

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение
высшего образования
«Сибирский государственный индустриальный университет»
Российская академия естественных наук

**ВЕСТНИК
ГОРНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ СЕКЦИИ
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ
ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК**

Отделение металлургии

Сборник научных трудов

Издается с 1994 г. ежегодно

Выпуск 40

Москва
Новокузнецк
2018

УДК 669.1(06)+669.2/.8.(06)+621.762(06)+669.017(06)

ББК 34.3я4

В 387

В 387 Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии: Сборник научных трудов. Вып. 40 / Редкол.: Е.В. Протопопов (главн. ред.), М.В. Темлянец (зам. главн. ред.), Г.В. Галевский (зам. главн. ред.) [и др.]: Сибирский государственный индустриальный университет. – Новокузнецк, 2018 – 178 с., ил.

Издание сборника статей, подготовленных авторскими коллективами, возглавляемыми действительными членами и членами-корреспондентами РАЕН, других профессиональных академий, профессорами вузов России. Представлены работы по различным направлениям исследований в области металлургии черных и цветных металлов и сплавов, порошковой металлургии и композиционных материалов, физики металлов и металловедения, экономики и управления на предприятиях.

Сборник реферируется в РЖ Металлургия.

Электронная версия сборника представлена на сайте <http://www.sibsiu.ru> в разделе «Научные издания»

Ил. 57, табл. 16, библиогр. назв. 244.

Редакционная коллегия: Аренс В.Ж., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН, вице-президент РАЕН, г. Москва; Райков Ю.Н., д.т.н., д.ч. РАЕН, председатель горно-металлургической секции РАЕН, ОАО «Институт Цветметобработка», г. Москва; Протопопов Е.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (главный редактор), СибГИУ, г. Новокузнецк; Темлянец М.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (зам. главного редактора), СибГИУ, г. Новокузнецк; Галевский Г.В., д.т.н., проф., д.ч. РАЕН (зам. главного редактора), СибГИУ, г. Новокузнецк; Буторина И.В., д.т.н., проф., СПбГПУ, г. Санкт-Петербург; Волокитин Г.Г., д.т.н., проф., д.ч. МАНЭБ, ТГАСУ, г. Томск; Медведев А.С., д.т.н., проф., д.ч. МАН ВШ, НИТУ «МИСиС», г. Москва; Максимов А.А., д.т.н., проф., г. Новокузнецк; Немчинова Н.В., д.т.н., проф., ИрНИТУ, г. Иркутск; Руднева В.В., д.т.н., проф. (отв. секретарь), СибГИУ, г. Новокузнецк; Спиринов Н.А., д.т.н., проф., д.ч. АИН, УрФУ, г. Екатеринбург; Черепанов А.Н., д.ф.-м.н., проф., член РНК ТММ, ИТПМ СО РАН, г. Новосибирск; Юрьев А.Б., д.т.н., проф., АО «Евраз – ЗСМК», г. Новокузнецк.

УДК 669.1(06)+669.2/.8.(06)+621.762(06)+669.017(06)

ББК 34.3я4

© Сибирский государственный индустриальный университет, 2018

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ И РУКОВОДИТЕЛЯХ АВТОРСКИХ КОЛЛЕКТИВОВ

- Галевский Г.В. д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Деев В.Б. д-р техн. наук, проф., НИТУ «МИСиС», г. Москва
- Исмагилов З.Р. д-р хим. наук, проф., чл.-кор. РАН, ФИЦ УУХ СО
РАН, г. Кемерово
- Козырев Н.А. д-р техн. наук, проф., чл.-кор. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Немчинова Н.В. д-р техн. наук, проф., ИрНИТУ, г. Иркутск
- Руднева В.В. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Соколов А.К. д-р техн. наук, проф., ИГЭУ, г. Иваново
- Темлянцев М.В. д-р техн. наук, проф., д.ч. РАЕН, СибГИУ,
г. Новокузнецк
- Феоктистов А.В. д-р техн. наук, проф., СибГИУ, г. Новокузнецк
- Шур Е.А. д-р техн. наук, проф., АО «ВНИИЖТ», г. Москва

Содержание

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	6
МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.....	7
<i>А.М. Достоева, Д.У. Смагулов, Н.В. Немчинова</i>	
Исследование фазовых превращений в системе Al-Zr-Fe-Si.....	8
<i>И.Н. Кель, В.И. Жучков</i>	
Эффективное применение борсодержащих материалов в современных металлургических технологиях.....	15
<i>А.В. Настюшкина, Е.А. Шевченко, А.А. Шевченко</i>	
Анализ технологии дефосфорации стали в условиях АО «Уральская сталь».....	22
<i>С.Н. Анучкин</i>	
Взаимодействие наночастиц ZrO ₂ с расплавом никель-олово.....	25
<i>В.Б. Деев, А.И. Куценко, Е.С. Прусов, С.В. Сметанюк, О.Г. Приходько, К.В. Пономарева, А.А. Сокорев</i>	
Определение доли твердой фазы по данным компьютерного термического анализа процесса кристаллизации расплава.....	34
<i>Г.Е. Левшин</i>	
Многовариантный подход к расчету параметров магнитопроводов индукционных тигельных печей.....	40
<i>О.В. Кузнецова, М.В. Темлянец, Е.Н. Темлянцева</i>	
К вопросу об учете неравномерности перемещения заготовок при математическом моделировании процессов нагрева металла в методических печах.....	49
<i>С.А. Кондрашов, Э.М. Голубчик, Т.Ю. Мартынова</i>	
Новая технология производства холоднокатанного металла в условиях стана 2500.....	53
<i>Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков</i>	
Совершенствование технологии электроконтактной сварки и термообработки железнодорожных рельсов.....	63
ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ.....	69
<i>А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин</i>	
Физико-химическая аттестация железосодержащего техногенного сырья.....	70
<i>А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Н.М. Кулагин, В.В. Васильев, Г.Н. Черновский</i>	
Природные твердые углеродистые материалы в современной металлургии: виды, свойства, применение.....	78

<i>А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Н.М. Кулагин, В.В. Васильев, Г.Н. Черновский</i>	
Искусственные твердые углеродистые материалы в современной металлургии.....	89
ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ.....	98
<i>А.А. Иванов, Т.Н. Осколкова</i>	
Вакуумная термическая обработка стали 30ХГСА.....	99
<i>Е.С. Прусов, Д.А. Ткач, В.Б. Деев, Е.М. Рахуба</i>	
Количественный анализ структуры композиционных сплавов с применением программы ImageJ	106
<i>В.А. Кузнецов, Р.А. Шевченко, А.А. Усольцев, Н.А. Козырев, Р.Е. Крюков</i>	
Методика определения электрического сопротивления рельсовой стали....	111
<i>Е.А. Шур, В.Н. Цвигун, Р.С. Койнов</i>	
Модели образования фрактографических рельефов на усталостных трещинах.....	118
ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ..	136
<i>А.В. Феоктистов, О.Г. Приходько, К.В. Пономарева, С.В. Морин, О.В. Гордеева</i>	
Применение подходов проектного менеджмента при производстве рельсовой продукции на АО «ЕВРАЗ ЗСМК»	137
<i>Л.Б. Павлович, З.Р.Исмагилов, К.А. Дятлова</i>	
Оценка каталитических свойств отвального силикомарганцевого шлака Кузбасса.....	139
<i>А.К. Соколов</i>	
Повышение эффективности энергосбережения при эксплуатации многозонных проходных печей.....	147
<i>А.И. Куценко, Е.Г. Лашкова</i>	
Корпоративная идентификация бизнеса как составляющая стратегического репутационного развития организации	154
ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ.....	169
<i>Ю.К. Осипов, О.В. Матехина</i>	
Архитектурное проектирование как образовательный процесс.....	170
К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ.....	176

ПРЕДИСЛОВИЕ

40-й выпуск сборника научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» содержит статьи российских ученых, посвященные решению различных научно-технических проблем современной металлургии и материаловедения, включает материалы XX Международной научно-практической конференции «МЕТАЛЛУРГИЯ: ТЕХНОЛОГИИ, ИННОВАЦИИ, КАЧЕСТВО», прошедшей 15-16 ноября 2017 г. в Сибирском государственном индустриальном университете. Теоретические и прикладные исследования выполнены авторскими коллективами сотрудников Сибирского государственного индустриального университета, Национального исследовательского технологического университета «МИСиС», Иркутского национального исследовательского технического университета, Владимирского государственного университета, Карагандинского государственного технического университета, Ивановского государственного энергетического университета им. В.И. Ленина, Казахского национального исследовательского технического университета им. К.И. Сатпаева, Института углехимии и химического материаловедения Федерального исследовательского центра угля и углехимии Сибирского отделения Российской академии наук, Института Металлургии Уральского отделения Российской академии наук, Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук.

В традиционных разделах сборника научных трудов представлены результаты исследований в областях применения борсодержащих материалов в металлургии, технологий дефосфорации стали, производств холоднокатанного металла, физико-химической аттестации железосодержащего техногенного сырья, анализа свойств и областей применения природных и искусственных углеродистых материалов в металлургии, экономики, экологии и управления на промышленных предприятиях.

Редакционная коллегия благодарит авторов за предоставленные материалы и приглашает принять участие в очередном 41-м выпуске сборника научных трудов.

**МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ
МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ**

УДК 669.715

А.М. Достоева¹, Д.У. Смагулов², Н.В. Немчинова³

¹ Карагандинский государственный технический университет,
г. Караганда, Казахстан

²Казахский национальный исследовательский технический
университет имени К.И. Сатпаева, Алматы, Казахстан

³Иркутский национальный исследовательский технический
университет, Иркутск, Россия

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ Al-Zr-Fe-Si

Для обеспечения требуемого уровня удельного электрического сопротивления и прочности Al-Zr проволоки, необходимо формировать заданную микроструктуру катанки путем оптимизации химического состава сплавов и режимов их плавки и литья, а также режимов деформационно-термической обработки катанки. Для анализа фазового состава сплава требуется система Al-Zr-Fe-Si. Расчетным путем (с использованием программы Thermo-Calc) проанализирована фазовая диаграмма Al-Zr-Fe-Si. Построены проекции поверхностей ликвидуса и солидуса. С использованием программы Thermo-Calc (база TTA17) рассчитаны и построены политермические и изотермические разрезы системы Al-Zr-Fe-Si в области концентраций 0–0,15 % Fe, 0–0,09 % Si, 0–0,47 % Zr (масс.%). Расчеты показали, что в процессе кристаллизации и последующего охлаждения сплавов системы Al-Zr-Fe-Si в твердом состоянии, кроме твердого раствора на основе алюминия (Al) и известной фазы Al₃Zr, образуются ряд новых фаз: Al₃Fe, α -Al₁₈Fe₂Si, β -Al₁₅FeSi и др.

For ensuring the required level of specific electric resistance and durability of the Al-Zr wire, it is necessary to form the set the rod iron microstructure by optimization of the alloys chemical composition and the modes of their melting and molding, as well as the modes of deformation of the rod iron heat treatment. To analyze the phase structure of an alloy there is required the Al-Zr-Fe-Si system. Be means of calculation (using the Thermo-Calc program) there was analyzed the Al-Zr-Fe-Si phase diagram. There were built projections of the surfaces of the liquidus and the solidus. With the use of the Thermo-Calc program (TTA17 base) there were calculated and built polythermal and isothermal sections of the Al-Zr-Fe-Si system in the field of concentration 0–0.15.% Fe, 0–0.09 % Si, 0–0.47 % Zr (mass. %). The calculations showed that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state, except the solid solution based on aluminum (Al) and the known Al₃Zr phase, there were formed a number of new phases : Al₃Fe, α -Al₁₈Fe₂Si, β -Al₁₅FeSi and others.

Recently in production of semi-finished products and products for the electrotechnical purpose a lot of attention is paid to alloys with zirconium additives. It is supposed that zirconium permits to increase considerably the aluminum recrystallization temperature. It, in turn, is to provide operability of wires for electricity transmission air-lines at temperatures up to 300 °C. For ensuring the required level of specific electric resistance and durability of the Al-Zr wire, it is necessary to form the set the rod iron microstructure by optimization of the alloys chemical composition and the modes of their melting and molding, as well as the modes of deformation of the rod iron heat treatment. These factors determine the final level of mechanical and physical characteristics of the rod iron and the wire obtained from it which are regulated by the international IEC 62004 and ASTM B941–10 standards.

In the world power engineering there is observed a keen interest in thermally stable wires which are to combine high conductivity and sufficient durability remaining after heatings up to 300 °C. For solving this task the most prospective direction is developing low-alloyed aluminum alloys with a zirconium additive.

Developing aluminum alloys with the increased content of zirconium was considered within a long time only in relation to the technology of superfast crystallization (RS/PM). However, because of the high cost of the obtained semi-finished products, this method has did not find mass application. As an alternative to the RS/PM technology in N.A. Belov and A.N. Alabin's works [1, 2] it was proposed to use traditional foundry technologies for obtaining castings and ingots containing up to 0.6 % of Zr. It was shown that preparation of alloys with the increased content of zirconium requires the increased temperatures of melting and molding that was caused by the specifics of the diagram of state of the Al-Zr system characterized by a sharp temperature increase of the liquidus with this element concentration growth. Under such conditions it is very important to determine the optimum temperature of alloys molding in order not to permit to separate rough primary crystals of the equilibrium phase of Al_3Zr directly from fusion. It is also necessary to study the conditions of forming and separating from the based on aluminum supersaturated solid solution nanodimensional particles of Al_3Zr and other iron- and silicon-containing phases – reinforcers.

The increased amount of zirconium which is completely a part of nanoparticles of the Al_3Zr phase and other phases-reinforcers are to promote preservation of non-recrystallized structure of a wire at the increased temperatures and to achieve the set hardening level. However, the features of producing ingots and the rod iron, as well as the impact of the structural condition of the rod iron on its electric properties has not been studied yet. Thus, achieving the optimum combination of durability, resistance and thermal stability requires a complex study of regularities of the Al-Zr alloys structure

impact, technological modes of producing and processing on their structure and properties.

To analyze the phase structure of an alloy there is required the Al-Zr-Fe-Si system. By means of calculation (using the Thermo-Calc program) there was analyzed the Al-Zr-Fe-Si phase diagram. There were built projections of the surfaces of the liquidus and the solidus (Figures 1, 2). It is seen from Figure 1, beginning already with a small concentration of zirconium there initially crystallizes aluminum (Al₃Zr). At the same time the solidus projection is characterized by a very small extent of the multiphase zone

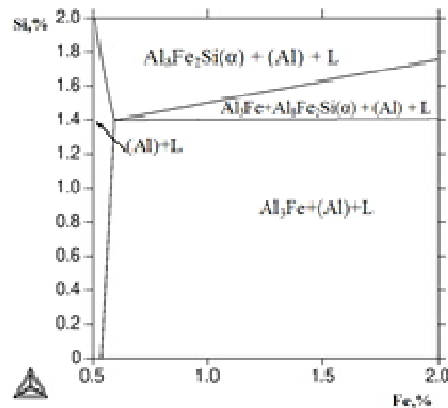


Figure 1 – Projection of the liquidus Al–Zr–Fe–Si system surface at 0.18 % Zr

The impact of zirconium on the boundaries of primary crystallization of intermetallic phases in this fourfold system at a constant concentration of one of the components is shown in Figure 2. The choice of the maximum concentration of these elements follows from this Figure.

At 1 % Fe the zone of primary (Al) crystallization significantly decreases.

It should be noted that the minimum temperature of the liquidus (at the point of the threefold eutectic $L = Al_3Fe + Al_8Fe_2Si - \alpha + (Al)$) increases at this.

The calculations and pilot studies showed that at fast cooling in the non-equilibrium conditions the forming of primary crystals of the Al₃Zr (L₁₂) equilibrium phase directly from the fusion is suppressed, and in the solid state from the supersaturated aluminum solution there are separated secondary nanodimensional particles of the Al₃Zr (DO₂₃) phase.

To calculate polythermal sections of the phase diagram of the multicomponent Al-Zr-Fe-Si system there was used the Thermo-Calc program (TCW-5 version, TTAL7 database).

From the polythermal section of the Al-Zr-Fe system (Figure 3) at the content of zirconium 0.18 % it follows that the Al₃Fe compound is formed at the temperature about 630 °C [3]. The ultimate solubility of this element in (Al) makes about 0.005 %.

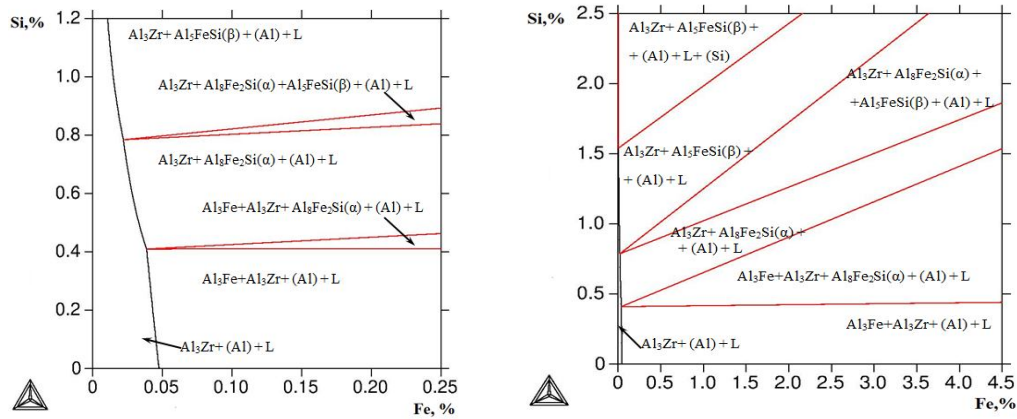


Figure 2 – Projections of the solidus Al–Zr–Fe–Si system surface at 0.38 % Zr

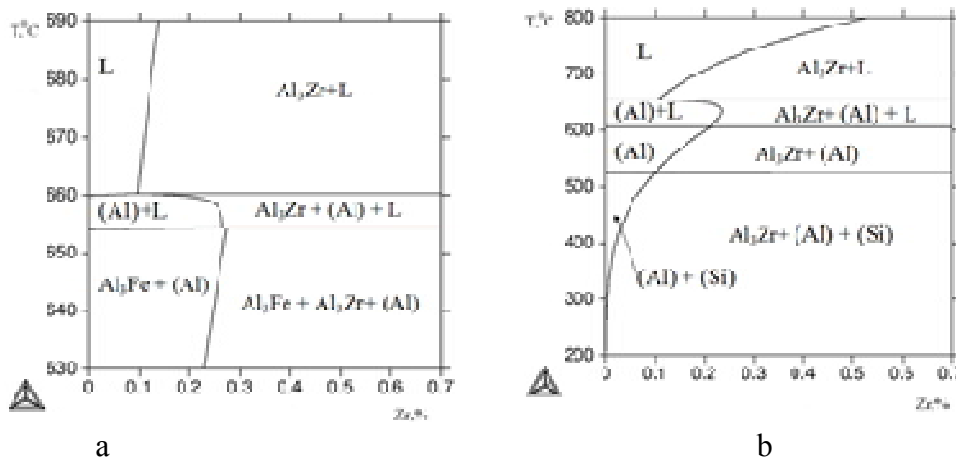


Figure 3 – Polythermal section of the diagram of state of the system:
a) Al-Zr-Fe with 0.18 % Zr b) Al-Zr-Si with 0.18 % Zr

In the presented polythermal section (Figure 4, a) it is seen that at the content of zirconium 0.18 % in the corresponding alloy crystallization of the alloy is to begin with (Al) formation.

Polythermal sections (Figure 4, b) show that even small changes in the concentration of silicon and iron lead to essential changes in the phase structure [4]. In the process of increasing the content of silicon and iron there is formed the Al_3Fe_2Si phase which is in equilibrium with the aluminum solid solution. Increasing the content of zirconium up to 0.5 % has a significant effect on the structures of polythermal sections of the Al-Fe-Si-Zr system.

The impact of the temperature on the phase structure at different concentration is reflected by poly-thermal sections (Figure 6). These sections show that Zr increase the temperature of the liquidus from the side of aluminum

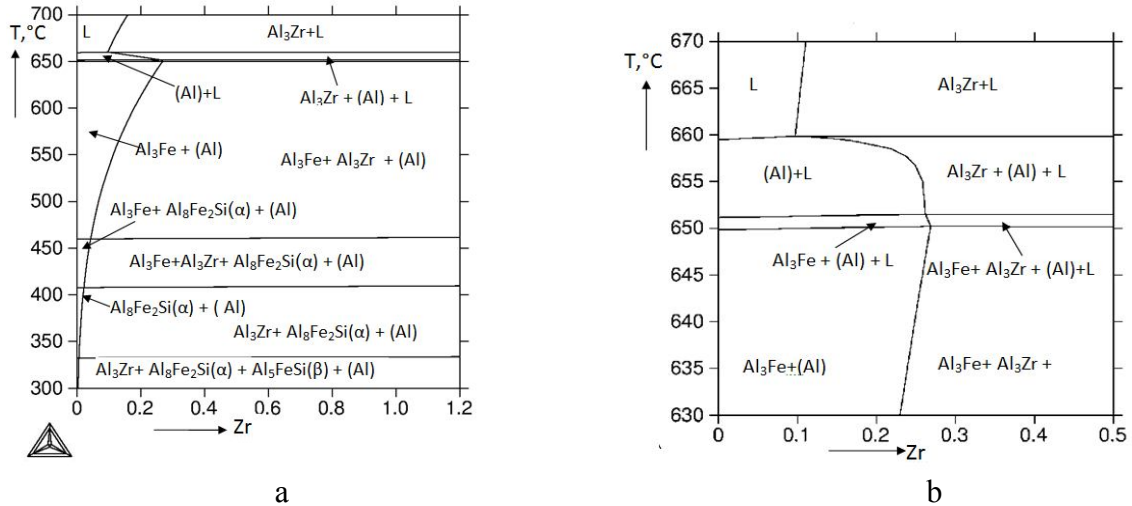


Figure 4 – Polythermal section of the diagram of state of the Al-Fe-Si-Zr system with 0.18 % Zr: a) general view; b) over 600°C

From polythermal sections it also follows that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state there take place multiphase reactions with participation of the following phases: (Al), Al_3Zr (L_{12}), Al_3Fe and other complicated composition ferriferous phases ($\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha$, $\text{Al}_5\text{FeSi}-\beta$). In the Al-Zr-Fe-Si system according to the calculation there are the following phase zones: $\text{Al}_3\text{Zr} + \text{L}$, $(\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Fe} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Fe} + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}-\beta + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}-\beta + (\text{Al})$.

The aluminum solid solution, depending on the structure and temperature, can be in equilibrium with the above-stated phases and participate in multiphase (eutectic, peritectic, eutectoid and peritectoid) reactions.

In the equilibrium conditions of cooling in the mention system alloys there take place complex four-phase ($\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}-\beta + (\text{Al})$) and three-phase ($\text{Al}_3\text{Fe} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al}) + \text{L}$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr} + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Zr} + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + (\text{Al})$, $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}-\alpha + \text{Al}_5\text{FeSi}-\beta + (\text{Al})$) transformations.

The impact of zirconium is reflected by the section at 0.140 % Fe and 0.080 % Si from which it is seen that there crystallize new phases $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi , Al_3Fe in a rather small interval of temperatures (less than 10°C). Already at 0.283 % Zr there appears the Al_3Zr phase.

The alloy with 0.,18 % Zr at 400°C falls in the $(\text{Al}) + \text{Al}_3\text{Fe}$ phase zone. The phase composition of alloys with 02 % Zr and 03 % Zr consists of the Al_5FeSi phase and (Si).

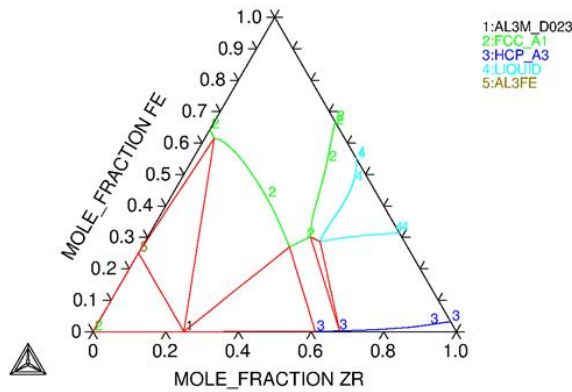


Figure 5 – Isothermal sections of the phase diagram of the Al-Zr-Fe system at 450 °C

The isothermal section at 450 °C (Figure 5) shows that at contents more than 0.18 % Zr the alloys are below the liquidus as they fall in the $\text{Al}_3\text{Zr}+\text{L}+\text{Si}$ zone. With the temperature increase the liquid zone increases. The isothermal sections of the Al-Fe-Si-Zr system in the solid state are characterized by the existence of the following phase zones: (Al), $\text{Al}_3\text{Fe}+(\text{Al})$, $\text{Al}_3\text{Fe} + \text{Al}_3\text{Zr}+(\text{Al})$ [6]. With reducing the temperature the single-phase zone is narrowed.

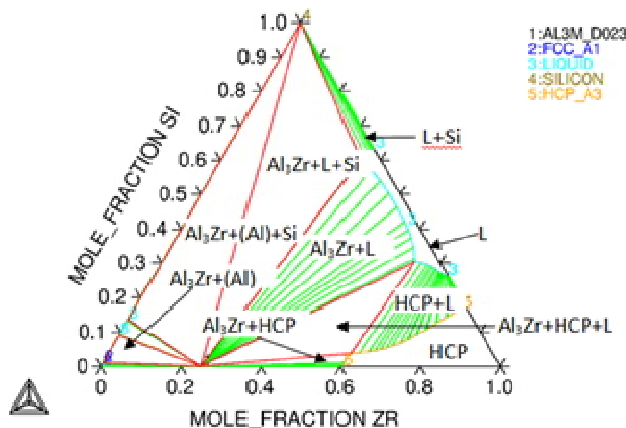


Figure 6 – Isothermal sections of the phase diagram of the Al-Zr-Si system at 600 °C

As it is seen from the isothermal sections in Figure 6 even small changes in the concentration of silicon and iron can lead to essential changes in the phase structure. For example, the alloy with 0.18 % Zr at 600 °C falls in the phase zone (Al)+ Al_3Fe , and the alloy with 0.28 % Zr (with the increased content of zirconium) – to the zone (Al)+ $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$.

Zirconium is distributed between (Al) and $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{L}_2)$. As it was shown in work [5,6], its presence in the aluminum solid solution (Al) most negatively impacts its electric resistance, and secondary allocations of the Al_3Zr phase define its thermal stability.

With the use of the Thermo-Calc program (TTAl7 base) there were calculated and built polythermal and isothermal sections of the Al-Zr-Fe-Si system in the field of concentration 0–0.15.% Fe, 0–0.09 % Si, 0–0.47 % Zr (mass. %). The calculations showed that in the course of crystallization and subsequent cooling of alloys of the Al-Zr-Fe-Si system in the solid state, except the solid solution based on aluminum (Al) and the known Al_3Zr phase, there were formed a number of new phases: Al_3Fe , α - Al_8Fe_2Si , β - Al_5FeSi and others.

The aluminum solid solution, depending on the structure of then alloy and the temperature, can be in equilibrium with the above-stated phases and participate in multiphase (eutectic, peritectic, eutectoid and peritectoid) reactions.

In the equilibrium conditions of cooling in the alloys of the specified system there take place complex four-phase ($Al_3Fe+Al_3Zr+(Al)+L$, $Al_3Fe+Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+(Al)$, $Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+Al_5FeSi-\beta+(Al)$) and three-phase ($Al_3Fe+(Al)+L$, $Al_3Zr+(Al)+L$, $Al_3Fe+Al_3Zr+(Al)$, $Al_3Fe+Al_8Fe_2Si-\alpha+(Al)$, $Al_3Zr+Al_8Fe_2Si-\alpha+Al_5FeSi-\beta+(Al)$) transformations.

REFERENCES

1. Belov N.A. Optimization of structure and composition of constructional foundry aluminum alloys of the eutectic type. Diss... Doc. Eng. – M., 1994. - 328 p.
2. Alabin A.N. Studying and developing aluminum alloys with zirconium additive strengthened without tempering. Diss... Cand.Tech.Sci. – M.: MISiS. - 2005. –150 p.
3. Smagulov D.U., Amenova A.A., Dostayeva A.M. Алюминийдің жаңа ыстыққа төзімді өнеркәсіптік қорытпаларының құрамын оптимизациялау //Proc. of the International scientific and practical conference "Science and education as the leading factors of Strategy "Kazakhstan 2050"//Saginov's readings. - Karaganda, 2013.- No.5. – P. 209-211.
4. Smagulov D.U., Amenova A.A., Dostayeva A.M. Optimization of the composition of new industrial economically alloyed heat-resistant alloys of aluminum//Proc. of the IX International scientific and practical conference "Modern Scientific Achievements-2013". – Czech Republic; Prague: Publishing House "Education and Science". - 2013. – P. 5-11.
5. Zakharov A.M. Industrial alloys of non-ferrous metals. Phase structure and structural components. - M.: Metallurgy, 1980. – 256 p.
6. Elshibekov R.B., Tazhibaev E.R., Dostayeva A.M. Research Of Phase Structure Of Alloys Of The Al-Zr-Fe-Si System In The Firm State// Proceedings of the International scientific-practical conference "Science integration, education and production - basis of the implementation of the Plan of the nation(Saginov's readings № 8 " – Karaganda, Kargtu, 2015. – P.168-169.

УДК 669.168

И.Н. Кель, В.И. Жучков

Институт Metallургии УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

ЭФФЕКТИВНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ БОРСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ В СОВРЕМЕННЫХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Проведен аналитический обзор применения борсодержащих материалов в черной металлургии. Приведены данные о влиянии бора на технологические режимы получения чугуна и стали, а также воздействия на свойства шихты и конечной продукции. Обзор показал возможность широкого применения борсодержащих материалов в процессах черной металлургии.

The analytical review of application boronbearing materials in ferrometallurgy was done. The date boron influence making steel and pig iron was given, and his influence on property of charge and production.

Бор является уникальным микролегирующим элементом, воздействующим на свойства стали в супермалых концентрациях (сотых и тысячных долях процента). Применение бора в качестве микролегирующей добавки обусловлено его положительным влиянием на многие свойства получаемой стали, охватом широкого спектра её сортов, а также большей экономической выгодой по сравнению с традиционными легирующими элементами. В то же время распространению производства сталей, легированных бором, сопутствуют сложности, связанные с его усвоением сталью, производством борсодержащих ферросплавов, получением заданных концентраций бора и других компонентов в обрабатываемом металле.

В последние годы появилось значительное количество работ, связанных с применением бора в различных переделах черной металлургии. В них большое внимание уделено свойствам металла, микролегированного бором, и его микроструктуре.

В стали бор находится в виде оксидов, нитридов (BN) и боридов железа (Fe_2B и FeB). При повышенном остаточном содержании бора ($> 0,01\%$) в стали её качество ухудшается из-за выделения по границам зерен боридов железа. Количество вводимого бора зависит от марки стали, её раскисленности, состава борсодержащего ферросплава и т.д. Границы содержания бора в стали находятся в диапазоне от 0,0005 до 0,01 %, но большинство авторов считает оптимальной концентрацией 0,001-0,003 % В, которая оказывает позитивное влияние на свойства стали [1].

Значительное влияние бор оказывает на повышение перлитной прокаливаемости, обеспечивающей рост прочности стали без снижения пластичности. Существенное улучшение прокаливаемости наблюдается при растворении бора в аустените, которое способствует его стабилизации [2]. Отмечено аморфизирующее воздействие бора и возможность трансформации структуры стали в широких пределах при термической обработке.

В исследовании [3] сообщается о повышении прокаливаемости и существенном снижении хладноломкости низколегированной стали с бором. В работах [4,5] приведены данные об улучшении прочности при введении 0,001-0,003 % бора в низколегированную сталь, которую авторы связывают с сегрегацией бора к границам зерен аустенита, задерживающей образование центров кристаллизации; отмечается улучшение эксплуатационных свойств для углеродистой стали, а для конструкционной стали - повышение обрабатываемости, усталостной прочности и свариваемости.

В работе [6] изучено влияние разных концентраций бора на структуру аустенитной стали. Так было показано, что наличие 0,003% бора оказывает положительное влияние на стойкость к межкристаллитной коррозии в слабо-окислительных средах, концентрации 0,03 и 0,06 % в меньшей степени воздействуют на неё, а увеличение концентрации до 0,2-0,4% В вызывает отрицательное влияние.

Отмечается эффективность влияния добавки бора в зависимости от химического состава стали. В работе [6] сообщается, что воздействие микродобавки бора снижется с ростом содержания углерода в стали. В исследовании [5] рекомендуют проводить раскисление и дегазацию стали для большей эффективности малых добавок бора. Приведена зависимость механических свойств стали от соотношения $B/N_{\text{общ}}$, связанной со склонностью бора образовывать нитриды, наиболее действенной является концентрация бора в интервале 0,007-0,009 %.

Помимо положительного воздействия микродобавок бора на сталь, в литературе отмечено улучшающее влияние бора на структуру чугуна. В [4] исследовано влияние бора на структуру белых чугунов. Микродобавка бора в количестве 0,03 % придаёт металлической основе чугуна ферритную структуру. Износостойкость сплава при данной добавке повышается с 5,49 до 7,65 ед., а окалиностойкость увеличивается приблизительно в 1,5 раза. В работе [5] сообщается, что при микролегировании чугуна возрастает относительная износостойкость и твёрдость, но при достижении более 0,03% бора чугун приобретет хрупкий излом при комнатной температуре.

В работе [7] исследовано влияние карбида бора на свойства железобористых сплавов. Авторами отмечено, что при этом можно достичь снижения потребления карбидообразующих материалов, в 8-10 раз; снижение температуры плавления, вызванное формированием структуры близкой к эвтектической, позволяет снизить время плавки, нагрев и расход электроэнергии.

Использование бора в черной металлургии возможно как в элементарном состоянии, так и в виде оксидов. В работах [8] изучено влияние B_2O_3 на свойства шлаков. Добавка борного ангидрида снижает вязкость шлака, это связано с деполимеризацией кремнекислородного каркаса. При замене разжижителя MgO на борсодержащий материал в доменном процессе снижаются вязкость и температура плавления шлака, позволяя выплавлять низкокремнистые передельные чугуны. При использовании B_2O_3 для получения ферросилиция происходит снижение вязкости шлаков до значений менее 1 Па·с, что является оптимальным для его выпуска из печи.

Также эффективно использовать B_2O_3 в процессах окускования сырья, в работе [9] исследовано влияние борсодержащих оксидов на прочность сырых и обожжённых окатышей из концентрата железистых кварцитов. Важным свойством борного ангидрида (B_2O_3) является его способность при охлаждении из расплава образовывать стекло, что приводит к увеличению прочности окатышей. Отмечено снижение качества сырых окатышей с добавкой B_2O_3 , в сравнении с базовым вариантом (без добавки B_2O_3). Выход годного снижается с 83 % до 58,3 % для B_2O_3 0,2 % и до 49,1% для 0,6 % B_2O_3 . Однако прочность обожжённых окатышей возрастает с 199 кг/ок для базового до 291 и 352 для 0,2% и 0,6 % B_2O_3 соответственно.

В работе [8] отмечено, что введение бора способствует предотвращению силикатного распада высокоосновного агломерата, окатыша и шлака. Авторы сообщают, что прочность борсодержащих окатышей при восстановлении достигает 83-90 % против 45 – 66 % у базовых. Дальнейшее использование данных окатышей оказывает положительное влияние на коэффициент распределения серы при производстве чугуна, что приводит к снижению её содержания с 0,02 до 0,016 %.

В работе [10] сообщается о технологии использования борсодержащей добавки при плавке титаномагнетитов с целью разжижения доменного шлака. Из-за высокой цены борного ангидрида было использовано борсодержащее стекловолокно при введении 0,5 и 1% (0,06 и 0,1% B_2O_3) возрастает прочность агломерата на 4,7 % и 2,6 %, соответственно.

Использование борсодержащей руды описано в работе [11]. В ней сообщается об испытании процесса выплавки борсодержащего чугуна, полученного с применением людвигитовой руды. В результате испытаний был получен сплав, имеющий следующий химический состав, %: В 0,1 -0,8; Si 0,2 – 0,3; С 3,2-3,8.

В [8] приведен ряд работ, показывающих результаты использования борсодержащих железорудных агломератов и окатышей в доменной печи. Работа доменной печи на данных материалах характеризуется ростом производительности. При присадке 1,3% борсодержащего агломерата наблюдалось снижение потерь чугуна со шлаком в 4,7 раза. Дальнейшее увеличение доли агломерата до 3 % привело к снижению расхода кокса (~6 кг/т чугуна) и улучшению коэффициента распределения серы. При использовании окаты-

шей отмечен рост выхода кондиционного чугуна (с 64,9 до 85,1), за счет увеличения коэффициента газопроницаемости. При наличии в шлаке 0,11-0,12 % B_2O_3 снижается содержание серы в чугуне.

Технологические аспекты получения стали и ферросплавов с бором в литературе освещены менее объёмно. Бор вводят в обрабатываемый расплав в основном в виде борсодержащих ферросплавов. Наиболее применяемым ферросплавом является ферробор с содержанием бора 6-20%. Применяются также комплексные ферросплавы с бором. Типичный состав борсодержащих ферросплавов представлен в таблице 1 [4].

Таблица 1 – Химический состав борсодержащих ферросплавов

Марка	Массовая доля, %										
	B	Si	Al	C	S	P	Ni	Cr	Mn	Ti	Zr
ФБ20	20	2	3	0,05	0,01	0,02	–	–	–	–	–
ФБ17	17	3	5	0,20	0,02	0,03	–	–	–	–	–
ФБ12	12	10	10	–	–	–	–	–	–	–	–
ФБ6	6	10	10	–	–	–	–	–	–	–	–
НБ-1	10,5	1,5	7	0,08	0,006	0,01	Ост	–	–	–	–
НБ-2	17	1,5	7	0,17	0,015	0,03	Ост	–	–	–	–
НБ-3	10	1,5	7	0,2	0,03	0,02	Ост	–	–	–	–
ФХБ-1	19	3	5	0,8	0,01	-	–	43	–	–	–
ФХБ-2	17	3	6	0,6	0,02	–	–	35	–	–	–
ФСМБ	0,7	15,74	–	1,6	–	–	–	–	68,7	–	–
Грейнал	1	6	15	–	–	–	–	–	–	10	15
Сплав ХБ	8	<2	<2	<0,1				>85			

Основными способами получения борсодержащих ферросплавов являются карботермический и алюминотермический [4]. Алюминотермическую плавку применяют для получения сплавов с низкой концентрацией углерода и цветных металлов при высокой степени восстановления металла.

Применение карботермического метода позволяет получать сплавы при извлечении бора 60-65%. Использование данного процесса обусловлено низкими затратами на углеродистые восстановители, но сопряжено с образованием в сплаве карбидов, увеличивающих в нем содержание углерода.

В [12] приведены данные об использовании метода СВС для получения боридов ферротитана, содержащего 8,6-14,5% В. Полученный сплав является композицией боридов титана на основе железа при наличии бора, алюминия и остаточного титана.

С целью предотвращения взаимодействия бора в жидкой стали с кислородом и азотом авторами [13] предложено иметь во всех борсодержащих ферросплавах химически активные элементы (Si, Ti, Al и др). Кроме того, из-за малого количества вводимого в сталь бора (0,001-0,0003%) в ферросплаве

должно содержаться 0,5-2 % В, что позволяет увеличить массу присаживаемого сплава, позитивно влияя на степень усвоения бора.

В [13] представлен новый силикотермический способ получения ферросиликобора методом смешения, при котором степень восстановления бора составляла около 50 %. Отмечается, что данная технология является самой дешевой, затраты требуются только на получение ферросилиция и борсодержащий материал. Полученный ферросиликобор содержит, %: бора 0,5-3; кремния 41-68; алюминия 1-2,5; марганца 0,2-0,4; бария 0,1-5 %; остальное железо.

Также в работе [13] были предложены состав и метод получения комплексного ферросплава, содержащего бор, марганец и кремний. Использование комплексного сплава позволило улучшить степень перехода бора в металл в 1,6 раза, стабилизировать шлак и снизить потери марганца. Также было отмечено, что предел прочности и текучести сталей, обработанных таким сплавом, выше чем в сталях, обработанных ферробором.

Влияние бора на свойства хромовых ферросплавов приведены в [14], его присадка к комплексным ферросплавам в количестве 1,5 и 4 % незначительно снижает их плотность и практически не влияет на температуру плавления.

Повышенная химическая активность бора в сочетании с высокими температурами процессов и малым количеством вводимого легирующего элемента приводят к технологическим трудностям, связанным со способами введения бора в сталь. Основными способами присадки борсодержащих ферросплавов в жидкую сталь являются [1] введение в виде кусковых ферросплавов и порошковой проволоки. Из-за высокой активности бора легирование стали обычно производят вводом ферробора в ковш, при этом рекомендуют проводить присадку титана с целью предотвращения образования нитридов бора. Основной трудностью является обеспечение высокой точности контроля остаточного титана, который негативно влияет на вязкие и пластические свойства стали.

В работе [1] ферробор с 17,4 % бора вводится в ковш совместно с ферротитаном (30 % Ti). Степень усвоения бора составила 41,1 %. При введении ферросплавов с помощью устройства, устанавливаемого на ковш перед подачей расплава, усвоения бора достигло 92,9 %, а неравномерность распределения 0,002 %. При переносе ввода бора в изложницу при разливке сверху усвоение бора составляло 75-80 %, а сифонным методом 88 %.

Сравнение способов ввода ферробора в сталь приведено в [15], для этого проведены эксперименты с использованием кускового ферросплава и порошка ферробора в составе проволоки. Согласно полученным данным усвоение бора методом ввода проволоки с порошком составляет 84-86%, в то время как, при вводе кусковым материалом 73-75 %. Автор связывает потери бора с взаимодействием кускового материала и шлака.

Известны данные о переходе бора в сталь из оксидных систем. В работе [1] добавка бора введена в виде экзотермической шлакообразующей смеси с датолитом при сифонной разливке стали 20к. Отмечено уменьшение протяженности зоны столбчатых кристаллов и рост зоны равноосных кристаллов. В [16] представлены результаты воздействия B_2O_3 на свойства оксидной системы $CaO-SiO_2-Al_2O_3-MgO-B_2O_3$. Помимо улучшения степени десульфурации и разжижения шлака замена плавикового шпата на борсодержащий материал способствует переходу бора из оксида в металл. Предложена новая технология прямого легирования стали бором из шлака путем ввода колеманита (39-41% B_2O_3) на установке печь-ковш, что приводит к более низким значениям содержания серы в металле (0,005-0,012%) при 0,001-0,012 % бора.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №16-19-10435).

Выводы.

Таким образом, проведенный аналитический обзор показал, что бор применяется в широкой сфере различных областей черной металлургии благодаря тому, что он оказывает положительное влияние на технологию получения и качество металлургической продукции при низких капиталовложениях. Следует углублять и расширять физико-химические и технологические изыскания по влиянию бора и его соединений на металлургические процессы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Голубцов В.А. Теория и практика введения добавок в сталь вне печи / В.А. Голубцов. – Челябинск, 2006. – 421 с.
2. Майструк А.Я. Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства Fe-C-Cr-Mn сплавов, легированных бором / А. Я. Майструк // Захист металургійних машин від поломок. Міжзвуз. тематич. зб. наук. Праць. – Мариуполь: ПДТУ. – 2010. – № 12. – С. 312-317.
3. Маняк Н.А. Влияние бора на структуру низколегированной стали в литом и деформированном состоянии и ее связь с характером разрушения / Н.А. Маняк, В.А. Белошенко, Л.К. Маняк, В.В. Волкова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1989. – № 10. – С.82-85.
4. Лякишев Н.П. Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо – М.: Металлургия, 1986. – 192 с.
5. Гольдштейн Я.Е., Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. / Я.Е. Гольдштейн, В.Г. Мизин – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
6. Каспарова О.В. Влияние бора и углерода на структуру и коррозионно-электрохимическое поведение аустенитной нержавеющей стали

X20H20./ О.В. Каспаров // Физикохимия поверхности и защита материалов. – 2013. – Т. 49. – № 6. – С. 671.

7. Исследование влияния легирования бором на свойства железоуглеродистых сплавов / К.В. Кобяков, Н.Ф. Невар // Литьё и металлургия. – № 1. – 2014. – С.105-107.

8. Акбердин А.А. Избранные труды. – Экожан. – 2008. – 754 с.

9. Куренков Д.С. Влияние борсодержащих оксидов на качество окатышей из концентратов железистых кварцитов / Д.С. Куренков, С.А. Писарев, В.Б. Горбунов, Г.С. Подгородецкий //Современные проблемы горно-металлургического комплекса. Наука и производство: материалы Двенадцатой Всероссийской научно-практической конференции, 25-27 ноября 2015 г. - Старый Оскол. -2015. – 248 с.

10. Тлеугабулов Б.С. Совершенствование шлакового режима доменной плавки за счет использования добавок: автореф. дис. канд. техн наук. 05.16.02. – Екатеринбург. – 2010. – 24 с.

11. YANG Zhong-dong Oxidation of Silicon and Boron in Boron Containing Molten Iron/ YANG Zhong-dong, LIU Su-lan, LI Zhe-fu, XUE Xiang-xin // Journal of Iron and Steel Research. – 2007. – № 6. – pp. 32-36.

12. Манашев И.Р. Особенности микролегирования стали бором и новым материалом боридом ферротитана / И.Р. Манашев, И.М. Шатохин, М.Х. Зиатдинов и др. // Сталь. – 2009. – № 10. – С. 34-38.

13. Новые направления применения бора в металлургии / В.И. Жучков, А.А. Акбердин // в сб. тр. международной научно-практ. конф. «Химия и металлургия комплексной переработке минерального сырья». Караганда. 25-26 июня. Алматы: типография ип. Серикбаева А.М. 2015. – С. 61-69.

14. Андреев Н.А. Изучение физико-химических характеристик и создание рациональных составов хромсодержащих ферросплавов: автореф. дис. канд. техн наук. 05.16.02. – Екатеринбург. – 2015. – 21 с.

15. Потапов А.И. Исследование процессов микролегирования стали бором с целью совершенствования технологии производства борсодержащей стали: дис. канд. техн наук. 05.16.02. Москва. – 2013. – 116 с.

16. Бабенко А.А. Отработка технологии глубокой десульфурации металла и микролигирования стали бором на УКП под шлаками системы CaO - SiO₂ - Al₂O₃ - MgO - B₂O₃ / А. В. Сычов, А. А. Акбердин, А. С. Ким, М. Ф. Витушенко, А. Н. Золин, А. А. Добромиллов, А. И. Саврасов, Х. Ш. Кутдусова // в сб. тр. XIII межд. Конф. Сталеплавыльщиков ОАО ТМК, М.: Черметинформация. – 2014. –С. 174-177.

УДК 669.187.4

А.В. Настюшкина¹, Е.А. Шевченко¹, А.А. Шевченко²

¹ НИТУ «МИСиС» Новотроицкий филиал, Новотроицк, Россия

² ООО «ЭТЕРНО», Челябинск, Россия

АНАЛИЗ ТЕХНОЛОГИИ ДЕФОСФОРАЦИИ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ АО «УРАЛЬСКАЯ СТАЛЬ»

Рассмотрены теоретические основы удаления фосфора в сталеплавильном производстве. Проведен анализ технологии дефосфорации в условиях АО «Уральская Сталь». Установлены зависимости содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте, температуры металла и расхода кислорода.

Theoretical bases of phosphorus removal in steel-making production are considered. The analysis of dephosphorization technology in the conditions of JSC "Ural Steel" is carried out. The dependences of the phosphorus content in the metal on the proportion of pig iron in the metal charge, the temperature of the metal, and the oxygen consumption are established.

Наиболее вредными примесями, оказывающими серьёзное влияние на склонность стали к трещинообразованию являются сера и фосфор. С увеличением содержания фосфора в сталях их пластичность и ударная вязкость снижается и повышается склонность к хладноломкости. В сталях ответственного назначения содержание фосфора обычно не превышает 0,005-0,010 % [1-3].

Для исследования влияния технологических показателей плавки на степень удаления фосфора с целью обеспечения содержания фосфора менее 0,005 % проведен анализ технологии дефосфорации в условиях электросталеплавильного цеха (ЭСЦ) металлургического комбината АО «Уральская Сталь». Для исследования были выбраны три наиболее важных показателя: доля чугуна в металлошихте, температура металла и расход кислорода дутья.

Для изучения было обработано более 1000 плавков стали марки 09Г2С, которая является одной из наиболее массовых. В ходе проведенных исследований было обнаружено, что подавляющему большинству плавков соответствовало конечное содержание фосфора в металле равное 0,002-0,010 %.

Основным источником поступления фосфора в печь является чугун, доля которого в условиях ЭСЦ АО «Уральская Сталь» колеблется от 30

до 80 %. Зависимость содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте представлена на рисунке 1.

Из представленных данных видно, что с увеличением доли чугуна повышается содержание фосфора в металле. Таким образом, для получения содержания фосфора менее 0,005 % доля чугуна в металлошихте не должна превышать 50 %.

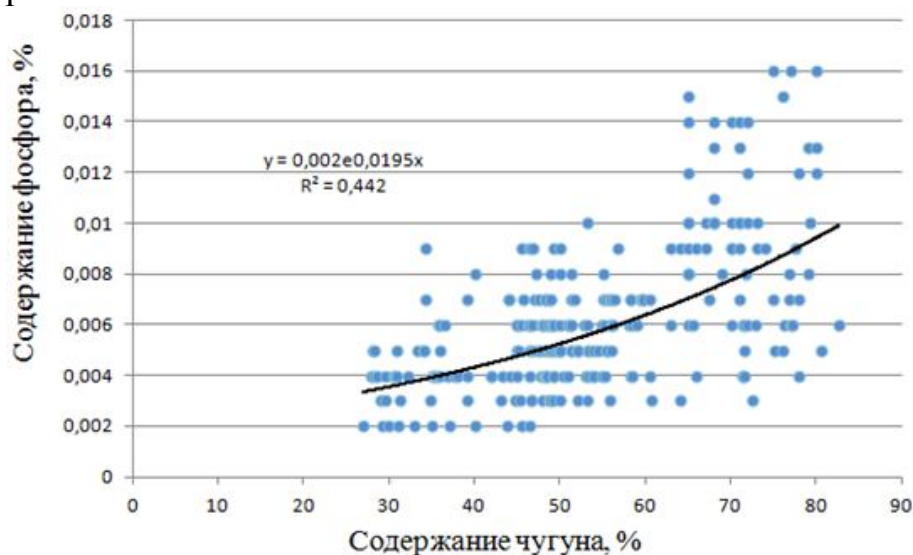


Рисунок 1 – Зависимость содержания фосфора в металле от доли чугуна в металлошихте

Содержание фосфора в металле при выплавке в ДСП также во многом зависит от температуры и степени окисленности металла [2-4]. Для установления зависимостей между данными показателями выполнен анализ влияния температуры металла и количества вдуваемого кислорода на содержание фосфора в металле. С целью минимизации влияющих факторов и повышения достоверности получаемых результатов в ходе анализа было обработано 200 плавов стали 09Г2С за 2015г. с долей чугуна в металлошихте 50 %.

На рисунке 2 представлена зависимость содержания фосфора в металле от температуры на выпуске.

Из представленных на рисунке 2 данных видно, что с повышением температуры процесс дефосфорации ухудшается и содержание фосфора в металле возрастает. При этом для получения содержания фосфора в металле менее 0,005 % необходимо проводить окислительный период с температурой не более 1670 °С (т.е с перегревом металла над температурой ликвидус при выпуске из ДСП не более 160 С).

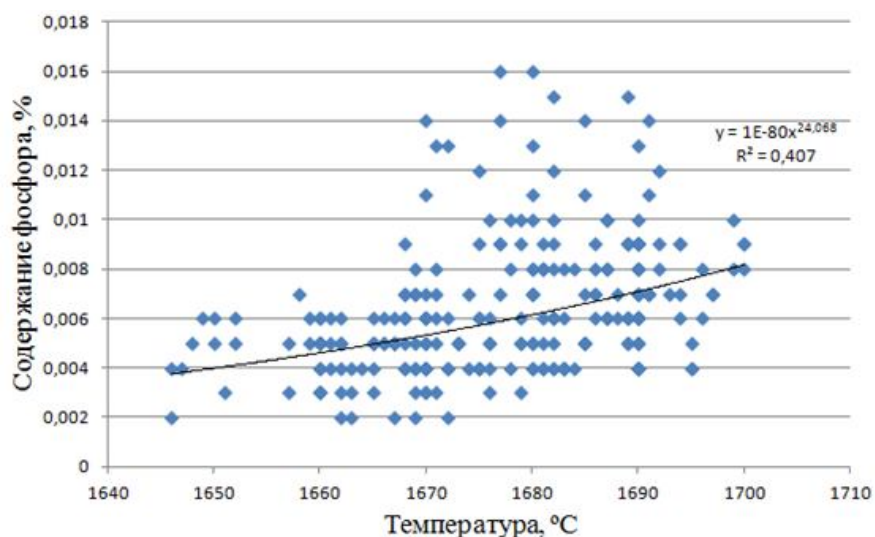


Рисунок 2 – Зависимость содержания фосфора в металле от температуры на выпуске для марки стали 09Г2С

Другим фактором оказывающим существенное влияние на содержание фосфора в металле является степень окисленности металла и шлака, которая во многом зависит от интенсивности поступления кислорода в ванну. На рисунке 3 представлена зависимость содержания фосфора в металле от расхода кислорода, вдуваемого в окислительный периоде.

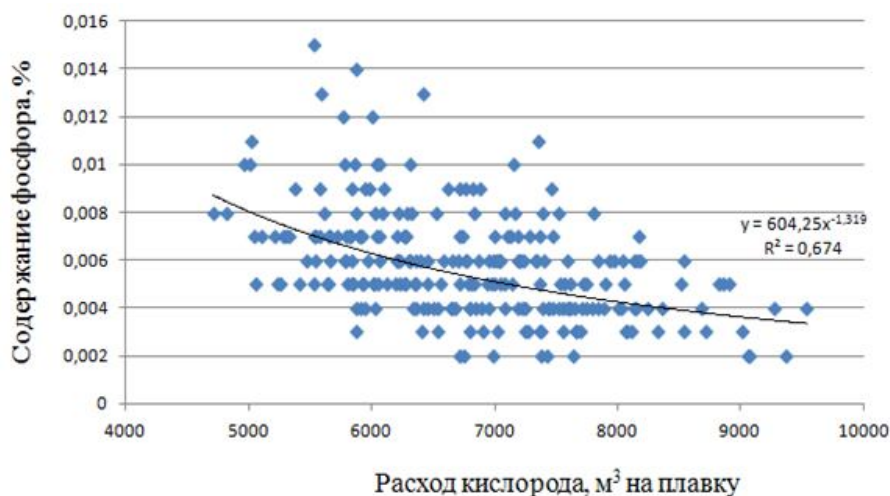


Рисунок 3 – Зависимость содержания фосфора в металле от расхода кислорода

Из представленных на рисунке 3 данных видно, что с увеличением количества вдуваемого кислорода содержание фосфора снижается. При этом для получения содержания фосфора в металле менее 0,005 % необходимо подавать в окислительный период не менее 7000 м³ кислорода.

