

MINISTRY OF EDUCATION OF THE REPUBLIC OF BELARUS
Belarusian National Technical University

METALLURGY

THE REPUBLICAN INTERDEPARTMENTAL
COLLECTION OF THE SCIENTIFIC WORKS PROCEEDINGS

Founded in 1967

Issue 42

Minsk
BNTU
2021

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

Выпуск 42

Минск
БНТУ
2021

УДК 669(082)

ББК 34.3я5

М54

Editorial board:

I.A. Ivanou, Chief Editor, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *B.M. Nemenenok*, Deputy Chief Editor, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *I.A. Trusova*, Executive Secretary, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *V.M. Konstantinov*, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *S.L. Rovin*, Dr. of Engineering Sciences, Associate Professor; *V.A. Tomilo*, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *F.I. Panteleenko*, Corresponding Member of NAS of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor; *A.M. Lazarenkov*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, BNTU, Republic of Belarus; *E.I. Marukovich*, Academician of NAN of Belarus, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Institute of Technology of Metals of NAN of Belarus; *A.S. Chaus*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, Slovak Technical University, Slovakia; *R.E. Trubitsky*, Ph.D in Technical Science, Lida Foundry and Mechanical Plant, Republic of Belarus; *A.O. Eremin*, Dr. of Engineering Sciences, Professor, National Metallurgical Academy of Ukraine

Reviewers:

Academician of the National Academy of Sciences of Belarus,
Doctor of Technical Sciences, Professor *P.A. Vityaz'*;
Doctor of Technical Sciences, Professor *A.T. Volochko*

Редакционная коллегия:

И.А. Иванов, главный редактор, д-р техн. наук, проф.; *Б.М. Неменёнок*, зам. главного редактора, д-р техн. наук, проф.; *И.А. Трусова*, ответственный секретарь, д-р техн. наук, проф.; *В.М. Константинов*, д-р техн. наук, проф.; *С.Л. Ровин*, д-р техн. наук, доцент; *В.А. Томило*, д-р техн. наук, проф.; *Ф.И. Пантелеенко*, чл.-кор. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф.; *А.М. Лазаренков*, д-р техн. наук, проф., БНТУ, Республика Беларусь; *Е.И. Марукович*, акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, проф., ГНУ ИТМ НАН Беларуси, Республика Беларусь; *А.С. Чаус*, д-р техн. наук, проф., Словацкий технический университет, Словакия; *Р.Э. Трубицкий*, канд. техн. наук, Лидский литейно-механический завод, Республика Беларусь; *А.О. Ерёмин*, д-р техн. наук, проф., Национальная металлургическая академия Украины

Рецензенты:

академик Национальной академии наук Беларуси,
доктор технических наук, профессор *П.А. Витязь*;
доктор технических наук, профессор *А.Т. Волочко*

Металлургия : Республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск: БНТУ, 2021. – Вып. 42. – 269 с.

© Белорусский национальный
технический университет, 2021

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ ЧЕРНЫХ И ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ

<i>Корнеев С.В., Трусова И.А.</i> Энергетические параметры физико-химических процессов переработки пыли газоочисток сталеплавильных цехов.....	7
<i>Трибушевский Л.В., Неменёнок Б.М., Румянцева Г.А., Арабей А.В.</i> Варианты использования отходов алюминия при выплавке стали	16
<i>Рафальский И.В., Луцкич П.Е., Руленков А.Д., Довнар Г.В., Арабей А.В.</i> Структура и свойства шлаков, образующихся при металлургической переработке алюмоматричных кварцосодержащих композиций	26
<i>Довнар Г.В., Неменёнок Б.М., Румянцева Г.А., Шейнерт В.А., Руленков А.Д.</i> Влияние примесей на свойства оловянно-свинцовых припоев и способы их удаления при рециклинге изгари	35
<i>Долгий Л.П., Михальцов А.М., Раков И.Г., Рафальский И.В., Луцкич П.Е.</i> Оценка возможности получения фильтрующих элементов с использованием отходов металлургической переработки алюминиевых сплавов	48
<i>Корнеев С.В., Урбанович Н.И., Розенберг Е.В.</i> Технологии переработки пылей газоочисток электродуговых печей, содержащих соединения цинка ..	57
<i>Ратников П.Э., Трусова И.А.</i> Принципы регулирования технологических процессов в печах термической и химико-термической обработки	70
<i>Корнеев С.В., Урбанович Н.И., Розенберг Е.В.</i> Особенности оборудования для брикетирования пылевидных материалов в металлургии	86
<i>Ратников П.Э., Трусова И.А., Малькевич Н.Г.</i> Методика экономической оценки целесообразности различных модернизационных мероприятий топливных нагревательных и термических печей	96
<i>Ратников П.Э., Кабишов С.М.</i> Сравнительный анализ применения топливных и электрических печей термической и химико-термической обработки	116

ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО

<i>Рафальский И.В., Луцкич П.Е., Морозов Д.С., Покровский А.И.</i> Моделирование процесса формирования литой структуры высокопрочного чугуна	137
<i>Раковец А.С., Куис Д.В., Свидинович Н.А.</i> Исследование первичной структуры серого чугуна с наноструктурными присадками	148
<i>Барановский К.Э.</i> Повышение ресурса работы деталей из износостойких хромистых чугунов. Сообщение 2. Повышение ресурса работы за счет применения литья в кокили и комбинированные формы, а также использования заэвтектических чугунов	156
<i>Шейнерт В.А., Слуцкий А.Г., Калининченко А.С., Куис Д.В., Касперович И.А., Малышко Е.А.</i> Методика получения быстроохлажденных металлических материалов с неравновесной структурой	166
<i>Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Касперович И.А., Хорольский П.Д.</i> Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом ..	173

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

<i>Константинов В.М., Булойчик И.А.</i> Анализ перспективных направлений совершенствования эксплуатационных свойств биологических имплантационных сплавов на основе титана	180
<i>Рупницкий Ф.И., Рафальский И.В., Луцик П.Е., Покровский А.И.</i> Исследование структурных характеристик многослойных композитов, полученных с использованием листовых материалов на основе железа и алюминия	191
<i>Ситкевич М.В., Курилович М.Н.</i> Структура и свойства рабочих поверхностей деталей из низкохромистых сталей после ионного и газового азотирования в производственных условиях	207
<i>Луцкий А.Г., Зык Н.В., Шейнерт В.А., Касперович И.А., Малышко Е.А.</i> Способы получения износостойких материалов для защитных покрытий с использованием литейно-металлургических методов	216
<i>Луцик П.Е., Рафальский И.В.</i> Гибридные ударопрочные функционально-градиентные материалы на металлической основе	225
<i>Голубцова Е.С., Каледина Н.Б.</i> Статистический анализ механических свойств соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом	234
<i>Голубцова Е.С., Muller M.</i> Разработка технологических принципов получения триботехнического материала на основе нитрида кремния	243
<i>Плетнев И.В., Дашкевич В.Г.</i> Анализ теплофизических свойств жаростойких термодиффузионных слоев на меди	249
<i>Константинов В.М., Бердиев Д.М., Юсупов А.А., Ткаченко Г.А.</i> Исследование особенностей структурообразования доэвтектидных конструкционных сталей при различных режимах термоциклической обработки	258

УДК 628.477.6:669

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕРАБОТКИ ПЫЛИ ГАЗООЧИСТОК СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ЦЕХОВ

С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук, **И.А. ТРУСОВА**, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В работе представлен расчет энергетических параметров физико-химических процессов переработки пыли газоочисток сталеплавильных цехов, включая восстановление и испарение цинка, нагрев и восстановление железа, а также другие процессы. Определена суммарная энергия процесса для пыли модельного состава при различных вариантах ее переработки.

Ключевые слова: пылевидные отходы, переработка пыли, извлечение цинка, восстановление железа, энергопотребление.

ENERGY PARAMETERS OF PHYSICOCHEMICAL PROCESSES OF DUST PROCESSING FROM GAS PURIFIERS OF STEEL-MAKING SHOPS

S.V. KORNEEV, Ph. D in Technical Sciences, **I.A. TRUSOVA**,
Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University

The paper presents the calculation of the energy parameters of the physico-chemical processes of processing dust from gas purifiers of steel-making shops, including the recovery and evaporation of zinc, heating and reduction of iron and other processes. The total energy of the process for dust of model composition is determined for various variants of its processing

Keywords: dust waste, dust processing, zinc recovery, iron reduction, energy consumption.

Введение. При выборе технологий переработки пыли газоочисток электросталеплавильных цехов исходными данными являются как состав пыли, так и вид и состав конечного продукта, на который будет ориентирована технология. При этом энергопотребление будет зависеть как от физико-химических параметров процесса, так и от коэффициентов полезного действия агрегатов, в которых данные процессы осуществляются.

Оценка составляющих энергетических параметров. Рассмотрим отдельные составляющие энергетических параметров процесса переработки пыли на примере вдувания пыли в электродуговую печь в зону «металл-шлак» совместно с восстановителем (углем). Например, для условий ОАО «Белорусский металлургический завод» для утилизации пыли достаточно было бы использовать 1 т пыли на плавку (на 100 т готовой стали). В качестве исходного состава принимаем пыль с содержанием ZnO 20 %, Fe_2O_3 40 %, остальное – оксиды кальция, магния, марганца, алюминия и кремния. Принимаем, что соединения цинка восстанавливаются до цинка и уносятся с газами в систему газоочистки, железо восстанавливается из оксида и переходит в готовую сталь, а остальные оксиды практически не восстанавливаются и переходят в шлак. Для восстановления железа и цинка из пыли вносится дополнительный углерод в виде каменного угля с содержанием углерода 75–92 % (для расчета выберем содержание углерода $C = 80$ %).

Запишем формулу химической реакции восстановления Zn из оксида:



при этом молярная масса оксида цинка составляет $M_{ZnO} = 65,38 + 15,999 = 81,38$ г/моль; масса оксида цинка $ZnO - m_{ZnO} = m_{пыли} \times ZnO (\%) = 1000 \cdot 0,2 = 200$ кг; масса восстановленного цинка $m_{Zn} = m_{ZnO} \cdot M_{Zn} / M_{ZnO} = 200 \cdot 65,38 / 81,38 = 160,6$ кг.

Формула химической реакции восстановления Fe из оксида имеет вид:



при этом молярная масса Fe_2O_3 составляет $M_{\text{Fe}_2\text{O}_3} = 2 \cdot 55,845 + 3 \times 15,999 = 159,7$ г/моль; количество Fe_2O_3 : $m_{\text{Fe}_2\text{O}_3} = m_{\text{пыли}} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3 (\%) = 1000 \cdot 0,4 = 400$ кг.

Тогда масса железа (Fe), вносимого в сталь с пылью:

$$M_{\text{Fe}} = 400 \cdot 111,69 / 159,7 = 279,75 \text{ кг.}$$

Количество углерода, которое понадобится на восстановление цинка:

$$M_{\text{C}} = 200 \cdot \frac{12}{81,38} = 29,5 \text{ кг.}$$

Учитывая молярную массу углерода ($M_{\text{C}} = 12$ г/моль), определим количество углерода, которое понадобится на восстановление железа:

$$M_{\text{C}} = 400 \cdot \frac{12 \cdot 3}{159,7} = 90,2 \text{ кг.}$$

Тогда количество углерода на восстановление железа и цинка составит:

$$90,2 + 29,5 = 119,7 \text{ кг.}$$

В каменном угле содержание углерода принято $\text{C} = 80 \%$, остальное 20% (влажностью и летучими соединениями пренебрегаем) будет составлять зола, которая перейдет в шлак.

Тогда количество угля, которое требуется для восстановления железа и цинка:

$$\frac{119,7}{0,8} = 149,6 \text{ кг.}$$

Таким образом, принимаем количество каменного угля, требуемое для восстановления железа и цинка на уровне 150 кг.

Поскольку часть углерода будет окисляться кислородом печной атмосферы, на основании различных литературных данных принимаем, что на тонну пыли необходимо подавать не менее 175 кг каменного угля.

Тогда количество углерода каменного угля составляет: $175 \cdot 0,8 = 140$ кг; количество дополнительного углерода угля – $25 \cdot 0,8 = 20$ кг; количество золы – $175 \cdot 0,2 = 35$ кг.

Затраты энергии на восстановление железа и цинка из пыли.

Учитывая стандартные энтальпии образования этих соединений из литературы, например [1], определим тепловые эффекты химических реакций.

Тепловой эффект химической реакции (1):

$$\begin{aligned}\Delta H &= (0 + (-110,5)) - (-350,5 + 0) = + 240 \text{ кДж/моль}; \\ \Delta H &= \frac{\Delta H}{M_{\text{ZnO}}} = \frac{240}{81,38} = 2,9491 \text{ кДж/кг} = 2,9491 \text{ МДж/кг} = \\ &= 0,8192 \text{ кВт}\cdot\text{ч/кг}.\end{aligned}$$

Тепловой эффект химической реакции (2):

$$\begin{aligned}\Delta H &= (2 \cdot 0 + 3 \cdot (-110,5)) - (-822,2 + 3 \cdot 0) = 490,7 \text{ кДж/моль}; \\ \Delta H &= \frac{\Delta H}{M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}} = \frac{490,7}{159,7} = 3,07264 \text{ кДж/г} = 3,07264 \text{ МДж/кг} = \\ &= 0,85351 \text{ кВт}\cdot\text{ч/кг}.\end{aligned}$$

Принимая теплоемкость цинка при температуре 1500 °С (теплоемкость равна 480 Дж/(кг·К)), получаем его теплосодержание $160,6 \cdot 480 \cdot 1500 = 155,632 \text{ МДж} = 43,23 \text{ кВт}\cdot\text{ч}$.

При рабочей температуре печи цинк испаряется, потребляя энергию, и в дальнейшем улавливается в системе пыли- и газоочистки.

Учитывая теплоту испарения цинка 114,8 кДж/моль, определим тепловой эффект химической реакции испарения цинка:

$$\begin{aligned}\Delta H &= \frac{\Delta H}{M_{\text{ZnO}}} = \frac{114,8}{65,38} = 1,7559 \text{ кДж/г} = 1,7559 \text{ МДж/кг} = \\ &= 0,48775 \text{ кВт}\cdot\text{ч/кг}.\end{aligned}$$

Теплосодержание шлака, образованного из пыли при температуре 1600 °С:

$$\begin{aligned}\Delta H &= 0,276 \cdot 1600 + 0,569 \cdot 10^{-3} \cdot 1600^2 = 1898,24 \text{ МДж/т} = \\ &= 0,5273 \text{ кВт}\cdot\text{ч/кг}.\end{aligned}$$

Плавление восстановленного и науглероженного железа (стали) и его перегрев до температуры 1600 °С дополнительно потребляет

$$\Delta H_{\text{Feж}} = m_{\text{Fe}}[c_{\text{тв}}t_{\text{пл}} + \Lambda + c_{\text{ж}}(t_{\text{к}} - t_{\text{пл}})] =$$

$$280 \cdot [750 \cdot 1500 + 275000 + 800 \cdot (1600 - 1500)] = 414,4 \text{ МДж}$$

или 115,11 кВт·ч.

Так как цинк в пыли находится как в виде оксида (70–85 %), так и в составе франклинита ZnFe_2O_4 ($\Delta H_{\text{ZnFe}_2\text{O}_4} = -1181,98$ кДж/моль [2]), то энергопотребление на восстановление цинка будет несколько выше.

Принимая во внимание закон Гесса (тепловой эффект физико-химических процессов, протекающих при заданных условиях, не зависит от пути протекания процесса, а зависит только от начального и конечного состояний системы при условии, что давление или объем в течение всего процесса остается неизменным) и учитывая реакцию $\text{ZnFe}_2\text{O}_4 \rightarrow \text{ZnO} + \text{Fe}_2\text{O}_3$, получаем тепловой эффект разложения феррита цинка $\Delta H = (-350,5) + (-822,2) - (-1181,98) = 9,28$ кДж/моль

По данным Туркдогана Е.Т. [3] тепловой эффект реакции разложения феррита цинка составляет 2300 кал/моль, что согласуется с полученным выше значением. Тогда при молярной массе ZnFe_2O_4 , равной 241,08 г/моль, получаем $\Delta H = 9,28 / 241,08 = 0,0385$ кДж/г или 0,0385 МДж/кг или 0,0111 кВт·ч/кг.

Принимая, что 30 % цинка находится в составе франклинита (или 177 кг ZnFe_2O_4), энергопотребление на разложение франклинита составит $0,0111 \cdot 177 = 1,95$ кВт·ч, что пренебрежимо мало по отношению к другим составляющим энергопотребления.

Энергия, требуемая для восстановления железа, цинка, нагрева и испарения цинка и получения шлака из пыли:

$$\Delta H_{\Sigma} = 0,85351 \cdot 400 + (0,8192 \cdot 200 + \frac{0,48775}{1,245} \cdot 200) + 115,11 +$$

$$+ 43,23 + 0,5273 \cdot 435 + 1,95 = 973,26; K = \frac{65,38 + 16}{65,38} = 1,245.$$

Энергия, необходимая для восстановления железа и плавления шлака, полученного из пыли с предварительно удаленным цинком:

$$\Delta H_{\Sigma} = 0,85351 \cdot 400 + 0,5273 \cdot 423 = 564,45 \text{ кВт}\cdot\text{ч}.$$

Энергия, требуемая для восстановления железа, цинка, нагрева и испарения цинка и получения шлака из пыли и ее связующего, добавляемого при брикетировании (за основу связующего для брикетов выбран цемент в соотношении 1/10):

$$\begin{aligned} \Delta H_{\Sigma} = & 0,85351 \cdot 400 + (0,8192 \cdot 200 + \frac{0,48775}{1,245} \cdot 200) + 115,11 + \\ & + 43,23 + 0,5273 \cdot 535 + 1,95 = 1026 \text{ кВт}\cdot\text{ч}. \end{aligned}$$

Таким образом, отдельные составляющие процесса имеют следующие доли от общего энергопотребления:

- восстановление железа: $341,4 / 1026 = 0,333$ или 33,3 % (восстановление и плавление железа $456,51 / 1026 = 0,445$ или 44,5 %);
- удаление цинка: $287,38 / 1026 = 0,28$ или 28 %;
- образование жидкого шлака при температуре 1600 °C: $282,1 / 1026 = 0,275$ или 27,5 %.

В связи с этим для выбранного состава пыли энергопотребление только на физико-химические процессы без учета КПД установок составляет более 1 МВт·ч на тонну пыли.

В зависимости от способа использования пыли энергопотребление в месте переработки пыли может выглядеть следующим образом:

1. При утилизации пыли в электродуговых печах с получением жидкого металла, жидкого шлака и оксида цинка (со вторичной пылью) затраты энергии максимальные. При этом оксид цинка после возгонки цинка смешивается с пылью, удаляемой из печи и его концентрация в пыли увеличивается, однако для экономически обоснованного последующего извлечения цинка из такой пыли на цинковых заводах с учетом транспортировки и очистки от всех загрязнителей (конечная концентрация должна быть более 40–50 %) необходимо обеспечить несколько циклов вдувания для получения приемлемых концентраций оксида цинка (энергия на восстановление оксида цинка и его испарение затрачивается

при этом каждый раз, что существенно увеличивает энергопотребление на тонну готового продукта).

Количество пыли, выделяемое в результате плавки, например, на ОАО «Белорусский металлургический завод», составляет около 1,25 % от массы получаемой готовой стали, тогда на одну плавку 100 т стали образуется 1250 кг пыли, в которой содержится 250 кг оксида цинка. Таким образом, для получения необходимой концентрации оксида цинка при начальной концентрации оксида цинка 20 % достаточно использовать 2–3 цикла вдувания. Если начальная концентрация оксида цинка в пыли меньше, то и циклов требуется больше.

2. При утилизации пыли с получением металла, шлака и возгонкой цинка (например, технологии PIZO или переплав в установках ЭШП) энергопотребление сопоставимо с переплавом в ЭДП, однако вторичное пылеобразование незначительно и, следовательно, можно более эффективно осуществлять отбор оксида цинка (нет необходимости в многократной подаче пыли в печь для ее обогащения оксидом цинка).

3. Двухстадийная утилизация пыли в печах вращающегося типа (кольцевые и барабанные) с удалением цинка на первой стадии и восстановлением губчатого железа на второй (в дальнейшем возможна магнитная сепарация или переплав). Так как спек не расплавляют, энергопотребление ниже, чем по предыдущим вариантам, однако возникают технические трудности с дальнейшим использованием губчатого железа (даже с учетом возможностей брикетирования), так как его содержание в остатке низкое, а вторичная окисляемость и пирофорность наиболее высоки по причине мелкодисперсного исходного состава.

4. Наиболее низкое энергопотребление обеспечивается в одностадийных процессах возгонки цинка после его восстановления в печах вращающегося типа без дальнейшего восстановления железа из оксидов. Спек в этом случае возможно использовать в цементной промышленности, в строительстве и других областях. При конечной температуре спека в пределах 1000 °С и его теплоемкости при этой температуре на уровне 1,1 кДж/(кг·К) энергопотребление физико-химических процессов на тонну загружаемой пыли выбранного выше состава составит: $242,2 + 21,4 + 800 \cdot 1,1 \cdot 1000 / 1000 / 3,6 = 508$ кВт·ч.

Заключение. Общее энергопотребление конкретных технологий будет определяться видом топлива, обеспечивающего дополнительный подвод теплоты (количеством удаляемых продуктов сгорания и их температурой), возможностями снижения потерь теплоты через ограждающие конструкции и временем нахождения в агрегатах (т. е. скоростью процессов) и требует отдельного рассмотрения. Например, потери теплоты вращающейся печью барабанного (трубчатого) типа возможно снизить только за счет использования качественной внутренней футеровки, так как металлический корпус печи имеет длину десятки метров и должен охлаждаться с внешней стороны для обеспечения высоких прочностных характеристик, а теплоизоляция снаружи барабана неизбежно увеличивает его температуру. Напротив, в печи кольцевого типа с вращающимся подом возможности теплоизоляции стенок значительно лучше. Поэтому снижение тепловых потерь для различных технологий будет ограничиваться разной величиной, которая к тому же определяется капитальными затратами на оборудование (в том числе количеством используемого огнеупорного и теплоизоляционного материала).

Список литературы

1. **Термические** константы веществ / Под ред. В.П. Глушко. – М.: ВИНТИ, 1965–1981. – Вып. I–X.
2. **Алпатова, А.А.** Исследование процессов пылеобразования при дуговом нагреве металла и свойств пыли с целью ее утилизации // Дис. ... канд. техн. наук: 05.16.07 / А.А. Алпатова. – М: МИСИС, 2016. – 158 с.
3. **Туркдоган, Е.Т.** Физическая химия высокотемпературных процессов / Е.Т. Туркдоган. – М.: Металлургия, 1985. – 344 с.

References

1. *Termicheskie konstanty veshchestv* [Thermal constants of substances] / Pod red. V.P. Glushko. – Moscow: VINITI Publ., 1965–1981. Vyp. I–X.
2. **Alpatova, A.A.** *Issledovanie processov pyleobrazovaniya pri dugovom nagreve metalla i svoystv pyli s cel'yu eyo utilizacii* [Investigation of the processes of dust formation during arc heating of metal and

the properties of dust for the purpose of its utilization]: Dis. ...kand. tekhn. nauk: 05.16.07 / A.A. Alpatova; Moscow Institute of Steel and Alloys. – Moscow, 2016. – 158 p.

3. Turkgogan, E.T. *Fizicheskaya himiya vysokotemperaturnyh processov* [Physical chemistry of high-temperature processes] / E.T. Turkgogan. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1985. – 344 p.

Поступила 18.10.2021

Received 18.10.2021

ВАРИАНТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ

Л.В. ТРИБУШЕВСКИЙ, Б.М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук,
Г.А. РУМЯНЦЕВА, канд. техн. наук, **А.В. АРАБЕЙ**, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

Проведен анализ составов материалов, получаемых на основе отходов от переработки вторичного алюминия (ОПВА), которые используются для внепечной обработки стали. Показано, что большинство таких реагентов содержат в своем составе значительное количество хлористого натрия и хлористого калия. Эти соединения при температурах внепечной обработки стали обладают повышенной летучестью, что негативно сказывается на условиях труда в зоне работы установки «печь-ковш». Предлагается использовать для внепечной обработки стали ОПВА, полученные при бесфлюсовой плавке, или отвалыные алюминиевые шлаки.

Добавка ОПВА к рафинировочным шлакам повышает их жидкоподвижность, предупреждает самораспад и снижает разрушение футеровки сталеразливочного ковша в зоне шлакового пояса. Стабилизированные рафинировочные шлаки можно использовать в качестве шлакообразующих вместо СаО при плавке стали в электродуговых печах с основной футеровкой.

Ключевые слова: качество стали, отходы алюминия, отвалыные шлаки, хлориды, экология, стабилизация, плавиковый шпат, футеровка.

OPTIONS FOR USING ALUMINUM WASTE IN STEEL MELTING

L.V. TRIBUSHEVSKI, B.M. NEMENENOK, Dr. of Engineering Sciences,
G.A. RUMYANTSEVA, Ph. D in Technical Sciences,
A.V. ARABEY, Ph. D in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

The analysis of the compositions of materials obtained of secondary aluminum processing waste (SAPW), which are used for out-of-furnace steel processing, has been carried out. It has been shown that most of these reagents contain a significant amount of sodium chloride and potassium chloride. These

compounds have increased volatility at the temperatures of out-of-furnace steel treatment, which negatively affects the working conditions in the operating zone of the «ladle furnace» unit. It is proposed to use SAPW obtained by non-flux melting or dump aluminum slags for out-of-furnace treatment of steel.

The addition of SAPW to refining slags increases their liquid mobility, prevents self-decomposition and reduces the destruction of the steel-pouring ladle in the zone of the slag belt. Stabilized refining slags can be used as slag-forming ones instead of CaO when melting steel in electric arc furnaces with a basic lining.

Keywords: *steel quality, aluminum waste, dump slags, chlorides, ecology, stabilization, fluorspar, lining.*

Требования по минимизации загрязненности вредными примесями и неметаллическими включениями постоянно ужесточаются. Анализ динамики изменения содержания примесей в сталях показывает, что с 1970 по 2010 год допустимая концентрация серы снизилась на порядок (с 0,03 % до 0,003 %), а для стали класса А по сере установлены еще более жесткие пределы – до 0,002 %. По прогнозам автора работы [1] загрязненность стали данного класса серой к 2020 году не должна превышать 0,0015 %. Для труб и соединительных деталей в нормативно-технической документации ОАО «Газпром» с 2014 года оговариваются допустимые нормы загрязненности сульфидными, оксидными и силикатными включениями по среднему и максимальному баллам [2].

Используемые сталеплавильные агрегаты средней и большой емкости не позволяют обеспечить необходимый уровень чистоты стали к концу плавки, что требует обязательного применения внепечной обработки расплава на установках «печь-ковш» или синтетическими шлаками. В обоих случаях используются шлаки с высокой способностью к десульфурации и рафинированию расплава от неметаллических включений. Наиболее высокие показатели десульфурации обеспечиваются при обработке стали высокоосновными известковоглиноземистыми жидкоподвижными шлаками. При этом носителем оксида алюминия в рафинировочных шлаках, как правило, выступают отходы переработки вторичного алюминия (ОПВА) или отвалы алюминиевые шлаки.

В таблице 1 приведены способы обработки стали отходами переработки вторичного алюминия.

Как следует из приведенных данных, отходы от переработки вторичного алюминия широко используются в металлургии стали и преимущественно при ее внепечной обработке. Вместе с тем, отходы от переработки вторичного алюминия содержат в своем составе значительное количество хлоридов натрия и калия, которые в условиях обработки стали при температуре 1590–1650 °С обладают высокой летучестью и существенно ухудшают условия труда рабочих. Это является основным сдерживающим фактором широкого использования раскислительных смесей и синтетических шлаков на основе отходов переработки вторичного алюминия [11].

