис. 3. Распределение капель по диаметрам

ми магнитных полей испарителей;

- различными условиями охлаждения катода;
- различными условиями конденсации покрытия.

Для установки ННВ величина тангенциальной к поверхности катода составляющей магнитной индукции невелика, 2–3 мТл, поэтому и скорость движения катодного пятна (КП) будет небольшой, 6–7 м/с. Оценку скорости можно провести по фото скоростной камеры и величине времени экспозиции, приведенными в работе [11]. При большей величине, 11 мТл, тангенциальной к поверхности катода составляющей индукции магнитного поля (в установке Platit  $\pi$ -80) возрастает скорость движения КП (группы КП), скорость КП можно оценить как 20–25 м/с [12]. Таким образом, для установки Platit  $\pi$ -80 скорость КП в 3–4 раза больше, чем для ННВ. При этом уменьшается время нахождения КП в одном месте и размер кратеров, которые оставляет КП на поверхности катода [12]. Это может приводить к уменьшению размера капель, выбрасываемых из кратера.

Температура катода установки ННВ составляет 470–500°C, температура катода установки Platit  $\pi$ -80 порядка 35–40°C. Интенсивное охлаждение катода, которое обеспечивается небольшой его толщиной и постоянным вращением относительно области испарения, также способствует снижению количества испаряемого материала и размера капель.

При большей толщине и неподвижном катоде, а следовательно, и более высокой температуре его рабочей поверхности (470–500°C) может возникнуть перегрев катода, изменение режима горения дуги, вследствие чего испарение материала из кратера катодного пятна в виде паровой (или ионной) фазы может происходить более интенсивно, что приводит к снижению относительного содержания капель в покрытии и их укрупнению.

Кроме того, на процесс каплеобразования оказывают влияние условия конденсации покрытия. Плазма вакуумной дуги имеет высокую степень ионизации [3]. При конденсации покрытия из интенсивного ионного потока на подложке могут возникать различные образования в виде капель, конусов, усов и т.п. (см. верхний правый угол на рис. 1).

### Выводы

1. Покрытия, полученные на установке Platit  $\pi$ -80, имеющей хорошо охлаждаемый катод большой площади и величину тангенциальной к поверхности катода составляющей магнитного поля 11–12 мТл, со-

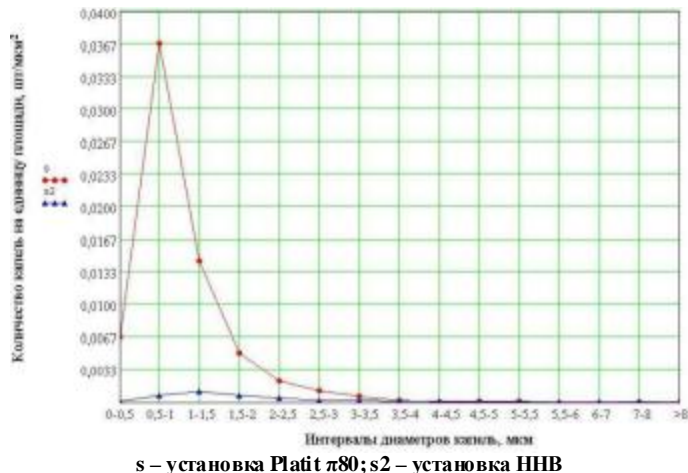


Рис. 4. Распределение капель каждого диаметра на единицу площади

держат около 55% капель диаметром 0,5 – 1 мкм, а максимальный диаметр капель покрытия в основном не превышает 3 мкм. Относительное содержание капель в объеме покрытия составляет 9%.

2. Покрытия, полученные на установке ННВ 6.6 И1, у которой охлаждение катода затруднено и величина магнитной индукции невелика (2–3 мТл), содержат около 46% капель с диаметром 1–2 мкм, а максимальный диаметр капель может превышать 8 мкм. Относительное содержание капель в объеме покрытия составляет 7,4%.

3. Разница в параметрах капельной фазы в покрытиях может быть объяснена различными скоростями движения катодного пятна, которые определяются различными величинами магнитных полей в испарителях, а также различными условиями охлаждения катода и конденсации покрытия.

4. Исходя из количественного состава капельной фазы в покрытии для требований к повышенной твердости и сплошности покрытий можно рекомендовать системы типа ННВ с торцевыми катодами и невысокой скоростью движения катодного пятна.

Для триботехнических покрытий, где важны именно поверхностные характеристики покрытия (антифрикционные, износостойкие), можно рекомендовать системы с вращающимися протяженными цилиндрическими катодами, с высокой скоростью перемещения катодного пятна, низкой температурой катода.

### Список литературы

1. Дороднов А.М. Некоторые применения плазменных ускорителей в технологии // Физика и применение плазменных ускорителей. М.: Наука и техника, 1974. С. 330–365.
2. Вакуумные сильноточные плазменные устройства и их применение в технологическом оборудовании микроэлектроники / Блинов И.Г., Дороднов А.М., Минайчев В.Е., Мирошкин С.И., Мубояджян С.А., Помелов Я.А. М.: Изд-во ЦНИИ «Электроника», 1974. Ч. I и II.
3. Саксаганский Г.Л. Электрофизические вакуумные насосы. М.: Энергоатомиздат, 1988. 280 с.
4. Вакуумно-дуговые устройства и покрытия // Андреев А.А., Са-

### List of literature

1. Dorodnov A.M. Certain uses of plasma accelerators in technology // Physics and uses of plasma accelerators. M.: Science and technics, 1974. P. 330–365.
2. Vacuum high-current plasma installations and their uses in the technological equipment of microelectronics / Blinov I.G., Dorodnov A.M., Minaichev V.E., Miroshkin S.I., Muboyadzhyan S.A., Pomelov A.A. M.: Edition of the Central Research Institute "Electronics", 1974. Parts 1 and 2.
3. Saksagansky G.L. Electrophysical vacuum pumps. M.: Enegyatomedit, 1988. P. 280.
4. Vacuum and arc installations and coatings // Andreev A.A., Sa-



- лев Л.П., Шулаев В.М., Григорьев С.Н. Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2005. 236 с.
- Хороших В.М. Капельная фаза эрозии катода стационарной вакуумной дуги // Физическая инженерия поверхности. 2004. Т. 2. № 4. С. 200–213.
  - Аксенов А.И. Вакуумная дуга в эрозионных источниках плазмы. Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2005. 212 с.
  - Аксёнов И.И., Падалка В.Г., Хороших В.М. Формирование потоков металлической плазмы: Обзор. М.: ЦНИИАтоминформ, 1984. 84 с.
  - Сайт фирмы PLATIT: [http://www.platit.com], 07.06.2008.
  - Локтев Д. А. Наноструктурные покрытия высокопроизводительного инструмента // Стружка. 2004. № 4(7). С. 12–17.
  - Исследование капельной фазы эрозии катода стационарной вакуумной дуги / Аксенов И.И., Коновалов И.И., Кудрявцева Е.Е. и др. // ЖТФ. 1984. Т. 54. № 8. С. 1530–1533.
  - Марахтанов М.К., Марахтанов А.М. Эффект термоэлектронного вентоля и ритм катодного кратера в низковольтной вакуумной дуге с холодным катодом // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24. В. 14.
  - Структура и особенности движения катодного пятна вакуумной дуги на протяженном титановом катоде / Духопельников Д.В., Жуков А.В., Кириллов Д.В., Марахтанов М.К. // Измерительная техника. 2005. № 10. С. 42–44.
  - blev L.P., Shulaev V.M., Grigoriev S.N. Kharkov: NNC "СРТ", 2005. P. 236.
  - Khoroshikh V.M. Drop phase of the cathode erosion of the stationary vacuum arc // Physical engineering of the surface. 2004. V. 2. № 4. P. 200–213.
  - Aksenov A.I. Vacuum arc in the erosion sources of plasma. Kharkov: NNC "СРТ", 2005. P. 212.
  - Aksenov I.I., Padalka V.G., Khoroshikh V.M. The formation of metal plasma stream: Review. M.: Central Research Institute atominform, 1984. P. 84.
  - Site of the firm PLATIT: [http://www.platit.com], 07.06.2008.
  - Loktev D.A. Nanostructural coatings of the highly-productive instrument // Chipping. 2004. № 4(7). P. 12–17.
  - Drop phase research of the cathode erosion of the stationary vacuum arc / Aksenov I.I., Kononov I.I., Kudryavtseva E.E. and others // ZTF. 1984. V. 54. № 8. P. 1530–1533.
  - Marakhtanov M.K., Marakhtanov A.M. The effect of thermoelectronic valve and the rhythm of the cathode crater in the low voltage vacuum arc with a cold cathode // Letters to ZTF. 1998. V. 24. V. 14.
  - Structure and peculiarities of the cathode spot movement of the vacuum arc at the extensive titanic cathode / Dukhopelnik D.B., Zhukov A.V., Kirillov D.B., Marakhtanov M.K. // Instrumentation technology. 2005. № 10. P. 42–44.

УДК 621.785.533

Цих С.Г., Гришин В.И., Лисицкий В.Н.

## ОПЫТ ПРИМЕНЕНИЯ КАРБОНИТРАЦИИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ И ИНСТРУМЕНТА В МАШИНОСТРОЕНИИ

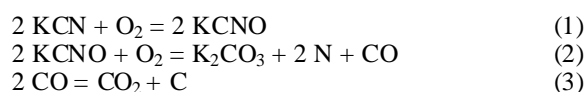
Карбонитрация – высокоэффективная технология поверхностного упрочнения деталей машин, штамповой и прессовой оснастки различного назначения, режущего инструмента. Ее применение взамен газового азотирования позволяет многократно сократить длительность цикла обработки и повысить эксплуатационные свойства упрочняемых деталей.

История низкотемпературного процесса жидкостного азотирования берет начало с 30-х годов прошлого столетия, когда Д.А. Прокошкин [1,2] сообщил о технических возможностях жидкостного цианирования, его простоте и высокой эффективности. Впервые было отмечено, что поверхностное упрочнение при низкотемпературном процессе связано не с формированием мартенситных структур, как в случае высокотемпературного цианирования, а с образованием нитридов и карбонитридов, и сам процесс протекает в условиях, исключаящих  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращение, как это имеет место при других видах поверхностного упрочнения (цементация, нитроцементация, высокотемпературное цианирование, поверхностная закалка). Поэтому локальные разогревы в месте контакта при трении, контактном нагружении не приводят к местному разупрочнению азотированных и карбонитрированных слоев, чего нельзя избежать в случае мартенситных структур, получаемых при закалке. Это объясняет и предельно малые величины деформации и коробления деталей при низкотемпературном насыщении деталей азотом (газовое азотирование) и азотом и уг-

леродом (жидкостное азотирование, карбонитрация).

Широкое освоение технологии низкотемпературного цианирования сдерживалось использованием в составе расплава высокотоксичных цианидов. В 50-х годах XX в. фирма «Дегусса» (ФРГ) внесла коррективы и предложила состав ванны, содержащий наряду с цианидами 50% цианатов щелочных металлов, и тем самым положила начало знаменитому «Тенифер» процессу – «мягкому азотированию». По сравнению с цианированием «ядовитость» процесса сократилась вдвое и он был принят на более чем 1000 машиностроительных предприятиях многих западных стран и Японии. Учитывая высокую эффективность технологии жидкостного азотирования в плане существенного повышения эксплуатационных свойств деталей, технологичность, экономичность и простоту процесса, в дальнейшем развитие технологии было направлено на поиск состава расплава на неядовитой основе.

В результате исследования химизма процесса низкотемпературного цианирования было установлено, что реакции в расплаве идут путем окисления:



с выделением атомов азота и углерода в результате окисления цианата. Не сам цианид калия (KCN), а продукт его окисления – цианат калия (KCNO) – является поставщиком активных атомов азота и углеро-



да в рабочем расплаве. В отличие от цианида цианат калия – вещество неядовитое, пожаро- и взрывобезопасное, хорошо растворимое в воде. Именно цианаты представляют интерес и являются наиболее подходящими веществами для осуществления жидкостных процессов химико-термической обработки.

Задача, связанная с разработкой технологически приемлемой жидкой среды для низкотемпературного упрочнения металлических изделий, в середине 70-х годов была решена в МГТУ им. Н.Э. Баумана проф. Прокошкиным Д.А. [3]. Им была предложена и получила промышленное внедрение экологически безвредная технология, которую автор назвал «карбонитрация». Расплав на основе цианата калия ( $KCN$  – 75–85%) и поташа ( $K_2CO_3$  – 15–25%) обладает высокой химической активностью, хорошей технологичностью, имеет низкую температуру плавления и при рабочих температурах процесса 550–580°C характеризуется высокой жидкотекучестью.

Впоследствии, на основе собственных разработок, появились подобные технологии в ФРГ (новый Тенифер-процесс TF 1), в США («Мелонайт»), в Японии («Мягкое азотирование»), во Франции («Сюрсульф») и др., где заложен тот главный принцип, который впервые был реализован в отечественном способе карбонитрации.

Сущность метода карбонитрации заключается в том, что детали машин из конструкционных, нержавеющих, теплостойких инструментальных и быстрорежущих сталей подвергают нагреву в расплаве солей при 540–600°C с выдержками 5–40 мин для режущего инструмента, а штампового инструмента и деталей машин – 1–6 ч в зависимости от требуемой толщины упрочненного слоя. Процесс карбонитрации прост в осуществлении, не требует сложного оборудования. Стоимость обработки в зависимости от размера деталей и компоновки садки не превышает 2–8% стоимости детали.

Применение карбонитрации для обработки деталей повышает усталостную прочность на 50–80%, резко увеличивает износостойкость по сравнению с цементацией, нитроцементацией, газовым азотированием, обеспечивает минимальные величины деформаций в пределах допуска чертежа. Технология применима для упрочнения деталей из любых марок сталей и чугуна, обеспечивает микронную точность деталей. Среди технологий низкотемпературного упрочнения карбонитрация в расплавах солей является наиболее экономичным процессом, т.к. сокращает длительность выдержки до 0,5–6 ч, вместо 10–60 ч при газовом азотировании. При этом практически отсутствует хрупкость карбонитрированного слоя, характерная для длительных процессов газового азотирования. Процесс карбонитрации позволяет обеспечить высокую скорость нагрева, равномерность температуры в объеме ванны, в широких пределах регулировать скорость охлаждения и, как правило, является окончательной операцией технологического цикла изготовления деталей.

#### Карбонитрация углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса

После карбонитрации углеродистых и низколегированных сталей на поверхности деталей образуется

диффузионный слой, состоящий из двух зон (рис. 1). Верхняя зона толщиной до 15 мкм по данным рентгеноструктурного анализа представляет собой карбонитрид типа  $Fe_3(N,C)$  или оксикарбонитрид типа  $Fe_3(N,C,O)$  в зависимости от состава стали. Под карбонитридным слоем располагается гетерофазный слой, твердость которого значительно выше твердости сердцевины и плавно снижается от поверхности к основе. В табл. 1 приведены характеристики карбонитрированного слоя некоторых сталей.

Карбонитрация деталей, изготавливаемых из конструкционных сталей, обеспечивает высокие поверхностную твердость и сопротивление износу и может применяться без последующей механической обработки. Причем технология карбонитрации удобнее и экономичнее других методов химико-термической обработки. Это определяется особенностями технологии метода обработки и свойствами, приобретаемыми деталями в процессе насыщения совместно азотом и углеродом.

Испытание карбонитрированного слоя на износостойкость показывают наличие трех стадий. Первая стадия связана с приработкой и износом пористой верхней части карбонитрированного слоя (см. рис. 1) и занимает небольшое место в износе. Вторая характеризуется исключительно низкой скоростью износа карбонитридной фазы. Слой изнашивается без выкрашивания и сколов, что свидетельствует о его высокой пластичности и вязкости. Третья фаза относится к износу гетерофазного слоя. Здесь в массе феррита присутствуют дисперсные карбиды и нитриды железа и легирующих элементов, такая структура вообще характеризуется высоким сопротивлением износу.

Приведенные в табл. 2 данные износа стали 20 после цементации и карбонитрации показывает [3], что гетерофазный слой по сопротивлению износу оказывается близким к карбонитриднему слою. Суммарная стойкость карбонитридного и гетерофазного слоев оказалась исключительно высокой и намного превосходит цементованный слой.

В условиях трения со смазкой скорость износа карбонитридного слоя в 20 раз меньше, чем цементованного, а при отсутствии смазки – в 30 с лишним раз меньше.

Износ гетерофазного слоя после карбонитрации в условиях смазки идет втрое быстрее, чем карбонитридного, но в 5 раз медленнее цементованного слоя.



Рис. 1. Структура стали 09Г2С после карбонитрации,  $t=570^\circ C$ ,  $\tau=2$  ч

Гетерофазный слой имеет дисперсную структуру с малым коэффициентом трения и в условиях трения со смазкой имеет существенные преимущества перед цементованным.

Наружный слой, состоящий из карбонитридной фазы, обладает исключительно высоким сопротивлением износу и намного превосходит цементованный слой.

В подтверждение сказанного ниже приводятся данные по износостойкости широко применяемой в автомобильной промышленности для шестерен стали 18ХГТ, упрочняемой методом цементации или нитроцементации [3]. Износостойкость определялась в системе вал-втулка. Образцы подвергались цементации 900°С, 4 ч, закалке с 860°С в масле + низкий отпуск 180°С, 2 ч и карбонитрации 570°С, 2 ч после улучшения.

В условиях сухого трения и трения со смазкой нагрузки составляли 500 и 1000 Н при скорости скольжения соответственно 0,5 и 1,5 м/с. В условиях сухого трения износ карбонитрированной стали 18ХГТ составил 5,5 мг/км, а цементованной – 180 мг/км. В условиях трения со смазкой цементованный слой показал равномерный износ как при сухом трении, так и при трении со смазкой, причем в обоих случаях с достаточно высокой скоростью. Для сталей 18ХГТ и 20 после карбонитрации скорость износа при трении со смазкой составила соответственно 0,15 и 0,24 мг/км пути, а после цементации соответственно 0,9 и 2,4 мг/км пути (в 6 и 10 раз выше).

Определение эффективности технологии упрочнения методом карбонитрации проводилось при сравнительных испытаниях замковой резьбы на износ при многократном свинчивании бурильных замков ЗЛ-152 на буровом стенде, укомплектованном буровой установкой «Уралмаш-4Э» с вышкой ВМ-52.

Перед испытанием с помощью переводников ниппель испытываемого замка соединяется со свечой длиной 36 м, составленной из стальных бурильных труб, а муфта – с трубой, опущенной в скважину и установленной на столе ротора на элеваторе.

Единичный цикл в испытаниях состоит из последовательного проведения следующих операций: установки наращиваемой бурильной свечи в муфту, свинчивания замковых деталей, развинчивания замкового соединения и подъема свечи.

Свинчивание и развинчивание замкового соединения производится автоматическим буровым ключом АКБ-3М крутящим моментом 1200 кгс•м.

Анализ приведенных на рис. 2 результатов показывает, что интенсивность изменения критерия степени износа резьбы «Н» у образцов № 3 и 5, упрочненных методом карбонитрации, примерно в 4 раза ниже, чем у серийно выпускаемых замков № 2 и 6, имеющих фосфатное покрытие резьбы. Это говорит о многократном повышении износостойкости резьбы с карбонитрированным слоем по сравнению с резьбой, обрабатываемой по серийной технологии.

Высокая эффективность процесса карбонитрации достигнута при упрочнении стали 10 (рычаг) и стали 09Г2С (шток) рулевого управления снегохода. Эти марки сталей в практике машиностроения никогда не подвергались поверхностному упрочнению. Усталостная прочность натуральных деталей при испытаниях

превысила установленный техническими требованиями предел в 10<sup>6</sup> циклов. Стендовые циклические испытания рычагов рулевого управления снегохода из стали 10 в паре со штоком – труба со шлицами из стали 09Г2С – после упрочнения методом карбонитрации показали износостойкость, более чем в 2 раза превышающую износостойкость серийных деталей, подвергаемых газовому азотированию. За 205000 циклов испытания износ серийных деталей достигал 0,06 мм, а карбонитрированных не превышал 0,025 мм (рис. 3). Карбонитрацию стали 09Г2С предлагается использовать при изготовлении корпусов и пробок шаровых кранов взамен гальванического хромирования.

**Карбонитрация нержавеющей сталей**

Надежность и долговечность деталей из нержавеющей хромистых и аустенитных сталей, работающих в различных условиях эксплуатации, зависят не только от свойств основного металла, но и от состояния сравнительно тонких поверхностных слоев. В промышленности для повышения поверхностной твердости, изно-

Таблица 1

**Режимы обработки и характеристики карбонитрированного слоя углеродистых и низколегированных сталей**

Марка стали	Твердость, Н <sub>100</sub>		Общая толщина слоя, мкм				Толщина карбонитридного слоя, мкм			
	Сердцевина	Поверхность	Время карбонитрации, ч							
			1	2	4	6	1	2	4	6
20	170	400–500	220	300	–	–	5	9	14	–
45	190	400–550	190	250	–	–	5	8	13	–
60	210	500–600	170	220	–	–	3	6	10	–
У8	220	600–700	–	–	–	–	2	5	8	–
У10	240	700–750	–	–	–	–	–	–	–	–
40Х	220	550–700	190	270	380	460	10	14	20	25
30ХГСА	220	700–900	180	260	360	450	9	13	17	20
40Х1НВА	260	700–900	160	240	340	410	8	12	15	18
38Х2МЮА	280	800–1200	150	220	320	360	8	12	15	18
18ХГТ	200	700–800	180	260	360	440	12	15	19	22
18Х2Н4ВА	250	700–900	160	220	310	390	9	13	16	19

Таблица 2

**Износостойкость стали 20Х после цементации и карбонитрации**

Метод химико-термической обработки	Толщина упрочненного слоя, мкм	Условия испытаний		Скорость износа, мг/км пути трения
		Нагрузка, Н	Скорость скольжения, м/с	
Цементация	800	500	0,5	0,15/180
	800	1000	1,5	
Карбонитрация				
Карбонитридный слой	14	500	0,5	0,007/5,5
	14	1000	1,5	
Гетерофазный слой	270	500	0,5	0,025/150
	270	1000	1,5	

Примечание. Указана скорость износа при трении со смазкой (числитель) и без смазки (знаменатель)

состойкости, задиристости, усталостной прочности этого класса конструкционных сталей применяют газовое азотирование. Но этот процесс, во-первых, слишком длительный, во-вторых, наблюдается деформация и коробление деталей, в-третьих, ε-фаза, образующаяся при насыщении нержавеющей сталей азотом, оказывается очень хрупкой и её приходится удалять операцией шлифования. Сам технологический процесс газового

азотирования усложняется, так как приходится вводить в муфель депассиватор, устраняющий окисную пленку с поверхности нержавеющей сталей.

Процесс жидкостной карбонитрации нержавеющей сталей лишен указанных недостатков. Скорость насыщения в расплаве солей выше, чем в газовых средах, а одновременное насыщение азотом и углеродом позволяет получать на поверхности стальных изделий менее хрупкий карбонитридный слой, чем чисто нитридный. В результате отпадает необходимость последующей механической обработки, и, кроме того, карбонитридный слой существенно повышает износостойкость и снижает коэффициент трения поверхностных слоев контактирующих деталей.

При газовом азотировании упрочнение аустенитных сталей происходит за счет выделения нитридов типа  $Fe_4N$ , а также  $Fe_3N$ . Микроструктурные, рентгеноструктурные, рентгеноспектральные исследования показали, что упрочняющей фазой при карбонитрации являются не указанные выше нитриды, а оксикарбонитридная фаза со сложной решеткой шпинели типа  $Fe_3O_4$ . Присутствие в карбонитрированном слое аустенитных сталей значительных количеств азота, углерода и кислорода являются основными причинами образования совершенно новых по структуре, фазовому, химическому составу и свойствам упрочненных слоев. Фазовый рентгеноструктурный анализ хромистых нержавеющей сталей типа 30X13, 14X17H2 после карбонитрации также обнаруживает на поверхности присутствие оксидной составляющей с решеткой шпинели и явно выраженную оксикарбонитридную фазу типа  $(Fe,Cr)_3(N,C,O)$ .

В настоящее время технология карбонитрации применяется для обработки серий промышленных партий деталей из сталей 20X13, 30X13, 40X13, ЭИ 961, 14X17H2, 10X18H10Г, НН-3Б и др. На рис. 4 приведены значения коэффициента трения аустенитной стали 10X18H10Г после закалки, карбонитрации и газового азотирования, где очевиден эффект и преимущество технологии жидкостной карбонитрации.

Карбонитрации подвергаются детали запорной арматуры энергетического, газо- и нефтедобывающего оборудования (штоки, шпиндели, золотники, в том числе с зубчатым приводом, оси, втулки, специальной конструкции гайки с обычной и трапецеидальной резьбой, пробки шаровых кранов и др.). Для специальных редукторов упрочнению подвергаются червяки, шестерни, рейки с модулем  $m$  до 6 мм. Технологические возможности печи-ванны (открытое зеркало расплава) позволяют обрабатывать длинномерные детали в подвешенном состоянии с двух сторон, переворачивая их и проводя требуемый режим для каждой стороны. Таким образом, нами обрабатываются зубчатые рейки и планки длиной до 2000 мм из стали 40X13 для оборудования химической установки.

### Карбонитрация прессового, штампового и режущего инструмента

*Вытяжные, гибочные штампы, накатной инструмент*

При гибке или пластическом формообразовании листового металла из-за скольжения по поверхности штампа под высоким давлением возникает сильный

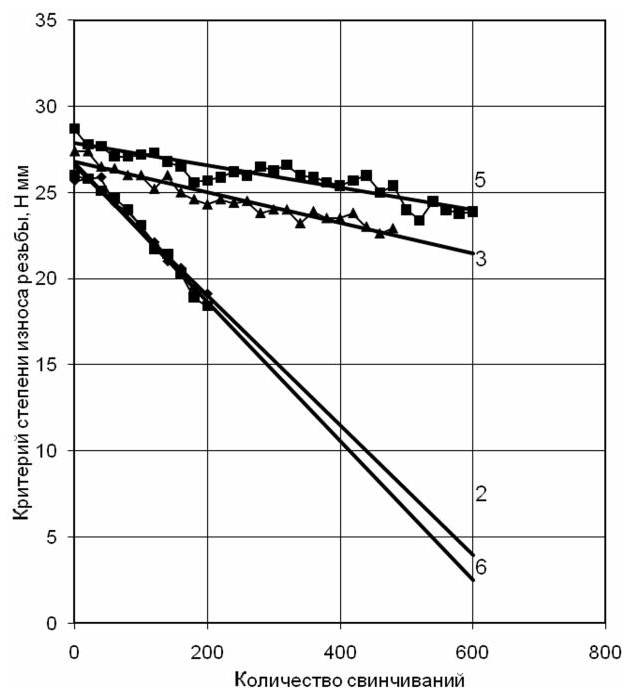


Рис. 2. Сравнительные испытания на свинчивание бурильных замков ЗЛ-152 с фосфатированием и карбонитрацией резьбы: 2 и 6 – фосфатирование; 3 и 5 – карбонитрация 570°С, 2,5 и 5 ч соответственно

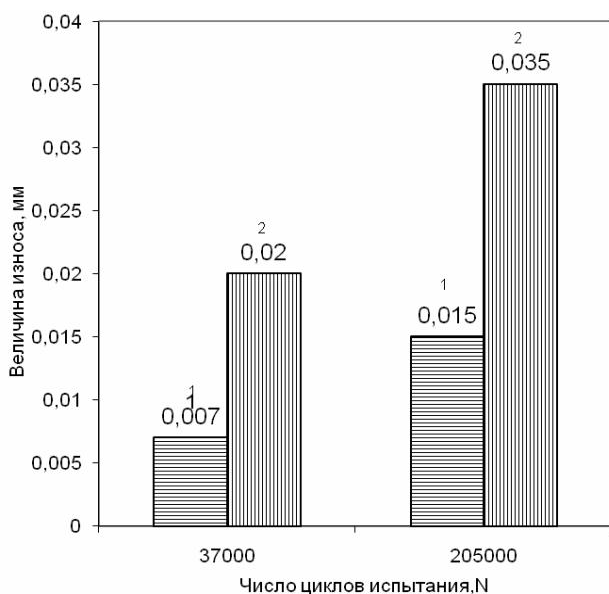


Рис. 3. Износостойкость рычага рулевого управления снегохода из стали 10 после карбонитрации (1) и серийного режима газового азотирования (2)

износ. Иногда проявляется явление сваривания: мелкие частицы металла прилипают к поверхности штампа, что приводит к браку изделий. Высокая износостойкость и низкий коэффициент трения структуры поверхности карбонитрированного слоя исключают это явление. Это относится не только к сталям, но и к цветным сплавам меди и алюминия. Наиболее высокую стойкость в этих условиях показывают инструментальные стали с 12% хрома, инструментальные стали для горячей штамповки, а также быстрорежущие стали для калибровки.

По данным ЗАО «Кольчугцветмет» карбонитрация плавающих оправок из стали P18 размером 3,4×4,6 мм для капиллярных труб обеспечивает 8–10-кратное повышение стойкости по сравнению с серийными оправками из стали У10 с покрытием гальваническим хромом.

#### *Вырубные, штамповочные и прошивные штампы*

Штампы этой группы, обработанные методом карбонитрации, отличаются высокой стойкостью режущей части, особенно при прошивке и штамповке мягких материалов. Наличие упрочненного слоя на боковых поверхностях инструмента препятствует привариванию и налипанию частиц металла и благодаря низкому коэффициенту трения уменьшает само усилие отвода прошивного штампа.

В зависимости от вида и прочности обрабатываемого металла твердость сердцевины этого типа инструментов должна быть не ниже 50 HRC и они должны изготавливаться из 12%-ных хромистых сталей или сталей для горячей штамповки, показывающих после карбонитрации лучшие результаты.

#### *Штампы для деформации в горячем состоянии, прессовый и ковочный инструмент*

Вследствие высокой температурной нагрузки повышение стойкости у прессовых и ковочных штампов меньше, чем при прессовании выдавливанием. После 2–3-часовых режимов обработки стойкость после карбонитрации повышается на 50–300% в зависимости от обрабатываемых марок сталей или цветных сплавов.

Инструмент из теплопрочных сталей для деформации в горячем состоянии различных поковок, колечных валов, цапф, шатунов двигателей автомобилей и др. подвергаются улучшению на твердость сердцевины 42–50 HRC, а затем карбонитрации. После износа в ряде случаев возможна повторная карбонитрация штампов.

#### *Инструмент из быстрорежущей стали*

По сравнению с инструментом для штамповой оснастки у инструмента из быстрорежущей стали продолжительность карбонитрации сравнительно короткая – 5–40 мин, в основном не более 15–25 мин. За это время в пределах слоя толщиной несколько сотых миллиметра твердость режущей части повышается до 1000–1100 HV, что способствует лучшему сходу стружки. Стойкость разверток, сверл, фрез различного назначения, прошивок, долбяков для зубчатых колес и др. возрастает в 1,5–3 раза. Причем гарантиро-

ванный успех достигается дополнительным оксидированием карбонитрированного инструмента в соляном расплаве при 300–400°С. Если быстрорежущий инструмент всесторонне перетачивается, то его можно повторно подвергать карбонитрации. У инструмента с затылованием или затыловочным шлифованием перетачивается только передняя поверхность, т.е. контур сохраняется, и в этом случае инструмент дополнительно не карбонитрируется.

#### *Инструмент для литья под давлением*

Для литья под давлением жидких цинковых, магниевых и алюминиевых сплавов поршни, цилиндры, загрузочные втулки, сопла, распределительные детали и сердечники изготавливаются из сталей для горячей штамповки. После карбонитрации сопротивление вымыванию и прилипанию расплава увеличивается до 300%. Стойкость инструмента из стали типа 4Х5МФС для горячего прессования алюминиевых сплавов после карбонитрации повышается в 2–6 раз. Наличие на поверхности оксикарбонитридной зоны из-за низкого коэффициента трения позволяет избежать налипания выдавливаемого металла, что улучшает и качество поверхности изделия. После срабатывания оксикарбонитридной зоны инструмент может подвергаться многократной повторной карбонитрации (имеются сведения о более чем 10-кратном упрочнении пресс-шайб).

#### *Пресс-формы и другой инструмент для производства пластмасс*

Пресс-формы, шнеки, цилиндры и другие детали для производства пластмассовых изделий изготавливаются из низколегированных среднеуглеродистых улучшаемых сталей типа 40Х и классического нитраллоя 38Х2МЮА. Стойкость этих деталей после карбонитрации возрастает многократно. Повышается

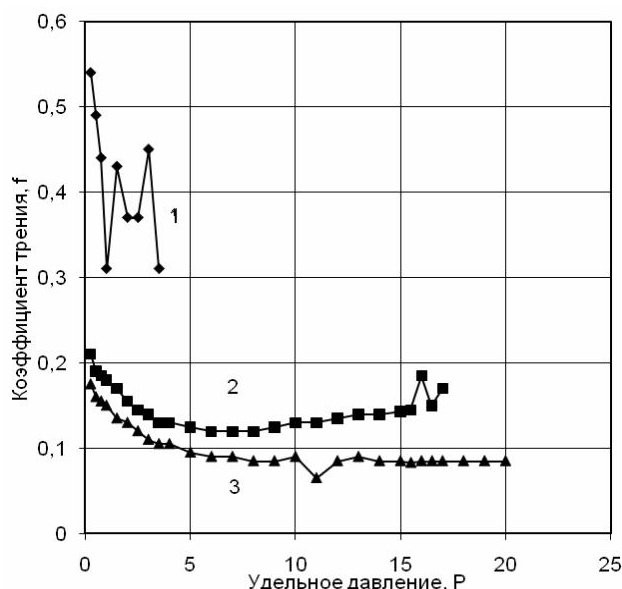


Рис. 4. Изменение коэффициента трения стали 12Х18Н10Т в зависимости от удельного давления при контактном трении: 1 – закалка 1150°С; 2 – азотирование 620°С, 35 ч; 3 – карбонитрация 570°С, 12 ч



не только стойкость к продавливанию и износу, но и за высокой твердостью поверхность может легко полироваться до глянцевого блеска, что обеспечивает качество и товарный вид пластмассовой поверхности. При температурах плавления пластмасс вплоть до 300°С карбонитрированный, равно как и азотированный, слой не разупрочняется. По коррозионной стойкости упрочненная поверхность сопоставима с гальваническим хромовым покрытием. Благодаря низкой температуре обработки и отсутствию структурных превращений изменение размеров и формы прессформ составляет несколько микрон.

### Технология комбинированного упрочнения

Технология комбинированного упрочнения рекомендуется для изготовления и ремонта изношенных деталей путем предварительной наплавки и последующего упрочнения карбонитрацией, обеспечивает эксплуатационные характеристики восстановленных деталей на уровне не ниже свойств стальной детали без применения наплавки.

Технология включает в себя наплавку (аргонодуговую или лазерную) с последующей механической обработкой для восстановления геометрических размеров и упрочняющую обработку – карбонитрацию [6]. Чеховский завод энергетического машиностроения для деталей запорной арматуры тепловых и атомных станций использует технологию карбонитрации для упрочнения тарелок с наплавкой. Эффект повышения ресурса работы до 3 раз по сравнению с новыми запасными частями достигается в настоящее время при ремонте технологического оборудования на предприятии «Астраханьгазпром» и запорной арматуры Калининской АЭС.

Толщина наплавленного металла может колебаться в пределах от 0,5 до 10–15 мм (при многослойной наплавке). Толщина карбонитридного слоя в зависимости от материала наплавки и длительности выдержки достигает 0,5–0,6 мм, а твердость поверхности 600–1000 НV.

При комбинированном упрочнении диффузионный слой на наплавке имеет более высокую твердость и толщину, в сравнении с карбонитрированным слоем стали, аналогичной по химическому составу наплавке.

Исследование эрозионного разрушения поверхности натурного штока после комбинированного упрочнения, в сравнении с упрочнением методом карбонитрации, показывает увеличение стойкости на 30–35%, на 10–15% повышается задиростойкость, а износостойкость – в 1,8–2,0 раза.

Для реализации технологии жидкостной карбонитрации разработано и изготавливается оборудование 5-ти типоразмеров, составляющее технологическую линию жидкостной карбонитрации (ТЛЖК) и позволяющее проводить упрочнение деталей длиной до 1200 мм и диаметром до 600 мм. В состав ТЛЖК в промышленном варианте входят: печь подогрева деталей, печь-ванна карбонитрации, ванны промывки, обезжиривания, оксидирования. На рис. 5 показана линия, эксплуатирующаяся на ремонтной базе ООО «Уренгойгазпром», где обрабатываются более 30 наименований деталей и режущий инструмент [6, 7].

На Центральной трубной базе ОАО «СУРГУТНЕФТЕГАЗ» для упрочнения замков бурильных труб (переводников) смонтирована и введена в эксплуатацию технологическая линия жидкостной карбонитрации высокой производительности для обработки 25000 деталей разных типоразмеров в год. В состав этой линии, занимающей площадь около 200 м<sup>2</sup>, помимо основных элементов оборудования включены очистная установка и установка для выпаривания промышленных стоков после промывки деталей для обеспечения высоких требований экологической безопасности. Образующаяся после выпаривания очищенная вода используется в качестве оборотной.

Для проведения карбонитрации и регенерации рабочей ванны отработан процесс синтеза слитков солей заданного химического состава, существенно упрощающей эксплуатацию в промышленных условиях.

Синтезирование слитков как для процесса карбонитрации (90% KCNO + 10% K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>), так и для регенерации ванны (96% KCNO + 4% K<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>) проводится в отдельном тигле по разработанной нами технологии.

Синтезированный расплав соли для карбонитрации разливается в специальные формы. Полученные слитки, ввиду гигроскопичности, подвергаются вакуумной упаковке.

В совершенствовании технологии жидкостной карбонитрации представляет интерес так называемый НОК-процесс (низкотемпературное оксикарбонитрирование), разработанный отечественными исследователями [9]. Позже аналогичный процесс, предложенный фирмой «Дегусса» (Германия), получил название TUFFTRYDE – QPQ. Эта технология, первоначально задуманная для улучшения товарного вида деталей, резко понижает коэффициент трения и по данным немецких исследователей [10] существенно повышает коррозионную стойкость деталей из сталей перлитного и мартенситного классов. При испытании в солевом тумане в растворе соли с перекисью водорода коррозионная стойкость деталей, обработанных по технологии QPQ, превосходит стойкость гальванического хромового покрытия.

Себестоимость обработки деталей по технологии QPQ на 40% меньше стоимости технологии нанесения гальванического покрытия.

QPQ-процесс включает следующую последовательность операций: карбонитрация → охлаждение и выдержка в ванне оксидирования при 350–400°С в нитритно-щелочном расплаве → охлаждение на воздухе → промывка → полировка → оксидирование в расплаве → промывка.

Низкий коэффициент трения и высокая коррозионная стойкость сталей с оксикарбонитридным покрытием по технологии QPQ после проверки эксплуатационных свойств может рассматриваться в качестве процесса для поверхностного упрочнения деталей из низколегированных сталей перлитного класса и хромистых нержавеющей сталей и, в частности, как замена технологии гальванического хромирования для пробков шаровых кранов из стали 09Г2С и ряда других изделий.

**Список литературы**

1. Прокошкин Д.А. Химические и термические методы обработки стали. М.: Л.: ОНТП, 1938.
2. Прокошкин Д.А. Теория и практика цианирования быстрорежущих сталей. М.: ВНИИТОМ, 1940.
3. А.с. 576350 СССР, МК13 С22С27 / Прокошкин Д.А.
4. Прокошкин Д.А. Химико-термическая обработка металлов – карбонитрация. М.: Машиностроение; Металлургия, 1984, 240 с.
5. Супов А.В. Создание процесса карбонитрации // Металловедение. Термическая и химико-термическая обработка сплавов: Сб. науч. тр. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003.
6. Разработка технологических процессов для карбонитрации крупногабаритных деталей / Цих С.Г., Щеглов М.Е., Гришин В.И., Лисицкий В.Н. // Металловедение. Термическая и химико-термическая обработка сплавов: Сб. науч. тр. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2003.
7. Разработка технологической линии жидкостной карбонитрации и процессов упрочнения запасных частей к основному оборудованию и инструменту / Цих С.Г., Пласкоть И.А., Гришин В.И., Лисицкий В.Н. // Обеспечение эффективного функционирования Уренгойского нефтегазодобывающего комплекса. М.: ООО «ИРЦ Газпром», 2004.
8. Исследование закономерностей комбинированного упрочнения структуры поверхностного слоя стали 25Х1МФ / Цих С.Г., Щеглов М.Е., Гришин В.И., Лисицкий В.Н., Мурадов А.В. // Защита окружающей среды в нефтегазовом комплексе. 2002. № 3. С. 14–17.
9. Карбонитрация режущего инструмента в соляных ваннах / Прокошкин Д.А., Супов А.В., Богомолов А.М., Кошенков В.Н. // МитОМ. 1981. № 4.
10. Валь Г. Влияние режимов нитроцементации и последующего окисления на свойства деталей // МитОМ. 1991. № 7.

