

СБОРНИК ТРУДОВ 32-й МЕЖДУНАРОДНОЙ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ КОНФЕРЕНЦИИ

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2024. БЕЛАРУСЬ

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
БЕЛОРУССКИЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

АССОЦИАЦИЯ ЛИТЕЙЩИКОВ И МЕТАЛЛУРГОВ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
ОАО «БМЗ – УПРАВЛЯЮЩАЯ КОМПАНИЯ ХОЛДИНГА «БМК»

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2024. БЕЛАРУСЬ

Сборник трудов 32-й Международной научно-технической конференции

*20-22 ноября 2024 года,
Минск, Республика Беларусь*

Минск
БНТУ
2024

УДК 621.74+669(06)
ББК 34.64Я43+34.3Я43
Л64

Основатель Международной научно-технической конференции
«Литейное производство и металлургия. Беларусь»
д-р техн. наук, профессор, лауреат Госпремии БССР *Д. М. Кукуй*

Под общей редакцией
Академика НАН Беларуси, д-ра техн. наук, профессора,
Заслуженного изобретателя РБ,
лауреата Госпремий БССР и Республики Беларусь,
заместителя председателя АЛМ *Е. И. Маруковича*

Издание включает материалы 32-й Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2024. Беларусь» по следующим направлениям: литейное производство, металлургия, материаловедение.

Материалы конференции могут представлять интерес для ученых, инженеров и производственников, работающих в области литейного и металлургического производств.

ISBN 978-985-31-0121-8

© Белорусский национальный
технический университет, 2024



ЛИТЬЕ И МЕТАЛЛУРГИЯ

Научно-производственный профессиональный журнал для ученых, инженеров и производителей, работающих в области литейного и металлургического производств.

Выпускается ежеквартально на русском с аннотацией на английском языке. Распространяется в Беларуси, России и более чем в 20 странах мира. В течение последних лет он признается одним из лучших в Европе специализированных изданий.

За время своей успешной издательской деятельности журнал вошел в список признаваемых ВАК Республики Беларусь. На страницах нашего журнала Вы найдете статьи не только известных ученых в области литейного и металлургического производств, но и молодых специалистов. Журнал выпускается в соответствии с требованиями международной системы SCOPUS, которая предусматривает включение статей авторов в мировые справочно-информационные системы баз данных.

Редакция журнала связана тесными узами с европейскими, российскими и украинскими литейными и металлургическими изданиями, печатает лучшее и актуальное, над чем работают наши соседи по европейскому дому. На страницах журнала находят отражение практически все новейшие мировые разработки в области оборудования, технологии и материалов, САПР, а также обсуждаются экономические, экологические проблемы в области литейного и металлургического производств.

Приглашаем к сотрудничеству авторов и рекламодателей

Подписаться на журнал можно через редакцию,
а также через подписные каталоги:

- РУП «Белпочта» (Беларусь),
- ООО «Прессинформ» (РФ),
- ООО «Криэйтив Сервис Бэнд» (РФ),
- ООО «Екатеринбург-ОПТ» (РФ)

Подписной индекс журнала «Литье и металлургия»:
Ведомственный – 75034 Индивидуальный – 750342

Адрес и телефоны редакции:

Республика Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Я. Коласа, 24, комн. 8М
тел. (+375-17) 292-74-75, тел/факс (+375-17) 331-11-16.

www.alimrb.by E-mail: limrb@tut.by, alimrb@tut.by

СОДЕРЖАНИЕ

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

Никитин К. В., Тимошкин И. Ю., Биктимиров Р. М., Дьячков В. Н., Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия Особенности влияния редкоземельных и щелочноземельных металлов на структуру и свойства доэвтектических силуминов	8
Марукович Е. И., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Николайчик Ю. А., Хоу Ябо, БНТУ Повышение качества отливок, изготавливаемых в разовых песчаных формах путем анализа причин образования потенциальных дефектов	16
Волочко А. Т., Вегера И. И., Ковалько М. С., Физико-технический институт НАН Беларуси, Котков А. В., ОАО «Лидский литейно-механический завод» Получение марочных железуглеродистых сплавов и отливок из них с градиентной структурой с использованием низкосортных железосодержащих отходов при двухстадийном процессе их производства (дуплекс-процесс)	25
Чечуха В. И., ОАО «ММЗ им.С.И.Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», Садоха М. А., БНТУ Конструктивные исполнения вентиляционных систем в пресс-формах для литья под высоким давлением	33
Марукович Е. И., Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» Структурная устойчивость при переплавке литейных доэвтектических алюминиевых сплавов	38
Чайкин А. В., Чайкин В. А., Смоленское региональное отделение общероссийской общественной организации «Российская ассоциация литейщиков», г. Сафоново, Россия, Шевченко В. Н., ООО «ВКМ–Сталь», г. Саранск, Россия Влияние внепечной обработки рафинирующей смесью универсальной (PCY) на механические свойства отливок автосцепки из стали 20ГЛ, выплавленных в печах с кислой футеровкой	41
Чайкин А. В., Чайкин В. А., Смоленское региональное отделение общероссийской общественной организации «Российская ассоциация литейщиков», г. Сафоново, Россия, Шевченко В. Н., ООО «ВКМ–Сталь», г. Саранск, Россия Сравнение показателей стали 20ГЛ для отливок «Рама» и «Балка», выплавленных в печах переменного и постоянного тока	46
Стеценко В. Ю., Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, Стеценко А. В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» Структурная устойчивость при переплавке углеродистых сталей	51
Римошевский С. Л., Голуб Д. М., Яцевич Н. А., ОАО «БЕЛНИИЛИТ» Контроль качества формовочной смеси. Исследования. Разработка	54
Коренюгин С. В., БНТУ, Ровин С. Л., Металлургический научный центр, АО «Узметкомбинат», г. Бекабад, Узбекистан, Ероховец П. А., филиал ОАО «Минский моторный завод» в г. Столбцы, Кузнецов П. П., Группа компаний СФР, Россия, г. Санкт-Петербург Оценка влияния добавок на основе магнетита на качество внутренних поверхностей в отливках моторной группы	59
Стеценко А. В., МОУВО «Белорусско-Российский университет» Наноструктурирование оловянно-свинцовых сплавов при кристаллизации	64

МЕТАЛЛУРГИЯ

Сомов С. А., Мурысев В. А., Ворожева Е. Л., АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия Решение проблем с качеством шихты для выплавки стали в условиях ЛПК АО «ВМЗ»	66
Морозов В. О., Коноваленко С. В., Путеев В. С., Ковалев А. А., Бугримов А. А., Протасевич А. В., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Увеличение стойкости футеровки дуговых сталеплавильных печей	68
Писаренко И. О., Красюк О. П., Путеев В. С., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Совершенствование технологии производства рельсовой заготовки	73
Коноваленко С. В., Бугримов А. А., Чаевский А. А., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Увеличение стойкости рабочей футеровки нижних камер циркуляционных вакууматоров RH-1,2	78
Маргынов Д. В., Щербаков В. И., ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Модернизация прокатных калибров для улучшения устойчивости раската арматурных профилей	82

Панковец И. А. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Математическое моделирование процессов прокатки на мелкосортном стане	85
Товстелева А. И. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Выбор шлифовальных лент для обеспечения требуемой шероховатости поверхности оправок непрерывного раскатного стана	93
Серегина Е. С., Аюпова Т. Н. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», Дефекты микроструктуры сварных соединений проволоки из высокоуглеродистой стали после стыковой сварки сопротивлением	97
Мазаник А. В. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Разработка и совершенствование технологии производства арматурной проволоки двухстороннего периодического профиля класса ВР-1	102
Ходосовская О. Ю. , ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» Влияние фракционного состава опытных алмазных порошков на абразивную способность и качество обработки канала твердосплавных волок	105
Ровин С. Л., Каримов А. М., Фозилов Б. Р. , Metallurgical scientific center, AO «Uzmetkombinat», g. Bekebad, Uzbekistan Утилизация аспирационной пыли, образующейся при выплавке ферросиликомарганца в рудовосстановительных дуговых печах	110
Трибушевский Л. В., Румянцева Г. А., Немененок Б. М., Мякинник Я. Л. , БНТУ Использование элементов «зеленых» технологий в металлургическом производстве	115

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Анисович А. Г. , ИПФ НАН Беларуси Антипродукция: проблема обнаружения неметаллических включений в стали	120
Константинов В. М., Лешок В. П. , БНТУ Ретроспективный анализ влияния предварительного окисления на процессы термодиффузионного насыщения стали металлами	126
Покровский А. И. , Физико-технический институт НАН Беларуси Структура шаровидных графитных включений в высокопрочном чугуна	132
Покровский А. И. , Физико-технический институт НАН Беларуси, Рафальский И. В., Лущик П. Е. , Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник» Моделирование шаровидного включения графита в высокопрочном чугуна: внутреннее строение и поведение при нагружении	139
Норхужаев Ф. Р. , Ташкентский государственный технический университет им. Ислама Каримова, г. Ташкент, Узбекистан Теоретические и технологические аспекты разработки новой порошковой композиции Мо-TiC	145
Астрейко Л. А., Змачинская И. А., Монжос Ю. С. , БНТУ Анализ направлений воздействия на структуру магниевых сплавов, работающих в условиях биокоррозии для изделий медицинского назначения	149
Стеценко В. Ю. , Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь О структуре и кристаллизации жидких металлов	154
Стеценко В. Ю. , Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь Структура и кристаллизация воды	158
Константинов В. М., Астрейко Л. А., Мышкевич П. С. , БНТУ Практический аспект анализа коррозии цинковых покрытий с использованием ускоренных методов испытаний	164
Константинов В. М., Астрейко Л. А., Мышкевич П. С. , БНТУ Проблемы комплексной аттестации антикоррозионных покрытий на сталях и сплавах	167
Плетенев И. В., Дашкевич В. Г. , БНТУ Изучение теплоотводящей способности медных элементов с защитным диффузионным слоем и их коррозионной стойкости	170

ОХРАНА ТРУДА

Лазаренков А. М., Иванов И. А., Садох М. А., Новик А. А. , БНТУ Условия труда работающих в литейных цехах на финишных операциях	175
---	-----

ЭКОЛОГИЯ

Панасюгин А. С. , БНТУ, Цыганов А. Р., Машерова Н. П. , БГТУ, Павловский Н. Д. , Гродненский государственный медицинский университет, Ломоносов В. А. , ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению» Применение модифицированного шунгита Зажогинского месторождения (Карелия) при очистке оборотных и сточных вод от нефтепродуктов	179
--	-----

CONTENTS

FOUNDRY

Nikitin K. V., Timoshkin I. Yu., Biktimirov R. M., Dyachkov V. N. , Samara State Technical University, Samara, Russia Features of the influence of rare-earth and alkaline-earth metals on the structure and properties of hypoeutectic silumins	8
Marukovich E. I. , Association of Foundrymen and Metallurgists of the of Belarus, Nikalaichyk Yu. A., Hou Yabo , Belarusian National Technical University Improving the quality of castings produced in single-use sand molds by analyzing the causes of potential defects	16
Volochko A. T., Vegera I. I., Kovalko M. S. , Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Kotkov A. V. , OJSC “Lida Foundry and Mechanical Plant” Production of graded iron-carbon alloys and castings from them with gradient structure with the use of low- grade iron-containing wastes at two-stage process of their production (duplex-process)	25
Chechukha V. I. , OJSC “Minsk Mechanical Works named after S. I. Vavilov – Management Company of Holding “BelOMO”, Sadokha M. A. , Belarusian National Technical University Structural variations for ventilation systems in high-pressure casting molds	33
Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University Structural stability during remelting of foundry pre-eutectic aluminum alloys	38
Chaykin A. V., Chaykin V. A. , Smolensk Regional Branch of the All-Russian Public Organization “Russian Association of Foundrymen”, Safonovo, Russia, Shevchenko V. N. , LLC “VKM-Steel”, Saransk, Russia The influence of out-of-furnace treatment with universal refining mixture (urm) on the mechanical properties of couplers made of 20GL steel cast in acid-lined furnaces	41
Chaykin A. V., Chaykin V. A. , Smolensk Regional Branch of the All-Russian Public Organization “Russian Association of Foundrymen”, Safonovo, Russia, Shevchenko V. N. , LLC “VKM-Steel”, Saransk, Russia Comparison of the performance indicators of 20GL steel for “frame” and “beam” castings, produced in alternating and direct current furnaces	46
Stetsenko V. Yu. , Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University Structural stability during remelting of carbon steels	51
Rimoshevsky S. L., Golub D. M., Yatsevich N. A. , OJSC “BELNIILIT” Quality control of molding mixtures. Research. Development	54
Koreniugin S. V. , Belarusian National Technical University, Rovin S. L. , Metallurgical Scientific Center, Uzmekombinat JSC, Bekabad, Uzbekistan, Erokhovets P. A. , Branch of OJSC “Minsk Motor Plant Holding Management Company” in Stolbsy, Kuzenkov P. P. , SFR Group of Companies, St. Petersburg, Russia Assessment of the effect of a magnetite-based additive on the quality of internal channels in engine castings	59
Stetsenko A. V. , Belarusian-Russian University Nanostructuring of tin-lead alloys during crystallization	64

METALLURGY

Somov S. A., Murysev V. A., Vorozheva E. L. , Vyksa Metallurgical Plant, Vyksa, Russia Addressing charge material quality issues for steelmaking at the rolling and pipe complex of JSC “Vyksa metallurgical plant”	66
Morozov V. O., Konovalenko S. V., Puteev V. S., Kovalyov A. A., Bugrimov A. A., Protasevich A. V. , OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Increasing the durability of linings in electric arc furnaces	68
Pisarenko I. O., Krasnyuk O. P., Puteev V. S. , OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Improvement of rail billet production technology	73
Konovalenko S. V., Bugrimov A. A., Chaevsky A. A. , OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Enhancing the durability of the working lining in the lower chambers of RH-1,2 circulation degassers	78
Martynov D. V., Shcherbakov V. I. , OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Modernization of rolling grooves to improve the stability of rebar profiles	82
Pankovets I. A. , OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Mathematical modeling of rolling processes on a small-section mill	85

Tovsteleva A. I., OJSC OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Selection of sanding belts to ensure the required surface roughness of continuous rolling mill mandrels	93
Siarohina A. S., Ayupova T. N., OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Microstructural defects in welded joints of high-carbon steel wire after resistance butt welding	97
Mazanik A. V., OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Development and improvement of the production technology for reinforcement wire with a dual-sided periodic profile of class VR-1	102
Khodosovskaya O. Yu., OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC” Influence of the fractional composition of experimental diamond powders on the abrasive capacity and quality of tungsten carbide die processing	105
Rovin S. L., Carimov A. M., Fozilov B. R., Metallurgical Scientific Center, Uzmetkombinat JSC, Bekabad, Uzbekistan Utilization of aspiration dust generated during the smelting of ferrosilicon manganese in ore-recovery arc furnaces	110
Tribushevsky L. V., Rumyantseva G. A., Nemenenok B. M., Myakinnik Ya. L., Belarusian National Technical University Application of Green Technologies in Metallurgical Production	115

SCIENCE OF MATERIALS

Anisovich A. G., Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus Anti-products: the problem of detecting non-metallic inclusions in steel	120
Konstantinov V. M., Leshok V. A., Belarusian National Technical University Retrospective Analysis of the impact of pre-oxidation on the thermodiffusion saturation of steel with metalloids	126
Pokrovsky A. I., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Structure of spherical graphite inclusions in ductile cast iron	132
Pokrovsky A. I., Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Rafalski I. V., Lushchik P. E., State Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic” Modeling of the internal structure of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron and its behavior under loading . . .	139
Norkhudzhaev F. R., Tashkent State Technical University named after Islam Karimov, Tashkent, Republic of Uzbekistan Theoretical and technological aspects of developing a new Mo-TiC powder composition	145
Astreyko L. A., Zmachynskaya I. A., Monzhas Yu. S., Belarusian National Technical University Analysis of approaches to modifying the structure of magnesium alloys for medical devices operating in biocorrosive environments	149
Stetsenko V. Yu., Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus On the structure and crystallization of liquid metals	154
Stetsenko V. Yu., Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus Structure and crystallization of water	158
Konstantinov V. M., Astreyko L. A., Myshkevich P. S., Belarusian National Technical University The practical aspect of corrosion analysis of zinc coatings using accelerated testing methods	164
Konstantinov V. M., Astreyko L. A., Myshkevich P. S., Belarusian National Technical University Problems of comprehensive certification of anticorrosive coatings on steels and alloys	167
Pletenev I. V., Dashkevich V. G., Belarusian National Technical University Studying the heat-respanding ability of copper elements with a protective diffusion layer and their corrosion resistance . .	170

LABOR PROTECTION

Lazarenkov A. M., Ivanov I. A., Sadokha M. A., Novik A. A., Belarusian National Technical University Working conditions of workers in foundries at finishing operations	175
---	-----

ECOLOGY

Panasiugin A. S., Belarusian National Technical University, Tsyganov A. R., Masherova N. P., Belarusian State Technological University, Pavlovsky N. D., Grodno State Medical University, Lomonosov V. A., State Enterprise “Scientific and Practical Center of the NAS of Belarus for Materials Science” Application of modified shungite from the Zazhoginskoe field (Karelia) for purification of circulating and waste water from oil products	179
---	-----



УДК 621.74

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ И ЩЕЛОЧНО-ЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СИЛУМИНОВ

К. В. НИКИТИН, И. Ю. ТИМОШКИН, Р. М. БИКТИМИРОВ, В. Н. ДЬЯЧКОВ,

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия, ул. Молодогвардейская, 244.

E-mail: kvn-6411@mail.ru.

Представлены результаты сравнительных исследований модифицирующей способности La, Sc (группа редкоземельных металлов) и Sr (группа щелочноземельных металлов) при обработке сплава АК9ч. Элементы вводили в расплав лигатурами AlLa12, AlSc2, AlSr10 в одинаковом количестве – 0,25 мас.%. Модифицирование в разной степени способствовало увеличению механических свойств сплава АК9ч. При модифицировании добавками Sr отмечен максимальный прирост предела прочности (на 60–66%), но в меньшей степени повышение твердости HB и относительного удлинения сплава по сравнению с модифицированием La и Sc. Модификаторы из группы редкоземельных металлов (La и Sc) по-разному изменили морфологию основных фаз. При модифицировании La морфология кристаллов эвтектического кремния изменилась с пластинчатой на волокнистую. Модифицирование добавками Sc вызвало аналогичные изменения в морфологии эвтектического кремния и частичное модифицирование дендритов α -Al. Наибольший модифицирующий эффект на дендриты α -Al и кристаллы эвтектического кремния оказал стронций, относящийся к щелочноземельным металлам.

Ключевые слова. Сплавы системы Al–Si–Mg, редкоземельные и щелочноземельные металлы, модифицирование, структура, механические свойства.

FEATURES OF THE INFLUENCE OF RARE-EARTH AND ALKALINE-EARTH METALS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HYPOEUTECTIC SILUMINS

K. V. NIKITIN, I. Yu. TIMOSHKIN, R. M. BIKTIMIROV, V. N. DYACHKOV, Samara State Technical University, Samara, Russia, 244, Molodogvardeyskaya str. E-mail: kvn-6411@mail.ru.

The results of comparative studies of the modifying ability of La, Sc (REE group) and Sr (alkaline-earth group) when processing the AK9ch alloy are presented. The elements were introduced into the melt with AlLa12, AlSc2, AlSr10 master alloys in the same amount – 0.25 wt.%. Modification to varying degrees contributed to an increase in the mechanical properties of the AK9ch alloy. The maximum increase in tensile strength (by 60–66%) was noted when modifying with Sr additions, but to a lesser extent, the hardness HB and the relative elongation of the alloy increased compared to the modification with La and Sc. The modifiers from the REE group (La and Sc) changed the morphology of the main phases in different ways. When modifying with La, the morphology of the eutectic silicon crystals changed from lamellar to fibrous. Modification with Sc additives caused similar changes in the morphology of the eutectic silicon and partial modification of the α -Al dendrites. The greatest modifying effect on the α -Al dendrites and the eutectic silicon crystals was exerted by strontium, which belongs to the alkaline-earth metals.

Keywords. Al–Si–Mg alloy system, rare-earth and alkaline-earth metals, modification, structure, mechanical properties.

Введение

Современные алюминиевые сплавы благодаря своей высокой удельной прочности, коррозионной и износостойкости широко применяются во многих конструкционных элементах как в аэрокосмической, так и в машиностроительной отраслях промышленности. Кроме того, простые и экономичные способы получения литых изделий из алюминиевых сплавов способствуют увеличению их доли в агрегатах и механизмах по отношению к литым изделиям из сплавов на основе других металлов [1].

Доля изделий из алюминиевых сплавов в транспортном машиностроении составляет около 40–48% от общего потребления изделий из алюминия и его сплавов во всех отраслях промышленности [1–3].

Обеспечение требований по качеству литых изделий во многом определяется технологиями приготовления алюминиевых сплавов. Это прежде всего связано с тем, что в составах шихты используют

разнообразные материалы: первичные металлы, вторичные сплавы, лигатуры, возврат собственного производства и т. д. [4–8].

Модифицирование остается одной из основных операций, обеспечивающих формирование благоприятной структуры в литом изделии [9]. В конечном итоге мелкодисперсная однородная структура обуславливает требуемый уровень комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств сплавов и литых изделий [10, 11].

Наибольшая доля алюминиевых изделий производится из сплавов системы Al–Si–Mg и Al–Si–Cu. Для модифицирования доэвтектических силуминов в мировой практике чаще всего используют лигатуры систем Al–Zr, Al–Ti, Al–Ti–B и др. [12–15]. Это обусловлено тем, что в 1950-х годах установлен эффект измельчения структуры алюминиевых сплавов добавками титана [16]. Позднее выявлено, что модифицирующий эффект титана усиливается в присутствии бора [16, 17]. Указанные элементы (Zr, Ti, B), в первую очередь, оказывают модифицирующий эффект на дендриты α -Al по механизму инокуляции.

Наиболее эффективным модификатором кремния в доэвтектических и эвтектических силуминах, который нашел широкое промышленное применение, является стронций [18–20], относящийся к щелочно-земельным металлам (ЩЗМ). Исследователи отмечают два возможных, но противоречивых механизма при модифицировании силуминов добавками стронция [21]: 1) Sr способствует зарождению эвтектического кремния за счет уменьшения межфазной энергии расплава; 2) Sr препятствует зарождению эвтектического кремния за счет уменьшения числа потенциальных зародышей кремния в жидкости. Первый механизм относится к модифицированию по принципу инокуляции (увеличение числа зародышей на потенциальных центрах кристаллизации). Второй – к лимитационному механизму, ограничивающему рост зародышей за счет накопления стронция на поверхности кристалликов эвтектического кремния. На основании исследований, показавших увеличение переохлаждения при модифицировании стронцием, в ряде работ утверждается, что уменьшение числа потенциальных зародышей может приводить к увеличению размеров эвтектических зерен [22, 23]. При этом отмечается изменение морфологии эвтектического кремния с грубой пластинчато-игольчатой на волокнистую морфологию.

По мнению авторов [9, 16], к настоящему времени не сформировались единая теория и классификация механизмов модифицирования. Вероятно, именно поэтому продолжают исследования по модифицирующему влиянию различных элементов на структуру и свойства сплавов на основе алюминия. Внимание исследователей привлекает возможность использования некоторых редкоземельных металлов (РЗМ) в качестве модификаторов для силуминов [24–28]. На основании экспериментов в ряде работ установлено, что добавки РЗМ в определенных количествах изменяют не только морфологию эвтектического кремния, но и оказывают измельчающее воздействие на кристаллы эвтектического и первичного кремния в заэвтектических силуминах.

Цель данной работы – сравнительный анализ эффективности модифицирования сплава АК9ч (система Al–Si–Mg, ГОСТ1583–93) добавками La, Sc и Sr.

Материалы и методика экспериментов

Сплав АК9ч (табл. 1) готовили переплавом промышленного чушкового сплава в индукционной тигельной печи марки УИП-001 в графитовом тигле емкостью 10 кг по Al.

Таблица 1. Химический состав сплава АК9ч (DIN 1725T.2)

Основные легирующие компоненты, %			Примеси, %, не более				
Si	Mg	Mn	Fe	Cu	Zn	Ni	Ti+Zr
8,00–10,50	0,20–0,35	0,20–0,50	0,50	0,30	0,30	0,10	0,12

При температуре 750+5 °С расплав рафинировали флюсом CRISTAL 2000 (0,11 % от массы расплава). После выдержки в течение 20 мин с зеркала расплава снимали шлак, перемешивали и производили разливку в чугунные изложницы. Далее полученные шихтовые заготовки переплавляли отдельно в тигельных печах сопротивления GRAFICARBO GF.1100 в графитовых тиглях емкостью 1 кг по Al. Модифицирование осуществляли лигатурами AlLa12, AlSc2,2 и AlSr10. Характеристика технологии полученных лигатур и параметры модифицирования представлены в табл. 2.

Заливку модифицированных сплавов производили в стальной кокиль, получая образцы в виде пластины толщиной 15 мм.

Таблица 2. Характеристика лигатур и параметры модифицирования

Лигатура	Способ получения	Вид	Количество вводимого в сплав элемента, мас.%
AlLa12	Прямое сплавление Al и La; заливка в кокиль ($v_{\text{охл}} \sim 60 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$)	Пруток, $\varnothing 5 \text{ мм}$	0,25
AlSc2,2	Переплав чушковой лигатуры; заливка в валковый кристаллизатор ($v_{\text{охл}} \sim 103 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$)	Лента, толщина 2 мм	
AlSr10			

Химический состав сплавов определяли на спектроанализаторе ARL 3460. Механические испытания сплава в литом состоянии проводили на разрывной машине Testometric модели FS150kN-AX. Твердость HB определяли на твердомере TP5006 УХЛ 4.2. Для качественной оценки структуры сплава определяли значения электропроводности γ с помощью вихретокового структуроскопа ВЭ-26НП. Металлографический анализ выполняли с помощью программно-аппаратного комплекса SIAMS800.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Микроструктура модифицирующих лигатур показана на рис. 1. В лигатуре AlLa12 (рис. 1, а), закристаллизованной с $v_{\text{охл}} \sim 60 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, сформировались интерметаллиды Al_4La игольчато-пластинчатой морфологии. Лигатуры AlSc2,2 и AlSr10 (рис. 1, б, в), полученные при повышенной скорости охлаждения ($v_{\text{охл}} \sim 10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$), характеризуются наличием компактных интерметаллидов с глобулярной морфологией ScAl_3 и SrAl_4 соответственно.

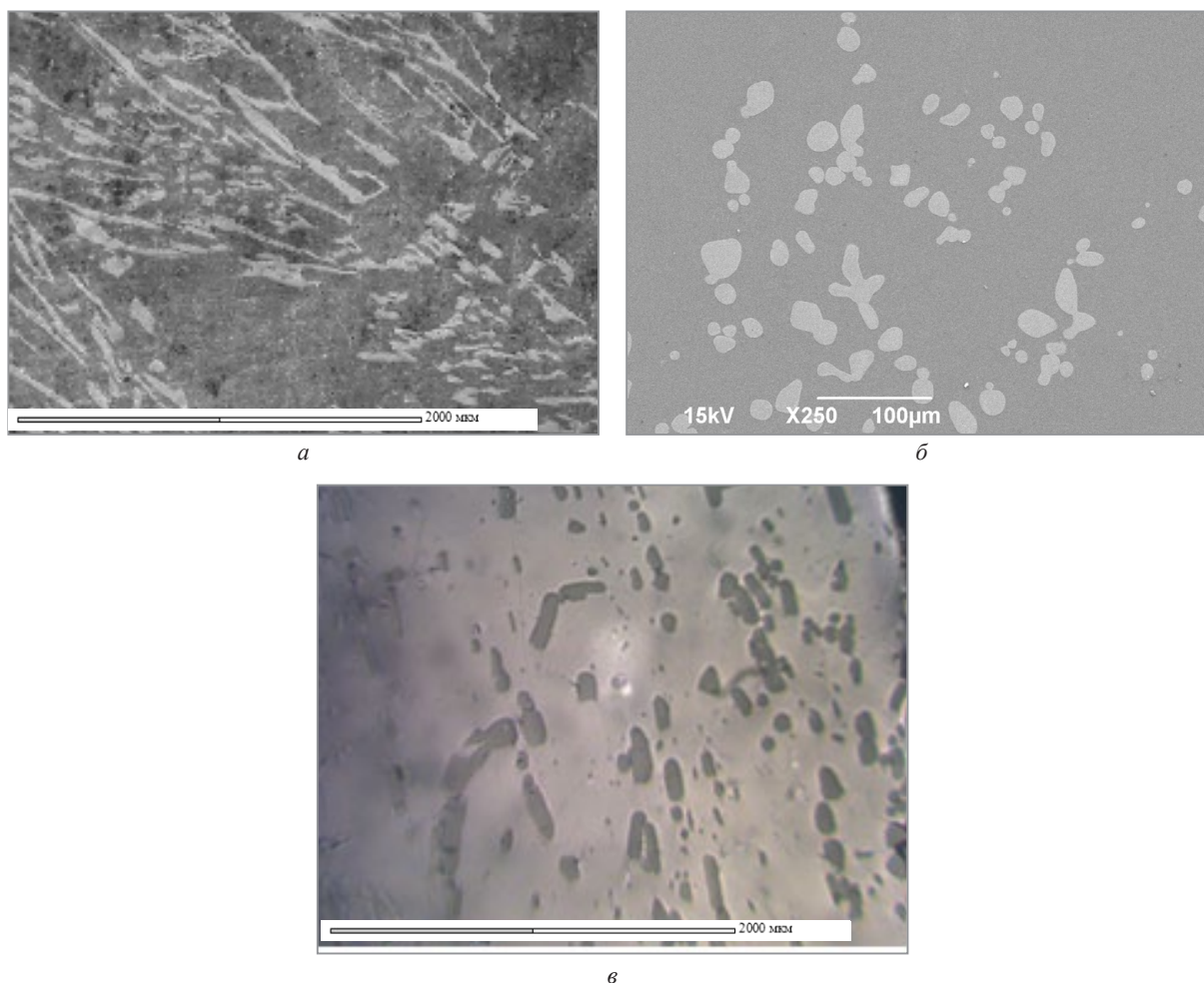


Рис. 1. Микроструктура модифицирующих лигатур: а – лигатура AlLa12; б – AlSc2,2; в – AlSr10

На рис. 2 представлены микроструктуры сплава АК9ч в немодифицированном (а) и модифицированном (б–г) состояниях. Добавки La и Sc изменили морфологию эвтектического кремния с пластинчатой на волокнистую (рис. 2, б, в). Модифицирование скандием оказало слабое воздействие на дендриты α -Al. Наибольший модифицирующий эффект на эвтектику и дендриты α -Al оказала лигатура AlSr10 (рис. 2, г).

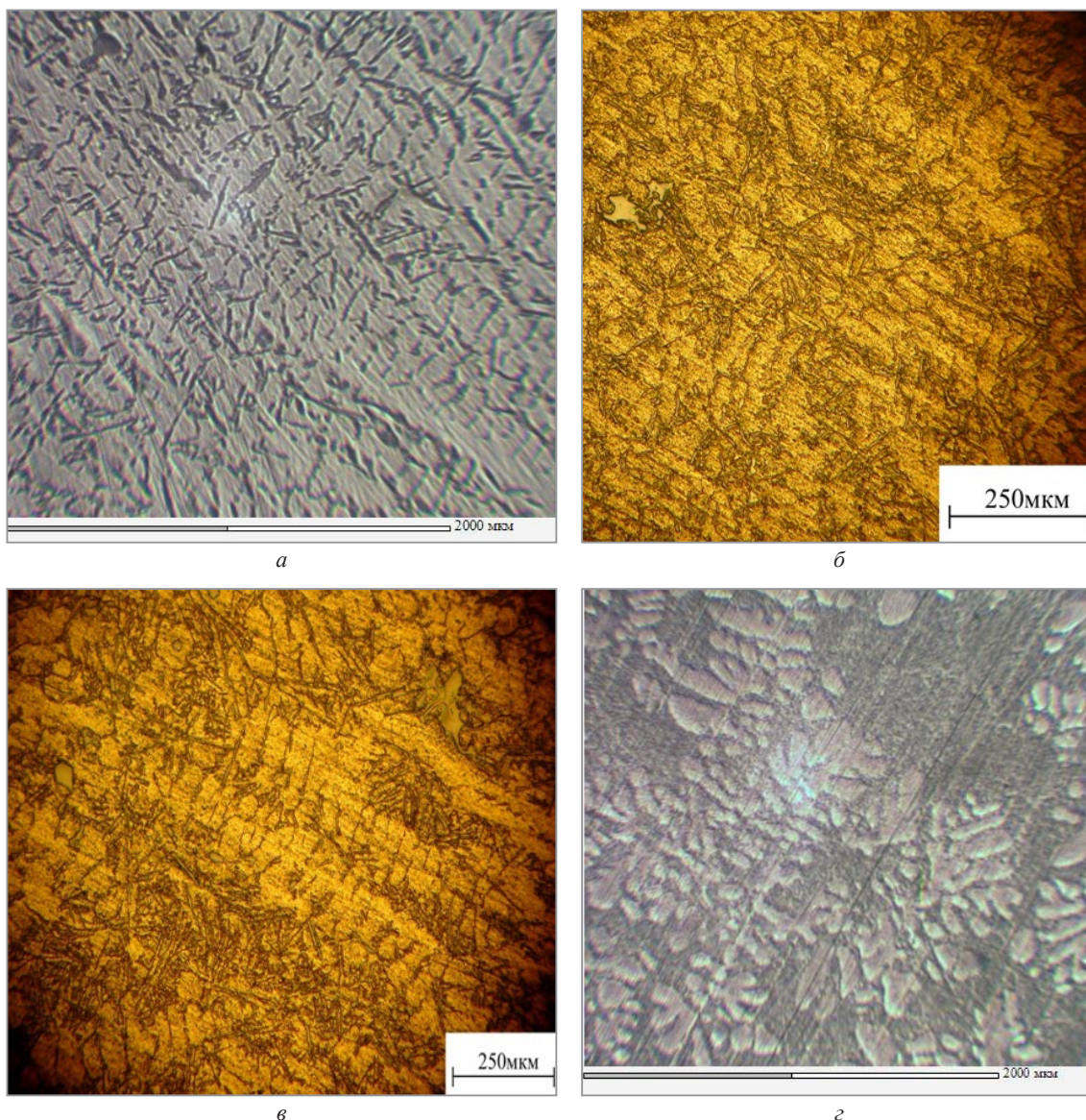


Рис. 2. Влияние модифицирования на структуру сплава АК9ч:
а – немодифицированный сплав; *б* – AlLa12; *в* – AlSc2,2; *г* – AlSr10

Модифицирование сплава добавками лигатур в разной степени способствовало увеличению механических свойств сплава АК9ч и его электропроводности (рис. 3). При этом максимальный прирост предела прочности на 60–66% отмечен при использовании лигатуры AlSr10 (рис. 3, *а*). В то же время модифицирование стронцием в меньшей степени повышает твердость НВ и относительное удлинение сплава по сравнению с добавками лигатур AlLa12 и AlSc2,2 (рис. 3, *б*, *в*). Добавки лигатур повышают электропроводность сплава на 3–28% (рис. 3, *г*), что отражается изменениями в структуре. Максимальный рост электропроводности (на 17–28%) вызвало модифицирование сплава лигатурой AlSr10. Следует отметить, что модифицирование повышает однородность структуры по высоте исследуемых образцов, и, как следствие, выравниваются значения электропроводности (рис. 3, *г*).

В доступных научных публикациях нет единого мнения о механизмах модифицирования расплавов алюминиевых сплавов добавками РЗМ и стронция. В англоязычных статьях по модифицированию используют два термина, отражающих изменения структуры сплавов: *modify* – изменение (видоизменение) какой-либо фазы и *grain refine* – очистка зерна, измельчение зерна. Соответственно под термином «*modify*» подразумевается изменение морфологии фазы под воздействием модифицирующей добавки.

Изменение морфологии эвтектического кремния с пластинчато-игльчатой на волокнистую объясняется в основном за счет двойникования растущих кристаллов кремния в эвтектике на примесных атомах стронция, что вызывает понижение температуры эвтектики и увеличение переохлаждения по сравнению с немодифицированным состоянием расплава [21]. Однако, согласно рассчитанному идеальному

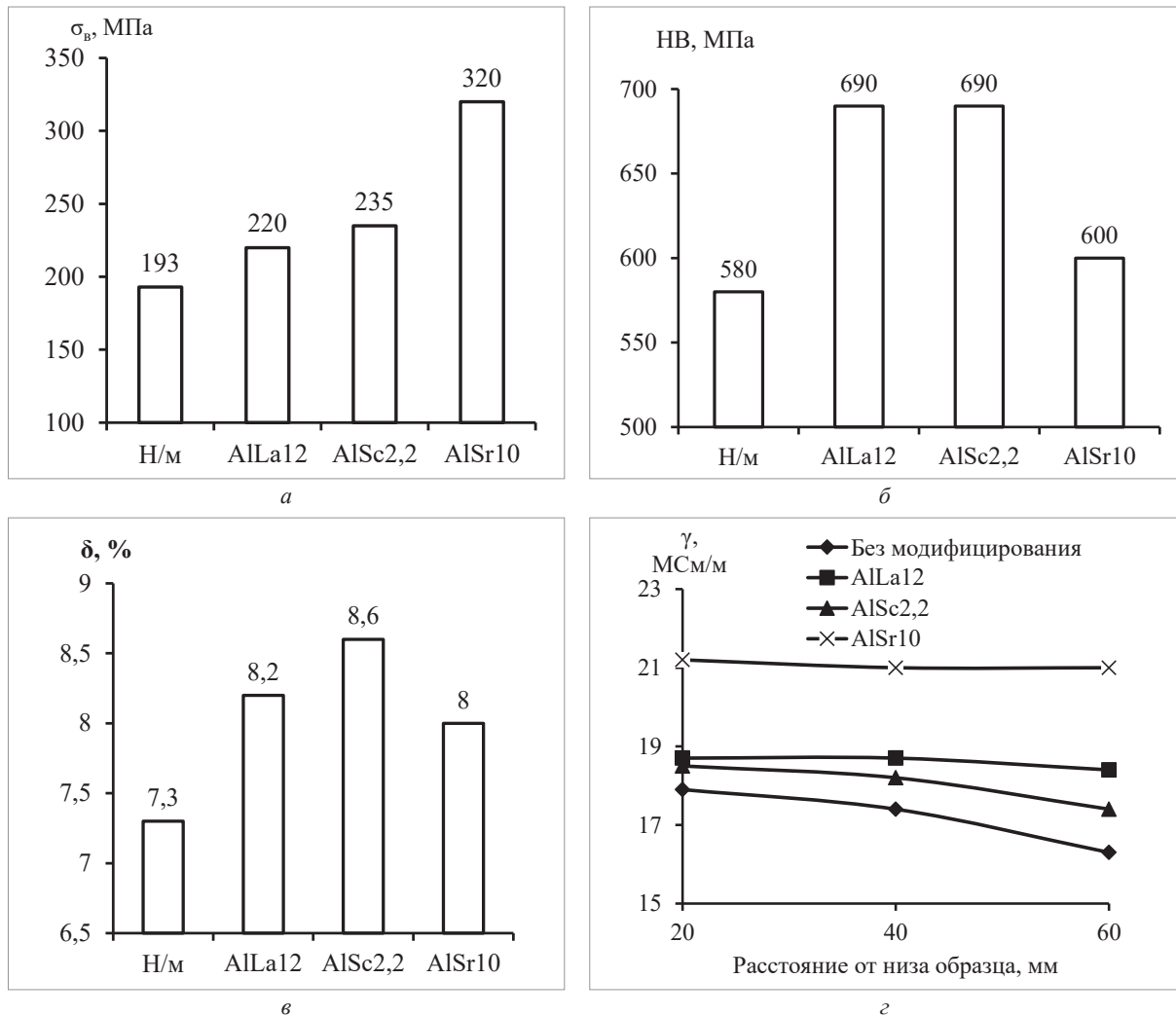


Рис. 3. Влияние модифицирования на механические свойства и электропроводность сплава АК9ч: а – предел прочности при растяжении; б – твердость НВ; в – относительное удлинение; г – электропроводность

соотношению радиусов примесного атома ($r_{ПА}$) и атома кремния ($r_{ПА}/r_{Si} \sim 1,646$), стронций, являясь хорошим модификатором кремния в эвтектике, не соответствует указанному соотношению ($r_{Sr}/r_{Si} \sim 1,84$) [18]. На основании собственных исследований авторы [18] делают вывод о том, что ведущую роль в изменении морфологии эвтектического кремния играют сегрегации интерметаллидных фаз двух типов – $SrAl_4Si_{33}$ (I) и $SrAl_2Si_{88}$ (II). Соответственно сегрегации I типа вызывают непосредственное двойникование растущего кристалла кремния. Сегрегации II типа, адсорбируясь на гранях двойниковых кристаллов, ограничивают их рост и вызывают изменение морфологии эвтектического кремния по лимитационному механизму. Таким образом, добавки стронция оказывают комплексное модифицирующее воздействие.

По механизму модифицирования силуминов добавками ряда РЗМ также нет единого мнения. На основании сравнительного исследования модифицирующей способности элементов-лантаноидов сделан вывод о том, что размерный фактор ($r_{ПА}/r_{Si} \sim 1,646$) не является решающим в определении эффективного модификатора [24]. Также не было получено убедительных доказательств превалирования механизма двойникования эвтектического кремния. Значит, модифицирование РЗМ может происходить по нескольким независимым механизмам. В [26] отмечается, что La и Ce не оказывают существенного влияния на изменение температуры формирования эвтектики и изменение ее морфологии. При этом показано, что ощутимый модифицирующий эффект может быть достигнут при введении порядка 1,5 мас.% La. Однако превышение какого-то порога по концентрации может привести к эффекту перемодифицирования.

Скандий из всех РЗМ является переходным металлом с недостроенной d -оболочкой. С алюминием Sc образует интерметаллид $ScAl_3$ по аналогии с Ti ($TiAl_3$) и Zr ($ZrAl_3$). Высокая модифицирующая

способность скандия при введении его в алюминий может быть объяснена с позиции электронной теории [29]. Одним из критериев, характеризующих модифицирующую способность переходных металлов, является акцепторная способность d -оболочки: $\xi = 1/(Nn)$, где N – главное квантовое число недостроенной d -оболочки; n – число электронов на d -оболочке. Акцепторная способность скандия ($\xi = 0,333$) выше, чем у титана (0,167) и циркония (0,125) [30]. В связи с этим измельчающее воздействие Sc на макрозерно и дендриты α -Al выше по сравнению с Ti и Zr. В данном случае модифицирование происходит по инокуляционному (зародышевому) механизму. При модифицировании силуминов Sc, вероятно, может образовывать сегрегации интерметаллидных комплексов (по аналогии со стронцием) и вызывать изменение морфологии эвтектического кремния по механизму двойникования [31]. Однако и в этом вопросе у исследователей нет единого мнения. В [32] отмечается, что добавки скандия в сплав Al-6Si-0,3Mg вызывают существенное измельчение дендритов α -Al. Уменьшение расстояний между ветвями второго порядка обуславливают изменение морфологии и размеров эвтектического кремния. Это позволяет сделать вывод о том, что механизм модифицирования силуминов добавками скандия аналогичен Ti и Zr.

Выводы

1. При одинаковом количестве вводимого компонента (0,25 мас.%) наибольший модифицирующий эффект на дендриты α -Al и кристаллы эвтектического кремния в сплаве АК9ч оказал стронций, относящийся к щелочноземельным металлам. В рамках проведенных экспериментов при модифицировании Sr установлено максимальное увеличение предела прочности при растяжении (на 60–66%) и электропроводности (на 17–28%) по сравнению с немодифицированным состоянием. При этом электропроводность образцов практически не изменяется по высоте, что косвенно свидетельствует о повышении однородности микроструктуры.

2. Модификаторы из группы редкоземельных металлов (La и Sc) изменяют морфологию основных фаз по-разному. При модифицировании La морфология кристаллов эвтектического кремния изменилась с пластинчатой на волокнистую, что подтверждает научные результаты других исследователей. Модифицирование добавками Sc вызвало аналогичные изменения в морфологии эвтектического кремния и частичное модифицирование дендритов α -Al. Наибольший эффект модифицирования добавки редкоземельных металлов оказали на твердость HB и относительное удлинение.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Stojanovic, B.** Application of aluminum and aluminum alloys in engineering / B. Stojanovic, M. Bukvic, I. Epler // Applied Engineering Letters. – 2018. – Vol. 3, no. 2. – P. 52–62.
2. **Nappi, C.** The Global Aluminium Industry 40 years from 1972 / C. Nappi // World Aluminium. – 2013. – 27 p.
3. Modern trends and challenges of development of global aluminum industry / M.N. Dudin [et al.] // Metalurgija. – 2017. – Vol. 56. – P. 255–258.
4. **Djurdjević, M. B.** Melt quality control at aluminum casting plants / M. B. Djurdjević, Z. Odanović, J. Pavlović-Krstić // Metallurgical & Materials Engineering. – 2010. – Vol. 16. – P. 63–76.
5. **Никитин, В. И.** Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005.
6. **Никитин, К. В.** Управление качеством литых изделий из алюминиевых сплавов на основе явления структурной наследственности / К. В. Никитин, В. И. Никитин, И. Ю. Тимошкин. – М.: Радунца, 2015.
7. **Селянин, И. Ф.** Ресурсо- и экологосберегающие технологии производства вторичных алюминиевых сплавов / И. Ф. Селянин, В. Б. Деев, А. В. Кухаренко // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2015. – № 2. – С. 20–25.
8. **Деев, В. Б.** Термоскоростная обработка алюминиевых сплавов при литье по газифицируемым моделям / В. Б. Деев // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 4. – С. 38–40.
9. **Никитин, В. И.** О классификации модификаторов для получения литейных и деформируемых сплавов / В. И. Никитин, К. В. Никитин // Металлургия машиностроения. – 2020. – № 6. – С. 8–17.
10. **McCartney, D. G.** Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants / D. G. McCartney // International Materials Reviews. – 1989. – Vol. 34. – No. 5. – P. 247–260.
11. **Murty, B. S.** Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying / B. S. Murty, S. A. Kori, M. Chakraborty // International Materials Reviews. – 2002. – Vol. 47, no. 1. – P. 3–29.
12. **Sigworth, G. K.** The modification of Al–Si casting alloys: Important practical and theoretical aspects / G. K. Sigworth // Inter. J. Metalcast. – 2008. – Vol. 2, no. 2. – P. 19–40.
13. **Rathod, N. R.** Effect of modifier and grain refiner on cast Al-7Si aluminum alloy: A review / N. R. Rathod, J. V. Manghani // Inter. J. Emerging Trends in Engineering and Development. – 2012. – Vol. 5, no. 2. – P. 574–581.
14. **Faraji, M.** Grain refinement and modification in hypoeutectic Al–Si alloys / M. Faraji, L. Katgerman // Foundry Trade Journal. – 2010. – Vol. 184. – P. 315–318.

15. **Fang, Q.** Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy castings / Q. Fang, D. Granger // AFS Trans.– 1989.– No. 97.– P. 989–1000.
16. **Safwan, M.A.** Al-Qawabah. Different methods for grain refinement of materials / Safwan M.A. Al-Qawabah, Adnan I. O. Zaid // International Journal Of Scientific & Engineering Research.– 2016.– Vol. 7, iss. 7.– P. 1133–1140.
17. **Rana, R.S.** Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum / R. S. Rana, Rajesh Purohit, S. Das // International Journal of Scientific and Research Publications.– 2012.– Vol. 2, iss. 6.– P. 1–7.
18. The role of strontium in modifying aluminium – silicon alloys / M. Timpel [et al.] // Acta Materialia.– 2012.– Vol. 60, iss. 9.– P. 3920–3928.
19. The effect of strontium on the mechanical properties of aluminum – silicon alloy / A. I. Averkin [et al.] // Technical Physics Letters.– 2016.– Vol. 42, no. 2.– P. 201–203.
20. **Chandra Sekhar Rao, P.V.** Influence of melt treatments on dry sliding wear behavior of hypereutectic Al-15Si-4Cu cast alloys / P. V. Chandra Sekhar Rao, A. Satya Devi, K. G. Basava Kumar // Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering.– 2012.– Vol. 6, no. 1.– P. 55–61.
21. **Makhlouf, M.** On the mechanism of modification of the aluminum-silicon eutectic by strontium: the role of nucleation / M. Makhlouf // International Journal of Metalcasting.– 2010.– No. 4.– P. 47–50.
22. Eutectic grains in unmodified and strontium-modified hypoeutectic aluminum-silicon alloys / S. D. McDonald [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A.– 2004.– Vol. 35, no. 6.– P. 1829–1837.
23. **McDonald, S.D.** Eutectic grain size and strontium concentration in hypoeutectic aluminium-silicon alloys / S. D. McDonald, N. Kazuhiro, A. K. Dahle // Journal of Alloys and Compounds.– 2006.– Vol. 422, iss. 1–2.– P. 184–191.
24. **Kazuhiro, N.** Eutectic Modification of Al-Si Alloys with Rare Earth Metals / N. Kazuhiro, S. D. McDonald, A. K. Dahle // Materials Transactions.– 2004.– Vol. 45, no. 2.– P. 323–326.
25. On the modification of hypereutectic Al–Si alloys using rare earth Er / P. Xing [et al.] // Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.).– 2010.– Vol. 23, no. 5.– P. 327–333.
26. Effect of Rare Earth Metals on the Microstructure of Al–Si Based Alloys / S.A. Alkahtani // Materials.– 2016.– Vol. 9, no. 45.– P. 1–13.
27. **Ri, E. Kh.** Effect of Al–Y–Ce–La master alloy on structure formation, liquation processes and properties of AK7ch silumine (AL9) / E. Kh. Ri, Kh. Ri, A. V. Goncharov // Proceedings of the ICMTMTE 2019. Sevastopol, 9–13 September 2019. MATEC Web Conf.– 2019.– Vol. 298, no. 56.– P. 1–6.
28. **Gopi Krishna, S.** Effect of Strontium Modification and Heat Treatment on Microstructure of Al-319 Alloy / S. Gopi Krishna // International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering.– 2013.– Vol. 2, iss. 1.– P. 53–56.
29. **Ламихов, Л. К.** О модифицировании алюминия и сплава АЛ7 переходными металлами / Л. К. Ламихов, Г. В. Самсонов // Цветные металлы.– 1964.– № 1.– С. 24.
30. Влияние различных видов обработки на структуру, плотность и электропроводность деформируемых сплавов системы Al–Mg / К. В. Никитин [и др.] // Известия вузов. Цветная металлургия.– 2017.– № 4.– С. 46–52.
31. **Wattanachai, P.** Modification of hypoeutectic Al–Si alloys with scandium / P. Wattanachai, S. Nakorn, L. Chaowalit // Journal of Alloys and Compounds.– 2009.– Vol. 477.– P. 454–460.
32. **Kaiser, M.S.** Effect of scandium on the cast Al–Si–Mg alloy / M. S. Kaiser, M. R. Basher, A. S. W. Kurny // Proceedings of the International Conference on Mechanical Engineering: ICME09-RT-55 (Dhaka, 26–28 December 2009).– 2009.– P. 1–6.

REFERENCES

1. **Stojanovic B., Bukvic M., Epler I.** Application of aluminum and aluminum alloys in engineering. *Applied Engineering Letters*, 2018, vol. 3, no. 2, pp. 52–62.
2. **Nappi C.** The Global Aluminium Industry 40 years from 1972. *World Aluminium*, 2013, 27 p.
3. **Dudin M.N., Voykova N.A., Frolova E.E., Artemieva J.A., Rusakova E.P., Abashidze A.H.** Modern trends and challenges of development of global aluminum industry. *Metallurgija*, 2017, vol. 56, pp. 255–258.
4. **Djurdjević M.B., Odanović Z., Pavlović-Krstić J.** Melt quality control at aluminum casting plants. *Metallurgical & Materials Engineering*, 2010, vol. 16, pp. 63–76.
5. **Nikitin V.I., Nikitin K.V.** *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005.
6. **Nikitin K.V., Nikitin V.I., Timoshkin I. Yu.** *Upravlenie kachestvom lityh izdelij iz alyuminievyh splavov na osnove yavleniya strukturnoj nasledstvennosti* [Quality management of cast products from aluminum alloys based on the phenomenon of structural heredity]. Moscow, Radunitsa Publ., 2015.
7. **Selyanin I.F., Deev V.B., Kukharenko A.V.** Resurso- i ekologosberegayushchie tekhnologii proizvodstva vtorichnyh alyuminievyh splavov [Resource- and environmentally-saving technologies for the production of secondary aluminum alloys]. *Izvestiya vuzov. Cvetnaya metallurgiya = News from universities. Non-ferrous metallurgy*, 2015, no. 2, pp. 20–25.
8. **Deev V.B., Selyanin I.F., Ponomareva K.V., Yudin A.S., Tsetsorina S.A.** Termoskorostnaya obrabotka alyuminievyh splavov pri lit'e po gazificiruemym modelyam [Thermo-high-speed processing of aluminum alloys during casting using gasified models]. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya = News from universities. Ferrous metallurgy*, 2014, no. 4, pp. 38–40.
9. **Nikitin V.I., Nikitin K.V.** O klassifikacii modifikatorov dlya polucheniya litejnyh i deformiruemyh splavov [On the classification of modifiers for the production of cast and wrought alloys]. *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy and mechanical engineering*, 2020, no. 6, pp. 8–17.
10. **McCartney D.G.** Grain refining of aluminium and its alloys using inoculants. *International Materials Reviews*, 1989, vol. 34, no. 5, pp. 247–260.
11. **Murty B.S., Kori S.A., Chakraborty M.** Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying. *International Materials Reviews*, 2002, vol. 47, no. 1, pp. 3–29.

12. **Sigworth G.K.** The modification of Al–Si casting alloys: Important practical and theoretical aspects. *Inter. J. Metalcast*, 2008, vol. 2, no. 2, pp. 19–40.
13. **Rathod N.R., Manghani J.V.** Effect of modifier and grain refiner on cast Al-7Si aluminum alloy: A review. *Inter. J. Emerging Trends in Engineering and Development*, 2012, vol. 5, no. 2, pp. 574–581.
14. **Faraji M., Katgerman L.** Grain refinement and modification in hypoeutectic Al–Si alloys. *Foundry Trade Journal*, 2010, vol. 184, pp. 315–318.
15. **Fang Q., Granger D.** Porosity formation in modified and unmodified A356 alloy castings. *AFS Trans.*, 1989, no. 97, pp. 989–1000.
16. **Safwan M.A.** Al-Qawabah, Adnan I. O. Zaid. Different methods for grain refinement of materials. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, 2016, vol. 7, iss. 7, pp. 1133–1140.
17. **Rana R.S., Rajesh Purohit, Das S.** Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum. *International Journal of Scientific and Research Publications*, 2012, vol. 2, iss. 6.– P. 1–7.
18. **Timpel M., Wanderka N., Schlesiger R., Yamamoto T., Lazarev N., Isheim D., Schmitz G., Matsumura S., Banhart J.** The role of strontium in modifying aluminium – silicon alloys. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, iss. 9, pp. 3920–3928.
19. **Averkin A.I., Korchunov B.N., Nikanorov S.P., Osipov V.N.** The effect of strontium on the mechanical properties of aluminum–silicon alloy. *Technical Physics Letters*, 2016, vol. 42, no. 2, pp. 201–203.
20. **Chandra Sekhar Rao P.V., Satya Devi A., Basava Kumar K.G.** Influence of melt treatments on dry sliding wear behavior of hypereutectic Al-15Si-4Cu cast alloys. *Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering*, 2012, vol. 6, no. 1, pp. 55–61.
21. **Makhlouf M.** On the mechanism of modification of the aluminum-silicon eutectic by strontium: the role of nucleation. *International Journal of Metalcasting*, 2010, no. 4, pp. 47–50.
22. **McDonald S. D., Dahle A. K., Taylor J. A., John St.** Eutectic grains in unmodified and strontium-modified hypoeutectic aluminum-silicon alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, no. 6, pp. 1829–1837.
23. **McDonald S. D., Kazuhiro N., Dahle A. K.** Eutectic grain size and strontium concentration in hypoeutectic aluminium-silicon alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, vol. 422, iss. 1–2, pp. 184–191.
24. **Kazuhiro N., McDonald S. D., Dahle A. K.** Eutectic modification of Al–Si alloys with rare earth metals. *Materials Transactions*, 2004, vol. 45, no. 2, pp. 323–326.
25. **Xing P., Gao B., Zhuang Y., Liu K., Tu G.** On the modification of hypereutectic Al–Si alloys using rare earth Er. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 2010, vol. 23, no. 5, pp. 327–333.
26. **Alkahtani S.A. Elgallad E. M. Tash M. M. Samuel A. M. Samuel F. H.** Effect of Rare Earth Metals on the Microstructure of Al–Si Based Alloys. *Materials*, 2016, vol. 9, no. 45, pp. 1–13.
27. **Ri E. Kh., Ri Kh., Goncharov A. V.** Effect of Al–Y–Ce–La master alloy on structure formation, liquation processes and properties of AK7ch silumine (AL9). *Proceedings of the ICMTMTE 2019. Sevastopol, 9–13 September 2019. MATEC Web Conf.*, 2019, vol. 298, no. 56, pp. 1–6.
28. **Gopi Krishna S.** Effect of Strontium Modification and Heat Treatment on Microstructure of Al-319 Alloy. *International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering*, 2013, vol. 2, iss. 1, pp. 53–56.
29. **Lamikhov L. K., Samsonov G. V.** O modificirovani alyuminiya i splava AL7 perekhodnymi metallami [On the modification of aluminum and AL7 alloy with transition metals]. *Cvetnye metally = Non-ferrous metals*, 1964, no. 1, p. 24.
30. **Nikitin K. V., Nikitin V. I., Krivopalov D. S., Glushchenkov V. A., Chernikov D. G.** Vliyanie razlichnyh vidov obrabotki na strukturu, plotnost' i elektroprovodnost' deformiruemyh splavov sistemy Al–Mg [The influence of various types of processing on the structure, density and electrical conductivity of deformable alloys of the Al–Mg system]. *Izvestiya vuzov. Cvetnaya metallurgiya = News from universities. Non-ferrous metallurgy*, 2017, no. 4, pp. 46–52.
31. **Wattanachai P., Nakorn S., Chaowalit L.** Modification of hypoeutectic Al–Si alloys with scandium. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 477, pp. 454–460.
32. **Kaiser M. S., Basher M. R., Kurny A. S. W.** Effect of scandium on the cast Al–Si–Mg alloy. *Proceedings of the International Conference on Mechanical Engineering: ICME09-RT-55 (Dhaka, 26–28 December 2009)*, 2009, pp. 1–6.



УДК 621.74

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ В РАЗОВЫХ ПЕСЧАНЫХ ФОРМАХ ПУТЕМ АНАЛИЗА ПРИЧИН ОБРАЗОВАНИЯ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ДЕФЕКТОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: maruko46@mail.ru.

Ю. А. НИКОЛАЙЧИК, ХОУ ЯБО, БНТУ, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: yuni@bntu.by.

Рассмотрены вопросы улучшения качества отливок из стали и чугуна. Предпринята попытка сгруппировать и классифицировать наиболее распространенные дефекты на основе анализа и изучения процессов, протекающих при изготовлении отливок в разовых песчаных формах и во взаимосвязи с литейной формой.

Ключевые слова. Качество отливок, дефекты отливок, литейная форма, классификация дефектов.

IMPROVING THE QUALITY OF CASTINGS MADE IN DISPOSABLE SAND MOLDS BY ANALYZING THE REASONS FOR FORMING POTENTIAL DEFECTS

E. I. MARUKOVICH, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: maruko46@mail.ru.

Yu. A. NIKOLAYCHIK, HOU YABO, BNTU, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: yuni@bntu.by.

The article considers the issues of improving the quality of steel and cast iron castings. An attempt was made to group and classify the most common defects based on the analysis and study of the processes occurring during the manufacture of castings in disposable sand molds and in relation to the casting mold.

Keywords. Quality of castings, casting defects, casting mold, classification of defects.

В Республике Беларусь 2024 год объявлен Годом качества. В литейном производстве получение отливок надлежащего качества является одним из главных критериев его эффективности. Вместе с тем сложность технологических процессов и операций, изменения в составе исходных шихтовых и формовочных материалов, а порой нарушения технологических инструкций ведут к вспышкам брака, что в свою очередь приводит к увеличению удельных затрат на производство годных отливок, включающих затраты на устранение дефектов. В итоге растет себестоимость изготовления отливок и снижается конкурентоспособность производства. Понимание причин образования дефектов, четкое соблюдение предписанной технологии, а также использование методов и способов профилактики дефектов позволяют в большинстве случаев решить поставленные задачи и обеспечить высокое качество отливок.

Согласно ГОСТ 15467-79, дефект – это каждое отдельное несоответствие продукции установленным требованиям. Для литейного производства основным видом продукции являются отливки, которые могут быть признаны бракованными в случаях, если как минимум один из установленных показателей их качества не соответствует допустимым значениям. На практике в зависимости от количества и видов дефектов, а также степени поражения дефектами отливок различают четыре группы: годные, условно годные, исправимый брак и окончательный брак. Отливки, полностью отвечающие всем установленным требованиям технической документации и стандартов, относятся к категории годных; условно годные – это отливки, имеющие небольшие отклонения от установленных требований (малозначительные дефекты), не оказывающие существенного влияния на эксплуатационные показатели детали или изделия в целом; исправимый брак – отливки, имеющие один или несколько устранимых дефектов, после исправления которых они могут быть допущены к дальнейшей обработке и использованию по назначению; неисправимый или окончательный брак – отливки, имеющие такие дефекты, исправление которых

технически невозможно или экономически нецелесообразно, либо качество исправления которых невозможно проконтролировать [1].

ГОСТ 19200-80 устанавливает применяемые в науке, технике и производстве термины и определения основных понятий дефектов отливок из чугуна и стали. Согласно ГОСТ 19200-80, дефекты отливок разделены на пять основных групп: несоответствие геометрии, дефекты поверхности, несплошности в теле отливки, включения и несоответствие по структуре (рис. 1).

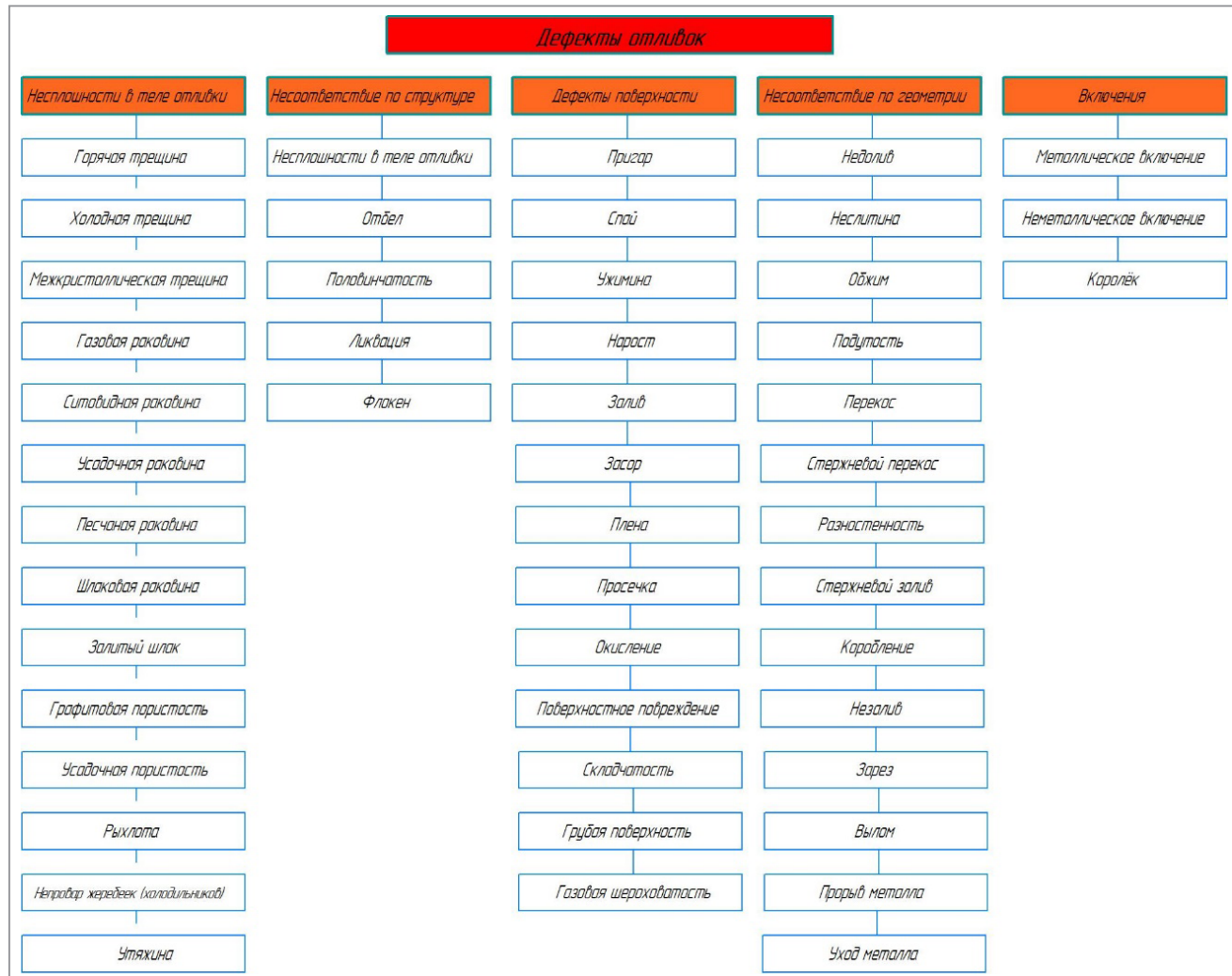


Рис. 1. Классификация дефектов в соответствии с ГОСТ 19200-80

С точки зрения разработки мероприятий по предупреждению дефектов отливок из стали и чугуна, особенно изготавливаемых с использованием разовых форм и стержней, установлением дефекта, а также отнесение его к определенной группе в ряде случаев является недостаточным для нахождения эффективных приемов и методов их профилактики. Это обусловливается тем, что в процессе изготовления отливок происходят многокомпонентные термохимические, теплофизические и гидрогазодинамические процессы, природа и кинетика которых определяют формирование бездефектной отливки. Недостовверная или недостаточная информация о процессах, протекающих при изготовлении отливок из стали и чугуна в разовых песчаных формах и стержнях, может приводить к неточной либо неправильной идентификации того или иного дефекта, а также определению метода его устранения или предупреждения. С другой стороны, анализ и успешное изучение таких сложных процессов может быть реализовано путем выделения и отдельного изучения механизмов участия компонентов системы в различных видах взаимодействия по зонам отливки и литейной формы (стержня) с учетом структурных параметров таких зон, а также с учетом всех внутренних и внешних связей, взаимозависимости и соподчиненности отдельных элементов всей системы «отливка-литейная форма».

Принимая во внимание мнение [2], что особенно большое влияние на склонность отливок к образованию дефектов оказывает материал формы, в рамках настоящей работы предпринята попытка

сгруппировать и классифицировать наиболее распространенные дефекты на основе анализа и изучения процессов, протекающих при изготовлении отливок в разовых песчаных формах и во взаимосвязи именно с литейной формой, т. е. с позиции того, что литейная форма не только составляющая системы, которая характеризует будущую конфигурацию отливки, но и как основополагающая единица системы «отливка–литейная форма», определяющая получение бездефектной и высококачественной отливки. Также рассмотрены некоторые виды брака из группы «дефекты поверхности».

Предварительный анализ показывает, что значительная часть дефектов (рис. 1) может быть вызвана недостаточным вниманием к качеству литейной формы (в широком смысле этого слова). Так как получение качественной литейной формы (стержня) связано не только с процессом формовки на формовочных и стержневых участках, а изначально определяется процессом выбора самой технологии формообразования, в том числе использованием тех или иных исходных формовочных материалов, проектированием ее геометрии, включающей определение плоскостей разъема, мест подвода расплава, конфигурации литниковой системы, использование различных видов прибылей, холодильников, применением различных видов покрытий и других технологических инструментов, имеющих в арсенале литейщиков, и определяющих интенсивность физико-химических процессов в периоды заливки, кристаллизации и затвердевания отливки.

В [3] приведено разделение дефектов отливок на четыре большие группы: пористость, дефекты поверхности, дефекты, вызванные превращениями в кварцевом песке при его нагреве, а также включения. По нашему мнению, такая классификация наиболее близко отражает истинную природу дефектов отливок и основана на физико-химических процессах взаимодействия отливки и литейной формы (стержня) (рис. 2).

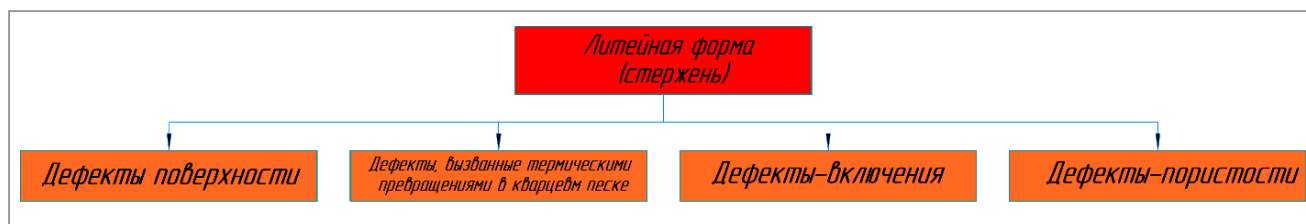


Рис. 2. Классификация дефектов в зависимости от литейной формы

Как было отмечено, успешное выявление конкретных физико-химических процессов, приводящих к образованию дефектов отливок, возможно путем выделения конкретных зон взаимодействия отливки и формы и анализа происходящих процессов в них. В связи с этим группа дефектов поверхности может быть определена как одна из первых и очевидно, что особое внимание при анализе причин образования дефектов поверхности необходимо уделить контактной зоне «отливка-литейная форма». Качество поверхности (в том числе приповерхностных зон), уже собранной под заливку литейной формы, определяет не только степень шероховатости будущей отливки, но и вероятность образования широкого разнообразия дефектов поверхности отливок, таких, как различные виды пригаров, складчатость, спаи, пленки и грубая шероховатость. У всех дефектов отличительным признаком является определенная степень искажения качества поверхности отливки. Таким образом, дефекты поверхности, которые могут возникать в отливках при их производстве в разовых песчаных формах, можно разделить как показано на рис. 3.

Известно [4], что температура в контактной зоне «расплав – литейная форма» (в том числе температура приграничных слоев) определяет процессы возможного проникновения расплава в капилляры литейной формы, вероятность и кинетику протекания химических реакций взаимодействия оксидов расплава с материалом литейной формы, а также напряженно-деформированное состояние системы отливка-литейная форма, в том числе возникновение термомеханических напряжений и др. В совокупности интенсивность описанных процессов является первопричиной широкой гаммы дефектов поверхности отливок.

В ГОСТ 19200-80 приводится общее определение дефекта поверхности пригара как дефекта в виде трудно отделяемого специфического слоя на поверхности отливки, образовавшегося вследствие физического и химического взаимодействия формовочного материала с металлом и его оксидами. Как видно из рис. 4, на практике различают несколько видов пригара: механический (или металлизированный), химический и термический. Это связано с тем, что природа процессов их образования различна.

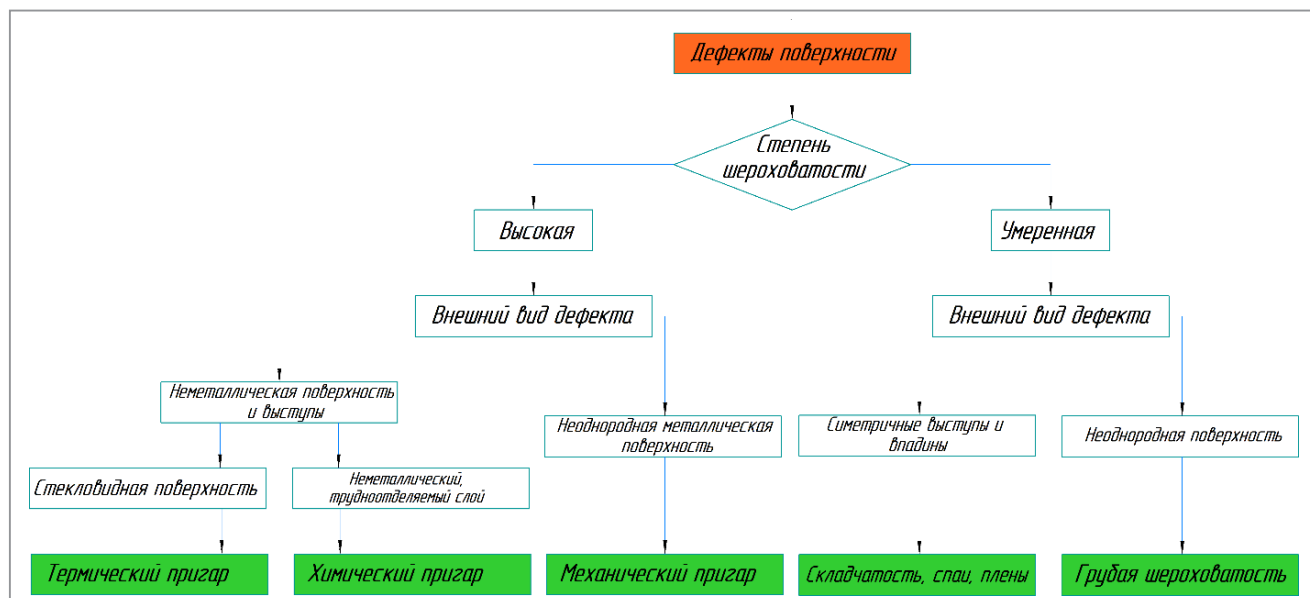


Рис. 3. Многоуровневое дерево дефектов поверхности отливок

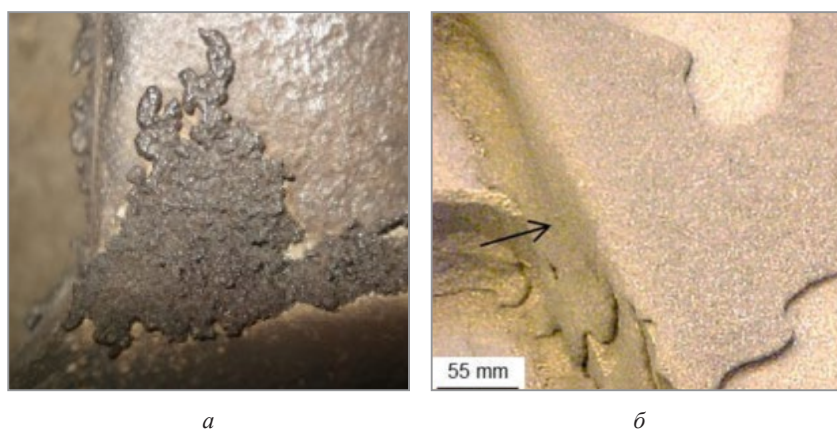


Рис. 4. Механический (металлизированный) пригар на поверхности отливок

Согласно известным представлениям о механизме возникновения механического пригара, считается [5], что необходимым и достаточным условием его образования является фильтрации расплава в капилляры литейной формы, когда металлостатическое давление расплава в литейной форме (P_M) превышает капиллярное и газовое противодавления формы (P_K):

$$P_M \geq P_K = 2\sigma \cos \theta / r_{эф},$$

где σ – поверхностное натяжение расплава; θ – краевой угол смачивания расплавом формовочной смеси; $r_{эф}$ – эффективный радиус пор литейной формы.

В то же время необходимо, чтобы температура в контактной зоне и приграничных слоях литейной формы была выше определенной температуры (критической температуры $T_{крит.}$), при которой сплав способен течь.

Считается, что значение $T_{крит.}$ должно быть в интервале кристаллизации, при которой жидкий сплав вследствие выпадения твердой фазы теряет способность течь, т. е. до температуры, близкой к температуре нулевой жидкотекучести [5]. Существуют мнения, что для различных видов сплавов $T_{крит.}$ может принимать разные значения. Например, для сплавов, кристаллизующихся в виде твердого раствора (аустенитные стали), $T_{крит.}$ будет равна температуре, близкой к температуре ликвидус, а для сплавов, кристаллизующихся с большим содержанием эвтектики, $T_{крит.}$ близка к температуре солидус. Для сплавов, имеющих перитектическое превращение, рекомендуется $T_{крит.}$ принимать равной полусумме температуры ликвидус и солидус сплава [6]. На рис. 4, а, б приведены примеры механического пригара на поверхности отливок, а на рис. 5 – его микроструктура.

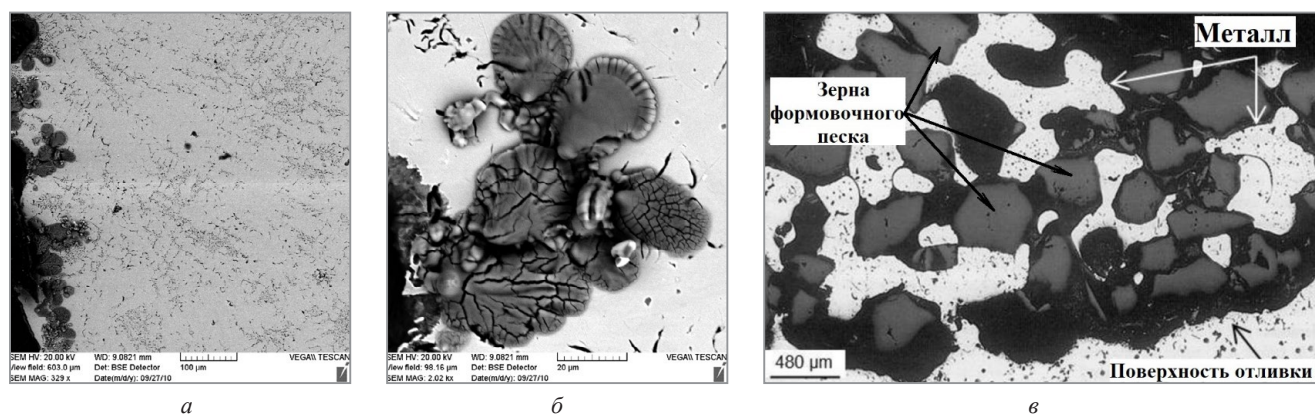


Рис. 5. Микроструктура поверхности отливки, пораженная механическим (металлизированным) пригаром:
а – микроструктура поверхностного слоя отливки; *б* – включения зерен кварцевого песка на поверхности отливки;
в – микроструктура слоя механического (металлизированного) пригара

В отличие от механического (металлизированного) пригара образование химического пригара (рис. 6) сопровождается протеканием химических реакций между оксидами расплава и материалами, входящими в состав формовочной смеси, с образованием легкоплавких силикатных соединений (рис. 7). В большинстве случаев такими промежуточными соединениями являются мета- и ортосиликаты металлов, такие, как метасиликат железа – пироксен (FeSiO_4), ортосиликат железа – фаялит (Fe_2SiO_4), а также метасиликат марганца – родонит (MnSiO_4) и ортосиликат марганца – тефроит (Mn_2SiO_4). Известно, что в процессе термохимического взаимодействия, кроме указанных силикатов, также возможно образование и эвтектик, например, состава $\text{SiO}_2 + \text{Fe}_2\text{SiO}_4$, $\text{FeO} + \text{Fe}_2\text{SiO}_4$, которые значительно повышают прочность пригарной корки.



Рис. 6. Химический пригар на поверхности отливок

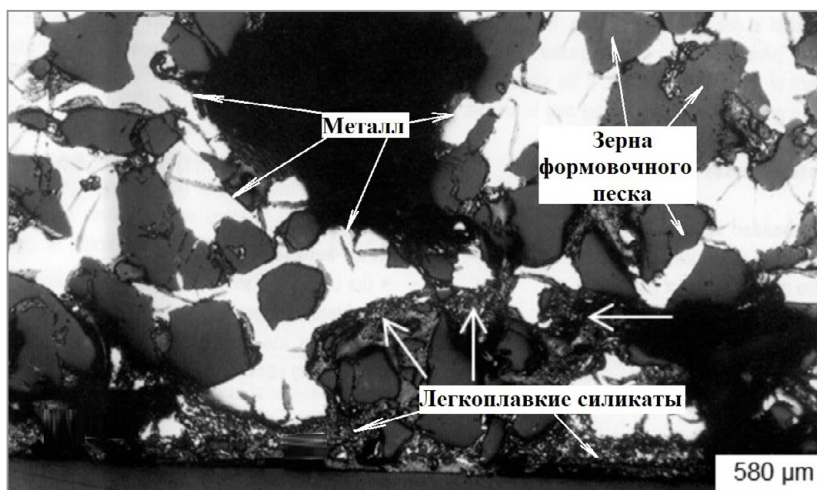


Рис. 7. Микроструктура поверхности отливки, пораженная химическим пригаром

Необходимо отметить, что образование орто- и метасиликатов существенно снижает краевой угол смачивания расплава, заливаемого в литейную форму, и тем самым увеличивается риск его проникновения в литейную форму на большую глубину.

Считается, что процесс образования различных видов пригара (в том числе химического и термического (рис. 8)) состоит из нескольких этапов: окисление расплава атмосферой литейной формы в период заполнения (рис. 9, а); фильтрация окисленного расплава в капилляры литейной формы (рис. 9, б); образование в контактной зоне «расплав – литейная форма» оксидной пленки (рис. 9, в) и цементирующих соединений (рис. 9, г). Если скорость образования оксидов будет превышать скорость их расхода на образование цементирующих соединений, то на границе раздела формируется зазор (слой оксидов достаточной толщины), по которому пригарная корка легко отделяется от отливки.



Рис. 8. Термический пригар на поверхности отливки

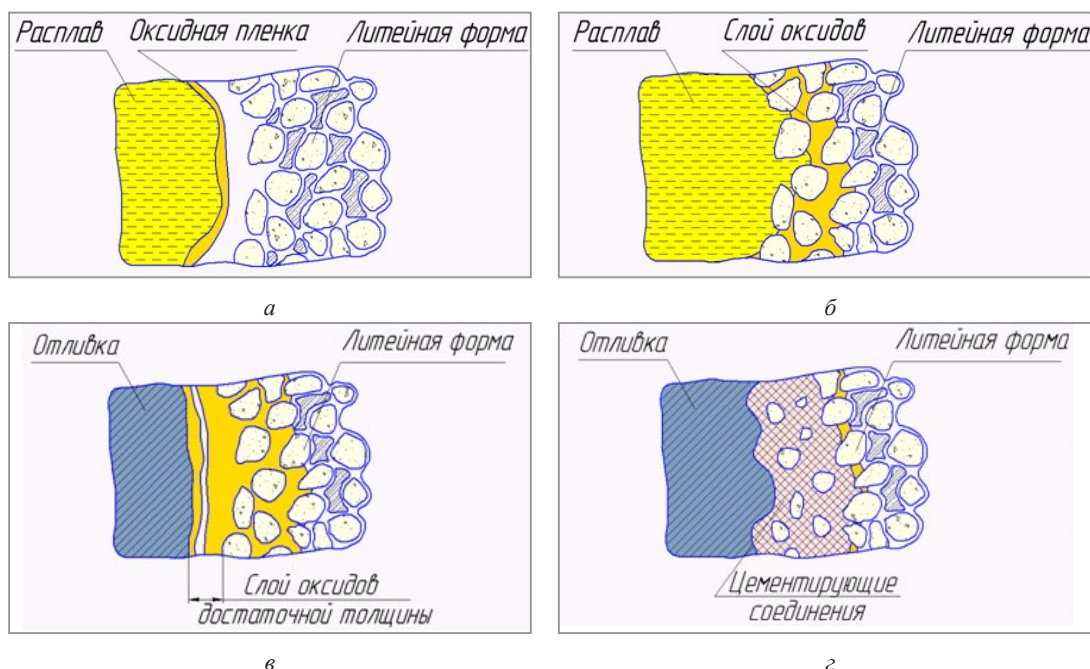


Рис. 9. Схема многостадийного процесса взаимодействия расплава и литейной формы:

а – этап окисления расплава в период заполнения литейной формы; б – этап фильтрации расплава в капилляры литейной формы; в – этап формирования оксидной пленки; г – этап образования легкоплавких цементирующих соединений типа фаялита

Складчатость или морщинистость – это дефект отливки в виде множественных, беспорядочно расположенных, незначительных гладких возвышений и углублений на поверхности отливки (рис. 10). Они визуально выделяются тем, что середина канавок темнее остальной поверхности.

Дефект появляется преимущественно на горизонтальных или выпуклых поверхностях, а также на поверхностях тонкостенных отливок, затвердевших при высоких скоростях охлаждения и возникает вследствие пониженной жидкотекучести расплава. Также, как отмечается в [7], причина возникновения дефекта заключается в скоплении на поверхности литейной формы большого количества углерода,

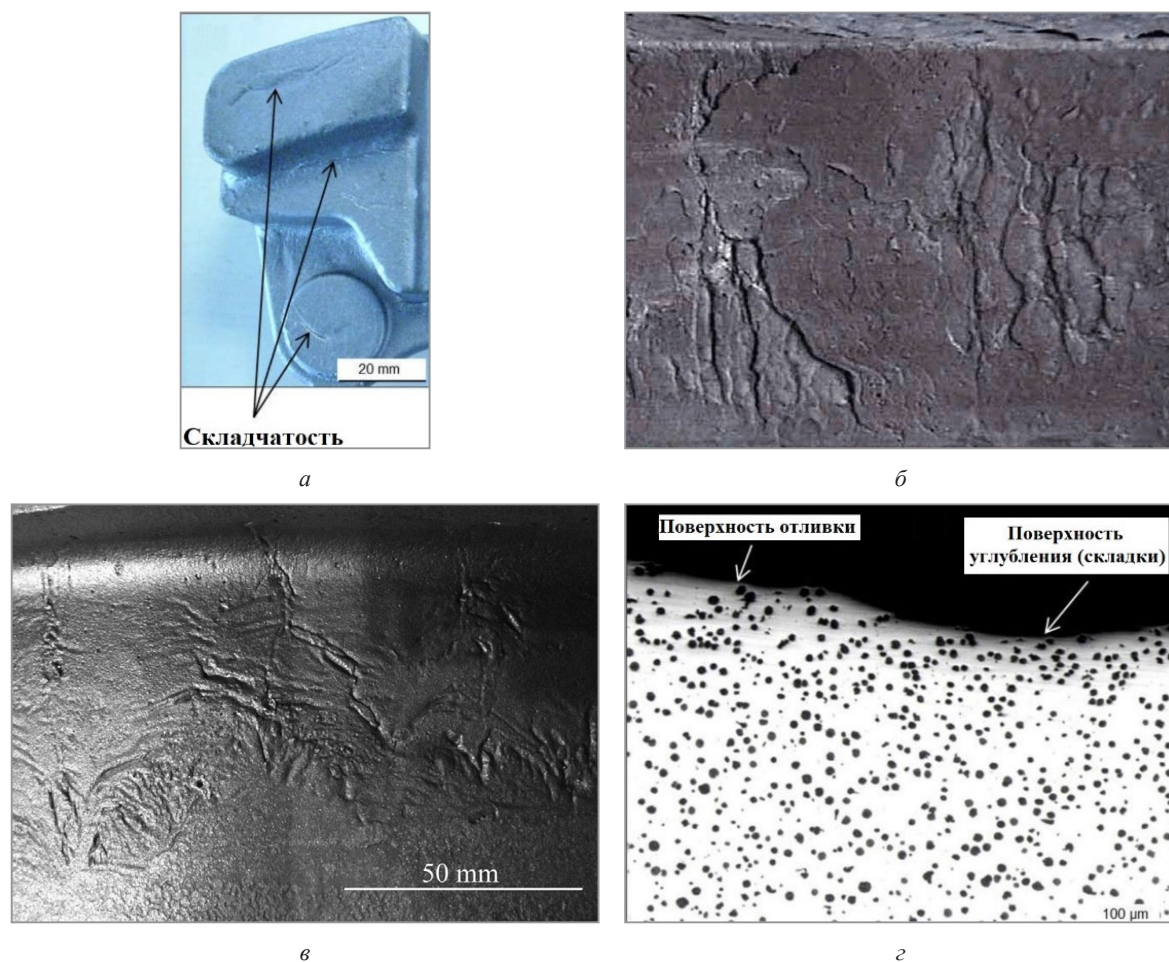


Рис. 10. Дефект отливки «Складчатость»: *а* – складчатость на поверхности отливки из чугуна; *б, в* – складчатость на поверхности отливок из стали; *г* – микроструктура складки

выделяемого при температурном разложении углеводородов, которые входят в состав связующих материалов. Предотвратить морщинистость можно уменьшением органических составляющих формочной или стержневой смеси и улучшением вентиляции литейной формы, а также повышением температуры заливаемого расплава.

Спай – это дефект отливки в виде углубления с закругленными краями на поверхности отливки (рис. 11, *а*), образованный неполностью слившимися потоками расплава с недостаточной температурой или прерванного при заливке [7]. Известно, что поверхность спая практически всегда покрыта слоем оксидов. Основными мерами при профилактике спаев являются повышение температуры и сокращение времени заливки, подогрев литейной формы перед заливкой, а также применение теплоизолирующих противопопригарных покрытий.

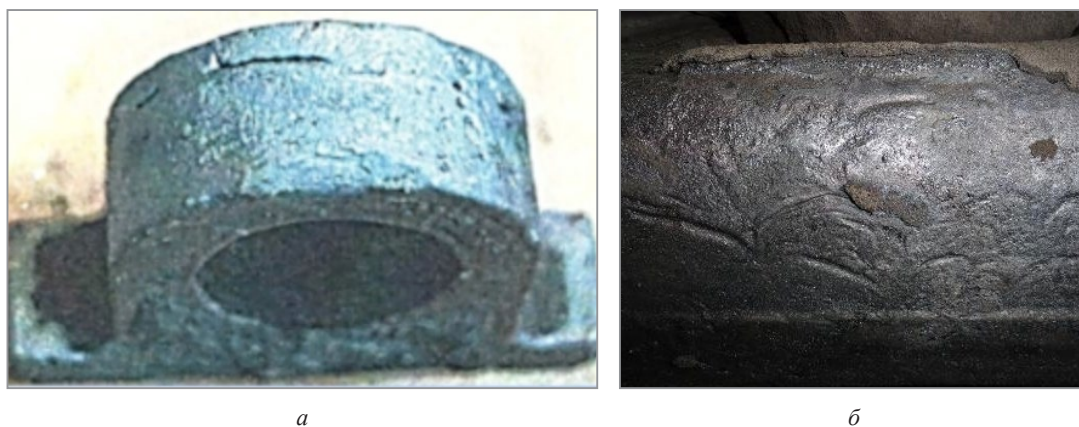


Рис. 11. Дефекты отливки «Спай» (*а*) и «Плена» (*б*)

Пленами (рис. 11, б) называют пленки на поверхности и внутри отливки, состоящие из оксидов с включениями формовочного материала. Механизм образования плен заключается в том [8], что оксидная пленка, образовавшаяся на поверхности поступающего в полость формы расплава, после достижения определенной толщины оказывает значительное сопротивление его движению. При недостаточном давлении расплав не может разрушить образовавшуюся пленку и дальнейшее заполнение литейной формы прекращается. В таком случае отливки получаются с недоливами, неспаями, с нечеткими контурами и поверхностными пленами. При механическом разрушении оксидной пленки форма заполняется, но отливка получается с дефектами – пленами.

Грубая поверхность – это дефект отливки в виде шероховатости поверхности с параметрами, превышающими допустимые значения [9]. Грубая шероховатость (рис. 12, а) отливок определяется такими факторами, как качество поверхности моделей и стержневых ящиков, гранулометрический состав кварцевого формовочного песка, используемого для получения литейной формы или стержня, степень уплотнения формовочной или стержневой смеси. Также на образование грубой шероховатости влияют температура заливки и скорость охлаждения отливки, металлостатическое давление в литейной форме, а при исправлении такого дефекта влияние оказывают режимы дробеструйной обработки и размеры литой дроби, применяемой при очистке отливок.