Таблица 1 – Способы обработки стали отходами алюминия

Состав материала или сущность способа обработки	Страна	Источник информации
1	2	3
Флюс для раскисления, рафинирования, модифицирования и легирования стали в виде шлака алюминиевого производства, содержащего, мас. %: 1,0–60,0 Al; 1,0–50,0 Al ₂ O ₃ ; 0,28–1,0 CaO; 1,0–10,0 MgO; 1,0–9,0 FeO; 1,0–16,0 SiO ₂ ; 1,0–10,0 CuO; 0,1–2,0 MnO; 0,2–12,0 ZnO; 0,01–0,15 PbO; 0,01–0,15 NiO; 0,05–0,5 Cr ₂ O ₃ ; 0,1–40,0 NaCl; 0,1–40,0 KCl	Россия	Патент 2396364С1
Шлакообразующая смесь: известь, плавленый шпат, смесь гранулированная глиноземсодержащая (Al ₂ O ₃ , CaO, SiO ₂ , Al металлический до 10 %, оксиды щелочных металлов в сумме до 6 %), раскислители шлака (гранулированный алюминий и алюминиевый концентрат из твердошлаковых отходов переплава алюминиевых сплавов, содержащий оксиды алюминия, кремния, кальция, металлический алюминий и хлориды щелочных металлов), алюмошлаковый брикет содержащий, мас. %: 15,0–35,0 Al ₂ O ₃ ; 25–30,0 CaO; 2,0–8,0 MgO; 15,0–20,0 SiO ₂ ; 15–20 Al, связующее	Россия	[3]

Продолжение таблицы 1

1	2	3
Алюминиевая раскислительная смесь (АРС-1), содержащая, мас. %: более 20,0 Al; более 50,0 Al ₂ O ₃ ; до 6,0 С; до 8,0 (Na ₂ O + K ₂ O); до 10 % SiO ₂ ; до 10,0 Fe ₂ O ₃ ; массовая доля частиц размером 0–30 мм не менее 80 %; 30–50 мм не более 20 %	Беларусь	ТУ ВУ 700028768.003- 2008
Глиноземсодержащий продукт (отходы Вторцветмета), содержащий, мас. %: 8,0–15,0 Al; 30,0–50,0 Al ₂ O ₃ ; 12,0–20,0 SiO ₂ ; соли и или оксиды Na и K 12–23; примеси – остальное	Украина	[4]
Смесь для внепечной десульфурации стали, содержащая известь и алюминиевый шлак с 60 % Al ₂ O ₃	СССР	[5]
Алюминиевая раскислительная смесь (АРС-2), содержащая, мас. %: более 20,0 Al; более 30,0 Al ₂ O ₃ ; до 6,0 С; до 8,0 (Na ₂ O + K ₂ O); до 10,0 SiO ₂ ; до 10,0 Fe ₂ O ₃ ; массовая доля частиц размером 0–30 мм не менее 80 %; 30–50 мм не более 20 %	Беларусь	ТУ ВУ 700028768003- 2008
Брикетируемая смесь, используемая для наведения синтетического рафинировочного шлака на установке «печь-ковш», состоящая из 30 % отработанных катализаторов нефтехимического производства после выщелачивания, 30 % СаО, 25 % (СаMg)(СО ₃) ₂ и 15 % алюминиевой стружки	Россия	[6]
Шлак производства вторичного алюминия, содержащий, мас. %: 50–70 Al ₂ O ₃ ; до 8 SiO ₂ ; 4,0–6,0 СаО; 6,0–8,0 FeO; 2,0–4,0 (Na ₂ O + K ₂ O); 8,0–15,0 Al. Используется: а) для кратковременного снижения скорости обезуглероживания вследствие раскисления сталеплавильного шлака алюминием по реакции 3(FeO) + 2Al = (Al ₂ O ₃) + 3Fe; б) для нагрева шлака, так как окисление алюминия сопровождается	Россия	[7]

1	2	3
выделением тепла; в) для снижения температуры плавления шлака и повышения его жидкотекучести вследствие влияния Al_2O_3 ; г) для ускорения усвоения шлаком извести вследствие повышения температуры шлака и снижения его вязкости, что сопровождается улучшением условий десульфурации		
Состав глиноземсодержащего материала «Рантал 50гр», содержащего, мас. %: 1,98 TiO_2 ; 72,1 Al_2O_3 ; 20 SiO_2 ; 0,71 CaO ; 0,70 MgO ; 2,05 Fe_2O_3 ; 0,52 Na_2O ; 0,31 K_2O ; 2,95 – примеси	Россия	[8]
Состав глиноземсодержащих брикетов ОООИ «РОИС», содержащего, мас. %: 3,3 Al ; 55,7 Al_2O_3 ; 6,04 SiO_2 ; 1,91 CaO ; 12,6 MgO ; 2,77 Fe_2O_3 ; 4,3 Na_2O ; 3,7 K_2O ; 8,1 хлориды, 11,9 – примеси	Россия	[8]
Составы расжижителей шлака марки АСМ, содержащие мас. %: 50–80 Al_2O_3 ; 2–3 SiO_2 ; 1–15 CaO ; 4–17 MgO ; 1–2 ($Na_2O + K_2O$)	Чехия	[9]
Составы расжижителей шлака марки АСМС, содержащие мас. %: 50–70 Al_2O_3 ; 2–3 SiO_2 ; 5–13 CaO ; 3–9 MgO ; 2–6 Cr_2O_3 ; 1–3 ($Na_2O + K_2O$)	Чехия	[9]
Добавка МША для наведения рафинировочных шлаков, содержащая мас. %: 15–25 Al ; более 50 Al_2O_3 ; до 8 SiO_2 ; до 0,2 S ; до 0,2 P ; до 10 ($NaCl + KCl$); до 10 Fe_2O_3 ; до 10 ($MnO + MgO$)	Россия	[10]
Способ приготовления флюса на основе вторичного алюмосодержащего шлака, содержащего мас. %: 5,0–25,0 Al ; 30,0–70,0 Al_2O_3 ; 4,0–10 SiO_2 ; 1,0–20,0 CaO ; 1,0–20,0 MgO ; 5,0–10,0 Fe_2O_3 ; 0,055–0,825 SrO ; 0,16–2,4 BaO ; 1,0–8,0 ($Na_2O + K_2O$)	Беларусь	Евразийский патент № 037174

Из данной ситуации возможны два выхода. Во-первых, можно использовать бесфлюсовую плавку отходов алюминия, что исключит загрязнение образующихся шлаков хлоридами натрия и калия. Во-вторых, можно задействовать мелкую фракцию (менее 8 мм) отвалных шлаков, длительное хранение которых на открытой площадке способствует окислению остаточного алюминия до Al_2O_3 и вымыванию остатков солевых флюсов до содержания 1,0–1,5 %.

Для некоторых марок сталей не допускается ее раскисление алюминием, что требует снижения его содержания во вводимых реагентах, в том числе и в шлакообразующих смесях. Отделить корольки алюминия от шлаков можно вихревой сепарацией с использованием ленточного конвейера с многополюсным магнитным ротором. При вращении многополюсной магнитной системы в частицах металлического алюминия индуцируются вихревые токи, которые, в свою очередь, создают магнитное поле, противоположное по направлению роторной магнитной системе. В результате взаимодействия магнитных полей металлические частицы алюминия выбрасываются из движущегося потока и отделяются от электропроводящей фракции.

Такая подготовка отвального шлака позволяет полностью извлечь из него металлический алюминий, который в дальнейшем можно использовать для производства раскислителей в виде чушки или «пирамидок». Неэлектропроводящая фракция отвального шлака, содержащего более 75 % Al_2O_3 , сплавляется с известью для получения синтетического шлака или применяется при производстве расжижителей рафинировочного шлака [11].

При использовании ОПВА или отвальных алюминиевых шлаков в составе рафинировочных шлаков на установках «печь-ковш» следует обратить внимание на стабилизацию рафинировочных шлаков и возможность предупреждения их самораспада. Известно [12], что составляющая рафинировочного шлака $C_2S(2CaO \cdot SiO_2)$ претерпевает пять полиморфных превращений и из-за большой разницы в плотностях переход $\beta-C_2S$ (с плотностью $3,28 \text{ г/см}^3$) в $\gamma-C_2S$ (с плотностью $2,97 \text{ г/см}^3$) сопровождается увеличением объема (примерно на 12 %), что является основной причиной саморазрушения рафинировочного шлака. Такое поведение рафинировочного шлака при охлаждении исключает возможность его дальнейшего использования. В числе стабилизаторов высокотемпературной модификации

α - C_2S используются оксиды MgO , Al_2O_3 , Fe_2O_3 , BaO , K_2O , P_2O_5 , Cr_2O_3 , а для β - C_2S рекомендуются оксиды Na_2O , BaO , K_2O , MnO_2 , Cr_2O_3 или их комбинации.

Стабилизация фазы $2CaO \cdot SiO_2$ в составе рафинировочного шлака добавками, содержащими Al_2O_3 , позволяет использовать его в качестве шлакообразующих для частичной замены CaO при плавке стали в электропечах с основной футеровкой. Рафинировочные шлаки имеют повышенную основность и содержат в своем составе некоторое количество сульфида кальция, из которого сера не восстанавливается. Таким образом, образующиеся рафинировочные шлаки из отходов переводятся в категорию шлакообразующих добавок. При этом не требуется ресурсов для их захоронения и экономится первичное сырье в виде извести. Например, на металлургических предприятиях Германии [13] и другие производственные отходы также перерабатываются внутри предприятия и используются в качестве шлакообразующих. Это позволило в полной мере реализовать концепцию NO WASTE, когда за пределы предприятия вывозятся только реально ценные материалы, в производстве которых нашли применение и образовавшиеся техногенные отходы.

Следует также отметить, что присадка ОПВА или отвальных алюминиевых шлаков в рафинировочные шлаки обеспечивает повышение их жидкоподвижности и дает возможность отказаться от использования плавикового шлака для их расжижения. Отказ от применения CaF_2 улучшает условия труда при внепечной обработке, повышает стойкость футеровки сталеразливочного ковша в зоне шлакового пояса и снижает затраты на внепечную обработку стали.

С целью усиления рафинирующего действия и модифицирования неметаллических включений в сталях к смеси $CaO-Al_2O_3$ целесообразно добавлять барий-стронциевый карбонат БСК-2 в количестве до 15 мас. %.

Таким образом, использование в сталеплавильном производстве техногенных отходов от плавки вторичного алюминия в режиме рециклинга вторичных ресурсов является существенным резервом повышения эффективности металлургического производства и позволяет решить ряд экологических, экономических и социальных вопросов.

Список литературы

- 1. Еланский, Д.Г.** Обзор докладов на пленарном заседании XIV международного конгресса сталеплавателей / Д.Г. Еланский, Г.Н. Еланский // Сталь. – 2016. – № 11. – С. 21–29.
- 2. Производство** трубной непрерывной заготовки без крупных неметаллических включений / А.А. Сафронов [и др.] // Сталь. – 2016. – № 6. – С. 22–27.
- 3. Применение** алюмошлаковых брикетов при внепечной обработке стали на Ашинском металлургическом заводе / М.Т. Гиндулин [и др.] // Сталь. – 2011. – № 8. – С. 28–30.
- 4. Пронский, Л.И.** Технология обработки стали собственными печными шлаками / Л.И. Пронский, Ю.Н. Ткачев, Н.В. Подоляко // Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: материалы V республ. научн.-техн. конф., Запорожье, 6–8 сентября 1988 г. – Запорожье: ЗМИ, 1988. – С. 126–127.
- 5. Захаров, В.А.** Использование алюминийсодержащих шлаков и отходов их переработки / В.А. Захаров, Н.И. Артемьев, В.З. Колесник // Цветные металлы. – 1986. – № 7. – С. 80–81.
- 6. Павлов, А.В.** Способы утилизации отработанных молибденсодержащих катализаторов нефтехимического синтеза / А.В. Павлов, В.С. Римошевский // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 1. – С. 5–10.
- 7. Кудрин, В.А.** Теория и технология производства стали / В.А. Кудрин. – М.: Мир, 2003. – 528 с.
- 8. Повышение** стойкости футеровки агрегатов внепечной обработки стали / А.А. Метелкин [и др.]. – Нижний Тагил: НТИ УрФУ, 2015. – 144 с.
- 9. Рекламный** проспект фирмы JAP TRADING, s. r. o. aRCz. – 7 с.
- 10. Леонтьев, Л.И.** Переработка и утилизация техногенных отходов металлургического производства / Л.И. Леонтьев, В.И. Пономарев, Ю.А. Шешуков // Экология и промышленность России. – 2016. – Т. 20, № 3. – С. 24–27.
- 11. Трибушевский, Л.В.** Безотходная технология переработки окисленных отходов алюминия в короткопламенной роторной печи бесфлюсовой плавкой: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Л.В. Трибушевский; Белорус. нац. техн. ун-т. – Минск, 2021. – 21 с.

12. Стабилизация рафинировочных шлаков путем корректировки их фазового состава / О.Ю. Шешуков [и др.] // *Сталь*. – 2016. – № 5. – С. 12–15.

13. Хюнген, Х.Б. Гибкие решения в сталелитейной отрасли для сокращения выбросов CO₂ и повышения эффективности производства / Х.Б. Хюнген, М. Шпрехер // *Черные металлы*. – 2017. – № 11. – С. 64–71.

References

1. Elanskij, D.G. *Obzor dokladov na plenarnom zasedanii XIV mezhdunarodnogo kongressa staleplavil'shchikov* [Review of reports at the plenary session of the XIV International Congress of Steel Smelters] / D.G. Elanskij, G.N. Elanskij // *Stal = Steel*. – 2016. – No. 11. – P. 21–29.

2. Proizvodstvo trubnoj nepreryvnoj zagotovki bez krupnyh nemetallicheskih vklyuchenij [Production of tubular billets without large non-metallic inclusions] / A.A. Safronov [et al.] // *Stal = Steel*. – 2016. – No. 6. – P. 22–27.

3. Primenenie alyumoshlakovyh briketov pri vnepechnoj obrabotke stali na Ashinskom metallurgicheskom zavode [Application of alumina slag briquettes in out-of-furnace steel treatment at Ashinskiy metallurgical plant] / M.T. Gindulin [et al.] // *Stal = Steel*. – 2011. – No. 8. – P. 28–30.

4. Pronskij, L.I. *Tekhnologiya obrabotki stali sobstvennymi pechnymi shlakami* [Processing technology became our own furnace slag] / L.I. Pronskij, Yu.N. Tkachev, N.V. Podolyako // *Nemetallicheskie vklyucheniya i gazy v litejnyh splavah: materialy V respubl. nauch.-tekhn. konf., Zaporozh'e, 6–8 sentyabrya 1988 g.* [Materials of the 5th republican scientific and technical conference «Non-metallic inclusions and gases in casting alloys», September 6–8, Zaporozhye]. – Zaporozhye: ZMI Publ., 1988. – P. 126–127.

5. Zaharov, V.A. *Ispol'zovanie alyuminijsoderzhashchih shlakov i othodov ih pererabotki* [Use of aluminum-containing slags and waste of their processing] / V.A. Zaharov, N.I. Artem'ev, V.Z. Kolesnik // *Cvetnye metally = Non-ferrous metals*. – 1986. – No. 7. – P. 80–81.

6. Pavlov, A.V. *Sposoby utilizacii otrabotannyh molibden-soderzhashchih katalizatorov neftekhimicheskogo kompleksa* [Disposal methods for spent molybdenum-containing catalysts of the petrochemi-

cal complex] / A.V. Pavlov, V.S. Rimoshevskij // *Izvestiya vysshih uchebnykh zavedenij. Chernaya metallurgiya = Proceedings of higher educational institutions. Ferrous metallurgy*. – 2016. – Vol. 59, No. 1. – P. 5–10.

7. Kudrin, V.A. *Teoriya i tekhnologiya proizvodstva stali* [Theory and technology of steel production] / V.A. Kudrin. – Moscow: Mir Publ., 2003. – 528 p.

8. Povyslenie *stojkosti futerovki agregatov vnepechnoj obrabotki stali* [Increasing the lining durability of secondary steel treatment units] / A.A. Metelkin [et al.]. – Nizhnij Tagil: NTI UrFU Publ., 2015. – 144 p.

9. Reklamny prospect firmy JAP TRADING, s. r. o. RCz. – 7 p.

10. Leont'ev, L.I. *Pererabotka i utilizaciya tekhnogennykh othodov metallurgicheskogo proizvodstva* [Recycling and disposal of industrial waste from metallurgical production] / L.I. Leont'ev, V.I. Ponomarev, Yu.A. Sheshukov // *Ekologiya i promyshlennost' Rossii = Ecology and industry of Russia*. – 2016. – Vol. 20, No. 3. – P. 24–27.

11. Tribushevskij, L.V. *Bezothodnaya tekhnologiya pererabotki oksilennykh othodov alyuminiya v korotkoplamennoj rotornoj pechi besflyusovoj plavkoj* [Waste-free technology for processing oxidized aluminum waste in a short-flame rotary furnace with flux-free melting]: avtoref. dis....kand. tekhn. nauk: 05.16.02 / L.V. Tribushevskij; Belarusian National Technical University. – Minsk, 2021. – 21 p.

12. Stabilizaciya *rafinirovochnyh shlakov putem korrekcirovki ih fazovogo sostava* [Stabilization of refining slags by adjusting their phase composition] / O.Yu. SHeshukov [et al.] // *Stal = Steel*. – 2016. – No. 5. – P. 12–15.

13. Hyungen, H.B. *Gibkie resheniya v stalelitejnoj otrasli dlya sokrashcheniya vybrosov CO₂ i povysheniya effektivnosti proizvodstva* [Flexible solutions in the steel industry to reduce CO₂ emissions and improve production efficiency] / H.B. Hyungen, M. Shprekher // *Chernye metally = Black metals*. – 2017. – No. 11. – P. 64–71.

Поступила 12.10.2021

Received 12.10.2021

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ШЛАКОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КВАРЦСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИЙ

И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **П.Е. ЛУЩИК**, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»
А.Д. РУЛЕНКОВ, **Г.В. ДОВНАР**, канд. техн. наук,
А.В. АРАБЕЙ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

Исследованы структура и свойства шлаков, выделенных после металлургической переработки алюмоматричных кварцсодержащих композиций, полученных методом смешивания кварцевых песков с расплавом алюминия в жидко-твердофазном состоянии. Установлено, что фазовый состав полученной порошковой смеси на основе данных сканирующей лазерной спектроскопии и рентгеноструктурного анализа включает, преимущественно, различные модификации оксида алюминия и металлический алюминий. Помимо алюмооксидных фаз и алюминия в составе смеси содержатся продукты взаимодействия компонентов сплава, флюса, кварцевого песка и атмосферных газов, такие как карбиды и нитриды алюминия, кристаллический кремний, сложные галогениды типа $CaAl_2F_4[(OH)_{4-x}F_x]$ и др.

Ключевые слова: шлак, система Al-SiO₂, алюмоматричные кварцсодержащие композиции, свойства, структура.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SLAGS FORMED DURING METALLURGICAL PROCESSING OF ALUMINUM QUARTZ-CONTAINING COMPOSITIONS

I.V. RAFALSKI, Ph. D in Technical Sciences, **P.E. LUSHCHIK**, Ph. D
in Technical Sciences
Science and Technology Park of BNTU «Polytechnic»
A.D. RULENKOV, **G.V. DOVNAR**, Ph. D in Technical Sciences,
A.V. ARABEY, Ph. D in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

The structure and properties of slags separated after metallurgical processing of aluminum quartz-containing compositions obtained by mixing quartz

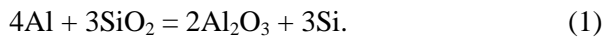
sands with aluminum melt in a liquid-solid state have been investigated. It was found that the phase composition of the obtained powder mixture based on the data of scanning laser spectroscopy and X-ray diffraction analysis mainly includes various modifications of aluminum oxide and metallic aluminum. In addition to alumina phases and aluminum, the mixture contains the products of interaction of alloy components, flux, quartz sand and atmospheric gases, such as aluminum carbides and nitrides, crystalline silicon, complex halides such as CaAl_2F_4 [(OH) 4-xFx], etc.

Keywords: slag, Al-SiO₂ system, alumina-matrix quartz-containing compositions, properties, structure.

В работе исследованы структура и свойства шлаков, выделенных после металлургической переработки алюмоматричных кварцосодержащих композиций, полученных методом смешивания кварцевых песков с расплавом алюминия в жидко-твердофазном состоянии [1, 2].

Для получения алюмоматричных кварцосодержащих композиций (рисунок 1) использовали формовочные кварцевые пески марок 1К₁O₂016, 1К₂O₂03, алюминиевый литейный сплав АК5М2 (ГОСТ 1583-93) в чушках (основа металлозавалки), отходы деформируемого алюминиевого сплава АМц (система алюминий-марганец, ГОСТ 4784-2019). Кварцевый песок вводился в количестве 15–20 % от массы металлозавалки в составе 60–70 % (мас.) сплава АК5М2 и 30–40 % (мас.) отходов сплава АМц.

В процессе температурно-временной обработки алюмоматричных кварцосодержащих композиций (рисунок 2) протекает химическая реакция взаимодействия алюминия и оксида кремния с образованием оксида алюминия, который впоследствии удаляется из расплава в шлак, и кремния, растворяющегося в расплаве алюминия:



Полнота протекания реакции взаимодействия (1) формовочных кварцевых песков с алюминием в процессе плавки контролировалась путем определения содержания кремния, выделившегося сверх его исходной концентрации (2,4–3,6 % мас.) в расплаве алюминия.



Рисунок 1 – Внешний вид алюмоматричных кварцсодержащих композиций



a



б

Рисунок 2 – Внешний вид шлаковой фазы в процессе ее отбора из металлургической печи (*a*) и слитков сплавов на основе алюминия (*б*) с содержанием кремния 8–11 % (мас.), полученных после металлургической переработки алюмоматричных кварцсодержащих композиций на основе системы Al/SiO_2

Химический состав алюминиевых сплавов АК5М2 и АМц, использованных для синтезирования порошковых алюмооксидных материалов, представлен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав алюминиевых сплавов АК5М2 и АМц, использованных для синтезирования порошковых алюмооксидных материалов (в соответствии с ГОСТ 1583-93 и 4784-2019)

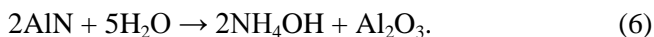
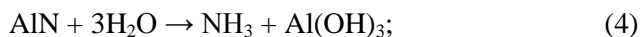
Сплав	Содержание элементов, % мас.								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al	Прочие элементы
АК5М2	4–6	≤1,0	1,5–3,5	0,2–0,8	0,2–0,85	≤1,5	0,05–0,2	ост.	учитываемые примеси до 3,0
АМц	≤0,6	≤0,7	≤0,2	1,0–1,5	≤0,2	≤0,1	≤0,1	ост.	≤0,15

Для удаления шлаковой фазы после металлургической переработки алюмоматричных кварцосодержащих композиций на основе системы Al/SiO₂ применяли рафинирующую обработку расплава флюсом (в количестве 1–2 % от массы металлозавалки) в составе солей: KCl (50 % мас.), NaCl (30 % мас.), Na₃AlF₆ (15 % мас.), CaF₂ (5 % мас.). Полученную шлаковую смесь собирали в стальную изложницу и после охлаждения просеивали на ситах (размеры ячейки от 1 до 3 мм) для удаления металло- и флюсосодержащих конгломератов (рисунок 3).

Для удаления (растворения) солей рафинирующего флюса шлаковую смесь подвергали гидрообработке: помещали в емкость с водой при температуре 20–50 °С, вымешивали в течение 3–5 мин., полученную водно-шлаковую суспензию отстаивали в течение 10–15 мин., затем водно-солевой раствор сливали. Весь цикл гидрообработки повторяли 2–3 раза, после чего подготовленную смесь просушивали при температуре 120–150 °С.

В процессе взаимодействия с водой карбидов и нитридов алюминия, содержащихся в шлаке, протекают химические реакции их гидролиза с образованием щелочного раствора:





a



б

Рисунок 3 – Внешний вид шлаковой смеси после металлургической переработки алюмоматричных кварцсодержащих композиций и рафинирующей обработки расплава (*a*) с крупными металло- и флюсосодержащими конгломератами (*б*)

Аммиак легко растворяется в воде, одновременно повышая его pH до 9 и выше при длительном выстаивании шлако-керамической водной суспензии. Высокая щелочность раствора легко обнаруживается стандартными методами химического анализа (рисунок 4), процесс выстаивания которого сопровождается резким характерным запахом выделяющегося газообразного аммиака NH_3 .



a



б

Рисунок 4 – Выделение газообразных продуктов гидролиза нитрида алюминия (*a*) и результаты pH-анализа щелочного раствора водной суспензии шлака (*б*)

Структура частиц порошкового материала, синтезированного и выделенного из шлаковой фазы в процессе металлургической обработки алюмоматричных композиций на основе системы Al/SiO_2 (рисунок 5), представлена на рисунке 6.

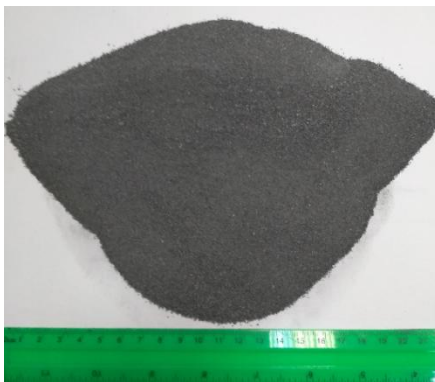
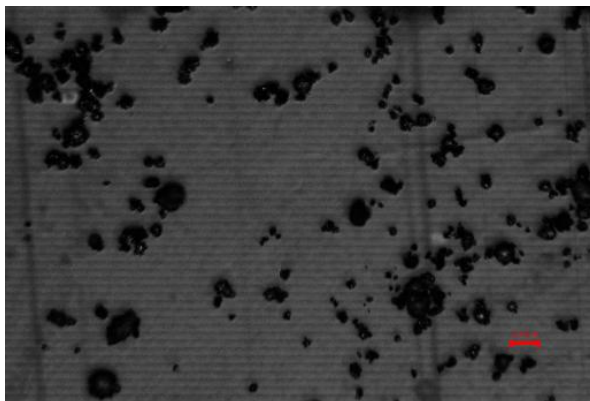
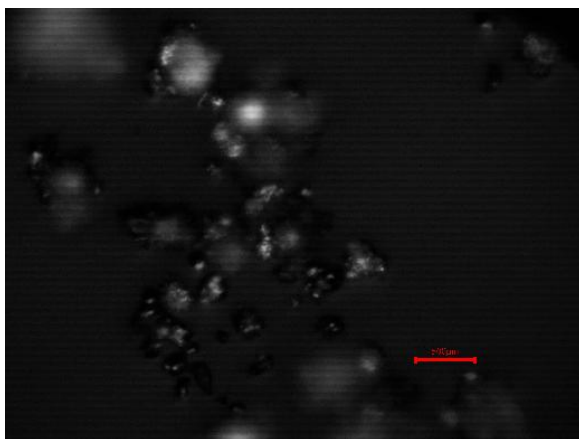


Рисунок 5 – Внешний вид шлаковой смеси после гидрообработки для удаления солей рафинирующего флюса и просушивания

Установлено, что частицы порошка имеют округлую, губчатую форму с размерами, близкими к исходным размерам частиц кварцевого песка, преимущественно, от 100 до 300 мкм, с нехарактерным для керамических соединений металлическим блеском поверхности (рисунок 6, *б*).



a



b

Рисунок 6 – Структура частиц порошкового материала, синтезированного и выделенного из шлаковой фазы в процессе металлургической обработки алюмоматричных композиций на основе системы Al/SiO₂: *a* – в естественном (неуплотненном) состоянии; *b* – микроизображение частиц в оптическом микроскопе

Химический состав порошковой смеси, синтезированной в процессе металлургической обработки алюмоматричных композиций на основе системы Al/SiO₂, по данным микрорентгеновского анализа представлен в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав порошковой смеси, синтезированной в процессе металлургической обработки алюмоматричных композиций на основе системы Al/SiO₂ по данным микрорентгеновского анализа

Содержание химических элементов, мас. %											
Al	O	Si	N	F	Cl	Na	K	Ca	Mn	Fe	C
35,3– 38,9	33,5– 43,9	2,5– 18,1	3,2– 4,3	1,3– 2,4	2,3– 6,3	0,8– 2,8	1,2– 3,8	0,05– 0,3	≤ 0,7	≤ 0,3	ост.

Фазовый состав полученной порошковой смеси на основе данных сканирующей лазерной спектроскопии и рентгеноструктурного анализа является достаточно сложным и включает преимущественно различные формы алюмооксидных фаз, в том числе кубической Al_{2,667}O₄, ромбоэдрической Al₂O₃ и моноклинной Al_{2,427}O_{3,64} модификаций оксида алюминия, а также металлический алюминий. Помимо алюмооксидных фаз и алюминия в составе порошкового материала содержатся различные продукты взаимодействия компонентов сплава, флюса, кварцевого песка и атмосферных газов, такие как карбиды и нитриды алюминия (Al₄C₃, AlN). В составе порошка также выявляются кристаллический кремний, сложные галогениды типа CaAl₂F₄[(OH)_{4-x}F_x] и др.

Гранулометрический состав полученной порошковой смеси, установленный на основе ситового метода анализа, показал следующее распределение частиц по фракциям: свыше 0,315 мм – 35,6 %; 0,2–0,315 мм – 43,7 %; 0,1–0,2 мм – 10,1 %; 0,063–0,1 мм – 1,4 %; менее 0,063 мм – 9,2 %. Насыпная плотность порошковой смеси составила 1,91–1,95 г/см³, в уплотненном состоянии (уплотнение встряхиванием) 2,17–2,21 г/см³, естественный угол откоса порошковой смеси составил 34°, сыпучесть 26,7–27,8 г/с (для сухого кварцевого песка 25,2–25,7 г/с).

Таким образом, в работе представлены результаты исследований структуры и свойств шлаков, выделенных после металлургической переработки алюмоматричных кварцсодержащих композиций, полученных методом смешивания кварцевых песков с расплавом алюминия в жидко-твердофазном состоянии.

Установлено, что фазовый состав полученной порошковой смеси на основе данных сканирующей лазерной спектроскопии и рентгеноструктурного анализа включает, преимущественно, различные

модификации оксида алюминия и металлический алюминий. Помимо алюмооксидных фаз и алюминия в составе смеси содержатся продукты взаимодействия компонентов сплава, флюса, кварцевого песка и атмосферных газов, такие как карбиды и нитриды алюминия, кристаллический кремний, сложные галогениды типа $\text{CaAl}_2\text{F}_4[(\text{OH})_{4-x}\text{F}_x]$ и др.

Список литературы

1. Рафальский, И.В. Физико-химические основы синтеза силицинов с использованием кварцсодержащих материалов / И.В. Рафальский, А.В. Арабей, Б.М. Немененок – Минск: БНТУ, 2015. – 140 с.

2. Рафальский, И.В. Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения / И.В. Рафальский. – Минск: БНТУ, 2016. – 308 с.