## List of literature

1. Prokoshkin D.A. Chemical and thermal methods of the steel treatment. M.: L.: ONTP, 1938.
2. Prokoshkin D.A. Theory and practice of the high-speed steel cyanidation. M.: VNIITOM, 1940.
3. A.s.576350 USSR, MK13 C22C27 / Prokoshkin D.A.
4. Prokoshkin D.A. Chemical and thermal methods of the steel treatment – carbonization. M.: Machine-building; Metallurgy, 1984. P. 240.
5. Supov A.V. Carbonization process formation // Adaptive metallurgy. Thermal and chemical and thermal alloy treatment: Collection of the scientific work. M.: MSTU named after N.E. Bauma, 2003.
6. Technological processes for carbonization of the large capacity parts / Tsikh S.G., Tscheglov M.E., Grishin V.I., Lisitsky V.N. // Adaptive metallurgy. Thermal and chemical and thermal alloy treatment: Collection of the scientific work. M.: MSTU named after N.E. Bauma, 2003.
7. Technological line of the liquid-column carbonization and strength processes of the spare parts for the main equipment and instrument / Tsikh S.G., Plaskol I.A., Grishin V.I., Lisitsky V.N. // Effective operation of Urengoiysky oil-producing complex. M.: limited liability company "IRC Gasprom", 2004.
8. Regularity research of the combined strength of the surface coating structure in steel 25X1MF / Tsikh S.G., Tscheglov M.E., Grishin V.I., Lisitsky V.N, Muradov A.V. // The environment protection in the oil-producing complex. 2002. № 3. P. 14–17.
9. Carbonization of the cutting tool in the salt baths / Prokoshkin D.A., Supov A.V., Bogomolov A.M., Koshenkov V.N // MitOM. 1981. № 4.
10. Val G. The impact of carbonitriding modes and further oxidation on the properties of the parts // MitOM. 1991. № 7.

## НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.9.048.4.7

Рябков В.М., Рябков Д.В.

### ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ В ФОРМИРОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНОГО СЛОЯ ЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА (Fe) ПРИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛЬНОГО ПРОКАТА ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ НАНОТЕХНОЛОГИЕЙ

Промышленная реализация нанотехнологий, направленная на получение наноматериалов, однослойных и многослойных наноструктурных покрытий на изделиях из металлов, сплавов и сталей, а также нанотехнологий модификации поверхностных слоев изделий с целью получения наноструктурных поверхностных слоев, обладающих заданными функциональными свойствами, должна основываться на принципах самоорганизации (СО) наноструктур.

Как показано в ряде работ [1–3], в настоящее время существуют, описаны и применяются различные способы формирования наноструктур, основанные на принципах перемещения отдельных атомов или групп до использования свойств отдельных атомов, молекул и наночастиц к самоорганизации.

Промышленная реализация нанотехнологий, например в металлургии, машиностроении и других отраслях, требует оперировать с крупномасштабными объемами и массами наноматериалов, с крупномасштабными линейными размерами и площадями поверхности изделий с наноструктурными покрытиями и наномодифицированными слоями поверхности.

Эти требования трансформируются в производственные показатели, как объемы производства, так и производительность.

Эффективно удовлетворить этим требованиям могут нанотехнологии, основанные на принципах самоорганизации, т.е. когда в больших объемах или на больших площадях можно создать условия формирования наноматериалов, наноструктур, при которых идентичные непрерывные процессы идут одновременно во всех точках пространства объема, поверхности или протекают идентичные дискретные импульсные процессы большой частоты, возможно многократно вращающиеся в одних и тех же нанобластях пространства или поверхности.

Производственные процессы, основанные на принципе СО, могут быть дискретными или непрерывными, т.е. производить наноматериалы порциями или в непрерывном потоке, обрабатывать поверхность дискретно или непрерывно.

Примером нанотехнологии, основанной на принципе самоорганизации наноструктур, может служить электролитно-плазменная нанотехнология модификации поверхности (ЭПНТМП) изделий из стали с целью восстановления окалины и окислов на поверхности изделий до чистых металлов (в основном железа)

и формирования на этой поверхности наноструктурного слоя чистого Fe, обладающего рядом уникальных функциональных свойств.

Схема способа (ЭПНТМП) представлена на рис. 1. Как следует из схемы, при прокатке электролита (водного раствора  $\text{NaHCO}_3$ ) через реактор А–В, анод которого (а–в) имеет отверстия диаметром 1–1,5 мм, и при наличии на аноде напряжения  $U \approx 200$  В (могут быть однополярные импульсы) и замыкании электрической цепи через обрабатываемое, заземленное изделие «5», по внешней цепи будет протекать ток. При этих условиях в установившемся режиме на поверхности

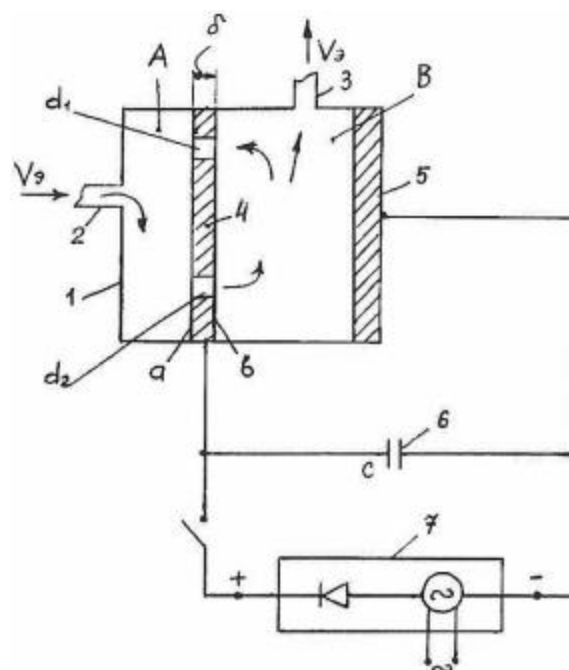


Рис. 1. Элементарный электролитно-плазменный модуль (ЭПМ), реализующий электролитно-плазменную нанотехнологию (ЭПНТ):

- 1 – корпус ячейки, непроводящий ток; 2, 3 – штуцеры подвода и отвода электролита соответственно; 4 – электрод с отверстиями; 5 – катод (обрабатываемое изделие); 6 – конденсатор (С); 7 – источник выпрямленного электрического тока (однополярных импульсов); А, В – камеры, на которые делит пространство ячейки электрод 4;  $d_1$  и  $d_2$  – отверстия;  $\delta$  – толщина пластины 4; а, в – поверхность пластины 4

обрабатываемого изделия «5» (плоском образце – полосу из стали) формируются газовые пузырьки с радиусом, равным примерно 0,3–0,4 мм ( $r_n=0,3-0,4$  мм), которые представляют газовые полусферы, покрывающие примерно 80% поверхности, находящейся напротив анода реактора.

Электролит, выходящий из отверстий анода (см. рис. 1), уже обогащен ионами  $Na^+$ ,  $H^+$  и насыщен газами  $CO_2$  и  $O_2$ , т.е. положительно заряжен. Ионы  $Na^+$  и  $H^+$  под действием электрического поля напряженностью  $E$ , направленного от анода (а, в) к катоду “5” (обрабатываемое изделие), перемещаются к поверхности изделия. Газовые пузырьки, образовавшиеся на поверхности изделия, в процессе возникновения и роста испытывают «ударную зарядку» электрическим полем между анодом реактора к катодам (изделиям) напряженностью  $E_1$  и образуют двойной электрический слой: молекулярный слой воды (поверхность пузырька) и молекулы газа внутри пузырька. Поскольку двойной слой не порождает внешнего электрического поля, наружная поверхность пузырька электрически нейтральна. На нее могут осесть ионы  $Na^+$  и  $H^+$ , понижая концентрацию ионов  $Na^+$  и  $H^+$  у поверхности пузырька. В приповерхностную зону пузырьков электрическим полем  $E_1$  и диффузией доставляются новые ионы  $Na^+$  и  $H^+$ , которые оседают на поверхность пузырька, увеличивая напряженность электрического поля внутри пузырька  $E_n$ , в то время как внешняя поверхность пузырька остается опять же электрически нейтральной. Этот процесс зарядки (накачки) пузырька продолжается до тех пор, пока напряженность  $E_n$  не станет равной  $E_{кр}$  (напряженность пробоя слоя газа, заключенного в пузырьке). Газ, содержащийся в пузырьке, – это в основном  $H$  и  $H_2$  с небольшими добавками  $CO_2$ . Если принять, что пузырек содержит только  $H_2$  и при эффективной толщине его слоя  $\xi \approx 0,3$  мм, рассчитанной с учетом среднего радиуса пузырька  $r_n=0,4$  мм, то напряжение пробоя пузырька  $U_{кр}$  составит  $\sim 1070$  В ( $U_{кр}=1070$  В) [6], а  $E_{кр}$  будет равно

$$E_{кр} = \frac{U_{кр}}{\xi} = \frac{1070}{0,3 \cdot 10^{-3}} \approx 3,6 \cdot 10^6 \text{ В/м.} \quad (1)$$

При этих условиях внутри газового пузырька возникает плазма, которую инициируют электроны, вырванные из катода (поверхность обрабатываемого изделия). Адсорбированные поверхностью пузырька ионы  $Na^+$  и  $H^+$ , которые обеспечили зарядку пузырька до напряжения  $U_{кр}$ , устремляются к катоду в виде ионного тока, что с учетом электронов, вырванных из катода, создает плазменный ток  $J_n$ .

Процесс от пробоя до конца существования плазмы длится от  $\tau_n=2 \cdot 10^{-6}$  до  $8 \cdot 10^{-6}$  с. Заряд, который накапливается на поверхности пузырька до момента пробоя, равен  $\sigma_n = 8 \cdot 10^{-4} \div 3,2 \cdot 10^{-3}$  Кл и зависит от размера пузырька напряженности  $E_1$  и концентрации ионов  $Na^+$  и  $H^+$ . Если  $\sigma$  принять равным среднему значению  $2 \cdot 10^{-3}$  Кл, то средний плазменный ток, прошедший к катоду при зарядке пузырька, будет равен с учетом разгона ионов от состояния покоя до максимальной скорости при встрече с катодом

$$J_{n\text{ ср}} = \frac{1\sigma_n}{2\tau_{n\text{ ср}}} = \frac{2 \cdot 10^{-3}}{2 \cdot 5 \cdot 10^{-6}} = 200 \text{ А.} \quad (2)$$

Поскольку напряжение  $U$  от значения пробоя до 0 падает за время  $\tau_n$  по экспоненте, то среднее значение напряжения может составлять одну треть от  $U_{кр}$ , т.е.

$U_{n\text{ ср}} \approx 360$  В. Средняя мощность плазменного импульса составит при этих условиях

$$P_{n\text{ ср}} = J_{n\text{ ср}} \cdot U_{n\text{ ср}} = 200 \text{ А} : 360 \text{ В} = 7,2 \cdot 10^4 \text{ Дж/с.} \quad (3)$$

Количество энергии, выделившейся в одном плазменном импульсе, составит

$$Q_{n\text{ ср}} = P_{n\text{ ср}} \cdot \tau_{n\text{ ср}} = 7,2 \cdot 10^4 \cdot 5 \cdot 10^{-6} = 3,6 \cdot 10^{-1} \text{ Дж.} \quad (4)$$

Итак, энергия, выделяющаяся в зоне одного плазменного импульса, равна  $3,6 \cdot 10^{-1}$  Дж.

Далее оценим достаточность этого количества энергии единичного плазменного импульса для модификации поверхности горячекатаного стального листа в микроне зоне действия импульса.

Как показали зарубежные и отечественные исследования, после горячей прокатки стального листа с водяным охлаждением окалина на его поверхности состоит из окислов железа в следующем соотношении: 20% –  $FeO$ , 10% –  $Fe_2O_3$ , 70% –  $Fe_3O_4$ . Толщина слоя окислов может колебаться в зависимости от применяемой технологии от 4 до 8  $\mu\text{м}$ . При воздействии плазменного импульса на катод в зоне его действия будут происходить термическое и химическое превращение окислов, т.е. смеси окислов железа и других примесных металлов, так как в стали содержится незначительное количество (сотые доли процента) других металлов, за исключением легированных, нержавеющих и других специальных сталей.

Экспериментально было установлено, что площадь воздействия одного плазменного импульса на катод (изделие) колеблется от 0,1 до 0,6  $\text{мм}^2$ , а глубина проработки поверхности составляет от 2 до 8  $\mu\text{м}$ .

Средний объем поверхностного слоя, проработанного одним плазменным импульсом  $V_{n\text{ ср}}$ , составляет

$$V_{n\text{ ср}} = h_{n\text{ ср}} \cdot S_{n\text{ ср}} = 5 \cdot 10^{-4} \cdot 3 \cdot 10^{-3} = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ см}^3. \quad (5)$$

С учетом долей окислов, содержащихся в окалине, средний граммоллекулярный вес окислов  $g_{ср.ок}=199,4$  г.

Средний взвешенный вес смеси окислов объемом (5) будет равен  $g_{ср.ок}=8,4 \cdot 10^{-6}$  г, что составляет долю  $\delta$  от среднего граммоллекулярного веса смеси окислов:

$$\delta = \frac{g_{ср.ок}}{g_{ср.гм}} = \frac{8,4 \cdot 10^{-6} \text{ г}}{199,4 \text{ г}} \approx 4,2 \cdot 10^{-8}. \quad (6)$$



Как было отмечено выше, воздействие на слой окалины плазменного импульса сложное и состоит из термической и химической составляющих. Химические взаимодействия идут с минимальными затратами энергии. Термическое преобразование окислов более энергозатратное. Поэтому, чтобы оценить необходимые максимальные затраты энергии для преобразования окалины в чистое железо, рассмотрим именно термическое преобразование.

Согласно [4] наиболее вероятные реакции термической диссоциации окислов, составляющих окалину, будут следующие:

1.  $6\text{Fe}_2\text{O}_3 = 4\text{Fe}_3\text{O}_4\text{кр} + \text{O}_2$ .
2.  $\text{Fe}_3\text{O}_4\text{кр} = 3\text{Fe}_\Gamma + 2\text{O}_2$ .
3.  $\text{Fe}_3\text{O}_4\text{кр} = 3\text{Fe}_\Gamma + 4\text{O}$ .
4.  $2\text{FeO}_\Gamma = 2\text{Fe}_\Gamma + \text{O}_2$ .
5.  $\text{FeO}_\Gamma = \text{Fe}_\Gamma + \text{O}$ .

Если принять за наиболее энергозатратный процесс термической диссоциации  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  (ф-ла (3)), то энтальпия  $\Delta H_{\text{max}}$  такого процесса равна примерно  $3,21 \cdot 10^6$  Дж/моль.

Энергия, необходимая для совершения термической диссоциации доли граммолекулы  $\delta$  (б) составит

$$Q_{\text{дис}} = \Delta H_{\text{max}} \cdot \delta = 3,21 \cdot 10^6 \cdot 4,2 \cdot 10^{-8} = 0,13 \text{ Дж.} \quad (7)$$

Если сравнить энергию одного плазменного импульса (4), которая равна 0,36 Дж, и энергию (7), необходимую для термической диссоциации доли граммолекулы  $\delta$  (7) – 0,13 Дж, то можно увидеть, что она меньше в три раза. Это позволяет утверждать, что процесс термического разложения окислов окалины осуществим при воздействии плазменного импульса. Однако определенная доля процесса может идти по схеме расплавления окислов и их последующего восстановления водородом – H и натрием – Na, которые из ионов  $\text{H}^+$  и  $\text{Na}^+$  потоком электронов превращаются в атомы.

Расчетная и измеренная усредненные температуры показали, что в зоне плазмы температура достигает  $3,5 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^3$  °С.

Уровни энергий плазменных импульсов и температуры позволяют утверждать, что в основном процесс получения на поверхности чистого железа происходит путем термической диссоциации окислов окалины с последующим плазмохимическим процессом утилизации кислорода, конденсацией атомов и паров железа при осаждении их на поверхность катода (изделия) с последующим переходом в жидкое и твердое состояния.

В окалине, как правило, отсутствуют неметаллические примеси, а если они в незначительном количестве присутствовали, то в результате плазмохимической реакции преобразуются в окислы и уходят с газами и парами воды. Если в обычных низкоуглеродистых сталях присутствовали, кроме железа, в незначительных количествах другие металлы, как Ni, Cr, то их окислы подвергаются примерно таким же воздействиям, как и окислы железа.

Таким образом, после первой фазы воздействия плазменного импульса на поверхность изделия происходит термическая диссоциация окислов железа с получением газообразного Fe и кислорода, который, соединяясь с водородом и натрием, в последующем эвакуируется из зоны реакции. Процесс испарения окислов и получения газообразного железа происходит в замкнутом пространстве, ограниченном поверхностью пузырька и поверхностью изделия (катода). В следующей фазе идет конденсация паров железа и получение на поверхности изделия в зоне воздействия плазмы среды (Fe), газ–жидкость, затем – кристаллизация и получение твердой фазы железа.

Эти фазы преобразования чистого железа происходят в магнитных полях плазменного тока и радикально расходящегося от центра плазменного импульса поверхностного тока, который также порождает на поверхности изделия магнитное поле.

Таким образом, образование слоя чистого железа в зоне плазменного импульса происходит в магнитных полях, и в силу парамагнитных и ферромагнитных свойств железа создаются условия для процесса самоорганизации в формировании специфичной наноструктуры поверхностного слоя изделия, состоящего из чистого железа.

Как было доказано [1], магнитные свойства железа не зависят от размера частиц и проявляются на уровне наночастиц и макрочастиц одинаково. Таким образом, как отдельные атомы, так и кристаллиты, нанообразования чистого железа обладают одинаковыми парамагнитными и ферромагнитными свойствами в зависимости от внешних условий (температура, напряженность магнитного поля). Эти свойства определяют физические-механические взаимодействия частиц железа с магнитными полями. Одним из таких свойств является ориентация частиц, т.е. в зоне силовых магнитных линий, другим – возникновение силы, перемещающей частицы в зону максимальной магнитной напряженности  $H_{\text{пл}}$ .

Плазменный ток – это линейный ток, который создает магнитное поле напряженностью  $H_{\text{пл}}$  с концентрическими магнитными силовыми линиями [5, 6]

$$H_{\text{пл}} = \frac{J_{\text{пл}}}{4\pi d} (\sin\alpha_1 + \sin\alpha_2), \quad (8)$$

где  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  – углы, определяющие предельное положение радиусов – векторов, проведенных из концов линейного плазменного тока;  $d$  – расслоения до центра плазменного импульса.

Поверхностный ток создает на поверхности изделия магнитное поле с силовыми линиями в центре плазменного импульса [7]

$$\text{Rot}H_{\text{пов}} = \frac{4\pi}{c} i; \text{Div} H = 0, \quad (9)$$

где прописная буква R в написании Rot обозначает поверхностное уравнение;  $c$  – скорость света;  $i$  – поверхностный ток,  $H_{\text{пов}}$  – поверхностная напряжен-

ность магнитного поля.

В том и другом случаях отдельные атомы железа, кристаллиты, нанокристаллы и наночастицы стремятся к центру плазменного очага, т.е. к зоне максимального значения  $H$ , выстраиваясь по касательной к магнитным силовым линиям, и при затвердевании образуют фигуру спирально закрученного конуса с центром, совпадающим с центром плазменного импульса.

Данные, приведенные в [5], показывают, что для чистого железа предельная (насыщение) намагниченность, равная  $I \cong 0,17$  Тл, наступает при напряженности внешнего магнитного поля  $H_{\text{вн}} \cong 4 \cdot 10^4$  А/с. При этом кристаллиты железа в первую очередь намагничиваются по диагонали грани куба [110], а затем по диагонали [111].

Это хорошо подтверждается экспериментальными данными, полученными авторами данной работы. В результате модификации окалины на поверхности горячекатаного листа получается наноструктурный слой чистого железа с преимущественным расположением кристаллитов чистого железа к горизонталь-

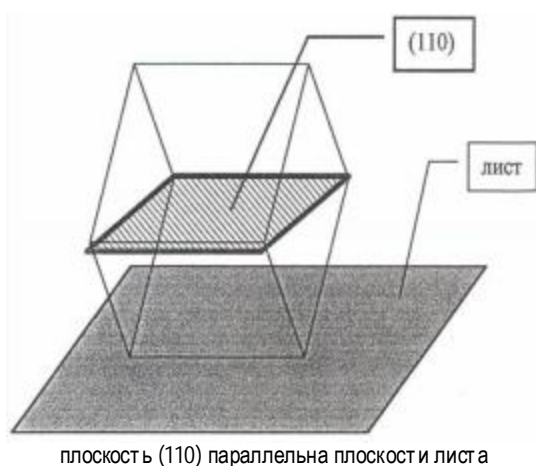


Рис. 2. Расположение кристаллов чистого железа в модифицированном слое

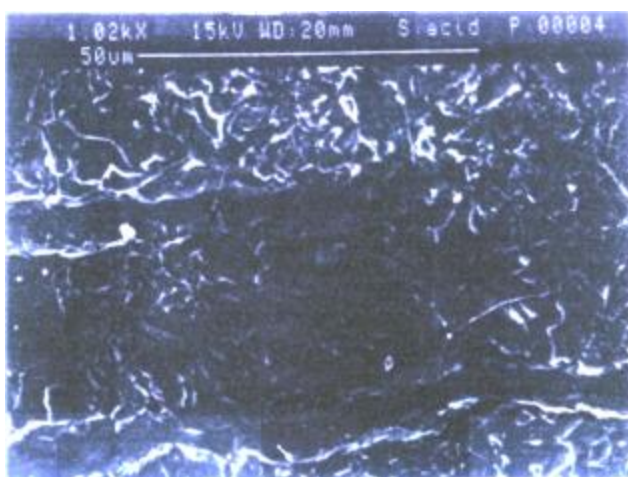
ной обрабатываемой поверхности по типу [110], что соответствует действию магнитного поля плазменного тока  $J_{\text{пл}}$ , в котором  $\text{grad } B$  ( $B$  – магнитная индукция), а значит, и сила, действующая на кристаллы (имеющая обратное с  $\text{grad } B$  направление), расположены горизонтально к обрабатываемой поверхности и направлены к центру плазменного импульса.

Как было указано выше, время существования плазменного очага ( $\tau_{\text{плазмы}}$ ) равно  $2 \cdot 10^6$  до  $8 \cdot 10^6$  с. Ток указанной выше величины создает напряженность  $H$  магнитного поля, примерно равную  $H = 1,6 \cdot 10^5 - 2,2 \cdot 10^5$  А/м.

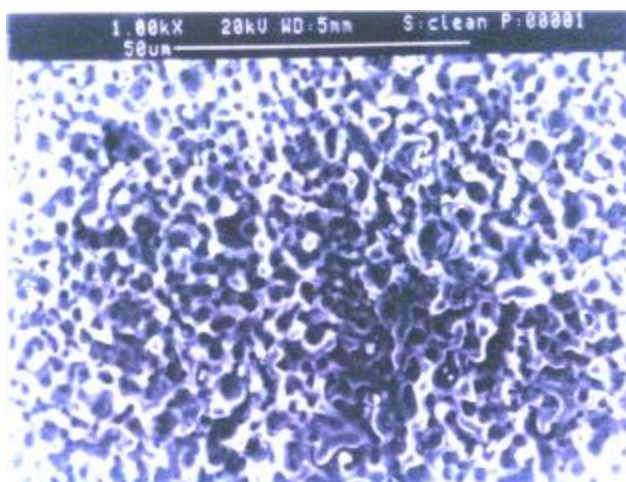
Это мощное магнитное поле воздействует на расплав и пары чистого железа, которые, в силу своей парамагнитности и ферромагнетизма, втягиваются к максимуму напряженности магнитного поля, который находится на оси газового (плазменного) пузырька, перпендикулярной к обрабатываемой поверхности. В результате этого и других взаимодействий при сверхскоростном охлаждении фиксируется текстура, при которой в зоне плазменного очага образуется бугорок чистого железа (конус или круглая пирамидка), в котором кристаллы чистого железа располагаются по винтовой линии, сужающейся у вершины конуса, а сами кристаллы занимают положение, при котором ось [110] оказывается перпендикулярной обрабатываемой поверхности. Пример преимущественного расположения кристаллов чистого железа в модифицированном слое приведен на рис. 2. Кубический кристалл чистого  $\alpha$ -Fe как бы стоит на ребре, при этом плоскость (110), проходящая через ребра куба, параллельна обрабатываемой поверхности.

В процессе действия плазменного импульса пузырек, в котором протекает процесс, сокращается в объеме и в конце процесса схлопывается, что приводит к появлению кавитационного удара в центре очага процесса. Под действием ударной силы кавитации на вершине пирамидки чистого железа образуется кратер. На этом процесс в одной плазменной микроне завершается.

Процесс возникновения плазменных очагов на



а



б

Рис. 3. Типичная морфология поверхности стальной полосы:  
а – после кислотной обработки; б – модифицированная поверхность после обработки электролитно-плазменной нанотехнологией

поверхности в  $1 \text{ см}^2$  повторяется с частотой от  $3 \cdot 10^2$  до  $2 \cdot 10^3$  в секунду. При площади обрабатываемого пятна  $0,6 \text{ мм}^2$  за одну секунду такими плазменными очагами площадь в  $1 \text{ см}^2$  покрывается от 3 до 10 раз, что обеспечивает сплошность обработки поверхности.

Для иллюстрации результатов обработки на рис. 3 приведены примеры морфологии поверхности стального листа после травления окалины (позиция а) и после обработки электролитно-плазменной нанотехнологией (позиция б). На рис. 3, б отчетливо видны описанные выше образования – конусы чистого железа с кратерами на вершинах.

Эти конусы – образования чистого железа состоят из наноструктурных кристаллических образований чистого  $\alpha$ -Fe с характерным размером от 5 до 25 нм.

Таким образом, в данной работе показано, что процесс модификации стальной горячекатаной поверхности

стальных изделий электролитно-плазменной технологией в плане формирования наноструктуры (текстуры поверхностного слоя) в силу создаваемых внешних условий и свойств наночастиц (атомов и кластеров) чистого железа является самоорганизующимся, позволяет осуществить самосборку и в конце существования плазменного очага получить фиксированную наноструктуру.

Создаваемая наноструктура чистого  $\alpha$ -Fe на поверхности стального проката в силу ее специфичности (как было указано выше, ориентированного расположения кристаллитов  $\alpha$ -Fe) является уникальной по своим свойствам. Эта наноструктура слоя чистого  $\alpha$ -Fe обладает высоким сопротивлением коррозии (на уровне нержавеющей сталей), обеспечивает снижение энергозатрат при последующей обработке давлением, обладает суперадгезией и другими специфическими электрическими и магнитными свойствами.

#### Список литературы

1. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005.
2. Куликов И.С. Термодинамика диссоциации оксидов железа // Восстановление и рафинирование железа. М.: Наука, 1968.
3. Суздаев И.П. Нанотехнологии. М., 2005.
4. Рябков В.М., Рябков Д.В. Плазменная обработка металлических изделий в электролитах (ТЕР-технология) // Технология машиностроения. 2000. № 1.
5. Путилов К.А. Курс физики. Т. II. М.: Физматгиз, 1959.
6. Матвеев Н.Н. Электродинамика и теория относительности. М.: Высш. шк., 1964.
7. Тамм И.Е. Основы теории электричества. М.: Гостехиздат, 1954.

#### List of literature

1. Gusev A.I. Nanomaterials, nanostructure, nanotechnologies. M.: Physmatlit, 2005.
2. Kulikov I.S. Thermodynamics of the dissociation of the iron oxides // Iron reactivation and refining. M.: Science, 1968.
3. Suzdalev I.P. Nanotechnologies. M., 2005.
4. Ryabkov V.M., Ryabkov D.V. Plasma treatment of metal work in the electrolytes (TEP-technology) // Machine-building technology. 2000. № 1.
5. Putilov K.A. Physics course. V.2. M.: Physmatgiz, 1959.
6. Matveev N.N. Electrodynamics and theory of relativity. M.: High school, 1964.
7. Tamm I.E. Principles of electricity theory. M.: Gostechizdat, 1954.

## НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.74.002.6

Гущин Н.С., Ковалевич Е.В., Петров Л.А., Пестов Е.С.

### НОВЫЙ МЕТОД ИЗГОТОВЛЕНИЯ РАБОЧИХ ОРГАНОВ ПОГРУЖНЫХ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ НАСОСОВ ИЗ АУСТЕНИТНОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

Для добычи нефти из глубоких скважин применяют бесштанговые центробежные насосы. В зависимости от глубины скважины насосы имеют от 150 до 500 ступеней. Основные рабочие органы каждой ступени состоят из рабочего колеса и направляющего аппарата, которые являются ажурными деталями диаметром 90–120 мм и массой до 0,95 кг. Их проточная часть оформляется спиральными лопатками толщиной до 1,5 мм (рис. 1).

Во всех странах, выпускающих нефтедобывающее оборудование, вышеуказанные детали изготавливают, как правило, из коррозионно-стойкого аустенитного никелевого чугуна с пластинчатым графитом, известного под торговым названием «нирезист», разработанного Международной никелевой компанией [1].

Однако в последние годы наметилась тенденция на создание нового поколения нефтедобывающего оборудования, способного длительное время работать безопасно в любых, подчас неблагоприятных природных и сложных производственных условиях. В частности, эксплуатация погружных центробежных насосов (ПЦН) в среде, со следующими данными:

- пластовая жидкость (смесь нефти, попутной воды и нефтяного газа, смесь промышленных вод и попутного газа);
- водородный показатель попутной воды рН 6,0–8,5;
- максимальная массовая концентрация твердых частиц в откачиваемой жидкости 0,05% (0,5 г/л);
- микротвердость частиц не более 5 баллов по Моссу;
- максимальная массовая концентрация сероводорода 0,125% (1,25 г/л);
- максимальное содержание свободного газа на приеме насоса 55% по объему;



Рис. 1. Отливки рабочих колёс и направляющих аппаратов, залитые из нирезиста с шаровидным графитом

- жидкость перекачивают при температурах от –90 до +140°С

показывает, что их срок службы значительно снижается из-за повышенного абразивно-эрозионного износа рабочих органов (РО) насоса.

Известно, что замена пластинчатой на шаровидную форму графита в любом чугуне, имеющего до и после сфероидизирующего модифицирования примерно одинаковую металлическую основу, очень сильно изменяет его физико-механические и специальные свойства и в большинстве случаев в положительную сторону [2].

В настоящее время для изготовления отливок РО ПЦН из аустенитного чугуна ЧН15Д7 (АЧ) с пластинчатым графитом (ПГ) ООО «Борец» использует многоместную песчаную форму, с помощью которой одновременно получают 5 или 6 отливок. Перед заливкой, которая производится на напольном пульсирующем конвейере, ее устанавливают на движущую тележку и пригружают грузом.

Анализ опытной партии вышеуказанных отливок, изготовленных в условиях научно-экспериментальной базы ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» из АЧ с шаровидным графитом (ШГ) по технологии ООО «Борец» (рис. 2), показал, что количество допустимых дефектов значительно превышает норму, предусмотренную СТП 0501–007–2000. Основными причинами брака литья, который достигал 50%, являются длительное время разлива (более 15 мин) и недостаточное питание отливок в процессе их кристаллизации и охлаждения. В первом случае происходит снижение на 40–50% эффекта модифицирования и 20–30°С температуры жидкого чугуна, что способствует появлению в металлической основе АЧ включений графита неправильной сфероидальной формы и неспаев на рабочей поверхности отливок. Во втором случае создаются необходимые условия для возникновения дефектов усадочного происхождения (рис. 3).

Цель работы – исследование влияния формы включений графита на механические и специальные свойства АЧ и разработка технологии изготовления из него отливок рабочих колёс РКД 5А.250.01 и направляющих аппаратов НАД 5А.250.01 ПЦН, перекачивающих агрессивные жидкие смеси при температурах от –90 до +140°С, методом стопочного литья.

При исследовании влияния сфероидизирующего модифицирования на форму графита аустенитного чугуна марки ЧН15Д7, химический состав которого представлен в табл. 1, и его механические свойства



были опробованы следующие модификаторы: ферроцериевая (FeCe), никель-магниева (Ni-Mg), железо-кремний-кальций-магниева (ЖКМК-6) и железо-кремний-магниева (ДМК) лигатуры (табл. 2).

Модификаторы на основе Се и Ni, содержащие от



Рис. 2. Многоместная песчаная форма рабочих колес и направляющих аппаратов



Рис. 3. Неспай и недоливы на лопатках рабочего колеса и направляющего аппарата

0 до 16% Mg и изготовленные методом сплавления, являются тяжелыми лигатурами. Благодаря высокой плотности технология модифицирования этими лигатурами сводилась к простой загрузке их в виде кусков размером не менее 40 мм в ковш перед заполнением его чугуном (метод Pig-ovr). Реакция модифицирования протекала бурно, с пирозффектом. Усвоение Mg составляет до 60%.

Комплексные лигатуры (сплавы), содержащие Si, имеют плотность более чем в 2 раза меньшую, чем жидкий чугун, поэтому для удержания их под жидким металлом нижняя часть ковша была разделена на две половины перегородкой из огнеупорного кирпичика. Одна из отгороженных половин дна служила реакционной камерой, куда загружали лигатуру ЖКМК-6, измельченную до кусков в 20–30 мм (Sandvich-процесс). Для предотвращения сплывания лигатуры при заполнении ковша металлом сверху ее пригружали чугунной стружкой. Струю металла при заполнении ковша направляли в свободную от лигатуры часть ковша. Процесс сопровождался сильным пирозффектом и дымовыделением, поскольку после расплавления чугунной стружки модификатор всплывал на поверхность и содержащийся в нем Mg бесполезно сгорал на поверхности металла. Усвоение Mg не превышает 50%.

Технология модифицирования жидкого чугуна МДС-процессом аналогична Sandvich-процессу. Принципиальное различие – в подготовке модификатора. Дисперсная модифицирующая композиция ДМК-1 состоит из механической смеси порошков чистого Mg МПФ1 и ферросилиция ФС75, а ДМК-7 – из механической смеси порошков сплава Mg с Fe и Si и ферросилиция ФС75. Фракция вышеуказанных порошков до 3 мм при наличии пылевидной фракции не менее 35%. За счет фракционного состава модификатора ДМК при сфероидизирующей обработке чугуна он удерживается на дне ковша при заполнении его составом силами поверхностного натяжения до полного завершения МДС-процесса. Усвоение Mg составляет 90–95%, при этом процесс протекал совершенно спокойно без пирозффекта и дымовыделения.

Металлографические исследования АЧ показали, что только обработка его Mg-содержащим ДМК модификатором по технологии МДС обеспечивает получение правильной шаровидной формы графита и карбидов в количестве не более Ц25 по шкале цементита ГОСТ 3443-87 (см. табл. 2). При данной металлической основе исследуемого чугуна его механические свойства достигают максимальных значений ( $\sigma_b = 502$  МПа и  $\delta = 12,2\%$ ), а твердость (170–175 НВ) находится в пределах твердости (160–220 НВ) АЧ с ПГ. Следовательно, ухудшение механической обработки отливок не произойдет.

Что касается FeCe, ФЦМ-5, Ni-Mg и ЖКМК-6 ли-

Таблица 1

Марка чугуна	Содержание химических элементов, % масс.								
	C	Si	Mn	Cu	Ni	C <sub>2</sub>	P	Mg	Ce
ЧН15Д7 с ПГ	2,8–3,0	2,2–2,6	0,8–1,0	6,0–7,5	15,0–16,0	1,5–2,0	–	–	–
ЧН15Д7 с ШГ	2,8–3,0	2,6–2,9	0,8–1,0	6,0–7,5	15,0–16,0	1,5–1,8	≤0,25	≤0,3	≤0,03
ЧН10Д7Г4 с ШГ	2,8–3,0	2,6–2,9	4,0–4,5	6,5–7,5	9,5–10,5	0,3–0,5	≤0,25	≤0,3	≤0,03

гатур, то их применение в качестве модификатора аустенитного чугуна ЧН15Д7 сдерживается по следующим причинам:

- процесс модифицирования сопровождается сильным пироэффектом и дымовыделением;
- низкий процент усвоения Mg;
- трудность получения правильной шаровидной формы графита;
- металлическая основа содержит повышенное количество карбидов (более 25%);
- наличие в отливках отбела.

Нами проведены сравнительные исследования АЧ с ПГ, применяемым для литья РО ПЦН, и чугуна такого же состава, но с ШГ применительно к условиям их эксплуатации.

Коррозионную стойкость в водном растворе хлоридов определяли по потере массы образцов после испытания длительностью 14 суток при температуре 70–80°С, а в сероводороде – после испытаний в автоклаве, объем коррозионной среды (водный раствор 30% NaSe + 6 г/л H<sub>2</sub>S) в котором составлял 2,5 л, длительностью 10 суток при температуре 90±1°С.

Склонность к солеотложению в растворе, имитирующем пластовую жидкость с высоким содержанием карбонатных солей (рН 8,2), определяли по приросту массы образцов после испытаний длительностью 4 ч.

Ростоустойчивость в охлаждающей среде определяли по изменению линейных размеров образцов после испытания длительностью одного часа при температуре –60°С. Охлаждающая среда состояла из твердой двуокиси углерода (3 кг), этилового спирта (500 мл) и ацетона (200 мл).

Износостойкость в паре трения «нирезист–

карбонит» определяли с помощью машины трения «УМТ-1», при этом частота вращения вала составляла 2500 об/мин и осевая нагрузка – 60 Н. В качестве смазочной среды использовали литол 24 с 5% добавкой по массе двуокиси алюминия. Время испытания каждой пары трения равнялась 2 ч, в процессе которого температура в зоне трения достигала 90–100°С.

Износостойкость в паре трения «нирезист–нирезист» определялась на стенде «СТИЗ-1» при удельной радиальной нагрузке 65 Н в три этапа.

I этап – в растворе (30% СОНС + 70% воды) + 10 г/л Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с подачей сжатого воздуха. Время испытания равнялось 6 ч, в процессе которого температура в зоне трения достигала 35–50°С.

II этап – в воде. Время испытания – 2 ч, а температура в зоне трения – 80–90°С.

III этап – в водовоздушной среде. Время испытания – 1 ч.

Несущую способность (прихватываемость) радиальных пар из «нирезист–нирезист» определяли в процессе их сухого трения при начальной нагрузке 20 Н, которую через каждые 5 мин испытания увеличивали на 20 Н.

Относительную износостойкость при гидроабразивном износе определяли при испытаниях на стенде «СТИГ-1» при давлении воды на входе в распылительную головку 4,5 МПа, расходе воды 0,18–0,19 л/с и общем расходе абразива за время испытаний (~82 мин) 5000 г.

Результаты сравнительных исследований\* представлены в табл. 3.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что замена пластинчатой на шаровидную форму включений графита приводит к существенному улучшению всех исследованных специальных (эксплуатационных) свойств АЧ.

Наибольшее преимущество (в 9 раз) выявлено в несущей способности АЧ с ШГ. В 2–3 раза выше коррозионная стойкость АЧ с ШГ в растворе хлоридов и сероводороде и 1,4 раза увеличивается его гидроабразивная износостойкость. Таким образом, сравнительные исследования показали перспективность и необходимость применения АЧ с ШГ при изготовлении РО ПЦН с целью повышения их срока службы.

Для оценки работоспособности РО из АЧ с ШГ в условиях научно-экспериментальной базы ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» было отлито 500 рабочих колес и 500 направляющих аппаратов для изготовления опытного ПЦН.

Согласно СТП 0501-007-2000 на литых

Таблица 2

Тип модификатора	Количество модификатора, %	Размер модификатора, мм	Способ модифицирования	Усвоение магния, %	Свойства			Количество цементита, %	Форма включений графита
					НВ	σ <sub>в</sub> , МПа	δ, %		
FeSe	0,4	≤40	Метод Pur-ovr	–	153	370	5,0	30	ПГф3
	0,8				176	345	1,6	40	ВГф1
ФЦМ-5	0,3				154	464	6,5	30	ВГф3
	0,4				165	442	5,3	35	ШГф1
Ni-Mg	1,0	≤30	Sandwich-процесс	30–50	198	388	1,4	45	ШГф3
					0,8	185	428	4,0	40
ЖКМК-6	2,4	≤30	Sandwich-процесс	30–50	160	489	10,0	25	ШГф4
ДМК-1	2,3	≤3	МДС-процесс	90–95	175	500	11,5	25	ШГф5
ДМК-7	2,3				170	502	12,2	20	ШГф5
–	–	–	–	–	160	210	4,0	25	ПГф2

Таблица 3

Марка чугуна	Скорость коррозии, мм/год		Интенсивность солеотложения, г/ч	Рост оустойчивость при температуре –60°С, %	Износостойкость в паре трения с карбонитом, г/ч	Износостойкость в паре из одного материала, мк/км	Несущая способность, Н	Относительная гидроабразивная износостойкость
	в водном растворе хлоридов	в сероводороде						
ЧН15Д7 с ПГ	0,0475	4,483	0,051	0	3,3	2,18	100	1,00
ЧН15Д7 с ШГ	0,0232	1,358	0,048	0	2,4	1,13	900	1,41
ЧН10Д7Г4 с ШГ	0,0305	1,840	0,050	0	2,6	1,25	840	1,38

\* Сравнительные исследования специальных свойств аустенитного чугуна проводили в ООО «Борец».

поверхностях проточных полостей рабочего колеса и направляющего аппарата не допускается пригар и недоливы на входных и выходных кромках лопаток глубиной более 1,0 мм и шириной более 20% ширины кромки, а также неспаи глубиной более 0,5 мм и длиной более 10 мм.

Чугун с шаровидным графитом отличается от подобию чугуна с пластинчатым графитом не только повышенной прочностью, пластичностью и другими положительными свойствами, но и несколько худшими литейными свойствами, в частности повышенной объёмной и линейной усадкой и несколько худшей жидкотекучестью. Кроме того, повышенное поверхностное натяжение чугуна с шаровидным графитом, приближающееся по своим значениям к поверхностному натяжению стали, существенно влияет на получение чёткого отпечатка формы на отливке, что имеет очень большое значение при отливке рабочих колёс и направляющих аппаратов, имеющих лопатки с выходными кромками около 1 мм [3].