Таким образом, для обеспечения содержания фосфора в стали на уровне 0,005% и ниже, рекомендуется:

- ограничивать долю чугуна в металлошихте не более 50 %;

- обеспечить подачу вдуваемого кислорода на уровне не менее 7000 м³ на плавку;
- не допускать перегрева металла над температурой ликвидус в ДСП более 160 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Воскобойников. В. Г. Общая металлургия. – М.: Металлургия, 1985. – 480 с.
2. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Современная технология производства стали. – М.: Теплотехник, 2007. – 528 с.
3. Кудрин В. А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. – М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003. – 528 с.
4. Поволоцкий Д.Я. Рошин В.Е., Мальков Н.В. Электрометаллургия стали и ферросплавов. Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1995. – 592 с.

УДК 669.046.516

С.Н. Анучкин

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НАНОЧАСТИЦ ZrO₂ С РАСПЛАВОМ НИКЕЛЬ-ОЛОВО

Исследовали процессы взаимодействия экзогенных наночастиц тугоплавких соединений ZrO₂ с модельными расплавами никеля, содержащими ПАВ – олово. Обнаружили, что введение наночастиц ZrO₂ привело к уменьшению содержания олова от 14 до 20 отн. % в модельном сплаве Ni-Sn. Показали влияние наночастиц на поверхностное натяжение и плотность расплавов Ni-Sn.

The processes of interaction of exogenous nanoparticles of refractory compounds ZrO₂ with model nickel melts containing surfactant – tin have been studied. It was found that the introduction of ZrO₂ nanoparticles led to a decrease in the content of tin from 14 to 20 rel. % in the model Ni-Sn alloy. The influence of nanoparticles on the surface tension and density of Ni-Sn melts was shown.

Применение нанотехнологий в металлургии позволяет рассмотреть новые, более эффективные и универсальные способы улучшения свойств металла. Одним из возможных перспективных способов является использование экзогенных наноразмерных частиц тугоплавких фаз (НЧТФ) как реагентов для рафинирования расплавов от вредных примесей ПАВ, так и для инокулирования в процессах кристаллизации металла. Существует достаточно большое количество исследований, посвященных взаимодействию НЧТФ с расплавами на основе железа и никеля исключительно в процессах кристаллизации промышленных металлических изделий. Анализ данных работ последних лет, представлен в [1]. Также существует литература, посвященная влиянию НЧТФ на физико-химические и в том числе поверхностные свойства водных и органических растворов. Подробно данная литература уже рассматривалась в работе [2]. Исследования по модифицированию металлических расплавов ультрадисперсными порошками посвящены, как правило, процессам кристаллизации промышленных металлических изделий, но в них недостаточно полно рассмотрены физико-химические закономерности взаимодействия наночастиц с компонентами металлического расплава, а полученные результаты существенно разнятся в зависимости от выбранной системы НЧТФ-расплав. Данные об адсорбционном взаимодействии НЧТФ ZrO_2 с вредными ПАВ-примесями расплавов никеля и железа в литературе отсутствуют.

Ранее нами предложена и экспериментально подтверждена гипотеза об адсорбционном взаимодействии НЧТФ с ПАВ и представлены данные гетерофазного взаимодействия наночастиц (Al_2O_3 , MgO , $MgAl_2O_4$, ZrO_2 , TiN , $TiCN$ и др.) с ПАВ примесями (сера, олово, сурьма, медь и др.) в расплавах на основе никеля и железа [1-3]. Механизм адсорбционного взаимодействия представили схематично следующим образом: при введении в жидкий металл экзогенных НЧТФ на образовавшейся межфазной границе частица-расплав происходит перераспределение ПАВ и их адсорбция на поверхность наночастиц. В результате адсорбции, с учетом квазихимической теории строения расплавов, образуются структурные соединения - ансамбли $Me+(НЧТФ-ПАВ)$. Благодаря градиенту ПАВ происходят процессы перемещения ансамблей в расплаве и их дальнейшее удаление под влиянием сил адсорбционной природы на границы раздела фаз Me - (керамика, шлак, газ), т.е. реализуется процесс рафинирования металла от вредных ПАВ. Помимо рафинирующего действия, НЧТФ, не удалившиеся из металла, будут влиять на процесс кристаллизации и улучшать механические характеристики.

Настоящая работа является продолжением указанного цикла исследований и целью работы является, во-первых, исследование гетерофазного взаимодействия оксидной НЧТФ ZrO_2 с ПАВ (Sn) в модельных системах Ni-Sn и изучение влияния времени выдержки на адсорбционное взаимодействие. Во-вторых, изучение влияния НЧТФ на физико-химические и в

том числе структурные свойства металлических расплавов никеля, содержащих ПАВ примеси.

Термодинамический анализ. Выбранная в работе модельная система Ni-Sn хорошо изучена, а олово проявляет поверхностно-активные свойства и с увеличением концентрации понижает поверхностное натяжение расплава [4]. Выбор оксида циркония объясняется, во-первых, необходимостью новых знаний о поведении оксидов металлов 4а Периода Периодической таблицы элементов при взаимодействии с жидким никелем и его примесями с учетом кристаллографии материалов. Во-вторых, в расширении использования указанного оксида в практических целях, например, при получении ДУО сталей, материала ячеек для измерения ЭДС компонентов жидких сплавов и т.д. Для частиц ZrO_2 рассчитали стандартную энергию Гиббса диссоциации в никеле [1]:



Значения ΔG^0 диссоциации ZrO_2 в расплаве никеля при 1873 К составили 337 700 Дж/моль. Анализ литературных данных по смачиваемости ZrO_2 расплавами никеля показал, что значения угла смачиваемости θ не однозначны: от 90° до 135° (1500°C) [1], что, может быть обусловлено влиянием стабилизирующих добавок, примесей, условиями получения подложки, а также методами исследования. Стоит отметить, что все значения θ исследовались при контакте жидкого металла с керамической подложкой, а смачиваемость наноразмерных частиц ZrO_2 жидким никелем неизвестна.

Для изучения вероятности испарения олова из расплава Ni-Sn были рассчитаны значения парциальных давлений олова над расплавом никеля. С термодинамической точки зрения реакцию испарения олова из расплава никеля можно представить как [1]:



Парциальное давление олова рассчитали по уравнению зависимости константы равновесия реакции от температуры при содержании [Sn] и [O] в расплаве 0,046 мас.% и 0,010 мас.%, соответственно. Значение p_{Sn} при 1873 К составило $1,09 \cdot 10^{-4}$ Па. Очевидно, что количество олова, перешедшего из расплава в газовую фазу, мало.

В связи с присутствием кислорода в расплаве была рассмотрена возможность удаления олова в виде оксида. При испарении оксидов олова преобладающей фазой является SnO, поэтому было рассчитано значение p_{SnO} по уравнению [1]:



По уравнению зависимости константы равновесия реакции от температуры определено значение p_{SnO} , которое при 1873 К составило $2,41 \cdot 10^{-3}$ Па, что свидетельствует о малой вероятности удаления олова в газовую фазу в виде оксида. Таким образом, термодинамический анализ парциаль-

ных давлений показал очень малую вероятность удаления олова в газовую фазу в условиях эксперимента, что не могло оказать существенного влияния на изменения содержания ПАВ, что наблюдается в опытах без ввода наночастиц (см. ниже).

Методика и материалы исследования. Наночастицы ZrO_2 получали плазмохимическим методом с использованием генератора плазмы электродугового плазмотрона мощностью 25 кВт, а процесс синтеза происходил при взаимодействии порошка хлорида циркония с воздушной плазмой. Удельную поверхность анализировали методом БЭТ на анализаторе Micrometrics TriStar 3000 и она составила $19,14 \text{ м}^2/\text{г}$. Средний размер частиц $d_{\text{ср.}}(\text{БЭТ})$ для ZrO_2 составил 55 нм. Введение НЧТФ в жидкий расплав реализовали в виде брикета композиционного материала, приготовленного из смеси порошков НЧТФ ZrO_2 и Ni. Приготовление смеси порошков Ni(97,5 мас.%) + ZrO_2 (2,5 мас.%) осуществляли в планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 6 в атмосфере Ar в течение 1 часа. Химический анализ порошка показал присутствие в полученной смеси 2,23 мас. % ZrO_2 . После обработки смесь порошков подвергали одноосному прессованию при давлении 35 МПа и дегазации в атмосфере Ar при 300 °С и в вакууме при 300 °С с последующим хранением в вакууме.

Модельные сплавы Ni-Sn выплавляли в вакуумной печи сопротивления с графитовым нагревателем в корундизовом тигле ($98\%Al_2O_3$) емкостью 46 мл. при $p_{\text{He}+10\%H_2}=0,1 \text{ МПа}$ с вводом в расплав никеля без нарушения герметичности Sn марки ОВЧ-000 с 20 минутной изотермической выдержкой и кристаллизацией металла в тигле. Содержание олова определяли на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой фирмы Horiba Jobin Yvon (ULTIMA 2) с чувствительностью 0,001%.

Навеску модельного сплава помещали в корундизовый тигель и далее в вакуумную индукционную печь (ВИП), со специальным коническим индуктором. Методика плавки подробно описана ранее [3]. После установления равновесия с газовой фазой в жидкий металл вводили брикет композиционного материала (Ni+НЧТФ ZrO_2) с последующей изотермической выдержкой от 300 до 1200 с. в зависимости от опыта. Средняя температура опытов составляла 1623-1658 °С. Содержание НЧТФ в расплаве после введения брикета составляло 0,1 мас. %.

Поверхностное натяжение и плотность образцов после ввода НЧТФ изучали методом большой капли с образованием капли жидкого металла в корундизовой конической чашке (ООО «Термокерамика») в вакуумной печи сопротивления с графитовым нагревателем и защитной Mo трубой. Методика плавки подробно описана ранее [2]. В проточном Ar марки ВЧ при $p_{\text{Ar}} = 0,1 \text{ МПа}$ и с помощью цифрового фотоаппарата фиксировали процессы плавления образца, формирования капли и равновесного положения ее при выдержки в течении 2400 с. при последующем изменении температуры на 10 – 15 °С выше предыдущей вплоть до 1700 °С. Обработку полученных

изображений реализовали с помощью ПО Drop ([5], расчет по методу Лапласа). Погрешность в определении составляла не более 1,5 %.

Результаты опытов и их обсуждение. Всего провели 15 опытов с 3 типами сплавов: Ni-Sn(0,0460-0,1560 мас.%); Ni-Sn(0,0460 мас.%) – ZrO₂(55 нм) и Ni-Sn(0,0840 мас.%) – ZrO₂(55 нм), а результаты представили в виде зависимостей $[Sn]=f(\tau)$ и степени удаления $\alpha = (([Sn]_{исх} - [Sn]_{кон})/[Sn]_{исх})$, отн. %. Анализ результатов (см. рис.1) системы Ni-Sn показал, что, во-первых, введение ЭТНФ ZrO₂ при изотермической выдержке 180-1200 с. обеспечило снижение содержания [Sn] и значения α_{Sn} были равны 14-22 отн.%, что, с учетом термодинамического анализа, позволяет надежно считать существование гетерофазного взаимодействия ЭТНФ ZrO₂ с ПАВ в расплаве Ni-Sn и удаление ансамблей Ni+(ZrO₂-Sn). Во-вторых, обработка данных временной зависимости методом наименьших квадратов при описании их полиномиальной функцией ($[Sn]=0,0811-3,42 \cdot 10^{-5}\tau+1,86 \cdot 10^{-8}\tau^2$ для системы Ni-Sn(0,0840 мас.%) и $0,0451-1,87 \cdot 10^{-5}\tau+1,06 \cdot 10^{-8}\tau^2$ для Ni-Sn(0,0460 мас.%) показала наличие экстремума при 720-860 с., что может служить доказательством возможных обратимых процессов адсорбции/десорбции олова на границах ZrO₂-Sn.

Провели теоретический анализ процесса удаления ансамблей Ni-(ZrO₂+ПАВ) из модельных расплавов Ni-Sn, рассчитав скорость движения ансамблей под влиянием сил адсорбционной природы. Расчет основан на предложенном и доказанном экспериментально [6] механизме диффузиофореза, т.е. движении микрочастиц в поле градиента концентраций, вызванный градиентом поверхностного натяжения.

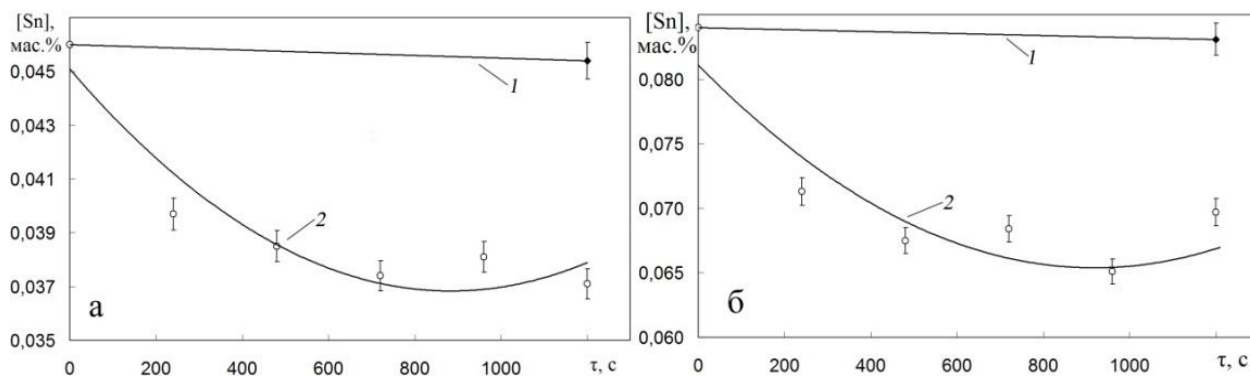


Рисунок 1 – Зависимость содержания олова от длительности выдержки в системах Ni-0,0460%Sn (а) и Ni-0,0840%Sn (б): 1 – опыты без введения НЧТФ; 2 – Ni-Sn-ZrO₂(55 нм)

Выражение, описывающее составляющую скорости, обусловленную адсорбционными силами, имеет вид:

$$v_{\phi} = \frac{2r}{3\eta} \frac{\Gamma RT}{C} \frac{dC}{dx}, \quad (1)$$

где r – размер частицы, м; Γ – адсорбция, моль/м²; C – концентрация ПАВ, % мас., η – динамическая вязкость среды, Н·с/м².

Отметим, что указанный расчет имеет оценочный характер из-за неизвестного влияния межфазного взаимодействия НЧТФ-расплав на процессы поведения наночастиц в жидких металлах. Скорость движения, обусловленная адсорбционными силами v_a равна $3,28 \cdot 10^{-4}$ и $9,21 \cdot 10^{-5}$ м/с для систем Ni-Sn(0,0840 мас.%) - ZrO₂; и Ni-Sn(0,0460 мас.%) - ZrO₂, соответственно. Оценили гравитационную составляющую скорости, и значения $v_g = 2,80 \cdot 10^{-9}$ м/с. Сравнивая полученные скорости, видно, что, во-первых, при разнице на четыре порядка значений скоростей под влиянием адсорбционных и гравитационных сил, очевидна определяющая роль поверхностных явлений при перемещении наночастиц в расплаве. Во-вторых, разница значений v_a при различных концентрациях [Sn] указывает на существенное влияние олова на скорость образования ансамблей Ni-(ZrO₂+Sn) и последующие процессы перемещения ансамблей в расплаве, и их удаления под влиянием сил адсорбционной природы на границы раздела фаз металл-газ, металл-огнеупор, металл-шлак.

Определили влияние ансамблей на изменение структуры жидкого никеля. Проанализировали поверхностное натяжение σ (ПН) и плотность расплава ρ (ПР), а зависимости (ПН, ПР)= $f(T)$ всех опытов аппроксимировали прямолинейной зависимостью с обработкой данных методом наименьших квадратов и результаты расчетов приведены в таблице (см. $\sigma=f(T)$ и $\rho=f(T)$, где σ в мН/м, ρ в г/см³, T в К). Содержание кислорода в системах Ni, и Ni-Sn (0,0510 - 0,1560 мас.%) составило 0,0023 и 0,0028 - 0,0032 мас.%, соответственно.

Таблица 1 – Результаты определения поверхностного натяжения и плотности расплавов при 1750-1950 К

Система ^{1*}	[Sn], мас. %	$\sigma = f(T)$	σ^{1823K} мН/м	$\rho = f(T)$	ρ^{1823K} г/см ³	β^{2*} , отн. %
Ni	-	2115,7-0,223· T	1709	9,144-0,00098· T	7,36	1,32
Ni-Sn	0,0510	2083,5-0,229· T	1666	9,149-0,00090· T	7,51	1,18
Ni-Sn	0,0840	2072,4-0,227· T	1659	9,156-0,00090· T	7,52	1,19
Ni-Sn	0,1560	2059,9-0,225· T	1650	9,220-0,00091· T	7,58	1,17
Ni-Sn-ZrO ₂ (4)	0,0397	2069,8-0,237· T	1638	9,738-0,00133· T	7,31	1,80
Ni-Sn-ZrO ₂ (12)	0,0374	2116,5-0,255· T	1652	10,137-0,00151· T	7,38	2,02
Ni-Sn-ZrO ₂ (20)	0,0371	2130,5-0,285· T	1611	10,646-0,00191· T	7,16	2,63
Ni-Sn-ZrO ₂ (4)	0,0713	2067,4-0,246· T	1619	10,097-0,00154· T	7,29	2,09
Ni-Sn-ZrO ₂ (12)	0,0684	2091,2-0,271· T	1597	10,719-0,00187· T	7,31	2,53
Ni-Sn-ZrO ₂ (20)	0,0697	2120,9-0,294· T	1583	11,301-0,00224· T	7,22	3,06

Примечание: ^{1*} – цифры в скобках – выдержка во время плавки в ВИП (мин.); ^{2*} – коэффициент разрыхления расплава

Результаты влияния НЧТФ ZrO_2 на ПН расплавов Ni-Sn показали, что, во-первых, введение НЧТФ привело к уменьшению значений σ^{1823K} на 1,7-3,3 отн.% в системе Ni-Sn(0,0460 мас.%) $-ZrO_2$ и на 2,4-4,6 отн. % в системе Ni-Sn(0,0840 мас.%) $-ZrO_2$. Во-вторых, в системах Ni-Sn $-ZrO_2$ наблюдается влияние времени выдержки в ВИП на температурных коэффициент $\partial\sigma/\partial T$ – увеличение значений с -0,237 до -0,294. Это свидетельствует о поверхностно-активных свойствах ансамблей Ni+(ZrO_2 -Sn) и указывает на преобладающее влияние олова в составе этих ансамблей.

Для исследования адсорбции ПАВ на поверхности расплавов без НЧТФ и с наночастицами, обработали результаты опытов без учета в расчетах содержания НЧТФ, выявляя таким образом индикаторную роль влияния НЧТФ на адсорбцию ПАВ. Для этого использовали уравнение Гиббса с учетом поправки Гуггенгейма-Адама для перехода от адсорбции Гиббса к адсорбции на реальной физической поверхности расплава [7]:

$$\Gamma_{ПАВ} = -\frac{1-x_{ПАВ}}{RT} \cdot \frac{\partial\sigma}{\partial \ln a_{ПАВ}} \cdot \frac{V_K}{\bar{V}},$$

где: $\Gamma_{ПАВ}$ - адсорбция ПАВ (Sn), кмоль/ m^2 ; σ – поверхностное натяжение, Дж/ m^2 ; $a_{ПАВ}$ – активность ПАВ в расплаве, V_K – парциальный молярный объем компонента в расплаве, \bar{V} - средний молярный объем расплава.

Значения Γ_{Sn} для систем Ni-Sn с концентрацией олова 0,0510; 0,0840 и 0,1560 мас. % составили $0,23 \cdot 10^{-9}$; $0,79 \cdot 10^{-9}$ и $0,93 \cdot 10^{-9}$ кмоль/ m^2 , соответственно. Показали, что, во-первых, для систем Ni-Sn полученные значения удовлетворяют функции вида $\Gamma_{Sn}=a+\ln[Sn, \%]$. Во-вторых, значения Γ_{Sn} после ввода НЧТФ возросли в 8-16 раз по сравнению с бинарной системой Ni-Sn. Это может указывать на существенное влияние НЧТФ на процессы адсорбции олова на поверхности расплавов.

Известно, что металлы, в том числе и Ni, с наиболее компактной упаковкой характеризуются большим увеличением объема при плавлении (около 3 %) [8] и последующим ростом с увеличением температуры. Поэтому из данных по ПР (см. таблицу) оценили степень разрыхленности при повышении температуры на 100 °С. Для этого рассчитали значения параметра $\beta = (\rho^{1773} - \rho^{1873} / \rho^{1773}) \cdot 100, \%$, где ρ^T – значения ПР при заданной температуре. Разрыхленность расплава после ввода НЧТФ ZrO_2 возросла в 1,5-2,2 раза, при этом зависимости $\beta=f(\tau)$ в обеих системах описываются функциями без экстремумов. Это может указывать на существенное влияние сложной структуры агломератов ансамблей $Ni_x+((ZrO_2)_y-Sn_z)$, образовавшихся при длительных выдержках в ВИП, на изменение структуры жидкого металла.

С целью исследования удаления ансамблей на границу раздела фаз Ме-газ, исследовали поверхностную пленку системы Ni-Sn (0,0460 мас.%) после 20 мин. выдержки, где степень удаления олова составила 19,5 отн.%, методом Оже-спектроскопии на приборе JAMP-9500F. Анализ результатов, представленных на рисунке 2, показал, что, во-первых, наличие Zr в коли-

честве 5-10 отн.% в поверхностном слое указывает на удаление ZrO_2 из расплава на границу раздела фаз. Во-вторых, низкие концентрации олова не позволили определить его содержание в поверхностном слое. Наличие пиков Al и O может быть связано с влиянием корундового тигля, в котором проводился эксперимент. С учетом влияния наночастиц на изменение поверхностного слоя расплава (см. выше), можно предположить, что ZrO_2 удалялся на границу раздела фаз под влиянием адсорбционных сил в виде ансамблей.

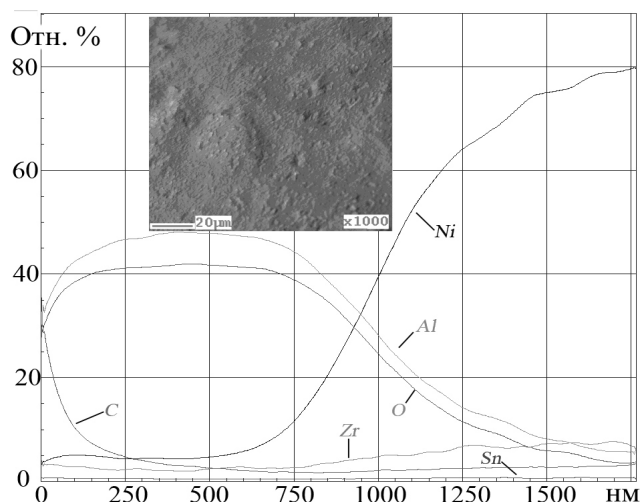


Рисунок 2 – Элементный анализ профиля по глубине пленки на поверхности системы Ni-Sn (0,0460 мас.%) - ZrO_2 (0,1 мас.%)

Выводы:

1. Исследовали гетерофазное взаимодействие экзогенных наночастиц ZrO_2 (55 нм) с ПАВ – оловом в модельных расплавах Ni-Sn. Обнаружили, что с учетом термодинамического анализа и опытов без введения НЧТФ удаление [Sn] происходило в результате гетерофазного взаимодействия НЧТФ с ПАВ с образованием ансамблей и их удалением на границу раздела фаз металл-газ, металл-шлак или металл-футеровка. Значения степени удаления ПАВ составили – 14-22 отн.%.

2. Исследовали поверхностное натяжение и плотность систем Ni-Sn и Ni-Sn- ZrO_2 и показали, что наночастицы влияют на адсорбцию ПАВ, а поверхностный слой состоит, вероятно, из адсорбированных на нем ансамблей Ni+(ZrO_2 -ПАВ). Обнаружили изменение значений степени разрыхленности в зависимости от времени выдержки в ВИП после ввода НЧТФ, что свидетельствует об изменении структуры расплава.

3. Проанализировали поверхностную пленку системы Ni-Sn- ZrO_2 методом Оже-спектроскопии и показали, что наличие Zr в количестве 5-10 отн.% в поверхностном слое может указывать на удаление ZrO_2 из расплава на границу раздела фаз под влиянием адсорбционных сил в виде ансамблей Ni+(ZrO_2 -Sn).

Автор благодарит Бурцева В.Т. и Самохина А.В. за помощь в работе.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 16-38-60129 мол_а_дк).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Исследование взаимодействия экзогенных наночастиц оксида циркония с серой и оловом в расплавах никеля // *Металлы*. 2016. №6. С. 44-51.
2. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Влияние экзогенных тугоплавких наночастиц на структурные свойства расплавов никеля // *Металлы*. 2013. №5. С. 30-38.
3. Анучкин С.Н., Бурцев В.Т., Самохин А.В. Исследование взаимодействия наноразмерных частиц тугоплавких соединений с поверхностно-активным веществом в расплаве никеля. I. Гетерофазное взаимодействие // *Металлы*. 2010. №6. С. 30-37.
4. Nogi K., Chung W.B., McLean A., Miller W.A. Surface tension of liquid Fe-(Cu, Sn, Cr) and Ni-(Cu, Sn) binary alloys // *Materials Transactions JIM*. 1991. V.32. № 2. P. 164-168
5. Krylov A.S., Vvedensky A.V., Katsnelson A.M., Tugovikov A.F. Software package for determination of surface tension of liquid metals // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 1993. T. 845. P. 156–158.
6. Минаев Ю.А. Поверхностные явления в металлургических процессах. М.: Металлургия, 1984. –152 с.
7. Вайсбурд С.Е. Физико-химические свойства и особенности строения сульфидных расплавов. М.: «Металлургия», 1996. – 304 с.
8. Арсентьев П.П., Яковлев В.В., Крашенинников М.Г., Пронин Л.А., Филиппов Е.С. Физико-химические методы исследования металлургических процессов. М.: Металлургия, 1988. – 510 с.

УДК 621.74:669.018.9

*В.Б. Деев¹, А.И. Куценко², Е.С. Прусов³, С.В. Сметанюк¹,
О.Г. Приходько², К.В. Пономарева², А.А. Соколев¹*

¹ ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

² ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

³ ФГБОУ ВО «Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых», г. Владимир, Россия

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОЛИ ТВЕРДОЙ ФАЗЫ ПО ДАННЫМ КОМПЬЮТЕРНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ РАСПЛАВА

В статье представлена математическая модель для определения объемной доли твердой фазы при кристаллизации расплава по данным компьютерного термического анализа (СА-ССА). Показана перспективность использования разработанной методики для оценки эффективности различных методов обработки металлических расплавов.

The paper presents a mathematical model for the determination of the volume fraction of a solid phase at the crystallization of a melt according to Computer Aided Cooling Curve Analysis (CA-CCA). The prospects of using the developed methodology for evaluating the efficiency of various methods for metallic melts treatment are shown.

Модифицирующая обработка является одним из эффективных способов управления структурой и свойствами алюминиевых сплавов. Традиционные широко применяемые модификаторы (натрий, фосфор, титан, бор, стронций и т.д.) позволяют существенно повысить качество отливок из доэвтектических и заэвтектических силуминов [1-3]. Однако изыскания новых модификаторов и разработка более эффективных способов модифицирования алюминиевых сплавов продолжают вызывать практический интерес у металлургов и литейщиков [4-6].

Физические методы модифицирующей обработки алюминиевых расплавов обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными способами модифицирования: не требуют использования дорогостоящих модифицирующих присадок, не оказывают влияния на изменение химического состава сплава, более благоприятны с экологической точки зрения. К настоящему времени успешно опробованы такие физические методы мо-

дифицирующей обработки алюминиевых расплавов, как вибрационные [7], ультразвуковые [8], электрические [9], электромагнитные [10], термовременные [11] и др. Однако для промышленного изготовления фасонных отливок эти технологии пока используются весьма ограниченно, что связано с недостаточной изученностью процессов и отсутствием сведений об оптимальных режимах обработки для различных сплавов и технологических процессов плавки и литья. В этой связи актуальной задачей является оценка эффективности различных методов обработки расплава, при этом одним из показателей может служить доля твердой фазы при кристаллизации расплава.

Экспериментальное определение доли твердой фазы осуществляли с помощью методов термического и дифференциально-термического анализа при кристаллизации и затвердевании в песчано-глинистой форме цилиндрических образцов с приведенным размером 0,006 м ($\varnothing 26$ мм \times 300 мм). Методика применима при выполнении компьютерного термического анализа затвердевающих расплавов в пробе (образце) с использованием методов цифровой регистрации и обработки данных (Computer Aided Cooling Curve Analysis, CA-CCA) [12].

Для определения объемной доли твердой фазы в затвердевающей пробе при использовании метода CA-CCA разработана следующая математическая модель. Уравнения теплового баланса для системы «отливка-форма» можно записать как:

$$\frac{dQ}{dt} - mc_p \frac{dT}{dt} = \alpha F (T - T_0), \quad (1)$$

где m – масса расплава в пробе; α – коэффициент теплопередачи; c_p – теплоемкость сплава; F – площадь поверхности пробы; T – температура сплава в пробе; T_0 – температура окружающей среды; t – время; Q – общее количество скрытой теплоты затвердевания, выделившейся при затвердевании сплава в интервале кристаллизации.

В сочетании с уравнением Ньютона-Рихмана для системы «отливка-форма» можно записать:

$$q\rho \frac{dV_S}{dT} - c_p \rho V_0 \frac{dT}{dt} = \alpha F (T(t) - T_0), \quad (2)$$

где V_0 и V_S – объем пробы расплава и объем твердой фазы; ρ – плотность сплава; $q=Q/m$ – скрытая теплота затвердевания; $T(t)$ – температура образца как функция времени.

Объемная доля твердой фазы в каждый период времени в интервале кристаллизации сплава может быть рассчитана как:

$$\varphi(t) = \frac{V_f(t)}{V_0}. \quad (3)$$

Температура пробы до и после затвердевания экспоненциально уменьшается в соответствии со следующим законом:

$$\Delta T(t) = T(t) - T_0 = \Delta T_0 \exp(-\alpha t). \quad (4)$$

Температура пробы в интервале кристаллизации T_L и T_S (T_L и T_S – температуры ликвидус и солидус сплава соответственно), принимая, что $\alpha(T_S - T_L) \ll 1$ как функция времени может быть записана в виде:

$$\Delta T(t) \approx \Delta T_0 \exp(-\alpha t) + \frac{q}{c_p} \varphi(t). \quad (5)$$

В момент завершения затвердевания сплава (t_S), когда $V_0 = V_S$, может быть вычислено соотношение

$$\frac{q}{c_p} = \Delta T(t_S) - \exp(-\alpha t_S). \quad (6)$$

Коэффициент теплопередачи α зависит от температуры пробы и эмпирически находится аппроксимацией полиномом третьей степени для начальной и конечной части кривой охлаждения без фазовых превращений согласно уравнению (3):

$$\alpha(T) = a_0 + \int_{i=1}^3 a_i T^i. \quad (7)$$

Таким образом, объемная доля твердой фазы в каждый момент времени в интервале кристаллизации сплава может быть рассчитана как:

$$\varphi(t) = \frac{V_f(t)}{V_0} = k(T) \int_{t_L}^t (T(t) - T_0) dt + \frac{(T(t) - T_L)}{\Delta T(t_S) - \exp(-\alpha t_S)} \quad (8)$$

где t_L – момент времени достижения расплавом температуры ликвидус;

$k(T)$ – коэффициент, который может быть определен эмпирически для состояния пробы, когда $\varphi(t_S) = 1$ – полностью затвердевшая проба или более точно рассчитан согласно выражению

$$k(T) = \frac{\alpha(T)F}{q\rho V_0}. \quad (9)$$

Для определения температур начала и окончания затвердевания сплавов использовали кривые дифференциального термического анализа залитой пробы (показано на рисунке 1 на примере сплава А356).

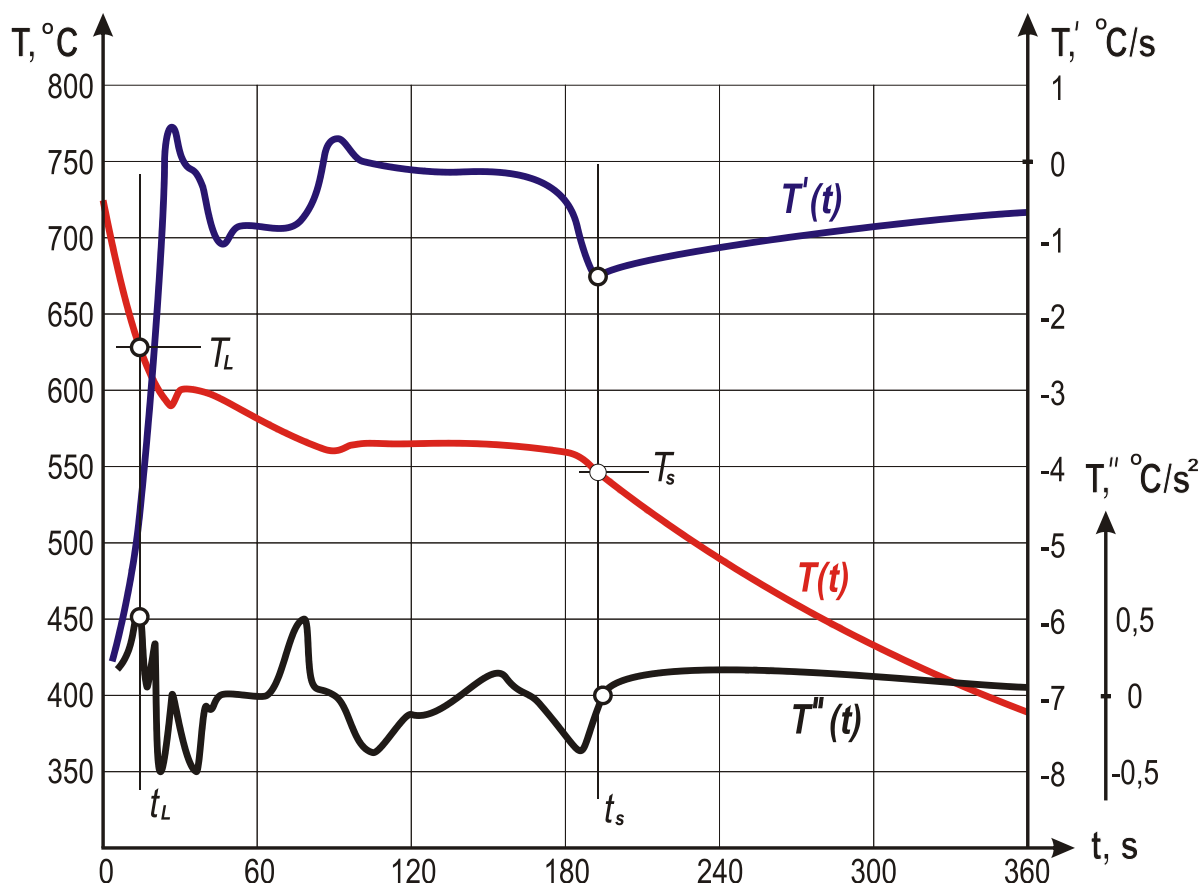


Рисунок 1 – Характерная термограмма сплава А356

Температура солидус рассчитывалась на основе анализа первой производной полученной термограммы $T'(t)$, ликвидус – на основе анализа второй производной термограммы $T''(t)$. При высоких шумовых помехах температурных измерений для определения температуры ликвидус использовалось вейвлет-преобразование сигнала на основе нормированной второй производной от Гауссиана. Таким образом, разработанные математическая модель и алгоритм расчета позволяют определять долю твердой фазы с использованием методов СА–ССА анализа в интервале кристаллизации сплавов, что было экспериментально подтверждено на примере сплава А356 [13].

Перспективным направлением дальнейших исследований является изучение влияния физических воздействий на формирование структуры и свойств литейных алюмоматричных композитов [14-16]. Предполагается, что применение внешних физических воздействий при плавке и литье позволит целенаправленно управлять структурой металлокомпозитов, обеспечивая заданную степень межфазного взаимодействия и между матричным материалом и армирующей фазой, а также равномерное распределение армирующих компонентов по объему расплава. Отдельные результаты (в частности [17]) свидетельствуют, что для эндогенно-армированных

композитов эффективным способом управления процессами структурообразования может быть температурно-временная обработка композиционного расплава.

Выводы:

Разработанные математическая модель и алгоритм расчета позволяют определять долю твердой фазы с использованием метода компьютерного термического анализа в интервале кристаллизации сплавов при оценке эффективности различных методов обработки расплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sigworth G.K., Kuhn T.A. Grain refinement of aluminum casting alloys // *International Journal of Metalcasting*. 2007. Vol. 1. P. 31-40.
2. Li P., Liu S., Zhang L., Liu X. Grain refinement of A356 alloy by Al-Ti-B-C master alloy and its effect on mechanical properties // *Materials & Design*. 2013. Vol. 7. P. 522-528.
3. Meena P.C., Sharma A., Singh S. Effect of grain refinement on microstructure and wear behavior of cast Al-7Si alloys // *Metallurgia Italiana*. 2015. No. 1. P. 25-34.
4. Wannasin J., Canyook R., Wisutmethangoon S., Flemings M.C. Grain refinement behavior of an aluminum alloy by inoculation and dynamic nucleation // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61. P. 3897-3903.
5. Easton M.A., Qian M., Prasad A., St. John D.H. Recent advances in grain refinement of light metals and alloys // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2016. Vol. 20. P. 13-24.
6. Guan R.G., Tie D. A Review on grain refinement of aluminum alloys: progresses, challenges and prospects // *Acta Metallurgica Sinica*. 2017. Vol. 30. P. 409-432.
7. Vorozhtsov S., Kudryashova O., Promakhov V., Dammer V., Vorozhtsov A. Theoretical and experimental investigations of the process of vibration treatment of liquid metals containing nanoparticles // *JOM*. Vol. 2016. Vol. 68. P. 3094-3100.
8. Eskin D.G. Ultrasonic processing of molten and solidifying aluminium alloys: overview and outlook // *Materials Science and Technology*. Vol. 2017. Vol. 33. P. 636-645.
9. Zhang Y., Rabiger D., Willers B., Eckert S. The effect of pulsed electrical currents on the formation of macrosegregation in solidifying Al-Si hypoeutectic phases // *International Journal of Cast Metals Research*. 2017. Vol. 30. P. 13-19.
10. Timoshkin I.Y., Nikitin K.V., Nikitin V.I., Deev V.B. Influence of treatment of melts by electromagnetic acoustic fields on the structure and prop-

erties of alloys of the Al–Si system // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. 2016. Vol. 57. P. 419-423.

11. Селянин И.Ф., Деев В.Б., Белов Н.А., Приходько О.Г., Пономарева К.В. Физические модифицирующие воздействия и их влияние на кристаллизацию литейных сплавов // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2015. № 3. С. 56-59.

12. Sudheer R., Prabhu K.N. A Computer Aided Cooling Curve Analysis method to study phase change materials for thermal energy storage applications // Materials & Design. 2016. Vol. 95. P. 198-203.

13. Deev V.B., Prusov E.S., Kutsenko A.I. Theoretical and experimental evaluation of the effectiveness of aluminum melt treatment by physical methods // Metallurgia Italiana. 2018. No. 2. P. 16-24.

14. Евдокимов И.А., Прусов Е.С., Киреев А.В. Модифицированные углеродными наноструктурами функциональные металломатричные композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами // Ползуновский альманах. 2010. № 2. С. 264-268.

15. Prusov E.S., Panfilov A.A. Properties of cast aluminum-based composite alloys reinforced by endogenous and exogenous phases // Russian Metallurgy (Metally). 2011. Vol. 7. P. 670-674.

16. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2016. № 2. С. 47-58.

17. Прусов Е.С., Деев В.Б., Рахуба Е.М. Влияние температурно-временной обработки расплава на структуру и свойства эвтектических композитов системы Al-Si-Mg // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2017. № 39. С. 170-174.

Г.Е. Левшин

ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова», Барнаул, Россия

МНОГОВАРИАНТНЫЙ ПОДХОД К РАСЧЕТУ ПАРАМЕТРОВ МАГНИТОПРОВОДОВ ИНДУКЦИОННЫХ ТИГЕЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

Проведенный анализ четырех вариантов расчета параметров дискретного магнитопровода показал их недостатки из-за использования неопределенного понятия магнитного потока рассеяния $\Phi_{\text{рас}}$. Предложена новая методика расчета магнитных величин с использованием вместо $\Phi_{\text{рас}}$ конкретных значений магнитной индукции B_{ep} и напряженности H_e в месте расположения магнитопровода.

The above analysis of four options for calculating the parameters of a discrete magnetic circuit showed their shortcomings due to the use of the uncertain concept of the magnetic flux of scattering $\Phi_{\text{рас}}$. A new method for calculating magnetic quantities is proposed, using instead of $\Phi_{\text{рас}}$ the specific values of the magnetic induction of B_{ep} and the intensity of H_e at the location of the magnetic circuit.

В индукционных тигельных печах однослойный индуктор с числом витков w при подаче на него напряжения питания $U_{\text{пит}}$ частотой f создает в своей рабочей полости и вне ее неоднородное электромагнитное поле с напряженностью H_e и индукцией $B_e = \mu_0 H_e$. Эти величины изменяют свое значение и направление вектора от одной точки поля к другой по определенному закону. При этом значения H_{ec} и B_{ec} максимальны в среднем поперечном сечении рабочей полости, постепенно уменьшаются по мере удаления от нее, достигая $\sim 0,5H_{\text{ec}}$ и $0,5B_{\text{ec}}$ у торцов индуктора, а за пределами индуктора становятся еще меньше [1 – 9].

Однако расчетное определение такого распределения представляло сложную математическую задачу. Видимо поэтому при расчете магнитопроводов индукционных тигельных печей получило распространение описание этого поля с помощью понятия магнитного потока Φ , который можно разделить на рабочий $\Phi_{\text{раб}}$, действующий в рабочей полости индуктора, и рассеяния $\Phi_{\text{рас}}$, действующий вне ее даже на большом удалении [1 – 9]. Для уменьшения степени распространения потока (поля) рассеяния $\Phi_{\text{рас}}$ и, соответственно, нагрева электропроводных частей корпуса печи и рабочей площади, его габаритов и вредного влияния на рабочих применяют в крупных печах (емкостью $> 1 - 2$ т) стержневые магнитопроводы (до 24 шт.),

размещенные в потоке рассеяния $\Phi_{\text{рас}}$ вокруг индуктора с определенным шагом и образующие дискретный экран. Согласно известным четырем инженерным методикам (вариантам) расчета поперечное сечение, масса и стоимость этих магнитопроводов получаются весьма значительными, а экранирующий эффект недостаточным, в т. ч. из-за наличия воздушных зазоров между ними [1 – 8].

Во всех вариантах расчет величины магнитного потока Φ в рабочей полости индуктора осуществляется по формуле (1) из допущения $U_{\text{пит}} \approx E_c$, что сразу же вносит некоторую погрешность

$$\Phi = U_{\text{пит}} / 4,44fw. \quad (1)$$

Такое определение потока Φ , по-видимому, заимствовано из расчета трансформаторов, которые имеют замкнутую магнитную цепь (магнитопровод). Однако отдельные стержневые магнитопроводы в таких печах не замкнуты и, намагничиваясь в поле рассеяния $\Phi_{\text{рас}}$, становятся магнитами. Поэтому обладают размагничивающим действием в отличие от замкнутых магнитопроводов, которое учитывается коэффициентом размагничивания N [8]. В связи с этим определение потока Φ по формуле (1) является, по всей видимости, досадным недоразумением. Особо отметим, что и при определении величины потока Φ_m в незамкнутом стержне магнитопровода безусловно необходимо учитывать коэффициент размагничивания N [8].

Поэтому представляет научный и практический интерес создание новой методики для уменьшения недостатков известных методик.

Рассмотрим еще один возможный вариант расчета с использованием конкретных данных проекта печи ИЧТ-31/7,1.

Ее однослойный индуктор имеет внутренний диаметр $D_{\text{вн}} = 2r_{\text{вн}} = 1,97$ м и наружный $D_{\text{н}} = 2,11$ м, внутреннее поперечное сечение $S_{\text{и}} = 0,785 D_{\text{вн}}^2 = 0,785 \times 1,97^2 = 3,05$ м², высоту $h_{\text{и}} = 1,8$ м, отношение $h_{\text{и}}/D_{\text{вн}} = 1,8/1,97 = 0,914$, число витков $w = 21$ шт., напряжение $U_{\text{пит}} = 2430$ В при частоте 50 Гц, ток питания $I_{\text{пит}} = 18628$ А, расчетная напряженность в индукторе (при наличии садки) $H_{\text{ец}} = 211968$ А/м [2, 3]. Принятое число стержней магнитопроводов $n = 24$ и величина индукции в них $B_{\text{доп}} = 1$ Тл. Общее сечение стержней $S_{\text{м}\Sigma} = 0,5$ м², одного стержня $S_{\text{м}} = 0,0208$ м², поперечные размеры стержня высотой $h_{\text{м}} = 2$ м: ширина (по периметру) $b_{\text{м}} = 0,16$ м и радиальная толщина $a_{\text{м}} = 0,13$ м. Магнитный поток Φ и индукция $B_{\text{ец}}$ не указаны.

Однако эти данные позволяют найти (без учета садки) магнитный поток по формуле (1)

$$\Phi = U_{\text{пит}} / 4,44fw = 2430 / 4,44 \times 50 \times 21 = 0,521 \text{ Вб},$$

напряженность поля в центре индуктора по формуле (12) [1 – 8]

$$H_{\text{ец}} = I_{\text{пит}} w / h_{\text{и}} = 18628 \times 21 / 1,8 = 217327 \text{ А/м} \quad (2)$$

и индукцию $B_{\text{ец}} = \mu_0 H_{\text{ец}} = 1,257 \cdot 10^{-6} \times 217327 = 0,2732$ Тл.

Разница между полученным нами значением $H_{\text{ец}} = 217327$ А/м и проектным $H_{\text{ец}} = 211968$ А/м объясняется тем, что последнее определено с уче-

том кривизны садки в тигле, самоиндукции и взаимной индукции между индуктором и садкой.

Тогда расчетный магнитный поток (без садки) в среднем поперечном сечении индуктора определится из формулы (3) [1 – 8]

$$\Phi = B_{\text{сц}} S_{\text{и}} = 0,2732 \cdot 3,05 = 0,8323 \text{ Вб}, \quad (3)$$

т. е. он в $0,8323/0,521 = 1,6$ раза больше, чем по формуле (1). Такое большое расхождение в значениях Φ ставит под сомнение правомочность применения формулы (1).

В 1964 г. была решена математически задача определения распределения индукции B_e поля практически в любой точке пространства любой по размерам цилиндрической электрической катушки [8]. Это решение позволяет найти по известной величине индукции $B_{\text{сц}}$ в центре индуктора значения результирующей индукции $B_{\text{ер}}$ в интересующих точках, удаленных на текущее расстояние R от наружной поверхности индуктора любых размеров, используя относительную величину $R'_T = R/r_{\text{вн}}$ [8]. Наибольшее значение и вертикальное направление вектора результирующей индукции $B_{\text{ер}}$ имеет в среднем поперечном сечении индуктора, где она равна аксиальной составляющей $B_{\text{ез}}$, а радиальная составляющая $B_{\text{ер}} = 0$. Это направление вектора $B_{\text{ер}}$ совпадает с осью стержня магнитопровода. Рассматриваемое решение проведено в относительных величинах и представлено в табличной форме, где относительная аксиальная составляющая индукции $B'_z = B_{\text{ез}}/B_{\text{сц}}$ [8].

По известной величине $B_{\text{сц}} = 0,2732$ Тл определим величину индукции $B_{\text{ер}} = B_{\text{ез}}$ в среднем поперечном сечении индуктора на различном удалении от него (таблица 1). Так, при $R'_T = 1,25$ $B_{\text{ер}} = 0,4557 \times 0,2732 = 0,124$ Тл и т. д.

Оно позволяет оценить величину $B_{\text{ер}}$ в любой промежуточной точке между значениями $R'_T = 1,0 \dots 2,0$.

Особо отметим, что индукция снаружи индуктора как минимум в 1,7 раза меньше ($0,2732/0,161 = 1,7$), чем в его центре (в одном и том же сечении).

Известно [9, С. 25], что если стержни магнитопровода разместить в поле напряженностью H_e , то они становятся магнитами, т. к. внутри них будет действовать и намагничивать их еще меньшее поле напряженностью H_i . Это происходит вследствие размагничивающего действия направленных встречно магнитных полей их полюсов и вихревых токов, а также неполного проникновения внешнего поля в стержень из-за поверхностного эффекта [9, 10].

Так, в случае постоянного магнитного поля истинная напряженность H_i , действующая в стержне, меньше напряженности внешнего поля H_e на величину напряженности $H_p = NJ$ размагничивающего поля [9, 10]:

$$H_i = H_e - H_p = H_e - NJ, \quad (4)$$

Таблица 1 – Величина индукции $B_{ep}=B_{ez}$ в среднем поперечном сечении индуктора

R'_T	B'_z	$B_{ep} = B_{ez}, \text{ Тл}$
1,1	0,5893	0,161
1,25	0,4557	0,124
1,5	0,2626	0,072
1,75	0,1953	0,053
2,0	0,1535	0,042

где N – баллистический коэффициент размагничивания по намагниченности стержня, которая определяется в его среднем поперечном сечении. Величина N уменьшается с увеличением отношения высоты h_M стержня к его диаметру h_M/d_M или корню квадратному из площади поперечного сечения $h_M/\sqrt{S_M}$ [9, 10]. При отношении $h_M/\sqrt{S_M} = 2/\sqrt{0,0208} = 13,9$ коэффициент $N \approx 0,16$ [9, С. 25].

$$J = (B_i/\mu_0) - H_i \text{ – намагниченность материала стержня, А/м [9, 10].} \quad (5)$$

Легко видеть, что H_e всегда значительно больше H_i .

Особо отметим, что на торцах стержня, являющихся полюсами магнита, вектор напряженности H_p направлен встречно вектору H_e , ослабляя его поле. Но между стержнями эти векторы близки по направлению и поэтому поля векторов складываются, что приводит к увеличению результирующего поля рассеяния.

В справочниках чаще приводят графики или таблицы зависимости намагничивания $B_i = f(H_i)$, а не $J = f(H_i)$. Их измеряют на тонколистовых образцах электротехнической стали в постоянном или переменном магнитном поле [9, 10]. Зависимости $B_i = f(H_i)$ в постоянном поле легче найти.

Поэтому возможно решение, когда задаются значением B_i и по кривой или таблице намагничивания определяют соответствующую ему величину H_i . Затем по формуле (5) находят намагниченность J , а из формулы (4) расчетную напряженность внешнего поля H_e и сравнивают ее с напряженностью H_e , действующей в выбранной точке поля рассеяния. Эти напряженности должны быть близки между собой или совпадать по величине.

Продолжим числовой пример методом последовательных приближений (для случая постоянного поля).

Обычно стержень размещен в поле рассеяния так, что его средняя поперечная горизонтальная ось O_T совпадает с такой же осью индуктора. Это обеспечивает совпадение с вертикальной осью O_B стержня векторов индукции и напряженности. В других сечениях эти вектора направлены под разными углами к оси O_B .

Для лучшего понимания путем сравнения выберем две точки на оси O_T его предполагаемого размещения:

т. 1 на удалении $R'_T = 1,1$ с индукцией $B_e = 0,161$ Тл и напряженностью $H_e = 0,161/1,257 \times 10^{-6} = 128083$ А/м и т. 2 на удалении $R'_T = 1,25$ с индукцией $B_e = 0,124$ Тл и напряженностью $H_e = 0,124/1,257 \times 10^{-6} = 98647$ А/м

Приближение 1. Тогда при наибольшем рекомендуемом [4] значении $B_i = 1,5$ Тл найдем (по кривой намагничивания стали Э330) напряженность $H_i \approx 400$ А/м [10, С. 109], а по формуле (15) $J = (1,5/1,257 \times 10^{-6}) - 400 = 1192917$ А/м. Из формулы (4) найдем $H_e = 400 + 0,16 \times 1192917 = 191267$ А/м. Но это значительно больше (в 1,49 раза) напряженности 128083 А/м в т. 1 и в 1,94 раза напряженности $H_e = 98647$ А/м в т. 2, чего не может быть.

Приближение 2. Следовательно, необходимо уменьшить B_i , например, до 1,0 Тл, принятой для этой печи [2, 3]. Тогда напряженность $H_i \approx 60$ А/м для этой же стали [10, С. 109], а намагниченность $J = (1/1,257 \times 10^{-6}) - 60 = 795485$ А/м. Из формулы (4) получим расчетную напряженность $H_e = 60 + 795485 \times 0,16 = 127338$ А/м. Это значение весьма близко к действительной напряженности в т. 1 (128083 А/м), но больше $H_e = 98647$ А/м (в 1,29 раза). Оно может быть принято для дальнейших приближенных расчетов (наряду с $H_i \approx 60$ А/м и $J = 795485$ А/м).

Приближение 3. При расположении же стержня в т. 2 необходимо еще более уменьшить B_i , например, до 0,6 Тл, согласно рекомендациям [1]. Из кривой намагничивания напряженность $H_i \approx 22$ А/м, а $J = (0,6/1,257 \times 10^{-6}) - 22 = 477305$ А/м. Из формулы (4) получим $H_e = 22 + 477305 \times 0,16 = 76391$ А/м. Однако это значение уже меньше $H_e = 98647$ А/м (в 1,29 раза). Величины 127338 и 76391 А/м являются равноотстоящими от $H_e = 98647$ А/м.

Приближение 4. Для приближения к этому значению $H_e = 98647$ А/м подставим его в формулу (4) и найдем сначала намагниченность $J = (H_i + H_e)/N = (38 + 98647)/0,16 = 616781$ А/м, а затем из $J = (B_i/\mu_0) - H_i$ определим $B_i = \mu_0(J + H_i) = 1,257 \times 10^{-6} (616781 + 38) = 0,775341$ Тл. Здесь $H_i \approx (60 + 22)/2 \approx 38$ А/м получено как среднеарифметическое из соответствующих величин H_i последних двух приближений. Заметим, что ею можно и пренебречь (из-за малости).

Особо отметим, что величины B_i и H_i зависят от вида электротехнической стали и ее магнитных свойств. Поэтому вычисленные их значения для другой стали могут отличаться.

Приведенный пример расчета методом последовательных приближений к истинным значениям B_i , H_i или H_e показывает, что рекомендуемые значения внутренней индукции $B_{\text{доп}} = 1,5$ Тл являются весьма завышенными для обеих точек, а $B_{\text{доп}} \approx 0,6$ Тл, наоборот, заниженным. И только при $B_i \approx 0,775$ Тл вычисленные величины H_i и H_e в т. 2 близки к искомым. Рекомендация о значении индукции $B_{\text{доп}} = 1,0$ Тл является правильной для т. 1. Поэтому со всей очевидностью можно сделать вывод о некорректности произвольного выбора значения $B_{\text{доп}}$ без учета величины H_i при расчете площади $S_{\text{мэ}}$, т. к. оно может быть и не достигнуто в действующем поле рассеяния напряженностью H_e .