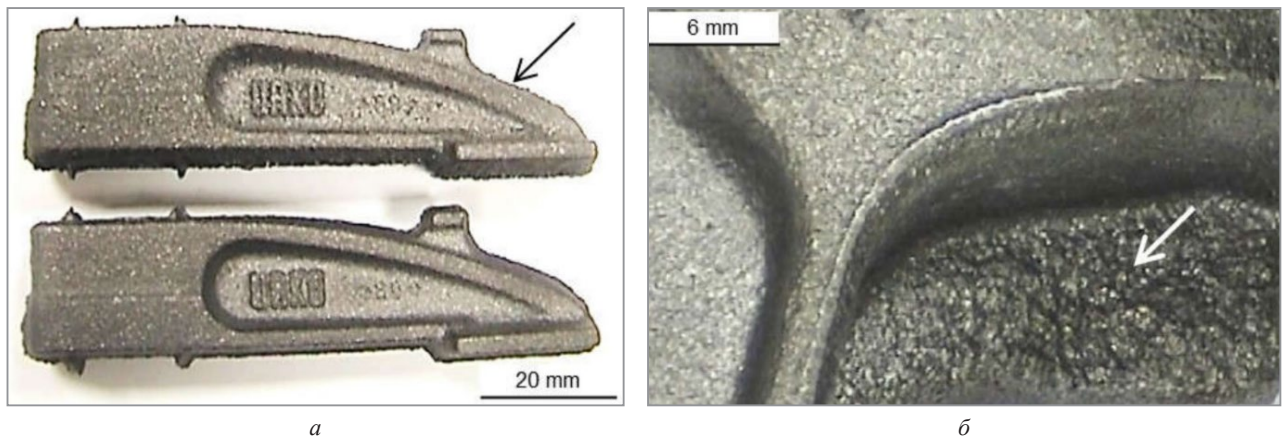


Рис. 12. Дефекты отливки «Грубая шероховатость»

Как правило, грубая шероховатость не влияет на выполнение функциональных назначений отливки и определяется требованиями заказчика отливок, но вместе с тем наличие грубой шероховатости на поверхности отливок вызывает дополнительные затруднения при их механической обработке и нанесении (при необходимости) каких-либо функциональных покрытий или красок. Этот дефект поверхности возникает на отливках в участках литейной формы или стержня с пониженной степенью уплотнения, а также в зонах тепловых узлов (рис. 12, б).

Таким образом, результаты анализа показывают, что предлагаемый подход к классификации дефектов, основанный на изучении физико-химических процессов в конкретных зонах системы «отливка-литейная форма», может быть положен в основу разработки новых и более детализированных классификационных схем, которые позволят найти и применить наиболее эффективные приемы и методы для профилактики дефектов отливок.

Необходимо отметить, что сегодня для предотвращения производственного брака, в том числе дефектов поверхности, возможно применение так называемой экспертной оценки с помощью гибридных экспертных систем, которые представляют собой интеллектуальные системы, оперирующие фактами [9], т. е. они опираются и на знания специалистов-экспертов в соответствующей предметной области и объединяют в себе как теоретическое понимание проблемы, так и практические навыки ее решения.

Уже сегодня для автоматизации обнаружения поверхностных дефектов и их профилактики ведутся разработки по применению искусственного интеллекта и методов машинного обучения за счет использования нейронных сетей (например, Convolutional Neural Networks (CNN), Residual Neural Networks (ResNet), Support Vector Machine (SVM) and K-Nearest Neighbor (KNN), Recurrent Neural Networks (R-CNN) и др), которые включают глубокое обучение, обработку изображений дефектов и создание баз данных.

ЛИТЕРАТУРА

1. Электронный ресурс: <https://metalyt.com/wp-content/uploads/2015/12/Klasifikatsiya-defektov-otlivok-iz-chuguna-i-stali.pdf>
2. **Илларионов, И. Е.** Пути улучшения качества отливок / И. Е. Илларионов // Литейное производство. – 2016. – № 1.
3. **Sertuch, Jon., Jacques Lacaze.** Casting Defects in Sand-Mold Cast Irons – An Illustrated. Review with Emphasis on Spheroidal Graphite Cast Irons / Jon Sertuch // Metals. – 2022. – № 12. – P. 504.
4. **Цибрик, А. Н.** Физико-химические процессы в контактной зоне металл-форма / А. Н. Цибрик. – Киев: Навукова думка, 1977.
5. **Валисовский, И. В.** Пригар на отливках / И. В. Валисовский. – М.: Машиностроение, 1983.
6. **Марукович, Е. И.** Анализ процессов в контактной зоне «отливка-литейная форма» на основе компьютерного моделирования и метод прогнозирования процессов образования пригара / Е. И. Марукович, Ю. А. Николайчик, Хоу Ябо // Литейное производство сегодня и завтра: тр. Междунар. науч.-практ. конф. – СПб.: Политех-Пресс, 2023. – 470 с.
7. Электронный ресурс: <http://xn-80aagiccszezsw.xn--p1ai/uchebniki/specialnye-vidy-litya/11-osnovnye-vidy-defektov-otlivok-i-prichiny-ix-obrazovaniya>
8. Электронный ресурс: <http://metalurgu.ru/defektyi-poverhnosti-otlivok/defektyi-otlivok-plenyi.html>
9. Электронный ресурс: <https://www.modificator.ru/terms/defects/rough.html>

REFERENCES

1. <https://metalyt.com/wp-content/uploads/2015/12/Klasifikatsiya-defektov-otlivok-iz-chuguna-i-stali.pdf>
2. **Илларионов И. Е.** Puti uluchsheniya kachestva otlivok [Ways to improve the quality of castings]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2016, no. 1.
3. **Sertuch Jon., Jacques Lacaze.** Casting Defects in Sand-Mold Cast Irons – An Illustrated. Review with Emphasis on Spheroidal Graphite Cast Irons. Jon Sertuch. Metals, 2022, no. 12, pp. 504.
4. **Цибрик А. Н.** *Fiziko-himicheskie processy v kontaktnoj zone metall-forma* [Physicochemical processes in the metal-mold contact zone]. Kiev, Navukovaja dumka Publ., 1977.
5. **Валисовский И. В.** *Prigar na otlivkah* [Burnt marks on castings]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1983.
6. **Марукович Е. И., Николайчик Ю. А., Хоу Ябо.** Analiz processov v kontaktnoj zone «otlivka-litejnaja forma» na osnove komp'yuternogo modelirovaniya i metod prognozirovaniya processov obrazovaniya prigara [Analysis of processes in the contact zone “casting-casting mold” based on computer modeling and a method for predicting the processes of burn-on formation]. *Litejnoe proizvodstvo segodnja i zavtra: trudy Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii = Foundry production today and tomorrow: proceedings of the International scientific and practical conference*. SPb., Politeh-Press Publ., 2023, 470 p.
7. <http://xn-80aagiccszezsw.xn--p1ai/uchebniki/specialnye-vidy-litya/11-osnovnye-vidy-defektov-otlivok-i-prichiny-ix-obrazovaniya>
8. <http://metalurgu.ru/defektyi-poverhnosti-otlivok/defektyi-otlivok-plenyi.html>
9. <https://www.modificator.ru/terms/defects/rough.html>



УДК 669.111.223; 669.046.562.2; 669.13.018

ПОЛУЧЕНИЕ МАРОЧНЫХ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ И ОТЛИВОК ИЗ НИХ С ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НИЗКОСОРТОВЫХ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ ПРИ ДВУХСТАДИЙНОМ ПРОЦЕССЕ ИХ ПРОИЗВОДСТВА (ДУПЛЕКС-ПРОЦЕСС)

А. Т. ВОЛОЧКО, И. И. ВЕГЕРА, М. С. КОВАЛЬКО, Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь, ул. Академика Купревича, 10. E-mail: volochkoat@mail.ru.

А. В. КОТКОВ, ОАО «Лидский литейно-механический завод», г. Лида, Беларусь, ул. Качана, 4.

В работе проведен анализ существующих способов подготовки и плавки дисперсных металлических отходов в виде стальной и чугунной стружки. Рассмотрена технология двухступенчатой плавки металлической шихты с использованием мультисоставного индукционного оборудования, позволяющая осуществлять расплавление стружки на промышленной частоте (50 Гц) и производить доводку состава и перегрев расплава чугуна перед последующим модифицированием на средних частотах (120–180 Гц) с автоматической подстройкой, учитывающей массу загрузки и ее состояние. Определено влияние соотношения стальной и чугунной стружки в шихте, технологических параметров индукционной плавки (частоты выходного тока, температуры и времени перегрева жидкого чугуна) на состав получаемых чугунов. Установлены температурно-временные режимы процессов плавки, науглероживания, легирования, микролегирования и рафинирования на различных стадиях duplex-процесса, позволяющие получать марочные чугуны с требуемым составом, углеродным эквивалентом и минимальным угаром основных компонентов сплава. Показано, что использование предложенной технологии позволяет получать марочные синтетические чугуны. Так, на примере литья в облицованный кокиль отливок распределительного вала с учетом установленных особенностей формирования необходимых свойств реализована технология их получения с градиентной структурой.

Ключевые слова. Синтетический чугун, индукционный нагрев, отходы, стальная и чугунная стружка, центрифугирование, плавка, облицованный кокиль.

PRODUCTION OF GRADED IRON-CARBON ALLOYS AND CASTINGS FROM THEM WITH GRADIENT STRUCTURE WITH THE USE OF LOW-GRADE IRON-CONTAINING WASTES AT TWO-STAGE PROCESS OF THEIR PRODUCTION (DUPLEX-PROCESS)

A. T. VOLOCHKO, I. I. VEGERA, M. S. KOVALKO, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus, 10, Akademika Kuprevich str. E-mail: volochkoat@mail.ru.

A. V. KOTKOV, OJSC “Lida Foundry and Mechanical Plant”, Lida, Republic of Belarus, 4, Kachana str.

The article analyses the existing methods of preparation and melting of dispersed metal wastes in the form of steel and cast iron shavings. The technology of two-stage melting of metal charge with the use of multi-frequency induction equipment, which allows to carry out melting of shavings at industrial frequency (50 Hz) and to carry out finishing of composition and superheating of cast iron melt before subsequent modification at medium frequencies (120–180 Hz) with automatic adjustment, tailored to the mass of the load and its condition, is considered. The influence of the ratio of steel and iron shavings in the mixture, technological parameters of induction melting (frequency of output current, temperature and time of superheating of liquid cast iron) on the composition of obtained cast irons has been determined. The temperature and time modes of melting, carburizing, alloying, microalloying and refining processes at various stages of duplex-process have been established, they allow to obtain grade cast irons with the required composition, carbon equivalent and minimum loss of basic components of the alloy. It is shown, that the use of the proposed technology makes the production of grade synthetic cast irons possible. Thus, the technology of their production with gradient structure is realized on the example of casting of camshaft castings in the lined coquille, tailored to the established peculiarities of formation of the required properties.

Keywords: Synthetic cast iron, induction heating, waste, steel and cast iron chips, centrifugation, melting, lined cauldron.

Введение

Создание рентабельной гибкой технологии и комплекса современного оборудования, позволяющих из разнородных дисперсных железосодержащих отходов получать качественные шихтовые материалы

и литейные сплавы, является актуальной и важной научно-технической и народнохозяйственной задачей снижения себестоимости продукции без снижения качества, повышения ее конкурентоспособности стоит перед каждым промышленным предприятием. Это в свою очередь тесно связано с ресурсо- и энергосбережением, экологией. Для литейного производства наиболее весомым резервом является использование, возвращение в производство низкосортных дисперсных металлоотходов и сокращение энергозатрат на плавку металлов.

Организация переработки дисперсных отходов (стружки) в неподготовленном виде россыпью приводит к значительному снижению всех технико-экономических и экологических характеристик плавки: падает производительность, увеличивается удельный расход энергоносителей, флюсов, ферросплавов, модификаторов, снижается качество металла, возникает опасность взрывов, растут выбросы в окружающую среду. Использование холодных брикетов для переплава лишь в незначительной степени снижает перечисленные эффекты.

Для обеспечения максимального выхода металла при переплавке стружечных отходов необходимо удаление влаги, масла и других жидких примесей. Для удаления очень загрязненной стружки от масла и СОЖ (при их содержании более 6%) применяют центрифуги непрерывного действия, изготавливаемые как с вертикальным, так и горизонтальным расположением ротора [1, 2].

Для повышения эффективности удаления влаги может быть налажен дополнительный процесс сушки стружки в специализированных установках, нагрев может быть осуществлен как с использованием электромагнитного поля (рис. 1, а), так и сжиганием природного газа (рис. 1, б).

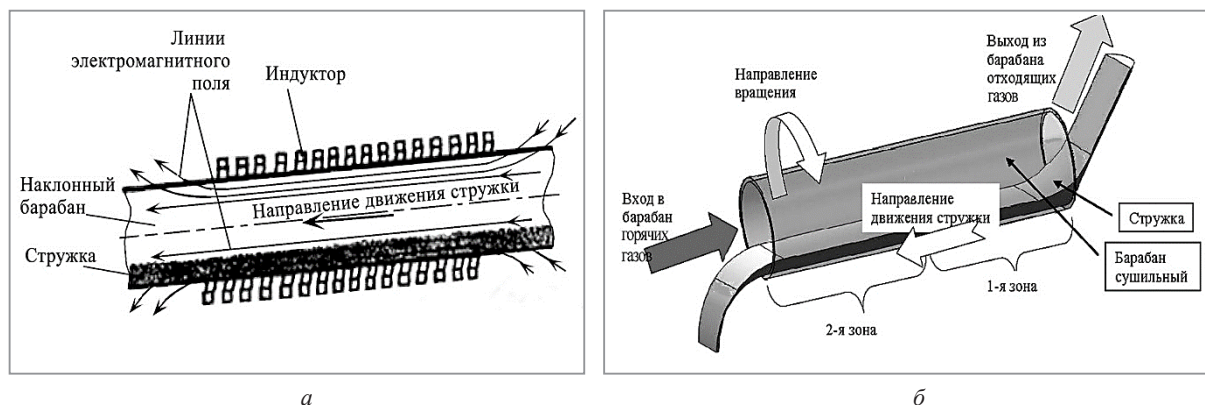


Рис. 1. Центрифуги непрерывного действия [3, 4]

Наиболее целесообразно использование технологической схемы, основанной на противотоке движения газа и непрерывной подачи стружки. Для такого рода установок реализуется процесс безокислительного нагрева за счет продуктов разложения масла, СОЖ и контролируемой подачи кислорода воздуха в зону горения [5]. Такие технологии могут быть реализованы на специализированных предприятиях. Обязательным условием их реализации является система очистки отходящих газов [6]. Однако дополнительная сушка существенно удорожает себестоимость получаемых отливок.

В последние годы в Беларуси были апробированы ряд технологий, совмещающих процесс температурной возгонки отходящих газов и компактирования отходов [7]. Так, апробирована технология горячего статического брикетирования металлических отходов в едином технологическом цикле (рис. 2), включающем дробильное устройство, ротационную газовую печь и горячее прессование на горизонтальном гидравлическом прессе.

При данной технологии возможно организовать безокислительный нагрев в среде пиролиза углеводородных соединений. Для снижения энергозатрат при горячем брикетировании пресс-формы могут быть выполнены с подвижной матрицей [8, 9]. Технологии горячего брикетирования позволяют исключить попадание влаги, масла и СОЖ в расплав и повысить прочность и плотность брикета, однако качество его все равно уступает плотному кусковому лому, а себестоимость горячих брикетов зачастую превышает стоимость первичных шихтовых материалов. Именно себестоимость конечной продукции при использовании горячих брикетов сдерживает ее массовое применение как в Республике Беларусь, так и в мировой практике.

Авторами [10] предлагается концепция рециклинга дисперсных железосодержащих отходов, исключая процессы подготовки и окомкования (брикетирование, окатывание, агломерация). Для реализации этого процесса предложены ротационно-наклоняющиеся печи с управляемым газовым потоком. По

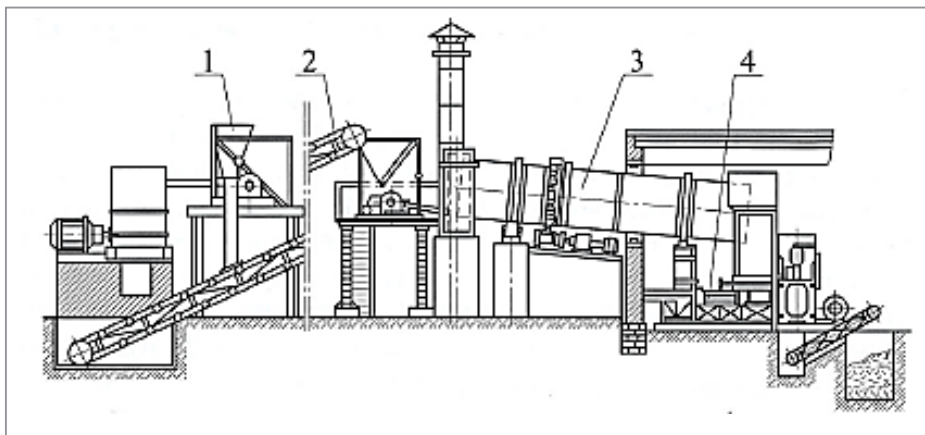


Рис. 2. Установка статического горячего брикетирования [7]:
1 – дробильное устройство; 2 – конвейер; 3 – ротационная печь; 4 – пресс

данной технологии возможно восстановление сильно окисленных дисперсных отходов размером менее 1–3 мм, так как процесс твердо-жидкофазного перемешивания может происходить в условиях контролируемого состава газов (продуктов разложения масла и СОЖ). Для контроля восстановительной среды такие установки дополнительно должны быть оснащены кислородной станцией. При этом игнорирование процессами десорбции воды, пиролиза органических, неорганических составляющих продуктов разложения масла и СОЖ в условиях непрерывной работы может приводить к пожарам, взрывам и загрязнению окружающей среды.

На сегодняшний день проблема рециклинга дисперсных отходов напрямую связана и с применением плавильных агрегатов. Основная масса стружечных отходов (до 400 тыс. т. в год) в Беларуси в виде холодных брикетов поставляется на БМЗ для переплава в дуговых сталеплавильных электропечах. Незначительная часть преимущественно сухой стружки может переплавляться и в индукционных печах. Это реализовано в филиале ОАО «ММЗ» в г. Столбцы, а также в УП «Технолит» (Могилев) и др.

Практика переработки лома стружечных отходов показала, что наиболее эффективным способом переплава подготовленной стружки является ее плавка в индукционных печах промышленной частоты (50 Гц) с предварительно подготовленным расплавом (не менее 2/3 объема тигля). На промышленной частоте также удобно реализуется и процесс науглероживания расплава. Для доводки сплава по требуемому составу (легирование, микролегирование, модифицирование) предпочтительно организовать процесс в индукционных печах средней частоты. Более интенсивное перемешивание не только обеспечивает усвоение легирующих элементов, но и минимизирует их угар.

В ОАО «ЛЛМЗ» реализована технологическая схема переработки сильно загрязненной стальной и чугуновой стружки классов 15А, 24А и 30Н, которая включает в себя предварительную очистку (центрифугирование) и двухстадийную ее переплавку на промышленной и средней частоте (дуплекс-процесс), а также последующую заливку расплава в облицованный кокиль (рис. 3).

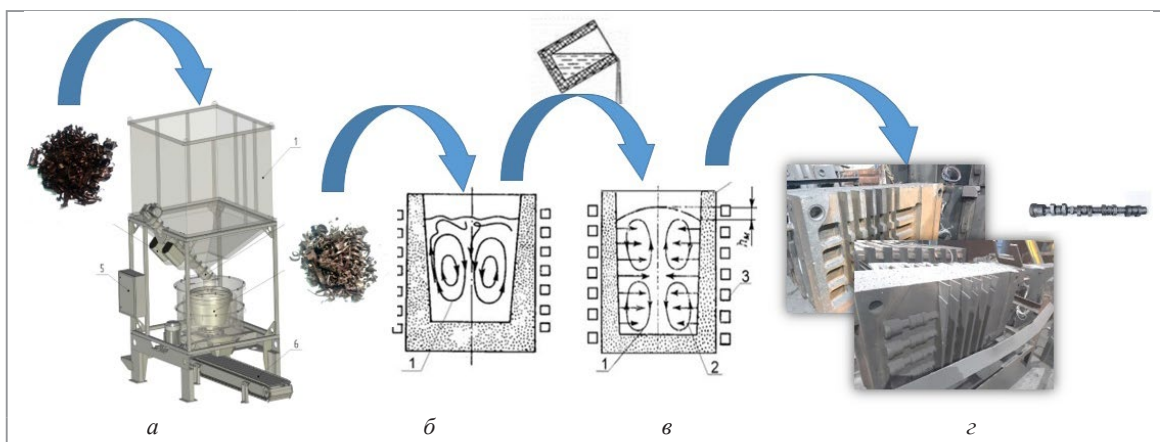


Рис. 3. Основные технологические этапы получения марочных синтетических чугунов с использованием металлической стружки в ОАО «ЛЛМЗ»: а – центрифугирование; б – расплавление стружки на частоте 50 Гц; в – доводка состава при автоматической подстройке частот 120–180 Гц; з – разливка металла в облицованный кокиль

Для использования сильно загрязненной стружки при получении марочных сплавов синтетического чугуна предложено включить в технологический комплекс процесс центрифугирования в непрерывном режиме, когда стружка захватывается лопастями ротора и под действием центробежных сил, передающихся от двигателя ротору, отделяется от масла и влаги. Количество масла, остающегося после такой операции, составляет 1–2 %.

Оснащение оборудования индукционной плавки мультисистотным преобразователем с переключаемым конденсаторным блоком позволило ему работать как при промышленных частотах 50 Гц, так и при средних частотах 120–180 Гц. Частота нагрева под плавку переключается дискретно с автоподстройкой контура, переключение обеспечивается с помощью высокочастотных контакторов, управляемых от общей системы ЧПУ, реализованной на основе промышленного контроллера. Система управления ЧПУ позволяет задавать все параметры плавки и сохранять режимы технологического процесса с возможностью его реализации в автоматическом режиме.

Методика проведения исследований

В качестве основных шихтовых материалов использовали стальной и чугунный лом, стальную стружку класса 15А, чугунную стружку класса 24А, а также стружку вне класса 30Н. Выплавку опытных сплавов чугунов различных составов осуществляли с использованием индукционных плавильных печей типа ИСВ и УВНК с переменной частотой в 2,4–8 кГц. Плавку в условиях ОАО «ЛЛМЗ» проводили двухстадийно: с использованием печей типа ИЧТ, работающих как на промышленных (50 Гц), так и на средних частотах (120–180 Гц) с их автоматической подстройкой. Для науглероживания расплава использовали добавки марки ГИИ фракцией 3–5 мм. Рафинирование расплава осуществляли за счет специальных шлакообразующих смесей, а модифицирование – бариевым модификатором ФС75Ба2.

На полученных отливках определяли микроструктуру, механические свойства (твердость, временное сопротивление при растяжении, относительное удлинение), а также химический состав.

Результаты и их обсуждение

Для отработки режимов плавки стружки в индукционных печах в условиях ФТИ НАН Беларуси проводили ряд экспериментальных исследований, направленных на определение корреляции между частотой тока, соотношением чугунной и стальной стружки в шихте и временем ее расплавления. При получении синтетических чугунов в индукционных печах для управления процессом растворения стружки в жидкой ванне тигля регулировали частоту в диапазоне от 2,0 до 8 кГц. Изменение скорости расплавления стальной и чугунной стружки в тигле в зависимости от частоты подаваемого на индуктор тока показано на рис. 4.

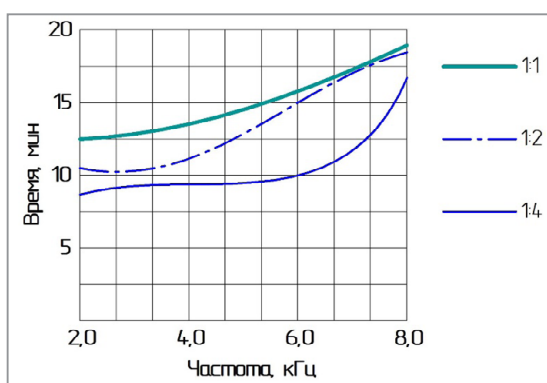


Рис. 4. Время расплавления шихты с различным соотношением стальной (С) и чугунной (Ч) стружки (С/Ч: 1/4; 1/2; 1/1) в зависимости от частоты тока

Из рисунка видно, что время расплавления стружки уменьшается со снижением частоты тока, при этом наименьшее время установлено при соотношении стальной и чугунной стружки 1:4. Следовательно, наиболее эффективно расплавление стружки в индукционных печах промышленной частоты, а доводка полученного расплава по составу, его перегрев и выдержка перед последующими операциями модифицирования и разливки – в печах повышенной частоты.

Экспериментальные плавки с использованием стальной и чугунной стружки проводили в лабораторной индукционной печи ИСВ 0,004 при частоте тока 2,4 кГц. В процессе плавки шихты контролировали

следующие параметры: соотношение очищенной стальной (С) и чугуновой (Ч) стружки, расход электроэнергии на плавку (кВт·ч), время расплавления шихты и полученный при этом угар. Эффективность расплавления стружки оценивали по времени ее полного растворения в расплаве, а также измерением времени, затраченного на достижение расплавом необходимой температуры. В табл. 1 приведены результаты эффективности расплавления стружки с различным ее соотношением в составе шихты.

В случае использования стальной и чугуновой стружки в соотношении 4:1 наблюдается минимальное время расплавления стружки, а также более низкая температура расплава получаемого чугуна (1350 °С). Наибольший сравнительный угар (12,1 %) отмечается в случае использования чистой чугуновой стружки. Это связано с ее относительно высокой дисперсностью (1–2 мм около 30 % и 1,0–0,2 мм около 45 %) и соответственно высокой реакционной способностью поверхности. Использование смеси стальной и чугуновой стружки позволяет уменьшать угар шихты, а также за счет уменьшения времени образования расплава снижать и расход электроэнергии в процессе плавки до 4,8 кВт·ч.

Таблица 1. Результаты экспериментальных плавков

Номер плавки	Соотношение стружки С: Ч *	Время расплавления стружки, мин	Температура расплава, °С	Расход электроэнергии на плавку, кВт·ч	Угар, %
1	1:1	16	1410	8	7,1
2	2:1	20	1440	10	9,3
3	1:2	14	1385	6,5	7,0
4	1:3	14	1380	6,0	8,3
5	1:4	10	1350	4,8	8,5
6	Только чугуновая	12	1355	5,4	12,1

* Загрязненность стальной стружки – 1,3%; чугуновой – 10,5%.

Важнейшим показателем качества приготовленного расплава чугуна является его химический состав, который обусловлен не только составом металлической шихты, но и используемыми науглероживателями, шлакообразующими и модифицирующими смесями. По результатам исследований полученного химического состава чугунов установлено, что оптимально в рассматриваемом случае использовать науглероживающие добавки типа СМ-80 и ГИИ фракцией 2–3 мм, а расход шлакообразующего и коагулирующего шлак флюсов должен находиться в пределах 0,5–0,7%. Модифицирование расплава чугуна для получения в структуре углеродистой фазы свободной формы (пластинчатый графит) следует проводить в количестве 0,4–0,5% от массы расплава. Химический состав плавков приведен в табл. 2.

Таблица 2. Химический состав полученных чугунов

Номер плавки	Химический состав чугуна, мас. %				
	С	Si	Mn	S	P
1	2,51	1,20	0,44	0,11	0,08
2	2,40	1,11	0,48	0,08	0,02
3	2,55	2,31	0,46	0,07	0,03
4	2,88	2,20	0,52	0,10	0,04
5	3,21	2,25	0,55	0,09	0,02
6	3,48	2,55	0,65	0,13	0,09

Большее содержание стальной, чем чугуновой стружки в шихте (2:1), не позволяет добиваться необходимой для серых чугунов концентрации С (не менее 2,9% согласно ГОСТ 1412-85). Концентрация Si в этом случае находится в нижних минимальных пределах, однако при одновременном более низком содержании С содержание Si должно быть более высоким (свыше 1,9%) для создания необходимого углеродного эквивалента для полного протекания процесса графитизации чугуна. К примеру, твердость в полученных чугунах с низким углеродным эквивалентом хоть и находится на уровне 270 НВ, однако их прочность при растяжении (σ_B) заметно снижается до 110 МПа (рис. 5).

Микроструктурные исследования полученных чугуновых отливок после экспериментальных плавков с различным соотношением стальной и чугуновой стружки указывают на формирование наиболее дисперсного графита при использовании преимущественно чугуновой стружки (рис. 6), что подтверждает и более высокий уровень свойств. В данном чугуне наблюдается гнездообразная форма графита ПГф4 с длиной 15–25 мкм.

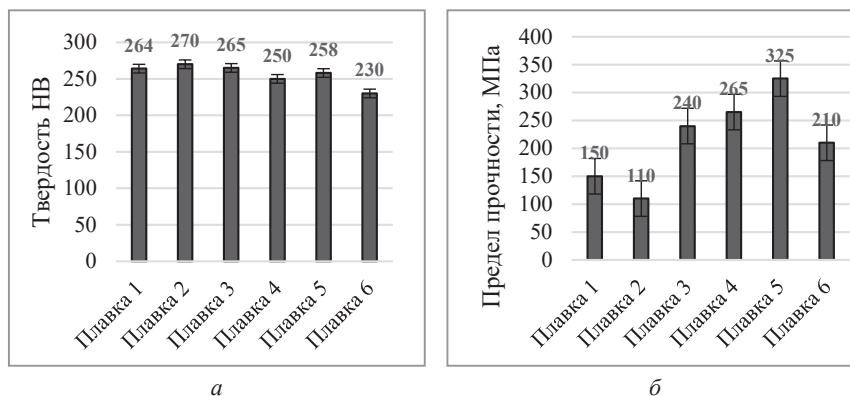


Рис. 5. Изменение твердости (а) и предела прочности при растяжении (б) чугунов, полученных с различным соотношением стальной (С) и чугунной (Ч) стружки в шихте: С: Ч – плавка 1 (1:1); плавка 2 (2:1); плавка 3 (1:2); плавка 4 (1:3); плавка 5 (1:4); плавка 6 (только Ч)

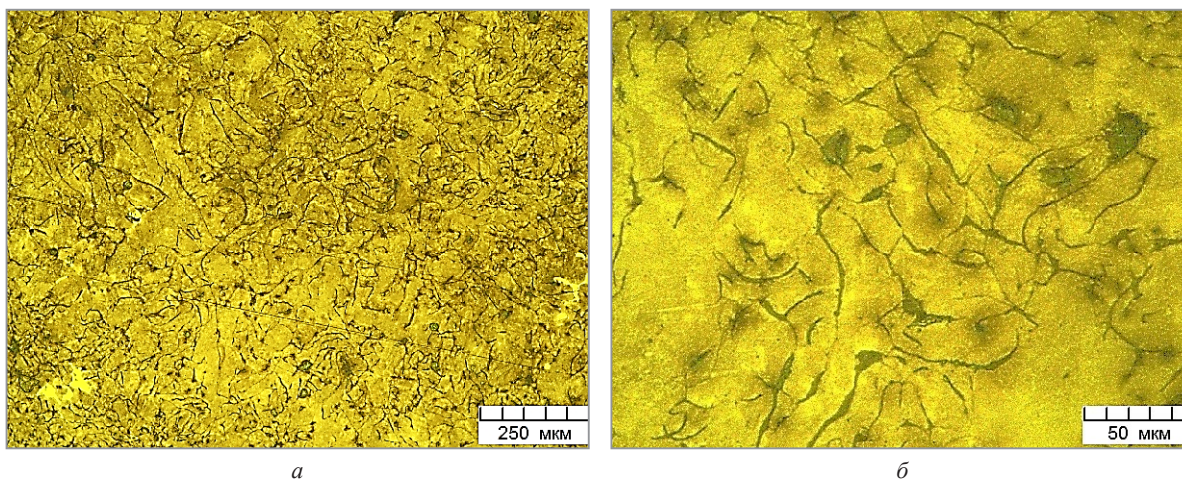


Рис. 6. Микроструктура чугуновых отливок, полученных при соотношении стальной и чугунной стружки 1:4 (плавка 5): а – $\times 100$; б – $\times 500$

Технология литья в облицованный кокиль с целью формирования различной структуры по сечению отливки предполагает использование в кокильной оснастке специальных вставок-холодильников и нанесение на ее рабочую поверхность высокотеплопроводной краски для создания различных условий кристаллизации отливки в отдельных ее участках. Данный способ позволил создавать градиент скоростей охлаждения отливки от 5–20 до 200–400 °C/с, что приводит к формированию гетерогенной структуры в сплаве. В областях с наиболее высокой скоростью кристаллизации расплава формируется метастабильная структура белого чугуна (так называемый отбел). В остальном сечении отливки формируется стабильная равновесная структура серого чугуна (Γ + Π + Φ), что позволяет создавать отливки с твердой и износостойкой поверхностью, но относительно вязкой сердцевиной.

Для оценки влияния толщины металлической вставки в песчаной на форме на формирование глубины отбеленного слоя были проведены серии экспериментальных плавки серого чугуна с его заливкой в технологические ступенчатые пробы из песка с металлическим дном (рис. 7, а).

С учетом проведенных исследований можно заключить, что выбор толщины металлической вставки-холодильника в чугуне для создания градиентных скоростей охлаждения расплава зависит от максимального сечения получаемой отливки. Экспериментальные данные указывают, что при максимальном сечении отливки чугуна в 30–40 мм для создания рабочего слоя белого чугуна толщиной 4–6 мм необходимо использование металлических вставок-холодильников толщиной более 10 мм (рис. 7, б).

В ОАО «ЛЛМЗ» успешно реализована конструкция кокильной оснастки с металлическими холодильниками для получения отливок «Вал распределительный» с направленной отбеленной зоной рабочей поверхности кулачков. Данная технология литья за счет градиентной скорости кристаллизации позволяет формировать на кулачках распределительных валов слой отбеленного чугуна твердостью более

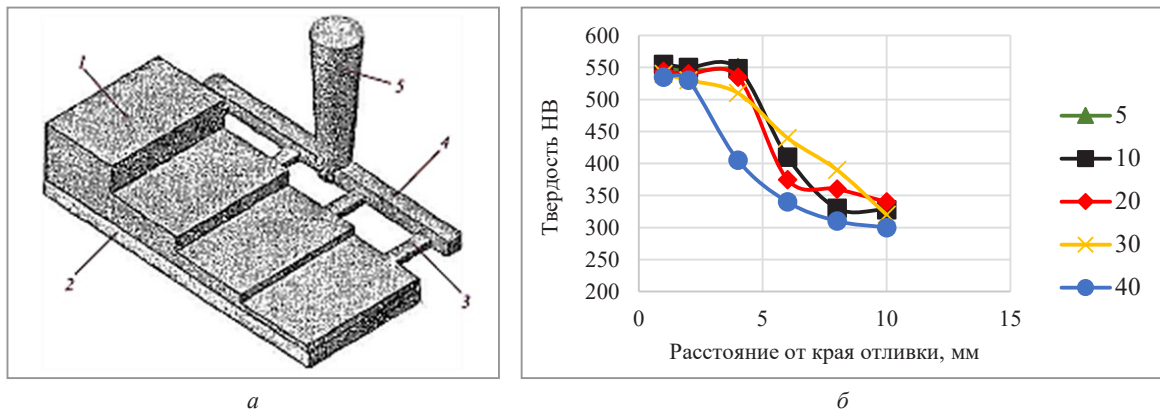


Рис. 7. Схема технологической пробы для изготовления ступенчатых отливок (а) и распределение твердости по сечению отливки различного сечения (5–40 мм) при кристаллизации на металлической подложке $h = 10$ мм (б): 1 – отливки; 2 – холодильник; 3 – питатель; 4 – литниковая система; 5 – стояк

500 НВ за счет формирования в нем ледебуритной эвтектики, состоящей из смеси Ц+П. Сердцевина же кулачка состоит из графитизированного серого чугуна, представляющего собой по структуре пластинчатый графит правильной формы, равномерно расположенный в перлитной металлической матрице дисперсностью 0,5–1,5 мкм (рис. 8). Полученные результаты стали основой для апробации технологии выплавки марочных синтетических чугунов с градиентной структурой с использованием мультисоставного преобразователя частоты при двухступенчатом нагреве и расплавлении стружки на первом этапе и доводки до состава и выдержки готового расплава на втором этапе.

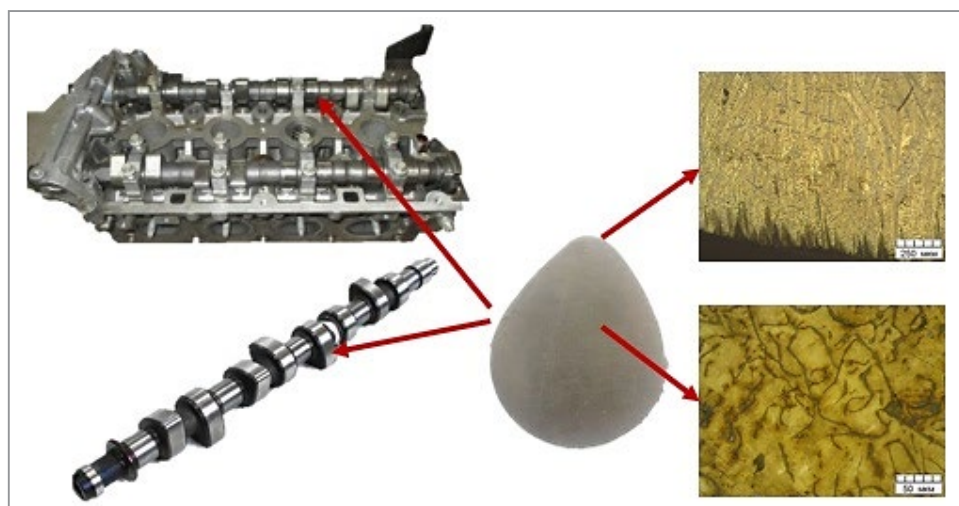


Рис. 8. Общий вид сечения кулачка распределительного вала и формируемая структура в различных его местах при градиентной кристаллизации

Таким образом, использование очищенной стальной и смешанной стружки снижает ее угар при переплавке с 15 до 6%, а чугуновой – с 20 до 7%, что значительно уменьшает себестоимость получаемых отливок из синтетического чугуна. При приготовлении расплава синтетического чугуна с использованием стальной и чугуновой стружки важным является их соотношение в шихте. Проведенные исследования показали, что оптимальное соотношение стальной и чугуновой стружки при плавке составляет 1:4. Использование такой пропорции очищенных стружечных отходов в шихте позволяет уменьшить время их расплавления на «болото» в 1,5 раза, что снижает энергозатраты на одну плавку на 30–40%. При доводке состава чугуна в индукционной печи на средних частотах и последующем модифицировании при получении углеродного эквивалента $C_s = 3,9–4,2$ структура получаемого чугуна состоит из равномерно распределенных графитовых включений в перлитной матрице, что позволяет достигать в литом состоянии твердости чугуновой отливки свыше 250 НВ и предела прочности (σ_B) свыше 320 МПа.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дьяконов, О.М. Комплексная переработка стружки и металлосодержащих шламов / О.М. Дьяконов. – Минск: Технология, 2012. – 262 с.

2. **Аснер, В. И.** Конструкции и расчеты фильтрующих центрифуг / В. И. Аснер. – М.: Недра, 1976. – 216 с.
3. Переработка стальной и чугушной стружки на РУП «МАЗ» / П. С. Гурченко [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2007. – № 1. С. 106–110.
4. **Волочко, А. Т.** Переработка и использование алюминиевых отходов в производстве порошков, паст, композиционных и керамических материалов / А. Т. Волочко. – Минск: Бел. наука, 2006. – 302 с.
5. **Фонтана, П.** Безотходное производство стали / П. Фонтана, Р. Дегель // *МРТ*. – 2002. – № 23. – С. 46–55.
6. **Ровин, С. Л.** Переработка техногенных железосодержащих отходов / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин // *Литье и металлургия*. – 2015. – № 4. – С. 67–70.
7. **Дьяконов, О. М.** Теоретические и технологические основы получения композиционных шихтовых материалов из отходов черных металлов горячим прессованием: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06 / О. М. Дьяконов. – Минск, 2012. – 369 с.
8. **Литвинко, А. А.** Технология горячего брикетирования отходов черных металлов в пресс-формах с подвижной матрицей / А. А. Литвинко // *Наука и техника*. – 2023. Т. 22. – № 5. – С. 367–375.
9. Получение высококачественного металлургического сырья из отходов металлообрабатывающего производства / Е. И. Марукович [и др.] // *Металлургия машиностроения*. – 2020. – № 2. – С. 31–39.
10. **Ровин, С. Л.** Рециклинг металлоотходов в ротационных печах / С. Л. Ровин. – Минск: БНТУ, 2015. – 381 с.

REFERENCES

1. **D'jakonov O. M.** *Kompleksnaja pererabotka struzhki i metallosoderzhashhih shlamov* [Complex processing of chips and metal-containing sludge]. Minsk, Tehnologija Publ., 2012, 262 p.
2. **Asner V. I.** *Konstrukcii i raschety fil'trujushhih centrifuge* [Designs and calculations of filter centrifuges]. Moscow, Nedra Publ., 1976, 216 p.
3. **Gurchenko P. S., Demin M. I., Mihljuk A. I., Skibar' A. M.** Pererabotka stal'noj i chugunnoj struzhki na RUP «MAZ» [Processing of steel and cast iron shavings at RUE “MAZ”]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2007, no. 1, pp. 106–110.
4. **Volochko A. T.** *Pererabotka i ispol'zovanie aljuminievyh othodov v proizvodstve poroshkov, past, kompozicionnyh i keramicheskikh materialov* [Processing and use of aluminum waste in the production of powders, pastes, composite and ceramic materials]. Minsk, Bel. Nauka Publ., 2006, 302 p.
5. **Fontana P., Degel' R.** Bezotходное производство стали. *MRT*, 2002, no. 23, pp. 46–55.
6. **Rovin S. L., Rovin L. E.** Pererabotka tehnogennyh zhelezosoderzhashhih othodov [Processing of man-made iron-containing waste]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2015, no. 4, pp. 67–70.
7. **D'jakonov O. M.** Teoreticheskie i tehnologicheskie osnovy poluchenija kompozicionnyh shihtovyh materialov iz othodov chernyh metallov gorjachim pressovaniem: dis. ... d-ra teh. nauk: 05.16.06, Minsk, 2012, 369 p.
8. **Litvinko A. A.** Tehnologija gorjachego briketirovanija othodov chernyh metallov v press-formah s podvizhnoj matriciej [Technology of hot briquetting of ferrous metal waste in press forms with a moving matrix]. *Nauka i tehnika = Science and Technology*, 2023, vol. 22, no. 5, pp. 367–375.
9. **Marukovich E. I., Panteleenko F. I., D'jakonov O. M., Litvinko A. A., Sereda V. Ju.** Poluchenie vysokokachestvennogo metallurgicheskogo syr'ja iz othodov metallobrabatyvajushhego proizvodstva [Obtaining high-quality metallurgical raw materials from waste metalworking production]. *Metallurgija mashinostroenija = Metallurgy of mechanical engineering*, 2020, no. 2, pp. 31–39.
10. **Rovin S. L.** *Recikling metalloothodov v rotacionnyh pechah* [Recycling of metal waste in rotary kilns]. Minsk, BNTU Publ., 2015, 381 p.



УДК 621.74

КОНСТРУКТИВНЫЕ ИСПОЛНЕНИЯ ВЕНТИЛЯЦИОННЫХ СИСТЕМ В ПРЕСС-ФОРМАХ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

В. И. ЧЕЧУХА, ОАО «ММЗ им. С. И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО», г. Минск, Беларусь, ул. Макаенка, 23. E-mail: belomo.ztd@mail.ru.

М. А. САДОХА, БНТУ, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

Рассмотрены различные варианты исполнения вентиляционной системы для отливок, изготавливаемых методом литья под высоким давлением. Представлены варианты исполнения и размещения чиллвент в пресс-форме. Описан практический опыт применения чиллвент в целях совершенствования вентиляционной системы пресс-формы для обеспечения снижения дефектности отливок по газовым раковинам и пористости.

Ключевые слова. *Литье под высоким давлением, отливка, дефекты отливки, газовые раковины, газовая пористость, качество литья, пресс-форма, проектирование пресс-форм, вентиляционная система пресс-формы.*

STRUCTURAL VARIATIONS FOR VENTILATION SYSTEMS IN HIGH-PRESSURE CASTING MOLDS

V. I. CHECHUKHA, OJSC “Minsk Mechanical Works named after S. I. Vavilov – Management Company of Holding “BelOMO”, Minsk, Belarus, 23, Makayonok str. E-mail: belomo.ztd@mail.ru.

M. A. SADOKHA, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave.

Various versions of the ventilation system for castings made by high-pressure casting are considered. Variants of the design and placement of chillvents in the mold are presented. The practical experience of using chillvents to improve the ventilation system of the mold in order to reduce the defectiveness of castings in terms of gas cavities and porosity is described

Keywords. *High-pressure casting, casting, casting defects, gas sinks, gas porosity, casting quality, mold, mold design, mold ventilation system.*

При литье под высоким давлением (далее – ЛПД) для получения отливки используют многообразные металлические пресс-формы. Важнейшую роль в обеспечении качества получаемых отливок играет конструкция пресс-формы, а именно грамотно спроектированные и рассчитанные литниковая и вентиляционная системы, система регулирования температуры пресс-формы и отдельных ее частей термостатом и контуром водяного охлаждения.

При заполнении пресс-формы расплав запрессовывается в рабочую полость с очень высокой скоростью, воздух и продукты разложения смазочных материалов из наполнительной камеры и полости формы могут быть захвачены расплавом и из-за сложной конфигурации отливки не успевают выйти из рабочей полости пресс-формы через каналы вентиляционной системы [1].

Встречаются также отливки сложной конфигурации с наличием глухих мест, в которых технически сложно или вообще невозможно выполнить промывники и вентиляционные каналы. В таких случаях для снижения вероятности образования газовых дефектов в отливках ответственного назначения, испытываемых на герметичность, эффективно применяют метод ЛПД с вакуумированием полости формы и камеры прессования. Однако данная мера значительно повышает себестоимость выпускаемой продукции и снижает производительность процесса литья.

Из-за специфики процесса заполнения полости пресс-формы сплавом при ЛПД основными дефектами в отливках являются газовые раковины и газовая пористость (до 90% от общего числа). Таким образом, снижение дефектов газового характера – актуальная задача повышения качества отливок, получаемых методом ЛПД [2, 3].

На рис. 1 представлена пресс-форма с классической конструкцией вентиляционной системы, на рис. 2 – отливка «Корпус крана тормозного двухконтурного», полученная в пресс-форме с классической

вентиляционной системой, состоящей из соединительного канала, полости промывника и вентиляционного канала (рис. 3). Вентиляционные каналы от промывников выведены к плоскости разреза пресс-формы.

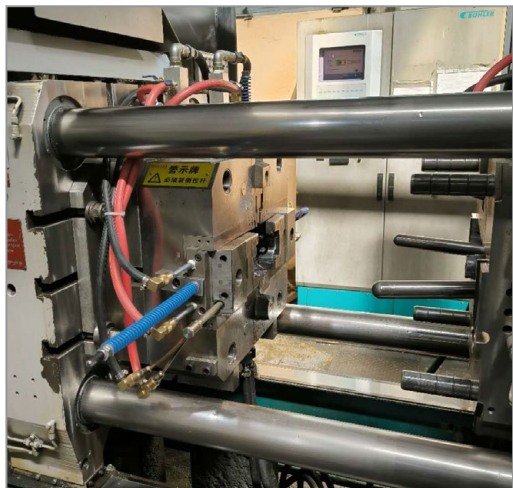


Рис. 1. Пресс-форма с классической конструкцией вентиляционной системы

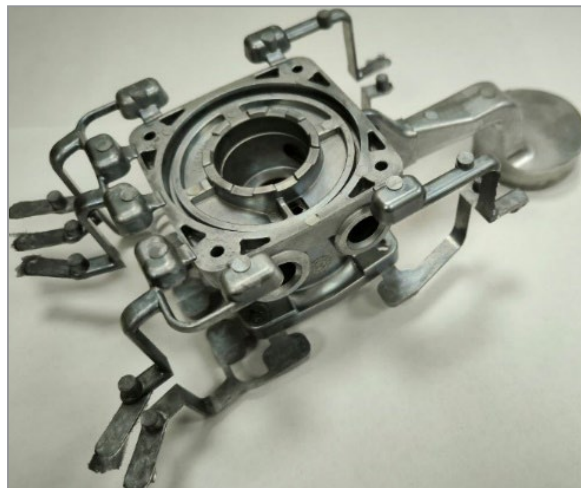


Рис. 2. Отливка «Корпус крана тормозного двухконтурного», полученная в пресс-форме с классической вентиляционной системой

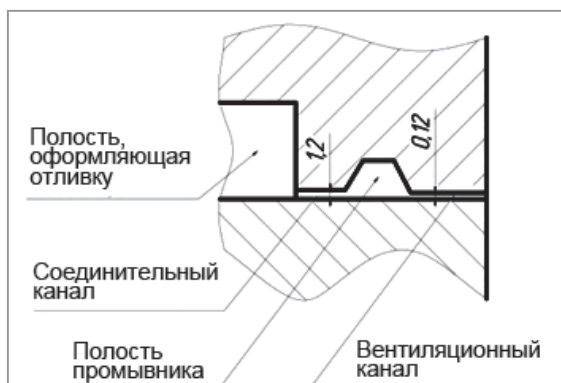


Рис. 3. Классическая вентиляционная система

Из рис. 1 видно, что пропускная способность вентиляционной системы ограничена площадью поперечного сечения вентиляционного канала. Таким образом, действенное техническое решение для снижения дефектности отливок по газовым дефектам – увеличение пропускной способности вентиляционных каналов пресс-формы. При этом необходимо исключить утечки расплава из пресс-формы [4].

Одним из возможных вариантов увеличения пропускной способности вентиляционных каналов является применение в ее конструкции специальных элементов – чилвент (Chill vents), выполняемых в виде соответствующих вставок (рис. 4).



Рис. 4. Чилвента

Принцип работы чилвенты основан на том, что быстрое охлаждение и кристаллизация расплава при входе его в вентиляционный канал, образуемый чилвентой, позволяет исключить вероятность выхода расплава за пределы пресс-формы в процессе литья при одновременном увеличении сечения вентиляционного канала. Чилвента состоит из двух половин: одна располагается в подвижной половине пресс-формы, вторая, ответная, – в неподвижной половине.

На рис. 5 представлена конструкция вентиляционной системы с применением чилвенты.

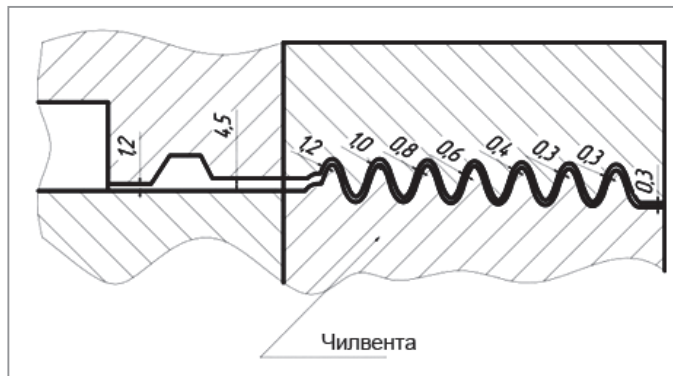


Рис. 5. Вентиляционная система с применением в конструкции чилвенты

В большинстве случаев чилвенты изготавливают из бериллиевой бронзы. Высокая теплопроводность материала и специальная конфигурация канала в виде гребенки позволяют выполнить сечения вентиляционных каналов толще, чем при классическом исполнении. Это дает возможность улучшить удаление газов из полости формы.

На рис. 6 представлена пресс-форма с применением в конструкции двух чилвент, на рис. 7 – отливка «Корпус регулятора давления с адсорбером», полученная на пресс-форме с использованием в конструкции двух чилвент.

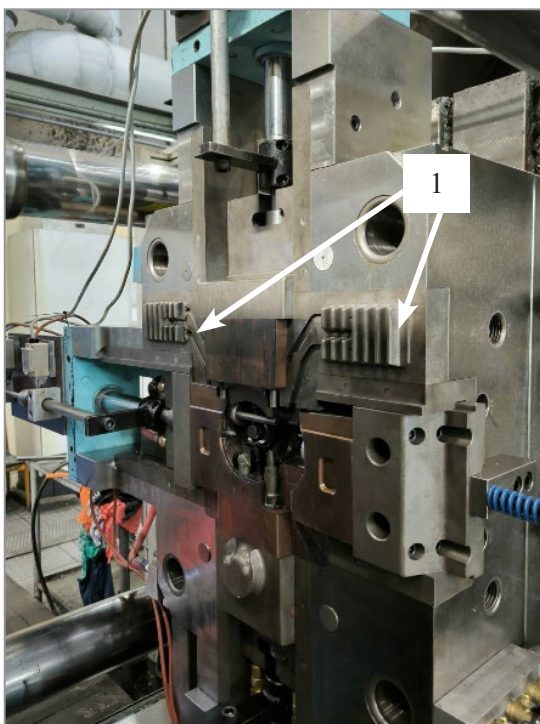


Рис. 6. Пресс-форма с применением в конструкции двух чилвент (обозначены цифрой 1)

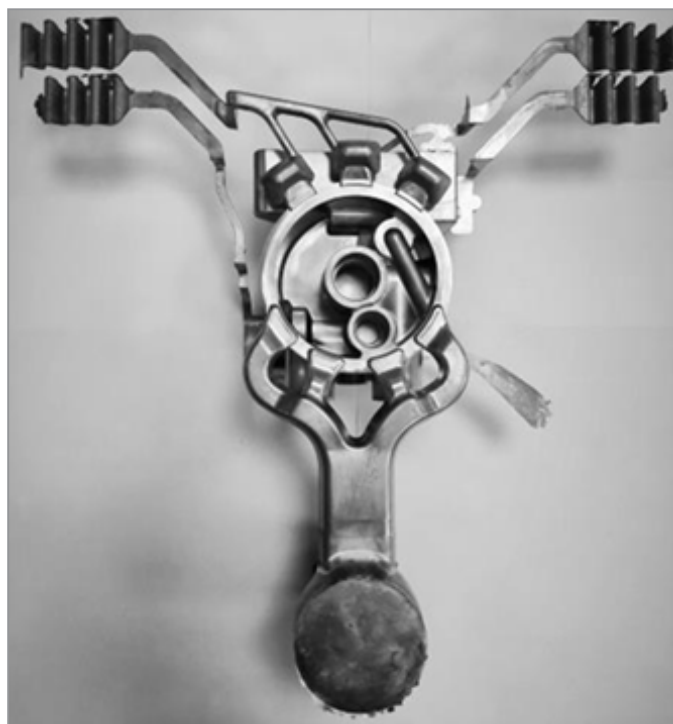
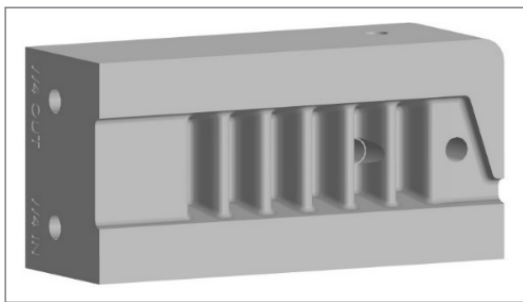
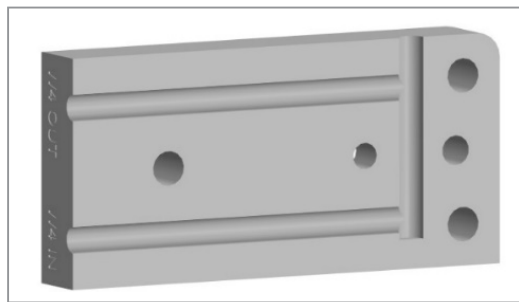


Рис. 7. Отливка «Корпус регулятора давления с адсорбером», полученная на пресс-форме с применением в конструкции двух чилвент

Чилвенты могут быть изготовлены и из инструментальной стали, но при этом необходимо обеспечить их дополнительное охлаждение через свой собственный контур путем подключения к системе охлаждения (рис. 8).



а



б

Рис. 8. Охлаждаемая чилвента: а – общий вид; б – разрез

На рис. 9 представлена пресс-форма с применением в конструкции одной охлаждаемой чилвенты. На рис. 10 – отливка «Корпус модулятора», полученная на пресс-форме с применением одной охлаждаемой чилвенты.

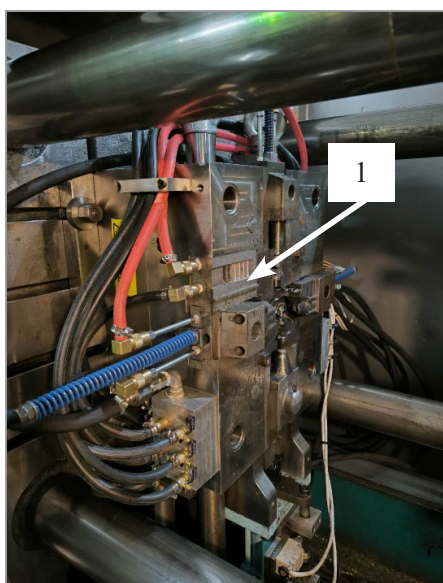


Рис. 9. Пресс-форма с применением в конструкции одной охлаждаемой чилвенты (обозначена цифрой 1)



Рис. 10. Отливка «Корпус модулятора», полученная на пресс-форме с применением одной охлаждаемой чилвенты

Использование чилвент позволяет получить суммарную площадь поперечного сечения вентиляционных каналов в среднем на 35% больше, чем при классическом исполнении, что оказывает положительное влияние на ее пропускную способность и повышение эффективности вывода газов.

В результате внедрения в производство в ОАО «ММЗ имени С.И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО» пресс-форм с применением чилвент брак по газовым дефектам снижен с 4,6 до 0,3%. Данный положительный результат дает возможность решить проблему газовой пористости и газовых раковин при получении отливок ответственного назначения повышенной сложности, испытываемых на герметичность, где классическая конструкция вентиляционной системы не гарантирует эффективности в полной мере.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Михальцов, А.М.** Технология литейной формы: учеб.-метод. пособие для практ. занятий и курсового проектирования для студентов направления специальности 1-42 01 01-01 01 «Литейное производство черных и цветных металлов» / А.М. Михальцов. – Минск: БНТУ, 2011. – 109 с.
2. **Сенюпальников, В.М.** Технология специальных видов литья: учеб. пособие / В.М. Сенюпальников, В.Л. Сивков, М.А. Гейко. – Н. Новгород, 2014. – 155 с.
3. **Волочко, А.Т.** Аллюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А.Т. Волочко, М.А. Садох. – Минск: Беларуская навука, 2011. – 387 с.
4. **Скворцов, В.А.** Конструирование и расчет деталей пресс-форм литья под давлением: учеб.-метод. пособие для студентов специальности 1 36–01–02 «Машины и технология литейного производства» / В.А. Скворцов, Ю.А. Николайчик. – Минск: БНТУ, 2019. – 50 с.

REFERENCES

1. **Mikhaltsov A.M.** *Tekhnologiya litejnoj formy: ucheb.-metod. posobie dlya prakt. zanyatij i kursovogo proektirovaniya dlya studentov napravleniya special'nosti 1-42 01 01-01 01 "Litejnoe proizvodstvo chernyh i cvetnyh metallov"* [Foundry mold technology: educational and methodological manual for practical classes and course design for students of specialty 1-42 01 01-01 01 "Foundry production of ferrous and non-ferrous metals"]. Minsk, BNTU Publ., 2011, 109 p.
2. **Senopalnikov V.M., Sivkov V.L., Geiko M.A.** *Tekhnologiya special'nyh vidov lit'ya: ucheb. posobie* [Technology of special types of casting: textbook allowance]. N. Novgorod, 2014, 155 p.
3. **Volochko A.T., Sadokha M.A.** *Alyuminij: tekhnologii i oborudovanie dlya polucheniya lityh izdelij* [Aluminum: technologies and equipment for producing cast products]. Minsk, Belaruskaya navuka, 2011, 387 p.
4. **Skvortsov V.A., Nikolaichik Yu.A.** *Konstruirovaniye i raschet detalej press-form lit'ya pod davleniem: uchebno-metodicheskoe posobie dlya studentov special'nosti 1 36-01-02 "Mashiny i tekhnologiya litejnogo proizvodstva"* [Design and calculation of parts of injection molds: educational and methodological manual for students of specialty 1 36-01-02 "Machines and technology of foundry production"]. Minsk Publ., BNTU, 2019, 50 p.



УДК 621.745.35

СТРУКТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПРИ ПЕРЕПЛАВКЕ ЛИТЕЙНЫХ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Е. И. МАРУКОВИЧ, В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43.

Предложен механизм структурной устойчивости при переплавке доэвтектических алюминиево-кремниевых, алюминиево-медных и алюминиево-магниевых сплавов. Этот механизм определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов α -фаз. Показано, что устойчивость зависит от концентрации адсорбированных атомов водорода: чем она выше, тем менее устойчивы центры кристаллизации микрокристаллов α -фаз в расплавах доэвтектических алюминиево-кремниевых, алюминиево-медных и алюминиево-магниевых сплавов, и наоборот. При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов в них повышается концентрация адсорбированных атомов водорода. В результате снижается структурная устойчивость при переплавке указанных сплавов.

Ключевые слова. Доэвтектические алюминиевые сплавы, структурная устойчивость, переплавка, центры кристаллизации, нанокристаллы, адсорбция.

STRUCTURAL STABILITY DURING REMELTING OF FOUNDRY PRE-EUTECTIC ALUMINUM ALLOYS

E. I. MARUKOVICH, V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

A mechanism of structural stability during remelting of pre-eutectic aluminum-silicon, aluminum-copper and aluminum-magnesium alloys is proposed. This mechanism is determined by the stability of the crystallization centers of α -phase microcrystals. It is shown that this stability depends on the concentration of adsorbed hydrogen atoms. The higher this concentration, the less stable the centers of crystallization of α -phase microcrystals in melts of pre-eutectic aluminum-silicon, aluminum-copper and aluminum-magnesium alloys, and vice versa. With an increase in overheating and (or) the holding time of melts, the concentration of adsorbed hydrogen atoms in them increases. As a result, structural stability decreases during remelting of pre-eutectic aluminum-silicon, aluminum-copper and aluminum-magnesium alloys.

Keywords. Pre-eutectic aluminum alloys, structural stability, remelting, crystallization centers, nanocrystals, adsorption.

При литье алюминиевых сплавов наблюдается эффект структурной наследственности [1, 2]. Он состоит в том, что при невысоком перегреве и (или) малом времени выдержки расплава структура получаемых литых заготовок соответствует структуре переплавляемых отливок. Эффективность структурной наследственности при литье сплавов определяется концентрацией центров кристаллизации, которые сохраняют стабильность при температурах выше температур ликвидуса [2, 3]. От стабильности зависит структурная устойчивость при переплавке литейных доэвтектических алюминиевых сплавов.

Цель работы – определить механизм структурной устойчивости при переплавке литейных доэвтектических алюминиевых сплавов.

При кристаллизации расплавов доэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов (АКС) формируются микрокристаллы α_1 -фазы ($\alpha_{МК1}$) [4]. Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в результате плавления, при больших перегревах и времени выдержки жидких доэвтектических АКС $\alpha_{МК1}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($Al_{ЭН1}$) и кремния ($Si_{ЭН}$), свободные атомы алюминия (Al_{a1}) и кремния (Si_a) [5].

Процесс кристаллизации $\alpha_{МК1}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [6]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы (α_{CH1}) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк1}}$):

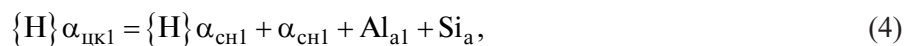


Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК1}}$ реакцией:



Из реакций (1)–(3) следует, что структура доэвтектических АКС при их кристаллизации определяется концентрацией $\alpha_{\text{цк1}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок. При небольших перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов доэвтектических АКС $\alpha_{\text{МК1}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (3).

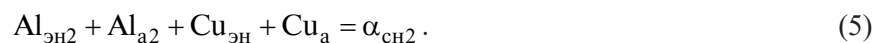
Жидкие алюминиевые сплавы растворяют в основном атомарный водород, который образуется при взаимодействии расплавов с парами воды атмосферного воздуха. При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов доэвтектических АКС в них повышается концентрация атомов водорода [7]. Они адсорбируются $\alpha_{\text{цк1}}$ до определенной критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{цк1}}$ по эффекту Ребиндера:



где $\{\text{H}\}$ – адсорбированные атомы водорода.

При кристаллизации расплавов доэвтектических алюминийно-медных сплавов (АМС) формируются микрокристаллы α_2 -фазы ($\alpha_{\text{МК2}}$) [4]. Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в результате плавления, при больших перегревах и времени выдержки жидких доэвтектических АМС $\alpha_{\text{МК2}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($\text{Al}_{\text{эН2}}$) и меди ($\text{Cu}_{\text{эН}}$), свободные атомы алюминия (Al_{a2}) и меди (Cu_{a}) [5].

Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК2}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [6]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{сн2}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк2}}$):

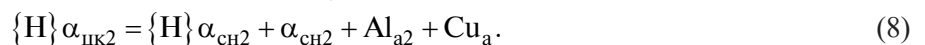


Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК2}}$ реакцией:



Из реакций (5)–(7) следует, что структура доэвтектических АМС при их кристаллизации определяется концентрацией $\alpha_{\text{цк2}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок. При небольших перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов доэвтектических АМС $\alpha_{\text{МК2}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (7).

При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов доэвтектических АМС в них повышается концентрация атомов водорода [7]. Они адсорбируются $\alpha_{\text{цк2}}$ до определенной критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{цк2}}$ по эффекту Ребиндера по реакции:



При кристаллизации расплавов доэвтектических алюминийно-магниевых сплавов (АМГС) формируются микрокристаллы α_3 -фазы ($\alpha_{\text{МК3}}$) [4]. Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в результате плавления, при больших перегревах и времени выдержки жидких доэвтектических АМГС $\alpha_{\text{МК3}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы алюминия ($\text{Al}_{\text{эН3}}$) и магния ($\text{Mg}_{\text{эН}}$), свободные атомы алюминия (Al_{a3}) и магния (Mg_{a}) [5].

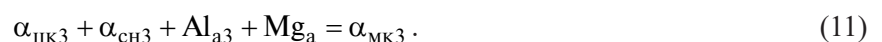
Процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК3}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [6]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\alpha_{\text{сн3}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\alpha_{\text{цк3}}$):



Заканчивается процесс кристаллизации $\alpha_{\text{МК3}}$ реакцией:



Из реакций (9)–(11) следует, что структура доэвтектических АМгС при их кристаллизации определяется концентрацией $\alpha_{\text{цкз}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок. При небольших перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов доэвтектических АМгС $\alpha_{\text{мкз}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (11).

При увеличении перегревов и (или) времени выдержки расплавов доэвтектических АМгС в них повышается концентрация атомов водорода [7]. Они адсорбируются $\alpha_{\text{цкз}}$ до определенной критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\alpha_{\text{цкз}}$ по эффекту Ребиндера:

$$\{H\}\alpha_{\text{цкз}} = \{H\}\alpha_{\text{снз}} + \alpha_{\text{снз}} + \text{Al}_{\text{a3}} + \text{Mg}_{\text{a}}. \quad (12)$$

Таким образом, структурная устойчивость при переплавке литейных доэвтектических алюминиевых сплавов определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов α -фаз, которая обратно пропорциональна концентрации адсорбированных атомов водорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Никитин, В. И.** Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. **Марукович, Е. И.** Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.
3. **Марукович, Е. И.** Пути решения проблемы структурной наследственности сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литейное производство. – 2019. – № 1. – С. 21–23.
4. Диаграмма состояния систем на основе алюминия и магния: справочник / под ред. М. Е. Дрица. – М.: Наука, 1977. – 228 с.
5. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
6. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.
7. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: Изд. дом МИСиС, 2011. – 615 с.

REFERENCES

1. **Nikitin V. I., Nikitin K. V.** *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Puti resheniya problemy strukturnoy nasledstvennosti splavov. [Ways to solve the problem of structural heredity of alloys]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2019, no. 1, pp. 21–23.
4. *Diagramma sostoyaniya sistem na osnove alyuminiya i magniya: spravochnik* [Aluminium and magnesium system health diagrams]. Moscow, Nauka Publ., 1986, 440 p.
5. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
6. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh splavov [Nanostructured crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
7. **Kurdyumov A. V., Belov V. D., Pikunov M. V., Chursin V. M., Gerasimov S. P., Moiseev V. S.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook]. Moscow, MISiS Publ., 2011, 615 p.



УДК 621.74:669

ВЛИЯНИЕ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ РАФИНИРУЮЩЕЙ СМЕСЬЮ УНИВЕРСАЛЬНОЙ (PCУ) НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОТЛИВОК АВТОСЦЕПКИ ИЗ СТАЛИ 20ГЛ, ВЫПЛАВЛЕННЫХ В ПЕЧАХ С КИСЛОЙ ФУТЕРОВКОЙ

*А. В. ЧАЙКИН, В. А. ЧАЙКИН, Смоленское региональное отделение общероссийской общественной организации «Российская ассоциация литейщиков», г. Сафоново, Россия, Смоленская обл., ул. Советская, д. 47. E-mail: sro_ral@mail.ru.
В. Н. ШЕВЧЕНКО, ООО «ВКМ–Сталь», г. Саранск, Россия, Александровское шоссе, 22.*

Дуговые печи с кислой футеровкой применяют чаще всего при выплавке низкоуглеродистой и углеродистой стали для фасонного литья. Сталь, выплавленная в кислой печи, намного экономичнее основной. Вместе с тем существенным недостатком кислых печей является невозможность осуществления в них процессов дефосфорации и десульфурации металла и, как следствие, потребность в чистых шихтовых материалах по сере и фосфору. В результате металл, выплавленный в ДСП с кислой футеровкой, обладает пониженными пластическими свойствами, что обуславливается присутствием в металле хрупких кремниевых включений, выделяющихся по границам зерен. Целью работы явилось повышение механических свойств кислой стали с использованием внепечного рафинирования металла от серы, фосфора, газов и неметаллических включений.

ООО «ВКМ–Сталь» производит отливки из стали 20ГЛ для автоматической сцепки железнодорожных вагонов. Наиболее ответственные детали: корпус автосцепки и тяговый хомут относят к деталям первой группы. Детали первой группы и замок подвергаются закалке в воде и высокому отпуску.

Для повышения механических свойств отливок из стали 20ГЛ для автосцепки на заводе применили обработку стали в ковше рафинирующей смесью универсальной (PCУ) производства ООО «Металлург» СОАЛ. Особенностью смеси PCУ является то, что она изготовлена на основе системы оксидов $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O-CaF}_2$ и карбонатов CaCO_3 и SrCO_3 . Смесью характеризуется отсутствием гидратации и сепарации, а также большей скоростью формирования шлаковой фазы. PCУ представляет собой усовершенствованный синтетический шлак с высокой основностью и низкой окисленностью, с низкими температурой плавления, вязкостью и поверхностным натяжением из расчета 3,3 кг/т.

Применение ковшовой обработки сталей 20ГЛ для отливок автосцепки первой группы способствует резкому увеличению растягивающих нагрузок после улучшения. σ_T в среднем увеличивается с 484 до 551 Дж/см², то есть на 12%, а σ_B – с 637 до 713 Дж/см², то есть на 11%. Это способствует повышению надежности автосцепного устройства. Ударная вязкость с острым надрезом соответствует требованиям ГОСТ 22703, что обеспечивает выдерживание высоких ударных нагрузок.

Ключевые слова. *Дуговые печи, отливки, корпус автосцепки, механические свойства, ковшовой обработка.*

THE INFLUENCE OF OUT-OF-FURNACE TREATMENT WITH UNIVERSAL REFINING MIXTURE (URM) ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF COUPLERS MADE OF 20GL STEEL CAST IN ACID-LINED FURNACES

*A. V. CHAYKIN, V. A. CHAYKIN, Smolensk Regional Branch of the All-Russian Public Organization “Russian Association of Foundrymen”, Safonovo, Russia, Smolensk region, 47, Sovetskaya str. E-mail: sro_ral@mail.ru.
V. N. SHEVCHENKO, LLC “VKM–Steel”, Saransk, Russia, 22, Aleksandrovskoe Shosse.*

Arc furnaces with acid lining are predominantly used for the production of low-carbon and carbon steels for castings. Steel produced in an acid furnace is significantly more cost-effective than that produced in a basic furnace. However, a notable drawback of acid-lined furnaces is their inability to carry out dephosphorization and desulfurization processes, necessitating the use of raw materials with low sulfur and phosphorus content. Consequently, steel produced in arc furnaces with acid lining exhibits reduced ductility, attributed to the presence of brittle silicon inclusions that accumulate at grain boundaries. The objective of this study was to enhance the mechanical properties of acid steel through off-furnace refining aimed at reducing sulfur, phosphorus, gases, and non-metallic inclusions.

LLC “VKM-Steel” produces 20GL steel castings for automatic couplers used in railway cars. The most critical components, such as the coupler body and drawbar yoke, are classified as first-group parts. First-group parts and locks undergo water quenching and high-temperature tempering.

To improve the mechanical properties of 20GL steel castings for automatic couplers, the plant applied an off-furnace treatment using a universal refining mix (RSU) produced by LLC "Metallurg" SOAL. The unique feature of the RSU mix is its composition, which is based on a system of $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O-CaF}_2$ oxides and CaCO_3 and SrCO_3 carbonates. The mix is characterized by its resistance to hydration and segregation, as well as a faster slag phase formation rate. RSU represents an advanced synthetic slag with high basicity and low oxidation, featuring a low melting point, viscosity, and surface tension, calculated at 3.3 kg/t.

The use of ladle treatment for 20GL steel in first-group automatic coupler castings significantly increased tensile strength after heat treatment. The yield strength (σ_T) increased on average from 484 to 551 J/cm², a 12% improvement, and the ultimate tensile strength (σ_B) increased from 637 to 713 J/cm², an 11% increase. This contributes to greater reliability of the coupler assembly. The impact toughness with a sharp notch meets the requirements of GOST 22703, ensuring the components can withstand high impact loads.

Keywords. Arc furnaces, castings, coupler body, mechanical properties, ladle treatment.

Дуговые печи с кислой футеровкой применяют чаще всего при выплавке низкоуглеродистой и углеродистой стали для фасонного литья. Сталь, выплавленная в кислой печи, намного экономичнее основной. Дуги в кислых печах короче, чем в основных, из-за повышенного электрического сопротивления кислых шлаков, что обеспечивает более быстрый нагрев металла до заданной температуры при меньшем расходе электроэнергии. Материалы для футеровки кислых печей менее дефицитны и вдвое дешевле, чем основные огнеупоры. Они обеспечивают достаточно высокую стойкость подины, стен и свода. В связи с отсутствием условий для дефосфорации и десульфурации металла геометрия ванны кислых и основных печей отличается. Для дуговых печей с кислой футеровкой удельная поверхность зеркала металла не имеет особого значения, поэтому форму ванны целесообразно выбирать исходя из минимума тепловых потерь, что достигается при глубокой ванне. Уменьшению тепловых потерь через кладку и быстрому нагреву металла способствует также более низкая теплопроводность кислых огнеупоров. Из-за отсутствия длительных периодов рафинирования металла от фосфора и серы это обеспечивает высокий тепловой КПД дуговой печи, значительное сокращение длительности плавки, уменьшение расхода электроэнергии и электродов.

Вместе с тем существенными недостатками кислых печей являются невозможность осуществления в них процессов дефосфорации и десульфурации металла и, как следствие, потребность в чистых шихтовых материалах по сере и фосфору. В результате металл, выплавленный в печи с кислой футеровкой, обладает пониженными пластическими свойствами, что обуславливается наличием хрупких кремниевых включений, выделяющихся по границам зерен. Из-за активного взаимодействия металла с футеровкой в кислых печах весьма затруднительна выплавка сталей и сплавов с повышенным содержанием марганца, алюминия, титана и других элементов.

Использование внепечного рафинирования металла от серы, фосфора, газов и неметаллических включений открывает новые перспективы для применения кислых дуговых печей при выплавке стали с минимальным расходом электроэнергии.

ООО «ВКМ–Сталь» производит отливки из стали 20ГЛ для автоматической сцепки железнодорожных вагонов, являющейся центрально-буферным ударно-тяговым прибором для взаимного автоматического сцепления единиц подвижного состава, происходящего при нажатии или ударе одной из единиц состава о другую.

Детали разделяют на три группы. Наиболее ответственные – корпус автосцепки и тяговый хомут – относят к деталям первой группы. Корпус, являющийся основной частью автосцепки, предназначен для передачи колоссальных тяговых и ударных нагрузок, а также размещения деталей механизма сцепления. Тяговый хомут служит для передачи больших тяговых усилий от автосцепки на поглощающий аппарат посредством клина.

Детали подлежат термической обработке: первая группа и замок подвергаются закалке в воде и высокому отпуску; вторая группа и отливки третьей группы – нормализации. Термическую обработку деталей проводят вместе с пробными брусками для определения механических свойств стали. Режим термообработки устанавливает предприятие-изготовитель.

Требования к отливкам определены ГОСТ 22703–2012 «Детали литые сцепных и автосцепных устройств железнодорожного подвижного состава. Общие технические условия». Химический состав стали деталей приведен в табл. 1.

Механические свойства стали деталей после окончательной термической обработки должны быть не менее указанных в табл. 2.

Общеизвестно, что закалка стали с высоким отпуском способствует увеличению механических свойств по сравнению с нормализацией. Полная закалка с высоким отпуском называется улучшением

Таблица 1. Химический состав стали деталей

Марка стали	Содержание элементов, % по массе						
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	V
20ГЛ	0,17–0,25	1,10–1,40	0,30–0,50	0,30	0,30	0,30	–

Таблица 2. Механические свойства стали деталей

Показатель	Значение показателя в зависимости от предела текучести σ_T , МПа, не менее, для деталей				
	первой группы		второй группы		третьей группы
	от 450 до 500 включительно	свыше 500	от 295 до 345 включительно	свыше 345	314 и более
Временное сопротивление σ_B , МПа	500	600	490	510	510
Относительное удлинение δ , %	15	12	20	18	17
Относительное сужение Ψ , %	30	25	30	25	25
Ударная вязкость при температуре -60°C , КСУ $^{-60}$, Дж/см 2	25	25	–	–	25
Ударная вязкость при температуре -60°C на образцах с острым надрезом, КСВ $^{-60}$ Дж/см 2	15	15			

* Показатели ударной вязкости КСВ и КСУ при температуре -60°C для замка не определяют.

и применяется для сталей с содержанием углерода от 0,3 до 0,5%. Высокотемпературный отпуск проводят при 550–650 °С. Это приводит к коагуляции и укрупнению зерен цементита, входящих в ферритоцементитную смесь, и образованию структуры – сорбита отпуска. Твердость стали при этом понижается до значений порядка HRC 30, а пластичность и вязкость (по сравнению со структурой троостита отпуска) значительно возрастает. Резко повышаются прочностные характеристики стали.

Для повышения механических свойств отливок из стали 20ГЛ для автосцепки на заводе применили обработку стали в ковше рафинирующей смесью универсальной (PCY) производства ООО «Металлург» СОАЛ (<https://metallurg-ral.ru>) из расчета 3,3 кг/т.

Особенностью смеси PCY является то, что она изготовлена на основе системы оксидов CaO–Al $_2$ O $_3$ –Na $_2$ O–CaF $_2$ и карбонатов CaCO $_3$ и SrCO $_3$. Смесью характеризуется отсутствием гидратации и сепарации, а также большей скоростью формирования шлаковой фазы. PCY представляет собой усовершенствованный синтетический шлак с высокой основностью и низкой окисленностью, с низкими температурой плавления, вязкостью и поверхностным натяжением. Это позволяет образующимся в процессе выпуска металла каплям PCY аккумулировать оксиды марганца, железа, алюминия и сульфиды, очищая металл, а также дегазируя его за счет образования большого количества пузырьков рафинирующего газа. Таким образом, при уменьшении в стали неметаллических включений и оксидных пленок повышаются механические свойства и жидкотекучесть расплава. PCY поставляется в мешках с фасовкой массой 10 кг каждый, уложенных в контейнеры «биг-беги».

На первом этапе определили влияние улучшения и отпуска на свойства стали. Для этого исследовали отливки первой группы, залитые из одного ковша, с отливками, подвергаемыми нормализации.

Плавка 2-587 от 11.07.2022. Без применения PCY (табл. 3, 4).

Таблица 3. Химический состав стали без PCY

C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	S, %	P, %	Al, %	Cu, %
0,18	0,40	1,04	0,07	0,09	0,03	0,02	0,05	0,15

Таблица 4. Механические свойства стали без PCY

Способ термической обработки	Механические свойства							
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ (+20 °С), кДж/м 2	КСУ (–60 °С), Дж/см 2	КСУ (–60 °С), Дж/мм 2	КСВ (–60 °С), Дж/см 2
Нормализация	315	512	26	47	510			
Улучшение	474	617	22	44	–	–	51	30

Плавка 2-610 от 03.07.2023. С применением РСУ (табл. 5, 6).

Т а б л и ц а 5. Химический состав стали с РСУ

C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %	Ni, %	S, %	P, %	Al, %	Cu, %
0,22	0,50	1,33	0,07	0,08	0,025	0,028	0,055	0,28

Т а б л и ц а 6. Механические свойства стали с РСУ

Способ термической обработки	Механические свойства							
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU (+20 °C) кДж/м ²	KCU (-60 °C) Дж/см ²	KCU (-60 °C) Дж/мм ²	KCV (-60 °C) Дж/см ²
Нормализация	326	510	26	39	510	25		
Улучшение	673	805	12	26	–	–	42	25

Как видно из таблиц, при одном и том же химическом составе сплава улучшение стали способствует резкому росту σ_T и σ_B по сравнению с нормализованной сталью, что очень важно для повышения надежности автосцепки, испытывающей значительные растягивающие нагрузки.

Наиболее объективную оценку показателей механических свойств дает статистическая обработка данных. Произвели статистическую обработку результатов плавки с улучшением без РСУ и с его применением. Результаты представлены в табл. 7, 8.

Т а б л и ц а 7. Качественные показатели улучшенных плавки стали без применения РСУ

Переменные	Descriptive Statistics (STATISTICA без РСУ 1–3 печь)						
	количество плавки	среднее значение	минимум	максимум	дисперсия	среднее квадратичное отклонение	коэффициент вариации V , %
C, %	25	0,2150	0,1800	0,2500	0,001	0,02273	10,57223
Si, %	25	0,4030	0,2400	0,4800	0,004	0,06701	16,62716
Mn, %	25	1,1610	0,8300	1,3800	0,026	0,16258	14,00344
Cr, %	25	0,1100	0,0400	0,1900	0,002	0,04000	36,36364
Ni, %	25	0,0930	0,0700	0,1400	0,001	0,02263	24,33584
S, %	25	0,0302	0,0130	0,0480	0,000	0,00851	28,17490
P, %	25	0,0247	0,0200	0,0280	0,000	0,00267	10,80465
Al, %	25	0,0364	0,0170	0,0520	0,000	0,01328	36,47403
Cu, %	25	0,1370	0,1200	0,1600	0,000	0,01636	11,94446
σ_T , МПа	25	484,8000	280,0000	566,0000	6596,178	81,21686	16,75265
σ_B , МПа	25	637,5000	486,0000	744,0000	4677,611	68,39306	10,72832
δ , %	25	18,8000	14,0000	26,0000	18,844	4,34102	23,09053
Ψ , %	25	42,0000	33,0000	54,0000	65,111	8,06915	19,21225
KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	25	27,5000	2,0000	37,0000	90,722	9,52482	34,63571

Т а б л и ц а 8. Качественные показатели улучшенных плавки стали с применением РСУ

Переменные	Descriptive Statistics (STATISTICA с РСУ 1–3 печь)						
	количество плавки	среднее значение	минимум	максимум	дисперсия	среднее квадратичное отклонение	коэффициент вариации V , %
C, %	25	0,2088	0,1700	0,2500	0,000	0,02128	10,18964
Si, %	25	0,4880	0,4000	0,5800	0,002	0,04435	9,08752
Mn, %	25	1,2412	1,0300	1,4600	0,015	0,12384	9,97733
Cr, %	25	0,1016	0,0500	0,1500	0,001	0,02544	25,04207
Ni, %	25	0,1116	0,0700	0,6000	0,011	0,10355	92,78557
S, %	25	0,0224	0,0120	0,0340	0,000	0,00667	29,72964
P, %	25	0,0248	0,0180	0,0310	0,000	0,00325	13,11776
Al, %	25	0,0464	0,0200	0,0600	0,000	0,01547	33,34719
Cu, %	25	0,1300	0,0900	0,2800	0,002	0,04052	31,16730
σ_T , МПа	25	551,4231	459,0000	678,0000	4086,254	63,92381	11,59252
σ_B , МПа	25	713,6923	611,0000	845,0000	4919,102	70,13631	9,82725
δ , %	25	15,6154	12,0000	24,0000	10,566	3,25056	20,81641
Ψ , %	25	32,3077	26,0000	51,0000	47,662	6,90373	21,36870
KCV ⁻⁶⁰ , Дж/см ²	25	23,3846	20,0000	27,0000	4,806	2,19229	9,37494

Как видно из таблиц, применение ковшовой обработки сталей 20ГЛ для отливок автосцепки первой группы способствует резкому увеличению растягивающих нагрузок после улучшения. Предел текучести σ_T в среднем возрастает с 484 до 551 Дж/см², т.е. на 12%, а временное сопротивление σ_B – с 637 до 713 Дж/см², т.е. на 11%. Это способствует повышению надежности автосцепного устройства. Ударная вязкость с острым надрезом соответствует требованиям ГОСТ 22703-2012, что обеспечивает выдержку высоких ударных нагрузок.

Рафинирование стали 20 ГЛ РСУ способствует появлению в структуре большего количества специальных карбидов и их благоприятному диффузионному перераспределению, что в конечном итоге ведет к повышению твердости и прочности стали.

Кроме того, применение РСУ дает еще целый ряд преимуществ.

1. Химический анализ шлаков показал, что после обработки РСУ наблюдается резкое снижение содержания вредных оксидов в шлаке, а следовательно, и в расплаве: FeO – на 60% и MnO – на 55%. Шлак с применением РСУ приобретает светлую коричневую окраску по поверхности, а в изломе становится светло-зеленым или светло-голубым.

2. После разбора металла ковши остаются чистыми без остатков шлака и металла, что снижает трудоемкость подготовки ковша к следующему выпуску плавки и повышает производительность труда плавильного участка. Этому способствует характерная особенность шлака после обработки РСУ: он становится более хрупким и отличается низкой теплопроводностью, т.е. длительное время не дает остывать металлу. В результате происходит более полный разбор стали из ковша, увеличивается количество залитых форм и соответственно производительность линии.

3. Повышается стойкость ковшей и увеличивается количество наливов в них металла. Как следствие, растет межремонтное время ковшей, что приводит к снижению трудоемкости ремонтных работ и экономии футеровочных материалов.

4. При разделке шлаковых коржей на бойной площадке за счет хрупкости шлака увеличивается извлечение скрапа и металла из шлака, что позволяет увеличить количество возвращаемого на переплав металла.

Выводы

1. Применение РСУ производства ООО «Металлург» СОАЛ для ковшовой обработки сталей 20ГЛ для ответственных железнодорожных отливок первой группы «Корпус автосцепки» и «Тяговый хомут» приводит к резкому увеличению растягивающих нагрузок после улучшения.

2. Предел текучести σ_T в среднем возрастает с 484 до 551 Дж/см², т.е. на 12%, а временное сопротивление σ_B – с 637 до 713 Дж/см², т.е. на 11%. Это способствует повышению надежности автосцепного устройства. Ударная вязкость с острым надрезом соответствует требованиям ГОСТ 22703-2012, что позволяет выдерживать высокие ударные нагрузки.

3. Наблюдается резкое снижение содержания вредных оксидов в шлаке, а следовательно, и в расплаве: FeO – на 60% и MnO – на 55%.

4. После разбора металла ковши остаются чистыми без остатков шлака и металла, что снижает трудоемкость подготовки ковша к следующему выпуску плавки и повышает производительность труда плавильного участка. Повышается стойкость ковшей и увеличивается количество наливов в них металла. Как следствие, растет межремонтное время, что приводит к снижению трудоемкости ремонтных работ и экономии футеровочных материалов.

5. При разделке шлаковых коржей на бойной площадке за счет хрупкости шлака улучшается извлечение скрапа и металла из шлака, что позволяет увеличить количество возвращаемого на переплав металла.



УДК 621.74:669.15

СРАВНЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ СТАЛИ 20ГЛ ДЛЯ ОТЛИВОК «РАМА» И «БАЛКА», ВЫПЛАВЛЕННЫХ В ПЕЧАХ ПЕРЕМЕННОГО И ПОСТОЯННОГО ТОКА

*А. В. ЧАЙКИН, В. А. ЧАЙКИН, Смоленское региональное отделение общероссийской общественной организации «Российская ассоциация литейщиков», г. Сафоново, Россия, Смоленская обл., ул. Советская, д. 47. E-mail: sro_ral@mail.ru.
В. Н. ШЕВЧЕНКО, ООО «ВКМ–Сталь», г. Саранск, Россия, Александровское шоссе, 22.*

В РФ предполагается изготовление новых вагонов с более высокими технико-экономическими показателями и сроками службы. В связи с этим необходимо повышать эксплуатационную надежность самых нагруженных деталей вагонных тележек «Балка наддрессорная» и «Рама боковая». Такие отливки производит ООО «ВКМ–Сталь». Их отливают из стали 20ГЛ по ГОСТ 32400. Плавка стали в ООО «ВКМ–Сталь» ведется в дуговых печах с основной футеровкой. На заводе используются печи как переменного тока ДСП-16, так и постоянного тока ДСП-12. Появилась уникальная возможность сравнить качественные показатели стали 20ГЛ, достигаемые при выплавке в печах постоянного и переменного токов. Задача сравнения качественных показателей сталей решалась с использованием возможностей пассивного эксперимента статистической обработкой и регрессионным анализом представленных заводом данных в пакете STATISTICS & ANALYSIS v.12.0. Stat Soft, Inc. Были обработаны результаты анализов 51 плавки стали 20ГЛ, выплавленных в печи ДСП-16 переменного тока № 1, а также 31 и 22 плавки, выплавленных в печах постоянного тока ДСП-12 № 2 и 3, что достаточно для объективной оценки технологического процесса плавки и сравнения качества стали, выплавленных в различных печах. Анализ показал, что нет существенных различий во всех показателях качества сталей, выплавленных в печах постоянного и переменного тока. Обе печи позволяют получать сопоставимые высокие механические свойства стали, удовлетворяющие требованиям ГОСТ 32400 и обеспечивать эксплуатационную надежность отливок «Рама» и «Балка».

Ключевые слова. *Электродуговая печь, плавка стали, статистический анализ, механические свойства, химический состав, температура заливки.*

COMPARISON OF THE PERFORMANCE INDICATORS OF 20GL STEEL FOR “FRAME” AND “BEAM” CASTINGS, PRODUCED IN ALTERNATING AND DIRECT CURRENT FURNACES

*A. V. CHAYKIN, V. A. CHAYKIN, Smolensk Regional Branch of the All-Russian Public Organization “Russian Association of Foundrymen”, Safonovo, Russia, Smolensk region, 47, Sovetskaya str.
E-mail: sro_ral@mail.ru.
V. N. SHEVCHENKO, LLC “VKM – Steel”, Saransk, Russia, 22, Aleksandrovskoe Shosse.*

In the Russian Federation, new wagons are planned to be produced with improved technical and economic characteristics and longer service life. In this regard, it is necessary to enhance the operational reliability of the most heavily loaded components of railway bogies, such as the “side frame” and “bolster beam.” These castings are produced by LLC “VKM Steel.” At the plant, they are cast from 20GL steel in accordance with GOST 32400. The steel is melted in arc furnaces with basic lining. The plant uses both alternating current (AC) furnaces, such as the DSP-16, and direct current (DC) furnaces, such as the DPS-12. This has provided a unique opportunity to compare the quality characteristics of 20GL steel produced in AC and DC furnaces. The comparison of the quality characteristics of the steel was carried out using passive experimentation with statistical processing and regression analysis of the data provided by the plant, using the STATISTICS & ANALYSIS v.12.0 software package by Stat Soft, Inc. The study processed the results of 51 heats of 20GL steel melted in the DSP-16 AC furnace No. 1, as well as 31 and 22 heats from the DSP-12 DC furnaces No. 2 and 3, respectively. This provided a sufficient dataset for an objective evaluation of the steel melting process and a comparison of the quality of steel produced in different types of furnaces. The analysis revealed that there are no significant differences in the quality indicators of steel produced in AC and DC furnaces. Both types of furnaces allow the production of steel with comparable high mechanical properties, meeting the requirements of GOST 32400 and ensuring the operational reliability of the “Frame” and “Beam” castings.

Keywords. *Arc furnace, steel melting, statistical analysis, mechanical properties, chemical composition, pouring temperature.*

Введение

ООО «ВКМ–Сталь» производит из стали 20ГЛ отливки «Балка надрессорная» (далее – «Балка») и «Рама боковая» (далее – «Рама») [1], требования к которым регламентирует ГОСТ 32400-2013 (далее – ГОСТ 32400) [2] (табл. 1, 2).

Таблица 1. Рекомендуемый химический состав стали для отливок «Рама», «Балка» по ГОСТ 32400

Марка стали	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	V	Al	S	P	Cr	Ni	Cu
20ГФЛ	0,17–0,25	0,30–0,50	0,90–1,40	0,07–0,13	0,02–0,06	0,02	0,02	0,30	0,30	0,60
20ГЛ	0,17–0,25	0,30–0,50	1,10–1,40	–	0,02–0,06	0,02	0,02	0,30	0,30	0,60

Таблица 2. Механические свойства стали для отливок «Рама», «Балка» по ГОСТ 32400

Категория свойств	Предел текучести σ_T , МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость КСВ ⁻⁶⁰ , кДж/м ²
1	300	500	20	35	200*
2	343	510	18,0	30,0	

* С 01.01.2016.