Высокие требования к качеству поверхности обеспечиваются только при заливке в узком интервале температур. Низкая температура заливки приводит к образованию неспаев и недоливов входных и выходных кромок лопаток, причём большее количество дефектов этого типа наблюдается на направляющих аппаратах. Наличие прибыли на колесе способствует перепуску металла через тонкие сечения лопаток и снижению опасности появления неспаев и недоливов. Высокая температура заливки исключает неспаи и недоливы, но приводит к образованию трудноудаляемого пригара в проточной части РО, что недопустимо и приводит к забракованию отливок, т. к. удаление пригара в тонких каналах проточной части чрезвычайно трудоёмко и в большей части невозможно.

Для обеспечения заливки в необходимом интервале температур была разработана стопочная заливка, при которой 150 кг металла, выплавленного в индукционной печи, заливалось в две стопки форм в течение 45–70 с. Стопки собирались из 10 форм с центральным литниковым каналом. Формы скреплялись посредством струбцин.

В каждой форме располагалось 5 или 6 деталей вокруг общего стояка достаточного размера для обеспечения питания при кристаллизации отливок таким образом, что дефектов усадочного происхождения при отливке опытной партии более 1000 отливок не было обнаружено. Выход годного при отливке по такой технологии составляет 50%, что несколько меньше в сравнении с заливкой отдельных форм, но, самое главное, эта технология сокращает продолжительность заливки и позволяет осуществлять её в узком интервале температур, что в сочетании с хорошим напором позволило получить качественные отливки рабочих колёс и направляющих аппаратов. Вид куста отливок, залитых стопкой, приведен на рис. 4.

Плавку чугуна проводили в индукционной печи вместимостью 160 кг. В качестве шихтовых материалов использовали чугун Л6, содержащий 4,3% углерода, 1,25% кремния, 0,4 марганца, стальную высечку, электродный бой, ФМн78, ФХ 800, катодный никель, стружку меди и возврат 30%. Высечку, электродный бой и чугун давали в завалку, никель и медь – в жидкий

металл, ферромарганец – перед выпуском из печи.

Чугун обрабатывали в ковше по технологии МДС, в качестве модификатора использовали ДМК-1 или ДМК-7 в количестве 2,3% от массы обрабатываемого металла. В обоих случаях процесс модифицирования протекал совершенно спокойно, без пирозффекта и дымовыделений. Следует отметить, что процесс модифицирования при обработке нирезиста существенно отличается от процесса модифицирования нелегированного чугуна, т.е. он протекает более спокойно и с меньшими внешними проявлениями. Это можно объяснить высоким содержанием никеля в чугуне. Известно, что магний не растворяется в железе либо (по другим данным) незначительно растворяется, в то время как с никелем образует растворы. В нашем случае реакция модифицирования продолжалась 40–60 с. В процессе реакции и после её окончания при выдержке металла в ковше на поверхности металла образуется трудноудаляемый сметанообразный шлак. По виду шлак, образующийся при модифицировании высоконикелевого чугуна, также отличается и от шлака, образующегося при модифицировании нелегированного чугуна. Шлак на нелегированном чугуне после модифицирования МДС процессом, как правило, сыпучий и легче удаляется с поверхности металла.

Для лучшей очистки поверхности металла в ковше использовали флюсперлит марки «Барьер», который коагулирует шлак, то есть связывает его в единую вязкую массу. Это позволяет также снизить количество шлака, попадающего в процессе заливки жидкого чугуна в стопку. А для исключения возникновения брака литья по шлаковым включениям заливку колёс и направляющих аппаратов осуществляли через фильтрующую сетку, устанавливаемую под литниковую чашу.

При изготовлении партии отливок РО из чугуна с



Рис. 4. Стопка форм, подготовленных к заливке



ШГ для изготовления опытного ПЦН была поставлена задача получения ШГ при сохранении металлической основы, характерной для аустенитного чугуна с ПГ с содержанием не более 25% карбидной фазы. Твёрдость по Бринеллю 120–180 НВ, как у чугуна с ПГ, для того, чтобы избежать затруднения при механической обработке деталей. Кроме того, и химический состав чугуна с ШГ должен быть в пределах, рекомендуемых для чугуна с ПГ при отливке этих деталей. Задача почти невыполнимая, однако, с помощью МДС модификатора, обладающего сильным графитизирующим эффектом, нами была получена заданная структура (рис. 5) и свойства чугуна при отливке партии колёс и направляющих аппаратов для опытного насоса.

Опытный насос 10.1ЭЦНД 5А-250-2100 был изготовлен на фирме ООО «Борец» и в настоящее время проходит испытание в условиях работы скважины ОАО «РН-Юганск-Нефтегаз».

На основании проведенного исследования был создан новый аустенитный чугун с шаровидным графитом и пониженным содержанием никеля, химический состав которого представлен в табл. 1 [4].

Как показали сравнительные исследования специальных свойств АЧ с ШГ, снижение в нем содержания никеля с 16 до 10% приводит к их незначительному ухудшению (см. табл. 3).

Основные рабочие органы ступени из нового АЧ марки ЧН10Д7Г4Ш в количестве 1000 шт. были изготовлены по новой технологии ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» в условиях литейного цеха фирмы ООО «ЛеМаЗ», г. Лебедянь.

После механической обработки они были использованы для изготовления опытного насоса П10.1ЭЦНД 5А-35-2300, который фирма ООО «Борец» отправила для прохождения испытаний на скважину ОАО «Сибнефть-Ноябрьск-Нефтегаз».

#### Выводы

1. Сфероидизирующая обработка ДМК модификаторами методом МДС является в настоящее время наиболее экологически чистой технологией, которая обеспечивает стабильное получение аустенитного чугуна ЧН15Д7 с правильной шаровидной формой включений графита.

2. Замена пластинчатой на шаровидную форму

#### Список литературы

1. Пивоварский Е. Высококачественный чугун. М.: Металлургия, 1965. Т. 1. 848 с.
2. Ковалевич Е.В. Теоретические основы и практика получения чугуна с шаровидным графитом легкодисперсными модификаторами: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. М., 1996. 36 с.
3. Исследование структуры и свойств аустенитных чугунов при высоких температурах / Л.В. Илйчева, Н.Н. Александров, Е.В. Ковалевич, В.И. Куликов // Труды «ЦНИИТМАШ». 1966. № 58. С. 21–32.
4. Заявка № 2006127138/02 от 03.03.2008.



Рис. 5. Отливки рабочих колёс (а) и направляющих аппаратов (б), полученных методом стопочного литья

включений графита позволяет не только увеличить в 2,5–3,0 раза прочность и пластичность аустенитного чугуна ЧН15Д7, но и существенно повысить его специальные свойства, в частности коррозионно-абразивную стойкость за счет более компактной формы включений графита, играющих роль каналов, через которые агрессивная среда проникает в глубь металлической основы детали.

3. Разработка принципиально нового технологического процесса изготовления отливок рабочих колёс РКД 5А.250.01 и направляющих аппаратов НАД 5А.250.01 погружных центробежных насосов методом стопочного литья позволила использовать в качестве материала для их производства аустенитный чугун ЧН15Д7 с шаровидным графитом, при этом качество отливок существенно повысилось, а брак литья снизился с 50 до 3%.

#### List of literature

1. Pivovarsky E. High-quality cast iron. M.: Metallurgy, 1965. V. 1. P. 848.
2. Kovalevich E.V. Theoretical principles and practice of cast iron production with spherical graphite through the light disperse modifiers: Abstract of the Dr. of technical science. M., 1996. P. 36.
3. The research of the structure and properties of austenitic cast iron at the high temperatures / L.V. Ilieva, N.N. Alexandrov, E.V. Kovalevich, B.I. Kulikov // Work "TSNIITMASH". 1966. № 58. P. 21–32.
4. Request № 2006127138/02 dated 03.03.2008.



УДК 621.002

Клауч Д.Н., Овсенко А.Н., Овумян Г.Г., Кущева М.Е., Щегольков Н.Н., Кудинов А.А.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ И РЕСУРСА РАБОТЫ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК

Лопатки паровых и газовых турбин являются наиболее нагруженными и ответственными деталями турбин. Они изготавливаются из специальных теплостойких, коррозионно-стойких, высокопрочных сталей, титановых и жаропрочных сплавов, имеют высокие требования по точности и качеству поверхностного слоя. Поэтому технологические процессы изготовления турбинных лопаток должны быть производительными, обеспечивать заданные точностные параметры и формирование такого поверхностного слоя, состояние которого было бы рационально для условий эксплуатации конкретных лопаток (температура, среда, статические, динамические, знакопеременные нагрузки, ресурс). Обеспечение требуемого качества поверхностного слоя (ПС) при изготовлении турбинных лопаток имеет особое значение, т.к. материалы большинства из них обладают высокой чувствительностью к состоянию ПС и работают на пределе своих физико-механических свойств. Требуемый ресурс их работы и надежность можно обеспечить только путем формирования ПС, обладающего максимальными эксплуатационными свойствами в заданных условиях работы.

В ЦНИИТМАШ проведены комплексные исследования состояния ПС после различных методов обработки и его влияния на эксплуатационные свойства турбинных лопаток, изготовленных из коррозионно-стойких сталей, титановых и жаропрочных сплавов. Особое внимание было уделено финишным операциям технологического процесса обработки лопаток, которые оказывают основное влияние на формирование ПС. При абразивной обработке титановых и жаропрочных сплавов возникают высокие температуры и давления, которые создают предпосылки для активизации адгезионных и диффузионных процессов в зоне формирования ПС. В результате взаимодействия обрабатываемого, инструментального материала и окружающей среды (СОТС – смазочно-охлаждающих технологических сред) в ПС детали могут образоваться новые химические соединения и произойти перераспределение концентрации легирующих элементов [1, 2].

При нерациональных условиях абразивной обработки в ПС титановых сплавов могут возникать раз-

личные дефекты, главными из которых являются:

- 1) прижоги различной интенсивности;
- 2) адгезионные налипы с сеткой микротрещин;
- 3) кратеры, закрытые «намазанным» металлом;
- 4) глубокие риски (следы обработки крупными зёрнами) и шлам во впадинах;
- 5) слой с измененной микроструктурой;
- 6) слой с измененным химсоставом, в том числе газонасыщенный и продуктами износа инструментального материала;
- 7) микротрещины на поверхности основного металла;
- 8) остаточные напряжения растяжения.

Обработанная поверхность и ПС по своим микросвойствам гетерогенна. При малой шероховатости в процессе абразивной обработки формируется, как правило, нерегулярный микрорельеф с неоднородными по форме впадинами, выступами и со случайным распределением высот и шагов микронеровностей.

Перечисленные дефекты могут появляться как отдельно, так и в сочетании друг с другом.

Шлифовочные прижоги образуются в результате возникновения высоких температур при шлифовании. Их появление сопровождается газонасыщением, изменением структуры ПС, образованием микротрещин и больших остаточных напряжений растяжения. Образование прижога на титановых сплавах связано с развитием зоны окисных, гидроокисных, нитридных пленок и зоны структурно-фазовых превращений [3]. Особенно это характерно для сухого шлифования, при котором появляются окисные пленки различных оттенков. Под ними лежит слой, не имеющий явного кристаллического строения. Глубина этого слоя зависит от интенсивности прижога и составляет десятые и даже сотые доли микрона. Они обуславливаются среднеконтактными температурами шлифования.

Так, при экспериментальном шлифовании титановых сплавов абразивными кругами различных характеристик со скоростью резания  $V=22$  м/с, с продольной подачей  $S_{пр}>900$  мм/мин и усилием прижима  $P_y<20$  Н средняя контактная температура достигала  $500^\circ\text{C}$  и наблюдались пленки бледно-соломенного цвета. В зоне средних скоростей, подач и усилий

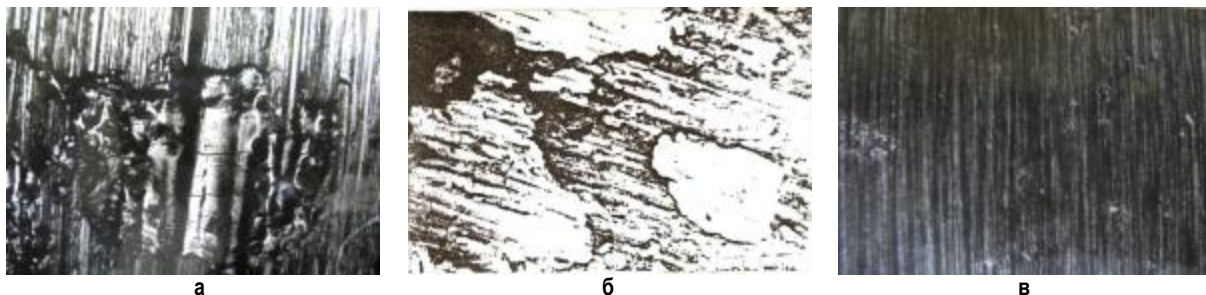


Рис. 1. Налипы на шлифованной поверхности титановых сплавов (общий вид):  
а – сплав ТС5; б – сплав ТС5,  $\times 85$ ; в – сплав ВТ22,  $\times 225$

( $V=20-30$  м/с,  $Spr<600$  мм/мин,  $Pu=30-45$  Н) температура доходила до  $850^{\circ}\text{C}$  и образовывались пленки темно-желтого цвета. При больших скоростях резания и усилиях ( $V>30$  м/с,  $Pu=60-70$  Н) температура достигала  $950^{\circ}\text{C}$  и более, а пленки приобретали сине-фиолетовый оттенок.

Травлением по специальной методике под пленками желтого, коричневого и сине-фиолетового цветов были выявлены прижоги; под пленками бледно-соломенного цвета прижоги отсутствовали.

Эффективным средством борьбы с прижогами является применение соответствующих СОТС, в частности жидкого углекислого газа. Так, если после сухого шлифования абразивным кругом 63С4ОНС2Б ( $V=22$  м/с,  $Spr=600$  мм/мин,  $Pu=40-60$  Н) на поверхности образцов имелись пленки темно-желтого цвета с синими полосами, то охлаждение жидким  $\text{CO}_2$  при тех же условиях шлифования снизило теплонапряженность процесса и на обработанной поверхности наблюдались пленки только бледно-соломенного цвета.

Кроме силы  $Pu$  и времени контакта обрабатываемого участка с абразивным кругом большое влияние на образование прижогов оказывает скорость шлифования. Снижение скорости шлифования до  $10-15$  м/с практически исключает появление прижогов как при шлифовании всухую, так и с охлаждением.

Распространенным видом дефектов поверхности жаропрочных и титановых сплавов являются адгезионные налипы (рис. 1). При малом увеличении налипы видны на поверхности как многочисленные светлые пятна разной формы и размеров. При большом увеличении на этих белых пятнах хорошо просматривается сетка микротрещин, перпендикулярных следам обработки. Налипы представляют собой остатки стружки в виде сильно окисленного и оплавленного основного металла (рис. 2), попавшие на обработанную поверхность со шлифовального круга. Налипший металл огибает микронеровность основного металла, провисая над впадинами.

Его толщина изменяется от  $3-5$  (над впадинами) до  $15-20$  мкм и более (над выступами). Микротрещины имеют место только в налипах и в основной металл не распространяются. Налипы имеют слабое адгезионное сцепление с основным металлом и высокую микротвердость (до  $10000$  МПа при твердости исходного металла  $3200$  МПа). После удаления налива под ним всегда обнаруживается небольшое углубление (кратер). Налип отличается повышенным содержанием кислорода и пониженным титана (по сравнению с основным металлом). Прижог синей окраски также имеет более высокое содержание кислорода и более низкое титана. Дефекты в виде адгезионных налипов имеют место при сухом

шлифовании с высокой скоростью резания, когда температура достигает значительной величины, стружка находится в расплавленном состоянии и зона резания не очищается от продуктов шлифования (шлама).

Дефекты в виде закрытых кратеров образуются в основном при полировании поропластовыми и войлочными кругами с наклеенным абразивом из электрокорунда или карбида кремния зеленого. В зависимости от условий полирования среднетемпературная ПС может изменяться в пределах  $150-200^{\circ}\text{C}$ . При этих температурах пластичность титановых сплавов существенно повышается, усиливается адгезионное взаимодействие абразивных зерен с обрабатываемым материалом. За счет вырывания с ПС блоков зерен при схватывании основного металла с налипшим на абразив образуются кратеры, которые затем закрываются наволакивающимся металлом и металлом, налипшим на других абразивных зернах. Наволакивающийся ("намазан-



Рис. 2. Косой срез под углом  $15^{\circ}$  (по оплавленному дефектному пятну); сплав ТС5,  $\times 385$



Рис. 3. Косой шлиф микронеровностей шлифованной поверхности сплава ТС5, угол  $15^{\circ}$

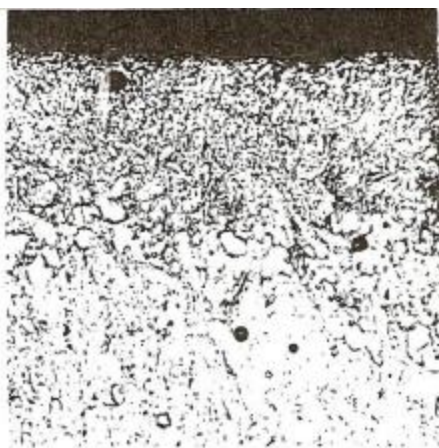


Рис. 4. Шлам в канавках микронеровностей шлифованной поверхности сплава ТС5: а – внешний вид; б – косой шлиф, угол  $15^{\circ}$

ный") металл из-за пластической деформации и газонасыщения имеет высокую микротвердость (до 8000 МПа). Люминесцентный контроль полированной поверхности не обнаруживает указанных дефектов, т.к. наволакивающийся металл и кратеры не имеют трещин. Кратеры обнаруживаются только после легкого травления обработанной поверхности.

Величина шероховатости шлифованной поверхности ( $R_a$ ,  $R_z$ ) не может в полной мере характеризовать микрогеометрию ПС. Исследования под микроскопом показали, что поверхность титанового сплава после шлифования весьма неоднородна, покрыта нерегулярными вмятинами и наплывами, ориентированными в направлении резания. Форма впадин микронеровностей весьма разнообразна.

Многие впадины имеют вид узких канавок с рваными краями. Отдельные канавки глубоко проникают в металл, что характерно для сухого шлифования, при котором выпавшие крупные абразивные зерна не смываются с поверхности, а участвуют в процессе шлифования, оставляя глубокие риски (рис. 3).

Отсутствие удаления отходов шлифования ведет также к тому, что многие микроканавки забиты плотными сгустками шлама, микротвердость которого доходит до 10000 МПа (рис. 4).

Края некоторых канавок из-за боковых пластических деформаций металла при шлифовании сходятся и при внешнем осмотре (под микроскопом) они кажутся меньшей ширины, чем на самом деле.

Микроструктура, микротвердость и микротрещины в ПС в основном определяются силовой и тепловой напряженностью процесса обработки. При шлифовании на низких скоростях резания ( $V=15-20$  м/с) и с небольшими силами ( $P_y=15-25$  Н) изменений в структуре и микротвердости ПС практически не происходит. Сухое шлифование абразивным кругом 54С50НС2Б3 с  $P_y=40$  Н и  $V=15$  м/с вызвало в тонком ПС (до 5 мкм) увеличение микротвердости с 3000 до 5200 МПа (рис. 5).

Изменений микроструктуры основного металла не обнаружено. При шлифовании абразивным кругом

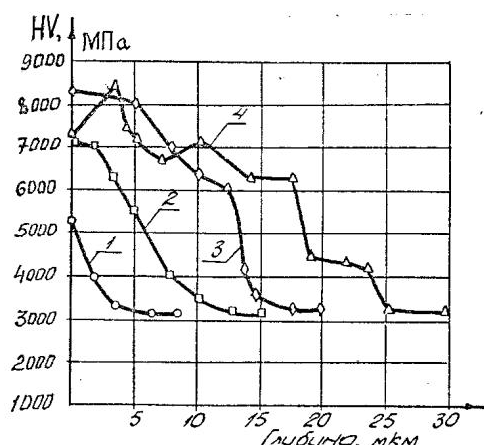


Рис. 5. Микротвердость поверхностного слоя титанового сплава ТС5 после шлифования:

1 – круг 54С50НС2Б3;  $V=15$  м/с;  $P_y=40$  Н; 2 – круг 14А50С1Б;  $V=15$  м/с;  $P_y=60$  Н; 3 – круг 63С40НС1Б3;  $V=22,5$  м/с;  $P_y=70$  Н; 4 – круг 24А50СМ2Б;  $V=40$  м/с;  $P_y=60$  Н

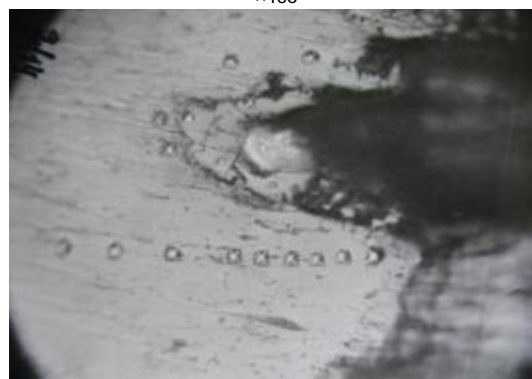
14А50С1Б (электрокорунд нормальный, зернистость 50 на бакелитовой связке) с  $P_y=60$  Н и  $V=20$  м/с в ПС обнаружена зона с сильно измельченным зерном (рис. 6) глубиной до 100 мкм и слой повышенной микротвердости глубиной до 15 мкм.

Шлифование кругом 24А50СМ2Б (электрокорунд белый зернистостью 50 на бакелитовой связке) с большой скоростью и силой прижима вызвало существенные изменения микроструктуры ПС на большую глубину. Тонкий ПС до 50 мкм имел измельченное зерно, переходящее в крупное, которое на глубине 0,75 мм принимало структуру основного металла. Несмотря на это изменение микротвердости обнаружено только на глубине до 30 мкм, что можно объяснить интенсивным разупрочнением ПС в результате его нагрева до высоких температур.

Кроме пластических деформаций в ПС титановых сплавов при шлифовании протекают сложные физико-химические процессы: диффузия кислорода, водорода, азота и других элементов; образование окислов, гидридов, нитритов и других химических соединений, охрупчивающих ПС. В результате интенсивного поглощения водорода, которое происходит при температуре 300°C, кислорода (при температуре 500°C) и азота (при температуре 600°C) на поверхности титановых сплавов образуется газонасыщенный слой Все



×156



×265

Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя титанового сплава ТС5 после шлифования без охлаждения:

а – кругом 54С50НС2Б3;  $V=15$  м/с;  $P_y=40$  Н; б – кругом 14А50С1Б;  $V=20$  м/с;  $P_y=60$  Н



эти процессы приводят к неоднородным фазово-структурным превращениям ПС, которые могут вызвать образования микротрещин (рис. 7).

Обычно они имеют место в местах прижогов, идут примерно под углом  $45^\circ$  к направлению обработки и различимы только при большом увеличении ( $\times 800$  и более). После шлифования кругами из карбида кремния зеленого зернистостью 40 на бакелитовой связке (63С40НС2Б) с охлаждением жидким  $\text{CO}_2$  изменений структуры и микротвердости ПС не обнаружено.

Микрорентгеноспектральные исследования состава ПС титановых сплавов после абразивной обработки кругами из карбида кремния зеленого показали наличие кремния в виде отдельных включений (рис. 8, 9).

Это указывает в основном на адгезионный характер переноса кремния с абразивного круга на обработанную поверхность.

Наличие кремния выявлено также на поверхности титанового сплава после шлифования абразивными лентами ЛБ51С25П (карбид кремния черный). В зависимости от вида СОЖ кремний по разному распределяется на обработанной поверхности. В случае применения эмульсии "Аквол-2" повышенное содержание кремния наблюдалось в местах налипов (рис. 10).

При использовании водного раствора фосфата калия повышенное содержание кремния обнаружено в канавках микронеровностей. Характер распределения

кремния на шлифованной поверхности указывает на то, что его включения являются мелкими осколками и продуктами износа абразивных зерен. Включения кремния, но в значительно меньших количествах, чем при шлифовании, имеют место на поверхностях, прошедших после шлифования абразивное и алмазное полирование.

В результате большой химической активности на поверхности титановых сплавов всегда присутствует окисная пленка. После шлифования титановых сплавов количество кислорода в ПС существенно превышает содержание кислорода в поверхностной окисной пленке.

Усталостные испытания образцов в условиях асимметричного цикла нагружения ( $\sigma_{ст}=250$  МПа;  $t=20^\circ\text{C}$ ) на базе  $10^8$  циклов показали, что предел усталости существенным образом снижается с повышением шероховатости поверхности. Так, при увеличении шероховатости с 0,22 до 1,1 мкм предел усталости круглых образцов из сплава ВТ3-1 уменьшился с 245 до 195 МПа, т.е. на 20%, а с увеличением шероховатости до  $Ra=4,15$  мкм уменьшился до 165 МПа.

Влияние поверхностных дефектов на усталостную прочность исследовалось на плоских образцах из сплава ВТ20. Одна партия образцов изготавливалась по технологии, рекомендованной для крупных лопаток паровых турбин и обеспечивающей бездефектную обработку. Вторая партия имела дефекты в виде адгезионных налипов, кратеров, закрытых «намазанным» металлом, микротрещин и остаточных напряжений растяжения. Усталостные испытания показали снижение предела выносливости второй партии образцов по сравнению с первой



а



б

Рис. 7. Микротрещины на дне микронеровностей после шлифования титанового сплава ТС5, круг – 63С40НС2Б3;  $V=22,5$  м/с;  $P_y=70$  Н, без охлаждения:  
а – внешний вид,  $\times 800$ ; б – косой шлиф, угол  $15^\circ$ ,  $\times 285$

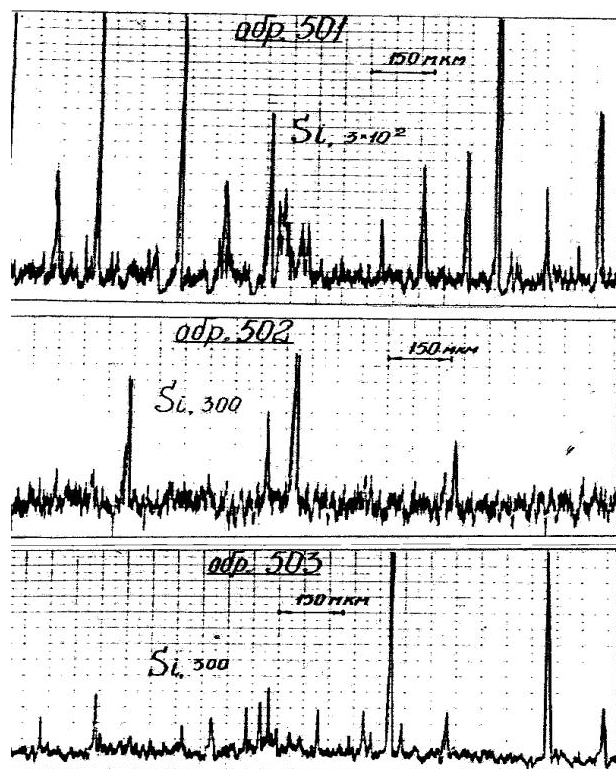


Рис. 8. Распределение кремния в ПС титанового сплава ТС5; обр. 501 – шлифование; обр. 502 – шлифование + абразивное полирование; обр. 503 – шлифование + абразивное полирование + алмазное полирование



с 290 до 240 МПа (на 14%), что говорит о высокой чувствительности титановых сплавов к состоянию ПС.

Исследование усталостных свойств сплавов ЭП800 и ЦЖ-20 при 800°С показало значительное влияние концентраторов напряжений и отсутствие влияния остаточных напряжений. Методы и режимы финишной бездефектной обработки практически не влияют на жаропрочные свойства при длительных испытаниях, на характеристики прочности и пластичности сплавов ЭП800 и ЦЖ-20 при испытаниях на растяжение как при комнатной, так и при рабочих температурах. Гидродробеструйное упрочнение образцов (ГДУ) из сплава ВТ5 повысило предел выносливости на 21%, а ультразвуковое упрочнение – только на 3%. Долговечность образцов после ГДУ в зоне ограниченной выносливости в 10–15 раз выше, чем неупрочненных образцов. Упрочнение титановых сплавов микрошариками ( $\varnothing 0,016-0,16$  мм) также сопровождалось повышением усталостной прочности примерно на 2–3%.

Анализ эпюр остаточных напряжений после ГДУ, УЗУ и УМШ совместно с результатами усталостных испытаний позволил сделать вывод, что усталостная прочность материалов после ППД определяется не только величиной остаточных напряжений сжатия в ПС, но также глубиной их залегания и градиентом изменения напряжений по глубине ПС. Однопереходное упрочнение ППД не обеспечивает формирования рациональной эпюры остаточных напряжений. Наилучшие результаты по усталостной прочности обеспечивает комбинированное упрочнение (ГДУ+УМШ, ВУ+УМШ, УЗУ+УМШ и др.), что связано с образованием эпюры остаточных напряжений, имеющей большую глубину проникновения сжимающих напряжений, практическое отсутствие послойного максимума, высокий уровень напряжений на поверхности и небольшие градиенты изменения напряжений по глубине.

### Заключение

При абразивной обработке жаропрочных, коррозионно-стойких и титановых сплавов в ПС могут возникать дефекты в виде прижогов, адгезионных наливов, кратеров, глубоких ямок, микротрещин, шлама во впадинах неровностей, изменённой микроструктуры и химсостава, остаточных напряжений растяжения. Они существенно снижают эксплуатационные свойства турбинных лопаток.

Эффективным средством повышения надежности и ресурса работы лопаток паровых турбин является упрочнение методами ППД. Наиболее эффективно

### Список литературы

1. Мухин В.С., Шустер Л.Ш. Износ инструментов, качество и долговечность деталей из авиационных материалов. Уфа: УфАИ, 1987. 217 с.
2. Сулима А.М., Шувалов В.А., Ягудкин Ю.Д. Поверхностный слой и эксплуатационные свойства деталей машин. М.: Машиностроение, 1989. 216 с.
3. Ломакина И.В., Королев Н.В. О шлифовочных прижогах титановых сплавов // Вестник машиностроения. 1973. № 3. С. 69–

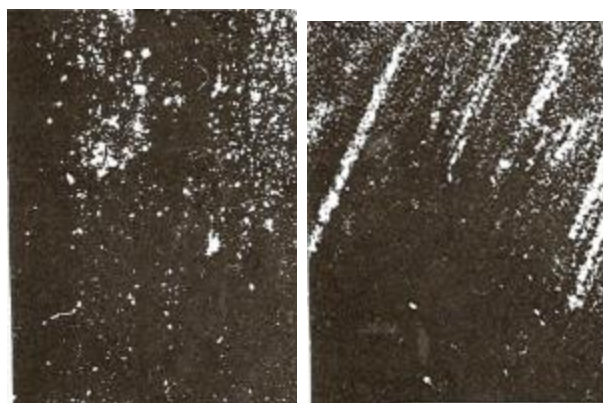


а



б

Рис. 9. Растровые изображения шлифованной поверхности титанового сплава ТС5 во вторичных электронах (а) и в характеристическом излучении  $K_{\alpha}Si$  (б);  $\times 400$



а

б

Рис. 10. Растровые изображения поверхности титанового сплава ВТ 20 в рентгеновском излучении кремния  $K_{\alpha}Si$  после шлифования абразивными лентами ЛБ51С25П с охлаждением эмульсией «Аквол-2»;  $\times 200$

двухпереходное упрочнение по схемам: ГДУ+УМШ, ВУ+УМШ, УЗУ+УМШ, которое обеспечивает повышение усталостной прочности лопаток на 20–25%.

72.

### List of literature

1. Mukhin V.S., Shuster L.S. Tool wear, quality and durability of the parts of the aviation materials. Ufa: UfAI, 1987. P. 217.
2. Sulima A.M., Shvalov V.A., Yagudkin Y.D. Surface coating and operation properties of the parts. M.: Machine-building, 1989. P. 216.
3. Lomakin I.V., Korolev N.V. About grinding burns of the titanic alloys // Vestnik of machine-building. 1973. № 3. P. 69–72.

# ЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИИ, ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ

УДК 621.181.123:621.184.64

Петриков С.А., Попов В.С., Хованов Н.Н.

## ПУТИ ИНТЕНСИФИКАЦИИ ТЕПЛООБМЕНА В ТРУБОПРОВОДНЫХ КАНАЛАХ ТЕПЛОВЫХ ЭНЕРГОУСТАНОВОК

Основываясь на механизме зарождения турбулентности в пограничных слоях потоков теплоносителей [1–3], учитывая исследования отечественных и зарубежных авторов и производственный опыт энергомашиностроительных заводов, поставлена цель работы – разработка оптимальных конструкций энергоэффективных по теплопередаче конвективных труб и технологических процессов их изготовления с решением следующих задач:

- создание конструкций энергоэффективных по теплообмену труб с системой многозаходных, спиралевидно расположенных канавок и выступов на теплообменных поверхностях трубы;
- разработка технологического решения по изготовлению теплообменной трубы с расположением на ее наружной поверхности стальных дисков, соединяемых с трубой с помощью пластически формируемых выступов;
- создание труб конвективного теплообмена с системой выступов и лунок на теплообменных поверхностях;
- исследования силовых характеристик процесса формообразования теплопередающих поверхностей в трубах для определения конструктивных и прочностных характеристик технологических устройств и инструментов;
- изыскание путей по уменьшению разрушающего действия низко температурной коррозии на металл трубного gasoхода.

товлению теплообменной трубы с расположением на ее наружной поверхности стальных дисков, соединяемых с трубой с помощью пластически формируемых выступов;

– создание труб конвективного теплообмена с системой выступов и лунок на теплообменных поверхностях;

– исследования силовых характеристик процесса формообразования теплопередающих поверхностей в трубах для определения конструктивных и прочностных характеристик технологических устройств и инструментов;

– изыскание путей по уменьшению разрушающего действия низко температурной коррозии на металл трубного gasoхода.

Анализ тепловых и гидравлических параметров, полученных расчетным путем с помощью программы «FlowVision», позволил разработать формы и геометрические размеры теплообменных поверхностей в трубах в виде многозаходных спиралевидно расположенных канавок и выступов (рис. 1, 2).

Установлено, что шаг закрутки спиралевидных неровностей на теплообменной поверхности трубы должен быть в интервале 1,0–1,4 относительно шага накатки, а глубина полусферического или трапециевидного профиля канавки в пределах 0,5–1,0 мм. При этом форму профиля канавки необходимо выполнять в виде радиусного сопряжения или сопряжения двух лучей с углом между ними  $\geq 90^\circ$  [4], что приводит не только к разрыву сплошности пограничного слоя и его закручиванию, но и к заметному смещению теплоносителя из периферийного слоя к оси трубопроводного канала.

В качестве оборудования для разработки технологических процессов изготовления теплообменных поверхностей в длинномерных трубах приняты станки токарной группы с механизмами кинематической и силовой связи заготовки и формообразующих инструментов. Отличительной особенностью выбранной схемы обработки (рис. 3) является фор-

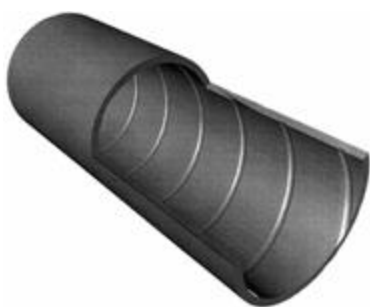


Рис. 1. Конвективная труба с системой многозаходных, спиралевидно расположенных канавок во внутренней полости



Рис. 2. Конвективная труба с системой многозаходных, спиралевидно расположенных канавок во внутренней полости и ответных выступов на наружной поверхности

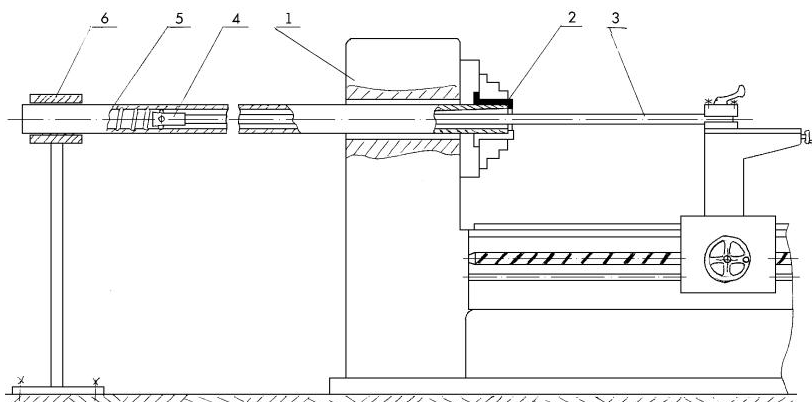


Рис. 3. Технологическая схема изготовления турбулизирующих канавок в трубе: 1 – токарно-винторезный станок; 2 – разжимная оправка; 3 – тяга; 4 – инструментальная головка; 5 – труба; 6 – выносной люнет

моообразование теплообменных поверхностей за пределами габаритных размеров станка.

При исследовании и разработке технологических процессов формирования теплообменных поверхностей в трубах применялись специально спроектированные плавающие инструментальные головки, конструктивное исполнение которых позволяло стабилизировать условия пластической деформации, контролировать износ инструментов и выдерживать размеры обработанных поверхностей.

Для исследования силовых параметров деформирующей обработки применен ряд аналитических и экспериментальных методов. При этом составляющие силы, действующие в процессе обработки (тянущее усилие и крутящий момент), определялись с использованием механического динамометра, который крепился как промежуточное звено между тянущей оправкой и резцедержателем станка, а также электромагнитным методом с использованием сконструированного датчика из пермаллоя (78% Ni; Fe; Mo).

Расчетные значения главной составляющей силы деформирования  $P_z$  для глубин профилей  $h=0,1-0,5$  мм при формировании трехзаходной теплообменной поверхности давилым инструментом с радиусом рабочей поверхности  $r_{ш} = 2; 4$  и 5 мм представлены графически на рис. 4. Увеличение радиуса с 2 до 5 мм при равных значениях глубины обрабатываемого профиля приводит к увеличению  $P_z$  приблизительно в 1,7 раза, а радиальное усилие возрастает в 2,6 раза.

Характер изменения осевой и радиальной сил в зависимости от угла подъема витка  $\omega$  обрабатываемых канавок в пределах от 15 до 45° практически одинаков (рис. 5).

Равномерное повышение сил деформирования металла наблюдается при увеличении толщины стенки от 1 до 2 мм, после чего рост усилия происходит в значительно меньшей степени, что объясняется уменьшением доли упругих деформаций.

Превышение расчетных данных над экспериментальными при определении сил деформирования достигали 12–15%, что допустимо для определения требуемой мощности оборудования и проведения прочностных расчетов конструктивных элементов технологической оснастки и инструмента.

Существенным резервом повышения эффективности теплопередачи, снижения металлоемкости и габаритных размеров теп-

лообменных аппаратов является увеличение площади наружной поверхности конвективной трубы путем ее оребрения металлической лентой или дисками. В работе технологически разработан и практически апробирован способ изготовления теплообменных труб с наружными дисками [5], соединенными между собой с использованием формообразования спиралевидно направленных выступов.