В случае же переменного магнитного поля напряженность H_i еще меньше (особенно в слабых полях) [9, 10] из-за противодействия намагничиванию магнитных полей микро- и макроскопических вихревых токов, которое трудно рассчитать. Так, например, для стали Э330 эти отличия наблюдаются при значениях индукции до $B_i=1,1$ Тл и напряженности до $H_i=90$ А/м [10].

Кроме того, внешнее поле проникает в такой стержень не на всю его толщину. Глубину проникновения $\Delta_{0,01}$, на которой волна этого поля практически полностью затухает и в ней остается 1 % энергии, можно оценить, например, по формуле [11]

$$\Delta_{0,01} \approx 0,8[\rho/(f \mu_0 \mu_i)]^{0,5}, \quad (6)$$

а если еще остается 13,5 % энергии и она выделяется в виде тепла в глубине стержня, то по эмпирической формуле [1, 3, 7]

$$\Delta_{13,5} \approx 503[\rho/(f \mu_i)]^{0,5}, \quad (7)$$

где ρ – удельное электрическое сопротивление материала стержня ($\approx 0,5$ мкОм м) [10]; $\mu_i = B_i/(\mu_0 H_i)$ – относительная магнитная проницаемость материала стержня. Для сталей с содержанием кремния ~ 3 % максимальная проницаемость $\mu_{i\max} = 4000 \dots 5000$, а с содержанием кремния ~ 4 % $\mu_{i\max} = 8000 \dots 10000$ [10].

Формулы (6, 7) показывают, что глубина проникновения поля или толщина поверхностного слоя стержня, в котором в основном циркулируют вихревые токи, прямо пропорциональна $\sqrt{\rho}$ и обратно пропорциональна $\sqrt{f \mu_i}$.

Чтобы не происходило перекрытие (наложение) встречных волн, которое ухудшает намагничивание, толщина стержня должна быть $\delta \geq 2\Delta_{0,01}$ [11].

Определим приближенно глубину проникновения при $\mu_{i\max} = 5000$ по формуле (6)

$$\Delta_{0,01} \approx 0,8[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 1,257 \times 10^{-6} \times 5000)]^{0,5} = 0,001 \text{ м.}$$

По формуле же (7) глубина проникновения еще меньше

$$\Delta_{13,5} \approx 503[\rho/(f \mu_i)]^{0,5} = 503[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 5000)]^{0,5} = 0,0007 \text{ м.}$$

Тогда (исходя из большего значения $\Delta_{0,01}$) минимальная толщина стержня в радиальном направлении должна быть $\delta \geq 2\Delta_{0,01} \geq 2 \times 0,001 \geq 0,002$ м.

При уменьшении величины μ_i до 500 (в 10 раз) глубина проникновения увеличится только \sim в 3 раза $\Delta_{0,01} \approx 0,8[0,5 \times 10^{-6}/50 \times 1,257 \times 10^{-6} \times 500)]^{0,5} \geq 0,006$ м

В печи ИЧТ-31/7,1 стержень магнитопровода имеет поперечное сечение размером 160×130 мм и площадью $S_M = 0,0208$ м² [2, 3]. Можно видеть, что при $\mu_i = 5000$ его средняя часть с размерами $\sim 158 \times 128$ мм и площадью $\sim 0,02$ м² остается не намагниченной и, как следствие, практически не участвующей в создании и проведении магнитного потока. При $\mu_i = 500$ эта площадь немного меньше $\sim 0,019$ м². Такое значительное расхождение в значениях принятой и рассчитанной нами площади требует адекватного объяснения.

Как уже отмечалось, одним из недостатков дискретного ферромагнитного экрана из 24 стержневых магнитопроводов является наличие воздушных зазоров между ними, через которые поле рассеяния все же распространяется и за пределы экрана.

Суммарная ширина всех стержней равна $0,16 \times 24 = 3,84$ м, а длина внутренней окружности индуктора (с учетом изоляции 20 мм на сторону) при ее диаметре $D_{M1} = D_H + 0,04 = 2,11 + 0,04 = 2,15$ м составляет $3,14 \times 2,15 = 6,75$ м.

При этом на все промежутки между магнитопроводами приходится $6,75 - 3,84 = 2,91$ м (или $\sim 0,12$ м на один). Через них поле рассеяния может распространяться довольно далеко. Для предупреждения этого целесообразно устранить эти промежутки и изготовить магнитопровод кольцевым для полного охвата индуктора снаружи. При этом толщина магнитопровода может уменьшиться со 130 до ~ 71 мм (без изменения массы). Попутно увеличится значение индукции и равномерность ее распределения в рабочей полости индуктора с возможным улучшением эффективности плавки.

Для определения общей площади поперечного сечения кольцевого магнитопровода $S_{M\Sigma}$ найдем сначала его наружный диаметр при расчетной толщине $\delta = 0,02$ м

$$D_{M2} = D_{M1} + 2\delta = 2,15 + 2 \times 0,006 = 2,162 \text{ м.}$$

$$\text{Тогда площадь } S_{M\Sigma} = 0,785(D_{M2}^2 - D_{M1}^2) = 0,785(2,162^2 - 2,15^2) = 0,041 \text{ м}^2.$$

Эта площадь в $0,5/0,041 = 12,2$ раза меньше, чем в печи ИЧТ-31. Если же сохранить $S_{M\Sigma} = 0,5 \text{ м}^2$, то диаметр D_{M2} увеличивается до 2,293 м, а толщина δ до ~ 71 мм.

Масса электротехнической стали плотностью $\gamma \approx 7600 \text{ кг/м}^3$ в стержне составляет [1, 7]:

$$m = S_M k_{\Pi} h_M \gamma = 0,0208 \times 0,93 \times 2 \times 7600 \approx 293 \text{ кг,} \quad (8)$$

а всех стержней $\Sigma m = 293 \times 24 \approx 7032 \text{ кг}$.

Кроме того в методиках [1, 7] проверяют стержни на нагрев и охлаждение после нахождения их массы m и охлаждающей поверхности $S_{\text{охл}}$.

Удельные потери мощности p_c в стержне от нагрева при перемагничивании и вихревыми токами увеличиваются с повышением индукции B_i и частоты f . В печи ИЧТ-31/7,1 для индукции $B_i = 1 \text{ Тл}$, $f = 50 \text{ Гц}$ и стали Э330 они могут составить $p_c \approx 0,6 \dots 0,8 \text{ Вт/кг}$ [10] (в зависимости от толщины листов). А при рекомендованной индукции $B_i = 0,6 \text{ Тл}$ они почти в 2 раза меньше $p_c \approx 0,3 \dots 0,4 \text{ Вт/кг}$.

Тогда полные потери мощности в одном стержне, соответственно [1]

$$P_{1,0} = m p_c \approx 293 \times (0,6 \dots 0,8) \approx 176 \dots 234 \text{ Вт.} \quad (9)$$

$$P_{0,6} \approx 293 \times (0,3 \dots 0,4) \approx 88 \dots 117 \text{ Вт}$$

Однако Егоров А. В. [7] предлагает увеличение этих потерь с помощью коэффициента $k_{\text{доб}} \approx 1,1 \dots 1,8$ вследствие неоднородности магнитного поля и дефектов изготовления магнитопроводов, ссылаясь на данные ВНИИЭТО. При этом получается $P_{1,0} \approx 234 \times 1,8 \approx 421 \text{ Вт}$ и $P_{0,6} \approx 117 \times 1,8 \approx 211 \text{ Вт}$, соответственно.

Считается [1, 7], что для исключения перегрева стержня ($> 80\text{ }^\circ\text{C}$) под влиянием потерь P плотность потерь q_m в стержне при охлаждении на воздухе не должна превышать 750 Вт/м^2 охлаждающей поверхности $S_{\text{охл}}$, которая составляет

$$S_{\text{охл}}=2h_m(a_m + b_m)=2\times 2(0,16+0,13)=1,16\text{ м}^2.$$

Тогда допустимые потери тепла (мощности) должны удовлетворять уравнению [1]

$$P_{\text{доп}}\leq q_m S_{\text{охл}}\leq 1,16\times 750\leq 870\text{ Вт.} \quad (10)$$

Это значительно больше $P_{1,0}\approx 421\text{ Вт}$ и свидетельствует о возможности еще большего нагрева стержней.

Егоров А. В. [7] предлагает определять q_m по формуле (11) и сравнивать ее с допустимой $q_{\text{доп}}=750\text{ Вт/м}^2$

$$q_m=0,5S_mk_{\text{п}}\gamma r_{\text{с}}k_{\text{доб}}/(a_m+b_m)=0,5\times 0,0208\times 0,93\times 7600\times \\ \times 1,8/(0,13+0,16)=456\text{ Вт/м}^2. \quad (11)$$

По его мнению, «...если величина q_m оказывается больше допустимой при принятых условиях работы печи, следует уменьшить принятое значение магнитной индукции $B_{\text{доп}}$, т. е. увеличить площадь S_m поперечного сечения стержня». В рассматриваемом случае $q_m=456\text{ Вт/м}^2$ также значительно меньше $q_{\text{доп}}=750\text{ Вт/м}^2$ и так же свидетельствует о возможности еще большего нагрева стержней.

Еще раз заметим, что изменять произвольно значения индукции $B_{\text{доп}}$ и площади S_m не правильно. Их необходимо просчитывать хотя бы потому, что это приведет к изменению коэффициента размагничивания N (со всеми вытекающими последствиями).

Допустимая температура нагрева стержня магнитопровода $80\text{ }^\circ\text{C}$ рекомендована, по-видимому, для обеспечения длительного срока службы распространенной раньше лаковой изоляции, которая при нагреве до $125\text{ }^\circ\text{C}$ выходит из строя [7]. При использовании современных изолирующих термостойких материалов она представляется заниженной.

Выводы:

1. При расчете параметров стержня магнитопровода необходимо учитывать величину индукции $B_{\text{ер}}$ поля рассеяния в месте его расположения и размагничивающие поля полюсов H_p и поверхностных вихревых токов. Это исключает использование неопределенного понятия магнитного потока.

2. Произвольное назначение величины $B_{\text{доп}}$ без учета действующих значений напряженностей H_e и H_i приводит к искажению понимания фактического процесса намагничивания стержней магнитопровода и неправильному определению их поперечных размеров и массы.

3. Предложенный магнитный расчет показывает возможность значительного уменьшения толщины и массы магнитопровода, а тепловой — только до 2 раз по массе.

4. Размещение стержней вокруг индуктора с воздушным зазором между ними в виде дискретного магнитопровода не локализует в достаточ-

ной степени поле рассеяния в его пределах, а позволяет ему распространяться сквозь эти зазоры.

5. Для более эффективной локализации поля рассеяния целесообразно заменить дискретный магнитопровод сплошным кольцевым, что не только уменьшит распространение поля рассеяния, но и увеличит рабочее поле B_{ep} в полости индуктора за счет более эффективного намагничивания кольцевого магнитопровода, выполняющего и функции экрана.

6. Допустимая температура нагрева магнитопровода может быть повышена до 200°C и более при использовании термостойких изолирующих материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фарбман С. А., Колобнев И. Ф. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. – М.: Metallurgia, 1968. – 496 с.
2. Долотов Г. П., Кондаков Е. А. Печи и сушила литейного производства. – М.: Машиностроение, 1978. – 192 с.
3. Электрические печи для выплавки черных и цветных сплавов. /Л. М. Романов, А. Н. Болдин, А. Н. Граблев, Д. П. Михайлов. – МГИУ, 2007. – 104 с.
4. Вайнберг А. М. Индукционные плавильные печи. – М-Л.: Энергия, 1960. – 456 с.
5. Егоров П. В., Моржин А. Ф. Электрические печи (для производства сталей). – М.: Metallurgia, 1975. – 352 с.
6. Индукционные тигельные печи /Л. И. Иванова, Л. С. Грובהва, Б. А. Сокунов, С. Ф. Сарапулов. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2002. – 87 с.
7. Егоров А. В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии – М.: Metallurgia, 1990. – 280 с.
8. By Gerald V. Brown, Laurence Flax, Eugene C. Itean, James C. Laurence. Axial and radial magnetic fields of thick finite-length solenoids. – Washington: NASA, 1964. – 98s.
9. Кифер И. И. Испытания ферромагнитных материалов. – М.: Энергия, 1969. – 360 с.
10. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы. – М.: Высшая школа, 1976. – 336 с.
11. Индукционные нагреватели /В. А. Русинов, В. К. Мокеев, И. М. Кирпичникова. – Екатеринбург: УрГУПС, 2018. – 143 с.

УДК 621.7

О.В. Кузнецова, М.В. Темлянец, Е.Н. Темлянцева

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

К ВОПРОСУ ОБ УЧЕТЕ НЕРАВНОМЕРНОСТИ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ЗАГОТОВОК ПРИ МАТЕМАТИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПРОЦЕССОВ НАГРЕВА МЕТАЛЛА В МЕТОДИЧЕСКИХ ПЕЧАХ

В статье представлены результаты усовершенствования разработанных ранее математических моделей теплового состояния металла при нагреве в печах под прокатку. В модели включены блоки, позволяющие учитывать неравномерность перемещения заготовок в печи. Для иллюстрации работы моделей приведен пример расчетов.

The article presents the results of improving the previously developed mathematical models of the thermal state of the metal when heated in furnaces for rolling. The model includes blocks that allow to take into account the uneven movement of billets in the furnace. To illustrate the work of the models, an example of calculations is given.

Математическое моделирование получило широкое распространение при исследовании процессов нагрева слябов и заготовок в методических печах толкательного типа и с механизированным подом [1, 2]. Математические модели теплового состояния металла и нестационарных теплообменных процессов (нагрева, окисления, обезуглероживания) применяются для разработки металлосберегающих технологий нагрева стали, осуществления прогнозных расчетов и оценки качества нагрева слябов или заготовок [3 – 8]. На современных методических печах такие модели входят в системы автоматизации и автоматического управления температурным и тепловым режимом работы агрегата [9, 10].

В большинстве случаев при математическом моделировании принимают, что металл равномерно перемещается по длине печи при этом общее время нагрева τ_{Σ} можно определить как отношение длины печи L_{Σ} к скорости перемещения металла v которая имеет постоянное значение, в том числе и в различных зонах (методическая, сварочная, томильная) печи. В реальных условиях действующего производства $v \neq const$ в силу целого ряда причин остановки на стане, согласование производительности печного участка и стана аварийные ситуации и т.п. В общем случае суммарное время нахождения металла в методической печи толкательного типа можно определить по соотношению:

$$\tau_{\Sigma} = \sum_{i=1}^N (\tau_{\text{п}} + \tau_{\text{д}}), \quad (1)$$

где i и N номер и количество (от загрузки до выгрузки металла) ходов толкателя, проталкивающего слябы или заготовки через печь; $\tau_{\text{п}}$ – продолжительность паузы между ходами толкателя; $\tau_{\text{д}}$ – продолжительность перемещения металла толкателем.

$\tau_{\text{д}}$ как правило постоянная величина и зависит от конструктивных особенностей толкателей методической печи. При работе печи с максимальной производительностью $\tau_{\text{п}} \rightarrow 0$ соответственно минимальная продолжительность нахождения металла в печи лимитирована скоростью хода толкателя.

В печах с шагающим подом или шагающими балками суммарное время нахождения металла в печи может быть определено по аналогичному соотношению, однако при этом $\tau_{\text{д}}$ лимитировано скоростью перемещения балок или элементов пода (с учетом вертикального и горизонтального хода), которая так же зависит от конструкции печи. Например для ряда конструкций печей с шагающими балками цикл шагания составляет 56, 58, 62 с [1, 6, 7].

На практике необходимый темп выдачи металла из печи, predetermined производительностью прокатного стана, достигается посредством различной продолжительностью $\tau_{\text{п}}$ пауз между перемещениями слябов или заготовок.

В рамках данной работы проведена модернизация разработанных ранее математических моделей, представленных в работах [5 – 7], с целью учета влияния неравномерности перемещения металла по длине печи на его тепловое состояние. В структуру математических моделей добавлен блок задачи темпа выдачи металла.

Для иллюстрации работы математической модели при равномерно и неравномерном перемещении металла проведена серия многовариантных расчетов для условий нагрева слябов толщиной 0,25 м из стали марки ст2пс в методической печи с шагающими балками длиной 50,4 м. Температура посяда металла 20 °С.

На рисунке 1 представлен профиль печи и температурный режим нагрева слябов.

На рисунке 2 представлены графики ритма перемещения металла по печи при общей продолжительности нагрева 217 мин. При неравномерном перемещении (рисунок 2, а), характерном для реальных промышленных условий, например время нахождения металла в различных точках по длине печи меняется от 70 до 140 с (в 2 раза). При равномерном перемещении (рисунок 2, б идеализированный вариант) время нахождения металла в различных точках по длине печи одинаково и составляет 116,25 с.

Анализ результатов расчетов показывает, что при заданных исходных данных при одинаковой общей продолжительности нагрева темпера-

туры нижней, верхней поверхностей и центра слябов при равномерном и неравномерном перемещении по печи различаются максимум на $-11 \dots +20$ °С (в середине печи 24 – 25 м от окна посада). На выдаче слябов из печи различие этих температур не превышает всего 1 – 2 °С. При циклическом характере изменения темпа выдачи металла его конечное тепловое состояние фактически соответствует тепловому состоянию металла при постоянном темпе выдачи при одинаковой общей продолжительности нагрева.

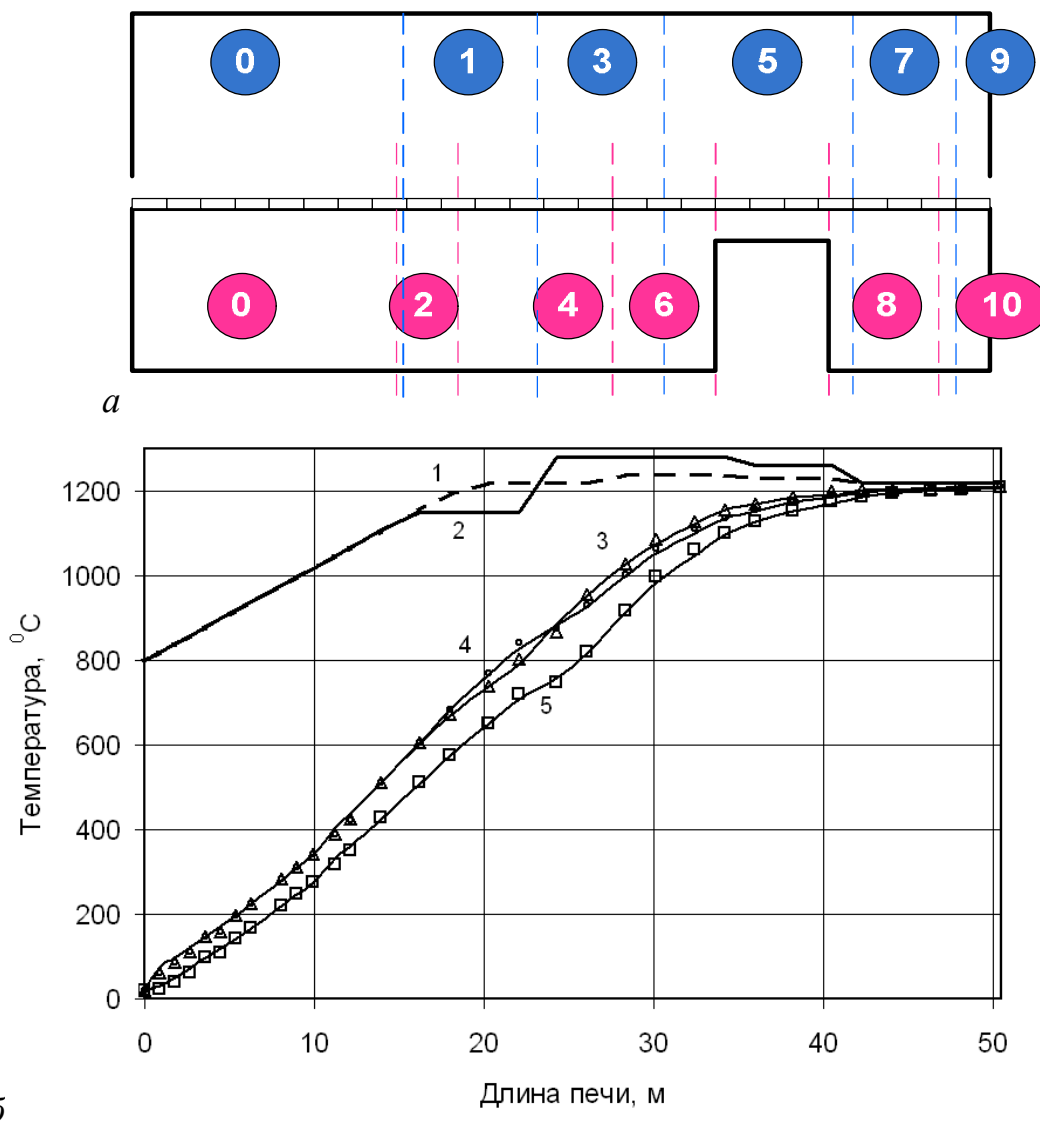
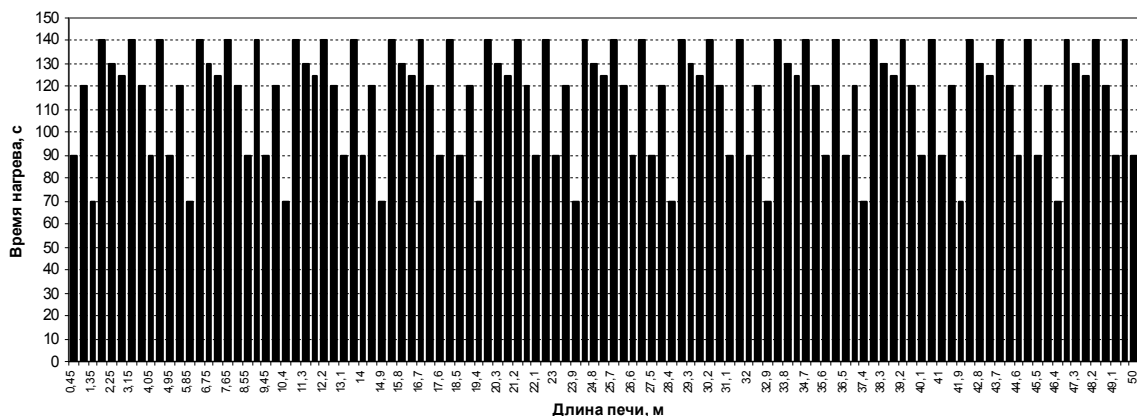
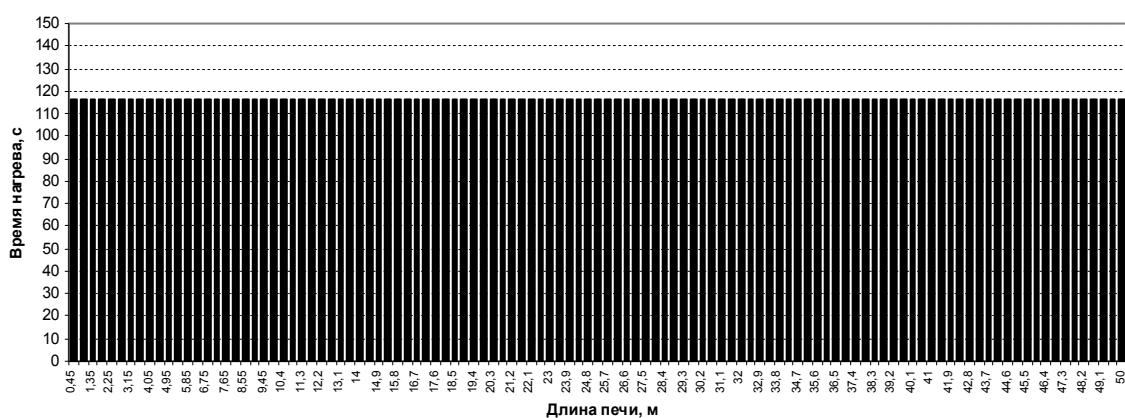


Рисунок 1 – Профиль методической печи и температурный режим нагрева слябов

- а) цифрами показаны температурные зоны печи,
 б) 1 и 2 – температуры нижних и верхних камер печи;
 3, 4, 5 – температура верхней, нижней поверхностей и центра слябов соответственно (линии – равномерное перемещение, точки – неравномерное)



а



б

Рисунок 2 – Графики ритма (*а* – неравномерного и *б* – равномерного) перемещения металла по печи при общей продолжительности нагрева 217 мин

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гусовский В.Л. Современные нагревательные и термические печи (конструкции и технические характеристики) / В.Л. Гусовский, М.Г. Ладыгичев, А.Б. Усачев. – М. : Теплотехник, 2007. – 656 с.
2. Кривандин В.А. Тепловая работа и конструкции печей черной металлургии / В.А. Кривандин, А.В. Егоров. – М. : Металлургия, 1989. – 462 с.
3. Арутюнов В.А., Бухмиров В.В., Крупенников С.А. Математическое моделирование тепловой работы промышленных печей. – М.: Металлургия. 1990. – 239 с.
4. Соколов А.К. Совершенствование и оптимизация нагрева металла в газовых печах методом математического моделирования. – Иваново: ИГЭУ, 2012. – 255 с.
5. Темлянцев М.В., Михайленко Ю.Е. Окисление и обезуглероживание стали в процессах нагрева под обработку давлением. – М.: Теплотехник, 2006. – 200 с.

6. Нагрев стальных слябов / В.Н. Перетятыко, Н.В. Темлянцев, М.В. Темлянцев, Ю.Е. Михайленко. – М.: Теплотехник, 2008. – 192 с.
7. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин. – М.: Теплотехник, 2007. – 279 с.
8. Нагрев под прокатку непрерывно литых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, А.Ю. Сюсюкин, Н.В. Темлянцев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 51-53.
9. Маковский В.А., Лаврентик И.И. Алгоритмы управления нагревательными печами. – М.: Металлургия, 1977. – 183 с.
10. Ревун М.П., Соколов А.К. Моделирование нагрева металла при автоматизированном проектировании и управлении. – Запорожье: ЗГИА, 2000. – 351 с.

УДК 621.771

С.А. Кондрашов, Э.М. Голубчик, Т.Ю. Мартынова

ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», Магнитогорск, Россия

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ХОЛОДНОКАТАННОГО МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ СТАНА 2500

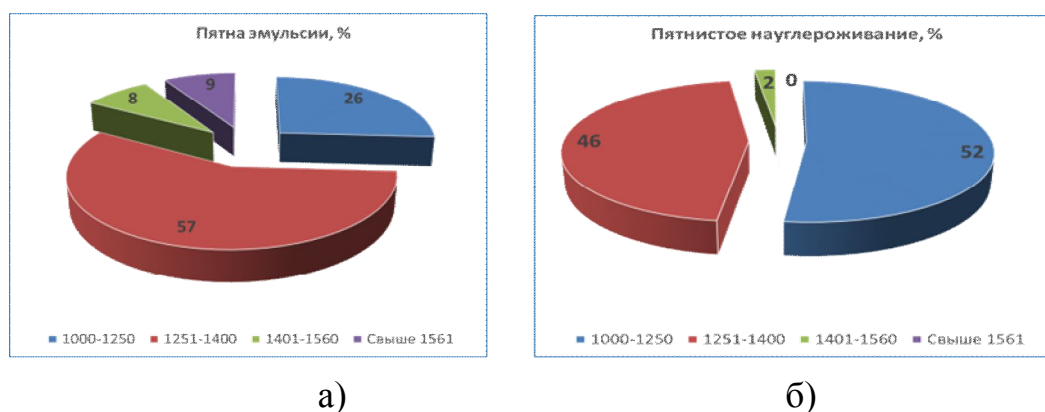
Данная работа посвящена вопросам разработки новой технологии очистки полосы от остатков охлаждающей жидкости во время процесса производства холоднокатанного металла на примере 4-х клетового стана 2500 холодной прокатки, с целью расширения сортамента выпускаемой продукции. Выполнен расчет параметров системы очистки полосы и оборудования системы.

This work is devoted to the development of new technology for cleaning strip from the remnants of the coolant during the production process cold rolled metal, for example 4-stand hot rolling mill 2500 cold rolling, with the aim of expanding the range of products. The calculation of the parameters of the cleaning system bandwidth and system hardware.

В настоящее время одной из основных тенденций развития черной металлургии является коренное улучшение качества металлопродукции в результате внедрения инновационных способов производства металла, а также производство новых марок стали, отвечающих интенсивному развитию мирового рынка машиностроения в различных отраслях. В условиях рыночной экономики, для достижения высокой эффективности использования холоднокатаного листа, особое значение приобретают проблемы повышения его качества [1].

В качестве исследуемого объекта был выбран 4-х клетевой стан холодной прокатки 2500, который является крупным потребителем системы электроснабжения промышленного предприятия черной металлургии [2,3,4,5].

За 2015 год был выполнен анализ дефектов и построены круговые диаграммы (рисунки 1,а и 1, б) для пятен эмульсии, масла, электролита и для пятнистого науглероживания. На данных диаграммах видно, что распределение данных дефектов, на холоднокатаной полосе, по ширине неравномерно.



а) б)
Рисунок 1 – Распределение дефектов по ширине

Существуют различные способы удаления остатков охлаждающей жидкости с прокатываемой полосы на стане холодной прокатки. Один из способов является применение войлока или так называемые миткалевые очистители (сшитые куски ткани), которые находятся в зажимном устройстве и через них протягивается полоса в процессе производства. Недостатком этого метода является то, что часть тягового усилия наматывающего устройства теряется в процессе возникающего трения. Войлок или текстильное волокно сравнительно быстро впитывают в себя стираемую жидкость, при этом постепенно теряют абсорбционные свойства, а тем самым качество стирания со временем снижается. Кроме того, эти материалы постепенно освобождают свои волокна, которые остаются на листе и вызывают поверхностные дефекты прокатанного листа при дальнейшей обработке. Проблемой также является то, что стружка, застрявшая в войлоке

или миткалевым очистителем, может вызвать дальнейшее повреждение листа в виде царапин [6].

Также возможно удаление остатков охлаждающей жидкости методом стирания при помощи стирающих валиков. Окончательный результат стирания, однако, зависит от поверхности рабочих валиков трассы и от собственно стирающих валиков. Но данный метод не является эффективным, так как во время работы происходит наклеивание частиц загрязнений на валики и в дальнейшем на прокатываемую полосу, при этом качество удаления загрязнений с поверхности зависит от ровности листа, его толщины и скорости прокатки.

Для очистки полосы также используются специальные современные системы для обдува полосы, которые разрабатываются как зарубежными, так и отечественными фирмами, включая Siemens, SMS Demag, Spraying System Co. и др. Рассмотрим в качестве примера применение перспективного устройства VakuRoll фирмы Spraying System Co и принцип его работы. Система представляет собой два горизонтально расположенных ролика (рисунок 2).

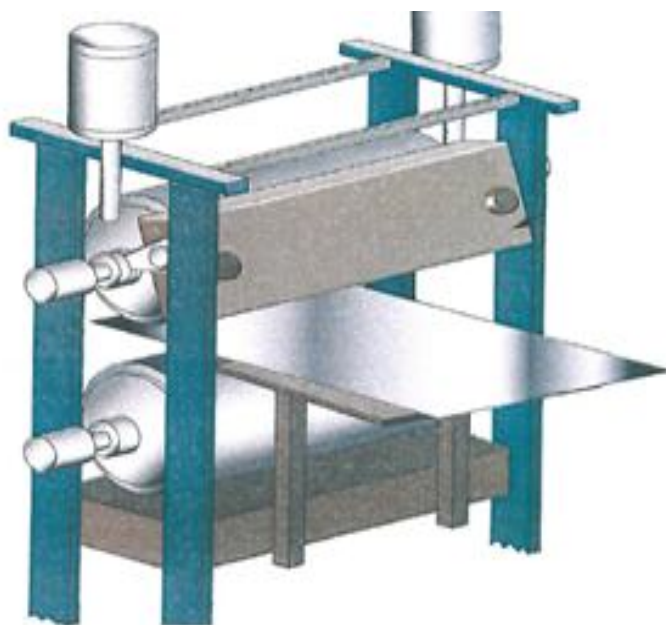


Рисунок 2 – Система VakuRoll с двумя горизонтально расположенными роликами

Принцип работы системы заключается в том, что система создает равномерный вакуум по всей длине ролика, включая его края. По мере удаления охлаждающей жидкости с полосы, она проходит сквозь оболочку ролика. Таким образом, эмульсия и масла втягиваются в поверхность оболочки ролика, а твердые включения захватываются дисками и остаются между ними для предотвращения царапин на полосе. Эмульсия проходит

через полый центр корпуса ролика и в дальнейшем попадает в эмульсионную систему для повторного использования. Но значительным минусом данного решения является завышенная цена, реконструкция оборудования и выбор места для размещения данной системы очистки полосы в выходной части стана холодной прокатки.

Исходя из выше перечисленных методов очистки полосы от эмульсии, рациональным решением является разработка инновационной технологии производства, расчет параметров и внедрение новой системы очистки полосы, основанной на принципе обдувки сжатым воздухом. Данный метод имеет значительный минус в повышенном расходе сжатого воздуха, поэтому данная система разработана таким образом, чтобы учесть все особенности производства холодной прокатки на стане с минимальным расходом сжатого воздуха. При внедрении данная система позволит снизить расход сжатого воздуха более чем в 2,5 раза, по сравнению с действующей на данный момент времени.

Система очистки полосы, основанная на принципе подачи сжатого воздуха состоит из двух частей:

1. Разработка и установка нового плуга для подачи сжатого воздуха, с целью очистки полосы за IV клетью от остатков СОЖ (смазочно-охлаждающая жидкость). На данном плуге необходимо разместить 2 независимые зоны подачи сжатого воздуха для эффективной очистки металла различной ширины от СОЖ (рисунок 3).

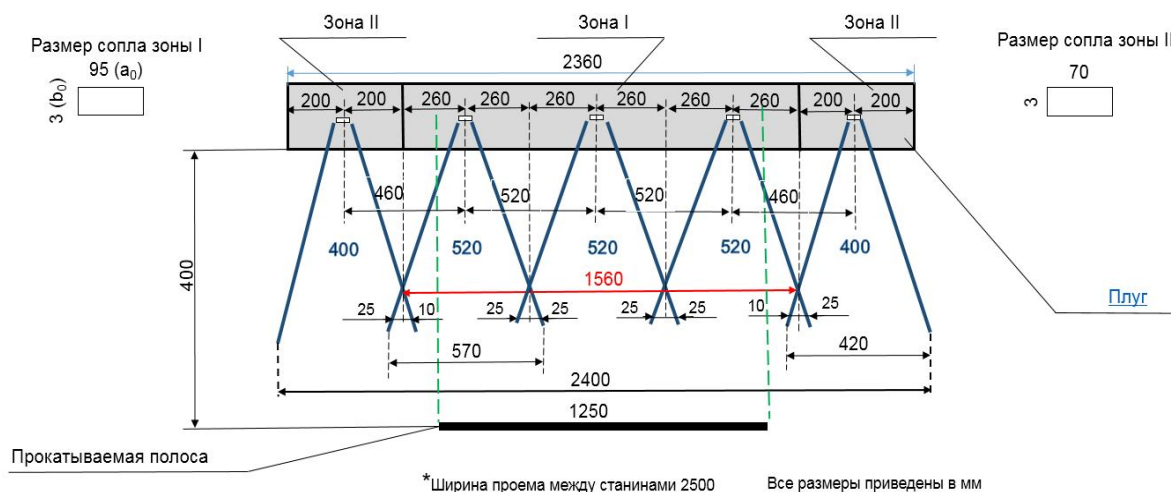


Рисунок 3 – Схема нового плуга для подачи сжатого воздуха

Данное исполнение плуга позволит не только эффективно удалять остатки СОЖ с полосы, но и экономить потребление сжатого воздуха.

2. Изготовление и установка новой конструкции проводкового стола за IV клетью (рисунок 4).

Размеры приведены в мм, толщина штрипса 30+40 мм.

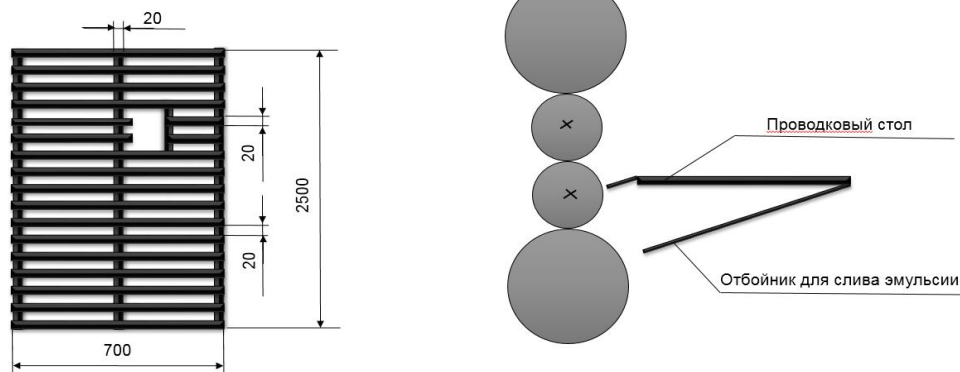


Рисунок 4 – Усовершенствованная конструкция проводкового стола и схема установки

Данное исполнение проводкового стола позволит беспрепятственно поступать эмульсии в картер IV клетки, далее в эмульсионную систему, а также исключает возможность скапливания эмульсии на проводковом столе. Конструкционная особенность данного исполнения проводкового стола позволит исключить попадание эмульсии в картер моталки, за счет установки отбойника под проводковым столом (рисунок 4).

В результате внедрения данных мероприятий, система очистки полосы от СОЖ за IV клетью будет работать согласно (рисунок 5).

Эмульсия, попадающая на проводковый стол, ранее перечисленными методами, не скапливается на нем, беспрепятственно попадая со стола по отбойнику в картер IV клетки, далее в эмульсионную систему. Следовательно, исключается попадание СОЖ на прокатываемую полосу во время работы сдува, при образовании взвихряющихся потоков воздуха.

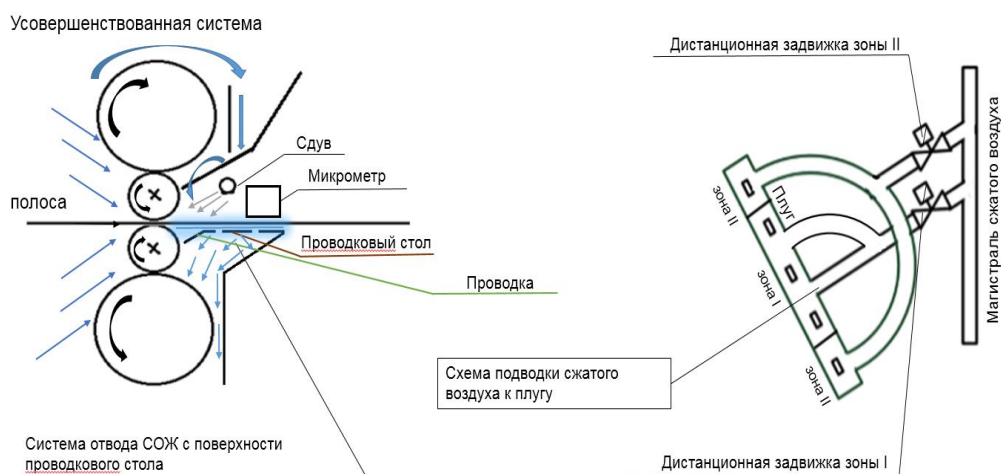


Рисунок 5 – Схема усовершенствованной системы очистки полосы за IV клетью от СОЖ и схема подсоединения плуга к воздушной магистрали

При установке новой конструкции плуга (рисунок 5) планируется исключить риски возникновения взвихряющихся воздушных потоков при работе сдува для очистки прокатываемой полосы от СОЖ. Такое решение исполнения плуга достигается за счет его рассчитанной длины в 2360 мм и зоной охвата сдува в 2400 мм, что меньше ширины проема между станиной, которая составляет 2500 мм. Не менее важным для экономии сжатого воздуха и снижению рисков попадания СОЖ на прокатываемую полосу, является разделение плуга на 2 зоны. 1-я зона (центр) – предназначена для работы сдува при ширине прокатываемой полосы в диапазоне от 1000-1560 мм, 2-я зона (края) – подключается для прокатки полосы шириной свыше 1561 мм. Для оперативного включения и выключения подачи сжатого воздуха предусмотрено дистанционное открывание и закрывание задвижки 1-й и 2-й зон сдува, блок управления которыми, установлен на главном посту 4-х клетового стана (рисунок 5).

Исходя из условий и особенностей, в которых будет работать сдув, на плуге выполняются отверстия прямоугольного сечения.

Плоские струи образуются при истечении из вытянутых прямоугольных отверстий с отношением сторон $a_0/b_0 > 5$. Образующаяся при истечении из вытянутого прямоугольного отверстия струя потока сжатого воздуха рассчитывается как плоская на расстоянии $x < 6a_0$, где a_0 - размер большей стороны прямоугольного отверстия, x – расстояние от сопла до полосы.

Выполнен расчет параметров плуга:

Для зоны I:

$$a_0 = 95 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}, x = 400 \text{ мм}.$$

$$x < 6a_0, \quad (1)$$

где a_0 – размер большей стороны прямоугольного отверстия; x – расстояние от сопла до полосы.

Исходя из формулы зона покрытия сжатым воздухом одного сопла:
 $6 \cdot 95 = 570 \text{ мм}$.

С целью исключения попадания эмульсии на полосу между зонами покрытия сопел, необходимо расположить сопла в зоне I на расстоянии в 520 мм друг от друга, для обеспечения зоны перекрытия в 25 мм с каждой стороны.

Расстояние от сопла плуга до прокатываемой полосы принимаем 400 мм, для обеспечения необходимых параметров, исходя из формулы: $x < 6a_0$, $400 < 570$.

Для зоны II:

$$a_0 = 70 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}, x = 400 \text{ мм}.$$

Исходя из формулы зона покрытия сжатым воздухом одного сопла:
 $6 \times 70 = 420 \text{ мм}$.

сжатого воздуха 0,770); α_1 – коэффициент расхода, соответствующий площади F , для газообразных сред (0,66); F – площадь сечения сопла, мм²; p_1 – давление перед соплом, МПа; ρ – плотность сжатого воздуха, кг/м³.

$$\rho = \frac{(P_1 + 0,1) \times 10^6}{B_4 R T_1}, \quad (3)$$

где B_4 – коэффициент сжимаемости реального газа (для воздуха 1); R – газовая постоянная (для воздуха 287); T_1 – температура рабочей среды перед соплом, К.

$$\rho = \frac{(0,51 + 0,1) \times 10^6}{1 \times 287 \times 283} = 7,51 \text{ кг/м}^3 ;$$

$$G = 3,16 \times 0,77 \times 0,66 \times (95 \times 3) \sqrt{(0,51 + 0,1) \times 7,51} = 979,63 \text{ кг/час} .$$

После того, как по формуле выше рассчитан массовый расход воздуха, его можно перевести в объемный, разделив полученное значение на плотность воздуха, то есть примерно на 1,2 кг/м³.

$$V = 979,63 \div 1,2 = 816,36 \text{ м}^3/\text{час}$$

(При снижении температуры сжатого воздуха в магистрали плотность увеличивается и расход возрастает, при 0° С расход в зоне I равен 831 м³/час)

Объем воздуха проходящий через одно сопло за 5996 часов работы стана:

$$V^I = 816,36 \times 5996 = 4894886,77 \text{ м}^3 = 4894,89 \text{ тыс. м}^3$$

При полной работе зоны I (3 сопла в работе) за 5996 часов:

$$V_{\text{п.р.}} = 4894,89 \times 3 = 14684,66 \text{ тыс. м}^3$$

Для зоны II.

$$a_0 = 70 \text{ мм}, b_0 = 3 \text{ мм}.$$

Ширина покрытия сдувом одного сопла 420 мм ($6a_0$), для покрытия ширины свыше 1561 мм, на плуге необходимо распределить 2 сопла на расстоянии 460 мм от крайнего сопла зоны I. Зона перекрытия воздушных потоков составит 10 мм, для исключения формирования тонкой струи СОЖ на полосе, между зонами покрытий сопла (рисунок 7).

$$G = 3,16 \times 0,77 \times 0,66 \times (70 \times 3) \sqrt{(0,51 + 0,1) \times 7,51} = 721,83 \text{ кг/час}$$

$$V = 721,83 \div 1,2 = 601,53 \text{ м}^3$$

Затраченное время на производство металла шириной свыше 1561 мм за 2015 год, рассчитан исходя из отношения общего количества тонн на средний горячий час по данному диапазону ширины.

$$t=50826.96/288.37=176.3\text{ часа}$$

Расход воздуха на производство широкого металла составит (при работе 2-х сопел):

$$G_{\text{ш}}=3601,53 \times 2 \times 176,3=212098,6\text{ м}^3=212,1\text{ тыс. м}^3$$

В результате:

Расход воздуха при работе зоны I, с подключением зоны II:

$$G_{\text{общ}}=14684,66+212,1=14896,76\text{ тыс. м}^3$$

Расход воздуха при постоянной работе 2-х зон, на протяжении 5996 часов:

$$G_{\text{общ}}^I=14684,66+((601,53/1000) \times 2 \times 5996)=14684,66+7213,52=21898,18\text{ тыс. м}^3$$

Расход воздуха на действующей в данный момент систем, составляет 38235 тыс.м³ за 2015 год (по данным экономиста).

Следовательно, при подключаемой зоне II для производства широкого металла, экономия сжатого воздуха составит:

$$G_{\text{э}}=38235-14896,76=23338,24\text{ тыс. м}^3$$

По данным экономиста стоимость 1 тыс. м³ = 359,8 руб.

Экономия при работе зоны I, на протяжении 5996 часов и подключении зоны II на 176,3 часа, в рублях составит:

$$\text{Э}_{\text{с.в.}}=23338,24 \times 359,8=8397099,15\text{ руб}=8,4\text{ млн. руб}$$

Снижение потребления сжатого воздуха:

$$G_{\text{р.с.в.}}=38235/14896,76=2,57$$

При непрерывной работе зоны I зоны II в течении 5996 часов работы стана:

$$G_{\text{э}}^I=38235-21898,18=16336,82\text{ тыс. м}^3$$

Снижение потребления сжатого воздуха при работе зоны I и зоны II на протяжении 5996 часов:

$$G_{\text{р.с.в.}}^I=38235/21898,18=1,75$$

Экономия при непрерывной работе зоны I и зоны II, на протяжении 5996 часов, в рублях составит:

$$\mathcal{E}_{\text{с.в.}}^I = 16336,82 \times 359,8 = 5877988,67 \text{руб} = 5,9 \text{млн.руб.}$$

Таким образом, применение инновационной технологии производства автолиста повышенного качества 4-х клетового стана холодной прокатки позволит снизить расход сжатого воздуха более чем в 2,5 раза, по сравнению с действующей на данный момент времени системой и существенно расширить сортамент выпускаемой продукции.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Матюк В.Ф. Влияние технологии производства листового проката низкоуглеродистых качественных сталей на их структурное состояние и взаимосвязь между механическими и магнитными свойствами // Неразрушающий контроль и диагностика. 2011. №1. С. 3-31.

2. Реконструкция цеха холодной прокатки полос / Р.С. Тахаутдинов, В.Е. Злов, А.В. Горбунов и др. // Сталь. 2004. №12. С. 68-71.

3. Буланова О.В. Способ представления асинхронных двигателей при расчете переходных режимов короткого замыкания с целью анализа влияния тока подпитки на динамическую устойчивость/ Малафеев А.В., Буланова, Ротанова Ю.Н// Вести высших учебных заведений Черноземья. – 2008. – №3. – С. 43-45.

4. Малафеев А.В. Анализ переходных режимов систем электроснабжения промышленных предприятий, имеющих в своем составе объекты малой энергетики. / Буланова О.В., Малафеев А.В., Ротанова Ю.Н., Тарасов В.М// Промышленная энергетика. – 2010. – № 4. – С. 22-28.

5. Исследование влияния ввода в работу перспективной воздушной линии на режимы промышленного энергетического узла Кондрашова Ю.Н., Газизова О.В., Гладышева М.М., Галлиулин И.М. Международный научно-исследовательский журнал. - 2014. № 4-2 (23). С. 35-37.

6. Methodology of calculation of the reliability indexes and life time of the electric and mechanical systems. Karandaev A.S., Khramshin V.R., Evdokimov S.A., Kondrashova Yu.N., Karandaeva O.I.B сборнике: Proceedings of 2014 International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems, MEACS 2014. С. 1-6.

7. <http://www.arktika.ru/catalog/VozdRasUkazania-100210.pdf>

8. ГОСТ 12.2.085-2012 Сосуды, работающие под давлением. Клапаны предохранительные. Приложение А.

9. http://www.megapascal.ru/info/rashod_szhatogo_vozduha/.

УДК 625.143.48

Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, Р.Е. Крюков

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ СВАРКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Рассматриваются современные проблемы контактной стыковой сварки рельсов. Описаны способы получения равнопрочного сварного соединения, используемые в России и за рубежом. Предложен новый способ сварки, позволяющий получать сварной стык с повышенными эксплуатационными свойствами.

Modern problems of contact butt welding of rails are considered. The methods of obtaining an equal-strength welded joint used in Russia and abroad are described. A new method of welding, allowing to obtain a welded joint with high performance properties.

Сегодня в РФ на рельсосварочных предприятиях (РСП) сварка рельсов выполняется в основном способом контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением. Используется оборудование отечественного производства – МСР-6301 (ЗАО "Псковэлектросвар"), и украинского производства – К1000, К1100 (ПАО «КЗЭСО»). Технология сварки рельсов производится согласно требованиям ТУ 0921-312-01124323 и требованиям СТО РЖД 1.08.002. Технологический процесс выполняется в следующей последовательности: доставка и разгрузка рельсов на склад сырья, входной контроль и подача рельсов на технологическую линию, зачистка контактных поверхностей рельсов перед сваркой, обрезка рельса требуемой длины (при необходимости), сверловка болтовых отверстий, сварка рельсов контактной стыковой сваркой рельсовую в плеть, правка сварных стыков в горячем состоянии, грубая шлифовка сварных стыков по всему контуру, термообработка сварных стыков, воздушно-водяное охлаждение сварных стыков, правка сварных стыков в холодном состоянии, чистовая шлифовка головки рельса в зоне стыка, охлаждение сварного стыка, ультразвуковой контроль сварных стыков, подача сваренных рельсов на транспортер распределитель рельсовых плетей, погрузка рельсовых плетей на рельсовозный состав.

Сварные стыки рельсовых плетей, обязательно подвергаются термической обработке на индукционных установках УИН-001-100/РТ-С и УИН-001-100/РТ-П (далее УИН), производимых предприятием ООО «Магнит

М». Ранее для термической обработки использовались установки ИТТЗ-250/2,4 с источником питания мощностью 250 кВт, мощность источника питания установок УИН составляет 100 кВт при одинаковой скорости нагрева сварного стыка рельса. Наиболее существенным изменением является замена воздушно-водяной смеси, используемой в качестве закалочной среды на установках ИТТЗ-250/2,4 на сжатый воздух в установках нового поколения. Использование сжатого воздуха обеспечило более качественную термическую обработку сварных стыков, что является особо актуальным в связи с расширением применения на отечественных железных дорогах легированных сталей, в том числе легированных хромом. Для этих сталей закалочное охлаждение воздушно-водяной смесью способствует получению структур с наличием мартенсита, что резко снижает сопротивление рельсов усталостному и хрупкому разрушению рельсовой стали [1].

При всех положительных воздействиях термической обработки с применением закалочной среды в виде сжатого воздуха у современных индукционных установок имеется ряд недостатков, которые связаны с: появлением новых зон термического влияния при местном нагреве сварных стыков при термической обработке; односторонним охлаждением только со стороны головки, что приводит к ухудшению прямолинейности сварных стыков после охлаждения; недостаточной глубиной прогрева сварных стыков при термической обработке.

Локальная термическая обработка сварного стыка приводит к увеличению и появлению новых зон термического влияния по сравнению с зонами при сварке рельсов контактным способом без термической обработки. Увеличение линейной величины зон после термической обработки в головке рельса на расстоянии порядка 40-47 мм от сварного стыка и в его подошве на расстоянии 70-75 мм приводит к снижению механических свойств сварного стыка [1- 3].

Технология контактной стыковой сварки рельсов за рубежом не предполагает термообработки рельсовых стыков после сварки, высокие показатели механических свойств сварного соединения обеспечиваются способом сварки [4- 6]. В работе [6] проведено исследование процесса контактной стыковой сварки оплавлением рельсов на оборудовании компании Shlatter, стационарной рельсосварочной машине GAA 100. Получены термические циклы сварки рельсов с помощью термопар установленных на образце рельса конденсаторной сваркой. На рисунках 1 и 2 показаны термические циклы в точках P_{10} , P_{11} , P_{12} и P_{13} . Точка P_{10} находится ближе всех к плоскости оплавления, на расстоянии 2 мм от нее, точка P_{11} на расстоянии 16 мм, P_{12} – 25 мм и P_{13} – 45 мм. Все точки располагаются на головке рельса.

Процесс разделяют на три этапа. Первый этап – разогрев свариваемых поверхностей, второй этап – фактическая сварка, третий этап – охлаждение сварного соединения. Первый этап разогрева в свою очередь делят еще на

три этапа: 1. «намеренное оплавление», 2. «предварительное нагревание» и 3. «оплавление». Второй этап фактической сварки является осадкой под током. Во время последнего третьего этапа после сварки применяется термообработка подобно предварительному подогреву для снижения скорости охлаждения после сварки – производят пропускание электрического тока через сварной стык несколькими импульсами.