Плавка стали в ООО «ВКМ–Сталь» ведется в дуговых печах с основной футеровкой. На заводе используют печи как переменного тока (ДСП-16), так и постоянного (ДСП-12). Таким образом, появилась уникальная возможность сравнить качественные показатели стали 20ГЛ, достигаемые при выплавке в печах постоянного и переменного тока.

Постановка задачи

Работа посвящена сравнению качественных показателей стали 20ГЛ, достигаемых при выплавке в печах постоянного и переменного тока с применением дисперсных материалов производства ООО «Металлург» СОАЛ (<https://metallurg-ral.ru>), для ответственных железнодорожных отливок.

Методика исследований

Плавки проводили в ноябре 2023 г. Для выплавки стали в печах постоянного и переменного тока применяли однотипные шихтовые материалы. При анализе качественных показателей стали использовали статистическую обработку и регрессионный анализ экспериментальных данных в пакете STATISTICS & ANALISIS v.12.0 Stat Soft, Inc [3, 4]. В работе решали задачу сравнения качественных показателей сталей.

Описание процесса и обсуждение результатов

Вначале произвели статистический и регрессионный анализ результатов предоставленных плавов, выплавленных в печи переменного тока. Результаты статистической обработки приведены в табл. 3.

Концентрации основных элементов, определяющих качество стали, которые обеспечивают сталевары во время выплавки добавками ферросплавов расчетным путем, достаточно хорошо согласуются с требованиями ГОСТ 32400.

Вредное влияние S на механические свойства стали бесспорно. Для ее успешного удаления на заводе внедрили технологический процесс, обеспечивающий более эффективное диффузионное раскисление стали. Для этого взамен раскислительной смеси, ранее используемой на заводе и состоящей из дробленых коксика, ФС65 и алюминиевой крупки, внедрили раскислитель диффузионный алюмосодержащий (РДА) производства ООО «Металлург» СОАЛ в количестве 3 кг на 1 т жидкой стали. РДА обладает высокими реакционными возможностями и способностью вспенивать и эффективно раскислять шлак [5]. В основу разработанной раскислительной смеси положены порошки углеродсодержащего материала (УСМ), кремнийсодержащего материала (КСМ) и сильнейшего раскислителя – алюмосодержащего материала (АСМ). Кроме того, в состав смеси введено рациональное количество реагентов, состоящих из кальций-стронциевого карбоната, соединений калия и натрия, которые придают ей жидкоподвижность и еще больше активизируют. Основное отличие порошков заключается в том, что

Таблица 3. Данные статистической обработки результатов плавки, выплавленных в печи переменного тока № 1

Переменные	Descriptive Statistics (BKM–Сталь печь № 1)						
	Количество плавков	Среднее значение	Минимум	Максимум	Дисперсия	Среднее кв. отклонение	Коэффициент вариации V, %
C, %	51	0,215	0,190	0,250	0,0003	0,01592	7,41429
Mn, %	51	1,195	1,080	1,410	0,0070	0,08372	7,00666
Si, %	51	0,387	0,300	0,570	0,0029	0,05399	13,93575
P, %	51	0,019	0,015	0,024	0,0000	0,00209	11,28713
Cr, %	51	0,161	0,080	0,370	0,0050	0,07055	43,93376
Ni, %	51	0,091	0,060	0,140	0,0003	0,01746	19,19624
Cu, %	51	0,103	0,080	0,150	0,0003	0,01657	16,03846
S, %	51	0,015	0,010	0,022	0,0000	0,00253	17,05057
Al, %	51	0,038	0,027	0,060	0,0001	0,00757	19,94351
σ_T , МПа	51	352,667	309,000	400,000	739,7867	27,19902	7,71239
σ_B , МПа	51	530,863	502,000	580,000	455,6808	21,34668	4,02113
δ , %	51	25,373	20,000	32,000	9,0384	3,00640	11,84902
Ψ , %	51	52,961	36,000	64,000	54,1184	7,35652	13,89051
KCV ⁶⁰ , кДж/м ²	51	216,098	202,000	233,000	77,4902	8,80285	4,07355
$T_{заль}$, °C	51	1575,471	1563,000	1591,000	35,6141	5,96776	0,37879

они обладают высокой дисперсностью, что существенно увеличивает удельную поверхность частиц смеси и придает ей высокую реакционную способность [6, 7]. Это привело к снижению концентраций S в металле и повышению механических свойств. В процессе внедрения выявлены преимущества смеси РДА: она фасуется в пакеты по 3 кг, что снижает трудоемкость работы сталеваров, облегчает точность дозирования и контроль за рациональным расходом материала. В результате среднее содержание S в анализируемых плавках стали 0,015%, т.е. существенно ниже требуемого ГОСТ 32400 (0,02%). Это свидетельствует об удовлетворительном проведении сталеварами восстановительных периодов плавки и высоком качестве РДА.

Далее в ходе исследования произвели анализ механических свойств стали, выплавленной в печи № 1. Наиболее важный, структурно зависящий показатель – ударная вязкость с острым надрезом при температуре –60 °C отличается высокой стабильностью ($V=4,07\%$) (табл. 3). Средние и минимальные значения ударной вязкости соответствуют требованиям ГОСТ 32400.

Результаты статистического анализа 31 плавки, выплавленной в ноябре 2023 г. на печи № 2, приведены в табл. 4, а на печи № 3 – в табл. 5.

Затем сравнили результаты статистической обработки качественных показателей стали, выплавленной в печах постоянного тока № 2, 3. Из таблиц видно, что результаты химического анализа,

Таблица 4. Данные статистической обработки результатов плавки, выплавленных в печи постоянного тока № 2

Переменные	Descriptive Statistics (STATISTICA BKM–Сталь печь № 2)						
	Количество плавков	Среднее значение	Минимум	Максимум	Дисперсия	Среднее кв. отклонение	Коэффициент вариации V, %
C, %	31	0,212	0,160	0,250	0,0003	0,01734	8,19379
Mn, %	31	1,166	1,060	1,330	0,0039	0,06217	5,33283
Si, %	31	0,390	0,320	0,470	0,0018	0,04239	10,85918
P, %	31	0,018	0,015	0,022	0,0000	0,00181	10,14186
Cr, %	31	0,183	0,110	0,480	0,0047	0,06837	37,38109
Ni, %	31	0,087	0,060	0,140	0,0006	0,02358	27,17147
Cu, %	31	0,096	0,080	0,110	0,0001	0,00720	7,51428
S, %	31	0,013	0,008	0,018	0,0000	0,00231	17,56164
Al, %	31	0,043	0,028	0,056	0,0000	0,00699	16,42765
σ_T , МПа	31	354,742	303,000	400,000	754,9978	27,47722	7,74569
σ_B , МПа	31	532,032	504,000	582,000	313,8989	17,71719	3,33010
δ , %	31	25,484	20,000	32,000	7,9914	2,82691	11,09292
Ψ , %	31	55,645	42,000	64,000	28,4366	5,33259	9,58321
KCV ⁶⁰ , кДж/м ²	31	217,194	202,000	235,000	73,7613	8,58844	3,95428
$T_{заль}$, °C	31	1574,742	1565,000	1594,000	63,1978	7,94971	0,50483

Таблица 5. Результаты статистической обработки результатов плавки, выплавленных в печи постоянного тока № 3

Переменные	Descriptive Statistics (STATISTICA BKM–Сталь печь № 3)						
	Количество плавки	Среднее значение	Минимум	Максимум	Дисперсия	Среднее кв. отклонение	Коэффициент вариации V, %
C, %	21	0,209	0,190	0,250	0,000	0,01374	6,57373
Mn, %	21	1,159	1,070	1,330	0,004	0,06074	5,24030
Si, %	21	0,395	0,330	0,490	0,002	0,04118	10,43283
P, %	21	0,018	0,014	0,024	0,000	0,00230	12,94964
Cr, %	21	0,151	0,110	0,250	0,001	0,03192	21,14741
Ni, %	21	0,093	0,070	0,140	0,000	0,01494	16,01179
Cu, %	21	0,107	0,080	0,140	0,000	0,01560	14,62420
S, %	21	0,015	0,010	0,021	0,000	0,00322	21,51344
Al, %	21	0,042	0,032	0,053	0,000	0,00563	13,53828
σ_T , МПа	21	348,238	308,000	494,000	2765,990	52,59268	15,10251
σ_B , МПа	21	521,048	502,000	566,000	344,048	18,54852	3,55985
δ , %	21	24,667	18,000	32,000	14,533	3,81226	15,45511
Ψ , %	21	49,381	28,000	64,000	86,248	9,28696	18,80676
KCV ⁻⁶⁰ , кДж/м ²	21	214,476	193,000	240,000	107,362	10,36156	4,83110
$T_{зал}$, °C	21	1572,429	1540,000	1584,000	76,857	8,76682	0,55753

механических свойств и температур заливок сопоставимы по всем параметрам. Кроме того, качественные показатели печей постоянного тока сопоставимы не только между собой, но и с результатами, полученными при выплавке стали в печи переменного тока № 1. Тестирование по *t*-критерию показало, что нет существенных различий у KCV⁻⁶⁰ сталей, выплавленных в печах № 1, 3 и печах № 2, 3. Также нет существенных различий во всех других показателях качества стали, выплавленной в печах постоянного и переменного тока.

Выводы

1. Печи постоянного и переменного тока позволяют:
 - стабильно получать сопоставимые высокие механические свойства стали 20 ГЛ, удовлетворяющие требованиям ГОСТ 32400, и обеспечивать эксплуатационную надежность отливок «Рама» и «Балка»;
 - обеспечивать показатели основных химических элементов, хорошо согласующиеся с требованиями ГОСТ 32400, с близкими друг к другу значениями, отличающимися высокой стабильностью;
 - поддерживать стабильность температуры заливки, что дает возможность успешно бороться с браком по пригару, неспаям и недоливам.
2. Диффузионный раскислитель РДА производства ООО «Металлург» СОАЛ одинаково эффективен в печах как постоянного, так и переменного тока.

ЛИТЕРАТУРА

1. Якушев, А. В. Прогнозирование усталостного ресурса литых деталей тележек грузовых вагонов: моногр. / А. В. Якушев, В. И. Миронов, Я. О. Рuzметов. – Ташкент: Complex Print, 2021. – 136 с.
2. ГОСТ 32400-2013. Рама боковая и балка наддресорная. Технические условия. – М.: Стандартиформ, 2014. – 50 с.
3. Салин, В. Н. Статистика: учеб. / В. Н. Салин, Е. П. Шпаковская, Э. Ю. Чурилова. – М.: КНОРУС, 2018. – 328 с.
4. Салин, В. Н. Практикум по курсу «Статистика» (в системе STATISTICA): учеб. пособ. / В. Н. Салин, Э. Ю. Чурилова. – М.: Социальные отношения, 2002. – 185 с.
5. Новый материал для диффузионного раскисления в агрегате комплексной обработки сталей / А. В. Чайкин [и др.] // Черные металлы. – 2018. – № 9. – С. 6–11.
6. Внедрение инноваций при выплавке стали для ответственных отливок тележек грузовых вагонов в целях повышения их эксплуатационной надежности / А. В. Чайкин [и др.] // Черные металлы. – 2021. – № 9. – С. 9–13.
7. Чайкин, А. В. Научные основы инновационных технологий печной и внепечной обработки чугунов и сталей для отливок ответственного назначения: моногр. / А. В. Чайкин. – СПб.: Научно-технологические, 2022. – 245 с.

REFERENCES

1. Yakushev A. V., Mironov V. I., Ruzmetov Ya. O. *Prognozirovanie ustalostnogo resursa litykh detalej telezhek gruzovykh vagonov: monogr.* [Forecasting the fatigue life of cast parts of freight car bogies: monograph.]. Tashkent, Complex Print Publ., 2021, 136 p.
2. *GOST 32400-2013. Rama bokovaya i balka nadressornaya. Tekhnicheskie usloviya* [Molded side frame and bolster beam of bogies for railway freight wagons. Specifications]. Moscow, Standartinform Publ., 2014, 50 p.
3. Salin V. N., Shpakovskaya E. P., Churilova E. Yu. *Statistika: uchebnik* [Statistics: textbook]. Moscow, KNORUS Publ., 2018, 328 p.

4. **Salin V.N., Churilova E. Yu.** *Praktikum po kursu "Statistika" (v sisteme STATISTICA): ucheb. posobie* [Workshop on the course "Statistics" (in the STATISTICA system)]. Moscow, Social relations Publ., 2002, 185 p.
5. **Chaikin A.V., Chaikin V.A., Kasimgazinov A.D., Bykov P.O.** Novyj material dlya diffuzionnogo raskisleniya v agregate kompleksnoj obrabotki stalej [New material for diffusion deoxidation in a unit for complex processing of steels]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2018, no. 9, pp. 6–11.
6. **Chaykin A.V., Chaikin V.A., Kolpakov V.V., Vdovin K.N.** Vnedrenie innovacij pri vyplavke stali dlya otvetstvennyh otlivok telezhek gruzovyh vagonov v celyah povysheniya ih ekspluatacionnoj nadezhnosti [Introduction of innovations in steel smelting for critical castings of freight car bogies in order to increase their operational reliability]. *Chernye metally = Ferrous metals*, 2021, no. 9, pp. 9–13.
7. **Chaikin A.V.** *Nauchnye osnovy innovacionnyh tekhnologij pechnoj i vnepechnoj obrabotki chugunov i stalej dlya otlivok otvetstvennogo naznacheniya: monogr.* [Scientific foundations of innovative technologies for furnace and non-furnace processing of cast iron and steel for critical purpose castings: monograph.]. St. Petersburg, Naukoemkie tekhnologii Publ., 2022, 245 p.



УДК 621.745.35

СТРУКТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ПРИ ПЕРЕПЛАВКЕ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43.

Разработан наноструктурный механизм структурной устойчивости при переплавке углеродистых сталей. Этот механизм определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов δ-фазы и аустенита. Показано, что устойчивость зависит от концентрации адсорбированных атомов кислорода: чем она выше, тем менее устойчивы центры кристаллизации микрокристаллов δ-фазы и аустенита в расплавах углеродистых сталей, и наоборот. При увеличении перегрева и (или) времени выдержки расплавов в них повышается концентрация адсорбированных атомов кислорода. В результате снижается структурная устойчивость при переплавке углеродистых сталей.

Ключевые слова. Углеродистые стали, структурная устойчивость, переплавка, расплав, нанокристаллы, центры кристаллизации, адсорбция.

STRUCTURAL STABILITY DURING REMELTING OF CARBON STEELS

V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

A nanostructural mechanism of structural stability during remelting of carbon steels has been developed. This mechanism is determined by the stability of the crystallization centers of δ-phase microcrystals and austenite. It is shown that this stability depends on the concentration of adsorbed oxygen atoms. The higher this concentration, the less stable the crystallization centers of δ-phase microcrystals and austenite in carbon steel melts, and vice versa. With an increase in overheating and (or) holding time of carbon steel melts, the concentration of adsorbed oxygen atoms in them increases. As a result, structural stability decreases during the remelting of carbon steels.

Keywords. Carbon steels, structural stability, remelting, mel, nanocrystals, crystallization center, adsorption.

При небольших перегревах и (или) малом времени выдержки расплавов углеродистых сталей наблюдается эффект структурной наследственности между получаемыми и переплавляемыми отливками [1]. Эффективность структурной наследственности при литье сплавов определяется концентрацией центров кристаллизации, которые сохраняют стабильность при температурах выше температур ликвидуса [2, 3]. Эта стабильность и определяет структурную устойчивость при переплавке углеродистых сталей.

Цель работы – определить механизм структурной устойчивости при переплавке углеродистых сталей.

При содержании углерода до 0,5% углеродистая сталь кристаллизуется с образованием микрокристаллов δ-фазы ($\delta_{\text{МК}}$) [4]. Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, при плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава углеродистой стали $\delta_{\text{МК}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($\text{Fe}_{\text{ЭН1}}$) и графита ($\Gamma_{\text{ЭН1}}$), свободные атомы железа ($\text{Fe}_{\text{а1}}$) и углерода ($\text{C}_{\text{а1}}$) [5].

Процесс кристаллизации $\delta_{\text{МК}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [6]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($\delta_{\text{СН}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($\delta_{\text{ЦК}}$):



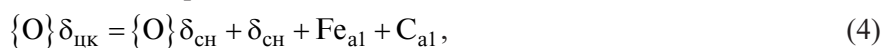
Заканчивается процесс кристаллизации $\delta_{\text{МК}}$ реакцией:



Из реакций (1)–(3) следует, что структура углеродистой стали, содержащей до 0,5% углерода, определяется концентрацией $\delta_{\text{цк}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При небольшом перегреве и (или) малом времени выдержки расплава такой углеродистой стали $\delta_{\text{мк}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (3).

Кислород и водород растворяются в жидком железе в атомарном виде [7]. Атомы кислорода и водорода образуются при взаимодействии расплавов углеродистых сталей с молекулами кислорода и воды атмосферного воздуха. Стандартные теплоты адсорбции атомов водорода и кислорода на железе составляют соответственно 143 и 570 кДж/моль [8]. Поэтому на элементарных нанокристаллах железа в расплавах углеродистых сталей преимущественно адсорбируются атомы кислорода. При этом они устойчивы в расплавах, так как стандартная теплота образования оксида FeO меньше стандартной теплоты адсорбции атомов кислорода на железе [8, 9].

При повышении перегрева и (или) увеличении времени выдержки расплава углеродистой стали, содержащей до 0,5% углерода, в нем возрастает концентрация атомов кислорода [7]. Атомарный кислород адсорбируется $\delta_{\text{цк}}$ до определенной критической концентрации. При ее превышении происходит распад $\delta_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера в соответствии с реакцией:



где $\{\text{O}\}$ – адсорбированные атомы кислорода.

При содержании углерода от 0,5 до 9,0% углеродистая сталь кристаллизуется с образованием микрокристаллов аустенита ($A_{\text{мк}}$) [4]. Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, при плавлении, больших перегреве и времени выдержки расплава углеродистой стали $A_{\text{мк}}$ распадаются на элементарные нанокристаллы железа ($\text{Fe}_{\text{эн2}}$) и графита ($\Gamma_{\text{эн2}}$), свободные атомы железа (Fe_{a2}) и углерода (C_{a2}) [5].

Процесс кристаллизации $A_{\text{мк}}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [6]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы ($A_{\text{сн}}$) по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($A_{\text{цк}}$):

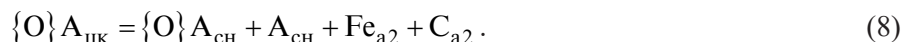


Заканчивается процесс кристаллизации $A_{\text{мк}}$ реакцией:



Из реакций (5)–(7) следует, что структура углеродистой стали, содержащей от 0,5 до 9,0% углерода, определяется концентрацией $A_{\text{цк}}$. Чем она выше, тем более дисперсной становится структура отливок при их кристаллизации. При небольшом перегреве и (или) малом времени выдержки расплава такой углеродистой стали $A_{\text{мк}}$ распадаются в соответствии с реакцией, обратной (7).

При повышении перегрева и (или) увеличении времени выдержки расплава углеродистой стали, содержащей от 0,5 до 9,0% углерода, в нем возрастает концентрация атомов кислорода [7]. Атомарный кислород адсорбируется $A_{\text{цк}}$ до определенной критической концентрации. При ее превышении происходит распад $A_{\text{цк}}$ по эффекту Ребиндера:



Таким образом, структурная устойчивость при переплавке углеродистых сталей определяется устойчивостью центров кристаллизации микрокристаллов δ -фазы и аустенита, которая обратно пропорциональна концентрации адсорбированных атомов кислорода.

ЛИТЕРАТУРА

1. Никитин, В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – М.: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
2. Марукович, Е. И. Модифицирование сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко. – Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.
3. Марукович, Е. И. Пути решения проблемы структурной наследственности сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литейное производство. – 2019. – № 1. – С. 21–23.
4. Диаграмма состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / под ред. О. А. Банных и М. Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1986. – 440 с.
5. Марукович, Е. И. Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
6. Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 13–19.

7. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А. В. Курдюмов [и др.]. М.: Изд. дом МИСиС, 2011.– 615 с.
8. Константы взаимодействия металлов с газами: справочник / под ред. Б. А. Колачева и Ю. В. Левинского.– М.: Metallurgia, 1987.– 368 с.
9. Физико-химические свойства окислов: справочник / под ред. Г. В. Самсонова.– М.: Metallurgia, 1978.– 472 с.

REFERENCES

1. **Nikitin V. I., Nikitin K. V.** *Nasledstvennost' v lityh splavah* [Heredity in cast alloys]. Moscow, Mashinostroenie-1 Publ., 2005.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** *Modificirovanie splavov* [Modification of alloys]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2009, 192 p.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Puti resheniya problemy strukturnoy nasledstvennosti splavov. [Ways to solve the problem of structural heredity of alloys]. *Liteynoe proizvodstvo = Foundry production*, 2019, no. 1, pp. 21–23.
4. *Diagramma sostoyaniya dvoynyh i mnogokomponentnyh sistem na osnove zheleza: spravochnik* [State diagram of binary and multicomponent systems based on iron: reference book]. Moscow, Metallurgy Publ., 1986, 440 p.
5. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
6. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh splavov [Nanostructured crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.
7. **Kurdyumov A. V., Belov V. D., Pikunov M. V., Chursin V. M., Gerasimov S. P., Moiseev V. S.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook]. Moscow, MISiS Publ., 2011, 615 p.
8. *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami: spravochnik* [Constants of interaction of metals with gases: reference book]. Moscow, Metallurgy Publ., 1987, 368 p.
9. *Fiziko-himicheskie svoystva okislov: spravochnik* [Physico-chemical properties of oxides: reference book]. Moscow, Metallurgy Publ., 1978, 472 p.



УДК 621.74

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА ФОРМОВОЧНОЙ СМЕСИ. ИССЛЕДОВАНИЯ. РАЗРАБОТКА

С. Л. РИМОШЕВСКИЙ, Д. М. ГОЛУБ, Н. А. ЯЦЕВИЧ, ОАО «БЕЛНИИЛИТ»,
г. Минск, Беларусь, ул. Машиностроителей, 28. E-mail: marketing@belniilit.by.

Автоматизация и внедрение современных технологий в литейное производство открывают новые перспективы для повышения качества, производительности и экономической эффективности. Успешные примеры внедрения автоматизированных систем, таких, как установка П1937, демонстрируют, что современные технологии могут существенно изменить подход к производственным процессам и стать основой для дальнейшего развития и совершенствования литейной промышленности. Установка ОАО «БЕЛНИИЛИТ» предназначена для ускоренного определения в автоматическом режиме значений уплотняемости, предела прочности на сжатие в сыром состоянии, влажности сырых песчано-глинистых формовочных смесей, находящихся внутри смесителя.

Ключевые слова. Исследования, смесь, свойства, формовочная, смесеприготовление, прибор, установка, измерение, уплотняемость, прочность, сжатие, предел, сырой, влажность, оборудование, лаборатория, контроль, управление, технология, качество, значение, замер, данные, точность, устройство.

QUALITY CONTROL OF MOLDING MIXTURES. RESEARCH. DEVELOPMENT

S. L. RIMOSHEVSKY, D. M. GOLUB, N. A. YATSEVICH, OJSC "BELNIILIT",
Minsk, Belarus, 28, Mashinostroiteley str. E-mail: marketing@belniilit.by.

Automation and implementation of modern technologies in foundry production open up new prospects for improving quality, productivity and economic efficiency. Successful examples of the implementation of automated systems, such as the P1937 unit, demonstrate that modern technologies can significantly change the approach to production processes and become the basis for further development and improvement of the foundry industry. The OJSC "BELNIILIT" unit is designed for accelerated automatic determination of the values of compactability, compressive strength in the raw state, and the moisture content of raw sand-clay molding mixtures inside the mixer.

Keywords. Research, mixture, properties, molding, mixing, device, unit, measurement, compactability, strength, compression, limit, raw, moisture, equipment, laboratory, control, management, technology, quality, value, measurement, data, accuracy, device.

Контроль качества формовочных смесей имеет долгую историю, начиная с простейших ручных методов и заканчивая современными автоматизированными системами, и всегда был важной задачей в литейной промышленности. В прошлом для контроля качества использовали преимущественно визуальные и тактильные методы, а также простейшие механические приборы для измерения основных параметров, таких, как плотность и влажность. Со временем появились более точные и сложные методы.

Различные методики и оборудование для измерения физических свойств формовочных смесей описаны в многочисленных исследованиях. Однако до сих пор на многих смесеприготовительных участках литейных предприятий отсутствуют универсальные решения, которые бы обеспечивали высокую точность и стабильность измерений при различных внешних условиях.

Наряду с внедрением и развитием своих разработок в области смесеприготовления для литейного производства в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» в последнее десятилетие уделяют внимание совершенствованию системы оперативного контроля физико-механических свойств сырых песчано-глинистых формовочных смесей. Так, специалистами проведена научно-исследовательская работа и создано оборудование для контроля влажности сырой песчано-глинистой формовочной смеси в бункере, на ленточном транспортере, внутри смесителя. Каждый из перечисленных методов имел ряд достоинств и недостатков. Применяемые физические принципы измерения и агрегатное состояние измеряемой формовочной смеси не

давали возможности иметь ее точные характеристики, получаемая стабильность значений измерений и отрицательные постоянно изменяющиеся внешние факторы сдерживали широкое распространение разработок до настоящего времени.

Путем проб, ошибок и положительных достижений в научных исследованиях, а также на основе полученного существенного практического опыта в области контроля свойств смеси на разных предприятиях специалисты ОАО «БЕЛНИИЛИТ» в 2021 г. создали установку модели П1937 (рис. 1) по определению ряда физико-механических свойств сырых песчано-глинистых формовочных смесей. Установка располагается сбоку чаши смесителя и в автоматическом режиме отбирает пробы формовочной смеси, определяет свойства и передает их значения в контроллер системы управления смесителя или автоматизированного смесеприготовительного комплекса (АСК) для записи или корректировки добавок в смесь, находящуюся в смесителе.

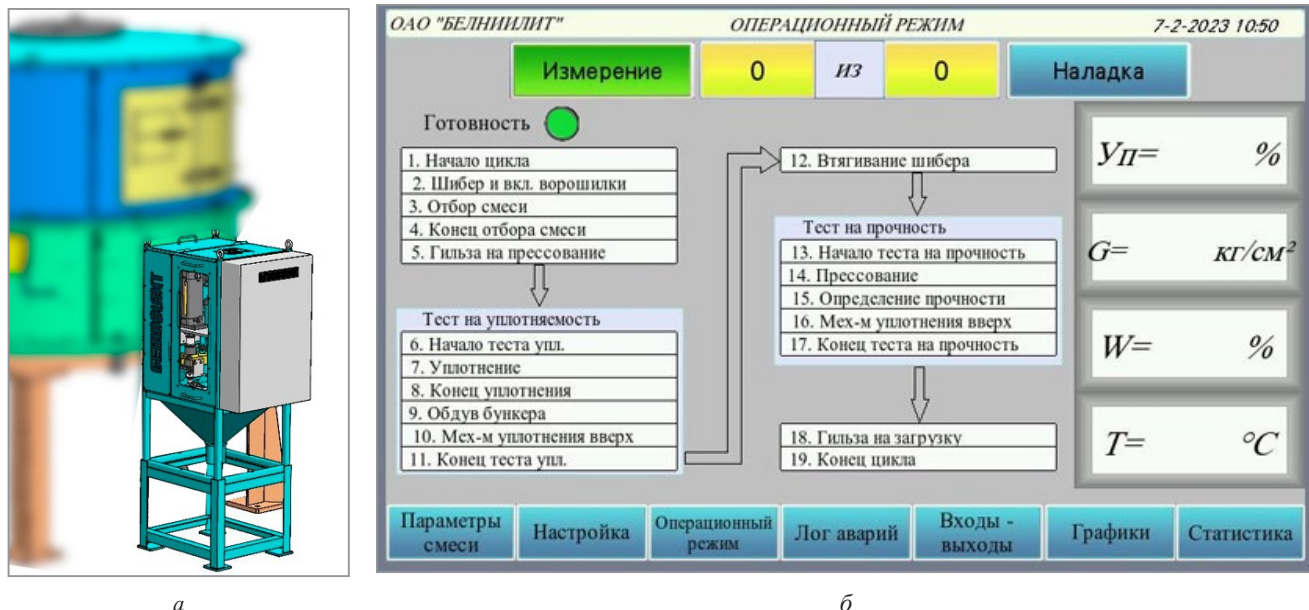


Рис. 1. Общий вид автоматизированной системы контроля качества формовочной смеси модели П1937 конструкции ОАО «БЕЛНИИЛИТ», установленной на вихревой смеситель: а – панель оператора; б – мнемосхема

Установка может быть интегрирована в систему управления смесителем для оперативной корректировки свойств смеси, а также работать автономно для фиксирования, отображения текущих свойств, ведения статистики физико-механических свойств смеси, даты и времени отбора. Технические характеристики приведены в табл. 1.

Таблица 1. Технические характеристики установки П1937

Наименование	Значение
Режим работы	Автоматический, наладочный
Время цикла, с	От 15
Контролируемые свойства	Предел прочности на сжатие в сыром состоянии Уплотняемость Влажность (косвенный показатель)
Погрешность измерений	0,1–0,3
Напряжение силовой цепи, В	220/380
Частота тока, Гц	50
Установленная мощность, кВт	0,6
Род тока	Переменный трехфазный
Операционная система	Контроллер
Габаритные размеры, мм	850×820×1690
Масса, кг	280

Для изготовления узлов установки применяются технологии 3D-печати с использованием современных материалов с определенными свойствами.



Рис. 2. Элементы конструкции установки, напечатанной с помощью 3D-принтера

Детали позволяют исключить трудоемкую работу раскройки металла, сварочные, фрезерные и слесарные работы. Проводятся испытания узлов, изготовленных с помощью 3D-печати.

В ходе исследовательских работ выявлены закономерные взаимосвязи между физико-механическими свойствами формовочной смеси, которые были заложены в основу измерения свойств, в том числе расчетов. Примером может служить алгоритм определения влажности песчано-глинистой формовочной смеси (табл. 2).

Таблица 2. Оптимальные значения влажности сырой песчано-глинистой формовочной смеси

Наименование предприятия	Оптимальная (по нижнему пределу) влажность*, %, при уплотняемости 35%
«Асимко», КНР, производство отливок поршневых колец, вертикально-стопочная формовка	2,8
ОАО «Могилевлифтмаш», воздушно-импульсное уплотнение	4,5
ОАО «Атлант», г. Барановичи, формовочные линии DISA	2,8
ОАО «МТЗ», г. Минск, формовочная линия DISA	2,7
ООО «Муромский стрелочный завод», пескомет	5,0
ОАО «Полесьеэлектромаш», формовочная линия DISA	4,2
ООО «Автоваз», г. Тольятти, формовочная линия SPO	3,3
ООО «Автоваз», г. Тольятти, формовочная линия стопочной формовки ОАО «БЕЛНИИЛИТ»	3,3
ОАО «БЕЛНИИЛИТ», г. Минск, для формовочных машин прессовой формовки 4812 (вертикально-стопочная формовка)	3,6

* Свойства используемых смесей взяты из открытых источников.

Требования к показателям уплотняемости сырой песчано-глинистой формовочной смеси практически на всех предприятиях аналогичны и в среднем составляют 35–45%. Это объясняется наилучшими показателями формуемости, текучести, оптимальными значениями прочности формовочной смеси в этом диапазоне уплотняемости, хорошими условиями заполнения формы и др. Однако таких показателей предприятия достигают при абсолютно разных значениях содержания влаги в формовочной смеси (табл. 2). Эти различия подчеркивают необходимость индивидуального подхода к контролю качества смеси на каждом конкретном предприятии.

По результатам опытов, проведенных в ОАО «БЕЛНИИЛИТ», получены фото внешнего состояния смеси различных предприятий при одинаковой влажности 2,6% (рис. 3). Отражены значения уплотняемости формовочных смесей при указанной влажности.

Указанные значения оптимальной влажности сырых песчано-глинистых формовочных смесей на литейных предприятиях объясняются отличием составов смесей, применяемыми марками песков и добавок, содержанием глинистой составляющей, активной глины, тщательностью оздоровления смеси, требованиями процесса формообразования и др. (рис. 4).



Формовочная смесь «Асимко», КНР. Уплотняемость – 30%. Справа – комок, сжатый рукой. Применяется для изготовления вертикально-стопочных форм на оборудовании ОАО «БЕЛНИИЛИТ» и производстве отливок поршневых колец двигателей внутреннего сгорания.

Смесь на предприятии при такой низкой влажности хорошо формуются, не имеет осыпаемых кромок, получаются качественные формы.



Формовочная смесь «Могилевлифт-маш», Беларусь, г. Могилев. Уплотняемость 17%. Справа – комок, сжатый рукой.

Смесь при влажности 2,6% имеет высокую осыпаемость, плохо формуются, имеет высокую хрупкость. При такой влажности смесь не применяется.



Формовочная смесь «Полесьеэлектромаш», Беларусь, г. Лунинец. Уплотняемость 12%.

Смесь при влажности 2,6% практически не формуются и не применяется на предприятии.

Рис. 3. Внешнее состояние и характеристики формовочной смеси при влажности 2,6%

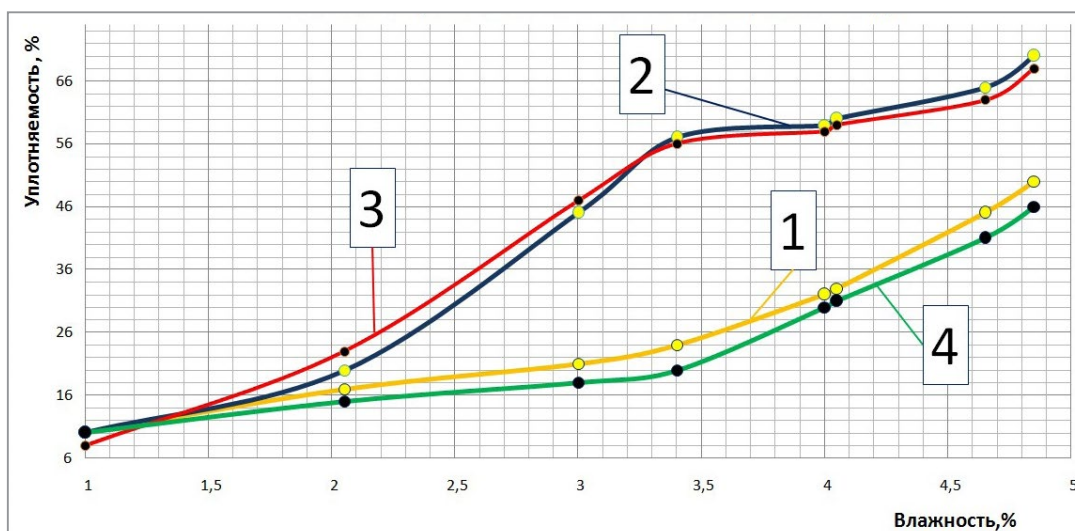


Рис. 4. Зависимость показателя влажности используемой смеси от уплотняемости:
 1 – ОАО «Полесьеэлектромаш»; 2 – ОАО «БЕЛНИИЛИТ»;
 3 – ООО «Муромский стрелочный завод»; 4 – ОАО «Могилевлифтмаш»

Исследования других ученых также подтверждают, что значения оптимальной влажности формовочной смеси варьируется в зависимости от состава смеси, типа песка и глинистых компонентов, условий производственного процесса. Например, в [1] обсуждаются различные подходы к оптимизации влажности формовочной смеси для улучшения ее физических свойств и повышения качества готовых отливок.

Установка П1937 конструкции ОАО «БЕЛНИИЛИТ» позволяет быстро определить точные данные о свойствах смеси и передать визуальные и математические их значения для дальнейшей оперативной корректировки прямо в смесителе. Автоматизация и интеграция данных играют ключевую роль в современных производственных процессах, их внедрение в литейное производство открывает новые возможности для улучшения качества и экономической эффективности. Установка П1937 – яркий пример того, как современные технологии могут изменить подход к контролю качества и управлению производством, делая его более эффективным и надежным. Она является важным шагом на пути к автоматизации контроля качества в литейном производстве, позволяет существенно повысить качество формовочных смесей, улучшить стабильность производственного процесса и снизить затраты, проводить научно-экспериментальные работы. В рамках работы филиала кафедры БНТУ в ОАО «БЕЛНИИЛИТ» проходят преддипломные практики студенты кафедры, в том числе на исследовательскую тематику, с задействованием лабораторной базы ОАО «БЕЛНИИЛИТ» и установки П1937.

Установка проходила испытания в ОАО «Могилевлифтмаш», успешно интегрирована в систему управления смесеприготовительным комплексом в ООО «Муромский стрелочный завод», Россия, эксплуатируется в ОАО «Полесьеэлектромаш», Беларусь, работает вместе с вихревым смесителем в ОАО «БЕЛНИИЛИТ».

Преимущества интегрированной системы управления качеством при помощи установки П1937:

- Повышенная точность и надежность данных: интеграция данных позволяет минимизировать ошибки и повысить точность контроля.
- Оперативное реагирование на изменения: система позволяет оперативно вносить изменения в процесс на основе текущих данных, что значительно повышает эффективность производства.
- Анализ и оптимизация процессов: собранные данные могут быть использованы для анализа и оптимизации производственных процессов, выявления узких мест и потенциальных улучшений.

Автоматизация и внедрение современных технологий в литейное производство открывают новые перспективы для повышения качества, производительности и экономической эффективности. Успешные примеры внедрения автоматизированных систем, таких, как установка П1937, демонстрируют, что современные технологии могут существенно изменить подход к производственным процессам и стать основой для дальнейшего развития и совершенствования литейной промышленности.

Дальнейшие исследования и разработки в этой области могут привести к созданию еще более совершенных систем контроля, способных учитывать широкий спектр факторов и условий производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Data-driven process analysis for iron foundries with automatic sand molding process / C. Baitiang, [et al.] // International Journal Metalcasting. – 2023. – Vol. 18. – P. 1135–1150.

REFERENCES

1. **Baitiang C., Weiß K., Krüger M. [et al.]** Data-driven process analysis for iron foundries with automatic sand molding process. International Journal Metalcasting 2023, vol. 18, pp. 1135–1150.



УДК 621.74

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК НА ОСНОВЕ МАГНЕТИТА НА КАЧЕСТВО ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ОТЛИВКАХ МОТОРНОЙ ГРУППЫ

С. В. КОРЕНЮГИН, Белорусский национальный технический университет, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65. E-mail: korenugin@bntu.by, тел.: +375 (017) 293-92-04.

С. Л. РОВИН, Металлургический научный центр, АО «Узметкомбинат», г. Бекабад, Узбекистан. E-mail: rovinsl@mail.ru.

П. А. ЕРОХОВЕЦ, Филиал ОАО «Управляющая компания холдинга «Минский моторный завод» в г. Столбцы, Минская область, г. Столбцы, Беларусь, ул. Машиностроителей, 1.

П. П. КУЗЕНКОВ, Группа компаний СФР, г. Санкт-Петербург, Россия, Колпино, ул. Финляндская, 31. E-mail: info@phlogopite-rus.com, тел.: +7 (812) 244-40-05.

Представлены результаты испытаний специальной магнетитсодержащей добавки FerroSAND® в стержневые смеси в условиях действующего литейного производства филиала ОАО «Минский моторный завод» в г. Столбцы. Определено влияние добавки на качество внутренних поверхностей (каналов рубашки охлаждения, смазочных каналов и т.д.) в отливках «Головка блока цилиндров». Отливки, полученные с использованием добавки FerroSAND®, сравнивали с серийно выпускаемыми отливками, при изготовлении которых эта добавка не использовалась.

Ключевые слова. Песчано-смоляные смеси, специальные добавки, cold-box-amine-процесс, литейные дефекты, просечка, пригар.

ASSESSMENT OF THE EFFECT OF A MAGNETITE-BASED ADDITIVE ON THE QUALITY OF INTERNAL CHANNELS IN ENGINE CASTINGS

S. V. KORENIUGIN, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosty ave. E-mail: korenugin@bntu.by, tel.: +375 (017) 293-92-04.

S. L. ROVIN, Metallurgical Scientific Center, Uzmetkombinat JSC, Bekabad, Uzbekistan. E-mail: rovinsl@mail.ru.

P. A. EROKHOVETS, Branch of OJSC “Minsk Motor Plant Holding Management Company” in Stolbtsy, Minsk Region, Stolbtsy, Belarus, 1, Mashinostroiteley str.

P. P. KUZENKOV, SFR Group of Companies, St. Petersburg, Russia, Kolpino, 31, Finlyandskaya str. E-mail: info@phlogopite-rus.com, tel.: +7 (812) 244-40-05.

The results of testing of a special FerroSAND® magnetite-containing additive in rod mixtures in the conditions of the operating foundry of the branch of JSC Minsk Motor Plant in the city of Stolbtsy are presented. The effect of the additive on the quality of the internal surfaces (cooling jacket channels, lubrication channels, etc.) in the Cylinder head castings was determined. Castings obtained using the FerroSAND® additive were compared with commercially available castings, in the manufacture of which this additive was not used.

Keywords. Sand-resin mixtures, special additives, cold-box-amine process, casting defects, cutting, priming.

Введение

Производство отливок моторной группы, в частности изделия «Головка блока цилиндров», связано с применением тонких, ажурных стержней (рис. 1), относящихся к первому классу сложности, имеющих сложную геометрию и развитую поверхность, полностью омываемых металлом [1]. При изготовлении таких стержней в серийном и массовом производстве основной технологией в последние 20–25 лет является cold-box-amine-процесс. Ее используют в том числе литейные цеха Республики Беларусь и стран СНГ. Применение этой технологии позволило существенно повысить размерную точность такого типа отливок, снизить удельные энергозатраты и улучшить условия труда на стержневых участках. Однако

широкое внедрение cold-box-amine-процесса привело к появлению новой проблемы: участились случаи образования на внутренних поверхностях отливок просечек – дефектов в виде выступов, гребешков и т. п., являющихся результатом проникновения металла в трещины на поверхности стержней.



Рис. 1. Пакет стержней для отливки «Головка блока цилиндров»

Просечки принято относить к исправимому браку, но затраты по обнаружению и удалению подобных дефектов в труднодоступных местах зачастую делают эту операцию экономически нецелесообразной. Для выявления просечки во внутренних, закрытых каналах требуется применение специальных средств контроля – эндоскопов, при этом в ряде случаев, например во внутренних каналах головки блока цилиндров, исправление такого дефекта становится практически невозможным [2]. В связи с этим требуется разработка методов, позволяющих исключить или по крайней мере снизить вероятность образования подобного дефекта, главной причиной которого являются внутренние напряжения в стержнях, возникающие вследствие их неравномерного прогрева при контакте с расплавленным металлом [3].

В [4] для борьбы с просечками предложено использовать в качестве специальной добавки в стержневую смесь магнетитсодержащий материал торговой марки FerroSAND® с преобладающим размером зерен фракции 0,125–0,315 мм. Лабораторные исследования материала показали, что его введение приводит к значительным изменениям теплофизических характеристик смеси, в частности, – существенно повышению ее теплопроводности, при этом практически не вызывая снижения прочностных характеристик и газопроницаемости смеси.

На момент проведения испытаний в ОАО «Минский моторный завод» получены положительные результаты промышленных испытаний добавки FerroSAND® на предприятиях, выпускающих железнодорожные отливки (АО «ТВСЗ», ООО «ВКМ–Сталь», АО «АлтайВагон»).

Методика проведения испытаний

Испытания проводили на базе чугунолитейного цеха филиала ОАО «Минский моторный завод» в г. Столбцы. Для испытаний изготовили заводскую стержневую смесь на основе кварцевого песка марки $1K_1O_2O_3$ по ГОСТ 23409.24-78 и двухкомпонентного смоляного связующего. Количество связующей композиции и соотношение ее компонентов (связующее + отвердитель) при проведении испытаний сохранялось неизменным и соответствовало цеховой рецептуре: 0,7% + 0,7% (компонент А + компонент Б) от массы песка. Продувку всех образцов осуществляли с применением диметилэтиламина (DMEA) с расходом 1,2 г/кг. Добавку FerroSAND® в смесь вводили в процессе перемешивания в количестве 5% сверх массы песка. Приготовление смеси проводили на шнековом смесителе непрерывного действия модели Spartan 310 P.

На первом этапе изготовили опытную партию отливок С3LD-1003015Б «Головка блока цилиндров» в количестве 70 шт. с применением стержней, содержащих в составе смеси 5% добавки FerroSAND®. При этом на опытные стержни в отличие от традиционно используемых не наносили противопригарное покрытие. Для определения влияния добавки на качество внутренних отверстий и каналов,

оформленных стержнями, от опытной партии случайным образом отобрали пять отливок для вскрытия полости рубашки охлаждения. Аналогичное количество отливок отобрали из серийных отливок, изготовленных с использованием смеси без добавки, но с покрытием стержней противопопригарной краской. Оценку внутренних каналов на наличие пригара и просечек проводили визуальным методом.

Результаты испытаний

Все изготовленные с использованием добавки стержни соответствовали по своим качественным и технологическим характеристикам цеховому технологическому регламенту. При заливке форм газовыделение было минимальным, не большим, чем при заливке форм, изготовленных с применением традиционных стержней.

Все отливки подвергали стандартной процедуре очистки и обрубки.

В результате вскрытия внутренних каналов рубашки охлаждения визуально отмечено практически полное отсутствие пригара и просечек на отливках из опытной партии (рис. 2) и лучшее качество их внутренних поверхностей по сравнению с серийно выпускаемыми отливками (рис. 3).

В акте производственных испытаний отмечено: «Оксид железа торговой марки FerroSAND® допустим к применению в качестве добавки при изготовлении стержней на участке ХТС чугунолитейного цеха». Опытная партия отливок успешно прошла механическую обработку и сборку в ОАО «Минский моторный завод». По результатам испытаний принято решение о внесении материала FerroSAND® в нормы расхода вспомогательных материалов.



Рис. 2. Результаты вскрытия внутренних каналов в отливках из опытной партии



Рис. 3. Результаты вскрытия внутренних каналов серийных отливок

Выводы

1. В ходе проведения промышленных испытаний на практике подтверждены выводы предыдущих лабораторных исследований о возможности и перспективности применения магнетитсодержащей добавки FerroSAND® в стержневых смесях по cold-box-amine-процессу для борьбы с просечками. Физико-механические и технологические свойства смесей при этом не ухудшаются.

2. Промышленные испытания показали, что добавка FerroSAND® в количестве 5% позволяет значительно улучшить качество внутренних поверхностей чугунных отливок моторной группы: количество выявленных поверхностных дефектов на внутренних каналах опытной партии отливок С3LD-1003015Б «Головка блока цилиндров» снизилось более чем в 10 раз.

3. Установлена возможность применения стержней с добавкой магнетита без нанесения противопригарного покрытий с получением требуемого качества внутренних поверхностей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Теория и технология литейного производства: учебник / Д. М. Кукуй [и др.]: в 2 ч. – Минск: Новое знание; М.: ИНФРА-М, 2011. – 795 с.
2. Ровин, С.Л. Причины возникновения брака отливок по просечкам и поиск способов его предотвращения / С.Л. Ровин, С.В. Коренюгин // Литейное производство. – 2019. – № 12. – С. 6–8.
3. Influence the composition of the core mixture to the occurrence of veining on castings of cores produced by cold-box-amine technology / M. Hrubovčáková [et al.] // Manufacturing Technology. – 2017. – № 1 – P. 39–44.

4. **Коренюгин, С. В.** Влияние специальных добавок на физико-механические свойства стержневых смесей / С. В. Коренюгин, С. Л. Ровин // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 3. – С. 36–40.

REFERENCES

1. **Kukuy D. M., Skvortsov V. A., Andrianov N. V.** *Teoriya i tekhnologiya litejnogo proizvodstva: uchebnik* [Theory and technology of foundry production: textbook]. Minsk, Novoe znanie Publ.; Moscow, INFRA-M Publ., 2011, 795 p.
2. **Rovin S. L., Koreniugin S. V.** Prichiny vzniknoveniya braka otlivok po prosechkam i poisk sposobov ego predotvrashcheniya [Causes of defect of castings for finning and the search for ways to prevent it]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2019, no. 12, pp. 6–8.
3. **Hrubovčáková M., Vaskova I., Conev M., Bartošová M., Futas P.** Influence the composition of the core mixture to the occurrence of veining on castings of cores produced by cold-box-amine technology. *Manufacturing Technology*, 2017, no. 1, pp. 39–44.
4. **Koreniugin S. V., Rovin S. L.** Vliyanie special'nyh dobavok na fiziko-mekhanicheskie svojstva sterzhnevyyh smesej [The effect of special additives on the physico-mechanical properties of mixtures used for the manufacture of cores by the cold-box-amine-process]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 3, pp. 36–40.



УДК 621.745.35

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ОЛОВЯННО–СВИНЦОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

А. В. СТЕЦЕНКО, МОУВО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43.

E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

Основными структурными элементами расплавов оловянно-свинцовых сплавов являются элементарные нанокристаллы олова, свинца и их свободные атомы. Основные кристаллизующиеся фазы этих сплавов – микрокристаллы фаз (Sn) и (Pb). Процессы их кристаллизации наноструктурные. Сначала из элементарных нанокристаллов и свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы фаз. Затем из них формируются центры кристаллизации микрокристаллов фаз. Из них, структурообразующих нанокристаллов фаз и свободных атомов свинца и олова образуются микрокристаллы фаз (Sn) и (Pb).

Ключевые слова. Оловянно-свинцовые сплавы, кристаллизация, наноструктурирование, центры кристаллизации, нанокристаллы, микрокристаллы.

NANOSTRUCTURING OF TIN-LEAD ALLOYS DURING CRYSTALLIZATION

A. V. STETSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave.

E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

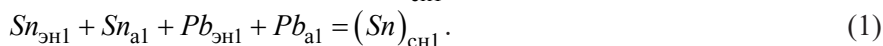
The main structural elements of tin-lead alloy melts are elementary nanocrystals of tin, lead and their free atoms. The main crystallizing phases of these alloys are microcrystals of the (Sn) and (Pb) phases. Their crystallization processes are nanostructured. First, structure-forming nanocrystals of phases are formed from elementary nanocrystals and free atoms. Then the centers of crystallization of microcrystals of phases are formed from them. From them, the structure-forming nanocrystals of phases and free atoms of lead and tin, microcrystals of phases (Sn) and (Pb) are formed.

Keywords. Tin-lead alloys, crystallization, nanostructuring, crystallization centers, nanocrystals, microcrystals.

Основными структурными составляющими при кристаллизации оловянно-свинцовых сплавов (ОСС) являются: первичные микрокристаллы фазы $(Sn) - (Sn)_{МК1}$; эвтектика, состоящая из микрокристаллов фазы $(Sn) - (Sn)_{МК2}$ и микрокристаллов фазы $(Pb) - (Pb)_{МК1}$; первичные микрокристаллы фазы $(Pb) - (Pb)_{МК2}$ [1].

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ОСС $(Sn)_{МК1}$ распадаются на элементарные нанокристаллы олова $(Sn_{ЭН1})$ и свинца $(Pb_{ЭН1})$, свободные атомы олова (Sn_{a1}) и свинца (Pb_{a1}) [2].

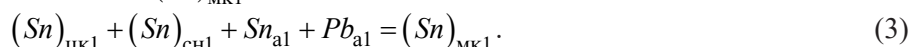
Процесс кристаллизации $(Sn)_{МК1}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $(Sn)_{СН1}$ по реакции:



Затем образуются центры кристаллизации $(Sn)_{ЦК1}$:



Заканчивается процесс кристаллизации $(Sn)_{МК1}$ реакцией:



Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ОСС $(Sn)_{МК2}$ распадаются на элементарные нанокристаллы олова $(Sn_{ЭН2})$ и свинца $(Pb_{ЭН2})$, свободные атомы олова (Sn_{a2}) и свинца (Pb_{a2}) [2].

Процесс кристаллизации $(Sn)_{МК2}$ наноструктурный, происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $(Sn)_{СН2}$ по реакции:

$$Sn_{эН2} + Sn_{а2} + Pb_{эН2} + Pb_{а2} = (Sn)_{сН2} \cdot \quad (4)$$

Затем образуются центры кристаллизации $(Sn)_{цк2}$:

$$(Sn)_{сН2} + Sn_{а2} + Pb_{а2} = (Sn)_{цк2} \cdot \quad (5)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $(Sn)_{мк2}$ реакцией:

$$(Sn)_{цк2} + (Sn)_{сН2} + Sn_{а2} + Pb_{а2} = (Sn)_{мк2} \cdot \quad (6)$$

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ОСС $(Pb)_{мк1}$ распадаются на элементарные нанокристаллы свинца $(Pb_{эН3})$ и олова $(Sn_{эН3})$, свободные атомы свинца $(Pb_{а3})$ и олова $(Sn_{а3})$ [2].

Процесс кристаллизации $(Pb)_{мк1}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $(Pb)_{сН1}$ по реакции:

$$Pb_{эН3} + Pb_{а3} + Sn_{эН3} + Sn_{а3} = (Pb)_{сН1} \cdot \quad (7)$$

Затем образуются центры кристаллизации $(Pb)_{цк1}$:

$$(Pb)_{сН1} + Pb_{а3} + Sn_{а3} = (Pb)_{цк1} \cdot \quad (8)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $(Pb)_{мк1}$ реакцией:

$$(Pb)_{цк1} + (Pb)_{сН1} + Pb_{а3} + Sn_{а3} = (Pb)_{мк1} \cdot \quad (9)$$

Согласно наноструктурной теории металлических расплавов, в условиях промышленной плавки ОСС $(Pb)_{мк2}$ распадаются на элементарные нанокристаллы свинца $(Pb_{эН4})$ и олова $(Sn_{эН4})$, свободные атомы свинца $(Pb_{а4})$ и олова $(Sn_{а4})$ [2].

Процесс кристаллизации $(Pb)_{мк2}$ является наноструктурным и происходит следующим образом [3]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы $(Pb)_{сН2}$ по реакции:

$$Pb_{эН4} + Pb_{а4} + Sn_{эН4} + Sn_{а4} = (Pb)_{сН2} \cdot \quad (10)$$

Затем образуются центры кристаллизации $(Pb)_{цк2}$:

$$(Pb)_{сН2} + Pb_{а4} + Sn_{а4} = (Pb)_{цк2} \cdot \quad (11)$$

Заканчивается процесс кристаллизации $(Pb)_{мк2}$ реакцией:

$$(Pb)_{цк2} + (Pb)_{сН2} + Pb_{а4} + Sn_{а4} = (Pb)_{мк2} \cdot \quad (12)$$

ЛИТЕРАТУРА

1. Производство отливок из сплавов цветных металлов: учебник / А. В. Курдюмов [и др.]. – М.: Изд. дом МИСиС, 2011. – 615 с.
2. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная теория металлических расплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 3. – С. 7–9.
3. **Марукович, Е. И.** Наноструктурная кристаллизация литейных сплавов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // *Литье и металлургия*. – 2022. – № 3. – С. 13–19.

REFERENCES

1. **Kurdyumov A. V., Belov V. D., Pikunov M. V., Chursin V. M., Gerasimov S. P., Moiseev V. S.** *Proizvodstvo otlivok iz splavov cvetnyh metallov* [Production of castings from non-ferrous metal alloys: textbook]. Moscow, MISiS Publ., 2011, 615 p.
2. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu.** Nanostrukturnaya teoriya metallicheskih rasplavov [Nanostructural theory of metal melts]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 7–9.
3. **Marukovich E. I., Stetsenko V. Yu., Stetsenko A. V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya litejnyh splavov [Nanostructured crystallization of casting alloys]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 13–19.



УДК 669

РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМ С КАЧЕСТВОМ ШИХТЫ ДЛЯ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНОГО КОМПЛЕКСА АО «ВМЗ»

С. А. СОМОВ, В. А. МУРЫСЕВ, Е. Л. ВОРОЖЕВА, АО «Выксунский металлургический завод»,
г. Выкса, Россия, ул. Братьев Баташевых, 45. E-mail: somov_sa@vsw.ru.

Современная технология производства жидкой стали характерна тем, что обеспечивает максимальное содержание железа (более 99%) и минимальное – примесей на завершающей стадии электроплавки и в процессе слива металла в ковш, во время которого также производятся раскисление и десульфурация. Проведенная в условиях Выксунского металлургического завода работа позволила снизить затраты на производство стали и повысить качество производимой продукции.

Ключевые слова. Выплавка стали, сырье, металлический лом, подготовка лома, шредирование, схема шихтовки, качество продукции, рециклинг.

ADDRESSING CHARGE MATERIAL QUALITY ISSUES FOR STEELMAKING AT THE ROLLING AND PIPE COMPLEX OF JSC “VYKSA METALLURGICAL PLANT”

S. A. SOMOV, V. A. MURYSEV, E. L. VOROZHEVA, Vyksa Metallurgical Plant,
Vyksa, Russia, 45, Bratyev Batashevych str. E-mail: somov_sa@vsw.ru.

Modern liquid steel production technology is characterized by maximizing iron content (over 99%) and minimizing impurities during the final stage of electric melting, as well as during tapping into the ladle, where deoxidation and desulfurization processes also occur. The work conducted at Vyksa Metallurgical Plant led to reduced steel production costs and improved product quality.

Keywords. Steelmaking, raw materials, scrap metal, scrap preparation, shredding, charging scheme, product quality, recycling.

В настоящее время в мире построены и эксплуатируются десятки мини-заводов, работающих по со- вмещенной технологии выплавки, разливки стали на тонкослябовой машине непрерывного литья заготов- ки и прокатки тонких слябов на широкополосном непрерывном прокатном стане в горячекатаные рулоны. Осенью 2008 г. Объединенная металлургическая компания (ОМК) ввела аналогичное производство в рай- оне Выксунского металлургического завода (АО «ВМЗ»). Однако литейно-прокатный комплекс (ЛПК) ОМК имеет ряд отличий по сравнению с эксплуатируемыми комплексами. Уже на стадии разработки ком- плекса ОМК была заложена реализуемая сейчас возможность производства проката как для труб высоких категорий прочности с особыми свойствами, так и для других отраслей промышленности.

Выплавка стали является обязательной и основной стадией в технологической схеме производства металлопродукции в условиях АО «ВМЗ». Поэтому предварительной подготовке сырья в ЛПК уделяется самое пристальное внимание.

Стальной лом – один из главных и наиболее экономичных сырьевых ресурсов для выплавки стали. От его качества во многом зависит и качество производимой продукции. Уже очевидно, что с каждым годом на рынках сырья растет доля легковесного лома (0,8–1,2 т/м³), что вынуждает металлургов загру- жать шихту в сталеплавильный агрегат в два – три этапа. Повышается уровень засоренности лома неме- таллическими материалами (земля, бетон, пластики, неметаллические отходы) и цветными примесями (медь, никель, олово, цинк и т.п.). Уровень засора лома может достигать 10–12 %. Все это свидетельству- ет о том, что дефицит качественного лома будет только возрастать (см. рис. 1).

Вместе с тем в процессе любого металлургического производства образуется значительное коли- чество железосодержащих побочных продуктов. Такие побочные продукты, как, например, пыль газо- очистки, стружка, окалина, прокатная металлическая обрезь после дополнительной переработки и под- готовки также могут быть использованы в качестве шихты для выплавки стали.

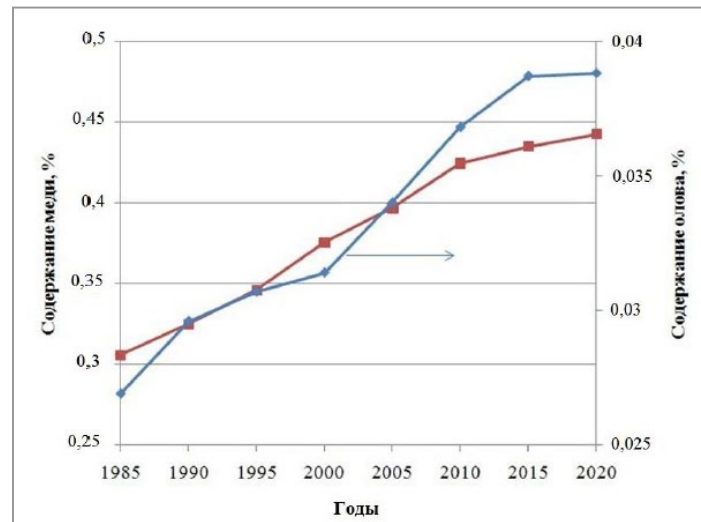


Рис. 1. Изменение загрязненности амортизационного лома примесями цветных металлов

Обеспечение сталеплавильного производства сырьем высокого качества является одной из приоритетных задач выксунских металлургов. Не менее важно вовлечение вторичных материалов металлургической промышленности в производство, способствующее увеличению эффективности рециклинга. Эти проблемы можно решить, в том числе, за счет повышения качества и уровня сбора вторсырья, эффективности его переработки.

Для обеспечения стабильной насыпной плотности лома, увеличения его металлургической ценности и в целом для повышения эффективности использования стального лома при выплавке стали в условиях АО «ВМЗ» реализованы, а также находятся в стадии реализации следующие мероприятия:

1. Применяется операция шредирования (измельчения) металлического лома. Она приводит к некоторому удорожанию лома, но за счет одновременной очистки от посторонних примесей его металлургическая ценность возрастает, что делает переработку экономически обоснованной.
2. Внедрена технология брикетирования стальной стружки при помощи брикетир-пресса, что позволяет возвращать в производство часть металлических отходов.
3. Введены в работу пресс-ножницы, позволившие значительно повысить эффективность переработки негабаритного, в том числе оборотного, лома.
4. Внедрены установки сушки стального скрапа в бадье. Это дает возможность исключить хлопки и выбросы металла в процессе загрузки шихты в дуговую сталеплавильную печь (ДСП) а также минимизировать простои ДСП по причине сушки скрапа в корзине над печью.
5. Разработаны адаптивные схемы шихтовки, в том числе с применением первородных чистых видов шихты (чугун, ГБЖ и пр.) высокой насыпной плотности, что позволяет производить загрузку печи ломом без излишних потерь времени и производительности.
6. Оптимизированы логистические схемы перемещения сырья и его хранения на складах ЛПК.
7. Проводятся опытно-экспериментальные работы, направленные на поиск наиболее эффективной технологии рециклинга образующихся побочных продуктов металлургического производства.

Итогом работы комплекса за полных 15 лет эксплуатации можно считать значительное снижение потерь производительности дуговой печи по причине отсутствия либо низкого качества металлической шихты; разработку оптимальных схем шихтовки требуемой насыпной плотности; снижение количества аварийных ситуаций, связанных с наличием в ломе снега и льда, негабаритных кусков.

Все это позволило сталеварам АО «ВМЗ» повысить качество производимой продукции, успешно освоить технологию производства высококачественных сталей большого спектра классов прочности (в том числе с ограниченным содержанием примесей цветных металлов), предназначенных для изготовления наукоемкой трубной продукции – электросварных прямошовных нефте- и газопроводных труб широкой гаммы диаметров и свойств.



УДК 669

УВЕЛИЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ ФУТЕРОВКИ ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

*В. О. МОРОЗОВ, С. В. КОНОВАЛЕНКО, В. С. ПУТЕЕВ,
А. А. КОВАЛЕВ, А. А. БУГРИМОВ, А. В. ПРОТАСЕВИЧ,
ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,*

г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: teh.espc1@bmz.gomel.by.

В статье рассмотрены мероприятия по повышению стойкости футеровки дуговых сталеплавильных печей (ДСП) с целью увеличения количества плавков до следующей замены футеровки. Оптимизирована технология присадки шлакообразующих материалов и определен оптимальный режим подачи кислорода в период ведения плавки. Экспериментальные плавки проведены на ДСП-1, ДСП-2 и ДСП-3. Увеличение стойкости футеровки ДСП-1, ДСП-2 и ДСП-3 привело к сокращению ремонтов и времени на замену футеровки. Удельные расходы материалов снизились, что сократило затраты на производство. Фактический расход флюсов остался в пределах норм. Изменения в технологии плавки и контроле над режимом подачи кислорода оказали положительное влияние на производственные, технико-экономические и экологические показатели.

Ключевые слова. *Футеровка, дуговые сталеплавильные печи, стойкость, оптимизация, кислород, удельные расходы, затраты, производство, экономическая эффективность.*

INCREASING THE DURABILITY OF LININGS IN ELECTRIC ARC FURNACES

*V. O. MOROZOV, S. V. KONOVALENKO, V.S. PUTEEV,
A. A. KOVALYOV, A. A. BUGRIMOV, A. V. PROTASEVICH,
OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,*

Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: teh.espc1@bmz.gomel.by.

The article discusses measures to improve the durability of linings in electric arc furnaces (EAF) to increase the number of heats before the next lining replacement. The technology for adding slag-forming materials was optimized, and the optimal oxygen supply regime during the melting process was determined. Experimental melts were conducted on EAF-1, EAF-2, and EAF-3. The increased durability of the linings in EAF-1, EAF-2, and EAF-3 led to a reduction in repairs and time spent on lining replacements. The specific consumption of materials decreased, reducing production costs. The actual flux consumption remained within the standard limits. Changes in the melting technology and control over the oxygen supply regime positively impacted the production, technical-economic, and environmental performance indicators.

Keywords. *Lining, electric arc furnaces, durability, optimization, oxygen, specific consumption, costs, production, economic efficiency.*

Современная дуговая сталеплавильная печь (далее – ДСП) является универсальным плавильным агрегатом (по степени мобильности, окисленности металла, печной атмосфере, доле жидкой металлошихты) для выплавки различных типов сталей. Оснащение ДСП топливными горелками и фурмами для вдувания газа и пылеугольных материалов, донными устройствами для перемешивания, эркерным выпуском металла, системами автоматического контроля электрического режима вспенивания шлака позволяет сократить удельный расход электроэнергии, расход электродов, продолжительность плавки, а также удвоить производительность печи. Несмотря на это, вопрос о снижении электроемкости выплавки стали и увеличении стойкости футеровки ДСП и сегодня является весьма актуальным [1].

В процессе плавки металла футеровка дуговых сталеплавильных печей подвергается интенсивному воздействию высоких температур, агрессивных шлаков и химических реакций. Это приводит к быстрому износу футеровки, что требует частых ремонтов и замены огнеупорных материалов. Высокие затраты на поддержание футеровки в рабочем состоянии негативно сказываются на экономической эффективности производства. Поэтому увеличение стойкости футеровки ДСП – важная задача, направленная на снижение эксплуатационных затрат и повышение производительности металлургических предприятий.

Цель данной работы – разработка и внедрение мероприятий, направленных на увеличение стойкости футеровки ДСП, снижение затрат на ее обслуживание и удельные расходы материалов.

Основные проблемы, с которыми сталкиваются сталевары при эксплуатации футеровки:

- высокие температуры, достигающие 1600–1800 °С, которые приводят к термическому разрушению огнеупорных материалов;
- шлаки, содержащие оксиды железа, кальция, магния и других элементов, которые могут взаимодействовать с футеровкой и вызывать ее эрозию;
- механическое воздействие металла и шлака, приводящее к эрозии и механическому износу футеровки;
- частые ремонты и замены футеровки, приводящие к значительным экономическим потерям (затраты на материалы и работы, потери, связанные с остановками производства).

Мероприятия, направленные на увеличение стойкости футеровки ДСП, включают в себя изменение технологии присадки шлакообразующих материалов, таких, как известь, антрацит, флюсы и определение оптимального режима подачи кислорода в период ведения плавки.

Перед началом выполнения работы произведен детальный расчет материального баланса, который позволил определить исходные параметры предложенных мероприятий. В табл. 1 приведены основные расчетные показатели до и после внедрения мероприятий.

Таблица 1. Основные расчетные показатели до и после внедрения мероприятий

Показатель	До внедрения	После внедрения
Основность с учетом расхода футеровки	2,67	2,41
Стойкость ДСП, плавов	674	843
Время плавки, мин	42	43
Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/т (жидкое стекло)	356	361
Получено расплава, т	105,42	105,71
Время энергетического периода плавки (под током), мин	33,05	33,62
Содержание серы по расплаву выпуск, %	0,032	0,034
Содержание фосфора по расплаву выпуск, %	0,003	0,004
Количество извести, кг	5340,22	4655,17
Количество флюса, кг	1400,00	1550,00
Количество печного шлака, кг	14680,24	13954,86
Состав шлака периода плавления, %:		
CaO	36,33	34,49
MgO	11,02	11,92
SiO ₂	13,38	14,08
Al ₂ O ₃	1,25	1,32
FeO	25,61	25,54
Fe ₂ O ₃	6,96	6,91
FeO+Fe ₂ O ₃	32,57	32,46
MnO	4,38	4,62
P ₂ O ₅	0,24	0,25
Cr ₂ O ₃	0,83	0,87
Производительность печи с учетом ремонтов, т/ч	132,28	134,47
Расход кислорода, м ³ /ч	4551,31	4054,31
Удельный расход кислорода дутья+горелки, м ³ /т	43,17	38,35
Удельный расход извести, кг/т	50,66	44,04
Удельный расход ФОМИ, кг/т	13,28	14,66
Металлошихта, т	120,00	120,00

Результаты расчета материального баланса показали, что внедрение мероприятий приведет к значительным улучшениям производственных, технико-экономических и экологических показателей. Основные изменения включают:

- снижение основности с учетом расхода футеровки, что свидетельствует о более эффективном использовании материалов;
- увеличение стойкости ДСП, что позволит сократить количество ремонтов и время на замену футеровки;
- незначительное увеличение времени плавки и энергетического периода плавки, что может быть связано с оптимизацией процесса;
- снижение количества извести и печного шлака, что указывает на более эффективное использование материалов;
- снижение удельного расхода кислорода, что свидетельствует о более эффективном использовании кислорода.

В рамках проведения работы выполнены следующие мероприятия.

Изменена технология присадки шлакообразующих материалов. Шлакообразующие материалы играют важную роль в процессе плавки, влияя на состав шлака и его вязкость. Правильный выбор и дозировка этих материалов приводят к снижению времени плавки и увеличению стойкости футеровки.

Оптимизация технологии присадки шлакообразующих материалов и рациональное распределение в процессе плавки включают в себя анализ требований к шлаку, выбор подходящих материалов и определение оптимальной дозировки материалов.

Анализ требований к шлаку в конкретном процессе плавки (химический состав металла, температура плавки, тип стали и другие факторы) определяет шлакообразующие материалы, такие, как известь, антрацит и флюсы. Каждый материал вносит свой вклад в формирование шлака: известь обеспечивает основную (щелочную) среду, антрацит – углеродный компонент, а флюсы улучшают вязкость и химические свойства шлака.

Оптимальная дозировка зависит от объема плавки, характеристик печи и требований к шлаку. Дозировка может меняться в разные периоды плавки. Например, на начальных этапах плавки может быть увеличен расход извести для образования жидкой ванны, а затем уменьшен для стабилизации шлака.

Материалы добавляются в определенные зоны плавки: в корзины и жидкую ванну. Распределение может меняться в зависимости от фазы плавки, окисленности металла и других параметров. Важно подбирать дозировку так, чтобы обеспечить стабильный состав шлака и обеспечить эффективность процесса плавки.

Оптимизация количества извести в процессе плавки стали в ДСП является важным фактором для повышения эффективности и сокращения времени плавки. Правильное количество и распределение извести позволяют улучшить теплопередачу, снизить вязкость шлака и повысить эффективность процесса плавки. Количество извести влияет на время плавки, так как известь является основным компонентом шлака и ее избыток может привести к увеличению вязкости шлака. Вязкий шлак затрудняет перемешивание и теплообмен между шлаком и металлом, что замедляет процесс плавки. Также известь влияет на теплопроводность шлака. При избыточном количестве извести шлак может стать менее теплопроводным, что замедляет передачу тепла от дуги к металлу. Это приводит к увеличению времени, необходимого для достижения нужной температуры плавки.

В процессе выполнения работы оптимизирована технология плавки в дуговой сталеплавильной печи: изменено количество присадки шлакообразующих материалов и их рациональное распределение в определенные периоды ведения плавки [2].

Определен оптимальный режим подачи кислорода в период ведения плавки. Избыточная подача кислорода в ДСП может существенно повлиять на процесс плавки и качество конечного продукта.

Последствия повышенной подачи кислорода:

1. Увеличение угара металла. Избыточное количество кислорода может привести к повышенному окислению металла, что увеличивает угар (потери металла). В результате снижается выход годного металла и увеличиваются затраты на производство.

2. Повышение температуры. Избыточная подача кислорода может привести к локальному перегреву футеровки печи, что ускоряет ее износ. В результате требуются более частые ремонты и замены футеровки, что увеличивает эксплуатационные затраты.

3. Образование оксидов. Избыточный кислород способствует образованию оксидов железа (FeO), которые могут взаимодействовать с футеровкой и шлаком, ухудшая их свойства.

4. Вспенивание шлака. Избыточная подача кислорода может вызвать вспенивание шлака, что усложняет технологический процесс и может привести к выбросам шлака из печи. В результате требуются дополнительные операции по корректировке состава шлака, и увеличивается общее время плавки.

Оптимизация режима подачи кислорода в ДСП является важным фактором для повышения эффективности и сокращения времени плавки. Правильное управление количеством кислорода позволяет уменьшить угар металла, снизить негативное воздействие на футеровку и предотвратить локальное перегревание и износ футеровки ДСП.

С целью повышения стойкости футеровки ДСП на каждом этапе плавки был определен оптимальный режим подачи кислорода, включающий в себя контроль над количеством кислорода, подаваемого через газокислородные горелки в определенный период ведения плавки. В результате проведения экспериментальных плавок подобран оптимальный режим расхода кислорода в периоды работы газокислородных горелок, а именно изменена фаза инъекции кислорода на этапе доводки плавки на жидкой ванне ДСП-1,2,3 и в конце расплавления каждой отдельной порции загрузки металлической шихты (корзины). Получены следующие результаты:

- расход кислорода ДСП-1 на жидкой ванне снижен на четырех газокислородных инжекторах на 500 м³/ч, в конце расплава корзины – на 200 м³/ч;
- расход кислорода ДСП-2, 3 на жидкой ванне снижен на трех газокислородных инжекторах на 400 м³/ч, в конце расплава корзины – на 100 м³/ч.

В результате проведенных мероприятий, направленных на увеличение стойкости футеровки ДСП, изменена технология присадки шлакообразующих материалов и определен оптимальный режим подачи кислорода, достигнуты следующие результаты:

1. Увеличена стойкость футеровки ДСП-1, 2, 3, т.е. увеличено количество плавок до следующей замены футеровки. В табл. 2 приведено сравнение стойкости футеровки сталеплавильных печей до и после внедрения мероприятий.

Таблица 2. Сравнение стойкости футеровки дуговых сталеплавильных печей до и после внедрения мероприятий

Агрегат	До внедрения мероприятий, плавок	После внедрения мероприятий, плавок
ДСП-1	433	770
ДСП-2	445	788
ДСП-3	445	666

2. Снижено количество ремонтов и времени на ремонтные работы по замене футеровки.

ДСП-1 – выплавлено 8006 плавок. При выплавке аналогичного количества плавок до внедрения мероприятий проводилось 18 ремонтов, после внедрения мероприятий проведено 10 ремонтов по замене футеровки, сокращение времени на замену футеровки составило 112 ч или 4,7 сут.

ДСП-2 – выплавлено 7459 плавок. При выплавке аналогичного количества плавок до внедрения мероприятий проводилось 16 ремонтов, после внедрения мероприятий проведено 9 ремонтов по замене футеровки, сокращение времени на замену футеровки составило 98 ч или 4,1 сут.

ДСП-3 – выплавлено 6660 плавок. При выплавке аналогичного количества плавок до внедрения мероприятий проводилось 15 ремонтов, после внедрения мероприятий проведено 10 ремонтов по замене футеровки, сокращение времени на замену футеровки составило 70 ч или 2,9 сут.

3. Снижены удельные расходы материалов и затраты на производство. В табл. 3 приведено отклонение (снижение/увеличение) удельного расхода материалов после внедрения мероприятий.

Таблица 3. Удельные отклонения (снижение/увеличение) материалов после внедрения мероприятий

Материалы	Отклонение	
	Агрегаты ДСП-1, 2	Агрегат ДСП-3
Кислород, м ³ /т	-5,10	-1,80
Известь, кг/т	-6,35	
Металлошихта, кг/т	-15,06	-9,34
Шлак, кг/т	-35,00	-36,42
Огнеупорные изделия и материалы, кг/т	-0,61	-0,68
Флюсы, кг/т	+1,42	+2,76

Изменение технологии присадки шлакообразующих материалов и определение оптимального режима подачи кислорода привело к снижению удельных расходов материалов и затрат на производство, кроме повышения удельного расхода флюсов, однако следует отметить, что фактический расход флюсов остался в пределах нормы.

Выводы

Оптимизация технологии присадки шлакообразующих материалов и контроль над режимом подачи кислорода привели к улучшению производственных, технико-экономических и экологических показателей. Данные изменения позволили увеличить стойкость футеровки ДСП более чем в 1,5 раза, снизить затраты на производство суммарно на 34,03 млн. руб. за 2023-й год и повысить эффективность использования дуговых сталеплавильных печей.

Специалисты предприятия продолжают работу по совершенствованию технологии выплавки, доводки разливки стали для производства конкурентоспособной продукции, востребованной потребителями на внешних и внутренних рынках металлопродукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Жук, В.Л.** Оптимизация энергозатрат в металлургических технологиях / В.Л. Жук, В.И. Заика, И.В. Тупилко. – М.; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. – С. 50–51.
2. Оптимизация технологии выплавки стали в электросталеплавильном цехе / С.В. Коноваленко [и др.] // Сталь. – 2021. № 2. – С. 27–29.

REFERENCES

1. **Zhuk V.L., Zaika V.I., Tupilko I.V.** *Optimizacija jenergozatrať v metallurgicheskijah* [Optimization of energy consumption in metallurgical technologies]. Moscow, Vologda: Infra-Inzhenerija Publ., 2021, pp. 50–51.
2. **Konovalenko S.V.** *Optimizacija tehnologii vyplavki stali v jelektrostaleplavil'nom cehe* [Optimization of steel smelting technology in an electric steelmaking shop]. *Stal' = Steel*, 2021, no. 2, pp. 27–29.



УДК 669

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА РЕЛЬСОВОЙ ЗАГОТОВКИ

И. О. ПИСАРЕНКО, О. П. КРАСЮК, В. С. ПУТЕЕВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: par.espc@bmz.gomel.by.

Проведена работа по совершенствованию технологии производства непрерывнолитой заготовки сечением 250×300 и 300×400 мм, выплавляемой в электропечах для производства дифференцированно-термоупрочненных рельсов скоростного и высокоскоростного пассажирского движения. Разработан и реализован комплекс мероприятий по снижению числа внутренних дефектов рельс.

Ключевые слова. Непрерывнолитая заготовка; электромагнитное перемешивание; макроструктура; неметаллические включения; шлакообразующая смесь; металлопроводка.

IMPROVEMENT OF RAIL BILLET PRODUCTION TECHNOLOGY

I. O. PISARENKO, O. P. KRASYUK, V. S. PUTEEV, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: par.espc@bmz.gomel.by.

Work has been carried out to improve the production technology of continuously cast billets with cross-sections of 250×300 mm and 300×400 mm, melted in electric furnaces for the manufacture of differentially heat-strengthened rails for high-speed and ultra-high-speed passenger trains. A comprehensive set of measures was developed and implemented to reduce the number of internal defects in the rails.

Keywords. Continuously cast billet; electromagnetic stirring; macrostructure; non-metallic inclusions; slag-forming mixture; metal flow.

Исходными параметрами для разработки процесса производства непрерывнолитой заготовки для производства дифференцированно-термоупрочненных рельсов скоростного и высокоскоростного пассажирского движения, выплавляемой в электропечах, являются требования по макро- и микроструктуре, наличия неметаллических включений, а также химический состав стали, определяющий основные механические свойства.

В рамках входного контроля качества потребителем непрерывнолитых блюмов рельсовых марок сталей производятся оценка химического состава стали, механических свойств рельсов, макро- и микроструктуры, загрязненности неметаллическими включениями стали и ультразвуковой контроль (УЗК) рельсов на соответствие требованиям СТ РК 2432-2023 и DIN EN 13674-1:2017, а также анализ дефектов, выявленных при УЗК.

Загрязненность неметаллическими включениями оценивается в соответствии с СТ РК 2432-2023 и DIN EN 13674-1:2017. Результаты оценки рельс на загрязненность неметаллическими включениями приведены в табл. 1, 2.

Общая загрязненность стали неметаллическими включениями полностью соответствует требованиям СТ РК 2432-2023 и DIN EN 13674-1:2017.

Оценку качества рельсов по поверхностным и внутренним дефектам производили неразрушающим методом ультразвукового контроля. Схема расположения датчиков при ультразвуковом контроле показана на рис. 1.

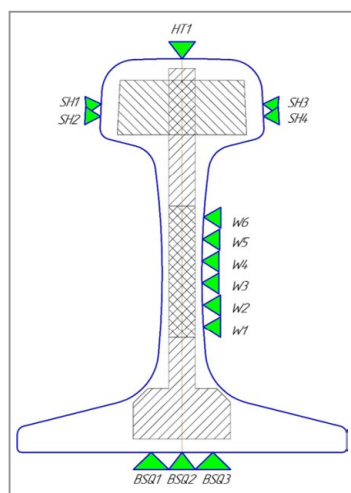
По результатам переработки на ряде рельс были выявлены отклонения в виде внутренних дефектов, расположенных преимущественно в осевой зоне шейки рельсы, частично в головке. Раскатанное загрязнение наследовано от исходной непрерывнолитой заготовки, располагается в зоне, соответствующей распространению осевой химической неоднородности. Выявленные дефекты приводят к образованию несоответствующей продукции при прокатке длинномерных рельсов специального назначения (рис. 2).

Таблица 1. Результаты оценки загрязненности стали в соответствии с DIN EN 13674-1:2017

Номер пробы	Группа ED, диаметр PD, мкм	Группа EB, длина PL, мкм	Коэффициент, KaED / KaEB, мкм ² /мм ²
1	11	44	0,3/1,3
2	11	89	
3	11	178	
4	22	89	
5	22	89	
6	11	89	
7	11	89	
8	22	44	
Среднее	15,1	88,9	
Требования СТ РК 2432–2013, не более	44/22	710/500	30 / 30

Таблица 2. Результаты оценки загрязненности стали в соответствии с СТ РК 2432-2023

Индекс степени чистоты по оксидам КЗ	
Номер плавки	313 914
1-й ручей	0
2-й ручей	0
3-й ручей	0
4-й ручей	4
Требования DIN EN 13674-1:2017, не более	10



Расшифровка наименований датчиков контроля и их расположение по элементам рельса

SH1, SH2, SH3, SH4	Головка – с боковой грани
HT1	Головка, шейка – с поверхности катания головки
W1-W6	Шейка – с боковой поверхности
BSQ2	Подошва в проекции шейки, шейка, головка в проекции шейки – с нижней поверхности подошвы
BSQ1, BSQ3	Подошва в проекции шейки – с нижней поверхности подошвы

Рис. 1. Схема расположения датчиков при ультразвуковом контроле

Внутренние дефекты рельсов, обнаруженные при УЗК в шейке и головке рельсов, представляют собой несплошности, полости которых содержат раскатанные экзогенные неметаллические включения шлаковой природы как хрупко разрушенные, так и пластично деформированные. Образование внутренних дефектов связано с периодическим загрязнением осевой зоны НЛЗ эндо- и экзогенными включениями.

Качественный и количественный анализ химического состава неметаллического включения проводили с помощью энергодисперсионного анализатора INCA Energy 350, при ускоряющем напряжении 10 кВ, время сбора спектра 25 с. Микроструктура в зоне дефекта показана на рис. 3. Химический состав включений приведен в табл. 3, 4.

Химический состав включений однозначно указывает на попадание в тело слитка частиц шлакообразующей смеси (ШОС) и тела шлакового пояса погружного стакана. Принимая во внимание состав включений, можно говорить о преждевременном износе огнеупорных изделий, учитывая наличия в составе включения циркония аналогично предыдущим плавкам, – шлакового пояса погружного стакана. Дополнительным фактором является неравномерная подача ШОС в кристаллизатор, которая приводит

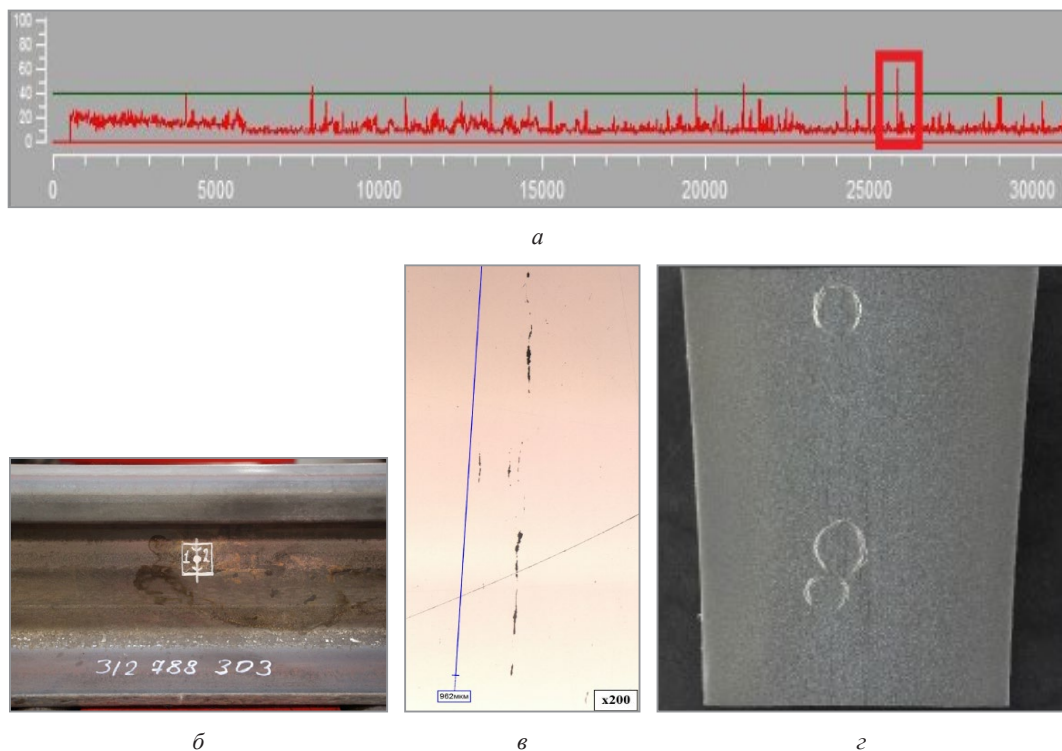


Рис. 2. Амплитуды сигналов при УЗК контроле шейки рельса (а); внешний вид пробы с внутренним дефектом и разметка для отбора образцов (б); место расположения внутреннего дефекта на шлифе (в); микроструктура в зоне дефекта (г)

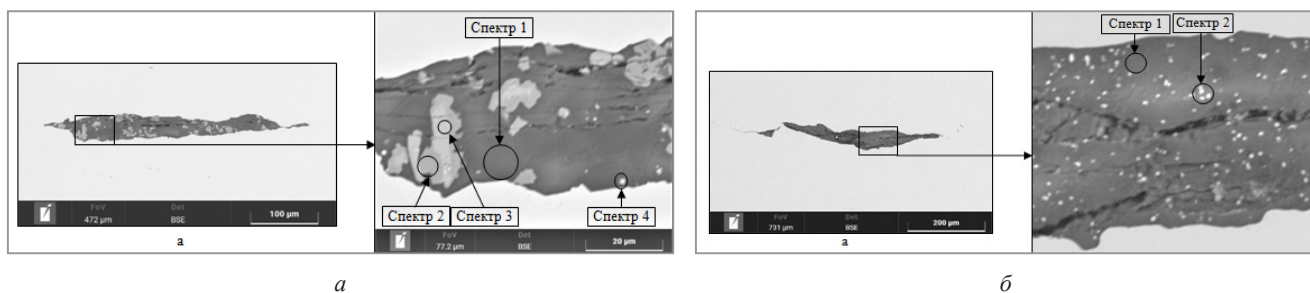


Рис. 3. Микроструктура в зоне дефекта: а – включение 1; б – включение 2

Таблица 3. Химический состав включения 1, вес. %

Метка спектра	Si	Mn	Fe	Всего				
Матрица	0,56	1,01	98,42	100				
В пересчете на оксиды, %								
Метка спектра	Na ₂ O	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	TiO	MnO	ZrO ₂	Всего
Спектр 1	–	18,98	66,89	–	2,67	11,46	–	100
Спектр 2	–	3,39	13,09	2,33	43,44	8,94	28,81	100
Спектр 3	–	2,68	6,98	–	39,34	10,51	40,49	100
Спектр 4	2,00	4,51	18,16	19,81	6,45	7,52	41,54	100

Таблица 4. Химический состав включения 2, вес. %

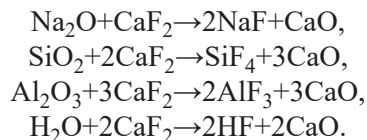
Метка спектра	Si	Mn	Fe	Всего					
Матрица	0,53	1,04	98,43	100					
В пересчете на оксиды, %									
Метка спектра	F	Na ₂ O	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MnO	ZrO ₂	Всего
Спектр 1	1,94	6,41	7,81	20,03	48,52	5,74	9,56	–	100
Спектр 2	–	2,10	2,07	6,58	13,94	1,70	3,01	70,60	100

к неустойчивому образованию шлака, его переменному составу за счет поглощения включений и неоднородного мениска, что подтверждает наличия в составе включений натрия.

Разработан комплекс мероприятий, направленный на снижение данного рода дефектов.

1. Определена шлакообразующая смесь с наименьшим содержанием фтора.

Как известно, при наличии фтористых соединений в ШОС в процессе ее нагрева и расплавления протекают реакции:



NaF образуется при температуре выше 530 °С, а SiF₄ и AlF₃ – при более высоких температурах. Каждое из выделяемых газообразных соединений фтора является сильным корродиентом по отношению к корундографитовому составу погружного стакана. В качестве альтернативы были выбраны шлакообразующие смеси системы CaO–SiO₂–TiO₂ и CaO–SiO₂–Al₂O₃ с флюсующей добавкой Na₂O [1].

2. Поддержка нерасплавленного слоя смеси во время разливки в диапазоне 25–40 мм.

Защитное шлаковое покрытие на зеркале металла в кристаллизаторе должно состоять из трех слоев: сыпучего, спеченного (размягченный переходной слой) и жидкого, что обеспечивает тепловую и газовую изоляцию поверхности металла. В районе зеркала металла по всему периметру образуется шлаковый рант. Общая высота защитного покрытия на мениске металла должна быть не менее 25 мм и иметь «темную» поверхность. Особое значение имеет толщина слоя жидкого шлака. Стабильные условия разливки, равнотолщинный гарнисаж по периметру кристаллизатора обеспечиваются, если толщина жидкого шлака находится в пределах 25–40 мм [2]. Недостаточная толщина жидкого слоя допускает возможность окисления и науглероживания металла. В этом случае ухудшаются служебные характеристики защитного покрытия в результате ассимиляции всплывающих неметаллических включений и нарушается согласованность процессов скорости плавления ШОС и инфильтрации шлака в зазор между оболочкой слитка и кристаллизатором.

3. Подобран режим работы катушек электромагнитного перемешивания со сниженными значениями интенсивности вращения.

Задачей осевого перемешивания металла в кристаллизаторе является подавление высокоскоростных потоков жидкости, подаваемой из промежуточного ковша. Высокая интенсивность перемешивания, а также неправильная центровка оси струи относительно стенок кристаллизатора могут приводить к неравномерной толщине и даже размыву корочки заготовки [3]. Для последующего производства рельсовых марок устанавливали силу тока, равной 450 А и частоту 1,5 Гц.

После проведения разливки серии плавов рельсовых марок сталей с внедрением разработанных мероприятий была произведена оценка состояния погружных стаканов, в частности, состояние шлакового пояса. Состояние выработки шлакового пояса представлено на рис. 4.



Рис. 4. Корундографитовые погружные стаканы после разливки серии из шести плавов рельсовых марок сталей

Степень износа корундографитовых погружных стаканов после шести плавов составила до 2 мм в районе шлакового пояса, до внедрения комплекса мероприятий эрозия достигала 4 мм и выше.

После переработки данных плавов в рельс была произведена оценка эффективности разработанных мероприятий. Количество годных рельсов на серии плавов составило 97,6% и показало наилучший результат из шести оцениваемых серий плавов (рис. 5).