Оребрение трубы осуществляется на токарно-винторезном станке в следующей последовательности (рис. 6) [5]. Трубную заготовку 3 с размещенными на ней металлическими дисками 4 устанавливают в ложемент гребенки 5, обеспечивающей осевую фиксацию стальных дисков вдоль оси трубной заготовки 3 с шагом  $t$ . Гребенка 5 закреплена на станине токарно-винторезного станка. Трубная заготовка 3 через разрезную втулку 2, имеющую кольцевой буртик для предотвращения осевого сдвига трубы в процессе оребрения,

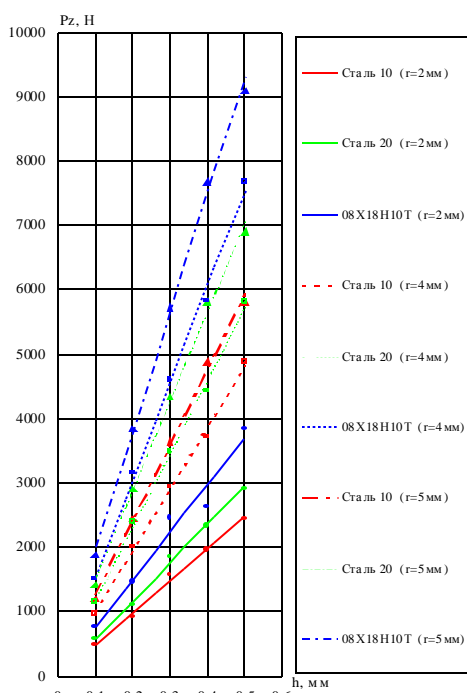


Рис. 4. Расчетные зависимости сил деформирования  $P_z$  от глубины и радиуса канавки

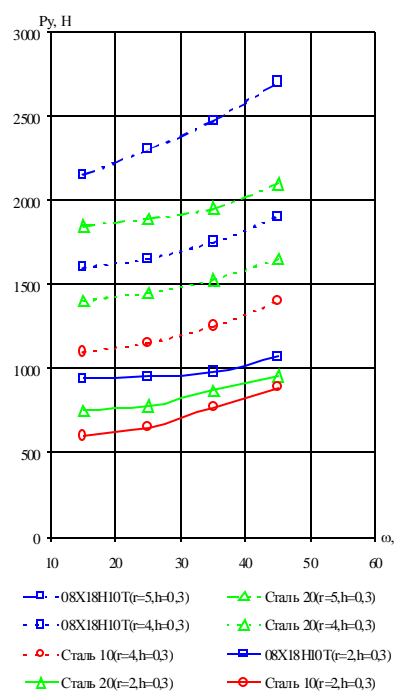


Рис. 5. Расчетные изменения сил деформирования от угла подъема витка канавки

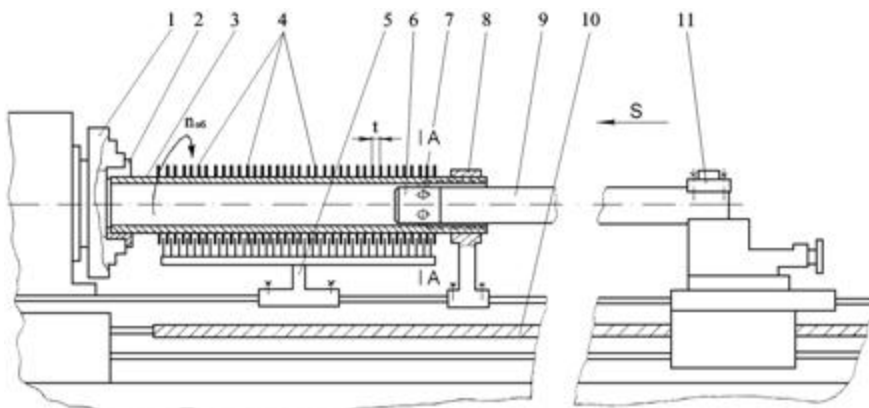


Рис. 6. Технологическая схема оребрения трубы металлическими дисками



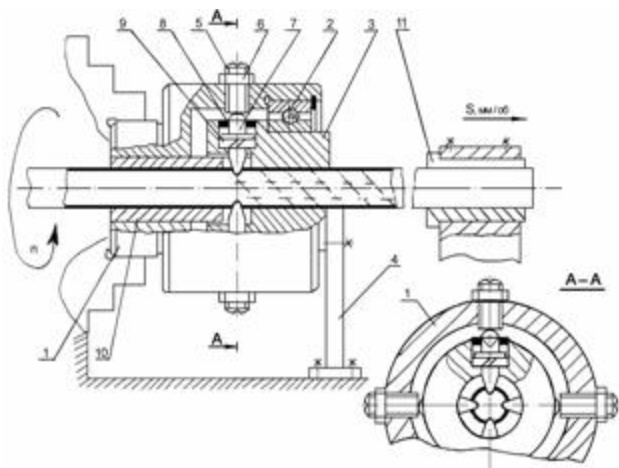


Рис. 7. Устройство для ударного формообразования каверн и выступов на теплообменных поверхностях тонкостенных труб

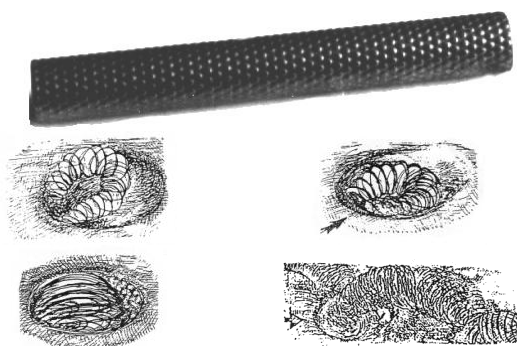


Рис. 8. Вид трубы с лунками и выпорами и фазы обтекания лунок газовым теплоносителем

крепится в патроне 1 токарно-винторезного станка и поддерживается люнетом 8. Внутри трубной заготовки вводят со стороны задней бабки станка оправку 9, соединенную с раскатной головкой 6, оснащенной давящим инструментом с формообразующими телами сферической формы 7, выставленными на размер требуемой величины канавок и выпоров в стенке трубной заготовки. Другой конец оправки 9 крепится в резцедержателе 11 станка.

Трубной заготовке 3 сообщают вращение  $n_{об}$ , согласованное с осевой подачей  $S$  оправки 9 от ходового винта 10 токарного станка. Формообразующие тела 7 раскатной головки 6 формируют многозаходные спиральновидные направленные канавки во внутренней полости трубы и спиральные выпоры на ее наружной поверхности, закрепляющие металлические диски 4.

Проведенные оптимизационные расчетно-теоретические исследования с использованием пакета «FlowVision» показали – эффективность разрушения ламинарного пограничного слоя и создание условий для турбулизации потоков теплоносителей в теплообменных аппаратах, оснащенных трубами, при использовании в качестве возмущающего фактора лунок различной геометрической формы, расположенных на внешней поверхности трубы, и выпоров на внутренней поверхности существенно зависят от количества и расположения

лунок  $a_l$  и выпоров  $a_v$  на единице длины трубы, скоростей потоков теплоносителей  $V_{тепл.внутр}$ ,  $V_{тепл.внешн}$ , геометрических форм лунки и выпора  $F_l$  и  $F_v$ , глубины профиля лунки  $h_l$  и высоты выпора  $h_v$  на внутренней поверхности трубы.

$$G=f\{V_{тепл.внутр}, a_l, F_l, h_l + V_{тепл.внешн}, a_v, F_v, h_v\}.$$

Формирование на теплообменных поверхностях труб с толщинами стенки менее 1 мм каверн и выпоров различной формы, плотности, осевого или винтообразного расположения осуществлялось с помощью разработанного приспособления (рис. 7) [6, 7]. На рис. 8 представлены вид обработанной трубы и выявленные схемы фаз процесса обтекания сферической лунки газовым теплоносителем.

Устройство содержит наружную обойму 1, закрепленную в патроне токарно-винторезного станка, в полости которой через подшипник 2 размещена неподвижная внутренняя обойма 3. Обойма 3 в круговом и осевом направлении фиксируется с помощью размещенной на станине станка стойки 4.

В наружной обойме 1 находятся нажимные штифты 5, радиальное положение которых фиксируется гайками 6, а в обойме 3 – формообразующие бойки 7, удерживаемые в расточках с помощью резьбовых втулок 8. Бойки 7 при работе взаимодействуют с тарельчатыми пружинами 9.

В расточке обоймы 1 размещена бронзовая втулка 10, обеспечивающая центрирование трубы при ее продольном перемещении, а также радиальную жесткость при формировании каверн.

Работа с использованием разработанного приспособления осуществляется следующим образом.

Приспособление крепится в патроне токарно-винторезного станка. Пропущенная через полый шпиндель станка обрабатываемая труба передним концом закрепляется в резцедержателе станка посредством резной втулки 11. Шпинделю станка сообщают вращение с числом оборотов  $n$ , а трубе сообщают продольную подачу  $S_{пр}$  с учетом зависимости  $S_{пр} = nt$ , где  $t$  – шаг расположения лунок, мм.

При вращении обоймы 1 нажимной штифт 5 набежит своей плоской частью на сферическую поверхность формирующего бойка 7, сообщая ему радиальную подачу внедрения в трубу с формированием лунки заданной геометрической формы, соответствующей геометрической форме рабочей части бойка 7. В зависимости от количества расположенных по окружности обоймы 2 формообразующих бойков 7 и нажимных штифтов 5 в обойме 1 число рядов каверн и выступов на теплообменных поверхностях трубы в сечении может быть 2, 3, 4, 5 и больше.

При малой инерционности формообразующего бойка, большой кинетической энергии удара и высокой скорости деформации обеспечиваются условия, при которых минимизируются возможные деформации трубы в ее сечениях.

Время контакта формообразующего бойка с трубой составляет в зависимости от скорости вращения наружной обоймы 0,0001–0,006 с.

Штучное время изготовления одной трехметровой теплообменной трубы  $\varnothing 16 \times (0,2-1,0)$  мм с кавернами и выпорами составляет не более 3 мин.



Для формирования каверн и выпоров на толстостенных трубных заготовках  $\varnothing 42-60 \times 2,5-3,5$  мм (рис. 9) создан штамп, позволяющий одновременно формировать 10 каверн и выпоров с последующей переустановкой трубы и проведения следующей операции по выдавливанию. В конструкции штампа предусмотрено варьирование геометрических размеров каверны, их количество и расположение, а также глубины вдавливания.

Для защиты металла в местах запрессовки труб в трубную доску от разрушающего действия коррозионных процессов, протекающих в момент запуска в эксплуатацию, например водогрейного котла, разработана конструкция соединительного узла (рис. 10) [8], состоящая из двух concentрично расположенных отрезков толстостенной 2 и тонкостенной 1 труб. На внутренней поверхности толстостенной трубы имеются многозаходные канавки 3 со спиралевидным направлением, а на ее наружной поверхности спиралевидно расположены выступы 5, образующие с внутренней поверхностью тонкостенной трубы 1 воздушные карманы 6. На торцовых участках толстостенной трубы и по ее длине дополнительно выполнены кольцевые канавки 4 и выступы для добавочного разделения воздушных карманов.

Воздушные карманы, образованные при сочленении двух труб, термоизолируют конец толстостенной трубы в момент запуска котлоагрегата, т.е. в начальный период прохождения газообразного теплоносителя, что позволяет интенсивно ее прогреть до температуры выше точки росы и снизить время действия низкотемпературной коррозии, а многозаходное рифление на внутренней поверхности толстостенной трубы в виде спиралевидных и кольцевых канавок способствует созданию вихревых потоков газового теплоносителя, которые содействуют турбулизации и разрушению пристеночных ламинарных зон, что, в

#### Список литературы

1. Prandtl L. Gesammelte Abhandlungen zur angewanten Mechanic, Hydro- und Aerodynamic, T1 1-3, B, 1961.
2. Калинин Э.К., Дрейцер Г.А., Ярко С.А., Воронин Г.И., Дубровский Е.В. Закономерности изменения теплоотдачи на стенках каналов с дискретной турбулизацией потока при вынужденной конвекции: Открытие №242 по заявке № ОТ-9357 от 11.10.76г. с приоритетом: 05.1958 г. – в части теоретического обоснования; 04.1964г. – в части экспериментального подтверждения.
3. Михеев М.А., Михеева И.Н. Основы теплопередачи. М.: Энергия, 1978.
4. Пат. 2197683 РФ, МПК 7 F 22 В 9/00, F 28 F 13/02. Дымогарная труба теплообменного аппарата / Петриков С.А., Серов Н.Б., Хованов Н.Н., Петров В.В.
5. Пат. 2182052 РФ, МПК F22B. Способ изготовления оребренной конвективной трубы теплообменного аппарата / Петриков С.А., Серов Н.Б., Хованов Н.Н., Черный А.П., Курмаев Р.К.
6. Пат. 71417 РФ, МПК F28F 1/00 (2006/01). Устройство для ударного формирования каверн и выпоров на теплообменных поверхностях тонкостенной трубы / Петриков С.А., Попов В.С., Спильник Е.Р., Хованов Н.Н.
7. Технологический процесс и оснастка для ударного формирования дискретных неровностей на поверхностях теплообменных труб / Хованов Н.Н., Ефимов В.М., Попов В.С., Петриков С.А. // Машиностроение и инженерное образование. 2007. № 2. С. 29–33.
8. Пат. 2269717 РФ, МПК F22B 37/06. Дымогарная конвективная труба стального жаротрубного водогрейного котла и способ ее изготовления / Петриков С.А., Петров В.В., Бережной В.Л., Хованов Н.Н.



Рис. 9. Вид теплообменной трубы  $\varnothing 60 \times 3,5$  мм с кавернами и выпорами на теплопередающих поверхностях

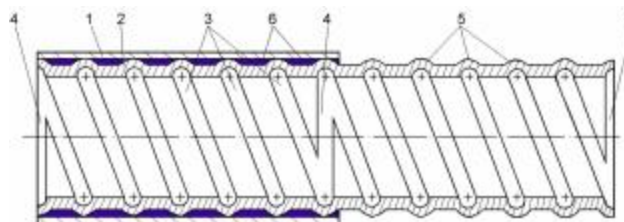


Рис. 10. Вид заделки конвективной трубы в трубную доску

свою очередь, приводит к существенно большему увеличению теплоотдачи от одного теплоносителя к другому.

#### Заключение

Улучшение эксплуатационных характеристик тепловых энергоустановок, теплообменных аппаратов, снижение их материалоемкости и габаритных размеров являются существенными факторами повышения конкурентоспособности отечественного машиностроения.

#### List of literature

1. Prandtl L. Gesammelte Abhandlungen zur angewanten Mechanic, Hydro- und Aerodynamic, T1 1-3, B, 1961.
2. Kalinin E.K., Dreitsler G.A., Yarkho S.A., Voronin G.I., Dubrovsky E.V. The regularities of the heat transfer fluctuations on the canal walls with discrete stream turbulization at the necessary convection: Open № 242 according to request № ОТ-9357 dated 11.10.76. with priority: 05.1958 – theoretical explanations, 04.1964 – experimental proof.
3. Mikheev M.A., Mikheeva I.N. The principles of heat transfer. M.: Energy, 1978.
4. Pat.2197683 RF, MPK 7 F 22 V 9/00, F 28 F 13/02. Smoke tube pipe of the heat exchanging device / Petrov S.A., Serov N.B., Khovanov N.N., Petrov V.V.
5. Pat.2182052 RF, MPK F22V. The way of producing ribbed convection pipe of the heat exchanging device / Petrikov S.A., Serov N.B., Khovanov N.N., Shernyi A.P., Kurmaev R.K.
6. Pat. 71417 RF, MPK F28F 1/00 (2006/01). The device for percussive formation of the cavities and vents on the heat exchanging surfaces of the thin-wall pipe / Petrikov S.A., Popov V.S., Spilnik E.R., Khovanov N.N.
7. The technological process and equipment for percussive formation of the discrete inequalities on the surface of heat exchanging pipes / Khovanov N.N., Efimov V.M., Popov V.S., Petrikov S.A. // Machine building and engineering education. 2007. № 2. P. 29–33.
8. Pat. 2269717 RF, MPK F22V 37/06. Smoke tube pipe of the steel water-heating shell boiler and its production way / Petrikov S.A., Petrov V.V., Berezhnoi V.L., Khovanov N.N.

# МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЙ, КОНТРОЛЯ, АНАЛИЗА

УДК 620.179.15

Капустин В.И., Рябов А.Н., Козин Ю.Н., Шведов Л.И., Максимова Т.Н.

## ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ГАММА-ДЕФЕКТОСКОПОВ С ИСТОЧНИКОМ ИЗЛУЧЕНИЯ СЕЛЕН-75 ДЛЯ КОНТРОЛЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОБОРУДОВАНИЯ И ТРУБОПРОВОДОВ АЭС ТОЛЩИНОЙ ДО 40 мм ПО СТАЛИ

При радиографическом контроле сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС имеется ограничение по применению радионуклидного источника Селен-75 до 20 мм по стали в соответствии с требованиями ПНАЭ Г-7-017-89.

### 1. Состояние вопроса и актуальность проблемы

Целью настоящей статьи работы является техническое обоснование и экспериментальное подтверждение применения гамма-дефектоскопов с источником Селен-75 для контроля сварных соединений толщиной до 40 мм по стали.

В рамках настоящей работы было проведено анкетирование атомных станций по применению источника Селен-75 при радиографическом контроле оборудования и трубопроводов АЭУ, в результате чего установлено следующее:

- гамма-дефектоскопы с источником Селен-75 используются для контроля на двух АЭС;
- атомные станции, не имеющие гамма-дефектоскопы с источником Селен-75, хотели бы приобрести его и использовать при контроле сварных соединений толщиной до 40 мм по стали.

Согласно анкетным данным необходимость практического внедрения гамма-дефектоскопов с источником Селен-75 вызвана тем, что значительная часть оборудования АЭС, которая подлежит радиографическому контролю, имеет радиационную толщину до 40 мм, в частности камера сетевой воды, подогреватель высокого давления, пароперегреватель, сепаратор-сборник и т.д. Однако в настоящее время практическое применение источника Селен-75 для контроля сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС радиационной толщиной до 40 мм ограничено требованиями п. 6.1 ПНАЭ Г-7-017-89 [1], регламентируемой использованием конкретных типов источников излучения и радиографических пленок. Из анализа данных, приведенных в работе [1], следует, что радионуклидный источник излучения Селен-75 допущен к использованию при радиографическом контроле сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС радиационной толщиной 5–20 мм на радиографические пленки типа РТ-4М, РТ-4Ш и РТ-5.

Одним из аспектов, способствующих к широкому внедрению радионуклидного источника Селен-75 и расширению диапазона контролируемых толщин до

30 мм, являются требования ГОСТ 20426-82 [2].

Из анализа данных работы [2] следует, что радионуклидный источник Селен-75 можно использовать при контроле объектов радиационной толщиной от 5,0 до 30,0 мм по стали.

Таким образом, ГОСТ 20426-82 [2] регламентирует возможность проведения контроля сплавов на основе железа радиационной толщиной до 30 мм, а ПНАЭ Г-7-017-89 [1] – до 20 мм, а для практической оценки возможности расширения диапазона контролируемых толщин возможно установить после проведения исследовательских и экспериментальных работ.

### 2. Теоретическое обоснование расширения диапазона контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали с использованием радионуклидного источника Селен-75 с помощью оценки радиационных контрастов

Для оценки расширения диапазона контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали с использованием радионуклидного источника Селен-75 следует проанализировать формирование оптического контраста с последующим расчетом порогового контраста выявления изображений дефектов на радиографическом снимке [3].

Пусть на плоское изделие толщиной  $d$ , имеющее дефект в виде воздушной плоскости с размером в направлении просвечивания  $\Delta d$ , падает широкий пучок гамма-излучения с мощностью дозы  $P_0$ . Мощность дозы  $P$ , воздействующей на радиографическую пленку, будет определяться суммарной мощностью дозы прямого и рассеянного излучения.

Мощностью дозы прямого излучения после прохождения слоя вещества толщиной  $X$  см определяется выражением

$$P_{\text{п}} = P_0 e^{-\mu x}, \quad (1)$$

где  $\mu$  – линейный коэффициент ослабления излучения,  $\text{см}^{-1}$ .

Таким образом, для мощности дозы под дефектным и бездефектным участком –  $P_{\text{д}}$  и  $P$  можно записать:

$$P_{\text{д}} = P_{\text{п.д}} + P_{\text{р.д}} = P_0 e^{-\mu(d - \Delta d)} + P_{\text{р.д}}; \quad (2)$$

$$P = P_{\text{п}} + P_{\text{р}} = P_0 e^{-\mu d} + P_{\text{р}} = B \times P_0 e^{-\mu d}, \quad (3)$$

где  $P_{\text{р.д}}$  и  $P_{\text{р}}$  – мощность дозы рассеянного излучения, воздействующего на пленку соответственно под дефектным и бездефектным участками изделия;  $B$  – до-

зовый фактор накопления излучения.

Относительное изменение мощности дозы воздействующего на радиографическую пленку излучения, вызванное наличием дефекта в изделии, т.е. радиационный контраст дефекта может быть представлен в следующем виде:

$$\begin{aligned} \frac{\Delta P}{P} &= \frac{P_d - P}{P} = \frac{(P_{п.д} + P_{р.д}) - (P_{п.} + P_{р.})}{P} = \\ &= \frac{P_{п.д} - P_{п.}}{P} + \frac{P_{р.д} - P_{р.}}{P} = \\ &= \frac{P_o e^{\mu d} \times (e^{\mu \Delta d} - 1)}{V \times P_o e^{\mu d}} + \frac{P_{р.д} - P_{р.}}{P} = \\ &= \frac{e^{\mu \Delta d} - 1}{V} + \frac{\Delta P_p}{P}. \end{aligned} \quad (4)$$

При принятом в настоящее время в радиационной дефектоскопии допущении, что изображение дефекта на преобразователе создается лишь прямым излучением, а рассеянное только вуалирует получаемое изображение, т.е.  $P_{р.д} = P_{р.}$ , выражение радиационного контраста имеет вид

$$\Delta P/P = (e^{\mu \Delta d} - 1)/V. \quad (5)$$

Следует отметить, что вкладом рассеянного излучения в формирование изображений, т.е. вторым членом выражения (4), не всегда можно пренебрегать, поскольку, например, при просвечивании больших толщин металла для близкого к радиографической пленки расположения дефектов этот вклад может быть сравним с вкладом прямого излучения и даже превышать его.

При условии  $\mu \Delta d \ll 1$ , что обычно соблюдается в практике радиационной дефектоскопии,  $e^{\mu \Delta d}$  можно разложить в ряд и ограничиться двумя первыми членами разложения:  $e^{\mu \Delta d} \approx 1 + \mu \Delta d$ , тогда выражение (5) запишется следующим образом:

$$\Delta P/P = \mu \Delta d / V. \quad (6)$$

Радиационный контраст преобразуется на радиографической пленке в контраст изображения дефекта  $\Delta D$ , т.е. в разность оптических плотностей изображения дефектного  $D_d$  и бездефектного  $D$  участков контролируемого изделия:

$$\Delta D = D_d - D. \quad (7)$$

Чтобы связать радиационный контраст  $\Delta P/P$  с контрастом изображения дефекта на радиографическом снимке, воспользуемся уравнением характеристической кривой:

$$D = \gamma_D \cdot \lg Pt + k, \quad (8)$$

где  $(\gamma_D = dD/d(\lg Pt))$  – контрастность пленки при оптической плотности  $D$ ;  $Pt$  – экспозиционная доза воздействующего на пленку излучения;  $k = \text{const}$ , зависящая от оптической плотности вуали.

Вызванное наличием дефекта относительно небольшое изменение мощности экспозиционной дозы вызывает соответствующее изменение оптической плотности снимка под дефектным участком изделия. Принимая, что изображение дефекта формируется неизменяющим свою энергию (относительно энергии излучения под дефектным участком) прямым излучением, и учитывая, что это изображение образуется в течение всего времени  $t$  просвечивания (т.е.  $t = \text{const}$ ), из выражений (6) и (8) следует

$$\Delta D = 0,43 \gamma_D \times \Delta P/P = 0,43 \gamma_D \times \mu \Delta d / V. \quad (9)$$

Из выражения (9) следует выражение для лучевого размера дефекта в виде небольшой воздушной полости

$$\Delta d = 2,3 \times (\Delta D/\gamma_D) \times (V/\mu) = K_p \times (V/\mu). \quad (10)$$

Здесь следует отметить, что определяемая через параметры радиографической пленки величина  $K_p = 2,3 \times (\Delta D/\gamma_D)$  – пленочный радиационный контраст в общем случае будет отличаться от радиационного контраста  $\Delta P/P$ , понимаемого как вызванное наличием дефекта в изделии относительное приращение действующей на пленку экспозиционной дозы излучения, поскольку плотность почернения пленки зависит не только от мощности действующей на нее экспозиционной дозы, но и от спектрального состава излучения, который под дефектным и бездефектным местами контролируемого изделия может быть различным.

Поскольку на практике имеют дело с конечными величинами  $\Delta D$  и  $\Delta d$ , то под  $\gamma_D$  в выражениях (9) и (10) следует понимать среднюю контрастность радиографической пленки в диапазоне оптических плотностей изображений дефекта и близкорасположенного бездефектного участка контролируемого изделия (диапазоне оптических плотностей дефект-фон).

Если дефект заполнен не воздухом, для которого линейный коэффициент ослабления  $\mu_d \cong 0$ , а веществом с  $\mu_d \neq 0$  (например, шлаком), то в уравнении (2) вместо  $P_o e^{-\mu(d - \Delta d)}$  необходимо использовать  $P_o e^{-\mu(d - \Delta d)} \times P_o e^{-\mu_d \Delta d}$ , тогда выражение для оценки размера дефекта примет вид

$$\begin{aligned} \Delta d &= 2,3 \times (\Delta D/\gamma_D) \times [(V/(\mu - \mu_d))] = \\ &= K_p \times V/(\mu - \mu_d). \end{aligned} \quad (11)$$

Выражения (10) и (11) получены без учета влияния общей нерезкости, снижающей контраст изображений дефектов малых поперечных размеров, и при упрощающих допущениях: рассеянное излучение не участвует в формировании изображений, лучевые размеры дефектов относительно малы ( $\mu \Delta d \ll 1$ ), спектральный состав излучения, воздействующего на радиографическую пленку, под дефектным и бездефектными местами изделия одинаков.

Для оценки контраста оптического изображения  $\Delta D$  выражения (10) и (11) следует представить в следующем виде:

$$\Delta D = \frac{\gamma \mu \Delta d}{2,3 B}; \quad (12)$$

$$\Delta D = \frac{\gamma(\mu - \mu_d) \Delta d}{2,3 B}. \quad (13)$$

Величина оптического контраста  $\Delta D$  при расшифровке изображений дефектов на снимке должна отвечать следующему требованию:

$$\Delta D \geq \Delta D_{\text{пор}}, \quad (14)$$

где  $\Delta D_{\text{пор}}$  – минимальный оптический контраст изображения на радиографическом снимке, видимый человеческим глазом, составляющий 0,006 Б при освещенности экрана негатоскопа 100 кд/м<sup>2</sup>.

Таким образом, для оценки контраста радиографического изображения необходимо использовать систему уравнений (12), (13) и (14), которая позволит оценить предельную величину оптического контраста радиографического изображения дефекта, выявленного на снимке.

### 3. Расчет оптического контраста радиографического изображения в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали с использованием радионуклидных источников Селен-75 и Иридий-192

Для расчета оптического радиографического контраста  $\Delta D$  целесообразно проанализировать основные технологические параметры радиографического контроля с использованием радионуклидных источников Селен-75 и Иридий-192.

Из анализа данных работы [3] следует, что спектр излучения радионуклидного источника Селен-75 изменяется от 66 до 401 кэВ, имеет две явно выраженные спектральные линии: 130 и 280 кэВ на уровне 60% от максимальной интенсивности излучения. Таким образом, для расчета оптического радиографического контраста следует принять энергию излучения источника Селен-75 (в первом приближении) равной 280–300 кэВ.

Спектр излучения Иридия-192 по данным работы [3] изменяется от 206 до 612 кэВ и имеет две наиболее значимые спектральные линии на уровне 80% от максимального значения с энергиями излучения спектральных линий порядка 312 кэВ и со спектральной линией с энергией порядка 480 кэВ. Для расчета оптического контраста радиографического изображения дефектов целесообразно принять спектральную линию порядка 500 кэВ в качестве базовой, поскольку вклад рассеянного излучения в формирование изображения этой линии излучения составляет порядка 80–90 от интенсивности первичного излучения.

Расчет оптического контраста радиографического изображения дефектов типа пор проводился по формуле (12), для дефектов типа шлаковых включений – по (13).

Для шлаковых включений величина линейного коэффициента ослабления  $\mu$ , см<sup>-1</sup>, на 1,4 больше, чем

для дефектов типа пор [3].

При расчете оптических контрастов радиографического изображения дефектов типа пор, размер которых выбран равным чувствительности контроля по ПНАЭ Г-7-010-89 [4], было сделано следующее допущение:

1) в качестве регистратора излучения – радиографическая пленка с коэффициентом контрастности  $\gamma = 4,5$ , в качестве источника излучения – Иридий-192, диапазон контролируемых толщин – от 5 до 20 мм по стали;

2) в качестве регистратора излучения – радиографическая пленка с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ , в качестве источника излучения – Селен-75, диапазон контролируемых толщин – от 5 до 40 мм по стали.

Аналогично был проведен расчет величины оптического контраста радиографического изображения величины  $\Delta d$ , равным допустимым наибольшим размером одиночного включения при использовании радионуклидных источников Селен-75 и Иридий-192, радиографических пленок с коэффициентами контрастности  $\gamma$ , равными 4,0; 4,5; 5,0; 5,4 в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали.

Таким образом, приведенные данные расчета оптического контраста радиографического изображения дефектов при использовании радионуклидного источника Селен-75 позволили установить следующее:

– оптический контраст радиографического изображения дефектов при использовании радиографических пленок с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$  и  $\gamma = 5,4$  для радионуклидных источников Селен-75 и Иридий-192 имеет явно выраженное максимальное значение, при этом наблюдается его рост при радиационной толщине 20 мм, а затем идет плавное понижение;

– оптический контраст радиографического изображения дефектов при использовании радионуклидных источников Селен-75 выше в 2 раза, чем при использовании источника Иридий-192;

– оптический контраст радиографического изображения дефектов имеет максимальное значение при использовании источника Селен-75 в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 20 мм по стали с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,4$ , а в диапазоне контролируемых толщин от 20 до 40 мм по стали с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ .

– в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 20 мм по стали следует использовать радиографическую пленку с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,4$ ; радиационной чувствительностью  $S_{0,85 + d_0} = 3,0 \text{ P}^{-1}$  типа «Структурикс» Д4;

– в диапазоне контролируемых толщин от 20 до 40 мм по стали следует использовать радиографическую пленку с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ ; радиационной чувствительностью  $S_{0,85 + d_0} = 10,0 \text{ P}^{-1}$  типа «Структурикс» Д7.

Картина принципиально изменяется при оценке оптических контрастов изображений, равных удвоенной чувствительности радиографического контроля при коэффициентах контрастности  $\gamma = 4,5$  и  $\gamma = 5,4$  (рис. 1, 2).

Из анализа расчётных данных (см. рис. 1, 2) оптических контрастов радиографических изображений дефектов, сенситометрических и структурометриче-



ских свойств радиографических пленок [5], технических параметров радионуклидных источников Селен-75 [6-8] следует:

– радионуклидные источники Селен-75 позволяют выявлять дефекты размером от 0,1 до 0,5 мм различной конфигурации в соответствии с требованиями ПНАЭ Г-7-010-89 [4] для трех категорий сварных соединений, следовательно, радионуклидный источник Селен-75 может использоваться при радиографическом контроле оборудования и трубопроводов АЭС в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали;

– для радиографического контроля оборудования и трубопроводов АЭС в диапазоне толщин от 5 до 40 мм по стали целесообразно применять гамма-дефектоскоп Гаммамат-SE4P с радионуклидным источником Селен-75, с размером фокусного пятна 3,0×3,0 мм;

– радиографические пленки целесообразно выбирать в зависимости от радиационной толщины при использовании в качестве источников излучения Селен-75:

свыше 5 до 20 вкл. – STRUCTURIX Д4, Д5;

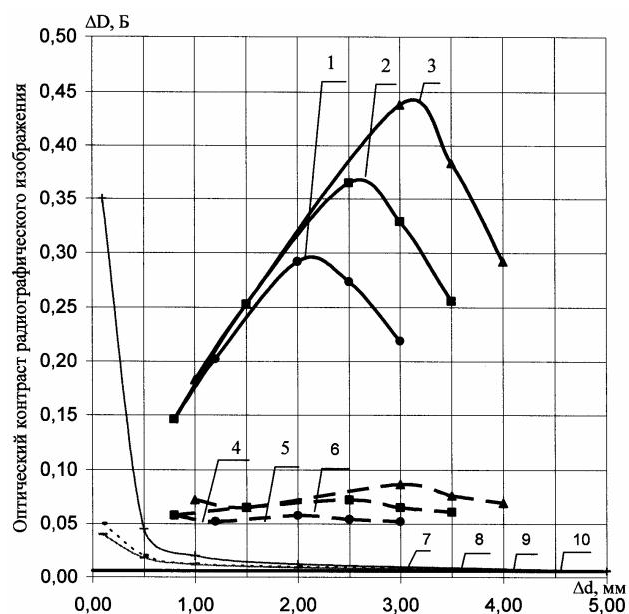
INDUSTREX MX125;

свыше 20 до 40 вкл. – STRUCTURIX Д5, Д7; INDUSTREX MX125, Т 200.

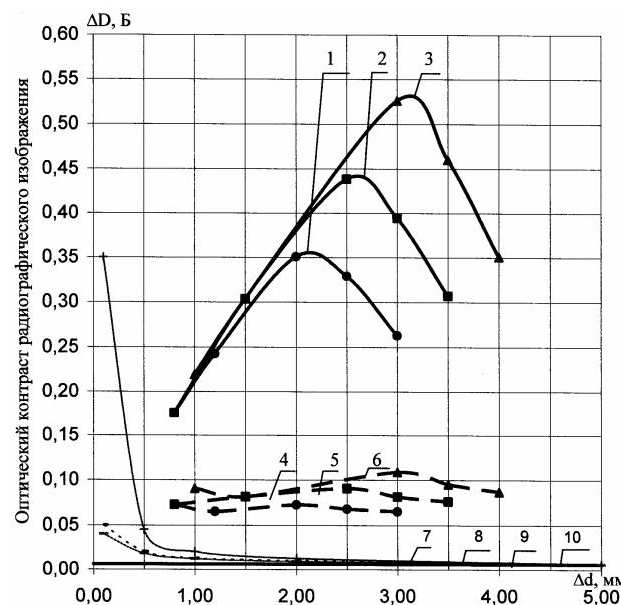
#### 4. Экспериментальное подтверждение возможности радиографического контроля с использованием радионуклидного источника Селен-75 в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 40 мм по стали

Целью испытаний являлось определение возможности применения радионуклидного источника Селен-75 для радиографического контроля основного металла и сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС в диапазоне радиационных толщин от 20 до 40 мм.

Производственные испытания проводились в лабораторном помещении Калининской атомной станции ФГУП концерн «Росэнергоатом» филиал «Калининская атомная станция» специалистами ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» совместно со специалистами ОДМ ПУ НМК филиала «Калининская атомная станция» ФГУП концерн «Росэнергоатом».



**Рис. 1.** Зависимость оптического контраста радиографического изображения от размера допустимого наибольшего размера одиночного включения несплошности, равной чувствительности радиографического контроля: 1, 2, 3 – Селен-75 при использовании радиографической пленки с коэффициентом контрастности  $\gamma = 4,5$ ; чувствительность контроля  $\Delta d$  для I, II, III категорий по ПНАЭГ 7-010-89 для величины допустимого наибольшего размера одиночного включения; 4, 5, 6 – Иридий-192 при использовании радиографической пленки с коэффициентом контрастности  $\gamma = 4,0$ ; чувствительность контроля  $\Delta d$  для I, II, III категорий по ПНАЭГ 7-010-89 для величины допустимого наибольшего размера одиночного включения; 7 – контраст изображения для цилиндрических отверстий диаметром  $\phi$ ; 8 – контраст изображения для проволочного эталона диаметром  $\phi$  и длиной  $l \geq 10$  мм по ГОСТ 7512-82; 9 – контраст изображения для прямоугольной канавки шириной  $b$  и длиной  $l \geq 10$  мм; 10 – пороговый контраст изображения дефекта различаемого человеческим глазом при освещенности экрана  $100 \text{ Кд/м}^2$  на радиографическом снимке



**Рис. 2.** Зависимость оптического контраста радиографического изображения от размера допустимого наибольшего размера одиночного включения несплошности, равной чувствительности радиографического контроля: 1, 2, 3 – Селен-75 при использовании радиографической пленки с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,4$ ; чувствительность контроля  $\Delta d$  для I, II, III категорий по ПНАЭГ 7-010-89 для величины допустимого наибольшего размера одиночного включения; 4, 5, 6 – Иридий-192 при использовании радиографической пленки с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ ; чувствительность контроля  $\Delta d$  для I, II, III категорий по ПНАЭГ 7-010-89 для величины допустимого наибольшего размера одиночного включения; 7 – контраст изображения для цилиндрических отверстий диаметром  $\phi$ ; 8 – контраст изображения для проволочного эталона диаметром  $\phi$  и длиной  $l \geq 10$  мм по ГОСТ 7512-82; 9 – контраст изображения для прямоугольной канавки шириной  $b$  и длиной  $l \geq 10$  мм; 10 – пороговый контраст изображения дефекта различаемого человеческим глазом при освещенности экрана  $100 \text{ Кд/м}^2$  на радиографическом снимке

В качестве объекта контроля использовались стандартные образцы ТОК-20 и ТОК-40 и сварные соединения из низколегированной стали 09Г2С с толщиной основного металла 24, 30, 36 и 40 мм.

В качестве источника излучения использовался гамма-дефектоскоп: РИД-Се 4/Р № 122, заряженный радионуклидным источником Селен-75 типа СР 17.412 активностью на день испытаний 7,73 гр.экв. Ра и размером активной части 3,0×3,0 мм.

Для расшифровки снимков использовался негатоскоп НС 85×400-5003 со встроенным денситометром ДУ 5003.

Для проявления снимков применялись:

– проявочная машина фирмы KODAK INDUSTREX модель М35;

– проявитель G128;

– фиксаж G328.

В качестве регистратора применялась:

– радиографическая пленка типа «Структурикс» Д7 (васукас);

– усиливающие экраны свинцовые толщиной 0,09 мм.

Радиографический контроль выполнялся в соответствии с требованиями ПНАЭ Г-7-017-89 и Методических рекомендаций МР-06-2006.

Результаты испытаний приведены в **таблице**.

Проведенные испытания показали работоспособность технологии радиографического контроля оборудования и трубопроводов АЭУ с использованием в качестве ИИИ радионуклидного источника Селен-75 в диапазоне контролируемых толщин от 20 до 40 мм по стали, в результате которых было установлено следующее:

- Чувствительность радиографического контроля, полученная при просвечивании объектов, соответствует требованиям ПНАЭ Г-7-010-89 для категории I сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС с толщиной основного металла 20–40 мм.

- Оптическая плотность радиографических снимков в диапазоне толщин 20–40 мм соответствует требованиям ПНАЭ Г-7-017-89.

**Результаты радиографического контроля образцов при проведении испытаний технологии радиографического контроля с использованием радионуклидного источника Селен-75**

Тип образца	Радиационная толщина, мм	Чувствительность радиографического контроля, мм		Оптическая плотность снимков, Б	Время экспозиции	Примечание
		требуемая по ПНАЭ Г-7-010-89	полученная при испытаниях			
1. ТОК-20	20	0,3	0,32	3,02	8	Соот.в.
2. ТОК-40	40	0,5	0,5	2,23	20	Соот.в.
3. Сварной образец:						
с проточкой	25	0,4	0,4	2,9		
25×31сп	28	0,4	0,4	2,67	11	Соот.в.
28×316п	31	0,5	0,4	2,32		
4. Сварной образец	40	0,5	0,5	2,10	20	Соот.в.
5. Сварной образец:						
– основной металл	38	0,5	0,4	2,38	20	Соот.в.
– сварной шов	42	0,6	0,62	2,10	20	
6. Стальная пластина	23	0,4	0,32	2,75	9	Соот.в.

Примечание. Фокусное расстояние составляло 550 мм.

- Неравномерность распределения оптической плотности по рабочему полю снимков не превышает 1,0 Б, что соответствует требованиям ПНАЭ Г-7-017-89.

**Выводы**

1. Из анализа расчетных данных оптических контрастов радиографического изображения дефектов следует:

- оптический контраст радиографического изображения дефектов при использовании радиографических пленок с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$  и  $\gamma = 5,4$  для радионуклидных источников Селен-75 и Иридий-192 имеет явно выраженное максимальное значение, при этом наблюдается его рост при радиационной толщине 20 мм, а затем идет плавное понижение;

- оптический контраст радиографического изображения дефектов при использовании радионуклидных источников Селен-75 выше в 2 раза, чем при использовании источника Иридий-192;

- оптический контраст радиографического изображения дефектов имеет максимальное значение при использовании источника Селен-75 в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 20 мм по стали с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,4$ , а в диапазоне контролируемых толщин от 20 до 40 мм по стали с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ .

2. Оценка оптических контрастов радиографических изображений дефектов по теоретической модели формирования радиационных изображений показала принципиальную возможность расширения диапазона контролируемых толщин до 40 мм по стали с использованием радионуклидного источника Селен-75.

3. Анализ существующих в настоящее время гамма-дефектоскопов с радионуклидными источниками Селен-75 по техническим параметрам и с учетом специфики контроля оборудования и трубопроводов АЭС позволил выбрать в качестве базовой модели гамма-дефектоскоп типа РИД-Се4Р активностью до 100 Ки.

4. Теоретическая оценка оптических контрастов радиографических изображений дефектов при использовании радионуклидного источника Селен-75 позволила определить основные параметры контроля:

- тип гамма-дефектоскопа: РИД-Се4Р;
- размер фокусного пятна: 3,0×3,0 мм;
- активность источника излучения: 100 Ки;

- тип радиографической пленки: «Структурикс» Д7 или ее аналог.

5. Данные расчета оптического контраста радиографического изображения дефектов при использовании радионуклидного источника Селен-75 позволили установить следующее:

- в диапазоне контролируемых толщин от 5 до 20 мм по стали следует использовать радиографическую пленку с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,4$ ; радиационной чувствительностью  $S_{0,85+\Delta b} = 3,0 \text{ Р}^{-1}$  типа «Структурикс» Д4;

- в диапазоне контролируемых толщин от 20 до 40 мм по стали следует ис-

пользовать радиографическую пленку с коэффициентом контрастности  $\gamma = 5,0$ ; радиационной чувствительностью  $S_{0,85 + \Delta\sigma} = 10,0 \text{ P}^{-1}$  типа «Структурикс» Д7.

Авторы настоящей работы благодарят Злобина Н.Н. – представителя ООО «Подольский машино-

строительный завод», специалистов Калининской АЭС Иванова А.В., Зеленина А.В. за участие в обсуждении результатов контроля, а также предоставление своего оборудования для проведения экспериментальных исследований.