References

1. Rafalski, I.V. *Fiziko-himicheskie osnovy sinteza siluminov s ispolzovaniem kvartscoderzhaschih materialov* [Physicochemical foundations of silumins synthesis using quartz-containing materials] / I.V. Rafalski, A.V. Arabey, B.M. Nemenenok. – Minsk: BNTU Publ., 2015. – 140 p.

2. Rafalski, I.V. *Resursosberegayuschiy sintez splavov na osnove aluminiya s ispolzovaniem dispersnyh nemetallicheskih materialov I intellektualnye metody kontrolya metallurgicheskikh protsessov ih poluchenia* [Resource-saving synthesis of aluminum-based alloys using dispersed non-metallic materials and intelligent control methods for metallurgical processes of their production] / I.V. Rafalski. – Minsk: BNTU Publ., 2016. – 308 p.

*Поступила 06.10.2021
Received 06.10.2021*

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА СВОЙСТВА ОЛОВЯННО-СВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ И СПОСОБЫ ИХ УДАЛЕНИЯ ПРИ РЕЦИКЛИНГЕ ИЗГАРИ

Г.В. ДОВНАР, канд. техн. наук, **Б.М. НЕМЕНЁНОК**, д-р техн. наук,
Г.А. РУМЯНЦЕВА, канд. техн. наук, **В.А. ШЕЙНЕРТ**,
А.Д. РУЛЕНКОВ

Белорусский национальный технический университет

Проведен анализ примесей, присутствующих в оловянно-свинцовых припоях, и оценено их влияние на свойства и качество паяных соединений. Показано, что допустимое содержание примесей в припоях определяется областью применения паяных соединений. При рециклинге оловянно-свинцовой изгари установлено, что в металлической фракции основными примесями являются медь, железо, никель и сурьма. Наиболее эффективными способами их удаления из получаемого припоя является фильтрация расплава и обработка его серой.

***Ключевые слова:** припой, примеси, изгарь, качество, фильтрация, сульфиды.*

INFLUENCE OF IMPURITIES ON THE PROPERTIES OF TIN-LEAD SOLDERS AND METHODS FOR THEIR REMOVAL DURING DROSS RECYCLING

G.V. DOVNAR, Ph. D in Technical Sciences, **B.M. NEMENENOK**, Dr. of Engineering Sciences, **G.A. RUMYANTSEVA**, Ph. D in Technical Sciences, **V.A. SHANERT**, **A.D. RULENKOV**

Belarusian National Technical University

The analysis of impurities present in tin-lead solders is carried out and their influence on the properties and quality of brazed joints is evaluated. It is shown that the permissible content of impurities in the solders is determined by the area of application of the brazed joints. When recycling tin-lead ash, it was found that the main impurities in the metal fraction are copper, iron, nickel and antimony. The most effective ways to remove them from the resulting solder is to filter the melt and treat it with sulfur.

***Keywords:** solder, impurities, ash, quality, filtration, sulfides.*

Надежность микроэлектронных изделий во многом зависит от качества соединений, выполненных пайкой. Среди многочисленных факторов, определяющих свойства паяных соединений (температура и время пайки, химический состав соединяемых материалов, качество подготовки паяемой поверхности) немаловажную роль играет химический состав и количество примесей в припоях. Применение оловянно-свинцовых припоев с низким содержанием химических примесей позволяет улучшить внешний вид паяных соединений, получить большее число соединений из одного килограмма припоя за счет уменьшения толщины паяного шва и количества дефектных соединений.

Особую значимость эта информация приобретает при рециклинге отходов припоев в виде изгари с целью определения степени влияния присутствующих в отходах примесей на качество получаемого припоя.

Широкое распространение в радиоэлектронной промышленности получили сплав олова со свинцом эвтектического состава ПОС-61 (61 мас. % олова и 39 мас. % свинца) или близкого к нему, а также оловянно-свинцовые припои в сочетании с цветными металлами. Исходя из изложенного важно оценить источники основных примесей в оловянно-свинцовых припоях, которые условно можно разбить на следующие группы:

группа № 1 – примеси, наследованные свинцом или оловом из рудного сырья (железо, никель, мышьяк, сера);

группа № 2 – примеси, попадающие в ванны для лужения и паяльные ванны из поверхностного слоя деталей, подлежащих пайке (золото, серебро, медь, никель, цинк, кадмий, фосфор, сера, углерод);

группа № 3 – примеси, вводимые в состав припоя в качестве легирующих добавок (золото, медь, сурьма, серебро, индий, редкоземельные металлы);

группа № 4 – примеси, попадающие в паяльные ванны и ванны для обслуживания в процессе растворения материалов оснастки ванны (алюминий, цинк, кадмий, никель, углерод, сера).

Определению содержания примесей в оловянно-свинцовых припоях посвящено большое количество работ, например, [1–4]. В результате проведенных исследований установлено, что содержание золота в припоях данного класса может составлять от 0,1 до 1,9 %,

серебра – 1,9–2,0 %, меди – 0,03–0,5 %, кадмия – 0,0005–0,15 %, мышьяка – 0,003–0,2 %, серы – до 0,0015 %, сурьмы – 0,1–1,0 %, алюминия – 0,005–0,008 %, железа – 0,002–0,3 %, никеля – 0,01–0,05, висмута – 0,03–1,0, цинка – 0,002–0,008 %, фосфора – 0,001–0,01 %.

В таблице 1 представлена информация о допустимом содержании примесей, согласно требованиям некоторых национальных стандартов [1, 2].

Таблица 1 – Допустимое количество примесей в припое, содержащем 60 мас. % Sn и 40 мас. % Pb (по международным стандартам) [1, 2]

Международный стандарт	Элементы											
	Sn	Cu	Sb	Cd	Bi	As	Al	Zn	S	Fe	Ni	Pb
ГОСТ 21930	59,0–61,0	0,05	0,05	–	0,1	0,03	0,002	0,002	0,02	0,02	0,02	Остальное
QQ-S-517E, США	59,6–61,5	0,08	0,2–0,5	–	0,25	0,03	0,005	0,003	–	0,02	–	Остальное
DIN-1707, Германия	59,5–60,0	0,05	0,12	–	0,1	0,01	–	–	–	0,02	–	Остальное
BS-219, Великобритания	59,0–60,0	0,08	0,5	0,005	0,1	0,03	0,001	0,003	–	0,02	–	Остальное
JIS-Z 3282, Япония	59,0–61,0	0,03	0,1	–	0,03	0,03	0,005	0,005	–	0,002	–	Остальное

Значительные расхождения в допустимом содержании примесей объясняются техническими возможностями промышленных предприятий, производящих слитки припоев, и областью применения припоев.

Чтобы определиться с оптимизацией содержания примесей в припоях, необходимо проанализировать влияние указанных элементов на свойства расплава припоя и качество паяных соединений.

Медь. Попадает в ванны погружения при обслуживании и пайке медных и медненных деталей. Она имеет относительно высокую скорость растворения в расплавленном оловянно-свинцовом припое и предел ее растворимости при температуре 250 °С составляет 0,4 % [5]. Медь образует с оловом два интерметаллических соединения – Cu₂Sn₄ и Cu₆Sn [4, 5], появление которых ухудшает реологические свойства жидкого расплава. Информация по допустимому содержанию меди в припоях не однозначна [1–3, 6]. По данным авторов работы [6] содержание меди в расплаве припоя до 0,5 % слабо влияет

на скорость растекания припоя по всем основным металлам и практически не влияет на скорость смачивания припоями поверхности. Увеличение содержания меди в припое от 0,5 до 0,6 % приводит к росту вязкости расплава и снижению его растекания по поверхности паяемых деталей.

Авторы работы [7] предлагают поддерживать содержание меди в расплаве припоя на уровне 0,25 %, что позволяет избежать образования интерметаллических соединений. Аналогичной точки зрения придерживаются и авторы работ [4]. В работах [8, 9] рекомендуется вводить в расплав оловянно-свинцовых припоев добавки меди и никеля в количестве 0,5–1,0 %, которые повышают коррозионную стойкость припоев и паянных ими изделий. Это связано с их пассивирующими свойствами – образованием пассивной пленки на поверхности расплава припоя и плотных нерастворимых продуктов коррозии, играющих роль барьера.

Золото. Применяется для покрытия поверхности активных компонентов (диодов, транзисторов) микроэлектронных устройств и микросхем. Золото хорошо растворяется в олове и расплаве оловянно-свинцового припоя с образованием ряда интерметаллидов различного состава – Au_2Pb , Au_6Sn , $AuSn$, $AuSn_2$, $AuSn_4$ [5, 10]. Для уменьшения растворения золотого покрытия в оловянно-свинцовых припоях в их состав вводят золото в количестве 0,2–1,0 %. Добавка золота улучшает пластичность припоя и его растекаемость по паяемой поверхности. Однако при увеличении содержания золота в припое до 2,5 % и выше пластичность припоев ухудшается, а прочность паяных соединений уменьшается [2]. Автор работы [1] полагает, что содержание золота в ванне не должно превышать 0,08 %, а ряд исследователей считают [2, 10], что содержание золота в ванне не должно превышать 0,2 %, поскольку при увеличении содержания растворенного в ванне золота до 0,1–0,2 % ухудшается смачиваемость поверхности паяемых деталей, а через 4–5 месяцев ванна становится непригодной для работы. Поэтому при пайке позолоченных деталей необходимо уменьшать поверхность контакта покрытие–припой, температуру и время пайки, а также поддерживать содержание золота в расплаве на уровне 0,01 %. Следует отметить, что ни один из международных стандартов не регламентирует содержание золота в припоях.

Серебро. Попадает в ванну при пайке деталей, покрытых серебром. Со свинцом и оловом серебро не образует твердых растворов. В определенных условиях серебро с оловом образует интерметаллические соединения Ag_2Sn , Ag_3Sn , Ag_6Sn [1, 3, 7]. Серебро добавляют в припой (более 1,0 %) в основном для пайки изделий, покрытых тонким слоем серебра, и для получения вакуумно-плотных соединений, так как добавка серебра в припой уменьшает их окисленность и увеличивает жидкотекучесть [1, 3].

Присутствие серебра в ваннах с расплавом припоя 60 % Sn–40 % Pb в количестве 1,0–2,5 % благотворно влияет на его поверхностные свойства, поэтому оно считается допустимой примесью [1, 3, 4].

Кадмий. Загрязнение ванн кадмием происходит в процессе обслуживания и пайки микросхем, содержащих на лицевой поверхности навесной монтаж, выполненный припоями, в состав которых входит кадмий. По данным авторов работ [1, 3, 4] при добавке в ванну кадмия в количестве не более 0,1 % время смачиваемости припоями поверхности большинства металлов возрастает. При увеличении содержания кадмия в ванне до 0,5 % смачиваемость поверхности стали, меди и латуни ухудшается. Из-за легкой испаряемости кадмия его источником в процессе пайки могут стать паяемые материалы, содержащие кадмий (латунь и др.). Часто наблюдаются случаи, когда при изготовлении оправок применяют винты, изготовленные из материала, содержащего кадмий. Это особенно опасно при пайке деталей, покрытых золотом, так как кадмий напыляется на золоченую поверхность и образует с золотом интерметаллическое соединение. Поэтому не рекомендуется паять узлы из латуни и других материалов, содержащих цинк или кадмий в вакуумных печах, в которых паяют детали из других материалов.

Мышьяк. Основным источником мышьяка является свинец, в котором он присутствует в качестве постоянной примеси. Авторы работ [3, 4] относят мышьяк к одной из самых вредных примесей. Содержание его в слитках припоев, применяемых для пайки электронных изделий, не должно превышать 0,0005 %. В присутствии мышьяка в оловянно-свинцовых припоях наблюдается увеличение краевого угла смачивания на меди, латуни, низкоуглеродистой стали. Совместное присутствие в расплаве припоя цинка и мышьяка увеличивает их вязкость из-за образования интерметаллического соединения $AsZn$. Аналогичное явление наблюдается при пайке ме-

ди в ваннах, содержащих 0,08–0,1 % меди. В этом случае образуются тугоплавкие интерметаллиды Sn_3As_2 и Cu_3As , а паяемые поверхности меди не смачиваются припоем. Авторы работ [2, 3] рекомендуют уменьшить количество мышьяка, допускаемое ГОСТом 21930, не менее чем в 10 раз.

Алюминий. Основной отрицательный эффект от воздействия алюминия связан с тем, что он способствует окислению расплавленного припоя и паяемые соединения приобретают тусклый цвет при содержании алюминия 0,005–0,008 % [1, 3, 4]. Введение в расплав припоя 0,0014 % алюминия приводит к несмачиванию поверхности образцов из стали припоем, содержащим 60 % Sn и 40 % Pb, даже в присутствии активного флюса $\text{ZnCl}_2\text{--NH}_4\text{Cl}$ [3]. По данным авторов работы [4] добавка в расплав припоя алюминия в количестве 0,001 % и 0,5 % сурьмы не изменяют смачивающих свойств припоя при пайке меди, латуни и стали. Совместное присутствие алюминия и цинка в количестве 0,003 % приводит к ухудшению смачивающих свойств припоя, а наличие в припое 0,04 % алюминия и 0,02 % фосфора снижает прочность паяных соединений.

Железо. Присутствие железа в расплаве припоя в количестве 0,1 % приводит к увеличению зернистости и вязкости припоя [3, 4], а также к хрупкости паяных швов. Совместное присутствие примесей железа и серы приводит к образованию соединения FeS_2 , не растворимого в припое. Поэтому содержание железа в расплаве припоя в соответствии с международными стандартами должно быть снижено не менее чем на порядок.

Цинк. Он обладает относительно большим сродством к кислороду и повышает вязкость расплава припоев, отрицательно сказывается на смачиваемости припоями паяной поверхности деталей и уменьшает прочность паяных соединений [1, 3, 4]. Наличие цинка в расплаве припоя в количестве 0,05–0,1 % увеличивает скорость окисления припоя в 2 раза по сравнению с чистым сплавом.

Висмут. Присутствие висмута в расплаве припоя в количестве не более 1,0 % увеличивает растекание припоев и уменьшает время смачивания поверхности паяемых деталей [3, 4]. Особенно это заметно для меди. С увеличением содержания висмута до 5 % скорость смачивания меди возрастает пропорционально количеству вводимого в ванну висмута. Висмут не относят к вредным примесям, однако единой точки зрения на его допустимое количество

в припоях не существует. Рекомендуемое количество висмута в припое колеблется от 0,25 % до 2,0 %. При содержании висмута более 2,0 % увеличивается хрупкость паяных соединений и в них появляются микротрещины [1, 3]. Авторы работ [2, 3] рекомендуют считать верхним пределом содержание висмута в расплаве припоя в ванне 0,25 %. Это количество совпадает с требованиями стандарта США (таблица 1). В ГОСТе 21930, стандартах Германии и Великобритании допустимое содержание в припоях висмута ограничивается 0,1 %.

Сурьма. Введение в расплав оловянно-свинцовых припоев сурьмы в количестве 1–5 % благоприятно сказывается на смачивании поверхности меди припоями даже в отсутствии флюса [3]. Сурьма, введенная в припой в количестве до 6 %, значительно повышает прочность паяных соединений. Согласно стандарту Великобритании BS-219, содержание сурьмы в оловянно-свинцовых припоях допускается в пределах 0,2–0,5 % (таблица 1). Однако для пайки изделий электронной техники рекомендуется поддерживать содержание сурьмы на уровне 0,2 %, чтобы исключить переход олова при низких температурах из β в α -модификацию и возникновения «оловянной чумы».

Для пайки изделий военного назначения стандартами США содержание сурьмы ограничивается в припоях 0,2 %. Аналогичные требования выдвигаются и в стандартах Франции. Японские стандарты содержат более жесткие ограничения по содержанию сурьмы в припоях для военных изделий (класс S) – не более 0,1 % [2]. Однако большинство исследователей считают, что допустимое количество сурьмы в оловянно-свинцовых припоях не должно превышать 0,5 %.

Фосфор. Имеются противоречивые данные по допустимому содержанию фосфора в припоях от 0,02 до 0,001 % [3, 4]. При содержании фосфора в оловянно-свинцовых припоях более 0,001 % на поверхности меди и нержавеющей стали припой скатывается в шарики [4]. Имеются сведения, что добавка фосфора в количестве 0,001–0,01 % в расплав припоя при температуре припоя 240–300 °С снижает окисляемость поверхности припоя, а по мере увеличения содержания фосфора в припое скорость окисления припоя возрастает [3]. Поэтому большинство авторов считают, что содержание фосфора в припоях не должно превышать 0,01 % [3, 10].

Сера. Допустимое количество серы в припоях не регламентировано ни одним национальным стандартом кроме ГОСТ 21930. Однако установлено [4], что содержание серы в оловянно-свинцовом припое в количестве 0,25 % приводит к несмачиванию поверхности меди, латуни, стали и к ухудшению внешнего вида паяемых соединений. Сера образует тугоплавкие сульфиды PbS и SnS, которые концентрируются на поверхности расплавленного припоя. Растворимость серы в свинце составляет 0,0001 %. Сера в припое, содержащем 60 % Sn и 40 % Pb, в количестве 0,0015 % приводит к увеличению зернистости и вязкости сплава. Присутствие серы в расплаве припоя в количестве более 0,001 % может стать причиной сульфидной коррозии. Согласно [3] содержание серы не должно превышать 0,02 %, а для пайки изделий электронной техники это количество рекомендуется уменьшить на порядок.

Углерод. В международных стандартах отсутствует информация по допустимому содержанию углерода в оловянно-свинцовых припоях. Известно, что при пайке высокотемпературными припоями повышенное содержание углерода (более 0,001 %) приводит к разбрызгиванию припоев при пайке, появлению пористости в швах, сажистых налетов на поверхности паяных соединений после затвердевания [3]. Загрязнение поверхности оловянно-свинцовых припоев углеродом в основном происходит в процессе переработки слитков на сортамент. Углерод не образует со свинцом и оловом соединений и не растворяется в них, поэтому в процессе обслуживания и пайки в ваннах он «всплывает» на поверхность припоя и загрязняет поверхность спаянных узлов. Из этого следует, что содержание углерода в припое по аналогии с высокотемпературными припоями не должно превышать 0,001 %.

В Республике Беларусь отсутствуют собственные месторождения оловянного сырья, поэтому основным источником олова являются его производственные отходы. К одному из видов таких отходов относится оловянно-свинцовая изгарь, которая по усредненному составу содержит около 67 % металлической составляющей, а также оксиды олова и свинца. Наиболее ценным компонентом таких отходов является олово, стоимость которого значительно превышает стоимость многих цветных металлов и составляет около 35 долларов США за 1 кг.

Анализ химического состава оловянно-свинцовой изгари показал, что в ее металлической части содержится около 42 % олова, примерно 24 % свинца и до 1,5 % меди [11]. Шлаковая составляющая изгари состоит из 18 % оксидов олова и 11 % оксидов свинца. На долю соединений никеля, кальция, висмута и кремния приходится до 5 %.

Результаты ситового анализа показали, что основная часть изгари (около 90 %) имеет размер частиц более 3 мм. Наиболее подходящей продукцией, которую можно получить из данной изгари, являются оловянно-свинцовые припои марок ПОС40, ПОС61 и ПОС61М. При этом следует учитывать, что наиболее универсальным является припой марки ПОС61, в котором содержание меди не должно превышать 0,05 %. В припое ПОС61М допускается 1,2–2,0 % меди, но он не пригоден для пайки «волной» [11].

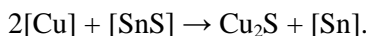
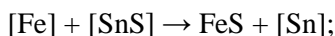
В результате первичной плавки изгари получен 50%-й выход оловянно-свинцового сплава. По результатам термограмм охлаждения данного сплава установлено, что он соответствует ПОС40 с температурой ликвидуса 236,6 °С и температурой солидуса 180 °С. Спектральный анализ подтвердил содержание в сплаве 40,03 % Sn; 59,26 % Pb; 0,2 % Cu; 0,31 % Fe; 0,11 % Sb; 0,04 % Ag; 0,05 % Bi.

Переплав различных партий изгари показал, что содержание основных компонентов и примесей в составе получаемого сплава колеблется в следующих пределах: 40,03–62,0 % Sn; 39,0–59,26 % Pb; 0,05–0,87 % Cu; 0,1–0,31 % Fe; 0,03–0,11 % Sb; 0,02–0,04 % Ag; 0,01–0,05 % Bi. В отдельных партиях присутствует до 0,1 % Ni; 0,01 % As; 0,05 % Ca; 0,12 % Si. Это свидетельствует о смешивании изгари с оловосодержащими отходами других производств (припоями, типографскими и антифрикционными сплавами) [11].

Одним из сдерживающих факторов более глубокой переработки изгари в качественные припои типа ПОС61 является загрязнение получаемого сплава медью (до 2 %), железом, никелем, сурьмой. Для его получения был апробирован способ очистки ПОС61М от примесей методом фильтрации. По данным авторов работы [12] фильтрация черного свинца при температурах 250–478 °С позволяет удалять железо на 95,9–99,3 % в зависимости от температуры фильтрации и исходного содержания железа в сплаве. Продукт первичной плавки изгари в виде слитка расплавляли в специальной

установке, выдерживали при пониженных температурах, близких к линии ликвидус и вплоть до эвтектического превращения (180 °С), что позволяло выделиться кристаллам интерметаллидов из расплава и осесть на поверхности керамического фильтра. Полученный состав фильтрата по содержанию меди, железа и сурьмы соответствовал ПОС61. Вместе с тем, необходимо отметить низкую производительность процесса и сложность его реализации.

Авторы работы [12] предлагают удалять железо и медь из черного олова с помощью серы. Растворимость SnS в олове возрастает с температурой и при 500 °С составляет около 1 % [5]. Сродство железа и меди к сере больше, чем у олова, поэтому протекают реакции [12]:



Твердые частицы Cu₂S и FeS всплывают на поверхность металла, а замешивание измельченного древесного угля ускоряет этот процесс.

Анализ зависимости изобарных потенциалов образования разных сульфидов от температуры показывает, что с помощью серы из олова можно удалить Mn, Zn, Cd, Ni, Cu, Fe и Pb, но нельзя удалить Sb, Bi, As. Кривые для Cu₂S и FeS пересекаются при температуре 450 °С. Поэтому при температурах ниже 500 °С железо удаляется раньше и полнее меди, а при более высоких температурах в первую очередь и с большей полнотой удаляется медь. Изобарный потенциал образования сульфидов свинца (PbS) приближается к аналогичному показателю FeS только при температурах ниже 50 °С, а с ростом температуры вероятность образования PbS снижается. Поэтому добавки серы можно использовать и для рафинирования оловянно-свинцового припоя при переработке изгари.

Выводы.

1. Проведен анализ влияния примесей, присутствующих в оловянно-свинцовых припоях, на свойства припоя и качество паяных соединений. Показано, что допустимое содержание примесей зависит от области применения паяных соединений. Даны рекомен-

дации по снижению содержания ряда примесей в припое, содержащем 60 % олова и 40 % свинца.

2. Установлены значительные колебания по составу основных компонентов и примесей в слитках, полученных при переплаве оловянно-свинцовой изгари. Основной причиной повышенного содержания примесей является смешивание изгари с оловосодержащими отходами от других производств.

3. Показано, что низкотемпературная фильтрация расплава, полученного при переплаве изгари, позволяет перевести припой ПОС61М в ПОС61. Учитывая большое сродство серы к железу и меди, ее можно использовать для удаления указанных примесей из оловянно-свинцовых припоев.

Список литературы

1. Манко, Г.Г. Пайка и припои. Материалы, конструкции, технологии и методы расчета / Г.Г. Манко. – М.: Машиностроение, 1968. – 323 с.

2. Россошинский, А.А. Олово в процессах пайки / А.А. Россошинский, Ю.К. Лапшов, Б.П. Яценко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 195 с.

3. Отмахова, Н.Г. Влияние примесей в припоях на качество паяных соединений / Н.Г. Отмахова // Электронная техника. Серия 6. Материалы. – 1989. – № 5. – С. 3–10.

4. Ackroyd, M.L. Effect of certain impurity elements on the wetting properties of 60 % tin – 40 % lead solders / M.L. Ackroyd, C.A. MacKay, C. J. Thwaites // Metals Technology. – 1975. – Vol. 2. – P. 73–85.

5. Хансен, М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М.: Металлургия, 1962. – 1488 с.

6. Дорохина, М.Н. Изучение влияния примесей на стойкость оловянно-свинцовых припоев / М.Н. Дорохина // Труды ГИПРОЦМО. – 1970. – Вып. 31. – С. 28–37.

7. Ronald, P. Solder paste compositions and application techniques for PWB's. Pt 1. / P. Ronald, S. Anjard // Electri-Onics. – 1983. – Vol. 9. – P. 37–40.

8. Лисицкий, Б.С. Влияние легирующих добавок на свойства припоев на основе олова / Б.С. Лисицкий, В.П. Жиликов // Сварочное производство. – 1982. – № 5. – С. 20.

9. Скорчелетти, В.В. Теоретические основы коррозии металлов / В.В. Скорчелетти. – Л.: Химия, 1973. – 240 с.

10. Davis, P.E. The proper use of tin and tin alloys / P.E. Davis, E.F. Duffer // *Electronic Packaging and Production*. – 1975. – Vol. 15. – № 7. – P. 86–88.

11. Комплексная переработка оловянно-свинцовой изгари в припой и лигатуры / Б.М. Немененок [и др.] // *Литье и металлургия*. – 2020. – № 1. – С. 93–98.

12. Металлургия олова / Н.Н. Марач [и др.]. – М.: Металлургиздат, 1964. – 360 с.

References

1. Manko, G.G. *Payka i pripoi. Materialy, konstrukcii, tekhnologii i metody rascheta* [Soldering and solders. Materials, structures, technologies and calculation methods] / G.G. Manko. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1968. – 323 p.

2. Rossoshinskij, A.A. *Olovo v processah pajki* [Tin in soldering processes] / A.A. Rossoshinskij, YU.K. Lapshov, B.P. YAcenko. – Kiev: Naukova dumka Publ., 1985. – 195 p.

3. Otmahova, N.G. *Vliyanie primesej v pripoyah na kachestvo payanyh soedinenij* [Influence of impurities in solders on the quality of soldered joints] / N.G. Otmahova // *Elektronnaya tekhnika. Seria 6. Materialy = Electronic equipment. Series 6. Materials*. – 1989. – No. 5. – P. 3–10.

4. Ackroyd, M.L. Effect of certain impurity elements on the wetting properties of 60 % tin – 40 % lead solders / M.L. Ackroyd, C.A. Mackay, C.J. Thwaites // *Metals Technology*. – 1975. – Vol. 2. – P. 73–85.

5. Khansen, M. *Struktury dvojnnyh splavov* [Binary alloy structures] / M. Khansen, K. Anderko. – Moscow: Metallurgija Publ., 1962. – 1488 p.

6. Dorokhina, M.N. *Izuchenie vliyaniya primesej na stoykost' olovyanno-svintsovykh pripoev* [Study of the effect of impurities on the resistance of tin-lead solders] / M.N. Dorokhina. *Trudy GIPROTSMO = Proceedings of the State Research, Design and Engineering Institute of Alloys and Processing of Non-Ferrous Metals*. – 1970. – Vup. 31. – P. 28–37.

7. Ronald, P. Solder paste compositions and application techniques for PWB's. Pt 1. / P. Ronald, S. Anjard // *Electri-Onics*. – 1983. – Vol. 9. – P. 37–40.

8. Licickij, B.S. *Vliyanie legiruyushchih dobavok na svojstva pripoev na osnove olova* [Effect of Alloy Additives on the Properties of Tin-Based Solders] // B.S. Licickij, V.P. ZHilikov // *Svarochnoe proizvodstvo = Welding production*. – 1982. – No. 5. – P. 20.

9. Skorcheletti, V.V. *Teoreticheskie osnovy korrozii metallov* [Theoretical Foundations of Metal Corrosion] / V.V. Skorcheletti. – Leningrad: Himiya Publ., 1973. – 240 p.

10. Davis, P.E. The proper use of tin and tin alloys / P.E. Davis, E.F. Duffer // *Electronic Packaging and Production*. – 1975. – Vol. 15. – № 7. – P. 86–88.

11. Kompleksnaya pererabotka olovyanno-svincovoj izgari v pripoj i ligatury/ B.M. Nemenok [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2020. – No. 1. – P. 93–98.

12. Metallurgiya olova [Tin metallurgy] / N.N. Marach [et al.]. – Moscow: Metallurgizdat Publ., 1964. – 360 p.

Поступила 19.10.2021

Received 19.10.2021

**ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ФИЛЬТРУЮЩИХ
ЭЛЕМЕНТОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОТХОДОВ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ**

Л.П. ДОЛГИЙ, канд. техн. наук, **А.М. МИХАЛЬЦОВ**, канд. техн. наук,
И.Г. РАКОВ

Белорусский национальный технический университет

И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **П.Е. ЛУЩИК**, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»

Обоснована возможность разработки технологических маршрутов изготовления шлако-водной суспензии при использовании отходов металлургической переработки алюминиевых сплавов с высокой реакционной способностью для образования фосфатных связующих с применением в качестве вспомогательного реагента ортофосфорной кислоты.