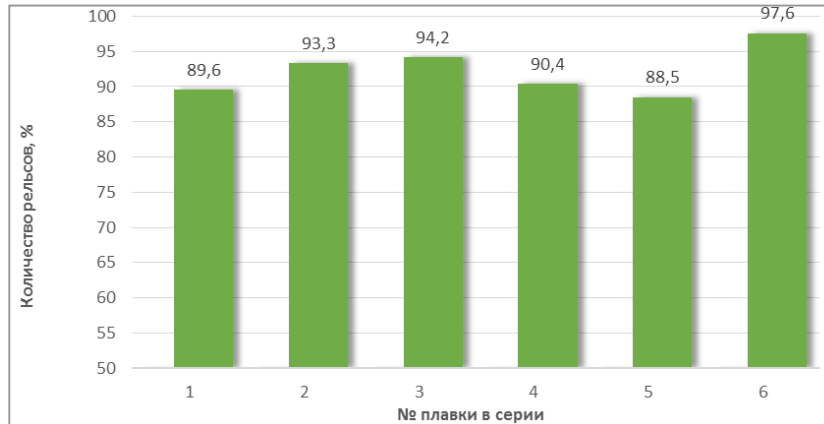


Рис. 5. Результаты переработки рельсовой заготовки шести серий плавков

Выводы

Внедренные технологические решения позволили снизить количество внутренних дефектов при переработке рельсов. Результаты переработки блюмов у потребителя показали наибольший процент выхода годных рельсов по сравнению с плавками до разработанного комплекса мероприятий.

Работа по совершенствованию технологии выплавки, обработки и разливке рельсовых марок сталей для производства конкурентоспособной продукции, востребованной потребителями на внешних и внутренних рынках металлопродукции, продолжается.

ЛИТЕРАТУРА

1. Непрерывная разливка стали: учеб. пособ. / А. П. Огурцов [и др.]. – Днепродзержинск: ДГТУ, 1999. – 127 с.
2. Явойский, В. И. Включения и газы / В. И. Явойский, С. А. Ближнюков, А. Ф. Вишкарев. – М.: Metallurgija, 1979. – 250 с.
3. Григорович, К. В. Исследование структуры и металлургического качества рельсовых сталей различных производителей / К. В. Григорович // Металлы. – 2006. – № 5. – С. 1–30.

REFERENCES

1. Ogurcov A. P., Velichko A. G., Isaev E. I., Gress A. V. *Nepreryvnaja razlivka stali* [Continuous casting of steel]. Dneprodzerzhinsk, DGTU Publ., 1999, 127 p.
2. Javojskij V. I., Bliznjukov S. A., Vishkarev A. F. *Vkljuchenija i gazy* [Inclusions and gases]. Moscow, Metallurgija Publ., 1979, 250 p.
3. Grigorovich K. V. Issledovanie struktury i metallurgicheskogo kachestva rel'sovyh stalej razlichnyh proizvoditelej [Study of the structure and metallurgical quality of rail steels from various manufacturers]. *Metally = Metals*, 2006, no. 5, pp. 1–30.



УДК 669

УВЕЛИЧЕНИЕ СТОЙКОСТИ РАБОЧЕЙ ФУТЕРОВКИ НИЖНИХ КАМЕР ЦИРКУЛЯЦИОННЫХ ВАКУУМАТОРОВ RH-1,2

С. В. КОНОВАЛЕНКО, А. А. БУГРИМОВ, А. А. ЧАЕВСКИЙ,

ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь,
ул. Промышленная, 37. E-mail: mn.espc2@bmz.gomel.by, тел. +375–2334–56797.

В статье представлен практический опыт внедрения мероприятий, направленных на увеличение стойкости футеровки нижних камер циркуляционных вакууматоров RH-1,2. Рассмотрены преимущества и недостатки существующих схем футеровки. Приведена схема применяемой и измененной футеровки нижней камеры вакууматора.

Ключевые слова. Электросталеплавильный цех, футеровка, огнеупорные изделия, циркуляционный вакууматор.

ENHANCING THE DURABILITY OF THE WORKING LINING IN THE LOWER CHAMBERS OF RH-1,2 CIRCULATION DEGASSERS

S. V. KONOVALENKO, A. A. BUGRIMOV, A. A. CHAEVSKY, OJSC «BSW – Management Company

of Holding «BMC», Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str.

E-mail: mn.espc2@bmz.gomel.by, tel: +375–2334–56797.

This article presents practical experience in implementing measures to improve the durability of the lining in the lower chambers of RH-1,2 circulation degassers. The advantages and disadvantages of the existing lining schemes are discussed. A diagram of both the current and modified lining for the lower chamber of the degasser is provided.

Keywords. Electric steelmaking workshop, lining, refractory materials, circulation degasser.

Одной из важнейших задач для специалистов сталеплавильного производства является снижение удельных затрат на выпуск продукции, в том числе за счет увеличения стойкости огнеупорных футеровок сталеплавильных агрегатов.

После анализа причин досрочного вывода из эксплуатации нижних камер циркуляционных вакууматоров RH-1,2 определен ряд мероприятий, направленных на исключение возникновения факторов, способствующих локальному опережающему износу рабочей футеровки.

Рассмотрен вопрос сокращения количества случаев возникновения раскрытий горизонтальных швов между огнеупорными кольцами «С» и «D» (рис. 1), приводящих к проходу металла в этой зоне, досрочному выводу нижней камеры на ломку и замену рабочей футеровки с недостижением плановой стойкости, а следовательно, увеличением значения удельного расхода дорогостоящих огнеупорных изделий на одну плавку.

Главными недостатками применяемой схемы футеровки являются наличие границы раздела между арматурным и рабочим дном и стыковочной поверхности огнеупорных колец «С» и «D» нижней камеры, а также набивное исполнение огнеупорной массы, применяемой для футеровки арматурного дна и заполнения зазоров рабочей футеровки днища. Это подтверждается наличием «прокозлений» между рабочей и арматурной футеровками днища, а также низкими прочностными характеристиками огнеупорной массы, выполненным в набивном исполнении в ходе ломки футеровки после вывода камеры из эксплуатации (рис. 2).

Опытным путем установлено, что применение периклазохромитовой массы наливной консистенции в отличие от набивной обладает рядом положительных свойств, таких, как монолитность, сохранение своего состояния в ходе эксплуатации, малый подлом при ремонте. Далее принято решение о поднятии высоты арматурного дна футеровки нижних камер выше стыка огнеупорных колец и изменении положения штучных изделий рабочего дна с положения «стоя» на положение «на ребро», исключив тем самым



Рис. 1. Образование раскрытий швов стыковочных поверхностей огнеупорных колец нижней камеры вакууматора RH

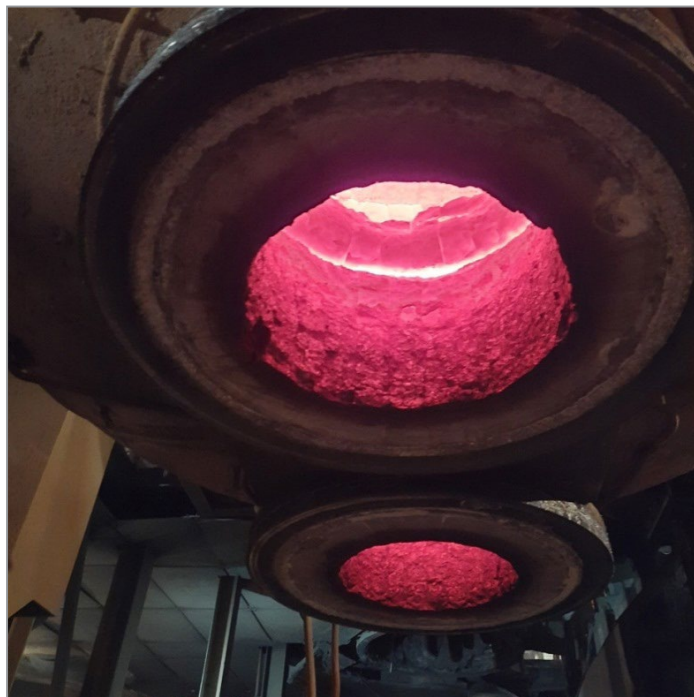


Рис. 2. Наличие «прокозлений» между рабочей и арматурной футеровками днища в ходе ломки футеровки

совпадения границы раздела арматурного и рабочего дна со стыком колец «С» и «D» (рис. 3). Необходимо отметить, что общая масса огнеупорных материалов, используемых для футеровки днища, значительно не изменилась, так как, несмотря на повышенный объем используемой периклазохромитовой массы, расход штучных изделий напротив был уменьшен.

Опыт применения новой (измененной) схемы футеровки показал, что благодаря своим свойствам периклазохромитовая масса наливной консистенции обеспечила фиксацию колец, минимизируя количество случаев раскрытия стыка между ними. В случае же раскрытия стыка и прохода в него металла масса в наливном исполнении сдерживала его, защищая металлический кожух от прогара и обеспечивая дальнейшую эксплуатацию нижней камеры.

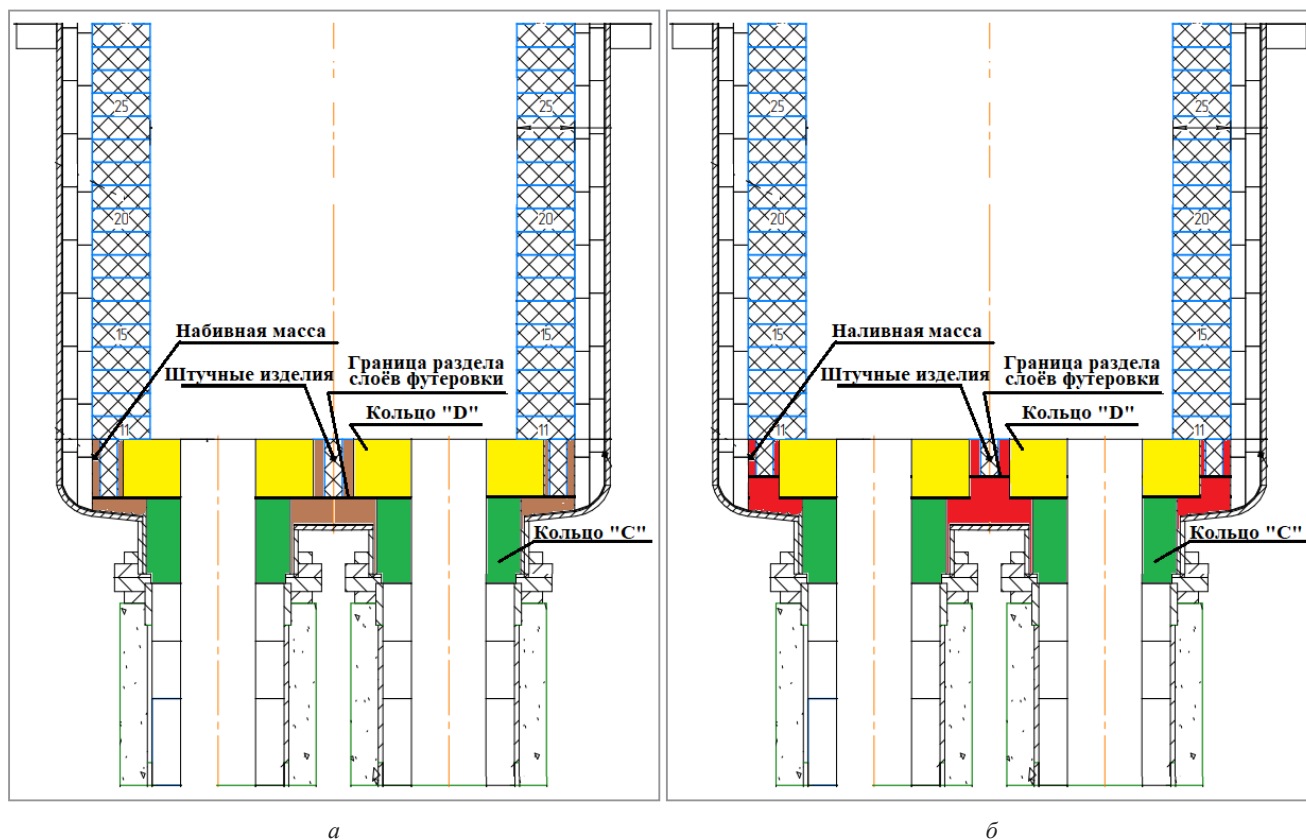


Рис. 3. Схема применяемой (а) и измененной (б) футеровки нижней камеры вакууматора

Измененная схема футеровки начала испытываться с августа 2023 г. и успешно применяется в настоящее время, что позволило значительно поднять значение средней стойкости футеровки нижних камер RH-2, а следовательно, сократить удельный расход огнеупорных материалов на одну плавку (табл. 1).

Таблица 1. Значения средней стойкости и удельного расхода рабочей футеровки нижних камер RH-2

Период эксплуатации	Средняя стойкость, плавков	Удельный расход, тонн на плавку
Ранее применяемая схема футеровки		
2021 г.	113	0,077
2022 г.	124	0,070
2023 г.	126	0,069
Измененная схема футеровки		
Январь-август 2024 г.	143	0,060

Как видно из таблицы, изменение схемы футеровки позволило увеличить среднюю стойкость футеровки нижних камер RH-2 с 126 плавков (2023 г.) до 143 плавков (текущая стойкость). В ряде случаев не удалось достичь плановой стойкости футеровки (не менее 120 плавков), что обусловлено иными факторами, такими, как проход металла в футеровку стен, либо растрескивание огнеупорных колец в результате термоудара.

Данный результат достигнут сведением к минимуму случаев образования раскрытий горизонтальных швов между огнеупорными кольцами «С» и «D», прохода металла в эту зону с дальнейшим прогаром металлического корпуса нижней камеры.

После получения положительного результата применения измененной схемы футеровки дна нижней камеры вакууматора RH-2 аналогичная схема успешно испытывается на установке RH-1.

Также в 2024 г. начаты испытания ряда других мероприятий, направленных на увеличение средней стойкости рабочей футеровки нижних камер вакууматора RH-1, одно из которых заключается в установке вместо огнеупорных колец «С» и «D» огнеупорного моноблока, применяющегося в футеровке

сливного патрубка. Всего по данной схеме были зафутерованы три нижние камеры, средняя стойкость рабочих футеровок которых после вывода на ремонт составила 156 плавов (табл. 2) при текущей средней стойкости на конец августа 2024 г. 122 плавки.

Т а б л и ц а 2. Значения стойкости рабочей футеровки нижних камер RH-2 с использованием огнеупорного моноблока сливного патрубка вместо колец «С» и «D»

Номер нижней камеры RH-1	Дата вывода на ремонт	Стойкость, плавов
2	Апрель 2024 г.	158
4	Май 2024 г.	165
4	Май 2024 г.	147
Средняя стойкость		156

Данные результаты достигнуты благодаря увеличению толщины футеровки дна, использованию периклазохромитовой массы наливной консистенции и отсутствию стыковочного шва между огнеупорными кольцами в виду замены их на моноблок сливного патрубка. Работа по испытанию внедрения данного мероприятия продолжается.

Выводы

В условиях электросталеплавильного цеха ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» проведена работа по внедрению мероприятий, направленных на увеличение стойкости рабочей футеровки нижних камер циркуляционных вакууматоров RH-1,2, путем сокращения случаев возникновения раскрытий горизонтальных швов между огнеупорными кольцами «С» и «D». Средняя стойкость нижних камер RH-2 увеличена с 126 плавов (средняя стойкость за 2023 г.) до 143 плавов (средняя стойкость за 8 месяцев 2024 г.).

Проводятся дальнейшие испытания с перспективой внесения в действующую технологию новых схем рабочей футеровки дна нижних камер циркуляционных вакууматоров RH-1,2. По предварительным данным настоящие мероприятия позволят увеличить стойкость рабочей футеровки нижних камер вакууматоров RH-1,2; снизить прямые трудозатраты на операцию по замене футеровки сталеразливочных ковшей; снизить удельный расход огнеупорных материалов; а также снизить себестоимость выпускаемой продукции.



УДК 669

МОДЕРНИЗАЦИЯ ПРОКАТНЫХ КАЛИБРОВ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ РАСКАТА АРМАТУРНЫХ ПРОФИЛЕЙ

Д. В. МАРТЫНОВ, В. И. ЩЕРБАКОВ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. Тел.: +375 2334 54764.

Разработан универсальный калибр для производства арматурных профилей № 22, 25 и 28, что позволяет уменьшить количество валков промежуточной группы клетей. Проектируемый калибр имеет форму ребро-овал, которая дает возможность гибко переключаться между профилями, устраняя необходимость в отдельных калибрах для каждого размера.

Благодаря геометрии ручьев и точному распределению нагрузки калибр обеспечивает высокое качество раската и повышенную производительность. Перенастройка калибра проста и эффективна, что снижает простои и производственные затраты. Универсальный калибр обеспечивает высокую гибкость, высокую эффективность производства.

Ключевые слова. Калибр, валок, арматура, ручей.

MODERNIZATION OF ROLLING GROOVES TO IMPROVE THE STABILITY OF REBAR PROFILES

D. V. MARTYNOV, V. I. SHCHERBAKOV, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. Tel.: +375 2334 54764.

A universal groove has been developed for the production of rebar profiles No. 22, 25, and 28, which reduces the number of rolls required in the intermediate group of stands. The newly designed groove features a rib-oval shape, allowing for flexible switching between profiles, eliminating the need for separate grooves for each size.

Thanks to the geometry of the passes and precise load distribution, the groove ensures high rolling quality and increased productivity. Adjustments to the groove are simple and efficient, minimizing downtime and reducing production costs. The universal groove provides high flexibility and production efficiency.

Keywords. Groove, roll, rebar, pass.

В современных условиях металлургические предприятия производят арматуру различных габаритных размеров и профилей.

Одним из самых действенных инструментов воздействия на результат производства сортопрокатной продукции является коррекция калибровок валков. На сегодняшний день можно выявить множество критериев, которые могут быть взяты за основу для создания математических моделей по модификации формы калибров различного назначения.

В данный момент производство арматурных профилей № 22, 25 и 28 представлено в виде проката непрерывнолитой заготовки в три этапа. Для этого линия проката подразделяется на три группы клетей: черновую, промежуточную и чистовую. В промежуточной группе используются две клетки с калибровкой овал – круг. Калибры овала данных профилей близки по радиусам и ширине, а калибры круга отличны.

Проект по созданию универсальных калибров предполагает разработку новых технологических карт проката, снижения времени на перевалки, затрат на материалы валков, повышение качества продукции.

Цель данной работы – разработка универсального калибра для проката арматурных профилей № 22, 25 и 28 на промежуточном участке линии прокатного стана 320.

Прокатная линия стана 320 представляет собой 20 прокатных клетей и разделена на три группы клетей: черновую, промежуточную, чистовую (рис. 1).

Универсальный калибр

Промежуточный участок прокатной линии – это шесть прокатных клетей, но для проката арматурных профилей № 22, 25 и 28 используют только две клетки с калибрами овал–круг. Универсальный калибр позволит использовать один общий калибр ребро–овал для трех профилей вместо калибров круг.

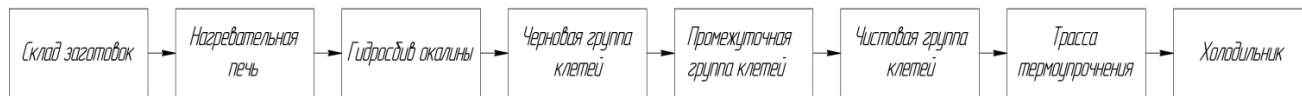


Рис. 1. Схема стана 320

Врезы двух или более валков при их положении во время прокатки составляют калибр. Калибр – это просвет, образованный ручьями в вертикальной плоскости, проходящий через оси валков. Калибровкой прокатных валков называется определение формы, размеров и числа калибров, размещаемых на валках для получения готового профиля по рассчитанному режиму обжатия.

Рациональная калибровка (или расчет режима обжатия) должна обеспечивать:

- 1) необходимый по размерам профиль в пределах допусковых отклонений (допусков);
- 2) хорошее качество проката – отсутствие заусенцев, закатов, трещин, вредных напряжений в металле;
- 3) максимальную производительность стана за счет минимального числа проходов (калибров) и рационального распределения их по клетям;
- 4) плавный и надежный захват металла валками;
- 5) минимальный расход энергии и равномерную нагрузку двигателя по проходам;
- 6) минимальные износы калибров, парк валков и расход их на тонну готового проката, максимальный срок службы прокатных валков;
- 7) удобное обслуживание стана при прокатке и возможность его автоматизации и механизации [1].

Описания универсального калибра и сравнения с используемыми калибрами

Универсальный калибр (рис. 2) представляет собой ребро-овал, что позволяет получить круг различного диаметра благодаря изменению зазоров между валками при прокате.

Основные элементы калибра: h – высота калибра; R – радиус калибра; B – ширина калибра у буртов; s – межвалковый зазор.

Систему калибров овал-ребро применяют на непрерывных мелкосортных станах. Основное преимущество при использовании этой системы на непрерывных станах в том, что ребровые калибры обеспечивают устойчивое положение раската при прокате в нем, что позволяет сократить количество собираемых клетей и нарезаемых валков.

Калибры системы овал-ребро имеют плавные очертания, обеспечивают хорошее качество раската.

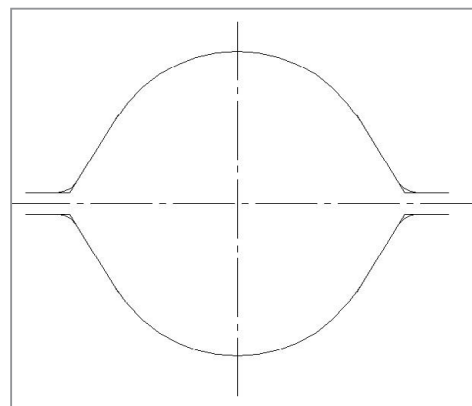


Рис. 2. Универсальный калибр

Расчет калибра ребро-овал

Площадь ребрового овала [1]:

$$q_{p.ов} = k_{cp} h_1 b_1, \text{ мм}^2, \tag{1}$$

где k_{cp} – показатель уширения; h – высота калибра; b – ширина калибра.

Коэффициент вытяжки [1] (рис. 3):

$$\mu_{p.ов} = \frac{q_{ов}}{q_{p.ов}} = \frac{0,822 \frac{h_{ов}}{b_{ов}} (1 + 0,9k_{p.ов})}{\left(1 + 0,74 \frac{h_{ов}}{b_{ов}} k_{p.ов}\right)}. \tag{2}$$

Уширение раската [1] (рис. 4):

$$\Delta b = \Delta b' \sqrt{\frac{D}{350}}, \text{ мм.} \tag{3}$$

В ранее применяемой схеме проката использовали три различных круга: для проката профилей № 22, 25 и 28 (рис. 5). Система овал-круг имеет преимущества: отсутствие острых углов, что обеспечивает равномерное остывание, равномерное обжатие по сечению, что устраняет напряженность внутри профиля.

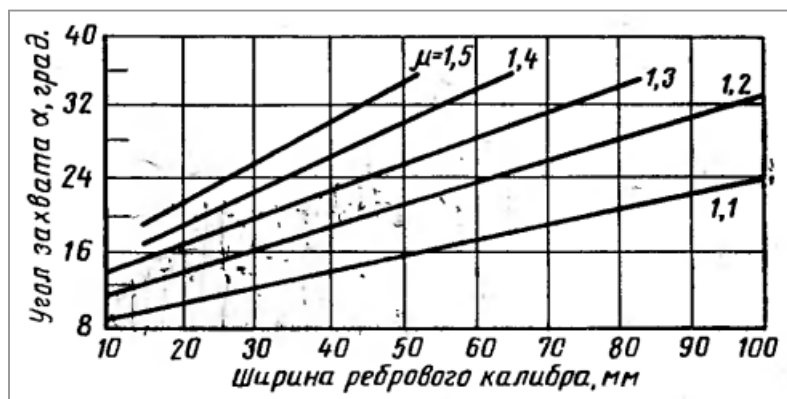


Рис. 3. Зависимость коэффициентов вытяжки от углов захвата и ширины ребрового калибра при прокате в валках диаметром 350 мм [1, с. 182, рис. 76]

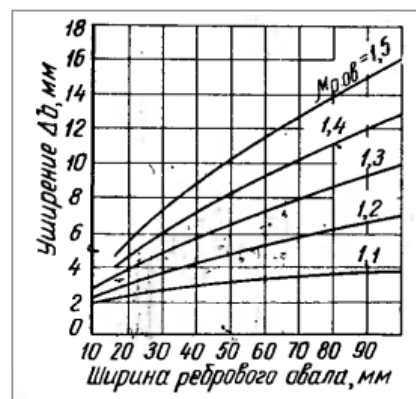


Рис. 4. Уширение раската в ребровом овале при прокате в валках диаметром 350 мм [1, с. 184, рис. 78]

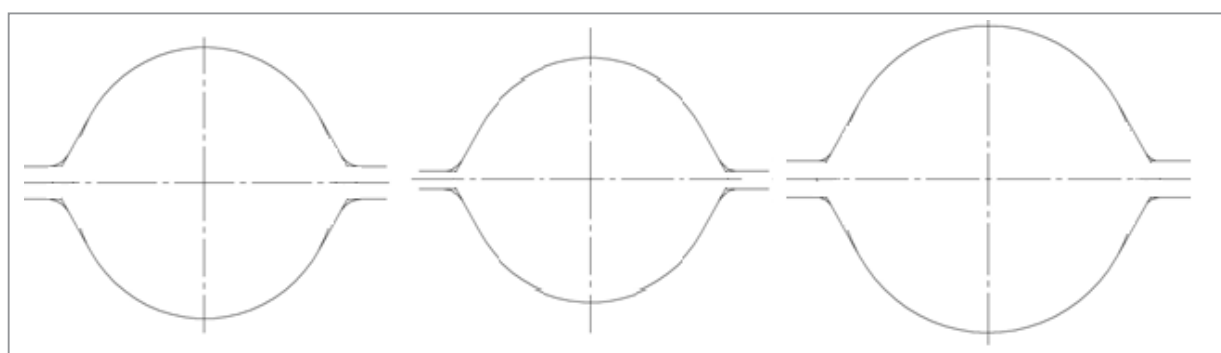


Рис. 5. Калибры: круг 22, круг 25, круг 28

Однако этой системе присущи и следующие недостатки: трудная подача овальной полосы в круг, скручивание овальной полосы в калибре, небольшой коэффициент вытяжки.

Сравнения универсального калибра и используемых кругов:

Преимущества ребрового овала:

- более высокие долговечность калибра и устойчивость раската;
- уменьшение времени простоев при переделках между профилями;
- более низкие затраты на изготовление и материалы.

К недостаткам можно отнести появление острых граней у раската.

Выводы

В результате проведенной работы разработан универсальный калибр для арматурных профилей № 22, 25 и 28. Внедрение универсального калибра на промежуточный участок прокатной линии стана 320 позволило оптимизировать технологию производства арматурных профилей № 22, 25 и 28. Использование универсального калибра привело к сокращению времени переделок на 15%.

ЛИТЕРАТУРА

1. Чекмарев, А.П. Калибровка прокатных валков / А.П. Чекмарев, М.С Мутьев, Р.А Машковцев. – М.: Металлургия. 1971. – 509 с.

REFERENCES

1. Chekmarev A.P., Mut'ev M.S., Mashkovcev R.A. *Kalibrovka prokatnyh valkov* [Calibration of rolling rolls]. Moscow, Metallurgija Publ., 1971, 509 p.



УДК 669

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ПРОКАТКИ НА МЕЛКОСОРТНОМ СТАНЕ

И. А. ПАНКОВЕЦ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: par.espc@bmz.gomel.by.

Проведена оценка актуальных технологических задач при производстве сортового проката в прутках на мелкосортном стане: улучшение качества поверхности сортового проката; снижение расхода металла при производстве одной тонны металлопродукции; повышение точности геометрических размеров поперечного круглого профиля. Разработана численная модель прокатки, отражающая реальные условия процесса. На основе математического моделирования получены достоверные результаты для дальнейшего снижения затрат на производство одной тонны металлопродукции, совершенствования качества поверхности сортового проката и разработки новой технологии производства сортового проката. В результате проведенной работы разработаны: алгоритм системы определения оптимального раскрытия сортового проката; технологические решения, препятствующие образованию дефектов поверхности прокатного происхождения; перспективная схема калибровки, позволяющая получать высокоточную геометрию поперечного профиля с контролируемым межклетьевым натяжением.

Ключевые слова. *Прокатный стан, математическое моделирование, горячая прокатка, совершенствование технологии, калибровка профиля валков, качество поверхности, межклетьевое натяжение, высокоточная геометрия сортового проката.*

MATHEMATICAL MODELING OF ROLLING PROCESSES ON A SMALL-SECTION MILL

I.A. PANKOVETS, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: par.espc@bmz.gomel.by.

The assessment of the current technological tasks in the production of bar section rolled products on a small-section mill is carried out: improving the quality of the surface of the bar section rolled products; reducing the metal consumption per ton of metal products; improving the accuracy of the geometric dimensions of the round cross-section profile. A numerical model of rolling has been developed that reflects the real conditions of the process. Based on the obtained results of mathematical modeling, reliable results have been obtained for further reducing the cost of producing one ton of metal products, improving the quality of the surface of the bar section rolled products and developing a new technology for the production of bar section rolled products. The results of solving a number of topical problems are presented: an algorithm for the system for determining the optimal cutting of bar section rolled products has been developed; technological solutions have been developed to prevent the formation of surface defects of rolling origin; an advanced calibration scheme has been developed that allows obtaining high-precision geometry of the cross-section profile with controlled inter-stand tension.

Keywords. *Rolling mill, mathematical modeling, hot rolling, technology improvement, roll profile calibration, surface quality, inter-stand tension, high-precision geometry of bar section rolled products.*

Введение

В современных условиях развития и глобализации мировой экономики перед металлургическими предприятиями с особой остротой стоят проблемы повышения конкурентоспособности продукции на внешних рынках. Крупные потребители – мировые лидеры в сфере металлообработки и машиностроения – в сложившихся условиях требуют от поставщиков выполнения принятых ими корпоративных стандартов, жестко регламентирующих процессы производства и контроля качества продукции на всех этапах, с учетом политики корпораций в области обеспечения качества и экологии. Это обстоятельство требует постоянного совершенствования и модернизации действующих технологий, оборудования, средств контроля качества и технологической документации для обеспечения требуемого качества продукции в соответствии с признанными мировыми, государственными и корпоративными стандартами качества.

Одним из способов достижения высокой производительности с сохранением качества продукции является математическое моделирование процесса прокатки с последующим глубоким анализом и выдачей

рекомендаций по совершенствованию производственных процессов. Это наиболее перспективный метод определения специфических условий, энергосиловых и физико-механических показателей технологического процесса. При его использовании создается имитация реального процесса, который позволяет оценить распределение нагрузок на прокатные клети. Моделирование процесса прокатки осуществляется с помощью метода конечных элементов (МКЭ) – современного инструмента, позволяющего совершенствовать технологические процессы [1].

Разработка и внедрение металлосберегающих технологий в прокатном производстве

В основе работы лежит разработка и внедрение металлосберегающих технологий в прокатном производстве, позволяющих значительно сократить количество несоответствующей продукции. При этом произведено математическое моделирование процесса раскроя сортового проката в прутках без использования МКЭ. Положительный результат в работе достигнут благодаря исследованию, учету и математическому описанию всех факторов, влияющих на расход металла при производстве одной условной тонны продукции. Основным принцип по раскрою сортового проката базируется на фундаментальном законе о сохранении массы. В свою очередь баланс металла на одной заготовке можно описать так: масса металла, заданного в производство, равна сумме массы потерь металла при производстве и массе готового продукта. Исследуя и анализируя процесс раскроя сортового проката, разработали математическую модель расчета массы исходной заготовки:

$$M_{\text{заг}} = \frac{\pi \rho D_{\text{гот}}^2 L_{\text{рас}}}{4 \left(1 - \frac{n_{\text{угар}}}{1000} \right)} + \frac{D_{\text{нож1}}^2 V_{\text{нож1}}}{D_{\text{гот}}^2} + \frac{D_{\text{нож2}}^2 V_{\text{нож2}}}{D_{\text{гот}}^2} + \frac{D_{\text{нож3}}^2 V_{\text{нож3}}}{D_{\text{гот}}^2} + V_{\text{пилл}},$$

где $L_{\text{рас}}$ – длина штанги на холодильнике, мм; $D_{\text{гот}}$ – номинальный диаметр готового сорта, мм; π – математическая константа, 3,14; ρ – плотность стали, 0,0000078 кг/мм³; $n_{\text{угар}}$ – величина угара в нагревательной печи; $D_{\text{нож1}}$, $D_{\text{нож2}}$, $D_{\text{нож3}}$ – диаметр раската при резке на ножах № 1, 2, 3 соответственно, мм; $V_{\text{нож1}}$, $V_{\text{нож2}}$, $V_{\text{нож3}}$ – объем обрезки при резке на ножах № 1, 2, 3 соответственно, мм³; $V_{\text{пилл}}$ – объем потерь металла при обрезке дефектных концевых участков и при резке на мерные длины, обусловленные шириной реза, мм³ [2].

Определив уравнение баланса металла, провели работу по решению основной задачи – возможности прогнозирования и управления длиной порезки раската на мерные прутки.

Для оперативного раскроя сортового проката на мерные прутки, а также расчета массы заготовки разработана математическая модель, включающая сбор и анализ данных, полученных непосредственно от системы слежения за производством. Математическая модель представляет собой программный комплекс, который состоит из трех различных вариантов расчета:

вариант 1 – расчет предполагает равномерный раскрой заготовки (раската) на равные штанги (равномерное деление раската на равные части) (рис. 1);

вариант 2 – расчет основан на принципе проката с короткой (либо более длинной) последней штангой при условии, что первые штанги будут одинаковой длины;

вариант 3 – расчет исходной массы заготовки для последующего равномерного деления раската без остатка.

По результатам внедрения математической модели в производственный процесс удалось достигнуть снижения расхода металла на производство одной условной тонны продукции на 12%.

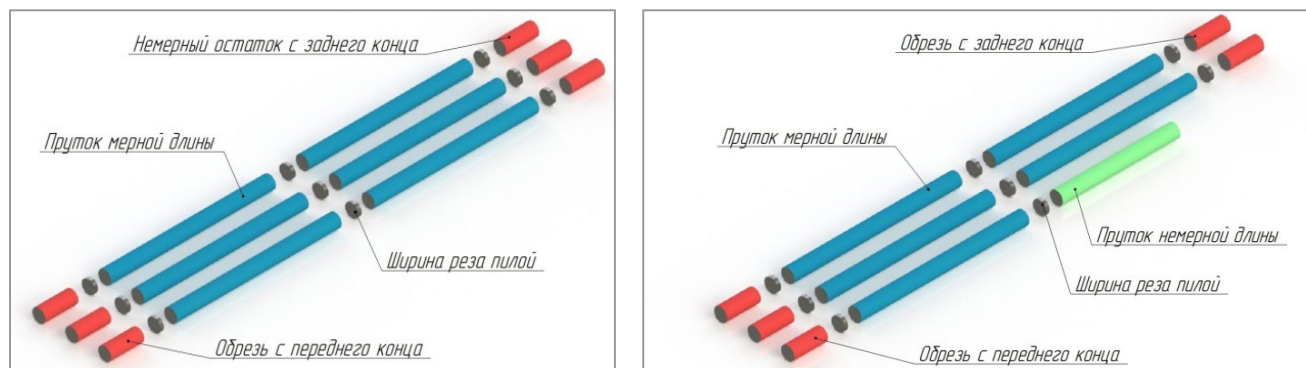


Рис. 1. Раскрой раската на равные части и с немерной длиной

Разработка и внедрение технологических решений, препятствующих образованию дефектов поверхности прокатного происхождения

Для разработки мероприятий, направленных на улучшение качества поверхности, необходимы правильная классификация дефектов и определение условий их образования. Проведенные металлографические исследования позволили установить, что дефекты, выявляемые цеховыми установками при отделке прутка, не унаследованы с непрерывнолитой заготовки (НЛЗ), а образовались в процессе пластической деформации.

Большинство исследованных поверхностных дефектов представляли собой раскрытые разрывы, расположенные поперек либо под углом к направлению наибольшей вытяжки металла при прокатке – «деформационную рванину», а также группы чередующихся продольных углублений и выступов – «морщины». Поверхностные дефекты располагались как по всей длине прутков, так и имели периодический характер. Глубина варьировалась в пределах от 0,1 до 2,5 мм.

Кроме того, металлографический контроль позволил установить, что в большинстве случаев расположение дефектов соответствовало углам НЛЗ (рис. 2).

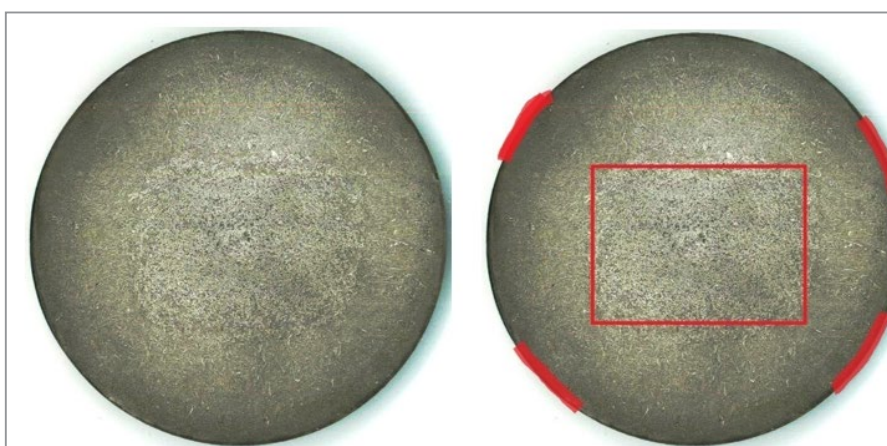


Рис. 2. Расположение поверхностных дефектов на макротемплете металлопроката

Одной из вероятных причин образования исследованных дефектов является пониженная пластичность металла при повышенных обжатиях боковых граней. Для подтверждения этого проведено математическое моделирование процесса деформации слитка в прокатных валках. В качестве объекта исследования выбраны клетки черновой группы (рис. 3).

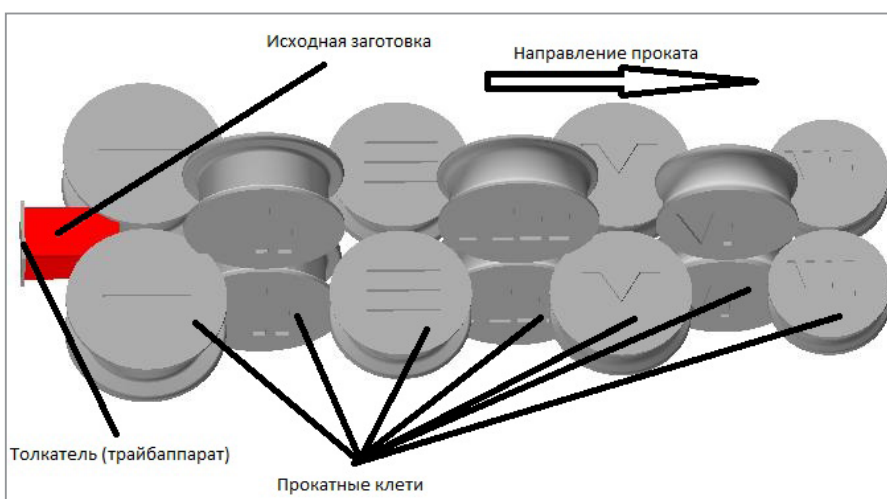
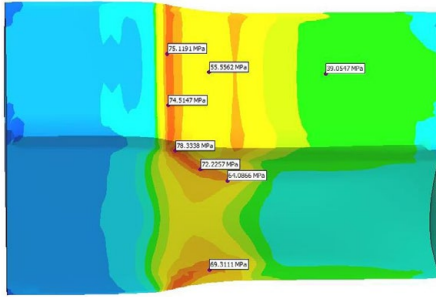
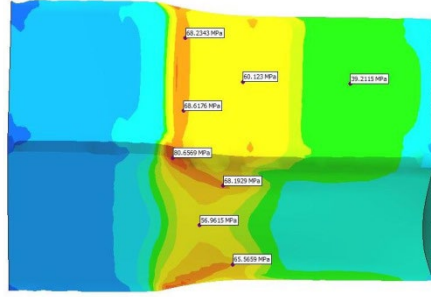
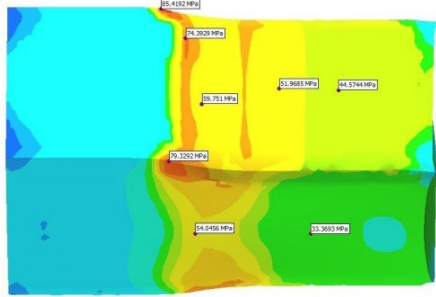
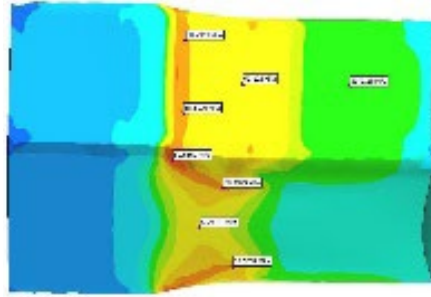
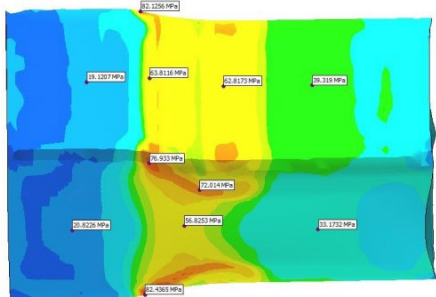
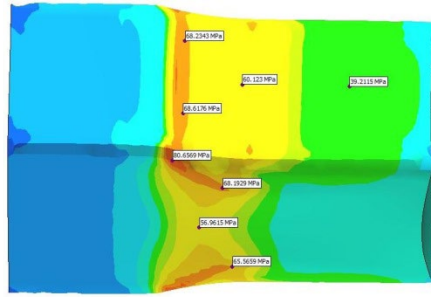
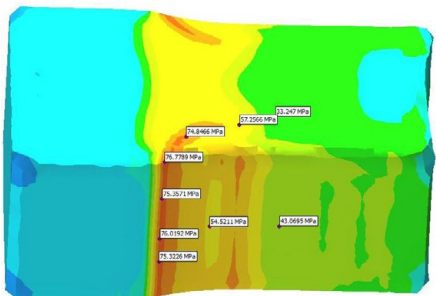
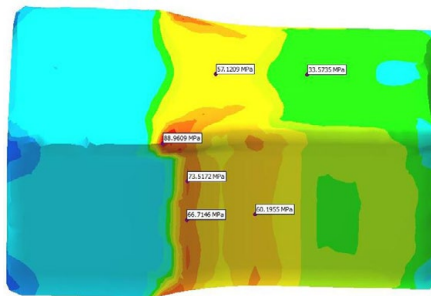
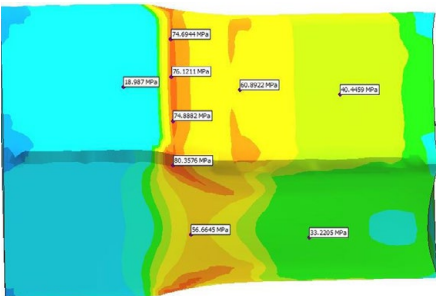
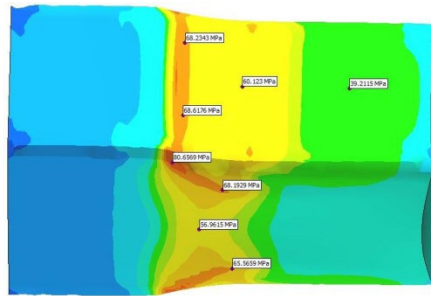


Рис. 3. Математическая модель проката черновой группы клетей

В ходе исследования рассмотрено влияние на снижение пластичности следующих факторов: радиуса скругления (сопряжения) граней бьюма; коэффициента трения при прокатке (имитация износа калибра); радиуса скругления (сопряжения) стенки с дном ящичного калибра; температуры поверхности прокатного инструмента (табл. 1).

Таблица 1. Результаты моделирования процесса прокатки в первой клетке

Модель	Визуализация температурно-деформационных параметров прокатки	
Скругление 20 и 10 мм на исходной заготовке Выходные данные: $\sigma_{\max} = 78$ МПа при скруглении 20 мм; $\sigma_{\max} = 81$ МПа при скруглении 10 мм		
Скругление 0 и 10 мм на исходной заготовке Выходные данные: $\sigma_{\max} = 85$ МПа при скруглении 0 мм; $\sigma_{\max} = 81$ МПа при скруглении 10 мм		
Коэффициент трения $K=1,0$, $K=0,4$ Выходные данные: $\sigma_{\max} = 83$ МПа при $K = 1,0$; $\sigma_{\max} = 81$ МПа при $K = 0,4$		
Радиус сопряжения калибров $R=-10$ мм, $R=+10$ мм Выходные данные: $\sigma_{\max} = 77$ МПа, $R=-10$ мм; $\sigma_{\max} = 89$ МПа, $R=+10$ мм		
Температура прокатного инструмента $T=20$ °C, $T=150$ °C Выходные данные: $\sigma_{\max} = 81$ МПа при $T=150$ °C; $\sigma_{\max} = 81$ МПа при $T=20$ °C		

При исследовании стресс-факторов, влияющих на образование поверхностных дефектов сортового проката в прутках, определено следующее:

- прокатка заготовок с радиусом скругления (сопряжения) граней заготовки 20 мм не является значительным стресс-фактором по сравнению с текущими условиями проката при радиусе скругления граней заготовки 10 мм;

- при прокате заготовок без радиуса скругления возрастает локальное напряжение в очаге деформации, при этом повышается температурный градиент;
- при прокате заготовок с различными радиусами сопряжения в диапазоне от -10 до $+10$ от номинальной величины значительных изменений не выявлено;
- при моделировании проката заготовок с износом и выработкой поверхности отмечено увеличение напряжения в очаге деформации на 10% ; причиной является повышение шероховатости и отсутствие граничного трения между прокатываемым материалом и поверхностью валка;
- моделирование процесса проката с температурой поверхности валков $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (имитация проката с интенсивным охлаждением валков) выявило локальное повышение напряженного состояния и значительное снижение температуры поверхности раската, снижающее пластичность металла [3].

Итогом проделанной работы явилось изменение и дополнение технологической инструкции, что позволило одновременно снизить дефектность производимой продукции с 2029 до 56 ppm.

Исследования в области производства сортового проката с высокоточной геометрией поперечного профиля

Оценив все преимущества математического моделирования МКЭ, разработали новую концептуальную технологию, позволяющую получить сортовой прокат с высокоточной геометрией поперечного профиля. Прототипом для создания новой технологии послужила действующая схема калибровки чистовых клетей прокатного стана диаметром 22–23 мм. Действующая схема калибровки, как показал статистический анализ, не способна обеспечить высокоточную геометрию сортового проката. В свою очередь освоение производства высокоточных геометрических размеров проката обеспечит конкурентное преимущество на рынке металлопродукции.

Процесс совершенствования и разработки новой технологии начат с исследования математических моделей прокатки в чистовых клетях с различными измененными технологическими параметрами. Систематизация и анализ полученных данных выявили зависимость изменения геометрических размеров профиля от частоты вращения валков чистовой клетки. При изменении частоты вращения чистовой клетки относительно предчистовой создается межклетьеовое натяжение раската, влияющее на геометрические размеры конечного изделия (рис. 4). Таким образом, сделан предварительный вывод – высокоточные геометрические размеры проката можно получить при натяжении раската в межклетьеовом пространстве между чистовой и предчистовой клетями [4].

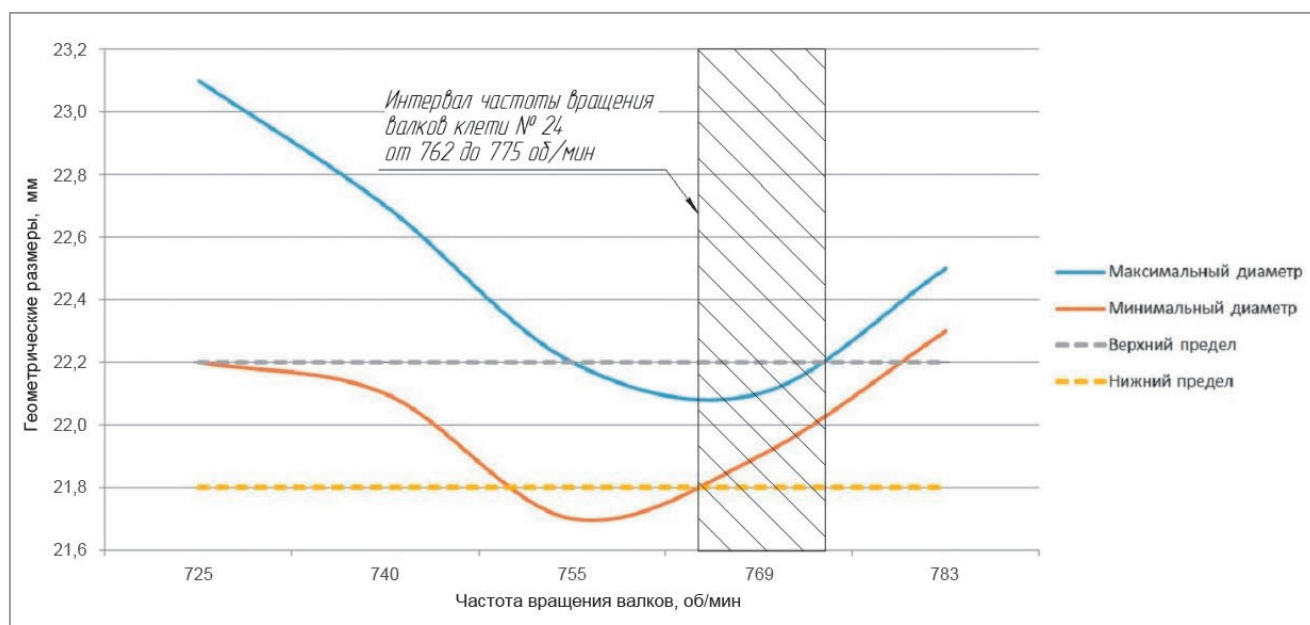


Рис. 4. Зависимость геометрических размеров от частоты вращения чистовой клетки № 24 при производстве сортового проката номинальным диаметром 22 мм

В процессе исследования получены результаты геометрии поперечного профиля при моделировании процесса прокатки номинальным диаметром 22 мм с различными оборотами валков клетки № 24 и проведена оценка напряженного состояния согласно рис. 5. Результаты приведены в табл. 2.

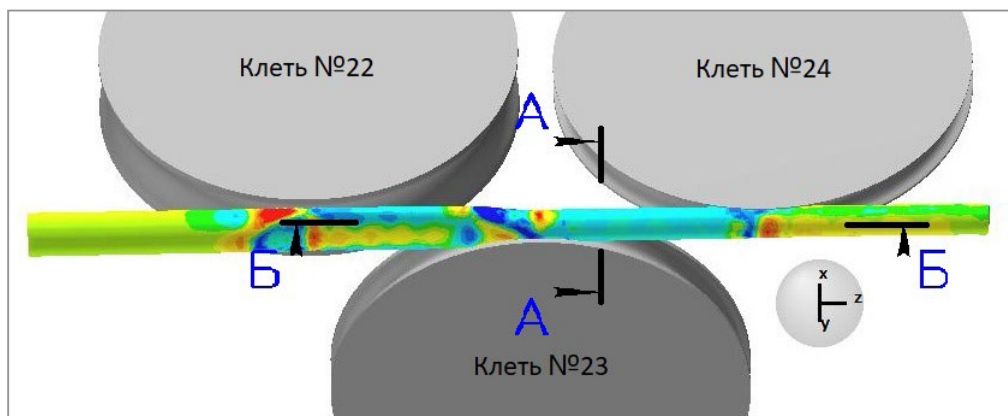
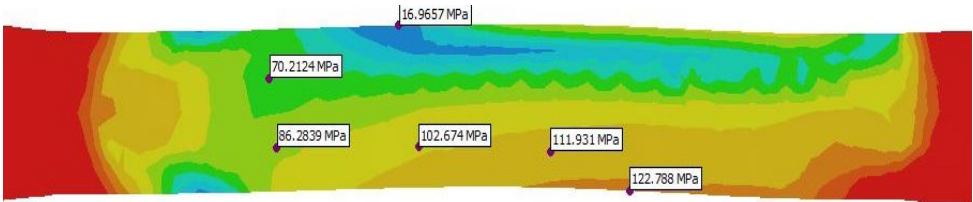
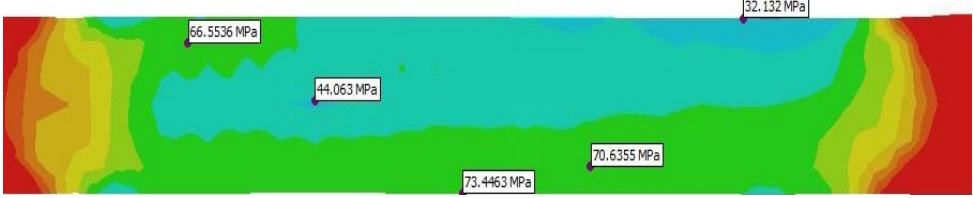
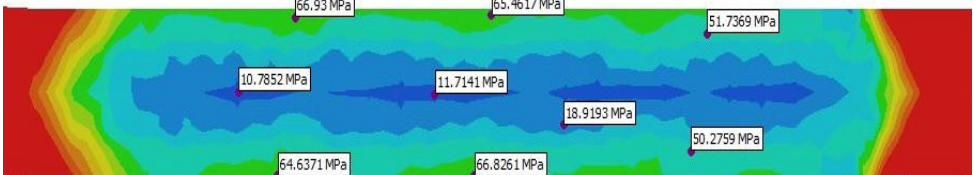


Рис. 5. Схема выбора сечения напряженного состояния проката номинальным диаметром 22 мм (сечение А–А поперечное, сечение Б–Б продольное)

Таблица 2. Результаты моделирования процесса прокатки с подпором, свободной прокаткой и натяжением сортового проката номинальным диаметром 22 мм

Модель	Визуализация напряженного состояния в межклетьевом пространстве между клетями № 23 и 24	
<p>Общее напряженное состояние/ напряженное состояние по оси Z. Сечение А–А. При прокате с подпором (-3% об/мин клетки № 24)</p>		
<p>Общее напряженное состояние / напряженное состояние по оси Z. Сечение А–А. Свободная прокатка (+0% об/мин клетки № 24)</p>		
<p>Общее напряженное состояние/ напряженное состояние по оси Z. Сечение А–А. Прокатка с натяжением (+3% об/мин клетки № 24)</p>		

Модель	Визуализация напряженного состояния в межклетьевом пространстве между клетями № 23 и 24
Общее напряженное состояние. Сечение Б–Б. При прокате с подпором (–3% об/мин клетки № 24)	
Общее напряженное состояние. Сечение Б–Б. Свободная прокатка (+0% об/мин клетки № 24)	
Общее напряженное состояние. Сечение Б–Б. Прокатка с натяжением (+3% об/мин клетки № 24)	

Анализируя напряженное состояние в сечениях А–А и Б–Б (рис. 5, табл. 2), выявили следующее:

- при прокате с подпором (обороты клетки № 24 снижены от номинала на 3%) наблюдается асимметричность напряженного состояния порядка 100 МПа как общего напряженного состояния, так и напряженного состояния по оси Z. При этом в сечении действуют силы, направленные как на сжатие, так и на растяжение (значительное искажение прямолинейности раската между клетями № 23 и 24);
- при свободной прокатке (обороты клетки № 24 без изменений) также наблюдается асимметрия напряженного состояния, однако градиент составляет не более 35 МПа. При оценке напряженного состояния по оси Z действуют силы, направленные только на сжатие (незначительное искажение прямолинейности раската между клетями № 23 и 24);
- при прокате с натяжением (обороты клетки № 24 увеличены от номинала на 3%) получено симметричное напряженное состояние как общего напряженного состояния, так и напряженного состояния по оси Z. При оценке напряженного состояния по оси Z наблюдаются силы, направленные на сжатие в центральной зоне, в то время как силы, направленные на растяжение, находятся на поверхности раската (полное отсутствие искажения прямолинейности раската между клетями № 23 и 24).

Подробно анализируя сечения Б–Б при прокате с подпором и свободной прокаткой, удалось установить, что на раскат действуют нормальные напряжения, такие, как растяжение, сжатие, изгиб и кручение. В то время как на прокат с натяжением действуют напряжения, направленные на растяжения и сжатие. Таким образом, определены основные условия скручивания раската при прокате в РКБ – асимметричность напряженного состояния, вызванная силами, направленными на изгиб и кручение.

Конечным итогом проведенного исследования является разработанная технология производства высокоточного сортового проката номинальным диаметром 22 мм. Также полученные результаты исследования могут служить основой для дальнейшего изучения межклетевой деформации на других профилях с последующим экспериментальным прокатом.

Выводы

Теоретический анализ с помощью методов математического моделирования позволяет изучать напряженно-деформированное состояние, температурные условия производства и структурировать производственные процессы. Особую роль на сегодняшний день занимает математическое моделирование методом конечных элементов. МЭК является наиболее универсальным методом математического анализа задач ОМД. Результаты конечно-элементного анализа дают возможность получать зависимости, позволяющие управлять производством и совершенствовать его, а также создавать новые технологические процессы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Численное моделирование процесса прокатки трубы D 88,9×8 на редуционно-растяжном стане трубопрокатного агрегата ТПА 21/168 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / М. В. Оборов [и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2016. – № 3. – С. 82–86.
2. **Панковец, И. А.** Разработка и внедрение автоматизированной системы оптимального раскроя прутка на стане 370/150 ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / И. А. Панковец // Литье и металлургия. – 2019. – № 4. – С. 38–42.
3. **Панковец, И. А.** Исследование влияния стресс-факторов на качество поверхности прутка при прокатке в черновой группе клетей / И. А. Панковец, М. Н. Верещагин // Сталь. – 2022. – № 8. – С. 14–23.
4. Совершенствование калибровки валков мелкосортно-проволочного стана 370/150 для обеспечения точности профиля проката / И. А. Панковец [и др.] // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2020. – № 11. – С. 1119–1127.

REFERENCES

1. **Oborov M. V., Pankovets I. A., Vereshchagin M. N., Astapenko I. V.** Chislennoe modelirovanie processa prokatki truby D 88,9×8 na redukcionno-rastyazhnom stane truboprokatnogo agregata TPA 21/168 ОАО «BMZ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga «BМК» [Numerical modeling of the rolling process of pipe D 88.9×8 on the reduction-stretching mill of the TPA 21/168 pipe rolling unit of OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoj i ekonomicheskoy informacii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2016, no. 3, pp. 82–86.
2. **Pankovets I. A.** Razrabotka i vnedrenie avtomatizirovannoj sistemy optimal'nogo raskroya prutka na stane 370/150 ОАО “BMZ – upravlyayushchaya kompaniya holdinga “BМК” [Development and implementation of an automated system of optimal bar cutting at the mill 370/150 at OJSC “BSW – Management Company of the Holding “BMC”]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 4, pp. 38–42.
3. **Pankovets I. A., Vereshchagin M. N.** Issledovanie vliyaniya stress-faktorov na kachestvo poverhnosti prutka pri prokatke v chernovoj gruppe kletej [Study of the influence of stress factors on the quality of the surface of a rod during rolling in a roughing group of stands]. *Stal' = Steel*, 2022, no. 8, pp. 14–23.
4. **Pankovets I. A., Oborov M. V., Khodosovskaya N. A., Vereshchagin M. N.** Sovershenstvovanie kalibrovki valkov melkosortno-provolochnogo stana 370/150 dlya obespecheniya tochnosti profilya prokata [Improving the calibration of rolls of the small-section wire mill 370/150 to ensure the accuracy of the rolled product profile]. *Chernaya metallurgiya. Byulleten' nauchno-tekhnicheskoj i ekonomicheskoy informacii = Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*, 2020, no. 11, pp. 1119–1127.



УДК 669

ВЫБОР ШЛИФОВАЛЬНЫХ ЛЕНТ ДЛЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ТРЕБУЕМОЙ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ОПРАВОК НЕПРЕРЫВНОГО РАСКАТНОГО СТАНА

*А. И. ТОВСТЕЛЕВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: engt.icm@bmz.gomel.by.*

В статье представлено описание основных типов шлифовальных лент, применяющихся для металлообработки. Даны рекомендации при выборе бесконечных шлифовальных лент для металлообработки с учетом особенностей их эксплуатации, а также поставленных задач. Исследована возможность применения нового типа бесконечных шлифовальных лент для шлифовки оправок непрерывного раскатного стана с целью обеспечения требуемой шероховатости поверхности после токарной обработки перед нанесением хромового покрытия гальваническим методом. Разработаны технологические режимы шлифовки оправок непрерывного раскатного стана, обеспечивающие требуемое качество наружной поверхности и оптимальный расход бесконечных шлифовальных лент российского производителя. Произведен сравнительный анализ удельных затрат на шлифование одной оправки непрерывного раскатного стана при использовании бесконечных шлифовальных лент российского и европейского производителей.

Ключевые слова. Шлифовка, шлифовальная лента, непрерывный стан, длинная оправка, шероховатость поверхности, абразивное зерно.

SELECTION OF SANDING BELTS TO ENSURE THE REQUIRED SURFACE ROUGHNESS OF CONTINUOUS ROLLING MILL MANDRELS

*A. I. TOVSTELEVA, OJSC “BSW – Management Company of “Holding “BMC”,
Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: engt.icm@bmz.gomel.by.*

The article presents a description of the main types of sanding belts used for metalworking. Recommendations are given when choosing endless sanding belts for metalworking, taking into account the features of their operation, as well as the tasks set. The possibility of using a new type of endless sanding belts for grinding the mandrels of a continuous rolling mill in order to ensure the required surface roughness after turning before applying a chromium coating by the electroplating method has been investigated. Technological modes of grinding the mandrels of a continuous rolling mill have been developed, providing the required quality of the outer surface and the optimal consumption of endless sanding belts of Russian production. A comparative analysis of the specific costs for grinding one continuous rolling mill mandrel using endless sanding belts of Russian and European production is made.

Keywords. Grinding, sanding belt, continuous mill, long mandrel, surface roughness, abrasive grain.

В настоящее время в связи с более жесткими условиями конкуренции на рынке (повышение стоимости основных топливных энергоресурсов, ввозных пошлин, мировое перепроизводство) особенно остро стоит вопрос повышения качества и снижения издержек при производстве металлопродукции в трубопрокатной отрасли [1].

В условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» (далее – предприятие) более 10 лет применяется технология восстановления раскатных оправок в трубопрокатном цехе на участке производства оправок и дисковых пил [2]. Данная технология позволяет из оправки с дефектами на наружной поверхности производить оправку меньшего диаметра, которая по своим эксплуатационным характеристикам не уступает новой.

Основные стадии технологии восстановления оправок непрерывного стана

1. Переточка. Осуществляется на бесцентровом токарно-шлифовальном комплексе ВТ-8 (далее – ВТ-8). Во время данной технологической операции происходит удаление верхнего дефектного слоя стали оправки. Строго контролируются конечный диаметр оправки, наличие остаточных дефектов.

2. Шлифовка. Также осуществляется на ВТ-8. Полировальный станок комплекса состоит из трех планетарных ленточных полировальных блоков с тянущими роликами, смонтированными на общей раме основания. При обработке шлифовальными лентами производится интенсивное охлаждение зоны шлифовки СОЖ. Главная задача – сгладить винтовой след от режущих пластин после токарной обработки, добиться гладкой и чистой металлической поверхности, обеспечить шероховатость оправки не более 0,8 мкм Ra для подготовки к следующей технологической операции.

3. Обезжиривание поверхности оправки перед хромированием.

4. Хромирование оправки. Осуществляется электролитическим методом.

Завершается указанный технологический процесс восстановления оправок контролем качественных характеристик: шероховатости после хромирования, твердости и толщины слоя хромированного покрытия.

Несмотря на то что технология восстановления оправок полностью освоена, подобраны все материалы, обеспечивающие стабильность процесса. В условиях санкций производства Беларуси и России столкнулись с проблемой подбора альтернативных технологических материалов.

Для осуществления шлифовки в условиях предприятия ранее применяли ленту преимущественно европейских производителей. На первом шлифовальном блоке хорошо зарекомендовала себя бесконечная шлифовальная лента с керамическим зерном, основа – жесткий полиэстер, связка – синтетическая смола, на втором и третьем блоке – керамическое зерно и компактное зерно карбида кремния соответственно. Однако в связи с отсутствием поставки шлифовальной ленты из Европы возникла необходимость подбора и одобрения к применению в производственном процессе альтернативного материала.

Для подбора подходящей шлифовальной ленты осуществлен анализ условий ее эксплуатации. На ВТ-8 имеются три шлифовальных блока (грубая шлифовка; шлифование; чистовое шлифование), на которые устанавливается бесконечная шлифовальная лента. Она представляет собой полосы с абразивным слоем, где концы соединены между собой и образуют кольцо.

Выпускаются различные типы шлифовальных лент, отличающиеся назначением, размерами, зернистостью, видом абразива, техническими характеристиками. Для получения требуемой шероховатости оправок после шлифовки необходимо тщательно подбирать шлифовальную ленту, учитывая все параметры [3].

Главные аспекты при подборе шлифовальных лент.

1. Для проведения сложных операций необходимо отдавать предпочтение лентам на тканевой основе, так как они обладают более высокой прочностью и стойкостью в отличие от лент на бумажной основе.

2. Для шлифовки металлических поверхностей лучше подходит лента с насыпкой закрытого типа. Открытая насыпка занимает 40–60% рабочей площади ленты, закрытая – до 100%.

3. Одним из самых важных параметров является размер абразивного зерна, нанесенного на бесконечную ленту. Крупное зерно применяют для грубой обработки металла, мелкое – для финишной отделки.

На первом блоке шлифовальной головы ВТ-8 применяется бесконечная абразивная лента с зернистостью Р60–Р80, которая осуществляет грубую обработку; на втором – Р120, производящая шлифовку; на третьем – Р180–Р240 для чистового шлифования.

При шлифовании оправки для исключения образования прижогов на ВТ-8 применяется СОЖ, т.е. осуществляется шлифовка по-мокрому, что также нужно учитывать при выборе шлифовальных лент.

Выбор абразивного зерна определяется в том числе особенностями его применения в металлообработке.

К основным типам абразивных материалов можно отнести следующие.

1. Электрокорунд нормальный – сплав, содержащий до 95% оксида алюминия Al_2O_3 . Подходит для обработки материалов с высоким пределом прочности на разрыв, таких, как углеродистая сталь и ее сплавы.

2. Циркониевый электрокорунд. Ленты могут содержать в себе разное процентное соотношение оксида алюминия и циркония, что оказывает влияние на производительность и стоимость. Чем больше содержание циркония, тем выше износостойкость, долговечность и стоимость ленты. Циркониевое зерно имеет высокую способность к самозатачиванию, поэтому такой абразив предпочтителен для грубой обработки черных сталей.

3. Керамический электрокорунд. Керамическое зерно обладает высокой твердостью и прочностью и подходит для обработки очень твердых материалов.

4. Карбид кремния черный. Получают в результате взаимодействия кремнезема и углерода. Отличается повышенной твердостью, но по прочности уступает керамическому и циркониевому электрокорунду. Применяют для шлифования титана и его сплавов, цветных металлов, чугуна.

С целью определения эксплуатационных характеристик нового типа шлифовальной ленты российского производителя проведена опытная работа, а также осуществлен подбор технологических режимов шлифования для обеспечения требуемой шероховатости поверхности оправок непрерывного раскатного стана после токарной обработки в условиях предприятия.

Для первого шлифовального блока подобрана лента с циркониевым электрокорундом зернистостью P80, для второго и третьего – электрокорунд-компакт P120 и P180 соответственно. Новые шлифовальные ленты производства РФ представлены на рис. 1.

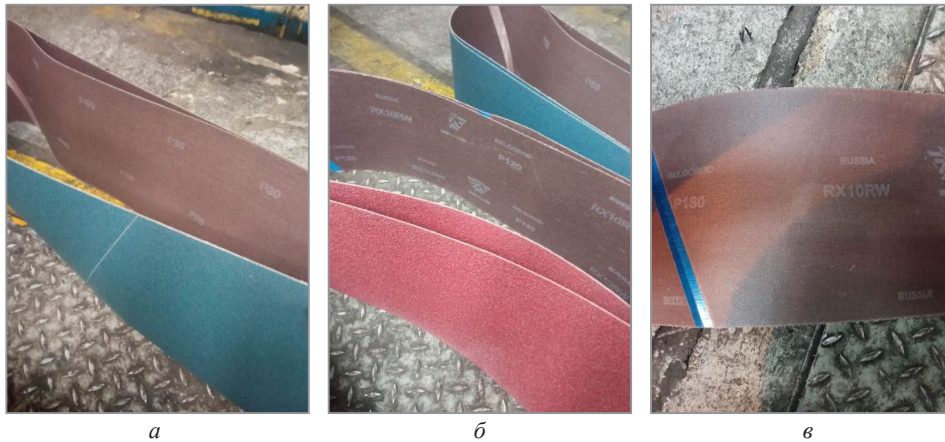


Рис. 1. Шлифовальные ленты производства РФ перед испытаниями: а – P80; б – P120; в – P180

При первичном использовании комплекта шлифовальных лент удалось достичь требуемой нормативной документацией шероховатости оправки. Фактические значения шероховатости поверхности получены с помощью профилометра Surftest SJ-301 и составили 0,45–0,70 мкм R_a (требования заводской нормативной документации – не более 0,80 мкм R_a).

Разработаны технологические режимы шлифования для обеспечения шероховатости поверхности оправок согласно заводской нормативной документации. Отработанные шлифовальные ленты показаны на рис. 2.

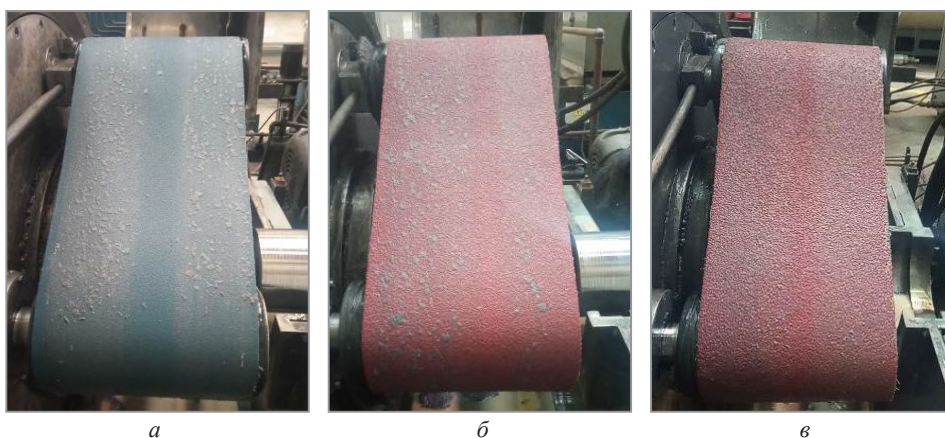


Рис. 2. Состояние шлифовальных лент после проведения испытаний: а – P80; б – P120; в – P180

Шлифовальные ленты, имеющие состояние, как на рис. 2, подлежат списанию, так как не обеспечивают вышлифовку неровностей поверхности оправки после проточки, могут выполнять лишь полировку на максимальной скорости шлифовки (250 об/мин), поверхность оправки имеет следы от режущих пластин (рис. 3).

Для определения экономической целесообразности применения новых лент российского производства проведен сравнительный анализ удельных затрат на шлифовку одной раскатной оправки шлифовальными лентами производства РФ и европейского производителя (см. табл. 1).

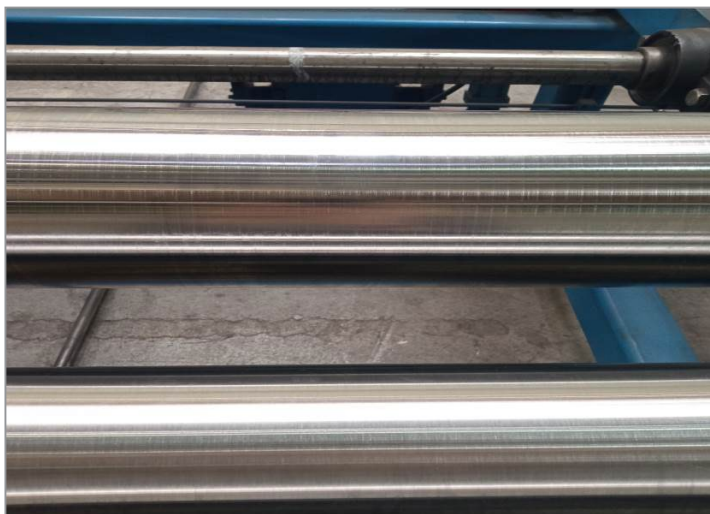


Рис. 3. Поверхность оправок после шлифования
(сверху на поверхности оправок остались следы после проточки, на нижней оправке следы от проточки отсутствуют)

Таблица 1. Сравнительный анализ удельных затрат на шлифовку

Номер полировального блока (зернистость)	Удельные затраты лент производства РФ на шлифовку одной оправки (диаметр $\leq 116,1$ мм), евро/оправка	Удельные затраты лент производства РФ на шлифовку одной оправки (диаметр $> 116,1$ мм), евро/оправка	Удельные затраты лент европейского производителя на шлифовку одной оправки в среднем, евро/оправка
1 (P80)	1,65	3,30	14,64
2 (P120)	3,75	3,75	18,48
3 (P180)	1,28	1,28	9,24
Итого	6,68	8,33	42,36

Таким образом, получены следующие результаты опытной работы:

1. Проанализированы все основные аспекты подбора шлифовальной ленты для металлообработки.
2. Произведен подбор бесконечной шлифовальной ленты российского производителя в условиях санкций и отсутствия поставок промышленно применяемых лент европейского производителя.
3. Разработаны технологические режимы шлифовки оправок непрерывного раскатного стана с целью обеспечения требуемого качества поверхности оправок для дальнейшего нанесения на поверхность хромового покрытия гальваническим методом.
4. Получена экономия от применения бесконечной шлифовальной ленты российского производителя более чем в 5 раз.

ЛИТЕРАТУРА

1. Трубное производство: учеб. / Б. А. Романцев [и др.]. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: МИСиС, 2011. – 970 с.
2. Щеглов, А. Г. Технология восстановления раскатных оправок непрерывного стана PQF в трубопрокатном цехе ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» / А. Г. Щеглов // Литье и металлургия. – 2013. – № 2 (70). – С. 72–74.
3. Кашук, В. А. Абразивные материалы: Справочник шлифовщика / В. А. Кашук, А. Б. Верещагин. – М.: Машиностроение, 1988. – 480 с.

REFERENCES

1. Romantsev B.A., Goncharuk A.V., Vavilkin N.M., Samusev S.V. *Trubnoe proizvodstvo: ucheb.* [Pipe production: textbook]. Moscow, MISIS Publ., 2011, 970 p.
2. Shcheglov A. G. Technology of restoration of rolled mandrel of continuous mill PQF in tube-shop of ОАО “BMZ” – management company of holding “BMK”. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2013, no. 2, pp. 72–74.
3. Kashchuk V.A., Vereshchagin A. B. *Abrazivnye materialy: Spravochnik shlifovshchika* [Abrasive materials: A grinder's handbook]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1988. – 480 p.



УДК 669

ДЕФЕКТЫ МИКРОСТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ СТЫКОВОЙ СВАРКИ СОПРОТИВЛЕНИЕМ

Е. С. СЕРЕГИНА, Т. Н. АЮПОВА, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: nmg.czl@bmz.gomel.by.

Обобщен практический опыт исследования дефектов микроструктуры сварных соединений волооченой и патентованной проволоки из высокоуглеродистой стали, выполненных стыковой сваркой сопротивлением, и обрывов, происходящих вследствие указанных дефектов. Для установления причин их образования выполнены сварные соединения с моделированием условий, способствующих появлению дефектов, а затем исследованы. Изучение внешнего вида, макро- и микроструктуры проводили с помощью стереоскопического и металлографического микроскопов в металлографической лаборатории. На основании результатов и опыта исследований, анализа литературных источников представлены изображения, вид и характеристика, условия и причины образования следующих дефектов микроструктуры сварных соединений и обрывов проволоки: мартенсит, глобулярный цементит, грубодисперсный перлит, феррит, крупнозернистый перлит. Результаты научной работы необходимы для определения, предупреждения и устранения причин образования дефектов микроструктуры в процессе выполнения и контроля качества сварных соединений, определения и предупреждения обрывов и разрушений вследствие дефектов на всех этапах производства, обеспечения стандартизованного подхода к контролю и исследованию.

Ключевые слова. Стыковая сварка сопротивлением, высокоуглеродистая проволока, сварной шов, обрывы, дефекты микроструктуры, причины образования дефектов.

MICROSTRUCTURAL DEFECTS IN WELDED JOINTS OF HIGH-CARBON STEEL WIRE AFTER RESISTANCE BUTT WELDING

A. S. SIAROHINA, T. N. AYUPOVA, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: nmg.czl@bmz.gomel.by.

This paper summarizes the practical experience of studying microstructural defects in welded joints of drawn and patented high-carbon steel wire made by resistance butt welding, and the breaks that occurred due to these defects. To establish the causes of the defect formation, welded joints were made with simulation of the conditions contributing to their formation, and then examined. Examination of the appearance, macro- and microstructure was carried out using a stereoscopic and metallographic microscope in a metallographic laboratory. Based on the results and experience of the research, analysis of literary sources, images, appearance and characteristics, conditions and causes of the formation of the following microstructural defects of welded joints and wire breaks are presented: martensite, globular cementite, coarse-dispersed pearlite, ferrite, coarse-grained pearlite. The research results are necessary to identify, prevent and eliminate the causes of microstructural defects in the process of performing and quality control of welded joints, to identify and prevent breaks and failures due to defects at all stages of production, to ensure a standardized approach to control and research.

Keywords. Resistance butt welding, high-carbon wire, weld, breaks, microstructural defects, causes of defect formation.

Контактная сварка – один из наиболее распространенных видов получения неразъемных соединений разнообразных конструкционных материалов в широком диапазоне толщин и сечений. Стыковая сварка сопротивлением является разновидностью контактной, применяется в основном при соединении проволоки, стержней и труб из углеродистой и легированной стали относительно малых компактных сечений. В ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» стыковая сварка сопротивлением используется для соединения концов проволоки при задаче катанки или заготовки в стан для волочения, агрегат для термообработки, при замене волок, обрывах проволоки [1].

При стыковой сварке сопротивлением нагрев осуществляется без оплавления стыкуемых концов деталей. В процессе сварки торцы закрепленных в зажимах сварочного аппарата деталей сжимаются с предварительным усилием, после чего включается сварочный ток. Происходит локальный нагрев стыка до температуры, близкой, но не превышающей температуру плавления. Затем сварочный ток отключается,

а усилие сжатия резко нарастает. В результате происходит значительная деформация (или осадка) нагретых поверхностей с формированием металлических связей, общих кристаллических решеток в твердом состоянии, образование соединения, выдавливание на поверхность сварочного грата [2].

После операции сварки стальной высокоуглеродистой проволоки в зоне сварного шва и перегрева образуется твердая и хрупкая микроструктура мартенсита закалки, в зоне сварного шва – сварочный грат (рис. 1). С целью снятия напряжений, предотвращения образования трещин при последующих операциях выполняют отпуск. Затем удаляют грат с помощью абразивного инструмента. Для повышения пластических свойств сварного соединения после операций сварки, отпуска, удаления грата проводят нагрев проволоки до температуры $\approx 900\text{--}1000\text{ }^\circ\text{C}$, выдержку в течение 3–5 с, охлаждение в зажимах сварочного аппарата на воздухе $\approx 30\text{ с}$ (далее – термообработка). После термообработки микроструктура в зоне сварного шва и зоне термического влияния (далее – ЗТВ) представляет собой сорбитообразный, скрытопластинчатый перлит с различной величиной зерна по длине ЗТВ.

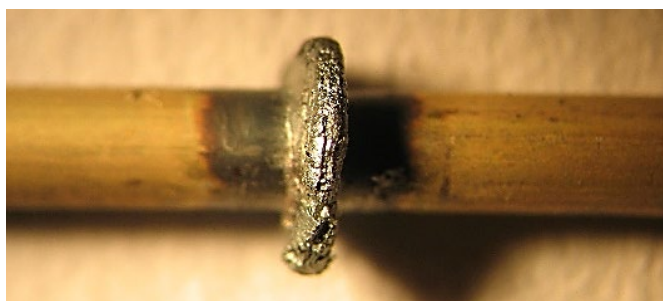


Рис. 1. Внешний вид сварного соединения с гратом латунированной проволоки после стыковой сварки сопротивлением, $\times 6$

Несмотря на высокую степень автоматизации сварочных аппаратов, такие процессы, как настройка режимов операций сварки, подготовка торцов проволоки, установка проволоки, выбор режимов, зачистка сварочного грата и окалины, выполняются оператором и зависят от его квалификации и индивидуальных качеств. Поэтому не все сварные соединения идеальны, иногда образуются дефекты, и при дальнейшей переработке проволоки случаются обрывы. В данной работе обобщен практический опыт исследования дефектов микроструктуры сварных соединений волоченой и патентованной проволоки из высокоуглеродистой стали, выполненных стыковой сваркой сопротивлением, и обрывов, происшедших по причине указанных дефектов. Для установления причин образования дефектов выполняли сварные соединения с моделированием условий, способствующих их появлению, а затем их исследовали. Изучение внешнего вида, макро- и микроструктуры проводили с помощью стереоскопического и металлографического микроскопов. На основании результатов и опыта исследований, анализа литературных источников [2–4] далее представлены изображения, виды и характеристика дефектов микроструктуры сварных соединений и обрывов проволоки вследствие дефектов, условия и причины их образования.

Мартенсит – дефект микроструктуры после термообработки в виде участков бесструктурного или игольчатого мартенсита в ЗТВ (рис. 2). Образуется при различных условиях, наблюдается в микроструктуре ЗТВ разных видов.

В случае превышения температуры нагрева и выдержки при термообработке мартенсит закалки образуется наряду с перлитом по причине высокой скорости охлаждения на локальных участках ускоренного теплоотвода, в большей степени в зоне контакта проволоки и зажимов сварочного аппарата (рис. 2, *а*), в меньшей степени в виде включений по всей ЗТВ (рис. 2, *б*). В случае низкой температуры нагрева и выдержки при термообработке в зависимости от степени в зоне сварного шва и перегрева (бывшей закаленной зоне) образуется мартенсит отпуска или мартенсит отпуска с остатками мартенсита закалки на локальных участках (рис. 2, *в*).

На поверхности латунированной проволоки мартенсит образуется в околосшовной зоне по границам зерен (рис. 2, *з*) вследствие диффузии меди из латунного покрытия и растворения ее в аустените. Так как медь замедляет превращение аустенита, при охлаждении после операции сварки и после термообработки на участках, обогащенных медью, образуется легированный мартенсит. Причина образования дефекта – перегрев во время операции сварки, большое время нагрева, большое значение тока сварки, малое усилие осадки, большая установочная длина, загрязнение, износ зажимов.

Обрыв проволоки с микроструктурой мартенсита на локальном участке происходит при волочении вследствие недостаточной пластичности мартенсита, представляет собой хрупкое разрушение (рис. 2, *д*).

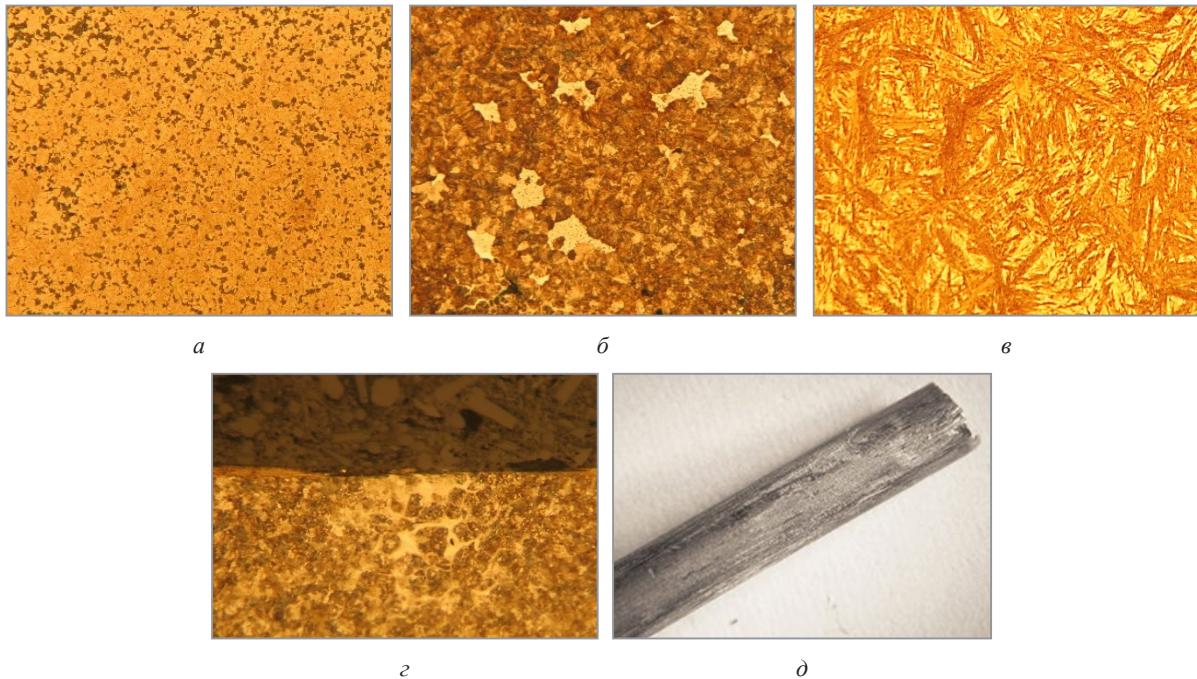


Рис. 2. Мартенсит закалки в зоне зажимов, $\times 50$ (а). Включения мартенсита закалки в микроструктуре перлита, $\times 50$ (б), мартенсита отпуска, $\times 200$ (в). Легированный мартенсит по границам зерен, $\times 100$ (г). Продольное сечение проволоки, травление в реактиве Нитал, изображение в светлом поле. Внешний вид проволоки с обрывом по причине наличия мартенсита, $\times 9$ (д)

Глобулярный цементит – дефект микроструктуры в виде глобулярного цементита в основной структуре мелкозернистого пластинчатого перлита в ЗТВ (рис. 3). Причины образования – низкая температура, малая выдержка при последнем нагреве в случаях неоднократной термообработки.

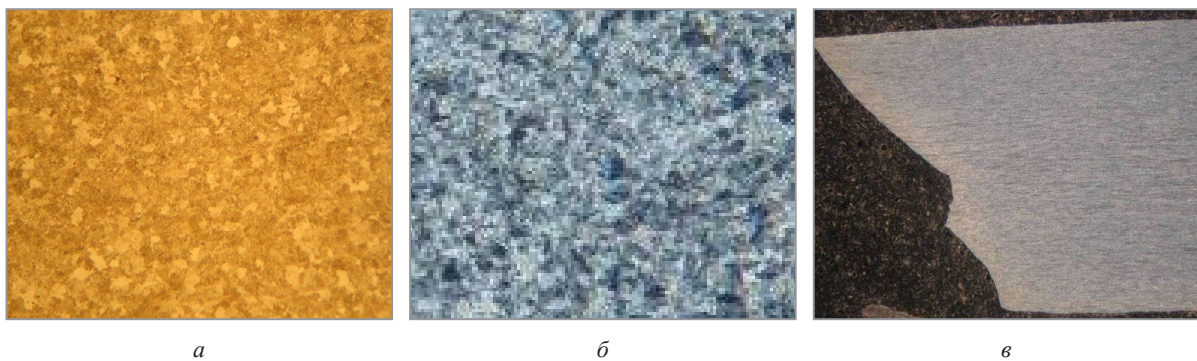


Рис. 3. Микроструктура патентированной заготовки, $\times 500$ (а, б), макроструктура волооченной проволоки с обрывом типа «Сужение», $\times 16$ (в), с глобулярным цементитом в ЗТВ. Продольное сечение, травление в реактиве Нитал, изображение в светлом (а) и темном (б, в) поле

Обрыв проволоки с микроструктурой глобулярного цементита на локальном участке при волочении происходит вследствие недостаточной прочности, представляет собой пластичное разрушение типа «Сужение» (рис. 3, в).

Грубодисперсный перлит – дефект микроструктуры в виде грубодисперсного крупнозернистого перлита в ЗТВ (рис. 4, б, в). Причины образования – длительная выдержка, низкая скорость охлаждения при термообработке.

Обрыв проволоки с микроструктурой, содержащей грубодисперсный перлит на локальном участке, происходит при волочении вследствие недостаточной прочности и пластичности, представляет собой хрупкое разрушение по поверхностной или осевой трещине (рис. 4).

Феррит – дефект микроструктуры в виде полоски структурно-свободного феррита в зоне сварного шва и околшововой зоне (рис. 5, а, б). Причины образования – выгорание углерода в зоне сварного шва, недостаточное усилие сжатия соединяемых торцов проволоки, неудовлетворительная подготовка торцов (наличие загрязнений, не перпендикулярный рез).



Рис. 4. Внешний вид, $\times 12$ (а), макроструктура, $\times 16$ (б), микроструктура, $\times 330$ (в) волооченой проволоки с обрывом типа «Осевая трещина» по причине грубодисперсного перлита. Продольное сечение, травление в реактиве Нитал, изображение в темном (б) и светлом (в) поле

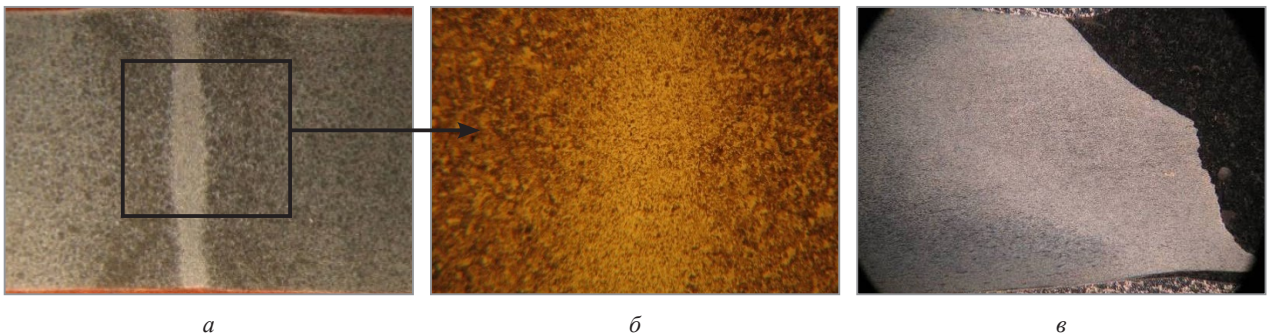


Рис. 5. Макроструктура, $\times 10$ (а) и микроструктура, $\times 70$ (б) с полоской структурно-свободного феррита в зоне сварного шва проволоки. Макроструктура волооченой проволоки с обрывом типа «Сужение», $\times 16$ (в). Продольное сечение, травление в реактиве Нитал, изображение в светлом поле

Наличие микроструктуры структурно-свободного феррита на локальном участке вызывает снижение прочности проволоки в зоне сварного шва и, как следствие, образование при волочении пластичного обрыва типа «Сужение» (рис. 5, в).

Крупнозернистый перлит – дефект микроструктуры в виде крупнозернистого перлита в ЗТВ, в некоторых случаях наблюдаются участки видманштетта, окисление, микротрещины и трещины по границам зерен (рис. 6). Причина образования – превышение температуры нагрева и выдержки при термообработке, т. е. перегрев, пережог.

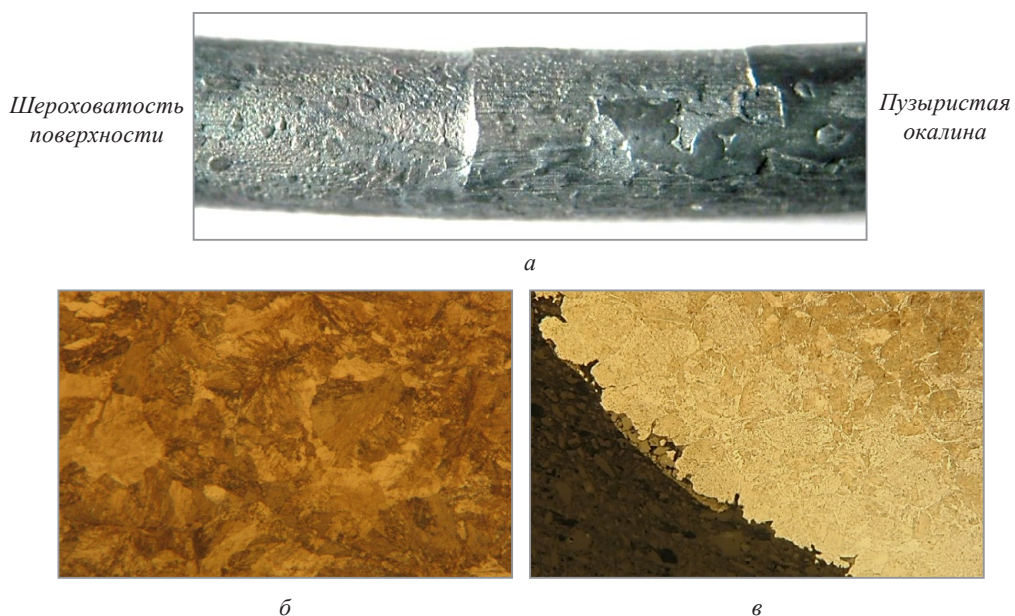


Рис. 6. Внешний вид поверхности проволоки с перегревом, $\times 10$ (а). Микроструктура крупнозернистого перлита, $\times 500$ (б), крупнозернистого перлита с видманштеттом, $\times 100$ (в). Поперечное сечение, травление в реактиве Нитал, изображение в светлом поле

Признаки перегрева и пережога, видимые на поверхности под стереоскопическим микроскопом, – наличие пузыристой окалины, шероховатости поверхности стальной основы вследствие пузыристой окалины (рис. 6, а). В случае пережога наблюдаются трещины и микротрещины на поверхности.