#### Список литературы

1. ПНАЭ Г-7-017-89 Унифицированная методика контроля основных материалов (полуфабрикатов) сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭС.
2. ГОСТ 20426-82. Контроль неразрушающий. Методы дефектоскопии радиационные, область применения.
3. Румянцев С.В., Штань А.С. Справочник по радиационным методам неразрушающего контроля. М.: Энергоиздат, 1982.
4. ПНАЭ Г-7-010-89. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля.
5. BS EN 584-1:1995. Неразрушающий контроль – промышленная радиографическая пленка. Ч. 1: Классификация систем пленок для промышленной радиографии.
6. ТУ 95.2536-94. Источники гамма-излучения закрытые на основе радионуклида Селен-75 типа СР. Технические условия.
7. ГОСТ Р 50629-93. Радиоактивное вещество особого вида. Общие технические требования и методы испытаний.
8. НП-053-04. Правила безопасности при транспортировании радиоактивных материалов. М., 2004.

#### List of literature

1. PNAE G-7-017-89 The unified methods of the basic material management (semiproducts) of the welded connections and facings in the APP equipment and pipelines.
2. State Standard 20426-82. Nondestructive control. The radiation methods of the defectoscopy, area of application.
3. Rumyantsev S.V., Shtan A.S. The reference book about the radiation methods of the nondestructive control. M.: Energyizdat, 1982.
4. PNAE G-7-010-89. Equipment and pipelines of the nuclear electric power installations. Welded connections and facings. Management rules.
5. BS EN 584-1:1995. Nondestructive control-industrial radiographic film. Part 1: The classification of the film systems for industrial radiography.
6. TU 95.2536-94. The source of gamma radiation closed due to the radioactive nuclide Selen-75 of SR type. Technical conditions.
7. State Standard 50629-93. Radioactive substance of the special type. The general technical requirements and testing methods.
8. NP-053-04. Safety regulations in transporting the radioactive substances. M., 2004.

# ПУБЛИКАЦИИ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ

УДК 622.831.322

Нестерова С.Ю.

## ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ ДЕГАЗАЦИОННО-РАЗГРУЗОЧНОЙ ЩЕЛИ ДЛЯ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ГАЗОДИНАМИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ ПРИ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ВЫЕМКЕ КАРНАЛЛИТА

Разработка калийных месторождений осложняется газодинамическими явлениями (ГДЯ), которые в силу своей внезапности и интенсивности представляют серьезную угрозу жизни шахтеров и наносят существенный материальный ущерб калийным рудникам.

Среди пород продуктивной толщи Верхнекамского месторождения наиболее выбросоопасным из свиты обрабатываемых пластов является карналлитовый пласт В. Газоносность карналлитовых пород по горючим газам в пересчете на условный метан достигает  $1,7 \text{ м}^3/\text{м}^3$  [1]. При разработке карналлита происходят ГДЯ в виде выбросов соли и газа, сульфурных газыделений, а также обрушений кровли с одновременным выделением свободного газа. Подобные явления происходят при ведении горных работ в подготовительных и очистных выработках в основном из шестого слоя пласта карналлитового пласта В, в связи с чем данный слой признан наиболее выбросоопасным среди других пяти его слоев.

Уже более 15 лет добыча карналлита в условиях рудника СКРУ-1 ОАО «Сильвинит» ведется с применением высокопроизводительных комбайновых комплексов. В соответствии с действующим проектом механизированной отработки карналлитового пласта В запасы руды в пределах очистной камеры разрабатываются в зависимости от принятых вариантов технологии в три или четыре выемочных слоя по высоте. При этом предусмотрен последовательный нисходящий порядок отработки всех слоев.

Выемка верхнего слоя очистной камеры начинается с проходки комбайном Урал-10А разрезной выработки тупиковым забоем. Каждая из очистных камер, таким образом, сбивается I

ходом комбайна с вентиляционным штреком. После проходки разрезной выработки на всю длину очистной камеры поочередно осуществляются II и III ходы комбайна. Затем приступают к отработке нижележащих слоев тремя ходами комбайна Урал-10А или двумя ходами комбайна Урал-20А.

Для обеспечения безопасности горных работ применение комбайновой технологии добычи карналлита допускается только с использованием комплекса профилактических мер по предотвращению ГДЯ [2]. В связи с тем, что верхний выемочный слой расположен в пределах выбросоопасного б слоя пласта В, технологией предусмотрено предварительное торпедирование забоя разрезной выработки и ее стенок на всю ширину очистной камеры (рис. 1). Под торпедированием понимается взрывание зарядов взрывчатого вещества (ВВ) в шпурах (скважинах) с целью образования в карналлитовом пласте области повышенной трещиноватости,

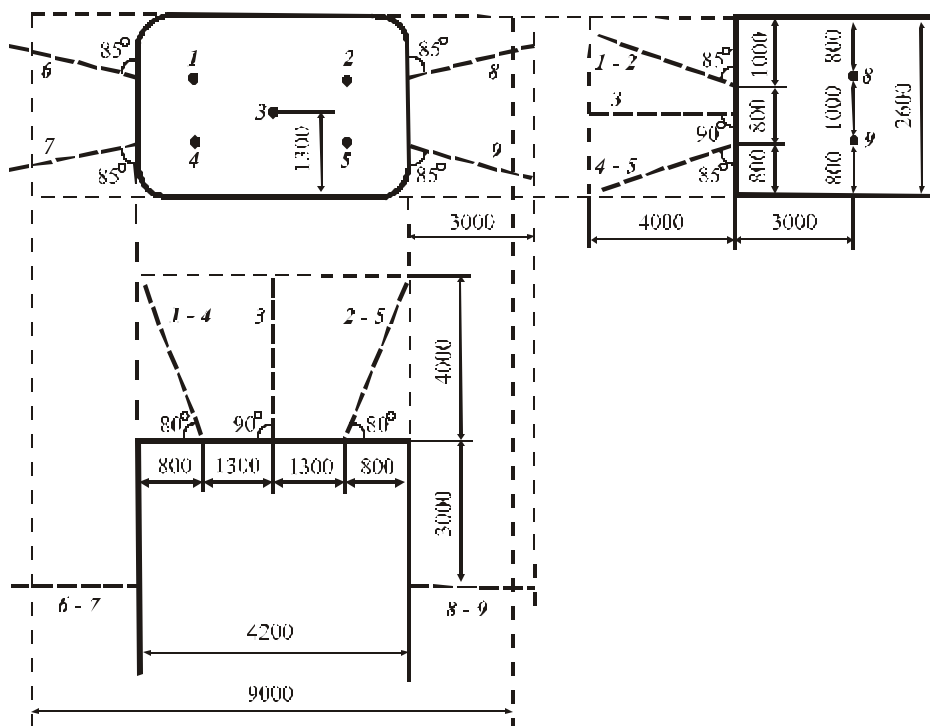


Рис. 1. Параметры способа торпедирования карналлитового массива при проходке разрезной выработки



обеспечивающей снижение горного давления в приконтурном массиве, его дегазацию и предотвращение выбросов соли и газа.

Следует отметить, что максимальный период, прошедший с момента торпедирования массива верхнего выемочного технологического слоя до начала выполнения комбайном II и III ходов, не должен превышать 70 сут. В противном случае возникает необходимость повторного торпедирования массива [2].

Практика механизированной выемки карналлита показала, что данный способ разгрузки и дегазации массива при проходке разрезной выработки способом торпедирования выбросоопасного 6 слоя пласта В имеет ряд недостатков, основным из которых является сейсмическое воздействие взрыва на приконтурный массив. В результате того, что действующий при торпедировании паспорт буровзрывных работ составлен для средних условий и не учитывает конкретных особенностей залегания и свойств пласта, режим торпедирования 6 слоя пласта В часто оказывается неустойчивым и переходит в режим сотрясательного взрывания. Это приводит к развязыванию газодинамических разрушений стенок горных выработок в виде вывалов, осыпаний боковых пород, выбросов породы и газа из целиков, а также явлений комбинированного типа [3]. В результате ГДЯ могут быть нарушены проектные параметры камерной системы разработки, и, как следствие, существенно снижена несущая способность междукамерных целиков.

Следует отметить, что газодинамические явления при разработке карналлита происходят не только в момент торпедирования массива, то есть в отсутствие в забое рабочих и техники. Имеют место сложные ГДЯ в виде внезапных выбросов соли и газа с последующим обрушением кровли пласта В на больших площадях и выделением значительных объемов газов, которые имеют место во время отработки комбайном уже предварительно дегазированных участков.

Для повышения эффективности и безопасности ведения горных работ при механизированной добыче

карналлитовой руды на руднике СКПРУ-1 ОАО «Сильвинит» проведены экспериментальные исследования эффективности дегазации стенок при проходке разрезной выработки с помощью горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели (ДРЩ) (рис. 2) [4]. Эксперимент включал в себя наблюдения за деформированием пород на контуре выработки и развитием процессов дегазации массива в зоне влияния горизонтальных ДРЩ глубиной 1,2 и 3 м [5].

После проведения щелей на участках массива над и под щелью регулярно велись инструментальные наблюдения за смещением контурных реперов на замерных станциях [5]. Результаты замеров показали развитие на контуре выработок с щелью деформаций растяжения. В ходе визуальных наблюдений на участках стенки выше и ниже щели были выявлены одиночные открытые трещины, число и размеры которых со временем увеличивались, вплоть до образования систем связанных трещин.

Известно, что рост трещиноватости пород способствует снижению давления газа в соляном массиве, уменьшению его газоносности до безопасного уровня и предотвращению ГДЯ.

Для оценки эффективности влияния горизонтальной ДРЩ на процесс дегазации карналлитового пласта на участках исследований регулярно велись замеры по определению остаточной величины газоносности и показателей воздухопоглощения пород, достигнутых в массиве в зоне влияния щели, которые сравнивались затем с исходными значениями [5,6].

Установлено, что до проведения в стенках исследовательских выработок дегазационно-разгрузочной щели глубиной 1,2 и 3,0 м первоначальные значения газоносности пород по свободным газам в пересчете на условный метан составили в среднем 0,91 и 1,4 м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup>.

При контроле эффективности противовыбросных мероприятий по остаточной газоносности эффект дегазации считается достигнутым, если остаточная газоносность карналлитовых пород по условному метану не превышает 0,4 м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup> [2].

Регулярные замеры содержания свободных газов в массиве показали, что проведение горизонтальной щели горной выработки способствует снижению газоносности карналлитовых пород в приконтурном массиве на глубине, равной глубине щели. Так, в стенке исследовательской выработки со щелью глубиной 1,2 м период снижения газоносности пород до безопасной величины 0,4 м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup> составил 3 сут (рис. 3, а). За это время содержание свободных газов на участках массива над и под щелью снизилось по сравнению с исходным значением в 2,5 и в 2,3 раза соответственно. В зоне влияния щели глубиной 3,0 м необходимая по безопасности величина остаточной газоносности пород по условному метану 0,4 м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup> была достигнута в течение первых суток после прорезки щели (рис. 3 б). При этом газоносность участков массива выше и ниже щели снизилась по сравнению с первоначальным значением в 4 и 5 раз соответственно.

По результатам исследований процессов дегазации массива в зоне влияния ДРЩ глубиной 1,2 и 3,0 м получены зависимости остаточной газоносности по

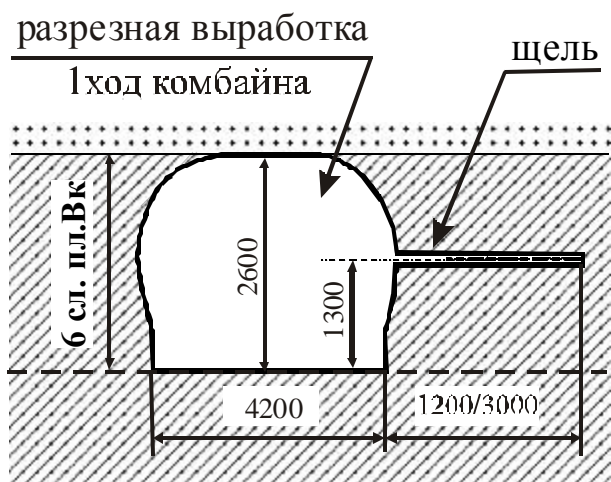


Рис. 2. Общий вид исследовательской выработки с горизонтальной щелью в стенке:

— каменная соль; — карналлит

условному метану пород б слоя карналлитового пласта В от времени, прошедшего после проходки горизонтальной щели (рис. 3).

Согласно методике исследований эффективность применения горизонтальной щели для предотвращения ГДЯ при механизированной выемке карналлита оценивалась также по величине коэффициента эффективности  $K_{эф}$  по воздухопоглощению, который определяется как отношение показателей воздухопоглощения, достигнутых в зоне влияния щели в разные периоды времени после проходки щели, к среднему для определенных участков массива исходному значению [2,5]. Эффект считается достигнутым при достижении  $K_{эф} \geq 1,5$  [2].

Исследования показали, что проведение горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели способствует росту показателя воздухопоглощения карналлитовых пород в приконтурном массиве на глубине, равной глубине щели. При этом в стенке горной выработки с ДРЩ глубиной 1,2 м безопасный уровень эффективности по воздухопоглощению  $K_{эф} \geq 1,5$ , достигается, так же как и по остаточной величине газоносности, через 3 сут прорезки щели (рис. 4, а). Что касается снижения показателей воздухопоглощения пород в зоне влияния ДРЩ глубиной 3,0 м, то в породах выше щели эффективность по воздухопоглощению достигается, как и по результатам контроля остаточной газоносности, в первые сутки после прорезки

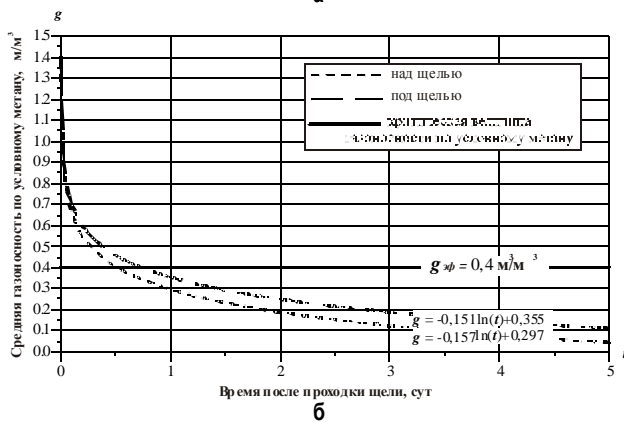
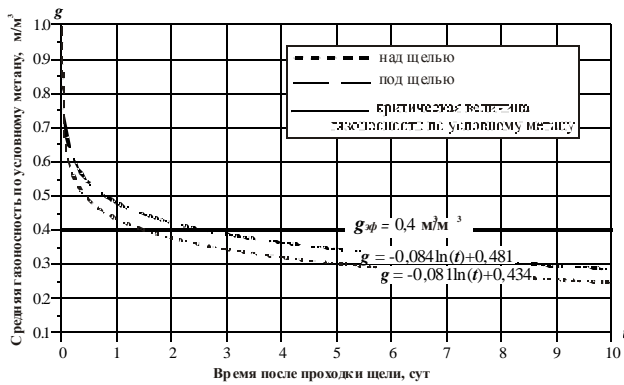


Рис. 3. Кривые изменения остаточной газоносности пород: а – в зоне влияния щели глубиной 1,2 м; б – на участке с щелью глубиной 3,0 м

щели (рис. 4, б). В связи с тем, что на участке массива выше щели глубиной 3,0 м достижение критического коэффициента эффективности по воздухопоглощению  $K_{эф} \geq 1,5$  наступает через 2 суток, за окончательное время достижения необходимого уровня безопасности по воздухопоглощению в зоне влияния щели глубиной 3,0 м принимается период 2 суток. По результатам замеров показателей воздухопоглощения пород, достигнутых в зоне влияния ДРЩ глубиной 1,2 и 3,0 м, получены корреляционные зависимости коэффициента эффективности по воздухопоглощению от времени, прошедшего после проходки горизонтальной щели (рис. 4).

Результаты исследований процессов дегазации кар-

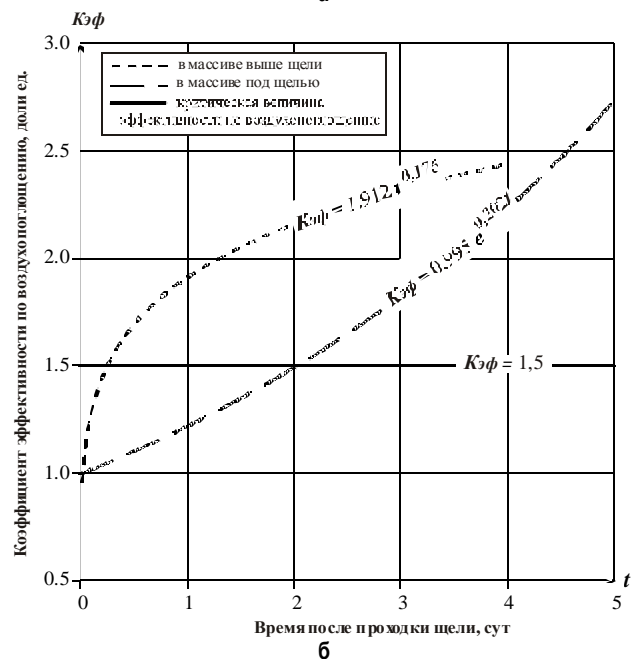
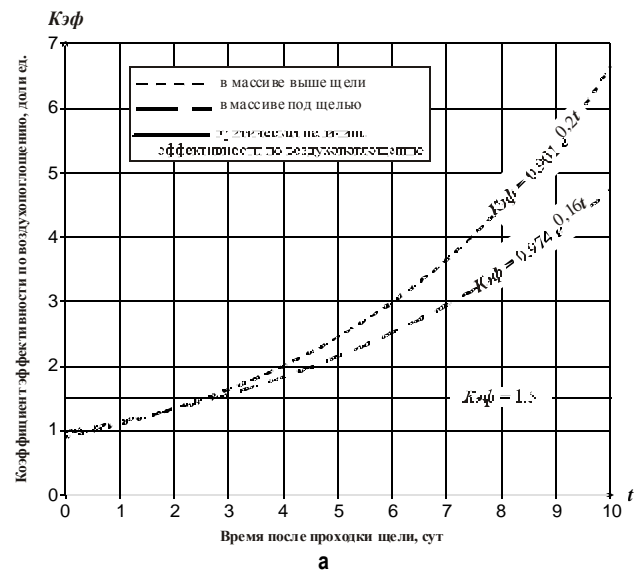


Рис. 4. Кривые изменения коэффициентов эффективности по воздухопоглощению пород: а – в зоне влияния щели глубиной 1,2 м; б – на участке с щелью глубиной 3,0 м

налитовых пород в приконтурном массиве горной выработки с горизонтальной щелью показали, что на участках массива выше щели снижение уровня газоносности пласта и рост показателей воздухопоглощения пород происходят более активно по сравнению с показателями, установленными за тот же период времени в породах под щелью. Кроме того, установлено, что изменение НДС на контуре горной выработки с горизонтальной щелью приводит к повышению темпов роста показателей воздухопоглощения пород в стенке горной выработки. Это связано с увеличением трещиноватости карналлитового пласта в зоне влияния ДРЦ вследствие развития во времени, а также под воздействием сил гравитации и опорного горного давления процессов деформирования пород, их расслоения и постепенного формирования в массиве систем связанных трещин.

Результаты проведенных исследований позволили сделать вывод о целесообразности применения горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели в качестве эффективного способа дегазации выбросоопасного массива для предотвращения газодинамических

явлений при механизированной выемке карналлитовых пластов [7].

Предложенный способ борьбы с ГДЯ при комбайновой отработке карналлита путем создания горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели имеет по сравнению с методом торпедирования карналлитового пласта В ряд достоинств, а именно: снижение сейсмического воздействия взрыва на приконтурный массив за счет исключения взрывных работ в стенках разрезной выработки и уменьшения общего расхода ВВ на проходческий цикл; отсутствие ограничения максимального периода времени с момента прорезки дегазационно-разгрузочной щели до начала отработки комбайном предварительно дегазированных расширений; снижение риска производственного травматизма рабочих, занятых предварительной дегазацией массива верхнего выемочного слоя, в связи с исключением из проходческого цикла процесса бурения шпуров в недегазированные стенки горной выработки ручными электро-сверлами.

#### Список литературы

1. Специальные мероприятия по безопасному ведению горных работ на Верхнекамском месторождении калийных солей в условиях газового режима в ОАО «Уралкалий». Пермь; Березники, 2005. 67 с.
2. Указания по безопасной механизированной отработке карналлитового пласта В и пластов смешанного состава на рудниках ОАО «Сильвинит». Пермь; Соликамск, 2002. 47 с.
3. Нестерова С. Ю. Оценка состояния стенок горных выработок после торпедирования при механизированной выемке карналлитового пласта В в условиях рудника СКПРУ-1 ОАО «Сильвинит» // Моделирование стратегии и процессов освоения георесурсов: Сб. докл. Пермь: Горный ин-т УрО РАН, 2003. С. 237–239.
4. Пат. 2199014 РФ, МПК 7 E 21 F 5/00. Способ управления газодинамическими процессами в приконтурном массиве горной выработки / Алыменко Н.И., Андрейко С.С., Бушуев Ю.П., Минин В.В., Нестерова С.Ю., Чистяков А.Н. (РФ). № 2001114467/03; Заявл. 25.05.2001; Огубл. 20.02.2003. Бюл. № 5.
5. Нестерова С.Ю. Методика проведения исследований безвзрывного способа дегазации при механизированной выемке карналлитового пласта В // Стратегия и процессы освоения георесурсов: Сб. докл. Пермь: Горный институт УрО РАН, 2004. С. 269–273.
6. Исследования по определению газоносности продуктивных пластов на вновь вводимых в эксплуатацию участках шахтных полей калийных рудников ОАО «Уралкалий» / Иванов О.В., Мальцев В.М., Нестерова С.Ю., Норина Н.В. // Горная механика. 2001. № 1–2. С. 49–54.
7. Нестерова С.Ю. Результаты оценки эффективности дегазационно-разгрузочной щели при дегазации карналлитового пласта В в условиях рудника СКПРУ-1 ОАО «Сильвинит» // Горное эхо. Вестник Горного института УрО РАН. 2005. № 4 (22). С. 28–31.

#### List of literature

1. The special safety measures to introduce mining work at Verkhnekamensk potassic salt deposits in the gas mode in the OJSC "Uralkaly". Perm; Bereznyki, 2005. P. 67.
2. Safety regulations of the mechanized refining of the carnallite layer B and the layers of mixed content at the mines of the OJSC "Silvinit". Perm; Solikamsk, 2002. P. 47.
3. Nesterova S.U. The assessment of the mine opening state after shooting at the mechanized discharge of the carnallite layer B in the mine SKPRU-1 OJSC "Silvinit" // Modeling of the strategy and georesource processes: Collection of the reports. Perm: Mining Institute RAS, 2003. P. 237–239.
4. Pat. 2199014 RF, MPK 7 E 21 F 5/00. The way of controlling the gas dynamic processes in the outline massif of the mine opening / Alymenko N.I., Andreiko S.S., Bushuev Y.P., Minin V.V., Nesterova S.Y., Chistyakov A.N.(RF). №2001114467/03; Appl. 25.05.2001; Public. 20.02.2003. Bul. № 5.
5. Nesterova S.U. The method of the non-explosive way of the degasification at the mechanized discharge of the carnallite layer B // Strategies and processes of the georesources: Collection of the reports. Perm: Mining institute RAS, 2004. P. 269–273.
6. The researches of the gas content in the productive layers at the new areas of the mine fields of the potassium mines OJSC "Uralkaly" / Ivanov O.V., Maltsev V.M., Nesterova S.U., Norina N.U // Mining mechanics. 2001. № 1–2. P. 49–54.
7. Nesterova S.U. The assessment results of the degassing and discharging fracture at the degasification of the carnallite layer B in the mine SKRU-1 OJSC "Silvinit" // Mining echo: Vestnik of the Mining institute RAS. 2005. № 4(22). P. 28–31.

Юречко Д.В., Казаков А.С., Филиппова В.П., Желнин Ю.М., Алексеев А.Г.

## УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ВТОРИЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ СЛЯБОВ ПРИ НЕПРЕРЫВНОЙ РАЗЛИВКЕ СТАЛИ НА КРИВОЛИНЕЙНОЙ МАШИНЕ С ВЕРТИКАЛЬНЫМ УЧАСТКОМ

В настоящее время одной из основных тенденций развития непрерывной разливки стали для получения слябовых заготовок является широкое применение в современных высокопроизводительных цехах машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) криволинейного типа с вертикальным участком. Основное преимущество таких машины заключается в сочетании их высокой производительности и возможности получения заготовок достаточно высокого качества. Технологическая линия таких МНЛЗ выполняется с многоточечным загибом и разгибом отливаемой заготовки.

В электросталеплавильном цехе ОАО «ММК» с 2006 г. эксплуатируется двухручьева криволинейная слябовая МНЛЗ с вертикальным участком. Комплекс оборудования МНЛЗ № 5 спроектирован ООО «Уралмаш-МО» и включает как новое оборудование: вертикальный кристаллизатор, гидравлический механизм качания, стенды сталеразливочного и промежуточного ковшей, устройства заведения затравок, установку автоматического разогрева промежуточных ковшей, маркировщики и вертикальный участок роликового аппарата, состоящий из первой секции, зоны загиба и т.д., так и ранее эксплуатировавшееся оборудование, демонтированное из кислородно-конверторного цеха при реконструкции МНЛЗ № 2 и 3.

Для обеспечения требуемой интенсивности охлаждения непрерывно-литой заготовки вторичное охлаждение должно было производиться в девяти зонах по большому и малому радиусам, а также в торцевой зоне. Проектная схема расположения форсунок в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) машины по большому и малому радиусам должна была позволить без перенастройки коллекторов в зонах 1–4 и с тремя перестановками коллекторов в зонах 5–9 для трёх групп слябов шириной 1250–1550, 1600–1950 и 2000–2350 мм реализовать охлаждение заготовок всего марочного сортамента. Во всех девяти зонах вторичного охлаждения в качестве охладителя предполагалось применение водовоздушной смеси. Это совместно с использованием системы внутреннего охлаждения всех поддерживающих ро-

ликов ЗВО предполагало реализацию процесса «мягкого» охлаждения слябов с низкими удельными расходами воды.

На начальном этапе эксплуатации выяснилось, что впервые применённое на такого типа машинах водовоздушное охлаждение в первой зоне вторичного охлаждения сляба является неудачным технологическим решением, так как ведёт к интенсивному образованию окалины на поверхности заготовки. Это вызывает заклинивание роликов, образование надавов на поверхности сляба, аварийные прорывы жидкого металла, увеличение простоев машины и снижение её производительности.

Нерациональной оказалась предложенная схема расположения форсунок в зоне вторичного охлаждения широких граней слябовой заготовки по малому и большому радиусам. В процессе эксплуатации МНЛЗ было установлено, что работа крайних рядов форсунок вызывает переохлаждение углов слябов шириной до 1750 мм даже при минимально возможных расходах охладителя для данного типа форсунок. Это происходило вследствие попадания факелов водовоздушной смеси на углы сляба во второй, третьей и четвёртой зонах. Низкая температура ребровой зоны сляба

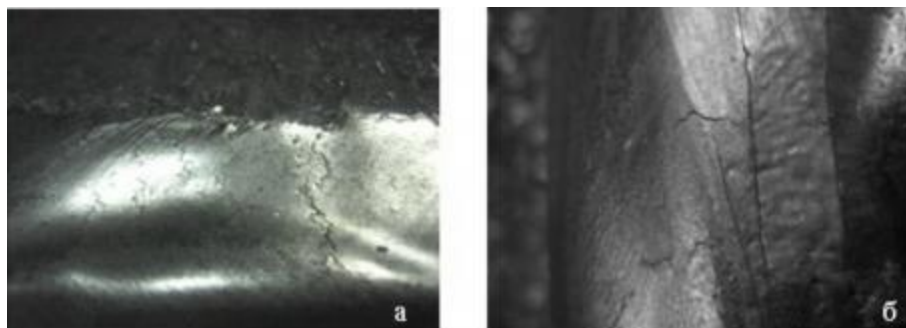


Рис. 1. Вид поперечных (а) и сетчатых трещин (б) на поверхности сляба после огневой зачистки

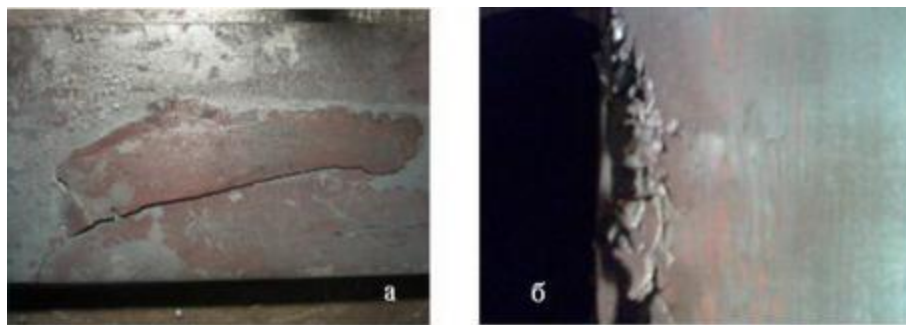


Рис. 2. Вид дефектов сталеплавильного происхождения на поверхности горячекатаного листа: трещины (а) и грубые плёны (б)



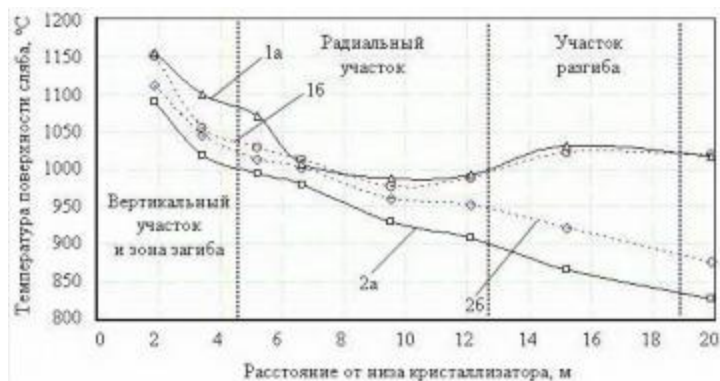


Рис. 3. Изменение температуры поверхности верхней широкой грани сляба шириной 1560 мм при использовании существовавшего ранее (а) и опытного (б) режимов вторичного охлаждения: 1 – по центру грани; 2 – по углу грани

на участке разгиба приводила к образованию грубых поперечных трещин глубиной до 30 мм (рис. 1, а), появлению угловых поперечных и сетчатых трещин глубиной до 10 мм (рис. 1, б).

При дальнейшей прокатке слябов данные дефекты трансформировались в трещины и грубые плёны на поверхности горячекатаного листа (рис. 2).

Для решения первой проблемы – уменьшения образования окалины была осуществлена замена в первой зоне вторичного охлаждения охладителя – водовоздушной смеси на воду. Это благоприятно повлияло на увеличение продолжительности безаварийной работы МНЛЗ. Однако применение более «жесткого» водяного охлаждения обострило вторую проблему – переохлаждение углов слябовой заготовки в последующих зонах.

Для предотвращения воздействия факела водовоздушной смеси на углы слябов шириной до 1750 мм были заглушены крайние ряды форсунок во второй, третьей и четвертой зонах. Параллельно с этим было сокращено общее количество зон, участвующих в охлаждении сляба, – с девяти до шести. Всё это способствовало снижению удельного расхода воды в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ.

Для сравнительного анализа температуры поверх-

ности слябов при использовании существовавшего ранее и опытного режимов охлаждения было произведено пирометрирование сляба со стороны малого радиуса по центру широкой грани и около угла. На одном ручье машины применялся существовавший ранее режим охлаждения, а на другом – опытный. На МНЛЗ разливалась сталь марки Ст. 3сп со скоростью вытягивания заготовок из кристаллизаторов, равной 0,7 м/мин. Температура измерялась при помощи высокоточного пирометра «Термоскоп-800». Результаты измерений представлены на рис. 3.

При использовании опытного режима охлаждения температура середины широкой грани сляба изменяется по более плавной кривой, чем при применении существовавшего ранее режима. Кривая изменения температуры угла опытного сляба располагается выше, чем кривая изменения температуры контрольного сляба. На участке разгиба сляба разница между этими температурами достигает примерно 50°С. При этом температура угла опытной заготовки не опускается ниже 945–885°С, в то время как температура контрольного сляба изменяется в интервале 900–830°С. Известно, что при температуре металла ниже 900°С резко возрастает опасность образования поперечных трещин на поверхности заготовки в процессе её деформации при разгибании из-за провала пластических свойств металла.

Сравнительная оценка качества поверхности 667 темплетов, отобранных из слябов различного марочного сортамента, показала, что на опытном металле в зависимости от интенсивности регламентируемых режимов охлаждения для разных групп марок стали – № 1, 2 или 3 количество поверхностных дефектов снизилось на 16–42% (отн).

Таким образом, проведённые мероприятия по совершенствованию режима вторичного охлаждения слябов непрерывно-литой заготовки с размерами поперечного сечения 250×(1250–1750) мм позволили существенно снизить аварийность при разливке стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком и улучшить качество поверхности отливаемой заготовки.

УДК 669.187.25

Алексеев Л.В., Столяров А.М.

## ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ ПОЛУПРОДУКТА В СВЕРХМОЩНОЙ ДУГОВОЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ С РАЗЛИЧНЫМ РАСХОДОМ ЖИДКОГО ЧУГУНА

В электросталеплавильном цехе ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» с 2006 года эксплуатируются две дуговые сталеплавильные печи (ДСП) фирмы «VAI-FUCHS» вместимостью по 180 т. Каждая электродуговая печь имеет удельный объём около 1,0 м<sup>3</sup>/т и оборудована многоступенчатым трансформатором удельной мощностью 0,83 МВА/т. Поэтому эти печи относятся к сверхмощным электрическим плавильным агрегатам. Для интенсификации процесса выплавки стали в ДСП предусмотрена возможность

применения в качестве шихтового материала жидкого чугуна в количестве до 40% от массы металлической шихты [1–3]. В настоящей работе предпринята попытка анализа влияния расхода жидкого чугуна на основные показатели работы электропечи, состав выплавляемого полупродукта и шлака.

Для решения этой задачи на первом этапе исследования было произведено сравнение результатов выплавки полупродукта 68 плавов для получения самой распространённой стали марки Ст. 3сп при рабо-

те ДСП с оставлением в агрегате «болота». Данные о средней продолжительности плавки в электропечи при расходе жидкого чугуна, изменявшемся в диапазоне от 0 до 41% (отн. массы введённой в печь металлической шихты, состоящей из металлического лома и жидкого чугуна), представлены на рис. 1.

Анализ представленных на рис. 1 данных показывает, что на поле графика имеются две обособленные группы опытных точек. Первая группа точек для 63 плавков характеризует изменение продолжительности плавки при изменении расхода жидкого чугуна от 0 до 34% (отн.). В этой группе прослеживается чётко выраженная тенденция к уменьшению продолжительности плавки при росте расхода жидкого чугуна в металлической шихте. На таких плавках заливка чугуна в печь производилась из одного ковша вместимостью до 65 т. При заливке чугуна из практически полного ковша (31–34% от массы металлической шихты) продолжительность плавки в ДСП была минимальной и равнялась в среднем 44,2 мин. Вторая группа точек для 5 плавков на рис. 1 получена при расходе чугуна 35–41% (отн.). Для этой группы наблюдается резкое увеличение продолжительности плавки в электрической печи в среднем до 63 мин – более чем на 40% (отн.). Это объясняется как организационными причинами: возрастанием продолжительности заливки чугуна из-за необходимости использования двух чугуновозных ковшей и продолжительности скачивания из печи большего количества шлака с использованием, как правило, двух чаш, так и увеличением продолжительности окислительного периода электроплавки. На основании полученных результатов был сделан вывод о том, что расход жидкого чугуна более 34% от массы металлической шихты не является целесообразным.

На втором этапе исследования была произведена статистическая обработка данных 63 плавков, проведённых с расходом жидкого чугуна от 0 до 34% (отн.) при одноковшовом варианте заливки расплава в печь. Для выявления эмпирических зависимостей основных показателей работы ДСП и состава продуктов плавки от доли жидкого чугуна в металлической шихте использовались регрессионный и корреляционный анализы.

В процессе обработки было проанализировано влияние доли жидкого чугуна в металлической шихте ДСП на основные параметры: продолжительность плавки, продолжительность работы печи под током, производительность агрегата, массу полупродукта в ковше, относительную массу полупродукта в ковше (от массы металлической шихты), температуру полупродукта перед выпуском из печи, удельные расходы: кислорода, природного газа, электроэнергии, углеродсодержащего материала, расход извести, содержание в полупродукте перед выпуском из печи: углерода, марганца, серы, фосфора, хрома, никеля, меди, азота, окисленность металла, содержание в шлаке: оксида кальция, диоксида кремния, оксида марганца, оксида магния, оксида железа, пентоксида фосфора, серы, основность шлака, коэффициенты распределения серы и фосфора, удельную массу кремния и марганца для раскисления полупродукта в ковше.

В результате обработки опытных данных было установлено 15 статистически значимых зависимостей. Наиболее важными из них являются следующие. Так, с увеличением доли жидкого чугуна в металлической

шихте электроплавки ( $g_{чж}$ , % от массы металлической шихты) происходит возрастание производительности ДСП ( $p_{дсп}$ , т/ч) и уменьшение удельного расхода электрической энергии для выплавки полупродукта ( $g_{эл}$ , кВт·ч/т) согласно прямолинейным зависимостям:

$$\begin{aligned} p_{дсп} &= 1,794 g_{чж} + 190,56, \\ r &= 0,7541; r_{0,001} = 0,4078; \\ F &= 1,586; F_{0,05} = 1,524; \\ t &= 0,0007; t_{0,05} = 1,98; \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} g_{эл} &= 327,33 - 2,373 g_{чж}, \\ r &= -0,7527; r_{0,001} = 0,4078; \\ F &= 1,765; F_{0,05} = 1,524; \\ t &= 0,0004; t_{0,05} = 1,981. \end{aligned} \quad (2)$$

Графическое изображение зависимостей (1) и (2) представлено на рис. 2.

Характер полученных зависимостей (1) и (2) объясняется сокращением продолжительности работы печи под током и продолжительности всего цикла плавки в ДСП с ростом доли жидкого чугуна в металлической шихте до 34% (отн.). Это является следствием поступления в печь большего количества тепла как в виде физического тепла жидкого расплава, так и в виде тепла экзотермических реакций окисления примесей чугуна. В результате этого появилась возможность снижения удельного расхода природного газа, используемого для отопления электропечи. Большое количество образующегося шлака позволило усилить экранирующее воздействие на электрические дуги и уменьшить удельный расход углеродсодержащего материала, подаваемого в печь для вспенивания шлака. Величины всех вышеперечисленных параметров: продолжительности работы печи под током, продолжительности плавки полупродукта в ДСП, удельных расходов природного газа и углеродсодержащего материала статистически значимо зависят от доли жидкого чугуна в шихте электроплавки.



Рис. 1. Зависимость средней продолжительности плавки полупродукта для получения стали марки Ст. 3сп в дуговой сталеплавильной печи вместимостью 180 т от расхода жидкого чугуна в шихте до 41% (отн.)

На основании выявленных зависимостей можно сделать вывод о том, что для достижения наиболее высокой производительности сталеплавильного агрегата следует вести электроплавку с расходом жидкого чугуна в металлической шихте ДСП около 30% (отн.), особенно в настоящих условиях, когда стоимость жидкого чугуна неоправданно ниже стоимости металлического лома. Однако при дефиците жидкого чугуна вследствие снабжения электросталеплавильного цеха по остаточному принципу после удовлетворения потребностей высокопроизводительного кислородно-конвертерного цеха фактический расход чугуна составляет 21–25% (отн.) – в среднем около 23%. При возвращении к нормальному соотношению между стоимостью жидкого чугуна и лома данный расход окажется наиболее рациональным. Для такого среднего расхода чугуна в шихте ДСП характерны следующие расчётные показатели работы сталеплавильного агрегата:

производительность печи .....	232 т/ч;
продолжительность работы печи	
под током.....	32 мин;
продолжительность плавки .....	47 мин;
удельный расход электрической	
энергии.....	273 кВт·ч/т;
удельный расход углеродсодержащего	
материала.....	0,24 кг/т;
удельный расход природного газа.....	3,73 м <sup>3</sup> /т.

Увеличение в металлической шихте ДСП доли чугуна, содержащего меньшее количество примесей, ведёт к снижению содержания серы, никеля, меди и азота в выплавляемом полупродукте. На удаление серы и азота из расплава благоприятное влияние оказывает усиление барботажа ванны при окислении углерода,

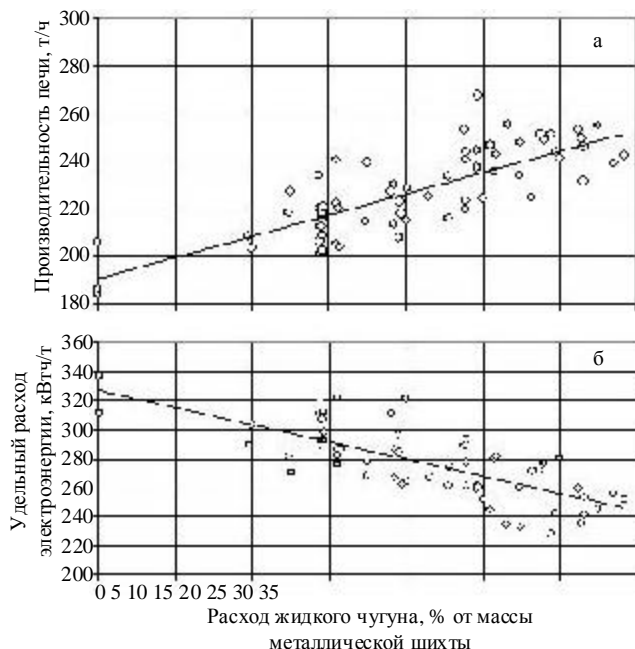


Рис. 2. Зависимость производительности дуговой сталеплавильной печи (а) и удельного расхода электроэнергии на выплавку полупродукта (б) от расхода жидкого чугуна в шихте до 34% (отн.)