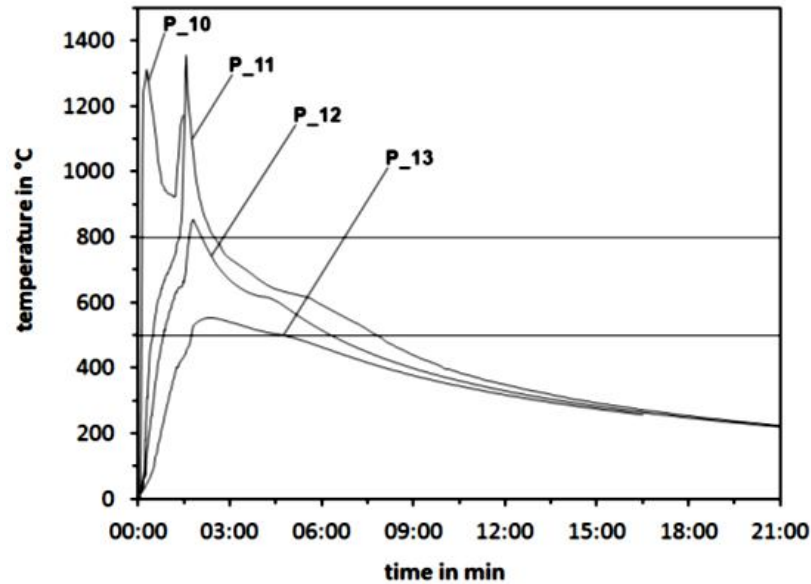


Рисунок 1 – $T(t)$ всего процесса сварки в точках P10, P11, P12 и P13 на головке рельса

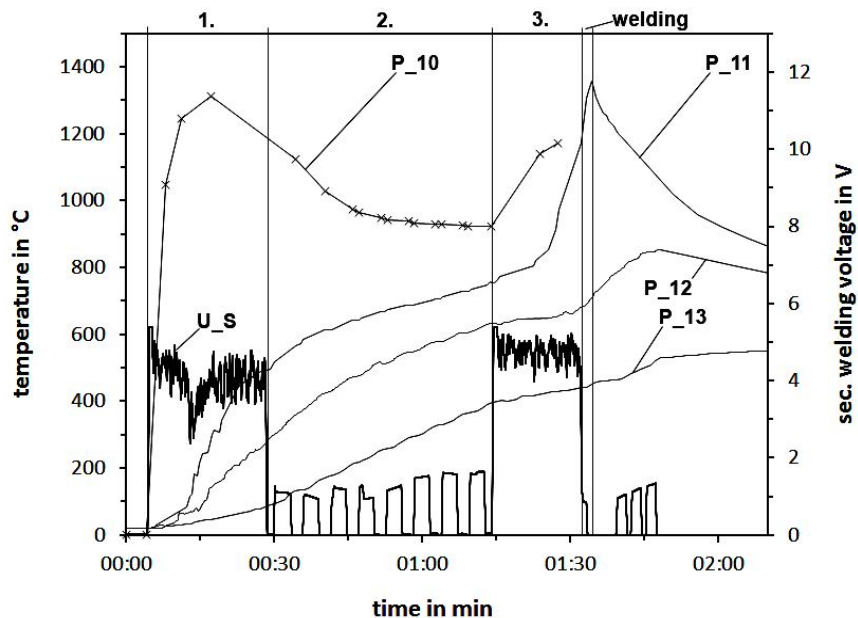


Рисунок 2 – $T(t)$ и $U_s(t)$ на этапе нагрева в точках P10, P11, P12 и P13

Из термических циклов, показанных на рисунке 2, видно, что данные импульсы тока предназначены лишь для снижения скорости охлаждения,

так как импульсы тока производятся при высоких значениях температур. Это необходимо для того, чтобы избежать образование закалочных структур в металле сварного соединения, но при этом длительное пребывание металла шва в области высоких температур способствует росту зерна аустенита, что в свою очередь приводит к снижению механических свойств.

В СибГИУ разработан более совершенный способ, который заключается в том, что после осадки и охлаждения сварного стыка в момент достижения необходимой температуры удерживается заданная температура, путем пропускания импульсов переменного электрического тока через сварной стык. Температура выдержки выбирается исходя из получения более мелкодисперсной структуры металла шва (рисунок 3). Время выдержки определяется инкубационным периодом образования необходимой структуры и регулируется количеством импульсов тока.

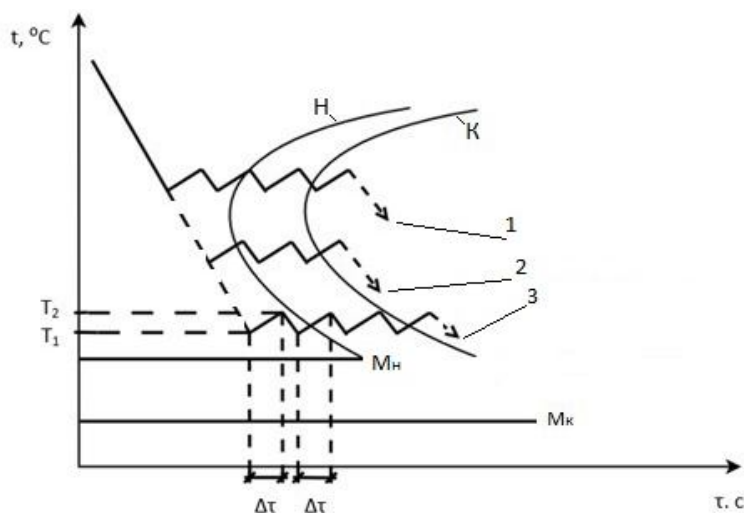


Рисунок 3 – Схема изотермического распада аустенита с различными режимами термообработки заготовки после сварки для получения структуры перлита (1), сорбита (2) или бейнита (3)

В процессе охлаждения стали в аустенитном состоянии (из области высоких температур) превращение аустенита происходит только после его переохлаждения ниже эвтектоидной температуры $A_{\Gamma_1} = 727^\circ\text{C}$, что объясняется изменением свободной энергии фаз и структур сплавов при нагреве и охлаждении. При низких температурах меньшим запасом свободной энергии обладает перлит по сравнению с аустенитом, поэтому при переохлаждении стали аустенит превращается в пластинчатый перлит (ферритно-цементитную смесь). Чем больше степень переохлаждения аустенита, тем мельче образуемая из него ферритно-цементитная смесь. Полученные перлитные структуры зависят от температуры. При малой степени переохлаждения аустенита в интервале температур $727 - 650^\circ\text{C}$ получается перлит. При большей степени переохлаждения в интервале температур $650-600^\circ\text{C}$ после превращения аустенита образуется сорбит (более мелкая, чем пер-

лит, пластинчатая ферритно-цементитная смесь). При еще больших степенях переохлаждения в интервале температур 600-500 °С получают троостит (более тонкопластинчатая ферритно-цементитная смесь по сравнению с сорбитом) [7- 9]. На данный способ сварки рельсов получен патент на изобретение [10].

Выводы:

1. Проведен анализ используемых в настоящее время технологий послесварочной термообработки сварного шва железнодорожных рельсов.

2. Предложен способ, обеспечивающий требуемую микроструктуру при сварке без дополнительной термообработки; исключаящий дефекты в сварном шве и околошовной зоне; снижающий длительность процесса получения сварного соединения и обеспечивающий требуемые механические свойства сварного соединения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Резанов В.А. Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов: [Текст] / В.А. Резанов, В.М. Федин, А.В. Башлыков, А.И. Фимкин, С.К. Земан // Вестник ВНИИЖТ. – 2013. – № 2. – С. 28 – 34.

2. Борц А.И. О новой технологии производства рельсов в России и перспективах ее развития / А.И. Борц, Е.А. Шур, А.В. Сухов // Неделя металлов в Москве, 8-11 ноября 2016 г.: Сборник трудов конференции. – М., 2017. – С. 274-283.

3. Абдурашитов А. Ю. Сравнение надежности дифференцированно и объемно термоупрочненных рельсов / А. Ю. Абдурашитов, А. И. Борц, А. В. Сухой, Е. А. Шур // Железнодорожный транспорт. – 2017. - № 7. – С. 37-44.

4. Mitsuru F. Rail flash-butt welding technology/ F. Mitsuru, N. Hiroaki, N. Kiyoshi// JFE Technical Report. – 2015. – № 20. – P. 159 – 163.

5. Saita K. Trends in rail welding technologies and our future approach/ K. Saita, K. Karimine, M. Ueda, K. Iwano, T. Yamamoto, K. Hiroguchi // Nippon steel & sumitomo metal technical report. – 2013. – № 105. – P. 84 – 92.

6. Temperature field evolution during flash-butt welding of railway rails/ L. Weingrill, J. Krutzler , N. Enzinger // Materials Science Forum, Volume 879, pp 2088-2093, May 2016 || doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.879.2088

7. Козырев Н. А. Современные технологии сварки железнодорожных рельсов / Н. А. Козырев, Р. А. Шевченко, А. А. Усольцев, Р. Е. Крюков, С. В. Князев // Черная металлургия: Бюл. ин-та “Черметинформация”. – 2018. – № 2. – С. 62–68.

8. Шевченко Р. А. Расчет оптимальных режимов электроконтактной сварки железнодорожных рельсов / Р. А. Шевченко, Н. А. Козырев, П. Е. Шишкин, Р. Е. Крюков, А. А. Усольцев // Вестник горно-металлургической

секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. – Новокузнецк: СибГИУ, – 2016. – № 37. – С. 175 - 180.

9. Shevchenko R.A. Calculation of optimal modes for electric-contact welding of rails of mine haulage tracks / R.A. Shevchenko, N.A. Kozyrev, A.A. Usoltsev, R.E. Kriukov, P.E. Shishkin // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, Volume 84 (2017) 012023|| doi :10.1088/1755-1315/84/1/012023

10. Пат. 2641586 МПК⁸ В23 К11/04 В 23 К101/26 С21D 9/50 С21D9/04 Способ контактной стыковой сварки рельсов / Протопопов Е.В., Козырев Н.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Фейлер С.В., Усольцев А.А.; ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». - № 2016148124/02(077314), Заявл. 07.12.2016

**ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

УДК 66.094.2

А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, И.В. Ноздрин

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКАЯ АТТЕСТАЦИЯ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩЕГО ТЕХНОГЕННОГО СЫРЬЯ

В данной работе проведено исследование физико-химических характеристик прокатной окалины и обезвоженного шлама газоочистки кислородно-конвертерного производства для оценки технологической целесообразности применения их в процессах металлзации.

In this work the research of physical and chemical characteristics of rolling scale and the dehydrated slime of gas purification of oxygen and converter production for assessment of technological expediency of their application in metallization processes is conducted.

Введение

В настоящее время известны следующие технологические варианты металлзации различного сырья [1-4]:

1) Получение частично металлзованных материалов для доменных печей.

2) Получение металлзованного продукта (губчатого железа) в твердом виде для переплавки в сталеплавильных агрегатах (температура 500-1000 °С).

3) Получение металлзованного продукта в пластическом состоянии (получение кричного железа) для различных целей, в том числе как вариант пирометаллургического обогащения труднообогатимых, бедных и комплексных руд (температура 1100-1400 °С).

4) Получение жидкого металла (чугуна или полупродукта) для переплава в сталеплавильных печах (температура выше 1200-1400 °С).

Основными твердофазными процессами металлзации являются процессы Midrex, HyL, Danarex, Finmet и др. [5-9], а основными жидкофазными процессами восстановления железа – Corex, Finex, Ромелт, Ausmelt, HIs melt, TECHNORED и др. [2 - 4].

Металлзация мелкозернистых и порошкообразных оксиджелезосодержащих отходов является важным направлением в металлургии. По данным Всемирной ассоциации производителей стали (World Steel Association) [10] производство железа прямого восстановления за последние 10 лет выросло в мире на 18 %, в России – на 66 %, что говорит о чрез-

вычайно динамическом развитии данного направления. Особенно актуальной металлизация является для мини-заводов в связи с отсутствием в их составе агломерационного производства, позволяющего металлургическим предприятиям полного цикла перерабатывать прокатную окалину, шламы доменного и сталеплавильного производств и другие оксиджелезосодержащие отходы. Актуальность проблемы обусловлена значительным количеством мини-заводов в мире – порядка одной тысячи [11], и, соответственно, значительным объемом образования оксиджелезосодержащих отходов. По прогнозам, в 2020 году более 50 % мирового производства стали будет обеспечено именно мини-заводами. На территории бывшего СССР уже построено 7 мини-заводов: в России (Комсомольск-на-Амуре, Калуга, Саратовская, Ростовская и Тюменская области), в Белоруссии (Жлобин) и в Молдавии (Кишинев) [11, 12].

Для исследования процессов металлизации оксиджелезосодержащего техногенного сырья необходимо их физико-химическая аттестация. В качестве объекта исследования выбраны прокатная окалина и шламы газоочистки кислородно-конвертерного цеха № 1 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» (шлам ККЦ). Эти материалы исследовались и ранее рядом авторов [13-16], но приведенные данные либо противоречивы, либо недостаточно полны.

Цель исследования

Целью настоящей работы является исследование физико-химических характеристик прокатной окалины и обезвоженного шлама газоочистки кислородно-конвертерного производства (химического, гранулометрического и фазового составов, плотности) – перспективного техногенного оксиджелезосодержащего сырья для получения металлизированных брикетов, востребованных в производстве стали.

Общая характеристика материалов и методы их исследования

Прокатная окалина образуется в результате вторичного окисления поверхностного слоя металла при нагреве перед прокаткой. При нагреве 1 т стали образуется примерно 25-30 кг окалины (2,5-3,0 %) [8]. По данным Всемирной ассоциации производителей стали (World Steel Association) [5], в мире ежегодно образуется до 50 млн. т прокатной окалины, в России – до 1,5 млн. т. На площадке строительного проката АО «ЕВРАЗ ЗСМК» за год образуется примерно 200 тыс. т прокатной окалины. По данным [6], в среднем на одном металлургическом мини-заводе производится 1,0-1,5 млн. т стального проката, следовательно, образуется примерно 25-45 тыс. т прокатной окалины.

В настоящее время стандартной является следующая схема технологического обращения с прокатной окалиной.

1) Окалина первичных отстойников. Окалина является продуктом окисления наружного слоя раскаленного металла. Как правило, технологи-

ческая линия прокатных станов представляет собой цепь последовательно соединенных звеньев: нагревательная печь (колодец) – черновая группа клетей – чистовая группа клетей – оборудование для порезки проката – холодильник. Все звенья технологически связаны рольгангами. По всей технологической цепочке предусмотрены специальные подстановые тоннели, куда поступает использованная после охлаждения оборудования стана вода. Сюда же попадает и отделенная от прокатываемого металла окалина. Отделение окалины производится по всей технологической линии. После нагрева в печи или колодце слиток поступает на приемный рольганг, где предусмотрен отбойник окалины. Окалина удаляется также гидросбивом, паровзрывным способом, окалиноломателями. Вся отделенная окалина поступает в подстановый тоннель и транспортируется водой в первичный отстойник окалины, расположенный в цехе и представляющий собой железобетонный колодец прямоугольной формы с двумя рукавами — подводящим и отводящим. В отстойнике осаждаются наиболее крупные частицы окалины размером до 2,5 мм при среднем диаметре частиц 0,5-0,7 мм. Частицы окалины имеют пластинчатую форму. При истинной плотности 4,6-4,9 г/см³ насыпная плотность составляет 1,57-1,37 г/см³. При большом поступлении смазочных материалов в отстойники в окалине обнаруживаются нефтепродукты, что отрицательно влияет на дальнейшую ее утилизацию. В этой окалине содержится до 1,74-3,8 % масел. Из первичного отстойника окалина отгружается грейферным краном в вагоны.

2) Окалина вторичных отстойников. После первичных отстойников вода с мелкими частицами окалины (менее 0,1 мм) поступает на промежуточную насосную станцию, а от нее под давлением подается на вторичные отстойники. Как правило, это многосекционные горизонтальные отстойники. На отстойнике предусмотрена система маслоудаления. Окалина вторичных отстойников содержит повышенное количество нефтепродуктов и воды, что затрудняет ее подготовку и утилизацию. По этой причине этот материал утилизируется в среднем всего на 75,1 %. Окалина из отстойника отбирается грейферным краном. Часть более крупной окалины отбирается из карманов секций и складывается на специальную площадку для подсушивания. По мере поступления вагонов она отгружается потребителям. Содержание нефтепродуктов в этой окалине составляет 1,8 %. Другая часть более мелкой окалины с содержанием нефтепродуктов до 15 % складывается в бетонном бункере и периодически вывозится в отвал.

Наиболее широкое применение окалина нашла в агломерационном производстве в качестве железосодержащего компонента аглошихты.

Шламы кислородно-конвертерного производства образуются при мокрой газоочистке конвертерных газов. Шламы относятся к богатым ($Fe_{общ} = 55\div 67 \%$) или относительно богатым железом ($Fe_{общ} = 40\div 55 \%$). При мокрой газоочистке образуется 10-30 кг шламов на 1 т выплавляемой

стали (1-3 %) [9]. Следовательно, в мире образуется примерно 14,0 – 38,0 млн. т шламов ККЦ, в России – 0,5 – 1,5 млн. т.

В настоящее время стандартной является следующая схема технологического обращения со шламами ККЦ. Шлам образуется в результате разбрызгивания сверху потока технической воды на подающиеся в скруббер снизу конвертерные газы, содержащие высокодисперсную пыль. Утилизация суспензии шлама проводится следующим образом. Шлам передается на комплекс обезвоживания, состоящий из радиального отстойника, вакуум-фильтров и сушильного барабана. В радиальном отстойнике происходит сгущение шламовой пульпы с 200 до 600 г/л, в вакуум-фильтре суспензия шлама фильтруется до влажности 32-36 %, в сушильном барабане шламовая паста сушится при температуре 110-120 °С до влажности 8-10 %. Обезвоженный шлак отгружается потребителю, а осветленная вода доочищается на магнитно-водных сепарационных установках и возвращается в оборотный цикл газоочистки.

Наиболее широкое применение обезвоженный шлак нашел в агломерационном производстве в качестве железосодержащего компонента аглошихты. Удельный расход шлама может достигать 200 кг/т агломерата. Однако существенным недостатком данной технологии является тот факт, что в получаемом агломерате повышается содержание цинка и свинца, что недопустимо вследствие значительного влияния указанных примесей на кладку доменных печей. В связи с этим, предлагается ряд альтернативных технологий, таких, как схема с термообработкой шлама в барабанной вращающейся печи, схема с обработкой шлама азотнокислым отработанным травильным раствором на станции нейтрализации, а также комбинированная двухстадийная схема с твердофазной металлизацией и удалением цинка из шлама и дальнейшее жидкофазное восстановление частично металлизированного полупродукта. Но некоторые металлургические комбинаты, в частности АО «ЕВРАЗ ЗСМК», часть шлама сбрасывают в шламохранилища. Так, в шламохранилище АО «ЕВРАЗ ЗСМК» накоплено около 2,7 млн. т железа в составе железосодержащих шламов.

Следует отметить, что шламы газоочистки разных кислородно-конвертерных цехов значительно различаются по свойствам ввиду того, что используются различные технологии плавки, а также существует три технологии отвода и очистки отходящих конвертерных газов:

- 1) системы, работающие с подсосом воздуха через зазор между конвертером и котлом-охладителем и полным дожиганием в последнем оксида углерода, т.е. с коэффициентом расхода воздуха $\alpha > 1$;
- 2) системы, работающие без доступа воздуха в газовый тракт и без дожигания оксида углерода, т.е. при $\alpha < 0,15$;
- 3) системы, работающие с частичным дожиганием оксида углерода в котле-охладителе конвертерных газов, т.е. при $1 > \alpha > 0$.

При выборе между шламами ККЦ-1 и ККЦ-2 АО «ЕВРАЗ ЗСМК» остановились на шламе ККЦ-1 ввиду большего содержания в нем общего железа.

При проведении анализа физико-химических свойств вышеуказанных материалов определялись следующие характеристики: химический, гранулометрический и фазовый составы, а также плотность.

Определение химического состава проводилось по ГОСТ Р 52939-2008. Массовая доля железа общего определялась по ГОСТ 23581.18-81 (Издание 1987 г. с изм. № 1 от мая 1987 г.), массовая доля оксида железа (II) – по ГОСТ 23581.3-79 (Издание 1986 г. с изм. № 1 от июля 1982 г. и № 2 от января 1986 г.), железа металлического – по ГОСТ 23581.11-79 (Издание 1986 г. с изм. № 1 от января 1986 г.), мышьяка – по ГОСТ 23581.8-79 (Издание 1986 г. с изм. № 1 от января 1984 г. и № 2 от января 1986 г.), фосфора – по ГОСТ 23581.19-91, серы – по ГОСТ 23581.20-81 (Издание 1987 г. с изм. № 1 от мая 1987 г.), меди – по ГОСТ 23581.6-79 (Издание 1986 г. с изм. № 1 от января 1984 г. и № 2 от января 1986 г.).

Определение гранулометрического состава проводилось по ГОСТ-27562-87, фазовый состав определялся методом рентгеновского анализа. Определение плотности проводилось по ГОСТ 26732-88.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты определения химического состава прокатной окалины и шлама приведены в таблице 1.

Из таблицы 1 видно, что прокатная окалина имеет большее содержание железа общего (73,3 %), чем шлам ККЦ-1 (41,18 %). Следует отметить, что содержание железа общего в шламе ККЦ-2 составляет около 35 %. В распределении железа по оксидам наблюдается следующая картина: в прокатной окалине на долю FeO приходится 75,5 %, а на долю Fe₂O₃ – 20,86 %; в шламе наоборот, на долю FeO приходится 4,69 %, а на долю Fe₂O₃ – 53,67 %.

Таким образом, прокатная окалина является менее окисленной, чем шлам. Также следует отметить низкое содержание в прокатной окалине (менее 3 %) соединений, не содержащих железо. В шламе, напротив, содержание CaO доходит до 20,59 %. Кроме того, в прокатной окалине на порядок ниже содержание серы и фосфора – 0,036 % и 0,019 % соответственно против 0,21 % и 0,15 % в шламе. Однако в шламе содержатся элементы и соединения, являющиеся легирующими при производстве стали. Это соединения марганца, никеля, ванадия, хрома. Также в шламе содержится до 4,32 % общего углерода, в том числе до 0,82 % твердого углерода. Таким образом, и прокатная окалина, и шлам представляют интерес как оксиджелезосодержащее сырье для процесса металлизации.

Результаты исследования гранулометрического состава окалины и шлама приведены в таблице 2. Из таблицы 2 видно, что шлам является более высокодисперсным материалом, чем прокатная окалина.

Таблица 1 – Химический состав прокатной окалины и шлама

Химический состав, %	Окалина	Шлам
Fe _{общ.}	73,30	41,18
Fe _{привед.}	Не опр.*	54,08
Fe ₂ O ₃	20,86	53,67
FeO	75,50	4,69
SiO ₂	2,24	1,47
Al ₂ O ₃	0,20	0,12
CaO	0,24	20,59
MgO	0,24	0,36
K ₂ O	Не опр.	0,13
Na ₂ O	То же	0,10
TiO ₂	»	0,04
Mn	»	0,74
MnO	0,66	Не опр.
P	0,019	0,15
Cr ₂ O ₃	Не опр	0,016
V ₂ O ₅	То же	0,04
S _{общ.}	0,036	0,21
SO ₃	Не опр.	0,07
S _{сульфид.}	То же	0,18
BaO	»	< 0,01
Ni	»	0,012
Cu	»	0,03
Zn	»	0,28
Pb	»	0,09
As	»	0,0025
C _{общ.}	»	4,32
C _{тв.}	»	0,82
П.п.п.	»	16,57
* Не определялось		

Преобладающим минералом шлама является магнетит. Также присутствуют гематит, вюстит, кальцит, полевой шпат. Полученные данные хорошо согласуются с данными химического анализа. Истинная плотность прокатной окалины составила от 4,6 до 4,9 г/см³, конвертерных шламов – от 3,5 до 5,0 г/см³. Таким образом, плотность прокатной окалины и шлама ККЦ сопоставима.

Проведенный анализ свойств указанного оксиджелезосодержащего сырья позволяет сделать вывод о целесообразности его использования в процессе металлизации. При этом более предпочтительно использование прокатной окалины ввиду большего содержания в ней общего железа.

Таблица 2 – Гранулометрический состав прокатной окалины и шлама

Содержание класса крупности, %	Окалина	Шлам / Slime
> 2,5 мм	24,7	7,4
1,6-2,5 мм	18,3	3,6
1,0-1,6 мм	20,3	3,8
0,63-1,0 мм	6,1	5,6
0,315-0,63 мм	12,3	8,5
0,16-0,315 мм	11,5	6,9
0,10-0,16 мм	3,7	4,0
0,063-0,10 мм	1,5	4,8
0,05-0,063 мм	1,4	1,9
0,032-0,05 мм	0,2	9,0
0,016-0,032 мм	–	22,3
0,008-0,016 мм	–	10,3
< 0,008 мм	–	11,9
Итого	100,0	100,0

Выводы

Исследованы химический, фазовый, гранулометрический составы и плотность прокатной окалины и обезвоженных шламов газоочистки кислородно-конвертерного цеха № 1 АО «ЕВРАЗ ЗСМК». Содержание общего железа в окалине составляет 73,3 %, в шламе – 41,2 %. При этом содержание FeO и Fe₂O₃ составляет в окалине 75,5 % и 20,9 %, в шламе 4,7 % и 53,7 %. Установлено, что в окалине на порядок ниже содержание серы и фосфора – 0,036 % и 0,019 % соответственно против 0,21 % и 0,15 % в шламе. Шлам содержит также 20,6 % CaO, 4,3 % общего углерода. Гранулометрические составы окалины и шлама существенно отличаются: содержание классов крупности +1,0 мм и -0,016 мм составляет в окалине 63,3 % и 0 %, в шламе – 14,8 % и 44,5 %. Истинная плотность окалины составляет 4,6 – 4,9 г/см³, шлама – 3,5 -5,0 г/см³. Полученные результаты подтверждают технологическую целесообразность использования мелкозернистой окалины и порошкообразного шлама в процессах металлизации, включающих их предварительное брикетирование в смеси с углеродистым восстановителем, например, буроугольным полукоксом, поставляемым в виде мелкозернистого продукта класса 0 – 3 мм.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Юсфин Ю.С., Пашков Н.Ф. *Металлургия железа : учеб. для вузов.* М.: *Металлургия*, 2007. 320 с.
2. Люнген Х.Б., Петерс М., Шмеле П. *Производство чугуна // Черные металлы.* 2010. № 9. С. 52–66.
3. Рошин В.Е., Рошин А.В. *Электросталлургия и металлургия стали : учеб. для вузов.* Челябинск : ЮУрГУ, 2013. 572 с.

4. Тимофеева А.С., Никитченко Т.В., Тимофеев Е.С. Экстракция черных металлов из природного и техногенного сырья : учеб. пособие для вузов. Старый Оскол : ТНТ, 2014. 303 с.
5. Казаков Р.А. [и др.] Возможность повышения энергоэффективности при использовании технологий внедоменного получения железа // Металлург. 2013. № 2. С. 30–33.
6. Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Ходосов И.Е. Прямое получение железа : состояние вопроса, тенденции // Металлургия: технологии, инновации, качество: труды XX Международной научно-практической конференции (г. Новокузнецк, 2017 г.). Новокузнецк, 2017. Ч. 1. С. 130-134.
7. Тимофеева А.С. [и др.]. Ресурсосбережение в металлургии прямого восстановления железа // Бюллетень «Черная металлургия». 2014. № 2. С. 35-39.
8. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Rybenko I.A., Khodosov I.E. Energy-efficient reduction of iron from its ores // Steel in Translation. 2016. Vol. 46. № 4. Pp. 237-244.
9. Панишев Н.В. [и др.]. Переработка металлозернистых отходов металлургического производства с получением гранулированного чугуна и извлечением цинка // Теория и технология металлургического производства. 2014. № 2(15). С. 22-26.
10. Steel Statistical Yearbook 2016. Brussels : Worldsteel Committee on Economic Studies [Электронный ресурс]. URL: <https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr...fetc.../Steel+Statistical+Yearbook+2016.pdf>. (16.03.2018).
11. Ярошенко Ю.Г., Гордон Я.М., Ходоровская И.Ю. Энергоэффективные и ресурсосберегающие технологии черной металлургии : учеб. пособие. Екатеринбург : ООО «УИПЦ», 2012. 670 с.
12. Цирульников Е.В. Новый металлургический завод ООО «НЛМК-Калуга» // Черные металлы. 2013. № 9. С. 33–35.
13. Махортова Ю.В., Бондарь А.С. Источники образования и физико-химические свойства отходов прокатного производства [Электронный ресурс]. URL: <http://masters.donntu.org/2009/fizmet/makhortova/library/article3.htm>. (10.02.2018).
14. Добровольский И.П., Рымарев П.Н., Сафина Т.А. Перспективная технология применения шламов и пыли конвертерного производства // Вестник Челябинского государственного университета. 2008. № 17. С. 31–35.
15. Едильбаев А.И. [и др.]. Комплексное исследование углей Казахстана как углеродистого сырья для прямого восстановления железа // Кокс и химия. 2013. № 9. С. 20-27.
16. Nokhrina O.I., Rozhikhina I.D., Hodosov I.E. The use of coal in a solid phase reduction of iron oxide // JOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2015. No. 91 Pp. 1-8.

УДК 66.094.2

*А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Н.М. Кулагин, В.В. Васильев,
Г.Н. Черновский*

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк, Россия

ПРИРОДНЫЕ ТВЕРДЫЕ УГЛЕРОДИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ В СОВРЕМЕННОЙ МЕТАЛЛУРГИИ : ВИДЫ, СВОЙСТВА, ПРИМЕНЕНИЕ

Рассмотрены виды, свойства и применение в современной металлургии природных твердых углеродистых материалов: бурых и каменных углей, антрацитов, шунгитовых пород.

Types, properties and application in modern metallurgy of natural solid carbonaceous materials are considered: brown and stone coals, anthracites, shungitovy breeds.

В современной металлургии твердые углеродистые материалы применяются, главным образом, в качестве компонентов технологических шихт различного назначения (восстановители, топливо), электродов, футеровок, защитных покрытий. Классификация твердых природных и искусственных углеродистых материалов, применяемых или опробованных в составах технологических шихт в металлургии и электротермии неорганических веществ, представлена в виде схемы на рисунке 1.

Целью настоящей работы является рассмотрение видов, свойств и анализ применения в современной металлургии природных твердых углеродистых материалов (бурых и каменных углей, антрацитов, шунгитовых пород) и выявление доминирующих тенденций, характерных для отечественного и мирового рынков этих материалов.

Бурые угли.

Уголь – это осадочная порода, твердое горючее ископаемое, образующееся в результате разложения в течение длительного времени растительных остатков без доступа кислорода при высоких температуре и давлении. Бурые угли (марка Б) – это весьма разнообразные по составу и свойствам угли, характеризующиеся низким значением величин показателя отражения витринита ($R_o < 0,6 \%$) и высшей теплотой сгорания, пересчитанной на влажное беззольное состояние ($Q_s^{af} < 24$ МДж/кг) [1, 2]. Высокая влагоемкость и коллоидная структура бурых углей обуславливает слабую устойчивость их к выветриванию. Это является одним из главных, легко наблюдаемых внешних признаков, отличающих бурые угли от каменных и антрацитов. Угли марки Б в ГОСТ 25543-88 подразделены на три

технологические группы – 1Б, 2Б, 3Б. Угли этих групп весьма существенно различаются по влагоемкости, элементному составу и внешним петрографическим признакам. Выделенные группы приблизительно соответствуют следующим трем типам углефикации ряда: угли бурые землистые, бурые плотные матовые и бурые плотные блестящие. Органическая часть бурого угля состоит в основном из углерода (62-76 %). Содержание водорода в ней значительно (4,5-7,6 %). Влажность бурых углей очень высокая: 8-75 %. Зольность колеблется от 3 до 45 %.

Прогнозные ресурсы бурых углей в России составляют 1319,8 млрд. т (29,7 % от ресурсов углей всех видов), разведанные запасы по категориям А + В + С₁ – 103,11 млрд. т (51,4 % от запасов углей всех видов) [1].

Имеется технологический опыт по использованию бурых углей в металлургии и электротермии неорганических материалов, описанный в работах [3-16].

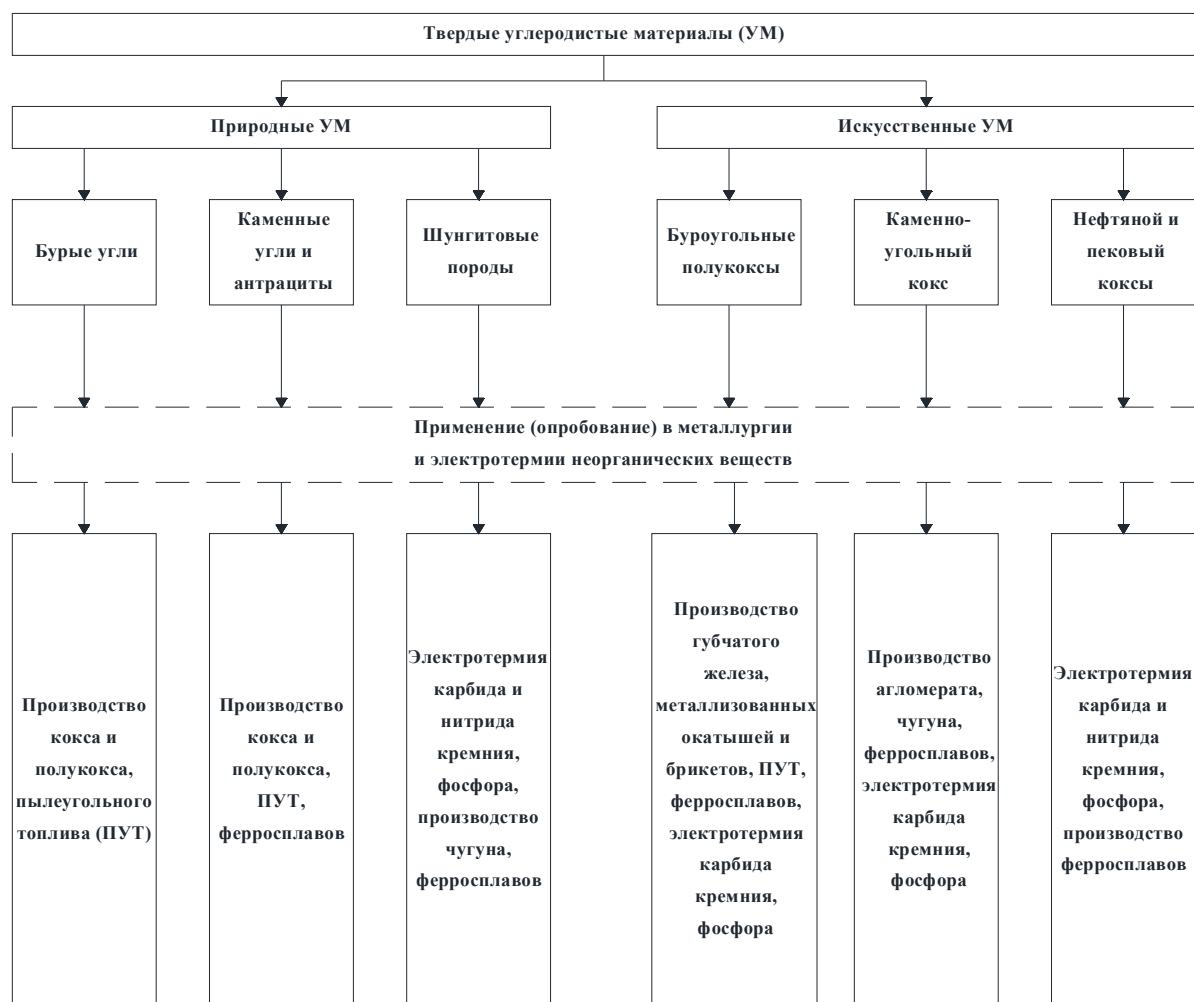


Рисунок 1 – Классификация и применение в металлургии и электротермии неорганических веществ твердых природных и искусственных углеродистых материалов

При производстве 45 %-ного ферросилиция применяли челябинский бурый уголь в соотношении с коксом 3:4 [3, 4]. При этом удельный расход электроэнергии возрос на 3 %. Исследования, проведенные ОАО «Кузнецкий центр ВУХИН» (КЦ ВУХИН), показали, что добавка бурого угля Канско-Ачинского бассейна (КАБ) к коксовому орешку для выплавки ферросилиция может составлять не более 15-20 %. При этом реакционная способность и удельное электросопротивление смеси будут значительно повышенными, а выход летучих веществ не превысит 5-8 % с минимальным выходом смолистых продуктов при нагревании.

Удовлетворительные результаты использования бурого угля Березовского месторождения КАБ получили на ОАО «РУСАЛ Братск» (БрАЗ) и ОАО «РУСАЛ-ИркАЗ» (ИркАЗ) при выплавке кристаллического кремния [3, 5, 6]. На БрАЗе бурый уголь был заменен древесный уголь в восстановительной смеси в сочетании с ленинск-кузнецким полукоксом или углем марки Д. Промышленными испытаниями установлена эффективность его использования при снижении расхода древесного угля до 180-200 кг/т кремния (или без него) и увеличении доли нефтяного кокса (до 600 кг/т). В целом, технологические показатели выплавки кремния не ухудшаются. На ИркАЗе при работе на шихте с использованием бурого угля в количестве 356 кг/т сплава расход древесного угля уменьшился на 5 %, каменного угля на 34 %, древесной щепы на 5,7 % и технологической энергии на 4,5 %; увеличился расход нефтяного кокса на 28,2 %. Как отрицательный фактор отмечено ухудшение качества выплавляемого кремния за счет увеличения в нем кальция в 1,6-2 раза (до 0,6 %). Это связано с составом золы березовского угля, содержащего до 40-50 % CaO. На содержание других примесей в кремнии замена каменного угля бурый влияния не оказала. В работе [7] также предложено использовать в качестве углеродистого восстановителя для выплавки кремния бурые угли КАБ.

В КЦ ВУХИН проведены исследования по использованию бурого угля Майкюбенского бассейна (Казахстан) при выплавке ферросилиция марок ФС45, ФС65 и ФС75 на АО «Аксуский завод ферросплавов» (АЗФ) [3, 4, 6]. Исследования показали невозможность самостоятельного использования бурого угля в технологии ферросплавного производства. Была определена его оптимальная добавка к применяемому коксу. При выплавке ФС75 в открытой печи мощностью 16,5 МВ·А с использованием до 37 % бурого угля взамен кокса производительность печи возросла на 3,4 %, удельный расход электроэнергии сократился на 1,6 %, состав шлака не изменился. Вместе с тем, содержание алюминия в сплаве увеличилось с 1,85 до 2,22 %. Повышенный выход летучих веществ угля не повлиял на газовый режим работы печи. Наблюдался равномерный выход летучих веществ, отсутствие свищей и спекшихся участков на колошнике. При выплавке ферросилиция марок ФС45 и ФС65 в печах закрытого типа РКЗ-63И1 частично заменяли кокс бурый уголь (в среднем 30 % от навески по

углероду). Стабильная работа печей наблюдалась только при содержании угля в шихте не более 50 кг. Отмечено снижение расхода кокса на 15-29 % и увеличение содержания алюминия в сплаве на 0,4-0,5 %.

Известен положительный опыт применения брикетов из бурого угля (зольность на сухую массу A^d 10,9 %, выход летучих веществ на сухую беззольную массу V^{daf} 50,5 %, содержание твердого углерода C_{fix} 25,7 %) при выплавке 50 %-ного силикохрома на печи мощностью 16,5 МВ·А [3, 4].

Таким образом, промышленный опыт производства ферросплавов показал реальную возможность использования бурого угля в качестве углеродистого восстановителя. Вместе с тем, при выборе бурого угля следует учитывать его специфические свойства в части минерального состава, склонности к окислению, пониженной механической и термической прочности. Во всех случаях необходимо детальное изучение его физико-химических свойств [3, 6, 8].

Бурый уголь также опробован в ряде процессов черной металлургии [9-16]. Так, известно использование бурого угля в качестве пылеугольного топлива (ПУТ) для вдувания в горн доменной печи в составе смеси, состоящей из 20 % бурого угля и 80 % антрацита [9]. Был достигнут расход ПУТ до 212 кг/т чугуна.

Бурый уголь может использоваться в качестве восстановителя в процессах металлизации железорудного концентрата и оксиджелезосодержащих отходов [10-16]. В работе [10] приведены результаты опытов применения бурого угля при металлизации магнетитового железорудного концентрата Тамиринского месторождения (Монголия) с содержанием железа общего ($Fe_{общ.}$) 63,4 %, серы (S) 0,006 %, полученного методом мокрой магнитной сепарации. В качестве восстановителя использовался бурый уголь Шарынгольского месторождения (Монголия). В работе [11] приведены результаты исследования возможности применения бурых углей Казахстана для металлизации железорудного сырья (ЖРС) и железосодержащих отходов (ЖСО). Наибольший практический интерес представляют бурые угли Майкюбенского бассейна, а также угли Приозерного месторождения. В работах [12-16] приведены результаты расчетов и исследований металлизации железорудных материалов в трубчатой вращающейся печи и конвейерной печи бурыми углями различных месторождений.

Несмотря на некоторый положительный опыт, бурые угли в исходном состоянии редко применяются в металлургии и электротермии неорганических веществ по целому ряду причин. Во-первых, зачастую металлургические предприятия располагаются на значительном удалении от буругольных месторождений, а транспортировка бурого угля на расстояние свыше 300 км экономически и технологически нецелесообразна (высокая влажность, пыление, опасность самовозгорания и т.д.) [17]. Во-вторых, исходный бурый уголь имеет высокие влажность (27-38 %) и выход летучих веществ (45-48 %) [18]. Такие показатели влажности и выхода летучих ве-

ществ зачастую не соответствуют требованиям, предъявляемым к углеродистым восстановителям для металлургических процессов. В частности, при нагреве из исходного бурого угля начинают выделяться летучие вещества, содержащие большое количество смолистых веществ, которые затрудняют ход процесса и могут привести к выходу из строя газоочистки. В-третьих, бурый уголь имеет пониженную механическую и термическую прочность, что может привести к увеличению выхода мелких классов и соответственно – ухудшению газопроницаемости шихты при использовании в печах шахтного типа [3].

Каменные угли и антрациты.

К каменным относятся угли со средним показателем отражения витринита ($R_o = 0,4-2,59 \%$) и высшей теплотой сгорания, пересчитанной на влажное беззольное состояние ($Q_s^{af} \geq 24$ МДж/кг) [1, 2]. В России основные угольные бассейны имеют каменноугольный и пермский возраст. Существенно меньшее значение имеют бассейны и месторождения юрского и мелового возраста. В отложениях палеоген-неогенового возраста каменные угли известны только в районах Северо-Востока и о. Сахалин. Одной из наиболее важных технологических характеристик каменных углей является их обогатимость, т.е. возможность получения из них концентратных фракций, лишенных включений сопутствующих углю пород как в свободном состоянии, так и в виде углеродных сростков. Каменный уголь классифицируется на 15 марок: длиннопламенный (Д), длиннопламенный газовый (ДГ), газовый (Г), газовый жирный отощенный (ГЖО), газовый жирный (ГЖ), жирный (Ж), коксовый жирный (КЖ), коксовый (К), коксовый отощенный (КО), коксовый слабоспекающийся низкометаморфизованный (КСН), коксовый слабоспекающийся (КС), отощенный спекающийся (ОС), тощий спекающийся (ТС), слабоспекающийся (СС) и тощий (Т). Органическая часть каменного угля состоит в основном из углерода (74-92 %). Содержание водорода в ней довольно значительно (3,2-6,2 %). Влажность каменных углей 1,0-10,5 %. Зольность колеблется от 2 до 53 %.

К антрацитам (А) относятся угли наиболее высоких стадий метаморфизма, вне зависимости от других характеристик, с показателем отражения витринита $R_o > 2,59 \%$. При выходе летучих веществ $V^{daf} < 8 \%$ к антрацитам относят также угли с показателем отражения витринита от 2,20 до 2,59 % включительно [1]. Типичные антрациты отличаются от каменных углей металлическим блеском, плотным сложением, более низкой частотой эндогенных трещин и высокой прочностью. Органическая часть антрацитов состоит в основном из углерода (93-97 %). Содержание водорода в ней невелико (1,0-2,5 %). Влажность свежедобытых антрацитов не превышает 5-9 %. Зольность колеблется от 4 до 26 %.

Прогнозные ресурсы каменных углей и антрацитов в России составляют 3130,9 млрд. т (70,3 % от ресурсов углей всех видов), разведанные

запасы по категориям А + В + С₁ – 97,47 млрд. т (48,6 % от запасов углей всех видов) [1].

Каменные угли и антрациты значительно чаще, чем бурые угли, применяются в металлургии и электротермии неорганических веществ [6, 9, 12-16, 19, 27]. Это обусловлено большим соответствием их свойств требованиям данных производств. Так, имеется опыт использования газовых углей в качестве углеродистого восстановителя для интенсификации процесса дефосфорации флотационного марганцевого концентрата [6]. При обжиге в кольцевой печи карбонатные марганцевые концентраты смешивали со слабоспекающимся газовым углем в соотношении 1:(0,7-1,5). Полученную смесь уплотняли при давлении прессования 650-750 кг/см². Обжиг полученных брикетов вели при 720-940 °С. Отмечалось повышение скорости удаления фосфора в этих условиях.

Восстановительную смесь для выплавки ферросплавов углетермическим восстановлением получали из каменного угля марки Т Краснобродского разреза Кузбасса и металлургического коксика [6]. Угль класса 42-60 мм добавляли с целью уменьшения реакционной способности смеси, а также содержания серы в сплаве. Соотношение компонентов в восстановительной смеси было следующим, %: уголь марки Т 46-75, коксовый орешек 25-54. Восстановительную смесь опробовали при выплавке углеродистого феррохрома в промышленной печи мощностью 14 МВ·А. Применение данной смеси позволило снизить содержание серы в металле на 5,4-23,2 %, увеличить производительность электропечи, снизить удельные расходы электроэнергии и хромовой руды.

В работе [6] описан опыт использования карбовосстановителя, составленного из углей марки Т Краснобродского разреза Кузбасса (марка ТСШ), рядовых углей Листвянского разреза Кузбасса (марка ТР) и отсевов антрацита Горловского бассейна (марка АСШ). К преимуществам карбовосстановителя по сравнению с заменяемым им коксовым орешком относят: повышенную (в 2 раза) реакционную способность; более высокое (на 6 порядков) электросопротивление; меньшее (в 2,5 раза) содержание серы; повышенное содержание в золе оксидов кремния и железа (соответственно в 2,5 и 1,5 раза). Указанные особенности свойств карбовосстановителя и состава его минеральной части обеспечили в промышленных условиях выплавки высокоуглеродистого феррохрома возможность замены им до 20 % коксового орешка. При этом снизилась себестоимость 1 т сплава и содержание в нем серы. Интересен тот факт, что пористость использованного восстановителя была в ~ 2 раза меньше, чем у заменяемого им коксового орешка (соответственно 21,4 и 44,2 %) и чем требуемая норма пористости углеродистых восстановителей (≥ 40 %).

В работе [19] обоснована возможность приготовления смеси из угля марки Т, полукокса и коксового орешка для улучшения качества восстановителя в ферросплавном производстве. Восстановитель смешивают с же-

лезной стружкой, кварцитом или, в зависимости от сорта сплава, с хромовой рудой; в карбидном производстве – с известью, а при получении фосфора – с фосфоритом. Также в данной работе сделан вывод о невозможности работы печей на одном тощем угле при получении кремнистых сплавов.

Опыт использования угля марки Д Шубаркольского разреза (Казахстан) при производстве ферросиликохрома (ФСХ) в условиях ОАО «Серовский завод ферросплавов» (СЗФ) приведен в работе [20]. Испытания были проведены на печи с мощностью трансформатора 22 МВ·А. На первом этапе уголь марки Д подавали на печь после дробления его на щековой дробилке в смеси с ленинск-кузнецким полукоксом и коксовым орешком мокрого тушения. При этом образовывалось большое количество мелочи класса ≤ 10 мм (до 25-35 %), что приводило к уменьшению газопроницаемости и спеканию колошника. После подачи угля без дробления работа колошника заметно улучшилась. При этом наблюдалась более высокая посадка электродов; колошник работал по всему периметру ровно, местные перегревы и свищи отсутствовали полностью; улучшились показатели работы печи: производительность увеличилась на 3,4 %, удельный расход кварцита снизился на 5 %, восстановителя (в пересчете на углерод) – на 3,8 %, электроэнергии – на 3 %, возросло извлечение кремния.

Исследования и промышленные испытания, проведенные ОАО «ВУХИН» (ВУХИН) и КЦ ВУХИН совместно с другими специализированными организациями и заводами, показали [20], что наиболее подходящими из тощих углей для использования в качестве углеродистых восстановителей в электротермических производствах являются угли марки Т Краснобродского и Красногорского разрезов Кузбасса. Данные угли были испытаны на четырех заводах: при выплавке ферросилиция марок ФС25, ФС45, ФС75 (ОАО «Кузнецкие ферросплавы» (КЗФ), ОАО «Челябинский электрометаллургический комбинат» (ЧЭМК)), силикомарганца (ЧЭМК), углеродистого феррохрома (СЗФ, АЗФ). В производстве ферросилиция и силикомарганца использование тощего угля в шихте ограничено 15-30% (по углероду) при обязательном участии в шихте активного восстановителя (древесной щепы, полукокса). В шлаковых процессах производства углеродистого феррохрома на открытых печах можно увеличить содержание тощих углей до 50-70 %, а в закрытых печах уменьшить до 30 %. В производстве карбида кальция тощий уголь может быть использован в смеси с коксом до 30-50 %. В производстве фосфора показана возможность использования тощего угля при полной замене им кокса с сохранением технико-экономических показателей (ТЭП).

В цехе кремния БрАЗа используют смесь восстановителей, состоящую из древесного угля, нефтяного кокса, древесной щепы, отходов электродного производства и каменного угля (марок Д или Т) [21].

КЦ ВУХИН и КЗФ предлагают использовать в производстве ферросплавов угли марки СС Кузбасса [21, 22]. Промышленные испытания с ис-

пользованием данных углей проведены на КЗФ при выплавке ферросилиция марок ФС70Э, ФС70, ФС75 в открытых печах мощностью 20 и 29 МВ·А с заменой до 30-40 % (по углероду) коксового орешка углем. Максимальная производительность, минимальный расход электроэнергии и высокий коэффициент извлечения кремния были достигнуты на вариантах шихтовки «кокс–уголь–щепа». В целом по предприятию при использовании угля марки СС удалось снизить удельный расход электроэнергии на 8 %, производительность печей повысить на 5,5 %, достигнуть замены 30 % (по углероду) коксового орешка углем.

Промышленные плавки кремния с использованием угля марки СС Новосергиевского разреза Кузбасса крупностью 13-25 мм проводили в цехе кремния БрАЗа на печах мощностью 25 МВ·А [21]. Печи работали достаточно стабильно, металл выходил равномерно. Устойчивая работа печей во время опытов способствовала тому, что все печи работали заметно лучше, чем до и после опытов.

В работе [22] указывается возможность использования угля марки Г в технологии электротермического получения силикоалюминия.

В качестве восстановителя при выплавке силикокальция и карбида кремния возможно применение антрацита [23].

Каменные угли и антрациты также широко применяются в различных процессах черной металлургии. Так, известен способ использования каменных углей и антрацитов в качестве ПУТ для вдувания в горн доменной печи. В работе [9] для приготовления ПУТ использовали смесь высоколетучих битуминозных углей с антрацитом, удельный расход ПУТ при этом составил 200 кг/т чугуна. В работе [24] приведен опыт использования антрацита в качестве сырья для изготовления ПУТ.

В процессе агломерации возможна замена коксовой мелочи антрацитовым штыбом [23, 24]. Антрацит также может использоваться в производстве окатышей [24].

Каменный уголь может применяться в качестве восстановителя в процессах металлизации железорудного сырья и железосодержащих отходов. В работе [11] приведены исследования возможности применения каменных углей марки Д Казахстана для металлизации ЖРС и ЖСО. По результатам исследований наибольший практический интерес представляют уголь марки Д Шубаркольского месторождения. Также не исключается использование углей месторождения Каражыра.

В работе [25] описан опыт применения каменных углей в процессе Redsmelt в качестве восстановителя для получения губчатого железа из ЖРС и ЖСО. Сущность процесса заключается в изготовлении сырых окатышей из ЖРС, ЖСО, каменного угля (или другого восстановителя), связи и воды, и дальнейшем восстановлении окатышей до губчатого железа в печи с вращающимся подом (RHF).

Каменный уголь применяется в процессе жидкофазного восстановления Finex (фирма «POSCO», Южная Корея) [26] в качестве ПУТ, вдуваемого через фурмы в печь в количестве до 250 кг/т чугуна, а также в качестве сырья для генерации восстановительного газа (450-500 кг/т чугуна). Общий расход угля – 700-750 кг/т чугуна.

Каменный некоксующийся уголь применяется в качестве восстановителя для получения губчатого железа из руды во вращающейся печи по технологии FASTMET [27], разработанный фирмами «Kobe Steel Ltd.» (Япония) и «Midrex Technologies Inc» (США). Развитие этой технологии привело к созданию в 1996 г. процесса производства во вращающейся печи передельного чугуна высшего качества из окатышей или брикетов на основе ЖРС и угля (процесс ITmk3).

Фирмой «JFE Steel» (Япония) были проведены исследования процесса Hi-QIP [27]. Отличительной особенностью этого процесса производства высококачественного гранулированного («галечного») железа в печи с вращающимся подом является восстановление смеси ЖРС, угля и флюса на слое угля на поде печи. При нагреве до 1723-1773 К происходит восстановление, плавление с получением отделенных от шлака металлических гранул.

В работах [12-16] приведены результаты расчетов и исследований металлизации железорудных материалов в трубчатой вращающейся печи с помощью каменных углей и антрацитов различных месторождений.

Шунгитовые породы.

Шунгиты – это осадочные образования, имеющие в своем составе шунгитовое вещество – особую разновидность природной смеси аморфного углерода и силикатных материалов – преимущественно кварца, щелочных алюмосиликатов (слюды, серицита) и железистых силикатов (хлорита). Наибольшее распространение имеют минерализованные шунгиты – шунгитовые породы, которые представляют собой природную смесь высокодисперсного кремнезема и углерода. Единственные в мире месторождения шунгитовых пород находятся в Карелии, ресурсы оцениваются в 250 млрд. т [28, 29].

Применение шунгитовых пород возможно в следующих металлургических процессах: получение карбида и нитрида кремния; производство литейного чугуна; производство ферросплавов; выплавка кобальта, никеля, фосфора [28, 29].

Так, промышленное использование шунгитов в выплавке литейного чугуна осуществляется на ОАО «Тулачермет», ОАО «Косогорский металлургический завод» (КМЗ) [28]. Установлено, что коэффициент замены кокса шунгитом составляет в среднем 1 т/т. Доля кремния шунгита, переходящего в чугун, составляет 88,5 %.

Наиболее перспективными для вовлечения в производство ферросплавов, прежде всего ферросилиция, являются шунгитовые породы с вы-

сококремнистой основой групп IIА и IIIА. Породы с повышенным содержанием глинозема могут быть использованы для производства кремнистых сплавов с алюминием и марганцем. Шунгиты были испытаны при выплавке 45 и 75 %-ного ферросилиция, товарного силикомарганца и ферросиликоалюминия. Расчеты [28] показывают, что при выплавке ферросилиция можно полностью заменять коксик и значительную часть кварцита шунгитом, а при выплавке силикомарганца полностью заменять кварцит и 50-60 % металлургического коксика.

Имеется большой опыт применения шунгитов в производстве карбида и нитрида кремния [28, 29]. Так, с использованием шунгитов получают нитевидные кристаллы карбида кремния длиной до 1,5 мкм. В токе азота и аммиака при температуре 1000-1500 °С получили нитрид кремния с размером частиц менее 1 мкм. В агрегате типа «вертикальная шахта» получили непрерывным способом металлургический карбид кремния из углеродвысокозольных пород при температурах 1873-2323 К. Из шунгита с содержанием 30 % углерода в результате термообработки при температурах 1600-1800 °С получали до 100 % карбидной фазы. В вакуумной печи при нагреве до 1600-1800 °С со скоростью 200-300 град/ч при давлении 0,25-1,3 кПа и выдержке 1-2 ч получали карбид кремния из шунгитовых пород.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Минерально-сырьевая база угольной промышленности России : в 2 т. Т. 1. Состояние, динамика, развитие / Н. Н. Балмасов [и др.] ; под ред. А. Е. Евтушенко, Ю. Н. Малышева. – М. : Издательство Московского государственного горного университета, 1999. – 648 с.
2. Глущенко, И. М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых : учеб. для вузов / И. М. Глущенко. – М. : Металлургия, 1990. – 296 с.
3. Исследование бурого угля Майкюбенского бассейна как углеродистого восстановителя при выплавке ферросплавов / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 1998. – № 9. – С. 17–21.
4. Мизин, В. Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В. Г. Мизин, Г. В. Серов. – М. : Металлургия, 1976. – 272 с. : ил.
5. Буроугольный полукокс. Возможности его использования как топлива в агломерации железных руд / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2007. – № 8. – С. 20–26.
6. Формирование заданных свойств углеродистого восстановителя для электротермических процессов (Обзор) / М. Л. Улановский [и др.] // Кокс и химия. – 2000. – № 4. – С. 14–20.
7. Зельберг, Б. И. Шихта для электротермического производства кремния / Б. И. Зельберг, А. Е. Черных, К. С. Елкин. – Челябинск : Металл, 1994. – 320 с.