Наличие микроструктуры с крупнозернистым перлитом, видманштеттом, микротрещинами и трещинами в зоне сварного соединения вызывает снижение прочностных и пластических свойств, образование трещин и обрывов при волочении. Обрыв представляет собой хрупкое разрушение проволоки (рис. 7).

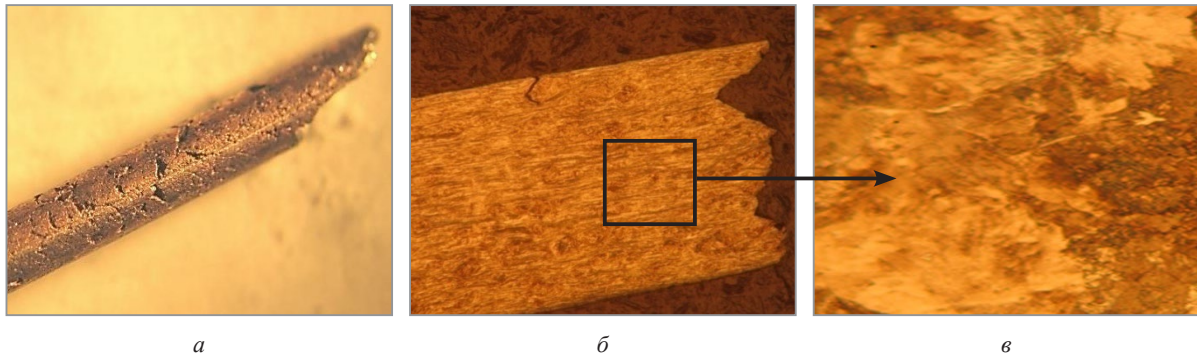


Рис. 7. Внешний вид с трещинами, $\times 7$ (а), крупнозернистая микроструктура, $\times 25$ (б), $\times 600$ (в) волоченой проволоки с обрывом. Продольное сечение, травление в реактиве Нитал, изображение в светлом поле

Выводы

1. В результате металлографических исследований представлены изображения, виды, характеристика дефектов микроструктуры сварных соединений волоченой и патентированной проволоки из высокопрочной стали, выполненных стыковой сваркой сопротивлением, и обрывов проволоки вследствие дефектов, определены причины их образования.

2. Результаты исследований необходимы для определения, предупреждения и устранения причин образования дефектов микроструктуры в процессе выполнения и контроля качества сварных соединений, определения и предупреждения обрывов и разрушений вследствие дефектов на всех этапах производства, обеспечения стандартизованного подхода к контролю и исследованию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Метизное производство: практическое пособие / под общей редакцией А.Н. Савенка. – Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2019. – 315 с.
2. Катаев, Р.Ф. Теория и технология контактной сварки / Р.Ф. Катаев, В.С. Милютин, М.Г. Близник. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. – 144 с.
3. Кабанов, Н.С. Сварка на контактных машинах: учебник для проф.-техн. учебн. зав. / Н.С. Кабанов. – Изд. 2-е, перераб. и доп. – М.: Высш. школа, 1973. – 255 с.
4. Сварка в машиностроении: справочник: в 4 т. / Г.А. Николаев [и др.] – М.: Машиностроение, 1978. – 504 с.

REFERENCES

1. Savenok A. N. (ed.) *Metiznoe proizvodstvo: prakt. posobie* [Hardware production: a practical guide]. Gomel, GGTU im. P. O. Sukhoi Publ., 2019, 315 p.
2. Kataev R. F., Milyutin V. S., Bliznik M. G. *Teoriya i tekhnologiya kontaktnoy svarki* [Theory and technology of contact welding]. Ekaterinburg, Ural university Publ., 2015, 144 p.
3. Kabanov N. S. *Svarka na kontaktnykh mashinah: uchebnik dlya prof.-tekhn. uchebn. zav.* [Welding on contact machines: a textbook for professional technical specialists.]. Moscow, Vyssh. shkola Publ., 1973, 255 p.
4. Nikolaev G. A. (et al.) *Svarka v mashinostroenii: spravochnik: v 4 t.* [Welding in mechanical engineering: reference book]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1978, 504 p.



УДК 669

РАЗРАБОТКА И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА АРМАТУРНОЙ ПРОВОЛОКИ ДВУХСТОРОННЕГО ПЕРИОДИЧЕСКОГО ПРОФИЛЯ КЛАССА ВР-1

А. В. МАЗАНИК, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК»,
г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. Тел.: +375 2334 55344.

Приведены этапы разработки и совершенствования технологии производства арматурной проволоки двухстороннего периодического профиля класса Вр-1 диаметром 3,00–5,75 мм. Описана действующая технологическая схема производства данного изделия в условиях металлургического предприятия. Рассмотрено поэтапное выполнение поставленных целей по освоению новых типоразмеров производимой продукции от изготовления опытного образца до опытной партии и разработки итогового нормативного документа (спецификации) по всем новым освоенным типоразмерам проволоки данного класса. Приведена схема разработанной калибровки, позволяющая производить номинальные диаметры проволоки от 3,00 до 3,70 мм. По результатам проделанной работы освоен и внедрен 21 новый типоразмер арматурной проволоки класса Вр-1.

Ключевые слова. Холоднодеформированная арматурная проволока, холодная прокатка, двухсторонний профиль, класс Вр-1, калибровка, твердосплавные ролики.

DEVELOPMENT AND IMPROVEMENT OF THE PRODUCTION TECHNOLOGY FOR REINFORCEMENT WIRE WITH A DUAL-SIDED PERIODIC PROFILE OF CLASS VR-1

A. V. MAZANIK, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”,
Zhlobin, Gomel region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. Tel.: +375 2334 55344.

This article outlines the stages of development and refinement of the production technology for reinforcement wire with a dual-sided periodic profile of class VR-1, with diameters ranging from 3.00 to 5.75 mm. It provides a description of the existing technological process for manufacturing reinforcement wire at a metallurgical plant. The article discusses the step-by-step achievement of objectives in mastering new wire sizes, from the production of prototype samples to trial batches and the creation of a final specification document for all newly developed sizes of this wire class. A calibration scheme is presented, which allows for the production of nominal wire diameters ranging from 3.00 to 3.70 mm. As a result of the work, 21 new sizes of class VR-1 reinforcement wire were developed and implemented.

Keywords. Cold-drawn reinforcement wire, cold rolling, dual-sided profile, class VR-1, calibration, tungsten carbide rolls.

Проволока двухстороннего периодического профиля класса Вр-1 – вид металлопроката, выполненный из низкоуглеродистой холоднотянутой стали, прямое предназначение которого – армировать бетонные конструкции малых размеров. Выпускается с периодическим профилем. Рифление представляет собой чередование выступов и впадин с двух противоположных сторон. Внешний вид проволоки представлен на рис. 1 (ГОСТ 6727-80).

Проволока класса Вр-1 производится способом холодной прокатки в клетях с двухвалковыми калибрами (калибр образован двумя валками). Придание определенного профиля проволоке осуществляется за счет прокатки между роликами, имеющими на рабочей поверхности углубления.

Технологический процесс производства в условиях сталепроволочного цеха № 3 является своего рода гибридной схемой: на производственной линии применяются классическая схема волочения и далее холодная прокатка. Проектирование технологического процесса, расчет переходов волочения осуществляются при заданных размерах заготовки и готового изделия. В качестве инструмента для холодной прокатки используют шестидюймовые твердосплавные ролики, на поверхность которых наносится специальный профиль. Внешний вид используемых роликов представлен на рис. 2.

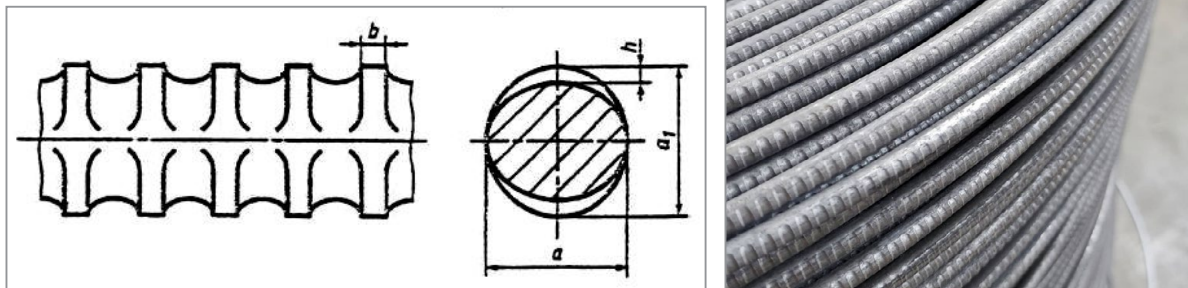


Рис. 1. Проволока двухстороннего периодического профиля класса Вр-1



Рис. 2. Твердосплавные ролики для производства проволоки класса Вр-1

Ширина используемых роликов и особая конструкция двухвалковых клетей позволяют нанести до шести ручьев с нужным профилем на поверхность роликов. После износа калибров ролик перешлифывается с последующим нанесением новых.

Ранее освоено производство арматурной проволоки двухстороннего периодического профиля класса Вр-1 диаметром 4,00 и 5,00 мм по ГОСТ 6727-80. Учитывая потребности рынка, в 2022 г. проведена работа по освоению производства проволоки того же класса диаметром 3,70–5,75 мм. За 2023 г. освоены диаметры проволоки менее 3,70 мм.

При освоении производства проволоки класса Вр-1 диаметром 3,70–5,75 мм проведены следующие мероприятия: изготовлены опытные образцы и опытные партии; разработана спецификация на новые типоразмеры, так как ГОСТ 6727-80 предполагает выпуск только трех диаметров проволоки – 3,0, 4,0 и 5,0 мм.

По результатам проведенной работы за 2022 г. освоено производство 16 промежуточных диаметров арматурной проволоки двухстороннего периодического профиля класса Вр-1, а именно: 3,70 мм; 3,80; 3,90; 4,10; 4,20; 4,30; 4,40; 4,50; 4,60; 4,70; 4,80; 5,40; 5,50; 5,60; 5,70; 5,75 мм. Также разработана и согласована с потребителями стандартная спецификация, включающая все освоенные диаметры.

Для выпуска арматурной проволоки диаметром менее 3,70 мм адаптировано оборудование для возможности установки профилировочной клетки в линию волочильного стана, ранее не производившего такой тип проволоки и имеющего достаточное количество переходов (кратность). Выполнен расчет калибровки прокатных роликов, позволяющих производить требуемый сортамент диаметров. В качестве номинального выбран диаметр проволоки 3,30 мм. Согласно расчетам, данная калибровка позволила производить номинальные диаметры проволоки от 3,0 до 3,70 мм. Пример калибровки представлен на рис. 3.

В феврале 2023 г. по предложенной схеме на двух опытных калибрах изготовлены опытные образцы выбранного диапазона проволоки. Испытания полученных образцов дали положительный результат.

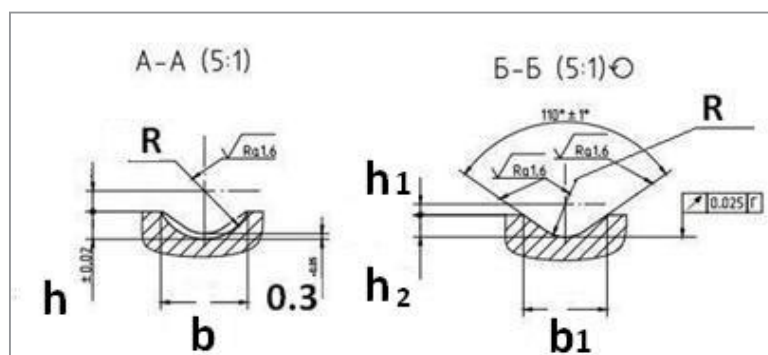


Рис. 3. Калибровка прокатных роликов для производства проволоки класса Вр-1

Таким образом, сортамент дополнился еще пятью типоразмерами арматурной проволоки класса Вр-1, а именно: 3,00 мм; 3,20; 3,40; 3,50; 3,60 мм.

По результатам проделанной работы расширен сортамент производимой продукции; разработаны и внедрены в производство 16 типоразмеров арматурной проволоки двухстороннего периодического профиля класса Вр-1 диаметром 3,70–5,75 мм и пять типоразмеров диаметром от 3,00 до 3,60 мм; за 2023 г. обеспечен общий рост объема производства арматурной проволоки класса Вр-1 в 7 раз по сравнению с 2022 г.; за 2023 г. и первое полугодие 2024 г. доля арматурной проволоки класса Вр-1 составила более 30% от всего объема произведенной в цеху проволоки различного назначения.



УДК 621.921.34

ВЛИЯНИЕ ФРАКЦИОННОГО СОСТАВА ОПЫТНЫХ АЛМАЗНЫХ ПОРОШКОВ НА АБРАЗИВНУЮ СПОСОБНОСТЬ И КАЧЕСТВО ОБРАБОТКИ КАНАЛА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛОК

О. Ю. ХОДОСОВСКАЯ, ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК», г. Жлобин, Гомельская обл., Беларусь, ул. Промышленная, 37. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by, тел.: +375 2334 55806.

В статье приведены результаты лабораторных испытаний фракционного состава алмазных синтетических порошков. Проведена оценка морфологических особенностей порошков и их абразивной способности. Использование опытных порошков от нового поставщика позволило изготовить волокна, соответствующие установленным требованиям.

Ключевые слова. Алмазный синтетический порошок, фракционный состав, обработка, шлифовка, полировка, лазерный анализатор частиц.

INFLUENCE OF THE FRACTIONAL COMPOSITION OF EXPERIMENTAL DIAMOND POWDERS ON THE ABRASIVE CAPACITY AND QUALITY OF TUNGSTEN CARBIDE DIE PROCESSING

O. Yu. KHODOSOVSKAYA, OJSC “BSW – Management Company of Holding “BMC”, Zhlobin, Gomel Region, Belarus, 37, Promyshlennaya str. E-mail: gsp.icm@bmz.gomel.by, tel.: +375 2334 55806.

The article presents the results of laboratory tests on the fractional composition of synthetic diamond powders. The morphological features of the powders and their abrasive capacity were evaluated. The use of experimental powders from a new supplier allowed the production of dies that meet established requirements.

Keywords. Synthetic diamond powder, fractional composition, processing, grinding, polishing, laser particle analyzer.

Введение

При обработке канала волок используется абразивный способ, при котором требуемые размеры и форма волоочильного канала достигаются путем снятия поверхностного слоя твердого сплава абразивным материалом. Высокопроизводительными и стойкими абразивными материалами, используемыми при обработке канала волок из твердого сплава на основе карбида вольфрама, являются алмазные микропорошки [1].

Для шлифовки твердосплавных изделий требуется достаточно узкий фракционный состав алмазного порошка. Наличие в алмазном порошке крупных зерен ведет к ухудшению качества обрабатываемой поверхности, а присутствие мелких зерен в крупной фракции значительно снижает производительность при обработке. Поэтому фракционному составу алмазных порошков для каждого вида обработки уделяется пристальное внимание.

На территории стран ЕАЭС в настоящее время действующим стандартом, определяющим марки, рекомендуемые области применения, диапазоны зернистости, методы контроля и испытаний алмазных порошков, является ГОСТ 9206-80. Настоящий стандарт распространяется на порошки из природных и синтетических алмазов, предназначенных для изготовления алмазного инструмента и применения в незакрепленном состоянии в виде паст и суспензий, и устанавливает требования к порошкам, изготавливаемым для нужд народного хозяйства и экспорта¹. При исследовании зернового состава порошков размеры, как правило, определяются линейными параметрами проекции зерен под микроскопом [2].

Экспериментальная часть

Для обеспечения бесперебойной работы предприятия и поиска альтернативных производителей/поставщиков материалов на предприятии ведется работа по расширению списка одобренных

¹ ГОСТ 9206-80 Порошки алмазные. Технические условия.

производителей материалов. В рамках проведения данной работы на предприятие поступили опытные образцы алмазного синтетического порошка марки АСМ 2/1 от нового поставщика.

Опытные алмазные синтетические порошки имеют отличную от серийных порошков маркировку, проходят проверку на соответствие требованиям стандарта GB/T 35477-2017. Для определения фракционного состава алмазных порошков в стандарте GB/T 35477-2017 в отличие от ГОСТ 9206-80 используется метод лазерной дифракции. Следует отметить, что, согласно требованиям стандарта GB/T 35477-2017, допускается наличие крупных зерен в фракционном составе алмазного синтетического порошка, размер которых значительно превышает требования ГОСТ 9206-80. Сравнение максимально допустимых размеров зерен крупной фракции приведено в табл. 1.

Таблица 1. Максимально допустимые размеры зерен крупной фракции алмазных синтетических порошков (сравнение стандартов GB/T 35477-2017 и ГОСТ 9206-80)

Маркировка порошка (по стандарту GB/T 35477/ по ГОСТ 9206)	GB/T 35477-2017	ГОСТ 9206-80
M1/2 / АСМ 2/1 (образцы № 1–3)	не более 6,0 мкм	не более 3,0 мкм

Из таблицы следует, что в случае использования данных опытных порошков могут возникнуть проблемы на этапе проведения входного контроля по причине превышения допустимых размеров зерен крупной фракции.

Лабораторные испытания выполняли в соответствии с действующей на предприятии методикой. На предметное стекло наносили тонкий слой исследуемого порошка с добавлением нескольких капель спирта этилового ректифицированного технического. Содержимое разравнивали в один слой так, чтобы зерна не перекрывали друг друга. При помощи металлографического микроскопа проводили измерения размера зерен. Далее определяли фракционный состав исследуемых порошков. Результаты лабораторных исследований опытных алмазных синтетических порошков приведены на рис. 1.

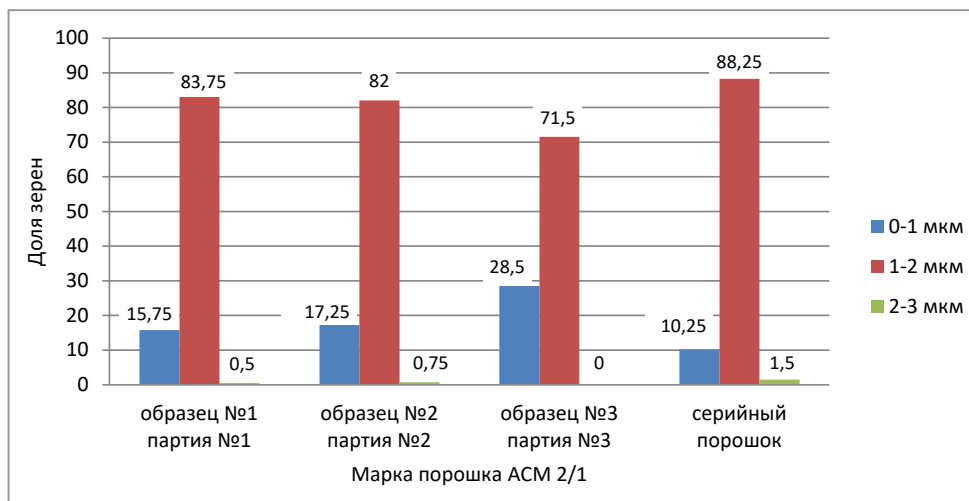


Рис. 1. Распределение зерен опытных порошков по размеру

Исходя из данных (см. рисунок), отмечается значительная разница в фракционном составе, что в большей степени связано с отличием в мелкой и крупной фракциях опытных порошков (крупная фракция изменяется от 0 до 0,75%; мелкая – от 15,75 до 28,5%). Существенно меняется фракционный состав мелкой фракции, что может повлиять на производительность при обработке канала твердосплавных волок. Наибольшее сходство с серийно применяемым порошком марки АСМ 2/1 имеет образец № 1. Фракционный состав всех опытных алмазных синтетических порошков соответствовал требованиям ГОСТ 9206-80.

Определение фракционного состава опытных алмазных синтетических порошков методом лазерной дифракции

Лазерный анализатор частиц – это аналитический прибор для измерения, визуализации и формирования отчетов о фракционном составе исследуемой совокупности частиц или капель. Анализаторы

размера частиц выполняют анализ распределения частиц по размерам методом лазерной дифракции или статическим рассеянием света в эмульсиях, суспензиях и сухих порошкообразных материалов. Диапазон измерения определения размера частиц от 0,1 до 3000 мкм для мокрого анализа, от 0,1 до 5000 мкм для сухого анализа. Внешний вид лазерного анализатора частиц LA-960 показан на рис. 2.



Рис. 2. Внешний вид лазерного анализатора частиц LA-960

Метод основан на регистрации интенсивности рассеянного света, угловая зависимость которого определяется размером и оптическими свойствами частиц. Образец, диаметр которого необходимо определить, разбавляется в дисперсной среде, циркулирующей в проточной кювете или модуле сухой диспергации, до соответствующей измеряемой концентрации в подходящем дисперсионном агенте (вода, газ, органический растворитель и др.). Находясь в зоне измерения на пути монохроматического источника излучения (лазера), частицы рассеивают свет под различными углами, который попадает на многоэлементный детектор. Затем распределение интенсивности рассеяния с использованием соответствующей оптической модели и математической процедуры преобразовывается в объемное распределение размеров частиц.

Для установления возможности использования лазерного анализатора частиц для определения фракционного состава были подготовлены три пробы алмазного синтетического порошка (образец № 1). Масса каждой пробы порошка составляет 20 г. Результаты лабораторных исследований приведены на рис. 3.

Из рисунка следует, что использование лазерного анализатора частиц LA-960 позволяет определять фракционный состав алмазных синтетических порошков, но при этом фиксируется значительный расход порошка для пробоподготовки.

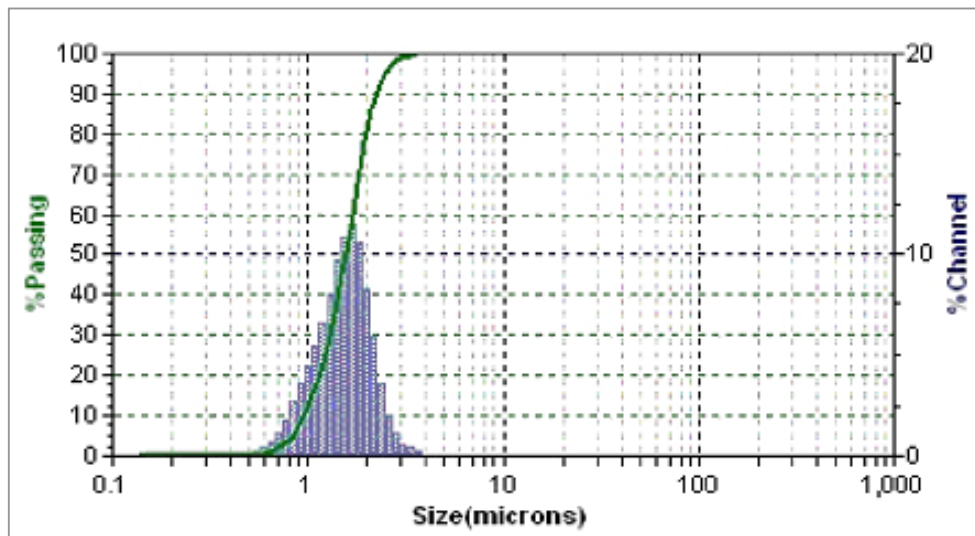


Рис. 3. Распределение зерен опытного порошка по размеру (образец № 1)

Оценка морфологических особенностей опытных алмазных синтетических порошков

Для определения возможных причин различия в качестве шлифовки волок опытных образцов № 1–3 алмазных синтетических порошков была выполнена оценка их морфологических особенностей (рис. 4).

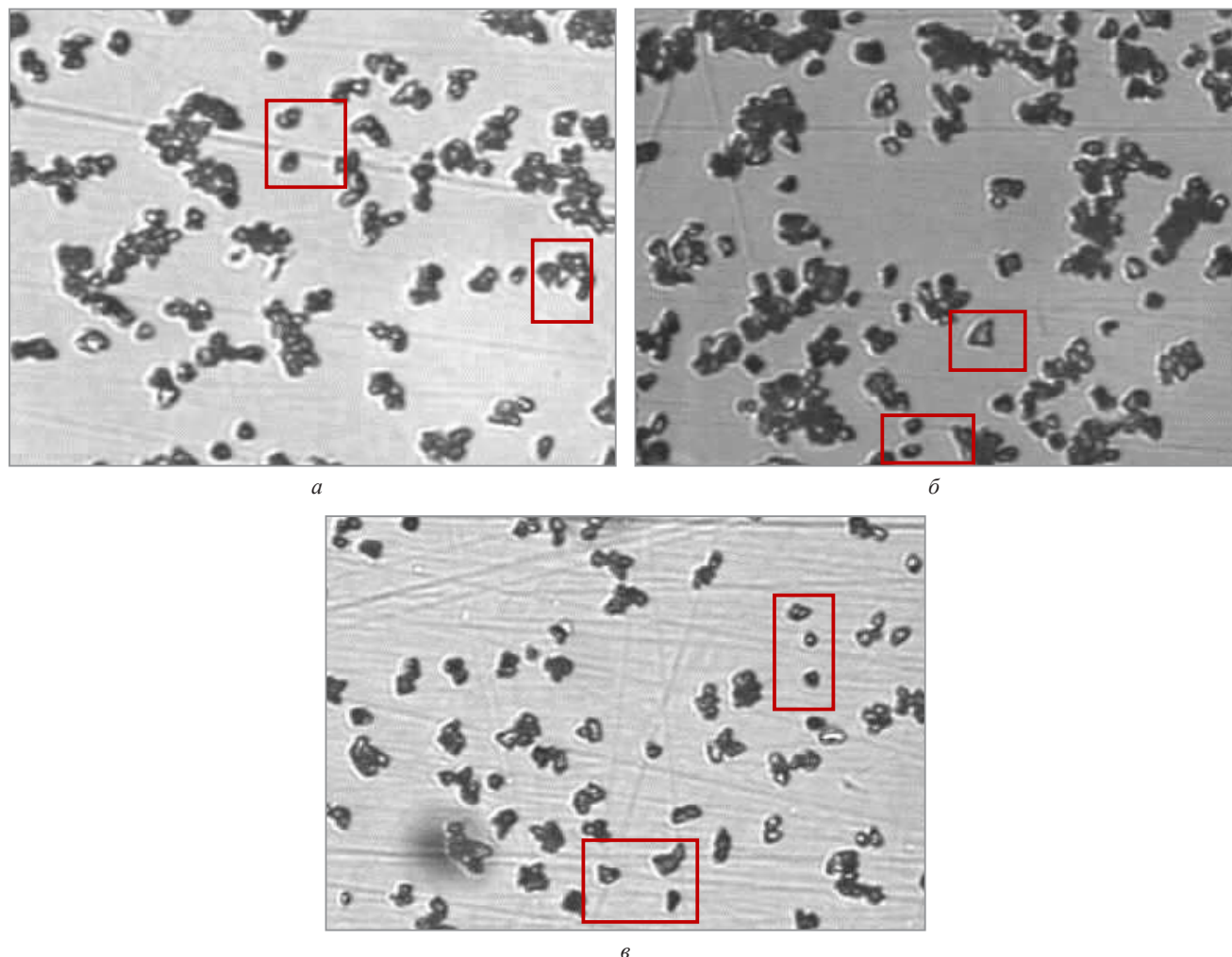


Рис. 4. Микрофотография зерен алмазных синтетических порошков марки АСМ 2/1:
а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец № 3. $\times 640$

Визуальная сравнительная оценка опытных порошков (см. рис. 4) показывает, что значительных отличий в форме зерен не отмечается: присутствуют зерна как округлой, так и удлиненной формы.

Оценка абразивной способности опытных алмазных синтетических порошков

Испытания алмазных синтетических порошков проводили при обработке внутреннего канала твердосплавных (вольфрамо- кобальтовых) волок. Приготовление алмазной суспензии с использованием опытных порошков, глицерина и дальнейшая обработка внутреннего канала волок проводили в соответствии с действующей нормативной документацией. Обработанные как опытными алмазными порошками, так и серийным, волокна передавали в лабораторию. Контроль продукции после промежуточных операций и качество готовой продукции контролируют в соответствии с действующей нормативной документацией. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Из таблицы видно, что волокна, изготовленные с использованием как опытных алмазных синтетических порошков, так и аналогичного серийного, имели удовлетворительное качество поверхности.

Время обработки волок при использовании опытных алмазных синтетических порошков сопоставимо с серийным алмазным синтетическим порошком. Использование опытных алмазных синтетических порошков позволило получить более светлую поверхность обработанных волок в сравнении с серийным алмазным синтетическим порошком. Поверхностных дефектов, таких, как царапины и кольцевые риски, которые могли бы быть нанесены алмазным порошком в процессе шлифования, выявлено не было.

Таблица 2. Данные по испытаниям опытных алмазных синтетических порошков

Диаметр изготовленных волок, мкм	Количество волок, шт.	Тип операции	Промежуточный контроль на участке	Результат лабораторного анализа
Образец № 1, партия № 1				
198	115	Шлифовка рабочего конуса. Шлифовка цилиндрической части и полировка рабочего канала волок	100 % уд.	100 % уд.
Образец № 2, партия № 2				
198	130	Шлифовка рабочего конуса. Шлифовка цилиндрической части и полировка рабочего канала волок	100 % уд.	100 % уд.
Образец № 3, партия № 3				
198	120	Шлифовка рабочего конуса. Шлифовка цилиндрической части и полировка рабочего канала волок	100 % уд.	100 % уд.

Выводы

В условиях ОАО «БМЗ – управляющая компания холдинга «БМК» проведены лабораторные испытания опытных образцов алмазных синтетических порошков от нового поставщика, произведена оценка морфологических особенностей и абразивной способности опытных алмазных синтетических порошков. Использование опытных алмазных синтетических порошков от нового поставщика при обработке внутреннего канала волок позволило изготовить волокна, соответствующие установленным требованиям.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Савенок, А. Н.** Дефекты стальных заготовок и металлопродукции: Справочник-атлас. / А. Н. Савенок. – Минск: ГП «Строй-МедиаПроекту». – 2019. – 327 с.
2. **Аскалонова, Т. А.** Повышение качества контроля алмазных порошков / Т. А. Аскалонова // VIII Междунар. науч.-практ. конф. «Инновации в машиностроении». Новосибирск, 28–30 сентября 2017 г. – С. 116–121.

REFERENCES

1. **Savenok A.N.** *Defekty stal'nyh zagotovok i metalloprodukcii* [Defects of steel blanks and metal products]. Minsk, GP «StrojMediaProekut» Publ., 2019, 327 p.
2. **Askalonova T.A.** *Povyshenie kachestva kontroljaalmaznyh poroshkov* [Improving the quality of diamond powder control]. *VIII Mezhdunarodnaja nauchno-prakticheskaja konferencija «Innovacii v mashinostroenii», g. Novosibirsk, 28–30 sentjabrja 2017 g. = VIII International scientific and practical conference “Innovations in mechanical engineering”, Novosibirsk, September 28–30, 2017*, pp. 116–121.



УДК 669.15–198, 669.054.83

УТИЛИЗАЦИЯ АСПИРАЦИОННОЙ ПЫЛИ, ОБРАЗУЮЩЕЙСЯ ПРИ ВЫПЛАВКЕ ФЕРРОСИЛИКОМАРГАНЦА В РУДОВОССТАНОВИТЕЛЬНЫХ ДУГОВЫХ ПЕЧАХ

С. Л. РОВИН, А. М. КАРИМОВ, Б. Р. ФОЗИЛОВ, *Металлургический научный центр, АО «Узметкомбинат», г. Бекабад, Узбекистан. E-mail: s.rovinsl@uzbeksteel.uz.*

Представлены результаты исследований, направленных на решение задачи рециклинга аспирационной пыли, образующейся при выплавке ферросиликомарганца в рудовосстановительных электродуговых печах. Были разработаны состав и технология изготовления брикетов из образующихся пылевидных отходов, а также специальная методика лабораторных исследований этих брикетов, позволившая оптимизировать их состав, определить критерии качества брикетов и методы их контроля. Апробация полученных брикетов в производственных условиях показала, что они вполне могут использоваться в качестве компонента шихты при выплавке ферросиликомарганца взамен традиционной кусковой марганцевой руды. Полученные результаты дают возможность практически полностью утилизировать аспирационную пыль выплавки ферросплавов (вернуть в производство содержащийся в пыли марганец), значительно уменьшив количество подлежащих захоронению техногенных отходов (на 30–35%), и на 13–15% сократить потребности в марганецсодержащем сырье.

Ключевые слова. Ферросиликомарганец, рудовосстановительная печь, пылевидные отходы, брикетирование, рециклинг.

UTILIZATION OF ASPIRATION DUST GENERATED DURING THE SMELTING OF FERROSILICON MANGANESE IN ORE-RECOVERY ARC FURNACES

S. L. ROVIN, A. M. KARIMOV, B. R. FOZILOV, *Metallurgical Scientific Center, Uzmetkombinat JSC, Bekabad, Uzbekistan. E-mail: s.rovinsl@uzbeksteel.uz.*

The results of research aimed at solving the problem of recycling aspiration dust formed during the smelting of ferrosilicon manganese in ore-reducing electric arc furnaces are presented. During the work, the composition and technology of manufacturing briquettes from the resulting pulverized waste were developed, as well as a special technique for laboratory studies of these briquettes, which made it possible to optimize their composition, determine the quality criteria of briquettes and methods of their control. The approbation of the obtained briquettes in production conditions showed that they can well be used as a component of the charge in the smelting of ferrosilicon manganese instead of traditional lump manganese ore. The results obtained make it possible to almost completely utilize the aspiration dust of ferroalloy smelting (return the manganese contained in the dust to production), significantly reducing the amount of technogenic waste to be disposed of (by 30–35%), and reduce the need for manganese-containing raw materials by 13–15%.

Keywords. Ferrosilicon manganese, ore recovery furnace, pulverized waste, briquetting, recycling.

Введение

Черная металлургия – один из основных источников промышленных выбросов и техногенных отходов. В целом на предприятиях отрасли образуются сотни миллионов тонн отходов, которые постоянно накапливаются в отвалах, шламохранилищах и на промышленных полигонах. При этом в составе большинства этих отходов содержатся ценные компоненты, в первую очередь металлы, востребованные в производстве. К таким потенциально ценным техногенным отходам относятся и большая часть отходов ферросплавного производства: аспирационные пыли выплавки большинства ферросплавов (их образование составляет от 6–8 до 15–20% от количества производимых сплавов), а также пыли и мелочь их дробления и отсева [1].

Несмотря на несомненную ценность, рециклинг этих отходов представляет большие трудности, что связано в первую очередь с их высокой дисперсностью, неоднородностью и нестабильностью состава. Абсолютное большинство плавильных агрегатов металлургических и литейных цехов не приспособлено для работы с такими материалами. Традиционная шихта для дуговых, индукционных, отражательных и шахтных печей должна иметь стабильный химический и оптимальный кусковой состав, как правило, с медианным размером не менее 30–50 мм.

Подготовка тонкодисперсных и неоднородных отходов требует проведения их гомогенизации (усреднения состава), удаления ненужных и вредных примесей (обогащения) и избыточной влаги, а также компактирования (окускования). Все эти операции являются затратными, трудо- и энергоемкими. Наиболее популярным процессом окускования является брикетирование. Но изготовление брикетов для каждого материала требует поиска оптимального состава (имеет значение не только химический состав, но и гранулометрия компонентов), способов приготовления смеси и уплотнения. Брикет должен обладать не только заданными размерами, но и требуемой плотностью, объемной и поверхностной прочностью, достаточной для их транспортировки, складирования, дозировки и подачи в реакционную зону печи. При этом брикеты должны иметь минимальное количество связующего и влаги, чтобы не ухудшать технические параметры плавки [2, 3].

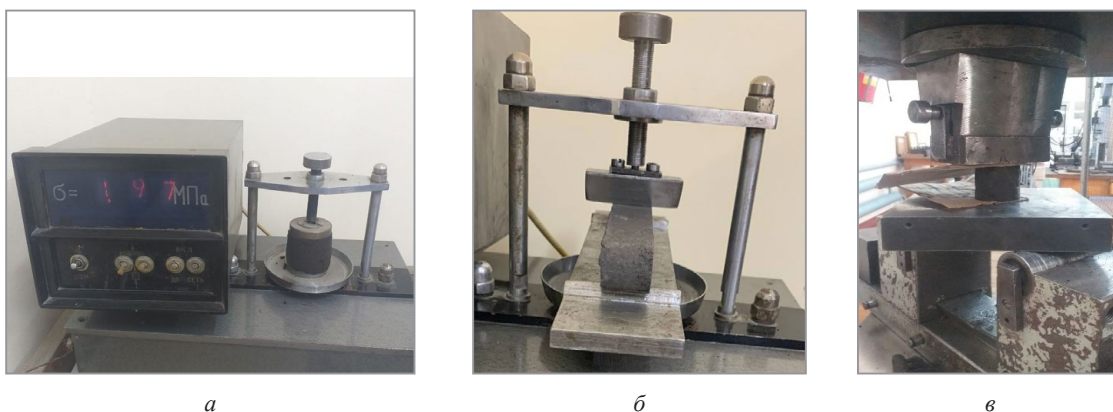
Основными техногенными отходами ферросплавного производства АО «Узметкомбинат» являются печные шлаки и аспирационные пыли, образующиеся в процессе выплавки ферросплавов в рудовосстановительных дуговых печах, а также в процессе дробления и отсева ферросплавов. Наибольшую ценность при этом представляют пыли дробления – их химический состав фактически эквивалентен готовой продукции ферросплавного производства (ФС45, ФС65, МнС-17), однако количество их весьма незначительно, составляет около 0,20–0,25 % от массы готовой продукции – ферросплавов. Среднее образование пыли дробления ферросплавов на комбинате сегодня составляет около 50–55 т в год. Пыль выплавки ферросилиция состоит в основном из микрокремнезема (~80 % и более) и может использоваться как добавка в цементные и бетонные растворы (его стоимость в Узбекистане составляет около 30–35 \$ за тонну). Печные шлаки плавки ферросплавов не составляют особой ценности, они практически не содержат металла, а количество представляющего интерес оксида марганца не превышает 5–8 %. Из неиспользуемых сегодня отходов наибольший интерес представляет аспирационная пыль выплавки ферросиликомарганца, в которой среднее содержание MnO колеблется в пределах 24–28 %, что сопоставимо с содержанием оксида марганца в рудном концентрате – 36–44 %. Среднее образование пыли выплавки ферросиликомарганца МнС-17 составляет около 20 % от объема получаемого сплава – до 2500 т в год. Таким образом, возвращение этой пыли в производство является важным и с экономической, и с экологической точки зрения. Ниже представлены результаты решения этой задачи.

Методика исследований

Стандартной методики для исследования свойств брикетов из техногенных отходов нет, соответственно для определения оптимального состава, способа смешивания компонентов и технологии изготовления брикетов из аспирационной пыли выплавки ферросиликомарганца была разработана оригинальная методика лабораторных исследований, основанная на методах испытания формовочных смесей (ГОСТ 23409-78), строительных (ГОСТ 8462-85 и ГОСТ 310.4-81) и огнеупорных материалов (ГОСТ 4071-2021), позволившая достаточно оперативно и с минимальными затратами решить поставленные задачи.

Для приготовления брикетировочной смеси использовали лабораторный катковый смеситель. Влажность исходных материалов контролировали на приборе ускоренного определения влажности с функцией автоматического взвешивания в процессе сушки. Для испытаний на прочность при сжатии в сыром и отвержденном состоянии на лабораторном копре изготавливали цилиндрические образцы диаметром 50 мм, такие же образцы использовали при проведении испытаний на осыпаемость после отверждения. Испытания в отвержденном состоянии проводили также на прочность при изгибе на образцах типа балочка с прямоугольным сечением 25×25 мм. Изготовление образцов осуществляли с помощью лабораторного копра. Прочностные испытания в сыром состоянии на сжатие и в сухом состоянии на изгиб проводили на лабораторной испытательной машине 04116Б, в сухом состоянии на сжатие – на гидравлическом прессе П-125 (рис. 1).

Исследовали варианты составов брикетов на жидкостекольном, органическом и цементном связующем. Наилучшие результаты, исходя из критериев наибольшей удельной прочности (прочность, отнесенная к содержанию связующего) и минимальной стоимости брикетов, были получены при использовании цементной связующей композиции. При оптимизации состава на цементной связке варьировали относительное количество связующего (табл. 1), а при оптимальном содержании связующего исследовали влияние количества воды на прочность брикетов. В качестве пороговой (минимально достаточной) прочности брикетов принимали значение 3,5 МПа при испытаниях на сжатие в отвержденном состоянии, которое соответствует прочности брикетов из рудного концентрата, используемых на комбинате в качестве одного из компонентов шихты.



а

б

в

Рис. 1. Прочностные испытания образцов из брикетировочной массы:

а – на сжатие сырых образцов; б – на изгиб отвержденных образцов; в – на сжатие отвержденных образцов

Таблица 1. Рецепт смеси для брикетов на цементном связующем

Наименование компонентов смеси	Содержание, %				
	90	93	95	97	100
Пыль газоочистки выплавки ферросиликомарганца	90	93	95	97	100
Цементное связующее	10	7	5	3	0
Вода сверх (100%)	12	12	12	12	12

Результаты лабораторных исследований и производственных испытаний

Результаты исследования влияния количества цементного связующего и воды на прочностные характеристики брикетов приведены на рис. 2 и в табл. 2.

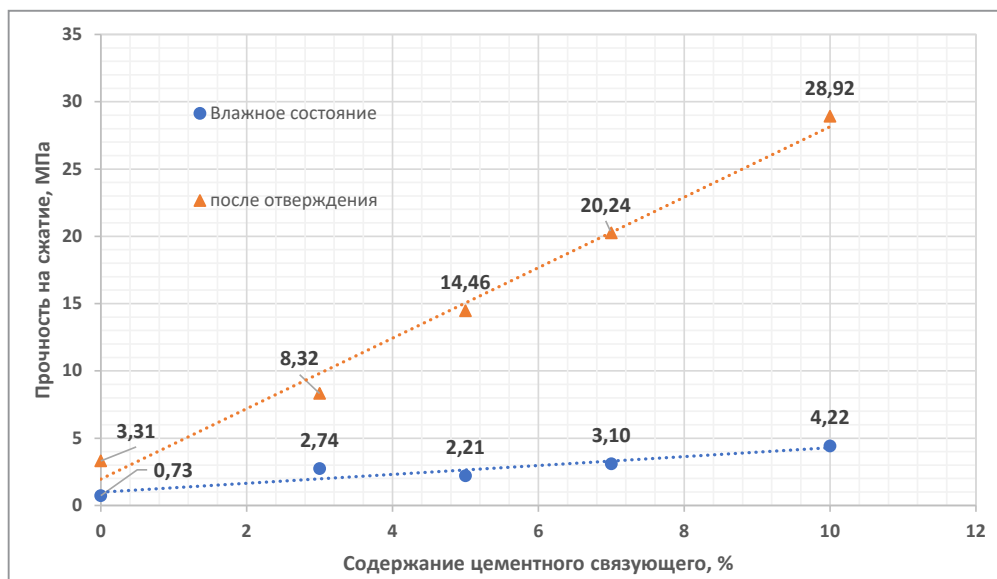


Рис. 2. Зависимость прочности брикетов на сжатие от содержания связующего

Таблица 2. Влияние содержания воды на прочность брикетов

Состав брикетировочной смеси	Вода сверх 100%	Прочность на сжатие, МПа	
		в сыром состоянии	в отвержденном состоянии
Пыль газоочистки выплавки ферросиликомарганца 97%	7	0,45	0,90
	8	0,51	1,03
	9	0,68	1,56
Цементное связующее 3%	10	0,94	3,29
	12	2,74	8,32

Из рис. 2 видно, что прочность брикетов как в сыром состоянии, так и после отверждения практически линейно растет с увеличением содержания связующего. Окончательный выбор состава брикетов осуществляли исходя из принципа, что содержание связующего и влаги должно быть минимальным, но достаточным, чтобы обеспечить требуемые физико-механические и технологические свойства, т.е. исключить или минимизировать разрушение брикетов. На основании практических данных были определены пороговые значения прочности брикетов: сырая прочность при сжатии – не ниже 1 МПа, прочность отвержденных брикетов при сжатии – не ниже 3,5 МПа. В качестве рабочего состава брикетов был принят следующий: пыль – 97%, связующее – 3, вода сверх 100% – 12%. Фазовый химический состав полученных брикетов приведен в табл. 3.

Таблица 3. Химический состав брикетов из аспирационной пыли плавки MnC-17, %

MnO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	Fe ₂ O ₃	P	S
24,65	26,60	5,34	11,75	6,82	6,93	0,37	5,7

На завершающей стадии исследований проводили производственные испытания брикетов с оценкой степени их разрушения при транспортировке, дозировании и подаче в плавильную печь, определяли также коэффициент усвоения и удельные энергозатраты при восстановительной плавке. Приготовление смеси осуществляли в шнековом смесителе непрерывного действия, изготовление брикетов – на валковом прессе с размером ячеек: Ø50×30 мм. Полученные брикеты показаны на рис. 3.



Рис. 3. Брикеты из пыли плавки ферросиликомарганца: а – общий вид, б – опытная партия

Изготовленные брикеты при минимальном содержании связующего (~3%) имели достаточную сырую прочность – 2,74 МПа и высокую прочность после отверждения на воздухе – 8,3 МПа, что почти в 2,5 раза выше прочности покупных брикетов из рудного сырья. Это обеспечило минимальные потери материала в процессе сушки, транспортировки, складирования и подачи брикетов по системе конвейеров от суточных бункеров в рабочее пространство рудовосстановительной печи: суммарные потери (степень разрушения брикетов) составили менее 5%, при том, что степень разрушения покупных брикетов из рудного сырья, как правило, 25–30%.

Опытную партию брикетов (~40 т) использовали в процессе выплавки ферросиликомарганца вместо традиционных брикетов из рудного концентрата и в том же отношении к остальным компонентам шихты: марганцевая руда – 85%; марганцевый концентрат – 10; брикеты из аспирационной пыли – 5%.

Коэффициент восстановления и усвоения марганца из полученных брикетов в процессе плавки составил 80–85%, что соответствует показателям рудных материалов. Выплавка ферросиликомарганца с использованием брикетов прошла без замечаний и практически не повлияла на ход плавки и объемы выбросов. Полученный в результате ферросиликомарганец полностью соответствовал требованиям ГОСТ 4756-91 к сплаву марки MnC-17. Выявленное по результатам опытной плавильной кампании некоторое увеличение удельного расхода электроэнергии составило около 0,5–0,8%, что вполне коррелирует с относительной разницей содержания марганца в брикетах из аспирационной пыли (~19%) и рудного концентрата (~32%).

Выводы

Производственные испытания – выплавка ферросиликомарганца с использованием брикетов из аспирационной пыли рудоплавильной печи показали, что полученные брикеты являются полноценной заменой традиционной марганецсодержащей шихты. Разработанные технические решения позволяют на 13–15% сократить количество закупаемой марганцевой руды (~ на 2000 т ежегодно) и примерно на 30–35% сократить количество захораниваемых сегодня техногенных отходов ферросплавного производства. Ожидаемый суммарный эффект от рециклинга пылевидных отходов ферросплавного производства для комбината составит около 1 млн. долларов в год.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Лисин, В. С.** Ресурсоэкологические проблемы XXI века и металлургия / В. С. Лисин, Ю. С. Юсфин. – М.: Высшая школа, 1998. – 447 с.
2. **Проценко, Т. Л.** Экспериментальные исследования процесса брикетирования пыли производства ферросилиция / Т. Л. Проценко, Е. Ф. Жуковский // Вестник БГТУ им. Шухова. – 2014. – № 6. – С. 187–191.
3. **Носков, В. А.** Исследование технологических параметров и режимов получения брикетов из металлургических отходов / В. А. Носков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – № 5. – С. 115–117.

REFERENCES

1. **Lisin V.C., Jusfin Ju.S.** *Resursojekologicheskie problemy XXI veka i metallurgija* [Resource and environmental issues of the 21st century and metallurgy]. Moscow, Vysshaja shkola Publ., 1998, 447 p.
2. **Procenko T.L., Zhukovskij E.F.** *Jeksperimental'nye issledovanija processa briketirovanija pyli proizvodstva ferrosilicija* [Experimental studies of the process of briquetting dust from ferrosilicon production]. *Vestnik BGTU im. Shuhova = Bulletin of the BSTU named after Shukhov*, 2014, no. 6, pp. 187–191.
3. **Noskov V.A.** *Issledovanie tehnologicheskikh parametrov i rezhimov poluchenija briketov iz metallurgicheskikh othodov* [Study of technological parameters and modes of obtaining briquettes from metallurgical waste]. *Metallurgicheskaja i gornorudnaja promyshlennost' = Metallurgical and mining industry*, 2002, no. 5, pp. 115–117.



УДК 669.187.25

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ ЗЕЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

*Л. В. ТРИБУШЕВСКИЙ, Г. А. РУМЯНЦЕВА, Б. М. НЕМЕНЕНОК, Я. Л. МЯКИННИК,
Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.
E-mail: nemenenok@bntu.by.*

Проанализированы существующие технологии металлургического производства, отличающиеся минимальным вредным воздействием на окружающую среду. Выбросы в атмосферу углекислого газа можно исключить при использовании водорода в качестве восстановителя оксидов железа. Лучшие результаты обеспечиваются при получении водорода электролизом воды, но такие технологии требуют серьезных инвестиций. Более реальным в плане создания зеленых технологий является снижение потребления природного газа, улавливание отходящих газов металлургического производства и использование их для производства электроэнергии и новых видов продукции: метанола, синтетического спирта, удобрений и полимеров. Также перспективна реализация концепции NoWASTE, направленной на минимизацию отходов, подлежащих захоронению. Приведены примеры безотходных технологий переработки отходов алюминия в ООО «НПФ «Металлон».

Ключевые слова. Зеленые технологии, безотходное производство, новые виды продукции.

APPLICATION OF GREEN TECHNOLOGIES IN METALLURGICAL PRODUCTION

*L. V. TRIBUSHEVSKY, G. A. RUMYANTSEVA, B. M. NEMENENOK, Ya. L. MYAKINNIK,
Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: nemenenok@bntu.by.*

This paper analyzes current metallurgical production technologies that minimize environmental impact. The use of hydrogen as a reducing agent for iron oxides can eliminate CO₂ emissions. The best results are achieved with hydrogen produced by water electrolysis, although such technologies require significant investments. A more feasible approach to implementing green technologies in metallurgy involves reducing natural gas consumption, capturing waste gases from metallurgical processes, and using them to generate electricity and produce new products such as methanol, synthetic alcohol, fertilizers, and polymers. Another essential element of green technologies is the implementation of the NoWASTE concept, aimed at minimizing waste disposal. Examples of zero-waste aluminum processing technologies at "NPF Metallon" are provided.

Keywords. Green technologies, zero-waste production, new product types.

Для металлургического производства характерно образование больших объемов техногенных отходов, оказывающих негативное воздействие на окружающую среду. При этом загрязнение атмосферы пылегазовыми выбросами от агрегатов металлургического производства вызывает изменение климата и является глобальной экологической проблемой [1].

Разработка зеленых технологий в металлургическом производстве сводится к исключению выбросов оксидов углерода в атмосферу и минимизации отходов, подлежащих захоронению.

Преобладающий в мире способ производства стали включает выплавку чугуна в доменных печах с последующим его переделом в сталь в кислородных конвертерах. Значительно меньшие объемы стали получают на основе твердого губчатого железа, известного как железо прямого восстановления (Direct Reduced Iron, DRI), с последующей его переработкой в электродуговой печи (ЭДП). При этом способе в качестве металлошихты используется железная руда, восстанавливаемая монооксидом углерода и водородом [2].

За последние десятилетия структурные изменения в производстве стали, модернизация и инновации в энергетике, технологии в машиностроении, наглядным примером которых служит сталелитейная отрасль Германии, привели к резкому снижению удельного потребления энергии из первичных источников и удельных выбросов углекислого газа. Только за период с 1990 г. расход энергии

из первичных источников сократился на 13%, а количество выбросов CO_2 – на 12,4 млн. т/год, что эквивалентно выбросам 4,9 млн. автомобилей среднего класса. Вместе с тем следует отметить, что на сталелитейную отрасль приходится лишь 6% общемирового объема выбросов и по сравнению со всеми производимыми материалами сталь отличается самым низким объемом выбросов CO_2 на протяжении всего жизненного цикла. Например, удельные выбросы от производства молока превышают выбросы от стали на 50% [3].

Сталь является важнейшим материалом современного общества, и по мере роста населения в мире и развития урбанизации ожидается дальнейшее увеличение ее производства. Если основной схеме получения стали не будет найдена альтернативная замена, то выбросы CO_2 от металлургической промышленности к 2025 г. увеличатся на 25%.

Если сравнивать объемы выбросов CO_2 в доменно-конвертерном производстве стали с вариантом «установка прямого восстановления железа – электродуговая печь» с шахтной печью и подачей горячего DRI в ЭДП, принимая углеродную нагрузку электроэнергии равной 200 г/(кВт·ч), то второй вариант дает выигрыш порядка 35%. Выбросы CO_2 при производстве DRI связаны с углеродом, содержащимся в природном газе. В случае замены водородом природного газа при производстве DRI и использовании экологически чистой электроэнергии можно было бы производить сталь без выбросов CO_2 [2]. В связи с этим тема сокращения объемов выбросов CO_2 и использования водорода в качестве восстановителя приобретает все большее значение из-за стремления к декарбонизации. Согласно Дорожной карте по климату Еврокомиссии, к 2050 г. выбросы CO_2 должны снизиться более чем на 80% по сравнению с 1990 г.

Над технологиями сокращения выбросов CO_2 при производстве стали ведется постоянная работа. Среди примеров можно отметить следующие [2]:

- проект HYBRIT;
- процесс жидкофазного восстановления HIsarna;
- разработка процесса прямого восстановления чистым водородом;
- развитие технологий энергосбережения;
- исключение углерода и его монооксида из состава восстановителей, применяемых при восстановлении оксидов железа.

Значительное снижение выбросов CO_2 в атмосферу ожидается от реализации проекта пилотного завода HYBRIT для производства стали без использования природного топлива. Внедрение новой технологии позволит уменьшить общие выбросы CO_2 в Швеции на 10%, в Финляндии – на 7%.

Технология HYBRIT предполагает использование водорода, который вырабатывают с помощью электричества, получаемого на энергетических установках, не использующих природное топливо, а в качестве отходов производства образуется чистая вода.

По мнению президентов шведских компаний SSAB AB, LKAB и Vattenfall, электрификация металлургической промышленности и использование водорода, не причиняющего ущерб климату, сыграют решающую роль в обществе будущего, основанном на отсутствии выбросов и отказе от использования природного топлива.

Также заслуживает внимания технология, разработанная компанией Tata Steel, которая позволит в будущем сократить выбросы CO_2 металлургическими предприятиями как минимум на 20%. Компанией предложена установка HIsarna для производства чугуна, основанная на использовании реактора, загружаемого сверху железной рудой. В высокотемпературном циклонном конвертере температура во всем объеме выше температуры плавления железа, поэтому вдуваемая в реактор железная руда мгновенно расплавляется с образованием жидкого чугуна. В верхней части реактора (циклона) происходит дальнейшее повышение температуры после добавления чистого кислорода, который вступает в реакцию с присутствующим монооксидом углерода. В результате продолжительного контакта газов с расплавленной рудой она быстро плавится и жидкая фаза стекает на дно реактора, где в расплав вдувается порошкообразный уголь для окончательного восстановления.

Поскольку отходящие из установки газы почти на 100% состоят из CO_2 , то появляется возможность их немедленного сбора и использования без дорогостоящих операций очистки.

Следует отметить, что полный отказ от углеродсодержащих восстановителей требует привлечения серьезных инвестиций, что в ряде случаев ставит под сомнение возможность реализации таких технологий. Поэтому более реалистичным вариантом ослабления негативного влияния металлургического производства на окружающую среду следует считать мероприятия по экономному использованию

природного газа и более эффективному вовлечению отходящих газов в производство новых видов продукции.

Сжигание 1 м^3 метана при коэффициенте избытка воздуха, равном единице, сопровождается образованием $1 \text{ м}^3 \text{ CO}_2$, $2 \text{ м}^3 \text{ H}_2\text{O}$ и $7,524 \text{ м}^3$ азота. При этом доля CO_2 в продуктах сгорания составляет 9,5%, H_2O – 19,0%, азота – 71,5%. Поэтому любые технологии, направленные на экономное использование природного газа, обеспечивают получение не только экономического, но и экологического эффекта за счет сокращения выбросов CO_2 .

Было бы ошибкой полагать и заявлять, что CO_2 является отходом. Это весьма ценное сырье для производства новых видов продукции. Отходящие газы металлургического комбината в среднем содержат 43% N_2 , 25% CO , 21% CO_2 , 8% H_2 и небольшое количество метана [2]. Они могут использоваться для выработки теплоты и электроэнергии, что в настоящее время уже является обычной практикой. При этом неизбежно образуется CO_2 , попадающий в атмосферу. Однако отходящие газы можно использовать в качестве сырья для нужд металлургической, химической и энергетической отраслей. При этом требуется дополнительное количество водорода, получаемого путем электролиза воды. Необходимая электроэнергия должна быть экологически чистой. В противном случае углеродный след полученного водорода окажется столь велик, что нельзя будет говорить о каком-либо сокращении CO_2 [2].

Наряду с выработкой теплоты и электроэнергии из отходящих газов, сопровождаемой выделением CO_2 , можно получать метанол, синтетический спирт, удобрения и полимеры с помощью процесса Carbon2Chem, где выбросы CO_2 отсутствуют [2].

Газы металлургического производства представляют собой смеси, которые необходимо очищать и подвергать дальнейшему разложению с использованием катализаторов. Известна технология CCUS, обеспечивающая улавливание, утилизацию и хранение диоксида углерода.

Группа ArcelorMittal совместно с компанией Lanzatech успешно продемонстрировала возможность ферментации доменного газа при помощи микробов с получением этанола. Из объема 100 тыс. м^3 (при нормальных условиях) в час из доменного газа (из которого вымывается CO_2), содержащего монооксид углерода, микробы и воду, получается 8 т/ч этанола, что эквивалентно 80 млн. л/год. Доменный газ не нуждается в очистке и микробы способны к выживанию в его атмосфере. Недостатком биотехнологии являются расходы на водоподготовку, поскольку микробы обитают в воде при температуре 37°C .

Зеленые технологии металлургического производства предполагают также исключение образования отходов, подлежащих захоронению. В Германии, например, разработана концепция NoWASTE, согласно которой за пределы предприятия можно вывозить только реально ценные материалы и таким образом использовать как можно меньше места для захоронения отходов в виде металлургических шлаков. Исходя из данной концепции, в настоящее время большую часть шлаков внепечной обработки используют в качестве шлакообразующих добавок в ЭДП [3]. При этом не требуются площади для их захоронения, улучшается экологическая ситуация из-за исключения распространения на большую территорию экотоксичных материалов, экономится первичное сырье в виде извести и бокситов.

Ряд безотходных технологий, реализуемых в ООО «НПФ «Металлон» [4] по переработке окисленных отходов алюминия и отходов алюминия 4-го сорта класса Г, также можно отнести к зеленым в металлургическом производстве (рис. 1, 2).

При переработке алюминиевой стружки и шлака металлическая составляющая используется для получения раскислителей в виде чушки, пирамидок и гранул, а вторичный шлак, пыль газоочистки и отсев стружки и шлака являются сырьем для производства разжижителей рафинировочного шлака и алюминиевой раскислительной смеси, используемой при раскислении рафинировочного шлака в процессе внепечной обработки стали. Такая схема переработки исключает образование отходов, подлежащих захоронению.

Следует отметить еще один положительный момент от использования алюминиевых раскислительных смесей и разжижителей на основе отходов переработки вторичного алюминия (ОПВА). Известно [5], что в составе рафинировочного шлака при затвердевании формируются соединения $\text{C}_2\text{S}(2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2)$, являющиеся причиной его саморазрушения из-за уменьшения плотности при протекании полиморфных $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \gamma$ -превращений. Для стабилизации высокотемпературной модификации $\alpha\text{-C}_2\text{S}$ используют оксиды MgO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , BaO , K_2O , P_2O_5 и Cr_2O_3 или их комбинации. В случае разжижения рафинировочных шлаков составами на основе ОПВА в шлаке увеличивается содержание $\text{C}_{12}\text{A}_7(12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3)$, а количество фазы C_2S уменьшается и при добавке более 18% ОПВА шлак из нестабильного переходит в стабильное состояние. Стабилизированные рафинировочные шлаки можно использовать как шлакообразующие при плавке стали в крупнотоннажных электродуговых печах [6].

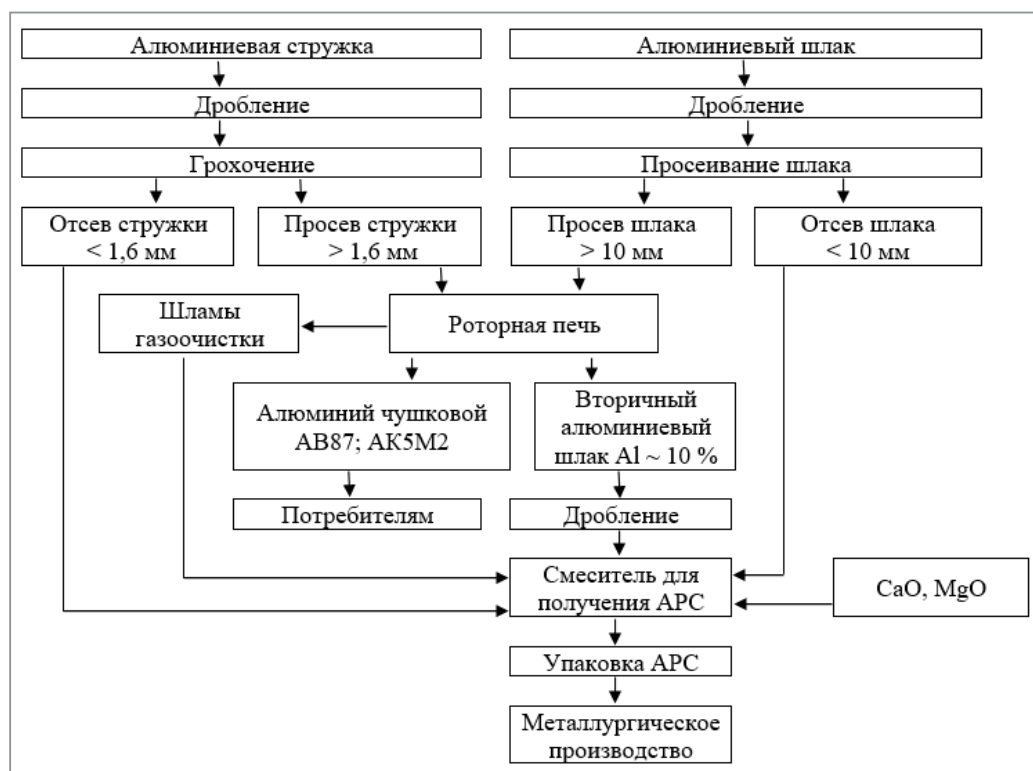


Рис. 1. Схема безотходной технологии переработки окисленных отходов алюминия в виде стружки и шлака

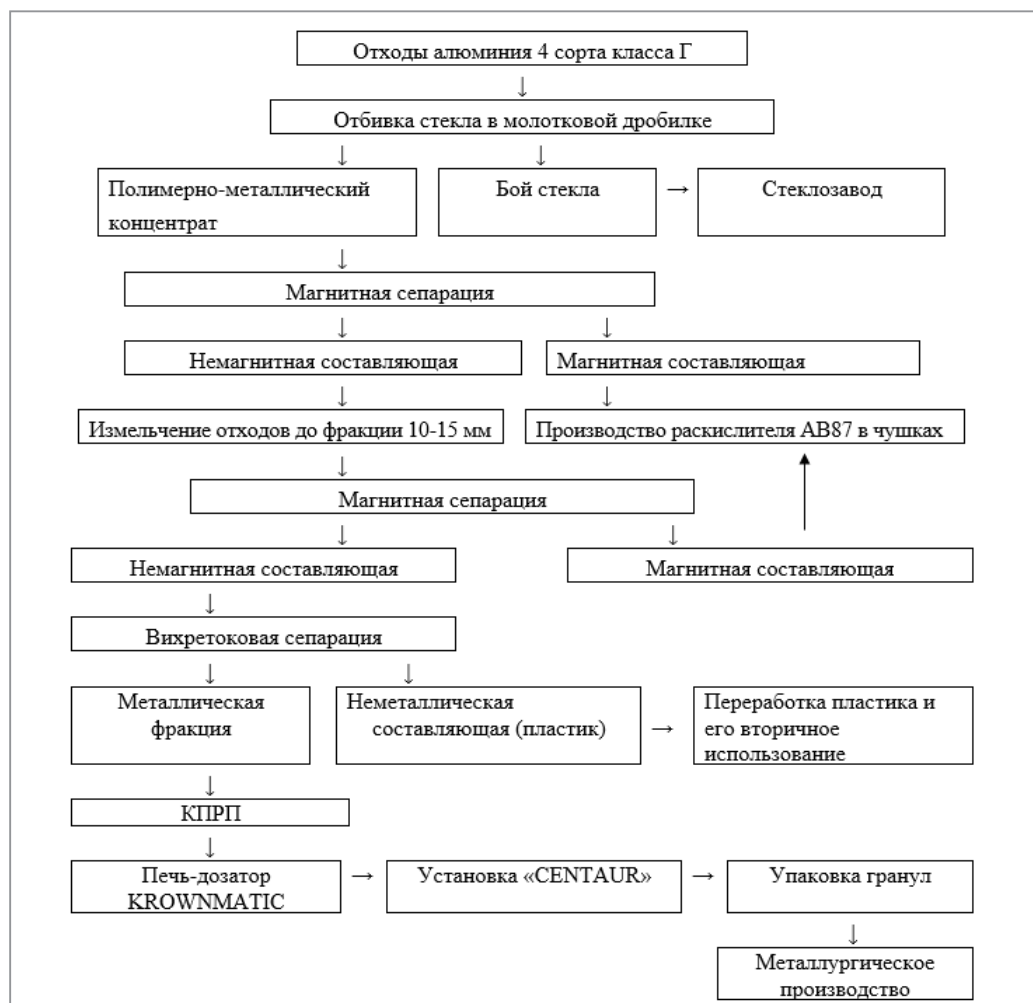


Рис. 2. Схема подготовки и переработки отходов алюминия 4-го сорта класса Г

Таким образом, при использовании бесфлюсовых алюминиевых шлаков решается вопрос снижения вредных выбросов при внепечной обработке стали, повышается стойкость футеровки сталеразливочных ковшей, рационально используются отвальные шлаки для производства новых видов реагентов, исключаются отходы 4-го класса опасности, подлежащие захоронению, создаются условия для применения обработанных рафинировочных шлаков в качестве шлакообразующих при плавке стали в электродуговых печах.

Переработка отходов алюминия 4-го сорта класса Г (рис. 2) обеспечивает получение алюминиевых гранул по сухой технологии, раскислителя марки АВ87 в чушках, боя стекла, поставляемого на стеклозавод, и выделение пластика, который после переработки реализуется потребителям.

Таким образом, зеленые технологии в металлургическом производстве имеют право на жизнь, и степень их реализации зависит от объемов инвестиций и видов получаемой продукции.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Белый, О. А.** Экология промышленного производства / О. А. Белый, Б. М. Немененок. – Минск: БНТУ, 2016. – 345 с.
2. **Кудрин, В. А.** Теория и технология производства стали / В. А. Кудрин. – М.: Мир, 2003. – 528 с.
3. **Люнген, Х. Б.** Гибкие решения в сталелитейной отрасли для сокращения выбросов CO₂ и повышения эффективности производства / Х. Б. Люнген, М. Шпрехер // Черные металлы. – 2017. – С. 64–71.
4. Инновационные технологии переработки окисленных отходов алюминия / Л. В. Трибушевский [и др.]. – Минск: БНТУ, 2023. – 139 с.
5. Стабилизация рафинировочных шлаков путем корректировки их фазового состава / О. Ю. Шешуков [и др.] // Сталь. – 2016. – № 5. – С. 12–15.
6. Внепечная обработка стали отходами от переработки вторичного алюминия / Л. В. Трибушевский [и др.] // Литье и металлургия. – 2018. – № 1. – С. 100–105.

REFERENCES

1. **Bely O.A., Nemenenok B.M.** *Ekologiya promyshlennogo proizvodstva* [Ecology of industrial production]. Minsk, BNTU Publ., 2016, 345 p.
2. **Kudrin V.A.** *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali* [Theory and technology of steel production]. Moscow, Mir Publ., 2003, 528 p.
3. **Lyngen H.B., Sprecher M.** Gибкие resheniya v stalelitejnoj otrasli dlya sokrashcheniya vybrosov CO₂ i povysheniya effektivnosti proizvodstva [Flexible solutions in the steel industry to reduce CO₂ emissions and increase production efficiency]. *Chernye metally = Ferrous Metals*, 2017, pp. 64–71.
4. **Tribushevsky L.V. [et al.]** *Innovacionnye tekhnologii pererabotki oksislennyh othodov alyuminiya* [Innovative technologies for processing oxidized aluminum waste]. Minsk, BNTU Publ., 2023, 139 p.
5. **Sheshukov O. Yu. [et al.]** Stabilizaciya rafinirovochnyh shlakov putem korrekcirovki ih fazovogo sostava [Stabilization of refining slags by adjusting their phase composition]. *Stal' = Steel*, 2016, no. 5, pp. 12–15.
6. **Tribushevsky L.V., Nemenenok B.M., Rumiantseva G.V., Kulik M.A.** Vnepechnaya obrabotka stali othodami ot pererabotki vtorichnogo alyuminiya [Extra-furnace steel processing by recycled secondary aluminum waste]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2018, no. 1, pp. 100–105.



УДК 543.42

АНТИПРОДУКЦИЯ: ПРОБЛЕМА ОБНАРУЖЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

*А. Г. АНИСОВИЧ, Институт прикладной физики НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Академическая, 16. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.*

Обсуждаются вопросы анализа неметаллических включений в сталях. Рассмотрены оптические эффекты, возникающие в поляризованном свете на неметаллических включениях, артефактах металлографической пробоподготовки, а также некоторых деталях и дефектах микроструктуры. Показано, что при максимальных увеличениях до 2000 крат не всегда возможно идентифицировать кристаллические включения, в частности силикатов. Проиллюстрировано сходство оптических эффектов на кристаллических включениях, с одной стороны, и каплях воды, порах и ямках травления – с другой.

Ключевые слова. *Сталь, неметаллические включения, оптические эффекты, поляризованный свет, микроскопия.*

ANTI-PRODUCTS: THE PROBLEM OF DETECTING NON-METALLIC INCLUSIONS IN STEEL

*A. G. ANISOVICH, Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 16, Akademicheskaya str. E-mail: anna-anisovich@yandex.ru.*

The issues of analyzing non-metallic inclusions in steels are discussed. The optical effects arising in polarized light on non-metallic inclusions, artifacts of metallographic sample preparation, as well as some details and defects of the microstructure are considered. It is shown that at maximum magnifications up to 2000x, it is not always possible to identify crystalline inclusions, in particular, silicates. The similarity of optical effects on crystalline inclusions, on the one hand, and water droplets, pores, and etching pits, on the other, is illustrated.

Keywords. *Steel, non-metallic inclusions, optical effects, polarized light, microscopy.*

Введение

Неметаллические включения являются продуктом физико-химических процессов, протекающих при выплавке стали, и рассматриваются как ее структурные составляющие. Они оказывают существенное влияние на свойства как полуфабрикатов, так и готовых изделий [1–3]. Неметаллические включения разнообразны по химическому составу, структуре, форме и размерам, физико-химическим и оптическим свойствам, а также топографии – распределению в структуре металла.

Изучение структуры и свойств неметаллических включений является неотъемлемой частью металлографических исследований разнообразных сталей [4]. Первый шаг в подобных изысканиях – обнаружение включений как таковых. Важность этой проблемы осознана металловедами и металлургами очень давно, и литература, посвященная данной теме, имеет уже вековую историю [5, 6]. Основные исследования проведены в 1950–60-е гг., но актуальны и сегодня. Учитывая большую практическую значимость данного вопроса, его научное изучение активно продолжается [7].

Современное развитие металлографии дает возможность использовать существенно большие увеличения, компьютерный анализ и регистрацию изображений, что позволяет фиксировать во всем многообразии не только структуру стали, но также брак и металлографические артефакты различного происхождения [8–10]. Таким образом, появилась возможность исследовать объекты, ранее недоступные для анализа, и создавать разнообразную справочную литературу.

Данная статья посвящена вопросам обнаружения неметаллических включений в стали при использовании поляризованного света. Современные металлографические комплексы позволяют работать с увеличением до 3000 крат, что существенно расширяет возможности анализа. Однако при этом возрастает важность умения отличать артефакты от особенностей структуры. Металлографические комплексы

оснащены различными опциями контрастирования, позволяющими визуализировать особенности морфологии поверхности образца. Развитие технологий дает возможность получать материалы с более дисперсной структурой. Но то же касается и неметаллических включений.

Материалы и методики эксперимента

Исследования выполнены на металлографическом комплексе на основе инвертированного микроскопа МИ-1, оснащенного программой обработки изображений AXALIT (разработчик «Аксалит Софт») для фотографирования и количественной обработки данных. Использован анализ в светлом поле и поляризованном свете. Шлифы изготавливали по общепринятой методике. Травление на микроструктуру произведено ниталем. Использованы материалы хоздоговорных работ Института прикладной физики НАН Беларуси с предприятиями Республики Беларусь за 2022–2024 гг.

Основная часть

В последнее время участились случаи брака по признаку избыточного количества неметаллических включений, наличие которых является причиной облома, в частности зубчатых передач (рис. 1).

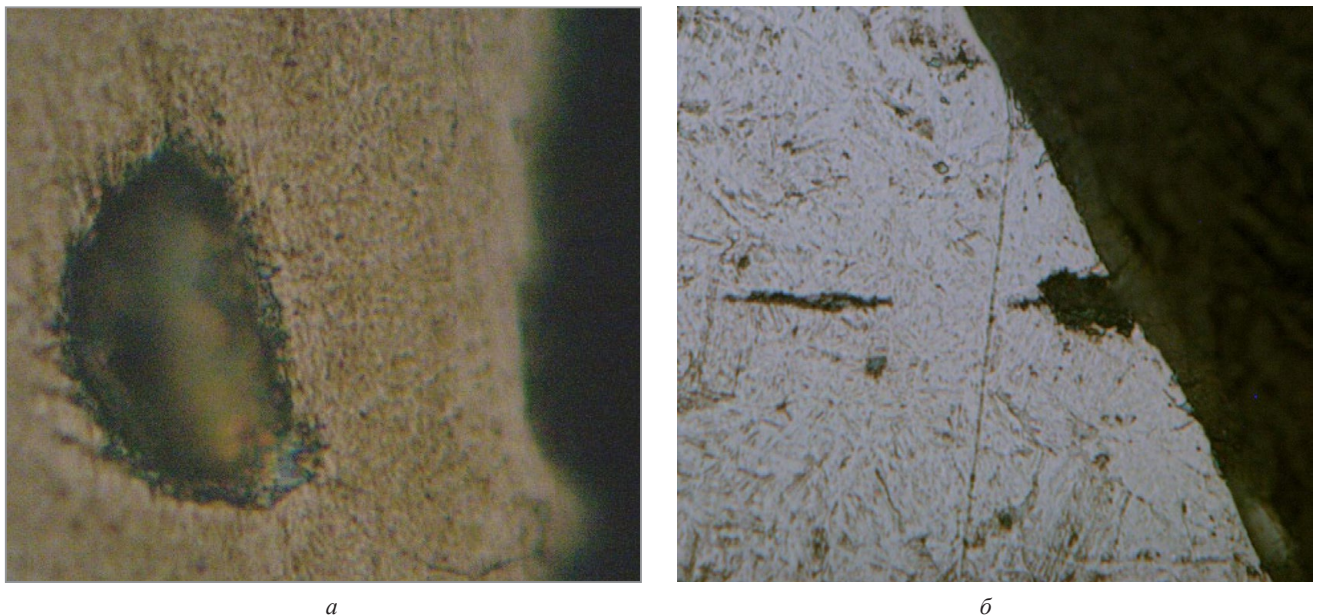


Рис. 1. Формирование трещин около неметаллических включений на кромке деталей:
a – оксидное включение, сталь 25ХГТ; *б* – оксидное включение и строчечность, сталь 25ХГТ

Наиболее распространены оксидные включения (рис. 2), балл которых может достигать 4–5 по ГОСТ 1778–2022. В то же время в металле, поставляемом для различных предприятий, достаточно часто выявляют неметаллические включения на основе кремния. В качестве примера на рис. 3 показано сложное включение кремнеземистого стекла. Сталь, содержащая повышенное количество неметаллических включений (типа стекла), показывает значительный износ инструмента при обработке. По сделанным оценкам, при хорошем качестве металла инструмент обрабатывает партию изделий в 30 шт., тогда как для стали, структура которой показана на рис. 2, 3, это количество составляет 2 шт.

Вышеприведенные дефекты в целом имеют размер, который позволяет идентифицировать их при увеличениях от 100 до 1500 крат. Достаточно надежно определяются кристаллические включения в светлом поле (рис. 4, *a*), а также поляризованном свете (рис. 4, *б*) по характерному темному кресту [11]. В соответствии с [12] оптический крест дают в поляризованном свете, в частности глобулярные прозрачные включения силикатов. Формирование темного креста является доказательством наличия кристаллического включения.

Включения силикатов при освещении по методу светлого поля показаны на рис. 5, *a*. В поляризованном свете одноосный кристалл дает световую фигуру с характерным темным крестом, ветви которого, расширяющиеся к концам, параллельны главным сечениям николей [11] (рис. 5, *б*). В поле между ветвями креста видны концентрические кольца интерференционных цветов, повышающихся от центра к периферии. Контраст концентрических колец и темного креста зависит от совершенства формы включения [6].

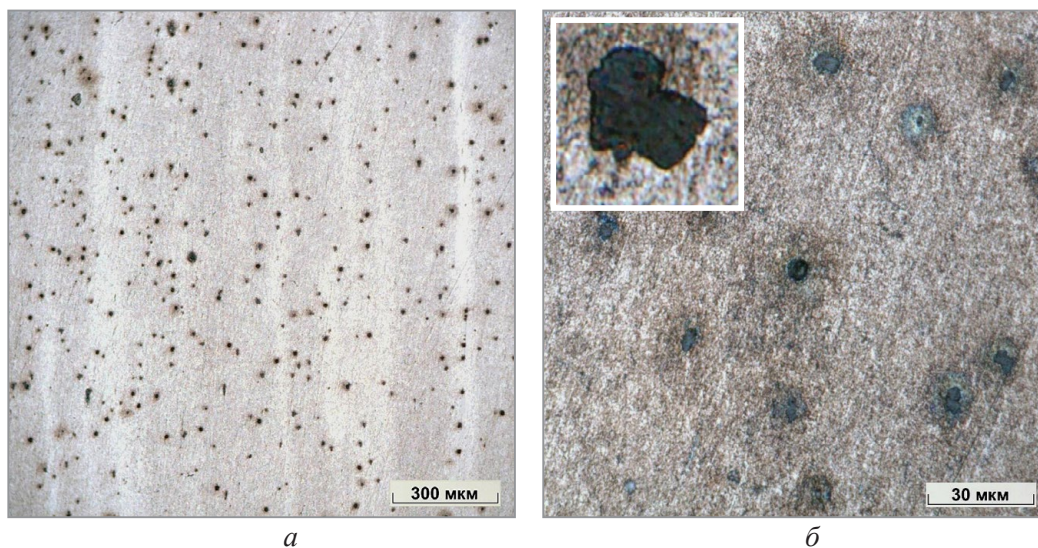


Рис. 2. Оксидные включения в стали 38ХМЮА:
a – включения на фоне полосчатости, слабое травление. $\times 100$; *b* – расплав вокруг включений. $\times 1000$

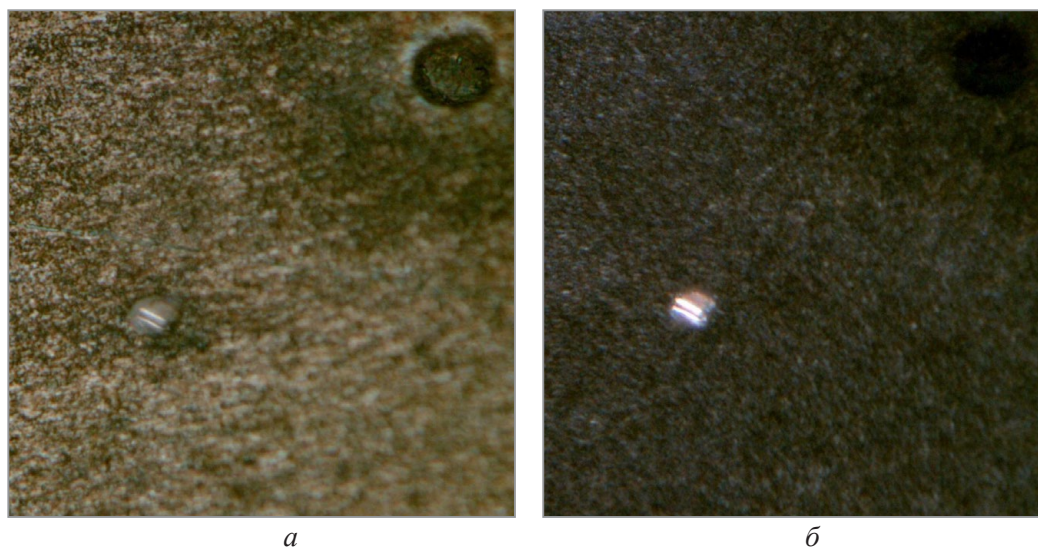


Рис. 3. Включение кремнеземистого стекла с β -кристобалитом игольчатой формы:
a – светлое поле; *b* – поляризованный свет; сталь 38ХМЮА

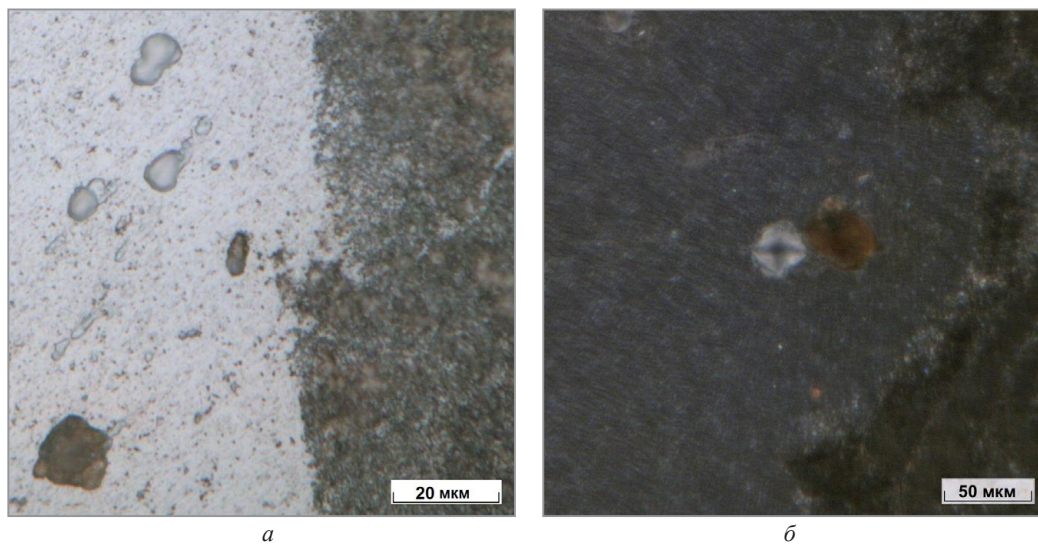


Рис. 4. Структура стали 20ХНЗА (состояние поставки): *a* – светлое поле; *b* – поляризованный свет

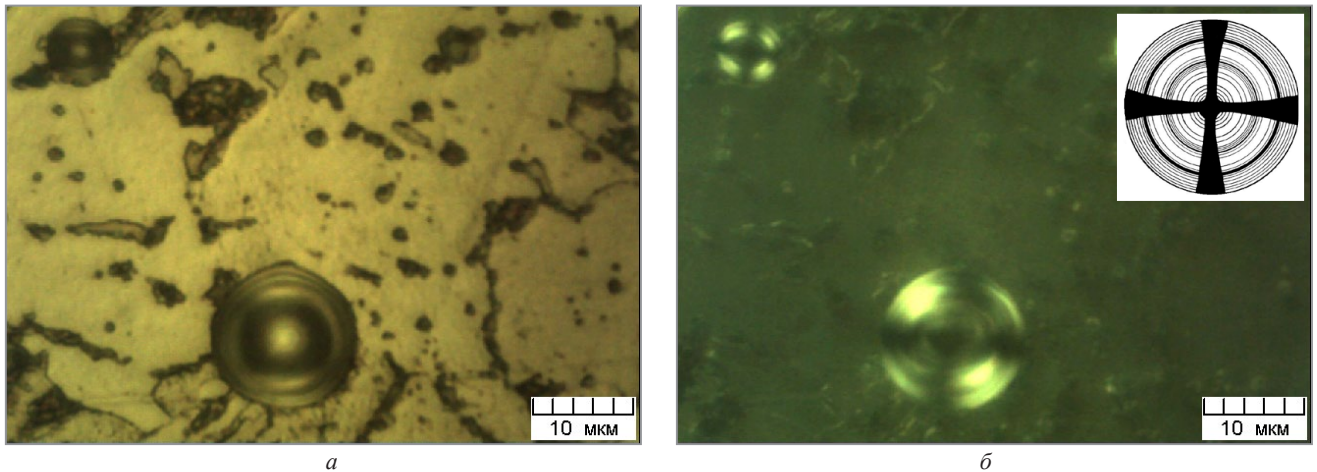


Рис. 5. Шаровидные прозрачные включения силикатов:
a – в светлом поле; *б* – в поляризованном свете, схема коноскопической фигуры

Вопрос обнаружения стекловидных включений связан с высокой дисперсностью самих включений; наличием оптических эффектов на фазовых составляющих; присутствием различных артефактов, обусловленных качеством поверхности шлифов и травлением; дефектами структуры.

Вышесказанное проиллюстрировано на рис. 6. После термической обработки сталь имеет собственную мелкую структуру, поэтому мелкие стекловидные включения в светлом поле заметны плохо (рис. 6, *a*). В поляризованном свете (рис. 6, *б*) точно установлено присутствие включения (стрелка), но на пределе возможностей микроскопа. Рядом с ним светятся еще включения, вероятно такие же, но это установить трудно по причине их размера и ориентации относительно плоскости шлифа. Также могут подсвечиваться фрагменты структуры. Крупное светящееся пятно – домовая пыль. Кроме того, видны включения кремнеземистого стекла, серые в светлом поле и темные в поляризованном свете. Присутствуют также радужные пятна, связанные с пористостью на границе металла, и включения [8].

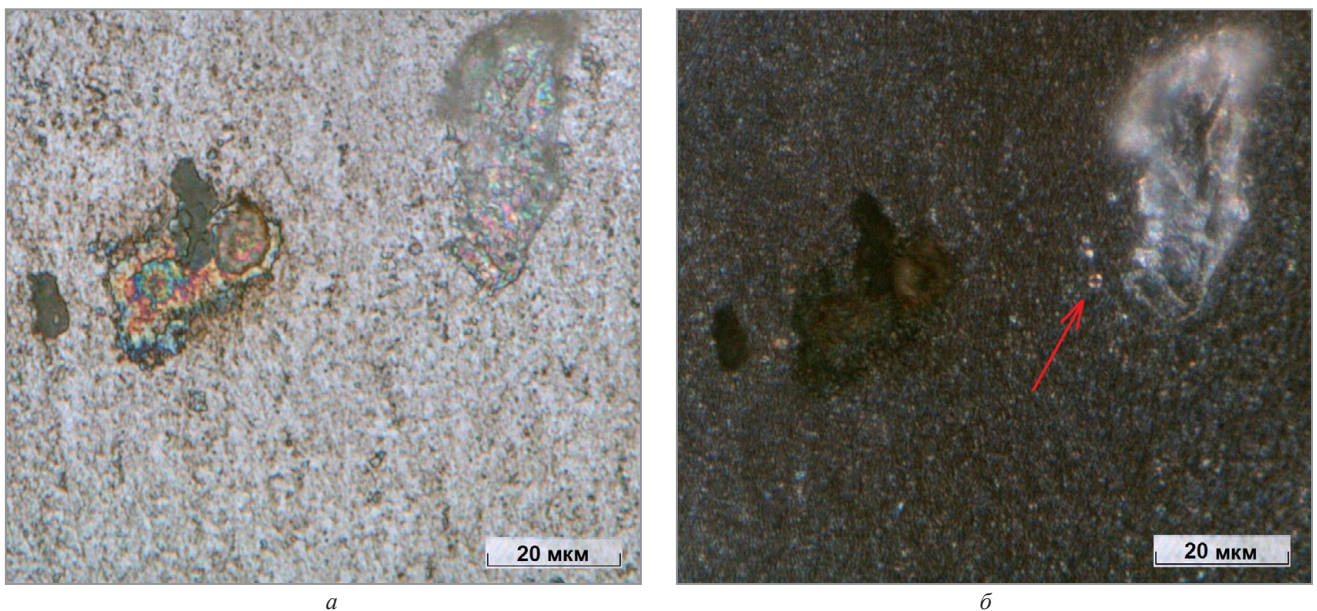


Рис. 6. Структура стали 38ХМЮА после закалки и высокого отпуска:
a – светлое поле; *б* – поляризованный свет. $\times 1500$

В отсутствие травления на участке с дефектами препарирования (рис. 7) видно, что оптические эффекты формируются в том числе на царапинах и пятнах воды [8], и отделить эффекты на включениях практически невозможно. На рис. 8 показаны оптические эффекты на высохших каплях воды различной формы.

Оптические эффекты в поляризованном свете формируются на определенных дефектах поверхности, имеющих относительно правильную форму (рис. 9), в частности полусферических порах [13], а также ямках травления [9].