внесённого чугуном. Зависимости содержания никеля, меди и азота в полупродукте перед выпуском из ДСП от расхода жидкого чугуна в шихте приведены на рис. 3.

Представленные на рис. 3 зависимости описываются следующими уравнениями:

$$\begin{aligned}
 [Ni] &= 0,1138 - 0,0013g_{чж}, \\
 r &= -0,6196; r_{0,001} = 0,4078; \\
 F &= 2,689; F_{0,05} = 1,524; \\
 t &= 0,193; t_{0,05} = 1,983;
 \end{aligned}
 \tag{3}$$

$$\begin{aligned}
 [Cu] &= 0,2048 - 0,0024g_{чж}, \\
 r &= -0,5284; r_{0,001} = 0,4078; \\
 F &= 3,457; F_{0,05} = 1,524; \\
 t &= 0,175; t_{0,05} = 1,985.
 \end{aligned}
 \tag{4}$$

$$\begin{aligned}
 [N] &= 0,0065 - 0,0001g_{чж}, \\
 r &= -0,7124; r_{0,001} = 0,4078; \\
 F &= 1,982; F_{0,05} = 1,524; \\
 t &= 0,003; t_{0,05} = 1,981.
 \end{aligned}
 \tag{5}$$

Из рис. 3, в видно, что использование жидкого чугуна в шихте способствует получению приемлемого уровня содержания азота в металле, сопоставимого с его содержанием в кислородно-конвертерной стали. Диапазон изменения содержания азота в полупродукте перед выпуском из ДСП составляет 0,0030–0,0070% при среднем содержании 0,0044%.

При увеличении доли жидкого чугуна в шихте плавки полупродукта в ДСП происходит рост содержания углерода и марганца в металле перед выпуском из печи. Повышение содержания марганца объясняется использованием марганцовистого чугуна со средним содержанием этого элемента около 0,55%. Всё это вызывает уменьшение окисленности выплавляемого полупродукта. Зависимость активности кислорода ( $a_{[O]}$ , ppm) в полупродукте перед выпуском из ДСП от расхода жидкого чугуна представлена на рис. 4, а и характеризуется уравнением

$$\begin{aligned}
 a_{[O]} &= 1090 - 12,457g_{чж}, \\
 r &= -0,5283; r_{0,001} = 0,4078; \\
 F &= 3,582; F_{0,05} = 1,524; \\
 t &= 0,0012; t_{0,05} = 1,986.
 \end{aligned}
 \tag{6}$$

Следствием снижения окисленности металла является уменьшение удельной массы марганца ( $g_{Mn}$ , кг/т), вводимого в ферросплавах для раскисления полупродукта в ковше. Зависимость этого параметра от доли жидкого чугуна в шихте показана на рис. 4, б и выражается уравнением

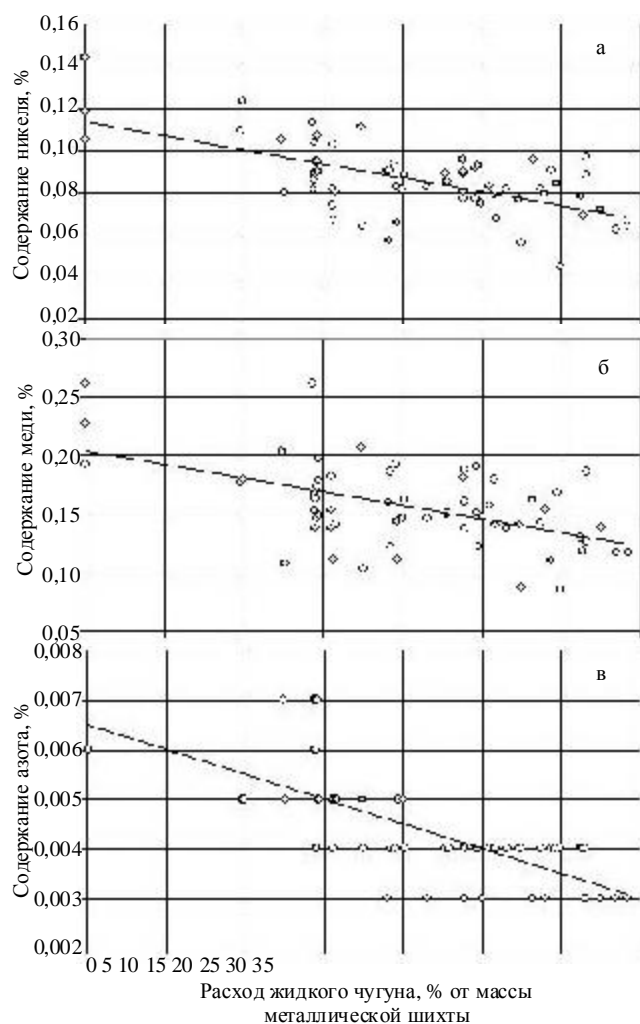


Рис. 3. Зависимости содержания никеля (а), меди (б) и азота (в) в полупродукте перед выпуском из ДСП от расхода жидкого чугуна в шихте до 34% (отн.)

$$\begin{aligned}
 g_{Mn} &= 3,974 - 0,0332 g_{чуг}, \\
 r &= -0,5641; r_{0,001} = 0,4078; \\
 F &= 3,135; F_{0,05} = 1,524; \\
 t &= 0,013; t_{0,05} = 1,985.
 \end{aligned}
 \tag{7}$$

При анализе параметров шлакового режима выяв-

Список литературы

1. Совершенствование технологии выплавки стали в ДСП ЭСПЦ ОАО «ММК» / А.В. Сарычев, Ю.А. Ивин, Л.В. Алексеев и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 1. С. 71–73.
2. Особенности работы дуговых сталеплавильных печей с применением жидкого чугуна (ОАО «ММК») / Ю.А. Ивин, А.Б. Великий, Н.В. Саранчук и др. // Сталь. 2008. № 7. С. 49–50.
3. Совершенствование шлакового режима выплавки стали в электродуговой ЭСПЦ ОАО «ММК» / А.В. Сарычев, С.Н. Ушаков, Ю.А. Ивин и др. // Металлургия. 2008. № 8. С. 37–38.

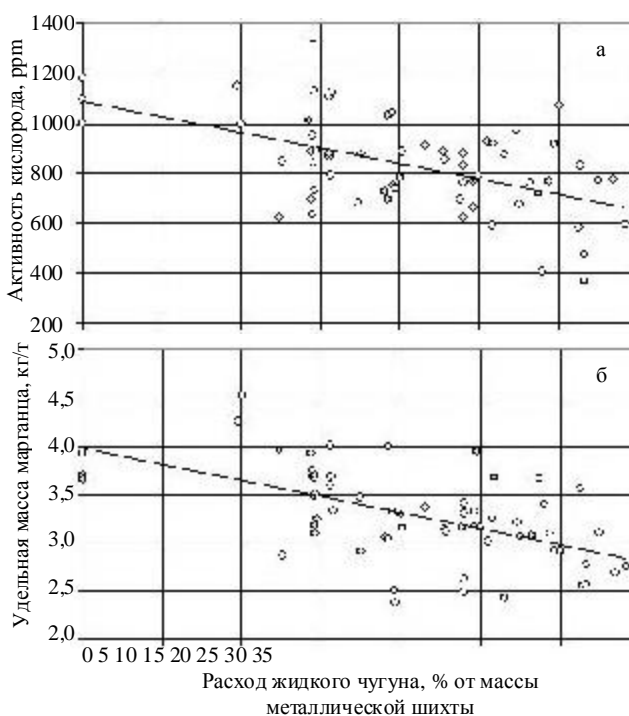


Рис. 4. Зависимости активности кислорода в полупродукте перед выпуском из ДСП (а) и удельной массы марганца для раскисления металла в ковше (б) от расхода жидкого чугуна в шихте до 34% (отн.)

лена только одна значимая зависимость между расходом чугуна и содержанием серы в шлаке. Содержание серы снижается при увеличении доли чугуна в шихте вследствие меньшего поступления этого элемента из шихты и образования большего количества шлака.

Таким образом, для достижения наиболее высокой производительности сталеплавильного агрегата в условиях меньшей стоимости жидкого чугуна по сравнению со стоимостью металлического лома плавки полупродукта в ДСП рекомендуется вести с долей жидкого чугуна в шихте около 30% (отн.). При возвращении к нормальному соотношению между стоимостью жидкого чугуна и лома рациональным расходом чугуна окажется существующий в настоящее время фактический расход, равный в среднем 23% (отн.). Применение жидкого чугуна в шихте ДСП способствует ресурсосбережению при выплавке полупродукта, снижению содержания в нём серы, никеля, меди, азота и кислорода.

List of literature

1. The technology enhancement of steel casting in the DSP ESPS of the OJSC "Magnitogorsk Iron and Steel Works" / A.V.Sarychev, U.A.Ivin, L.V.Alexeev and others // Vestnik of the MSTU named after G.I. Nosov. 2008. № 1. P. 71–73.
2. Operation peculiarities of the arc steel furnaces with hot metal (OJSC "Magnitogorsk Iron and Steel Works") / U.A.Ivin, A.B.Velky, N.V. Saranchuk and others // Steel. 2008. № 7. P. 49–50.
3. Enhancement of the slag adjustment of steel casting in the electric furnace ESPS of the OJSC "Magnitogorsk Iron and Steel Works" / A.V.Sarychev, S.N.Ushakov, U.A.Ivin and others // Metallurg. 2008. № 8. P. 37–38.



УДК 621.771

Радионова Л.В., Бужланова Ю.В.

## ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАТАНКИ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРОК СТАЛИ

Повышение качества проката является основополагающим фактором развития металлургической промышленности, позволяющим увеличивать производительность выпускаемой продукции, сокращать металлоемкость изделий, при этом снижать материальные затраты на их изготовление и обеспечивать конкурентоспособность проката на мировом рынке.

В целом качество производимого проката определяется химическим составом стали, а также совокупностью всех последующих технологических операций, начиная с получения, разливки стали и заканчивая ускоренным охлаждением катанки с прокатного нагрева. В связи с этим формирование оптимальной тонкодисперсной структуры перлита и обеспечение высокого комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств катанки, как основополагающих качественных характеристик, может осуществляться за счет правильно подобранного химического состава стали и грамотного назначения температурно-деформационного режима прокатки и ускоренного охлаждения катанки [1].

Управление технологическими параметрами горячей прокатки и охлаждения на сегодняшний день может осуществляться в широком диапазоне. Это стало возможным благодаря внедрению на металлургические предприятия современных высокоскоростных прокатных станов. Станы нового поколения позволяют осуществлять не только формоизменение проката, но и проведение термомеханической и термической обработки в потоке стана. К таким современным станам можно с полным правом отнести мелкосортный проволочный стан 170, недавно введенный в эксплуа-

тацию на Магнитогорском металлургическом комбинате и позволяющий получать катанку широкого марочного сортамента с заданным уровнем свойств.

Выбор и регулирование основных технологических параметров прокатки и охлаждения при производстве высокоуглеродистой катанки на стане 170, способствующих повышению качественных характеристик проката, мы осуществляли с помощью методов математического моделирования, весьма распространенных в наши дни. Причем целесообразно, на наш взгляд, использование комплексного моделирования прокатки катанки, состоящего из математической модели расчета температурно-скоростного режима, модели распределения температурного поля по сечению катанки при охлаждении и математической модели прогнозирования микроструктуры проката.

Температурный режим – один из основных режимов управления качеством продукции, являющийся доминирующим фактором, с точки зрения формируемой в процессе нагрева структуры, путем соответствующего влияния на протекание фазовых превращений, величину аустенитного зерна, температуру конца прокатки, сопротивление деформации. Разработанная нами модель температурно-скоростного режима горячей прокатки была адаптирована для производства высокоуглеродистой катанки непосредственно для условий мелкосортного стана «170» с учетом его конструктивных особенностей и позволила определять температуру металла в каждой клетке прокатного стана [2, 3]. Расчет проводился установлением изменения температуры в каждой клетке стана вследствие падения температуры от

Расчет температуры металла в процессе прокатки на стане 170 ОАО "ММК"															
3	4	Температура начала прокатки, °С	обжиная гр.к			Черновая гр.клетей					Первая промежуточная группа клетей				
			1	A	B	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
5		1100	1071.78906	1048.932	1050.1426	1016.398	1018.357	993.8624	995.9377	974.6631	977.1759	955.6755	957.6481	945.4345	948.595
6															
7															
8			Входные данные:												
9		$\epsilon$	0.207	0.218	0.237	0.300	0.143	0.367	0.185	0.370	0.202	0.406	0.263	0.389	0.26
10		$\epsilon_n$	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.835	0.83
11		$\sigma$ граф	3.800	5.000	6.000	5.700	6.200	7.000	9.000	10.400	11.000	16.000	9.500	13.000	12.20
12		$\sigma$	5.098	5.664	6.384	6.244	5.688	7.530	6.967	8.643	8.087	10.057	9.834	11.275	10.90
13		$\mu$	1.265	1.262	1.355	1.364	1.252	1.399	1.27	1.382	1.261	1.4	1.289	1.348	1.2
14		$h_{сп}$	134.500	106.000	104.000	96.000	82.500	71.850	60.650	53.600	45.800	39.850	33.600	30.200	25.95
15		$l$	100.374	91.924	84.568	102.225	55.000	94.247	53.221	72.007	42.249	65.679	40.712	55.700	36.00
16		$R$	325.000	325.000	325.000	275.000	275.000	275.000	275.000	212.500	212.500	212.500	212.500	212.500	212.50
17		$h_{n-1}$	150.000	119.000	93.000	115.000	77.000	88.000	55.700	66.000	41.600	50.000	29.700	37.500	22.90
18		$hl$	119.000	93.000	115.000	77.000	88.000	55.700	66.000	41.600	50.000	29.700	37.500	22.900	29.00
19		$S_i$	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.0055	0.005
20		$V_{срi}$	0.450	0.520	0.700	0.340	0.430	0.600	0.760	1.050	1.320	1.850	2.340	3.150	3.92
21		$l_{чк}$	7.800	2.500	2.500	30.000	2.000	2.000	2.000	4.000	2.000	9.600	2.600	2.600	2.60

Рис. 1. Фрагмент расчета температуры катанки диаметром 6,5 мм из марки стали 80 на стане 170

действия гидросбива, контактирования валков с металлом, охлаждения в межклетевых промежутках и ее приращении за счет выделения тепла при пластической

деформации. Фрагмент расчета температурного режима представлен на рис. 1.

После осуществления горячей прокатки необхо-

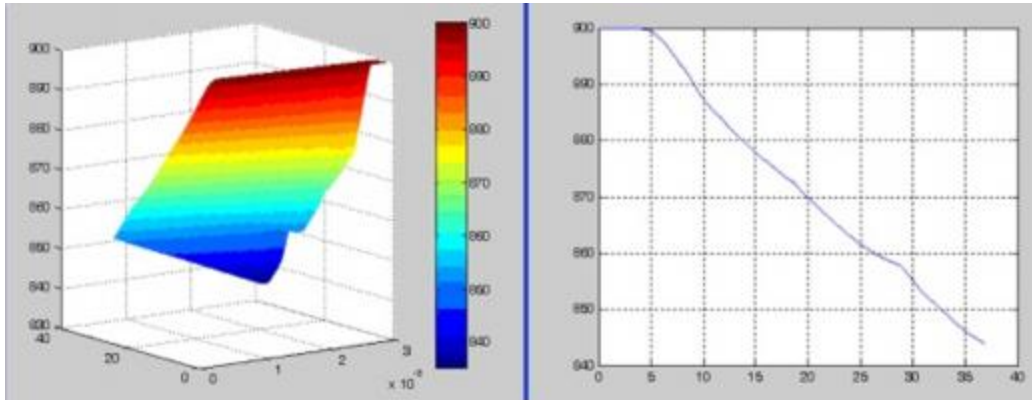


Рис. 2. Пример расчета температурного поля катанки диаметром 6,5 мм из стали марки 80 на линии ускоренного охлаждения стана 170

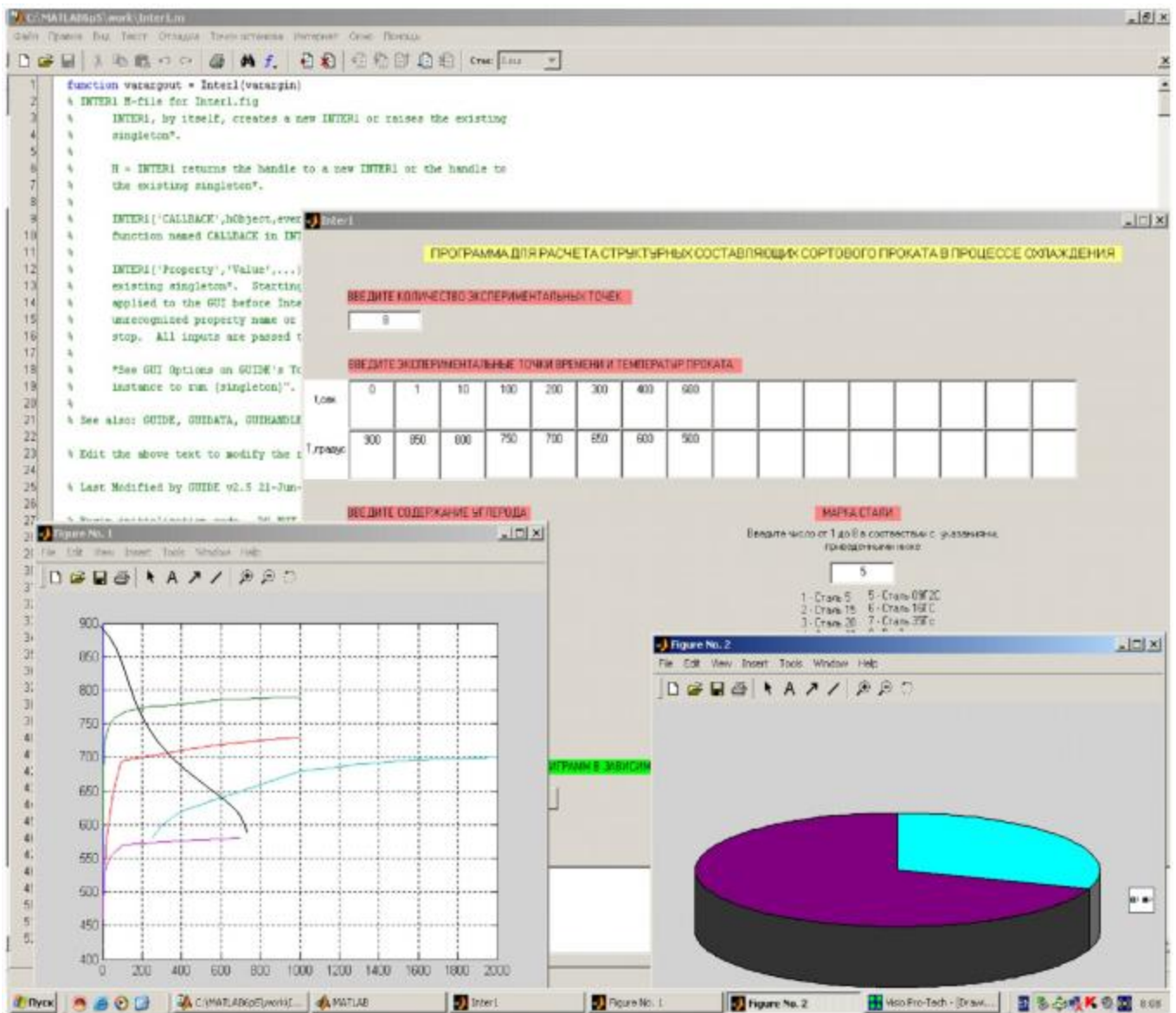


Рис. 3. Пример расчета структурных составляющих в стали при охлаждении проката

дим контроль и за процессом охлаждения катанки, отвечающим за протекание фазовых превращений, в ходе которых формируется структура стали. При термическом упрочнении изменения температурного поля по сечению катанки существенны. Нередко при ускоренном охлаждении разница температур между центром и поверхностью может достигать нескольких десятков градусов. Это, в свою очередь, может привести к формированию неоднородной структуры по сечению, подкалке на поверхности и ухудшению свойств горячекатаного проката.

Используемая нами модель распределения температурного поля по сечению катанки в процессе охлаждения позволяет подобрать наиболее рациональные режимы для высокоуглеродистых марок стали путем изменения давления воды в водоохлаждающих секциях при заданных диаметрах, марке стали и требуемых температур металла после участка охлаждения (рис. 2). Возможности этой математической модели также позволяют регламентировать разность температур по сечению и получать необходимый режим охлаждения. При таких условиях катанка по сечению будет охлаждаться равномерно, что может гарантировать формирование структуры сорбитообразного перлита с минимальным межпластинчатым расстоянием и тем самым обеспечивать необходимый комплекс заданных механических и эксплуатационных свойств. С этой точки зрения, важно управлять процессом ускоренного охлаждения проката.

Для определения фазового состава стали разрабо-

тана математическая модель «прогнозирования микроструктуры стали», реализованная на языке программирования Matlab. Модель позволяет определить ход диффузионного превращения, наличие тех или иных структурных составляющих в количественном эквиваленте и подбирать условия охлаждения, сопровождающиеся образованием оптимальной структуры сорбита и получения наилучшего сочетания прочностных и пластических свойств.

В качестве исходных параметров прокатки задается термокинетическая диаграмма стали необходимого химического состава и режимы охлаждения, полученные в программе расчета температурного поля проката или экспериментальным путем. Программа позволяет определить в процентном соотношении структурные составляющие в стали, на основании чего становится возможным спрогнозировать уровень механических характеристик проката.

Проверка адекватности каждой из используемых в исследовании математических моделей осуществлялась в промышленных условиях ОАО «ММК» и ОАО «БМК» и показала высокую сходимость расчетных и экспериментальных данных [4, 5].

В заключение хотелось бы отметить, что управление структурой и свойствами проката из высокоуглеродистых марок стали на основе математического моделирования значительно облегчает и упрощает выбор режима горячей прокатки и регулируемого охлаждения, способствуя повышению качественных характеристик как проката, так и готовой металлопродукции.

4-8 февр. 2008 г. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. С. 167.

#### Список литературы

1. Иводитов Н.А., Горбанев А.А. Разработка и освоение технологии производства высококачественной катанки. М.: Металлургия, 1989. С. 256.
2. Влияние режимов прокатки на проволочном стане 170 ОАО «ММК» на структуру и свойства катанки из низко- и высокоуглеродистых марок стали / Б.А.Дубровский, Б.А.Никифоров, Л.В.Радионова, Ю.В.Бужланова // Производство конкурентоспособных метизов: Сб. науч. трудов. Вып. 1. Магнитогорск, 2006. С. 13-17.
3. Математическое моделирование температурного режима прокатки на непрерывных сортовых станах / К.С.Тумбасов, Ю.В.Бужланова // Наука. Технологии. Инновации: Материалы Всерос. научной конференции молодых ученых: В 7 ч. Новосибирск, 2006. Ч. 1. С. 123-125.
4. Математическое моделирование температурного поля катанки на линии ускоренного охлаждения прокатного стана / Б.А. Дубровский, Л.В.Радионова, О.А.Сарапулов // Прогрессивные процессы и оборудование металлургического производства. Ч. 1. Череповец: ГОУ ВПО «ЧГУ», 2006. С. 122-125.
5. Математическое моделирование структуро- и свойствообразования при горячей прокатке и регулируемом охлаждении / Тумбасов К.С., Радионова Л.В. // XIX Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металлургии сталей и сплавов», Екатеринбург,

#### List of literature

1. Ivoditov N.A., Gorbanev A.A. Design and production technology of the high-quality rod. M.: Metallurgy, 1989. P. 256.
2. The impact of the rolling modes at the rod mill 170 of the OJSC "Magnitogorsk Iron and Steel Works" on the rod structure and properties made of low- and high-carbon steel grades / B.A.Dubrovsky, B.A.Nikiforov, L.V.Radionova, U.V.Buzhlanova // The production of the competitive wire products: Collection of scientific works. Edition 1. Magnitogorsk, 2006. P. 13-17.
3. Mathematical modeling of the rolling temperature mode at the continuous casting mills / K.S. Tumbasov, U.V. Buzhlanova // Science Technologies. Innovations. Materials of the Russian scientific conferences of young scientists: V7h Novosibirsk, 2006. Part 1. P. 123-125.
4. Mathematical modeling of the rod temperature field at the rapid cooling line of the rolling mill / B.A. Dubrovsky, L.V. Radionova, O.A. Sarapulov // Progressive processes and equipment of iron and steel production. Part 1. Cherepovets: the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education "CSU", 2006. P. 122-125.
5. Mathematical modeling of the structure and property formation in hot rolling and controlled cooling / K.S. Tumbasov, L.V. Radionova // XIX Ural School of metallurgists and heat-treaters "Contemporary problems of the physical metallurgy of steel and alloys". Ekaterinburg, 4-8 February 2008. Ekaterinburg: UGTU-YPI, 2008. P. 167.



Чукин М. В., Барышникова М. П., Беляев А. О.

## МЕТОДИКА ОЦЕНКИ КОЭФФИЦИЕНТА ПРОПОРЦИОНАЛЬНОСТИ В ПРОЦЕССАХ ОМД С ПРИМЕНЕНИЕМ СРЕДСТВ ОБЪЕКТНО-ОРИЕНТИРОВАННОГО ПРОГРАММИРОВАНИЯ

Как известно, применение при моделировании различных процессов средств программирования позволяет производить обработку информации за короткие сроки. Тем самым, применение данных средств является целесообразным и при изучении и вопросов контактного взаимодействия поверхностей.

В описываемой работе при моделировании процесса контактирования поверхностей используются среда программирования «Delphi 7».

Описание основ подхода, используемого при компьютерном моделировании, было предложено в работе [1]. С целью дальнейшего его развития было проведено аналитическое исследование использования математических зависимостей различных авторов для определения функций пористости и целесообразности применения различных законов трения. Исследование показало, что наиболее адекватно при моделировании контактирования поверхностей как некомпактной среды процесс описывается с применением закона трения Зибеля и функции пористости, предложенных Гринном. Была получена аналитическая зависимость определения коэффициента пропорциональности при контактом взаимодействии двух поверхностей.

Основной целью данной модели является проверка полученных математических выкладок и расчет при известных параметрах процесса, значений функций пористости, которые при рассмотрении контакта поверхностей как некомпактной среды являются факторами уравнения, описывающего коэффициент пропорциональности (1):

$$f = \sqrt{\frac{1}{3} \left( \beta - \frac{\sigma_{xx}^2}{\sigma_s^2} (\alpha + 1) \right)}, \quad (1)$$

где  $\alpha, \beta$  – функции пористости;  $\sigma_s$  – предел текучести материала;  $\sigma_{xx}$  – нормальное напряжение.

Реализация модели построения поверхностей и процесса их контактирования выполнена в программе «Project\_Surface».

В настоящее время данная программа осуществляет следующие функции:

- построение двух шероховатых поверхностей;
- их поэтапное сведение;
- расчет значений фактической длины контакта;
- расчет значений глубины внедрения одной поверхности в другую;
- расчет значений пористости материала по сечениям;
- расчет значений пористости материала в области внедрения;
- построение графика распределения пористости материала по сечениям;
- учет проведенных опытов;
- фильтрацию данных по заданным параметрам;
- расчет статистических данных для выборки;
- возможность автоматического моделирования.

При моделировании предполагается, что один из материалов, а именно инструмент, абсолютно жесткий, и потому рассматриваются и учитываются пластические характеристики только одного обрабатываемого материала.

Окно ввода данных позволяет варьировать следующими данными:

а) для инструмента:

- максимально возможной величиной шероховатости;
- величиной шага смены угла наклона пика шероховатости;

б) для обрабатываемого материала:

- максимально возможной величиной шероховатости;
  - величиной шага смены угла наклона пика шероховатости;
  - видом материала;
  - временным сопротивлением разрыву;
  - коэффициентами полинома упрочнения.
- в) в совокупности для двух материалов – длина рассматриваемого участка.

Интерфейс предлагаемой программы «Project\_Surface» представлен на рис. 1.

При этом задаваться механическими характеристиками материала: временным сопротивлением разрыву и коэффициентами полинома упрочнения возможно как ручным вводом, так и при выборе вида обрабатываемого материала, для которых опытным путем были уже установлены данные значения.

Построение поверхностей производится

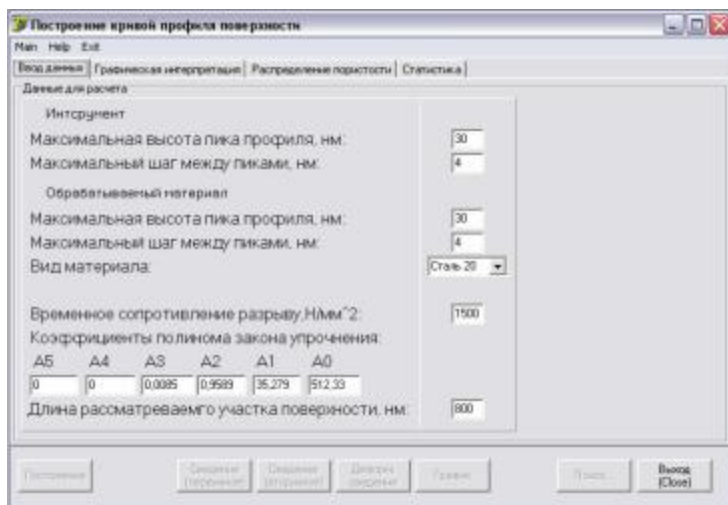


Рис. 1. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно ввода данных



случайным образом с использованием нормального распределения для значений высоты и шага смены угла наклона пиков шероховатости как для инструмента, так и для обрабатываемого материала (рис. 2, слева).

При предложенной постановке к рассмотрению поверхностей и использовании математического аппарата механики некомпактных сред появляется вопрос возможности сопоставления с теми или иными уже известными процессами в порошковой металлургии.

В процессах, осуществляемых с порошковыми материалами, принято выделять некую стадийность. Так, например, в процессах прессования:

- стадия свободной засыпки обрабатываемого порошка, когда площадь контакта наименьшая, а пористость наибольшая;
- стадия утряски порошка, когда происходит без приложения деформирующей нагрузки перераспределение частиц порошка с небольшим увеличением площади контакта и уменьшение пористости;
- стадия пластической деформации – собственно прессование, когда происходит резкое изменение механических характеристик материала, перераспределение частиц, их упрочнение, некоторое спекание со значительным уменьшением пористости и соответственно увеличением площади контакта.

В соответствии с данными положения проведена аналогия и в данной модели, где выделяются следующие этапы сведения поверхностей:

- этап первичного сведения;
- этап вторичного сведения;
- этап пластического сведения.

На первом этапе, осуществляемом с помощью модели, происходит сведение двух поверхностей до первоначального контакта, пусть даже единичного. По аналогии в описанной выше стадийности сведение на данном этапе осуществляется без приложения какой-либо деформации. На рис. 2 (справа) представлен момент, когда при первичном сведении появился контакт.

На втором этапе также подразумевается сведение поверхностей без приложения деформирующего усилия. Данный процесс подобен соскальзыванию. При этом по аналогии с процессом прессования происходит увеличение площади контакта и уменьшение пористости. Результат подобного этапа сведения представлен и на рис. 3 (слева).

Третий этап является сведением поверхностей с приложением деформирующей нагрузки. Как было описано ранее, деформация рассматривается отдельно для одного обрабатываемого материала. Закон упрочнения задан полиномом упрочнения пятой степени. Полино-

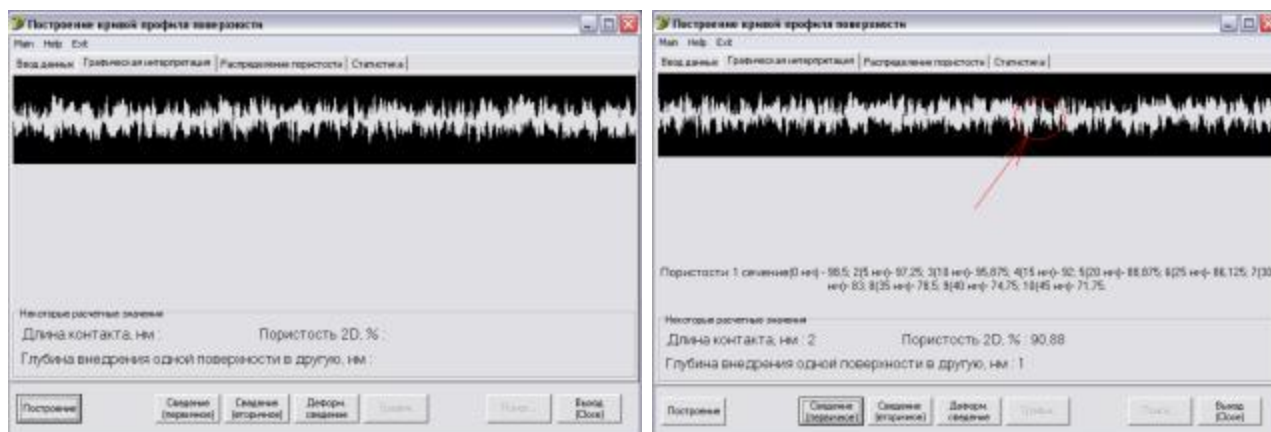


Рис. 2. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно построения профилей поверхностей. Результат построения поверхностей (слева) и первичного сведения (справа)

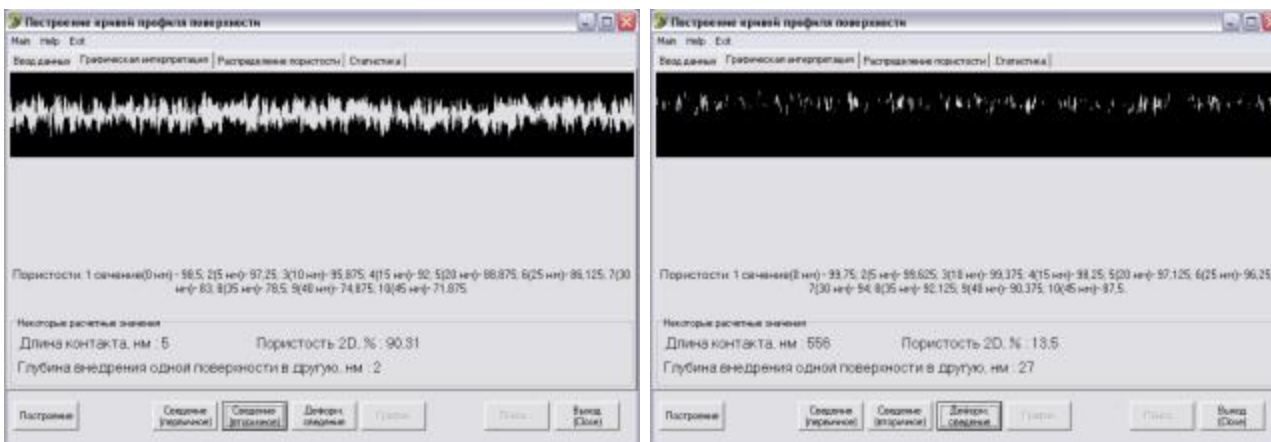


Рис. 3. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно построения профилей поверхностей. Результат вторичного (слева) и деформационного сведения (справа)

мы упрочнения были получены опытным путем, пока только для марок стали 20 и 45 [3], хотя данная программа предполагает ввод данных для любого материала с известными коэффициентами полинома.

Одним из ограничений, принятых при моделировании, является то, что тензор деформации содержит только одну компоненту – нормальную, т.е. процесс сведения осуществляется только в одном направлении – навстречу друг к другу без смещения.

Получаемый в результате профиль двух поверхностей после этапа пластического сведения представлен на рис. 3 (справа).

Как видно из рис. 2 и 3, по аналогии со стадийностью в процессах прессования происходит изменение как величины контакта, так и пористости.

На каждом этапе производится расчет нескольких параметров (см. рис. 2 и 3) и графическая интерпретация одного из них – пористости по сечениям (рис. 4).

Производится расчет фактической длины контакта поверхностей, глубины внедрения одной поверхности в другую, пористости в зоне внедрения. Построение распределения пористости производится по рассчитываемым значениям пористости по сечениям с заданным шагом как для материала инструмента, обрабатываемо-

го материала, так и суммарно для всей системы.

Одним из описанных выше получаемых параметров является, называемая нами, пористость. Применение данных значений при подстановке в уравнения, описывающие функции пористости (2), а соответственно далее в уравнение (1) позволит оценить коэффициент пропорциональности.

$$\alpha = \frac{1}{4} \left[ \frac{3 \left( 1 - v^{\frac{1}{3}} \right)}{\left( 3 - 2v^{\frac{1}{4}} \right) \ln v} \right]^2 ; \quad \beta = \left[ \frac{3 \left( 1 - v^{\frac{1}{3}} \right)}{3 - 2v^{\frac{1}{4}}} \right]^2 \quad (2)$$

Дальнейшая работа была направлена на применение для аналитического анализа статистических методов и проведения многофакторного эксперимента, что должно позволить получать более удобные для применения искомые значения и сформулировать более точные закономерности и рекомендации.

Для этого одной из функциональных особенностей предлагаемого программного обеспечения является возможность записи всех факторов и параметров проведенных опытов в единую базу. Окно вывода массива данных из базы представлено на рис. 5 (слева).

Для обработки полученных данных используется функция поиска для получения выборки с заданными параметрами.

Данная функция производит также расчет нескольких статистических значений для выборки, таких как: среднее значение и дисперсия длины контакта, глубины внедрения и пористости.

Для облегчения набора и обработки информации в программе имеется возможность автоматического моделирования, позволяющая получить данные для n-го числа опытов. Окно поиска и автоматического моделирования представлено на рис. 5 (справа).

При использовании данной модели для подтверждения возможности и адекватности описания процесса через такие статистические параметры, как среднее значение и дисперсия имеется возможность произвести

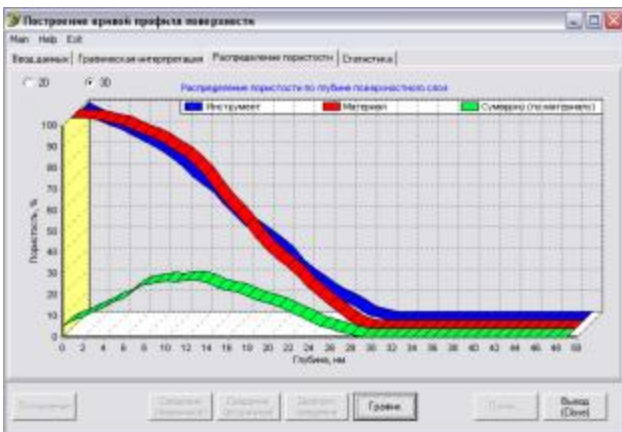


Рис. 4. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно графической интерпретации распределения пористости

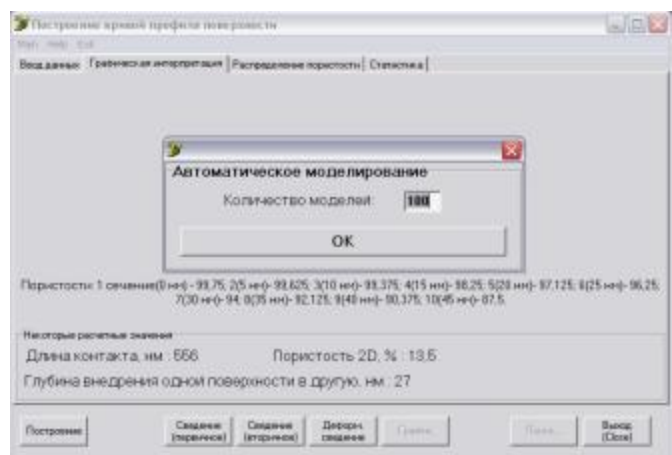
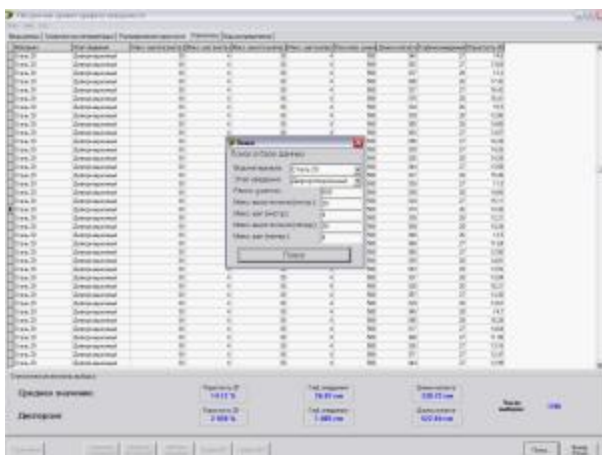


Рис. 5. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно вывода данных и функции поиска (слева), окно функции автоматического моделирования (справа)

проверочное построение частоты распределения для выборки значений пористости (рис. 6).