***Ключевые слова:** фильтрующий элемент, алюминиевые сплавы, неметаллические включения, шлак, металлургическая переработка.*

**ESTIMATION OF THE POSSIBILITY OF FABRICATION
FILTER ELEMENTS USING WASTE METALLURGICAL
PROCESSING OF ALUMINUM ALLOYS**

L.P. DOLGI, Ph. D in Technical Sciences, **A.M. MIHALCOV**, Ph. D in Technical Sciences, **I.G. RAKOV**

Belarusian National Technical University

I.V. RAFALSKI, Ph. D in Technical Sciences, **P.E. LUSHCHIK**, Ph. D
in Technical Sciences

Science and Technology Park of BNTU «Polytechnic»

The possibility of developing technological routes for the manufacture of slag-water slurry on the basis wastes of aluminum alloys metallurgical processing with a high reactivity for the formation of phosphate binders using orthophosphoric acid as an auxiliary reagent has been substantiated.

***Keywords:** filter element, aluminum alloys, non-metallic inclusions, slag, metallurgical processing.*

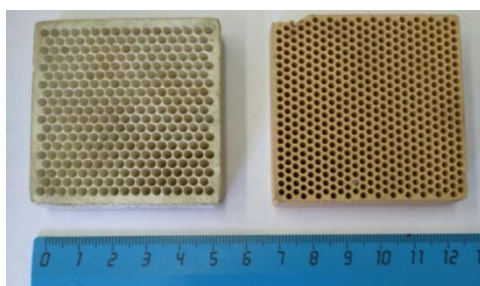
Введение. Проблема удаления газовых примесей и твердых неметаллических включений в литейных сплавах, несмотря на успехи современной технологии производства литейной продукции, до настоящего времени не теряет своей актуальности. За счет снижения количества неметаллических включений (оксидов, карбидов, нитридов, интерметаллических включений и т. д.) и растворенного в расплавах алюминия водорода, использования методов рафинирования жидкого металла представляется реальная возможность существенного повышения качества литейных сплавов на основе алюминия. Наиболее распространенными и изученными способами очистки расплавов от неметаллических включений и растворенных газов является рафинирование флюсами и продувка инертными газами [1]. Динамично развивающейся технологией рафинирования является фильтрование алюминиевых расплавов [2].

В литейной промышленности в течение последних десятилетий широко применяются фильтрующие элементы [2, 3]. Они разнообразны по своей конструкции (сетчатые, объемные, фигурные), используемым для их изготовления материалам (огнеупорные керамические материалы, стеклотетки, металлические сетки и др.) и способам получения (рисунок 1). Например, технология получения пенокерамических фильтров представляет собой многоступенчатый процесс, включающий приготовление керамической суспензии, пропитку полученной суспензией пористого пенополиуретана, удаление излишков суспензии путем его обжатия с последующей сушкой керамического покрытия и спеканием компонентов фильтрующего элемента [4]. При всем разнообразии способов получения материал фильтрующего элемента должен выдерживать гидравлический и термический удары для предотвращения его разрушения в процессе заполнения формы расплавом.

Результаты исследований. В настоящей работе выполнена оценка возможности получения фильтрующих элементов с использованием шлаков (отходов металлургической переработки алюминиевых сплавов) с высоким содержанием алюмооксидных фаз (до 95 % мас.). В настоящее время металлургические шлаки представляют неиспользуемые, накапливаемые отходы вторичной металлургии, переработка которых позволяет получить не только дополнительный экономический, но и существенный экологический эффект.



a



б

Рисунок 1 – Внешний вид фильтрующих элементов: *a* – сетчатые и пенокерамические; *б* – прессованные керамические

В таблице 1 представлены составы материалов, применяемых для изготовления пенокерамических фильтров согласно патентным данным США [3].

Таблица 1 – Составы материалов, применяемых для изготовления пенокерамических фильтров согласно патентным данным США [3]

Номер патента США	Основной материал	Вспомогательные материалы
1	2	3
3947363 (1976)	40–95 % (мас.) Al_2O_3	1–20 % (мас.) Cr_2O_3 0,1–12 % (мас.) бентонит 2,5–25 % (мас.) реагент для отверждения смеси на воздухе с низкой реакционной способностью к расплавленному металлу

1	2	3
4343704 (1982)	50–70 % (мас.) Al_2O_3	2–10 % (мас.) оксид алюминия микронного размера с высокой реакционной способностью 1–5 % (мас.) монтмориллонит 1–10 % (мас.) керамические волокна 5–25 % (мас.) керамическое связующее или реагент для отверждения смеси на воздухе
4391918 (1983)	55–70 % (мас.) Al_2O_3	2–10 % (мас.) оксид алюминия микронного размера с высокой реакционной способностью 1–5 % (мас.) монтмориллонит 1–10 % (мас.) керамические волокна
WO/2007/120483 (2007)	20–70 % (мас.) Al_2O_3	20–60 % (мас.) SiO_2 0–10 % (мас.) CaO 0–10 % (мас.) MgO 2–20 % (мас.) B_2O_3

Помимо оксида алюминия, карбиды кремния, диоксиды циркония, хрома и магния являются сырьем, обладающим вышеуказанными свойствами, которое также широко используется для производства фильтрующих элементов. При этом оксид алюминия является наиболее распространенным компонентом для получения керамической суспензии и изготовления фильтрующих элементов, используемых при литье алюминиевых сплавов. Для фильтрации чугуна, стали, медных и магниевых сплавов применяют преимущественно карбид кремния, диоксид циркония, хрома и магния [2–4].

Наряду с основными, т. е. огнеупорными материалами, при изготовлении фильтрующих элементов также используются вспомогательные материалы, важнейшими из которых являются связующие добавки (например, силикат натрия, бентонит и др.), обеспечивающие необходимые прочностные свойства фильтров. Преимущества бентонита описаны в патенте США № 3947363 (см. таблицу 1), связующую функцию которого обеспечивает образование стекловидных фаз при обжиге фильтров, придавая им требуемую прочность.

Таким образом, в качестве материалов для изготовления фильтрующих элементов могут использоваться огнеупорные материалы,

которые удовлетворяют требованиям высокой физической (термической, механической) и химической (коррозионной) стойкости в диапазоне температур заливки и времени взаимодействия расплава с фильтром.

Для изготовления фильтрующих элементов может быть предложена новая конструкция фильтра с использованием доступных и сравнительно недорогих стеклотканей (рисунок 2), на которые наносится огнеупорный материал, выделенный из шлаковых смесей при плавке алюминиевых сплавов.

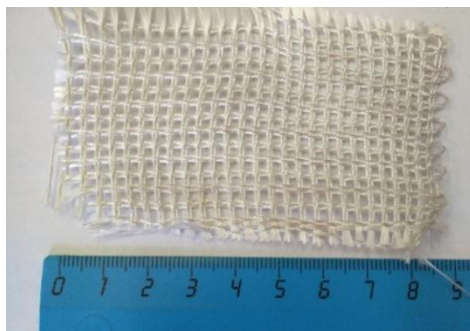


Рисунок 2 – Стеклоткань для изготовления фильтрующего элемента

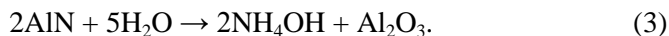
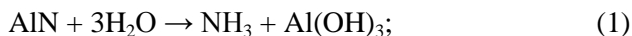
Перспективным направлением совершенствования технологических процессов изготовления фильтрующих элементов является использование шлаков алюминиевых сплавов с высоким содержанием керамических, преимущественно, алюмооксидных фаз. Образующийся на поверхности жидкого алюминия шлак представляет собой смесь продуктов реакции алюминия, газовых компонентов атмосферы (преимущественно, азот, кислород, оксиды углерода), компонентов рафинирующего флюса, футеровки печи и примесей, содержащихся в шихте – преимущественно, оксидов, нитридов, карбидов алюминия и других веществ [5]. Количество образующегося шлака и его состав зависит от особенностей технологии плавки, состава исходных шихтовых материалов и типа плавильного оборудования.

Образующиеся в результате рафинирующей обработки расплава алюминия шлаки в исходном состоянии содержат значительное ко-

личество компонентов флюса, образованных сплавлением солей, например, NaCl, KCl, CaF₂, Na₃AlF₆ и других в зависимости от состава рафинирующего флюса. Для их удаления остывшая шлаковая смесь подвергается промывке водой (так называемая операция выщелачивания шлака водой). Содержание керамических составляющих шлака после гидрообработки, как правило, составляет 95–97 % (мас.), основная часть которых (до 85–90 % мас.) представлена оксидами алюминия, а также нитридами и карбидами алюминия (5–10 % мас.), от 3 до 5 % (мас.) и составляет металлический алюминий. Наличие в составе шлакового порошка высокого содержания алюмооксидных фаз позволяет рассматривать его как источник сырья для производства керамических фильтров.

Важным аспектом при разработке технологии получения керамических фильтров является выбор связующих материалов. Присутствие в составе шлака сравнительно большого количества нитрида алюминия открывает возможность разработки технологических маршрутов изготовления шлако-водной суспензии с высокой реакционной способностью образования фосфатных связующих при использовании в качестве вспомогательного реагента ортофосфорной кислоты.

В процессе взаимодействия нитрида алюминия, содержащегося в шлаке, с водой протекают химические реакции с образованием щелочного раствора:



На рисунке 3 представлены результаты термодинамического анализа химических реакций (1)–(3).

Термодинамическая вероятность образования алюмофосфатов из полученного щелочного раствора может быть обусловлена отрицательными значениями изменений энергии Гиббса для реакции взаимодействия гидроксида алюминия с ортофосфорной кислотой (рисунок 4).

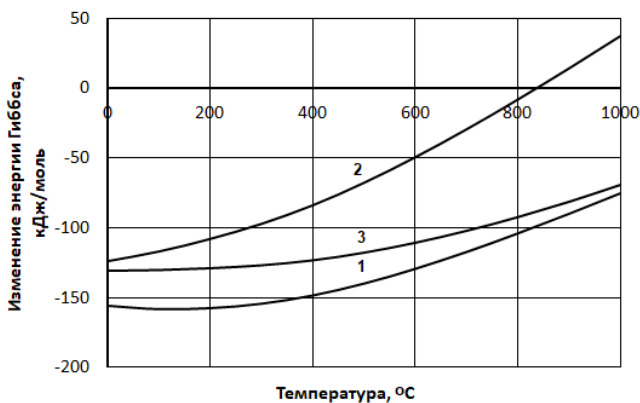


Рисунок 3 – Изменение энергии Гиббса от температуры для реакций взаимодействия нитрида алюминия с водой (на один моль образующегося гидроксида): 1 – $\text{AlN} + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{NH}_3 + \text{Al}(\text{OH})_3$; 2 – $\text{AlN} + 4\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{NH}_4\text{OH} + \text{Al}(\text{OH})_3$; 3 – $2\text{AlN} + 5\text{H}_2\text{O} \rightarrow 2\text{NH}_4\text{OH} + \text{Al}_2\text{O}_3$

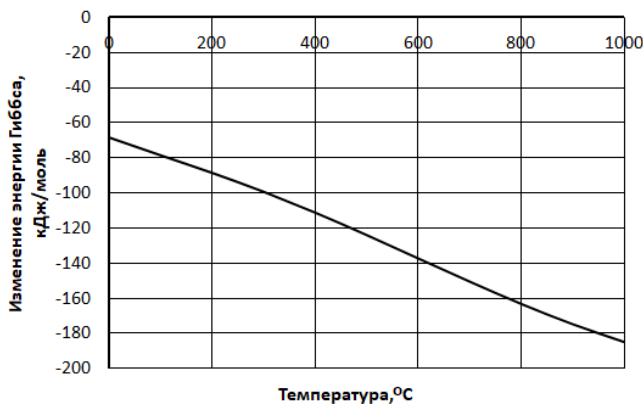


Рисунок 4 – Изменение энергии Гиббса от температуры для реакции взаимодействия гидроксида алюминия с ортофосфорной кислотой

Заключение. Обоснована возможность использования отходов металлургической переработки алюминиевых сплавов в качестве исходного материала для изготовления фильтрующих элементов, содержащих огнеупорный наполнитель и компонент огнеупорного связующего, образующегося при воздействии ортофосфорной кислоты.

Список литературы

- 1. Задруцкий, С.П.** О рафинировании и модифицировании алюминиевых сплавов / С.П. Задруцкий, Б.М. Немененок, С.П. Королев // Литейное производство. – 2004. – № 3. – С. 17–20.
- 2. Demir, A.** Fabrication of Alumina Ceramic Filters and Performance Tests for Aluminium Castings / A. Demir // Acta Physica Polonica A. – 2018. – Vol. 134, No. 1. – P. 332–334.
- 3. Bagherian, E.R.** Development of a ceramic foam filter for filtering molten aluminum alloy in casting processes / E.R. Bagherian, M.K. Ariffin, S. Sulaiman // International Journal of Research in Engineering and Technology. – 2015. – Vol. 42, Issue 03. – P. 27–43.
- 4. Liang, X.** Fabrication of SiC reticulated porous ceramics with multi-layered struts for porous media combustion / Xiong Liang, Yawei Li, Jun Liu [et al.] // Ceramics International. – 2016. – Vol. 42 (11). – P. 13 091–13 097.
- 5. Osobaa, L.O.** Review on Oxide Formation and Aluminum Recovery Mechanism during Secondary Smelting / L.O. Osobaa, O.B. Owolabib, S.I. Talabic [et al.] // Journal of Casting & Materials Engineering. – 2018. – Vol. 2, No. 2. – P. 45–51.

References

- 1. Zadrutcki, S.P.** *O rafinirovanii i modifitsirovanii alyuminievykh splavov* [On the refining and modification of aluminum alloys] / S.P. Zadrutcki, B.M. Nemenenok, S.P. Korolev // *Liteynoe proizvodstvo = Foundry*. – 2004. – No. 3. – P. 17–20.
- 2. Demir, A.** Fabrication of Alumina Ceramic Filters and Performance Tests for Aluminium Castings / A. Demir // Acta Physica Polonica A. – 2018. – Vol. 134, No. 1. – P. 332–334.
- 3. Bagherian, E.R.** Development of a ceramic foam filter for filtering molten aluminum alloy in casting processes / E.R. Bagherian, M. K. Ariffin, S. Sulaiman // International Journal of Research in Engineering and Technology. – 2015. – Vol. 42, Issue 03. – P. 27–43.
- 4. Liang, X.** Fabrication of SiC reticulated porous ceramics with multi-layered struts for porous media combustion / Xiong Liang, Yawei Li, Jun Liu [et al.] // Ceramics International. – 2016. – Vol. 42 (11). – P. 13 091–13 097.

5. Osobaa, L.O. Review on Oxide Formation and Aluminum Recovery Mechanism during Secondary Smelting / L.O. Osobaa, O.B. Owolabib, S.I. Talabic [et al.] // Journal of Casting & Materials Engineering. – 2018. – Vol. 2, No. 2. – P. 45–51.

Поступила 06.10.2021

Received 06.10.2021

ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ПЫЛЕЙ ГАЗООЧИСТОК ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ СОЕДИНЕНИЯ ЦИНКА

С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук, **Н.И. УРБАНОВИЧ**, канд. техн. наук,
Е.В. РОЗЕНБЕРГ

Белорусский национальный технический университет

В работе представлен обзор технологий переработки пыли, содержащей соединения цинка. Проведен анализ характерных особенностей технологий в зависимости от получаемого продукта и конструктивных исполнений печей.

Ключевые слова: пылевидные отходы, переработка, пирометаллургические способы, соединения цинка, селективное извлечение.

TECHNOLOGIES FOR THE PROCESSING OF DUST FROM GAS CLEANERS OF ELECTRIC ARC FURNACES CONTAINING ZINC COMPOUNDS

S.V. KORNEEV, Ph. D in Technical Sciences, **N.I. URBANOVICH**,
Ph. D in Technical Sciences, **E.V. ROZENBERG**

Belarusian National Technical University

The paper presents an overview of technologies for processing dust containing zinc compounds. The analysis of the characteristic features of technologies depending on the product obtained and the design of the furnaces is carried out.

Keywords: dust waste, processing, pyrometallurgical methods, zinc compounds, selective recovery.

Введение. Плавка металлошихты в высокомоощных электродуговых печах характеризуется значительным пылеобразованием, связанным как с подачей сыпучих материалов в рабочее пространство, так и с интенсивным испарением и механическим выносом с отходящими газами элементов, содержащихся в металлошихте, включая и само железо. По данным работы [1] под воздействием дуг образуется 27 % пыли, при продувке ванны кислородом – 60 %, пыли от сыпучих материалов – 13 %.

При наличии в металлошихте оцинкованной стали пыль системы газоочистки содержит значительное количество оксида цинка и других более сложных соединений, содержащих цинк. Содержание соединений цинка в пыли электродуговых печей в пересчете на цинк составляет от 3 до 30 % в зависимости от особенностей производства и используемой шихты и имеет тенденцию к увеличению содержания цинка, так как доля оцинкованного лома постоянно увеличивается, что позволяет рассматривать такую пыль как один из видов ресурсов получения цинка. Основными составляющими пыли электроплавки являются соединения железа, образующиеся при испарении и окислении железа в зоне горения электрических дуг и в результате интенсивной продувки ванны кислородом, оксид кальция вследствие пылеобразования при подаче извести и диоксид кремния из загрязненной металлошихты и шлака при кипении ванны (и другие соединения пропорционально составу шлака), а также ряд их более сложных соединений.

Учитывая, что мелкодисперсная пыль представляет опасность для окружающей среды, актуальным является поиск путей ее полезного использования вместо обезвреживания и захоронения на полигонах. Эта проблема актуальна и для ОАО «Белорусский металлургический завод», на котором ежемесячно образуется около 2600 т пыли с высоким содержанием соединений цинка.

При утилизации и рециклинге пыли, как правило, рассматривают в качестве ресурса как соединения цинка, так и соединения железа. При этом практически все известные процессы предполагают их раздельное использование. Это приводит к необходимости их разделения в процессе переработки пыли.

Основные процессы выделения цинка известны достаточно давно, и в той или иной мере используются на практике, однако нестабильность состава электросталеплавильных пылей и разнообразие соединений элементов требуют поиска наиболее эффективных путей для обеспечения экономически обоснованных вариантов переработки.

В настоящее время для выделения цинка могут использоваться несколько направлений: обогащение при помощи гидроциклонов, использование гидрометаллургических и пирометаллургических способов.

Гидрометаллургические способы связаны с применением химических реагентов (в основном щелочей и кислот), пирометаллургические способы – с использованием высокотемпературных процессов.

Известны технологии получения концентратов оксида цинка из пылевидных материалов при помощи гидроциклонов (например, по способу компании «British Steel» и способу DeZn японской компании «Rasa Corp.»). Эти способы обладают преимуществами как по капитальным, так и по эксплуатационным затратам, однако имеют наименьшую степень извлечения цинка из пыли.

Основной проблемой большинства технологий является необходимость переработки относительно небольших объемов пыли, образующихся на отдельном предприятии. С другой стороны, хорошо известно, что удельные капиталовложения увеличиваются при уменьшении производительности оборудования, а кроме того при уменьшении производительности повышаются удельные энергозатраты. Перевозка пыли из разных мест на перерабатывающий завод большой производительности экономически нецелесообразна, так как сопряжена с высокими транспортными и организационными расходами. В результате эффективные в одних странах технологии (особенно при высоких требованиях к охране окружающей среды и значительных объемах отходов) могут быть не окупаемыми в других странах.

Так как гидрометаллургические способы требуют дорогостоящего оборудования, применения кислот (щелочей) и других реагентов, а кроме того содержат отходы, имеющие степень опасности выше чем исходная пыль, то для местного применения наиболее целесообразно рассматривать пирометаллургические процессы в различных их модификациях.

Рассмотрим различные пирометаллургические технологии, которые опробованы как в пилотном, так и промышленном масштабе.

Использование трубчатых вращающихся печей. Наиболее распространен в настоящее время вельц-процесс, который относится к наиболее доступной технологии на ближайшие 25 лет [2]. Его особенности включают выдержку предварительно окомкованной шихты во вращающейся трубчатой печи при температуре 1200 °С, улавливание возгонов цинка после конденсации в системе газоочистки, низкую степень металлизации, степень извлечения цинка

98 % (в сыром оксиде цинка содержится 50–60 % Zn). К достоинствам относят низкое энергопотребление; оптимизированную технологию; простоту технологического процесса в одну ступень. Среди недостатков можно отметить следующие: низкое качество продукта («грязный» оксид цинка); большое количество вновь образующихся отходов (около 700–800 кг/т загруженной пыли); извлечение только одного ценного металла. Схема процесса представлена на рисунке 1.

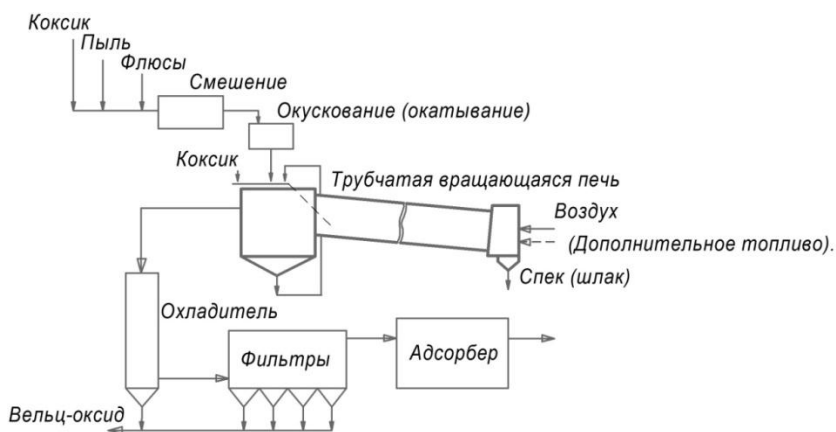


Рисунок 1 – Схема вельцевания пыли

Вельц-оксид дальше перерабатывают, как правило, используя гидрометаллургические методы.

Вельц-процесс, комбинированный с выщелачиванием по способу компаний «Horsehead» (США), «Glencore» (Италия) и «Акита» (Япония). Продуктом является металлический цинк. Достоинства процесса: независимость от первичных цинковых заводов; возможность извлечения свинца и серебра; удаление хлора и фтора до низкого уровня. К недостаткам относят высокие инвестиционные затраты, высокую себестоимость цинка, низкую степень восстановления железа.

Несмотря на общую для различных способов переработки схему вельцевания пыли с использованием вращающихся трубчатых пе-

чей, существует значительное количество технологий, различающихся по режиму работы и получаемому продукту.

Проведенные авторами [3] опыты показали, что в предлагаемом ими способе вельцевания добавка кальций- и магнийсодержащего материала к цинковому кеку должна обеспечивать соотношение $(\text{CaO} + \text{MgO})/\text{SiO}_2 = 2\div 4$. При содержании в смеси оксида магния в количестве 20–50 % при стадии окатывания следует подавать углеродсодержащий материал крупностью менее 2 мм, а в качестве добавки к полученным гранулам при вельцевании использовать углеродсодержащий материал крупностью более 2 мм. Процесс вельцевания окатанного материала необходимо вести при температуре 1100 °С. Использование предлагаемого способа (по сравнению с известными способами вельцевания цинковых кеков) позволяет повысить производительность печи с 0,63 до 0,96 т/(м³·сут), снизить расход углеродсодержащего материала с 400 до 250 кг/т кека, использовать в качестве углеродсодержащего материала отходы угольной и нефтеперерабатывающей отраслей промышленности [3].

Основной проблемой при создании технологий переработки пыли является нестабильный состав пыли, при этом для получения конкретных продуктов зачастую требуется выдерживать изменения химического состава в узком диапазоне. Например, распространен способ переработки пылей электродуговых печей (ЭДП), включающий перед вельцеванием смешение пыли ЭДП с коксиком и флюсом. Полученный после вельцевания клинкер имеет следующий состав, %: Zn – 0,04; Fe₂O₃ – 48,5; SiO₂ – 11,7; CaO – 12,9; Al₂O₃ < 0,1 [4]. Недостатком указанного способа является то, что полученный клинкер является инертным материалом, не обладает вяжущими свойствами и поэтому не может быть использован для закладки горных выработок в строительной индустрии как альтернатива цементу. Поэтому авторами [4] предлагается на стадии смешения перед окатыванием к пылям ЭДП добавлять материал, содержащий оксид алюминия (8–12 % оксида алюминия к весу оксида кальция в пылях). В качестве последнего используют цинкалюминийсодержащую изгарь – отход от производства цинкалюминиевых сплавов. На вельцевание подается коксик в количестве 250 кг/т пыли и при необходимости флюс для обеспечения силикатного модуля шихты $(\text{CaO}/\text{SiO}_2) > 1$. Подача цинкалюминийсодержащей изгари позволяет перевести часть оксида кальция из пыли ЭДП в трехкальциевый

алюминат ($3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$), обладающий вяжущими свойствами и вызывающий затвердевание закладочной смеси (на горных выработках) на первоначальном этапе. При использовании в качестве добавки менее 8 % цинкалюминийсодержащей изгари не удастся получить в закладке требуемую прочность, т. к. остается в закладке свободный оксид кальция, что приводит к частичной потере вяжущих свойств.

При использовании в качестве добавки более 12 % цинкалюминийсодержащей изгари остается не связанный с оксидом кальция оксид алюминия, который с оксидом цинка, присутствующим в шихте, образует шпинель и снижает извлечение цинка в возгоны [4].

Более сложные варианты технологического процесса вельцевания необходимы при селективном извлечении цинка и свинца. Для этого могут использовать как одностадийные процессы с переводом цинка в клинкер (для последующей гидрометаллургической переработки) и возгонкой свинца, так и двухстадийные процессы с получением инертного клинкера и разделением цинка и свинца из вельцооксида во второй вельц-печи.

Высокая степень извлечения цинка 90–99 % достигается в процессах получения металлизированного продукта по технологиям, разработанным компаниями «Крупп и Лурги» (Германия), «Кавасаки сэйтэцу» и «Сумитомо киндзоку коге» (Япония) (например, Dust Reduction, SPM и др.), «Ниппон кокан» (Япония) (например, технология SL/RN). Все эти процессы предполагают восстановление оксидов железа из широкого спектра отходов углеродсодержащими восстановителями (лигнит, коксик, уголь, антрацит) при использовании вращающихся трубчатых печей. Общими недостатками данных процессов являются высокие капитальные и эксплуатационные затраты, значительные размеры трубчатой печи, сложность организации температурного контроля и управления тепловой и технологической работой печи, относительно низкий КПД процесса металлизации.

Так как показатели работы установок существенно зависят от состава шихты, приведем показатели работы вращающейся трубчатой печи для производства прямовосстановленного железа (DRI) при работе с железной рудой. Стандартная вращающаяся печь (размерами $\text{Ø} 4,8\times 80$ м) способна производить до 160 000 т DRI в год в зависимости от сырья. В версии SL/RN-Xtra этот показатель дости-

гает 200 000 т/год. Типичные показатели потребления ресурсов на тонну DRI, произведенного из кусковой руды или окатышей, составляют: железная руда – 1,46 т, уголь – 380–450 кг в зависимости от свойств угля; электроэнергия – 60–80 кВт·ч; вода – 1,5 м³ [5].

Основные направления исследований по повышению эффективности технологий с использованием вращающихся трубчатых печей связаны со снижением энергопотребления, уменьшением настылеобразования на внутренней поверхности печей, повышением степени извлечения цинка, селективным извлечением цинка и свинца, получением продуктов с большей стоимостью на рынке и др.

Использование кольцевых печей с вращающимся подом (RHF). Характеристики процесса в RHF по сравнению с процессом во вращающейся трубчатой печи следующие:

- более высокие температуры (>1300 °С);
- более высокая степень металлизации и удаления цинка (>95 %);
- образование мелких частиц ниже, поскольку агломерированное сырье (железо и уголь) не катится, а лежит неподвижно на вращающемся поде. Также меньше количество пылевых загрязнителей в возгонах цинка;
- тепло дымовых газов утилизируется для подогрева воздуха для горения с помощью теплообменника;
- количество диоксина в DRI ниже, потому что диоксин разрушается при высоких температурах.

Основная технологическая схема RHF представлена на рисунке 2.

Применение кольцевых печей является основой процессов Fastmet и Fastmelt, разработанными компаниями «KobeSteel» и «Midrex direct reduction corporation».

Процесс Fastmet представляет собой восстановление электросталеплавильных пылей во вращающихся кольцевых печах при температуре 1300–1350 °С, процесс Fastmelt – то же с плавлением восстановленного продукта в электропечи. Степень металлизации в процессе Fastmet составляет 75–94 %, степень извлечения цинка – 98–99 %. Достоинства процессов состоят в следующем: возможность рециклинга железа, высокая производительность процесса. К недостаткам следует отнести высокие капитальные и эксплуатационные затраты, высокое энергопотребление, окупаемость техно-

логий при переработке не менее 200 тыс. т пыли, нестабильный состав железа прямого восстановления.