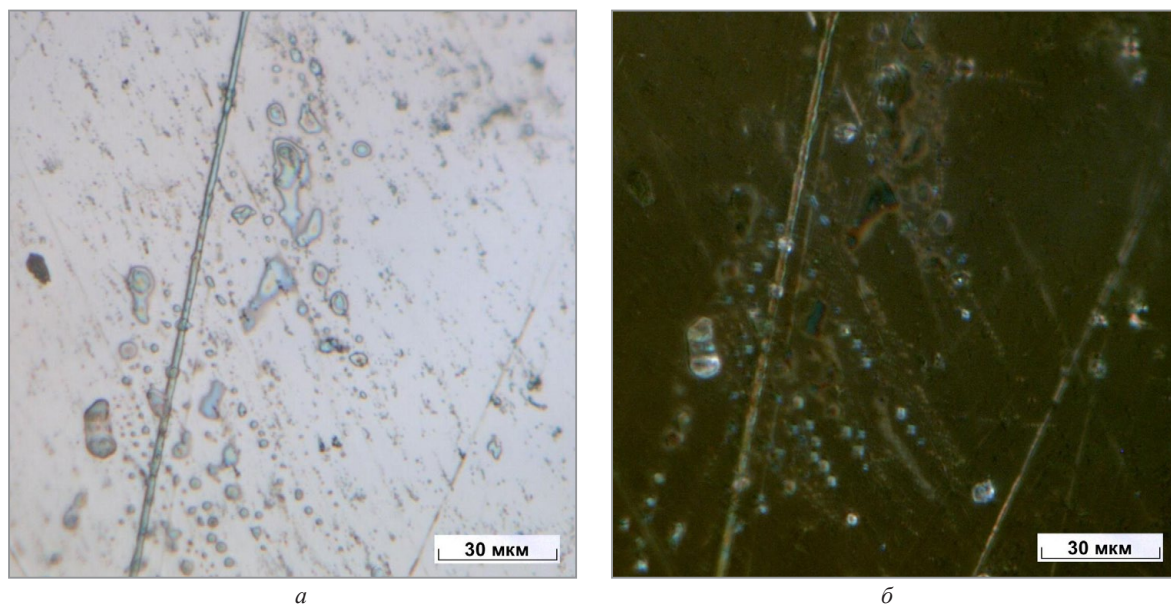


Рис. 7. Участок поверхности шлифа с царапинами и пятнами воды: *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

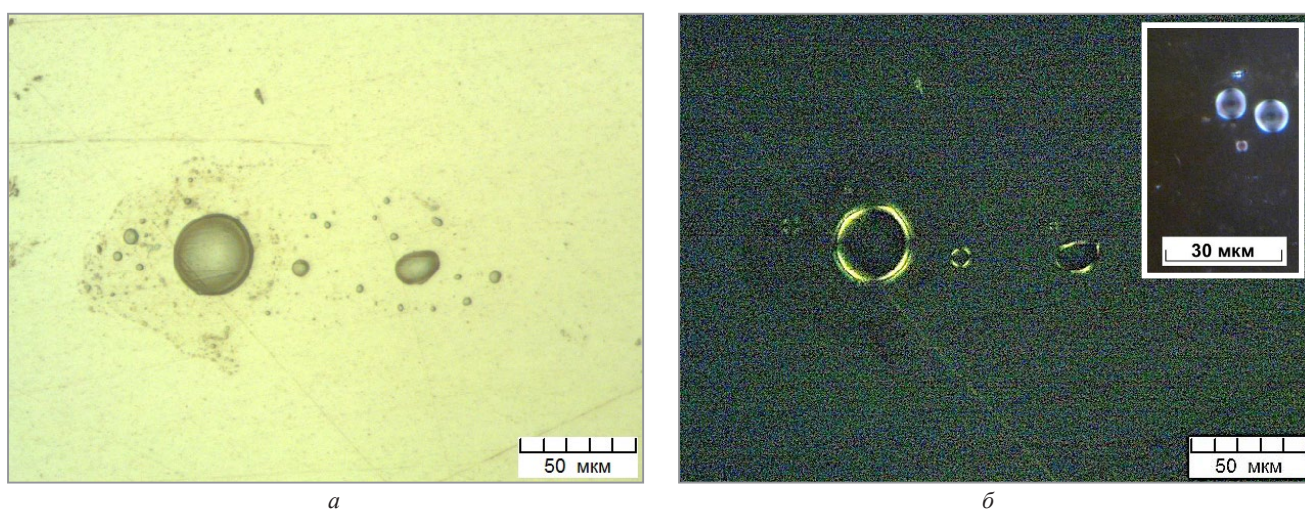


Рис. 8. Оптические эффекты на каплях воды: *a* – светлое поле; *б* – поляризованный свет

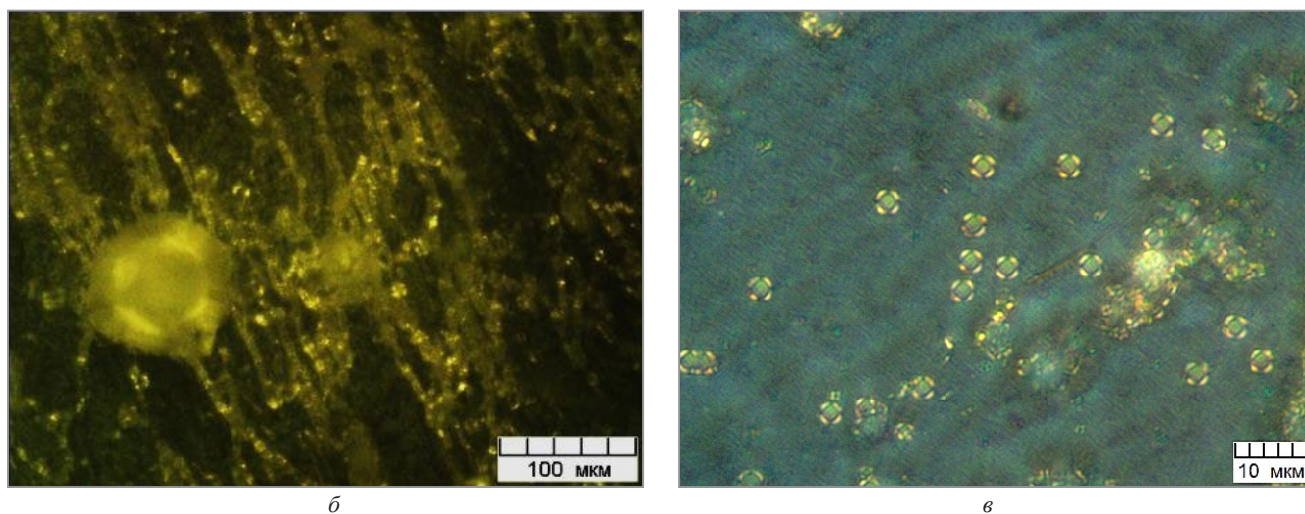


Рис. 9. Оптические эффекты в поляризованном свете:
a – пористость в сплаве Д16 при нарушении регламента оксидирования;
б – ямки травления на поверхности гальванического покрытия после травления. $\times 1500$

Выводы

Современное металлографическое оборудование с применением поляризованного света позволяет надежно идентифицировать мелкие неметаллические включения (силикаты) при увеличениях до 1500–2000 крат. При этом следует учитывать, что дефекты препарирования и детали микроструктуры могут создавать в поляризованном свете оптические эффекты, сходные с эффектами для кристаллических неметаллических включений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Атлас микроструктур неметаллических включений / В. П. Пирожкова [и др.]. – Запорожье: Днепропетровский металлург, 2012. – 167 с.
2. **Симачев, А. С.** Влияние неметаллических включений рельсовой стали на высокотемпературную пластичность / А. С. Симачев, Т. Н. Осколкова, М. В. Темлянец // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 2. – С. 134–137.
3. Влияние неметаллических включений на сопротивление стали разрушению при многократном динамическом сжатии / А. И. Попелух [и др.] // Материаловедение. – 2017. – № 2. – С. 67–78.
4. **Григорович, К. В.** Анализ неметаллических включений – основа контроля качества стали и сплавов / К. В. Григорович, П. В. Красовский, А. С. Трушников // Аналитика и контроль. – 2002. – № 2. – С. 133–142.
5. **Червяков, А. Н.** Металлографическое определение включений в стали / А. Н. Червяков, С. А. Киселев, А. Г. Рыльникова. – М.: Металлургиздат, 1962. – 248 с.
6. Лаборатория металлографии / Е. В. Панченко [и др.]; под ред. Б. Г. Лившица. – М.: Металлургия, 1965. – 440 с.
7. **Губенко, С. И.** Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, С. П. Ошкадеров. Киев: Наукова думка, 2016. – 528 с.
8. **Анисович, А. Г.** Артефакты в металлографии: пятна на поверхности шлифов / А. Г. Анисович // Литейщик России. – 2024. – № 3. – С. 37–43.
9. **Анисович, А. Г.** Артефакты в металлографии: ямки травления / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2023. – № 1. – С. 112–117.
10. **Анисович, А. Г.** Артефакты в металлографии: пыль / А. Г. Анисович // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 93–98.
11. **Татарский, В. Б.** Кристаллооптика и иммерсионный метод / В. Б. Татарский. – М.: Недра, 1965. – 306 с.
12. **Левин, Е. Е.** Микроскопическое исследование металлов / Е. Е. Левин. – Л.: Машгиз, 1951. – 176 с.
13. **Анисович, А. Г.** Искусство металлографии: использование методов оптического контрастирования / А. Г. Анисович // Вesci НАН Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2016. – № 1. – С. 36–42.

REFERENCES

1. **Pirozhkova V. P., Yatsenko M. Yu., Lunev V. V., Grishchenko S. G.** Atlas mikrostruktur nemetallicheskih vklyuchenij [Atlas of microstructures of non-metallic inclusions]. Zaporozhye, Dneprovsky metallurgist Publ., 2012, 167 p.
2. **Simachev A. S., Oskolkova I. N., Temlyantsev M. V.** Vliyanie nemetallicheskih vklyuchenij rel'sovoj stali na vysokotemperaturnuyu plastichnost' [Influence of non-metallic inclusions in rail steel on its high-temperature plasticity]. *Izvestiya vysshih uchebnykh zavedenij. Chernaya metallurgiya = Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 2016, no. 59, pp. 134–137.
3. **Popelyukh A. I., Veselov S. V., Munkueva D. D., Timonin V. V., Karpov V. N.** Vliyanie nemetallicheskih vklyuchenij na soprotivlenie stali razrusheniyu pri mnogokratnom dinamicheskom szhatii [Influence of nonmetallic inclusions on the fracture resistance of steel under fatigue dynamic compression conditions]. *Materialovedenie = Materials Science*, 2017, no. 2, pp. 67–78.
4. **Grigorovich K. V., Krasovsky K. V., Trushnikova A. S.** Analiz nemetallicheskih vklyuchenij – osnova kontrolya kachestva stali i spлавov [Analysis of non-metallic inclusions – the basis for quality control of steel and alloys]. *Analitika i kontrol' = Analytics and control*, 2002, no. 2, pp. 133–142.
5. **Chervyakov A. N., Kiselev S. A., Rylnikova A. G.** Metallograficheskoe opredelenie vklyuchenij v stali [Metallographic determination of inclusions in steel]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962, 248 p.
6. **Panченко E. V. [et al.], Livshits B. G. (ed.)** Laboratoriya metallografii [Metallography Laboratory]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1965, 440 p.
7. **Gubenko S. I., Oshkaderov S. P.** Nemetallicheskie vklyucheniya v stali [Non-metallic inclusions in steel]. Kyiv, Naukova Dumka Publ., 2016, 528 p.
8. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: pyatna na poverhnosti shlifov [Artifacts in metallography: spots on the surface of polished sections]. *Liteyshchik Rossii = Foundry worker of Russia*, 2024, no. 3, pp. 37–43.
9. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: yamki travleniya [Artifacts in metallography: etching pits]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 112–117.
10. **Anisovich A. G.** Artefakty v metallografii: pyl' [Artifacts in metallography: dust]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 3, pp. 93–98.
11. **Tatarsky V. B.** Kristallooptika i immersionnyj metod [Crystal optics and immersion method]. Moscow, Nedra Publ., 1965, 306 p.
12. **Levin E. E.** Mikroskopicheskoe issledovanie metallov [Microscopic study of metals]. Leningrad, Mashgiz Publ., 1951, 176 p.
13. **Anisovich A. G.** Iskusstvo metallografii: ispol'zovanie metodov opticheskogo kontrastirovaniya [Art of metallography: application of optical staining methods]. *Vesci NAN Belarusi. Ser. fiz.-tekhn. navuk = Processings of the National Academy of Sciences of Belarus. Ser. physical-technical series*, 2016, no. 1, pp. 36–42.



УДК 621.785.5

РЕТРОСПЕКТИВНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОКИСЛЕНИЯ НА ПРОЦЕССЫ ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ СТАЛИ МЕТАЛЛОИДАМИ

В. М. КОНСТАНТИНОВ, В. А. ЛЕШОК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: leshok.vlad@tut.by.

Выполнен ретроспективный анализ влияния предварительного окисления на процессы термодиффузионного насыщения стали металлоидами (углерод, азот, бор). Отмечено, что оксидные слои железа, получаемые на сталях различных марок, положительно сказываются на последующей химико-термической обработке. Применение предварительного окисления имеет положительный результат и позволяет его проводить перед популярными видами термодиффузионного насыщения в машиностроении – цементацией, нитроцементацией, азотированием и борированием. Установлено, что среднее интенсификационное воздействие в ходе применения предварительного окисления находится в пределах от 15 до 30%, что является перспективным результатом как для непосредственного применения в машиностроении, так и для дальнейших исследований.

Ключевые слова. *Предварительное окисление, интенсификация химико-термической обработки, цементация, нитроцементация, азотирование, борирование, конструкционная сталь.*

RETROSPECTIVE ANALYSIS OF THE IMPACT OF PRE-OXIDATION ON THE THERMODIFFUSION SATURATION OF STEEL WITH METALLOIDS

V. M. KONSTANTINOV, V. A. LESHOK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: leshok.vlad@tut.by.

This article provides a retrospective analysis of how pre-oxidation affects the thermodiffusion saturation of steel with metalloids (carbon, nitrogen, boron). It has been observed that iron oxide layers formed on various steel grades positively influence subsequent chemical and heat treatments. Pre-oxidation delivers favorable results and can be effectively applied before widely used thermodiffusion processes in mechanical engineering, such as carburizing, nitrocarburizing, nitriding, and boronizing. The study found that pre-oxidation increases the intensification of these processes by an average of 15 to 30%, which is a promising outcome for both immediate use in engineering and future research.

Keywords. *Pre-oxidation, intensification of chemical and heat treatment, carburizing, nitrocarburizing, nitriding, boronizing, structural steel.*

Поиск путей снижения энергетических затрат при упрочнении стальных изделий как объемных, так и поверхностных был актуален всегда. Энергоемкость изделий машиностроения высока. Стратегия повышения конкурентоспособности машиностроительной продукции должна опираться на поиск и разработку технологий, снижающих временные, энергетические и ресурсные затраты [1]. Одними из самых энергоемких в машиностроении являются процессы термической и химико-термической обработки.

Окисление металлов в большинстве случаев в промышленности оценивается как негативный фактор, приводящий к отрицательному влиянию на механические и эксплуатационные свойства изделий [2–6]. Но в некоторых областях машиностроения получение оксидной пленки на металлической поверхности может иметь положительный характер [7]. К таким направлениям относится предварительное регламентированное окисление поверхности перед химико-термической обработкой. В научной литературе описаны исследования, в которых целенаправленное получение оксидных слоев на сталях приводит к интенсификации термодиффузионного насыщения последующих процессов металлоидами – углеродом, азотом и бором.





Влияние предварительного окисления на процессы термодиффузионного насыщения стали углеродом

В одной из первых работ по активации металлической поверхности окислением показано изменение структурного и энергетического состояния поверхности металлов [8]. Достигался эффект вследствие

окисления поверхности до получения цветов побежалости и последующего высокотемпературного восстановления оксидных пленок. Автором предложена гипотеза о том, что подобная окислительно-восстановительная обработка металлических поверхностей позволяет активировать физико-химические процессы, происходящие в приповерхностных объемах изделий. Изучено влияние предварительного окисления стали 30ХГТ на микроструктуру науглероженного слоя. Науглероживание проводили при 900 °С в течение 5 ч с целью получения термодиффузионного упрочненного слоя толщиной 0,3 мм. Отмечены интенсификационный эффект цементации в виде повышения толщины термодиффузионного слоя на 0,1–0,2 мм, а также прирост размера зерен и карбидов. Обнаружено, что при предварительном поверхностном окислении стали 30ХГТ наряду с перлитом и мелкими карбидами выделяется феррит.

Развитием предложенного направления стали работы О.В. Девочкина [9–11]. Окислительно-восстановительный цикл, реализуемый при химико-термической обработке окисленной стали, позволяет облегчить адсорбционные и диффузионные процессы при последующей цементации. Изучено влияние предварительного окисления поверхности малоуглеродистых сталей (Ст2, Ст3, 12ХН3А) на протекание цементации. Термодиффузионному насыщению предшествовала предварительная обработка изделий: шлифовка, полировка, обезжиривание и окисление на воздухе в интервале температур 350–400 °С. Степень окисления образца оценивали по цвету проявленных интерференционно окрашенных пленок, принимаемых за эталон (табл. 1).

Таблица 1. Характеристика эталонных оксидных пленок на стали [7]

Наименование	Цвет	Толщина, Å	T, °С
Желтый		400	240
Фиолетовый		680	285
Синий		720	295
Синий второго порядка		1500	310

Цементацию проводили в интервале температур 800–950 °С при фиксированных временных отрезках 1, 2, 3, 4 и 5 ч. Процесс цементации автор разделил на две стадии: 1 – восстановление оксидной пленки на металле в науглероживающей атмосфере; 2 – термодиффузионное насыщение поверхностного слоя. Увеличение толщины оксидной пленки приводит к росту величины упрочненного слоя. Причем наиболее сильный эффект наблюдается при переходе от неокисленного образца к образцу с пленкой, имеющей желтую окраску.

Окислительно-восстановительный механизм играет непосредственную роль при ускорении процесса цементации. Образованная оксидная пленка приводит к разрыхлению приповерхностного слоя. Глубина воздействия оксидной пленки значительно превышает ее номинальную толщину в связи с механизмом протекания процесса окисления, который сопровождается разрыхлением поверхностного слоя из-за извлечения катионов металла из приповерхностных объемов изделия и диффузией вакансий в глубину кристаллической решетки. Последующая операция восстановления (необратимый процесс) не приводит систему в исходное состояние. Образованные вакансии являются наиболее предпочтительным местом для диффузии углерода [9–11].

Следующий этап развития исследований влияния предварительного окисления – труды известного советского ученого-материаловеда В. Д. Кальнера [12]. Известно, что при газовой цементации в атмосфере эндогаза с добавками метана основным компонентом, поставщиком активного углерода на поверхность стали, является угарный газ. Согласно термодинамическому расчету, константа его диссоциации при стандартной температуре газовой цементации (920–950 °С) позволяет диссоциировать молекуле СО только при наличии катализатора, которым выступает поверхность железа. Степень активности железной поверхности существенно влияет на скорость протекания реакции распада угарного газа. Показано, что свежевосстановленные атомы Fe на поверхности стальных изделий обладают наибольшей степенью активности.

По мнению автора, водород, входящий в цементационную атмосферу, восстанавливает железо из его оксидов в приповерхностном слое стального образца. Кинетика скорости восстановления Fe относительно высокая, достигает своего пика при 500–600 °С. Процесс диффузии адсорбированного углерода внутрь стали начинается только в случае полного восстановления оксидов железа. Присутствие катализатора – свежевосстановленных железных приповерхностных слоев – увеличивает кинетику диффузии углерода до 400 % и углеродный потенциал на поверхности стали – на 0,2–0,3 %.

Автор предлагает технологию обработки поршневых пальцев из стали 15X по режимам: 1 – предварительное оксидирование в атмосфере печи (температура – 450–500 °С; время выдержки – 0,5 ч); 2 – цементация в атмосфере «эндогаз + метан» (температура – 920 °С; время выдержки – 3 ч). Эффект ускорения составил 15–20%. Поверхностная твердость после закалки – 60–62 HRC.

По мнению автора [13], аспектом интенсификации термодиффузионной цементации стали является образованный на поверхности активированный слой железа. Он выступает катализатором реакции распада CO, приводящим к ускорению процесса образования активных атомов углерода и увеличению их концентрации на поверхности изделий.

Влияние предварительного оксидирования на процессы совместного термодиффузионного насыщения стали углеродом и азотом

В [14–20] исследована технология «Нитрок» при нитроцементации. В рамках данного метода для ускорения указанного процесса предлагается использовать предварительное оксидирование стали при различных температурах и окислителях.

При нитроцементации железная поверхность является катализатором для реакций распада оксида углерода и аммиака:



Водород, взаимодействуя с оксидом углерода, повышает концентрацию углерода на поверхности стали:



Активные слои Fe в приповерхностном объеме в процессе нитроцементации увеличивают скорость реакций (1)–(3).

В [14] изучено влияние времени предварительного оксидирования (20, 30, 60 мин) на последующую нитроцементацию (температура – 880 °С; время выдержки – 3 ч) на сталях 20ХГНМ и 19ХГН. Средняя скорость насыщения увеличилась на 30–35%. Согласно исследованиям, предварительное окисление приводит к появлению рыхлых, дефектных оксидных слоев на поверхности стали. Они адсорбируют газовую насыщающую атмосферу своей поверхностью, имеющей многочисленные трещины. Данные морфологические особенности увеличивают скорость диффузии насыщающих элементов.

Влияние предварительного оксидирования на скорость нитроцементации горячекатаных полос сталей 20Х, 40Х, 20ХГСНМ исследовано в [17]. Окисление проводили при таких режимах, чтобы слой оксидов состоял из Fe₂O₃, Fe₃O₄ и FeCr₂O₄. Атмосфера в печи Ц-105А создавалась в процессе конверсии триэтанол-амина при скорости падения 180–200 капель/мин. Насыщение проводили при 860 °С с временем выдержки 8 ч. При всех режимах отмечено интенсифицирующее воздействие поверхностного оксидного слоя. Сокращение времени обработки для всех рассматриваемых видов стали составило в среднем 25–35%.

Влияние предварительного оксидирования на процессы термодиффузионного насыщения стали азотом

Авторами [21–24] описан механизм образования оксидной пленки при предварительном оксидировании перед азотированием. Условно оксидирование разделено на три этапа: 1) диссоциация молекул O₂ на ионы; 2) адсорбция ионов кислорода на поверхности стали; 3) диффузия адсорбированных ионов в глубь изделия.

Ионы кислорода диффундируют в стальном изделии по междоузлиям кристаллической решетки. Постепенно в процессе диффузионного движения ионов кислорода образуются фазы оксидов железа на поверхности, что в свою очередь приводит к образованию поверхности раздела сталь – оксиды железа, представленной диффузионным двойным электрическим слоем. Отмечено, что пересечение данной поверхности раздела легче (быстрее) для электронов стали, входящих в общий электронный остов стали, чем для адсорбированных ионов кислорода.

Образование фазы оксидов железа происходит по мере увеличения концентрации ионов кислорода в твердом растворе железа. По мере приближения содержания ионов к стехиометрическому содержанию в оксиде отмечается фазовое превращение твердого раствора внедрения кислорода в металл в оксиды согласно диаграмме [25]: FeO – вюстит, Fe₂O₃ – гематит, Fe₃O₄ – магнетит.

Рыхлость образованных оксидных слоев объясняется различием в их кристаллическом строении. Атомы насыщающего элемента могут беспрепятственно проникать в глубь изделия, что увеличивает скорость диффузии в процессе термодиффузионного насыщения.

По мнению авторов [21–24], сформированный оксидный слой в процессе предварительного оксидирования является источником свободных электронов с высокой энергией, которые легко эмитируют с поверхности (экзоэлектронная эмиссия). Сформировавшееся электрическое поле в ходе экзоэлектронной эмиссии при температуре термодиффузионного насыщения приводит к ускорению образовавшихся ионов азота к поверхности стального изделия. Оксидный слой является своего рода мембраной. Она позволяет проникать в глубь атомам только определенного радиуса. Размер диффундирующих атомов должен быть меньше диаметра дефектов морфологического строения оксидного слоя.

Исследования предварительного оксидирования при азотировании сталей 30ХМВС и 40Х13 показывают ускорение процесса термодиффузионного насыщения поверхностных слоев азотом на 20 и 25% соответственно.

Влияние предварительного оксидирования на процессы термодиффузионного насыщения стали бором

В [26–29] оценена интенсификация процесса насыщения поверхности стальных изделий бором – борирования. В [27] предложено предварительно прогреть детали перед загрузкой в контейнер с порошковой борировочной смесью в температурном интервале 400–600 °С в течение 0,5–1,0 ч. После этого прогретые изделия укладывают в контейнер с насыщающей смесью, герметизируют крышкой, загружают в печь, выдерживают при температуре термодиффузионного насыщения, извлекают и распаковывают контейнер. Отмечается сокращение времени твердофазного борирования на 15%.

В [28] предлагается активировать поверхность предварительным окислением изделий (сталь 25, Ст3, 3ХЗМЗФ) в воздушной атмосфере термической печи при 300–600 °С с временем выдержки 30 мин.

В [29] изучена степень интенсификации порошкового борирования стали 25ГС при варьировании температуры предварительного оксидирования в атмосфере печи. Температурный интервал составлял 150–700 °С. Общая продолжительность времени выдержки при окислительной атмосфере – 1 ч. Последующее борирование проводили при 985 °С в течение 30 мин из обмазки, состоящей на 50% из карбида бора.

При визуальном анализе выделены температурные интервалы предварительного оксидирования:

- 1) 150–350 °С – цвет побежалости на поверхности образцов;
- 2) 400–500 °С – хорошая адгезия оксидного слоя черного цвета на поверхности образцов;
- 3) 600–700 °С – появление трещин в оксидной пленке, обнаружение местного отслоения.

Лучшим температурным режимом предварительного оксидирования, по мнению авторов, является интервал 450–600 °С, при котором интенсификация термодиффузионного борирования составляет 15–20%.

Выводы

1. Выполнен научно-исследовательский ретроспективный анализ влияния предварительного окисления на процессы термодиффузионного насыщения стали металлоидами (углерод, азот, бор). В ходе исследования данных отмечено, что оксидные слои железа (FeO – вюстит, Fe_2O_3 – гематит, Fe_3O_4 – магнетит), получаемые на сталях различных марок, положительно сказываются на последующей химико-термической обработке. Применение предварительного оксидирования имеет положительный результат и позволяет его проводить перед самыми популярными видами термодиффузионного насыщения в машиностроении – цементацией, нитроцементацией, азотированием и борированием. Установлено, что среднее интенсификационное воздействие при предварительном оксидировании находится в пределах от 15 до 30%, что является перспективным результатом как для непосредственного применения в машиностроении, так и для дальнейших исследований.

2. Следует отметить, что большинство проанализированных исследований носило ярко выраженный лабораторный характер без промышленной апробации и внедрения. Сложные научно-технические вопросы трансформации результатов лабораторных исследований в воспроизводимые промышленные технологии требуют дальнейших опытно-технологических работ.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Константинов, В. М.** Пути энергосбережения при термической и химико-термической обработке сталей за счет ускорения диффузионных процессов / В. М. Константинов, В. А. Кукареко // *Литье и металлургия.* – 2023. – № 4. – С. 72–80.
2. **Семенова, И. В.** Коррозия и защита от коррозии / И. В. Семенова, Г. М. Флорианович, А. В. Хорошилов. – М.: Физмалит, 2002. – 336 с.
3. **Эванс, Ю. Р.** Коррозия и окисление металлов / Ю. Р. Эванс. – М.: Машгиз, 1962. – 855 с.
4. **Хауффе, К.** Реакции в твердых телах и на их поверхности: в 2 т. / К. Хауффе. – М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1965. – Т. 1. – 416 с.

5. **Есин, О. А.** Физическая химия пирометаллургических процессов. Т. 1 / О. А. Есин, П. В. Гельд. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 670 с.
6. Окисление и обезуглероживание стали / А. И. Ващенко [и др.]. – М.: Metallurgiya, 1972. – 336 с.
7. Успехи химии неорганических пленок и метод интерференционных индикаторов / Е. С. Воронцов [и др.]. // Успехи химии. – 1973. – Т. 42, № 7. – С. 1325–1351.
8. **Priegnitz, H.** Wplyw odwęglenia i utleniania powierzchniowego stali przed jej nawęglaniem na mikrostrukturę warstwy nawęglonej / H. Priegnitz // Biul. Inst. Mech. Prec. – 1970. – № 1. – S. 27–31.
9. **Девочкин, О. В.** Изменение поверхностных физико-химических свойств Fe, Co и Ni при циклической окислительно-восстановительной обработке: автор. дис. ... канд. техн. наук: 05.17.11 / О. В. Девочкин. – Воронеж, 1974. – 22 с.
10. **Девочкин, О. В.** Науглероживание поверхностных слоев металла при восстановлении интерференционно-окрашенных окисных пленок / О. В. Девочкин, Е. С. Воронцов // Химико-термическая обработка металлов и сплавов: сб. науч. ст. / под ред. Л. С. Ляховича. – Минск, 1974. – С. 93–94.
11. **Девочкин, О. В.** Влияние предварительного окисления на процесс цементации стали / О. В. Девочкин, Е. С. Воронцов, В. К. Филонов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1975. – № 10. – С. 18–21.
12. Комплексное насыщение стали углеродом, азотом и кислородом / В. Д. Кальнер [и др.] // МиТОМ. – 1977. – № 9. – С. 15–17.
13. **Юшков, А. В.** Окислительные процессы при цементации хромистых сталей / А. В. Юшков, Н. А. Пивовар, Е. В. Сазонов // Современные проблемы и направления развития агроинженерии в России: сб. науч. ст. 2-й Междунар. науч.-техн. конф., Курск, 28 октября 2022 г. – Курск: Курская гос. сельскохозяйств. академия им. И. И. Иванова, 2022. – С. 255–258.
14. **Ольховой, Л. С.** Нитроцементация окисленных поверхностей / Л. С. Ольховой, И. К. Юдин, А. Г. Шулепникова // МиТОМ. – 1984. – № 3. – С. 6–8.
15. Разработка технологии предварительного оксидирования для увеличения производительности процесса нитроцементации / П. Э. Шендерей [и др.] // Евразийское научное объединение. – 2015. – Т. 1, № 7. – С. 30–35.
16. **Тихонов, А. К.** Состояние химико-термической обработки на Волжском автомобильном заводе / А. К. Тихонов, Н. В. Шкурко // МиТОМ. – 1978. – № 8. – С. 75–77.
17. **Тихонов, А. К.** Интенсификация цементации (нитроцементации) в массовом производстве / А. К. Тихонов, М. А. Криштал // МиТОМ. – 1991. – № 6. – С. 26–28.
18. Исследование влияния предварительного оксидирования на процессы насыщения материалов углеродом и азотом при химико-термической обработке / А. К. Тихонов [и др.] // Физика прочности и пластичности металлов и сплавов: тезисы докладов XIV Междунар. конф. – Самара, 1995. – С. 15–19.
19. **Шендерей, П. Э.** Некоторые перспективные направления работ в области разработки и освоения новых материалов в автомобильной промышленности на примере ОАО «АВТОВАЗ» / П. Э. Шендерей // Технологическое обеспечение качества машин и приборов: сб. материалов Всерос. науч.-практ. конф. – Пенза, 2004. – С. 47–49.
20. **Шендерей, П. Э.** Проектирование и управление процессами химико-термической обработки / П. Э. Шендерей // Технологическое обеспечение качества машин и приборов: сб. материалов Всерос. науч.-практ. конф. – Пенза, 2004. – С. 176–179.
21. **Петрова, Л. Г.** Формирование наноструктурных дисперсно-упрочненных покрытий путем химико-термической обработки легированных сталей в разделенных атмосферах воздуха и аммиака / Л. Г. Петрова, В. А. Александров, Л. П. Шестопалова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 4. – С. 25–32.
22. Способ азотирования изделий из легированных сталей: пат. RU 2367715 / Л. Г. Петрова, В. А. Александров, Л. П. Шестопалова. – Оpubл. 20.09.2009.
23. Способ обработки изделий в газообразной среде: пат. RU 2367716 / Л. Г. Петрова, В. А. Александров, Л. П. Шестопалова. – Оpubл. 20.09.2009.
24. Method for curing cutting tools and cutting tools treated in accordance with the method: pat. FR 2367716 / A.A. Andreev, A. G. Gavrilo, G. K. Galitskaya, V. P. Zhed, A. K. Sinelschikov, V. G. Padalka, V. T. Tolok. – Publ. 14.01.1992.
25. **Хансен, М.** Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М.: Гос. науч.-техн. изд-во лит.-ры по черной и цветной металлургии, 1962. – 720 с.
26. **Алимов, В. И.** Продукты окисления на стали как интенсификаторы химико-термической обработки / В. И. Алимов, А. П. Штыхно, М. В. Афанасьева // Наукові праці ДонНТУ. – 2007. – № 9. – С. 208–211.
27. Способ борирования металлических изделий в порошках: пат. SU 876772 / С. И. Шаповалов, В. И. Алимов, Л. С. Подлесный, В. В. Олифиренко. – Оpubл. 30.10.1981.
28. Способ борирования изделий: пат. SU 1044672 / С. И. Шаповалов, В. И. Алимов. – Оpubл. 30.09.1983.
29. **Генкузина, В. О.** Продукты газовой коррозии как интенсификаторы химико-термической обработки стальных изделий / В. О. Генкузина, И. В. Алимов // Металлургия XXI столетия глазами молодых. – 2017. – С. 148–151.

REFERENCES

1. **Konstantinov V. M., Kukareko V. A.** Puti jenergosberezhenija pri termicheskoj i himiko-termicheskoj obrabotke stalej za schet uskoreniya diffuzionnyh processov [Ways of energy saving during thermal and chemical treatment of steel due to acceleration of diffusion processes]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 4, pp. 72–80.
2. **Semenova I. V., Florianovich G. M., Horoshilov A. V.** Korrozija i zashhita ot korrozii [Corrosion and corrosion protection]. Moscow, Fizmalit Publ., 2002, 336 p.
3. **Jevans Ju. R.** Korrozija i okislenie metallov [Corrosion and oxidation of metals]. Moscow, Mashgiz Publ., 1962, 855 p.
4. **Hauffe K.** Reakcii v tverdyh telah i na ih poverhnosti. T. 1 [Reactions in solids and on their surfaces. Vol. 1]. Moscow, Izdatel'stvo inostranoj literatury, 1965, 416 p.
5. **Esin O. A., Gel'd P. V.** Fizicheskaja himija pirometallurgicheskikh processov. T. 1 [Physical chemistry of pyrometallurgical processes. Vol. 1]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962, 670 p.
6. **Vashhenko A. I., Zenkovskij A. G., Lifshic A. E., Shul'c L. A.** Okislenie i obezuglerozhivanie stali [Oxidation and decarbonization of steel]. Moscow, Metallurgija Publ., 1972, 336 p.
7. **Voroncov E. S., Altuhov V. K., Korneeva A. N., Peksheva N. P.** Uspehi himii neorganicheskikh plenok i metod interferencionnyh indikatorov [Advances in the chemistry of inorganic films and the method of interference indicators]. *Uspehi himii = Advances in chemistry*, 1973, vol. 42, no. 7, pp. 1325–1351.

8. **Priegnitz H.** *Wplyw odweglania i utleniaania powierzchniowego stali przed jej naweglaniem na mikrostrukture warstwy nawegloniej* [Effect of degassing and surface oxidation of steel before ingress on the microstructure of the carbon layer]. *Biul. Inst. Mech. Prec.*, 1970, no. 1, pp. 27–31.
9. **Devochkin O.V.** *Izmenenie poverhnostnykh fiziko-himicheskikh svoystv Fe, Co i Ni pri ciklicheskoj okislitel'no-vosstanovitel'noj obrabotke.* *Diss. kand. tekhn. nauk* [Changes in the surface physico-chemical properties of Fe, Co and Ni during cyclic redox treatment]. Voronezh, 1974, 22 p.
10. **Devochkin O.V., Voroncov E.S.** Nauglerozhivanie poverhnostnykh sloev metalla pri vosstanovlenii interferencionno-okrashennykh okisnykh plenok [Carburization of metal surface layers during the restoration of interference-colored oxide films]. *Himiko-termicheskaja obrabotka metallov i splavov: sb. nauch. st. = Chemical and thermal treatment of metals and alloys: collection of scientific articles.* Minsk, 1974, pp. 93–94.
11. **Devochkin O.V., Voroncov E.S., Filonov V.K.** Vlijanie predvaritel'nogo okislenija na process cementacii stali [The effect of pre-oxidation on the cementation process of steel]. *Izvestija vuzov. Chernaja metallurgija = News from universities. Ferrous metallurgy*, 1975, no. 10, pp. 18–21.
12. **Kal'ner V.D., Kovrigin V.A., Storozhev S.A., Jurasov S.A.** Kompleksnoe nasyshhenie stali uglerodom, azotom i kislorodom [Complex saturation of steel with carbon, nitrogen and oxygen]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1977, no. 9, pp. 15–17.
13. **Jushkov A.V., Pivovarov N.A., Sazonov E.V.** Okislitel'nye processy pri cementacii hromistykh stalej [Oxidative processes during cementation of chromium steels]. *Sovremennye problemy i napravlenija razvitiya agroinzhenerii v Rossii: sb. nauch. st. 2-j Mezhdunar. nauch.-tehn. konf. = Modern problems and directions of agroengineering development in Russia: collection of scientific articles of the 2nd International scientific and technical conference.* Kursk, 2022, pp. 255–258.
14. **Ol'hovoj L.S., Judin I.K., Shulepnikova A.G.** Nitrocementacija okislennykh poverhnostej [Nitrocementation of oxidized surfaces]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1984, no. 3, pp. 6–8.
15. **Shenderej P. Je., Svjatkin M.V., Svjatkin A.V., Lazutov P.N., Prasolov S.G.** Razrabotka tehnologii predvaritel'nogo oksidirovanija dlja uvelichenija proizvoditel'nosti processa nitrocementacii [Development of pre-oxidation technology to increase the productivity of the nitrocementation process]. *Evrazijskoe nauchnoe ob'edinenie = Eurasian Scientific Association*, 2015, vol. 1, no. 7, pp. 30–35.
16. **Tihonov A.K., Shkurko N.V.** Sostojanie himiko-termicheskoi obrabotki na Volzhskom avtomobil'nom zavode [The state of chemical and thermal treatment at the Volga Automobile Plant]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1978, no. 8, pp. 75–77.
17. **Tihonov A.K., Krishtal M.A.** Intensifikacija cementacii (nitrocementacii) v massovom proizvodstve [Intensification of cementation (nitrocementation) in mass production]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals*, 1991, no. 6, pp. 26–28.
18. **Tihonov A.K., Sardaev N.I., Bogdanov N.V., Shenderej P. Je.** Issledovanie vlijanija predvaritel'nogo oksidirovanija na processy nasyshhenija materialov uglerodom i azotom pri himiko-termicheskoi obrabotke [Investigation of the effect of pre-oxidation on the processes of saturation of materials with carbon and nitrogen during chemical and thermal treatment]. *Fizika prochnosti i plastichnosti metallov i splavov: tezisy dokladov XIV Mezhdunar. konf. = Physics of strength and ductility of metals and alloys: abstracts of the XIV International conference.* Samara, 1995, pp. 15–19.
19. **Shenderej P. Je.** Nekotorye perspektivnye napravlenija rabot v oblasti razrabotki i osvoenija novykh materialov v avtomobil'noj promyshlennosti na primere OAO «AVTOVAZ» [Some promising areas of work in the field of development and development of new materials in the automotive industry on the example of JSC AVTOVAZ]. *Tehnologicheskoe obespechenie kachestva mashin i priborov: sb. materialov Vseros. nauch.-prakt. konf. = Technological quality assurance of machines and devices: collection of materials of the All-Russian scientific and practical conference.* Penza, 2004, pp. 47–49.
20. **Shenderej P. Je.** Proektirovanie i upravlenie processami himiko-termicheskoi obrabotki [Design and management of chemical and thermal treatment processes]. *Tehnologicheskoe obespechenie kachestva mashin i priborov: sb. materialov Vseros. nauch.-prakt. konf. = Technological quality assurance of machines and devices: collection of materials of the All-Russian scientific and practical conference.* Penza, 2004, pp. 176–179.
21. **Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Shestopalova L.P.** Formirovanie nanostrukturnykh dispersno-uprochnennykh pokrytij putem himiko-termicheskoi obrabotki legirovannykh stalej v razdelennykh atmosferah vozduha i ammiaka [Formation of nanostructured dispersed-hardened coatings by chemical-thermal treatment of alloy steels in separated atmospheres of air and ammonia]. *Uprochnijushhie tehnologii i pokrytija = Strengthening technologies and coatings*, 2010, no. 4, pp. 25–32.
22. **Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Shestopalova L.P.** Sposob azotirovanija izdelij iz legirovannykh stalej [Method of nitriding alloy steel products]. Patent RF, no. 2367715, 2009.
23. **Petrova L.G., Aleksandrov V.A., Shestopalova L.P.** Sposob obrabotki izdelij v gazoobraznoj srede [Method of processing products in a gaseous medium]. Patent RF, no. 2367716, 2009.
24. **Andreev A.A., Gavrilov V.G., Galitskaya G.K., Zhed V.P., Sinelschikov A.K., Padalka V.G., Tolok V.T.** Method for curing cutting tools and cutting tools treated in accordance with the method. Patent FR, no. 2367716, 1992.
25. **Hansen M., Anderko K.** *Struktury dvojnykh splavov* [Structures of double alloys]. Moscow, Gos. nauch.-tehn. izd-vo lit-ry po chernoj i cvetnoj metallurgii, 1962, 720 p.
26. **Alimov V.I., Shtyhno A.P., Afanas'eva M.V.** Produkty okislenija na stali kak intensifikatory himiko-termicheskoi obrabotki [Oxidation products on steel as intensifiers of chemical and thermal treatment]. *Naukovi praci DonNTU = Scientific works of DonNTU*, 2007, no. 9, pp. 208–211.
27. **Shapovalov S.I., Alimov V.I., Podlesnyj I.S.** Sposob borirovanija metallicheskikh izdelij v poroshkah [Method of boration of metal products in powders]. Patent SU, no. 876772, 1981.
28. **Shapovalov S.I., Alimov V.I.** Sposob borirovanija izdelij [The method of borating products]. Patent SU, no. 1044672, 1983.
29. **Genkuzina V.O., Alimov I.V.** Produkty gazovoi korrozii kak intensifikatory himiko-termicheskoi obrabotki stal'nykh izdelij [Gas corrosion products as intensifiers of chemical and thermal treatment of steel products]. *Metallurgija XXI stoletija glazami molodykh = Metallurgy of the 21st century through the eyes of young people*, 2017, pp. 148–151.



УДК 669.13.017.620.18

СТРУКТУРА ШАРОВИДНЫХ ГРАФИТНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: art@phti.by.

Показано, что морфология наружной поверхности шаровидных графитных включений может варьироваться от почти гладкой до состоящей из последовательно перекрывающихся чешуек графита. Металлографические исследования внутреннего строения шаровидного графитного включения выявили его сегментарно-слоистую структуру с характерными концентрическими волнистыми линиями. Подтверждена поликристаллическая структура включения с характерными границами между графитными призмами. Методом микрорентгеноспектрального анализа установлены аномалии в распределении концентраций углерода, магния, кремния, серы и кислорода во включении графита. В центре содержание магния, серы и кислорода существенно повышено. Это подтверждает теорию зарождения графита на сульфидах и оксидах. В некоторых случаях зафиксировано повышение содержания кислорода на наружной части включения, что может быть связано с оттеснением оксидов на периферию при росте графитного включения в расплаве. Полученные результаты вносят уточнения и дополнения в теорию гетерогенного зародышеобразования частиц сфероида графита в высокопрочном чугуна, при котором центральной частью сфероида является комплекс сложных сульфидов и оксидов.

Ключевые слова. Высокопрочный чугун, литье, микроструктура, включения графита, внутреннее строение и морфология поверхности включений.

STRUCTURE OF SPHERICAL GRAPHITE INCLUSIONS IN DUCTILE CAST IRON

A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: art@phti.by.

It is shown that the morphology of the outer surface of spherical graphite inclusions can vary from almost smooth to consisting of successively overlapping graphite flakes. Metallographic studies of the internal structure of the spherical graphite inclusion has revealed its segmental-layered structure with characteristic concentric wavy lines. The polycrystalline structure of the inclusion with characteristic boundaries between graphite "prisms" has been confirmed. The EPMA method revealed anomalies in the distribution of carbon, magnesium, silicon, sulfur, and oxygen concentrations in the graphite inclusion. In the center, content of the magnesium, sulfur, and oxygen is significantly increased. This confirms the theory of graphite nucleation on sulfides and oxides. In some cases, an increase in the oxygen content was observed on the outer part of the inclusion, which may be due to the displacement of oxides to the periphery during the growth of the graphite inclusion in the melt. The obtained results provide clarifications and supplementations to the theory of heterogeneous nucleation of spheroidal graphite particles in ductile cast iron, where the central part of the spheroid is a conglomeration of complex sulfides and oxides.

Keywords. Ductile cast iron, casting, microstructure, graphite inclusions, internal structure and surface morphology of inclusions.

Введение

Объем производства чугуна в мире достиг 80 млн. т, и это 70% всех выпускаемых отливок [1]. Четвертую часть из них составляют высокопрочные чугуны (ВЧ) [2], причем их выпуск постоянно растет. Основоположителем направления ВЧ является Keith Dwight Millis, предложивший способ модифицирования чугуна путем введения небольших добавок магния на стадии разливки в ковш [3]. Последние литературные обзоры [4, 5] подтверждают перспективность ВЧ.

Природа зарождения сферических включений графита в высокопрочном чугуна

Наличие, количество, форма и морфология графитных включений в большой мере ответственны за высокие антифрикционные характеристики чугуна, способность быстро гасить вибрации, меньший, чем у стали, удельный вес, повышенную теплопроводность [6]. Включения графита сферической формы обеспечивают значительное повышение прочности [7]. Между тем глубинные причины зарождения

и последующего роста графитных включений сферической формы до сих пор окончательно не ясны, и по ним ведутся активные споры. Исследованиями структурообразования ВЧ в мире занимается множество научных школ. К настоящему времени насчитывается несколько десятков гипотез возникновения графита [8], и их можно разделить на две большие группы: теории газовых пузырьков и микровзрывов [9, 10]; теории неметаллических включений (зарождение графита на микровключениях оксидов и сульфидов и подобных соединений) [11–13]. По данным [14], зарождение графита происходит на частицах сульфида марганца MnS , кристаллическая решетка которого по плоскостям $\{110\}$ хорошо сопрягается с гексагональной кристаллической решеткой графита по плоскостям $\{1100\}$.

Т. Skaland [15] впервые высказал мысль о слоистой структуре зародыша. Центральной частью включения является сложный сульфид кальция – магния – стронция (рис. 1, а). На нем в виде оболочки располагается сложный оксид магния – кремния. Наружный слой центрального включения представляет собой сложный металлооксид с гексагональной решеткой ($MeO \cdot SiO_2$, рис. 1, а), с которой может впоследствии когерентно связываться решетка графита. Эта гипотеза подтверждена экспериментально [16–20].

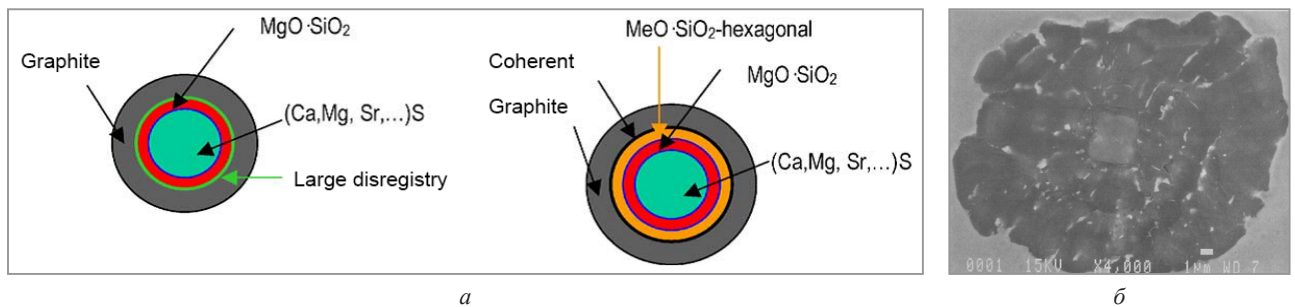


Рис. 1. Схематичное представление о зарождении графитного включения на сульфидах и оксидах (а) и РЭМ-изображение включения графита с частицей внутри (б) [15]

Внутреннее строение графитного включения в высокопрочном чугуне

Вопрос о внутреннем строении шаровидного включения на сегодняшний день также не имеет окончательного решения. Являющаяся доминирующей гипотеза о поликристаллическом строении сферокристаллов впервые была высказана Н. Mogrogh и W.J. Williams [21]. Она предполагает, что графитное включение в виде шара (сферолит) состоит из нескольких идентичных составляющих – пирамид (призм), обращенных своими вершинами к центру шара и постепенно увеличивающих свое сечение по мере увеличения диаметра (рис. 2, а). Наружная сфера графита ограничена базисными плоскостями. Внутри этих пирамид базисные плоскости графита расположены параллельно основанию. Рост графитного включения происходит за счет одновременного послойного роста оснований пирамид по направлению от центра наружу, перпендикулярно базисным плоскостям (рис. 2, б) [11].

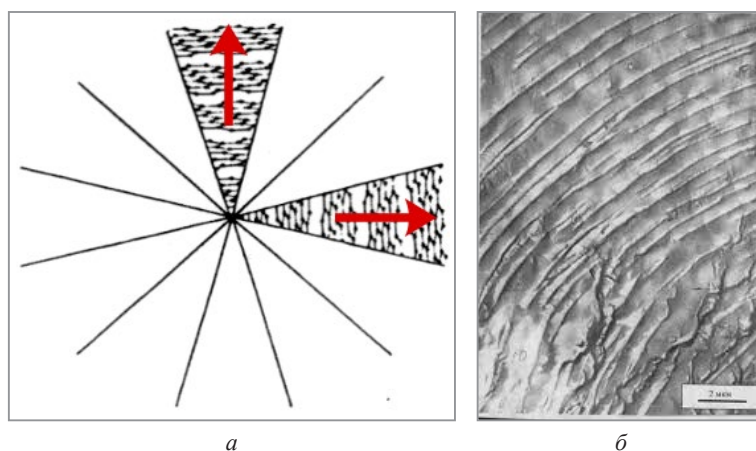


Рис. 2. Внутреннее строение шаровидного графитного включения [11]

Однако ряд исследователей доказали рентгеновскими методами, что не всегда во включении графита присутствует закономерная параллельная ориентация слоев углерода относительно гексагональной оси, а зачастую они располагаются неупорядоченно. Тогда появилась так называемая турбостратная

теория [22], объясняющая формирование графитного включения не только ростом по базисным плоскостям, но и закручиванием составляющих его кристаллитов. В [23] показано, что графит в ВЧ является слоисто-спиралевидной системой микро- и нанообразований, неоднородной по фазовому составу. Версия о спиралевидном строении графита подтверждена в [16, 24] (рис. 3). В некоторых случаях превалирует рост включений по плоскости $[1010]$ и в меньшей степени по плоскости $[0001]$. При этом формируется характерная морфология поверхности типа «капустный лист» (рис. 3, а).

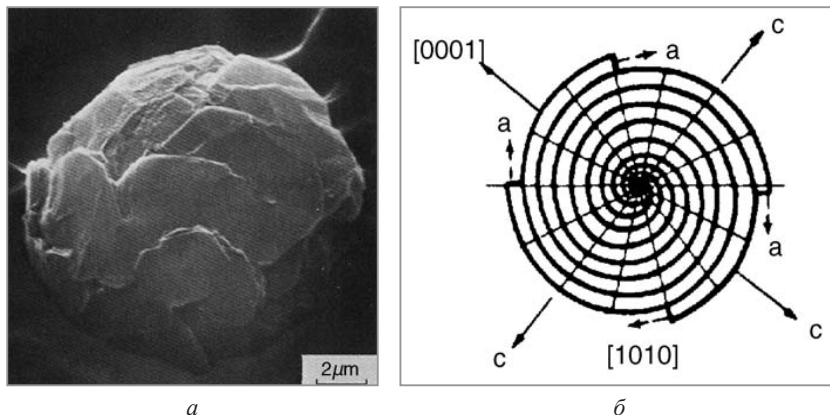


Рис. 3. Сферическое графитное включение [24]:

а – электронно-растровое изображение; б – схема роста пластин по различным кристаллографическим направлениям

Таким образом, до сих пор нет общего мнения о внутреннем строении графита. Процесс кристаллизации достаточно сложен и в зависимости от множества факторов, в первую очередь от химического состава и степени переохлаждения, может преобладать тот или иной механизм роста включения.

Исследование морфологии наружной поверхности шаровидного графитного включения

На рис. 4 представлены РЭМ-изображения шаровидного включения графита в металлической матрице чугуна.

Морфологии наружных поверхностей на снимках существенно различаются. На рис. 4, а поверхность графита выглядит гладкой даже при увеличении $\times 4200$. Для более информативного выявления морфологии поверхности графита использованы авторские методики электролитического травления чугуна [25]. При этом в основном вытравливается металлическая матрица, позволяя четко идентифицировать ферритную оторочку вокруг графита (рис. 4, в, з). Также более четко выявляется морфология графитных включений, представляющая собой накладывающиеся друг на друга пластины графита, напоминающие строение капустного кочана. Данное фото аналогично рис. 3 [24] и может свидетельствовать о превалирующем росте пластин графита по плоскости $[1010]$.

Можно предположить, что в зависимости от теплофизических условий кристаллизации превалирует рост включения по одной из кристаллографических плоскостей: $[1010]$ при замедленном охлаждении (чешуйчатая морфология поверхности типа «капустный кочан»), $[0001]$ при более быстром охлаждении (гладкая поверхность).

Исследование внутреннего строения шаровидного графитного включения в высокопрочном чугуне

На рис. 5 представлено SEM-изображение включения шаровидного графита на металлографическом шлифе. Оно неоднородно по своей фактуре и состоит из характерных концентрических чередующихся светлых и темных волнистых линий.

Внутри включения можно выделить четыре характерные зоны:

1. Слои, имеющие характерное чешуйчатое строение (стрелка 1), представляющие собой края базисных плоскостей графита, образовавших своеобразные ступеньки в результате рассечения наклонных базисных слоев графита поверхностью металлографического шлифа.

2. Границы стыков между составляющими (призмами) графитного сферолита (стрелка 2).

3. Однотонное темно-серое пятно в центре включения (стрелка 3). Это включение оксидов или сульфидов либо кремнистого феррита, на котором происходило зарождение графитного включения. По другой версии, основанной на поликристаллической теории строения графита, в данном случае

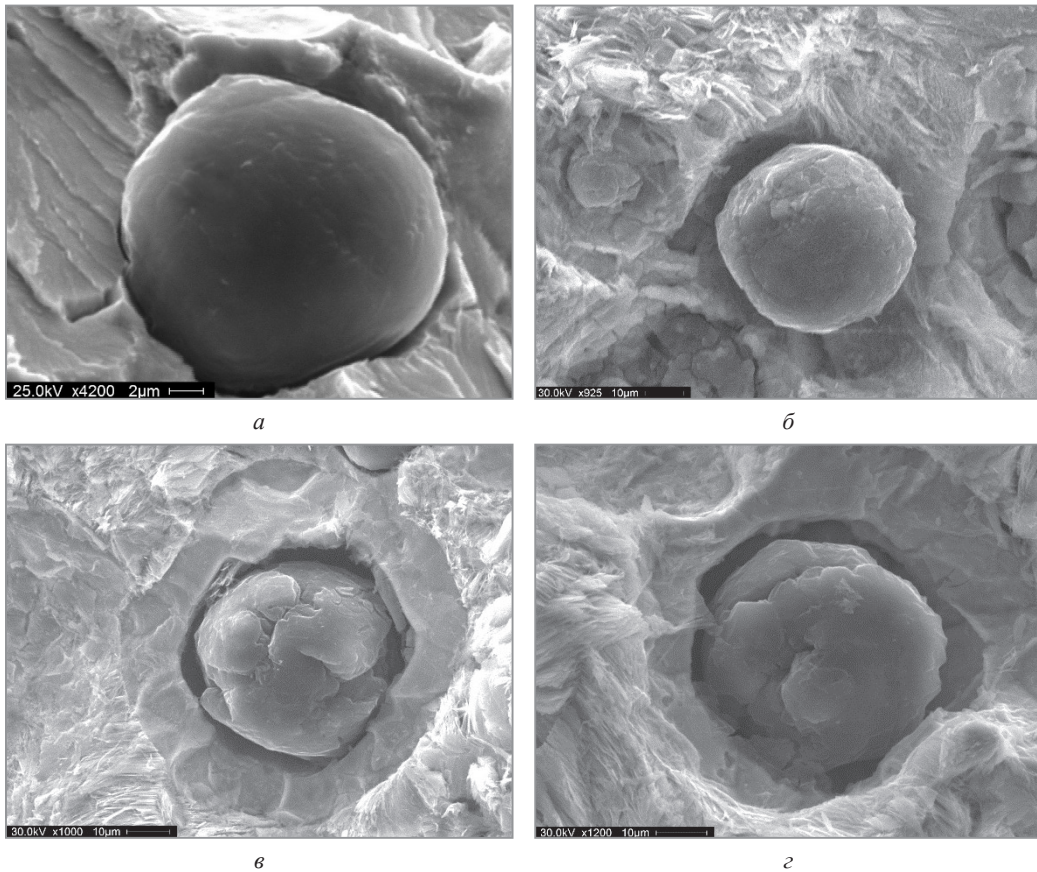


Рис. 4. РЭМ-изображения шаровидного включения графита в металлической матрице ВЧ, поверхности излома образцов на растяжение: а – не травлено; б–г – электролитическое травление

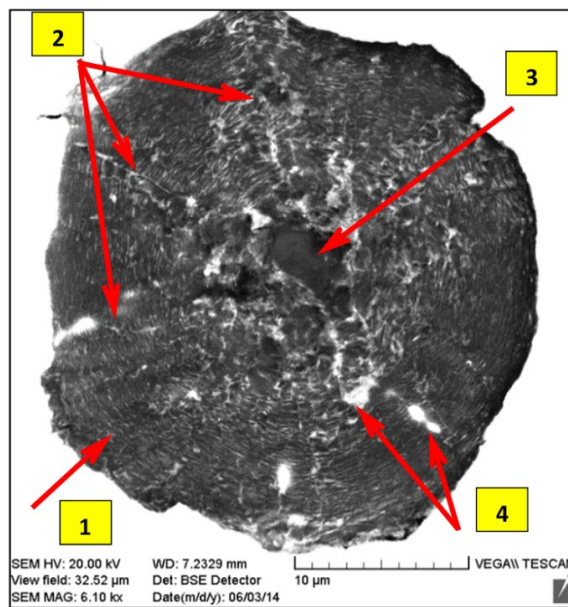


Рис. 5. SEM-изображение шаровидного графитного включения: 1 – края слоев графита; 2 – граница сегментов, составляющих сферолит; 3 – центральная часть включения; 4 – включения кремнистого феррита внутри графита

с плоскостью шлифа идеально совпала базисная плоскость кристаллической решетки графита. Это плоскость основания одной из призм, составляющих сферолит, на которую при росте включения последовательно наслаиваются последующие слои графита.

4. Светлые зоны внутри графита (стрелка 4). Белый цвет зоны позволяет предположить, что это участок аустенита, который был поглощен растущим графитным включением, а далее при охлаждении аустенит распался на феррит (белого цвета) и графит.

Исследование распределения химических элементов внутри включения графита

Для уточнения химического состава центрального ядра графита выполнен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) по наибольшему диаметру сечения графитного включения непосредственно через его геометрический центр (рис. 6).

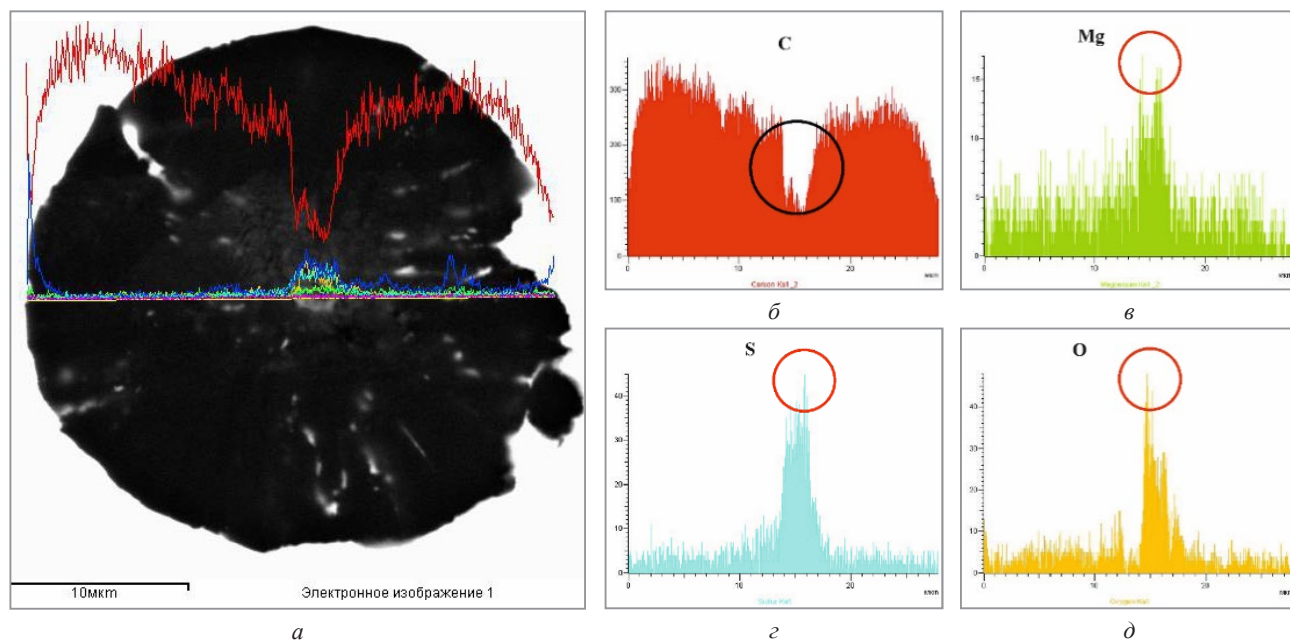


Рис. 6. Результаты МРСА по сечению шаровидного графитного включения в ВЧ:
a – микроструктура шаровидного включения в ВЧ (не травлено) с нанесенными кривыми распределения концентраций химических элементов; *б* – спектрограмма углерода; *в* – магния; *г* – серы; *д* – кислорода

Распределение углерода по сечению включения непостоянно и в центре его концентрация резко снижается (рис. 6, *a, б*), в то время как магний, сера, кислород показывают концентрационные пики в центре включения (рис. 6, *в–д*).

Таким образом, графитное включение в ВЧ не является однородным по содержанию углерода, а в его центре обнаружены максимумы других элементов (S, O), что подтверждает теорию гетерогенного формирования зародыша на сульфидах и оксидах.

Выводы

1. Морфология наружной поверхности шаровидных графитных включений, исследованная с помощью специального травления и РЭМ, может варьироваться от почти гладкой поверхности до чешуек графита, выступающих на поверхности и последовательно перекрывающихся (аналогично строению «капустного кочана»). Можно предположить, что в зависимости от теплофизических условий кристаллизации превалирует рост включения по одной из кристаллографических плоскостей: [1010] при замедленном охлаждении (чешуйчатая морфология поверхности типа «капустный кочан»), [0001] при более быстром охлаждении (гладкая поверхность).

2. Металлографические исследования внутреннего строения шаровидного графитного включения выявили его сегментарно-слоистую структуру с характерными концентрическими волнистыми линиями. Внутри включения выделяются характерные зоны: центр, сектора с выраженными стыками, расходящимися из центра, иногда встречаются белые включения кремнистого феррита. Подтверждена поликристаллическая структура включения с отчетливыми границами между графитными призмами.

3. При исследовании методом МРСА распределения химических элементов по сечению графитного включения в ВЧ установлены аномалии в распределении концентраций углерода, магния, кремния, серы и кислорода. В центре включения содержание магния, серы и кислорода существенно повышено.

4. Полученные результаты вносят уточнения и дополнения в наиболее достоверную теорию гетерогенного зародышеобразования графита в ВЧ, при котором центральной частью сфероида является комплекс сложных сульфидов и оксидов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Total Casting Tons Dip in 2019 // *Modern Casting*. – 2021. – P. 28–30.
2. Total Casting Tons Hits 112 Million // *Modern Casting*. – 2019. – P. 22.
3. Cast ferrous alloy: Patent US 2485760 / K. D. Millis [et al.]. – 25.10.1949.
4. **Леушин, И. О.** Современные тренды производства чугунного литья / И. О. Леушин, А. Г. Панов // *Черные металлы*. – 2021. – № 7.
5. **Александров, Н. Н.** Возможности высокопрочного чугуна с шаровидным графитом неисчерпаемы. Ч. 1. / Н. Н. Александров, Н. И. Бех, М. В. Зубков // *Литейное производство*. – 2013. – № 11. – С. 7–11.
6. **Бунин, К. П.** Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Ю. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М.: Metallurgiya, 1969. – 416 с.
7. **Callister, W. D.** Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach / W. D. Callister, D. G. Rethwisch. – 4th ed. – New York: John Wiley, 2012. – 910 p.
8. **Роготовский, А. Н.** О современных теориях и гипотезах формирования шаровидного графита в литой структуре чугунов / А. Н. Роготовский, А. А. Шипельников // *Литейное производство*. – 2014. – № 4. – С. 5–7.
9. **Иванов, В. Г.** Исследование строения и формирования шаровидных включений в высокопрочном чугуне / В. Г. Иванов, В. П. Пирожкова, В. В. Лунев // *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. – 2016. – № 3/5. – С. 31–36.
10. **Баранов, А. А.** К теории образования в чугуне шаровидного графита / А. А. Баранов, Д. А. Баранов // *Металл и литье Украины*. – 2003. – № 9–10. – С. 42–45.
11. **Верховлюк, А. М.** Особенности роста шаровидных включений графита в чугуне / А. М. Верховлюк, В. С. Шумихин, А. В. Назаренко // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – С. 11–18.
12. **Найдек, В. Л.** Шаровидный графит в чугунах / В. Л. Найдек, И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк // *Процессы литья*. – 2012. – № 5. – С. 33–42.
13. **Найдек, В. Л.** Некоторые размышления о механизме образования шаровидного графита в чугуне / В. Л. Найдек, А. М. Верховлюк // *Процессы литья*. – 2014. – № 1. – С. 49–54.
14. **Баженов, В. Е.** О механизме возникновения графита при кристаллизации чугунов / В. Е. Баженов, М. В. Пикунцов // *Известия ВУЗов. Черная металлургия*. – 2012. – № 5. – С. 50–56.
15. **Skaland, T.** A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms // *Metallurgical Transactions A*. – 1993. – Vol. 24. – P. 2321–2345.
16. **Doru, M. S.** Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments / M. S. Doru // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 322–333.
17. Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali [et al.] // *Scripta Materialia*. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.
18. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2017. – Vol. 11. – P. 14–26.
19. **Stefanescu, D. M.** The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron / D. M. Stefanescu // *International Journal of Metalcasting*. – 2019. – Vol. 13, iss. 4. – P. 726–752.
20. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron / G. Alonso [et al.] // *International Journal of Metalcasting*. – 2020. – Vol. 14. – P. 1162–1171.
21. **Morrogh, H. H. Morrogh, W. J. Williams** // *Iron and Steel Inst.* – 1947. – Vol. 155, no. 3. – P. 321.
22. **Tartera, J.** Cast iron inoculation mechanism / J. Tartera // *AFS International Cast Metal Journal*. – 1980. – Vol. 5, no. 24. – P. 7–14.
23. Шаровидный графит – уникальное морфологическое образование углерода / А. А. Аникин [и др.] // *Известия Саратовского университета. Новая серия. Сер. Физика*. – 2012. – Т. 12, вып. 2. – С. 18–20.
24. **Lux, B.** The Metallurgy of cast iron / B. Lux, I. Minkoff, F. Mollard (eds.). – Switzerland: Georgi Publishing Co., 1974. – P. 495–508.
25. **Покровский, А. И.** Особенности структурообразования графитных включений в высокопрочном чугуне при литье и горячей пластической деформации / А. И. Покровский // *Черные металлы*. – 2023. – № 4. – С. 8–15.

REFERENCES

1. Total Casting Tons Dip in 2019. *Modern Casting*, 2021, pp. 28–30.
2. Total Casting Tons Hits 112 Million. *Modern Casting*, 2019, pp. 22.
3. **Millis K. D. [et al.]**. *Cast ferrous alloy*. Patent US 2485760, 25.10.1949.
4. **Leushin I. O., Panov A. G.** Sovremennyye trendy proizvodstva chugunnogo lit'ya [Modern trends in the production of cast iron]. *Chernyye metall'y = Ferrous metals*, 2021, no. 7.
5. **Alexandrov N. N., Bekh N. I., Zubkov M. V.** Vozmozhnosti vysokoprochnogo chuguna s sharovidnym grafitom neisчерpaemy. Ch. 1 [The possibilities of high-strength cast iron with nodular graphite are inexhaustible. Part 1]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2013, no. 11, pp. 7–11.
6. **Bunin K. P., Malinochka Yu. N., Taran Yu. N.** *Osnovy metallografii chuguna* [Fundamentals of metallography of cast iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1969, 416 p.
7. **Callister W. D., Rethwisch D. G.** Fundamentals of materials science and engineering: an integrated approach. 4th ed. New York: John Wiley Publ., 2012, 910 p.
8. **Rogotovskiy A. N., Shipelnikov A. A.** O sovremennykh teoriyakh i gipotezakh formirovaniya sharovidnogo grafit v litoj strukture chugunov [On modern theories and hypotheses of the formation of spherical graphite in the cast structure of cast iron]. *Litejnoe proizvodstvo = Foundry production*, 2014, no. 4, pp. 5–7.
9. **Ivanov V. G., Pirozhkova V. P., Lunev V. V.** Issledovanie stroeniya i formirovaniya sharovidnykh vklucheniij v vysokoprochnom chugune [Study of the structure and formation of spherical inclusions in high-strength cast iron]. *Vostochno-evropejskij zhurnal peredovykh tekhnologij = East European Journal of Advanced Technologies*, 2016, no. 3/5, pp. 31–36.
10. **Baranov A. A., Baranov D. A.** K teorii obrazovaniya v chugune sharovidnogo grafit [On the theory of formation of nodular graphite in cast iron]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2003, no. 9–10, pp. 42–45.

11. Verkhovlyuk A. M., Shumikhin V. S., Nazarenko A. V. Osobennosti rosta sharovidnykh vklyuchenij grafita v chugune [Features of the growth of spherical graphite inclusions in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2007, no. 5, pp. 11–18.
12. Naydek V. L., Neizhko I. G., Gavrilyuk V. P. Sharovidnyj grafit v chugunah [Nodular graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2012, no. 5, pp. 33–42.
13. Naydek V. L., Verkhovlyuk A. M. Nekotorye razmyshleniya o mekhanizme obrazovaniya sharovidnogo grafita v chugune [Some thoughts on the mechanism of formation of spherical graphite in cast iron]. *Processy lit'ya = Casting processes*, 2014, no. 1, pp. 49–54.
14. Bazhenov V. E., Pikunov M. V. O mekhanizme vzniknoveniya grafita pri kristallizacii chugunov [On the mechanism of formation of graphite during the crystallization of cast iron]. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestia of Universities. Ferrous metallurgy*, 2012, no. 5, pp. 50–56.
15. Skaland T., Grong F., Grong T. A model for the graphite formation in ductile cast iron. Part I. Inoculation mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol. 24, pp. 2321–2345.
16. Doru M. S. Solidification and modeling of cast iron – a short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 413–414, pp. 322–333.
17. Ghassemali E., Hernando J. C., Stefanescu D. M. [et al.] Revisiting the graphite nodule in ductile iron. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 161, pp. 66–69.
18. Alonso G., Larrañaga P., Stefanescu D. M., De la Fuente E., Natxiondo A., Suarez R. Kinetics of nucleation and growth of graphite at different stages of solidification for spheroidal graphite iron. *International Journal of Metalcasting*, 2017, vol. 11, pp. 14–26.
19. Stefanescu D. M. The meritocratic ascendance of cast iron: from magic to virtual cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2019, vol. 13, iss. 4, pp. 726–752.
20. Alonso G., Stefanescu D. M., Larranaga P., Suarez R. Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, pp. 1162–1171.
21. Morrogh H., Williams W. J. *Iron and Steel Inst.*, 1947, vol. 155, no. 3, pp. 321.
22. Tartera J. Cast iron inoculation mechanism. *AFS International Cast Metal Journal*, 1980, vol. 5, no. 24, pp. 7–14.
23. Anikin A. A., Venig S. B., Bilenko D. I., Gribov A. N. Sharovidnyj grafit – unikal'noe morfologicheskoe obrazovanie ugleroda [Spherical graphite is a unique morphological formation of carbon]. *Izvestiya Saratovskogo universiteta. Novaya seriya. Ser. Fizika = News of Saratov University. New series. Ser. Physics*, 2012, vol. 12, iss. 2, pp. 18–20.
24. Lux B., Minkoff I., Mollard F. (eds.). *The Metallurgy of cast iron*. Switzerland, Georgi Publishing Co., 1974, pp. 495–508.
25. Pokrovsky A. I. Osobennosti strukturoobrazovaniya grafitnykh vklyuchenij v vysokoprochnom chugune pri lit'e i goryachej plasticheskoj deformacii [Features of the structure formation of graphite inclusions in high-strength cast iron during casting and hot plastic deformation]. *Chernye metally = Ferrous Metals*, 2023, no. 4, pp. 8–15.



УДК 669.13.017:620.18

МОДЕЛИРОВАНИЕ ШАРОВИДНОГО ВКЛЮЧЕНИЯ ГРАФИТА В ВЫСОКОПРОЧНОМ ЧУГУНЕ: ВНУТРЕННЕЕ СТРОЕНИЕ И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ НАГРУЖЕНИИ

А. И. ПОКРОВСКИЙ, Физико-технический институт НАН Беларуси,

г. Минск, Беларусь, ул. Купревича, 10. E-mail: art@phti.by.

И. В. РАФАЛЬСКИЙ, П. Е. ЛУЩИК, Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: rafalski@park.bntu.by.

Цель работы – построение методом конечных элементов модели шаровидного включения графита в высокопрочном чугуне, моделирование процесса его разрушения при двустороннем сжатии и верификация моделей при проведении экспериментов по сжатию.

Построены трехмерная и конечно-элементная модели шаровидного включения графита в высокопрочном чугуне. Модель включает в себя: микроскопическую шарообразную частицу в центре (кремнистый феррит либо комбинация оксидов, сульфидов и окисульфидов) и обрамление пирамидальными структурами графита с вершинами, расходящимися от центра частицы.

Численное моделирование двухосной (четырёхсторонней) деформации шаровидного включения графита с использованием программы Ansys показало, что центральный зародыш не деформируется и не разрушается, а разрушение вначале происходит по границам графитовых пирамидальных структур, а затем и сами они разрушаются. Определены напряжения в центральной частице и в пирамидальных структурах (от 14 до 192 МПа).

Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты на сжатие образцов высокопрочного чугуна при комнатной температуре на разрывной машине. Исследования с помощью РЭМ подтвердили секторально-пирамидальное строение включения графита с наличием внутри пирамид параллельных плоскостей. Экспериментально доказано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих пирамиду пакетов из графитных плоскостей.

Результаты моделирования четырехстороннего сжатия адекватно описывают поведение шаровидного включения графита. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для сравнения поведения графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна методом выдавливания.

Ключевые слова. *Высокопрочный чугун, моделирование, шаровидный графит, внутреннее строение включения, нагружение, разрушение.*

MODELING OF THE INTERNAL STRUCTURE OF A SPHERICAL GRAPHITE INCLUSION IN DUCTILE CAST IRON AND ITS BEHAVIOR UNDER LOADING

A. I. POKROVSKY, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Belarus, 10, Kuprevicha str. E-mail: art@phti.by.

I. V. RAFALSKI, P. E. LUSHCHYK, State Enterprise “Science and Technology Park of BNTU “Polytechnic”, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolasa str. E-mail: rafalski@park.bntu.by.

The goal of this work is to develop a finite element model of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron, modeling the process of its destruction under bilateral compression and verification of models by performing compression experiments.

Three-dimensional and finite element models of a spherical graphite inclusion in ductile cast iron are developed. The model includes (a) a microscopic spherical particle in the center (siliceous ferrite or a combination of oxides, sulfides and oxysulphides) and (b) its framing by pyramidal graphite structures with vertices radiating from the center of the particle.

Numerical modeling of biaxial (quadrilateral) deformation of spherical graphite inclusion, which was carried out using the Ansys program, has shown that destruction initially occurs over the boundaries of pyramidal graphite structures and then the latter are destroyed; the central nucleus is not deformed nor destroyed. The stresses in the central particle (up to 53 MPa) and in the pyramidal graphite structures (14 to 192 MPa) are determined.

The compression tests of ductile cast iron specimens at a room temperature provided verification of the computer models. SEM studies have confirmed the sector-pyramidal structure of a graphite inclusion with the presence of parallel planes inside the pyramids and demonstrated that, starting from a certain stress, complete destruction of the pyramid-shaped packets of graphite planes occurs. Thus, the results of modeling of biaxial deformation of a spherical graphite inclusion adequately describe its behavior.

Keywords. *Ductile cast iron, casting, modeling, spheroidal graphite, internal structure of inclusion, loading, fracture.*

Введение

Основной гипотезой о строении шаровидного включения в высокопрочном чугуна является следующая. Предполагают, что в центре включения расположено сферическое ядро, состоящее из сложных оксидов и сульфидов, а радиально от него – большое число графитных пирамидальных структур [1]. На металлографическом шлифе сечения этих пирамид имеют вид секторов со специфической структурой, состоящей из концентрически расположенных слоев углерода с характерной границей между секторами.

Рост шаровидного графита происходит в радиальном направлении наружу за счет поочередного наслаивания базисных плоскостей углерода друг на друга.

Краткий обзор предыдущих исследований

Одну из первых моделей зародыша, на котором выделяется графит, предложил Т. Skaland [2]; он представляет собой многослойное образование. Центральной частью зародыша является частица сложного сульфида кальция-магния-стронция (Ca, Mg, Sr ...) S. За ней следует промежуточная оболочка в виде оксида магния-кремния (MgO·SiO₂). Наружный слой зародыша – это сложный металлооксид (MeO·SiO₂) с гексагональной решеткой, с которой уже впоследствии может когерентно связываться решетка графита.

По другой версии зародышем шаровидного включения графита является частица кремнистого феррита. Например, в [3] показано, что кремнистый феррит может находиться внутри включения графита.

Подробный обзор исследований, посвященный истории моделирования процессов зарождения включений графита, выполнил D.M. Stefanescu [4–6], где перечислены основные достижения в моделировании кристаллизации чугуна и проблемные вопросы, остающиеся неисследованными: зародышеобразование графита, предсказание формы, размеров и морфологии графита, вероятность образования карбидов, возможность предсказания механических свойств. A. V. Catalina и др. [7] предложили модифицированную модель Джексона-Ханта для роста эвтектики в чугуна, применимую как к обычным, так и нерегулярным эвтектикам. Модель предусматривает изотермическую границу раздела и учитывает разницу плотностей между жидкостью и двумя твердыми фазами. Для разных переохлаждений определены четыре характеристических расстояния, при которых переохлаждение минимально.

L. Beltran-Sanchez и D.M. Stefanescu [8] улучшили предыдущую модель, включая кристаллизацию первичных зерен аустенита и инициируя рост графита. Показано, что после контактирования с зернами аустенита графит может расти по диффузионному механизму. Более полная модель для прогнозирования статических механических свойств серого и высокопрочного чугуна была предложена A. Catalina, X. Guo и др. [9]. Вначале разработали сферическую симметричную модель для роста эвтектического зерна в сером чугуна, предполагая, что рост контролируется диффузией. Затем происходит контролируемый диффузией рост ферритных зерен и утолщение графита.

Из публикаций стран СНГ наиболее интересны результаты, изложенные в статьях О.В. Соценко [10, 11]: в них реализовано компьютерное моделирование формирования графитных включений различной морфологии на основе DLA-модели (DLA – diffusion limited aggregation – диффузионно-лимитированная агрегация). Такой подход позволяет создавать адекватные модели путем построения фрактального кластера, образованного из отдельных частиц. Ограниченное двумерное пространство разбивается на множество квадратных ячеек. В одну из них помещают частицу-затравку, а затем из удаленного источника на границе области поочередно выпускаются частицы, которые совершают броуновское движение. Каждая новая частица передвигается в соседнюю клетку случайным образом – ее путь выбирают методом Монте-Карло. DLA-модели имеют удовлетворительное согласование с экспериментальными данными по строению компактных графитных включений. Однако такие модели применимы только для немонолитных сферических включений и не учитывают поликристаллическое строение графита.

Таким образом, в работах по моделированию зарождения и роста шаровидных графитных включений при кристаллизации ВЧ еще много пробелов. В большинстве своем модели являются эмпирическими. Представляет интерес создать модель на основе поликристаллического строения включения (с центральным ядром и секторально-пирамидальной структурой вокруг него) методом конечных элементов. Поскольку чугуны класса ВЧ являются в ряде случаев эффективными конкурентами и заменителями легированных сталей по прочности, целесообразно также провести моделирование разрушения включения и сравнить с экспериментальными данными.

Результаты исследований и их обсуждение

Построение модели шаровидного включения графита в высокопрочном чугуне

На основании проанализированных выше литературных данных о формировании графитных включений в ВЧ установлено, что их зарождение и рост начинаются с образования зародыша микроскопической шарообразной частицы. По одной из версий эта частица представляет собой сложную комбинацию оксидов, сульфидов и окисульфидов, причем наружный слой частицы когерентен с решеткой графита. По другой версии – это частица с высокой концентрацией железа и кремния (кремнистый феррит).

С учетом таких предположений разработаны трехмерная твердотельная модель строения включения графита, состоящая из сферического ядра в центре (рис. 1, а), конечно-элементная модель включения (рис. 1, б) и модель одного из периферийных сегментов (пирамид) (рис. 1, в). В результате предложена конечно-элементная модель мезофрагмента: «ферритная матрица – комплекс сегментарно расположенных пластин включения графита (пирамид) – центральный шаровидный зародыш» для дальнейшего численного анализа (рис. 1, г).

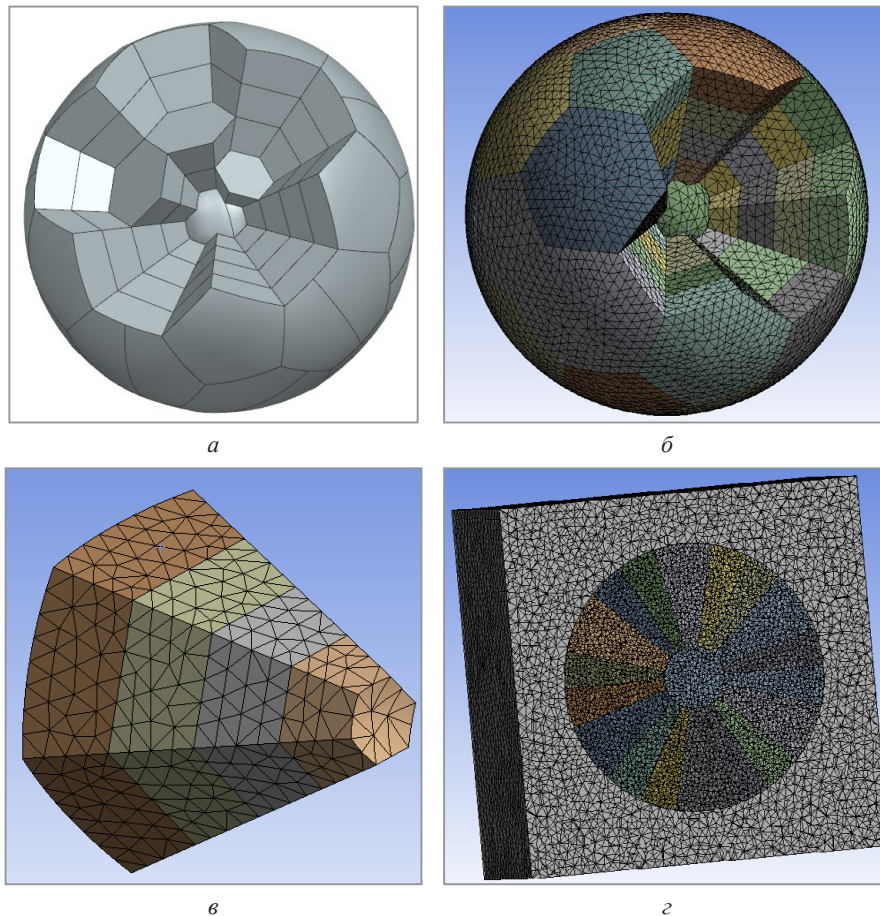


Рис. 1. Модель внутреннего строения включения шаровидного графита в высокопрочном чугуне:
 а – трехмерная твердотельная модель включения графита; б – конечно-элементная модель включения графита;
 в – конечно-элементная модель одного из периферийных сегментов включения графита (пирамид);
 г – конечно-элементная модель (в сечении) системы: «ферритная матрица – комплекс сегментарно расположенных пластин включения графита (пирамид) – шаровидный зародыш»

Модель включения графита была разбита на 1 160 307 объемных конечных элементов.

Моделирование разрушения включения шаровидного графита при простом двухосном сжатии

Проведен численный анализ двухосной (четырёхсторонней) деформации включения шаровидного графита в программе Ansys. При этом деформация происходит по осям X и Y, а по оси Z – свободное перемещение включения до момента его полного разрушения (рис. 2).

В качестве центра шаровидного включения графита рассматривали частицу кремнистого феррита. Пластины, сжимающие модель, считали абсолютно жесткими. Используются теплофизические и механические параметры графита и кремнистого феррита из базы Ansys.

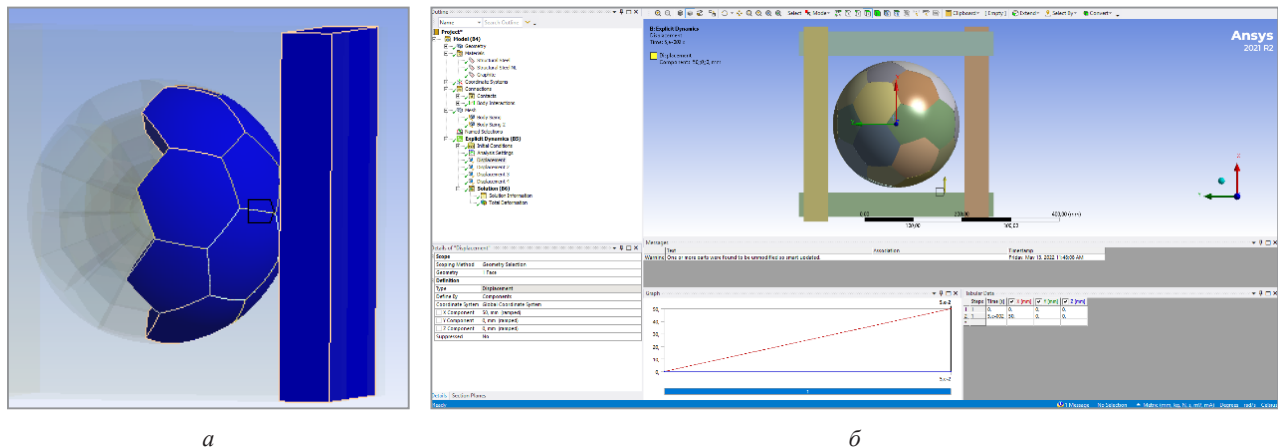


Рис. 2. Схема приложения нагрузки к включению шаровидного графита при двухосной (четырёхсторонней) деформации: *а* – схема контакта включения с пластиной; *б* – назначение параметров контакта и перемещения сдавливающих пластин

Между собой каждый элемент графитной пирамиды взаимодействует с трением, коэффициент которого принят равным 0,1. Также учитывали контакт между элементами соседних пирамид и внутренним шаровидным включением кремнистого феррита.

В результате численного моделирования получены данные о направлении перемещений и деформации элементов мезофрагмента графитного включения ВЧ, а также напряжений внутри пластин графита и в ядре (кремнистый феррит) при упругой двухосевой четырехсторонней деформации (рис. 3). Заметно, что разрушение происходит по границам сегментов (рис. 3, *а*). В продольном сечении заметно также смещение графитных плоскостей внутри пирамид (рис. 3, *б*). Напряжения в центральном ядре не превышают 53 МПа, причем оно практически не деформируется. Напряжения в различных частях пирамид различаются на порядок и варьируются от 14 МПа (в основном в центральной части) до 192 МПа (на краях включения).

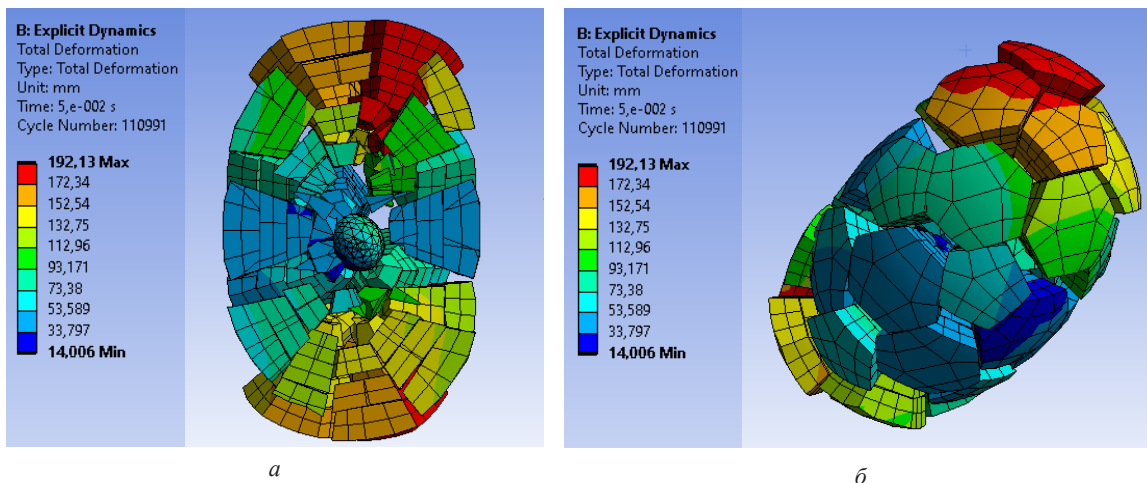


Рис. 3. Визуализация смещений элементов, составляющих мезофрагмент шаровидного графитного включения ВЧ при двухосном сжатии: *а* – продольное сечение включения; *б* – аксонометрия

Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты по сжатию образцов высокопрочного чугуна на стандартной разрывной машине. РЭМ-изображения разрушенных графитных включений приведены на рис. 4.

На рисунках 4, *а*, *б* заметно, что на определенных этапах нагружения наблюдаются фрагменты разрушенных графитных пирамид с отчетливо выраженным слоистым (пакетным) строением (отмечены красными кружками), состоящим из стопки параллельных пластин. На рис. 4, *в*, *г* показано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих призму пакетов из графитных плоскостей и разрушение самих пирамид на множество пластин.

Таким образом, упругая модель четырехстороннего сжатия достаточно хорошо описывает поведение элементов системы. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для анализа поведения графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна.

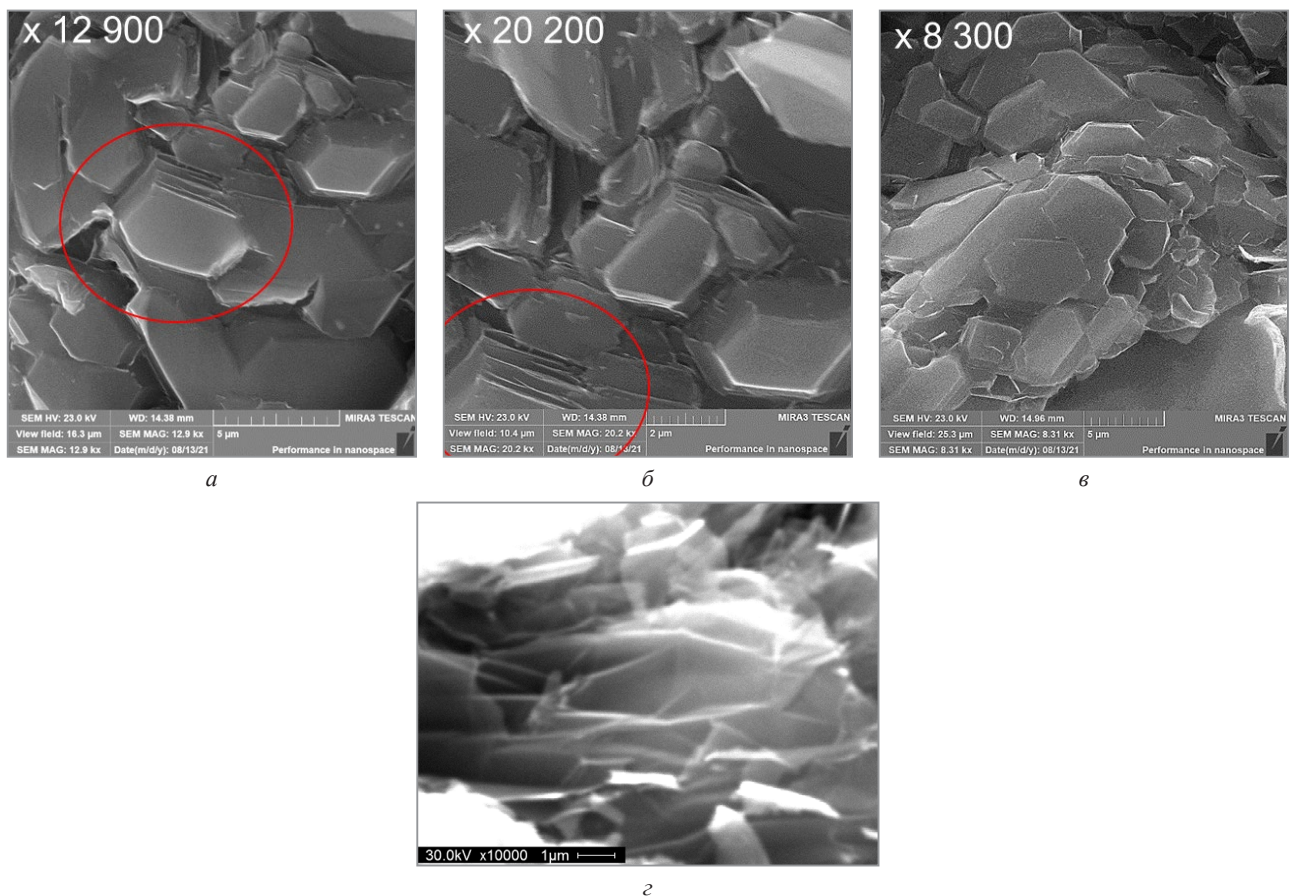


Рис. 4. РЭМ-изображения разрушенных двухосным сжатием графитных включений в высокопрочном чугунае: *a* – $\times 12\,900$; *б* – $\times 20\,200$; *в* – $\times 8\,300$; *з* – $\times 10\,000$

Выводы

1. Построены трехмерная модель шаровидного включения графита в высокопрочном чугунае, а также конечно-элементная модель, которая включает в себя более миллиона конечных элементов. При ее построении основывались на предположении, что в центре включения графита находится микроскопическая инородная шарообразная частица. По одной из версий она представляет собой сложную комбинацию оксидов, сульфидов и оксисульфидов, причем наружный слой частицы когерентен с решеткой графита; по другой версии – это частица кремнистого феррита. Частица обрамлена графитом, имеющим поликристаллическое секторальное строение в виде пирамид с вершинами, расходящимися от центра частицы; в основании пирамид находятся пяти- и шестиугольники. Каждый сегмент пирамиды включает в себя множество графитных пластин, расположенных параллельно и наслаивающихся друг на друга.
2. Проведено численное моделирование двухосной (четырёхсторонней) деформации шаровидного включения графита в программе Ansys. Показано, что центральный зародыш при этом не деформируется и не разрушается; напряжения в нем не превышают 53 МПа. Установлено, что разрушение вначале происходит по границам графитовых пирамидальных структур, а на определенных этапах они разрушаются. В продольном сечении заметно также смещение графитных плоскостей внутри пирамид. Напряжения в различных частях пирамидальных структур различаются на порядок и варьируются от 14 МПа (в основном в центральной части) до 192 МПа (на краях графитного включения).
3. Для верификации компьютерных моделей были проведены эксперименты на сжатие при комнатной температуре образцов высокопрочного чугуна на разрывной машине. Исследования с помощью РЭМ подтвердили секторально-пирамидальное строение включения графита с наличием внутри пирамид параллельных плоскостей. Экспериментально показано, что, начиная с определенной нагрузки, происходит полное разрушение составляющих пирамиду пакетов из графитных плоскостей.
4. Показано, что результаты моделирования четырехстороннего сжатия адекватно описывают поведение шаровидного включения графита. В дальнейшем полученные результаты будут использованы для сравнения поведения шаровидного графита при высокотемпературной (900–1000 °С) деформации чугуна методом выдавливания.