Тем самым, можно отметить следующее:

1) Применение при моделировании процесса контактирования поверхностей, средств программирования позволяет производить случайное построение профилей поверхностей.

2) Интересующие действия и обработка информации производятся за короткие сроки.

3) Доступность обеспечивает простоту в использовании и апробировании.

4) Возможно использование предлагаемого подхода и предложенного программного обеспечения для расчета значений коэффициента пропорциональности в различных задачах ОМД.

5) Прогноз коэффициента пропорциональности с определенной долей погрешности как математическое ожидание в некотором интервале.

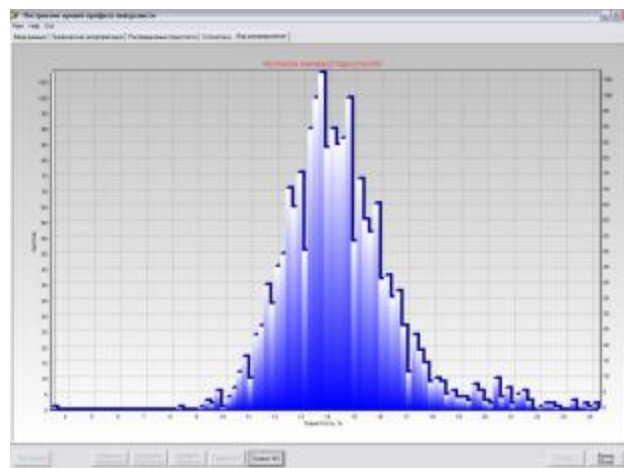


Рис. 6. Интерфейс программы «Project\_Surface». Окно построения частоты распределения значения пористости

#### Список литературы

1. Чукин М.В., Гун Г.С., Барышников М.П. Оценка коэффициента пропорциональности в законах трения при ОМД на основе теории совместной пластической деформации некомпактных сред // Обработка сплошных и слоистых материалов: Межвуз. сб. науч. тр. Магнитогорск, 2004. № 31. С. 118–127.
2. Особенности реологических свойств в конструкционных наносталей / Чукин М.В., Гун Г.С., Барышников М.П. и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2008. № 1. С. 24–27.

#### List of literature

1. Chukin M.V., Gun G.S., Baryshnikov M.P. Assessment of the proportionality coefficient in the friction laws at the MDP based on the theory of the combined plastic deformation of the non-compact agents // Treatment of the solid and laminated materials: Collection of scientific works. Magnitogorsk, 2004. № 31. P. 118–127.
2. Peculiarities of the rheological properties of the constructional nanosteels / Chukin M.V., Gun G.S., Baryshnikov M.P. and others // Vestnik of the MSTU named after G.I.Nosov. 2008. № 1. P. 24–27.

УДК 519.711.3:371.214.27

Вожаков А.В., Гитман М.Б.

## МОДЕЛЬ КАЛЕНДАРНОГО ПЛАНИРОВАНИЯ С НЕЧЕТКИМИ ОГРАНИЧЕНИЯМИ

В условиях рыночных отношений наблюдается тенденция к ужесточению внутриотраслевой конкуренции, каждый участник рынка стремится привлечь клиента наиболее выгодным предложением. Таким предложением может быть низкая цена или небольшие сроки поставки. Для сокращения сроков поставки продукции процесс управления производством должен функционировать таким образом, чтобы технологические процессы производства продукции проходили без задержек и не пересекались, обеспечивая при этом максимальную скорость выполнения необходимых для производства технологических операций. В общемировой практике управления производством основные акценты ставятся на разработку оптимальной системы планирования производства. В настоящее время планирование производства на крупных промышленных предприятиях является проблемным направлением ввиду того, что объемы выпускаемой продукции огромны, и проанализировать все варианты запуска в производства всей необходимой клиентам продукции с целью поиска оптимального плана не представляется возмож-

ным. Поэтому в качестве плана производства, как правило, используются не оптимальные планы, а лишь допустимые. Использование неоптимальных планов производства ведет за собой множество очевидных недостатков, результатом которых всегда становится снижение прибыли предприятия.

Вся система управления предприятием разделяется на три структурных уровня [1, 2]:

1. Уровень стратегического планирования. На данном уровне происходит сбор информации: прогнозирование, фильтрация и отбор заказов, анализ существующих мощностей и бизнес-целей производства. Результатом комплексной работы всех участников процесса является построение главного календарного плана производства (ГКПП), который регламентирует «что?», «к какому сроку?» и «в каких количествах?» будет выпускаться в плановом периоде [3].

2. Уровень тактического планирования. На данном уровне на основе составленного ГКПП, с использованием более детальной информации о производственных мощностях, строится план-график производ-

ства, устанавливающий перечень, очередность и длительность операций на рабочих центрах в течение планового периода.

3. Ввиду того, что многие детали реального производственного процесса не рассматриваются или рассматриваются укрупненно на тактическом уровне планирования, а также в связи с тем, что из-за тех или иных обстоятельств возникают отклонения от составленного плана-графика производства, необходимо производить его корректировку и уточнение с учетом постоянно изменяющихся условий. Перепланированием занимается модель оперативного управления. Кроме этой модели к данному уровню можно отнести модели транспортных перевозок, ремонтных работ, складирования продукции и др.

Особо остро проблема планирования стоит на тактическом уровне детализации. Как правило, руководство, пользуясь экспертным опытом, достаточно успешно создает планы для производства в целом. Руководители локальных производственных подразделений вполне эффективно могут распределить суточное задание на конкретные рабочие центры (станки, персонал и т.д.). Однако с момента получения генерального плана производства до формирования суточных заданий требуется решить задачу оптимального распределения нагрузки на производственные мощности таким образом, чтобы нагрузка была равномерна, а планы выполнимы. Данная задача является достаточно сложной (особенно это касается крупных производственных холдингов, выпускающих высокотехнологическую продукцию, состоящую из множества деталей и имеющую очень длинные и запутанные технологические цепочки).

В общемировой практике основным подходом к автоматизации деятельности производственных компаний признан подход «Планирование ресурсов предприятия» (Enterprise resource planning – ERP)[6]. Термин ERP согласно APICS означает «финансово ориентированную информационную систему для определения и планирования ресурсов предприятия, необходимых для получения, изготовления, отгрузки и учета заказов потребителей». Существует не так много автоматизированных систем [5], отвечающих требованиям подхода ERP. Эти системы сейчас внедряются на многих производственных предприятиях, в том числе и в России. Основным недостатком существующих ERP систем является их требовательность к «чистоте входящей информации», в основе математических моделей ERP часто используются упрощенные линейные представления. Требовательность к «чистоте информации» создает множество ограничений на пути внедрения ERP систем. Проводя аналогию с математикой, можно говорить о неустойчивости ERP системы по отношению к входным данным. Таким образом, даже незначительное колебание начальных значений может привести к непредсказуемому результату.

В данной работе сделана попытка построить устойчивую модель планирования производства на тактическом уровне путем введения нечетких параметров и ограничений.

Рассмотрим объект исследования как систему,

выполняющую определенные функции с целью получения прибыли. Далее будем рассматривать производство, обладающее следующими характеристиками:

1. Продукция позиционируется как производство «на заказ» из типовых сборочных единиц и компонентов (assemble-to-order).

2. Производство является универсальным.

3. Для объекта автоматизации определены: структура продукта, спецификации, технологические маршруты.

4. Тип системы планирования и оперативного управления – «Система пополнения запасов».

5. Централизованное формирование плана продаж и операций.

6. Организационная структура предприятия – смешанная модель, т.е. производство представляет собой набор цехов, внутри которых определены склады материалов и готовой продукции.

7. Известно наличие, местоположение, тип и другие характеристики рабочих центров (под понятием *рабочий центр* понимается обобщенная единица производства внутри цеха, выполняющая одновременно только одну операцию: участок, станок, рабочий и т.п.).

Представим производство как набор из нескольких цехов, каждый из которых содержит в себе определенное множество рабочих центров (станков или просто рабочих мест). Все рабочие центры разделены на типы. Типы рабочих центров в системе пронумерованы индексом  $k \in \overline{1, Tm}$ , где  $Tm$  – общее количество типов рабочих центров.

Введем вектор  $\overline{Tm} = (tm_1, tm_2, \dots, tm_{Tm})$ .  $tm_k$  – количество рабочих центров типа  $k \in \overline{1, Tm}$ , имеющихся на производстве.

Рабочие центры одного типа могут встречаться внутри одного цеха несколько раз, но между цехами рабочие центры одного типа не встречаются, это ограничение напрямую следует из определения универсального производства (универсальное производство характеризуется группировкой сходного по функциям оборудования в так называемые рабочие центры). Максимальная загрузка рабочего центра цеха ограничена некоторым количеством часов в календарный день, обычно это одна или две смены по 8. Возьмем за единицу измерения времени стандартную длительность смены. Однако с учетом всех переналадок и простоев производства, а также возможности сверхурочной работы максимальная загрузка рабочего центра не является константой, а определяется исходя из обстоятельств. Таким образом, сверхурочные работы возможны, но это влечет за собой большие затраты и недовольство персонала, что очень сильно снижает комфортность производства в целом. Первоначально данный параметр определяется как константа комфортного производства  $A$ , далее параметр будет уточняться исходя из статистики работы системы. Введем гипотезу о том, что показатели максимальной загрузки рабочего центра одинаковы для всех рабочих центров одного типа. Таким образом, далее мы будем использовать параметр максимальной загрузки применительно к типу рабочего центра, подразумевая,



что он одинаков для всех. При этом параметр максимальной загрузки ввиду вышеописанных аргументов является нечетким.

Максимальная нагрузка на рабочий центр  $k$  равна  $a_k$  с функцией принадлежности  $\mu_k(a_k), k \in \overline{1, Tm}$ .

Процесс производства может быть представлен в виде дерева, узлы которого являются материалами и полуфабрикатами для производства, а связи технологическими операциями. На нижнем уровне дерева находятся только материалы, на остальных уровнях – полуфабрикаты, изделия и агрегаты. Далее все технологические различия между изделиями, агрегатами и полуфабрикатами рассматриваться не будут, вместо этого будем говорить о компоненте. За каждым узлом дерева закреплен следующий набор информации: номенклатура, количество. Каждой уникальной номенклатуре компонента присваивается номер  $c \in \overline{1, C}$ , где  $C$  – количество уникальных видов компонент в дереве разуплодения Г КПП.

Введем вектор  $\overline{O} = (O_1, \dots, O_N)$ ,  $O_i$  – количество запланированных операций вида  $i \in \overline{1, N}$  (фактически данный вектор является полным аналогом Г КПП). Введем также векторы  $\overline{TrO}$ ,  $TrO_i \in [0, 1]$  – трудоемкость операции вида  $i \in \overline{1, N}$  и  $\overline{TmO}$  – вектор,  $TmO_i \in \overline{1, Tm}$  – номер типа рабочего центра, на котором должна совершаться операция  $i \in \overline{1, N}$ .

Для определения набора компонентов, необходимых для совершения различных операций, введем технологическую матрицу  $A_{ic}$ , компоненты матрицы  $A_{ic}$  – количество компонентов  $c \in \overline{1, C}$ , необходимых для совершения технологической операции вида  $c \in \overline{1, C}$ .

В данной работе не будет рассматриваться сложная работа склада при взаимодействии с поставщиками. Все операции по оприходованию компонентов на склад будут на начало планового периода разделены на уже совершенные и несовершенные. Таким образом, на начальный период фиксируется вектор  $\overline{Bal}$ , компоненты вектора  $Bal_c \geq 0$  – остаток на складе, компонента  $c \in \overline{1, C}$  на начало периода. В соответствии с вышеизложенными рассуждениями процесс производства продукции представляется совершением последовательности технологических операций. От последовательности операций напрямую зависит эффективность производства. Основная задача планирования производства – разработать оптимальную последовательность операций.

Для описания плана производства введем матрицу  $\sigma_{it}$ , где  $i \in \overline{1, N}$ ,  $t \in \overline{1, T}$ . Компоненты матрицы  $\sigma_{it}$  – количество операций вида  $i$ , запланированных в  $t$  день. Фактически матрица  $\sigma_{it}$  является план-графиком производства. Введем также матрицу баланса материалов  $Bal_{ct}$ , где компоненты матрицы  $Bal_{ct}$  указывают количество компонента  $c$  в  $t$  день планового периода. Очевидно, что значения матрицы напрямую зависят от плана производства  $\sigma_{it}$  и от начального значения остатков

на складе  $\overline{Bal}$ , где  $c \in \overline{1, C}$   $t \in \overline{0, T}$ .

Матрица  $Bal_{ct}$  определяется следующим образом:

$$Bal_{ct} = \begin{cases} Bal_{ct-1} + \sigma_{ct-1} - \sum_{l=1}^N \sigma_{t-1} A_{cl}, t > 0 \\ Bal_{ct} = Bal_c, t = 0 \end{cases}$$

Ввиду того, что не для каждого компонента определена производящая его операция, расширим матрицу  $\sigma_{it}$ :

$$\sigma_{it} \equiv 0, \text{ где } i \notin \overline{1, N} \quad t \in \overline{1, T}.$$

Очевидно, что матрица  $\sigma_{it}$  должна удовлетворять следующим условиям:

1. Общее количество операций одного вида в план-графике не должно превышать значения Г КПП, определенного для данного вида операции.

2. В каждый из планируемых рабочих дней максимальная нагрузка производства и каждого из рабочих центров по отдельности не должна «сильно» превышать максимально возможную нагрузку.

3. В любой момент времени остаток компонентов на складе не может быть отрицательным.

Введем три основных критерия оптимальности план-графика производства:

1. Критерий комфортности производства, т.е. план-график производства должен быть скомпонован таким образом, что операции одного вида запускаются в производство как можно большими партиями, т.е. переналдка оборудования не потребует при переходе от совершения одной операции к другой.

2. Срок изготовления Г КПП должен быть минимальным. При этом Г КПП считается выполненным только в том случае, если все операции завершены, т.е. дата совершения последней операции и будет являться сроком исполнения всего Г КПП.

3. Производство должно быть равномерным. Это означает, что нагрузка на рабочие центры должна быть как можно ближе к максимальной. Данный критерий оправдан, ибо рабочие в основном получают зарплату независимо от того, обеспечили их работой или нет.

Теперь необходимо ввести обобщенный критерий оптимальности плана. Таким критерием может стать простая сумма значений трех критериев в пропорции к нечетким параметрам комфортности производства.

Таким образом, математическую постановку задачи можно представить следующим образом:

Найти матрицу  $\sigma_{it}$ , где  $i \in \overline{1, N}$ ,  $t \in \overline{1, T}$ , обеспечивающую минимум следующего функционала:

$$P_1 J_1 + P_2 J_2 + P_3 J_3 \rightarrow \min,$$

где  $P_1, P_2, P_3$  – представляют собой некоторые нечеткие параметры.

$$J_1 = \sum_{i=1}^N \sum_{t=1}^T f_{it} \rightarrow \min,$$

где  $f_{it} = \begin{cases} 1, \sigma_{it} \neq 0 \\ 0, \sigma_{it} = 0 \end{cases}$  – комфортность производства.

$$J_2 = \sum_{i=1}^N \sum_{t=1}^T \sum_{k=1}^{Tm} |\sigma_{it} Tr O_i f_{ik}^* - a_k t m_k| \rightarrow \min ,$$

где  $f_{ik}^* = \begin{cases} 1, Tm O_i = k \\ 0, Tm O_i \neq k \end{cases}$  – равномерная загрузка производства.

$$J_3 = \max_{t \in \overline{1, T}} f_t^{**} \rightarrow \min ,$$

где  $f_t^{**} = \begin{cases} t, \sum_{i=1}^T \sum_{i=1}^N \sigma_{it} = 0 \\ 0, \text{ иначе} \end{cases}$  – максимальная скорость

выполнения плана.

При ограничениях:

$$1. \sum_{t=1}^T \sigma_{it} = 0 ,$$

где  $i \in \overline{1, N}$  (общее количество операций постоянно).

$$2. \sigma_{it} Tr O_i f_{ik}^* \leq a_k t m_k ,$$

где  $i \in \overline{1, N}$ ;  $t \in \overline{1, T}$ ;  $k \in \overline{1, Tm}$ ;  $f_{ik}^* = \begin{cases} 1, Tm O_i = k \\ 0, Tm O_i \neq k \end{cases}$  (загрузка не превышает максимально допустимую).

$$3. Bal_{ct} \geq 0 ,$$

где  $c \in \overline{1, C}$ ;  $t \in \overline{0, T}$  (остатки положительны).

Задача оптимизации для реального машиностроительного предприятия насчитывает порядка 1 000 000

переменных, вследствие этого решение известными оптимизационными методами не представляется возможным. Однако существует ряд возможных ограничений, введение которых позволит значительно снизить количество переменных или же получить допустимые (не всегда оптимальные) решения [7].

К таким ограничениям можно отнести:

1. Проведение ABC анализа и поиск точного решения по А группе, считая, что ВС группы есть в запасах. Такое ограничение может серьезно упростить решение задачи оптимизации, создавая одновременно площадку для более эффективного управления запасами.

2. Введение понятия неразрывности тех процесса. В процессе подготовки изделия к производству прописываются тех процессы изготовления всех компонентов (кроме покупных). Каждый тех процесс содержит в себе набор операций (в среднем около 15 операций на компонент). Введение неразрывного планирования тех процесса обеспечит непрерывность тех процесса изготовления компонентов и при этом сократить количество переменных примерно в 15 раз.

3. Использование некоторых эмпирических методов календарного планирования, а именно:

- построение диаграммы Ганта, начиная с конца;
- последовательное построение диаграмм Ганта по убыванию приоритета изделий (т.е. сначала строим диаграмму Ганта для самого приоритетного изделия, затем на свободные мощности накладываем менее приоритетные и т.д.).

4. Разбиение элементов ГКПП на агрегаты, построение диаграммы Ганта для агрегированного ГКПП. Поиск точного решения для отдельных агрегатов изделия.

Таким образом, в данной работе приведена постановка задачи календарного планирования и представлена возможная методика решения.

#### Список литературы

- Гаврилов Д.А. Управление производством на базе стандарта MRP II. СПб.: Питер, 2002.
- Зайцев Н.Л. Экономика, организация и управление предприятием. М.: ИНФРА-М, 2004.
- Plossl G. Orlicky's Material Requirements Planning. 2 ed. New York: McGraw-Hill, 1997.
- Борисов Е. Ф. Экономическая теория: Учеб. пособие. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Юрайт, 1999. 384 с.
- Gaither N. Production and operations management / Norman Gaither, Gregory V. Frazier. 8th ed. Southwestern College Publishing, Cincinnati, 1999.
- APICS Dictionary. 6th ed. American Production and Inventory Control Society, 1987.
- Столбов В.Ю., Федосеев С.А. Модель интеллектуальной системы управления предприятием // Проблемы управления. 2006. № 5. С. 36–39.

#### List of literature

- Gavrilov D.A. Production management according to the standard MRPII. St.Petersburg, 2002.
- Zaitsev N.L. Economics, the enterprise organization and management. M.: IFRA-M, 2004.
- Plossl G. Orlicky's Material Requirements Planning. 2 ed. New York: McGraw-Hill, 1997.
- BorISOV E.F. Economical theory: Ref. book 2nd edition. M.: Yurait, 1999. P. 384.
- Gaither N. Production and operations management / Norman Gaither, Gregory V. Frazier. 8th ed. Southwestern College Publishing, Cincinnati, 1999.
- APICS Dictionary. 6th ed. American Production and Inventory Control Society, 1987.
- StolboV V.U., Fedoseev S.A. The model of the intellectual system of the enterprise management // Management problems. 2006. № 5. P. 36–39.

УДК 658.382.3

Осинцев Н.А.

## УПРАВЛЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТЬЮ ПРОИЗВОДСТВА НА РАБОЧИХ МЕСТАХ С ПРИМЕНЕНИЕМ АППАРАТА ТЕОРИИ НЕЧЕТКИХ МНОЖЕСТВ\*

Методы теории нечетких множеств в настоящее время находят все более широкое применение для описания и управления сложными техническими и организационными системами, для которых невозможно или экономически нецелесообразно применять точные методы управления.

Характерной предметной областью, изменение состояний в которой происходит в результате воздействия случайных факторов, является безопасность производства на рабочих местах. Рабочее место представляет собой первичное звено производства, где осуществляется взаимодействие трех основных элементов труда – предмета труда, средств труда и человека. Факторный анализ причин аварийности и травматизма показывает, что 94% всех случаев описываются четырьмя группами факторов. Анализ случаев, образующих каждую группу факторов, позволил выделить следующие главные факторы, существенно влияющие на уровень аварийности и травматизма на рабочих местах: персонал, организация производства, технические устройства и технология. По каждому из факторов на предприятиях на основании выполненных исследований предложено выделять соответствующие системы: управления персоналом, техническую, технологическую и организационную, являющиеся составной частью системы управления безопасностью производства (СУБП) [1].

Использование традиционных для данной предметной области методов анализа временных рядов, корреляционного и дисперсионного анализа не позволяет принять оперативных адекватных действий по управлению безопасностью производства на рабочих местах в СУБП связи с необходимостью сбора и анализа больших объемов статистических данных. Кроме того, активно разрабатывающиеся в настоящее время методы оценки безопасности производства на рабочих местах не всегда позволяют комплексно оценить производственный персонал, организацию производства и технологическое оборудование, их влияние друг на друга, а следовательно, выявить причины возникновения травм и аварий. Основная причина заключается в том, что показатели оценки персонала, организации производства и технологического оборудования имеют различную природу (одни носят качественный, другие количественный характер), и в совокупности трудно поддаются оценке традиционными математическими методами. Поэтому оценку безопасности производства на рабочем месте целесообразно производить с использованием моделей и методов теории нечетких множеств, позволяющих при использовании количественных и качественных характеристик показателей производить их комплексную оценку.

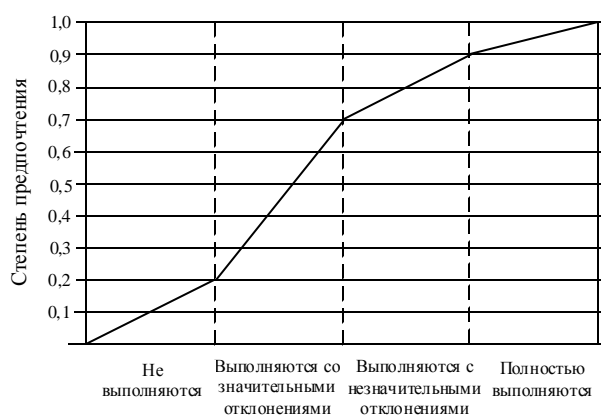
В отличие от традиционных математических методов, требующих на каждом шаге моделирования точных и однозначных формулировок закономерностей, методы теории нечетких множеств позволяют на основании как точных количественных показателей (степень износа, коэффициент использования оборудования, коэффициент механизации и автоматизации технологического процесса и др.), так и приближенных качественных оценок (степень регламентации работ, организационная и технологическая оснащенность рабочего места и др.) обобщать информацию о состоянии безопасности производства на рабочих местах в виде единой схемы с указанием слабых мест.

В работе [2] для оценки безопасности производства на рабочих местах разработана система универсальных показателей. Оценка производится с использованием интегрированного показателя (учитывающего количественные, качественные, временные и пространственные параметры работы персонала, технических устройств, технологии и организации работ) в совокупности с моделями и методами теории нечетких множеств.

Таблица 1

Значения показателей оценки безопасности производства на рабочем месте

Критерии оценки рабочего места $K_i$	Показатели оценки рабочего места $k_{ij}$			
	Качественный	Количественный	Временной	Пространственный
Персонал $K_1$	$k_{1,1}$	$k_{1,2}$	$k_{1,3}$	$k_{1,4}$
Организация $K_2$	$k_{2,1}$	$k_{2,2}$	$k_{2,3}$	$k_{2,4}$
Техника $K_3$	$k_{3,1}$	$k_{3,2}$	$k_{3,3}$	$k_{3,4}$
Технология $K_4$	$k_{4,1}$	$k_{4,2}$	$k_{4,3}$	$k_{4,4}$



Выполнение плановых работ по охране труда

Рис. 1. Пример функции принадлежности показателя «выполнения плановых мероприятий по охране труда»

\* Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Челябинской области.

Оценка соответствия работы персонала, технических устройств, технологии и организации работ на рабочих местах требованиям безопасности производства с использованием многокритериального выбора методом максимальной свертки в четыре этапа:

1 этап. Каждый анализируемый показатель описывается лингвистическими переменными (термами), характеризующими множество состояний безопасности производства на рабочем месте. Например, показатель «выполнение плановых мероприятий по охране труда» описывается четырьмя термами: «не выполняются», «выполняются со значительными отклонениями», «выполняются с незначительными отклонениями», «полностью выполняются».

2 этап. Производится построение функций принадлежности для показателей оценки и определяются конкретные значения функций принадлежности. Функция принадлежности задает степень предпочтения для каждого значения критерия оценки (степень предпочтения – вещественное число в интервале от 0 до 1) (рис. 1).

3 этап. Оценивается степень соответствия фактических показателей работы персонала, технических устройств, технологии и организации работ нормативным требованиям безопасности производства на рабочих местах

$$k_{ij} = \frac{B_{ij}^{\Phi}}{B_{ij}^H},$$

где  $k_{ij}$  – показатель соответствия j-го элемента (персонала, технических устройств, технологии, органи-

зации производства) нормативным требованиям безопасности производства по i-му параметру (качественному, количественному, пространственному, временному (табл. 1);  $B_{ij}^{\Phi}$  – фактическое значение показателя оценки рабочего места;  $B_{ij}^H$  – нормативное значение показателя оценки рабочего места.

4 этап. Производится оценка безопасности производства на рабочих местах

$$B = \frac{1}{4} \sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^4 M_i \cdot K_i,$$

где  $K_i$  – критерии оценки рабочего места;  $m$  – количество оцениваемых рабочих мест;  $M_i$  – коэффициент значимости оцениваемых параметров. Определяется построением матрицы попарных сравнений параметров. Для этого устанавливается важность параметра с использованием шкалы отношений, позволяющей сравнить в соответствие степеням предпочтения одного сравниваемого параметра перед другим некоторые числа.

Использование интегрированного показателя позволяет оценить степень соответствия фактических показателей работы персонала, технических устройств, технологии и организации работ нормативным требованиям безопасности производства на рабочих местах.

Полученные результаты позволяют производить комплексную оценку рабочих мест и на ее основе разрабатывать мероприятия по повышению эффективности и безопасности производства. Алгоритм

Таблица 2

Функции инструментов по повышению эффективности производства

Наименование инструмента	Функция инструмента	Место применения	
Информационные	Тесты	Оценка реального уровня квалификации и владения работником навыком безопасной работы	Отбор, обучение
	Анкеты	Оценка фактической / потенциальной опасности рабочего места; Оценка персонала по специальности и на конкретном производстве	Отбор, производство
	Паспорт рабочего места	Описание условий и особенностей работы; Схема ранжирования опасностей по тяжести последствий и сложности их устранения; Перечень нештатных ситуаций	Производство
	Паспорт технического объекта	Информация о технических характеристиках, ущербе от внеплановых простоев, затратах на ремонт, данные о аварийности и травматизме, связанных с эксплуатацией	Обучение, производство
	Перечень технологических линий	Информация о технологических линиях, ущербе от внеплановых простоев, затратах на ремонт, данные аварийности и травматизме, связанных с эксплуатацией	Обучение, производство
Аналитические	Сведения о рабочих местах	Оценка степени соответствия рабочего места выполняемой работе	Отбор, обучение, производство
	Экспертиза	Контроль выполнения мероприятий по повышению безопасности производства	Отбор, обучение, производство
	Регламенты работ	Информация об опасных ситуациях и последовательности действий рабочего места в опасных ситуациях	Обучение, производство
Воздействующие	Комплекты ситуационных задач	Выработка и контроль навыков безопасной и эффективной работы	Обучение, производство
	Обучающие семинары	Формирование компетенции персонала	Обучение
	Типовые наряд-задания	Информирование работников о степени опасности рабочего места и эффективных приемах труда при выполнении работ	Обучение, производство
	Совершенствование технологического звена	Оперативное управление параметрами технологических процессов	Производство
	Замена технологического звена	Замена применяемой технологии и технологического оборудования	Производство
	Ликвидация технологического звена	Передача функций неэффективного технологического звена стороннему предприятию	Производство



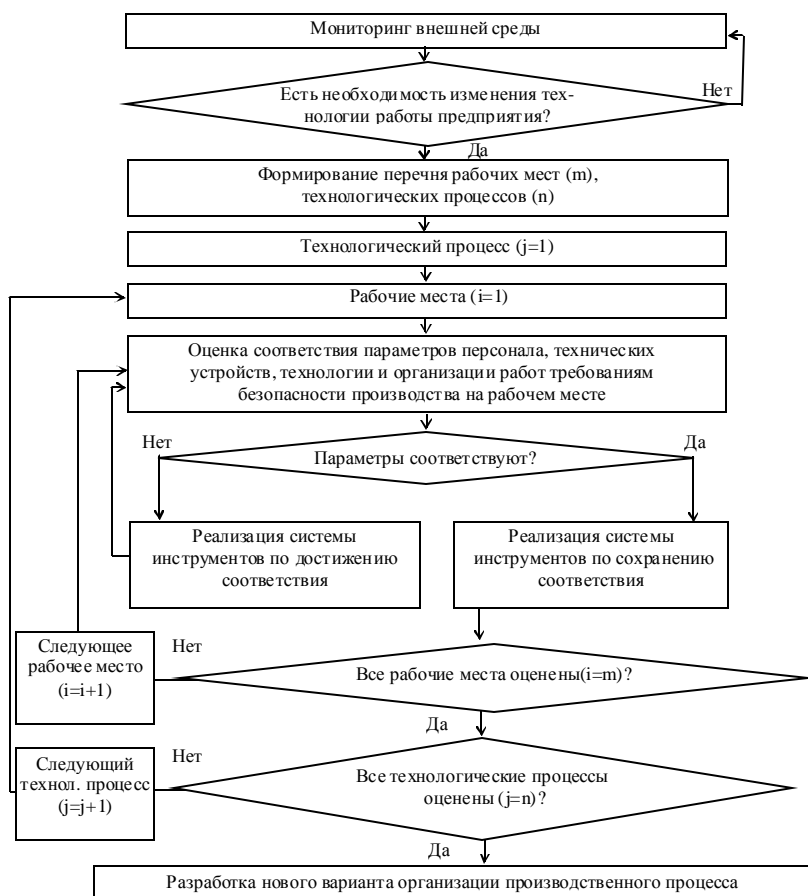


Рис. 2. Алгоритм управления безопасностью производства на рабочих местах

управления безопасностью производства на рабочих местах представлен на рис. 2.

Приведение в соответствие параметров персонала, технических устройств, технологии и организации работ требованиям безопасности производства основано на использовании разработанной системы инструментов (табл. 2). Инструменты разделены на группы по функциональному признаку – информационные, аналитические и воздействующие.

Таким образом, управление безопасностью производства на рабочих местах заключается в поэтапной оценке рабочих мест, задействованных в технологических процессах, с последующим принятием решений по приведению в соответствие параметров работы персонала, технических устройств, технологии и организации работ, нормативным требованиям безопасности производства на рабочих местах на основе использования разработанной системы инструментов. множеств // Комбинированная геотехнология: масштабы и перспективы применения: Материалы Междунар. науч.-техн. конференции, г. Учалы, 2005. Магнитогорск: МГТУ, 2006. С. 230–232.

#### List of literature

#### Список литературы

1. Сквородкин В.Ю., Галкин В.А., Кравчук И.Л. Методические рекомендации по формированию программы развития системы управления промышленной безопасностью и ее реализация на предприятиях, подконтрольных Управлению Челябинского округа Госгортехнадзора России / НТЦ-НИИОГР. Челябинск, 2000. 15 с.
2. Гавришев С.Е., Заляднов В.Ю., Осинцев Н.А. Оценка безопасности горного производства на рабочих местах многомерными термами и функциями принадлежности и теории нечетких
1. Skovorodkin V.U., Gakin V.A., Kravchuk I.L. The methodical recommendation on the development program of the management system of the industrial safety and its introduction at the enterprises under control of the Administration of Chelyabinsk region of the Gosgortekhnadzor of Russia / NTC-NIIOGR. Chelyabinsk, 2000. P. 15.
2. Gavrishov S.E., Zalyadnov V.U., Osintsev N.A. Safety assessment of the mining production workplace by means of the multidimensional terms and membership functions of the fuzzy sets // Combined geotechnology: dimension and prospects of application: materials of the international scientific and technological conferences, Uchaly, 2005. Magnitogorsk: MSTU, 2006. P. 230–232.

## РЕФЕРАТЫ

УДК 669.14:621.78.621.79:620.179:621.73

**Дуб А.В. Научно-производственному объединению по технологии машиностроения (ЦНИИТМАШ) – 80 лет.**

В статье освещены основные научные направления и достижения ученых ЦНИИТМАШ за период 80-летней деятельности.

*Ключевые слова:* ГНЦ РФ ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», высоконадежные материалы, машиностроение, атомная энергетика, атомные энергетические установки.

### ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

УДК 621.74.042

**Дуб А.В., Рябков В.М., Мирзоян Г.С., Бахметьев В.В., Цыбров С.В., Авдиенко А.В. Конкуренентоспособные технологии производства крупнотоннажных композитных прокатных валков методом центробежного литья.**

В статье представлены результаты научных исследований и промышленного освоения современного технологического производства крупнотоннажных композитных валков горячей прокатки, полученных прогрессивным методом центробежного литья.

Ил. 3. Табл. 1. Библиогр. 6 назв.

*Ключевые слова:* центробежное литье, прокатный валок, рабочий слой, прокатный стан, композит, изложница, теплоизоляционный слой, защитный флюс.

УДК 621.74:669.13

**Андреев В.В. Современные технологии изготовления из чугунов с вермикулярным графитом отливок с высокими эксплуатационными характеристиками.**

Исследованы физико-химические параметры чугуновых расплавов, обуславливающие формирование различных форм графита при затвердевании. Структурно-закалочным методом выявлены особенности кристаллизации чугунов с различной формой графита, последовательность выделения отдельных фаз и формообразование структурных составляющих по мере их роста при затвердевании расплава. Методами ионного грубого электролитического травления исследованы внутреннее строение и внешний облик включений вермикулярного графита в чугуне.

Ил. 4. Табл. 4. Библиогр. 9 назв.

*Ключевые слова:* чугун, вермикулярный графит, модификаторы, химический состав, структура, механические свойства.

### МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ

УДК 669.14.018.44

**Чечель Л.А., Кузнецов Е.В., Орлов А.С., Школьников Б.Э. Жаростойкая, жаропрочная хромомарганцевая аустенитная сталь ДИ59.**

Хромомарганцевая сталь ДИ59 разработана как жаростойкий, коррозионно-стойкий, жаропрочный материал для высоко температурных поверхностей нагрева котлов мощных энергоблоков теплоэнергетики взамен хромоникелевой стали 12X18H12T, которая не обеспечивает работу поверхностей нагрева в условиях сжигания серосодержащих топлив и, в первую очередь, мазута.

*Ключевые слова:* жаростойкость, жаропрочность, аустенитная сталь, деформационная способность, контактная стыковая сварка, комбинированная сварка, временное сопротивление разрыву, длительная прочность, крутозагнутые гибы, конвективный пароперегреватель высокого давления (КПП в.д.), оксидная пленка, магнетит, гематитовая губка, первичные кривые ползучести, исчерпание ресурса.

УДК 539.4

**Старченко Е.Г., Казанцев А.Г., Ходаков В.Д., Силаев А.А., Зубченко А.С. О возможности увеличения допустимого времени суммарной термообработки сварных соединений стали 10ГН2МФА при проведении ремонтных работ.**

Проведено исследование влияния продолжительности отпуска до 75 ч при температуре 620–660°C на свойства основного металла и сварных соединений стали 10ГН2МФА.

Исследования проводились на металле реальных сварных соединений приварки коллекторов и парогенераторов, вырезанных из выведенных из эксплуатации парогенераторов на Нововоронежской АЭС.

Показано, что после отпуска сварных соединений стали 10ГН2МФА при температуре 620–660°C суммарной продолжительностью до 75 ч металл сварных соединений отвечает требованиям, которые к нему предъявляются по ПНАЭ Г-7-002-86.

Ил. 3. Табл. 4. Библиогр. 6 назв.

*Ключевые слова:* сварные соединения, металл шва, флюс, электрод, термообработка, продолжительность отпуска, коллектор парогенератора, механические свойства, малоцикловая усталость, вязкость разрушения, критическая температура хрупкости, ударная вязкость.

УДК 539.26

**Змиенко Д.С., Корнеев А.Е., Скоробогатых В.Н., Ломакин П.А. Исследование микроструктуры 9–12% Cr стали для роторов турбин.**

Исследовалось влияние времени отпуска на структуру и свойства стали 9–12% Cr для роторов турбин. Образцы подвергались аустенизации при температуре 1050–1070°C с последующим охлаждением на воздухе. Отпуск проводился при T=700°C продолжительностью от 1 до 13 ч. Была построена зависимость твердости от времени отпуска. На полученной кривой существует максимум, соответствующий 3 ч времени отпуска образца, что хорошо совпадает с изменениями микроструктуры. Вероятнее всего максимум твердости обусловлен начальным этапом формирования вторичной фазы – VC (этап предвыделения характеризуется наибольшей твердостью). Полученные результаты следует учитывать при назначении времени отпуска конкретного изделия.

Ил. 5. Библиогр. 3 назв.

*Ключевые слова:* сталь 9-12% Cr, MC карбиды, микроструктура.

УДК 621.793.72

**Береговский В.В., Духопельников Д.В., Марахтанов М.К., Щуренкова С.А. Сравнительный анализ капельной фазы в покрытиях, полученных методом вакуумно-дугового осаждения на установках типа ННВ и Platit 80.**

В работе приведена методика исследований и сравнительный анализ капельной фазы в покрытиях TiN, полученных на двух различных по конструкции и величинам магнитных полей дуговых испарителях при одинаковых физических условиях (ток разряда, напряжение, давление) и равных толщинах осажденных покрытий. Установлено, что основной размер капель для установки типа ННВ составляет 1–3 мкм, относительное содержание капель в объеме покрытия 7,4%. Для установки Platit основной размер капель 0,5–1 мкм, количество капельной фазы в покрытии 9%.

Ил. 4. Библиогр. 12 назв.

*Ключевые слова:* капельная фаза, вакуумно-дуговой разряд, катодное пятно, магнитное поле, скорость катодного пятна.

УДК 621.785.533

**Цих С.Г., Гришин В.И., Лисицкий В.Н. Опыт применения карбонитрации стальных деталей и инструмента в машиностроении.**

Изложены вопросы технологии и практики использования в промышленности высокоэффективного метода химико-термической обработки металлов – карбонитрации, имеющего большое значение в повышении качества деталей машин и различного вида инструментальной оснастки. Приведены сведения о свойствах диффузионного слоя конструкционных материалов деталей машин и инструмента после карбонитрации.

Ил. 4. Табл. 2. Библиогр. 10 назв.

*Ключевые слова:* карбонитрация, жидкостное азотирование, химико-термическая обработка металлов, диффузионный слой, расплав солей, износостойкость, коэффициент трения, твердость, микротвердость, комбинированное упрочнение, наплавка аргонодуговая, наплавка лазерная, оборудование.

## НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.9.048.4.7

**Рябков В.М., Рябков Д.В. Процессы самоорганизации в формировании наноструктурного слоя чистого железа (Fe) при модификации поверхности стального проката электролитно-плазменной нанотехнологией.**

В статье рассмотрен принцип реализации электролитно-плазменной нанотехнологии модификации поверхности стального проката с целью формирования на его поверхности наноструктурного слоя чистого железа, обладающего уникальными функциональными свойствами.

Ил. 3. Библиогр. 7 назв.

*Ключевые слова:* процесс, самоорганизация, наноструктурный, чистка, железо, модификация, поверхность, сталь, прокат, электролит, плазма, нанотехнология, кристаллит, нанокластер, поле, магнитное, напряженность, ориентация.

## НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ

УДК 621.74.002.6

**Гущин Н.С., Ковалевич Е.В., Петров Л.А., Пестов Е.С. Новый метод изготовления рабочих органов погружных центробежных насосов из аустенитного чугуна с шаровидным графитом.**

Изучено влияние формы графита на физико-механические свойства аустенитного никелевого чугуна типа «нирезист». Определены состав модифицирующей смеси и наиболее эффективный и экологически чистый способ сфероидизирующего модифицирования аустенитного чугуна с целью получения в нем включений графита шаровидной правильной формы (по ГОСТ 3443-87).

Установлены основные параметры наиболее экологически чистого технологического процесса производства высококачественных отливок ступеней погружных бесштанговых центробежных насосов, используемых для добычи нефти, из чугуна «нирезист» с шаровидным графитом методом стопочного литья.

Ил. 5. Табл. 3. Библиогр. 4 назв.

*Ключевые слова:* аустенитный никелевый чугун, модификатор, МДС-процесс, шаровидный и пластинчатый графит, центробежный нефтяной насос, отливки рабочей ступени, песчаная форма, стопочное литье, микроструктура и свойства чугуна.

УДК 621.002

**Клауч Д.Н., Овсенко А.Н., Овумян Г.Г., Кушева М.Е., Щегольков Н.Н., Кудинов А.А. Технологические методы повышения качества изготовления и ресурса работы турбинных лопаток**

Приведены результаты исследования влияния методов и режимов механической обработки и поверхностного пластического деформирования на состояние поверхностного слоя (шероховатость, микротвердость, микроструктуру, химический состав, остаточные напряжения), а также на эксплуатационные средства лопаточных жаропрочных и титановых сплавов. Установлены методы и режимы обработки, обеспечивающие повышение надежности и ресурса работы лопаток паровых и газовых турбин.