8. Анализ качества и перспективы использования малозольных углеродистых восстановителей для электротермического производства технического кремния / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2012. – № 5. – С. 18–21.
9. Дроздник, И. Д. Использование пылеугольного топлива при выплавке чугуна и стали в доменном и недоменных процессах (Обзор) / И. Д. Дроздник, Ю. С. Кафтан, Ю. Б. Должанская // Кокс и химия. – 2002. – № 2. – С. 32–39.
10. Десульфурация при восстановлении железорудных концентратов углем / А. М. Амдур // Кокс и химия. – 2013. – № 3. – С. 2–6.
11. Комплексное исследование углей Казахстана как углеродистого сырья для прямого восстановления железа / А. И. Едильбаев // Кокс и химия. – 2013. – № 9. – С. 20–27.
12. Кудрявцев, В. С. Использование некоксующихся углей в черной металлургии / В. С. Кудрявцев, С.А. Пчелкин. – М. : Металлургия, 1981. – 168 с.
13. Юсфин, Ю. С. Новые процессы получения металла (металлургия железа) : учеб. для вузов / Ю. С. Юсфин, А. А. Гиммельфарб, Н. Ф. Пашков. – М. : Металлургия, 1994. – 320 с.
14. Кудрявцев, В. С. Металлизированные окатыши / В. С. Кудрявцев, С. А. Пчелкин. – М. : Металлургия, 1974. – 136 с.
15. Юсфин, Ю. С. Обжиг железорудных окатышей / Ю. С. Юсфин, Т. Н. Базилевич. – М. : Металлургия, 1973. – 272 с.
16. Теория металлизации железорудного сырья / Ю. С. Юсфин [и др.]. – М. : Металлургия, 1982. – 256 с.
17. Исламов, С. Р. Переработка низкосортных углей в высококалорийное топливо / С. Р. Исламов // Уголь. – 2012. – № 3. – С. 64–66.
18. Угли СССР : справочник / И. А. Ульянов [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Недра, 1975. – 308 с.
19. Нефедов, П. Я. О требованиях к качеству углеродистых восстановителей для процессов рудной электротермии / П. Я. Нефедов // Кокс и химия. – 2000. – № 8. – С. 24–32.
20. Страхов, В. М. Альтернативные углеродистые восстановители для ферросплавных производств / В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2009. – № 1. – С. 20–25.
21. Использование углей марки СС в производстве технического кремния / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2012. – № 2. – С. 11–14.
22. Страхов, В. М. Проблемы с углеродистыми материалами для рудной и химической электротермии и пути их решения / В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2010. – № 8. – С. 29–33.
23. Кураков, Ю. И. Производство специальных продуктов из антрацита (Обзор) / Ю. И. Кураков // Кокс и химия. – 2005. – № 9. – С. 7–18.

24. Рудыка, В. И. Сталь, уголь, кокс – 2014 и перспектива (Аналитический обзор материалов саммита «Европейский кокс 2014») / В. И. Рудыка, В. П. Малина // Кокс и химия. – 2014. – № 7. – С. 15–25.
25. Новое поколение печей с вращающимся подом для производства губчатого железа на основе угля / Р. Дегель [и др.] // Черные металлы. – 2000. – № 7. – С. 31–39.
26. Люнген, Х. Б. Производство чугуна / Х. Б. Люнген, М. Петерс, П. Шмеле // Черные металлы. – 2010. – № 9. – С. 52–66.
27. Близнюков, А. С. Прямое восстановление железной руды углем / А. С. Близнюков // Новости черной металлургии за рубежом. – 2010. – № 6. – С. 20–25.
28. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т. Т. 1. Полях О. А. Микрокремнезем в производстве карбида кремния / О. А. Полях, В. В. Руднева ; под ред. Г. В. Галевского. – М. : Флинта : Наука, 2007. – 248 с.
29. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография : в 3 т. Дополнительный том. Руднева В. В. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии / В. В. Руднева ; под ред. Г. В. Галевского. – М. : Флинта : Наука, 2008. – 387 с.

УДК 66.094.2

А.Е. Аникин, Г.В. Галевский, В.В. Руднева, Н.М. Кулагин, В.В. Васильев, Г.Н. Черновский

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ИСКУССТВЕННЫЕ ТВЕРДЫЕ УГЛЕРОДИСТЫЕ МАТЕРИАЛЫ В СОВРЕМЕННОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Рассмотрены виды, свойства и применение в современной металлургии искусственных твердых углеродистых материалов: бурого угольных и каменноугольных полукокс, каменноугольного, нефтяного и пекового коксов.

Types, properties and application in modern metallurgy of artificial solid carbonaceous materials are considered: brown-coal and coal semi-coke, coal, oil and peak coke.

Целью настоящей работы является рассмотрение видов, свойств и анализ применения в современной металлургии искусственных твердых углеродистых материалов (буроугольных и каменноугольных полукоксов, каменноугольного, нефтяного и пекового коксов) и выявление доминирующих тенденций, характерных для отечественного и мирового рынков этих материалов.

Буроугольные полукоксы.

Буроугольный полукокс (БПК) – это продукт полукоксования бурых углей. Полукоксование – это нагревание твердых горючих ископаемых до температуры 500-600 °С без доступа воздуха. Полукокс – это пористое, более обуглероженное, по сравнению с исходным углем, синтетическое твердое топливо с выходом летучих веществ от 9 до 23 % и теплотой сгорания 29,3-34,7 МДж/кг. Он характеризуется высокой реакционной способностью, легко загорается, горит без копоти, имеет высокую температуру горения. В зависимости от исходного угля и условий полукоксования, он может быть в кусковом или порошкообразном виде. Выход полукокса составляет обычно 55-75 % от исходного угля [1].

Известны различные технологические варианты производства полукоксов из низкометаморфизованных углей [1, 4, 30, 31].

На ОАО «Металлургический завод «Сибэлектросталь» (Сибэлектросталь) (г. Красноярск) [1, 4] в конце 60-х гг. применялся энерготехнологический способ полукоксования бурого угля. В Югославии [4] в 60-е гг. применялся способ полукоксования на установке Лурги-Рургаз в реакторе с кипящим слоем. На ОАО «Ангарская нефтехимическая компания» (АНХК), ООО «Завод полукоксования» (г. Ленинск-Кузнецкий), а также в Германии в 60-70-е гг. получил распространение процесс полукоксования в вертикальных шахтных печах системы Лурги с внутренним обогревом. На сланцеперерабатывающем заводе VKG Oil AS (Эстония) [30] совместно с ВУХИНОм в 1997 г. было проведено коксование длиннопламенного угля Новой Зеландии в камерных печах с внешним обогревом. Также опробован и отработан процесс полукоксования углей марок Д, ДГ и СС в газогенераторах. В 2000-х гг. в газогенераторах данного завода были проведены полукоксования углей марки Д Шубаркольского разреза (Казахстан). Известна технология термоокислительного полукоксования на цепных колосниковых решетках (ЦКР). Пиролиз угля осуществляется в окислительном режиме за счет сгорания над слоем топлива выделяющихся летучих веществ. В России данную технологию разрабатывали в МХТИ им. Д. И. Менделеева, затем в ВУХИНе. Процесс внедрен в условиях Казахстана для получения углеродистых материалов из углей марки Д Шубаркольского разреза. В России в промышленном масштабе не применяется. За рубежом данный способ широко используют в Канаде, США, Германии, ЮАР и Индии. Для получения полукокса могут применяться кольцевые

печи. Сущность метода заключается в нагревании тонкого слоя свободно лежащей угольной загрузки на движущемся поде. Наибольший опыт накоплен в Германии и США. В бывшем СССР технология коксования в кольцевых печах отработывалась на Нижнетагильском металлургическом комбинате и Московском коксогазовом заводе. В настоящее время эти установки не работают. В Китае [31] в провинции Шаньси эксплуатируются две вертикальные печи типа SJ производительностью около 100 тыс./т год полукокса из углей Шеньму марки Д. Газ для нагрева угля вдувается через фурмы, установленные в стенах печи. Сгорая и частично сжигая выделяющиеся при нагреве летучие компоненты угля, образующиеся внутри печи, газ равномерно нагревает загрузку угля. Данная технология также используется в Казахстане – на борту Шубаркольского разреза в 2006 г. построено шесть печей с общим производством полукокса 300 тыс. т/год.

В настоящее время одним из самых перспективных способов получения БПК считается технология «ТЕРМОКОКС» [32]. Суть технологической концепции состоит в разделении углей с высоким выходом летучих веществ на два продукта – газовое топливо и коксовый остаток (полукокс). В рамках указанной технологии реализуются следующие способы: «ТЕРМОКОКС-С», «ТЕРМОКОКС-КС», «ТЕРМОКОКС-О₂». Технология «ТЕРМОКОКС-С» предусматривает частичную газификацию углей в слоевых аппаратах. В 1996 г. процесс реализован в г. Красноярске. Технология «ТЕРМОКОКС-КС» заключается в частичной газификации углей с использованием технологии кипящего слоя. В 2007 г. процесс реализован на Березовском разрезе (Красноярский край). Технология «ТЕРМОКОКС-О₂» предусматривает частичную газификацию угля в слоевых реакторах с использованием кислородного дутья. Таким образом, исходя из географии применения, по технологии «ТЕРМОКОКС» перерабатываются, в первую очередь, бурые угли Березовского месторождения КАБ. Однако данная технология позволяет перерабатывать бурые, а также каменные угли марок Д и Г других месторождений.

Буроугольные полукокссы широко применяются в металлургии и электротермии неорганических веществ в качестве топлива и восстановителей. Так, на ОАО «Ачинский глиноземный комбинат» (АГК) предлагают использовать БПК из углей КАБ в качестве технологического топлива для производств глинозема [33].

В 1960-70-х гг. БПК, произведенный на опытно-промышленных установках ЭТХ (г. Калинин и г. Красноярск) и ТККУ (г. Свердловск), был успешно опробован в качестве ПУТ в доменном производстве, как компонент шихты для коксования и как восстановитель в металлургии [33].

На ОАО «Кокс» (г. Кемерово) была получена партия (1700 т) кокса из шихты, в которую входило 25 % БПК как отошающей добавки [4]. Опытный кокс отличался от обычного повышенной реакционной способностью и большим электросопротивлением. В работе [34] исследовали

возможность добавки БПК из углей Бородинского и Березовского месторождений КАБ в шихту на коксование. Добавка БПК из углей Бородинского разреза приводила к увеличению насыпной массы шихты на 15 %. Кокс, полученный с добавлением БПК, имел повышенную реакционную способность. Опыты проводились на ОАО «Кокс». На ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» (ЗСМК) в шихту добавляли 5 % БПК из углей Березовского месторождения. Полученный кокс имел повышенную реакционную способность, при этом его структурная прочность была выше, чем у обычного кокса.

В работе [35] приведены результаты использования БПК из углей КАБ в процессе прямого получения железа. Опыты проводились в вертикальной трубчатой электропечи. Получены прочные окатыши со степенью металлизации ~ 40 % и окатыши пониженной прочности, металлизированные на 85-90 %.

БПК может применяться в качестве карбюризатора в процессе цементации – науглероживания поверхности стали. В работе [36] приведены результаты использования БПК из углей Ирша-Бородинского разреза КАБ в качестве карбюризатора для цементации четырех марок стали: двух малоуглеродистых (Ст.10, Ст.20) и двух легированных (20Х, 12ХН3А). Карбюризатор, полученный на основе БПК, несколько уступает по своей цементирующей способности древесно-угольному, но превосходит промышленный полукоксый карбюризатор ООО «Завод полукоксования» (г. Ленинск-Кузнецкий).

В работе [5] представлены результаты опытов по использованию БПК из углей Березовского разреза КАБ в процессе агломерации железных руд. Авторами рекомендовано для улучшения показателей аглопроцесса и сохранения качества агломерата на производственном уровне использование БПК крупностью 1-5 мм и замена им коксовой мелочи в количестве 40-50 %.

В работе [34] приведены результаты исследований вдувания БПК из углей Бородинского разреза КАБ в горн доменной печи объемом 2000 м³. Исследования были проведены на ЗСМК совместно с ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина» (ЦНИИчермет) и Институтом черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины (ИЧМ). Отмечалось повышение теоретической температуры горения топлива, увеличение восстановительной способности СО и Н₂, повышение основности шлака, снижение содержания серы в чугунах, увеличение выпуска чугуна. В целом, опыты показали, что ПУТ из БПК может частично заменить кокс в доменной плавке. Кроме того, авторы [37, 38] называют БПК лучшим топливом для вдувания в горн доменных печей.

Полукокс из бурых углей, полученный в США в кольцевых печах диаметром 5 и 8 м с производительностью последней по БПК 28 т/ч, используют в электротермических производствах ферросплавов и фосфора [30].

Полукокс, полученный из бурых углей на агрегате высокоскоростного пиролиза на заводе «Сибэлектросталь», использовался в качестве мелкозернистого восстановителя в бескоксовой металлургии [37]. Также мелкозернистый БПК может применяться в металлургии для получения различных сортов кокса, агломерата, чугуна. Полукокс, полученный из бурых углей КАБ по технологии термоокислительного полукоксования (газификации) в реакторах шахтного типа с плотным слоем на ЗАО «Карбоника-Ф» (г. Красноярск), может использоваться в качестве технологического топлива при производстве агломератов минерального сырья, в различных металлургических и обжиговых процессах взамен коксовой мелочи и высококалорийных топлив.

БПК, полученный из углей КАБ, применялся в полупромышленном масштабе для металлизации рудугольных окатышей на конвейерной машине площадью 10 м² на заводе «Сибэлектросталь». Также БПК может применяться для получения жидкого металла (чугуна) непосредственно из ЖРС, минуя доменный передел [16]. БПК, полученный из углей КАБ, применялся для металлизации железорудных окатышей в трубчатой вращающейся печи [12, 14, 16] и в конвейерной печи [14].

БПК из углей КАБ может использоваться для получения рудугольных окатышей, используемых в ферросплавном производстве. БПК в этом случае используется в качестве высокорекреационного восстановителя. БПК из углей Ирша-Бородинского разреза использовался в процессе восстановления марганцево-угольной шихты и плавки из нее низкофосфористого шлака [12]. Процесс восстановления рудо-флюсо-угольных окатышей с помощью БПК в присутствии известняка в количестве 10 % изучался в работе [15].

Каменноугольный кокс и полукокс.

Каменноугольный кокс – это продукт коксования каменного угля. Коксованием называется процесс переработки углей (угольных смесей) путем их нагрева без доступа воздуха до 900-1100 °С с получением твердого углеродистого остатка, называемого коксом [2].

Полукоксы из каменных углей в настоящее время широко применяются в качестве восстановителей и топлива в металлургии и электротермии неорганических веществ. Так, полукокс из угля марки Д Шубаркольского месторождения (Казахстан) в смеси с коксовым орешком ОАО «ЕВРАЗ НТМК» (НТМК) применялся для выплавки высокоуглеродистого феррохрома [20]. Испытания, проведенные на СЗФ, показали, что с увеличением доли спецкокса в шихте увеличилось извлечение хрома, снизилось содержание оксида хрома в шлаке. Полученный высокоуглеродистый феррохром имел пониженное содержание фосфора.

В работах [4, 12, 19, 30] признают полукокс, произведенный на АНХК (ангарский полукокс) высококачественным восстановителем для кремнистых сплавов. При испытании полукокса, произведенного на

ООО «Завод полукоксования» (ленинск-кузнецкого полукокса), с заменой им до 50 % коксового орешка, было установлено, что при выплавке 75 %-ного ферросилиция имело место расстройство хода печи: спекание колошника, частые обвалы шихты [19]. Однако при выплавке других марок ферросплавов он используется [30].

Полукокк из углей марки ДГ Колумбии испытывали на ферросплавных заводах России (ЧЭМК), Казахстана (АЗФ) и Норвегии (заводы фирмы «Элкем АС») при производстве соответственно феррохрома, ферросилиция взамен 30-40 % металлургического кокса и в производстве кристаллического кремния с полной заменой им древесного угля. Испытания показали высокую техническую эффективность его применения [39].

Полукокк, полученный из длиннопламенных углей Кузбасса и Шубаркольского месторождения Казахстана по технологии ЗАО «Карбоника-Ф», соответствует лучшим образцам углеродистых восстановителей для электротермических производств [8, 30, 37].

Полукокк, полученный из углей марки Д Шубаркольского месторождения (Казахстан) в газогенераторах сланцеперерабатывающего завода VKG Oil AS (Эстония), отвечает требованиям, предъявляемым к углеродистым восстановителям для электротермических процессов производства ферросплавов [40].

Полукокк, полученный из углей марки Д месторождения Шеньму (Китай) в вертикальных печах типа SJ, находит широкое применение в электротермических производствах: ферросплавов – ферросилиция и ферромарганца, фосфора и карбида кальция [31].

Каменноугольный кокс является неотъемлемым сырьем для доменного процесса, процессов агломерации и производства окатышей. Коксовый орешек является основным восстановителем для электротермических производств. Коксовая мелочь может использоваться в процессах прямого восстановления ЖРС и ЖСО. Так, в 1989 г. фирмами «Искор» (ЮАР) и «Фест-Альпине» (Австрия) была запущена установка по выплавке чугуна по технологии «Корекс». В качестве топлива использовали 15 % коксовой мелочи и 85 % энергетического угля [12]. Коксовая мелочь применяется для получения губчатого железа во вращающейся трубчатой печи, металлизированных окатышей на конвейерной обжиговой машине, чугуна во вращающемся конвертере по способу «Доред-процесс», жидкого металла в качающейся отражательной регенеративной печи по способу «КШС-процесс» [13]. Кузнецкий кокс и ангарский полукокк использовались в процессе металлизации окатышей в трубчатой печи [12].

Нефтяной и пековый коксы.

Нефтяной и пековый кокс представляет собой высокоуглеродистый остаток, получаемый из нефтяных остатков в процессе коксования – термической обработки без доступа воздуха при 400-500 °С [2]. Сырьем для производства нефтяного кокса являются тяжелые остатки атмосферной и

вакуумной переработки нефти (мазут и гудроны), крекинг-остатки от термического крекинга мазутов и гудронов, тяжелые газойли каталитического крекинга, остатки производства масел. Для производства кокса наряду с нефтяными остатками используют также высокотемпературный пек каменноугольного происхождения, который коксуют при температуре 1000 °С.

Нефтяной и пековый кокс используется для производства анодной массы, применяемой для выплавки алюминия, в качестве сырья для производства электродов, в производстве ферросплавов, карбида кальция, различных углеродных изделий [2].

Так, слоистый нефтяной кокс использовали как упрочняющий агент в производстве углеродистого восстановителя [6]. Установлено, что оптимальное содержание слоистого нефтяного кокса составляет 1 % и обеспечивает высокую механическую прочность при испытании окатышей на сжатие и истирание, а также увеличение степени восстановления железа из руды. Вместе с тем, при применении пористого нефтяного кокса положительный эффект отсутствовал.

Кокс замедленного коксования нефти в смеси с гидролизным лигнином брикетировали и получали углеродистый восстановитель для электротермического производства кремния [6]. Установлено, что извлечение кремния на уровне $\geq 73,4$ % обеспечивается при следующих оптимальных условиях: массовое содержание гидролизного лигнина и нефтяного кокса 90:10, крупность нефтяного кокса ≤ 6 мм.

Низкоактивный, обладающий высокой электропроводностью нефтяной кокс и высокорреакционный ванадий- и никельсодержащий кокс низкотемпературного термоконтактного крекинга нефти (ТККН) использовали в качестве малозольных восстановителей в электротермии силикоалюминия [20, 22]. Эффективность кокса ТККН подтверждена результатами опытных плавов – производительность печи возросла на 22 %, удельный расход электроэнергии и минеральной части шихты снизился соответственно на 11 и 17 %.

В работе [20] изложен промышленный способ использования нефтяного кокса в производстве ферросилиция. Разработанный на ООО «Братский завод ферросплавов» (БЗФ) способ ведения плавки позволил выплавлять ферросилиций при замене нефтяным коксом 15 % углерода без снижения технико-экономических показателей (ТЭП) и с получением ферросилиция ФС75. При замене до 35-40 % углерода нефтяным коксом снижение показателей плавки происходило на 3-5 %, однако экономически это компенсировалось высоким качеством получаемого сплава.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Минерально-сырьевая база угольной промышленности России : в 2 т. Т. 1. Состояние, динамика, развитие / Н. Н. Балмасов [и др.] ; под ред. А. Е. Евтушенко, Ю. Н. Малышева. – М. : Издательство Московского государственного горного университета, 1999. – 648 с.
2. Глущенко, И. М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых : учеб. для вузов / И. М. Глущенко. – М. : Metallurgy, 1990. – 296 с.
3. Мизин, В. Г. Углеродистые восстановители для ферросплавов / В. Г. Мизин, Г. В. Серов. – М. : Metallurgy, 1976. – 272 с. : ил.
4. Буроугольный полукокс. Возможности его использования как топлива в агломерации железных руд / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2007. – № 8. – С. 20–26.
5. Формирование заданных свойств углеродистого восстановителя для электротермических процессов (Обзор) / М. Л. Улановский [и др.] // Кокс и химия. – 2000. – № 4. – С. 14–20.
6. Анализ качества и перспективы использования малозольных углеродистых восстановителей для электротермического производства технического кремния / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2012. – № 5. – С. 18–21.
7. Дроздник, И. Д. Использование пылеугольного топлива при выплавке чугуна и стали в доменном и недоменных процессах (Обзор) / И. Д. Дроздник, Ю. С. Кафтан, Ю. Б. Должанская // Кокс и химия. – 2002. – № 2. – С. 32–39.
8. Кудрявцев, В. С. Использование некоксующихся углей в черной металлургии / В. С. Кудрявцев, С.А. Пчелкин. – М. : Metallurgy, 1981. – 168 с.
9. Юсфин, Ю. С. Новые процессы получения металла (металлургия железа) : учеб. для вузов / Ю. С. Юсфин, А. А. Гиммельфарб, Н. Ф. Пашков. – М. : Metallurgy, 1994. – 320 с.
10. Кудрявцев, В. С. Металлизированные окатыши / В. С. Кудрявцев, С. А. Пчелкин. – М. : Metallurgy, 1974. – 136 с.
11. Юсфин, Ю. С. Обжиг железорудных окатышей / Ю. С. Юсфин, Т. Н. Базилевич. – М. : Metallurgy, 1973. – 272 с.
12. Теория металлизации железорудного сырья / Ю. С. Юсфин [и др.]. – М. : Metallurgy, 1982. – 256 с.
13. Нефедов, П. Я. О требованиях к качеству углеродистых восстановителей для процессов рудной электротермии / П. Я. Нефедов // Кокс и химия. – 2000. – № 8. – С. 24–32.
14. Страхов, В. М. Альтернативные углеродистые восстановители для ферросплавных производств / В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2009. – № 1. – С. 20–25.

15. Страхов, В. М. Проблемы с углеродистыми материалами для рудной и химической электротермии и пути их решения / В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2010. – № 8. – С. 29–33.
16. Страхов, В. М. Научные и производственные аспекты получения специальных видов кокса для электротермических производств / В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2008. – № 9. – С. 44–49.
17. Технология производства и качество полукокса из вертикальных печей типа SJ Китая / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2007. – № 5. – С. 17–24.
18. Исламов, С. Р. Энергоэффективное использование бурых углей на основе концепции «ТЕРМОКОКС»: автореф. дис. на соиск. учен. степ. док. техн. наук : 05.14.04 / Исламов Сергей Романович. – Красноярск, 2010. – 37 с.
19. Энерготехнологическое использование канско-ачинских углей / С. Г. Степанов [и др.] // Уголь. – 2003. – № 7. – С. 50–54.
20. Школлер, М. Б. Буроугольный полукокс – модификатор свойств кокса и угольных смесей / М. Б. Школлер // Кокс и химия. – 2007. – № 12. – С. 18–24.
21. О возможности использования полукокса из бурых углей Канско-Ачинского месторождения в черной металлургии / В. Е. Тихомиров [и др.] // Кокс и химия. – 1983. – № 12. – С. 14–16.
22. Старке, Э. П. Карбюризатор на основе буроугольного кокса для химико-термической обработки стали / Э. П. Старке, В. М. Страхов // Кокс и химия. – 2003. – № 9. – С. 43–45.
23. Современные энерготехнологические процессы глубокой переработки твердых топлив : учеб. пособие. – Новокузнецк : НИУ РЭТ-ТПУ, 2010. – 220 с.
24. Использование буроугольного полукокса в качестве пылеугольного топлива в доменной плавке / С. Р. Исламов [и др.]. – Донецк : УНИТЕХ, 2008. – 68 с.
25. Кокс Китая как углеродистый восстановитель для производства ферросплавов / В. М. Страхов [и др.] // Кокс и химия. – 2005. – № 11. – С. 16–21.
26. Полукоксование длиннопламенных углей Шубаркольского месторождения в газогенераторах / И. Л. Глезин [и др.] // Кокс и химия. – 2009. – № 8. – С. 25–29.

ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ

УДК 621.784.063

А.А. Иванов, Т.Н. Осколкова

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

ВАКУУМНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ 30ХГСА

Данная работа проводилась с целью подтверждения качества вакуумной термической обработки на стали 30ХГСА. В ходе выполнения работы было установлено, что образцы после вакуумной термической обработки полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к деталям авиационного назначения. В работе описываются преимущества использования вакуумной термической обработки на современных предприятиях России.

This work was carried out to confirm the quality of vacuum thermal treatment on steel 30HGSA. In the course of the work, it was established that the samples after vacuum heat treatment fully comply with the requirements for aviation parts. The paper describes the advantages of using vacuum heat treatment in modern enterprises of Russia.

Современное производство в России имеет очень много динамично развивающихся направлений производства изделий из металла. На разных этапах производства многих предприятий получается большое количество бракованной продукции. Если деталь ответственная и имеет жесткие требования по механическим свойствам, то в большинстве случаев к ней должна применяться термообработка. На данном этапе наблюдается достаточно большой процент выпуска бракованной продукции.

Если рассмотреть современный завод, то в станочном парке будет находиться достаточно много современного высокоточного оборудования для механической обработки. Речь идет об автоматизированных линиях, механообрабатывающих комплексах с ЧПУ управлением и т.д. На участке же термической обработки обычно располагаются старые термические печи или соляные ванны в сильно изношенном состоянии. Перепады по температуре в данных агрегатах достигают 70^{°C}, что недопустимо при изготовлении ответственных изделий. В большинстве случаев предприятия учитывают высокий процент брака при производстве ответственных деталей и просто завышают цены на них, не проводя никаких работ по улучшению технологического процесса производства. В данной работе будет рассмотрен метод вакуумной термической обработки на современном высокоточном оборудовании, описаны преимущества использования инновационных технологий, а так же экономический эффект от их использования.

Термообработка стали является очень важной заключительной операцией при изготовлении деталей и инструмента. Она отвечает за придание окончательных механических свойств материалу, от которых, в свою очередь, будет зависеть работоспособность детали. Вакуумная термообработка, хоть и описывалась в литературе 80-х годов, в основном использовалась на предприятиях, выпускающих детали для оборонно-промышленного комплекса, поэтому вакуумная термическая обработка для России – это новое направление, и предприятиям еще не до конца понятны возможности и преимущества применения данного процесса в современном производстве.

Одним из основных преимуществ вакуумной термической обработки является отсутствие обезуглероживания (окисления) поверхности в процессе нагрева и охлаждения детали, а так же снижение поволодок и деформаций за счет равномерного нагрева и охлаждения. Используемая в работе вакуумная печь ВМ1 В63 представлена на рисунке 1.



Рисунок 1 – Вакуумная печь ВМ1 В63 для термической обработки

В работе рассмотрено применение вакуумной термической обработки для стали марки 30ХГСА. Конструкционная легированная сталь марки 30ХГСА является одной из многочисленных сталей, используемой в авиационной промышленности.

Основными легирующими элементами в стали являются хром, марганец, кремний. Наиболее сильно повышают прокаливаемость из вышеперечисленных химических элементов марганец и хром.

Особенностью данной высококачественной стали является её сравнительно недорогая стоимость и хорошая свариваемость.

Анализируя результаты ученых в области авиационных материалов, можно сделать вывод, что стандартной термической обработкой для рассматриваемого материала в авиационной промышленности является улучшение: закалка от температуры 900 ± 10 °С в масло с последующим высоким отпуском. Данный режим термической обработки предназначен для

получения определенных механических свойств, а именно, высокой усталостной прочности.

Обработка технологии проводилась на цилиндрических образцах диаметром 25 мм, изготовленных из стали 30ХГСА, химический состав которой соответствует требованиям ГОСТ 4543- 71. В работе применялся опико-эмиссионный спектрометр фирмы ARL. Химический состав стали приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Анализ химического состава двух партий 30ХГСА

№ партии	Содержание химических элементов, %										
	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al	Fe
1	0,28	0,89	0,95	0,01	0,01	0,13	0,89	0,08	0,01	0,01	Ост.
2	0,31	0,89	0,96	0,01	0,01	0,13	0,98	0,09	0,01	0,01	Ост.
ГОСТ	0,28-0,34	0,8-1,1	0,9-1,2	0,025	0,025	0,3	0,8-1,1	0,3	-	-	Ост

Закалка проводилась в вакуумной термической печи ВМІ В63. Температура закалки составляла 900 ± 5 °С, нагрев проходил в вакуумной среде с подачей парциального давления азота. Подача парциального давления препятствует окислению поверхности деталей при нагреве. Закалка проводилась в вакуумное масло, подогретого до 40 °С. Скорость охлаждения регулируется при помощи параметров температуры масла, давления в камере закалки, а так же интенсивностью перемешивания масла. После закалки с целью подтверждения качества термической обработки проводился замер твердости и металлографический анализ.

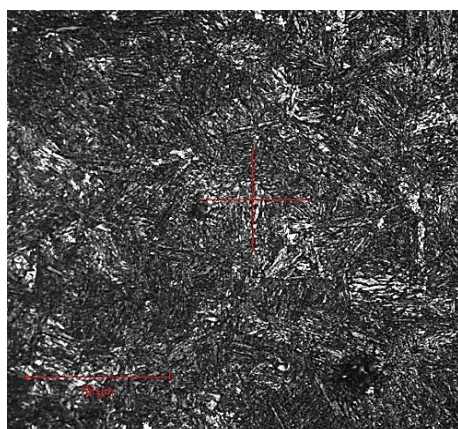
Замер твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) по сечению проводился на микротвердомере Тикон 2500. Замер твердости по Роквеллу (ГОСТ 9013-59) проводился на твердомере ТК-2М. Результаты замеров твердости представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Твердость образцов после закалки 900 ± 5 °С

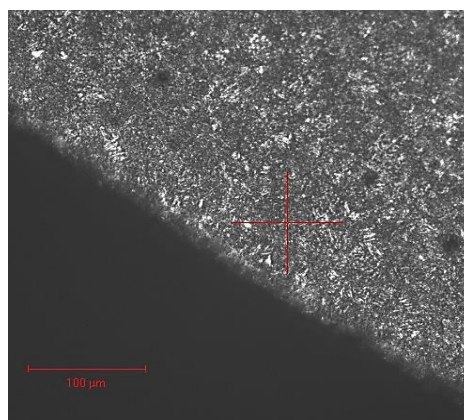
№ партии				
Партия 1 Ø20мм	490	48	500	48
Партия 1 Ø25мм	480	47	480	47
Партия 2 Ø20мм	490	48	500	48
Партия 2 Ø25мм	490	48	490	48

Анализируя данные таблицы 2, можно сделать вывод, что образцы от партии 1 и партии 2 диаметром до 25 мм включительно имеют однородную твердость по всему сечению. Полученные показатели твердости удовлетворяют данным, описанным в специализированной литературе.

Металлографический анализ после закалки показал однородную структуру мартенсита по всему сечению образцов. Микроструктура образцов диаметром 25мм из партии 1 представлена на рисунке 2.



Сердцевина X500



Поверхность x200

Рисунок 2 – Микроструктура образца Ø25мм (партия1) после закалки

После закалки высокий отпуск проводили в вакуумной печи В-53RNC+ в инертной среде азота (99,999%) при температуре 510 ± 5 °С и давлении 300mbar. Сталь марки 30ХГСА склонна к отпускной хрупкости второго рода, поэтому при отпуске ей необходимо быстрое охлаждение. В печи для равномерности температуры при термообработке (± 5 °С), а также ускоренного охлаждения, установлена турбина. Данная турбина обеспечивает высокую скорость охлаждения деталей после отпуска, что препятствует образованию отпускной хрупкости.

После проведения операции отпуска, для подтверждения качества термообработки, был проведен замер твердости и металлографический анализ.

Результаты замеров твердости представлены в таблице 3.

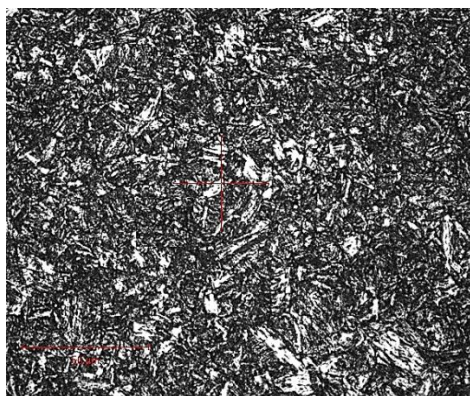
Таблица 3 – Твердость образцов после высокого отпуска 510 ± 5 °С

№ партии				
Партия 1 Ø20мм	355	35	365	35
Партия 1 Ø25мм	360	35	370	35
Партия 2 Ø20мм	380	37	400	38
Партия 2 Ø25мм	380	37	390	37

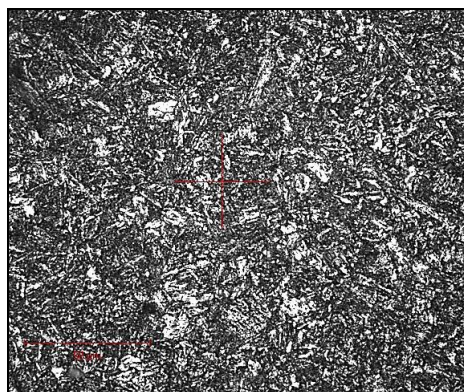
Анализируя данные таблицы 3, можно сделать вывод, что образцы от партии 1 и партии 2 диаметром до 25 мм включительно имеют однородную твердость по всему сечению. Полученные показатели твердости удовлетворяют данным, описанным в специализированной литературе.

Металлографический анализ после высокого отпуска показал однородную структуру сорбита отпуска по всему сечению образцов. Микро-

структура образцов диаметром 25мм из партии 1 и партии 2 представлена на рисунке 3.



Партия 1 сорбидина x500



Партия 2 сорбидина x500

Рисунок 3 – Микроструктура образцов Ø25мм после высокого отпуска

В закалённых и отпущенных образцах партии 1 и партии 2, имеющих равномерную твердость по всему сечению, наблюдается однородная структура сорбита отпуска (рисунок 3).

Для деталей, используемых в авиационной промышленности, требуется получение временного сопротивления на растяжение 1200 ± 10 МПа. Испытания на растяжение проводились на испытательной разрывной машине INSTRON 300DX. Результаты испытаний представлены в таблицах 4 и 5.

Анализируя данные таблиц 4 и 5 можно сделать вывод, что образцы из партии 1 и партии 2 после проведения окончательной термической обработки на вакуумном оборудовании полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к ответственным деталям авиационного назначения.

После отработки технологии вакуумную термическую обработку применили для детали «ударник».

На заводе, изготавливающем данные детали, наблюдались следующие проблемы: выпуск годной продукции в среднем составляет 60%. Действующая технология производства детали «ударник» состоит из 22 операций. Термическая обработка производилась в соответствии с производственными инструкциями. Основная часть операций (17) проводилась после термической обработки, так как в производственном процессе термической обработки применялись атмосферные печи. В процессе термообработки в атмосферных печах поверхность детали реагирует с печными газами внутри печи, вследствие чего происходит окисление детали. Окисление детали снижает количество легирующих элементов в поверхностном слое. Данный процесс отрицательно сказывается на механических свойствах детали. В результате окисления поверхности после термообработки приходится делать большое количество операций доводки деталей в размер, чтобы снять образовавшийся окисленный слой. Данные операции доводки значительно удлиняют процесс создания детали. Основная часть

бракованной продукции выявляется после операции термической обработки, поэтому была разработана технология изготовления «ударника» с применением вакуумной термической обработки совместно с компанией ООО «ТермоМет».

Таблица 4 – Результаты испытаний на растяжение образцов (Партия 1)

№	Маркировка	Начальный диаметр образца, мм	Начальная Расчетная длина, мм	Скорость испытания, мм/мин	Конечный диаметр образца, мм	Конечная Расчетная длина, мм	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное Сужение ψ , %
1	Партия 1	10	50	5	7,5	57,1	1003	1115	16,3	47,1
2	Партия 1	10	50	5	7,4	58,4	1008	1107	17,5	48,7
3	Партия 1	10	50	5	7,3	57,0	1011	1112	15,1	48,5
4	Партия 1	10	50	5	7,0	57,8	1009	1115	15,2	47,1
Среднее значение							1007	1112	16,0	47,85

Таблица 5 – Результаты испытаний на растяжение образцов (Партия 2)

№	Маркировка	Начальный диаметр образца, мм	Начальная Расчетная длина, мм	Скорость испытания, мм/мин	Конечный диаметр образца, мм	Конечная Расчетная длина, мм	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное Сужение ψ , %
1	Партия 2	10	50	5	7,5	57,1	1043	1221	14,2	43,8
2	Партия 2	10	50	5	7,4	58,4	1001	1207	16,8	45,2
3	Партия 2	10	50	5	7,3	57,0	1058	1222	14	46,7
4	Партия 2	10	50	5	7,0	57,8	1042	1221	15,6	51,0
Среднее значение							1038	1215	15,1	47,2

Весь технологический процесс создания детали «ударник» с применением вакуумной термической обработки включает в себя 9 операций (4 операции до термообработки + термообработка + 4 операции после термообработки).

Для отработки разработанной технологии была изготовлена опытная партия в количестве 40 шт. После прохождения опытной партией всего технологического процесса, выпуск годной продукции составил 100 %, что почти в два раза больше чем у деталей, изготовленных по старой технологии.

Основные результаты расчетов технико-экономических показателей приведены в таблице 6.

В результате выполнения работы было подтверждено качество вакуумной термической обработки на образцах диаметром до 25 мм, изготовленных из стали марки 30ХГСА.

В результате проведенной работы была разработана технология изготовления детали «ударник», изготавливаемой из стали марки 30ХГСА, с применением вакуумной термической обработки. Анализируя полученные данные можно сделать вывод, что используя вакуумную термическую обработку для ответственных деталей, можно значительно повысить процент выхода годной продукции, а так же получить высокую повторяемость результата, что является важным показателем при выпуске серийной продукции.

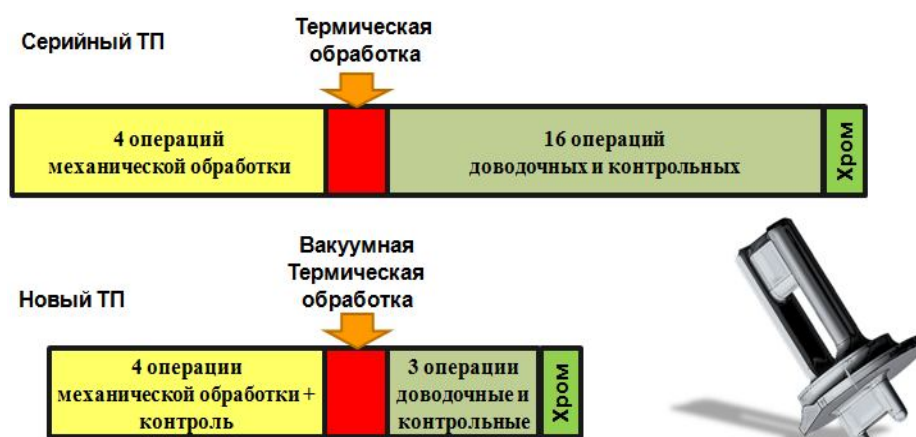


Рисунок 4 – Схема технологий изготовления детали «ударник»

Таблица 6 – Результаты технико-экономических показателей детали ударник

Наименование	Старая технология	Новая технология	Экономия
Количество операций	21	8	2,6 раза
Трудоемкость, (нормочас.)	6	4	33 % (2 н/ч)
Стоимость руб.	5000	3500	30 % (1500 руб.)

После расчета технико-экономических показателей было установлено:

- количество операций производства детали ударник сократилось в 2,4 раза;

- процент выхода годной продукции увеличился почти в 2 раза;
- экономия трудоемкости составила 33%;
- себестоимость детали ударник сократилась на 30%.

Применение вакуумной термической обработки имеет большие перспективы для внедрения на современных производственных предприятиях России.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Каблов Д.Е. Авиационные материалы. Избранные труды 1932-2002: юбилейный научно-техн. сборник // ВНИИ авиационных материалов под общ. ред. Е. Н. Каблов – М.: Изд-во ВИАМ, Изд-во МИСИС, 2002. – 422 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение: / А.П. Гуляев, А.А. Гуляев. – М.: Альянс, 2012. – 643 с.
3. Елагина О.Ю. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин / О.Ю. Елагина. – М.: Логос, 2009. – 488 с.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин. – М.: Альянс, 2015. – 446 с.
5. Лахтин Ю.М. Материаловедение/ Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева.– М.: Альянс, 2013.– 528 с.

УДК 621.74:669.018.9

Е.С. Прусов¹, Д.А. Ткач¹, В.Б. Деев², Е.М. Рахуба²

¹ФГБОУ ВО «Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых», г. Владимир, Россия

²ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПРОГРАММЫ IMAGEJ

Статья посвящена оценке возможностей открытого программного комплекса ImageJ при количественном анализе параметров структуры композиционных сплавов (на примере системы Al-Mg₂Si). Показано, что автоматизированная обработка цифровых металлографических изображений в ImageJ позволяет оперативно определять средний размер и объемную долю частиц армирующей фазы.

The paper is devoted to the evaluation of the possibilities of the open-source software ImageJ in the quantitative analysis of the structure parameters of composite alloys (on example of the Al-Mg₂Si system). It is shown that

the automated processing of digital metallographic images in ImageJ allows the operative determination of the average size and volume fraction of the particles of reinforcing phase.

Возможность проектирования соотношений «структура-свойства» в настоящее время рассматривается как один из основных факторов успешного создания новых материалов функционального и конструкционного назначения [1-3]. Такие параметры структуры, как объемная доля, дисперсность и морфология различных фазовых составляющих, в значительной степени определяют механические и эксплуатационные свойства материалов. Поэтому целенаправленное управление формированием заданной структуры материалов является главной задачей технологических процессов их получения и обработки.

На протяжении многих лет количественные данные о микроструктуре материалов получали и обрабатывали вручную, в том числе с использованием различных стандартизованных процедур измерения структурно-морфологических параметров [4]. Так, Американское общество по испытаниям материалов (ASTM) приняло ряд стандартов, применяемых в промышленности при анализе микроструктуры материалов. Стандарт ASTM E112 регламентирует упрощенные методы ручного измерения среднего размера зерна на основе линейных секущих по рассматриваемому сегменту структуры. В этом методе на изображение накладывают набор линий, пересекающих межзеренные границы, и среднее расстояние между этими пересечениями дает приближенную оценку среднего размера зерна. Стандарт ASTM E562 описывает методику измерения объемной доли на основе подсчета точек, распределенных по всему изображению микроструктуры. Эксперт соотносит фазы и попавшие в них точки и подсчитывает процент точек, отмеченных в каждой фазе, который дает принимаемое значение объемной доли этой фазы.

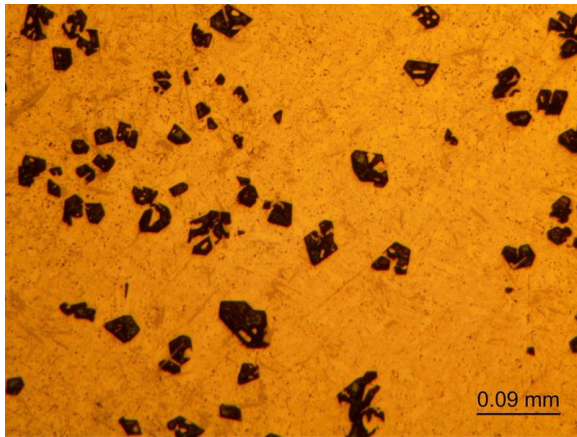
Очевидно, что методики, указанные в приведенных стандартах ASTM, характеризуются высокой трудоемкостью, субъективностью при измерениях и низкой степенью воспроизводимости полученных результатов. В этой связи актуальным направлением работ в области металлургии и материаловедения является разработка автоматизированных методов обработки изображений микроструктуры. Созданию таких методов в настоящее время уделяется значительное внимание [5]. Примерами могут служить методика количественной оценки параметров структуры на основе искусственных нейронных сетей [6] и программный инструмент MIPAR для измерения размера зерна и объемной доли по сегментированным изображениям [7]. При этом подходы, применяемые при обработке цифровых металлографических снимков, базируются на успешном опыте разработки и внедрения программных средств для автоматизированного анализа медицинских изображений [8, 9]. Наряду с методами обработки и анализа

2D-изображений, успешно развиваются прогрессивные технологии трехмерной диагностики структуры материалов, основанные на использовании рентгеновской компьютерной томографии [10]. В условиях промышленных производств эти технологии пока имеют ограниченное применение в связи с высокой стоимостью. Поэтому с точки зрения практической применимости актуальность представляет цифровая обработка оптических снимков микроструктуры образцов, подготовленных с использованием стандартных металлографических процедур шлифования и полировки.

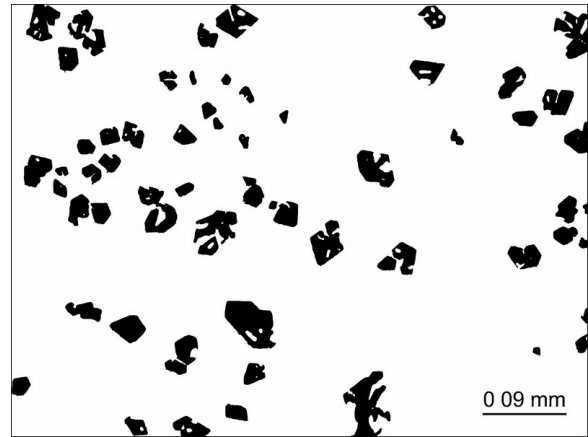
В настоящей работе выполнен количественный анализ параметров структуры эндогенно-армированных композиционных сплавов, представляющих собой гетерофазные материалы, состоящие из металлической основы (матрицы) и синтезированных в ней армирующих частиц [11-13]. Детальное описание технологии плавки и литья композитов системы Al-Mg₂Si представлено ранее в работе [14]. Металлографические образцы вырезали из слитков на расстоянии 15 мм от донной части и готовили с применением шлифовально-полировального станка Полилаб П22М по следующим режимам: шлифование с помощью бумаги на основе SiC зернистостью #320, #400, #600, #800 и #1200 при скорости вращения 300 об/мин, затем полировка на сукне алмазной суспензией (зерно 15 мкм) при скорости 150 об/мин. Микроструктуру изучали в литом состоянии на нетравленных шлифах с помощью оптического микроскопа Raztek MRX9-D (Россия). Полученные изображения анализировали с применением программы ImageJ v.1.51, разработанной Национальным институтом здоровья США (National Institute, NIH) [15]. ImageJ является свободно распространяемой кроссплатформенной системой обработки и анализа изображений с открытым исходным кодом на основе Java. На первом этапе проводили калибровку изображения, необходимую для установления соответствия между фактическими размерами структурных элементов и размерами на обрабатываемых изображениях в пикселях (функция Set Scale). Затем изображения конвертировали в бинарные с помощью функции Threshold. Для проведения измерений запускали процедуру Analyze Particles.

Микроструктура композиционных сплавов Al-Mg₂Si, ее бинаризованное изображение и гистограмма распределения частиц по размерам приведена на рис. 1, а количественные параметры структуры – в табл. 1.

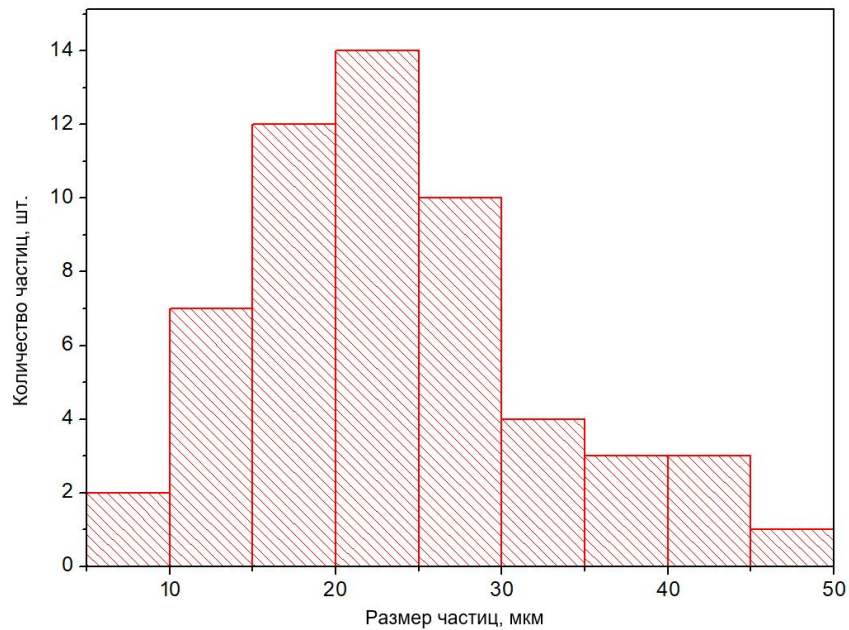
Таким образом, автоматизированная обработка цифровых изображений с использованием открытой программы ImageJ представляет собой точный, быстрый и общедоступный метод измерения параметров микроструктуры. Преимущества этого метода особенно важны в условиях промышленных предприятий, где требуется получение обработанных данных в максимально короткие сроки при исключении влияния человеческого фактора на результаты анализа.



a)



б)



в)

Рисунок – Структура композиционных сплавов в исходном состоянии (a), после бинаризации (б) и распределение частиц Mg_2Si по размерам (в)

Выводы:

- 1) Дана общая оценка современного состояния методов количественной обработки снимков микроструктуры материалов;
- 2) На примере системы Al- Mg_2Si показано, что автоматизированная обработка цифровых металлографических изображений в программе ImageJ позволяет оперативно определять средний размер и объемную долю частиц армирующей фазы в композиционных сплавах.

Таблица – Количественные параметры структуры композиционных сплавов системы Al-Mg₂Si

Параметр	Значение
Общее число частиц на изображении	56
Площадь, занимаемая частицами, %	10,36
Максимальный размер частиц, мкм	56
Средний размер частиц, мкм	23

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Van de Walle A. A complete representation of structure–property relationships in crystals // *Nature Materials*. 2008. Vol. 7. P. 455-458.
2. Zhao J.C. Combinatorial approaches as effective tools in the study of phase diagrams and composition–structure–property relationships // *Progress in Materials Science*. 2006. Vol. 51. P. 557-631.
3. Du J., Wen B. Composition-structure-property correlations of complex metallic alloys described by the “cluster-plus-glue-atom” model // *Applied Materials Today*. 2017. Vol. 7. P. 13-46.
4. Wojnar L. Application of ASTM standards in quantitative microstructure evaluation // *Czasopismo Techniczne. Mechanika*. 2016. Vol. 113, Iss. 4-M. P. 41-46.
5. Campbell A., Murray P., Yakushina E., Marshall S., Ion W. New methods for automatic quantification of microstructural features using digital image processing // *Materials & Design*. 2018. Vol. 141. P. 395-406.
6. Albuquerque V.H.C., Cortez P.C., Alexandria A.R., Tavares J.M.R.S. A new solution for automatic microstructures analysis from images based on a backpropagation artificial neural network // *Nondestructive Testing and Evaluation*. 2008. Vol. 23. Iss. 4. P. 273-283.
7. J. Sosa, D. Huber, B. Welk, H. Fraser. Development and application of MIPAR™: a novel software package for two- and three-dimensional microstructural characterization // *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*. 2014. Vol. 3. P. 10.
8. Collins T.J. ImageJ for microscopy // *BioTechniques*. 2007. Vol. 43. S25-S30.
9. Schindelin J., Arganda-Carreras I., Frise E., Kaynig V., Longair M., Pietzsch T., Preibisch S., Rueden C., Saalfeld S., Schmid B., Tinevez J.Y., White D.J., Hartenstein V., Eliceiri K., Tomancak P., Cardona A. Fiji: an open-source platform for biological-image analysis // *Nature Methods*. 2012. Vol. 9. P. 676-682.

10. Прусов Е.С. Компьютерная томография для задач трехмерного материаловедения // Фундаментальные исследования. 2015. №5-2. С. 318-323.
11. Панфилов А.А., Прусов Е.С. О получении и свойствах комплексно-армированных композиционных материалов с алюминиевой матрицей // Литейное производство. 2008. №8. С. 1-9.
12. Prusov E.S., Panfilov A.A. Properties of cast aluminum-based composite alloys reinforced by endogenous and exogenous phases // Russian metallurgy (Metally). 2011. Т. 2011. № 7. С. 670-674.
13. Прусов Е.С., Панфилов А.А., Кечин В.А. Роль порошковых прекурсоров при получении композиционных сплавов жидкофазными методами // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2016. № 2. С. 47-58.
14. Прусов Е.С., Деев В.Б., Рахуба Е.М. Влияние температурно-временной обработки расплава на структуру и свойства эвтектических композитов системы Al-Si-Mg // Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2017. № 39. С. 170-174.
15. Schneider C.A., Rasband W.S., Eliceiri K.W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis // Nature Methods. 2012. Vol. 9. P. 671-675.

УДК 625.143.48

*В.А. Кузнецов, Р.А. Шевченко, А.А. Усольцев, Н.А. Козырев,
Р.Е. Крюков*

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк, Россия

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ

Статья посвящена разработке методики измерения электрического сопротивления рельсовой стали, позволяющей корректировать тепловложение при контактной сварке. В результате проведенных исследований построена математическая модель процесса контактной сварки рельсов.

The article is devoted to the development of a method of measuring the electrical resistance of rail steel, which allows to correct the heat input during contact welding. As a result of the research the mathematical model of the process of contact welding of rails is constructed.