Работа выполнена в ФТИ НАН Беларуси и научно-технологическом парке БНТУ «Политехник» (г. Минск, Беларусь) в рамках задания № 2.01 ГПНИ «Металлургия» (2021–2025 гг.).

ЛИТЕРАТУРА

1. **Верховлюк, А. М.** Особенности роста шаровидных включений графита в чугунах / А. М. Верховлюк, Шумихин В. С., Назаренко А. В. // Процессы литья. – 2007. – № 5. – С. 11–18.
2. **Skaland, T., Grong, F., Grong, T.** A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms // *Metallurgical Transactions A*. – 1993. – Vol. 24. – P. 2321–2345.
3. **Покровский, А. И.** Анализ химического состава и морфологии графитных включений в высокопрочном чугунах / А. И. Покровский // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. НТ. В 2 кн. Кн. 1. Новые технологии и материалы / ред. колл.: В. Г. Залесский (гл. ред.) [и др.]. – Мн.: ФТИ НАН Беларуси, 2021. – С. 224–234.
4. **Stefanescu, D. M.** Solidification and modeling of cast iron – A short history of the defining moments / D. M. Stefanescu // *Materials Science and Engineering A*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 322–333.
5. **Stefanescu, D. M.** Modeling of Cast Iron Solidification–The Defining Moments / D. M. Stefanescu // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2005. – Vol. 38, No. 7. – P. 1433–1447.
6. **Stefanescu, D. M.** State of the Art in Solidification Modeling of Cast Iron / D. M. Stefanescu // *Science and Processing of Cast Iron VIII*. – Tsinghua University Press, Beijing. – 2006. – P. 32–41.
7. **A. V. Catalina, S. Sen, D. M. Stefanescu.** A new analytical approach to predict spacing selection in lamellar and rod eutectic systems // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2003. – Vol. 34. – P. 383–394.
8. **L. Beltran–Sanchez, D. M. Stefanescu.** A quantitative dendrite growth model and analysis of stability concepts // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2004. – Vol. 35. – P. 2471–2486.
9. **A. Catalina, X. Guo, D. M. Stefanescu, L. Chuzhoy, M. A. Pershing.** Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in lamellar iron castings // *AFS Transactions*. – 2000. – Vol. 94. – P. 889–912.
10. **Соценко, О. В.** Компьютерная DLA-модель формирования шаровидного графита в высокопрочном чугунах / Соценко О. В. // *Металл и литье Украины*. – 2009. – № 9. – С. 3–9.
11. **Соценко, О. В.** Особенности агрегативного механизма формирования структуры шаровидного и вермикулярного графита в модифицированных чугунах // *Металл и литье Украины*. – 2012. – № 12 (235). – С. 3–9.

REFERENCES

1. **Verhovljuk A. M., Shumihin V. S., Nazarenko A. V.** Osobennosti rosta sharovidnyh vkljuchenij grafita v chugune [Peculiarities of growth of spherical graphite inclusions in cast iron]. *Processy lit'ja = Casting processes*, 2007, no. 5 pp. 11–18.
2. **Skaland T., Grong F., Grong T.** A Model for the Graphite Formation in Ductile Cast Iron: Part I. Inoculation Mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 1993, vol. 24, pp. 2321–2345.
3. **Pokrovskij A. I.** Analiz himicheskogo sostava i morfologii grafitnyh vkljuchenij v vysokoprochnom chugune [Analysis of chemical composition and morphology of graphite inclusions in high-strength cast iron]. *Sovremennye metody i tehnologii sozdaniya i obrabotki materialov = Modern methods and technologies for the creation and processing of materials*. Minsk, FTI NAN Belarusi Publ., 2021, pp. 224–234.
4. **Stefanescu D. M.** Solidification and modeling of cast iron – A short history of the defining moments. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 413–414, pp. 322–333.
5. **Stefanescu D. M.** Modeling of Cast Iron Solidification–The Defining Moments. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 38, no. 7, pp. 1433–1447.
6. **Stefanescu D. M.** State of the Art in Solidification Modeling of Cast Iron. *Science and Processing of Cast Iron VIII*, *Tsinghua University Press*, Beijing, 2006, pp. 32–41.
7. **Catalina A. V., Sen S., Stefanescu D. M.** A new analytical approach to predict spacing selection in lamellar and rod eutectic systems. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, vol. 34, pp. 383–394.
8. **Beltran–Sanchez L., Stefanescu D. M.** A quantitative dendrite growth model and analysis of stability concepts. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, pp. 2471–2486.
9. **Catalina A., Guo X., Stefanescu D. M., Chuzhoy L., Pershing M. A.** Prediction of room temperature microstructure and mechanical properties in lamellar iron castings. *AFS Transactions*, 2000, vol. 94, pp. 889–912.
10. **Socenko O. V.** Komp'juternaja DLA–model' formirovanija sharovidnogo grafita v vysokoprochnom chugune [Computer DLA model of spheroidal graphite formation in high-strength cast iron]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and casting of Ukraine*, 2009, no. 9, pp. 3–9.
11. **Socenko, O. V.** Osobennosti agregativnogo mehanizma formirovanija struktury sharovidnogo i vermikuljarnogo grafita v modifitsirovannyh chugunah [Peculiarities of the aggregative mechanism of formation of the structure of spheroidal and vermicular graphite in modified cast irons]. *Metall i lit'e Ukrainy = Metal and Casting of Ukraine*, 2012, no. 12 (235), pp. 3–9.



УДК 621:753.5; 621:763

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ РАЗРАБОТКИ НОВОЙ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ Mo–TiC

Ф. Р. НОРХУДЖАЕВ, Ташкентский государственный технический университет им. Ислама Каримова, Узбекистан, г. Ташкент, ул. Университетская, 2. E-mail: norhojaev.fayzulla.65@mail.ru.

Разработан новый состав спеченной порошковой композиции Mo–TiC, включающий добавки никеля, железа, вольфрама, LaB₆. Изучены ее физико-механические свойства для применения в высокотемпературных условиях.

THEORETICAL AND TECHNOLOGICAL ASPECTS OF DEVELOPING A NEW Mo–TiC POWDER COMPOSITION

F. R. NORKHUZHAEV, Tashkent State Technical University named after Islam Karimov, Tashkent, Republic of Uzbekistan, 2, Universitetskaya str. E-mail: norhojaev.fayzulla.65@mail.ru.

A new composition for sintered Mo–TiC powder, enhanced with nickel, iron, tungsten, and LaB₆ additives, has been developed. The physical and mechanical properties of this composition were studied, particularly its performance under high-temperature conditions.

Одна из основных задач настоящей работы – разработка состава и технологии получения спеченной порошковой композиции системы Mo–TiC. Кроме основных компонентов, молибдена и TiC, для улучшения технологических и эксплуатационных характеристик в состав композиции вводили никель, железо, вольфрам и LaB₆ [1–3]. Так, никель вводили в композицию для достижения технологичности порошковой смеси. Добавление никеля в сплав обеспечивает хорошую прессуемость, а при спекании – необходимую плотность заготовки, что положительно сказывается на эксплуатационных свойствах [1–3].

С целью повышения технологичности в состав композиции вводили железо для восстановления оксидов на поверхности частиц карбида титана и твердорастворного упрочнения матрицы за счет усвоения титана молибденом [1–3]. Для твердорастворного упрочнения молибденовой основы в композицию добавляли вольфрам [1–3].

Частичная диссоциация LaB₆=La+6B при высоких температурах объясняется введением в сплав гексаборидов редкоземельных металлов, в частности LaB₆ [1–3]. При изготовлении сплава гексаборид лантана является поставщиком активных атомов лантана и бора. Атомы бора в силу своей химической активности образуют бориды молибдена, а атомы лантана связывают вредные примеси в химические соединения. Показано, что образование боридов молибдена приводит к повышению жаропрочности и горячей твердости [1–3].

Экспериментальные исследования показали, что воспроизвести эвтектический сплав путем спекания порошковой композиции того же состава не удастся, так как спеченный сплав не отвечает требованиям ни по одному параметру. В связи с этим разработку сплава-заменителя проводили, с одной стороны, в направлении увеличения содержания TiC, а с другой – в направлении введения дополнительных присадок, улучшающих технологические и эксплуатационные характеристики сплава [1–4].

Сравнительную оценку образцов сплава проводили по двум характеристикам прочности: на изгиб ($\sigma_{из}$) и твердости (HRA). Известно, что эти характеристики хорошо коррелируют с такими характеристиками, как горячая твердость и жаропрочность, определяющими работоспособность и долговечность штампового инструмента для горячей обработки давлением. Вследствие этого при разработке сплава за критерии оценки при определении оптимального состава выбирали $\sigma_{из}$ и HRA. Оптимизацию состава спеченной порошковой композиции системы Mo–TiC проводили методом математического планирования экспериментов [5].

Оптимальный состав порошковой композиции включает: 45–47% TiC; 1,5–2,5% Fe; 1,5–2% Ni; 0,5–1,0% W; 0,1–0,2% LaB₆; остальное – Mo.

Используя метод крутого восхождения при оптимизации, определен состав порошковой композиции, который принят за основу при проведении дальнейших исследований и обеспечивал уровень прочности образцов $\sigma_{из} = 800\text{--}1000$ МПа и HRA = 88–90 [6].

Важную роль для достижения высокого уровня свойств играют технология подготовки порошкового сплава системы Mo-TiC и режимы ее спекания. Подготовка порошковой смеси велась в лабораторных шаровых мельницах при соотношении объемов смеси к объему шаров диаметром 20–40 мм из твердого сплава ВК6 1:4. Входящие в состав композиции компоненты разделили на две группы: в первую входили молибден, никель, LaV₆ и вольфрам, во вторую – TiC, железо и парамолибденат аммония ((NH₃)·MoO·5H₂O). Обе группы компонентов загружали в разные мельницы и проходили предварительное смешивание в среде этилового спирта в течение 12–16 ч. Затем составы соединяли, и окончательное смешивание продолжали еще 6–8 ч. Далее смесь просушивали в дистилляторе при температуре 100–120 °С в течение 8–12 ч. Высушенную смесь замешивали на пластификаторе – 3%-ном растворе каучука в бензине, затем она вновь проходила сушку в сушилке при температуре 100–120 °С в течение 16–24 ч.

Подготовленную смесь прессовали в формах под давлением 50 Н на пресс-агрегате П4626. После прессования изделия сушили в паровом шкафу при температуре 100–120 °С в течение 18–24 ч, затем подвергали предварительному спеканию в атмосфере водорода при температуре 600–700 °С в течение 1 ч [1–5].

Выбор режима окончательного спекания проводили в зависимости от назначения изделия. Так, при изготовлении штампового инструмента для работы в условиях высоких температур и давлении спекание проводили по режиму: среда – вакуум, не ниже 10–3 мм рт.ст.; температура спекания – 1450–1500 °С; время спекания – 4–6 ч.

После завершения первого этапа исследования очередной задачей было проведение оценки состава, структуры, уровня физико-механических и технологических характеристик полученного сплава [1–6].

Количественный фазовый рентгеноструктурный анализ показал, что в составе сплава, соответствующего оптимальному, входят следующие микроструктурные фазы: TiC, Mo₂C, Mo (Ti).

Анализ положения интерференционных максимумов и их форма свидетельствуют о существенной степени легированности основных фаз и наличии в них микроискажений кристаллической решетки.

Исследование структуры этого же сплава показало (рис. 1), что основу сплава составляют равноосные зерна, имеющие небольшие отличия по величине, средний диаметр зерна колеблется в пределах 10–20 мкм, что соответствует 9–10 баллам (ГОСТ 5639-65). В основном распределены мелкодисперсные включения второй фазы. Распределение отличается равномерностью по всему телу зерна (рис. 1), с отдельными редкими скоплениями по границам. По границам зерен встречаются иногда выделения избыточной фазы, свидетельствующие об образовании жидкой фазы при спекании.

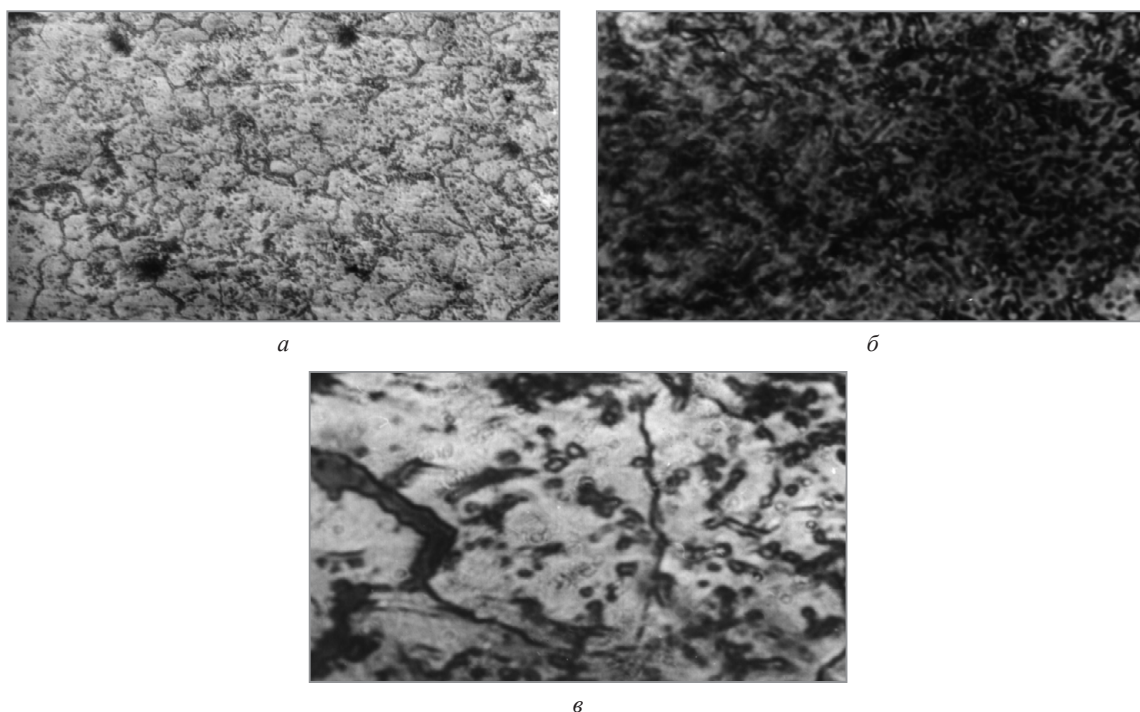


Рис. 1. Микроструктура спекенного сплава системы Mo-TiC: а – $\times 250$; б – $\times 600$; в – $\times 1400$

Горячую твердость спеченной композиции системы Mo-TiC определяли на специальной установке высокотемпературной твердости (УВТ) в интервале температур 20–1600 °С. Испытания проводили в лаборатории кафедры «Металловедение стали и высокопрочных сплавов» Московского института стали и сплавов. Для проведения испытаний были изготовлены образцы из порошкового сплава системы Mo-TiC цилиндрической формы диаметром 8 мм и высотой 5–7 мм. При определении горячей твердости применяли метод статического вдавливания сапфирового индентора (монокристаллы синтетического корунда) типа стандартной правильной четырехгранной пирамиды с углом 136° между противоположенными гранями. Горячую твердость измеряли в атмосфере инертного газа высокой очистки, в качестве материала для нагревателя был выбран вольфрам. После нанесения отпечатков на поверхность образца, охлаждения его до комнатной температуры и извлечения из бункера проводили измерения под микроскопом диагоналей отпечатков. По этим данным вычисляли значения твердости в отдельных точках и строили график изменения твердости в зависимости от температуры (рис. 2). Как видно из рисунка, во всем температурном интервале 20–1600 °С спеченная композиция системы Mo-TiC имеет более высокие показатели твердости, чем литой эвтектический сплав этой же системы. Особенно заметное различие наблюдается в высокотемпературной области (1000–1600 °С), где уровень твердости у спеченной композиции выше в 1,5–2,0 раза.

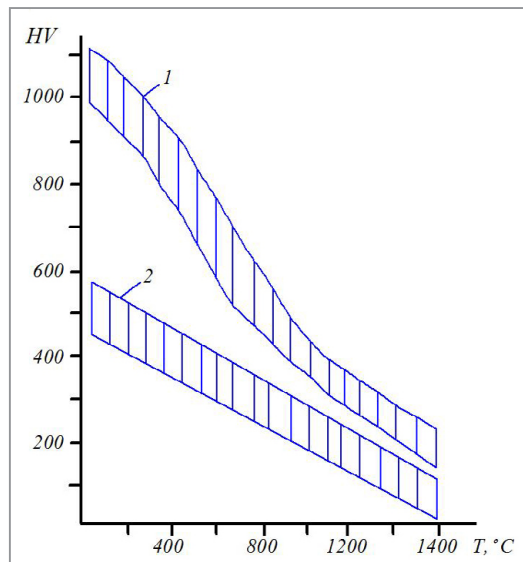


Рис. 2. Изменение твердости спеченного сплава системы Mo-TiC (1) и литого эвтектического сплава Mo-Ti (2) в зависимости от температуры испытаний

Физико-механические характеристики композиции, а именно, плотность, твердость HRA и прочность на изгиб определяли по методикам, установленным ГОСТ [3–5] для твердых спеченных сплавов: плотность – методом гидростатического взвешивания; твердость HRA – на приборе Роквелла или Викерса; прочность на изгиб $\sigma_{из}$ – на разрывной машине УММ-5.

Для проведения испытаний готовили стандартные образцы размерами 6×6×40 мм.

В результате испытаний установлено, что спеченная композиция системы Mo-TiC имеет следующие физико-механические свойства [4, 5]: коэффициент линейного расширения, град.⁻¹–6,61·10⁻⁶; плотность, г/см³ – 6,4–6,6; твердость HRA – 88–90; прочность на изгиб $\sigma_{из}$, МПа – 800–1000.

Таким образом, разработана рецептура спеченной порошковой композиции системы Mo-TiC, включающая 45–47% TiC; 1,5–25% Fe; 1,5–2,0% Ni; 0,5–1,0% W; 0,1–0,2% LaB₆; Mo – остальное.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Норхужаев, Ф. Р.** Разработка состава спеченной порошковой композиции на основе Mo –TiC для штампового инструмента / Ф. Р. Норхужаев // Вестник ТашГТУ. – 2000. – № 1. – С. 23–26.
2. **Норхужаев, Ф. Р.** Разработка технологии получения безвольфрамового твердого сплава на основе Mo –TiC для режущего инструмента / Ф. Р. Норхужаев // Вестник автомеханического института. Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием на тему: «Современные тенденции развития автомобилестроения в России» 26–28 мая, 2004. – Тольятти. – 2004. – С. 123–125.
3. **Норхужаев, Ф. Р.** Теория и технология разработки новой порошковой композиции Mo –TiC / Ф. Р. Норхужаев // Композиционные материалы. – 2011. – № 3. – С. 55–58.

4. **Норхуджаев, Ф.Р.** Некоторые физико-механические и технологические свойства спеченного сплава на основе Mo –TiC / Ф.Р. Норхуджаев // Вестник ТашГТУ.– Ташкент. – 2001. – № 1. – С. 91–93.
5. **Норхуджаев, Ф.Р.** Общая характеристика металлокерамических твердых сплавов и перспективы улучшения их свойств / Ф.Р. Норхуджаев // Вестник ТашГТУ.– Ташкент. – 2004. – № 3. – С. 98–101.
6. **Norknudzhaev, F.R.** Sintered powder composition on the basis of Mo-TiC / F.R. Norknudzhaev, A.M. Nazarov, L.E. Yakubov // International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and technology.– India, 2016. – P. 2347–2350.

REFERENCES

1. **Norhudzhaev F.R.** Razrabotka sostava spechennoj poroshkovej kompozicii na osnove Mo –TiC dlja shtampovogo instrumenta [Development of a sintered powder composition based on Mo – TiC for stamping tools]. *Vestnik TashGTU = Vestnik TashSTU*, 2000, no. 1, pp. 23–26.
2. **Norhudzhaev F.R.** Razrabotka tehnologii poluchenija bezvol'framovogo tverdogo splava na osnove Mo –TiC dlja rezhushhego instrumenta [Development of a technology for producing a tungsten-free hard alloy based on Mo – TiC for cutting tools]. *Vestnik avtomehanicheskogo instituta. Vserossijskaja nauchno- tehničeskaja konferencija s mezhdunarodnym uchastiem na temu: «Sovremennye tendencii razvitija avtomobilestroenija v Rossii» 26–28 maja, 2004, Tol'jatti = Vestnik of the Automotive Mechanical Institute. All-Russian scientific and technical conference with international participation on the topic: «Modern trends in the development of the automobile industry in Russia», May 26–28, 2004, Tolyatti, 2004, pp. 123–125.*
3. **Norhudzhaev F.R.** Teorija i tehnologija razrabotki novej poroshkovej kompozicii Mo –TiC [Theory and technology for developing a new powder composition Mo – TiC]. *Kompozicionnye materialy = Composite materials*, 2011, no. 3, pp. 55–58.
4. **Norhudzhaev F.R.** Nekotorye fiziko-mehaničeskije i tehnologičeskije svojstva spečennogo splava na osnove Mo –TiC [Some physical, mechanical and technological properties of a sintered alloy based on Mo – TiC]. *Vestnik TashGTU = Vestnik TashSTU*, 2001, no. 1, pp. 91–93.
5. **Norhudzhaev F.R.** Obshhaja harakteristika metallokeramičeskij tverdyh splavov i perspektivy uluchšenija ih svojstv [General characteristics of metal-ceramic hard alloys and prospects for improving their properties]. *Vestnik TashGTU = Vestnik TashSTU*, 2004, no. 3, pp. 98–101.
6. **Norknudzhaev F.R., Nazarov A.M., Yakubov L.E.** Sintered powder composition on the basis of Mo – TiC // International Journal of Advanced Research in Science, Engineering and technology. India, 2016, pp. 2347–2350.



УДК 616.77

АНАЛИЗ НАПРАВЛЕНИЙ ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ БИОКОРРОЗИИ, ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Л. А. АСТРЕЙКО, И. А. ЗМАЧИНСКАЯ, Ю. С. МОНЖОС,

Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65.

E-mail: materialovedenie@tut.by.

Контролируемая деградация биосовместимого материала – процесс, приносящий минимальный ущерб человеческому организму с обеспечением его восстановления. В данной работе проанализированы возможные направления обеспечения контролируемой деградации сплавов магния. Рассмотрены такие варианты, как процессы модифицирования поверхности, изменение и контроль зеренной структуры, объемное и поверхностное легирование. Определены направления, наиболее перспективные для воздействия на сплавы магния.

Ключевые слова. Магний, легирующий элемент, модифицирование, деградация, биосовместимость, химико-термическая обработка, управляемая коррозия.

ANALYSIS OF APPROACHES TO MODIFYING THE STRUCTURE OF MAGNESIUM ALLOYS FOR MEDICAL DEVICES OPERATING IN BIOCORROSIVE ENVIRONMENTS

L. A. ASTREYKO, I. A. ZMACHYNSKAYA, Yu. S. MONZHAS, Belarusian National Technical University,

Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: materialovedenie@tut.by.

Controlled degradation of biocompatible material – a process that causes minimal damage to the human body and ensures its recovery. In this paper possible directions of providing controlled degradation of magnesium alloys are analyzed. Such variants as processes of surface modification, change and control of grain structure, volume and surface alloying are considered. The most promising directions for influence on magnesium alloys have been identified.

Keywords. Magnesium, alloying element, modification, degradation, biocompatibility, chemical-thermal treatment, controlled corrosion.

Медицинские материалы на основе сплавов магния обладают достаточной конструктивной прочностью и биосовместимы. Срок службы такой конструкции зависит от многих факторов. В человеческом организме протекают сложные биологические процессы [1]. Различные химические реакции, происходящие на поверхности имплантатов, способствуют образованию защитного антикоррозионного слоя. Для обеспечения необходимого срока службы импланта следует понимать механизм образования и состав возникшего слоя, так как биологические жидкости агрессивны и защитные способности антикоррозионного слоя могут вообще не проявиться в определенных условиях, что не обеспечит долгосрочную защиту поверхности имплантата.

Биодеградируемые имплантаты за счет растворения с определенной скоростью в среде человеческого организма и последующего выведения продуктов распада могут использоваться для временных медицинских изделий. Такие изделия после окончания срока службы не извлекаются из организма. Материал, разрушающийся с контролируемой скоростью, не оказывает вредного воздействия. Сохранение конструктивной прочности в течение необходимого для восстановления поврежденной кости времени делает такие материалы перспективными [2]. Кроме того, катионы магния не токсичны для организма: не вызывают аллергические реакции, опухоли и т.п. [2–7].

На начальных этапах испытания магневых крепежных элементов для остеосинтеза спровоцировали образование больших газовых полостей рядом с пластиной [6]. Повторные испытания с изменением систем крепления изучаемых конструкций показали полную резорбцию магния без негативных последствий.

Использование магниевых конструкций в сочетании со стальными винтами провоцировало деградацию и активное выделение водорода. В то же время магниевые биоконструкции могут использоваться как скаффолд – матрица, которая впоследствии заполнится клетками и сформирует новый орган взамен. Скаффолды ускоряют процесс заживления и регенерации костной ткани. Аналогичный принцип можно использовать для создания стентов, которые бы биорезорбировали без нанесения урона организму. Таким образом, существует необходимость создания базы данных результатов исследований в условиях *in vitro* и *in vivo*.

Существует несколько активно разрабатываемых направлений по обеспечению управляемой коррозии магниевых сплавов (рис. 1). Такие исследования ставят своей целью создание материала с обеспечением биосовместимости, защитой имплантата от коррозии в организме человека, увеличением износостойкости и, как следствие, срока использования имплантата с минимизацией вреда для организма.

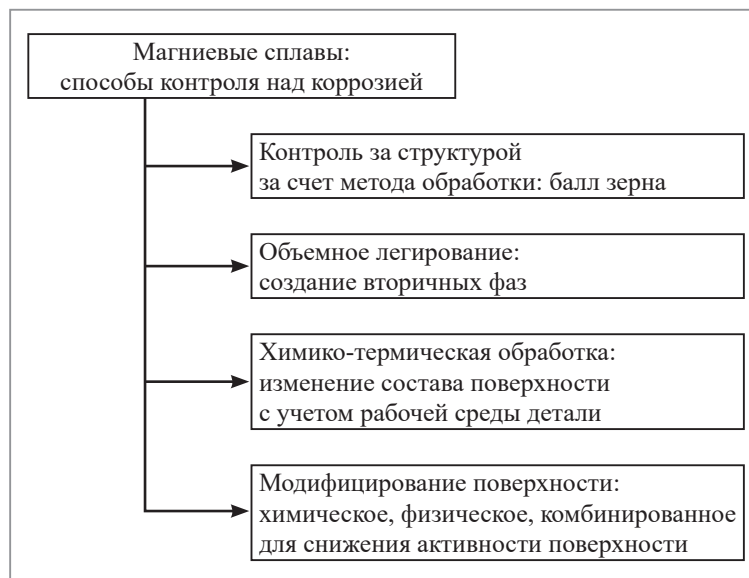


Рис. 1. Направления контроля над активностью взаимодействия магниевых сплавов с биосредами

Неразлагаемые материалы, традиционно используемые для медицинских конструкций, кроме высокой конструкционной прочности и биосовместимости с человеческим организмом, могут создавать и проблемы [8–12]. Находясь в организме и подвергаясь воздействию агрессивной среды, механическому износу, они служат источником продуктов коррозии и микрочастиц, которые могут спровоцировать воспалительные процессы и служить провокаторами развития неоплазий [13]. Кроме того, имея вполне определенный срок службы, они требуют замены или полного извлечения из организма.

Модифицирование поверхности изделия – одно из направлений контроля над коррозией изделий из магниевых сплавов. Оно может быть проведено за счет изменения химического состава поверхности, ее физико-химических характеристик, шероховатости, морфологии. Все это влияет на активность материала в агрессивной среде. В то же время состав материала, характеристики его поверхности, кроме снижения коррозии, должны способствовать формированию новой ткани [14].

Нанесение различных покрытий позволяет снизить скорость деградации и замедлить выделение водорода. Основной упор делается на стабильные в физиологических средах материалы, которые обеспечивают адгезию и пролиферацию остеобластов.

В отличие от методов легирования модификации поверхности непосредственно изолируют сплавы Mg от окружающей биологической среды и предотвращают проникновение телесной жидкости в субстраты. В зависимости от того, образуется ли новая фаза на поверхности сплавов Mg, различают химические, физические модификации и их комбинирование.

Вариант кислотного травления – метод предварительной обработки, используемый для удаления крупной окалины, позволяет заменить слой оксида более плотным пассивированным слоем. Например, установлено, что кислотное травление 2,5%-ным раствором H_2SO_4 значительно повышает стойкость сплавов AZ91D к деградации [15].

Физическое модифицирование направлено на создание физического барьера с целью повышения коррозионной стойкости. Это может быть нанесение апатитовых, полимерных покрытий, лазерная обработка поверхности или холодное напыление. Апатит, например, является основным неорганическим

компонентом натуральной кости. Он может значительно способствовать восстановлению после перелома благодаря своей превосходной биологической активности [16].

Одно из направлений контроля над процессом коррозии – контроль над структурой. Например, экструдированный сплав Mg–Mn–Zn–Nd имеет более высокие характеристики механической прочности, коррозионной стойкости, хорошую биосовместимость по сравнению с литыми [17]. В последнее время показано, что термомеханическая обработка в виде интенсивной пластической деформации эффективно измельчает зерно вплоть до наноуровня.

Измельчение зерна сплава способно влиять на его коррозию: более мелкая зеренная структура может замедлять коррозию, препятствуя ее развитию по поверхности материала. Вместе с тем вторичные фазы, образующиеся в магниевых сплавах, обычно являются электроположительными по сравнению с матрицей магния, что способствует реакции катодного восстановления. При этом менее коррозионно стойкая магниевая матрица и более коррозионно стойкие частицы создают множество микрогальванических пар, усиливая микрогальваническую коррозию. Последняя, вероятно, является важным фактором для каждого из сплавов, поскольку наблюдается в большинстве сплавов магния.

Измельчение зерна положительно влияет и на биосовместимость сплава *in vitro*: уменьшаются индуцированный гемолиз и цитотоксичность, способность к пролиферации клеток возрастает, а скорость деградации замедляется [18].

Коррозионное поведение магния и его сплавов, механические характеристики зависят от микроструктуры [19–22]. Прочность магниевых сплавов может быть значительно повышена путем образования частиц второй фазы. Поэтому высокопрочные магниевые сплавы обычно содержат определенное количество интерметаллидов, повышающих прочность. Процесс легирования одновременно способствует повышению прочности и пластичности сплавов, а также коррозионной стойкости.

Микроструктура является одним из ключевых факторов, влияющих на коррозионную стойкость материала. Биокоррозия и присутствие вторичной фазы, которая возникает при легировании материала с целью повышения его коррозионной стойкости, взаимосвязаны. Так, например, объемное легирование кальцием до 16,2% [23] не изменяет кристаллическую структуру материала. Сплав Mg–Ca ведет себя аналогично сплаву чистого магния. В то же время коррозионная стойкость сплава повышается, зерно измельчается; по границам выделяется большее количество частиц Mg₂Ca [18, 23].

Наиболее перспективным для прогнозирования процесса разрушения является легирование магния. Использование таких элементов, как Al, Zn, Mn, Zr, Y, снижает скорость растворения металла [2]. Это дает возможность организму лучше регулировать pH среды вокруг имплантата и снизить количество водорода, выделяющегося в результате коррозии. Для организма человека Ca, Mn, Zn, Zr не токсичны и могут замедлять скорость биodeградации, Al, Ag, Y, Nd, Zr способствуют улучшению механических свойств и снижению коррозионной активности сплавов. Присутствие этих легирующих элементов позволяет измельчить микроструктуру, способствует выделению интерметаллидов, что повышает комплекс физико-механических свойств.

По сравнению с Mg-матрицей вторичные фазы обладают более высокими потенциалами и могут способствовать коррозии, вымыванию в физиологическую среду, сопровождающемуся разрушением матрицы [24]. Однако не все легирующие элементы в сплавах Mg образуют частицы второй фазы. Некоторые элементы сплава располагаются в твердом растворе в Mg [25]: Y (предел 12 мас. %), Sc (предел 25,9 мас. %), Gd (предел 23,5 мас. %) и Dy (предел 25,3 мас. %), вызывая его упрочнение. Исходная кристаллическая структура магния остается неизменной, но возникает искажение решетки, и, таким образом, движение дислокаций становится затрудненным, что приводит к повышению прочности.

Примесные элементы в сплавах Mg: железо (Fe), никель (Ni) и медь (Cu) ускоряют коррозию Mg, если их концентрации превышают допустимые пределы. Кроме того, чрезмерное количество примесных элементов также наносит вред биосовместимости. Например, вымывание Ni в организм приводит к токсичным биологическим эффектам и высокому уровню Cu, оказывает токсическое действие на поверхности клеток.

Направление биорезорбируемых магниевых сплавов активно разрабатывается и представляет большой интерес для области медицинского материаловедения. Направление комплексного легирования сплавов магния, в том числе с использованием процессов химико-термической обработки, позволит синтезировать материал, который обеспечит необходимую скорость разрушения в каждый отрезок времени. Поэтому разработка специальных магниевых сплавов с управляемой биodeградацией весьма перспективна и имеет важное значение для различных отраслей клинической медицины.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Hench, L. L.** Bioceramics / L. L. Hench // *Journal of the American Ceramic Society*.– 1998.– Vol. 81.– P. 1705–28.
2. **Пузь, А. В.** Многофункциональные покрытия для сплавов медицинского назначения: дис. ... канд. хим. наук: 02.00.04 / А. В. Пузь.– Владивосток, 2014.– 164 с.
3. Degradable biomaterials based on magnesium corrosion / F. Witte [et al.] // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*.– 2008.– Vol. 12, no. 5–6.– P. 63–72.
4. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review / M. P. Staigera [et al.] // *Biomaterials*.– 2006.– Vol. 27, no. 9.– P. 1728–1734.
5. Progress and challenge for magnesium alloys as biomaterials / R. Zeng // *Advanced Engineering Materials*.– 2008.– Vol. 10, no. 8.– P. B3–B14.
6. **Witte, F.** The history of biodegradable magnesium implants: a review / F. Witte // *Acta Biomaterialia*.– 2010.– Vol. 6, no. 5.– P. 1680–1692.
7. **Carboneras, M.** Biodegradation kinetics of modified magnesium-based materials in cell culture medium / M. Carboneras, M. C. Garcia-Alonso, M. L. Escudero // *Corrosion Science*.– 2011.– Vol. 53, no. 4.– P. 1433–1439.
8. Биоразлагаемые магниевые сплавы –перспективные материалы медицинского назначения (обзор) / М. В. Киселевский [и др.] // *СТМ*.– 2019.– Т. 11, № 3.– С. 146.
9. **Kannan, M. B.** In vitro degradation and mechanical integrity of calcium containing magnesium alloy in modified simulated body fluid / M. B. Kannan, R. K. Raman // *Biomaterials*.– 2008.– No. 29.– P. 2306–2314.
10. Features of in vitro and in vivo behaviour of magnesium alloy WE43 / E. Lukyanova [et al.] // *Mater Lett*.– 2018.– No. 215.– P. 308–311.
11. In vitro degradation and mechanical integrity of Mg–Zn–Ca alloy coated with Ca-deficient hydroxyapatite by the pulse electrodeposition process / H. X. Wang [et al.] // *Acta Biomater*.– 2010.– No. 6.– P. 1743–1748.
12. In vitro biodegradation testing of Mg-alloy EZK400 and manufacturing of implant prototypes using PM (powder metallurgy) methods / M. Wolff [et al.] // *Bioact Mater*.– 2018.– No. 3.– P. 213–217.
13. Biomaterial induced sarcoma: a novel model to study preneoplastic change / C. J. Kirkpatrick [et al.] // *Am J Pathol*.– 2000.– No. 156.– P. 1455–1467.
14. Precipitation control of calcium phosphate on pure magnesium by anodization / S. Hiromoto [et al.] // *Corrosion Science*.– 2008.– Vol. 50.– P. 2906–2913.
15. In vivo corrosion and corrosion protection of magnesium alloy LAE442 / F. Witte [et al.] // *Acta Biomaterialia*.– 2010.– Vol. 6, iss. 5.– P. 1792–1799.
16. Biodegradable magnesium alloy (ZK60) with a ly(l-lactic)-acid polymer coating for maxillofacial surgery / Soo-Hwan Byun [et al.] // *Metals*.– 2020.– No. 10.– P. 724.
17. In vivo degradation behavior and biocompatibility of Mg–Nd–Zn–Zr alloy at early stage / W. Yongping [et al.] // *International journal of molecular medicine*.– 2012.– Vol. 29.– P. 178–184.
18. Comparison of the resorbable magnesium alloys LAE442 und MgCa0.8 concerning their mechanical properties, their progress of degradation and the bone-implant contact after 12 months implantation duration in a rabbit model / M. Thomann [et al.] // *Materialwiss. Werkst.*– 2009.– No. 40.– P. 82–87.
19. Review of recent developments in the field of magnesium corrosion / A. Atrens [et al.] // *Adv Eng Mater*.– 2015.– No. 17.– P. 400–453.
20. **Song, G.** Understanding magnesium corrosion: a framework for improved alloy performance / G. Song, A. Atrens // *Adv Eng Mater*.– 2003.– No. 5.– P. 837–858.
21. **Song, G.** Corrosion mechanisms of magnesium alloys / G. Song, A. Atrens // *Adv Eng Mater*.– 1999.– No. 1.– P. 11–33.
22. **Kirkland, N. T.** Magnesium biomaterials: past, present and future / N. T. Kirkland // *Corros Eng Sci Technol*.– 2012.– No. 47.– P. 322–328.
23. Revolutionizing orthopaedic biomaterials: The potential of biodegradable and bioresorbable magnesium-based materials for functional tissue engineering / Kathryn F. Farraro [et al.] // *J Biomech*.– 2014.– No. 47.– P. 1979–86.
24. **Kannan M. Bobby.** Biodegradability of β -Mg17Al12 phase in simulated body fluid / M. Bobby Kannan, Erkan Koc, Mehmet Unal // *Materials Letters*.– 2012.– Vol. 82.– P. 54–56.
25. Corrosion behavior of Mg–Y alloy in NaCl aqueous solution / Xin Zhang [et al.] // *Progress in Natural Science: Materials International*.– 2012.– No. 22.– P. 169–174.

REFERENCES

1. **Hench L. L.** Bioceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 1998, vol. 81, pp. 1705–28.
2. **Puz A. M.** *Mnogofunkcional'nye pokrytiya dlya splavov medicinskogo naznacheniya: dis. ... kand. him. nauk* [Multifunctional coatings for medical alloys: dis. ... cand. chem. sciences: 02.00.04]. Vladivostok, 2014, 164 p.
3. **Witte F. Hort N., Vogt C., Cohen S., Kainer K. U. [et al.]** Degradable biomaterials based on magnesium corrosion. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2008, vol. 12, no. 5–6, pp. 63–72.
4. **Staigera M. P., Pietaka A. M., Huadmaia J., Dias G.** Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: a review. *Biomaterials*, 2006, vol. 27, no. 9, pp. 1728–1734.
5. **Zeng R., Dietzel W., Witte F., Hort N., Blawert C.** Progress and challenge for magnesium alloys as biomaterials. *Advanced Engineering Materials*, 2008, vol. 10, no. 8, pp. B3–B14.
6. **Witte F.** The history of biodegradable magnesium implants: a review. *Acta Biomaterialia*, 2010, vol. 6, no. 5, pp. 1680–1692.
7. **Carboneras M., Garcia-Alonso M. C., Escudero M. L.** Biodegradation kinetics of modified magnesium-based materials in cell culture medium. *Corrosion Science*, 2011, vol. 53, no. 4, pp. 1433–1439.
8. **Kiselevsky M. V., Anisimova N. Yu., Polotsky B. E., Martynenko N. S., Lukyanova E. A., Sitdikova S. M., Dobatkin S. V., Estrin Yu. Z.** Биоразлагаемые магниевые сплавы –перспективные материалы медицинского назначения (обзор) [Biodegradable

- magnesium alloys as promising materials for medical applications (review)]. *Sovremennye tehnologii v medicine = Modern technologies in medicine*, 2019, no. 11, pp. 146–157.
9. **Kannan M.B., Raman R.K.** In vitro degradation and mechanical integrity of calcium containing magnesium alloy in modified simulated body fluid. *Biomaterials*, 2008, no. 29, pp. 2306–2314.
 10. **Lukyanova E., Anisimova N., Martynenko N., Kiselevsky M., Dobatkina S., Estrin Yu.** Features of in vitro and in vivo behaviour of magnesium alloy WE43. *Mater Lett*, 2018, no. 215, pp. 308–311.
 11. **Wang H.X., Guan S.K., Wang X., Ren C.X., Wang L.G.** In vitro degradation and mechanical integrity of Mg–Zn–Ca alloy coated with Ca-deficient hydroxyapatite by the pulse electrodeposition process. *Acta Biomater*, 2010, no. 6, pp. 1743–1748.
 12. **Wolff M., Luczak M., Schaper J.G., Wiese B., Dahms M., Ebel T., Willumeit-Römer R., Klassen T.** In vitro biodegradation testing of Mg-alloy EZK400 and manufacturing of implant prototypes using PM (powder metallurgy) methods. *Bioact Mater*, 2018, no. 3, pp. 213–217.
 13. **Kirkpatrick C.J., Alves A., Köhler H., Kriegsmann J., Bittinger F., Otto M., Williams D.F., Eloy R.** Biomaterial induced sarcoma: a novel model to study preneoplastic change. *Am J Pathol*, 2000, no. 156, pp. 1455–1467.
 14. **Hiro moto S., Shishido T., Yamamoto A., Maruyama N.** Precipitation control of calcium phosphate on pure magnesium by anodization. *Corrosion Science*, 2008, vol. 50, pp. 2906–2913.
 15. **Witte F., Fischer J., Nellesen J., Vogt C., Vogt J., Donath T., Beckmann F.** In vivo corrosion and corrosion protection of magnesium alloy LAE442. *Acta Biomaterialia*, 2010, vol. 6, iss. 5, pp. 1792–1799.
 16. **Soo-Hwan Byun, Ho-Kyung Lim, Sung-Mi Lee, Hyoun-Ee Kim, Soung-Min Kim, Jong-Ho Lee.** Biodegradable magnesium alloy (ZK60) with a ly(l-lactic)-acid polymer coating for maxillofacial surgery. *Metals*, 2020, no. 10, p. 724.
 17. **Yongping W., Zhaojin Z., Yaohua H., Yao J., Jian Z., Jialin N., Lin M., Guangyin Y.** In vivo degradation behavior and biocompatibility of Mg–Nd–Zn–Zr alloy at early stage. *International journal of molecular medicine*, 2012, vol. 29, pp. 178–184.
 18. **Thomann M., Krause C., Bormann D., von der Hoh N., Windhagen H., Meyer-Lindenberg A.** Comparison of the resorbable magnesium alloys LAE442 und MgCa0.8 concerning their mechanical properties, their progress of degradation and the bone-implant contact after 12 months implantation duration in a rabbit model. *Materialwiss. Werkst.*, 2009, no. 40, pp. 82–87.
 19. **Atrens A., Song G.-L., Liu M., Shi Z., Cao F., Dargusch M.S.** Review of recent developments in the field of magnesium corrosion. *Adv Eng Mater*, 2015, no. 17, pp. 400–453.
 20. **Song G., Atrens A.** Understanding magnesium corrosion: a framework for improved alloy performance. *Adv Eng Mater*, 2003, no. 5, pp. 837–858.
 21. **Song G., Atrens A.** Corrosion mechanisms of magnesium alloys. *Adv Eng Mater*, 1999, no. 1, pp. 11–33.
 22. **Kirkland N.T.** Magnesium biomaterials: past, present and future. *Corros Eng Sci Technol*, 2012, no. 47, pp. 322–328.
 23. **Kathryn F. Farraro, Kwang E. Kim, Savio L.-Y. Woo, Jonquil R. Flowers, Matthew B. McCullough.** Revolutionizing orthopaedic biomaterials: The potential of biodegradable and bioresorbable magnesium-based materials for functional tissue engineering. *J Biomech.*, 2014, no. 47, pp. 1979–86.
 24. **Kannan M. Bobby, Koc Erkan, Unal Mehmet.** Biodegradability of β -Mg17Al12 phase in simulated body fluid. *Materials Letters*, vol. 82, pp. 54–56.
 25. **Xin Zhang, Kui Zhang, Xia Deng, Hongwei Li, Yongjun Li, Minglong Ma, Ning Li, Yanlong Wang.** Corrosion behavior of Mg–Y alloy in NaCl aqueous solution. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2012, no. 22, pp. 169–174.



УДК 621.745.35

О СТРУКТУРЕ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКИХ МЕТАЛЛОВ

*В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь,
г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.*

Показано, что в жидких металлах образование кластеров, которые могут быть центрами кристаллизации, невозможно. Жидкие металлы являются двухфазными дисперсными равновесными термодинамическими системами, состоящими в среднем на 4% из атомов и на 96% из нанокристаллов. Процесс кристаллизации жидких металлов наноструктурный. Сначала из элементарных нанокристаллов и свободных атомов образуются структурообразующие нанокристаллы. Затем из них формируются центры кристаллизации. Из этих центров, структурообразующих нанокристаллов и свободных атомов образуются микрокристаллы металлов. На процесс кристаллизации жидких металлов большое влияние оказывают поверхностно-активные элементы, основными из которых являются атомы кислорода и (или) водорода. Они адсорбируются на нанокристаллах, препятствуя образованию центров кристаллизации. В результате снижается их концентрация, что приводит к демодифицированию структуры отливок металлов. В свою очередь молекулярный водород, выделяясь на ветвях дендритных микрокристаллов, препятствует разветвлению дендритов, что также приводит к демодифицированию структуры отливок. Повышенная скорость затвердевания жидких металлов уменьшает демодифицирующее действие поверхностно-активных элементов и молекулярного водорода.

Ключевые слова. *Жидкие металлы, кристаллизация, кластеры, нанокристаллы, атомы, центры кристаллизации, кислород, водород.*

ON THE STRUCTURE AND CRYSTALLIZATION OF LIQUID METALS

*V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus,
Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.*

It is shown that the formation of clusters in liquid metals, which can be centers of crystallization, is impossible. Liquid metals are two-phase dispersed equilibrium thermodynamic systems consisting, on average, of 4% atoms and 96% nanocrystals. The crystallization process of liquid metals is nanostructured. First, structure-forming nanocrystals are formed from elementary nanocrystals and free atoms. Then crystallization centers are formed from them. Metal microcrystals are formed from these centers, structure-forming nanocrystals and free atoms. The crystallization process of liquid metals is greatly influenced by surfactants. They are adsorbed on nanocrystals, preventing the formation of crystallization centers. As a result, their concentration decreases, which leads to demodification of the structure of metal castings. The main surface-active elements of liquid metals are oxygen and (or) hydrogen atoms. The crystallization process of liquid metals is greatly influenced by molecular hydrogen. Standing out on the branches of dendritic microcrystals, it prevents the branching of dendrites, which leads to the demodification of the structure of castings. The increased solidification rate of liquid metals reduces the demodifying effect of surfactants and molecular hydrogen.

Keywords. *Liquid metals, crystallization, clusters, nanocrystals, atoms, crystallization centers, oxygen, hydrogen.*

Металлы являются одним из основных компонентов человеческой цивилизации, без которых невозможен технический прогресс. Человечество добывает и использует металлы очень давно, но они по-прежнему полны тайн и загадок. В частности, научный интерес вызывают процессы кристаллизации жидких металлов, во многом зависящие от их структуры.

Принято считать, что жидкие металлы имеют кластерную структуру, состоящую в основном из случайно образующихся (статистических) очень нестабильных нанокристаллических образований (кластеров), не имеющих межфазных границ. Причем время образования кластеров в жидких металлах оценивают по-разному. Одни исследователи определяют его в диапазоне 10^{-8} – 10^{-7} с [1], другие – в интервале 10^{-11} – 10^{-10} с [2]. При этом в кластерах находятся от сотни до нескольких тысяч атомов [1, 2].

Образование кластеров в жидких металлах – случайный процесс, поэтому определить его время можно с помощью теории вероятности. Каждый кластер состоит из n атомов. Вероятность события, в котором один атом займет место среди n атомов, составляет n^{-1} . Вероятность того, что n атомов займут места среди n атомов в кластере, равна n^{-n} . Тогда время образования кластеров, состоящих из n атомов, будет определяться уравнением:

$$\tau_n = \tau_1 n^n, \quad (1)$$

где τ_1 – время перескока одного атома в жидком металле.

В жидких металлах каждый атом ударяется о соседние примерно 10^{13} раз в секунду [3]. Тогда τ_1 будет равно 10^{-13} с. Подставляя это значение τ_1 в уравнение (1), получаем следующую расчетную формулу для определения времени образования кластеров в жидких металлах:

$$\tau_n = 10^{-13} n^n. \quad (2)$$

Из этой формулы следует, что время образования кластера, состоящего из 100 атомов, в жидких металлах равно 10^{187} с. Поэтому образование кластеров, состоящих из 100 и более атомов, в жидких металлах невозможно.

Исходя из формулы (2), можно определить, какие кластеры могут образовываться в жидких металлах за время 10^{-8} – 10^{-7} с. Подставляя эти значения τ_n в формулу (2) и решая уравнения относительно n , получаем n соответственно равными 6 и 7 атомам. Аналогично определим, какие кластеры могут образовываться в жидких металлах за время 10^{-11} – 10^{-10} с. Подставляя эти значения τ_n в формулу (2) и решая уравнения относительно n , получаем n соответственно равными 4 и 3 атомам. Для образования элементарного кубического кластера необходимо как минимум 8 атомов. Но такие кластеры не могут образовываться за время 10^{-8} – 10^{-7} с.

Согласно кластерной модели строения жидких металлов, кластеры очень быстро образуются из атомов и также очень быстро распадаются на атомы за одинаковое время. Тогда в жидких металлах постоянно будет находиться 50 % атомов из числа тех, на которые распались микрокристаллы при плавлении металлов. Но в этом случае удельная теплота плавления металлов должна составлять 50 % от удельной теплоты сублимации металлов, которая примерно равна удельной теплоте атомизации металлов [4]. Согласно справочным данным, удельная теплота плавления металлов в среднем составляет только 4 % от их удельной теплоты атомизации [4]. Поэтому можно считать, что при плавлении металлов атомизируется в среднем 4 % ионов микрокристаллов. При этом снижается концентрация свободных электронов, что увеличивает удельное электросопротивление металлов при их плавлении [4]. Образование атомов ослабляет связи в микрокристаллах, что приводит к их распаду на нанокристаллы. Следует считать, что жидкие металлы в среднем состоят на 4 % из атомов и на 96 % из нанокристаллов.

Известно, что на рентгенограммах жидких металлов наблюдаются размытые дифракционные максимумы [5]. Аналогичная картина отмечается на рентгенограммах нанопорошков металлов [6]. Это свидетельствует в пользу наноструктурного строения жидких металлов и сплавов, что экспериментально подтверждено методом SANS (Small Angle Neutron Scattering) [7, 8].

Наличие в жидких металлах атомов и нанокристаллов, имеющих глобулярную форму с минимальной межфазной поверхностной энергией, создает в дисперсной системе дополнительное лапласовское давление. В таких условиях уравнение правила фаз будет иметь вид [9]:

$$\Phi = K - C + 2, \quad (3)$$

где Φ – число фаз; K – количество компонентов; C – число степеней свободы.

Для жидких металлов $K = 1$; $C = 1$; $\Phi = 2$. Поэтому жидкие металлы являются двухфазными равновесными дисперсными термодинамическими системами. В них одна фаза – нанокристаллы, а другая – атомы (атомный газ). Последние обеспечивают жидким металлам текучесть и упругость паров.

Термодинамическую стабильность нанокристаллов в жидких металлах обеспечивает линейная зависимость удельной межфазной поверхностной энергии нанокристаллов (σ_n) от радиуса его кривизны (r), которая определяется уравнением [10, 11]:

$$\sigma_n = kr, \quad (4)$$

где k – константа, зависящая от температуры.

Согласно этому уравнению, повышение дисперсности термодинамической системы снижает ее энергию Гиббса. В результате в жидких металлах в равновесном состоянии находятся элементарные нанокристаллы, имеющие минимальную межфазную поверхностную энергию и свободные атомы.

Процесс кристаллизации жидких металлов наноструктурный и происходит следующим образом [12]. Сначала из элементарных нанокристаллов металлов ($M_{ЭН}$) и свободных атомов металлов (M_a) формируются структурообразующие нанокристаллы ($M_{СН}$) согласно реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($M_{цк}$) по реакции:



Заканчивается процесс кристаллизации формированием микрокристаллов металлов ($M_{мк}$):



Реакция (6) выражает процесс образования центров кристаллизации микрокристаллов металлов. Эти центры полностью удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия Данкова – Конобеевского, поскольку элементарные кристаллические решетки $M_{цк}$ и $M_{мк}$ одинаковы.

На концентрацию $M_{цк}$ большое влияние оказывают поверхностно-активные элементы (ПАЭ) [11]. При повышении в жидких металлах концентрации ПАЭ они активно адсорбируются на нанокристаллах, препятствуя образованию $M_{цк}$. В результате их концентрация снижается, что приводит к уменьшению дисперсности микрокристаллов металлов при затвердевании отливок. Основными ПАЭ жидким металлов являются растворенные в них атомы кислорода и (или) водорода [11]. Они проникают в жидкие металлы в результате взаимодействия с молекулами кислорода и воды атмосферного воздуха. Наиболее активные ПАЭ в жидких металлах – атомы кислорода, поскольку их стандартная теплота адсорбции на металлах выше аналогичной для атомов водорода [13]. Но если кислород не растворяется в жидких металлах или его концентрация в них очень мала, то основными ПАЭ будут атомы водорода.

Реакция (7) выражает процесс формирования дендритных микрокристаллов металлов. На этот процесс большое влияние оказывает молекулярный водород, который образуется при кристаллизации жидких металлов [11]. Молекулярный водород, выделяясь на ветвях дендритных микрокристаллов, препятствует разветвлению дендритов металлов. Это приводит к образованию крупных дендритных ветвей в структуре отливок при их затвердевании.

Повышение интенсивности теплоотвода увеличивает скорость затвердевания жидких металлов. Она уменьшает демодифицирующее действие ПАЭ и молекулярного водорода на структуру отливок. Повышенная скорость затвердевания жидких металлов – универсальное и наиболее эффективное модифицирующее действие на структуру отливок [11].

Таким образом, жидкие металлы в основном имеют наноструктурное строение, а их кристаллизация является наноструктурным процессом.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Ершов, Г.С.** Высокопрочные алюминиевые сплавы из вторичного сырья / Г.С. Ершов, Ю.Б. Бычков.– М.: Металлургия, 1979.– 192 с.
2. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И.Г. Бродова [и др.]– Екатеринбург: УрО РАН, 2005.– 369 с.
3. **Фейнман, Р.** Фейнмановские лекции по физике. Физика сплошных сред / Р. Фейнман, Р. Лейтон, М. Сэндс.– М.: Мир, 1966.– 290 с.
4. Свойства элементов: справочник / под ред. Г.В. Самсонова.– М.: Металлургия, 1976.– 600 с.
5. **Воздвиженский, В.М.** Литейные сплавы и технология их плавки в машиностроении / В.М. Воздвиженский, В.А. Грачев, В.В. Спасский.– М.: Машиностроение, 1984.– 432 с.
6. **Дзидзигури, Э.Л.** Научно-методические основы исследования кристаллической структуры и свойств нанопорошков переходных металлов: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.09 / Э.Л. Дзидзигури.– М., 2018.– 283 с.
7. Structure of molten Al – Si alloys / U. Dahlborg [et al.] // Journal of Non-Crystalline Solids.– 2007.– Vol. 353, no. 32–40.– P. 3005–3010.
8. Structure of molten Al and eutectic Al – Si alloy studied by neutron diffraction / U. Dahlborg [et al.] // Journal of Non – Crystalline Solids.– 2013.– Vol. 361.– P. 63–69.
9. **Жуховицкий, А.А.** Физическая химия / А.А. Жуховицкий, Л.А. Шварцман.– М.: Металлургия, 2001.– 688 с.
10. **Русанов, А.И.** Фазовые равновесия и поверхностные явления / А.И. Русанов.– Л.: Химия, 1967.– 388 с.
11. **Стеценко, В.Ю.** Теоретические и технологические основы получения заготовок повышенной износостойкости из силуминов с высокодисперсной инвертированной структурой: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04 / В.Ю. Стеценко.– Минск, 2021.– 308 с.
12. **Марукович, Е.И.** Наноструктурная кристаллизация металлов / Е.И. Марукович, В.Ю. Стеценко, А.В. Стеценко // Литье и металлургия.– 2021.– № 2.– С. 23–26.
13. Константы взаимодействия металлов с газами: справочник / под ред. Б.А. Колачева, Ю.В. Левинского.– М.: Металлургия, 1987.– 368 с.

REFERENCES

1. **Ershov G.S., Bychkov Yu.B.** *Vysokoprochnnye alyuminievye splavy iz vtorichnogo syr'ya* [High-strength aluminum alloys from recycled materials]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979, 192 p.
2. **Brodova I.G., Popel' P. S., Barbin N.M., Vatolin N.A.** *Iskhodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv alyuminievyh splavov* [Initial melts as basis for formation of structure and properties of aluminium alloys]. Yekaterinburg, Uro RAN Publ., 2005, 369 p.

3. **Fejzman R., Lejton R., Sends M.** *Fejmanovskie lekcii po fizike. Fizika sploshnyh sred* [Feiman lectures on physics. Physics of continuous environments]. Moscow, Mir Publ., 1966, 290 p.
4. **Samsonov G.V. (ed.)**. *Svojstva elementov: spravochnik* [Properties of elements: reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976, 600 p.
5. **Vozdvizhensky V.M., Grachev V.A., Spassky V.V.** *Litejnye splavy i tekhnologiya ih plavki v mashinostroenii* [Foundry alloys and technology of their melting in mechanical engineering]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1984, 432 p.
6. **Dzidziguri E.L.** *Nauchno-metodicheskie osnovy issledovaniya kristallicheskoj struktury i svojstv nanoporoshkov perekhodnyh metallov: dis. ... d-ra tekhn. nauk: 05.16.09* [Scientific and methodological foundations for studying the crystal structure and properties of transition metal nanopowders: dis. ... dr. tech. sciences: 05.16.09]. Moscow, 2018, 283 p.
7. **Dahlborg U., Besser M., Calvo-Dahlborg M., Cuello G., Dewhurst C.D., Kramer M.J., Morris J.R., Sordélet D.J.** Structure of molten Al – Si alloys. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2007, vol. 353, no. 32–40, pp. 3005–3010.
8. **Dahlborg U., Kramer M.J., Besser M., Morris J.R., Calvo-Dahlborg M.** Structure of molten Al and eutectic Al – Si alloy studied by neutron diffraction. *Journal of Non – Crystalline Solids*, 2013, vol. 361, pp. 63–69.
9. **Zhukhovitsky A.A., Shvartsman L.A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
10. **Rusanov A.I.** *Fazovye ravnovesiya i poverhnostnye yavleniya* [Phase equilibria and surface phenomena]. Leningrad, Chemistry Publ., 1967, 388 p.
11. **Stetsenko V. Yu.** *Teoreticheskie i tekhnologicheskie osnovy polucheniya zagotovok povyshennoj iznosostojkosti iz siluminov s vysokodispersnoj invertirovannoj strukturoj: dis. ... d-ra tekhn. nauk: 05.16.04* [Theoretical and technological foundations for producing workpieces of increased wear resistance from silumins with a highly dispersed inverted structure: dis. ... dr.tech. sciences: 05.16.04]. Minsk, 2021, 308 p.
12. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Y., Stetsenko A.V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructural crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.
13. **Kolachev B.A., Levinsky Yu. V. (ed.)** *Konstanty vzaimodejstviya metallov s gazami: spravochnik* [Constants of interaction of metals with gases: a reference book]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1987, 368 p.



УДК 543.39: 665.081

СТРУКТУРА И КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ВОДЫ

В. Ю. СТЕЦЕНКО, Ассоциация литейщиков и металлургов Республики Беларусь, г. Минск, Беларусь, ул. Я. Коласа, 24. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

Расчетным путем с использованием метода теории вероятностей показано, что в воде статистически могут образовываться кластеры, состоящие только из трех или четырех молекул. Установлено, что вода является двухфазной дисперсной равновесной термодинамической системой, состоящей на 13% из молекул воды и на 87% из нанокристаллов льда. Процесс кристаллизации воды является наноструктурным. Сначала образуются структурообразующие нанокристаллы. Затем из них и молекул воды формируются центры кристаллизации. Из этих центров, структурообразующих нанокристаллов и молекул воды образуются кристаллы льда. Особенности кристаллизации воды можно объяснить ее наноструктурным строением и способностью атмосферного воздуха хорошо растворяться в воде и адсорбироваться ее нанокристаллами. Адсорбированные молекулы воздуха препятствуют объединению нанокристаллов льда в центры кристаллизации, что увеличивает переохлаждение воды. На кристаллизацию воды большое влияние оказывают пузырьки воздуха, которые выделяются на дендритных кристаллах льда. Эти пузырьки снижают степень разветвленности кристаллов льда и уменьшают скорость кристаллизации воды. Установлено, что звуки способствуют удалению пузырьков воздуха с формирующихся дендритных кристаллов льда. Поэтому музыка может влиять на их морфологию.

Ключевые слова. Структура воды, кристаллизация, нанокристаллы льда, адсорбция, пузырьки воздуха, молекулы воды.

STRUCTURE AND CRYSTALLIZATION OF WATER

V. Yu. STETSENKO, Association of Foundrymen and Metallurgists of Belarus, Minsk, Belarus, 24, Ya. Kolas str. E-mail: stetsenko.52@bk.ru.

By calculation, using the method of probability theory, it is shown that clusters consisting of only three or four molecules can statistically form in water. It has been established that water is a two-phase dispersed equilibrium thermodynamic system consisting of 13% water molecules and 87% ice nanocrystals. The water crystallization process is nanostructured. First, structure-forming nanocrystals are formed. Then crystallization centers are formed from them and water molecules. Ice crystals are formed from these centers, structure-forming nanocrystals and water molecules. The peculiarities of water crystallization can be explained by its nanostructural structure and the ability of atmospheric air to dissolve well in water and be adsorbed by its nanocrystals. Adsorbed air molecules prevent the integration of ice nanocrystals into crystallization centers, which increases the supercooling of water. The crystallization of water is greatly influenced by air bubbles that are released on dendritic ice crystals. These bubbles reduce the degree of branching of ice crystals and reduce the rate of crystallization of water. It has been established that sounds contribute to the removal of air bubbles from the forming dendritic ice crystals. Therefore, music can influence their morphology.

Keywords. Water structure, crystallization, ice nanocrystals, adsorption, air bubbles, water molecules.

Вода является основным компонентом живых организмов на Земле. Поэтому многие считают, что вода – основа биологической жизни. Поскольку жизнь является тайной, то воде приписывают свойства живых организмов, исходя из особенностей ее кристаллизации, которые определяются структурой воды. Кроме того, процессы кристаллизации воды и металлов аналогичны. Вода часто используется в качестве модельной жидкости для физического моделирования литейных процессов.

Принято считать, что вода имеет кластерную структуру, состоящую в основном из случайно образующихся (статистических) льдоподобных кластеров с временем жизни 10^{-10} – 10^{-11} с [1]. Образование кластеров – случайный процесс, поэтому его время можно определить с помощью теории вероятностей. Каждый кластер воды состоит из n молекул. Вероятность того, что одна молекула воды займет место среди n молекул равна n^{-1} . Вероятность события, в котором n молекул воды займут места среди n молекул в кластере, равна n^{-n} . Тогда время образования кластера воды (τ_n), состоящего из n молекул, определяется уравнением:

$$\tau_n = \tau_1 n^n, \quad (1)$$

где τ_1 – время перескока одной молекулы воды.

Значение τ_1 определяется уравнением:

$$\tau_1 = \frac{d_1}{v_1}, \quad (2)$$

где d_1 – диаметр действия молекулы воды; v_1 – средняя скорость молекул воды.

Величина d_1 равна 0,280 нм [1]. Будем считать свободные молекулы в воде идеальным газом. Тогда значение v_1 определяется как [2]:

$$v_1 = \sqrt{\frac{8kT}{\pi m_1}}, \quad (3)$$

где k – постоянная Больцмана, $1,38 \cdot 10^{-23}$ Дж/К; T – температура воды; m_1 – масса молекулы воды, $3 \cdot 10^{-26}$ кг [3].

Принимаем $T = 300$ К. Тогда из (3) получаем $v_1 = 610$ м/с. Подставляя величины d_1 и v_1 в (2), получаем $\tau_1 = 4,6 \cdot 10^{-13}$ с. Тогда имеем следующую расчетную формулу для определения времени образования кластера воды при температуре 300 К:

$$\tau_n = 4,6 \cdot 10^{-13} n^n. \quad (4)$$

Определим, какие кластеры могут образовываться в воде при температуре 300 К за время τ_n , равное 10^{-10} – 10^{-11} с. Подставляя величины τ_n в (4), решая полученное уравнение относительно n , получаем n , равные 4 или 3 молекулам воды. Следовательно, за время 10^{-10} – 10^{-11} с в воде статистически могут образовываться только кластеры, состоящие из 4 или 3 молекул. Для образования минимального льдоподобного кластера гексагональной формы необходимо 12 молекул. Поэтому говорить о кластерной структуре воды не имеет смысла.

Экспериментально установлено, что средняя скорость в воде броуновской частицы размером 1 мкм составляет 0,35 мкм/с [4]. Расчетным путем показано, что для этого необходимо, чтобы в броуновскую частицу ударяли не молекулы воды, а нанокристаллы, состоящие из 24 молекул каждый [5]. Поэтому следует считать, что в воде стабильно существуют нанокристаллы льда, на которые распадаются кристаллы льда при их плавлении. Это подтверждается тем, что толстые слои воды и льда имеют одинаковый голубой цвет. Кроме того, вода имеет экстремум (максимум) плотности при 277 К, что свидетельствует о структурном превращении в воде и стабильном существовании в ней нанокристаллов льда. На фазовой диаграмме этот процесс не отмечается, поскольку он происходит в равновесных условиях и без теплового эффекта.

Методом молотого рентгеновского рассеяния (SAXS) установлено, что в воде на наноуровне присутствует неоднородность плотности [1]. Это свидетельствует в пользу ее наноструктурного строения.

Удельная теплота сублимации (молекуляризации) льда составляет 2600 кДж/кг, а удельная теплота его плавления равна 340 кДж/кг [3]. Это означает, что после расплавления льда молекуляризируется только 13% его кристаллов, а остальные распадаются на нанокристаллы льда. Следует считать, что вода состоит на 13% из молекул и на 87% из нанокристаллов льда.

Наличие молекул и нанокристаллов, имеющих глобулярную форму с минимальной межфазной поверхностной энергией, создает в термодинамической системе дополнительное лапласовское давление. В таких условиях уравнение правила фаз будет иметь следующий вид [6]:

$$\Phi = K - C + 2, \quad (5)$$

где Φ – число фаз; K – количество компонентов; C – число степеней свободы.

Для воды $K = 1$, $C = 1$, $\Phi = 2$. Вода является двухфазной равновесной термодинамической системой. В ней одна фаза – это нанокристаллы льда, а другая – молекулы воды (молекулярный газ). Последние обеспечивают воде высокие текучесть и упругость пара.

Термодинамическую стабильность нанокристаллов льда в воде обеспечивает линейная зависимость удельной поверхностной энергии нанокристалла от радиуса его кривизны [7]. В этом случае повышение дисперсности термодинамической системы будет снижать ее энергию Гиббса. В результате в воде в равновесном состоянии будут находиться нанокристаллы льда, имеющие максимальную поверхностную энергию, и молекулы воды.

Кристаллизация воды имеет следующие особенности:

- вода замерзает с увеличением объема;

- при одинаковых условиях охлаждения горячая вода затвердевает быстрее холодной [8];
- вода может переохлаждаться более чем на 40 К и быстро кристаллизоваться после встряхивания бутылки с переохлажденной водой или удара по этой бутылке [1, 9];
- при кристаллизации воды музыка влияет на форму кристаллов льда таким образом, что с увеличением громкости и (или) снижением частоты звука дендритные кристаллы льда становятся более разветвленными [10].

Объяснить особенности кристаллизации воды можно исходя из ее наноструктурного строения. Лед имеет достаточно рыхлую гексагональную кристаллическую решетку ($a = 0,782$ нм, $c = 0,736$ нм), в узлах которой находятся молекулы воды с максимальным размером 0,264 нм [11, 12]. В поры кристаллической решетки льда свободно проникают молекулы кислорода и азота атмосферного воздуха, имеющие максимальные размеры 0,264 и 0,248 нм соответственно [11]. Поэтому растворимость воздуха в воде относительно велика, благодаря чему в водной среде живут многие живые организмы.

Экспериментальным путем установлено, что величина расширения льда при затвердевании воды пропорциональна концентрации растворенного в ней воздуха [13]. Это можно объяснить тем, что выделяющийся воздух оказывает давление на окружающую среду, заставляя ее расширяться. Это одна из основных причин расширения воды при ее замерзании. Если не теплоизолировать верхнюю часть бутылки с водой, то вода на мениске относительно быстро затвердевает с образованием толстой и прочной корки. Это препятствует выходу воздуха и приводит к возрастанию его давления в бутылке. В этом случае образующийся лед будет расширяться в основном от центра к периферии, что приводит к трещинам и разрушению не только бутылки, но и ледяной отливки (рис. 1). Если теплоизолировать верхнюю часть бутылки с водой, то выделяющийся воздух будет беспрепятственно уходить. В этом случае трещины не образуются, а бутылка и ледяная отливка остаются невредимыми (рис. 1). Направленное затвердевание отливки оказывает существенное влияние на ее расширение.



Рис. 1

Концентрация растворенного в воде воздуха с повышением ее температуры существенно снижается. При 283 К растворимость кислорода в воде составляет $11,3 \text{ мгO}_2/\text{дм}^3$, а при 353 К – $2,9 \text{ мгO}_2/\text{дм}^3$ [14]. Пузырьки воздуха тормозят процесс кристаллизации воды. Нагревание воды приводит к ее дегазации, которая снижает интенсивность выделения на фронте затвердевания пузырьков воздуха. Поэтому при одинаковых условиях охлаждения горячая вода затвердевает быстрее холодной, в которой выше концентрация воздуха [13]. Низкое содержание воздуха в горячей воде способствует ее быстрому затвердеванию на морозном воздухе с образованием мелких кристаллов льда.

В ледяной чистой воде самая высокая концентрация растворенного кислорода. Поэтому такая вода, взятая из водоема в религиозный праздник Крещение, может оказывать биологическое воздействие на человека.

При плавлении льда его кристаллы (L_k) распадаются на нанокристаллы льда (L_n) и свободные молекулы воды (H_2O)_м [5]. Процесс кристаллизации воды является наноструктурным и происходит

аналогично наноструктурной кристаллизации металлов [15]. Сначала формируются структурообразующие нанокристаллы льда ($L_{сн}$) согласно реакции:



Затем образуются центры кристаллизации ($L_{цк}$) кристаллов льда:



Заканчивается процесс формированием $L_{к}$:



Молекулы воздуха хорошо растворяются в воде, а значит, хорошо адсорбируются нанокристаллами льда [6]. Воздух, адсорбированный нанокристаллами льда, препятствует их объединению в $L_{цк}$. Это основная причина большого переохлаждения воды при ее затвердевании. Если хорошо встряхнуть бутылку с переохлажденной водой или ударить по ней, то произойдет интенсивная десорбция молекул воздуха с нанокристаллов льда. Об этом свидетельствуют появляющиеся пузырьки воздуха. Освободившиеся от адсорбционной блокировки нанокристаллы льда, согласно реакции (7), интенсивно объединяются в $L_{цк}$, что приводит к быстрой кристаллизации воды.

Согласно (8), на процесс формирования кристаллов льда большое влияние оказывают пузырьки воздуха, выделяющиеся при кристаллизации воды. Кристаллы льда имеют дендритную форму. Пузырьки воздуха, выделяющиеся на дендритных кристаллах льда, определяют степень их разветвленности. Чем выше концентрация воздуха в воде (холодная, чистая), тем менее разветвленными формируются дендритные кристаллы льда. При этом они имеют, как правило, симметричную форму [10] (рис. 2). И наоборот, чем меньше концентрация воздуха в воде (теплая, грязная), тем более разветвленными формируются дендритные кристаллы льда. При этом они имеют, как правило, несимметричную форму [10] (рис. 3).



Рис. 2

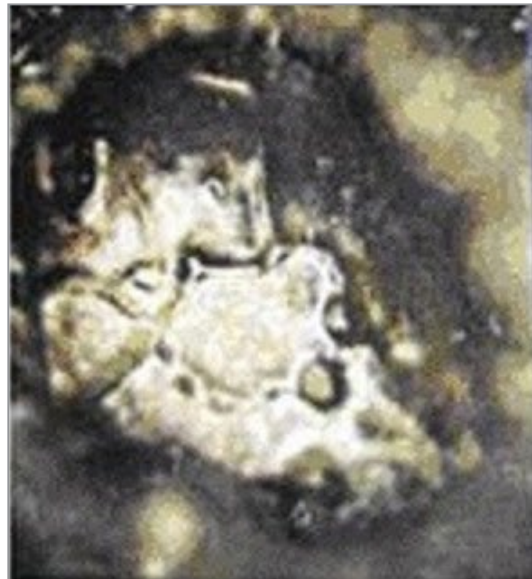


Рис. 3

Пузырьки воздуха, формирующиеся на дендритных кристаллах льда, могут интенсивно удаляться при внешнем воздействии на процесс кристаллизации воды. Таким воздействием являются акустические волны (звук): слова, музыка и т.п. Для определения влияния музыки на процесс удаления формирующихся пузырьков газа, растворенного в воде, проведен следующий эксперимент. В чашку Петри диаметром 0,09 м наливали газированную чистую воду. Толщина слоя воды в чашке составляла 0,012 м. Пузырьки газа образовывались на внутренней поверхности чашки Петри и удалялись, всплывая на поверхность воды. Интенсивность удаления пузырьков газа определяли по количеству всплывших пузырьков за 30 с. Установлено, что музыка средней громкости (50 дБ) в зависимости от времени выдержки газированной воды в чашке Петри повышала интенсивность удаления пузырьков газа на 50–20% по сравнению с процессом дегазации без музыки. Поэтому в результате эксперимента установлено, что музыка влияет на форму дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды.

Влияние звука на кристаллизацию воды можно определить по величине звукового давления (P) согласно уравнению [3]:

$$P = P_0 \cdot 10^{\frac{L}{20}}, \quad (9)$$

где L – громкость звука, дБ; P_0 – стандартный порог слышимости.

При частоте звука 1000 Гц $P_0 = 2 \cdot 10^{-5}$ Па, при 160 Гц $P_0 = 2 \cdot 10^{-4}$ Па [3]. Поэтому с увеличением громкости звука и (или) снижением его частоты величина звукового давления акустической волны будет увеличиваться. Это приведет к повышению интенсивности удаления пузырьков воздуха с формирующихся дендритных кристаллов льда и увеличению их разветвленности при кристаллизации воды. Увеличение громкости звука и (или) снижение его частоты будут уменьшать время затвердевания воды.

Очень шумный звук имеет громкость 80 дБ. При частоте 160 Гц он создает давление всего 2 Па (уравнение (9)). Это очень малая величина, которая не может оказывать разрушающее воздействие на кристаллы льда, но будет значительно повышать интенсивность удаления пузырьков воздуха с формирующихся дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды.

Выводы

1. Броуновское движение является экспериментальным подтверждением наноструктурного строения воды. Она состоит на 13% из молекул и на 87% из нанокристаллов льда.

2. Особенности кристаллизации воды можно объяснить ее наноструктурным строением и способностью атмосферного воздуха хорошо растворяться в воде и адсорбироваться ее нанокристаллами.

3. Величина расширения льда при затвердевании воды пропорциональна концентрации растворенного в ней воздуха, которая существенно снижается при повышении температуры воды.

4. Горячая вода затвердевает быстрее холодной, потому что в ней меньше концентрация воздуха. Его пузырьки, выделяющиеся на кристаллах льда, уменьшают скорость кристаллизации воды.

5. Большое переохлаждение чистой воды происходит в результате блокирующего действия адсорбированного воздуха, препятствующего объединению нанокристаллов льда в центры кристаллизации. Встряхивание бутылки с переохлажденной водой приводит к десорбции молекул воздуха и ускоренной кристаллизации воды.

6. Пузырьки воздуха, выделяющиеся на дендритных кристаллах льда, снижают степень разветвленности этих кристаллов. Музыка повышает интенсивность удаления пузырьков воздуха и способна влиять на форму дендритных кристаллов льда при кристаллизации воды. Увеличение громкости звука и (или) снижение его частоты ускоряют удаление пузырьков воздуха с дендритных кристаллов льда и увеличивают разветвленность этих кристаллов.

7. Вода не обладает энергоинформационными свойствами.

ЛИТЕРАТУРА

- Захаров, С. Д. Кластерная структура воды (обзор) / С. Д. Захаров, И. В. Мосягина. – М.: Физический институт им. П. Н. Лебедева РАН, 2011. – 24 с.
- Трофимова, Т. И. Курс физики / Т. И. Трофимова. – М.: Академия, 2007. – 560 с.
- Аксенович, Л. А. Физика в средней школе / Л. А. Аксенович, В. И. Зенькович, К. С. Фарино. – Минск: Аверсэв, 2010. – 1102 с.
- Физическая энциклопедия. Т. 1. – М.: Советская энциклопедия, 1988. – 704 с.
- Марукович, Е. И. О броуновском движении в жидкостях / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2020. – № 4. – С. 75–77.
- Жуховицкий, А. А. Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 2001. – 688 с.
- Русанов, А. И. Фазовые равновесия и поверхностные явления / А. И. Русанов. – Л.: Химия, 1967. – 388 с.
- Kell, G. S. The freezing of hot and cold water / G. S. Kell // American Journal of Physics. AIP Scatation. – 1969. – Vol. 37, no. 5. – P. 564–565.
- Амелюшкин, И. Сверххолодная вода / И. Амелюшкин // Квант. – 2013. – № 4. – С. 27–28.
- Ловлин, Н. М. Свойства воды. Информационная память воды / Н. М. Ловлин // Старт в науке. – 2017. – № 6. – С. 88–99.
- Свойства элементов. Физические свойства: справочник. Ч. 1. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
- Физико-химические свойства окислов: справочник / под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
- Марукович, Е. И. Методика физического моделирования макропроцессов затвердевания отливков на прозрачных моделях и жидкостях / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2021. – № 1. – С. 53–55.
- Толстой, М. Ю. Исследование растворимости кислорода / М. Ю. Толстой, Т. И. Шишелова, Р. А. Шестов // Известия вузов. Прикладная химия и биотехнология. – 2015. – № 1. – С. 86–90.
- Марукович, Е. И. Наноструктурная кристаллизация металлов / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко, А. В. Стеценко // Литье и металлургия. – 2021. – № 2. – С. 23–26.

REFERENCES

1. **Zakharov S.D., Mosyagina I.V.** *Klasternaya struktura vody (obzor)* [Cluster structure of water (review)]. Moscow, Physical Institute named after P.N. Lebedeva RAS Publ., 2011, 24 p.
2. **Trofimova T.I.** *Kurs fiziki* [Physics course]. Moscow, Akademiya Publ., 2007, 560 p.
3. **Aksenovich L.A., Zenkovich V.I., Farino K.S.** *Fizika v srednej shkole* [Physics in secondary school]. Minsk, Aversev Publ., 2010, 1102 p.
4. *Fizicheskaya enciklopediya. T. I.* [Physical encyclopedia. Vol. 1]. Moscow, Sovetskaya enciklopediya, 1988, 704 p.
5. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Y., Stetsenko A.V.** O brounovskom dvizhenii v zhidkostyah [About brownian movement in liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 75–77.
6. **Zhukhovitsky A.A., Shvartsman L.A.** *Fizicheskaya himiya* [Physical chemistry]. Moscow, Metallurgiya Publ., 2001, 688 p.
7. **Rusanov A.I.** *Fazovye ravnovesiya i poverhnostnye yavleniya* [Phase equilibria and surface phenomena]. Leningrad, Himiya Publ., 1967, 388 p.
8. **Kell G.S.** The freezing of hot and cold water. *American Journal of Physics*. AIP Scatation, 1969, vol. 37, no. 5, pp. 564–565.
9. **Amelyushkin I.** Sverhkhokolodnaya voda [Ultracold water]. *Kvant = Quantum*, 2013, no. 4, pp. 27–28.
10. **Lovlin N.M.** Svoystva vody. Informacionnaya pamyat' vody [Properties of water. Information memory of water]. *Start v nauke = Start in science*, 2017, no. 6, pp. 88–99.
11. *Svoystva elementov. Fizicheskie svoystva: spravochnik Ch. 1* [Element properties. Physical properties: reference book. Part 1]. Moscow, Metallurgy, 1976, 600 p.
12. **Samsonov G.V. (ed.)** *Fiziko-himicheskie svoystva okislov: spravochnik* [Physico-chemical properties of oxides: reference book]. Moscow, Metallurgy Publ., 1978, 472 p.
13. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Y., Stetsenko A.V.** Metodika fizicheskogo modelirovaniya makroprocessov zatverdevaniya otlivok na prozrachnyh modelyah i zhidkostyah [Method of physical simulation of macro processes of solidification of castings on transparent models and liquids]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 1, pp. 53–55.
14. **Tolstoy M. Yu., Shishelova T.I., Shestov R.A.** Issledovanie rastvorimosti kisloroda [Study of oxygen solubility]. *Izvestiya vuzov. Prikladnaya himiya i biotekhnologiya = News of universities. Applied chemistry and biotechnology*, 2015, no. 1, pp. 86–90.
15. **Marukovich E.I., Stetsenko V.Y., Stetsenko A.V.** Nanostrukturnaya kristallizaciya metallov [Nanostructural crystallization of metals]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 2, pp. 23–26.



УДК 669.58

ПРАКТИЧЕСКИЙ АСПЕКТ АНАЛИЗА КОРРОЗИИ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УСКОРЕННЫХ МЕТОДОВ ИСПЫТАНИЙ

В. М. КОНСТАНТИНОВ, Л. А. АСТРЕЙКО, П. С. МЫШКЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости 65. E-mail: NIL_USI@bntu.by.

Рассмотрено коррозионное поведение анодных цинковых покрытий. Отмечено, что коррозионная стойкость изделий с цинковым покрытием определяется его фазовым и химическим составом и свойствами продуктов коррозии, образующихся на нем, составом основного материала и окружающей агрессивной среды. Подчеркнута эффективность проведения сравнительных ускоренных коррозионных испытаний для объективной оценки надежности и долговечности цинковых и других антикоррозионных покрытий.

Ключевые слова. Цинковые покрытия, микроструктура, продукты коррозии, ускоренные коррозионные испытания.

THE PRACTICAL ASPECT OF CORROSION ANALYSIS OF ZINC COATINGS USING ACCELERATED TESTING METHODS

V. M. KONSTANTINOV, L. A. ASTREYKO, P. S. MYSHKEVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: NIL_USI@bntu.by.

The corrosion behavior of anodic zinc coatings is considered. It is noted that the corrosion resistance of zinc-coated products is determined by the phase and chemical composition of such a coating and the properties of corrosion products formed on it, the composition of the base material and the aggressive environment. The effectiveness of comparative accelerated corrosion tests for an objective assessment of the reliability and durability of zinc and other anticorrosive coatings is emphasized.

Keywords. Zinc coatings, microstructure, corrosion products, accelerated corrosion tests.

Известно, что цинк и его сплавы обеспечивают надежную и долгосрочную защиту стали от коррозии в атмосфере, являясь анодными по отношению к защищаемым стальным изделиям, обеспечивая не только барьерную, но и электрохимическую защиту.

Наиболее часто применяемые способы нанесения цинкового защитного слоя – горячее и термодиффузионное цинкование. Метод горячего цинкования, при котором цинковое покрытие создается путем погружения изделия в расплавленный цинк при температуре 450–480 °С, очень напоминает процесс термодиффузии. В обоих случаях создается диффузионный слой покрытия: 100% Zn; FeZn₁₃, FeZn₇, Fe₃Zn₁₀ после горячего цинкования и FeZn₇, Fe₁₁Zn₄₀, 50% Fe после термодиффузии [1]. Метод получения цинкового покрытия влияет на его структурно-фазовое состояние (рис. 1), содержание цинка на поверхности, кристаллический тип фазы и, как следствие, на коррозионную стойкость покрытия. В реальных условиях эксплуатации различные типы цинковых покрытий могут быть интерпретированы как покрытия с характеристиками, аналогичными свойствам чистого цинка. Тем не менее на коррозионную активность также оказывают влияние состав и физико-химические особенности пленок продуктов коррозии.

Сравнительные испытания проводятся путем сравнения образцов, которые находятся в одинаковых химических и температурных условиях в течение длительного времени. Это помогает провести прогнозирование процесса коррозии конкретных изделий и отдельных узлов механизмов с покрытиями в течение длительных периодов их реального использования в условиях воздействия агрессивной внешней среды.

Как известно, основными продуктами коррозии цинковых покрытий являются оксид ZnO и гидроксид цинка Zn(OH)₂, а также основные соли (рис. 2). Основными характеристиками пленки, влияющими на коррозионную стойкость, будут плотность и электропроводность. Плотный слой оксида с низкой электропроводностью будет создавать механический барьер для диффузии активных компонентов электролита и кислорода и тормозить перенос электронов. Изучение продуктов коррозии после длительного времени

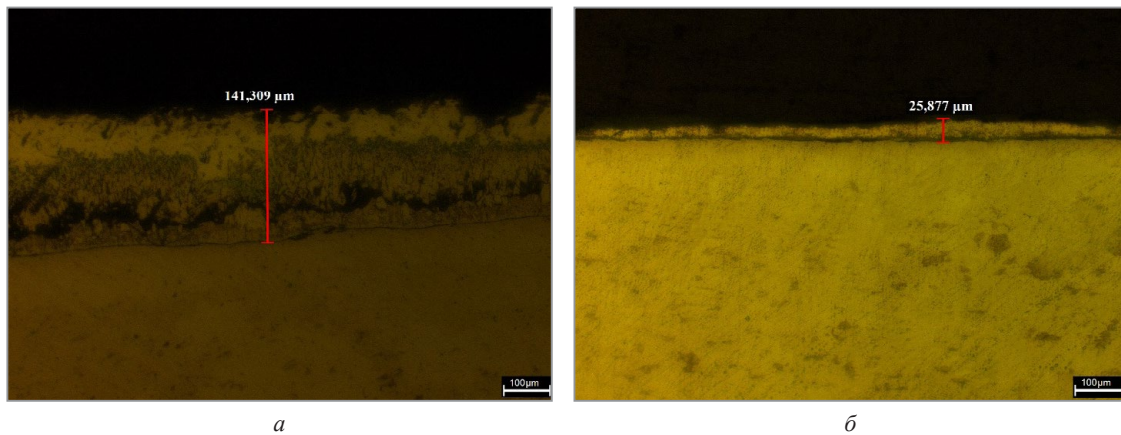


Рис. 1. Микроструктуры цинковых слоев: *а* – микроструктура слоя после горячего цинкования. $\times 200$; *б* – микроструктура слоя после термодиффузионного цинкования. $\times 200$

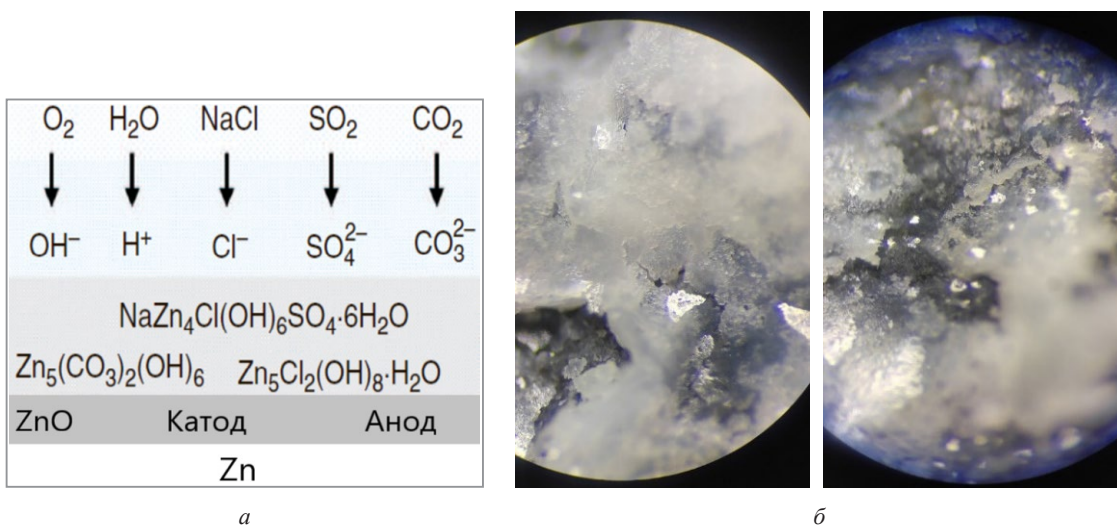


Рис. 2. Продукты коррозии цинкового покрытия: *а* – образование продуктов коррозии цинкового покрытия в условиях морской атмосферы [3]; *б* – пленка основных солей цинка в условиях ускоренных коррозионных испытаний, различимая с применением методов оптической микроскопии. $\times 30$

выдержки (13–16 лет) в различных типах атмосфер показало, что образование основных солей цинка (симонколлеита и гидроцинкита) значительно улучшает долговременную защиту от коррозии. Присутствие в поверхностной зоне цинковых покрытий атомов металлов позволяет изменять состав продуктов коррозии на оцинкованных изделиях, повышая их стойкость к дальнейшему коррозионному разрушению, снижая интенсивность коррозионного разрушения защитного покрытия в целом [2]. Поэтому для сравнительной оценки коррозионной стойкости цинковых покрытий нужно анализировать структуру и состав материала как обрабатываемого изделия, так и самого покрытия; агрессивность среды, так как это позволит смоделировать условия испытаний, а следовательно, получить наиболее достоверные результаты; температуру эксплуатации изделий с покрытием, потому что она влияет на скорость протекания коррозионных процессов.

Такие факторы, как механические нагрузки, вибрации, трение и другие особенности эксплуатации, могут ускорить коррозию и учитывать их также необходимо как при уже наступившем коррозионном разрушении, так и при процессах прогнозирования срока службы изделия с покрытием.

Сравнительные ускоренные коррозионные испытания (рис. 3) позволяют быстро оценить, сравнить и оптимизировать затраты и в кратчайшие сроки внедрить новые или откорректированные технологии в производство. Например, камера соляного тумана при повышенной температуре (35–50 °C) дает возможность существенно ускорить коррозионное старение материала (ISO 9227).