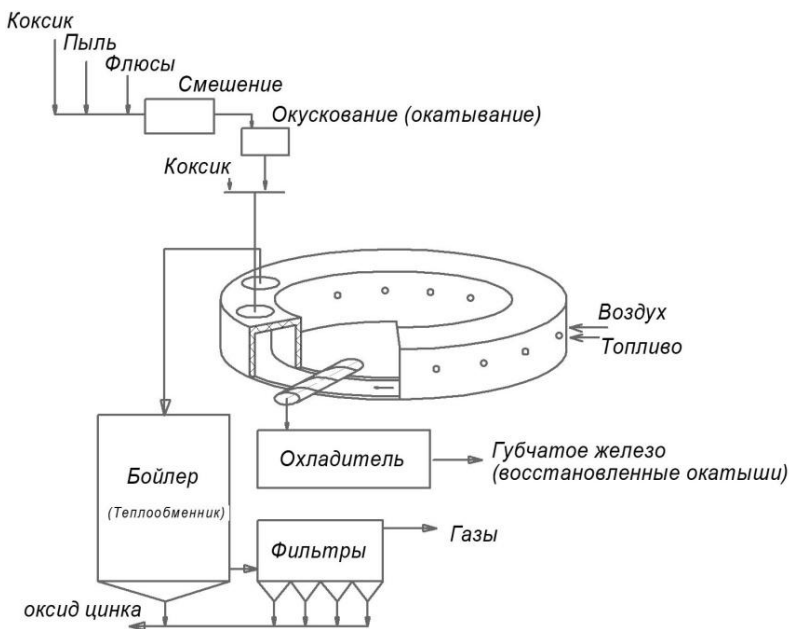


Рисунок 2 – Основная технологическая схема переработки пыли в кольцевой печи с вращающимся подом (RHF)

Процесс компании «ZincOx Resources» представляет собой брикетирование пылевидных железосодержащих отходов и угольной мелочи со связующим, прокалку в кольцевой печи с вращающимся подом при температуре >1250 °С, улавливание возгонов цинка в рукавных фильтрах после охлаждения и конденсации. Содержание $Fe_{мет}$ в продукте составляет 61 %, степень извлечения цинка – 90 % (оксид и соли цинка). Технология имеет высокую энергоэффективность благодаря непрерывному характеру процесса и дожиганию отходящих газов в печи. Среди недостатков можно отметить высокие капитальные затраты. В качестве примера отметим, что действующее предприятие в Южной Корее имеет производительность по переработке 400 тыс. т отходов в год.

Использование печей кипящего слоя. К таким технологиям относят «Primus Process», разработана компанией «Paul Wurth» (Люксембург). Технология представляет собой двухступенчатый процесс. Доменные и конвертерные шламы, замасленная прокатная окалина, пыль электросталеплавильного производства, восстановитель (уголь) загружаются в многоподовую печь, где происходит предварительное восстановление при температуре 1100 °С. Железо прямого восстановления переплавляется в электродуговой печи в литейный чугун. Кроме того, получают концентрат оксида цинка с содержанием цинка более 60 %. Достоинствами являются широкий спектр перерабатываемых металлургических отходов, получение высококачественного конечного продукта в виде литейного чугуна и концентрата оксида цинка, исключение стадии брикетирования. К недостаткам можно отнести высокие капитальные затраты, высокое потребление энергоресурсов. В качестве примера отметим, что установка производительностью 85 тыс. т отходов в год эксплуатируется в Люксембурге, установка мощностью 120 тыс. т/год – на Тайване.

Следует также отметить технологию, разработанную компанией «Тиссен-Шталь» (Германия). Особенности технологии включают выдержку окомкованной пыли доменного и сталеплавильного цехов в кипящем слое при температуре 1000 °С в восстановительной атмосфере (степень металлизации до 97 %), отделение продуктов возгонки от пыли в циклонах, улавливание возгонов после охлаждения и конденсации в рукавных фильтрах (извлечение цинка 80 %). Преимущества технологии заключаются в исключении стадии окускования пылевидных отходов, эффективном тепло- и массообмене. К недостаткам следует отнести невысокую степень использования газа-восстановителя, повышенный расход тепла, нарушение стабильности кипящего слоя вследствие слипания частиц при степени металлизации свыше 25–30 %.

Использование шахтных печей. Применительно к шахтным печам разработана технология Охусир, компании «Kuttner» (Германия). Технология включает брикетирование смеси мелкодисперсных пылей и шламов и восстановителя (кокс) на цементной связке, загрузку брикетов в шахтную печь, восстановление металлов при температуре 1000 °С, непрерывный процесс плавления брикетов в шахтной печи (вагранке) при температуре 1500 °С. Конечным про-

дуктом является чугун. Улавливание возгонов цинка происходит в системе газоочистки (содержание цинка – более 30 %). Среди недостатков следует отметить высокое потребление топлива и необходимость в дальнейшей переработке соединений цинка.

Использование электрических плавильных агрегатов. Наиболее простой идеей является утилизация пыли электродуговых печей в месте ее образования путем дувания (или подачи в окускованном виде) непосредственно в печь. Данный способ был опробован в промышленных масштабах, однако до настоящего времени широкого распространения не получил в связи с низкой экономичностью, невозможностью переработать большие объемы складированной на полигонах пыли по причине ухудшения технико-экономических показателей плавки и некоторыми техническими трудностями подачи материала в печь.

Известны также способы утилизации пыли в печах электродугового переплава как отдельного процесса (например, JP Steel Plantech и KATEC R&D Corporation разработали процесс и в 2010 году вывели на стадию коммерческой эксплуатации установку на Тайване производительностью 36000 т/год с энергопотреблением 1600 кВт·ч/т пыли и расходом восстановителя 0,16 т/т пыли), однако информация о технико-экономических показателях аналогичных процессов в литературе практически не освещается.

Широко представлена информация о процессе PIZO (Pig Iron Zinc Oxide), компании «Heritage» (США). Он является непрерывным одностадийным процессом с плавлением восстановленного продукта в индукционной печи. Содержание цинка в сыром оксиде составляет 65–70 % [1]. К недостаткам относят высокое энергопотребление, низкий выход и низкое качество получаемого оксида цинка и железной фазы, относительно низкую производительность, взаимодействие возгоняемого цинка с огнеупорной футеровкой. Типовой состав шлака: 30 % CaO; 27 % SiO₂; 20 % MgO; 7 % MnO; 6 % Al₂O₃; 4 % Fe₂O₃; 2 % Na; типовой состав сырого оксида цинка: 67 % Zn; 3,0 % K; 2,5 % Cl; 1,5 % Fe; 1,0 % Pb; 1,0 % Na; 0,5 % S; 0,2 % F; 0,02 % Cd; типовой состав чугуна: 94–95 % Fe; 3 % C; 0,8 % Mn; 0,5 % Cr; 0,25 % Cu; 0,1 % S; 0,1 % P [6].

Плазменные технологии переработки цинксодержащей сталеплавильной пыли. К ним относятся следующие технологии:

– технология ScanDust (Швеция). Она включает перемешивание электросталеплавильной пыли с коксом и водой, инжектирование в нижнюю часть плазменного генератора, улавливание возгонов в газовом фильтре. Степень металлизации при этом достаточно высокая. Оксид цинка улавливают и восстанавливают в других процессах;

– процесс ArcFume (Норвегия). Включает смешивание пыли с восстановителем (кокс, уголь, угольная пыль), подачу в плазменную печь с восстановительной газовой атмосферой, улавливание частиц цинка в рукавном фильтре. Степень металлизации низкая, железо восстанавливается до FeO, который образует шлак. Достоинствами являются гибкость к изменениям параметров процесса, возможность исключения стадии окускования пыли. К недостаткам относят высокие энергозатраты, жесткие требования к качеству сырья по химсоставу и крупности;

– технологии, разработанные компаниями «Tetronics» (Великобритания), и «Минтек» (США). Предусматривается следующая последовательность: загрузка пылевидных отходов в плазменнодуговые печи с центральным вращающимся наклонным плазмотроном (катодом) и ванной (анодом), при этом плазмообразующим газом является аргон или азот; восстановление при температуре 1500–1550 °С с разложением органических и неорганических соединений. Конечными продуктами являются чугун и сырой оксид цинка. Достоинствами являются исключение стадии окускования пылевидных отходов, минимальное воздействие на окружающую среду, простота управления и обслуживания, относительно низкие капитальные затраты и эксплуатационные расходы, универсальность технологии, возможность переработки широкого спектра отходов. Среди недостатков следует отметить высокие энергозатраты. Плазменные установки компании Tetronics функционируют в Японии, Великобритании, Италии, Германии и Корее [2].

Заключение. Представленные в литературе сведения о технологиях не дают однозначного ответа об их эффективности применительно к переработке пыли конкретного химического состава. Даже широко применяемые в настоящее время вельц-процессы и др. имеют существенные различия в зависимости от получаемого конечного продукта и исходного состава пыли. Поэтому актуальными являются как задачи повышения эффективности разработанных

технологий, так и сравнительного анализа экономической эффективности различных технологий для выбора наиболее оптимальной для конкретных условий.

Список литературы

1. Алпатова, А.А. Исследование процессов пылеобразования при дуговом нагреве металла и свойств пыли с целью ее утилизации: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.07 / А.А. Алпатова: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС». – Москва, 2016. – 158 с.

2. Волынкина, Е.П. Вторичные ресурсы, образующиеся в металлургической промышленности [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://eipc.center/wp-content/uploads/2020/08/encycl/p_three/chpt_18.pdf. – Дата доступа: 15.08.2021.

3. Способ вельцевания цинковых кеков: Патент РФ RU2496895C1 / Козлов П.А. [и др.]; заявитель ОАО «Челябинский цинковый завод». – Заявлен 22.03.2012 // Бюллетень «Изобретения. Полезные модели». – 2013. – № 30.

4. Способ переработки пылей электродуговых печей: Патент РФ RU2732817C1 / Козлов П.А. [и др.]; заявитель Технический университет «Уральская горно-металлургическая компания». – Заявлен 23.12.2019 // Бюллетень «Изобретения. Полезные модели». – 2020. – № 27

5. SL/RN process [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://www.mogroup.com/portfolio/sl-rn-process>. – Дата доступа: 19.08.2021.

6. Bratina, J.E. PIZO furnace demonstration operation for processing of EAF Dust / J.E. Bratina, K.M. Lenti [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://nanopdf.com/download/aisi-paper-may-2007_pdf. – Дата доступа: 19.08.2021.

References

1. Alpatova, A.A. *Issledovanie processov pyleobrazovaniya pri dugovom nagreve metalla i svoystv pyli s cel'yu eyo utilizacii* [Investigation of the processes of dust formation during arc heating of metal and the properties of dust for the purpose of its utilization]: dis....kand. tekhn.

nauk: 05.16.07 / A.A. Alpatova: National Research Technological University «Moscow Institute of Steel and Alloys». – Moscow, 2016. – 158 p.

2. https://eipc.center/wp-content/uploads/2020/08/encycl/p_three/chpt_18.pdf.

3. *Sposob vel'cevaniya cinkovyh kekov* [Zinc cake Waelz method] / Kozlov P.A. [et al.]. Patent RF RU2496895C1, No. 30/2013.

4. *Sposob pererabotki pylej elektrodugovyh pechej* [Method for processing dust from electric arc furnaces] / Kozlov P.A. [et al.]. Patent RF RU2732817C1, No. 27/2020.

5. <https://www.mogroup.com/portfolio/slrn-process>.

6. https://nanopdf.com/download/aisi-paper-may-2007_pdf.

Поступила 25.10.2021

Received 25.10.2021

ПРИНЦИПЫ РЕГУЛИРОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ПЕЧАХ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук, **И.А. ТРУСОВА**, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В работе предложены принципы регулирования технологическим процессом в печах химико-термической и термической обработки. Разработаны функциональные схемы управления тепловой нагрузки и состава атмосферы зоны топливной и электрической печи (одно- и многозонной) химико-термической обработки.

Ключевые слова: *регулирование технологических процессов, печи, термическая и химико-термическая обработка, функциональные схемы управления.*

PRINCIPLES OF REGULATING TECHNOLOGICAL PROCESSES IN FURNACES OF THERMAL AND CHEMICAL-THERMAL TREATMENT

P.E. RATNIKOV, Ph. D in Technical Sciences, **I.A. TRUSOVA**,
Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University

The paper proposes the principles of regulation of the technological process in the furnaces of chemical-thermal and heat treatment. Functional schemes for controlling the heat load and the composition of the atmosphere in the zone of the fuel and electric furnace (single and multi-zone) of chemical-thermal treatment have been developed.

Keywords: *regulation of technological processes, furnaces, thermal and chemical-thermal treatment, functional control schemes.*

Введение. Управление тепловой работой топливных высокотемпературных агрегатов является весьма важной задачей для печей термической и химико-термической обработки, так как управление температурой печной среды позволяет регулировать температуру

металла, подвергаемого обработке. Особую актуальность это имеет для многозонных проходных термических и химико-термических печей, так как каждая зона таких печей является самостоятельным объектом регулирования температуры в рабочем пространстве, соотношения «топливо-воздух» и давления. К химико-термическим печам предъявляется еще и требование регулирования состава защитной атмосферы.

Печи, как объекты регулирования, относятся к статическим объектам (объектам с самовыравниванием) [1]. Температурный режим отдельных зон печи определяет характер их статических характеристик, причем режим работы смежных зон может оказывать существенное влияние на статические характеристики рассматриваемой зоны (статические характеристики зависят от тепловой нагрузки и соотношения температур в рассматриваемых зонах).

Алгоритм регулирования тепловой работой топливных печей. При описании динамики объекта регулирования введем ряд допущений:

- теплоемкость (теплосодержание) зоны будем рассматривать как некую приведенную теплоемкость (теплосодержание) без разделения ее на отдельные элементы (теплоемкость садки, футеровки, газов);

- прирост приведенной теплоемкости зоны не зависит от увеличения температуры;

- давление печной атмосферы является постоянным, что позволяет рассматривать энтальпию, как произведение удельной теплоемкости на массу и температуру.

Уравнение теплового баланса зоны будет иметь вид

$$Q_{\Sigma \text{прих}} = Q_{\text{пр}} + \sum Q_{\text{расх}}, \quad (1)$$

где $Q_{\Sigma \text{прих}}$ – суммарный приход теплоты в зону, Дж; $Q_{\text{пр}}$ – теплоемкость зоны (теплота, аккумулированная садкой, кладкой и т. д.), Дж; $\sum Q_{\text{расх}}$ – суммарные теплотери в зоне, Дж.

Пренебрежем химическим и механическим недожогами и тепловой экзотермических реакций, что имеет место для печей термической и химико-термической обработки. Тогда запишем

$$\begin{aligned} \sum Q_{\text{расх}} &= Q_{\text{кл}} + Q_{\text{изл}} + Q_{\text{охл.ср}} + Q_{\text{ух.г}} + Q_{\text{з.атм}}; \\ Q_{\sum \text{прих } p} &= B[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)] = B(Q_p^H + K_{\text{рек}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}); \quad (2) \\ Q_{\text{пр}} &= Q_{\text{мет}} + Q_{\text{тр}} + Q_{\text{акк}} + \delta Q_{\text{з.атм}} = M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} t, \end{aligned}$$

где $Q_{\text{кл}}$ – тепловые потери через кладку, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{изл}}$ – тепловые потери через излучением открытые окна и проемы, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{охл.ср}}$ – тепловые потери с охлаждающей средой, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{ух.г}}$ – тепловые потери с уходящими газами, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{з.атм}}$ – тепловые потери с защитной атмосферой, МВт (МДж/цикл); B – расход топлива, м³/с, (м³/цикл); Q_p^H – низшая рабочая теплота сгорания топлива, МДж/м³; L_B^D – действительное количество воздуха для сжигания газообразного топлива, м³/м³; $V_{\text{д.г}}$ – объем уходящих дымовых газов, м³/м³; $i_{\text{д.г}}$ – энтальпия уходящих дымовых газов, МДж/м³; i_B – энтальпия подогретого воздуха, МДж/м³; i_B^0 – начальная энтальпия воздуха, МДж/м³; $K_{\text{рек}}$ – коэффициент рекуперации теплоты отходящих газов; $Q_{\text{мет}}$ – теплота, затраченная на нагрев металла, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{тр}}$ – теплота, затраченная на нагрев транспортирующих устройств, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{акк}}$ – теплота, аккумулированная кладкой, МВт (МДж/цикл); $\delta Q_{\text{з.атм}}$ – теплота, аккумулированная защитной атмосферой, МВт (МДж/цикл).

Потери с уходящими газами будут учитывать и возможные подсосы воздуха $Q_{\text{ух.г}} = B(V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}} + V_{\text{подс}} i_B^{t_{\text{д.г}}})$, а потери теплоты с удалением защитной атмосферы рабочего пространства будут равны $Q_{\text{з.атм}} = G_{\text{з.атм}} c_{\text{з.атм}} t$. При расчете приведенного теплосодержания зоны необходимо учесть теплоту, аккумулированную защитной атмосферой

$$\delta Q_{\text{з.атм}} = G_{\text{з.атм}} (c_{\text{з.атм}}^{t_{\text{печ}}} t_{\text{печ}} - c_{\text{з.атм}}^{t_0} t_0).$$

Здесь введены следующие обозначения:

$G_{\text{з.атм}}$ – расход защитной атмосферы, м³/с, (м³/цикл); $i_B^{t_{\text{д.г}}}$ – энтальпия воздуха (подсосы), нагретого до температуры дымовых га-

зов, °С; $c^{t=t_{\text{печ}}}$ и $c^{t=t_0}$ – соответственно теплоемкости эндогаза при входе в печь и выходе из нее.

При подводе в печь дополнительной энергии увеличивается приведенное теплосодержание зоны и изменяются теплотопотери

$$\begin{aligned} \Delta Q_{\Sigma \text{прих}} &= \frac{d}{dt} Q_{\text{пр}} + \Delta \Sigma Q_{\text{расх}}; \\ M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} \frac{dt}{dt} &= \Delta Q_{\Sigma \text{прих}} - \Delta \Sigma Q_{\text{расх}}. \end{aligned} \quad (3)$$

Уравнения (3) представляют собой уравнения динамики объекта регулирования.

Изменение теплоты, вносимой в печь, будет равно

$$\Delta Q_{\Sigma \text{прих}} = \Delta B [Q_{\text{р}}^{\text{н}} + L_{\text{в}}^{\text{д}} (i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] = \Delta B (Q_{\text{р}}^{\text{н}} + K_{\text{рек}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}). \quad (4)$$

Расход топлива B является величиной переменной, зависящей от характеристик топлива, давления перед горелочным устройством и регулировки управляющего органа

$$B = B(k, m, p_{\text{в}}), \quad (5)$$

где k – соотношение «топливо-воздух» (учитывает теоретическое количество воздуха и коэффициент избытка воздуха), $\text{м}^3/\text{м}^3$; $p_{\text{в}}$ – избыточное давление воздуха перед горелкой, Па; m – степень открытия регулирующего органа.

Увеличение расхода теплоты

$$\Delta \Sigma Q_{\text{расх}} = \Delta Q_{\text{кл}} + \Delta Q_{\text{изл}} + \Delta Q_{\text{охл.ср}} + \Delta Q_{\text{у.г}} + \Delta Q_{\text{з.атм}}. \quad (6)$$

Слагаемые, входящие в уравнение (6), являются функциями следующих параметров

$$\begin{aligned} Q_{\text{кл}} &= f(t_{\text{кл}}, t_{\text{окр.ср}}, \alpha, \lambda_t, F_{\text{кл}}); \\ Q_{\text{изл}} &= f(\varepsilon, T_{\text{г}}^4, T_{\text{кл}}^4, F_{\text{кл}}, F_{\text{м}}, \tau); \\ Q_{\text{у.г}} &= f(B, V_{\text{д.г}}, c_{\text{д.г}}, t_{\text{д.г}}); \end{aligned} \quad (7)$$

$$Q_{3.атм} = f(t_{д.г});$$

$$Q_{охл.ср} = f(t_{кл}),$$

где $t_{кл}$ – температура кладки, °C; $t_{окр.ср}$ – температура окружающей среды, °C; α – коэффициент теплоотдачи от кладки к воздуху, Вт/(м²·°C); λ_i – коэффициент теплопроводности i -того слоя кладки, Вт/(м·°C); $F_{кл}$ – площадь кладки, м²; $\varepsilon_{пр}$ – приведенная степень черноты газов, Вт/(м²·К⁴); F_M – площадь металла, м²; τ – время, с.

В уравнениях (7) потери теплоты $Q_{кл}$, $Q_{изл}$, $Q_{охл.ср}$, $Q_{ух.г}$, $Q_{3.атм}$ являются в общем случае нелинейными функциями исходных переменных $\varepsilon_{пр}$, $T_{г}^4$, $T_{кл}^4$, $F_{кл}$, F_M , B , $V_{д.г}$, $c_{д.г}$, $t_{д.г}$. и поэтому уравнение динамики (3) будет нелинейным. Выполним линеаризацию указанных функций по методу Ляпунова [2]:

$$B = f_1(m, p_B);$$

$$Q_{кл} = f_2(t);$$

$$Q_{ух.г} = f_3(B, t) = f_3(m, p_B, t); \quad (8)$$

$$Q_{охл} = f_4(t);$$

$$Q_{3.атм} = f_5(t).$$

Получим

$$\Delta B = \frac{\partial f_1}{\partial m} \Delta m + \frac{\partial f_1}{\partial p_B} \Delta p_B;$$

$$\Delta Q_{кл} = \frac{\partial f_2}{\partial t} \Delta t;$$

$$\Delta Q_{ух.г} = \frac{\partial f_3}{\partial m} \Delta m + \frac{\partial f_3}{\partial p_B} \Delta p_B + \frac{\partial f_3}{\partial t} \Delta t; \quad (9)$$

$$\Delta Q_{охл} = \frac{\partial f_4}{\partial t} \Delta t;$$

$$Q_{3.атм} = \frac{\partial f_5}{\partial t} \Delta t.$$

Подставляя выражение (9) в уравнение динамики (3), получим

$$M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} \frac{\partial t}{\partial \tau} = [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] \left(\frac{\partial f_1}{\partial m} \Delta m + \frac{\partial f_1}{\partial p_{\text{в}}} \Delta p_{\text{в}} \right) - \frac{\partial f_2}{\partial t} \Delta t - \frac{\partial f_3}{\partial m} \Delta m - \frac{\partial f_3}{\partial p_{\text{в}}} \Delta p_{\text{в}} - \frac{\partial f_3}{\partial t} \Delta t - \frac{\partial f_4}{\partial t} \Delta t - \frac{\partial f_5}{\partial t} \Delta t \quad (10)$$

и

$$M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} \frac{\partial t}{\partial \tau} + \frac{\partial f_2}{\partial t} \Delta t + \frac{\partial f_3}{\partial t} \Delta t + \frac{\partial f_4}{\partial t} \Delta t + \frac{\partial f_5}{\partial t} \Delta t = \left([Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] \frac{\partial f_1}{\partial m} \Delta m - \frac{\partial f_3}{\partial m} \Delta m \right) + \left([Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] \frac{\partial f_1}{\partial p_{\text{в}}} \Delta p_{\text{в}} - \frac{\partial f_3}{\partial p_{\text{в}}} \Delta p_{\text{в}} \right). \quad (11)$$

Разделим уравнение (11) на максимальный приход теплоты $B_{\text{max}}[Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]$ и перейдем к безразмерным переменным

$$\begin{aligned} & \frac{M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} t_{\text{H}}}{B_{\text{max}} [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]} \frac{d \Delta t}{d \tau} + \\ & + \frac{t_3}{B_{\text{max}} [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]} \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_3}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right) \frac{\Delta t}{t_{\text{H}}} = \\ & = \frac{m_{\text{max}}}{B_{\text{max}} [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]} \left([Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] \frac{\partial f_1}{\partial m} - \frac{\partial f_3}{\partial m} \right) \frac{\Delta m}{m_{\text{max}}} + \\ & + \frac{p_{\text{H}}}{B_{\text{max}} [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]} \left([Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)] \frac{\partial f_1}{\partial p_{\text{в}}} - \frac{\partial f_3}{\partial p_{\text{в}}} \right) \frac{\Delta p_{\text{в}}}{p_{\text{H}}}, \end{aligned} \quad (12)$$

где t_{H} – номинальная (заданная) температура газов в зоне, °С; p_{H} – номинальное давление газа перед горелками, Па; m_{max} – максимальное открытие регулирующего органа.

Введем следующие обозначения и безразмерные параметры

$$T = \frac{M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} t_{\text{H}}}{B_{\text{max}} [Q_{\text{п}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Л}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)]};$$

$$A = \frac{t_3}{B_{\max}[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)]} \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_3}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right);$$

$$a_1 = \frac{m_{\max}}{B_{\max}[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)]} \left([Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)] \frac{\partial f_1}{\partial m} - \frac{\partial f_3}{\partial m} \right); \quad (13)$$

$$a_2 = \frac{P_H}{B_{\max}[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)]} \left([Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)] \frac{\partial f_1}{\partial p_H} - \frac{\partial f_3}{\partial p_H} \right);$$

$$\theta = \frac{\Delta t}{t_H}; \quad M = \frac{\Delta m}{m_{\max}}; \quad P = \frac{\Delta p_H}{P_H}.$$

В выражении (13) переменные имеют следующий смысл:

T – параметр, определяющий время нахождения материала в зоне, с; A – параметр саморегулирования объекта; a_1 – коэффициент эффективности регулирующего воздействия; a_2 – коэффициент эффективности возмущающего воздействия; θ – относительное изменение регулируемой величины; M – относительное изменение регулирующего воздействия; P – относительное изменение возмущающего воздействия.

После подстановки уравнение динамики (12) будет иметь вид

$$T \frac{d\theta}{dt} + A\theta = a_1 M + a_2 P. \quad (14)$$

Проанализируем коэффициенты этого уравнения. Поскольку $\frac{\partial f_2}{\partial t} > 0$ и $\frac{\partial f_3}{\partial t} > 0$, $\frac{\partial f_4}{\partial t} > 0$ и $\frac{\partial f_5}{\partial t} > 0$, то и $A > 0$. Это означает, что печь (зона печи) обладает положительным регулированием. Другие частные производные также положительны $\frac{\partial f_1}{\partial m} > 0$, $\frac{\partial f_3}{\partial t} > 0$, $\frac{\partial f_1}{\partial p_H} > 0$, $\frac{\partial f_3}{\partial p_H} > 0$.

Коэффициенты a_1 и a_2 тоже являются положительными, так как выполняются условия $[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)] \frac{\partial f_1}{\partial m} > \frac{\partial f_3}{\partial m}$ и $[Q_p^H + L_B^D(i_B - i_B^0)] \frac{\partial f_1}{\partial p_B} > \frac{\partial f_3}{\partial p_B}$.

Полученное уравнение динамики (14) показывает, что объект регулирования (температура в зоне печи) является объектом с положительным саморегулированием.

Запишем уравнение общей тепловой нагрузки топливной печи через коэффициент использования топлива, который показывает долю теплоты, оставшуюся в рабочем пространстве от всей теплоты, поступившей в него

$$Q_{\Sigma \text{прих}} = \frac{Q_{\text{пол}} + \sum Q_{\text{пот}}}{\eta_{\text{и.т}}}, \quad (15)$$

где $Q_{\Sigma \text{прих}}$ – общий приход теплоты (тепловая нагрузка); $Q_{\text{пол}}$ – полезно усвоенная теплота; $\sum Q_{\text{пот}}$ – сумма потерь за исключением потерь с уходящими газами.

Полезная теплота равна

$$Q_{\text{пол}} = P \Delta i = M_{\text{заг}} \Delta i_M T_{\text{выд}}, \quad (16)$$

где P – производительность печи, кг/с или т/ч; $M_{\text{заг}}$ – масса 1 заготовки (1 ящика с деталями); Δi_M – прирост удельной энтальпии ото начального до конечного значения, МДж/кг; $T_{\text{выд}}$ – темп выдачи, 1/с или 1/ч.

Коэффициент использования теплоты топлива определяется по выражению

$$\eta_{\text{и.т}} = \frac{Q_N^P + Q_{\text{физ}} - Q_{\text{ух.г}}}{Q_N^P} = \frac{\frac{Q_N^P}{V_{\text{д.г}}} + \frac{L_B^D}{V_{\text{д.г}}} c_B t_B + \frac{c_T t_T}{V_{\text{д.г}}} - c_{\text{д.г}} t_{\text{д.г}}}{Q_N^P / V_{\text{д.г}}}. \quad (17)$$

Разделив на $Q_N^P / V_{\text{д.г}}$, получим

$$\eta_{и.т} = 1 + \frac{L_B^D c_B t_B}{Q_H^P} + \frac{c_T t_T}{Q_H^P} - c_{д.г} t_{д.г} \frac{V_{д.г}}{Q_H^P}.$$

Введем обозначения $k_1 = \frac{L_B^D c_B}{Q_H^P}$; $k_2 = \frac{c_T}{Q_H^P}$; $k_3 = c_{д.г} \frac{V_{д.г}}{Q_H^P}$ и учтем,

что $\Sigma Q_{пот}$ в первом приближении величина постоянная ($\Sigma Q_{пот} = C$). Тогда

$$Q_{\Sigma прих} = \frac{M_{заг} \Delta i_M T_{выд} + C}{1 + k_1 t_B + k_2 t_T + k_3 t_{д.г}}. \quad (18)$$

Выражение (18) может использоваться при разработке алгоритма управления автоматической подачи топлива в горелочное устройство.

При решении вопроса о распределении тепловой нагрузки между зонами многозонной термической (химико-термической) печи нужно учитывать, что $Q_{\Sigma прих}$ соответствует температуре печи в период выдержки металла в зоне. В качестве регулирующих параметров следует принимать температуру металла в зонах печи согласно технологической карте нагрева.

Функциональные схемы регулирования тепловой нагрузки однозонной (камерной) и многозонной (на примере трехзонной) топливных печей показаны на рисунках 1 и 2. Пунктиром выделен блок, позволяющий находить управляемую величину $Q_{\Sigma прих}$ при переменном режиме работы печи. В качестве регулируемых параметров приняты температуры поверхности материала в технологических зонах.

Как видно из рисунков 1 и 2, блок-схемы управления тепловым режимом термических печей состоят из двух основных частей: контролера, позволяющего рассчитывать тепловую нагрузку печи (или отдельной ее зоны), исходя из заданных параметров и показаний датчиков (отдельной зоны печи), и регуляторов и корректоров температур металла в зонах.