Развитие технологий, позволяющих обеспечить возможность получения бесстыкового железнодорожного пути с требуемыми качественными характеристиками, является актуальным направлением в настоящее время [1,2]. В России наиболее широко применяется электроконтактный способ сварки рельсов [3-7]. Для моделирования процессов сварки рельсов указанным способом необходимо иметь достоверные данные о свойствах материалов. Одной из ключевых проблем, возникающих при подготовке исходных данных для моделирования указанных процессов, является сложность получения достоверных сведений о свойствах материалов [8]. При контактной сварки рельсов важной характеристикой процесса является электрическое сопротивление рельсовой стали. Для ее решения необходимы данные о значениях удельного сопротивления материалов свариваемых деталей в зависимости от их химического состава.

Для определения электрического сопротивления рельсовой стали применяли прибор MicroOhm 10A (MI 3250) – двунаправленный омметр низких сопротивлений, основанный на 4-проводном методе измерений Кельвина. Прибор предназначен для измерения низких сопротивлений, в частности, для измерения соединения рельсовых путей, сварных соединения.

Для достижения наивысшей точности при измерении низких электрических сопротивлений рекомендуется использовать 4-проводный метод измерения Кельвина (рис.1). При использовании данного метода в результате измерения не включается сопротивление измерительных проводов, и нет необходимости в калибровке и компенсации проводов.

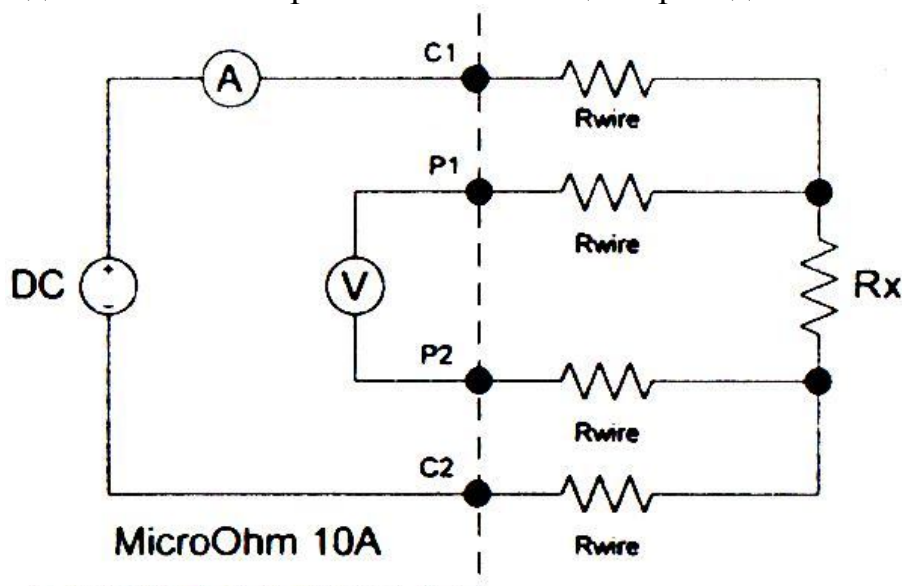


Рисунок 1 – Схема проводного метода Кельвина

Измерительный ток протекает через неизвестное сопротивление R_x по проводам C1 и C2. Расположение данных проводов не имеет большого значения, но они всегда должны размещаться за проводами P1 и P2. Падающие напряжения на R_x измеряется между P1 и P2, поэтому потенциальные

провода должны быть расположены точно в тех точках, между которыми измеряется сопротивление. Согласно закону Ома ток, протекающий между двумя точками по проводнику, прямо пропорционален разности потенциалов или падению напряжения между двумя точками, и обратно пропорционален сопротивлению между ними. Данный закон описывается следующим уравнением:

$$I[\text{Amper}] = \frac{U[\text{Volt}]}{R[\text{Ohm}]} \Rightarrow R_x = \frac{U[\text{Volt}]}{I[\text{Amper}]}$$

Для определения электрического сопротивления испытаниям были подвергнуты образцы, вырезанные из рельсовой стали. Размеры образцов: сечение 30 мм × 10 мм, длина - 90 мм. Осуществляли измерение электрического сопротивления на трех образцах для каждого состава рельсовой стали. Усредненные результаты измерений электрического сопротивления и химический состав рельсовых сталей приведен в таблице 1.

Оценка влияния химического состава рельсовой стали на величину электрического сопротивления проводилась средствами регрессионного анализа, который позволяет изучить закономерности изменения результирующего показателя (электрического сопротивления рельсовой стали) в зависимости от её химического состава. По результатам вычислений получены зависимости, адекватность которых фактическим значениям проверялась по показателю средней ошибки аппроксимации:

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m \left| \frac{Y_i - \tilde{Y}_i}{Y_i} \right| \cdot 100,$$

где m – количество наблюдений; \tilde{Y}_i – вычисленное значение результирующего показателя; Y_i – фактическое значение результирующего показателя.

В результате регрессионного анализа получена функциональная зависимость влияния химического состава на величину электрического сопротивления рельсовой стали:

$$R_x = 61,648 - 266,56 \cdot C + 227,11 \cdot Mn - 133,68 \cdot Si + 203,39 \cdot Cr + 958,86 \cdot V + 5600,8 \cdot Al - 238,92 \cdot Ni + 141,58 \cdot Cu + 141,67 \cdot Mo + 4902,85 \cdot Nb - 2594,26 \cdot Sb + 1120,23 \cdot P - 2609,77 \cdot S \text{ (ошибка аппроксимации } 1,24 \% ; R^2 = 0,953)$$

Вычисленные значения средней ошибки аппроксимации свидетельствуют о том, что полученная зависимость является адекватной и её можно использовать для построения математической модели процесса контактной сварки рельсов.

Таблица 1 – Химический состав рельсовой стали и электрическое сопротивление

Химический состав рельсовой стали															R _x , мкОм,
№	C	Mn	Si	Cr	V	P	S	Al	Ni	Cu	Mo	Nb	Sn	Sb	
1	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	93,00
2	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	95,33
3	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	90,63
4	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	93,57
5	0,77	0,77	0,53	0,38	0,04	0,01	0,007	0,003	0,08	0,12	0,005	0,002	0,005	0,002	89,35
6	0,77	0,77	0,53	0,38	0,04	0,01	0,007	0,003	0,08	0,12	0,005	0,002	0,005	0,002	87,27
7	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	92,63
8	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	89,00
9	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	88,43
10	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	87,73
11	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	85,47
12	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,01	0,008	0,003	0,06	0,08	0,005	0,002	0,004	0,001	88,78
13	0,77	0,77	0,53	0,38	0,04	0,01	0,007	0,003	0,08	0,12	0,005	0,002	0,005	0,002	89,33
14	0,77	0,77	0,53	0,38	0,04	0,01	0,007	0,003	0,08	0,12	0,005	0,002	0,005	0,002	90,07
15	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	88,30
16	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	91,07
17	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	89,17
18	0,76	0,77	0,53	0,36	0,04	0,014	0,006	0,003	0,06	0,08	0,004	0,001	0,004	0,001	90,16
19	0,95	0,82	0,43	0,27	0,09	0,011	0,007	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	87,90
20	0,95	0,82	0,43	0,27	0,09	0,011	0,007	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	90,75
21	0,91	0,81	0,43	0,32	0,09	0,01	0,005	0,003	0,15	0,09	0,003	0,001	0,004	0,001	91,13
22	0,91	0,81	0,43	0,32	0,09	0,01	0,005	0,003	0,15	0,09	0,003	0,001	0,004	0,001	91,80
23	0,95	0,82	0,43	0,27	0,09	0,011	0,007	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	87,17
24	0,91	0,81	0,43	0,32	0,09	0,01	0,005	0,003	0,15	0,09	0,003	0,001	0,004	0,001	93,13

25	0,91	0,81	0,43	0,32	0,09	0,01	0,005	0,003	0,15	0,09	0,003	0,001	0,004	0,001	90,07
26	0,87	0,79	0,54	0,3	0,08	0,011	0,006	0,003	0,08	0,13	0,006	0,002	0,006	0,002	92,63
27	0,87	0,79	0,54	0,3	0,08	0,011	0,006	0,003	0,08	0,13	0,006	0,002	0,006	0,002	93,12
28	0,87	0,79	0,54	0,3	0,08	0,011	0,006	0,003	0,08	0,13	0,006	0,002	0,006	0,002	91,74
29	0,87	0,79	0,54	0,3	0,08	0,011	0,006	0,003	0,08	0,13	0,006	0,002	0,006	0,002	94,20
30	0,95	0,82	0,43	0,27	0,09	0,011	0,007	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	90,70
31	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	91,85
32	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	91,43
33	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	91,47
34	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	93,92
35	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,003	0,002	0,004	0,001	76,20
36	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,003	0,002	0,004	0,001	75,40
37	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,003	0,002	0,004	0,001	77,17
38	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,003	0,002	0,004	0,001	74,80
39	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	89,20
40	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	88,43
41	0,77	0,8	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	92,10
42	0,77	0,8	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	89,87
43	0,77	0,8	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	90,07
44	0,77	0,8	0,56	0,38	0,04	0,008	0,006	0,002	0,06	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	93,00
45	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	72,77
46	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	72,37
47	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	73,50
48	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	73,23
49	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,006	0,002	0,005	0,001	74,68
50	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,006	0,002	0,005	0,001	76,27
51	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	74,50
52	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	73,66

53	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	74,54
54	0,74	0,84	0,26	0,07	0,04	0,009	0,01	0,002	0,07	0,1	0,006	0,002	0,005	0,001	74,90
55	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,006	0,002	0,005	0,001	76,93
56	0,77	0,85	0,29	0,06	0,04	0,009	0,007	0,003	0,06	0,09	0,006	0,002	0,005	0,001	77,40
57	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	89,88
58	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	91,53
59	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	88,58
60	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	90,45
61	0,78	0,86	0,54	0,44	0,003	0,01	0,004	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	90,08
62	0,78	0,86	0,54	0,44	0,003	0,01	0,004	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	91,65
63	0,78	0,86	0,54	0,44	0,003	0,01	0,004	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	91,73
64	0,78	0,86	0,54	0,44	0,003	0,01	0,004	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	91,00
65	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	90,07
66	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	89,28
67	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	89,73
68	0,77	0,78	0,53	0,37	0,04	0,012	0,008	0,003	0,07	0,11	0,006	0,002	0,005	0,002	90,40
69	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	94,78
70	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	92,94
71	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	92,78
72	0,74	0,79	0,55	0,38	0,06	0,009	0,005	0,002	0,16	0,07	0,003	0,002	0,004	0,001	92,15
73	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	92,20
74	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	90,73
75	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	87,38
76	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	93,25
77	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	87,27
78	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	89,46
79	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	90,37
80	0,76	0,77	0,53	0,37	0,04	0,009	0,005	0,003	0,07	0,11	0,005	0,001	0,005	0,002	89,78

Выводы:

1. Предложена методика измерения электрического сопротивления рельсовой стали, позволяющая корректировать тепловложение при контактной сварке.
2. Построена математическая модель процесса контактной сварки рельсов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Modern Methods of Rail Welding / N.A. Kozyrev, O.A. Kozyreva, A.A. Usoltsev, R.E. Kryukov, R.A. Shevchenko // IOPConferenceSeries: Materials Science and Engineering, Volume 253 (2017) 012002: International Scientific-Practical Conference: Innovations in Fuel and Energy Complex and Mechanical Engineering (FEC-2017) 18–21 April 2017, Kemerovo, Russian Federation, –pp.1-6|| doi:10.1088/1757-899X/253/1/012002
2. Козырев Н.А. Железнодорожные рельсы из электростали [Текст]/ Н.А. Козырев, В.В. Павлов, Л.А. Годик, В.П. Дементьев. – Новокузнецк: ЕвразХолдинг, Новокузнецкий металлургический комбинат, 2006. – 388 с.
3. Современные методы сварки рельсов нового поколения / Козырев Н.А., Усольцев А.А., Шевченко Р.А., Крюков Р.Е., Шишкин П.Е. // Известия вузов. Черная металлургия. – 2017. – т. 60. № 10. – С. 785-791.
4. Mitsuru F. Railflash-butt welding technology/ F. Mitsuru, N. Hiroaki, N. Kiyoshi// JFE Technical Report. –2015. – № 20. – P. 159 – 163.
5. Шур Е.А. Комплексный метод контактной сварки рельсов/ Е.А. Шур, В.А. Резанов// Вестник ВНИИЖТ. – 2012. – № 3. – С. 20 – 22.
6. Шевченко Р.Е. Совершенствование технологии сварки рельсовой стали с повышенным содержанием хрома [текст]/ Р.Е. Шевченко// Труды Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых Вып. 20 – Ч III. Естественные и технические науки/ Под общей редакцией М.В. Темлянцева; СибГИУ. – Новокузнецк, 2016. – С. 196-198.
7. Выбор оптимальных режимов сварки железнодорожных рельсов / Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Крюков Р.Е., Патрушев А.О., Усольцев А.А. // Сборник трудов XX Международной научно-практической конференции «Металлургия: технологии, инновации, качество»; СибГИУ. – Новокузнецк, – 2017. С.332 – 336
8. Компьютерное проектирование и подготовка производства сварных конструкций: Учебное пособие для вузов /С. А. Куркин, В. М. Ховов, Ю. Н. Аксенов и др. М: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. 464 с.

УДК 539.3.669.01

Е.А. Шур¹, В.Н. Цвигун², Р.С. Койнов²

¹ВНИИЖТ, Москва, Россия

²ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ ФРАКТОГРАФИЧЕСКИХ РЕЛЬЕФОВ НА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИНАХ

Описаны результаты прямых наблюдений за процессом разрушения различных материалов у вершины усталостной трещины сквозь прозрачный образец. Предложена модель продвижения усталостной трещины как шарнира с механической точкой вращения берегов трещины, которая у хрупких материалов совпадает с вершиной трещины, а у пластичных материалов находится на некотором расстоянии от нее в глубине образца. Эта модель позволила объяснить механизм образования основных характерных рельефов на фрактограммах при усталостном разрушении: наличие усталостных бороздок у пластичных материалов и отсутствие их у хрупких, образование траковых следов и других рельефов.

The results of direct observations of the process of destruction of various materials at the top of the fatigue crack through a transparent sample are described. A model is suggested for the motion of a fatigue crack as a hinge with a mechanical point of rotation of the crack edges, which in brittle materials coincides with the crack tip, and near the plastic material is at some distance from it at the depth of the sample. This model made it possible to explain the mechanism of formation of the main characteristic reliefs on fractograms during fatigue failure: the presence of fatigue striations in plastic materials and their absence in brittle, the formation of traces and other reliefs.

ОБОЗНАЧЕНИЯ:

УТ – усталостная трещина;

ВУТ – вершина усталостной трещины;

V_F – угол разрушения у ВУТ;

V_R – угол остаточной деформации у ВУТ;

УБ – усталостная бороздка;

Имеется множество статей, посвященных моделям и микромеханизмам роста трещин при циклическом [1-7] и однократном нагружении [8-11]. Известно, что для этих трещин частично повторяются некоторые универсальные особенности разрушения материалов у вершины трещины. В работе эти явления изучали при росте усталостной трещины (УТ) с помощью прямых экспериментов, наблюдая за вершиной усталостной трещины (ВУТ) сквозь прозрачный образец в поляризованном свете. При этом в зоне менее 0,1 мм у ВУТ можно наблюдать за образованием усталостных бороздок в полиметилметакрилате (ПММА) и полиэтилене, изучать вид ВУТ, открытие УТ, фазы роста, закрытия и микромеханизмы ротационных микросдвигов.

В работе все усталостные испытания проводили на призматических образцах 25×6×3 мм (толщина образцов иногда уменьшалась до 1 мм). Острый надрез глубиной 1 мм на образцах наносили абразивной пилой (молибденовая проволока диаметром 0,1 мм и алмазная паста). Образец промывали в толуоле в режиме кавитации и в нем выращивали УТ длиной 1-2 мм. Потом на образце с этой УТ можно было измерять скорость роста УТ, механизмы роста или определять вязкость разрушения. Исследования проводили на множестве таких образцов, изготовленных из рельсовой стали, 30ХГСА, 55ХГСФ. Все три стали подвергали термической обработке по различным режимам с получением широкой гаммы структур и твердостей. Кроме того, исследовали рост УТ в стали Гадфильда, 09Г2С, 12ХНЗА, трансформаторной стали, алюминиевых сплавах, в силикатном стекле, полиметилметакрилате, полиэтилене, полистироле, поликарбонатах и керамике.

Усталостные бороздки

По идее профессора Л.Т. Дворникова (СИБГИУ) работа механической системы у ВУТ похожа на шарнир. Мы предположили, что этот шарнир имеет точку вращения, различающуюся для разных материалов. Для хрупких материалов эта точка вращения шарнира (O_1) совпадает с ВТ (рисунок 1 а). Для квазихрупких материалов эта точка вращения O_2 находится правее, на пересечении линий, продолжающих берега УТ (рисунок 1 б). При этом у вершины УТ возникает небольшая пластически деформированная зона и низкая (десятки микрон) ступенька, геометрия которой чаще всего – это часть полуокружности, соединяющей стенки трещины (рисунок 2 б).

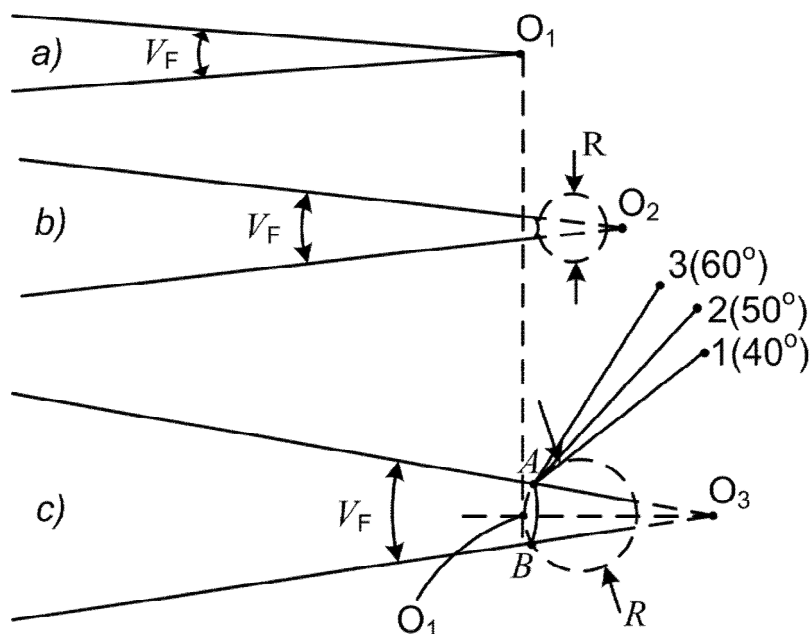
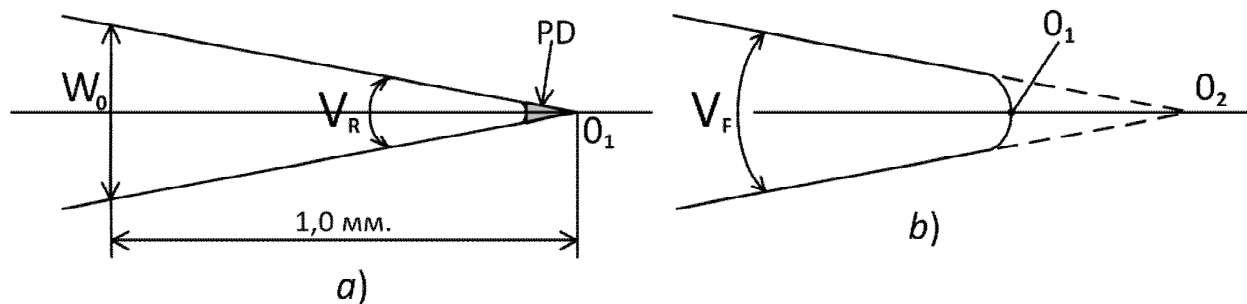


Рисунок 1 – Схема образования шарнира у ВУТ до создания разрушающего угла V_F : а) в хрупких материалах; б) в квазихрупких материалах; в) в пластичных, с образованием зоны вытяжки АВ у вершины трещины и пластически деформированной зоны АО₂(О₃)В. R – пластически деформированная зона. О₁, О₂, О₃ – точки вращения стенок трещин. 1,2,3 и градусы рядом – это линии сдвигов по краю ПД и их углы по мере нагружения образца с УТ – с)



PD – площадка контакта берегов, когда трещина закрыта; W_0 – остаточное раскрытие трещины на расстоянии 1 мм от вершины

Рисунок 2 – Схема закрытой и открытой трещин: а) шарнир трещины закрыт; б) трещина открыта, при разрушающих напряжениях трещина долома пойдет по линии О₁О₂ или по краю зоны вытяжки.

По-другому выглядит случай нагружения пластичных материалов при наличии трещин. При этом еще правее и дальше от ВУТ, чем в случае 1б, находится точка вращения О₃. Материал в микрообъеме треугольника АО₃В подвергается упруго-пластическому ротационному (есть поворот во-

круг точки O_3) сдвигу и растяжению, при этом образуется высокая ступень у ВУТ (рисунок 1 с). Изменение направления роста УТ, обходящей зону пластической деформации, и является причиной образования УБ в пластичных материалах. В пластически деформированной зоне зарождаются микротрещины, микропоры на неметаллических включениях и других дефектах. Они потом будут соединяться с магистральной трещиной. В итоге, на стенках трещины величина пластической деформации соизмерима с разрушающей.

При невысоких значениях K (коэффициента интенсивности напряжений) у ВТ, можно оценивать его величину и размах по углу V в вершине трещины. Угол удобно определять по катету на расстоянии 1 мм от ВТ (рисунок 2 а). Этот прием определения K у ВТ может быть полезен, когда УТ короткая, формулы механики разрушения для коротких трещин не работают.

В случае наличия ступеньки у ВУТ, за счет вытяжки материала, необходимо учитывать высоту ступеньки. В хрупких материалах (эпоксидная смола и т.д.) только на небольших образцах (3x6x25 мм) можно выращивать УТ (для хрупких материалов есть очень узкий и низкий диапазон размаха рабочих усталостных напряжений для стабильного роста УТ), но и здесь на зеркально-гладкой фрактограмме УТ видны следы микродеформации при росте каждой усталостной бороздки. А это – проявление влияния ОН сжатия при процессе трогания с места УТ в момент начала левой ветви нового импульса усталостного нагружения.

По экспериментальным наблюдениям более правильно считать распределение и вид зоны упруго-пластических деформаций не как зона 7 (рисунок 3), а зона 7 плюс зона 3. Таким образом, зона разрушений захватывает берега и стенки трещин шире, чем в общепринятых моделях Dugdale и Rice [9,14].

В работе [15] Jeong испытывал на четырехточечный изгиб призматический стальной образец с двумя одинаковыми острыми надрезами (рисунок 4 а,b,c). Верхний надрез был в зоне сжатия, а нижний – растяжения. Картины линий пластических сдвигов при растяжении и сжатии оказались, на первый взгляд, очень похожи, но трещины имеют много различий. Трещина со стороны сжатия зарождается очень медленно, обычно УТ быстрее зарождается в образце в зоне растяжения и быстро растет в направлении стороны сжатия.

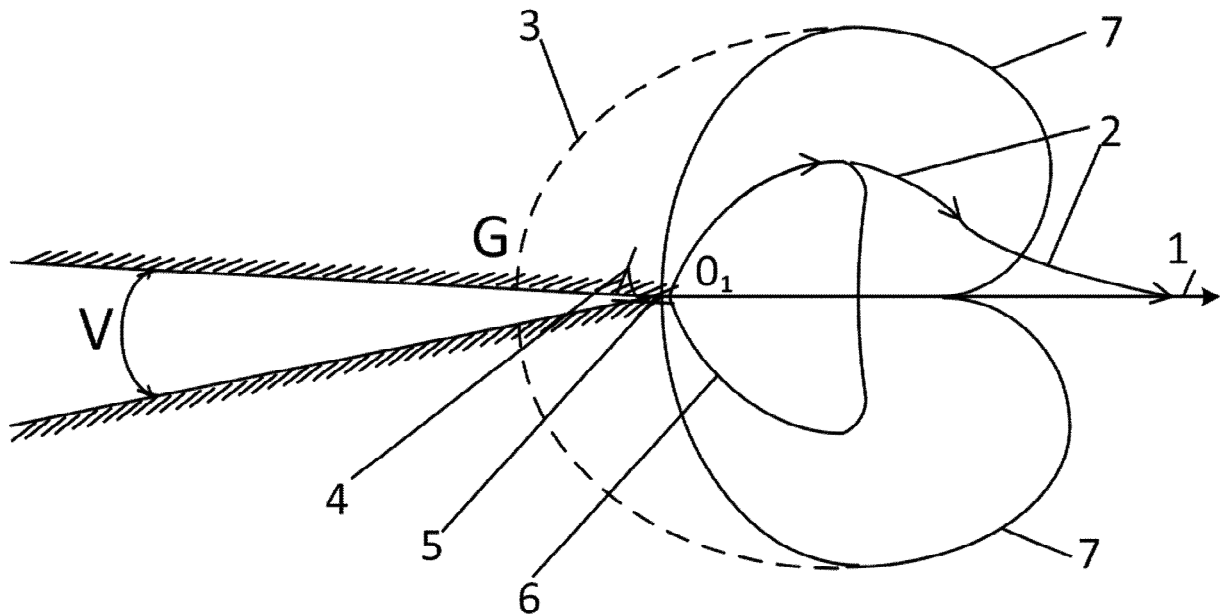


Рисунок 3 – Упругопластические зоны у вершины УТ: 1 – прямая трещина; 2 – трещина обходит пластическую зону вытяжки; 3 – расширенная зона ; 4 – дочерняя трещина на стенке главной УТ; 5 – зона контакта берегов УТ; 6 – реверсивная пластическая зона; 7 – зона упруго – пластической деформации. V – угол у ВУТ, он бывает V_F и V_R – угол разрушения и угол остаточной деформации.

По нашим наблюдениям это связано с разной механикой роста УТ при растяжении и сжатии.

При каждом левом полуцикле растяжения, при раскрытии шарнира начинается рост напряжений и поворот площадок главных нормальных и касательных напряжений у ВУТ. Угол ветвей изохром начинает расти от вертикальной оси Y (рисунок 4 г), поворачивается от положения 1 до 3, примерно на 40 градусов. На перевале нагрузки цикла все разрушения у ВУТ прекращаются, трещина закрывается, угол разрушения V_F уменьшается до угла остаточных деформаций – V_R и розетки изохром вернулись до положения 1 и исчезли (рисунок 4 ф). Трещина не закроется полностью по трем причинам: - оксиды на стенках трещины, обломки, микрорельеф разрушений на стенках УТ и главное – деформации (рисунок 4 е, ф) – при закрытии ВУТ начинается небольшое расплющивание растянутой при росте УТ зоны 5. Эта зона при уменьшении напряжения цикла до нуля не дает полного закрытия ВУТ и остается воздушная полость 3 и зона 2 (смыкание стенок УТ), рисунок 4 ф.

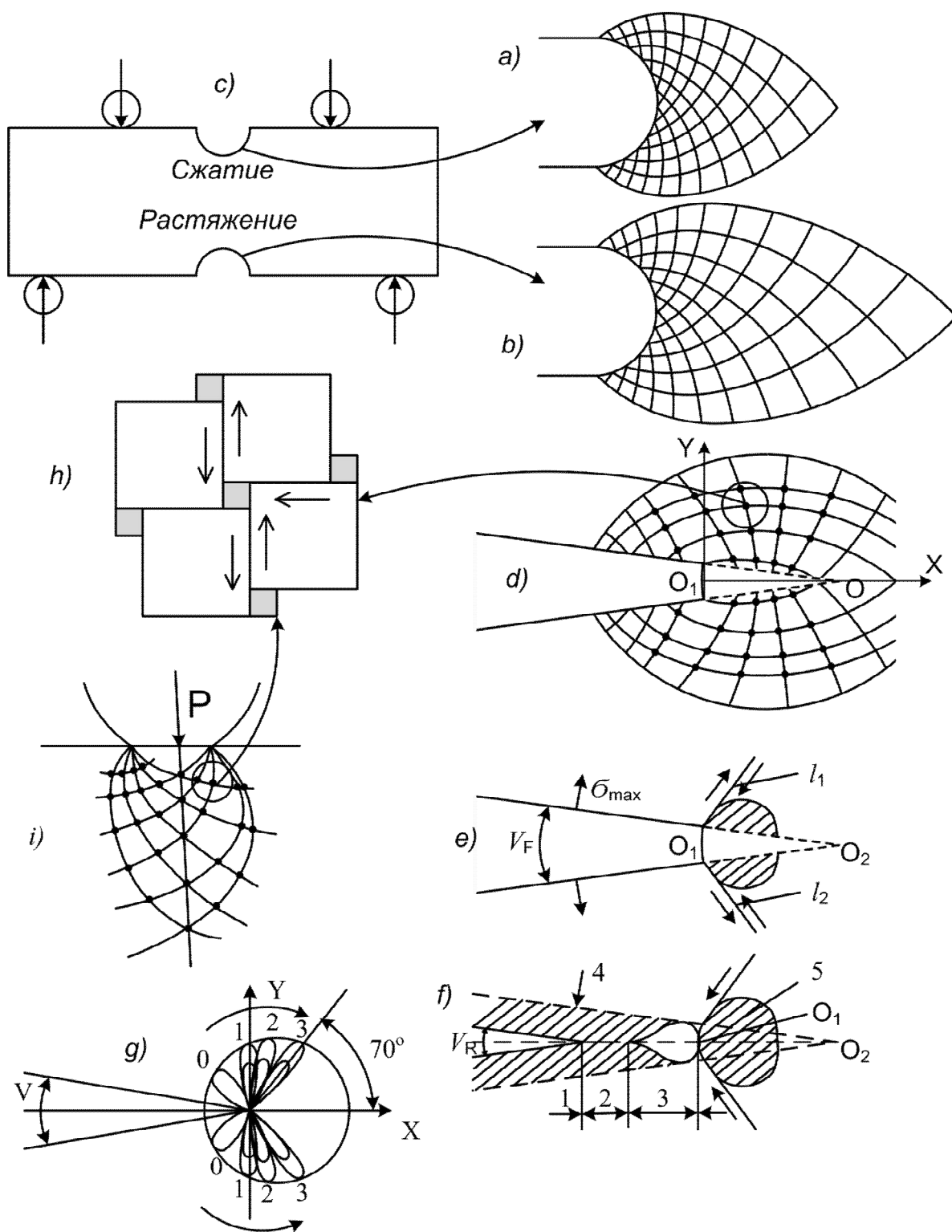


Рисунок 4 – (а) схема линий скольжения у надреза в зоне сжатия и (б) растяжения; (h) схема образования универсальных трехмерных пор-дефектов Цвигуна на пересечениях плоскостей сдвига у ВТ (d); образование ступеньки и зоны вытяжки у ВТ (e) и образование полости (зона 3) и контакта стенок (зона 2) при закрытии ВТ (f); схема ротации двух изохром напряжений у ВУТ при усталостном цикле нагружении (положения 0-ВУТ закрыта, до положения 3-ВУТ открыта (g).

Если есть контакт берегов у ВУТ (при нулевом усилии усталостного цикла), то картина изохром (распределение максимальных касательных напряжений) выглядит немного по-другому (рисунок 4 г) – добавляется при закрытии ВУТ еще одна пара изохром, под номером 0. И получается, при каждом цикле усталостного нагружения изохромы совершают колебательное движение вперед-назад (как крылья бабочки) не (1-3), а как (0-3). Чем больше прочность и вязкость материала, тем больше колец изохром в петле и больше угол поворота изохром. Так, хрупкие материалы начинают разрушаться при угле поворота изохром до номера 2, а при изохроме 3 угол ее наклона вблизи ВУТ около 60 градусов, наблюдается большая степень пластической деформации у поверхности излома и более высокая вязкость разрушения материала. Розетка изохром это компаратор для поиска конкурентного пути роста трещины, т.к. в этом процессе участвуют (алгебраически) рабочие, термические и остаточные напряжения.

Рост УТ содержит минимум 3 стадии: зарождение коротких трещин, их сепарация, выделение и рост магистральной УТ и разрушение от нее. Чем выше уровень напряжений на стадии зарождения УТ, тем большее их число появляется. Они ориентированы вдоль местных максимальных касательных напряжений. Достаточно быстро остается одна УТ - лидер и ее рост будет происходить уже не под острым углом к направлению растяжения, а почти под 90 градусов к этому направлению. Рост УТ это непрерывное рыскание ВУТ при каждом усталостном цикле нагружения, реакция на концентратор напряжений или дефекты. Например, царапина, глубиной 3 мкм, нанесенная алмазной иглой профилографа на поверхность трехмиллиметрового образца способна отклонить рост УТ на 0,5 мм в сторону с одной стороны образца.

Определенное экспериментально на прозрачных образцах 25×6×3 мм из ПММА явление образования микрополости (рисунок 4 f), у вершины УТ (при ее неполном закрытии) и зона вытяжки, ступенька мешает закрытию, нам помогло точное изучение ротации розеток изохром при росте УТ.

УТ в хрупких материалах растут практически без пластической ступени у ВУТ, Такая трещина скола образуется при очень низких напряжениях, когда нет еще значительных касательных напряжений, а усилия нормального отрыва, судя по изохромам, направлены не вперед, а нормально к плоскости трещины.

Но есть уникальные полимеры (ПММА), в которых УТ растет с образованием классических усталостных бороздок. При определенном угле наклона изохром в материале проходят определенные последовательности микродеформаций и разрушений, когда за один усталостный цикл образуется одна усталостная бороздка, что хорошо видно на частоте 1 Гц с помощью стереомикроскопа. В поляризованном свете, в момент начала усталостного полуцикла нагружения, возле ВУТ становится видна идеальная розетка изохром, рисунок 5 b. В зоне начала оси Y начинается одновре-

менный рост их количества (обычно до двух изохром) и ротация изохром вперед, рисунок 5 с – это на 50% нагрузки цикла. А при 100% нагрузки цикла, рисунок 5 d, изохромы изогнуты вперед, совпадая с полями линий скольжения, рисунок 4 d.

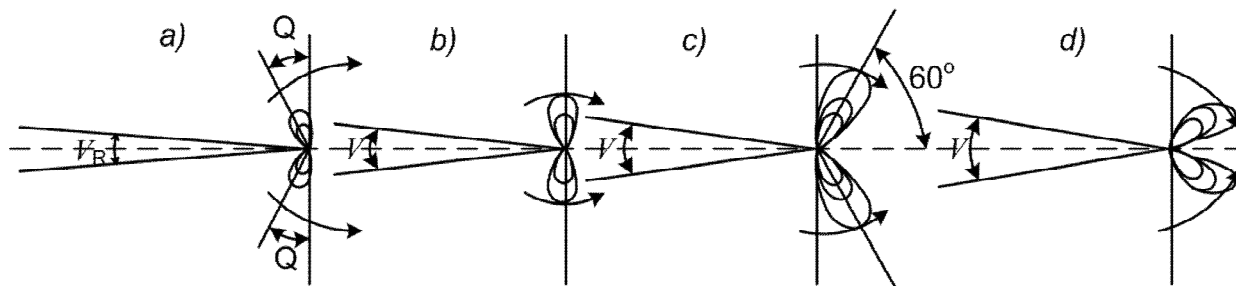


Рисунок 5 – Схема ротации, изменения изохром у ВУТ при разном уровне напряжений: а) – ВУТ закрыта, напряжения ноль; но есть напряжения от контакта стенок трещины; б) – напряжения 30% от максимальной нагрузки цикла; с) – напряжения 60%; d) – напряжения 100% и края розеток направлены как линии скольжения вперед, сдвиги идут вдоль трещины, наклеп материала – тонкие слои на стенках, вдоль УТ

В случае, когда испытания проходят при размахе усилия ноль – максимум, трещина имеет контакт стенок (берегов) и это является причиной появления изохром 0 (рисунки 4 г, 5 а) – петли изохром отклоняются назад. Когда идет процесс роста УТ, то колебания (поворот) изохром составляет около 40 градусов, от схемы (рисунок 5 а) до схемы (рисунок 5 d). На образцах с надрезом нулевой изохромы нет.

При однократном доломе образца с УТ сначала образуются два уса деформаций, изогнутых вперед. При детальном рассмотрении эти полосы сдвигов состоят из сотен игольчатых трещин, составленных цепочками. Далее по ним проходит магистральная трещина долома, она обходит зону вытяжки, ее зону с остаточными напряжениями сжатия и следует выход на прямой путь продолжения магистральной трещины (см. рис. 3). Размер этой петли менее 1 мм на поверхности образца, а внутри образца эта петля в 10 раз меньше из-за плоско-деформированного состояния. На прозрачных полимерах это хорошо видно, поскольку меняется цвет материала у ВУТ (большое количество пор и микротрещин окрашивает микрообъемы, где превышены упругие напряжения).

При стабильном росте УТ в ее вершине редко бывают симметричные условия деформации, поскольку на пути роста УТ встречаются микротрещины, поры, включения, другие факторы, наличие которых приводит к угло-вому сдвигу, сколу у ВУТ. Если деформация мала, то стенки трещины – хрупкие ступени, а при процессах пластической деформации у ВУТ образуются несимметричные усталостные бороздки, на стенках трещины остаются боковые трещины, которые будут длиннее в одну сторону. Эти боко-

вые трещины обычно наклонены под углом около 45° (иногда до 90°) к плоскости трещины (рисунок 6 с).

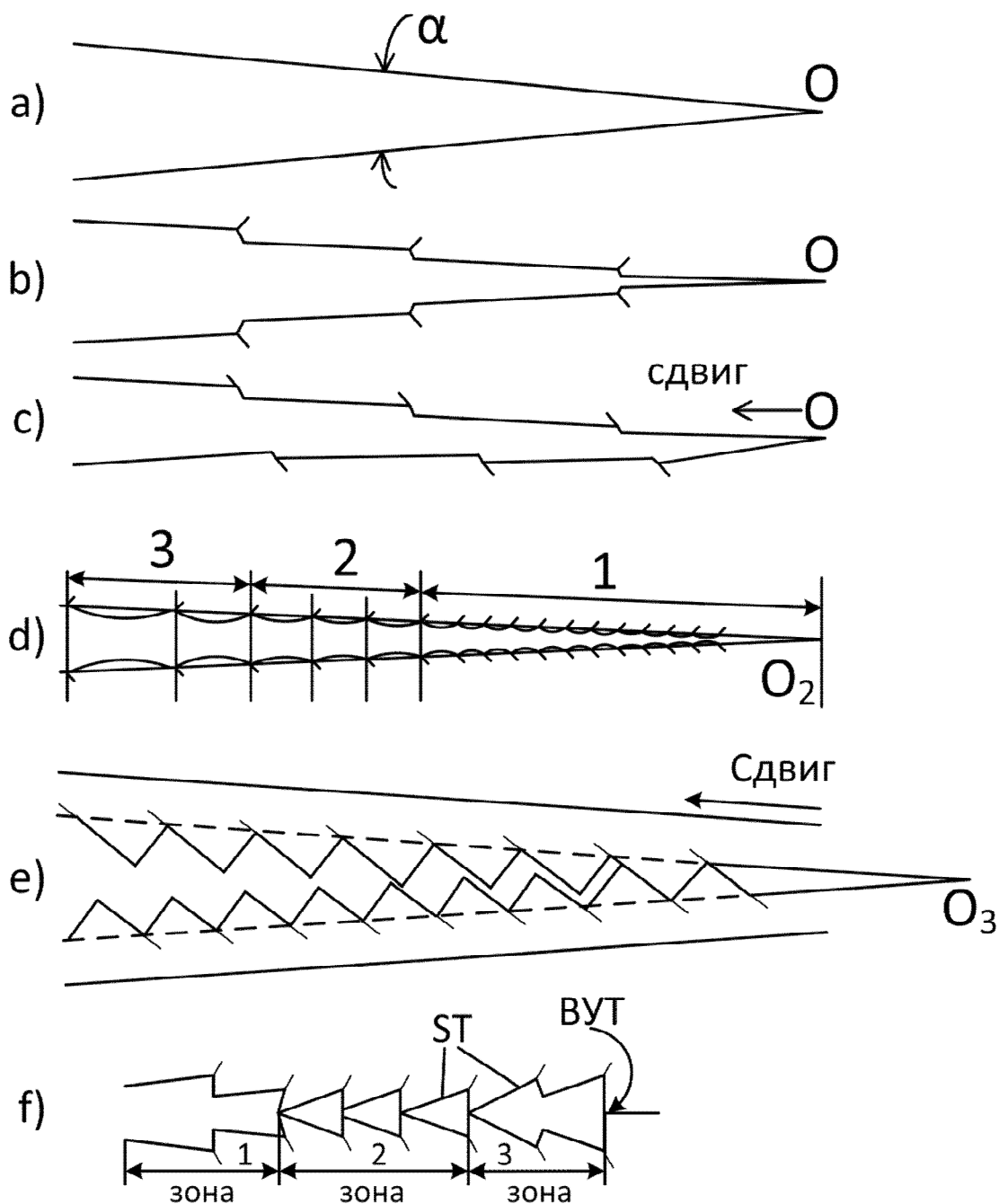


Рисунок 6 – Типы усталостных бороздок (УБ), сдвиги и микротрещины у их основания: а) хрупкие УБ; б) квазихрупкие УБ, длина шага УБ – функция длины левой части импульса растяжения; асимметричный сдвиг у ВУТ – несовпадение вершин УБ – с) при сколе – е); длина шага вязких УБ контролируется размахом напряжений цикла – высокий уровень напряжений слева – d); контакт стенок УТ по выступам УБ в зоне 2 – f) и воздушная полость у ВУТ в зоне 3 – f).

В очень хрупких материалах (стекла, эпоксиды) только в отраженных лучах видны останки УТ при одном цикле роста, в каждой плоской усталостной ступеньке – бороздке (рисунок 6 а). В менее хрупких материалах усталостные бороздки растут в виде ступенек (рисунок 6 б), длина ступени – бороздки по нашим прямым экспериментам зависит от длины левого (а не правого) ската импульса растяжения, т.к. после начала снижения уровня растягивающих напряжений шарнир трещины начинает закрываться.

2. Траковые следы

Впервые траковые следы на поверхности усталостной трещины обнаружили более 80 лет назад, но до сих пор их загадочный переменный шаг, по мере удаления ВУТ от тракового следа и сам механизм остается неясен [21-23]. При прямом наблюдении с помощью оптического микроскопа за ростом УТ в органическом стекле (ПММА) на стадии роста напряжения в отнулевом цикле ($R=0$) видно, что наряду с образованием за один цикл при малоцикловой усталости одной УБ у ее основания возникают две микротрещины и две полосы сдвига. Бороздка в вязком материале или трещина в хрупком образуются в момент роста напряжения. Когда напряжения в каждом цикле нагружения достигают максимального значения и начинается их снижение, процесс разрушения (деформации) заканчивается. Трещина закрывается как шарнир и берега УТ недалеко от вершины упираются друг в друга так, что иногда остаются на них вмятины (материал у острия трещины был вытянут и занимает большую высоту), отсюда трещина вдали от ВУТ открыта, а вблизи – закрыта. Это упругопластическое растяжение – причина появления остаточных сжимающих напряжений. При новом цикле нагружения эти напряжения алгебраически вычитаются из растягивающих напряжений цикла и трещина теперь раскрывается при более высоких нагружениях цикла. Усталостная трещина при каждом цикле усталостного нагружения формирует два уса упруго-пластических деформаций сдвига из вершины УТ под углом от 45° до 60° к линии роста УТ. Угол связан с пластичностью и хрупкостью материала у ВУТ. На этом факте основан принцип торможения роста УТ одним циклом перегрузки (рис. 7а).

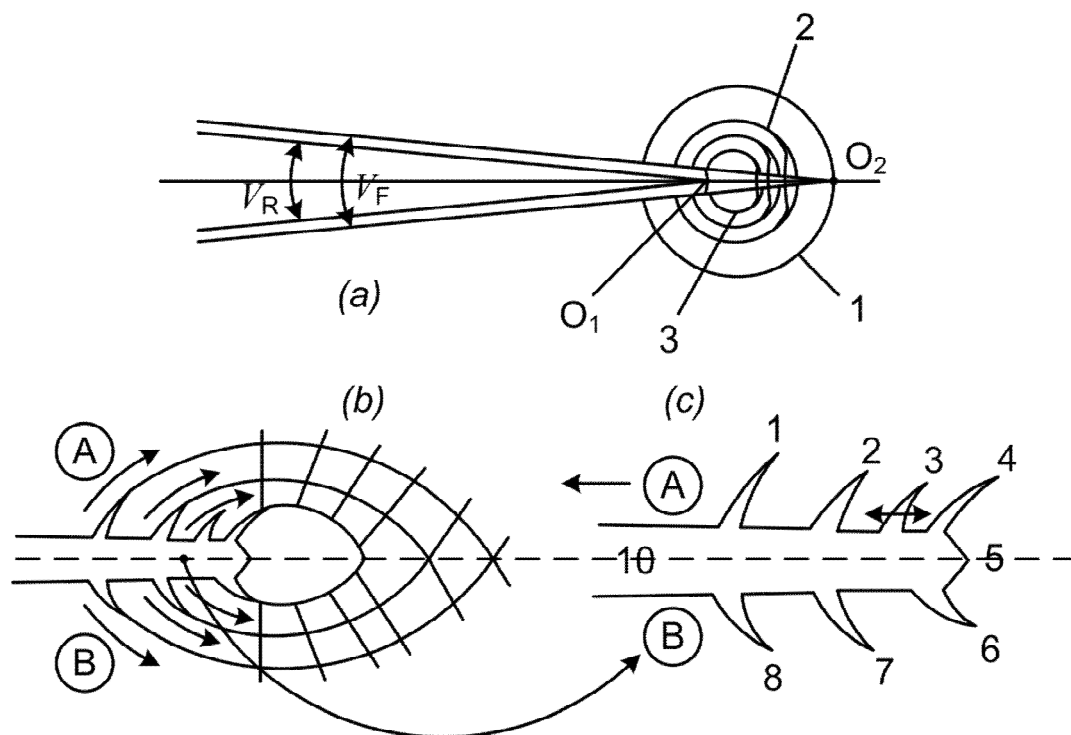


Рисунок 7 – Схема упругой зоны вокруг ВУТ(1), упруго – пластической зоны (2,3) – (a); микросдвиги и микротрещины у ВУТ (b); образование случайного дефекта (трещины) – 3 (c) на стенке УТ и его открытие – закрытие и перемещения при каждом усталостном цикле и создание отпечатков этой трещины при контакте стенок А и В трещины (c).

Поскольку деформации и разрушения охватывают почти 360° вокруг ВУТ, с преимущественным направлением роста УТ вперед в секторе $\pm 60^\circ$ к плоскости трещины (что связано с тем что два уса упругих деформаций сдвига, исходят из ВУТ) под углом от 45° до 60° постоянно за цикл совершают вперед колебательное движение (поворот на угол около 50° каждый) за каждый цикл пульсирующей нагрузки (от 0 до максимума). Как только появляются условия для растрескивания (дефекты, сдвиги в полосах, охрупчивание материала), образуется микротрещина, которая может образоваться: а) в полосах сдвига, исходящих из ВУТ, от включений впереди ВУТ (образуется перпендикулярная первичной плоскости УТ, подобная крыльям бабочки), а также, стенки УТ под большим углом (почти под 90°). В этом случае устойчиво растут одновременно две УТ: первая, обычная, продолжает свой рост вперед, с образованием чуть искаженных усталостных бороздок, и перпендикулярная растет всего несколько циклов, около двадцати, а далее – вершина главной УТ уходит дальше от этой поперечной трещины, уровень напряжения оказывается недостаточным для роста этой дочерней трещины, рисунок 5. Почему меняется ширина и расстояние между трабовыми отпечатками? Сначала, когда напряжения у ВУТ большие, 90° -ая трещина как клише в типографии печатает свой след на другой

стенке УТ как растянутый у ВУТ материал, а когда магистральная УТ удаляется, уровень упругопластических деформаций падает, материал уже меньше смещается и растягивается по горизонтали (рис. 8) и расстояние между траковыми следами уменьшается, а потом и они (берега трещины выходят из зацепления) еле видны, потом исчезают. Так, смятие, схватывание берегов при испытаниях в вакууме; берега УТ полностью лишены оксидных пленок, и рост УТ в вакууме при нулевых циклах ($R=0$) не сопровождается образованием усталостных бороздок.

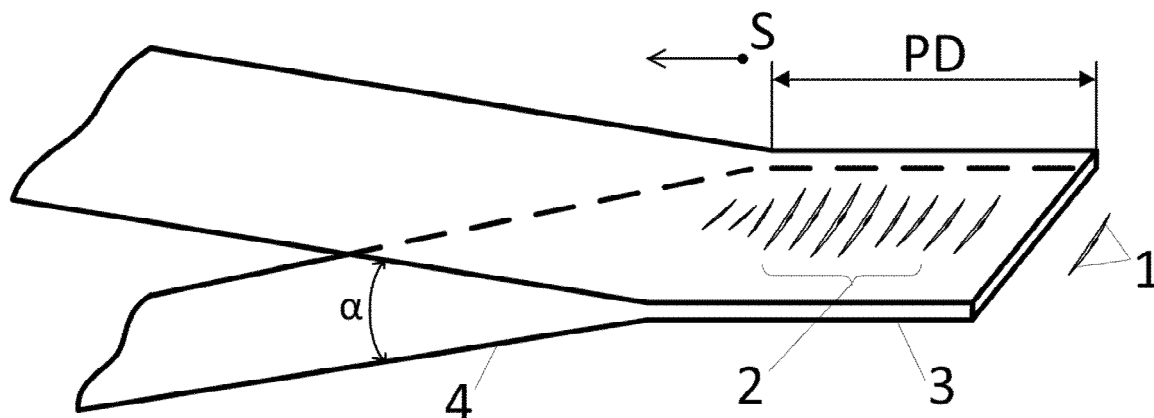


Рисунок 8 – Траковые следы на поверхности усталостной трещины. Процесс начинается с образования трещины 1 на включении, впереди УТ или на ее фронте. 2 – траковые следы с переменным шагом, далее они пропадают, т.к. контактная зона берегов УТ уходит вперед от трещины – пуансона. Процесс возможен благодаря сдвигу S вдоль поверхности УТ. Сдвиги S имеют величину всего несколько микрон за цикл и из-за неравных условий пластической деформации выше и ниже вершины УТ.

3. Влияние формы и асимметрии цикла нагружения

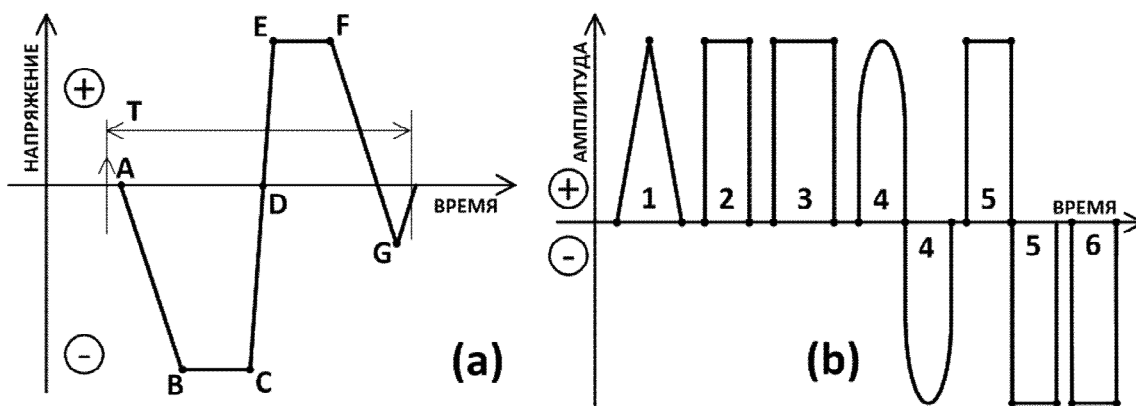


Рисунок 9 – Влияние формы цикла нагружения на разрушение (а); влияние формы цикла и асимметрии цикла (b).

Рассмотрим симметричный цикл нагружения с низкой частотой и отсутствием ударов прозрачного образца с УТ на трехточечный изгиб. При сжатии ABCD (рис. 9а) закрывается трещина и плющится материал перед ВУТ. При этом снижаются почти все существовавшие остаточные напряжения и наводятся новые. При начинающемся растяжении на участке DE в стереомикроскопе видно, что трещина чуть позже точки D или одновременно начинает удлиняться. Процесс идет до точки E. Если есть площадка EF, то трещина удлиняется, но медленно. Если площадка EF отсутствует, трещина сразу после точки F начинает закрываться и вскоре она полностью закрыта (ее берега упираются вблизи вершины за счет пластической вытяжки материала).

Теперь рассмотрим влияние формы и асимметрии цикла нагружения (рис.9 б). Быстрее всего УТ будет расти при схеме 5. Вертикальный фронт нарастания импульса растяжения очень опасен, т.к. охрупчивает материал перед трещиной. Площадка на вершине импульса 3 или 5 также увеличивает длину трещины (расстояние между бороздками). У импульса 1 работает только левая сторона «пилы», правая – спад не влияет на разрушение.

Чем длиннее импульс нагружения, чем круче его передний фронт и чем больше амплитуда, тем длиннее шаг трещины за цикл (расстояние между бороздками). Зона пластической деформации мала по сравнению с длиной трещины (даже для коротких усталостных трещин). Вытягивание материала в виде зоны вытяжки создает зону остаточных сжимающих напряжений, на чем основано торможение УТ однократной перегрузкой. С другой стороны, плющение материала при изгибе приводит к тому, что при $R=+1 \div 3$ трещина не образуется из надреза, а образуется на другой стороне образца, там, где нет надреза, но есть небольшие растягивающие напряжения.

4. Влияние программируемого нагружения и перегрузки

При программируемом нагружении получаем фрактограмму с усталостными бороздками с различным шагом (рис. 10 а). На прозрачном образе усталостные бороздки хорошо видны в момент образования в обычный световой микроскоп. Видно, что трещина идет вперед только тогда, когда она еще раскрывается (нарастает угол раскрытия). Если в точке 20, 21 или 22 начинается снижение усилия цикла, трещина начинает закрываться. Когда усилие цикла еще не минимальное, она уже закрыта и верхние углы бороздок могут упираться друг в друга (возле вершины трещины, только для $R=0$ (цикл 28 и 29)). Таким образом, если нагружающий цикл (а) имеет длинный отрезок (с $\div 22$ на рис. 10), растяжения, то и усталостная бороздка будет длинная (t).