Из результатов ранее выполненных исследований установлено, что коррозионная стойкость термодиффузионного цинкового покрытия выше в 3–4 раза по сравнению с гальваническим покрытием и в 1,8 раза горячеоцинкованного покрытия (рис. 4). Основной эффект антикоррозионной защиты стальных изделий достигается за счет наличия интерметаллидных фаз в диффузионном слое.

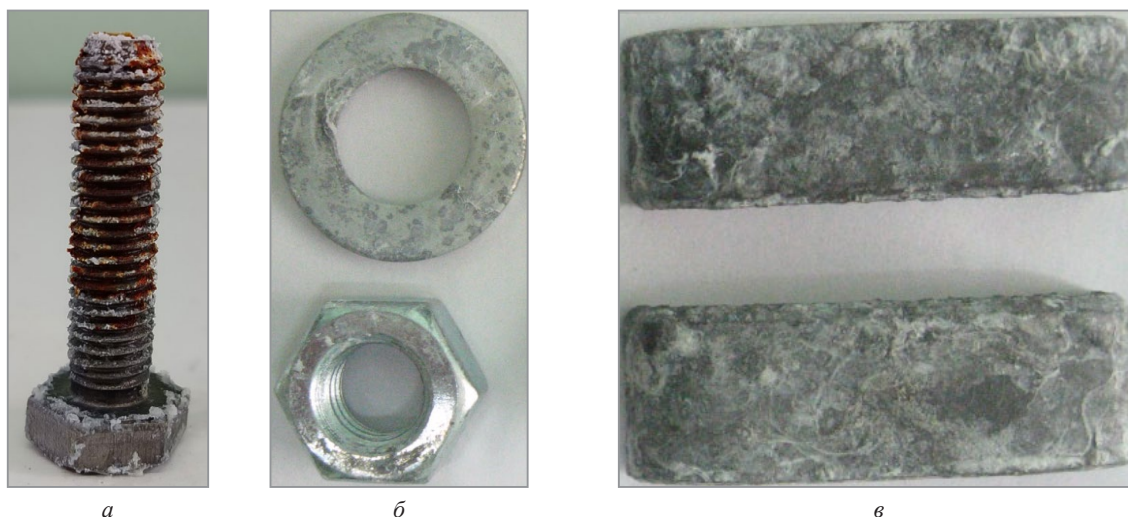


Рис. 3. Состояние поверхности образцов с цинковыми покрытиями после 96 ч ускоренных коррозионных испытаний в камере соляного тумана: *а* – состояние поверхности гальванически оцинкованного образца; *б* – состояние поверхности горяче-оцинкованных образцов; *в* – состояние поверхности образца, оцинкованного термодиффузионным способом

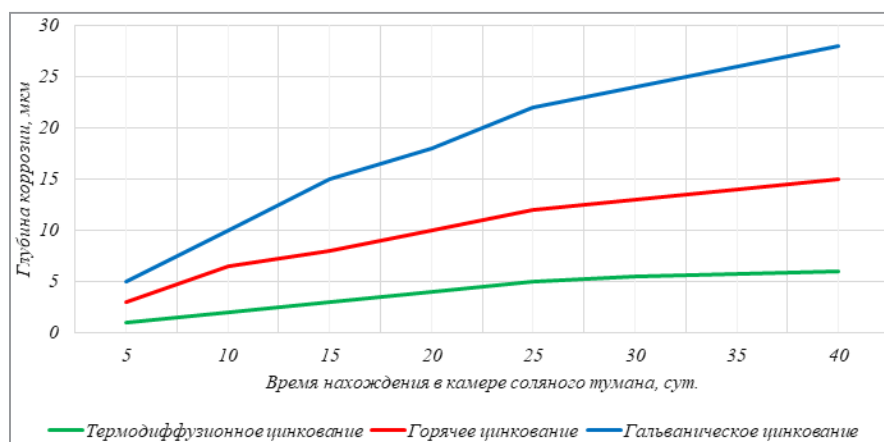


Рис. 4. Кинетика коррозии цинковых покрытий в условиях ускоренных коррозионных испытаний в камере соляного тумана

Испытания на коррозионную стойкость в камере нейтрального соляного тумана проводят по ГОСТ 9.308-85. Таким образом, они позволяют не только оценить за короткий промежуток времени качество новых перспективных покрытий, но и выбрать способы улучшения защитных свойств последних при использовании технологии флюсования, пассивации, фосфатирования и др.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Evans, D.W.** Next generation technology for corrosion protection in ground support elements, 2014 *Coal Operators' Conference*, 12–14 February 2014, The University of Wollongong, Northfields Ave, Australia, pp. 177–185.
2. **Булойчик, И.А.** Управление составом продуктов коррозии диффузионных покрытий на основе цинка / И.А. Булойчик // Наука – образованию, производству, экономике: материалы 11-й Междунар. науч.-техн. конф. Т. 1. – Минск: БНТУ, 2013. – С. 361–362.
3. **Gilbert P.T.** The nature of zinc corrosion products. *Journal of The Electrochemical Society*. 1952;99(1): 16–21. <https://doi.org/10.1149/1.2779652>

REFERENCES

1. **Evans, D.W.** Next generation technology for corrosion protection in ground support elements, 2014 *Coal Operators' Conference*, 12–14 February 2014, The University of Wollongong, Northfields Ave, Australia, pp. 177–185.
2. **Bulojchik I.A.** Upravlenie sostavom produktov korrozii diffuzionnyh pokrytij na osnove cinka [Control of the composition of corrosion products of zinc-based diffusion coatings]. *Nauka – obrazovaniju, proizvodstvu, jekonomike: materialy 11-j Mezhdunarodnoj nauchno-tehnicheskoy konferencii = Science for education, production, economics: materials of the 11th International scientific and technical conference*, Minsk, BNTU Publ., 2013, vol1, pp. 361–362.
3. **Gilbert P.T.** The nature of zinc corrosion products. *Journal of The Electrochemical Society*. 1952;99(1): 16–21. <https://doi.org/10.1149/1.2779652>



УДК 620.193

ПРОБЛЕМЫ КОМПЛЕКСНОЙ АТТЕСТАЦИИ АНТИКОРРОЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЯХ И СПЛАВАХ

В. М. КОНСТАНТИНОВ, Л. А. АСТРЕЙКО, П. С. МЫШКЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: NIL_USI@bntu.by.

Рассмотрены наиболее распространенные типы применяемых защитных антикоррозионных покрытий на сталях и сплавах в Республике Беларусь. Отмечено, что на качество покрытия влияют не только его выбор, электрохимический механизм защиты, но и в значительной степени технологические параметры процесса, культура производства и квалификация рабочего персонала. Анализ рынка услуг по проведению ускоренных коррозионных испытаний показал, что только лишь проведение одних таких испытаний является неэффективным. Необходим комплексный подход к изучению причин возникновения коррозии, включающий ускоренные испытания в камере соляного тумана, металлографический и микродюретрический анализы, надлежащие электрохимические измерения, рентгенофазовый анализ и др.

Ключевые слова. Антикоррозионное покрытие, комплексный анализ, причинно-следственная связь, технологические факторы, экспертиза покрытий, ускоренные коррозионные испытания.

PROBLEMS OF COMPREHENSIVE CERTIFICATION OF ANTICORROSIVE COATINGS ON STEELS AND ALLOYS

V. M. KONSTANTINOV, L. A. ASTREYKO, P. S. MYSHKEVICH, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: NIL_USI@bntu.by.

The article lists and discusses the most common types of applied protective anticorrosive coatings on steels and alloys in the Republic of Belarus. It is noted that the quality of the coating is influenced not only by its choice, the electrochemical protection mechanism, but also to a large extent by the technological parameters of the process, the production culture and the qualifications of the working staff. After analyzing the market for the services offered for conducting accelerated corrosion tests, it was noted that only conducting such tests alone is ineffective. The necessity of applying an integrated approach to the study of the causes of corrosion has been established, which includes accelerated tests in a salt mist chamber, metallographic and microduremetric analyses, if necessary electrochemical measurements, X-ray phase analysis, etc.

Keywords. Anticorrosive coatings, comprehensive analysis, causal relationship, technological factors, coating expertise, accelerated corrosion tests.

На протяжении всей своей истории человечество борется с коррозией сталей и сплавов. Экономические потери в цивилизованном мире от нее огромны. Одним из современных методов противостояния коррозии является нанесение защитных покрытий (анодных, изоляционных и др.) на изделия. На сегодняшний день разработаны и широко применяются в производстве металлические (цинковые, кадмиевые, медные и др.) и неметаллические (полимерные, лакокрасочные, оксидные) покрытия (рис. 1). Многолетний анализ различных антикоррозионных покрытий свидетельствует, что их эффективность (качество) зависит не только от типа самого покрытия, механизма его коррозии, но и в значительной степени от технологических параметров процесса, культуры производства и квалификации рабочего персонала. В этой связи важна объективная оценка качества антикоррозионных покрытий, их защитных и эксплуатационных свойств. Анализ антикоррозионных свойств покрытий проводят по стандартным методикам ГОСТ Р 9.905-2007 и ISO 9227:2012.

Такая оценка учитывает следующие факторы:

- агрессивность среды: оценивается уровень кислотности, щелочности, солености и других химических свойств, способных вызвать коррозию;
- температура: определяется скорость протекания коррозионных процессов;
- структура и состав материала: определяется его восприимчивость к коррозии;
- условия эксплуатации: учитываются механические нагрузки, вибрации, трение и другие факторы, которые могут ускорить коррозию.

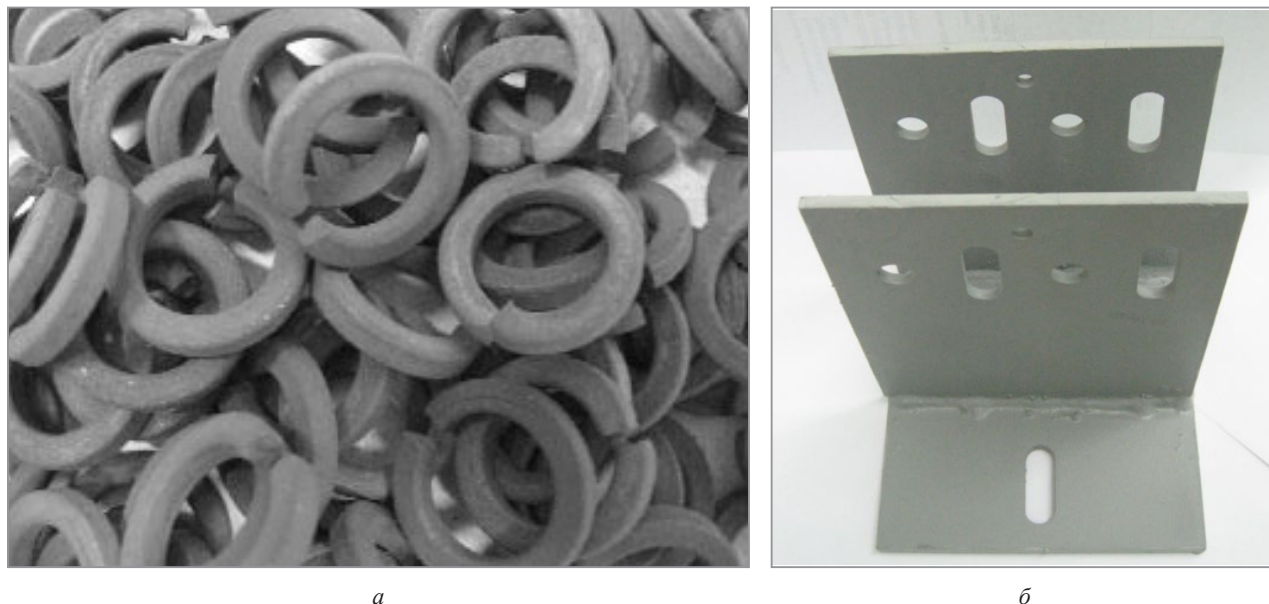


Рис. 1. Защитные антикоррозионные покрытия:
а – шайбы Гровера, обработанные способом термодиффузионного цинкования [1];
б – кронштейн стальной с цинксодержащим покрытием, $\times 200$

Для экспертизы надежности и долговечности коррозионно-стойких защитных покрытий наиболее часто прибегают к ускоренным испытаниям в камере соляного тумана. Используемый при испытаниях металлов и сплавов соляной состав (раствор хлористого натрия концентрацией 5%) при повышенной температуре (35–50 °С) существенно ускоряет коррозионное старение материала. Такие испытания актуальны, так как позволяют быстро проверить и сравнить различные варианты покрытий, а значит оптимизировать затраты и в кратчайшие сроки внедрить откорректированную технологию в производство.

На рынке антикоррозионных услуг, в том числе в Республики Беларусь, есть предложения по проведению ускоренных коррозионных испытаний в климатической камере, камере соляного тумана. Они помогают осуществить моделирование коррозионной стойкости конкретных изделий и отдельных узлов механизмов с покрытиями в течение длительных периодов их реального использования в условиях воздействия агрессивной внешней среды и содействуют осознанному выбору лучших вариантов покрытий, методов нанесения, оптимальных толщин, технологий и самих материалов. Именно сравнительные испытания позволяют не только оценить за короткий промежуток времени качество новых перспективных покрытий в сопоставлении с уже существующими, но и выбрать способы улучшения защитных свойств последних при использовании технологии флюсования, пассивации, фосфатирования и др.

Однако для заказчика основная проблема заключается не только в получении достоверных результатов испытаний, но и в интерпретации причинно-следственной связи между структурой и свойствами покрытий с целью дальнейшей корректировки технологии. Таким образом, требуется комплексный подход к выявлению причин корродирования и, как следствие, разрушения покрытия. Такой подход должен включать ускоренные испытания в камере соляного тумана, металлографический и микродюрметрический анализы, а при необходимости – электрохимические измерения и рентгенофазовый анализ.

Научно-исследовательская лаборатория упрочнения стальных изделий БНТУ на протяжении многих лет предлагает и проводит исследования по выявлению закономерных причин появления и протекания коррозионных процессов на покрытиях и деталях. Например, успешно проведены испытания по определению коррозионной стойкости внешних и внутренних поверхностей и деталей измерителя-сигнализатора к воздействию соляного тумана для ООО «Полимастер» (рис. 2, а), коррозионные испытания сварного элемента нержавеющей стали для ООО «МаксиБуд Инжиниринг» (рис. 2, б), изучение технологического процесса изготовления стального горячеоцинкованного рулонного тонколистового проката с полимерным покрытием ООО «СтальКолор» (рис. 2, в), исследования коррозионной стойкости образцов с защитными покрытиями для УПП «Нива» и ГП «Конус» (рис. 2, г) и многое другое [2, 3].

Лаборатория использует классический металловедческий подход для выявления закономерных причин возникновения и развития коррозионных процессов на покрытиях и деталях с дальнейшим научным сопровождением для предприятия по их устранению в технологическом цикле производства (рис. 3).

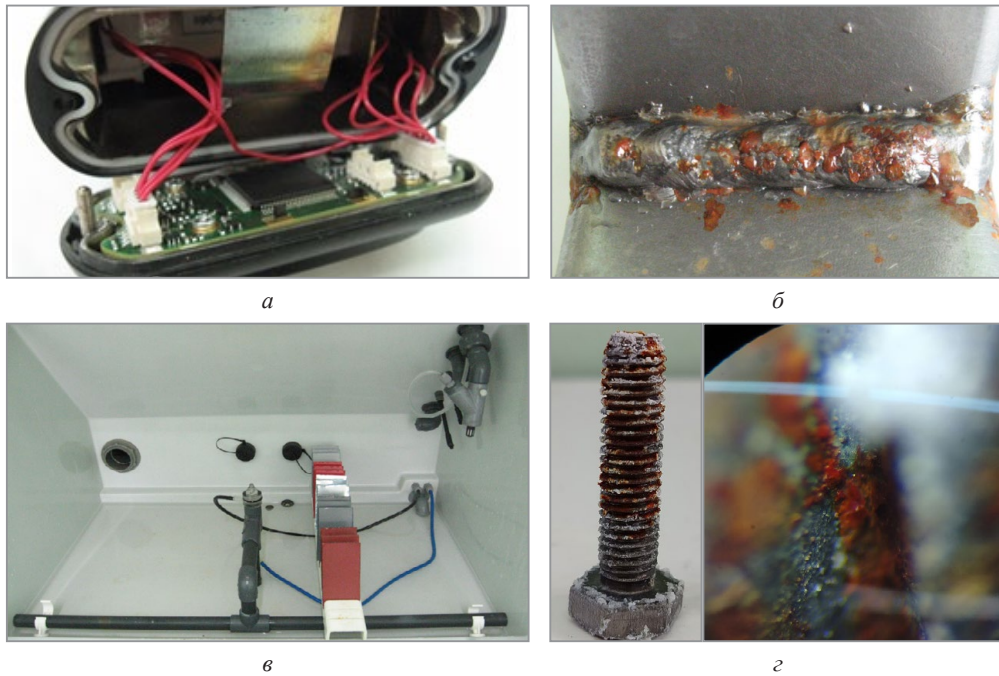


Рис. 2. Примеры выполненных работ по определению коррозионной стойкости изделий:
 а – измеритель-сигнализатор; б – сварной элемент нержавеющей стали;
 в – образцы с полимерным покрытием в камере соляного тумана; г – коррозионное повреждение стальной основы в резьбовой зоне образца, в том числе различное с применением методов оптической микроскопии, $\times 30$

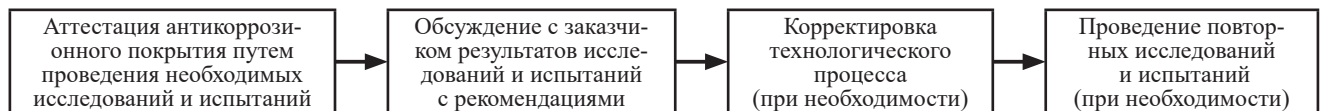


Рис. 3. Алгоритм комплексной аттестации антикоррозионных покрытий

Выводы

Проанализировав современный рынок предлагаемых услуг по проведению ускоренных коррозионных испытаний, следует отметить, что только лишь проведение одних таких испытаний является неэффективным и неинформативным для заказчика. Но интерпретация полученных в камере соляного тумана результатов с точки зрения причинно-следственной связи между структурой, свойствами покрытия и его коррозионным поведением позволит предприятию уменьшить количество брака продукции. Поэтому требуется применять комплексный подход к изучению причин возникновения коррозии. Вовремя выявленные причины коррозионных процессов предотвратят неминуемое разрушение готового изделия.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Константинов, В. М.** Влияние термодиффузионного цинкования на эксплуатационные свойства термически обработанных стальных изделий / В. М. Константинов, И. А. Булойчик // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 4. – С. 131–138.
2. **Дашкевич, В. Г.** Технологические аспекты обработки стальных изделий в порошковых смесях, содержащих отходы горячего цинкования / В. Г. Дашкевич, П. С. Мышкевич, Н. М. Баранкевич // *Литье и металлургия*. – 2023. – № 1. – С. 124–127.
3. Повышение качества термодиффузионного цинкования стальных изделий плоской формы / В. М. Константинов [и др.] // *Вестник БарГУ. Серия: Технические науки*. – 2024. – № 1. – С. 18–23.

REFERENCES

1. **Konstantinov V.M., Buloichyk I.A.** Vliyanie termodiffuzionnogo cinkovaniya na ekspluatatsionnye svoystva termicheskii obrabotannykh stal'nykh izdelij [Influence of sherardizing on working properties of metal parts subjected to prior heat treatment]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2020, no. 4, pp. 131–138.
2. **Dashkevich V.G., Myshkevich P.S., Barankevich N.M.** Tekhnologicheskie aspekty obrabotki stal'nykh izdelij v poroshkovykh smesyakh, soderzhashchih othody goryachego cinkovaniya [Technological aspects of processing steel products in powder mixtures containing hotdip galvanizing waste]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2023, no. 1, pp. 124–127.
3. **Konstantinov V.M., Astrejko L.A., Myshkevich P.S., Sorokin K.B.** Povyshenie kachestva termodiffuzionnogo cinkovaniya stal'nykh izdelij ploskoj formy [Improving the quality of thermal diffusion galvanizing of flat-shaped steel products]. *Vestnik BarGU. Seriya: Tekhnicheskie nauki = Bulletin of BarSU. Series: Technical Sciences*, 2024, no. 1, pp. 18–23.



УДК 536.21

ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОТВОДЯЩЕЙ СПОСОБНОСТИ МЕДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ С ЗАЩИТНЫМ ДИФфуЗИОННЫМ СЛОЕМ И ИХ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ

*И. В. ПЛЕТЕНЕВ, В. Г. ДАШКЕВИЧ, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: ipletenev@mail.ru.*

Проведена оценка эффективности теплоотвода в условиях стационарного теплового поля ламельного элемента с диффузионным алюмосодержащим слоем разной толщины исходя из формирующейся разницы температур по длине элемента. При толщине диффузионного слоя 100 ± 10 мкм интегральный коэффициент теплопроводности диффузионного слоя составил $45 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$. Коррозионная стойкость диффузионных алюмосодержащих покрытий в растворе азотной кислоты (10 мас. %, 25°C) при условии предварительного окисления в 2,3 раза выше стойкости технической меди.

Ключевые слова. Диффузионное насыщение, алитирование, медь, теплопроводность, коррозионная стойкость.

STUDYING THE HEAT-RESPANDING ABILITY OF COPPER ELEMENTS WITH A PROTECTIVE DIFFUSION LAYER AND THEIR CORROSION RESISTANCE

*I. V. PLETENEV, V. G. DASHKEVICH, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. E-mail: ipletenev@mail.ru.*

The heat removal efficiency was assessed under conditions of a stationary thermal field of a lamellar element with a diffusion aluminum-containing layer of different thickness based on the temperature difference formed along the element length. With a diffusion layer thickness of $100 \pm 10 \mu\text{m}$, the integral thermal conductivity coefficient of the diffusion layer was $45 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$. The corrosion resistance of diffusion aluminum-containing coatings in a nitric acid solution (10% by weight, 25°C) under the condition of preliminary oxidation is 2,3 times higher than the resistance of technical copper.

Keywords. Diffusion saturation, aluminizing, copper, thermal conductivity, corrosion resistance.

Введение

Низкий коэффициент теплопроводности не позволяет эффективно использовать многие коррозионно-стойкие металлы и сплавы в теплообменной аппаратуре химических производств. С другой стороны, чистая техническая медь отлично подходит в качестве эффективного по теплопроводности материала, однако подвержена влиянию коррозионно-активных сред и разрушению при повышенных температурах. В связи с этим становится актуальным изучение вопроса защиты медных элементов теплоотводящих устройств защитными покрытиями с высокими показателями теплопроводности [1].

По мнению авторов, в современном производстве неоправданно оставлен без внимания вариант термомодифицированного упрочнения, который имеет существенный потенциал для защиты меди и медных сплавов. В ранее проведенных авторами работах на примере ламельных элементов стекольного производства отмечена высокая стойкость алюмосодержащих покрытий диффузионного типа при высоких температурах, однако не раскрыт вопрос эффективности теплоотводящих свойств при различной толщине диффузионного защитного слоя и стойкости в различных коррозионных средах, растворах кислот и пр.

Известно, что теплопроводность защитного слоя в большинстве случаев будет значительно ниже исходной теплопроводности меди, которая составляет $401 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ при температуре 300 K . Если на поверхности в качестве защитного слоя будет находиться сплав на медной основе, то, согласно литературным данным, одним из наилучших вариантов у медных сплавов по теплопроводности будет являться латунь Л96, которая имеет коэффициент теплопроводности, равный $110 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$, и алюминиевая бронза БрА5 с коэффициентом теплопроводности $105 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$ [2].

Отметим одну особенность, влияющую на ситуацию с теплопроводностью. Для чистой меди с повышением температуры происходит незначительное снижение коэффициента теплопроводности, а, например, для алюминиевых бронз и многих других сплавов на медной основе характерно увеличение коэффициента теплопроводности с повышением температуры. Поэтому оценка эффективности теплоотводящей функции должна проходить не только с учетом толщины слоя и структуры, но и характера поведения теплопроводности с повышением температуры.

Среди материалов зарубежного производства для защиты меди используются разные варианты, например, покрытия металлокерамикой, полученные плазменным напылением с коэффициентом теплопроводности порядка 30 Вт/(м·К) (АМС – HF 120, Германия) или гальванические покрытия сплавом на основе никеля с коэффициентом теплопроводности 80 Вт/(м·К) (АМС – HWR, Германия). Такие покрытия выделяются высокой износостойкостью и применяются для защиты, как правило, фурм металлургического производства [3].

Что касается коррозионной стойкости, то медь мало склонна к пассивации, поэтому в окислительных средах с сильным окислительным эффектом, например в азотной кислоте, в аммиаке и его производных, не имеет высокой стойкости [4]. Литературный анализ показывает, что более высокой коррозионной стойкостью, чем техническая медь, обладают медные сплавы, в частности алюминиевые бронзы. В серной кислоте (10 мас.%, 40 °С) стойкость алюминиевой бронзы в 5 раз выше, чем технической меди, скорость коррозии 0,002 и 0,01 мм/год соответственно [4]. В некоторых условиях данные противоречивые и эффективность диффузионных покрытий не очевидна, связано это может быть, например, с появляющейся гетерогенностью структуры.

Таким образом, целью данной работы является оценка влияния алюмосодержащих покрытий диффузионного типа на меди на ее теплопроводность и коррозионную стойкость.

Материалы и методика исследований

Термодиффузионное насыщение проводили в порошковой среде при печном нагреве в герметичном контейнере с плавким затвором. Режим обработки: температура – 560 °С, время – 4–6 ч. Для проведения процесса использована шахтная электрическая печь с селитовыми нагревателями. Насыщение меди марки М1 ГОСТ 1173 проводили в порошковой среде, приготовленной на основе алюминия марки ПА-2 по ГОСТ 5494 с добавкой инертного наполнителя (оксид алюминия – Al_2O_3 , ГОСТ 3136), активатора (аммоний хлористый – NH_4Cl , ГОСТ 2210) и продуктов реакции алюмотермического восстановления оксидов хрома и бора.

Исследование теплопроводности проводили, осуществляя нагрев медной пластины (ламели) размером 70×15×1,5 мм, со слоем и без диффузионного слоя газовым пламенем, с разной интенсивностью и контролем температуры «холодной» и «горячей» части пластины. Нагрев производили обеспечивая стационарный режим теплообмена.

Химический состав диффузионного слоя исследовали микрорентгеноспектральным анализом на сканирующем электронном микроскопе ZEM 15 фирмы «ZepTools».

Для оценки коррозионной стойкости использовали методы ускоренных коррозионных испытаний в соответствии с ГОСТ Р 9.905. Испытания выполняли в среде 5%-ного раствора NaCl в течение 36 ч при непрерывном распылении соленого тумана с использованием комплекса коррозионных испытаний S 120 ip. Оценка коррозионной стойкости образцов в растворах кислот (азотной и серной) производили весовым и визуальным методами с определением времени до появления продуктов коррозии по ГОСТ 9.308-85 и полного разрушения защитного слоя, визуальную оценку – с применением стереоскопического тринокулярного микроскопа BS-3040T.

Результаты исследования и их обсуждение

Металлографический и рентгеноструктурные исследования образцов после насыщения показывают, что структура образующегося защитного слоя на меди – это прежде всего алюминиды меди и зона твердого раствора [1]. Диффузионный слой при длительности насыщения 4–6 ч и температуре 520–560 °С имеет слоистую структуру с ярко выраженной зоной твердого раствора и комплекса алюминидных фаз, твердых растворов на основе соединений Cu_3Al и Cu_9Al_4 (рис. 1).

Термодиффузионный алюмосодержащий слой по поверхности образца часто имеет неоднородность химического состава, которая подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа (рис. 2). На поверхности образца могут находиться следы δ -фазы (Al_2Cu_3) с более высоким содержанием

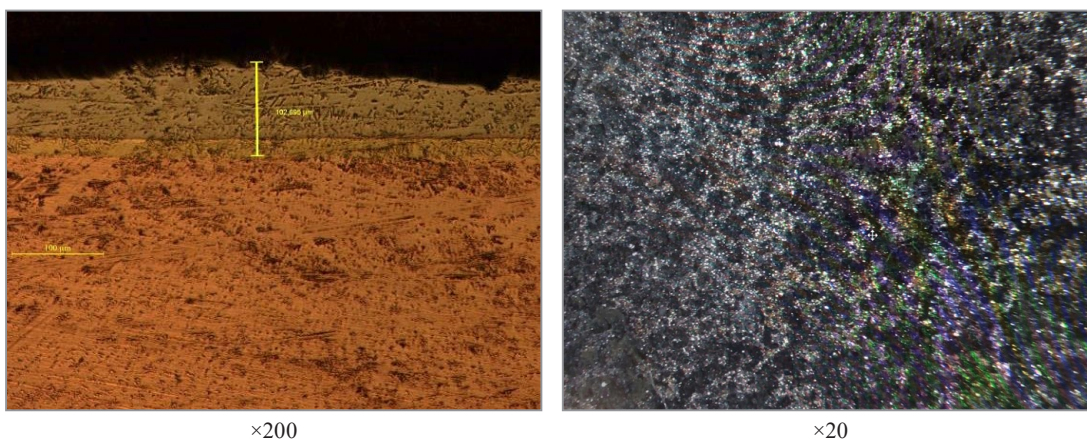


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя на меди и стереомикроскопия поверхности (время – 6 ч, температура – 520 °С)

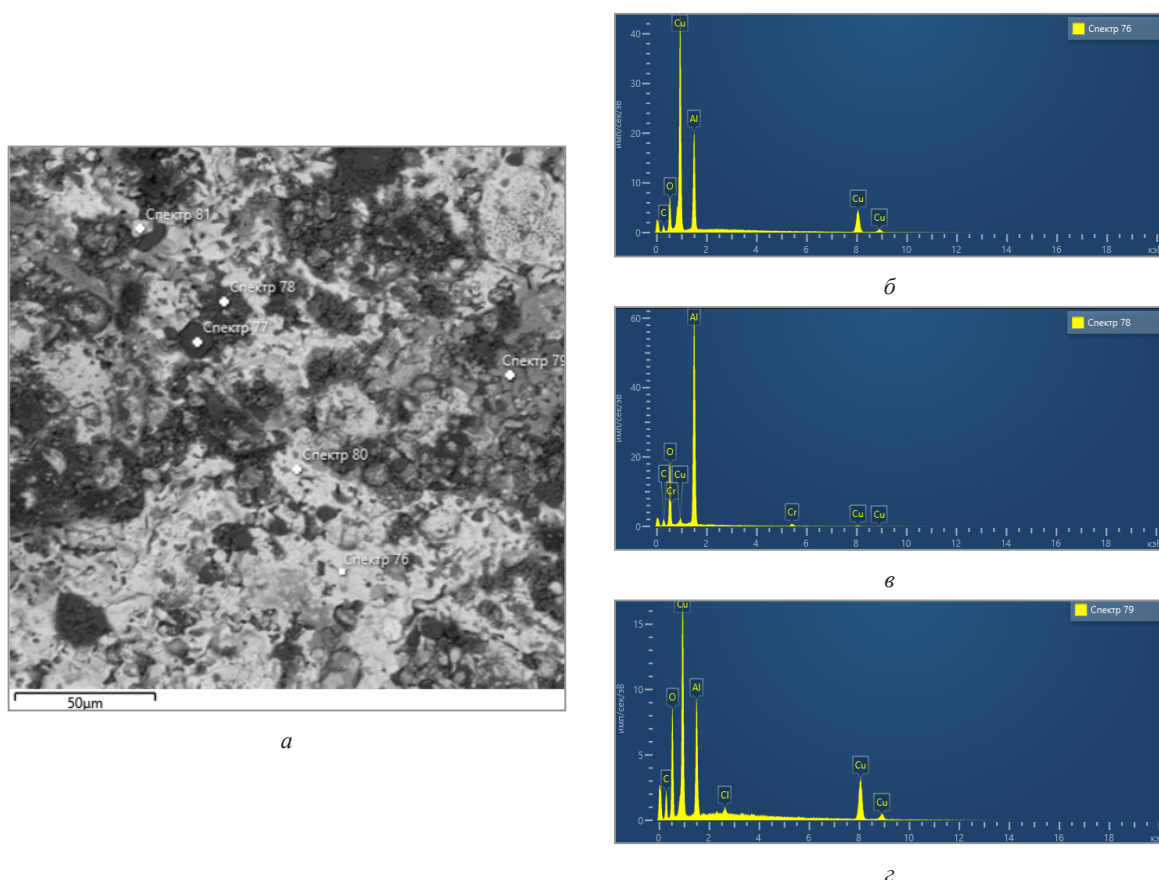


Рис. 2. Электронное изображение поверхности алитированного слоя на меди (а) и спектры поверхности образца с обозначенными точками микроанализа (б, в, г):
 б – светлый участок поверхности (спектр 76); в – темный участок поверхности (спектр 78);
 г – серый участок поверхности (спектр 79)

алюминия, чем основная фаза термодиффузионного защитного слоя γ_2 -фаза (Al_4Cu_9). Ее появление зависит от условий обработки и используемой оснастки, в частности, например, от объема контейнера и времени охлаждения.

Образованный диффузионный слой будет являться тепловым сопротивлением, в результате присутствия которого замедлится теплопередача в медном элементе. По результатам предыдущих работ авторов получены значения коэффициента теплопроводности диффузионного слоя в исследуемом интервале температур [5], которые хорошо коррелируют со значениями коэффициента теплопроводности бронз различного состава, в частности с теплопроводностью алюминиевых бронз, например, при комнатной температуре и концентрации алюминия 10 мас. % в меди коэффициент теплопроводности равен

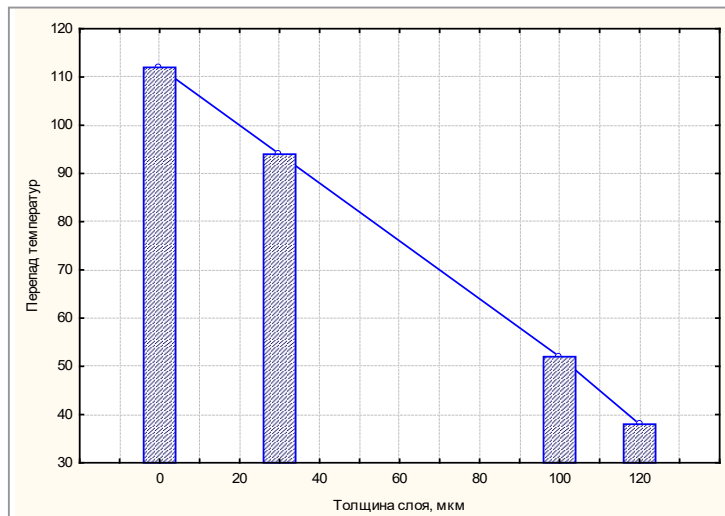


Рис. 3. Оценка эффективности теплоотвода в условиях стационарного теплообмена по разности температур в контрольных точках

60,8 Вт/(м·К), а при 20 мас. % уже 29,3 Вт/(м·К) [2]. Однако следует отметить, что результаты являются лишь приблизительными и не могут отражать в полной мере процесс тепломассопереноса. Кроме того, сам коэффициент теплопроводности определен только для конкретного интервала температур.

Кроме полученных значений коэффициента теплопроводности, наглядно эффективность работы ламельного элемента по теплоотводу может характеризовать разница температур, определенная по контрольным точкам в различных сечениях ламели (по удаленности от источника нагрева). Тогда в количественном выражении можно отметить, что толщина слоя около 30 мкм снижает эффективность теплоотвода на 14 %, слой в 100 мкм – на 51 %, 120 мкм – на 65 %.

Отметим, что такая оценка эффективности теплоотвода в условиях стационарного теплообмена позволяет установить ограничение на толщину слоя. Анализ обобщенных данных и результаты испытаний позволили рекомендовать толщину термодиффузионного слоя на ламельных элементах холодильников стекольного производства 80–100 мкм.

Известно, что химическая коррозия имеет место в сухих газах при высокой температуре. Во всех других средах (водных растворах солей, кислот, щелочей, в воздухе и других газах, содержащих влагу), являющихся ионными проводниками электрического тока (электролитами), протекает электрохимическая коррозия. Работа теплообменных устройств в большинстве своем характеризуется протеканием электрохимической коррозии, которая требует наличия электролита, эту роль часто выполняет конденсат. Отметим, что одновременно с коррозией может происходить пассивация в результате образования на поверхности металла защитных слоев – оксидов.

На рис. 4 показан внешний вид образцов в процессе наблюдения появляющихся коррозионных повреждений.



Рис. 4. Мониторинг образцов при испытаниях на коррозионную стойкость в камере соляного тумана и под воздействием растворов кислот (10 мас. %, 25 °С): а – с предварительным окислением, 24 ч; б – без предварительного высокотемпературного окисления, 1 ч

По результатам испытаний коррозионная стойкость диффузионных алюмосодержащих покрытий в растворе азотной кислоты (10 мас. %, 25 °С) при условии предварительного оксидирования оказалась в 2,3 раза выше стойкости технической меди.

Выводы

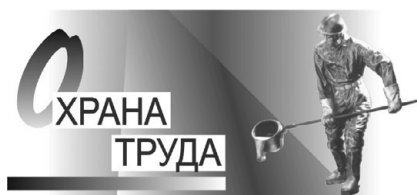
В результате выполненной работы проанализированы особенности структур диффузионных слоев на меди марки М1, которые получены из порошковых смесей, обеспечивающих легирование преимущественно алюминием. Проведен анализ теплофизических свойств термодиффузионных слоев по скорости нагрева в условиях стационарного теплового поля медного элемента в виде ламели со слоем и без диффузионного слоя. Установлено, что за счет наличия диффузионного слоя происходит снижение скорости нагрева медного элемента, в частности при толщине слоя 50–75 мкм, практически в 2 раза. В результате расчета диффузионного слоя как элемента теплового сопротивления в условиях конвекционного нагрева получены данные по коэффициенту теплопроводности. При толщине диффузионного слоя 100±10 мкм интегральный коэффициент теплопроводности диффузионного слоя составил 45 Вт/(м·К). Показано, что медные образцы с алюминийсодержащим термодиффузионным слоем обладают более высокой коррозионной стойкостью, чем техническая медь, в растворах соляной и азотной кислот, особенно с предварительным высокотемпературным окислением термодиффузионного слоя.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Константинов, В.М.** Исследование особенностей структуры и свойств термодиффузионных жаростойких покрытий на меди / В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, И.В. Плетенев // *Литье и металлургия*. 2021. – № 1. – С. 124–129.
2. **Лариков, Л.Н.** Тепловые свойства металлов и сплавов: справ. / Л.Н. Лариков, Ю.Ф. Юрченко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 439 с.
3. KME group [Electronic resource]: kme-special-products-solutions-gmbh – Mode of access: <https://www.kme.com/en/> – Date of access: 14.02.2023.
4. **Ворошнин, Л.Г.** Антикоррозионные диффузионные покрытия // Л.Г. Ворошнин – Минск: Наука и техника, – 1981. – 296 с.
5. **Плетенев, И.В.** Оценка эффективности теплоотвода медных элементов технологического оборудования с диффузионным защитным слоем / И.В. Плетенев // *Вестник БарГУ. Сер. Технические науки*. 2023. – № 1. – С. 31–38.

REFERENCES

1. **Konstantinov V.M., Dashkevich V.G., Pletenev I.V.** Issledovanie osobennostej struktury i svojstv termodiffuzionnyh zharostojkih pokrytij na medi [Study of the structural features and properties of heat-resistant thermal diffusion coatings on copper]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 1, pp. 124–129.
2. **Larikov L.N., Jurchenko Ju.F.** *Teplovyje svojstva metallov i splavov* [Thermal properties of metals and alloys]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1985, 439 p.
3. KME group [Electronic resource]: kme-special-products-solutions-gmbh – Mode of access: <https://www.kme.com/en/> – Date of access: 14.02.2023.
4. **Voroshnin L.G.** *Antikorrozionnye diffuzionnye pokrytija* [Anticorrosive diffusion coatings]. Minsk, Nauka i tehnika Publ., 1981, 296 p.
5. **Pletenev I.V.** Ocenka jeffektivnosti teplootvoda mednyh jelementov tehnologicheskogo oborudovanija s diffuzionnym zashhitnym sloem [Assessment of the efficiency of heat removal of copper elements of process equipment with a diffusion protective layer]. *Vestnik BarG U. Serija Tehnicheskie nauki = Bulletin of BarS U. Series Engineering sciences*, 2023, no. 1, pp. 31–38.



УДК 621.74:658.382

УСЛОВИЯ ТРУДА РАБОТАЮЩИХ В ЛИТЕЙНЫХ ЦЕХАХ НА ФИНИШНЫХ ОПЕРАЦИЯХ

А. М. ЛАЗАРЕНКОВ, И. А. ИВАНОВ, М. А. САДОХА, А. А. НОВИК, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: cadoxa@rambler.ru.

Рассмотрены условия труда работающих в литейных цехах при выполнении финишных операций, а также производственные факторы, определяющие эти условия. Приведены результаты исследований параметров условий труда профессий литейщиков в сравнении с нормативными величинами. Установлено, что при комплексной оценке условий труда работающих в литейных цехах при выполнении финишных операций необходимо учитывать используемое оборудование и ручной инструмент, продолжительность воздействия производственных факторов, вид выплавляемого сплава (сталь, чугун, цветные металлы) и характер производства.

Ключевые слова. Литейный цех, профессия, шум, вибрация, запыленность, загазованность, параметры микроклимата, характер производства.

WORKING CONDITIONS OF WORKERS IN FOUNDRIES AT FINISHING OPERATIONS

A. M. LAZARENKOV, I. A. IVANOV, M. A. SADOKHA, A. A. NOVIK, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti ave. Email: cadoxa@rambler.ru.

The working conditions of workers in foundries during finishing operations, determining their production factors, are considered. The results of studies of the parameters of the working conditions of the considered professions of foundry workers in comparison with the standard values are presented. It is established that in a comprehensive assessment of the working conditions of workers in foundries when performing finishing operations, it is necessary to take into account the equipment and hand tools used, the duration of exposure to production factors, the type of alloy being smelted (steel, cast iron, non-ferrous metals) and the nature of production.

Keywords. Foundry, professions, noise, vibration, dustiness, gas contamination, microclimate parameters, nature of production.

В выполнении финишных операций по обработке отливок участвуют работники следующих основных профессий: гидрочистильщики, гидropескоструйщики, обрубщики, наждачники, чистильщики металла, отливок, изделий и деталей. Производственные параметры оценки условий труда работающих на обрубочно-очистных участках литейных цехов приведены в табл. 1 с учетом разработанных нами методик [1–3]. Из таблицы видно, что условия труда определяются комплексом факторов производственной среды, таких, как параметры микроклимата (температура, скорость движения воздуха, интенсивность теплового излучения), вредные вещества (запыленность, загазованность), шум, вибрация. Оценку данных параметров проводили по результатам исследований на рабочих местах обрубочно-очистных участков (отделений) литейных цехов с различным характером производства.

Условия труда на рабочих местах гидрочистильщика определяются такими факторами производственной среды, как влажность воздуха, запыленность, шум. Уровень шума в зависимости от применяемого оборудования находится в интервале от 82 до 87 дБА и превышает допустимый уровень 80 дБА. Влажность воздуха рабочей зоны может составлять 70–86 % при выбивке стержней и очистке отливок от остатков формовочной смеси. Запыленность воздуха рабочей зоны превышает допустимую величину в 1,6–2,7 раза при подготовке отливок к выбивке стержней и очистке их от остатков формовочной смеси.

Условия труда на рабочих местах гидropескоструйщика определяются такими факторами производственной среды, как влажность воздуха, запыленность, шум, вибрация. Уровень шума на рабочих местах в зависимости от применяемого оборудования находится в интервале от 84 до 90 дБА и превышает допустимый уровень 80 дБА. Запыленность воздуха рабочей зоны превышает допустимую величину в 1,9–3,6 раза при подготовке отливок к выбивке стержней и очистке их от остатков формовочной смеси.

Таблица 1. Производственные параметры оценки условий труда работающих на обрубочно-очистных участках литейных цехов

Оборудование, технологический процесс (операция)	Параметры условий труда на рабочих местах													
	Шум, дБА				Вибрация, дБ					Пыль			Вредные вещества	
	ПДУ 80	81–85	86–90	более 90	ПДУ 50	более ПДУ	ПДУ 76	77–80	более 80	ПДК	1,1–5,0 ПДК	5,1–10,0 ПДК	ПДК	1,1–3,0 ПДК
Линии очистки и обдирки с рабочим органом:														
стационарным				•				•				•	•	
подвесным (маятниковые)			•				•					•	•	
переносным (ручные)			•				•					•	•	
автоматическим		•			•						•		•	
Камеры дробетные			•		•						•		•	
Бараны очистные (галтовочные, дробетные)			•			•						•	•	
Молотки рубильные пневматические				•				•			•		•	
Электрохимическая очистка	•				•					•				•
Электродгидравлическая очистка			•		•					•			•	
Установки гидравлические		•			•					•			•	

Влажность воздуха рабочей зоны может составлять 80–95% при выбивке стержней и очистке отливок от остатков формовочной смеси. При ручном управлении оборудованием отмечается превышение локальной вибрации на 2–4 дБ.

Условия труда на рабочих местах обрубщиков определяются комплексом факторов производственной среды, таких, как шум, вибрация, запыленность, температура и скорость движения воздуха. Оценка данных параметров проводилась по результатам исследований на рабочих местах обрубочно-очистных участков литейных цехов.

Уровень шума на рабочих местах обрубщиков в зависимости от применяемого оборудования и инструмента находится в интервале от 87 до 103 дБА и значительно превышает допустимый уровень 80 дБА. Шум, создаваемый оборудованием и инструментом, является широкополосным, звуковое поле неоднородно в связи с наличием источников, различных по уровню акустической мощности и характеру спектра. Оборудование с ударным режимом работы производит шум непостоянный, с максимальным уровнем звуковой мощности в области средних и высоких частот. Это говорит о значительном воздействии шума на обрубщиков, что подтверждается зарегистрированными случаями профессиональных заболеваний нейросенсорной тугоухостью.

Результаты исследований показали значительное воздействие на работающих локальной вибрации ручного инструмента для обрубки и зачистки отливок, превышающей допустимые значения на 4–7 дБ. Также следует отметить, что работы обрубщиков выполняются при высокой напряженности труда в неблагоприятных условиях (высокий уровень шума и вибрации, запыленность, повышенная температура и скорость движения воздуха). А это способствует развитию профессионального заболевания – вибрационной болезни.

Содержание пыли в воздухе рабочей зоны обрубщиков превышает предельно допустимые концентрации в 1,8–2,9 раза [4], что может привести к заболеванию силикозом и пылевым бронхитом. Вероятность таких заболеваний весьма высока из-за наличия на поверхности отливок значительного пригара, который является источником образования мелких фракций кремнезема. Силикоз у работающих в цехах стального литья развивается на 3–5 лет быстрее, чем в цехах чугунного литья. Это объясняется более высокой агрессивностью пыли в цехах стального литья, так как под воздействием высоких температур кремнезем переходит в модификацию кристобалит и тридимит, которые обладают более выраженной фиброгенностью.

Условия труда на рабочих местах наждачника определяются такими факторами производственной среды, как запыленность, шум, вибрация. Уровень шума в зависимости от применяемого оборудования находится в интервале от 88 до 97 дБА и превышает допустимый уровень 80 дБА. Запыленность воздуха

рабочей зоны превышает допустимую величину в 2,4–4,3 раза при зачистке и доводке отливок на наждачных станках абразивными кругами сухим способом. Уровень локальной вибрации при выполнении вышеуказанных работ превышает допустимую величину на 3–6 дБ.

Условия труда на рабочих местах чистильщиков металла, отливок, изделий и деталей определяются комплексом факторов производственной среды, таких, как шум, вибрация, запыленность, температура и скорость движения воздуха. Уровень шума в зависимости от применяемого оборудования и ручного инструмента находится в интервале от 89 до 98 дБА и значительно превышает допустимый уровень 80 дБА. Исследования вибрации показали, что при выполнении работ по обслуживанию вышеуказанного оборудования уровень общей технологической вибрации может превышать допустимый на 2–4 дБ. Однако значительно большему воздействию локальной вибрации подвергаются литейщики, использующие ручной инструмент для зачистки отливок. Причем превышение допустимых значений отмечается практически во всем диапазоне частот (наибольшие превышения в области низких частот) на 3–9 дБ. Также следует отметить, что работы выполняются при высокой напряженности труда в неблагоприятных условиях (значительный уровень шума, запыленность, повышенная температура и скорость движения воздуха). Это способствует развитию профессионального заболевания – вибрационной болезни в короткие периоды работы. Содержание пыли в воздухе рабочей зоны чистильщиков литья (при обслуживании оборудования) превышает предельно допустимые концентрации в 1,7–3,1 раза.

Результаты исследований параметров микроклимата на рабочих местах обрубочно-очистных участков литейных цехов показывают, что в теплый период года температура воздуха превышает на 2–7 °С нормативные величины в зависимости от характера производства, расположения обрубочно-очистных участков в литейных цехах, металла и размеров отливок. Аналогичное положение отмечается и в холодный период года [5].

Сравнение скорости движения воздуха на рабочих местах с нормативными величинами показало, что превышение допустимых значений в теплый период года составляет 1,4–1,9 раза, а в холодный – 1,1–1,4 раза. В литейных цехах с разным характером производства в теплый период отмечаются повышенные скорости движения воздуха на всех участках. Причиной этого является отсутствие изолированности участков цеха друг от друга, расположение большинства участков у наружных стен, что при открытых воротах и светоаэрационных проемах приводит к воздушным потокам, которые были зафиксированы при проведении исследований.

Интенсивность теплового излучения на рабочих местах обрубочного участка имеет место при термической обработке стальных отливок, когда у термических печей при выполнении операций по загрузке и выгрузке литья отмечается превышение допустимой величины 140 Вт/м^2 . В зависимости от применяемых термических печей, режима их работы, размеров отливок и характера производства интенсивность теплового излучения изменялась в пределах от 350 до 1450 Вт/м^2 .

Полученные данные свидетельствуют о том, что в литейных цехах недостаточно уделяется внимания стабилизации параметров микроклимата на рабочих местах. Вследствие этого при увеличении скорости наружного воздуха в помещениях цеха могут появляться сквозняки, при жаркой погоде в цехе душно, а в холодный период года – холодно. Все это способно привести к снижению работоспособности занятых в цехе и к росту количества простудных заболеваний.

Таким образом, при комплексной оценке условий труда работающих на обрубочно-очистных участках литейных цехов необходимо учитывать вышеуказанные факторы производственной среды, продолжительность нахождения у работающего оборудования, используемое оборудование и ручной инструмент, вид выплавляемого сплава (сталь, чугун, цветные металлы) и характер производства.

ЛИТЕРАТУРА

1. Лазаренков, А. М. Классификация производственных факторов литейного производства / А. М. Лазаренков // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 118–122.
2. Лазаренков, А. М. Методика комплексной оценки условий труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Т. П. Кот // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 112–117.
3. Лазаренков, А. М. Комплексная оценка условий и безопасности труда в литейном производстве / А. М. Лазаренков, Ю. А. Николайчик // Литье и металлургия. – 2021. – № 4. – С. 116–122.
4. Лазаренков, А. М. Исследование воздушной среды рабочих зон литейных цехов при современных технологиях изготовления стержней и форм / А. М. Лазаренков, М. А. Садоха // Литье и металлургия. – 2022. – № 3. – С. 122–126.
5. Лазаренков, А. М. Влияние пыли в воздухе рабочих мест на профессиональную заболеваемость работающих в литейных цехах / А. М. Лазаренков, С. А. Хорева // Литейное производство и металлургия 2016. Беларусь: труды 24-й Международ. науч.-техн. конф., Минск, 19–21 октября 2016. – Минск, 2016. – С. 115–116.

REFERENCES

1. **Lazarenkov A. M.** Klassifikatsiya proizvodstvennykh faktorov litejnogo proizvodstva [Classification of production factors of foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 118–122.
2. **Lazarenkov A. M., Kot T. P.** Metodika kompleksnoy ocenki uslovij truda v litejnom proizvodstve [The method of comprehensive assessment of working conditions in the foundry production]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 3, pp. 112–117.
3. **Lazarenkov A. M., Nikalaichyk Y. A.** Kompleksnaya ocenka uslovij i bezopasnosti truda v litejnom proizvodstve [The integrated working conditions and labor safety assessment in foundries]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2021, no. 4, pp. 116–122.
4. **Lazarenkov A. M., Sadokha M. A.** Issledovanie vozduшной sredy rabochih zon litejnyh cekhov pri sovremennykh tekhnologiyah izgotovleniya sterzhnej i form [Investigation of the air environment of the working areas of foundries with modern technologies for the manufacture of cores and molds]. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*, 2022, no. 3, pp. 122–126.
5. **Lazarenkov A. M., Khoreva S. A.** Vliyaniye pyli v vozduhe rabochih mest na professional'nuyu zaboлеваemost' rabotayushchih v litejnyh cekhov [The influence of dust in the air of workplaces on the occupational morbidity of workers in foundries]. *Litejnoye proizvodstvo i metallurgiya 2016. Belarus': trudy 24-j Mezhdunar. nauch.-tekh. konf. = Foundry production and metallurgy 2016. Belarus: proceedings of the 24th International scientific-technical Conf.*, Minsk, 2016, pp. 115–116.



УДК 541.183.5:661.184.23

ПРИМЕНЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ШУНГИТА ЗАЖОГИНСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ (КАРЕЛИЯ) ПРИ ОЧИСТКЕ ОБОРОТНЫХ И СТОЧНЫХ ВОД ОТ НЕФТЕПРОДУКТОВ

*А. С. ПАНАСЮГИН, Белорусский национальный технический университет,
г. Минск, Беларусь, пр. Независимости, 65. E-mail: nilogaz@tut.by.*

*А. Р. ЦЫГАНОВ, Н. П. МАШЕРОВА, Белорусский государственный технологический университет,
г. Минск, Беларусь, ул.Свердлова, 13а. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru.*

*Н. Д. ПАВЛОВСКИЙ, Гродненский государственный медицинский университет,
г. Гродно, Беларусь, ул. Горького, 80.*

*В. А. ЛОМОНОСОВ, ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению»,
г. Минск, Беларусь, ул. Петруся Бровки, д. 19.*

Целью данного исследования являлось изучение эффективности применения трехступенчатой системы извлечения нефтепродуктов из вод различного происхождения. На первом этапе использовали гравитационный сепаратор для удаления как плавающих, так и более тяжелых, чем вода, нефтепродуктов; на втором – фильтры на основе полупроницаемых мембран, на третьем этапе применялась сорбционная доочистка на модифицированном шунгите. Проведенные исследования позволили установить, что при различных скоростях фильтрации от 5,0 до 25,0 колоночных объемов в час эффективность извлечения нефтепродуктов была в пределах 89,0–99,8%.

Ключевые слова. Шунгит, кислотная обработка, фильтрующие загрузки.

APPLICATION OF MODIFIED SHUNGITE FROM THE ZAZHOGINSKOE FIELD (KARELIA) FOR PURIFICATION OF CIRCULATING AND WASTE WATER FROM OIL PRODUCTS

*A. S. PANASIUGIN, Belarusian National Technical University,
Minsk, Belarus, 65, Nezavisimosti Ave. E-mail: nilogaz@tut.by.*

*A. R. TSYGANOV, N. P. MASHEROVA, Belarusian State Technological University,
Minsk, Belarus, 13a, Sverdlova Str. E-mail: Masherova.Nat@mail.ru.*

N. D. PAVLOVSKY, Grodno State Medical University, Grodno, Belarus, 8, Gorkogo Str.

V. A. LOMONOSOV, State Enterprise “Scientific and Practical Center of the NAS of Belarus for Materials Science”, Minsk, Belarus, 19, Petrusya Brovki Str.

The aim of this study was to investigate the effectiveness of a three-stage system for extracting oil products from waters of various origins. At the first stage, a gravity separator was used to remove both floating and heavier than water oil products; at the second stage, filters based on semi-permeable membranes were used, and at the third stage, sorption polishing was carried out on modified shungite. The conducted studies have shown that at different filtration rates from 5.0 to 25.0 column volumes per hour, the total removal efficiency of oil products was within the range of 89.0–99.8%.

Keywords. Shungite, acid treatment, filter media.

Введение

В условиях непрерывного развития промышленности увеличиваются объемы водопотребления, водоотведения и потребность населения и производства в высококачественной воде. Приходится вовлекать в водопользование источники, для очистки воды из которых необходимы более сложные методы, чем ранее. Одновременно условия охраны окружающей среды и производственных операций требуют более глубокой очистки сточных вод, сбрасываемых в водоемы и вовлекаемых в различные производственные

процессы, в том числе металлургические и гальванические процессы бронзирования, латунирования, никелирования, хромирования, меднения, цинкования и др. Это вынуждает проводить многоступенчатую очистку природных и сточных вод, повторно и многократно использовать воду, удаляя специфические загрязнения и смеси веществ.

Одними из наиболее эффективных и быстро развивающихся способов очистки воды являются физико-химические методы. Они основаны на взаимодействии примесей воды с реагентами и материалами, в результате чего эти примеси выделяются в иную фазу, деструктируются до безопасных продуктов или претерпевают другие превращения. Традиционно к физико-химическим методам относят процессы с использованием химических реагентов (окислителей, восстановителей), нейтрализующих веществ, коагулянтов и флокулянтов, углеродных и минеральных сорбентов, ионообменных материалов (ионообменных смол), а также электрохимические и электрокоагуляционные способы обработки вод различного происхождения. К этим же методам относятся и мембранные процессы. Физико-химические методы широко используются в отечественной и мировой практике очистки воды там, где механические и биохимические методы неработоспособны [1–3].

В настоящее время из физико-химических методов все большее распространение получает сорбционная очистка воды с использованием активированных углей и минеральных сорбентов, которые позволяют обеспечить высокую эффективность очистки и отсутствие вторичных загрязнений. При сорбционной очистке из водных растворов адсорбируется подавляющее большинство органических соединений и многих неорганических соединений практически до любых остаточных концентраций и безотносительно к их биохимической токсичности и химической устойчивости. Эти свойства сорбционной очистки особенно важны и ценны при создании замкнутых систем водоснабжения и водоотведения промышленных предприятий. При этом решающим фактором в пользу сорбционного этапа обработки воды является то обстоятельство, что удаление загрязняющих примесей не сопровождается внесением в воду каких-либо полупродуктов разложения органических примесей или солей.

Большое число научных работ, выполненных в области сорбционной очистки воды, позволило определить основные направления и место сорбционного процесса среди традиционных и новых методов.

Высокая стоимость и острый дефицит активированных углей (как сорбентов) вынуждает заменять их более доступными и дешевыми материалами, в частности шунгитовыми породами с большим содержанием углерода. В связи с этим существует и успешно развивается самостоятельное направление в очистке природных и сточных вод, основанное на применении дешевых минеральных и углеродсодержащих сорбционных материалов. По мере роста числа потребителей и объемов использования нефти и нефтепродуктов очистка воды от этих веществ выделилась в самостоятельную задачу.

В решении данной проблемы сорбентам отводится определяющая роль. Проведенные исследования показали, что при правильном использовании минеральные сорбенты эффективно извлекают из сточных вод флотореагенты, диметилфталаты (до 90%), нефтепродукты (до 98%) и др.

Вместе с тем при содержании тяжелых нефтепродуктов (дизтоплива, промышленных масел, мазута и др.) в очищаемой воде в количестве 25,0–60,0 мг/л и выше использование сорбентов экономически нецелесообразно, поскольку основная масса данного вида нефтепродуктов находится не только в растворенном виде, но и представляет собой мелкодисперсную эмульсию типа «вода – масло» и плавающую фракцию.

В процессе предварительных исследований установлено, что при очистке сточных вод от тяжелых нефтепродуктов сорбционными материалами их емкость реализуется не более чем на 10–20%. Затраты на регенерацию достаточно высоки и после трех-пяти циклов «адсорбция – регенерация» практически равняются стоимости нового сорбента. Помимо этого эффективность регенерации вызывает сомнения, так как при каждом ее цикле происходит восстановление не более 80% сорбционной емкости относительно емкости свежего сорбента.

Исходя из вышеизложенного, представляется интересным изучить эффективность применения трехступенчатой системы очистки воды, загрязненной разными типами нефтепродуктов: мелкодисперсными и растворенными как плавающими, так и более тяжелыми, чем вода.

На первой стадии должны использоваться гравитационные сепараторы для удаления как плавающих, так и более тяжелых, чем вода, нефтепродуктов; на второй стадии – фильтры на основе полупроницаемых мембран; на третьей – сорбционная доочистка на модифицированном шунгите [4, 5].

Цель данного исследования – изучение эффективности применения трехступенчатой системы извлечения нефтепродуктов из вод различного происхождения.

Методы исследований

Сканирующий электронный микроскоп Vega II LMU предназначен для изучения топографии поверхности компактных и порошковых материалов, распределения химических элементов и фаз в исследуемых материалах.

Энергодисперсионный спектрометр Inca 350 сканирующего электронного микроскопа Vega II LMU используется для анализа химического состава макро- и микрообластей материалов в диапазоне от В до U при концентрации от 0,2 до 100 %, построения карт распределения химических элементов по анализируемой поверхности.

Волнодисперсионный спектрометр «Спектоскан МАКС-GV» применяется для качественного и количественного определения химического состава поверхности материалов в диапазоне концентраций от 0,001 до 100 %.

Сканирующий зондовый микроскоп Solver Pro-M позволяет получить трехмерное изображение поверхности образцов материалов с высоким разрешением.

Портативный pH/мВ/°C-метр Hanna 8314 предназначен для измерения pH, мВ, редокс-потенциала и температуры.

Экспресс-анализатор Micromeritics 2200 применяется для определения удельной поверхности твердых образцов, использован для определения тенденций изменения удельной поверхности материалов при различных способах модифицирования.

Исходный фазовый состав индустриального масла марки А20 и его остаточные концентрации после очистки определяли на хроматомассе HP 5972. В своем составе индустриальное масло содержало соединения следующих классов: предельные углеводороды и их изомеры (C₁₇–C₄₀), высокомолекулярные спирты (C₇–C₁₁), аминспирты (C₈–C₉) и незначительное количество присадок (в основном 2,5-диметокси-4-метилсульфонил-амин).

Концентрации растворимых в воде соединений (ацетона, этилацетата и изо-пропанола), выбранных в качестве тестовых, определяли на газо-жидкостном хроматографе «Цвет 106» по методу SPME.

Основные характеристики (температура кипения и растворимость в воде) ацетона, этилацетата и изо-пропанола приведены в табл. 1.

Таблица 1. Основные характеристики соединений, выбранных в качестве тестовых

Вещество	Формула	Температура кипения, °С	Растворимость в воде, г/100 г H ₂ O
Ацетон	CH ₃ -C(O)-CH ₃	56,05	∞
Этилацетат	CH ₃ COOCH ₂ CH ₃	77,1	7,66
Изо-пропанол	CH ₃ CH(OH)CH ₃	82,4	∞

На рис. 1 представлена схема установки, предназначенной для оценки эффективности очистки сточных вод от нефтепродуктов.

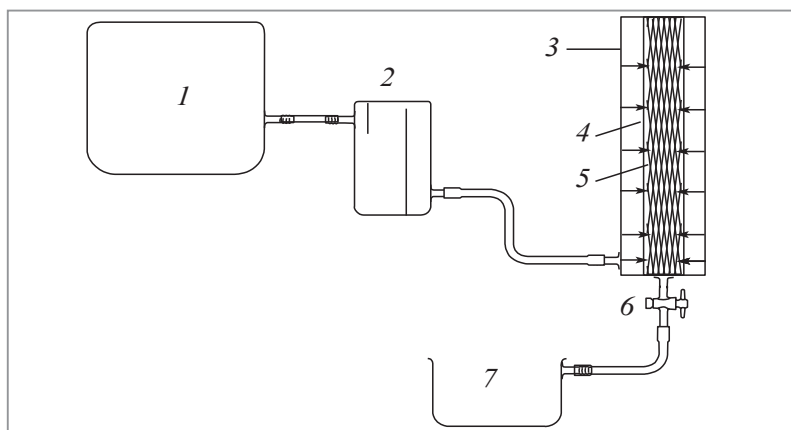


Рис. 1. Схема установки, предназначенной для оценки эффективности очистки сточных вод от нефтепродуктов: 1 – емкость с загрязненной нефтепродуктами водой; 2 – буферная емкость, обеспечивающая постоянный напор загрязненной воды и выполняющая роль гравитационного сепаратора, где происходит предварительное удаление нефтепродуктов как плавающих, так и более тяжелых, чем вода; 3 – корпус мембранного фильтра; 4 – полупроницаемая мембрана; 5 – модифицированный шунгит; 6 – регулятор расхода воды (кран); 7 – приемная емкость

Эффективность извлечения нефтепродуктов (S) рассчитывали по следующей формуле:

$$S = (C_{\text{исх}} - C_{\text{конечн}}) / C_{\text{исх}} \cdot 100\%,$$

где $C_{\text{исх}}$ – содержание нефтепродуктов в воде, поступающей на очистку, мг/л; $C_{\text{конечн}}$ – содержание нефтепродуктов на выходе из мембранных фильтров, мг/л.

В процессе экспериментов показано, что оптимальная скорость пропускания очищаемой воды 5–7 колоночных объемов в час (при этом учитывается объем сорбционного фильтра).

Всплывающие и оседающие на дно нефтепродукты удаляются соответственно, всплывающие собираются через лоток и сливаются в отдельную емкость, а тяжелые удаляются при плановом обслуживании гравитационного сепаратора.

В результате экспериментов удалось установить, что порядка 30% от общего числа содержащихся в исследуемых образцах воды нефтепродуктов находятся в капельно-жидком состоянии и не извлекаются на гравитационном сепараторе. Они быстро выводят из строя сорбционный фильтр. Для предотвращения данного отрицательного воздействия использована полупроницаемая мембрана, на которой задерживается до 99,7% нефтепродуктов в капельно-жидком состоянии.

Результаты исследований

В ходе проведения исследований установлено, что имеется возможность повышения эффективности извлечения растворенных нефтепродуктов (ацетона, этилацетата, изо-пропанола) за счет увеличения сорбционного объема исходного материала примерно в 2,7 раза.

На рис. 2 показаны размеры фракций природного и модифицированного шунгита.

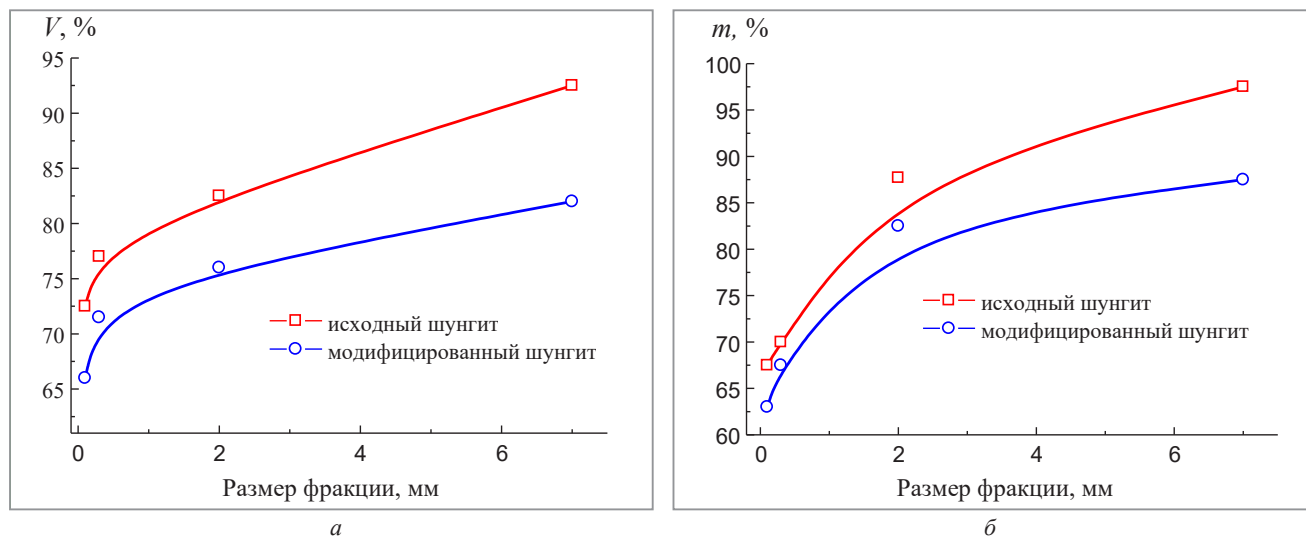


Рис. 2. Размер фракций исходного и модифицированного шунгита: а – по объему; б – по массе

Как видно из рисунка, в ходе кислотного модифицирования шунгита происходит некоторое снижение размеров фракций, что связано с изменением фазового состава.

В табл. 2 представлены данные качественного и количественного определения химического состава природного и активированного шунгита, а также сухого остатка маточного раствора, полученного в ходе проведения процесса кислотной активации.

Таблица 2. Элементный состав природного, активированного шунгита и сухого остатка маточного раствора

Образец	Элемент, мас. %									*Мас. %
	C	O	Mg	Al	Si	P	K	Ca	Fe	
Природный шунгит	30,46	33,87	0,43	2,67	15,50	0,10	2,27	0,06	12,21	97,57
Шунгит, активированный H_3PO_4	35,94	32,26	0,08	0,84	17,06	1,82	0,60	0,09	9,51	96,4
Сухой остаток маточного раствора после активации шунгита H_3PO_4	11,2	47,91	0,35	3,31	9,03	22,64	1,06	0,61	2,94	99,05

* Остальная масса образцов представлена соединениями Na, S, Cl, Ti, Ni, Cu и Zn.

Как видно из данных рентгенофазового анализа (рис. 3), на спектре активированного фосфорной кислотой шунгита отсутствует кристаллографическая фаза мусковита ($K_2(Al_{3.74}Fe_{0.26})(Si_6Al_2O_{20})(OH)_4$), наблюдаемая для природного минерала.

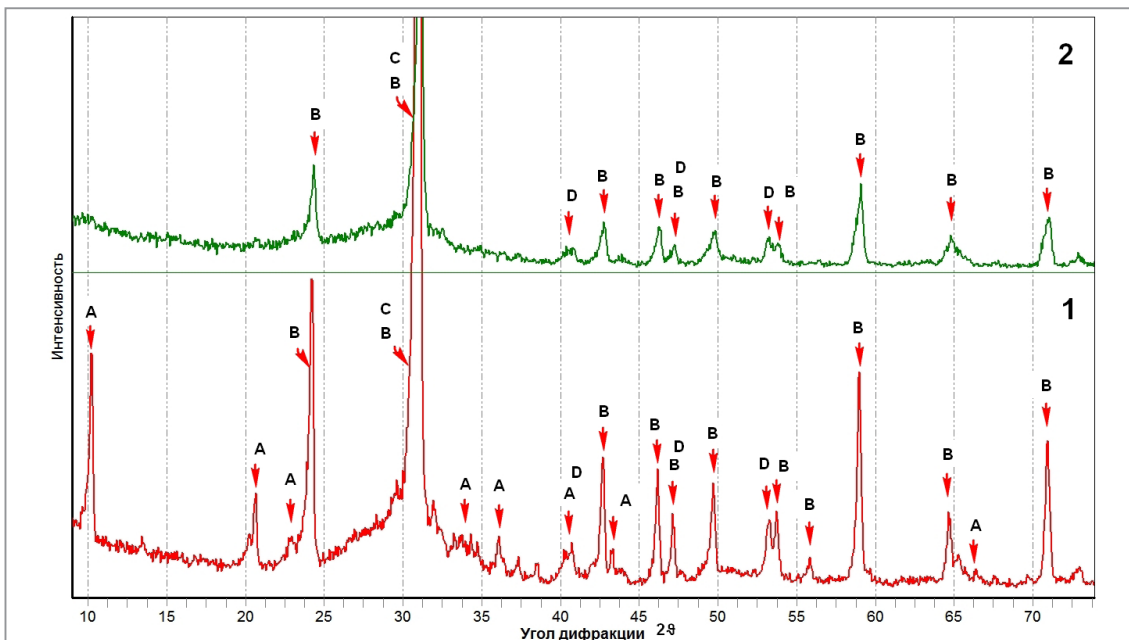


Рис. 3. Рентгеновские спектры природного (1) и кислотно-активированного шунгита (2): А – фаза мусковита; В – оксида кремния; С – углерода; D – ферросилиция

Анализ сухого остатка маточного раствора, полученного после активации, показал, что в сухом остатке присутствуют следующие кристаллографические фазы: $Al(H_2PO_4)_3$, $Fe(H_2PO_4)_3$ и $Mg_3(PO_4)_2$.

Сорбционные характеристики природного и активированного шунгита

На рис. 4 изображены изотермы адсорбции паров ацетона, этилацетата, изо-пропанола на природном и активированном шунгите. На рис. 4, б в скобках показаны численные значения, характеризующие, во сколько раз сорбционная емкость активированного шунгита превышает сорбционную емкость исходного шунгита по отношению к изученным адсорбатам.

Исходя из того, что в области низких давлений изотермы отклоняются вверх, а затем при более высоких давлениях их наклон уменьшается, при приближении к давлению насыщенных паров величины адсорбции заметно возрастают, согласно классификации, приведенной в [8], изотермы можно отнести к типу IV, который характерен для мезопористых адсорбентов.

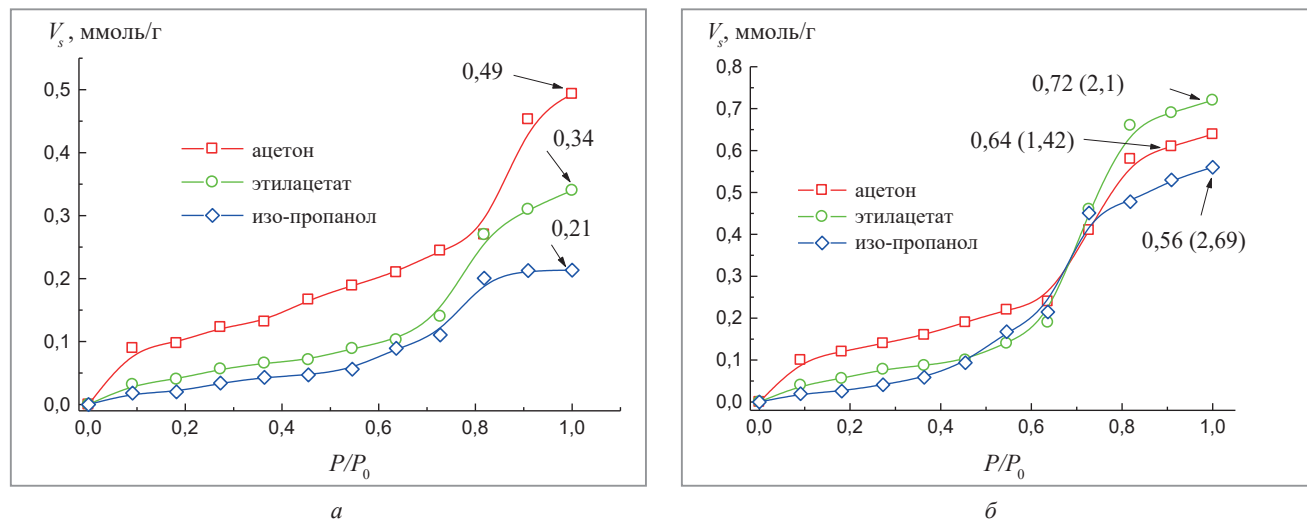


Рис. 4. Изотермы адсорбции паров ацетона, этилацетата, изо-пропанола на природном (а) и активированном H_3PO_4 шунгите (б)

Анализ данных рис. 4 и табл. 3 показывает, что сорбционный объем в зависимости от природы адсорбата (кетонов, эфиров уксусной кислоты или спиртов) увеличивается примерно в 1,4–2,7 раза, а удельная поверхность в зависимости от степени измельчения – в 1,5–5,0 раза (рис. 5).

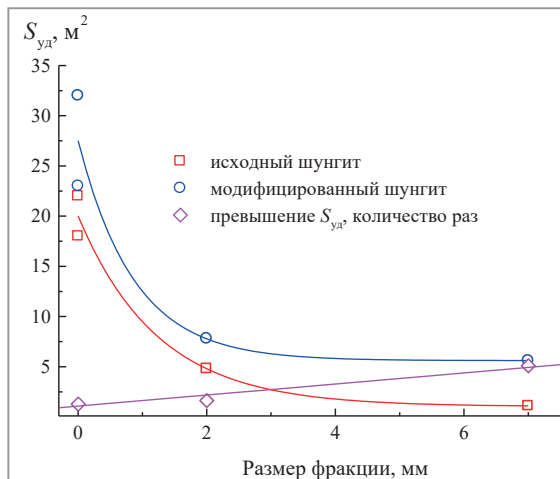


Рис. 5. Размеры удельной поверхности исходного и активированного шунгита и результаты сравнительного анализа изменения удельной поверхности исходного и активированного шунгита

Таблица 3. Физико-химические характеристики исходного и активированного шунгита

Показатель	Исходный шунгит	Шунгит, активированный H_3PO_4
Насыпная плотность, $г/см^3$	1,10	1,07
pH водной вытяжки, ед. pH	7,20	5,10
Сорбционная емкость по ацетону, ммоль/г	0,49	0,64
Сорбционная емкость по этилацетату, ммоль/г	0,34	0,77
Сорбционная емкость по изо-пропанолу, ммоль/г	0,21	0,56

Модельные растворы, имитирующие загрязненные нефтепродуктами сточные воды, готовили путем диспергирования в водопроводной воде рассчитанного количества индустриального масла марки А20. Количество масла подбирали таким образом, чтобы его концентрация составляла 55–60 мг/л. Скорость фильтрации в ходе эксперимента варьировали в пределах 5–25 колоночных объемов в час. Количественный и качественный состав нефтепродуктов, содержащихся в исходных водных растворах и на выходе из фильтра, определяли методом газовой хроматографии с твердотельной микроэкстракцией [6].

Проведенные исследования позволили установить, что фильтрующий элемент, изготовленный на основе гидрофобизованной мембраны и модифицированного шунгита, проявляет высокие показатели улавливания нефтепродуктов при различных скоростях фильтрации от 5,0 до 25,0 колоночных объемов в час (рис. 6).

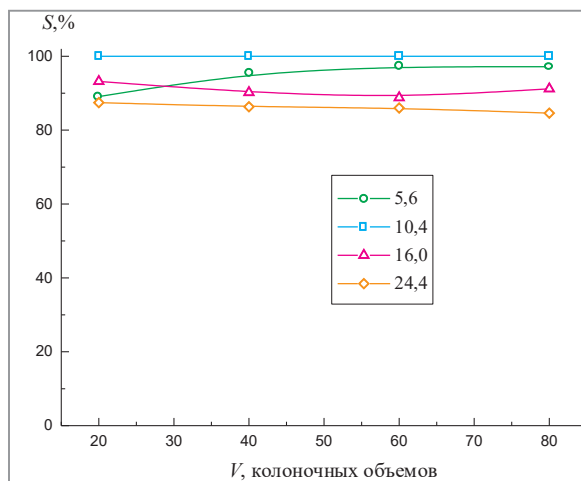


Рис. 6. Зависимость эффективности извлечения нефтепродуктов от скорости фильтрации

Из рисунка видно, что эффективность извлечения нефтепродуктов во всем исследованном диапазоне скоростей фильтрации была в пределах 89,0–99,8%.

При использовании модельных растворов, полученных на дистиллированной воде, достигались высокие показатели скорости фильтрации – до 150 колоночных объемов в час. Для модельных растворов, полученных на основе водопроводной воды, скорость фильтрации не удалось установить выше 25 колоночных объемов в час. Это связано с тем, что в очищаемой водопроводной воде содержатся ионы железа (0,1–1,5 мг/л). При прохождении 800–5000 колоночных объемов наблюдается резкое падение пропускной способности загрузки фильтра до ее полной кальматации. Данное обстоятельство обусловлено тем, что поверхность фильтра помимо задержки нефтепродуктов эффективно концентрирует ионы железа, находящиеся в воде, на основе которой готовились модельные растворы, поскольку полное осаждение ионов железа Fe^{+2} и Fe^{+3} происходит при рН 4,2, тогда как рН водной вытяжки 5,1 (табл. 3).

Некоторый разброс полученных значений связан в основном с тем фактом, что при добавлении очередной порции модельного раствора с нефтепродуктами возникали скачки гидравлического напора. В то же время некоторое снижение, а затем повышение эффективности задержания нефтепродуктов обусловлено протеканием двух встречных процессов. На первом этапе с ростом скорости фильтрации происходит незначительное продавливание через мембрану вновь поступающими порциями воды ранее задержанных нефтепродуктов, находящихся в виде мелкодисперсной суспензии. В дальнейшем по мере сужения пор мембраны за счет осаждения на ее поверхности все большего количества нефтепродуктов растет эффективность их задерживания. В установившемся режиме фильтрации после полупроницаемой мембраны на модифицированный шунгит попадают в основном растворенные в воде нефтепродукты, которые в первом приближении можно отнести к истинным растворам, при этом содержание растворенных нефтепродуктов находится в пределах 0,9–1,1 мг/л.

Выводы

1. Активация шунгита фосфорной кислотой протекает за счет частичного разложения фаз мусковита, оксида кремния, соединений углерода и ферросилиция.
2. Результатом кислотной активации шунгита явилось увеличение скорости сорбции растворенных нефтепродуктов (кетонов, эфиров уксусной кислоты или спиртов) примерно в 1,4–2,7 раза по сравнению с необработанным образцом.
3. Лимитирующая стадия адсорбционного процесса – внутренняя диффузия паров изо-пропанола.
4. Процесс кислотного активирования природного шунгита привел к увеличению удельной поверхности и сорбционного объема в 2,7 раза. Пористая структура исходного и активированного шунгита соответствует мезопористым адсорбентам.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Тарасевич, Ю. И.** Природные сорбенты в процессах очистки воды / Ю. И. Тарасевич. – Киев: Наукова думка, 1981. – 207 с.
2. **Смирнов, А. Д.** Сорбционная очистка воды / А. Д. Смирнов. – Ленинград: Химия, 1982. – 168 с.
3. **Аширов, А.** Ионообменная очистка сточных вод, растворов и газов / А. Аширов. – Ленинград: Химия, 1983. – 295 с.
4. **Лобанова, Г. А.** Применение модифицированных углей для очистки сточных вод / Г. А. Лобанова, В. В. Абрамова // Химия и технология топлив и масел. – 1985. – № 12. – С. 32–33.
5. **Аюкаев, Р. И.** Производство и применение фильтрующих материалов для очистки воды / Р. И. Аюкаев, В. З. Мельцер. – Ленинград: Стройиздат, 1985. – 120 с.
6. **Терновцев, В. Е.** Очистка промышленных сточных вод / В. Е. Терновцев, В. М. Пухачев. – Киев: Будивельник, 1986. – 118 с.
7. **Бельчинская, Л. И.** Влияние кислотной обработки на поверхностные свойства глинистых минералов / Л. И. Бельчинская, Л. А. Новикова, Ф. Ресснер // Сорбционные и хроматографические процессы. – 2005. – Т. 5, вып. 6. – С. 798–805.
8. **Тарасевич, Ю. И.** Адсорбция на глинистых минералах / Ю. И. Тарасевич, Ф. Д. Овчаренко. Киев: Наукова думка, 1975. – 352 с.
9. **Мдивнишвили, О. М.** Кристаллохимические основы регулирования свойств природных сорбентов / О. М. Мдивнишвили. – Тбилиси: Мецниереба, 1978. – 268 с.
10. **Челищев, Н. Ф.** Цеолиты – новый тип минерального сырья / Н. Ф. Челищев, Б. Г. Беренштейн, В. Ф. Володин. – М.: Недра, 1987. – 176 с.
11. **Кельцев, Н. В.** Основы адсорбционной техники / Н. В. Кельцев. – М.: Химия, 1984. – 592 с.
12. **Грег, С.** Адсорбция, удельная поверхность, пористость / С. Грег, К. Синг. – М.: Мир, 1984. – 112 с.
13. МВИ. МН 2803–2007. Количественное определение растворенных нефтепродуктов в природных, питьевых и сточных водах методом газовой хроматографии с твердотельной микро-экстракцией.

REFERENCES

1. **Tarasevich Y. I.** *Prirodnye sorbenty v processah ochistki vody* [Natural sorbents in water purification processes]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1981, 207 p.

2. **Smirnov A. D.** *Sorbcionnaya ochistka vody* [Sorptions purification of water]. Leningrad, Khimiya Publ., 1982, 168 p.
3. **Ashirov A.** *Ionoobmennaya ochistka stochnykh vod, rastvorov i gazov* [Ion-exchange purification of waste water, solutions and gases]. Leningrad, Khimiya Publ., 1983, 295 p.
4. **Lobanova G. A., Abramova V. V.** *Primenenie modifitsirovannykh uglej dlya ochistki stochnykh vod* [Application of modified coals for wastewater treatment]. *Himiya i tekhnologiya topliv i masel = Chemistry and technology of fuels and oils*, 1985, no. 12, pp. 32–33.
5. **Ayukaev R. I., Meltser V. Z.** *Proizvodstvo i primeneniye fil'truyushchih materialov dlya ochistki vody* [Production and application of filtering materials for water purification]. Leningrad, Stroyizdat Publ., 1985, 120 p.
6. **Ternovtsev V. E., Pukhachev V. M.** *Ochistka promyshlennykh stochnykh vod* [Purification of industrial waste water]. Kiev, Budivel'nik Publ., 1986, 118 p.
7. **Belchinskaya L. I., Novikova L. A., Ressner F.** *Vliyanie kislотноj obrabotki na poverhnostnye svoystva glinistykh mineralov* [Influence of acid treatment on surface properties of clay minerals]. *Sorbcionnyye i hromatograficheskiye processy = Sorption and Chromatographic Processes*, 2005, vol. 5, no. 6, pp. 798–805.
8. **Tarasevich Y. I., Ovcharenko F. D.** *Adsorbtsiya na glinistykh mineralakh* [Adsorption on clay minerals]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1975, 352 p.
9. **Mdivnishvili O. M.** *Krystallokhimicheskiye osnovy regulirovaniya svoystv prirodnykh sorbentov* [Crystallochemical bases of regulation of properties of natural sorbents]. Tbilisi, Metsnireba Publ., 1978, 268 p.
10. **Chelishchev N. F., Berenshtein B. G., Volodin V. F.** *Ceolity – novyy tip mineral'nogo syr'ya* [Zeolites – a new type of mineral raw materials]. Moscow, Nedra Publ., 1987, 176 p.
11. **Keltsev N. V.** *Osnovy adsorbtsionnoy tekhniki* [Fundamentals of adsorption technique]. Moscow, Khimiya Publ., 1984, 592 p.
12. **Greg S., Sing K.** *Adsorbtsiya, udel'naya poverhnost', poristost'* [Adsorption, specific surface, porosity]. Moscow, Mir Publ., 1984, 112 p.
13. **МБИ. МН 2803–2007.** *Kolichestvennoye opredeleniye rastvorenykh nefteproduktov v prirodnykh, pit'evykh i stochnykh vodakh metodom gazovoy hromatografii s tverdotel'noy mikro-ekstraktsiej* [Quantitative determination of dissolved petroleum products in natural, drinking and waste waters by gas chromatography with solid-state chromatography].

Научное издание

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2024. БЕЛАРУСЬ

Сборник трудов 32-й Международной
научно-технической конференции

20–22 ноября 2024 года,
Минск, Республика Беларусь

Ответственный за выпуск *С. В. Макшанова*
Оформление и компьютерная верстка *М. Н. Лебедев*

Подписано в печать 06.11.2024. Формат 60×84 ¹/₈. Бумага офсетная. Цифровая печать.
Усл. печ. л. 21,62. Уч.-изд. л. 17,11. Тираж 220. Заказ 743.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя



FerroSAND

ОКСИД ЖЕЛЕЗА Fe_3O_4

ДОБАВКА В ФОРМОВОЧНЫЕ СМЕСИ

Ровная поверхность без дефектов:
просечек, ужимин и горячих трещин



Российский производитель



Рекомендован металлургическими
предприятиями РФ и СНГ



Прямые поставки от производителя



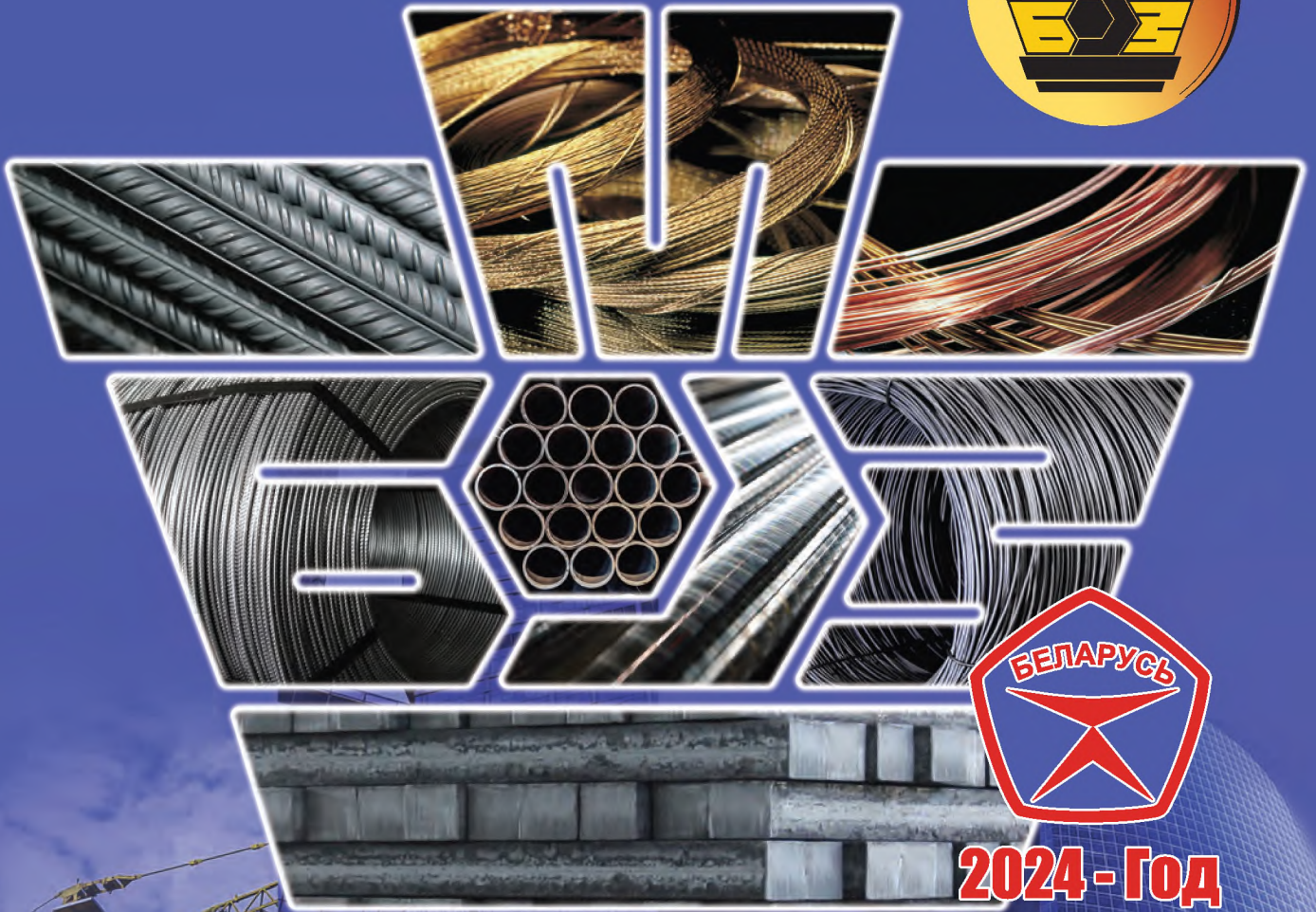
Авто и ж/д доставка по РФ и СНГ



Производитель ООО "Флогопит"
ferrosand.com

☎ 8 911 331-02-15

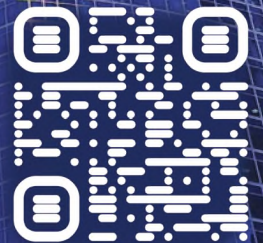
✉ sale@phlogopite-rus.com



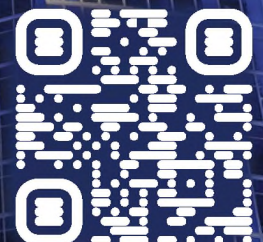
**2024 - Год
качества**

БЕЛОРУССКИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЙ ЗАВОД

*Мостроим мир
вместе
БМЗавод*



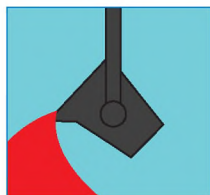
BELSTEEL.COM



BMZM.RU

32-я Международная научно-техническая конференция
ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И МЕТАЛЛУРГИЯ 2024. БЕЛАРУСЬ

г. Минск, 20–22 ноября 2024г.

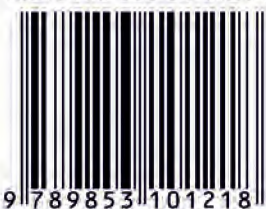


Генеральный партнер
конференции



FerroSAND

ISBN 978-985-31-0121-8



9 789853 101218