Рисунок 1 – Функциональная схема регулирования тепловой нагрузки однозонной (камерной) топливной термической печи

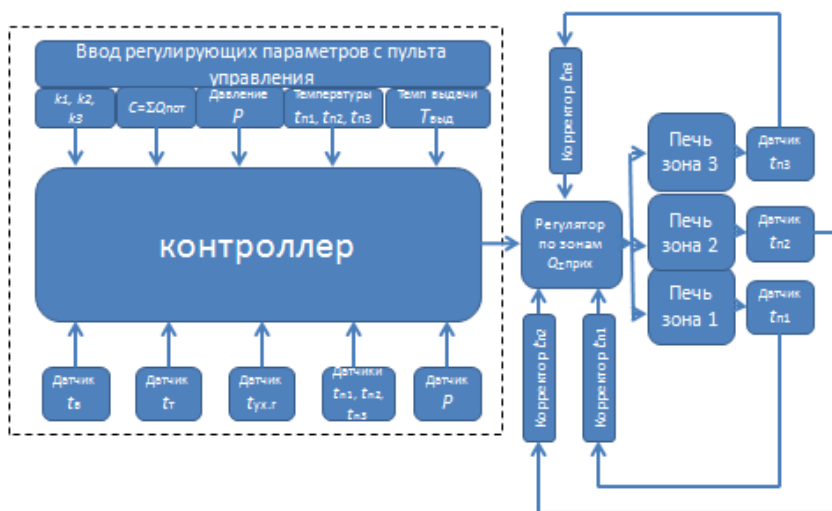


Рисунок 2 – Функциональная схема регулирования тепловой нагрузки трехзонной топливной термической печи

Если в печи осуществляется химико-термическая обработка, или термообработка происходит в восстановительной атмосфере, то возникает необходимость контролировать и регулировать состав печной атмосферы (например, углеродный потенциал в процессе

цементации). Функциональная схема регулирования тепловой нагрузки и состава атмосферы зоны химико-термической обработки печи приведена на рисунке 3.



Рисунок 3 – Функциональная схема регулирования тепловой нагрузки и состава атмосферы зоны топливной печи химико-термической обработки

В процессе регулирования тепловой нагрузки печи (отдельных ее зон) необходимо организовывать процесс сжигания топлива с минимальным химическим и механическим недожогом, и возникает необходимость соответствующим образом подбирать типы горелочных устройств.

Алгоритм регулирования тепловой работы электрических печей. Регулирование температуры в печах сопротивления осуществить проще, чем в топливных печах. При пренебрежении экзотермическими реакциями уравнение (2) будет иметь вид

$$\begin{aligned} \Sigma Q_{\text{расх}} &= Q_{\text{кл}} + Q_{\text{изл}} + Q_{\text{охл.ср}} + Q_{\text{з.атм}}; \\ \Sigma Q_{\text{прих}} &= N_{\text{печи}} \cdot \tau; \\ Q_{\text{пр}} &= Q_{\text{мет}} + Q_{\text{тр}} + Q_{\text{акк}} + \Delta Q_{\text{з.атм}} = M_{\text{пр}} c_{\text{пр}} t. \end{aligned} \quad (19)$$

Уравнение динамики в этом случае запишется

$$M_{\text{пр}c_{\text{пр}}} \frac{dt}{d\tau} = \Delta Q_{\Sigma \text{прих}} - \Delta Q_{\Sigma \text{расх}}, \quad (20)$$

где $\Delta Q_{\Sigma \text{прих}} = \Delta N_{\text{печи}}$, $\Delta Q_{\Sigma \text{расх}} = \Delta Q_{\text{кл}} + \Delta Q_{\text{изл}} + \Delta Q_{\text{охл.ср}} + \Delta Q_{\text{з.атм}}$.

Мощность, потребляемая печью, будет являться переменной величиной, зависящей лишь от регулировки управляющего органа. Регулирование мощностью печи можно осуществлять следующими способами:

- переключение нагревателей на другую схему подключения, например, с «треугольника» на «звезду» (недостаток – очень грубое ступенчатое регулирование);

- встройка в цепь подключения печи реостата (недостаток – большие потери энергии вне печи);

- осуществление питания печи через регулировочный трансформатор (недостаток – грубое регулирование, дополнительные потери энергии в трансформаторе, снижение коэффициента мощности);

- фазовое регулирование с помощью тиристорных преобразователей.

В последнем способе регулирования мощностью электропечи можно получить плавное регулирование в широких пределах. Рассмотрим этот способ более подробно. Мощность печи является функцией смещения фазы тока и напряжения-коэффициента мощности

$$N = N(\cos\varphi). \quad (21)$$

Уравнения (9) будут иметь вид

$$\Delta N = \frac{\partial f_1}{\partial \cos\varphi} \Delta \cos\varphi; \quad \Delta Q_{\text{кл}} = \frac{\partial f_2}{\partial t} \Delta t; \quad \Delta Q_{\text{охл}} = \frac{\partial f_4}{\partial t} \Delta t; \quad \Delta Q_{\text{з.атм}} = \frac{\partial f_5}{\partial t} \Delta t. \quad (22)$$

При подстановке (22) в уравнение динамики (20) получим

$$M_{\text{пр}c_{\text{пр}}} \frac{dt}{d\tau} = \frac{\partial f_1}{\partial \cos\varphi} \Delta \cos\varphi - \frac{\partial f_2}{\partial t} \Delta t - \frac{\partial f_4}{\partial t} \Delta t - \frac{\partial f_5}{\partial t} \Delta t \quad (23)$$

или

$$M_{\text{пр}c_{\text{пр}}} \frac{dt}{d\tau} + \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right) \Delta t = \frac{\partial f_1}{\partial(\cos\varphi)} \Delta \cos\varphi. \quad (24)$$

Разделим уравнение (24) на N_{max} (номинальную мощность) и перейдем к безразмерным переменным

$$\frac{M_{\text{пр}c_{\text{пр}t_3}}}{N_{\text{max}}} \frac{d \frac{\Delta t}{t_3}}{d\tau} + \frac{t_3}{N_{\text{max}}} \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right) \frac{\Delta t}{t_3} = \frac{(\cos\varphi)_{\text{max}}}{N_{\text{max}}} \frac{\partial f_1}{\partial(\cos\varphi)} \frac{\Delta(\cos\varphi)}{(\cos\varphi)_{\text{max}}}. \quad (25)$$

Учитывая, что максимальное значение $(\cos\varphi)_{\text{max}} = 1$ (при смещении фаз $\varphi = 0$), получим

$$\frac{M_{\text{пр}c_{\text{пр}t_3}}}{N_{\text{max}}} \frac{d \frac{\Delta t}{t_3}}{d\tau} + \frac{t_3}{N_{\text{max}}} \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right) \frac{\Delta t}{t_3} = \frac{1}{N_{\text{max}}} \frac{\partial f_1}{\partial(\cos\varphi)} \Delta(\cos\varphi). \quad (26)$$

Введем следующие обозначения и безразмерные параметры

$$T = \frac{M_{\text{пр}c_{\text{пр}t_3}}}{N_{\text{max}}}; \quad A = \frac{t_3}{N_{\text{max}}} \left(\frac{\partial f_2}{\partial t} + \frac{\partial f_4}{\partial t} + \frac{\partial f_5}{\partial t} \right);$$

$$a_1 = \frac{1}{N_{\text{max}}} \frac{\partial f_1}{\partial(\cos\varphi)}; \quad \theta = \frac{\Delta t}{t_H}; \quad \Phi = \Delta(\cos\varphi).$$

Получаем следующее уравнение динамики

$$T \frac{d\theta}{d\tau} + A\theta = a_1\Phi. \quad (27)$$

Как и в случае топливных печей (выражение (14)), коэффициенты в уравнении (27) положительны, и температура печи является объектом с положительным саморегулированием.

По аналогии с уравнением (17) уравнение общей тепловой нагрузки электрической печи будет иметь вид

$$Q_{\Sigma\text{прих}} = N(\tau) = M_{\text{заг}} \Delta i_{\text{м}} T_{\text{выд}} + C. \quad (28)$$

Очевидно, что полезная теплота и тепловые потери линейно зависят от подаваемой мощности, поэтому алгоритм управления автоматической подачей мощности в печь будет также линейным.

Функциональные схемы регулирования тепловой нагрузки однозонной (камерной) и многозонной (на примере трехзонной) электрических термических печей показаны на рисунках 4 и 5, а схема регулирования тепловой нагрузки и состава атмосферы зоны химико-термической обработки электропечи приведена на рисунке 6.



Рисунок 4 – Функциональные схемы регулирования тепловой мощности однозонной электрической термической печи

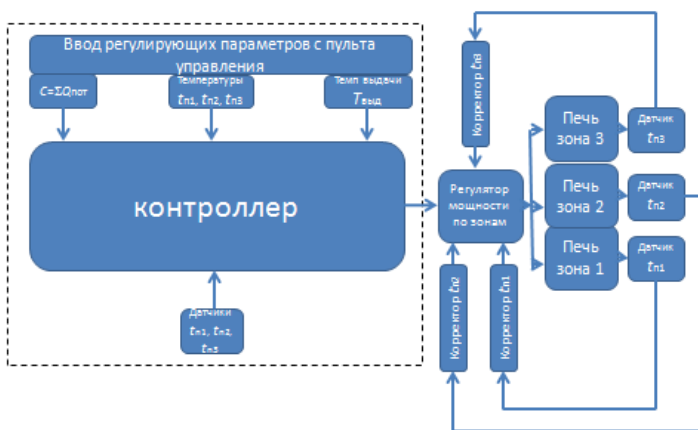


Рисунок 5 – Функциональные схемы регулирования тепловой мощности многозонной (трехзонной) электрической термической печи



Рисунок 6 – Функциональная схема регулирования тепловой нагрузки и состава атмосферы зоны электрической печи химико-термической обработки

Заключение. В работе предложены принципы регулирования технологическим процессом и функциональные схемы управления промышленными печами, предназначенными для термической и химико-термической обработки. Приведен алгоритм схемы регулирования для топливных и электрических печей.

Список литературы

1. **Автоматическое** регулирование технологических процессов: Методические указания к лабораторным работам. Ч. 1 / В.А. Ульянов [и др.]. – Нижний Новгород: НГТУ, 2012. – 35 с.
2. **Ляпунов, А.М.** Общая задача об устойчивости движения / А.М. Ляпунов. – М.-Л.: ГИТТЛ, 1950. – 472 с.

References

1. *Avtomaticheskoe regulirovanie tekhnologicheskikh processov: Metodicheskie ukazaniya k laboratornym rabotam. Ch. 1* [Automatic regulation of technological processes: Methodical instructions for laboratory work. Part 1] / V.A. Ulyanov [et al.]. – Nizhny Novgorod: NGTU Publ., 2012. – 35 p.

2. Lyapunov, A.M. *Obshchaya zadacha ob ustojchivosti dvizheniya*
[General problem of motion stability] / A.M. Lyapunov. – Moscow-
Leningrad: Gosudarstvennoe izdatel'stvo tekhniko-teoreticheskoy litera-
tury Publ., 1950. – 472 p.

Поступила 25.10.2021
Received 25.10.2021

ОСОБЕННОСТИ ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ БРИКЕТИРОВАНИЯ ПЫЛЕВИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В МЕТАЛЛУРГИИ

С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук, **Н.И. УРБАНОВИЧ**, канд. техн. наук,
Е.В. РОЗЕНБЕРГ

Белорусский национальный технический университет

В работе представлен обзор оборудования для брикетирования дисперсных материалов, применяемого в металлургическом производстве (валковые прессы, вибропрессование, а также другие типы брикетировочных прессов). Рассмотрены характерные особенности оборудования и технологий.

***Ключевые слова:** пылевидные отходы, брикетирование, валковый пресс, вибропресс, штемпельный пресс, экструзионный пресс.*

FEATURES OF EQUIPMENT FOR BRIQUETTING OF DUST MATERIALS IN METALLURGY

S.V. KORNEEV, Ph. D in Technical Sciences, **N.I. URBANOVICH**,
Ph. D in Technical Sciences, **E.V. ROZENBERG**

Belarusian National Technical University

The paper provides an overview of equipment for briquetting dispersed materials used in metallurgical production (roller presses, vibrocompression, as well as other types of briquetting presses). Considered the characteristic features of equipment and technologies.

***Keywords:** dust waste, briquetting, roller press, vibropress, stamp press, extrusion press.*

Введение. Проблема переработки железосодержащих пылевидных материалов часто связана с необходимостью предварительного или заключительного окускования материала. При этом брикетирование для относительно незначительных объемов пыли может быть более эффективным, чем другие способы окускования. Сами технологии брикетирования могут различаться в зависимости от необходимых размеров и формы брикетов, их химического состава, огра-

ничений на количество и вид связующих и других факторов. Ниже рассмотрены современные конструкции брикетировочных прессов, которые получили распространение в металлургическом производстве.

Валковые прессы для брикетирования. Принцип работы таких прессов заключается в том, что брикетируемая смесь подается в зазор между двумя вращающимися навстречу друг другу валками, на поверхности которых симметрично расположены ячейки в виде полубрикетов. Во время вращения валков происходит сближение ячеек, захват материала и его уплотняющее сжатие. Брикетированный материал подвергается двустороннему сжатию, что способствует более равномерному распределению его плотности по объему. Затем по мере вращения валков ячейки расходятся, и брикет выпадает из ячейки под действием силы тяжести. Особенностью валкового брикетирования является ограничение влажности шихты (не более 5–10 %).

Валковые прессы в черной металлургии позволяют брикетировать широкий класс природных и техногенных материалов с использованием различных связующих материалов. Однако ограничения по влагосодержанию брикетированной шихты создают трудности при использовании получившего широкое распространение портландцемента в качестве вяжущего. Требуемая доля цемента в массе брикета может достигать 8–12 %, что сопоставимо с содержанием этого вяжущего в вибропрессованных брикетах, но в два раза больше, чем требуется в жестких экструзионных брикетах [1]. Также к недостаткам можно отнести снижение прочности брикетов при смещении полуформ. Кроме того величина удельного давления прессования на вальцовых прессах механически не регулируется, поэтому качество получаемых брикетов зависит от равномерности подачи шихты и постоянства ее плотности.

На прочность брикетов существенно влияет продолжительность процесса прессования. Выдержка брикета под давлением позволяет не только более полно вытеснить воздух из сужающегося порового пространства без образования сжатых «воздушных карманов», но и уменьшить количество упругих деформаций, которые могут привести к его размягчению. Увеличение времени прессования достигается за счет ограничения скорости вращения валков.

Ниже рассмотрены основные производители валковых брикетировочных прессов и их конструктивные особенности.

Компания «Кёрреп» (один из основных производителей брикетировочных прессов) известна разработками в области повышения долговечности материалов, используемых при изготовлении валковых прессов. Ячейки гильз для формования брикетов производятся по технологии электрохимической обработки (ECM–Electro Chemical Machining) с 60-х годов 20 века. Электрохимическая обработка заключается в удалении металла с поверхности заготовки путем электролитического растворения до достижения желаемой формы и размера. Компания «Кёрреп» также разработала противоизносную систему HEXADUR® – запатентованную технологию для производства гильз для брикетирования с износостойкой металлической порошковой поверхностью – RESIDUR®. Конструкция валков состоит из двух частей: сердцевины валка и износостойкой части, закрепленной на основании с помощью горячей посадки, что позволяет повторно использовать сердцевину валка.

Крупнейшим производителем валковых брикетировочных прессов также является компания «Комарек». Компания впервые начала использовать сегментные бандажы со сменными элементами. Общий вид валкового пресса представлен на рисунке 1.



Рисунок 1 – Общий вид валкового брикетировочного пресса (а) и поверхность валков (б)

Например, для брикетирования оксидов металлов, рудной мелочи и шламов используется пресс Komarek DH500 производительностью до 45 т в час. Конструктивные особенности этого пресса заключаются в следующем: использование непрерывных или сег-

ментных бандажей; вертикальная загрузка под действием силы тяжести или с помощью шнекового питателя; вакуумная деаэрации тонкодисперсных порошковых компонентов шихты; использование двигателей с возможностью регулирования скорости вращения валков и шнека; применение материалов из стойких сплавов и др. Диаметр валка составляет 710 мм, ширина валка – 229–508 мм, усилие прессования – до 3000 кН, мощность привода валков – 200 кВт, привода питателя – 22 кВт. Вес прессы составляет до 33 т [1].

В 2001 г. компания «Komarek» приобрела контрольный пакет акций EURAGGLO, который в настоящее время является европейским подразделением Komarek.

Еще одним крупнейшим производителем валковых брикетировочных прессов является компания «Nosokawa-Verex». Для брикетирования с применением высокого давления используются валковые прессы серии MS, пригодные для обработки также абразивных и горячих материалов. Особенностью конструкции прессов Nosokawa-Verex является возможность их работы в атмосфере инертного газа, как, например, при работе с материалами, требующими исключения контакта с кислородом. При этом кожух валковых прессов серии MS выполнен в газонепроницаемом исполнении. Поверхность валков может быть гладкой, профилированной или с канавками. Для прессов серии MS есть валки, подходящие для различных областей применения (сегментированные, для высокоабразивных материалов и высокопрочные). Усилие прессования прессов серии MS находится в диапазоне от 360 до 6000 кН, диаметр валков – от 300 до 1100 мм.

Крупнейшим французским производителем валковых прессов для брикетирования угля и рудных концентратов является компания «Sahut-Conreur». Производительность современных валковых прессов компании составляет от 500 кг до 100 т брикетов в час. Усилие прессования достигает значений 10–50 кН на погонный сантиметр ширины валка, диаметр валка – 250–1400 мм. Прессы оснащены системой гидравлического сжатия валков и системой автоматического регулирования частоты их вращения.

Компания «Sahut-Conreur» наряду с компанией «Köppern» производит валковые брикетировочные прессы для горячего брикетирования. Компания также является разработчиком запатентованной концепции «холодного брикетированного железа и углерода» (Cold

Briquetted Iron and Carbon, CBIC). Сырьем для такого брикетирования является так называемое холодное железо прямого восстановления и углерод.

Еще одним крупным производителем является китайская компания «Anyang GEMCO Energy Machinery Company Co., Ltd».

На постсоветском пространстве изготовлением валковых прессов занимаются «Экспериментально-производственное предприятие Института черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины» и ЗАО «НПО Спайдермаш» (Россия).

Современные работы в области валкового брикетирования направлены на: исследование износа и влияния степени износа бандажей валковых прессов на параметры брикетирования; увеличение рабочего ресурса бандажей; изучение путей повышения качества брикетов за счет снижения негативного влияния упругого последельствия; конкретизацию требований к брикетам в зависимости от области их последующего использования; создание стандартов на разные виды брикетированной продукции; исследование влияния совокупности свойств брикетов на показатели плавок и качество продукции металлургических переделов; разработку новых видов связующих добавок, применимых для конкретного вида или максимально широкого круга брикетируемых материалов, обеспечивающих необходимые качественные характеристики брикетов (пластичность, прочность, влагостойкость, термостойкость и т. д.), обладающих технологичностью и рентабельностью; совершенствование конструкции прессов, повышение их надежности и удобства в эксплуатации и др. [2].

Оборудование для вибропрессования. Установлено, что при вибрации с частотой более 50 Гц связи между частицами в уплотненном сухом порошке разрушаются, и внутреннее трение в сжимаемой массе резко уменьшается, что способствует сближению частиц и уплотнению смеси.

В этом случае более высокая степень уплотнения достигается при более низких значениях нагрузки, чем при сжатии. Аналогичные процессы происходят при брикетировании с использованием цементного вяжущего, когда за счет обратимого превращения цементного геля в золь при воздействии вибрации на этапах его разжижения частицы брикетированной шихты сближаются под действием собственной силы тяжести, что способствует уплотнению

брикета, и воздух, вытесняемый приближающимися частицами, высвобождается на поверхности сжимаемой массы в виде пузырьков.

Неслучайно практически все известные предприятия по производству вибропрессующих брикетов используют цемент в качестве вяжущего. Поэтому влагосодержание компонентов шихты играет важную роль при брикетировании с вибропрессованием. Его количества должно быть достаточно для сохранения свойств цементного геля и дальнейшего гидратационного твердения цемента. Обычно его содержание в брикетированной смеси ограничивается 5–8 % от веса брикета.

Процесс вибропрессования состоит из нескольких этапов: установка поддона на вибростол; заливка приготовленной в смесителе брикетированной смеси с добавлением связующего в сменную оснастку формы – матрицу; сжатие смеси пуансоном и включение вибрации всего агрегата.

Крупнейшими производителями оборудования для производства изделий методом вибропрессования является компания «Hess» и «Маса» (Германия). Особенностью вибропрессов Hess является запатентованная вибросистема VARIO TRONIC, которая позволяет задавать параметры вибрации (частоту и амплитуду) индивидуально для каждого типа вибрации и добиваться оптимального уплотнения с помощью восьми вибраторов с минимальным износом компонентов оборудования. Компания поставляет на рынок автоматические линии брикетирования, которые, помимо вибропрессов, включают в себя специальные устройства для транспортировки поддонов с сырыми брикетами на участок термообработки и готовых брикетов к точкам их отгрузки потребителям (складские подъемники, конвейеры поддонов, трансбордер, мультиформы, камеры для термообработки и др.).

Вибропрессы широко распространены при изготовлении тротуарной плитки и подобных ей изделий, поэтому производители могут при необходимости модифицировать их для выпуска металлургических брикетов. Например, в России компанией, предлагающей готовое решение получения брикетов для металлургии, является компания «Гевит» [4]. На рисунке 2 представлены вибропресс и брикеты указанной компании.

*a**б*

Рисунок 2 – Общий вид вибропресса (*a*) и брикетов для металлургии (*б*) фирмы Гевит [4]

Другие типы брикетировочных прессов. К получению брикетов за счет значительных усилий прессования (до 500 МПа) относятся кольцевые прессы. Шихта прессуется в результате непрерывного уплотнения между цилиндрической поверхностью каналов прессового кольца и цилиндрической поверхностью диска. В технологиях брикетирования данные прессы получили наименьшее распространение.

Более распространены штемпельные брикетировочные прессы, которые, однако, обладают меньшей производительностью в сравнении с другими видами прессов и более сложной конструкцией. Размеры брикетов также, как правило, более крупные в сравнении с другими видами прессования. Различают одно- двух- и четырехштемпельные прессы. Как правило, подобные прессы применяют для брикетирования стружки. Энергопотребление на прессование тонны горячбрикетированной стружки составляет в среднем около 32 кВт·ч/т, а холоднбрикетированной – 65 кВт·ч/т.

Экструдеры жесткой вакуумной экструзии. В последнее время для получения брикетов все большее распространение получает технология брикетирования с помощью жесткой вакуумной экструзии. Слово «жесткий» используется для описания процесса экструзии, который осуществляется при давлении от 2,5 до 4,5 МПа и влажности от 12 до 18 %. Производительность экструдеров жесткой вакуумной экструзии может превышать 100 т брикетов в час [1, 3].

На рисунке 3 представлена схема экструдера жесткой вакуумной экструзии и вид брикетов (брэсов), получаемых на экструдере.

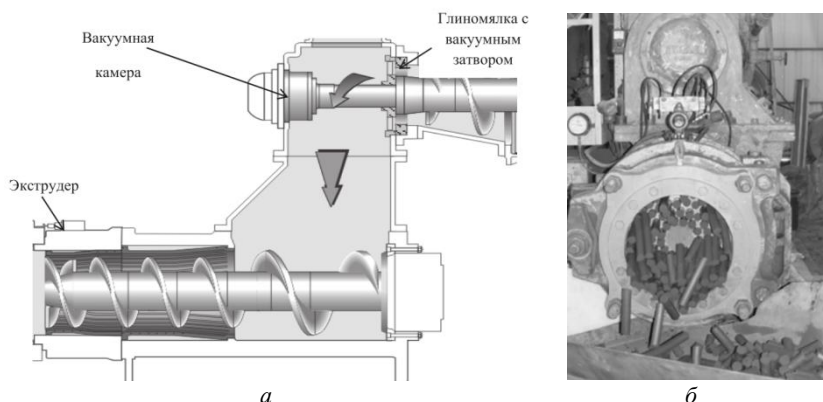


Рисунок 3 – Схема экструдера жесткой вакуумной экструзии (а) и вид брикетов (брэсов) получаемый на экструдере (б)

Авторами [3] проведено сопоставление технологий брикетирования, которое представлено в таблице 1.

Таблица 1 – Сопоставление технологий брикетирования

Характеристики процесса	Характеристики агрегатов для брикетирования		
	Вибростол	Валковый пресс	Экструдер
Макс. производительность, т/ч	30	50	100
Срок службы, лет	1	1	1,5
Стоимость заменяемых деталей, \$/т	Нет данных	1,5	1,0
Содержание цемента в брикетах, %	8–10	15–16	4–8
Тепловая обработка сырых брикетов	80 °С (10–12 ч)	Не требуется	Не требуется
Оборотный цикл	Отсутствует	30 % от пр-ва	Отсутствует
Влажность шихты, %	<5	<10	12–18
Возможность складирования сырых брикетов в штабель	Отсутствует	Возможно	Возможно
Расходы:			
– электроэнергия, кВт·ч/т	42,6	23,0	33
– природный газ, м ³ /т	47	0	0
– тепло, Гкал/т	0,3	0	0
– сжатый воздух, м ³ /т	90	0	0

Заключение. Из приведенного выше обзора литературных данных следует, что при выборе наиболее эффективного способа брикетирования конкретных пылевидных отходов металлургического производства следует предварительно провести дополнительное исследование процессов брикетирования с учетом характеристик материала и необходимых характеристик готовых брикетов, а кроме того произвести выбор наиболее эффективного связующего.

Параметры брикетирования с использованием различных связующих, а также без использования связующих приведены в многочисленных работах, например [5–7], однако требуют дополнительных проверок при использовании отличных условий и брикетируемых материалов с другими характеристиками.

Список литературы

1. Aitber Bizhanov Briquetting in metallurgy. History, problems and prospects [Электронный ресурс]. – Режим доступа : https://briquetbrex.ru/userfiles/ufiles/all_web_2.pdf. – Дата доступа : 10.08.2021.

2. Брикетирование металлургического сырья. Актуальность и пути развития метода / Б.Н. Маймур [и др.] // Черная металлургия: Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2016 – № 1. – С. 74–82.

3. Бижанов, А.М. Брикеты экструзии (брэкссы) – новый этап в окисковании сырья для черной металлургии / А.М. Бижанов, И.Ф. Курунов. – М.: ООО «Металлургиздат», 2017. – 234 с.

4. Брикетирование металлургического сырья [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <https://gevit.org/briquet>. – Дата доступа : 08.09.2021.

5. Корнеев, А.В. Исследование влияния параметров брикетирования на физико-механические свойства железорудных брикетов / А.В. Корнеев // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). – 2012. – № 12. – С. 154–156.

6. Проценко, Е.Л. Экспериментальные исследования процесса брикетирования мелкофракционной пыли производства ферросилиция / Е.Л. Проценко, Т.Ф. Жуковский // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. – Белгород: БГТУ, 2014. – № 6. – С. 187–191.

7. Ленев, Л.А. Изучение закономерностей брикетирования богатой железной руды без связующих добавок / Л.А. Ленев, В.Б. Кусков // Записки Горного института. – 2006. – Т. 169. – С. 150–152.

References

1. URL:<https://briket-brex.ru>

2. **Briketirovanie** metallurgicheskogo syr'ya. Aktual'nost' i puti razvitiya metoda [Briquetting of metallurgical raw materials. Relevance and development of the method] / B.N. Majmur [et al.] // *Chernaya metallurgiya: Byulleten' nauchno-tehnicheskoy i ekonomicheskoy informacii = Ferrous metallurgy: Bulletin of scientific, technical and economic information*. – 2016. – No. 1. – P. 74–82.

3. **Bizhanov, A.M.** Brikety ekstruzii (breksy) – novyj etap v okuskovanii syr'ya dlya chernoj metallurgii [Extrusion briquettes (braks) – a new stage in the agglomeration of raw materials for ferrous metallurgy] / A.M. Bizhanov, I.F. Kurunov // Moscow: OOO «Metallurgizdat» Publ., 2017. – 234 p.

4. URL: <https://gevit.org/briket>

5. **Korneev, A.V.** Issledovanie vliyaniya parametrov briketirovaniya na fiziko-mekhanicheskie svojstva zhelezorudnyh briketov [Study of the influence of briquetting parameters on the physical and mechanical properties of iron ore briquettes] / A.V. Korneev // *Gornyj informacionno-analiticheskij byulleten' (nauchno-tehnicheskij zhurnal) = Mining information and analytical bulletin (scientific and technical journal)*. – 2012. – No. 12. – P. 154–156.

6. **Procenko, E.L.** Eksperimental'nye issledovaniya processa briketirovaniya melkofrakcionnoj pyli proizvodstva ferrosiliciya [Experimental studies of the process of briquetting fine dust from ferrosilicon production] / E.L. Procenko, T.F. Zhukovskij // *Vestnik BGTU im. V.G. Shuhova = Bulletin of Belgorod State Technical University im. V.G. Shukhova*. – Belgorod: BGTU Publ., 2014. – No. 6. – P. 187–191.

7. **Lenev, L.A.** Izuchenie zakonomernostej briketirovaniya bogatoj zheleznoj rudy bez svyazyuyushchih dobavok [Study of the regularities of briquetting of high-grade iron ore without binding additives] / L.A. Lenev, V.B. Kuskov // *Zapiski Gornogo institute = Notes of the Mining Institute*. – 2006. – Vol. 169. – P. 150–152.