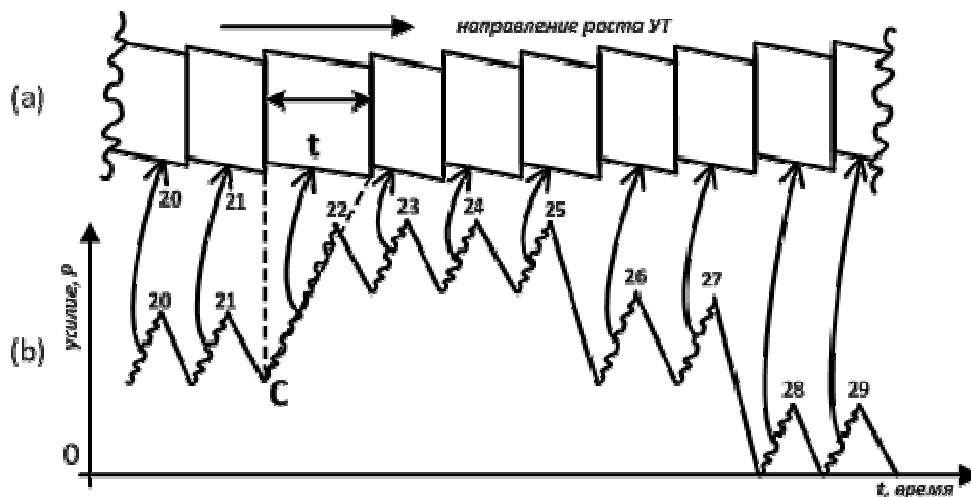


Рисунок 10 – Вид усталостных бороздок (а) и соответствующие ей циклы нагружения (б). Длина усталостной бороздки (ее шаг) строго пропорционален длине левого ската импульса растяжения (длина правого ската не влияет на шаг). При импульсах 28 и 29 длина шага чуть меньше, т.к. трещина закрыта уже чуть выше точки О из-за вытяжки и остаточных напряжений

При однократной перегрузке вокруг ВУТ формируется зона пластической деформации около 0,3 мм. Это область остаточных напряжений сжатия, они вычитаются из рабочих растягивающих напряжений цикла, тем самым более чем на 15 % возрастает усталостная долговечность.

На прозрачных образцах из ПММА наблюдали механизм усталостного растрескивания вблизи вершины усталостной трещины. Найдено, что цикл растяжения (рис.11) начинается с точки (а) и сразу трещина начинает удлиняться до точки (б). Если в точке (б) начнем разгрузку (не будет участка bc), то на участке (cd) трещина закроется, как шарнир и новый цикл растяжения вновь (ab) -трещина раскроется с фиксированным углом разрушения при вершине. Чем круче участок (ab), тем сильнее подавляется пластическая деформация и хрупче характер разрушения. Когда есть площадка растяжения на цикле – (bc), то трещина здесь также продолжает удлиняться.

Из вершин надрезов (см. рис. 4) начинаются линии сдвигов, с образованием блоков. При этом клинообразные полосы сдвигов создают искривленные блоки. Растяжение и сжатие у вершины трещины разделяет материал на блоки, которые снижают общую прочность металлической матрицы. При дальнейшем увеличении нагружающего усилия начнется образование на продолжении старых полос новых полос сдвига и новых микротрещин. Такое агрегатное состояние материала с трехмерными мозаичными трещинами не способно оказывать сопротивление растяжению, но достаточно хорошо сопротивляется сжатию.

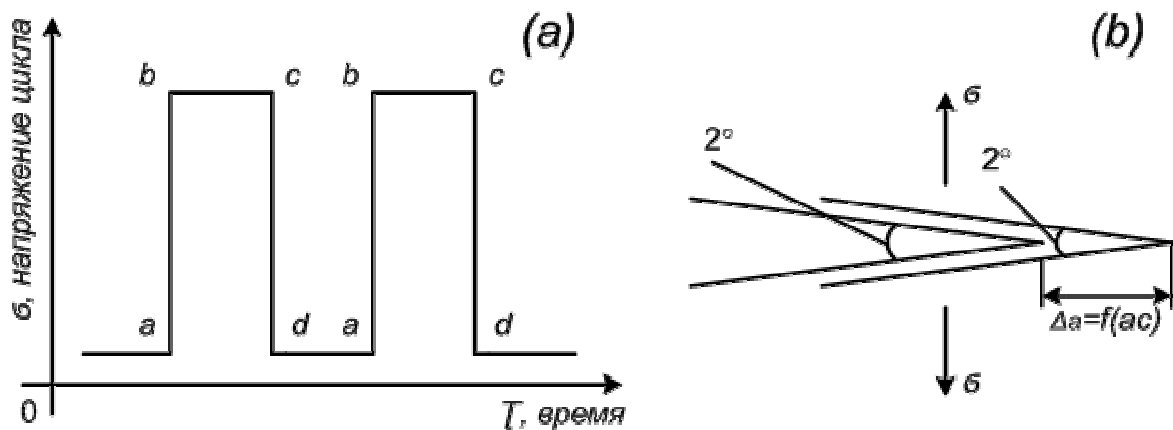


Рисунок 11 – Циклическое растяжение (прямоугольные импульсы) образца с трещиной (a); удлинение трещины на шаг (ac) за каждый импульс нагружения; (b) – приращение длины трещины за один цикл.

5. Зарождение краевых усталостных трещин.

Из исследований, проведенных ранее [22], известно, что на поверхности образца краевая УТ зарождается и вначале растет не нормально к поверхности, а под углом к боковой грани образца. Обычно это угол, равный $45 - 60^\circ$. Достигнув некоторой длины УТ, продолжает свой рост почти перпендикулярно максимальным растягивающим напряжениям. Схематическое изображение этого процесса роста УТ на трех стадиях ее роста в плоском образце представлено на рис. 12.

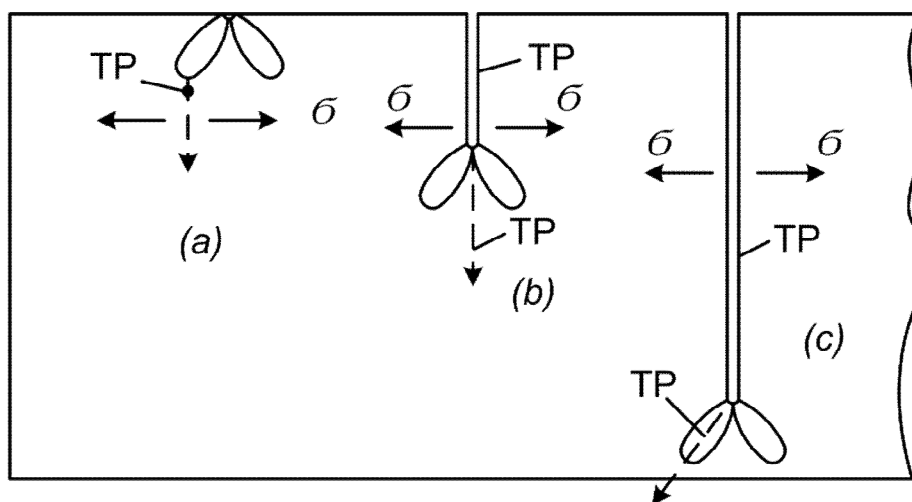


Рисунок 12 – Сдвиговые трещины растут вблизи поверхности образца (a) и у длинной трещины (c) по направлению максимальных касательных напряжений (изохромам), а длинные трещины растут по биссектрисе угла между двумя изохромами у ВУТ (b). Это связано с тем, что многие материалы легче деформируются на сдвиг, чем на растяжение.

На первой стадии – зарождения УТ [18], возникают всего две изохромы у вершины короткого острого надреза (длиной 0,6 мм, радиус 0,05

мм), за время цикла нагружения эти изохромы поворачиваются всего на угол около 30° от направления их стартового появления до максимальных значений цикла усталостного нагружения. Главная причина роста УТ вдоль петли изохромы с максимальными касательными напряжениями в том, что уровень прочности матрицы на растяжение еще высокий (это потому, через тысячи усталостных циклов материал разупрочнится), и даже концентратор напряжений – надрез или включение не приводит к нормальному разрыву по типу K_1 . А поскольку перед нормальным разрывом всегда проходит затупление ВУТ, с микросдвигами у ее вершины, по одному из микросдвигов у вершины надреза, плоскость сдвига вскрывается как цепочка первых пунктирных микротрещин и стартует уже УТ, длиной десятки микрон. Она очень острая и на ее рост надо в 2-5 раз меньше подвода энергии. Остальные десятки усталостных трещин, (которые все вместе составлены, как звенья, в одну цепь, которая нагружается на растяжение с постоянной величиной деформации цикла, например), вдруг оказывается, что, на них почти не падает деформация цикла. Продолжается только рост лидирующей трещины, остальные не открываются, но залечиваться не смогут, т.к. их стенки уже за миллисекунды покрываются окисными пленками, которые не дают трещине закрыться полностью. Дальше эти капиллярные трещины наполняются влагой из воздуха – на это уходит порядка 60 минут.

При росте УТ вдали от краев образца, УТ растет по типу K_1 нормально растяжению, но при подходе УТ к краю образца опять начинает меняться механизм роста, рис.12(с). Это связано, возможно с тем, что первые изохромы выходят на свободную поверхность, шарнир трещины начинает вращение, а опоры шарниру впереди точки вращения (О) уже нет, там просто нет материальной опоры и идет срез по линии изохромы.

Выводы.

1. Образование усталостных бороздок связано с протеканием процессов пластической деформации при раскрытии трещины по типу шарнира. При этом в хрупких материалах вершина шарнира совпадает с вершиной усталостной трещины, а в пластичных – находится в глубине материала на некотором расстоянии от вершины трещины. Образование перед вершиной трещины зоны вытяжки за счет остаточных напряжений сжатия является препятствием прямого роста усталостных трещин, которые, продолжая свой рост, обходят её. Усталостная трещина временно отклоняется от своей плоскости роста с образованием микровалика на плоской поверхности, который и наблюдается нами как усталостная бороздка.

2. Длина шага продвижения хрупких усталостных трещин за цикл пропорционален длине левой нарастающей части цикла растяжения.

3. При росте усталостных трещин скорость нарастания импульса растяжения играет важную роль. Увеличение скорости нарастания им-

пульса растяжения максимально охрупчивает материал, ускоряя рост усталостных трещин.

4. Удлинение верхней части импульса растяжения приводит к ускорению роста усталостных трещин, т.к. при коротком импульсе вершина усталостной трещины сразу начинает закрываться после начала снижения напряжений цикла, а при длинном продолжает удлиняться.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Suresh S. - Fatigue of materials. – Cambridge, 1991, 683 С.
2. Ritchie R., Knott J., Rice J. – On relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel – IMPS, 1973, v.21, 395-410.
3. Ritchie R. –Mechanisms of fatigue cracks propagations in ductile and brittle solids – Int. J. of Fracture – 1999, 100, 55-83.
4. Pippan R., Stuwe H., - Fatigue growth behaviour in constant load amplitude and constant K tests – ECFG Proceeding, Warley, UK, 1986, p.1269-1277.
5. Pippan R., Berger M., Stuwe H.- Metallurgical Transactions,1987, p.429-435.
6. Pippan R.- Modelling of fatigue cracks growth – dislocation models=book – Comprehensive structural Integrity in cyclic loading and fatigue-2003,p.191-206.
7. Pippan R., Grosinger W. – Fatigue crack closure – from LCF to small scale yielding – Forni di Sopra, Italy, 2011, p. 208-215.
8. Barenblatt G.- The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fractures – Advances in applied mechanics-1962, 7,p. 55-129.
9. Dugdale D. – Yielding steel sheets containing slits –JMPS-1960,p.100-108.
10. Hillerborg A., Modeer M., Petersson P. – Analysis of crack formation and crack growth in concrete= Cement and Concrete Research- 1976,6,p.773-782.
11. Shet C.,Chandra N. – Analysis of energy balance when cohesive zone models simulate fracture processes –J of Eng. Mater. Technology, 2002,124,440-450.
12. Pacey M. –On the use of photoelasticity to study crack growth .- Congress on Exper. Mech., Orlando, 2000, 375-378.
13. Pacey M., Janos M.- A new photoetlastic model studying Fatigue cracks closure – Exp. Mech., 2005, v.45, 1, 42 -45.
14. Rice J., Johnson M. – The role of large crack tip Geometry changes in plane strain fracture. – J. Appl. Mech., 35, 379-400.
15. Jeong H.- Slip lines in front of a round notch tip in a pressure – sensitive materials. – Mech. of Materials, 1994, 19, 29-38.
16. Alfredsson B. - Rolling Contact Fatigue-2012, 11, 15-30.

17. Цвигун В.Н., Шур Е.А., др. - Изучение механизмов питтинга, споллинга и других контактно – усталостных дефектов в рельсах. Часть 4. Деформация и напряжения в головке рельса при контакте качения. - Вестник горно-металлургической секции РАЕН., 2016, В. 35., с.126-146.
18. [www. Doitpoms. Ac. Uk / TLP library brittle fracture.](http://www.doitpoms.ac.uk/TLP_library_brittle_fracture)
19. Лавров А.В., Шкуратник В.Л., Филимонов Ю.А. Акустоэмиссионный эффект памяти в горных породах. М., Московский горный университет, 2004, 450 с.
20. Kaiser J. – 1953, BD24, N1/2, S 43-45.
21. Schijve J. - Fatigue of structures and materials in 20 Century –Int. J. of Fract., 2003,25,679-702.
22. Коцаньда С. – Усталостное растрескивание металлов – М, 1990, С. 623.
23. Лабур Т. Морфология поверхности разрушения в условиях усталости / Автоматическая сварка - 2011,№3,12-18.
24. Цвигун В.Н.- Изучение осевых дислокаций роста в монокристаллических усах NACL методами микропучковой рентгенографии методом Ланга. Новокузнецк, СМИ. Отчет ПНИЛ. 1970, С. 67.
25. Dahlberg M., Alfredsson B. –Standing contact fatigue with line contact loading-2010, №11, p.18.[www.structural – integrity.eu / pdf.](http://www.structural-integrity.eu/pdf)
26. Tsay Y., Kolsky H. – Surface wave propagations. JMPS, 1968, v.16, 2, P.99-110.
27. Anderson P., Rice J., - Continuing cracks tip deformation and fracture –JMPS,1978, 26, P.163-186.
28. Anderson P., Rice J.,-The stress field and energy of a three – dimensional dislocation loop at a crack tip- JMPS, 1987,6, 743-769.

**ЭКОНОМИКА, УПРАВЛЕНИЕ И ЭКОЛОГИЯ НА
ПРЕДПРИЯТИЯХ**

УДК 658.512

*А.В. Феоктистов, О.Г. Приходько, К.В. Пономарева, С.В. Морин,
О.В. Гордеева*

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный
университет», г. Новокузнецк, Россия

ПРИМЕНЕНИЕ ПОДХОДОВ ПРОЕКТНОГО МЕНЕДЖМЕНТА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ РЕЛЬСОВОЙ ПРОДУКЦИИ НА АО «ЕВРАЗ ЗСМК»

Приведены подходы к реализации проектного менеджмента согласно стандарту IRIS на примере проекта «Разработка нового вида рельсовой продукции: рельсовой профиль 49E1 из стали марок R260 и R350NT в соответствии с требованиями EN 13674-1:2011» на АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

The approaches to the implementation of project management according to the IRIS standard on the example of the project "Development of a new type of rail products: rail profile 49E1 of steel grades R260 and R350NT in accordance with the requirements of EN 13674-1:2011" JSC "EVRAZ ZSMK»

Известно, что ЕВРАЗ является вертикально-интегрированной металлургической и горнодобывающей компанией с активами в России, США, Канаде, Чехии, Италии, Казахстане и входит в число крупнейших производителей стали в мире. К основным направлениям деятельности ЕВРАЗа наряду с добычей и обогащением железной руды и угля, торговлей и логистикой относится производство стальной продукции. При этом металлургический сегмент бизнеса ЕВРАЗа – это, прежде всего производство стальной продукции транспортного назначения для инфраструктурных проектов России. Производственные мощности и технологии компании позволяют активно развивать экспортные продажи готовой продукции, в первую очередь железнодорожных рельс.

На АО «ЕВРАЗ ЗСМК» при производстве стометровых рельсов, руководствуются требованиями стандарта EN13674 и международным стандартом железнодорожной промышленности IRIS, который, в свою очередь предусматривает реализацию проектного менеджмента. С целью повышения удовлетворенности потребителей на предприятии реализован проект «Разработка нового вида рельсовой продукции: рельсовый профиль 49E1 из марок R260 и R350NT в соответствии с требованиями EN 13674-1:2011». Реализация проекта стала возможна, в том числе, из-за результативного функционирования интегрированной системы менеджмента, распространенной на решение проблем экологической и промышленной

безопасности, а также обеспечение процедур по аудиту всех трех составляющих – качество, экология, охрана труда. При внедрении стандартов IRIS интегрированные системы менеджмента являются основой для реализации подходов проектного менеджмента.

Проектный менеджмент позволяет интегрировать информационные системы планирования с управленческими процедурами, организационной структурой и включает в себя управление содержанием проекта, сроками проекта, персоналом, рисками. Система, иллюстрирующая основные понятия проектного менеджмента и их взаимосвязь в соответствии с ГОСТ Р58861-2011 представлена на рисунке 1.

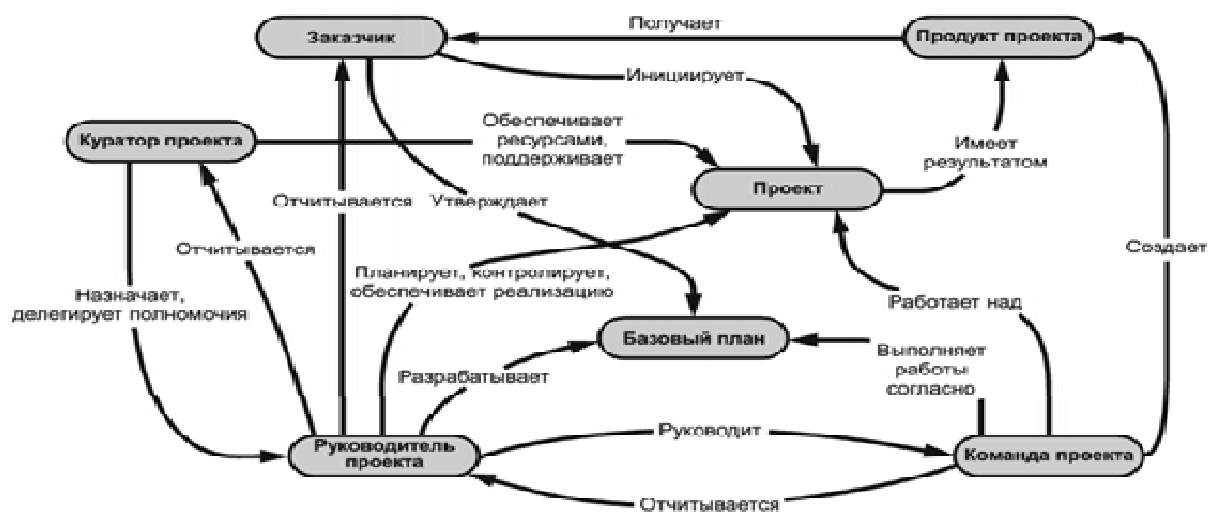


Рисунок 1 – Основные понятия проектного менеджмента и их взаимосвязь

АО «ЕВРАЗ ЗСМК» ведет успешную деятельность по управлению проектами инвестиционной деятельности на основе структурированной документации, в том числе к паспорту проекта [1]. Паспорт инвестиционного проекта состоит из структурных элементов и включает в себя: резюме проекта; маркетинг; экономика; управление проектом; технология; проектно-изыскательские работы; разрешительная документация; HSE; строительство; персонал; и реестр документации. Такое построение системы управления проектами согласуются с требованиями ГОСТ Р 54869–2011 «Проектный менеджмент. Требования к управлению проектами».

В связи с тем, что АО «ЕВРАЗ ЗСМК» осуществляет успешную деятельность по управлению проектами, на предприятии, за основу при реализации проекта в области производства рельсовой продукции в РБЦ, был выбран стандарт IRIS. Стандарт IRIS содержит требования к деятельности, управляемой посредством процедур/процессов/KPI/записей.

Интеграция и выполнение системных требований национальных и международных стандартов позволяет реализовывать проекты различного уровня на АО «ЕВРАЗ ЗСМК».

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сидоренко Н.А. К вопросу встраивания требований стандарта IRIS в систему менеджмента организации [Текст] / Н.А. Сидоренко, И.Ю. Кольчурина // VI-я международная научно-практическая конференция «Инновации, качество и сервис в технике и технологиях»: сб. научных трудов; с 123 - 126.

УДК 544.47:669.1

Л.Б. Павлович¹, З.Р.Исмагилов², К.А. Дятлова³

^{1,3} ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

²Институт углехимии и химического материаловедения, г. Кемерово, Россия

ОЦЕНКА КАТАЛИТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОТВАЛЬНОГО СИЛИКОМАНГАНЦЕВОГО ШЛАКА КУЗБАССА

Исследован отвальный силикоманганцевый шлак Кузбасса в качестве катализатора глубокого окисления. Показана высокая механическая прочность и термостойкость шлака при низкой каталитической активности.

Investigated silicomanganese depleted the slag of Kuzbass as a catalyst of deep oxidation. Shows high mechanical strength and heat resistance of slag with a low catalytic activity.

Перед человечеством стоят вопросы сбережения энергии, сырья и материалов. В полной мере назрела проблема использования техногенного сырья - отходов собственного производства, значительную часть которых составляют металлургические шлаки. В металлургической промышленности имеет место существенный расход материальных и энергетических ресурсов и высокая степень давления на окружающую среду. Больше половины потребляемых объемов сырья и энергии превращается в отходы. Содержание газообразных выбросов от общего удельного выброса вредных веществ в металлургических процессах составляет 85,4 %, и практически они не очищаются [1]; это связано с характерными особенностями газооб-

разных выбросов черной металлургии: запыленностью; значительными объемами отходящих газов; низкой концентрацией загрязняющих веществ и многообразием их состава; наличием полициклических ароматических углеводородов (ПАУ), в том числе смолистых канцерогенных веществ – бенз[а]пирена (БП); наличием серо- и азотосодержащих соединений. Исследования показали, что такие промышленные выбросы целесообразно обезвреживать каталитическим методом [2]. Отсутствие дешевых, доступных, термически и механически прочных катализаторов, устойчивых к наличию контактных ядов, является проблемой, сдерживающей развитие каталитических процессов в чёрной металлургии. Разработка энерго- и металлосберегающих технологий и катализаторов очистки выбросов, позволяющих существенно снизить расход материальных и энергетических ресурсов и давление на окружающую среду, является актуальной задачей.

Поставленная задача может быть решена использованием техногенного сырья металлургических шлаков в качестве катализаторов глубокого окисления выбросов металлургического производства и разработкой энерго- и металлосберегающих технологических процессов их очистки, подавляющих вредное воздействие металлургических производств на окружающую среду [3-10].

Цель работы: исследование физико-химических и каталитических свойств отвального силикомарганцевого шлака ООО «Западно-Сибирский электрометаллургического завода» в качестве катализатора глубокого окисления.

Исследования физико-химических свойств шлака осуществлялись в лабораториях Сибирского государственного индустриального университета («СибГИУ») и Института углехимии и химического материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук (ИУХМ СО РАН). Выполнены следующие исследования отвального силикомарганцевого шлака: рентгеноспектральный анализ, анализ каталитической активности, петрография, дериватография, насыпная плотность, механическая прочность, удельная поверхность, пористая структура. Рентгеноспектральный анализ силикомарганцевого шлака представлен в таблице 1.

Содержание каталитически активных компонентов (Fe_2O_3 , Ti, MnO, Co, Cr, Cu, Ni, V, K_2O , Na_2O) в реакции глубокого окисления силикомарганцевого шлака составляло 17,75 %, что на уровне силикомарганцевого шлака Никопольского завода ферросплавов, но несколько ниже чем в конвертерном шлаке [3,4].

В петрографическом анализе, были отобраны пробы для изготовления аншлифов и изучения в отраженном свете. Текстура шлака однородно-вкрапленная. Основным минералом является оливин. Некоторые образцы имеют включения металлического марганца. Фотографии характеризующие петрографические исследования поверхности и микроструктуры шлака представлены на рисунках 1-3.

Оливин $(\text{Mg,Fe})_2\text{SiO}_4$ – основной силикатный минерал представленных образцов. Окраска оливина зеленовато-серая, блеск стеклянный. Микроскопическое исследование показало, что его кристаллы имеют ромбическую симметрию. Также имеется большое количество скелетных кристаллов оливина. Зарождение скелетных кристаллов происходит в основном возле кристаллов марганца. Состав оливина переменный. Изоморфно в оливине растворены авгит $(\text{Ca,Na,Mg,Fe})[(\text{Si,Al})_2\text{O}_6]$, цельзиан $\text{Ba}[\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_8]$. Последний образует только изоморфную примесь в оливине.

Таблица 1 – Рентгеноспектральный анализ силикомарганцевого шлака

Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %	Наименование элемента	Содержание компонентов, мас %
SiO ₂	40,57	Pb	<0,001
Fe ₂ O ₃	2,20	Hg	<0,01
CaO	20,01	W	<0,001
Al ₂ O ₃	11,63	Ta	<0,01
MgO	8,02	Ce	0,13
S	0,21	La	0,003
P	0,012	Ba	1,12
K ₂ O	1,96	Sn	0,008
Na ₂ O	0,38	Nb	<0,001
Ti	0,17	V	0,007
Zn	<0,01	As	0,001
MnO	13,01	Ga	0,0007
Zr	0,048	Cu	<0,001
Tl	0,0004	Ni	<0,001
Sr	0,39	Co	0,0007
Bi	0,0003	Cr	0,017
C	0,93		

Авгит $(\text{Ca,Na,Mg,Fe})[(\text{Si,Al})_2\text{O}_6]$. Он образует изометричные кристаллы. Август является изоморфной примесью в оливине. Хотя микроскопически были установлены собственные кристаллы августа.

Металл. Металлические включения представлены в основном в виде марганца. В представленных образцах марганец имеет как микроскопические включения в основной силикатной массе, так и образует кристаллы 2 мм. В силикатной массе марганец образует тонкую вкрапленность, а также некоторые кристаллы встречаются в срастании с манганозитом. На кристаллах марганца наблюдается повсеместно псевдоморфоза металлического железа, которое образует эвтектическое нарастание на марганце. Некоторые кристаллы имеют трещиноватую структуру и небольшие минеральные включения.

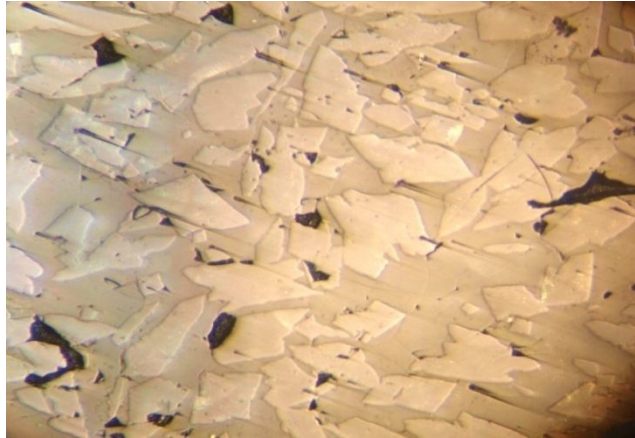


Рисунок 1 – Кристаллы оливина в цементирующей массе
(Увеличение $\times 200$)



Рисунок 2 – Металлический марганец в силикатной массе
(Увеличение $\times 200$)

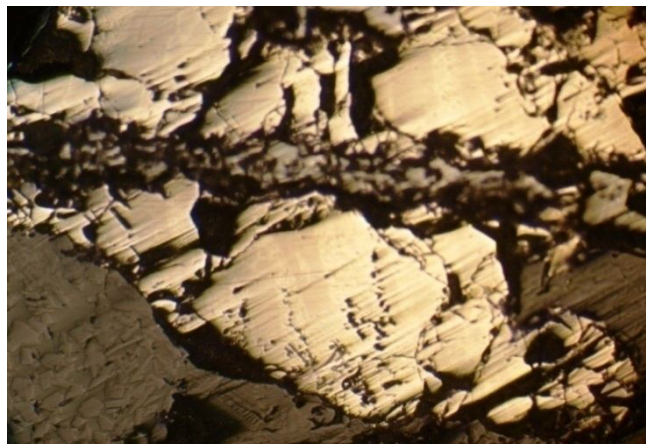


Рисунок 3 – Металлический марганец в сростании с манганозитом (Увели-
чение $\times 200$)

В небольшом количестве в силикомарганцевом шлаке имеются марганцевые минералы, представлены в основном манганозита MnO . Манганозит встречается как в сферолитах марганца, что свидетельствует о неполном восстановлении его до металлического марганца, так и отдельными кристаллами в силикатной массе.

Так же в качестве цементирующей массы основных минералов шлака присутствуют минералы группы натрий-кальциевых полевых шпатов: альбит $NaAlSi_3O_8$, анортит $CaAl_2Si_2O_8$.

Деривотографический анализ показал, что потери массы до $1000^\circ C$ нет, что свидетельствует о термостойкости силикомарганцевого шлака.

Физико-химические свойства силикомарганцевого шлака представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Физико-химических свойств силикомарганцевого шлака

Наименование показателей	Единица измерения	Показатели
Внешний вид		Частицы неправильной формы, серо-зеленого цвета
Насыпная плотность	г/см ³	1,5
Механическая прочность на раздавливание одной частицы (3-5 мм)	кг/частицу	11,0
Объем пор методом ртутной порометрии	см ³ /г	0,023
Удельная поверхность	м ² /г	0,15
Объем пор методом низкотемпературной адсорбции азота размером менее 140 нм	см ³ /г	0,0004
Удельная поверхность пор размером менее 140 нм	м ² /г	0,017

Механическая прочность на раздавливание (фракция 3-5 мм) характеризовалась величиной прочности 11 кг/частицу силикомарганцевый шлак может быть отнесен к среднепрочным металлургическим шлакам, но его прочность в два раза превышает прочность окисных катализаторов [5, 6].

По данным методов ртутной порометрии и низкотемпературной адсорбции азота образец силикомарганцевого шлака являлся низкопористым веществом. Объем пор не превышал 0,023 см³/г, а удельная поверхность пор размером менее 140 нм составляла 0,017 м²/г. Распределение по размерам пор показало, что существующие поры преимущественно имели диаметр более 1 мкм. Таким образом, шлак характеризуется широкопористой структурой присущей непористым телам или макропористым адсорбентам.

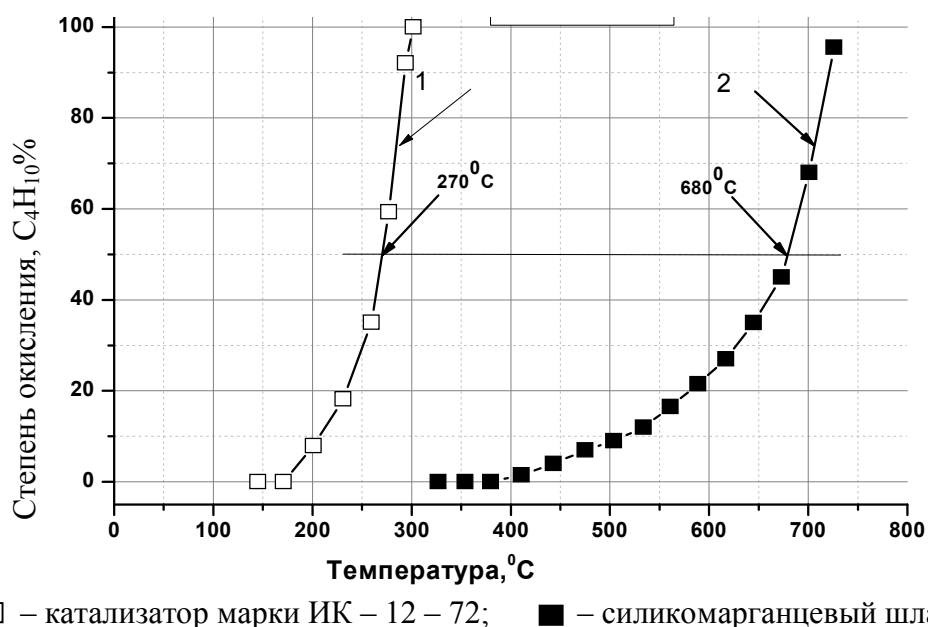
Удельная поверхность силикомарганцевого шлака составляла 0,15 м²/г, что ниже чем, например у рядового конвертерного шлака (0,8 м²/г) [10].

Каталитическую активность шлака изучали в процессе глубокого окисления модельных смесей бутана (C_4H_{10}), фталевого ангидрида

($C_8H_4O_3$), монооксида углерода (CO) на проточных лабораторных установках [7-10].

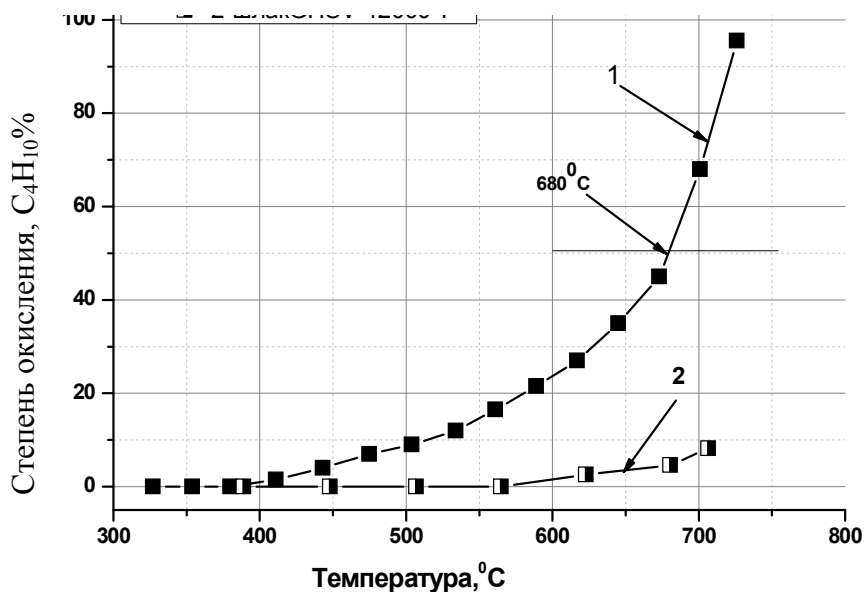
Исследования каталитической активности силикомарганцевого шлака в модельной смеси бутана осуществляли при температурах 150–750°C, в стационарном слое шлака фракции 0,5–1 мм, в сравнении с катализатором марки ИК-12-72. Концентрация бутана (C_4H_{10}) составляла 1 об. %, объемная скорость ($V_{об}$) – 1 тыс.ч-1, 12 тыс.ч-1.

По данным измерения активности в реакции глубокого окисления бутана образец силикомарганцевого шлака является низкоактивным катализатором (рисунок 4). При малых объемных скоростях газового потока (1 тыс.ч-1) зажигание бутановоздушной смеси начиналось при температуре 500°C, 50%-ная степень окисления бутана достигалась при 680°C. При увеличении скорости газового потока до 12 тыс.ч-1 (рисунок 5) катализатор практически не работал.



□ – катализатор марки ИК – 12 – 72; ■ – силикомарганцевый шлак
 Рисунок 4 – Зависимость степени окисления бутана от температуры и химического состава образцов катализаторов: 1- катализатор марки ИК-12-72; 2-силикомарганцевый шлак (C_4H_{10} – 1 % об., $V_{об}$ – 1,0 тыс.ч-1)

Исследования каталитической активности силикомарганцевого шлака в модельных смесях фталевого ангидрида и монооксида углерода осуществляли в интервале температур 450-600°C, концентрация фталевого ангидрида ($C_8H_4O_3$) составляла 5 г/м³, объемной скорости ($V_{об}$) – 6-16тыс.ч-1; концентрация CO=0,5–0,6%об, объемной скорости ($V_{об}$) – 5 тыс.ч-1. Степень глубокого окисления фталевого ангидрида до CO_2 и H_2O , при его концентрации 5 г/м³ в интервале температур 450–550°C и объемной скорости 6 тыс.ч-1 – 16 тыс.ч-1, достигала 35-75 % (рисунок 6).



□ – катализатор марки ИК – 12 – 72; ■ – силикомарганцевый шлак
 Рисунок 5 – Зависимость степени окисления бутана от температуры и объёмной скорости: 1 – 1,0 тыс.ч-1; 2 – 12,0 тыс.ч-1 (C_4H_{10} – 1 % об.)

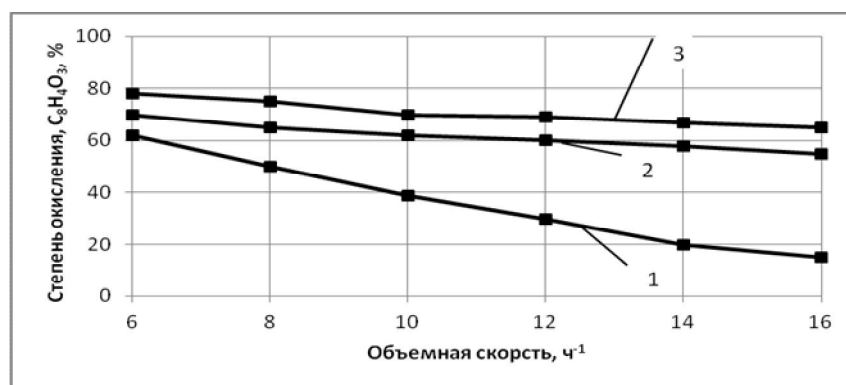


Рисунок 6 – Зависимость степени окисления фталевого ангидрида ($C_8H_4O_3$ – 5 г/м³) от объёмной скорости температуры: 1 – 450 °C, 2 – 500 °C, 3 – 550 °C

Активность шлаков при окислении оксида углерода значительно ниже, чем при окислении органических соединений. При объёмной скорости 5 тыс. ч-1, концентрации CO 0,5-0,6 % об. степень окисления составляла 7 % при температуре 600 °C. Силикомарганцевый шлак неактивен, поскольку MnO находится в связанном виде практически с инертными в реакциях глубокого окисления силикатами.

Полученные результаты ещё раз подтверждают, что шлаки обладают различной каталитической активностью к различным типам выбросов. Степень окисления фталевого ангидрида на силикомарганцевом шлаке значительно выше чем бутан и монооксида углерода. Процессы глубокого окисления завершаются образованием монооксида, диоксида углерода и воды. Фталевый ангидрид в присутствии паров воды даёт фталевую кислоту, то

есть кислые выбросы. Полученные данные ещё раз показали, что шлаки как катализаторы более приемлемы для очистки кислых выбросов [10].

Выводы.

Отвальный силикомарганцевый шлак отнесён к среднепрочным объектам, обладает высокой термостойкостью, но не является каталитически активным, может быть использован в качестве носителя окисных катализаторов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павлович Л.Б., Титова О.О. Экологические проблемы металлургического производства: учеб. пособие. – Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. – 211 с.
2. Павлович Л.Б., Протопопов Е.В., Коротков С.Г. Каталитические процессы очистки выбросов металлургического производства: учеб. пособие.– Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2008.– 169 с.
3. Павлович Л.Б., Андрейков Е.П., Салтапов А.В. Катализаторы глубокого окисления на основе металлургических шлаков // Химия в интересах устойчивого развития, 2000. – т. 8. – № 3. – С. 411–416.
4. Павлович Л.Б., Медведская О.О. Исследование каталитической активности рядовых отвальных шлаков черной металлургии // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №:10. – С. 11–15.
5. Павлович Л.Б., Медведская О.О. Исследования каталитических свойств ферросплавных шлаков // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №10. – С. 3–7.
6. Медведская О.О., Павлович Л.Б. Исследование структурно-механических свойств шлаков катализаторов глубокого окисления // Изв. вузов. Черная металлургия, 2010. – №12. – С. 6–9.
7. Медведская О.О., Павлович Л.Б. Исследование каталитической активности шлаков черной металлургии в процессе глубокого окисления различных типов соединений // Изв. вузов. Черная металлургия, 2011. – №2. – С. 63 – 98.
8. Павлович Л.Б., Морозкина Н.А., Морозова С.Н. Применение марганцевых шлаков в качестве катализаторов очистки выбросов производства фталевого ангидрида // Промышленная и санитарная очистка газов, 1983. – №6. – С. 14 –16.
9. Павлович Л.Б., Морозова С.Н., Золотухин Е.А. Каталитическая очистка вредных выбросов с применением металлургических шлаков // Кокс и химия, 1988. – № 10.– С. 50–52.
10. Павлович Л.Б., Павлович С.И. Катализаторы и каталитические процессы глубокого окисления на основе металлургических шлаков. Новосибирск: Изд. СО РАН, 2014. – 268 с.

УДК 536.2:669.046: 621.1.004

А.К. Соколов

ФГБОУ ВО «Ивановский государственный энергетический университет», г. Иваново, Россия

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ МНОГОЗОННЫХ ПРОХОДНЫХ ПЕЧЕЙ

Предложены формулы для оценки эффективности тепловой изоляции зон многозонных печей (и теплоиспользующих установок) для выбора наиболее эффективных энергосберегающих мероприятий. Выполнены расчетные исследования зависимостей эффективности тепловой изоляции от температур газов в зонах печи и толщин тепловой изоляции.

The proposed formula to assess the effectiveness of the thermal insulation zones multi-zone ovens (and installations) to select the most effective energy saving measures. Performed computational studies of the dependency of the efficiency of thermal insulation from the temperature of the gases in the zones of the furnace and thicknesses of thermal insulation.

Оптимальное проектирование нагревательных печей по минимуму дисконтированных затрат в каждой из зон печи представляет довольно сложную задачу. Для упрощения задачи представляет интерес оценка эффективности энергосберегающих мероприятий с использованием сравнительно простых математических моделей тепловой работы нагревательных газовых печей [1].

На эффективность энергосбережения (снижения расхода топлива) оказывают влияние температура воздуха T_v , подаваемого из рекуператора на горение, коэффициент расхода воздуха, температура уходящих газов $T_{ух.г}$, термическое сопротивление изоляции и др.

В работах [2, 3] приведены формулы и номограммы для оценки энергосбережения при повышении температуры или снижения избытка воздуха на горение газа и мазута. Формулы и номограммы для оценки эффективности энергосбережения при снижении температуры уходящих газов предложены в статье [4].

В докладе предлагаются результаты расчетного исследования влияния температур зон и термического сопротивления изоляции ограждений на расход топлива проходных нагревательных печей.

Ограждения высокотемпературных установок (печей) выполняют многослойными. Огнеупорные слои обеспечивают прочность (устойчи-

вость) конструкции и защиту последующих слоев от действия высоких температур. Тепловая изоляция обеспечивает защиту людей от термических воздействий и энергосбережение. Уплотняющий слой герметизирует рабочее пространство от внешней среды.

Задача оптимизации конструкции ограждения в общем случае должна учитывать работу в различных температурных режимах, стоимости ограждения и топлива, срок службы ограждения, а также ограничения:

- на механическую прочность и устойчивость огнеупорных слоев;
- на температуры материалов, которые должны быть ниже предельно допустимых;
- на температуру наружной поверхности, которая должна быть безопасной и др.

Поскольку виды материалов и толщины огнеупорных слоев принимаются из условия механической прочности, термической и механической устойчивости ограждения, эффективность энергосбережения в основном определяется параметрами тепловой изоляции. Задачу проектирования энергосберегающего ограждения можно упростить, ограничившись выбором экономически эффективной толщины тепловой изоляции.

В работе [5] было показано, что энергосберегающий эффект тепловой изоляции зон многозонных печей (и теплоиспользующих установок) в значительной степени зависит от температур газов в зонах. Приведены формулы для расчета толщин тепловой изоляции зон, которые обеспечат одинаковую экономическую эффективность энергосбережения для всех зон печи. (Для зон секционной печи с более высокими температурами тепловая изоляция должна иметь большую толщину). В статье [5] для одного из примеров установлено, что толщины тепловой изоляции с одинаковой экономической эффективностью для зон печи с температурами 500 и 1000 °С могут различаться в несколько раз.

Оценка величины энергосбережения при изменении параметров ограждения (термического сопротивления) показала, что для принятых в работе [6] условий расчета относительная экономия топлива $\Delta B/B$ примерно в 10 раз меньше относительного снижения потерь теплоты в ограждение $\Delta Q/Q$ (снижение расхода топлива на 1% требует снижения потерь теплоты в ограждение примерно на 10%). Однако каждый "сбереженный ограждением" Дж теплоты сберегает около трех Дж энергии топлива. Такие соотношения объясняются низким коэффициентом использования топлива в печи.

В данной работе описаны результаты более широкого расчетного исследования зависимости энергетической и экономической эффективности тепловой изоляции от температур зон секционных печей и толщины их тепловой изоляции¹.

¹ В проведении расчетов принимал участие Ю.М. Овсянников

Рассмотрим величину экономии топлива ΔB ($\text{м}^3/\text{с}$, $\text{м}^3/\text{ч}$), получаемую за счет добавления третьего теплоизоляционного слоя в ограждение зоны печи.

Для исследования влияния толщины тепловой изоляции на экономию топлива (природного газа с низшей теплотой сгорания $Q_n^p = 34,85 \text{ МДж}/\text{м}^3$) были проведены расчеты процесса теплопередачи для трех типов ограждений (таблица 1) в зонах с различными температурами газов.

Таблица 1 – Характеристики трех ограждений

№ ограждения	1	2	3
Обозначение	Ш116, ШЛ232, ШУЛ R	Као116, КаоЛ232, ШУЛ R	Као116, КаоЛ232, Диат700 R
1-слой	ША-116	Као-116	Као-116
2-слой	ШЛ-232	КаоЛ-232	КаоЛ-232
3-слой	ШУЛ	ШУЛ	Диат700
Примечание. В табл. 1 указаны сокращенные наименования материалов: ША – шамот класса А, ШЛ – шамот легковес, ШУЛ – шамот ультралегковес, Као – каолин, КаоЛ – каолин легковес, Диат – диатомовый кирпич плотностью $700 \text{ кг}/\text{м}^3$ и толщины слоев в мм; толщина третьего слоя теплоизоляции R изменялась от 0 до 0,3 м.			

Отношение наружной поверхности ограждения к внутренней $F_{\text{ог,н}} / F_{\text{ог}}$ принято равным единице, а температура окружающего воздуха – 293 К ($20 \text{ }^\circ\text{C}$). Для упрощения исследования принято допущение, что температуры газа $T_{\text{г}}$, зоны (печи) $T_{\text{п}}$ и внутренней поверхности ограждения $T_{\text{пов огр}}$ равны $T_{\text{г}} = T_{\text{п}} = T_{\text{пов огр}}$.

Экономия топлива ΔB , $\text{м}^3/\text{с}$, за счет добавления третьего теплоизоляционного слоя рассчитывалась по формуле

$$\Delta B = B_2 - B_3 = \frac{F \cdot (q_{\text{ог2}} - q_{\text{ог3}})}{Q_{\text{г}}}, \quad (1)$$

где B_2 , B_3 – расходы топлива (газа) на компенсацию потерь теплоты через двухслойное ($R = 0$) и трехслойное ($R > 0$) ограждения, $\text{м}^3/\text{с}$ (здесь и далее объемы газов – при нормальных условиях); $q_{\text{ог2}}$, $q_{\text{ог3}}$ – удельные потоки теплоты через двухслойное и трехслойное ограждения, $\text{Вт}/\text{м}^2$; R – толщина теплоизоляционного (третьего) слоя; F – площадь внутренней поверхности ограждения, $F = 30 \text{ м}^2$; $Q_{\text{г}}$ – количество удельной теплоты, которую оставляют продукты сжигания 1 м^3 топлива $\text{Дж}/\text{м}^3$ в данной зоне. Величина $Q_{\text{г}}$ определялась по формуле

$$Q_{\text{г}} = q_{\text{хф}} + I_{\text{в}}^n - I^n - q_{\text{х}}, \quad (2)$$

где $q_{\text{хф}}$ – химическая (низшая теплота сгорания) и физическая теплота топлива, $\text{Дж}/\text{м}^3$; $I_{\text{в}}^n$, I^n – энтальпии воздуха, подаваемого в эту зону, и продуктов сгорания топлива, уходящих из зоны, как функции коэффициента избытка воздуха n и соответствующих температур, $\text{Дж}/\text{м}^3$ (м^3 топлива!); $q_{\text{хн}}$ – теплота химического недожога, $\text{Дж}/\text{м}^3$ (м^3 топлива!), $q_{\text{хн}} = 0$.

Значения Q_{Γ} , были рассчитаны при коэффициенте избытка воздуха $n=1,1$ для температур газов в зонах равных $T_{\Gamma} = 773, 1023, 1273, 1523$ К ($t_{\Gamma} = 500; 750; 1000; 1250$ °С). Удельные потоки теплоты через двухслойные и трехслойные ограждения $q_{ог}$ рассчитывались по программе описанной в [5].

На рисунке 1 показана зависимость экономии топлива ΔB от толщины добавляемого третьего слоя теплоизоляции R при различных температурах газа в зонах для трех видов ограждений.

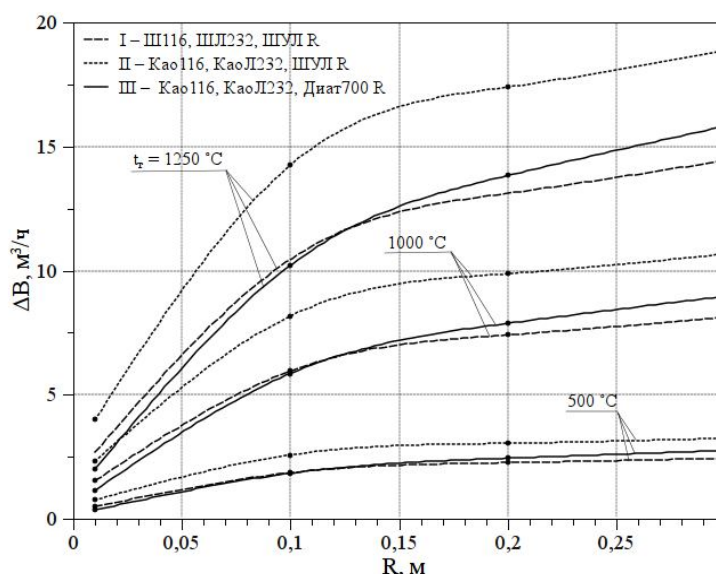


Рисунок 1 – Экономия топлива в зонах с температурами $t_{\Gamma} = 500, 1000, 1250$ °С в зависимости от толщин третьего слоя теплоизоляции для трех видов ограждений

Анализ функций $\Delta B(R)$ на рисунке 1 позволяет сделать два вывода:

- Экономия топлива ΔB значительно растет до $R = 0,15$ м, а затем скорость роста ΔB снижается (например, для III-го типа ограждения при $T_{\Gamma} = 1250$ при увеличении R от 0 до 0,15 м ΔB увеличивается на 12,5 м³/ч, а при увеличении R от 0,15 до 0,30 м – только на 3,3 м³/ч);

- Величина ΔB очень сильно зависит от температуры газа в зоне печи (например, ограждение II-го типа с изоляционным слоем $R = 0,30$ м при $T_{\Gamma} = 1250$ °С снижает расход топлива на 18,9 м³/ч, а при $T_{\Gamma} = 500$ °С – только на 3,2 м³/ч). Это подтверждает закономерность, отмеченную в [4], что энергосберегающий эффект тепловой изоляции в зонах печи с высокими температурами более высокий.

Следовательно, один дополнительный м³ (кг) тепловой изоляции в зонах печи с более высокими температурами позволит сэкономить больше топлива.

Экономически целесообразно, чтобы энергосберегающий эффект тепловой изоляции в зонах с различными температурами был примерно одинаков [4]. Формулы для расчета соотношений между толщинами тепловой изоляции зон с различными температурами приведены в работе [4].

В простейшем случае (тепловая изоляция всех зон выполнена из одного материала) эффективность тепловой изоляции \mathcal{E} можно выразить в виде следующих отношений:

- энергии сэкономленной энергии топлива ($\Delta \mathcal{E}_T$, Вт) к величине снижения потока теплоты ($\Delta Q_{ог}$, Вт) через ограждение за счет увеличения толщины тепловой изоляции зоны печи

$$\mathcal{E}_3 = \Delta \mathcal{E}_T / \Delta Q_{ог} = (\Delta B \cdot q_{хф}) / ((q_{ог,1} - q_{ог,2}) \cdot F); \quad (3)$$

- сэкономленного расхода топлива $\text{м}^3/\text{с}$ за единицу времени 1 с (час) (то есть м^3) $\Delta B \cdot 1 \text{ ч}$ к приращению объема $\Delta V_{ти}$ или толщины ΔR тепловой изоляции, м^3 ,

$$\mathcal{E}_{T/ти} = \Delta B \cdot 1 / \Delta V_{ти} = \Delta B \cdot 1 / (\Delta R_{ти} \cdot F) \quad (4)$$

или

$$\mathcal{E}_{T/1ти} = \Delta B \cdot 1 / (\Delta R_{ти} \cdot 1). \quad (5)$$

Единица измерения $\mathcal{E}_{T/1ти}$ – м^3 топлива / м толщины тепловой изоляции (м толщины или объем 1 м^2 тепловой изоляции).

Используя выражение (4), легко получить стоимостный показатель эффективности, если числитель и знаменатель умножить на соответствующие стоимости топлива и тепловой изоляции. Тогда можно будет определять экономическую эффективность тепловой изоляции зон, выполненных из разных материалов.

Рассмотрим показатели эффективности тепловой изоляции более детально.

Выражение (3) показывает, сколько Вт (Дж) энергии топлива экономит один Вт (Дж) сохраненный ограждением.

С учетом (1) выражение для (3) примет вид

$$\mathcal{E}_3 = q_{хф} / Q_{г} \text{ или } \mathcal{E}_3 = q_{хф} / Q_{г}(T_{г}), \text{ или } \mathcal{E}_3(T_{г}) = q_{хф} / Q_{г}(T_{г}). \quad (6)$$

Из формулы (6) следует, что энергетическая эффективность зависит от температуры газов $T_{г}$ и не зависит от вида и толщины тепловой изоляции (неожиданный результат). Зависимость величины \mathcal{E}_3 рассчитана для 3-го вида ограждения (Каол116, Каол232, Диат700 R) и показана на рисунке 2.

По зависимости величины $\mathcal{E}_3(T_{г})$ видно, что один Вт (Дж) сохраненный ограждением экономит 1,25–2,6 Вт (Дж) энергии топлива.

Зависимости эффективности объема 1 м^2 тепловой изоляции $\mathcal{E}_{T/1ти}$ от $T_{г}$ и R рассчитана для третьего типа ограждения (таблица 1) по формуле (5) и показана на рисунке 3. Величина ΔB рассчитана на 1 час (то есть в м^3).

Обратим внимание, что на рисунке 3 не показаны значения функций $\mathcal{E}_{T/1ти}(R)$ при $R=0$, при которых они являются неопределенными.

На рисунке 3 видно, что эффективность тепловой изоляции выше для зон с высокими температурами газов, но уменьшается с ростом толщины тепловой изоляции.

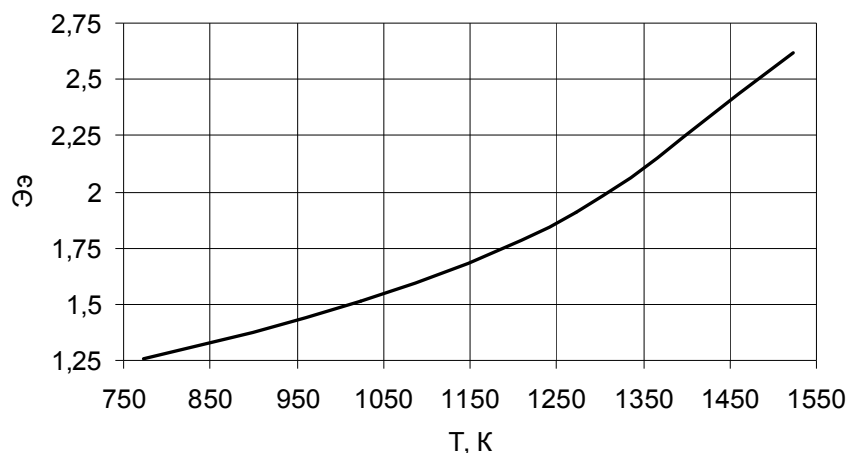


Рисунок 2 – Зависимость величины \mathcal{E} , для III-го вида ограждения от температуры газов T_{Γ}

Например, эффективность тепловой изоляции $R = 0,08$ м при $T_{\Gamma} = 773$ К ($t_{\Gamma} = 500$ °С) составляет $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} = 0,8$, а при $T_{\Gamma} = 1523$ К ($t_{\Gamma} = 1250$ °С) – $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} = 4,1$ (выше в 5 раз).