Ил. 10. Библиогр. 3 назв.

*Ключевые слова:* технологические методы, качество, ресурс, турбинные лопатки, поверхностный слой, дефекты, шлифование, полирование, шероховатость, микротвердость, остаточные напряжения, усталостная прочность.

## ЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИИ, ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ

УДК 621.181.123:621.184.64

**Петриков С.А., Попов В.С., Хованов Н.Н. Пути интенсификации теплообмена в трубопроводных каналах тепловых энергоустановок.**

В статье представлены результаты теоретических и практических исследований по интенсификации теплообменных процессов в энергоустановках за счет модификации форм и геометрии теплообменных поверхностей дымогарных труб и определены пути реализации технологических процессов по их изготовлению.

Ил. 10. Библиогр. 8 назв.

*Ключевые слова:* теплообменные аппараты, теплообмен, трубы, теплоноситель, турбулизация, интенсификация, гидродинамика, конструкция, технология.

## МЕТОДЫ И СРЕДСТВА ИЗМЕРЕНИЙ, КОНТРОЛЯ, АНАЛИЗА

УДК 620.179.15

**Капустин В.И., Рябов А.Н., Козин Ю.Н., Шведов Л.И., Максимова Т.Н. Оценка возможности применения гамма-дефектоскопов с источником излучения Селен-75 для контроля сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС толщиной до 40 мм по стали.**

Проведена теоретическая оценка оптических контрастов изображений при использовании радионуклидного источника Селен-75 с помощью модели формирования радиационных изображений, которая показала принципиальную возможность расширения диапазона контролируемых толщин до 40 мм по стали при контроле сварных соединений оборудования и трубопроводов АЭС. Теоретические данные были подтверждены экспериментальными исследованиями на Калининской АЭС.

Ил. 2. Табл. 1. Библиогр. 8 назв.

*Ключевые слова:* дефект, гамма-дефектоскоп, радиографический контроль, радионуклидный источник Селен-75, оборудование и трубопроводы АЭУ, радиационный контраст.



**ПУБЛИКАЦИИ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ**

УДК 622.831.322

**Нестерова С.Ю. Оценка эффективности горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели для предотвращения газодинамических явлений при механизированной выемке карналлита.**

Представлены результаты экспериментальных исследований процессов дегазации карналлитового пласта, основанных на измерениях значений остаточной газоносности и показателя воздухопоглощения пород в зоне влияния горизонтальной дегазационно-разгрузочной щели.

Ил. 4. Библиогр. 7 назв.

*Ключевые слова:* калийные месторождения, дегазационно-разгрузочная щель, газодинамические явления, комбайновая отработка карналлита, горное давление.

УДК 621.746.5:669.14

**Юречко Д.В., Казаков А.А., Филиппова В.П., Желнин Ю.М. Алексеев А.Г. Усовершенствование вторичного охлаждения слябов при непрерывной разливке стали на криволинейной машине с вертикальным участком.**

Совершенствование вторичного охлаждения слябовой непрерывно-литой заготовки позволило существенно снизить аварийность при разливке стали на криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком и улучшить качество поверхности отливаемой заготовки.

Ил. 3.

*Ключевые слова:* слябовая МНЛЗ, вертикальный участок, вторичное охлаждение, качество металла.

УДК 669.187.25

**Алексеев Л.В., Столяр А.М. Особенности выплавки полупродукта в сверхмощной дуговой сталеплавильной печи с различным расходом жидкого чугуна.**

Методом статистической обработки опытных данных установлены зависимости основных показателей работы дуговой сталеплавильной печи и содержания различных примесей в металле перед выпуском из печи от расхода жидкого чугуна в шихте. Рекомендован рациональный расход жидкого чугуна для достижения высокой производительности агрегата и низкого содержания примесей в выплавленном полупродукте.

Ил. 4. Библиогр. 3 назв.

*Ключевые слова:* дуговая сталеплавильная печь, металлическая шихта, расход жидкого чугуна, показатели работы печи, выплавка полупродукта, содержание примесей в металле.

УДК 621.771

**Радионова Л.В., Бужланова Ю.В. Применение математических моделей для прогнозирования микроструктуры и механических свойств катанки из высокоуглеродистых марок стали.**

Показана возможность применения комплексной математической модели для прогнозирования микроструктуры и механических свойств высокоуглеродистой катанки в потоке непрерывного прокатного стана.

Общая модель включает в себя математическую модель температурно-скоростного режима прокатки, модель распределения температурного поля по сечению и модель прогнозирования микроструктуры проката.

Управление структурой и свойствами проката посредством математического моделирования позволит повысить комплекс механических и эксплуатационных свойств катанки.

Ил. 3. Библиогр. 5 назв.

*Ключевые слова:* высокоуглеродистая катанка, горячая прокатка, режим охлаждения, математическое моделирование, механические свойства.

УДК 539.62

**Чукин М.В., Барышников М.П., Беляев А.О. Методика оценки коэффициента пропорциональности в процессах ОМД с применением средств объектно-ориентированного программирования.**

Проведение математического моделирования изменения геометрических параметров взаимодействия двух поверхностей с использованием подхода к рассмотрению области взаимодействия как некомпактной среды.

С использованием описанного программного обеспечения производится статистическая обработка полученных данных. Таким образом, доказано, что значения пористости зоны контактирования подчиняются закону нормального распределения. Это позволит установить области вероятных значений с приемлемой степенью достоверности.

Ил. 6. Библиогр. 2 назв.

*Ключевые слова:* контактное взаимодействие, некомпактная среда, пористость, коэффициент трения, компьютерное моделирование, программирование.

УДК 519.711.3:371.214.27

**Вожяков А.В., Гитман М.Б. Модель календарного планирования с нечеткими ограничениями.**

Рассматривается модель календарного планирования производства. В качестве математического аппарата исследования используется подход с позиции теории нечетких множеств. Данная модель применяется для решения задачи планирования в условиях действующего производства.

Библиогр. 7 назв.

*Ключевые слова:* управление производством, система планирования, модель календарного планирования, оптимальное управление, план-график, математическая модель.

УДК 658.382.3

**Осинцев Н.А. Управление безопасностью производства на рабочих местах с применением аппарата теории нечетких множеств.**

Предложен интегрированный показатель оценки эффективности и безопасности производства на рабочих местах, расчет которого основан на использовании математического аппарата теории нечетких множеств, а также методика управления безопасностью производства, обеспечивающая повышение эффективности и безопасности производства на рабочих местах.

Ил. 2. Табл. 2. Библиогр. 2 назв.

*Ключевые слова:* управление, безопасность, теория нечетких множеств, рабочее место.

## REPORTS

UDK 669.14:621.78.621.79:620.179:621.73

**Dub A.V. Scientific and technical association of manufacturing engineering (Central Research Institute of Manufacturing Engineering) – 80 years old.**

*Key words:* SSC RF OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering”, safe materials, manufacturing engineering, atomic power engineering, atomic power installation.

### CASTING PRODUCTION

UDK 621.74.042

**Dub A.V., Ryabkov V.M., Mirzoyan G.S., Bakhmetiev V.V., Tsybrov S.V., Avdienko A.V. Competitive production methods of large-capacity composite forming rolls through the spun casting.**

The article shows the results of the scientific researches and modern technological production of the large-capacity composite forming rolls in the hot rolling that were received due to the method of spun casting.

Fig. 3. Table 1. Bibliogr. 6 items.

*Key words:* spun casting, forming roll, working layer, rolling mill, composite, casting mold, heat-insulating layer, protective flux.

UDK 621.74:669.13

**Andreev V.V. Modern technologies of cast iron production with vermiculite graphite that have good operating characteristics.**

The article researches physical and chemical parameters of cast iron melts that contribute to form various graphite forms in hardening. The structural and quenching method shows the peculiarities of cast iron crystallization with various graphite forms, succession of separate phases and structural component formation in their length while the melt is hardening. The methods of the ion coarse electroetching allow to study an internal and external structure of vermiculite graphite in cast iron.

Fig. 4. Table 4. Bibliogr. 9 items.

*Key words:* cast iron, vermiculite graphite, modifiers, chemical composition, structure, mechanical properties.

### MATERIAL SCIENCE AND HEAT TREATMENT OF METALS

UDK 669.14.018.44

**Chechel L.A., Kuznetsov E.V., Orlov A.S., Shkolnikova B.E. Heat-resistant, high-temperature chrome-manganese austenitic steel DI59.**

Chrome-manganese steel DI 59 is worked out as a heat-resistant, corrosionproof, high-temperature material for high-temperature surfaces of the boilers in the strong power units of heat-and-power engineering instead of chromium-nickel steel 12X18H12T that doesn't provide the heating surface in burning hydrosulfuric fuel and especially black oil fuel.

*Key words:* heat-resistance, high-temperature strength, austenitic steel, deformation capacity, contact butt-seam welding, combined welding, tensile strength, long-term strength, steep bendings, convection superheater of high-pressure, oxide film, magnetite, hematite jaw, primary creep curve, resource exhaustion.

UDK 539.4

**Starchenko E.G., Kazantsev A.G., Khodakov V.D., Silaev A.A., Zubchenko A.S. About the increase in allowed time of the total heat treatment of steel 10GN2MFA weld connections during the repair work.**

The research is carried out to define the influence of tempering length up to 75h at the temperature of 620-660°C on the properties of the main metal and welded connections of steel 10GN2MFA.

The experiments were conducted on the metal of real weld connections of the collector and generator welding that were cut from the steamgenerators out of operation in Novovoronezh APP. After the tempering of welded connections of steel 10GN2MFA at the temperature of 620-660°C with the total length up to 75h the metal of welded connections meets the requirements that were set according to PNAEG-7-002-86.

Fig. 3. Table 4. Bibliogr. 6 items.

*Key words:* welded connections, weld metal, flux, electrode, heat treatment, total length, steamgenerator collector, mechanical properties, low-cycle fatigue, fracture toughness, critical brittle temperature, impact toughness.

UDK 539.26

**Zmienko D.S., Korneev A.E., Skorobogatykh V.N., Lomakin P.A. The research of the microstructure of 9–12% Cr steel for the turbine rotor.**

The research shows the impact of the tempering time on the structure and 9–12% Cr steel properties for the turbine rotors. The patterns underwent the process of austenitizing at the temperature of 1050–1070°C followed by the air cooling. The tempering lasted from 1h to 13h at the temperature of 700°C. The dependence of hardness on the tempering time was constructed. In the given curve there is maximum that corresponds to 3 hour tempering time of the pattern and coincides with the microstructure fluctuations. The firmness maximum is most likely to be determined by the initial stage of the second phase formation – VC (the pre-deposition stage is characterized by maximum firmness). The given results should be taken into account to set tempering time for each article.

Fig. 5. Bibliogr. 3 items.

*Key words:* 9–12% Cr steel, MS carbides, microstructure.

UDK 621.793.72

**Beregovsky V.V., Dukhopelnik D.V., Marakhtanov M.K., Tschurenkov S.A. The comparative analysis of the drop phase in the coatings obtained by the method of the vacuum and arc depositions at the NNB and Platitπ80 installations.**

The work describes the research methods and comparative analysis of the drop phase in TiN coatings at the two arc evaporators that differ in the construction and size of the magnetic fields under the same physical conditions (discharge current, tension, and pressure) and at the equal thickness of the deposits. The basic drop size for NNB installation is 1–3 mkm, the relative content of the drops in the covering capacity is 7.4%. For Platitπ80 installation the basic drop size is 0.5–1 mkm, the quantity of the drop phase in the coatings is 9%.

Fig. 4. Bibliogr. 12 items.

*Key words:* drop phase, vacuum and arc discharge, cathode spot, magnetic field, cathode spot speed.

UDK 621.785.533

**Tsikh S.G., Grishin V.I., Lisitsky V.N. The experiment of the steel component and tool carbonization in the mechanical engineering.**

The article considers the questions of technology and practical industrial usage of highly effective method of the surface metal treatment – carbonization that contributes to improving the quality of the machinery components and other equipment. There are data of the diffusion layer properties of the constructional material in the machinery components and tool after the carbonization.

Fig. 4. Table 2. Bibliogr. 10 items.

*Key words:* carbonization, liquid-column nitration, surface metal treatment, diffusion layer, saline melt, wearing capacity, friction coefficient, hardness, microhardness, combined strengthening, argon-arc facing, laser facing, equipment.

## NANOMATERIALS AND NANOTECHNOLOGIES

UDK 621.9.048.4.7

**Ryabkov V.M., Ryabkov D.V. The self-organization process in the nanostructural layer formation of pure iron (Fe) in the modification of the rolled iron surface through the electrolytic and plasmatic nanotechnology.**

The article considers the principle of the electrolytic and plasmatic nanotechnology in the modification of the rolled iron surface to form a nanostructural layer of pure iron that possesses unique functional properties.

Fig. 3. Bibliogr. 7 items.

*Key words:* process, self-organization, nanostructural, cleaning, iron, modification, surface, steel, rolled iron, electrolyte, plasma, nanotechnology, crystallite, nanocluster, field, magnetic, intensity, orientation.

## NEW TECHNOLOGICAL PROCESSES AND EQUIPMENT

UDK 621.74.002.6

**Gutschin N.S., Kovalevich E.V., Petrov L.A., Pestov E.S. The new method of operating element production of the sinking rotary pumps made of austenitic iron with spherical graphite.**

The article shows the impact of the graphite form on the physical and mechanical properties of austenitic nickel iron like Ni-resist cast iron. The composition of the modifying blend is defined and the ecological method of the spheroidizing modification of austenitic iron is found to achieve carbon spots of the spherical regular form (according to State Standard 3443-87).

There are basic parameters of a more ecological technological production process of high-quality casts of the phases in the sinking rodless rotary pumps that are used for the oil extraction and made of Ni-resist cast iron with spherical graphite through the stack casting.

Fig. 5. Table 3. Bibliogr. 4 items.

*Key words:* austenitic nickel iron, modifier, MDS-process, spherical and flaked graphite, rotary oil pump, casts of an operating phase, sand mold, stack casting, microstructure and iron properties.



UDK 621.002

**Klauch D.N., Ovseenko A.N., Ovumyan G.G., Kutscheva M.E., Tschegolkov N.N., Kudinov A.A. The technological methods of improving the quality and resources of the turbine buckets.**

The results of the research show the impact of the methods and modes of mechanical treatment and superficial plastic deformation on the state of the surface layer (roughness, microhardness, microstructure, chemical composition, microhardness) as well as on the operational facilities of the spade heatproof titanium alloys. The methods and operating modes that provide more safety and working potential of the steam and gas turbines are defined.

Fig. 10. Bibliogr. 3 items.

*Key words:* technological methods, quality, resource, turbine buckets, surface layer, defects, grinding, burnishing, roughness, microhardness, microhardness, fatigue resistance).

## POWER ENGINEERING OF METALLURGY, ENERGY SAVING AND ELECTRICAL COMPLEXES

UDK 621.181.123:621.184.64

**Petrikov S.A., Popov V.S., Khovanov N.N. The ways of heat transfer enhancement in the pipe-line canals of the thermal power plants.**

The article gives the results of the theoretical as well as practical researches of heat transfer enhancement in the thermal power plants owing to the form and configuration modification of the heat interface in the smoke tubes. The ways of the technological processes of their production are defined.

Fig. 10. Bibliogr. 8 items.

*Key words:* heat-exchange apparatus, heat exchange, pipes, heat carrier, turbulization, intensification, construction, technology.

## METHODS AND MEANS OF MEASUREMENTS, CONTROL AND ANALYSIS

UDK 620.179.15

**Kapustin V.I., Ryabov A.N., Kozin U.N., Shvedov L.I., Maximova T.N. The application assessment of the gamma-ray flow detectors with Celen-25 radiation source for controlling the welded connections of the equipment and APP pipelines up to 40mm wide in steel.**

The article gives a theoretical assessment of the optical image contrast while using Celen-25 radioactive source by means of the model of the radiation image formation that allows increasing the range of the controlled thicknesses up to 40mm in steel at the welded connections of the equipment and APP pipelines. The theoretical data were proved by experimental researches in Kalininky APP.

Fig. 2. Table 1. Bibliogr. 8 items.

*Key words:* defect, gamma-ray flow detector, radiographic control, Celen-25 radioactive source, equipment and APP pipelines, radiation contrast.

## YOUNG SCIENTISTS' PUBLICATIONS

UDK 622.831.322

**Nesterova S.Y. The efficiency assessment of the horizontal degassing and unloading fracture to prevent the gas-dynamic phenomena in the mechanical carnallite excavation.**

The results of the experimental researches of the carnallite layer degasification are shown. They are based on the measurements of the residual gas content indicators and index of the air absorbent rock in the horizontal degassing and unloading fracture.

Fig. 4. Bibliogr. 7 items.

*Key words:* potash deposits, degassing and unloading fracture, gas-dynamic phenomena, cut-loading carnallite treatment, rock pressure.

UDK 621.746.5.669.14

**Yurechko D.V., Kazakov A.A., Filippova V.P., Zhelnin Y.M., Alekseev A.G. The enhancement of the slab secondary cooling in the continuous casting at the curvilinear machine with the vertical bend.**

The enhancement of the slab secondary cooling of the continuous casting allows decreasing the emergency in steel casting at the curvilinear continuous casting machine with the vertical bend and improving the quality of the surface in the casting billet.

Fig. 3.

*Key words:* slab continuous casting machine, vertical bend, secondary cooling, steel quality.

UDK 669.187.25

**Alekseev L.V., Stolyarov A.M. The peculiarities of semi-product melting in the super-power arc steel furnace with a different consumption of hot metal.**

The method of statistical data processing indicates the dependence of the basic indices of the arc steel furnace and the content of various metal additives at the outlet of the furnace on the consumption of hot metal in the charge. To reach a high unit capacity and low content of additives in the melted semi-product the rational consumption of hot metal is recommended.

Fig. 4. Bibliogr. 3 items.

*Key words:* arc steel furnace, metal charge, consumption of hot metal, furnace indices, semi-product melting, content of additives.

UDK 621.771

**Radionova L.V., Buzhlanova Y.V. The mathematical models to forecast the microstructure and mechanical properties of the rod made of high-carbon steel.**

The article describes complex mathematical models to forecast the microstructure and mechanical properties of a high-carbon rod in the continuous casting mill. The general model includes the mathematical model of the temperature and speed mode of the rolling, the model of the distribution of the temperature field in section and the model of forecasting rolling microstructure.

Controlling the structure and rolling properties through the mathematical modeling allows improving a set of mechanical and operational properties of the rod.

Fig. 3. Bibliogr. 5 items.

*Key words:* high-carbon rod, hot rod, cooling mode, mathematical modeling, mechanical properties.

UDK 621.771

**Chukin M.V., Baryshnikov M.P., Belyaev A.O. The assessment methods of the proportionality coefficient in MDP processes by means of the objective and oriented programming.**

The article considers the mathematical modeling of the geometrical parameter variation in the interaction of two surfaces dealing with the interaction region as a non-compact sphere.

The given software support allows processing the data. Thus, it is proved that the indicators of the contacting zone porosity obey the normal distribution. It will allow setting a range of probable indicators with a degree of certainty.

Fig. 6. Bibliogr. 2 items

*Key words:* contact interaction, non-compact sphere, porosity, friction coefficient, computer modeling, programming.

UDK 519.711.3:371.214.27

**Vozhakov A.V., Gitman M.B. The scheduling modeling with odd limits.**

The scheduling modeling of the production flow is considered. The approach of odd numbers are used as mathematical instrument of the research. The given model is used to solve problems of production flow planning .

Bibliogr. 7 items.

*Key words:* production control, planning system, scheduling modeling, optimal control, schedule, mathematical model.

UDK658.382.3

**Osintsev N.A. The production security management at the work places using the theory of odd numbers.**

The article suggests the integrated parameter of efficiency and security assessment at the workplaces. The calculations are based on the theory of odd numbers and the security management methods that increase efficiency and security at the workplaces.

Fig. 2. Table 2. Bibliogr. 2 items.

*Key words:* management, security, theory of odd numbers, workplace.

## СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**Авдиенко Андрей Владимирович** – заместитель начальника цеха изложниц ЗАО «МРК» ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

**Алексеев Александр Геннадьевич** – инженер-технолог 2-й категории лаборатории непрерывной разливки стали ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», тел. (3519) 25-45-52.

**Алексеев Леонид Вячеславович** – инженер-технолог электросталеплавильной лаборатории ЦИК ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», аспирант кафедры металлургии чёрных металлов ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. (3519) 24-07-03.

**Андреев Валерий Вячеславович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495) 675-81-94.

**Барышников Михаил Павлович** – кандидат технических наук, и.о. доцента кафедры машиностроительных и металлургических технологий ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. (3519) 29-85-12.

**Бахмеев Виталий Викторович** – директор ЗАО «МРК» ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».

**Беляев Алексей Олегович** – аспирант кафедры машиностроительных и металлургических технологий ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. +79030913867, e-mail: beglyi@mgn.ru, bleks@mail.ru.

**Береговский Владимир Васильевич** – заместитель директора института технологии поверхности и наноматериалов ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. +7 (495) 787-04-90, e-mail: coating@cniitm.com.

**Бужланова Юлия Васильевна** – аспирант, инженер патентно-информационного отдела ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел.: +79030915765, (3519) 29-84-63, e-mail: yuliabuzh@mail.ru.

**Вожаков Артем Викторович** – аспирант кафедры математического моделирования систем и процессов ГОУ ВПО «Пермский государственный технический университет».

**Гитман Михаил Борисович** – доктор физико-математических наук, профессор ГОУ ВПО «Пермский государственный технический университет».

**Гришин Виталий Иванович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-87-21.

**Гущин Николай Сафонович** – кандидат технических наук, Лауреат премии Правительства РФ, заместитель заведующего отдела литейных процессов ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, факс (495) 675-89-15.

**Дуб Алексей Владимирович** – доктор технических наук, профессор, генеральный директор ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва. Тел.: 675-83-02, факс: 674-21-96, <http://www.cniitmash.ru>, e-mail: cniitmash@cniitmash.ru.

**Духопельников Дмитрий Владимирович** – кандидат технических наук, заведующий лабораторией, доцент кафедры Э8 МГТУ им. Баумана, г. Москва.

**Желнин Юрий Михайлович** – инженер-технолог 1-й категории лаборатории непрерывной разливки стали ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», тел. (3519) 25-45-52.

**Змиенко Дмитрий Сергеевич** – младший научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. +7(495)675-8516, e-mail: zmienko@gmail.com.

**Зубченко Александр Степанович** – доктор технических наук, профессор, заместитель директора по научной работе ОКБ «ГИДРОПРЕСС», г. Москва.

**Казиков Александр Сергеевич** – аспирант кафедры металлургии черных металлов ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», инженер-технолог 2-й категории лаборатории непрерывной разливки стали ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», тел. (3519) 25-45-52.

**Казанцев Александр Георгиевич** – доктор технических наук, заведующий отделом прочности ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 675-89-05, e-mail: kazantsev\_a\_g@mail.ru.

**Капустин Виктор Иванович** – кандидат технических наук, заведующий лабораторией радиационной дефектоскопии ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 234-1906.

**Клауч Дмитрий Николаевич** – кандидат технических наук, заведующий отделом технологии холодной обработки металлов и зубчатых передач ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.

**Ковалевич Евгений Владимирович** – доктор технических наук, профессор, Лауреат премии Правительства РФ, зав. лабораторией ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, факс (495) 675-89-15.

**Козин Юрий Николаевич** – главный специалист Дирекции материаловедения концерна "Росэнергоатом", г. Москва.

**Корнеев Алексей Евгеньевич** – кандидат физико-математических наук, заведующий отделением ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. +7(495)675-8516, e-mail: aeoroot@inbox.ru.

**Кудинов Анатолий Алексеевич** – доктор технических наук, главный научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.

**Кузнецов Евгений Васильевич** – кандидат технических наук, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.

**Кущева Марина Евгеньевна** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОТХОМ и ЗП ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.

**Лисицкий Владимир Наумович** – научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-87-21.

- Ломакин Петр Алексеевич** – заведующий лабораторией ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. +7(495)6758183.
- Максимова Татьяна Николаевна** – ведущий технолог ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Марахтанов Михаил Константинович** – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой Э8 «Электро-ракетные двигатели и плазменные энергетические установки» МГТУ им. Баумана, г. Москва.
- Мирзоян Генрих Сергеевич** – советник генерального директора ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Нестерова Светлана Юрьевна** – соискатель лаборатории геотехнологических процессов и рудничной газодинамики Горного института УрО РАН, г. Пермь, тел. (342)216-75-02, e-mail ssa@mi-perm.ru.
- Овсенко Александр Николаевич** – доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник ОТХОМ и ЗП ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.
- Овумян Гагик Гегамович** – доктор технических наук, заведующий лабораторией ОТХОМ и ЗП ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.
- Орлов Александр Сергеевич** – ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-42.
- Осинцев Никита Анатольевич** – кандидат технических наук, и.о. доцента кафедры промышленного транспорта ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. (3519) 29-85-16.
- Пестов Евгений Степанович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, факс (495) 675-89-15.
- Петриков Сергей Анатольевич** – кандидат технических наук, генеральный директор ОАО «Дорогобужкотломаш», пос. Верхнеднепровский, Смоленская обл., тел. (495) 223-06-47.
- Петров Лев Александрович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, факс (495) 675-89-15.
- Попов Владимир Сергеевич** – кандидат технических наук, заместитель генерального директора по инновационным проектам и развитию ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел.: (495) 677-1350.
- Радионова Людмила Владимировна** – кандидат технических наук, доцент кафедры материаловедения и термической обработки металлов ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. (3519) 29-85-67, e-mail: RadionovaLV@rambler.ru.
- Рябов Виталий Макарович** – заместитель генерального директора по научной работе ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел.: 675-83-02, 675-83-01, e-mail: cniitmash@cniitmash.ru.
- Рябов Данила Витальевич** – заведующий отделом № 39 «Экологически безопасные, энергоресурсосберегающие технологии и машины» ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Рябов Александр Николаевич** – первый заместитель генерального директора ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Силаев Алексей Альбертович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник отдела прочности ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Скоробогатых Владимир Николаевич** – кандидат технических наук, заместитель генерального директора ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. +7(495)6758559.
- Старченко Евгений Григорьевич** – кандидат технических наук, директор института сварки ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Столяров Александр Михайлович** – доктор технических наук, доцент, профессор кафедры металлургии чёрных металлов ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел.: (3519) 29-84-49, 22-76-77.
- Филиппова Валентина Петровна** – инженер-технолог 1-й категории лаборатории непрерывной разливки стали ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», тел. (3519) 25-45-52.
- Хованов Николай Николаевич** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-85-60.
- Ходаков Вячеслав Дмитриевич** – кандидат технических наук, заведующий лабораторией ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Цих Сергей Геннадиевич** – кандидат технических наук, заведующий лабораторией ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-87-21.
- Цыбров Сергей Васильевич** – начальник цеха изложниц ЗАО «МРК» ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат».
- Чечель Людмила Анатольевна** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. (495) 675-81-08.
- Чукин Михаил Витальевич** – доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой машиностроительных и металлургических технологий ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», тел. (3519) 29-85-12.
- Шведов Леонид Иванович** – ведущий технолог ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.
- Школьников Бальбина Эммануиловна** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОАО «ВГИ», г. Москва, тел. (495) 675-00-23 доб.23-30.
- Щегольков Николай Николаевич** – доктор технических наук, главный научный сотрудник ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, тел. 8(495)675-83-05.
- Щуренкова Светлана Александровна** – младший научный сотрудник института технологии поверхности и наноматериалов ОАО НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, аспирант МГТУ им. Баумана, тел.: +7-910-409-34-47, e-mail: svetlana@cniitm.com.
- Юречко Дмитрий Валентинович** – кандидат технических наук, и.о. начальника лаборатории непрерывной разливки стали ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», тел. (3519) 25-45-52.



## THE INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

**Alexeev Alexander Gennad'evich** – industrial engineer of the 1<sup>st</sup> category laboratory of the continuous casting of the OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”. Phone: (3519) 25-45-52.

**Alexeev Leonid Vyacheslavovich** – industrial engineer of the electric furnace laboratory of CLK of the OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”, post-graduate of the ferrous metal department of the SEE HPE «Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov». Phone: (3519) 24-07-03.

**Andreev Valery Vyacheslavovich** – candidate of technical sciences, leading research assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: 8(495) 675-81-94.

**Avdienko Andrei Vladimirovich** – deputy chief of the mould shop CJSC «MRK» of the OJSC «Magnitogorsk Iron and Steel Works».

**Bakhmetiev Vitaly Viktorovich** – director of CJSC «MRK» of the OJSC «Magnitogorsk Iron and Steel Works».

**Baryshnikov Mikhail Pavlovich** – candidate of technical sciences, acting as associate professor of the department of machine-building and metallurgical technologies in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”. Phone: (3519) 29-85-12

**Belyaev Alexei Olegovich** – post-graduate student of the department of machine-building and metallurgical technologies in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”. Phone: +79030913867, e-mail: beglyi@mgn.ru, bleks@mail.ru.

**Beregovsky Vladimir Vasil'evich** – deputy director of the Institute of the surface technology and nanomaterials of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: +7 (495) 787-04-90, e-mail: coating@cniitm.com.

**Buzhlanova Yulia Vasilievna** – post-graduate student, engineer of the the patent and information department in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”. Phone: +79030915765, (3519) 29-84-63, e-mail: yuliabuzh@mail.ru.

**Chechel Ludmila Anatol'evna** – candidate of technical sciences, leading research assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-81-08.

**Chukin Mikhail Vital'evich** – Dr. of technical sciences, professor, head of the department of machine-building and metallurgical technologies in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”. Phone: (3519) 29-85-12

**Dub Aleksei Vladimirovich** – CEO of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: 675-83-02, fax: 674-21-96, <http://www.cniitmash.ru>, e-mail: cniitmash@cniitmash.ru.

**Dukhopelnikov Dmitry Vladimirovich** – candidate of technical sciences, head of the laboratory associate professor of the department E8 of MSTU named after Bauman, Moscow.

**Filippova Valentina Petrovna** – industrial engineer of the 1<sup>st</sup> category laboratory of the continuous casting of the OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”. Phone: (3519) 25-45-52.

**Gitman Mikhail Borisovich** – Dr. of physical and mathematical sciences, prof. in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Permsky State Technical University”.

**Grishin Vitaly Ivanovich** – candidate of technical sciences, leading scientific assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-87-21.

**Gushchin Nikolai Safonovich** – candidate of technical sciences, laureate of the RF government prize, deputy manager of the department of the foundry processes of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, fax: (495) 675-89-15.

**Kapustin Viktor Ivanovich** – candidate of technical sciences, the head of the laboratory of the radiation defectoscopy in the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 234-1906.

**Kazakov Alexander Sergeevich** – post-graduate student of the ferrous metal department of the SEE HPE «Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov», industrial engineer of the 2<sup>nd</sup> category laboratory of the continuous casting of the OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”. Phone: (3519) 25-45-52.

**Kazantsev Alexander Georgievich** – Dr. of technical sciences, head of the strength department of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: 675-89-05, e-mail: kazantsev\_a\_g@mail.ru

**Khodakov Vyacheslav Dmitrievich** – candidate of technical sciences, head of the laboratory in the the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Khovanov Nikolai Nikolaevich** – candidate of technical sciences, the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-60.

**Klauch Dmitry Nikolaevich** – candidate of technical sciences, head of the department of the cold working and gear drives of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: 8(495)675-83-05.

**Korneev Alexei Evgen'evich** – candidate of physical and mathematical sciences, head of the department of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: +7(495)675-8516, e-mail: aeroot@inbox.ru.

**Kovalevich Evgeny Vladimirovich** – Dr. of technical sciences, prof., laureate of the RF government prize, head of the department in the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, fax: (495) 675-89-15.

**Kozin Yury Nokolaevich** – top specialist of the Management of the material science in the concern “Rosenergyatom”.

**Kudin Anatoly Alexeevich** – Dr. of technical sciences, senior research assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-83-05.

**Kushcheva Marina Evgen'evna** – candidate of technical sciences, leading research assistant of the OTHOM and CE OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-83-05.

**Kuznetsov Evgeny Vasil'evich** – candidate of technical sciences, the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Lisitsky Vladimir Naumovich** – research assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-87-21.

**Lomakin Petr Alexeevich** – head of the department of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: +7(495)6758183.

**Marakhtanov Mikhail Konstantinovich** – Dr. of technical sciences, Prof., chief of department E8 “The electrojet engines and plasmic power installations” of MSTU named after Bauman, Moscow.

**Maximova Tatiana Nikolaevna** – leading engineer of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Miroyan Genrikh Sergeevich** – advisor of the CEO in the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Nesterova Svetlana Yur'evna** – applicant of the laboratory of the geotechnical processes and mining gas dynamics in the Mining University of the Ural Branch of the Russian Academy of Science, Perm. Phone: (342)216-75-02, e-mail ssa@mi-perm.ru.

**Orlov Alexander Sergeevich** – the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-42.

**Osinstev Nikita Anatol'evich** – candidate of technical sciences, acting as associate professor of the department of the industrial transport in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”, тел. (3519) 29-85-16.

**Ovseenko Alexander Nikolaevich** – Dr. of technical sciences, prof., senior research assistant of the OTHOM and CE OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-83-05.

**Ovumyan Gagik Gegamovich** – Dr. of technical sciences, head of the laboratory of the OTHOM and CE OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-83-05.

**Pestov Evgeny Stepanovich** – candidate of technical sciences, leading scientific assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, fax: (495) 675-89-15.

**Petrikov Sergei Anatol'evich** – candidate of technical sciences, CEO of the OJSC “Dorogobuzhskotlomash”, Verkhnedneprovsky settlement, Smolenskaya oblast. Phone: (495) 223-06-47.

**Petrov Lev Alexandrovich** – candidate of technical sciences, leading scientific assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-85-41, 675-81-94, 675-85-35, fax: (495) 675-89-15.

**Popov Vladimir Sergeevich** – candidate of technical sciences, vice CEO in the innovation projects and development of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 677-1350.

**Radionova Ludmila Vladimirovna** – candidate of technical sciences, associate professor of the department of the material science and heat treatment in the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov”. Phone: (3519) 29-85-67, e-mail: RadionovaLV@rambler.ru.

**Ryabkov Danila Vital'evich** – head of department 39 «Ecological safe power resource-saving technologies and machines» the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Ryabkov Vitaly Makarovich** – vice CEO in the scientific research of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: 675-83-02, 675-83-01, e-mail: cniitmash@cniitmash.ru.

**Ryabov Alexander Nikolaevich** – chief vice president of the CEO of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Shchegolkov Nikolai Nikolaevich** – Dr. of technical sciences, senior research assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-83-05.

**Shchurenkova Svetlana Alexandrovna** – junior scientific assistant of the surface technology and nanomaterials of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow, post-graduate student of MSTU named after Bauman. Phone: +7-910-409-34-47, e-mail: svetlana@cniitm.com.

**Shkolnikova Balbina Emmanuilovna** – candidate of technical sciences, leading research assistant of the OJSC “VTI”, Moscow. Phone: (495) 675-00-23.

**Shvedov Leonid Ivanovich** – leading engineer of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Silaev Alexei Albertovich** – candidate of technical sciences, leading research assistant of the strength department of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNITMASH”, Moscow.

**Skorobogatykh Vladimir Nikolaevich** – candidate of technical sciences, deputy chief of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNIITMASH”, Moscow. Phone: +7(495)6758559.

**Starchenko Evgeny Grigir’evich** – candidate of technical sciences, director of welding university of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNIITMASH”, Moscow.

**Stolyarov Alexander Michaelovich** – Dr. of technical sciences, associate professor, prof. of the ferrous metal department in the SEE HPE «Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov». Phone: (3519) 29-84-49, 22-76-77.

**Tsikh Sergei Gennad’evich** – candidate of technical sciences, head of the laboratory of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNIITMASH”, Moscow. Phone: (495) 675-87-21.

**Tsybrov Sergei Vasil’evich** – chief of the mould shop CJSC «MRK» of the OJSC «Magnitogorsk Iron and Steel Works».

**Vozhakov Artem Viktorovich** – post graduate student of the department of mathematical modeling of the systems and processes at the State Educational Enterprise of the Higher Professional Education “Perm’sky State Technical University”.

**Yurechko Dmitry Valentinovich** – candidate of technical sciences, assistant of the head of the continuous casting laboratory in the OJSC Magnitogorsk Iron and Steel Works. Phone: (3519) 25-45-52.

**Zhelnin Yury Mikhailovich** - industrial engineer of the 1<sup>st</sup> category laboratory of the continuous casting of the OJSC “Magnitogorsk Iron and Steel Works”. Phone: (3519) 25-45-52.

**Zmienko Dmitry Sergeevich** – junior scientific assistant of the OJSC STA “Central Research Institute of Manufacturing Engineering TSNIITMASH”, Moscow. Phone: +7(495)675-85 16, e-mail: zmienko@gmail.com.

**Zubchenko Alexander Stepanovich** – Dr. of technical sciences, prof., deputy chief in the scientific research OKB «GIDROPRESS».

## УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

Мы приглашаем Вас к участию в нашем журнале в качестве авторов, рекламодателей и читателей.

Журнал формируется по разделам, отражающим основные направления научной деятельности ученых МГТУ, в частности:

- РАЗРАБОТКА ПОЛЕЗНЫХ ИСКОПАЕМЫХ.
- МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ, ЦВЕТНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ.
- ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ.
- ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО
- ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ.
- МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ.
- СТАНДАРТИЗАЦИЯ, СЕРТИФИКАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ КАЧЕСТВОМ.
- МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ.
- НОВЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ И ОБОРУДОВАНИЕ.
- ЭНЕРГЕТИКА МЕТАЛЛУРГИИ, ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ И ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ.
- УПРАВЛЕНИЕ, АВТОМАТИЗАЦИЯ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ.
- СТРОИТЕЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И СТРОИТЕЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В МЕТАЛЛУРГИИ.
- ЭКОЛОГИЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ОТРАСЛИ.
- ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И РЫНОК ПРОДУКЦИИ.
- СТРАТЕГИЯ РАЗВИТИЯ, ПОДГОТОВКА И ОБУЧЕНИЕ СПЕЦИАЛИСТОВ.
- ИНФОРМАЦИЯ и др.

Раздел «Новые исследования» или «Краткие сообщения» предназначен для оперативной публикации работ преимущественно аспирантов. В журнал входят учебно-методический и библиографический разделы.

Общее количество разделов и их объем может варьироваться от номера к номеру.

---

---

## ТРЕБОВАНИЯ К СТАТЬЯМ, ПРИНИМАЕМЫМ К ПУБЛИКАЦИИ

**I.** Рекомендуемый объем статьи – 6–8 стр.

К статье прилагаются:

- 1) акт экспертизы;
- 2) рецензия;
- 3) сведения об авторах (на английском и русском языках): полное название учреждения, фамилия, имя, отчество, ученая степень, направление исследований, звание и должность, контактный телефон и E-mail;
- 4) реферат на английском и русском языках по следующему образцу (~200 знаков):

UDC 622.27

Ivanov I.I., Petrov P.P. Development of gold-ore deposits extraction systems.

The method of sloping is represented...

Fig. 2. Table 2. Bibliogr. 7 names.

- 5) библиографический список на английском и русском языках;

- 6) ключевые слова.

**II.** Текст статьи, сведения об авторах, реферат, библиографический список и ключевые слова представляются на электронном носителе в виде файла, созданного средствами Microsoft Word, и распечаткой на стандартных листах бумаги формата А4.

При наборе статьи в Microsoft Word рекомендуются следующие установки:

- 1) **шрифт** – **Times New Roman**, размер – 14 пт, межстрочный интервал – одинарный, перенос слов – автоматический;

- 2) при вставке **формул** использовать встроенный редактор формул **Microsoft Equation** со стандартными установками;

- 3) **рисунки и фотографии**, вставленные в документ, должны быть четко выполнены, допускать перемещение в тексте и возможность изменения размеров (толщины линий и размеры обозначений должны обеспечивать четкость при уменьшении рисунка до рациональных размеров). Рисунки предоставлять в виде распечатки на стандартных листах бумаги формата А4 и отдельным файлом в формате \*.TIF, \*.JPG, с разрешением **300 dpi**, B&W – для черно-белых иллюстраций, Grayscale – для полутонов, максимальный размер рисунка с подписью – 150×235 мм. В тексте статьи должны быть подрисовочные надписи в местах размещения рисунков. Например:

Рис. 4. Расчётная зависимость  $\gamma(t)=I_{in}I_{no}$  от времени и удалённости КЗ от выводов асинхронного двигателя

---

---

**Внимание!** Публикация статей является бесплатной. Преимущество опубликования представляется авторам и учреждениям, оформившим подписку на журнал.

Статьи проходят обязательное научное рецензирование.

Редакция оставляет за собой право отклонять статьи, не отвечающие указанным требованиям.

По вопросам публикации статей обращаться: 455000, г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38. Магнитогорский государственный технический университет, Редколлегия журнала «Вестник МГТУ» М. Чукину.

Телефоны: (3519) 29-85-26, 29-85-17.

Факс (3519) 22-41-46.

E-mail: rio\_mgtu@mail.ru; mgtu@magtu.ru; nis@magtu.ru (с указанием темы сообщения «Вестник МГТУ»).