Поступила 25.10.2021
Received 25.10.2021

**МЕТОДИКА ЭКОНОМИЧЕСКОЙ ОЦЕНКИ
ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ
МОДЕРНИЗАЦИОННЫХ МЕРОПРИЯТИЙ ТОПЛИВНЫХ
НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ**

П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук, **И.А. ТРУСОВА**, д-р техн. наук,
Н.Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В работе предложены критерии оценки выбора целесообразности модернизационных мероприятий с точки зрения окупаемости проектов модернизации нагревательных топливных печей. Предложена методика оценки эффективности замены футеровки и выбора оптимальной степени рекуперации теплоты отходящих газов.

Ключевые слова: нагревательные топливные печи, модернизационные мероприятия, период окупаемости, футеровка, оптимальная степень рекуперации.

**METHODOLOGY FOR THE ECONOMIC ASSESSMENT
OF THE FEASIBILITY OF MODERNIZATION MEASURES
FOR FUEL HEATING AND THERMAL FURNACES**

P.E. RATNIKOV, Ph. D in Technical Sciences, **I.A. TRUSOVA**, Dr. of Engineering Sciences, **N.G. MALKEVICH**, Ph. D in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

The paper proposes criteria for assessing the choice of the feasibility of modernization measures from the point of view of the payback of projects for the modernization of heating fuel furnaces. A technique for choosing the optimal degree of heat recovery from waste gases is proposed.

Keywords: heating fuel furnaces, modernization measures, payback period, lining, optimal recovery rate.

Введение. Анализ путей повышения энергоэффективности топливных нагревательных и термических (химико-термических) печей позволил разделить факторы, снижающие топливopotребление, на

три группы [1]: теплотехнические или конструкционные, технологические и организационные.

К теплотехническим факторам относят:

- оборудование печей устройствами утилизации вторичных энергетических ресурсов (ВЭР);
- применение современных футеровочных материалов;
- применение современных средств автоматизации работы и управления печью (АСУ) и ее отдельными элементами (горелочными устройствами и т. д.).

Технологические факторы включают:

- повышение начального теплосодержания металла перед тепловой обработкой;
- разработка рациональных тепловых режимов;
- применение резервного топлива (энергии).

Организационные факторы (факторы управления) включают:

- оптимизацию загрузки оборудования;
- снижение времени простоя оборудования и работы на холостом ходу и т. д.;
- внедрение систем автоматизированного управления технологическими процессами;
- перевод на альтернативное топливо (в зависимости от экономической целесообразности).

Также следует учитывать, что тепловая работа термических и химико-термических печей зависит от их теплотехнологических режимов, которые определяются необходимыми структурными и физико-химическими превращениями в обрабатываемом материале.

Затраты на функционирование печи после реконструкции включают капитальные затраты на оборудование и материалы (затраты на демонтаж старого оборудования и монтаж нового), затраты на потребляемое топливо и затраты на обслуживание (эксплуатацию) печи за весь период эксплуатации

$$3^P = 3_{00}^P + 3_9^P + 3_T^P, \quad (1)$$

или

$$3^P = 3_{00}^P + 3_9^P T_3 + T_3(C_T B + C_3 W + 12C_{y,m} Nk_3), \quad (2)$$

где $Z_{об}^p$ – затраты по покупке и монтаж оборудования, узлов и агрегатов, руб; Z_3^p – затраты на обслуживание (эксплуатацию), руб; Z_T^p – затраты на топливо и энергию; Z_3^p – затраты на обслуживание, руб/год; T_3 – период эксплуатации, лет; C_T – стоимость топлива, руб/м³ (руб/кг); C_3 – стоимость электроэнергии, руб/кВт·ч; $C_{y.m}$ – плата за установленную мощность, руб/(кВт·ч·мес); B , – расход топлива за период эксплуатации печи, м³/год (кг/год); W – расход электроэнергии кВт·ч/год; N – мощность, потребляемая печью, кВт; k_3 – отношение заявленной мощности к установленной.

Капитальные затраты и стоимость обслуживания оборудования можно оценить, обладая информацией о конкретной конструкции печи, характеристиках его основных агрегатов, применяемых материалов. Экономия топливно-энергетических ресурсов при модернизации (или разницу в расходах топлива между различными предлагаемыми мероприятиями) можно оценить исходя из расчетов тепловых балансов оборудования до и после реконструкции.

При расчетах экономии энергоресурсов и эксплуатационных затрат после модернизации, определяемых формулой

$$\Delta Z^p = \Delta Z_3^p + (C_T \Delta B + C_3 W + 12 C_{y.m} \Delta N k_3), \quad (3)$$

следует оценить период возврата инвестиций и рентабельность реконструктивных мероприятий, по выражению

$$T_{в.и} = \frac{И}{Д + А} = \frac{Z_{об}^p}{\Delta Z_3^p + (C_T \Delta B + C_3 W + 12 C_{y.m} \Delta N k_3) + А}; \quad (4)$$

$$А = \frac{1}{T_3} Z_{об}^p; P = \frac{100\%}{T_{в.и}},$$

где $И$ – инвестиционные затраты в реконструкцию, руб; $Д$ – доход от реконструкции, руб/год; $А$ – величина амортизационных отчислений, руб/год; P – рентабельность инвестиций, %/год.

Рентабельность производства должна быть больше процентной ставки рефинансирования, установленной банком

$$P > B_{\text{ст.р}},$$

где $B_{\text{ст.р}}$ – процентная ставка рефинансирования, %.

Формула (4) справедлива, если в качестве инвестиций используются собственные средства. Если были привлечены финансовые ресурсы банков, то в этом случае рассматриваем динамический срок окупаемости. Как правило, динамический доход рассчитывается по промежуткам времени и в начальный период реализации проекта является отрицательным, выходя в положительную область с течением времени и получением доходов от производства (рисунок 1).

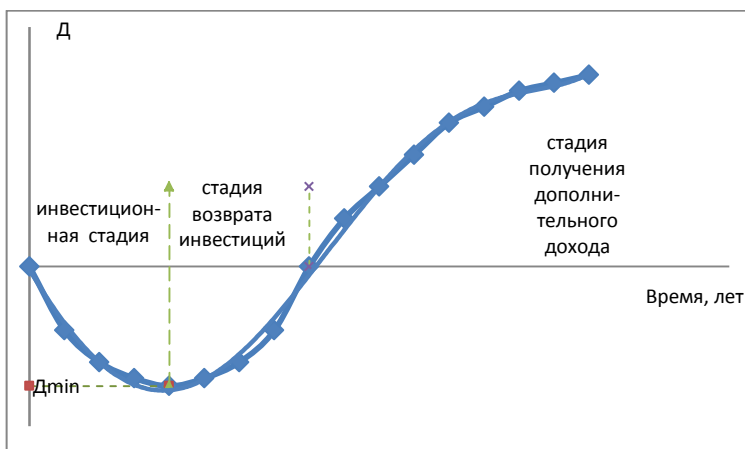


Рисунок 1 – Стадии дохода предприятия в результате реконструкции

Для определения динамического периода окупаемости (возврата инвестиций) формула (4) принимает вид

$$T_{\text{в.и}} = \frac{И}{Д + А} = \frac{И}{\sum_{i=1}^K \left(D_i - \frac{И}{K} - \left(И - \frac{И(i-1)}{K} \right) Б \right) + А}; \quad (5)$$

$$И = 3_{\text{об}}^P; D_i = \Delta 3_3^P + (C_T \Delta B + C_3 W + 12 C_{y.m} \Delta N k_3),$$

где B – ставка банковского процента, %; K – период, на который взят кредит, лет.

При оценочных расчетах проектов реконструкции допускается применять упрощенную формулу расчета для оценки динамического срока окупаемости исходя из равенства инвестиционных затрат разности суммарного дохода и суммы процентных выплат банку за то же время

$$T_{\text{в.и}} = \frac{Z_{\text{об}}^{\text{P}}}{\Delta Z_{\text{э}}^{\text{P}} + (C_{\text{т}}\Delta B + C_{\text{з}}W + 12C_{\text{у.м}}\Delta Nk_{\text{з}}) + A - 0,5B \cdot Z_{\text{об}}^{\text{P}}}. \quad (6)$$

Это основной показатель для принятия решения о модернизации, так как зачастую, несмотря на достаточно короткий простой срок окупаемости, высокие ставки по банковским кредитам настолько удлиняют срок окупаемости проекта, что вообще переводят проект в разряд некупаемых (убыточных).

Расход топлива определяется из теплового баланса и составляет:
– при работе в стационарных условиях

$$B_{\text{ст}} = \frac{Q_{\text{мет}} + Q_{\text{кл}} + Q_{\text{изл}} + Q_{\text{охл.ср}} + Q_{\text{ок}} + Q_{\text{тр}} + Q_{\text{н.пот}} + Q_{\text{з.атм}} - Q_{\text{эжз}}}{Q_{\text{р}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Д}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0) - V_{\text{д.г}}i_{\text{д.г}} - V_{\text{подс}}i_{\text{в}}^{\text{д.г}} - (0,126\text{CO} + 0,108\text{H}_2) - Q_{\text{р}}^{\text{H}}R}; \quad (7)$$

– при работе в нестационарных условиях

$$B_{\text{н.ст}} = \frac{Q_{\text{мет}} + Q_{\text{кл}} + Q_{\text{изл}} + Q_{\text{охл.ср}} + Q_{\text{ок}} + Q_{\text{тр}} + Q_{\text{н.пот}} + Q_{\text{акк}} + Q_{\text{з.атм}} - Q_{\text{эжз}}}{Q_{\text{р}}^{\text{H}} + L_{\text{в}}^{\text{Д}}(i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0) - V_{\text{д.г}}i_{\text{д.г}} - V_{\text{подс}}i_{\text{в}}^{\text{д.г}} - (0,126\text{CO} + 0,108\text{H}_2) - Q_{\text{р}}^{\text{H}}R}, \quad (8)$$

где $Q_{\text{мет}}$ – теплота, затраченная на нагрев металла, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{эжз}}$ – теплота, выделившаяся при окислении металла (теплота экзотермических реакций), МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{ок}}$ – тепловые потери с окалиной, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{р}}^{\text{H}}$ – низшая рабочая

теплота сгорания 1 м^3 газообразного топлива, МДж/м³; $L_{\text{в}}^{\text{Д}}$ – действительное количество воздуха для сжигания газообразного топлива, м³/м³; $V_{\text{д.г}}$ – объем уходящих дымовых газов, м³/м³; $i_{\text{д.г}}$ – энтальпия уходящих дымовых газов, МДж/м³; $i_{\text{в}}$ – энтальпия подогретого воздуха, МДж/м³; $i_{\text{в}}^0$ – начальная энтальпия воздуха, МДж/м³;

$Q_{\text{кл}}$ – тепловые потери через кладку, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{изл}}$ – тепловые потери через открытые окна и проемы, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{охл.ср}}$ – тепловые потери с охлаждающей средой, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{тр}}$ – тепловые потери, связанные с нагревом перемещающихся частей печи и транспортирующих устройств, МВт (МДж/цикл); $Q_{\text{н.пот}}$ – неучтенные тепловые потери, МВт (МДж/цикл); CO , H_2 – содержание CO и H_2 в дымовых газах, %; R – доля механического недожога, (%/100); $V_{\text{подс}}$ – количество холодного воздуха, подсаваемого в печь, $\text{м}^3/\text{м}^3$; $i_{\text{в}}^{\text{ДГ}}$ – энтальпия воздуха (подсосы), нагретого до температуры дымовых газов, °С; $Q_{\text{акк}}$ – теплота, аккумулированная кладкой (МДж/цикл); $Q_{\text{з.атм}}$ – теплота, затраченная на нагрев защитной атмосферы (эндогаза).

Расход топлива в год будет составлять:

– для печей непрерывного действия

$$\Sigma B = B_{\text{ст}}\tau + N_{\text{раз}}B; \quad (9)$$

– для печей периодического действия

$$\Sigma B = N_{\text{раз}}B_{\text{н_ст1}} + N_{\text{техн}}B_{\text{н_ст2}}, \quad (10)$$

где τ – время работы печи в стационарном режиме, с/год; $N_{\text{раз}}$ – количество разогревов печи до рабочей температуры после простоев в год (зависит от производственной программы и сменности работы оборудования), цикл/год; $N_{\text{техн}}$ – количество технологических циклов работы печи, цикл/год.

Наиболее распространенными вариантами реконструкций топливных печей являются установка (модернизация) теплоутилизирующих устройств и замена футеровочных материалов. Ниже рассмотрим влияние данных вариантов реконструкции печей на сокращение топливopotребления.

Реконструкция футеровки. При рассмотрении вариантов реконструкции ограждающих конструкций печей необходимо учитывать технологические процессы, протекающие в рабочей зоне. Так, например, при работе нагревательных и термических печей основным критерием выбора футеровки является минимизация тепловых потерь через футеровку и на аккумуляцию кладкой. Для печей химико-термической обработки необходимо обращать вни-

вание на возможность взаимодействия печной среды с материалами футеровки. Кроме того футеровка термических печей испытывает знакопеременные температурные нагрузки (периоды нагрева и охлаждения) и к ней предъявляются соответствующие требования по прочности на разрыв и изгиб, трещиностойкости, термостойкости.

Футеровка термических печей, работающих по методическому режиму, находится в квазистационарном состоянии и аккумуляцией теплоты при работе данных печей в трехсменном режиме можно пренебречь. Реконструкция футеровок должна проводиться только с целью соблюдения требований охраны труда. Что касается работы печей периодического действия (или проходных печей, работающих по одно- и двухсменному режиму), то процесс тепловой обработки характеризуется значительной аккумуляцией теплоты кладки, которая зависит от массы (плотности) футеровки и ее теплоемкости.

Оптимальный вариант выбора футеровки печей может быть определен исходя из минимума суммы капитальных и эксплуатационных затрат, а также стоимости энергоресурсов, затраченных на аккумуляцию кладкой, и тепловые потери через футеровку за период эксплуатации печи между капитальными ремонтами

$$Z_{\phi} \rightarrow \min,$$

$$Z_{\phi} = Z_{\phi_к} + Z_{\phi_э} + Z_{\phi_т}, \quad (11)$$

$$Z_{\phi} = n_1 C_{\phi} F_{\phi} + n_2 C_a F'_{\phi} T_э + C_{т} \left(\frac{N_{раз} Q_{акк1} + N_{техн} Q_{акк2} + Q_{тепл}}{Q_{н}^p - Q_{физ}} \right) T_э,$$

где C_{ϕ} – стоимость 1 м² футеровки с учетом монтажа, руб/м²; F_{ϕ} – площадь футеровки м²; F'_{ϕ} – площадь футеровки, которую заменяют при плановом ремонте, м²; n_1 – количество капитальных ремонтов футеровки за период эксплуатации печи, шт.; n_2 – количество замен огнеупорного слоя футеровки в год, шт./год; $T_э$ – период эксплуатации печи, лет; $Q_{акк1}$ – теплота аккумулированная кладкой при разогреве печи до рабочей температуры после простоя (при работе печи в стационарном или при трехсменном режиме $Q_{акк1} = 0$),

МДж/цикл; $Q_{\text{акк2}}$ – теплота, аккумулированная кладкой при разогреве печи за технологический цикл, МДж/цикл; $Q_{\text{тепл}}$ – тепловые потери теплопроводностью через кладку, МДж/год; $Q_{\text{физ}}$ – физическая теплота, вносимая в печь с подогретым воздухом ($Q_{\text{физ}} = (i_{\text{в}} - i_{\text{в}}^0)$), МДж/цикл.

Энергия на разогрев футеровки существенно зависит от удельной теплоемкости и плотности футеровки, а также от технологических условий функционирования печи (время и степень охлаждения футеровки).

Г.Г. Немзер в работе [2] показал, что применение в качестве футеровочных материалов волокнистых огнеупоров в нагревательных и термических печах периодического действия позволяет снизить топливопотребление до 25 %, повысить производительность на 10–15 % (снижается длительность цикла термообработки за счет более высокой скорости разогрева печи). Преимущества использования волокнистой футеровки заключаются в следующем:

- существенное снижение топливопотребления;
- снижение массы футеровки печи (в 10 и более раз), а также массы металлоконструкций;
- увеличение производительности за счет снижения времени выхода печи на заданный температурный режим;
- значительное увеличение числа теплосмен (до 2000 и более);
- облегчение трудоемкости монтажа футеровки и сокращение сроков монтажа в 3–5 раз;
- малые наружные габариты печи, что особо важно в машиностроительных цехах;
- возможность лучшей герметизации рабочего пространства и снижения подсосов в печь;
- высокие эксплуатационные свойства (хорошая эластичность, малая кажущаяся плотность и низкая теплопроводность, термостойкость, трещиностойкость, значительная прочностью на разрыв и на изгиб).

При работе в нестационарных условиях отношение аккумуляции теплоты в печи после реконструкции и до будут равны

$$\frac{Q_{\text{акк_пр}}}{Q_{\text{акк_б}}} = \frac{\sum_j^n c_j \rho_j \delta_j F_{\Phi j} \left(t_j^{\text{кон}} - t_j^{\text{нач}} \right)}{\sum_i^m c_i \rho_i \delta_i F_{\Phi i} \left(t_i^{\text{кон}} - t_i^{\text{нач}} \right)} = \frac{\sum_j^n F_{\Phi j} \left(t_j^{\text{кон}} - t_j^{\text{нач}} \right) \sqrt{\lambda_j c_j \rho_j \tau_{\text{п_пр}}}}{\sum_i^m F_{\Phi i} \left(t_i^{\text{кон}} - t_i^{\text{нач}} \right) \sqrt{\lambda_i c_i \rho_i \tau_{\text{п_б}}}}. \quad (12)$$

Время и скорость выхода на стационарный режим работы с холодного состояния для однослойной футеровки толщиной δ при постоянном тепловом потоке q можно оценить по формуле

$$\Delta\tau = \frac{\rho \delta c \left(t^{\text{кон}} - t^{\text{нач}} \right)}{q} = \frac{\rho \delta c \Delta t}{q}; \quad V = \frac{\Delta t}{\Delta\tau} = \frac{q}{\rho \delta c}.$$

Отношение скоростей выхода на стационарный режим при замене футеровки будет равно

$$\frac{V_{\text{пр}}}{V_{\text{б}}} = \frac{\rho_{\text{б}} \delta_{\text{б}} c_{\text{б}}}{\rho_{\text{пр}} \delta_{\text{пр}} c_{\text{пр}}} = \frac{\tau_{\text{б}}}{\tau_{\text{пр}}}, \quad (13)$$

откуда видно, что чем меньше удельная плотность и теплоемкость футеровки, тем быстрее она выходит на стационарный режим.

Таким образом, критерием замены существующей футеровки является выполнение следующего условия

$$T_{\text{в.и}} \leq K T_{\text{э}}; \quad T_{\text{в.и}} = \frac{И}{D + A} = \frac{И}{\sum_{i=1}^K \left(D_i - \frac{И}{K} - \left(И - \frac{И(i-1)}{K} \right) B \right) + A};$$

$$И = 3_{\text{ф_к}}^{\text{нов}} + 3_{\text{ф_з}}^{\text{нов}} + 3_{\text{ф_т}}^{\text{нов}}; \quad (14)$$

$$D = (3_{\text{ф_э}}^{\text{ст}} + 3_{\text{ф_т}}^{\text{ст}}) - 3_{\text{ф_к}}^{\text{нов}} + 3_{\text{ф_з}}^{\text{нов}} + 3_{\text{ф_т}}^{\text{нов}},$$

где K – доля периода окупаемости в периоде эксплуатации печи, %.

Установка систем рекуперации теплоты. Выполним оценку эффективности реализации данных мероприятий.

При установке на печь рекуператора необходимо минимизировать расходы, которые складываются из капитальных затрат на

приобретение рекуператора и вспомогательных устройств (вентиляторы и дымососы), затрат на эксплуатацию рекуператора и стоимости отопления печи

$$Z_{\text{рек}} \rightarrow \min;$$

$$Z_{\text{рек}} = Z_{\text{рек}_к} + Z_{\text{рек}_э} + Z_{\text{рек}_т}; \quad (15)$$

$$Z_{\text{рек}_к} = (\alpha_p + \alpha_d + \alpha_v)F,$$

где $Z_{\text{рек}_э} = (C_э(M_v + M_d)\tau + 12C_{у.м}(M_v + M_d)k_3 + \alpha_{п})FT_э$; $Z_{\text{рек}_т} = C_t B_t$.
Здесь α_p – удельная стоимость рекуператора (с учетом монтажа), руб/м²; α_d – удельная стоимость дымососа (с учетом монтажа), руб/м²; α_v – удельная стоимость вентиляторов (с учетом монтажа), руб/м²; F – площадь рабочей поверхности рекуператора, м²; M_v – удельная мощность вентилятора, кВт/м²; M_d – мощность дымососа, кВт/м²; $\alpha_{п}$ – средняя годовая заработная плата персонала, обслуживающего рекуператор (равна 0, если обязанности по обслуживанию возложены на штатные бригады работников), руб/год; τ – время работы оборудования, с; B_t – потребление топлива печью при использовании рекуператора, руб/м³ (руб/кг).

Выражение (15) можно представить в виде

$$Z_{\text{рек}} = (\alpha_p + \alpha_d + \alpha_v)F + (C_э(M_v + M_d)\tau + 12C_{у.м}(M_v + M_d)k_3 + \alpha_{п})FT_э - C_t \Delta B_t. \quad (16)$$

или

$$Z_{\text{рек}} = (\alpha_p + \alpha_d + \alpha_v)F + (C_э(M_v + M_d)\tau + 12C_{у.м}(M_v + M_d)k_3 + \alpha_{п})FT_э - C_t B_0 \text{Э}.$$

где ΔB_t – экономия топлива от установки рекуператора, руб/год; Э – экономия топлива от эксплуатации рекуператора.

Отсюда можно определить период возврата инвестиций при установке рекуператора за счет кредитных средств (на K лет)

$$T_{в.и} = \frac{И}{Д + А} = \frac{И}{\sum_{i=1}^K \left(D_i - \frac{И}{K} - \left(И - \frac{И(i-1)}{K} \right) Б \right) + А};$$

$$И = (\alpha_p + \alpha_d + \alpha_b)F + (C_3(M_b + M_d)\tau + 12C_{y.m}(M_b + M_d)k_3 + \alpha_n)FT_3; \quad (17)$$

$$Д = C_T B_T \Xi.$$

Экономия топлива определяется степенью рекуперации теплоты отходящих дымовых газов рекуператором, который также влияет и на его стоимость. Степень рекуперации теплоты можно определить по выражению:

для печей непрерывного действия

$$K_{рек} = \frac{L_B^D (i_B - i_B^0)}{V_{д.г} i_{д.г}}; \quad (18)$$

для печей периодического действия

$$K_{рек} = \frac{L_B^D (i_B - i_B^0)}{0,5V_{д.г} (i_{д.г}^H + i_{д.г}^K)}$$

или

$$K_{рек} = \frac{L_B^D (i_B - i_B^0)}{V_{д.г} \frac{(i_{д.г}^H + i_{д.г}^K)}{\ln(i_{д.г}^H / i_{д.г}^K)}},$$

где $i_{д.г}^H$ и $i_{д.г}^K$ – соответствующие энтальпии в начале и в конце работы печи.

Экономия топлива будет составлять [3]

$$\Xi = \frac{K_{рек} i_{д.г}}{i_{хим} - i_{д.г} (1 - K_{рек})} = \frac{K_{рек} i_{д.г}}{Q_H^P / V_{д.г} - i_{д.г} (1 - K_{рек})}. \quad (19)$$

Или с учетом (18) формула (19) приобретает вид

$$\Theta = \frac{\frac{L_B^D}{V_{дг}} c_B t_B}{\frac{Q_H^p}{V_{дг}} - \left(c_{дг} t_{дг} - \frac{L_B^D}{V_{дг}} c_B t_B \right)}, \quad (20)$$

где c_B – удельная теплоемкость воздуха, Дж/(м³·°C); $c_{дг}$ – удельная теплоемкость дымовых газов, Дж/(м³·°C).

Зависимости энтальпий воздуха и продуктов сгорания от их температуры с коэффициентом корреляции 0,99 можно представить в виде [4]

$$i_B = 0,0014 t_B.$$

Прирост экономии топлива от степени рекуперации будет равен

$$\frac{\partial \Theta}{\partial K_{рек}} = \frac{i_{дг}}{Q_H^p/V_{дг} - i_{дг} + i_{дг} K_{рек}} - \frac{K_{рек} i_{дг}^2}{(Q_H^p/V_{дг} - i_{дг} + i_{дг} K_{рек})^2}. \quad (21)$$

На рисунке 2 представлены зависимости экономии топлива от коэффициента рекуперации теплоты, а также зависимости прироста экономии топлива от степени рекуперации при различной температуре отходящих газов. В качестве исходных данных принимали следующие: топливо – природный газ с теплотой сгорания 34,2 МДж/м³; $V_{дг} = 10,5$ м³/м³; $L_B^D = 9,5$ м³/м³.

Найдем зависимость рабочей площади рекуператора от степени рекуперации теплоты. Площадь поверхности нагрева рекуператора определяется из выражения

$$F = \frac{B \eta_B L_B^D (i_B - i_B^0)}{K_{пер} \theta_{ср}}, \quad (22)$$

где η_v – коэффициент, учитывающий потери воздуха в рекуператоре; θ – температурный напор, зависящий от выбранной схемы теплообмена, °C; $K_{пер}$ – коэффициент теплопередачи, Вт/(м²·°C).

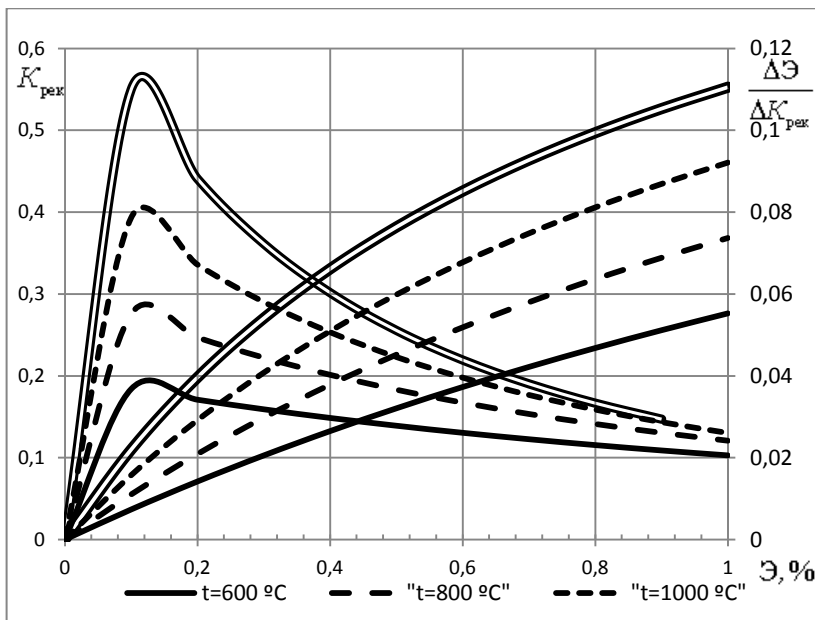


Рисунок 2 – Значения экономии топлива при различных коэффициентах рекуперации и температуре отходящих газов

С учетом формулы (18) выражение (22) будет иметь вид

$$F = \frac{B\eta_v K_{рек} V_{д.г} i_{д.г}}{K_{пер} \theta_{ср}}. \quad (23)$$

Расход топлива B определяется при решении теплового баланса (формулы (7) и (8)). Температурный напор можно определить из работы [4]

$$\theta_{\text{ср}} = \frac{\theta_1 - \theta_2}{\ln(\theta_1/\theta_2)},$$

при прямотоке

$$\theta_1 = t_{\text{д}}^{\text{ВХ}} - t_{\text{в}}^{\text{ВХ}};$$

$$\theta_2 = t_{\text{д}}^{\text{ВЫХ}} - t_{\text{в}}^{\text{ВЫХ}};$$

при противотоке

$$\theta_1 = t_{\text{д}}^{\text{ВХ}} - t_{\text{в}}^{\text{ВЫХ}};$$

$$\theta_2 = t_{\text{д}}^{\text{ВЫХ}} - t_{\text{в}}^{\text{ВХ}}.$$

Коэффициент теплопередачи для плоских и цилиндрических стенок можно определить по формулам

$$K_{\text{пер_пл}} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{\text{д.г}}} + \frac{\delta}{\lambda} + \frac{1}{\alpha_{\text{в}}}};$$

$$K_{\text{пер_цил}} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{\text{д.г}} d_{\text{нар}}} + \frac{1}{2\lambda} \ln \frac{d_{\text{нар}}}{d_{\text{вн}}} + \frac{1}{\alpha_{\text{в}} d_{\text{вн}}}},$$

где $\alpha_{\text{д.г}}$ – коэффициент теплоотдачи для дымовых газов стенкам рекуператора, Вт/(м²·°С); δ – толщина стенок рекуператора, м; $d_{\text{нар}}$ и $d_{\text{вн}}$ – соответственно наружный и внутренний диаметры труб рекуператора, м; $\alpha_{\text{в}}$ – коэффициент теплоотдачи от рекуператора к воздуху, Вт/(м²·К).