Эффективность $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}}$ при увеличении толщины тепловой изоляции от $R = 0,08$ м до $R = 0,3$ м при $T_{\Gamma} = 1523$ К ($t_{\Gamma} = 1250$ °С) снижается от $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} = 4,1$ до $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} = 1,8$ (более чем в 2 раза).

На первый взгляд такой результат ($\Delta\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}}(R) / \Delta R < 0$) кажется неожиданным, так как на рис. 1 ΔB увеличивается с ростом толщины тепловой изоляции R ($\Delta B / \Delta R > 0$), а на рисунке 3 эффективность $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}}(R)$ уменьшается при увеличении R . Это можно объяснить тем, что энергосбережение (рисунок 1) растет более медленно, чем толщина изоляции R ($\Delta B / \Delta R < 1$).

По рисунку 3 можно определить, что для обеспечения одинаковой эффективности тепловой изоляции, например $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} = 2,0$, толщины тепловой изоляции для зон с температурами $T_{\Gamma} = 1023, 1273, 1523$ К ($t_{\Gamma} = 750, 1000, 1250$ °С) должны составлять $R = 0,025; 0,1$ и $0,25$ м. Таким образом, для обеспечения одинаковой эффективности тепловой изоляции толщина тепловой изоляции для зоны с температурой $T_{\Gamma} = 1523$ К ($t_{\Gamma} = 1250$ °С) должна быть примерно в 10 раз больше, чем для зоны с $T_{\Gamma} = 1023$ К ($t_{\Gamma} = 750$ °С).

В примере, рассмотренном в статье [4], одинаковые эффективности тепловой изоляции были получены при примерном равенстве удельных потоков теплоты q через ограждение. Аналитическая проверка общности этого положения для других условий теплообмена оказалась практически невозможной.

Для оценки взаимосвязи удельных потоков теплоты q ($\text{Вт}/\text{м}^2$) с эффективностью тепловой изоляции $\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}}$ на рисунке 3 показаны изолинии для значений $q = 750, 1050, 1400, 1750$ $\text{Вт}/\text{м}^2$. На рисунке 3 видно, что для сравнительно низких значений эффективности ($\mathcal{E}_{\tau/1\tau_{\text{ти}}} < 1,5$) одинаковые

эффективности тепловой изоляции для разных температур зон могут получиться при примерном равенстве сравнительно небольших удельных потоков теплоты ($q < 1000 \text{ Вт/м}^2$).

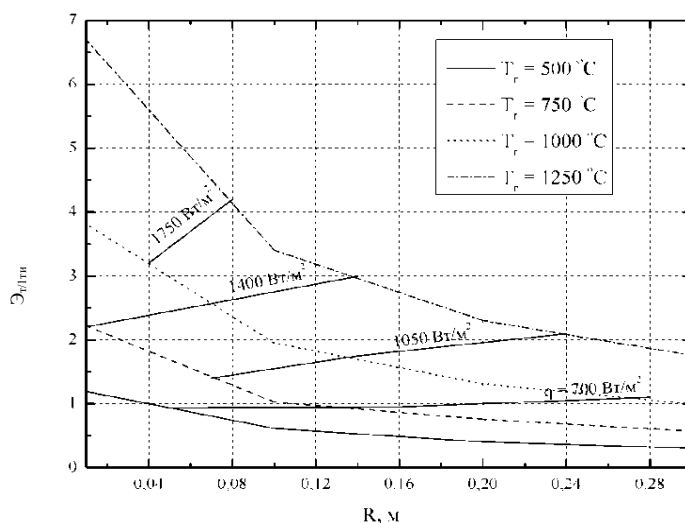


Рисунок 3 – Зависимости эффективности объема 1 м^2 тепловой изоляции $\mathcal{E}_{\text{эф}/1\text{ти}}$ от T_r и R

Анализ зависимостей на рисунке 3 показал, что для обеспечения одинаковых эффективностей тепловой изоляции $\mathcal{E}_{\text{эф}/1\text{ти}}$ в зонах с более высокими температурами T_r удельные потоки теплоты должны быть меньше.

Основные положения работы можно использовать и для отапливаемых зон методических печей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Соколов А.К. Совершенствование и оптимизация нагрева металла в газовых печах методом математического моделирования./ ФГБОУВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина». – Иваново, 2012. – 256 с. ISBN 978-5-89482-854-1.
2. Соколов А.К. Номограммы для оценки энергосбережения при повышении температуры или снижения избытка воздуха на горение./ Промышленная энергетика, № 5, 2006 – с. 74-76.
3. Соколов А.К., Овсянников Ю.М. Номограммы для оценки эффективности энергосберегающих мероприятий при сжигании мазута/ Промышленная энергетика, № 6, 2008. – с. 39-41.
4. Соколов А.К. Оценка эффективности энергосбережения при снижении температуры уходящих газов. Изв. вузов "Черная металлургия", № 10, 2007. – с. 46-49.

5. Соколов А.К. К выбору экономичной тепловой изоляции зон топливной секционной печи./ Изв. вузов "Черная металлургия", № 5, 2008. – с. 35-38.

6. Соколов А.К., Тропина Н.Ф, Соколова О.А. Оценка эффективности энергосбережения при реконструкции ограждений топливных теплотехнологических установок/ Промышленная энергетика, № 8 2008. – с. 30-33.

7. Соколов А.К. Математическое моделирование нагрева металла в газовых печах/ ФГБОУВПО «Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина». – Иваново, 2011. – 396 с. ISBN 978-5-89482-789-6.

УДК 659.1(075.8)

А.И. Куценко, Е.Г. Лашкова

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

КОРПОРАТИВНАЯ ИДЕНТИФИКАЦИЯ БИЗНЕСА КАК СОСТАВЛЯЮЩАЯ СТРАТЕГИЧЕСКОГО РЕПУТАЦИОННОГО РАЗВИТИЯ ОРГАНИЗАЦИИ

В работе рассмотрено понятие «идентификации бизнеса» в контексте стратегического репутационного развития организации, даны различные подходы к определению и трактовке «репутация предприятия». Показана связь имиджа, репутации, бренда и гудвилла. Изучена взаимосвязь имиджа и репутации, приведены этапы стратегического управления в контексте формирования репутации предприятия.

In this paper, the concept of "business identification" is considered in the context of the strategic reputation development of the organization, different approaches are given to the definition and interpretation of "enterprise reputation". The relationship between image, reputation, brand and goodwill is shown. The relationship between image and reputation has been studied, the stages of strategic management in the context of the formation of the enterprise's reputation are given.

Сегодня не подлежит сомнению, что репутация является важнейшим нематериальным активом предприятия и играет немаловажную роль в стратегическом развитии предприятия. Можно даже сказать, что предприятие, планирующее долгосрочное развитие обязательно должно включить

в свои стратегические планы мероприятия по созданию, формированию и поддержанию положительной репутации как для внутреннего клиента, т.е. собственного персонала, так и во внешней среде.

Репутация – это динамическая характеристика поведения компании, формирующаяся в обществе в течение достаточно продолжительного времени. Она складывается на основе совокупности информации о том, каким образом, и какими методами строит свое поведение фирма в различных ситуациях своей жизнедеятельности. Построение репутации осуществляется в процессе всей деятельности организации, затрагивая взаимоотношения со всеми группами стейкхолдеров, и в конечном итоге имеет своей целью формирование положительного общественного мнения о компании, которое становится фактором, побуждающим к взаимодействию с ней.

Построение репутации – это сложная и многоходовая стратегическая задача организации, основанная на долгосрочном анализе и планировании, когда процесс охватывает все аспекты деятельности организации.

Для любой компании существует необходимость формирования репутации по нескольким причинам: обеспечение динамического роста компании, привлечения инвестиций, повышения ее конкурентоспособности. Идеальной ситуацией является инвестиции в репутацию на фоне благополучия организации или при ее образовании, на первых этапах ее существования. Не самым благоприятным вариантом является принудительная коррекция репутации в момент кризиса компании для максимизации прибыли и/или ее дальнейшей продажи.

Трудно переоценить положительную репутацию на высококонкурентном рынке. Это важнейшее конкурентное преимущество, т.к. положительная репутация свидетельствует о том, что фирма имеет уникальные деловые качества и способности, что позволяет ей вести успешную конкурентную борьбу на соответствующем рынке товаров и услуг. В данный момент качество продукции уже не является основным конкурентным преимуществом – оно становится необходимым условием выживания. Конкуренция переходит с уровня продукции (цены, характеристики и т.д.) на уровень репутации (доверия, выгод, ожидания, подходов к работе и т.д.).

Анализ различных источников показал, что существует противоречие и неоднозначность трактовки таких понятий как репутация, имидж, бренд, гудвил. Эти понятия иногда используются как синонимичные, и не существует единого понимания, какое из этих явлений является первичным, и какое взаимовлияние и взаимопроникновение друг на друга оказывают. Ниже приведены часто встречающиеся определения этих понятий.

Репутация – общая осведомленность о деятельности компании, не предполагающая глубокого анализа и оценки.

Репутация – некоторое знание, полученное путем непосредственного вовлечения целевых групп в оценку состояния компании на основе собственного опыта или мнения сторонних экспертов.

Репутация – нематериальный объект, который имеет стоимостное выражение, т.е. по сути, является финансовым или экономическим активом.

Корпоративная репутация – коллективное мнение о компании, ее внешнем образе и внутренней организации, формирующееся с течением времени в сознании целевых групп, стейкхолдеров, на основе опыта взаимодействия с компанией, ее сотрудниками или на основе экспертной оценки экономического, социального и экологического аспектов ее деятельности.

Корпоративный имидж – это устойчивый эмоционально окрашенный образ, формирующийся в сознании целевых групп в результате восприятия информации об организации.

Корпоративный бренд – многогранная конструкция, отражающая видение и ценности организации, принципы ее деятельности, социальную и экологическую ориентацию и ответственность, рыночное позиционирование и конкурентные преимущества, имеющая узнаваемое символическое обозначение, вызывающее определенные устойчивые ассоциации и эмоции у контактной аудитории.

Гудвил – стоимостная оценка репутации или бренда, отражает ту часть рыночной стоимости купленной компании, которая превышает стоимость ее фактически имеющихся балансовых активов. Считается, что превышение рыночной стоимости над балансовой возникает в связи с положительной репутацией компании или привлекательным брендом. Таким образом, с точки зрения экономической оценки, корпоративный бренд и репутация представляются идентичными понятиями, что отражает «гудвил».

В тоже время принципиальным отличием корпоративного бренда и корпоративной репутации является факт отчуждения от владельца. Репутация не обладает этим свойством, не имеет материально-вещественной формы и не может отчуждаться от владельца, в то время как бренд имеет материально-вещественную форму (зарегистрированный знак) и может отчуждаться от владельца и быть проданным.

Репутация обладает набором специфических особенностей, которые отличают ее от других нематериальных активов (например, технологических):

1. Репутация не может существовать отдельно от компании, быть самостоятельным объектом сделки, поскольку отсутствует право собственности на репутацию. Тем не менее, любая организация может защищать свою репутацию в суде и потребовать возмещение материального и морального ущерба, понесенного в связи с распространением (публикацией) сведений, порочащих ее репутацию.

2. Репутация не имеет материально-вещественной формы.

3. Репутация не может накапливаться и сохраняться, поскольку может разрушиться в один момент. Процесс формирования репутации носит дискретный характер.

4. Стоимостная оценка репутации (гудвилл) фактически не может являться ее объективной экономической оценкой, поскольку, во-первых, может отражать не столько стоимость репутации, сколько рыночные ожидания покупателей, связанные с ростом будущих продаж товаров компании, а, во-вторых, гудвилл не включает оценку затрат, связанных с созданием и поддержанием репутации.

5. Репутация в обязательном порядке требует не только стоимостной, но и качественной оценки, поскольку можно лишить предприятие гудвилла (списать или погасить стоимость репутации), но при этом невозможно лишить предприятие его репутации.

Графически взаимосвязь понятий имидж, репутация, бренд и гудвилл отражена на рисунке 1.

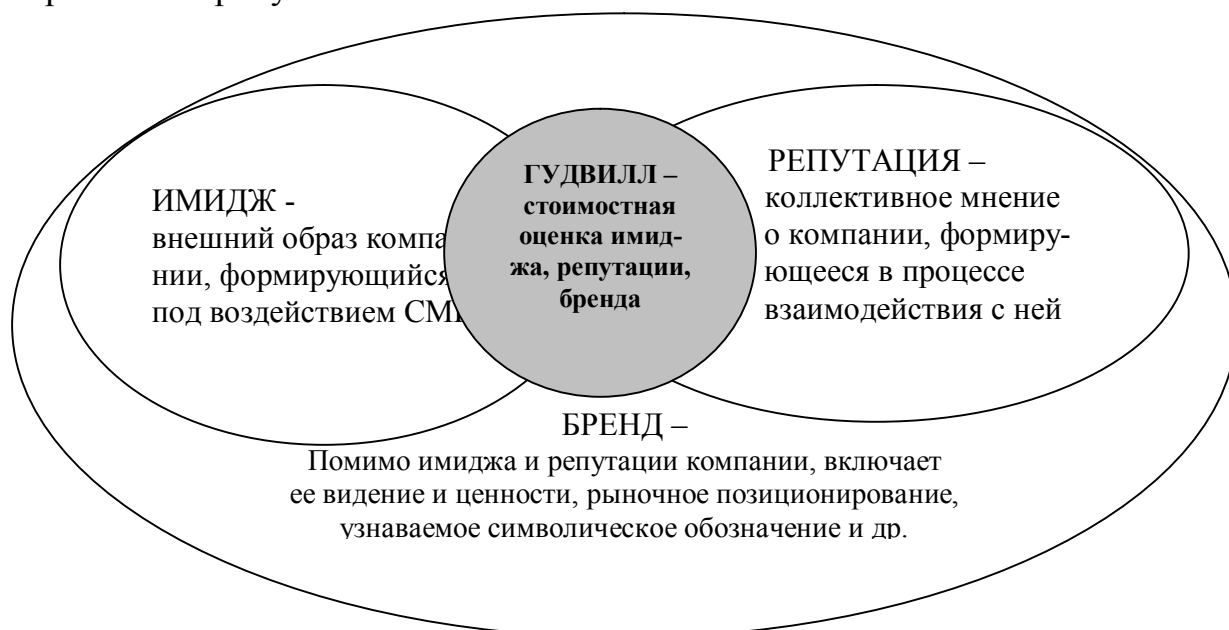


Рисунок 1 – Взаимосвязь понятий имидж, репутация, бренд и гудвилл

Считается, что имидж, репутацию и бренд можно рассматривать как элементы, сопровождающие стадии жизненного цикла компании. В период появления компании на рынке она активно формирует свой имидж (внешний образ), используя арсенал СМИ и другие средства PR. На стадии роста параллельно с имиджем развивается репутация, поскольку стейкхолдеры компании в процессе взаимодействия с ней формируют коллективное мнение о ней. В дальнейшем (на стадии зрелости) имидж и репутация компании могут перерасти в корпоративный бренд, имеющий узнаваемое симво-

лическое обозначение и связанные с ним устойчивые ассоциации о различных сферах деятельности компании и ее характеристиках. На любом этапе жизненного цикла компании ее имидж, репутация и бренд могут быть подвержены стоимостной оценке, что отражает понятие гудвилла.

Итак, выше рассмотрена финансово-экономическая точка зрения на понятия «корпоративный бренд» и «корпоративная репутация», на их дифференциацию, в первую очередь, с термином «гудвилл», при расчете которого практически не существует различий между корпоративным брендом и корпоративной репутацией. Однако с проектной и маркетинговой точки зрения и с точки зрения оказания первичного и последующего влияния на стратегическое развитие предприятия эта взаимосвязь может выглядеть не так однозначно.

Как известно, под брендом понимается торговая марка, которая выражает не только и не столько функциональные, а в большей степени эмоциональные преимущества предлагаемого продукта, за которые потребитель готов заплатить дополнительно. Природа бренда тесно связано с продажей товара, а денежным выражением бренда является наценка, которую потребитель платит за его положительный эмоциональный фон. Брендирование имеет большую финансовую отдачу в случае продажи физического товара, на рынке услуг для потребителя существенным фактором выбора становится его представление о самом поставщике, а не только его услуге. Это противоречие на рынке услуг просматривается достаточно остро, когда брендировать отдельную услугу недостаточно, а превратить в бренд корпоративное наименование достаточно проблематично.

Практически все технологии брендирования про-активны и не учитывают взаимоотношения потребителя и продавца, которые являются «субъект-субъектными» и предполагают обратную связь и обоюдный информационный обмен. Другими словами, формируя свои представления о продавце, потребитель опирается на факты, собственный опыт, независимую экспертную оценку, а не на рекламные обещания продавца. Реальный опыт взаимодействия с поставщиком может рассказать потребителю значительно больше, чем реклама.

Это существенно сокращает поле применения брендирования, особенно когда компания работает под корпоративным наименованием. Так бренды продуктового уровня практически полностью отсутствуют в финансовом секторе. Брендирование оказывает малое влияние при работе с корпоративными клиентами, для которых приобретение товара/услуги подразумевает деловое партнерство, где деловая репутация и опыт отношений существенно важнее бренда и тем более имиджа. При помощи брендирования невозможно

изменить отношение к компании среди инвесторов, сотрудников предприятия, властных структур и т.д. Здесь значительно более важной оказывается репутация, чем продуктовые и корпоративные бренды. Таким образом, можно сказать, что применение брендинга ограничивается товарами массового спроса.

При переходе с клиенто-ориентированной модели к персонально-ориентированной качество двусторонней коммуникации становится определяющим фактором сбыта. Во втором случае потребитель опирается не на рекламные обещания, а на конкретный личный опыт взаимодействия. Таким образом, вместо брендинга есть смысл использовать технологии репутационного профилирования или репутационного менеджмента. Вместо бренда товара или фирмы следует оперировать таким понятием как «репутация субъекта». В качестве субъекта выступает не товар сам по себе, а исключительно компания как коллективный субъект действия, совершающий те или иные поступки, как во внешней, так и во внутренней среде.

Если бренд не создавать целенаправленно, то он и не возникнет, в тоже время, если управления репутацией не осуществляется сознательно, она все равно сформируется стихийно. Бренд создается дедуктивно, от общего к частному: сформированная модель бренда воплощена в конкретных коммуникационных материалах (брен-бук). Репутация напротив создается от частного к общему, т.к. она складывается за счет оценки каждого конкретного решения или действия компании, в том числе зависит и от брендов, которые она создает.

Финансовым выражением бренда является бренд-премия, денежным выражением репутации является рыночная капитализация компании в части нематериальных активов (очищенных от стоимости лицензий, патентов и других нематериальных активов, связанных с конкретными правами). Репутация есть выражение доверия потребителей и отражение перспектив развития бизнеса.

Репутационное профилирование, создание, формирование и поддержание положительной репутации во всех слоях скейтхолдеров, является более адекватной технологией управления бизнесом в целом, чем брендинг, т.к. способно формировать представление о компании комплексно, а не только у потребительской аудитории.

Особенно важна роль репутации в состоянии неопределенности, когда участники рынка не знают, как им поступать. В этом случае, преимущество получают те, кто имеет устойчивую позитивную репутацию в области неясных вопросов и методов дальнейших действий. Поскольку ин-

новационные предприятия постоянно сталкиваются с ситуациями неопределенности, обусловленными переплетающимися отношениями между участниками рынка, понятие репутация особенно значимо для них. Именно поэтому репутация больше волнует не широкую публику, а профессионалов, т.е. тех, кто взаимодействует не с созданным образом, а с реальным субъектом, скрывающимся за фасадом удачного имиджа или бренда.

Репутация компании складывается из очень большого круга факторов. Определить насколько сильно на репутацию повлиял тот или иной фактор, достаточно сложно. Все зависит от целевой аудитории, которая сталкивается с деятельностью организации. Для одних целевых аудиторий значимы одни группы факторов, для других – совершенно противоположенные. Тот или иной фактор создает положительную репутацию компании до тех пор, пока действия этой организации не вступают в противоречие с представлениями о ней ее целевых аудиторий.

Для оценки репутации компании чаще всего предлагаются следующие параметры: опрос целевых аудиторий (как внешних, так и внутренних); экспертная оценка; мониторинг прессы; участие в рейтингах.

К целевой аудитории при оценке или формировании репутации относятся не только клиенты и партнеры, к ней относятся все, кто хоть каким-то образом контактирует и взаимодействует с компанией и может иметь собственную точку зрения на ее действия: представители органов власти; акционеры и инвесторы; клиенты, потребители, заказчики; регулирующие органы; партнеры и поставщики; сотрудники компании; население городов и регионов, в которых компания присутствует; некоммерческие организации и т.д.

Для экспертной оценки репутации компании привлекают представителей общественной, экономической сферы деятельности, например, представители деловой элиты, журналисты, профессиональные аналитики, социологи, специалисты в данной области знаний и т.д. В случае необходимости проведения мониторинга прессы осуществляется систематический обзор и контент-анализ публикаций в средствах массовой информации.

Репутационные рейтинги, составляемые консалтинговыми группами или деловыми изданиями, представляют собой бизнес-продукт, они ориентированны на бизнес-сообщество, в результате чего и становятся в первую очередь показателем экономической стабильности и инвестиционной привлекательности компаний.

Ниже приводятся только некоторые факторы, оказывающие положительное влияние на репутацию организации: поведение компании во время кризисных ситуаций; работа по западным стандартам бизнеса; привлечение иностранных специалистов и топ-менеджеров; наличие зарубежных акционеров и инвесторов; сотрудничество с зарубежными компаниями; большие объемы бизнеса; личность первого лица компании; профессионализм сотрудников; известность (публичность) компании; этичность компа-

нии; прозрачность бизнеса; открытость бизнеса; клиентская база, наличие крупных компаний с хорошей репутацией; качественное управление бизнесом; лидирующие позиции на рынке; участие и победы компании в тендерах; высокое качество продукции и услуг; экспансия компании на московские или зарубежные рынки; наличие у компании собственного производства; наличие у компании истории; инновационная деятельность; финансовая состоятельность компании; наличие миссии и стратегии; опыт удачного проведения реструктуризации компании; инвестиционная активность компании; лоббирование руководством компании интересов своей отрасли; грамотная маркетинговая кампания; забота о сотрудниках, хорошая кадровая политика; налаженные отношения с поставщиками; хорошие связи с производителями, в том числе и российскими; забота об экологической безопасности. Этот список можно еще продолжать, однако их можно все сформировать в девять основных, формирующий репутационный профиль: маркетинговая ориентация компании; ответственность перед бизнес-партнерами; качество топ-менеджмента; качество решений для потребителей; социальная и экологическая ответственность; ответственность перед акционерами; кадровая политика.

Выбор факторов, а так же их вес зависит от той целевой аудитории, в которой компания хочет сформировать положительную репутацию, а так же от времени, места деятельности корпорации и ситуации на рынке. Когда меняется отношение к отдельным составляющим ведения бизнеса, т.е. система ценностей бизнес-сообщества, то меняется и восприятие деловой репутации, ее факторы и их вес.

Возможности репутационного менеджмента не безграничны, но результаты имеют существенное значение для деятельности компании. Репутационный менеджмент позволяет сократить время завоевания клиента, дает возможность экономить на рекламе и ПР-акциях, помогает преуспеть в конкуренции, является важным фактором фирменного патриотизма персонала, стимулирует привлекательность бизнеса для инвестиций.

Как было сказано выше, репутация – это важнейший аспект деятельности любой компании, над которой следует работать постоянно. Зачастую происходит подмен понятий, когда репутация ассоциируется с имиджем, на формирование, которого и направлена вся деятельность предприятия.

Знакомство с любой компанией начинается с различных визуальных и вербальных признаков, по которым можно идентифицировать данную компанию и которые составляют часть ее корпоративной индивидуальности или корпоративной идентификации. К таким признакам относятся логотип, слоган, дизайн, цвет, корпоративные визитки, фирменный бланк, фирменный конверт, форму для факсового сообщения, рекламную полиграфию, дизайн корпоративного веб-сайта, фирменную одежду – все это принято называть фирменным стилем компании. Эти средства объектив-

ного позиционирования на рынке, которые можно увидеть, потрогать, пощупать, понюхать, одним словом ощутить. Другими словами, происходит знакомство в первую очередь с имиджем предприятия, который не является постоянным признаком организации, а представляет собой сильное впечатление с сильными регуляторными свойствами. Имидж – это искусственный образ, формирующийся целенаправленно и оказывающий эмоционально-психологическое воздействие на определенную группу людей, на целевую аудиторию. Все то, что компания создает для того, чтобы внешне выделиться и стать узнаваемой и привлекательной. Целью имиджа является превращение индивидуального образа в коллективный, при этом учитываются модели поведения целевой аудитории и ее реакция на данный образ. Для этого разрабатываются определенные маркеры, воздействующие на эмоциональную сферу адресата и позволяющие идентифицировать как саму фирму, так и вид ее бизнеса.

Главной функцией имиджа является формирование положительного отношения к компании, в результате наступает доверие к ней, увеличивается престиж и влияние. Имидж вступает в конфликт интересов: одновременно он должен быть индивидуален и подчиняться требованиям общества. В связи с этим можно сказать, что если имидж корпорации соответствует представлению целевой аудитории о корпоративном поведении, то в его сознании формируется и хорошая репутация данной компании. Другими словами, хорошая репутация отражает тесное соответствие между имиджем компании и собственной системой ценностей индивидуума (рисунком 2).

Репутация компании направлена практически на все целевые группы фирмы и каждая из этих групп проходит эту пирамиду снизу вверх. Можно привести следующую последовательность взаимосвязи имиджа организации и ее репутации: корпоративная индивидуальность (узнаваемость компании), корпоративный имидж (восприятие индивидуальности компании целевыми аудиториями), корпоративная репутация (совпадение имиджа с ценностями потребителей).

В контексте корпоративной идентификации бизнеса в целом и компании в частности есть смысл говорить об имидже фирмы и об его бренде, чем о ее репутации, т.к. факторов репутации значительно больше, чем просто маркеров идентификации. Кроме того, критерии репутации в большей степени являются ценностными и качественными, сложно ощущаемыми и визуализированными, в то время как идея идентификации (выделения) организации и бизнеса лежит в вещественном поле, на котором можно и нужно четко обозначать все визуальные и аудиальные элементы.

Репутация компании направлена практически на все целевые группы фирмы и каждая из этих групп проходит эту пирамиду снизу вверх. Можно привести следующую последовательность взаимосвязи имиджа организации и ее репутации: корпоративная индивидуальность (узнаваемость

компании), корпоративный имидж (восприятие индивидуальности компании целевыми аудиториями), корпоративная репутация (совпадение имиджа с ценностями потребителей).

ПИРАМИДА: “имидж и репутация”



Рисунок 2 – Взаимоотношение имиджа и репутации

В контексте корпоративной идентификации бизнеса в целом и компании в частности есть смысл говорить об имидже фирмы и об его бренде, чем о ее репутации, т.к. факторов репутации значительно больше, чем просто маркеров идентификации. Кроме того, критерии репутации в большей степени являются ценностными и качественными, сложно осязаемыми и визуализированными, в то время как идея идентификации (выделения) организации и бизнеса лежит в вещественном поле, на котором можно и нужно четко обозначать все визуальные и аудиальные элементы.

В менеджменте вообще и репутационном в особенности в таком идентификационном элементе можно отнести: миссия фирмы, стратегия развития, лицо организации, кадровая политика.

Несмотря на то, что миссия всегда имеет общефилософский смысл, она несет в себе то, что делает данную организацию уникальной в своем роде и опять же позволяет ее максимально идентифицировать на рынке товаров и услуг. Правильно сформулированная миссия имеет безусловную управленческую ценность: формирование взглядов работников на долго-

срочные планы организации по долгосрочному планированию; снижение управленческих рисков, выражение целей организации (Рисунок 3).

Другим немаловажным материальным маркером корпоративной идентификации в поле менеджмента является – лицо фирмы. Чаще всего в этой роли выступает первый руководитель, это он в основном озвучивает все действия организации во внешней среде. От его харизмы зависит отношение к фирме со стороны различных целевых аудиторий. Особенно роль первого руководителя повышается в фирмах малого и среднего бизнеса, когда руководитель – является «лицом» организации во всех ее проявлениях. Все решения и поступки этого человека, о которых становится известно целевым группам, неизменно идентифицируют эту фирму на рынке и формируют отношение как к ней самой непосредственно, так и к продукции компании. В меньшей степени роль первого руководителя влияет на идентификацию бизнеса в крупных корпорациях. Тем не менее, значимость «лица фирмы» для ее выделения во внешней среде не уменьшается, в данной ситуации такой фигурой может быть высококлассный авторитетный в своей области специалист, один из топ-менеджеров, хороший эксперт в своей области, своеобразная гордость компании или специалист по связям с общественностью, который комментирует в средствах массовой информации все действия корпорации.

Следующий маркер корпоративной индивидуальности и идентификации, о котором следует сказать особо – это легенда фирмы. Историю и легенду о компании необходимо создавать, обязательно опираясь на реальные факты, учитывая при этом некоторые особенности: должна быть четко определена целевая аудитория, на которую ориентированна деятельность компании, данная группа должна осознавать, что компания «своя»; корпоративная легенда должна содержать историю ее основания, рассказ об «отцах-основателях», о ее взлетах и падениях; легендарным должен стать один из лидеров компании, его личность и его харизма умеющий общаться с различными аудиториями, прессой, отвечать на вопросы, представлять на официальных мероприятиях.

«Кадры решат все» - этот лозунг актуален для всех организаций и во все времена. Нет ничего более убийственного для бизнеса, как неподходящие кадры и не соответствующий целям и задачам фирмы персонал. Прежде чем решать вопросы внешней идентификации корпорации, к которым относятся имидж и бренд в целом, следует решить вопросы взаимодействия с внутренним клиентом, т.е. с сотрудниками предприятия.

Деятельность предприятия всегда клиент ориентирована на внешнюю среду, а кадровая политика должна быть персонально-ориентирована на каждого сотрудника в частности. Можно создавать и выстраивать элементы внешней идентификации бизнеса, но внутренний клиент, работник предприятия, может разрушить все в одночасье, если он не разделяет мис-

сию, стратегические цели и задачи фирмы, его ценности далеки от декларируемых руководством.



Рисунок 3 – Этапы системы стратегического управления

Ведь именно на первых этапах взаимодействия сотрудник общается со всеми целевыми аудиториями фирмы, осознано или неосознанно формируя имидж, утверждая или опровергая внешние идентификационные маркеры. Именно поэтому особое внимание следует уделить внутренним

идентификационным элементам компании. К ним можно отнести: фирменную одежду, стандарты на общение с различными группами клиентов и целевыми аудиториями, другими словами все, что охватывает такое понятие как организационная культура фирмы.

Другим направлением деятельности любой организации, в которой просто необходима идентификация, является маркетинговое позиционирование, как самой фирмы, так и ее продукта.

Позиционирование – это комплекс решений и действий, направленных на создание и поддержание определенной концепции выделения на рынке и имиджа товара или фирмы, отличающих их от конкурентов, в сознании целевых аудиторий. В стратегии позиционирования как нигде необходимы маркеры идентификации бизнеса.

В литературе приводится несколько альтернативных схем позиционирования товара или марки (рисунок 4):

1) *по отличительному качеству товара*. Это один из наиболее популярных видов позиционирования, суть которого заключается в том, что продукт (марка) выделяется среди конкурентов на основе одной или нескольких отличительных характеристик или уникальных выгод, которые она дает потребителю. Например, сотовый телефон с самым тонким корпусом;

2) *по соотношению «цена-качество»*. Позиционирование может производиться по двум основным направлениям. Первое, товар имеет более высокую цену, чем у конкурентов, так как он предлагает потребителю высокое качество (дополнительные возможности и т.п.). Такая стратегия позиционирования особенно эффективна для товаров престижного потребления или в случае выхода на высокодоходный целевой сегмент. Например, позиционирование бытовой техники «Bosch» – «высокая цена за объективно высокое качество». Второе, товар имеет цену ниже, чем у конкурентов, хотя он предлагает потребителю, как минимум, такое же качество. Данная стратегия целесообразна при ориентации на потребителей с невысокими доходами. Например, позиционирование сока «Любимый» базируется на том, что качество продукта лучше, чем у импортных соков, а цена меньше. Следует отметить, что многие исследователи рекомендуют учитывать соотношение «цена-качество» даже в том случае, если уже избрана другая стратегия позиционирования.

3) *по классу продукта*. Позиционирование производится в том случае, когда товар сравнивается не со своими «прямыми» конкурентами, а с товарами из другой категории. Например, в рекламе мыла «Dove» открыто говорилось: «Dove» – не мыло». Позиционирование этого продукта базировалось на его сравнении с косметическими очищающими кремами, а не с другими марками мыла.

4) *по потребителям продукта*. Данный подход заключается в том, что позиционирование продукта строится на ассоциациях с определенной группой потребителей.

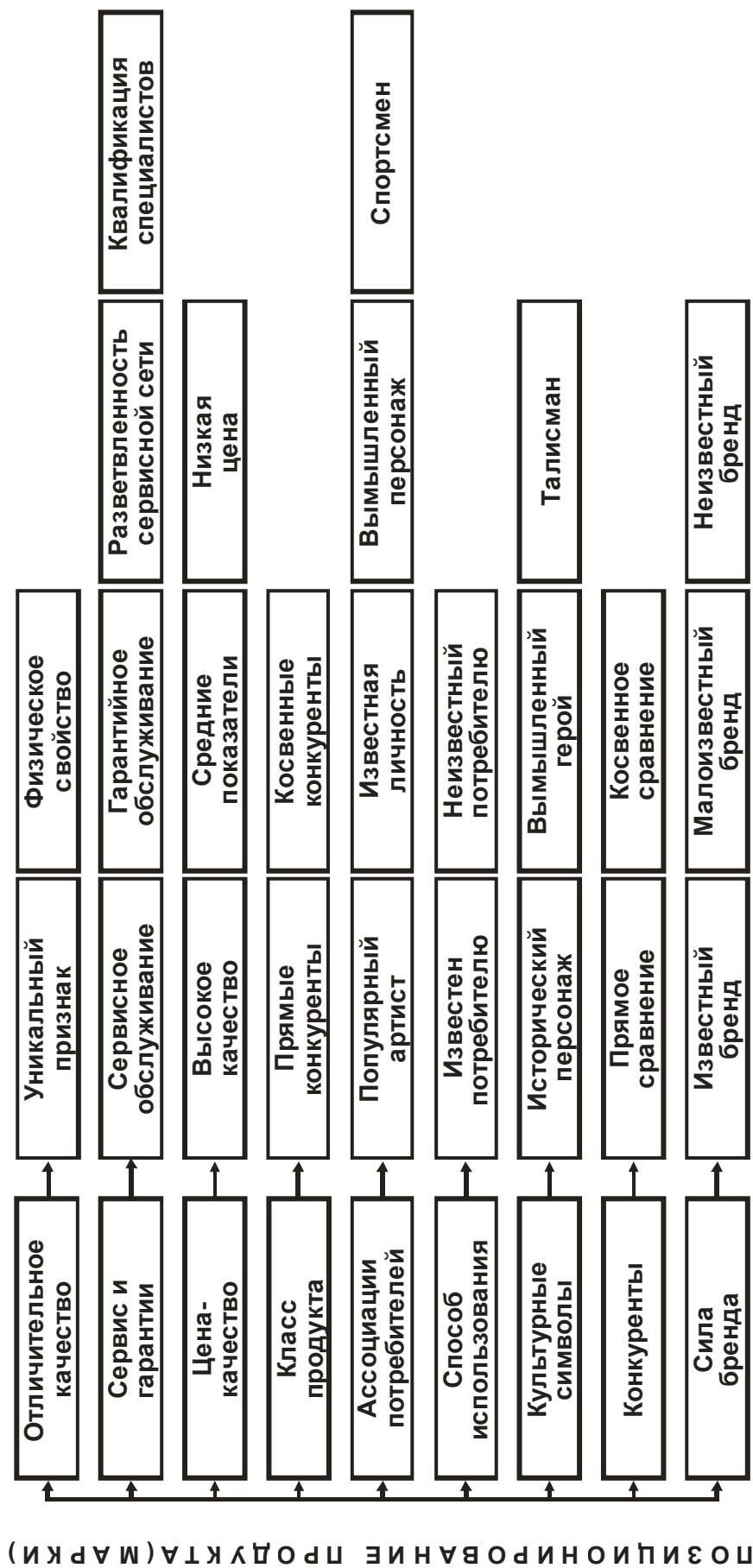


Рисунок 4 – Схемы позиционирования продукта или марки

При этом для продвижения продукта либо выбирается какой-то известный человек, чей образ очевиден для потребителей, либо определенная, узнаваемая группа потребителей. Например, использование в рекламе известных артистов.

В приведенной схеме можно четко определить все идентификационные свойства, которые необходимо использовать при позиционировании товара, фирма или бизнеса вообще. Это в первую очередь с точки зрения ассоциаций потребителей: популярный артист, известная личность, вымышленный персонаж или спортсмен. Чаще всего его называют – лицо продукта или бренда. О лице фирмы было сказано выше в отношении идентификации в менеджменте. Так же в качестве идентификационных маркеров можно использовать культовые для данной целевой аудитории символы, а именно: исторический персонаж, вымышленный герой или талисман. Конечно, немаловажными элементами идентификации являются сервис и гарантии и соотношение цены-качества товара или бренда.

Все используемые в рекламе элементы являются по своей сути и природе идентификационными. Именно на рекламных носителях различного уровня и свойств должны быть максимально обозначены все идентификационные элементы или маркеры продукта, фирмы или бизнеса. Это наименования, знаки, атрибуты. Все, что выносится на внешние носители можно отнести к такому понятию как фирменный стиль.

Таким образом, для идентификации и индивидуализации фирмы и бизнеса существует масса различных признаков, элементов и маркеров в менеджменте, маркетинге и рекламе. Они требуют своей систематизации и логического использования в деятельности компании для достижения поставленных целей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Лашкова, Е.Г. Маркетинг. Практика проведения исследований : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / Е.Г.Лашкова, А.И.Куценко. – М. : Изд. центр «Академия», 2008.– 230 с.

2. Лашкова, Е.Г. Организация и проведение коммуникационных кампаний: учебник для студ. Учреждений высш. проф. образования/ Е.Г.Лашкова, А.И.Куценко . - М.: Издательский цент «Академия», 2014, - 272 с. – (сер. Бакалавриат).

3. Куценко А.И. Корпоративная идентификация бизнеса: бренд-бук и паспорт фирменных стандартов: монография/А.И.Куценко, Е.Г.Лашкова; Сиб.гос.индустр.ун-т. – Новокузнецк: Изд.центр СибГИУ, 2011. – 262 с.

4. Куценко А.И. Коммуникационные стратегии развития и управления учреждениями высшего образования: монография/ А.И.Куценко, Е.Г.Лашкова; Сиб.гос.индустр.ун-т. – Новокузнецк: Изд.центр СибГИУ, 2016. – 112 с.

ПРОБЛЕМЫ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ

УДК 378.147:72

Ю.К. Осипов, О.В. Матехина

ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», г. Новокузнецк, Россия

АРХИТЕКТУРНОЕ ПРОЕКТИРОВАНИЕ КАК ОБРАЗОВАТЕЛЬНЫЙ ПРОЦЕСС

Познавательная деятельность студента связана с изучением общих и специальных дисциплин. Полученные знания преобразуются в конструктивно-творческую деятельность в ходе архитектурного проектирования. При этом происходит объединение теории и практики, осуществляется связь между теоретическими и проектными дисциплинами.

Архитектурное проектирование объединяет изолированные дисциплины и распространяет свое влияние на все учебные области.

Сокращение сроков обучения бакалавров, по сравнению со специалистами, вызывает проблемы при подготовке выпускной квалификационной работы и определения уровня их квалификации.

Cognitive activity of students linked to the study of General and special disciplines. The knowledge gained will be converted to constructively-creative activity during the architectural design. When this happens the merging of theory and practice, communication occurs between the theoretical and design disciplines.

Architectural design combines isolated discipline and spreads its influence in all academic areas. Shortening the training of bachelors, specialists, compared to cause problems in preparing prom qualification work and determine the level of their qualifications.

Задача архитектурного образования – обеспечить освоение студентом избранной профессии на высоком научном уровне и овладение им художественным мастерством и творческим методом архитектора. Учебное архитектурное проектирование, как целенаправленный и организованный процесс имеет своей главной задачей воспитание студентов и обучение его профессии архитектора. До недавнего времени считалось, что архитектурное образование один из наиболее сложных видов высшего образования, так как система формирования молодого архитектора, как специалиста и личности предполагала соединение художественного и технического образования на широкой гуманитарной основе.

Комплексная подготовка специалиста определяет содержание основного документа архитектурного образования учебного плана архитектурной специальности, который должен учитывать специфику архитектурно-художественного творчества и особый характер связи архитектуры с техникой, материальным производством и экономикой. Учебный план должен обеспечивать создание научной базы и проникновение наук в учебное архитектурное проектирование. Не следует забывать, что наука и искусство – это вещи одного порядка.

Объединение теории и практики выдвигает архитектурное проектирование, как ведущую дисциплину всего архитектурного образования. В процессе архитектурного проектирования, полученные знания по всем предметам преобразуются и интегрируются в творческой деятельности студента [1].

В процессе обучения имеет огромное значение освоение методики архитектурного проектирования. Собственно методика представляет собой способ достижения какой-либо цели или решения конкретной задачи. Методика проектирования - это совокупность приёмов или операций при проектировании здания. Очевидно, существуют методики проектирования архитектурных объектов, в частности, жилых зданий, логика построения которых связана с особенностями формирования объекта, а не с особенностями творчества архитектора. Кроме того, несмотря на то, что творчество архитектора индивидуально, оно содержит закономерные черты.

В самом общем виде архитектурное творчество представляет собой диалектический процесс. Архитектурное проектирование, суть которого составляет выявление формы, можно рассматривать как процесс познания.

Путь познания в диалектике представляет собой движение от живого созерцания к абстрактному мышлению, и от него к практике, как критерию истины. Таков же путь мысли во время проектирования.

Итак, логическая цепочка при проектировании выглядит следующим образом: восприятие – анализ – синтез. Архитектурное проектирование – это циклический процесс, где чередуются анализ и синтез на разных уровнях мышления и деятельности. Любой синтез сменяется анализом, а анализ заменяется синтезом выявленных компонентов и вырабатывается идея, органически объединяющая их в единое целое.

Каждый новый эскиз, обобщенно выражающий результаты предшествующей деятельности (анализирующей предпосылки и синтезирующей результаты), является в то же время отправной точкой для дальнейшего хода мысли. При этом творческий процесс определяется личностным началом – опытом и мастерством, духовной культурой, системой знаний и понятий, оценок и предпочтений автора. В основе деятельности архитектора лежит применение определенного творческого метода. Цель профессиональной подготовки в высшей школе – овладение творческим методом проектирования, максимально отражающим чувства, умения и знания сту-

дента. Метод – способ познания или исследования явлений природы и общественной жизни; приём, способ или образ действия. Творческий метод отражает повторяемость приёмов и путей деятельности по созданию архитектурного объекта. Закономерности создания проектной модели в методе проявляются в виде правил действия архитектора.

Сущность архитектурного проектирования заключается в моделировании, создании проектной модели объекта в соответствии с общественной, утилитарно-практической и эстетической функциями и закономерностями формообразования. Моделирование охватывает деятельность архитектора от первичного наброска и эскизной проработки до составления окончательного проекта. Применительно к жилым зданиям широко используют все виды моделирования: графическое, предметное и логико-математическое.

В цикле проектного моделирования следует выделить три основных, отличающихся и взаимодействующих между собой этапа: подготовительный (предпроектный); эскизный (этап творческого поиска); этап творческой разработки.

Анализ – метод научного исследования, в основе которого лежит разложение целого на составные части. Учение о научном методе познания есть методология. Методологический анализ – это выработка определённого взгляда на объект проектирования под углом зрения мировоззренческой установки автора. Методологический подход определяет принципиальную ориентацию предпроектного анализа. Методологический этап стимулирует творческую инициативу и создает условия для формирования замысла, идеи, основной концепции или целевой установки, помогает определить направление творческого поиска.

На подготовительном этапе может получить развитие экспериментальный метод проектирования, который позволяет использовать в проектировании научный анализ. Чем глубже и всестороннее архитектор проведет предпроектный анализ, тем правильнее и эффективнее он наметит путь проектных поисков.

Собственно предпроектный анализ это формулирование целевой установки на проектирование. Предпроектный этап включает в себя сбор информации и ее методологическую обработку. Информация, собранная перед проектированием, анализируется и оценивается с точки зрения темы проекта.

Сбор информации на предпроектной стадии в ходе создания архитектурного проекта может включать в себя следующие формы: изучение (составление) программы проектирования; ознакомление с местом застройки; экскурсия на наиболее интересные аналогичные объекты; сбор социологической информации о потребителе; изучение нормативной и методической литературы; изучение специальной литературы.

Содержание подготовительного этапа состоит в мыслительной деятельности, предшествующей выполнению проекта. Качество поиска проектной идеи имеет огромное значение. В это время процесс проектирования совершенствуется в определенной логической последовательности – поэтапно.

Первый этап – поисковый. В этот период ведется подготовительная работа предшествующая проектированию. Происходит знакомство с требованиями представляемым к будущему объекту, анализируются результаты сбора информации. Как только у архитектора сформировался общий круг вопросов связанных с объектом проектирования, появляется первые расплывчатые контуры его образа.

На втором этапе ведется напряженная работа, в процессе которой последовательно дополняется, расширяется, конкретизируется, представление автора о будущем объекте.

Эскизный этап архитектурного проектирования имеет четыре фазы:

- клаузуру, которая призвана выявить первичное образное представление об объекте, когда решение соизмеряется с автором, с его пониманием темы [2];

- эскиз-идею, которая предполагает выражение проектной идеи в форме первичной гипотезы, решение соизмеряется с той или иной проблемой проектирования жилого дома (проблемное проектирование).

- первичное эскизирование, которое содержит проверку первичной гипотезы на эскизных вариантах, разработку вариантов и отбор решения, в наибольшей степени соответствующего поставленной задаче и индивидуальной трактовке темы;

- эскизная разработка состава проекта, эскизы проектных чертежей. Конечный итог эскизного этапа – утверждённый (окончательный) эскиз и замысел проектного решения.

Третий этап – исполнение проекта. Этот этап представляет собой наиболее длительную стадию собственно проектирования, перехода от эскиза к проекту. Именно на этом этапе творческая работа над углублением и развитием композиционного замысла приводит к цели – проекту. В ходе разработки проектной модели объекта главным становится умение добиваться внутренней согласованности, взаимосвязанности всех сторон решения [3].

На этом этапе реализуется комплексный метод архитектурного проектирования, системный подход при одновременной разработке всех аспектов проектирования: градостроительных, функционально-планировочных, конструктивных, экономических и архитектурно-художественных.

На стадии качественной оценки проекта используют метод оптимального проектирования, в основе которого лежит разработка количественных моделей. В любом строительном объекте велика роль технико-

экономических показателей и большое значение имеет задача проектирования зданий по заданным экономическим критериям.

В учебном проектировании исполнение проекта состоит в исполнении комплекса чертежей, доказательно объясняющих проектную идею задания. Сюда могут быть включены как чертежи, разрабатывающие отдельные фрагменты и узлы объекта, так и демонстрационные чертежи поясняющие мысль автора.

Четвертый этап – оформление проекта. На этом этапе происходит окончательное оформление проектной документации. При этом выбирается та форма графики или объемного моделирования (макетирование), которая наиболее полно и доходчиво представляет необходимую информацию.

Суть изложенного ранее укладывается в три слова – *так должно быть*. И так было до реализации болонского соглашения. Введение его положений привело к тому, что российские архитектурные школы перестали выпускать специалистов с квалификацией архитектор. Нынешние выпускники имеют квалификацию бакалавра или магистра архитектуры, которая в российском и мировом архитектурном сообществе не признается, как не имеющая достаточного профессионального уровня.

Любое реформирование, особенно в сфере образования, сродни хирургической операции. Если бы болонская система каким-то образом была адаптирована к местным российским реалиям, то последствия такой операции были бы менее болезненны.

Болонская система разделила студентов на бакалавров и магистров. При этом объем подготовки бакалавров по сравнению со специалистами сократился на целый год, в результате чего произошло значительное сокращение, в том числе, профессиональной подготовки. Таким образом, выпускник бакалавриата не вполне годен к практической работе. Магистратура же не дает более глубокой профессиональной подготовки, а направлена на научно-исследовательскую деятельность.

Что нужно сделать в системе подготовки архитекторов? Прежде всего, необходимо в цепочке подготовки архитекторов создать что-то вроде интернатуры – практического обучения в архитектурных мастерских после завершения академического образования с целью подготовки к квалификационному экзамену для получения профессиональной квалификации. Другими словами бакалавр-архитектор должен доказать свое право считаться профессиональным архитектором. Другой вариант – последипломная практика в течение двух-трех лет в архитектурных мастерских и проектных организациях с последующей сдачей квалификационного экзамена.

Вывод: образование архитектора – пожизненный процесс, предполагающий регулярное освоение нового в науке и искусстве, а также совершенствование способности обеспечивать комфорт, безопасность и красоту окружающей нас искусственной среды.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бархин Б.Г. Методика архитектурного проектирования в системе архитектурного образования. М. : Стройиздат, 1969. – 215 с.
2. Кудряшов К.В., Байзетцер Л. Проблемы изобразительного языка архитектуры. М. : Стройиздат, 1985. – 239 с.
3. Осипов Ю.К., Шевченко В.В., Бричев А.Н. Архитектурный чертеж как средство профессиональной коммуникации / Вестник СибГИУ. – 2018. – № 1 (23). – С. 46 – 51.
4. Осипов Ю.К. Архитектура, образование проблемы и реальность. / Сборник научных трудов. Вестник горно-металлургической секции Российской академии естественных наук. Москва-Новокузнецк. 2017. – С 193 – 196.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

Сборник научных трудов «Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» подготавливается к печати Сибирским государственным индустриальным университетом совместно с отделением металлургии горно-металлургической секции РАЕН.

В сборник могут быть представлены работы по направлениям:

- металлургия черных и цветных металлов и сплавов;
- порошковая металлургия, композиционные материалы и покрытия;
- физика металлов и металловедение;
- экономика, управление и экология на предприятиях;
- проблемы высшего образования;
- отклики, рецензии и биографии.

Рукописи статей, оформленные в соответствии с нижеизложенными требованиями, направляются в Сибирский государственный индустриальный университет.

К рукописи прилагаются:

- разрешение ректора или проректора вуза на опубликование результатов работ;
- рекомендация соответствующей кафедры высшего учебного заведения или научного семинара академических институтов или отраслевых НИИ;
- рецензия, подготовленная специалистом, имеющим ученую степень, заверенная по месту работы рецензента,
- акт экспертизы, подтверждающей возможность опубликования работы в открытой печати;
- сведения об авторах (Ф.И.О. полностью, уч. степень, звание, вуз, служебный и домашний адрес, телефон).

Рукописи направляются в редакцию в одном экземпляре. Текст рукописи должен быть отпечатан на одной стороне стандартного листа белой бумаги формата А4 с полями 25 мм с каждой стороны. Объем статьи (включая аннотацию, иллюстрации, таблицы, библиографический список) не должен превышать 6-8 страниц машинописного текста, напечатанного через 1,5 интервала, размер шрифта 14 пт. Последнюю страницу рекомендуется занимать полностью.

Текст аннотации на русском и английском языке объемом порядка 1/4 страницы печатается через 1 интервал и помещается после заглавия статьи. Текст аннотации должен содержать только краткое описание публикуемого материала.

Иллюстрации представляются в одном экземпляре; они должны быть выполнены тушью на белой бумаге или кальке и скомпонованы на одном или двух стандартных листах формата А4 (с полным их заполнением). Размер иллюстрации (иллюстраций) вместе с

наименованием, поясняющей надписью и номером не должен превышать 250×170 мм. Страницы, занятые иллюстрациями, включают в общую нумерацию страниц.

Цифровой материал оформляется в виде таблиц, имеющих заголовки и размещаемых в тексте по мере упоминания. Не рекомендуется делить головки таблиц по диагонали и включать графу «№ п/п».

Список литературы оформляется в соответствии с ГОСТ 7.1-84: а) для книг – фамилии и инициалы авторов, полное название книги, номер тома, место издания, издательство и год издания, общее количество страниц; б) для журнальных статей – фамилии и инициалы авторов, название статьи, полное название журнала, год издания, номер тома, номер выпуска, страницы, занятые статьей; в) для статей из сборника – фамилии и инициалы авторов, название статьи, название сборника, место издания, издательство, год издания, номер или выпуск, страницы, занятые статьей.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются. Иностранные фамилии и термины следует давать в тексте в русской транскрипции, библиографическом списке фамилии авторов, название книг и журналов приводят в оригинальной транскрипции.

В начале статьи указывается индекс УДК (ББК). Название организации приводится полностью и размещается после фамилии авторов. Первая страница рукописи подписывается внизу всеми авторами статьи. Число авторов не должно превышать пяти; количество публикаций одного автора – не более двух в одном выпуске.

Для создания современного облика настоящего сборника, улучшения качества печати предусмотрен компьютерный набор. Поэтому, наряду с вышеуказанными документами и отпечатанными на бумаге статьями, в адрес редколлегии необходимо выслать дискету с текстом статьи, включая таблицы и подрисуночные подписи. Набор текстового файла осуществляется в редакторе *Microsoft Word for Windows (ver. 6.0, 7.0. 97, 2000)*. Графические объекты представляются в файлах (любого графического формата). При отсутствии такой возможности высылаются рисунки, выполненные тушью на бумаге, фотографии – в оригинале.

Сборник научных трудов реферируется в РЖ «Металлургия», зарегистрирован в Международном центре «Международной стандартной нумерации сериальных изданий (International standard serial numbering – ISSN)», ему присвоен ISSN 2073–2848. Дополнительная информация о сборнике научных трудов представлена на сайте СибГИУ <http://www.sibsiu.ru> в разделе «Научные издания».

Срок представления материалов для следующего выпуска «Вестника горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии» – до **20 ноября 2018** г. Статьи направлять главному редактору по адресу: ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет», 654007, г. Новокузнецк, Кемеровской обл., ул. Кирова, 42.

**Вестник горно-металлургической секции РАЕН.
Отделение металлургии**

Сборник научных трудов

Компьютерный набор Темлянцева Е.Н.

Подписано в печать 01.10.2018 г.

Формат бумаги 60×84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.
Усл.печ.л. 10,5 Уч.-изд.л. 11,3 Тираж 300 экз. Заказ № 275

Сибирский государственный индустриальный университет
654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.
Издательский центр СибГИУ