Если пренебречь формой элементов поверхности теплообмена и его термическим сопротивлением, то коэффициент теплопередачи можно определить по формуле

$$K_{\text{пер}} = \frac{\alpha_{\text{д.г}} \alpha_{\text{в}}}{\alpha_{\text{д.г}} + \alpha_{\text{в}}}.$$

Коэффициент теплоотдачи для дымовых газов складывается из радиационной и конвективной составляющих $\alpha_{\text{д.г.}} = \alpha_{\text{д.г.р}} + \alpha_{\text{д.г.к}}$, для воздуха радиационной составляющей можно пренебречь, так как воздух состоит из двухатомных молекул и считается лучепрозрачным.

Коэффициент теплоотдачи излучением находится из выражения

$$\alpha_{\text{д.г.р}} = C_{\text{пр}} \frac{[(t_{\text{д.г.}}/100)^4 - (\bar{t}_{\text{ст.}}/100)^4]}{t_{\text{д.г.}} - \bar{t}_{\text{ст.}}}$$

Коэффициент теплоотдачи конвекцией определяется исходя из условий протекания дымовых газов (воздуха) в рекуператоре (методика расчета подробно представлена в работе [5]).

На рисунке 3 представлена зависимость рабочей площади поверхности радиационно-конвективного рекуператора топлива от коэффициента рекуперации теплоты при различной температуре дымовых газов (на входе в рекуператор). В качестве исходных данных принимали следующие: топливо – природный газ с теплотой сгорания 34,2 МДж/м³; $V_{\text{д.г.}}$ – 10,5 м³/м³; $L_{\text{в}}^{\text{д}}$ – 9,5 м³/м³; расход природного газа – 0,1 м³/с.

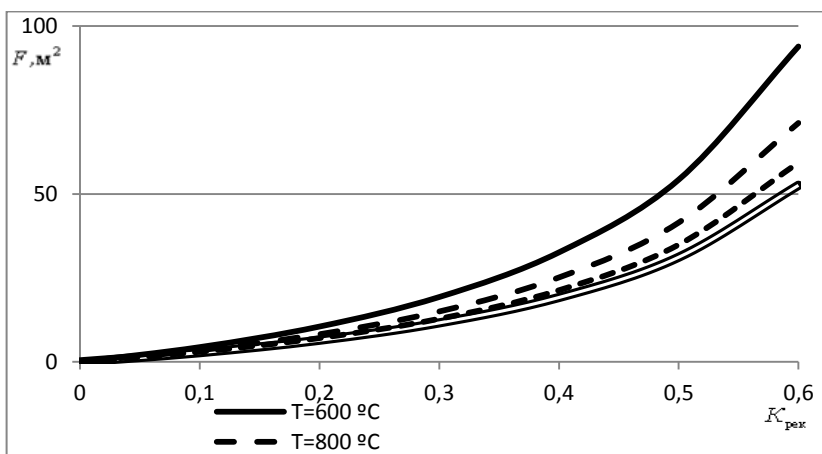


Рисунок 3 – Зависимость рабочей площади поверхности радиационно-конвективного рекуператора от коэффициента рекуперации теплоты при различной температуре дымовых газов

Как видно из рисунка, с увеличением коэффициента рекуперации площадь поверхности рекуператора существенно увеличивает-

ся, и, соответственно, возрастают капитальные и эксплуатационные издержки. Расход топлива прямо пропорционально влияет на площадь поверхности.

Рациональную степень рекуперации теплоты можно определить исходя из равенства прироста экономии топлива и прироста приведенных затрат на рекуператор. Для этого необходимо решить уравнение

$$C_{\tau} T_{\varepsilon} \left(B_0 \frac{\partial \mathcal{E}}{\partial K_{\text{рек}}} \right) = C_{\text{рек}} \frac{\partial F}{\partial K_{\text{рек}}}, \quad (24)$$

где $C_{\text{рек}} = Z_{\text{рек}_k} + Z_{\text{рек}_\varepsilon}$; T_{ε} – рассматриваемый период времени эксплуатации печи, с.

Прирост затрат на рекуператор от степени рекуперации будет равен

$$\frac{\partial F}{\partial K_{\text{рек}}} = \frac{B \eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{пер}} \theta_{\text{ср}}}. \quad (25)$$

Подставив уравнения (25) и (21) в (24), получим

$$\begin{aligned} C_{\tau} T_{\varepsilon} B_0 &= \left(\frac{i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}} - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}^2}{(Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}})^2} \right) = \\ &= C_{\text{рек}} \frac{B \eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{рек}} \theta_{\text{ср}}}. \end{aligned} \quad (26)$$

Разделим на B_0

$$\begin{aligned} C_{\tau} T_{\varepsilon} &\left(\frac{i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}} - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}^2}{(Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}})^2} \right) = \\ &= C_{\text{рек}} \frac{B}{B_0} \frac{\eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{рек}} \theta_{\text{ср}}}. \end{aligned} \quad (27)$$

Учтем, что

$$\frac{B}{B_0} = 1 - \Xi = 1 - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} (1 - K_{\text{рек}})} = 1 - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}}.$$

Тогда запишем

$$C_{\text{т}} T_{\text{э}} \left(\frac{i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}} \right) - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}^2}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}} - C_{\text{рек}} \left(1 - \frac{K_{\text{рек}} i_{\text{д.г}}}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}} + i_{\text{д.г}} K_{\text{рек}}} \right) \frac{\eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{пер}} \theta_{\text{пер}}} = 0.$$

Решением данного уравнения будет

$$K_{\text{рек}} = \frac{i_{\text{д.г}} \left(\frac{Q_{\text{н}}^{\text{п}}}{V_{\text{д.г}}} - i_{\text{д.г}} \right) - \frac{C_{\text{рек}}}{C_{\text{т}} T_{\text{э}}} \frac{\eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{пер}} \theta_{\text{сп}}} \left(\frac{Q_{\text{н}}^{\text{п}}}{V_{\text{д.г}}} - i_{\text{д.г}} \right)^2}{\frac{C_{\text{рек}}}{C_{\text{т}} T_{\text{э}}} \frac{\eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}}{K_{\text{пер}} \theta_{\text{сп}}} \left(\frac{Q_{\text{н}}^{\text{п}}}{V_{\text{д.г}}} - i_{\text{д.г}} \right) i_{\text{д.г}}}$$

или

$$K_{\text{рек}} = \frac{C_{\text{т}} T_{\text{э}} K_{\text{пер}} \theta_{\text{сп}}}{C_{\text{рек}} \eta_{\text{в}} V_{\text{д.г}} i_{\text{д.г}}} - \frac{(Q_{\text{н}}^{\text{п}}/V_{\text{д.г}} - i_{\text{д.г}})}{i_{\text{д.г}}}. \quad (28)$$

Разработанная методика (формула (28)) может использоваться для выбора оптимальной степени рекуперации теплоты отходящих газов. Для расчетов необходимо задаться видом технологического процесса в печи, температурой и составом отходящих газов, типом рекуператора и теплообменной схемы его исполнения, приведенной стоимостью единицы площади рекуператора, видом топлива и его стоимостью.

Алгоритм выбора оптимальной конструкции рекуператора представлен ниже.

1. Необходимо определиться со следующими исходными данными, характеризующими процессы сжигания топлива:

- тип процесса тепловой обработки (нагрев, термообработка, химико-термическая обработка);
- производительность печи;
- температурный уровень продуктов сгорания, покидающих печное пространство;
- используемое топливо (теплотворная способность, действительный объем воздуха горения и продуктов сгорания, состав дымовых газов, наличие подсосов воздуха и т. д.);
- стоимость топлива.

2. Выбрать конструкцию рекуператора:

- определиться с типом рекуператора;
- определиться с материалом изготовления рекуператора (найти стойкость материала к данным продуктам сгорания и количество замен за период эксплуатации печи);
- оценить удельные затраты 1 м^2 рекуператора данной конструкции, затраты на монтаж и обслуживание (с учетом количества замен).

3. По уравнению (28) определить оптимальную степень рекуперации теплоты.

4. По формулам (7) и/или (8) рассчитать тепловой баланс печи и определить расход топлива.

5. По формуле (23) вычислить рабочую поверхность рекуператора и исходя из используемых конструктивных элементов, рассчитать конструкцию рекуператора.

Заключение. Приведены критерии оценки выбора целесообразности модернизационных мероприятий с точки зрения окупаемости проектов по совершенствованию и модернизации промышленных печей. Проанализированы основные реконструктивные мероприятия, повышающие эффективность работы топливных (экономия топлива) и электрических термических (химико-термических) печей. Предложена методика выбора оптимальной степени рекуперации теплоты отходящих газов для топливных термических и химико-термических печей, позволяющая минимизировать издержки на топливо и на конструкцию и обслуживание рекуператора, а также дана оценка эффективности мероприятий по реконструкции футеровки.

Список литературы

1. Тимошпольский, В.И. Концепция реконструкции и модернизации парка нагревательных печей металлургических и машиностроительных предприятий Республики Беларусь: от теории к практике (проблемные вопросы) / В.И. Тимошпольский, М.Л. Герман // *Литье и металлургия*. – 2007. – № 2. – С. 21–28.

2. Немзер, Г.Г. Теплотехнология кузнечно-прессового производства / Г.Г. Немзер. – Л.: Машиностроение, 1988. – 320 с.

3. Корнеев, С.В. Анализ эффективности систем рекуперации нагревательных печей / С.В. Корнеев, Д.В. Менделев // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2009. – Вып. 32. – С. 40–49.

4. Менделев, Д.В. Теплотехническое обоснование энергоэффективных технологий и конструкций промышленных печей для нагрева металла: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / Д.В. Менделев; Белорус. нац. техн. ун-т. – Минск, 2012. – 21 с.

5. Тимошпольский, В.И. Промышленные теплотехнологии: методики и инженерные расчеты оборудования высокотемпературных теплотехнологий машиностроительного и металлургического производства / В.И. Тимошпольский, А.П. Несенчук, И.А. Трусова. – Минск: Вышэйшая школа, 1998. – 422 с.

6. Сорока, Б.С. Системы сжигания и теплоутилизационные устройства технологических печей: современное состояние и мировые тенденции / Б.С. Сорока // *Энерготехнология и ресурсосбережение*. – 2012. – № 2. – С. 54–68.

References

1. Timoshpol'skij, V.I. *Koncepciya rekonstrukcii i modernizacii parka nagrevatel'nyh pechej metallurgicheskikh i mashinostroitel'nyh predpriyatij Respubliki Belarus': ot teorii k praktike (problemnye voprosy)* [The concept of reconstruction and modernization of the heating furnace park of metallurgical and machine-building enterprises of the Republic of Belarus: from theory to practice (problematic issues)] / V.I. Timoshpol'skij, M.L. German // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2007. – No. 2. – P. 21–28.

2. Nemzer, G.G. *Teplotekhnologiya kuznechno-pressovogo proizvodstva* [Heat technology of forging and pressing production] / G.G. Nemzer. – Leningrad: Mashinostroenie Publ., 1988. – 320 p.

3. Korneev, S.V. *Analiz effektivnosti sistem rekuperacii nagrevatel'nyh pechej* [Analysis of the efficiency of recuperation systems for heating furnaces] / S.V. Korneev, D.V. Mendeleev // *Metallurgiya: respublikanskij mezhdedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers*. – Minsk: BNTU Publ., 2009. – Vyp. 32. – P. 40–49.

4. Mendeleev, D.V. *Teplotekhnicheskoe obosnovanie energoeffektivnyh tekhnologij i konstrukcij promyshlennyh pechej dlya nagreva metalla* [Heat engineering substantiation of energy-efficient technologies and designs of industrial furnaces for metal heating]: avtoref. dis....kand. tekhn. nauk: 05.16.02 / D.V. Mendeleev; Belarusian National Technical University, – Minsk, 2012. – 21 p.

5. Timoshpol'skij, V.I. *Promyshlennye teplotekhnologii: metodiki i inzhenernye raschety oborudovaniya vysokotemperaturnyh teplotekhnologij mashinostroitel'nogo i metallurgicheskogo proizvodstva* [Industrial heat technologies: methods and engineering calculations of equipment for high-temperature heat technologies for machine-building and metallurgical production] / V.I. Timoshpol'skij, A.P. Nesenchuk, I.A. Trusova. – Minsk: Vyshejschaya shkola Publ., 1988. – 422 p.

6. Soroka, B.S. *Sistemy szhiganiya i teploutilizacionnye ustrojstva tekhnologicheskij pechej: sovremennoe sostoyanie i mirovyje tendencii* [Combustion systems and heat recovery devices for technological furnaces: current state and global trends] / B.S. Soroka // *Energotekhnologiya i resursosberezhenie = Energy technology and resource conservation*. – 2012. – No. 2. – P. 54–68.

Поступила 25.10.2021

Received 25.10.2021

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ ТОПЛИВНЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
С.М. КАБИШОВ, канд. техн. наук
Министерство промышленности Республики Беларусь

Представлена методика расчета эффективности применения топливных и электрических источников энергии в нагревательных, термических и химико-термических печах с точки зрения минимизации стоимости обработки. Методика позволяет оценивать равностоимостные коэффициенты полезного действия для топливных и электрических печей, эксплуатируемых при различных режимах работы и при различной загрузке оборудования, а также при различных тарифах и способах оплаты за электроэнергию, что позволит принимать решение об использовании источника энергии.

Ключевые слова: топливные и электрические печи, равностоимостной коэффициент полезного действия, энергоэффективность.

COMPARATIVE ANALYSIS OF APPLICATION OF FUEL AND ELECTRIC FURNACES OF THERMAL AND CHEMICAL-THERMAL TREATMENT

P.E. RATNIKOV, Ph. D in Technical Sciences,
Belarusian National Technical University
S.M. KABISHOV, Ph. D in Technical Sciences,
Ministry of Industry of the Republic of Belarus

A method for calculating the efficiency of using fuel and electric energy sources in heating, thermal and chemical-thermal furnaces from the point of view of minimizing the cost of processing is presented. The methodology makes it possible to evaluate the equal-value efficiency for fuel and electric furnaces operated under different operating modes and with different equipment loads, as well as with different tariffs and methods of payment for electricity, which will make it possible to make a decision on the use of an energy source.

Keywords: fuel and electric furnaces, equal value efficiency, energy efficiency.

Введение. В настоящее время постоянно рассматриваются вопросы о целесообразности применения топливного или электрического способов отопления промышленных высокотемпературных установок, в частности нагревательных, термических и химико-термических печей. Выбор источника энергии в каждом случае представляет существенную сложность, так как при этом необходимо учитывать специфику конкретного производства, его расположение, наличие на территории предприятия (или в регионе) линий энергетических коммуникаций и т. д.

При выборе источника энергии для высокотемпературного теплотехнологического оборудования необходимо решить ряд задач, таких как:

- определиться с существующими коммуникациями энергоносителей, при их отсутствии – со стоимостью проведения, наличием местных источников топлива, возможностью увеличения установленной мощности на предприятии;

- рассчитать капитальные и эксплуатационные затраты на основное и вспомогательное оборудование;

- вычислить величину удельных энергозатрат и себестоимость тепловой обработки при использовании различных источников энергии;

- рассмотреть возможность полной автоматизации технологического процесса, выбрать способ отопления, обладающий высокой точностью регулирования температурно-тепловых режимов работы печных установок;

- оценить экологические показатели работы высокотемпературных агрегатов (снижение нагрузки на окружающую среду на предприятии и в целом по региону);

- решить вопрос безопасности осуществления технологического процесса;

- рассмотреть экономическую целесообразность функционирования предприятия (обеспеченность региона (страны) соответствующими топливно-энергетическими ресурсами) на текущий момент и на перспективу.

Также при выборе источников энергии для высокотемпературных теплотехнических установок необходимо учитывать возможно-

сти использования электроэнергии за счет Островецкой АЭС и наличие свободных электрических мощностей национальной энергосистемы.

Однозначный вывод о преимуществе того или иного способа нагрева в условиях конкретного производства может быть сделан на основании детального анализа вышеописанных задач.

Каждому из рассматриваемых способов использования энергии присущи свои преимущества и недостатки. Например, для электрических нагревательных и термических печей характерны [1]: высокая точность соблюдения температурного режима, легкость автоматизации, более низкие капитальные и эксплуатационные издержки, улучшенные условия работы персонала на рабочих местах (значительно меньший уровень шума, пыли, дыма). В то же время применение углеводородного топлива обеспечивает меньшую стоимость тепловой обработки (при использовании печей современных конструкций с высокой утилизацией вторичных энергоресурсов, современными горелочными устройствами и низкоинерционной футеровкой).

Результаты расчетного анализа. Ниже предложена методика оценки эксплуатационных (энергетических) показателей работы печей при использовании топливного и электрического источников энергии.

Стоимость отопления топливом или за счет потребления электроэнергии будут определяться соответствующим потреблением данных ресурсов

$$\begin{aligned} S_T &= C_T B_T; \\ S_э &= C_э W_э, \end{aligned} \tag{1}$$

где C_T и $C_э$ – тарифы на топливо и электроэнергию, руб/м³, руб/кг, руб/(кВт·ч) для предприятий; B_T и $W_э$ – соответственно расходы топлива и электрической энергии на цикл тепловой обработки или за определенный период времени, м³, кг или кВт·ч.

Расходы топлива и электроэнергии напрямую связаны с конструкциями печей и видом тепловой обработки. Одним из параметров, характеризующих их работу, является коэффициент полезного действия (КПД), который определяет долю энергии, расходуемой на

полезную работу, к общей энергии, поступившей в тепловой агрегат (и выделившейся в агрегате)

$$\begin{aligned} Q_M &= \eta_T Q_T = B_T \eta_T Q_H^P; \\ Q_M &= \eta_3 W, \end{aligned} \quad (2)$$

где η_T и η_3 – соответственно коэффициенты полезного действия топливной и электрической печи (коэффициенты топливо- и энергоиспользования); Q_M – теплота, поглощенная материалом, МДж; Q_H^P – теплотворная способность топлива, МДж/м³ или МДж/кг.

С учетом (2) формулы (1) приобретут вид

$$\begin{aligned} S_T &= C_T \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^P}; \\ S_3 &= C_3 \frac{Q_M}{\eta_3}. \end{aligned} \quad (3)$$

Если электроэнергия производится на тепловых электростанциях, т. е. путем сжигания первичного топлива, то запишем

$$W_3 = \eta_1 \eta_2 \eta_3 B_T, \quad (4)$$

где η_1 , η_2 , η_3 – соответствующие коэффициенты полезного действия при получении электроэнергии на ТЭС, передачи электроэнергии (потери в сетях) и трансформации электроэнергии в преобразователях (трансформаторах и т. д.). Стоимость отопления в пересчете на первичное топливо в данном случае будет составлять

$$\begin{aligned} S_3 &= C_3 W_3 = C_T \eta_1 \eta_2 \eta_3 B_T; \\ S_3 &= C_T \frac{Q_M}{\eta_3 \eta_1 \eta_2 \eta_3 Q_H^P}. \end{aligned} \quad (5)$$

Для корректного сравнения стоимости отопления при использовании топлива и электроэнергии необходимо ввести коэффициент соответствия тепловой и электрических видов энергии

$$K = 3,6 \text{ МДж}/(\text{кВт}\cdot\text{ч}).$$

Таким образом, отношение стоимости использования в печи топлива и электроэнергии будет иметь вид (при одинаковой полезной работе)

$$\frac{S_T}{S_э} = \frac{C_T}{C_э} \frac{K\eta_э}{\eta_T Q_H^P} . \quad (6)$$

При пересчете на цену первичного топлива получаем

$$\frac{S_T}{S_э} = \frac{\eta_э \eta_1 \eta_2 \eta_3}{\eta_T} . \quad (7)$$

Если приравнять левую часть выражения к единице, то можно определить «эквивалентные по стоимости» КПД для электрического и топливного способа отопления, которые обеспечивают одинаковый уровень энергозатрат на тепловую обработку

$$\eta_T = \eta_э \frac{C_T}{C_э} \frac{K}{Q_H^P} ; \quad (8)$$

$$\eta_T = \eta_э \eta_1 \eta_2 \eta_3 ,$$

где значение $\eta_э$ показывает долю теплоты от сжигания первичного топлива, поступившего в печь с электроэнергией. Из него определяются «эквивалентные» КПД топливных и электрических печей при пересчете на первичное топливо (рисунок 1).

Для расчета «стоимостного эквивалента» отопления рассмотрим пример отопления термической печи природным газом и электроэнергией. По данным РУП «Минскэнерго», филиал «Энергосбыт» [2] стоимость электроэнергии без НДС для крупных промышленных предприятий (присоединенная мощность превышает 750 кВА) составляет 0,19146 руб./кВт·ч (с НДС 0,229752); плата за установленную мощность – 22,64 руб./кВт без НДС или 27,168 с НДС. Для малых промышленных предприятий мощностью меньше 750 кВА применяется одноставочный тариф и стоимость электроэнергии составляет 0,24295 руб./кВт·ч (0,29154). Тариф на природный газ составляет 555,21 руб./1000 м³ без НДС (666,252 руб./1000 м³ с НДС) [2]. Средний коэффициент полезного действия ТЭС (ТЭЦ) примем равным 44 %, средние тепловые потери в сети – 9 %, потери

электроэнергии в трансформаторах и иных преобразователях – 5 %. Учтем, что по данным [2] энергетическая ценность 1000 м³ природного газа составляет 1,154 тут, а 1000 кВт·ч – 0,123 тут (тут – тонна условного топлива). Или 1 тут эквивалентна соответственно 870 м³ природного газа и 8130 кВт·ч электроэнергии (энергетический эквивалент 1 м³ природного газа равен 9,35 кВт·ч).

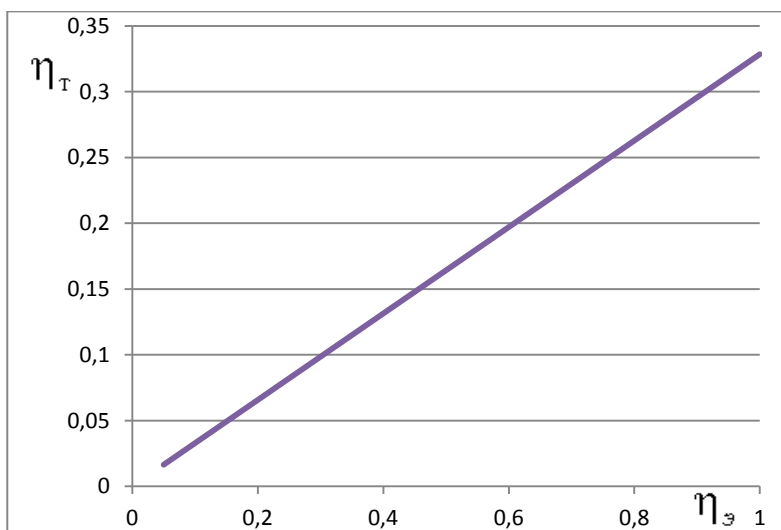


Рисунок 1 – Соответствие КПД топливной и электрической печи по первичному топливу (энергетическое соответствие)

Запишем выражение (8) через условное топливо

$$\eta_T = \eta_{\text{э}} \frac{C_T}{C_{\text{э}}} \frac{K}{Q_H^p} = \eta_{\text{э}} \frac{C_T}{C_{\text{э}}} \frac{G_T}{G_{\text{э}}}, \quad (9)$$

где G_T и $G_{\text{э}}$ – соответственно количество м³ природного газа и кВт·ч, эквивалентных 1 тут. Расчеты проведем без НДС. Подставив выше-приведенные данные, получим:

– для крупных предприятий

$$\eta_T = \eta_{\text{э}} \frac{870 \text{ м}^3 \cdot 0,555 \text{ руб/м}^3}{8130 \text{ кВтч} \cdot 0,191} = 0,31\eta_{\text{э}};$$

– для малых предприятий (по одноставочному режиму)

$$\eta_{\tau} = \eta_{\varepsilon} \frac{870 \text{ м}^3 \cdot 0,555 \text{ руб/м}^3}{8130 \text{ кВтч} \cdot 0,24925} = 0,238\eta_{\varepsilon}.$$

Соответствия КПД для топливной и электрической печи при различных способах учета электроэнергии приведены на рисунке 2.

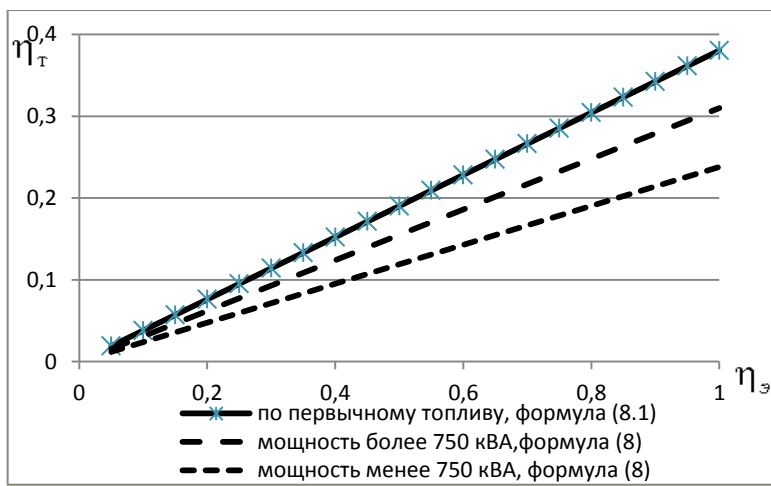


Рисунок 2 – Соответствия КПД топливной и электропечи печи по энергетическому эквиваленту и стоимости отопления

Формула (8) применима для оценочных расчетов. Она может применяться при оплате работы электропечей по одноставочному тарифу.

Если предприятие производит оплату по двухставочному тарифу, то выражение (3) приобретает вид:

$$S_T = C_T \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^P} + C_9 W_{\text{э_пр}} + C_{y.m} N_{\text{э_пр}} k_3; \quad (10)$$

$$S_9 = C_9 \frac{Q_M}{K \eta_9} + C_{y.m} N_{\text{п}} k_3,$$

где $W_{\text{э_пр}}$ – электроэнергия потребляемая электроприводами систем подачи воздуха, дымоудаления, систем управления печи, кВт·ч; $N_{\text{э_пр}}$ – мощность, потребляемая топливной печью, кВт; $N_{\text{п}}$ – мощность электропечи; k_3 – отношение заявленной мощности к установленной; $C_{y.m}$ – плата за установленную мощность, руб/(кВт·мес).

Энергию, затраченную на работу вентиляторов воздушных горелок и приводов дымососов, можно найти из выражения, приведенного в работе [3]. Так, расход энергии для работы вентиляторов подачи в зону горения окислителя и работы дымохода может быть оценен исходя из уравнения течения идеальной жидкости (уравнение Бернулли) без учета (в силу малости диссипации) энергии, связанной с вязкостью воздуха и потерями в дутьевом механизме. Для реальных условий следует учесть коэффициент повышения мощности k_2 в зависимости от условий работы (при температуре окружающей среды $t_{o.c.} = 20$ °С и высоте над уровнем моря до 1000 м ($k_1 = 1,2$), коэффициент запаса по производительности и напору ($k_2 = 1,2$), а также КПД дутьевого вентилятора (примем $\eta_B = 0,7$). Тогда запишем

$$E = \frac{k_1 k_2}{\eta_B} \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} V_{Ti} + \sum_{i=1}^I p_{Vi} V_{Vi} + p_d V_d \right) = \quad (11)$$

$$= 2,06 \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} V_{Ti} + \sum_{i=1}^I p_{Vi} V_{Vi} + p_d V_d \right),$$

где p_{Vi} , p_{Ti} и p_d – соответственно избыточные давления воздуха и топлива в i -той горелке (газовоздушной смеси для кинетических горелок) и дымовых газов, Па; V_{Vi} , V_{Ti} и V_d – соответственные расходы воздуха и топлива в i -й горелке (газовоздушной смеси) и дымовых газов, м³/с (в пересчете на нормальные условия).

Давления воздуха и дымососа являются характеристиками горелочных устройств, а объемы воздуха и продуктов горения – функ-

цией используемого топлива. Так, например, при сжигании природного газа относительные объемы воздуха составляют примерно $10 \text{ м}^3/\text{м}^3 B$, дыма $11 \text{ м}^3/\text{м}^3 B$ (B – расход газа).

Соответственно уравнения (10) примут вид

$$S_T = C_T \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p} + \frac{2,06C_3 \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} V_{Ti} + \sum_{i=1}^I p_{Vi} V_{Vi} + p_d V_d \right)}{K} + C_{y.m} N_{э,пр} k_3; \quad (12)$$

$$S_3 = C_3 \frac{Q_M}{K \eta_3} + C_{y.m} N_{п} k_3.$$

Учтем, что реальные объемы воздуха и продуктов сгорания с учетом коэффициентов температурного расширения равны

$$k_{тв} = \frac{t_{в} + 273}{293}; \quad k_{тд} = \frac{t_{д} + 273}{293},$$

и

$$V_{Vi} = k_{тв} L_{в} B_i, \quad V_{Ti} = B_i \quad \text{и} \quad V_d = k_{тд} L_d B, \quad B_i = \varepsilon_i B,$$

где ε_i – доля топлива, сжигаемого в i -той горелке (по сути представляет собой распределение тепловой мощности по печному пространству); $k_{тв}$ и $k_{тд}$ – коэффициенты температурного расширения воздуха и дымовых газов соответственно; $t_{в}$ и $t_{д}$ – температуры подогретого воздуха и отходящих газов соответственно, °C; $L_{в}$ и L_d – действительные объемы воздуха и дыма при сжигании топлива, $\text{м}^3/\text{м}^3$.

Тогда получим

$$S_T = C_T \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p} + \frac{2,06C_3 \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} \varepsilon_i B_T + \sum_{i=1}^I p_{Vi} k_{тв} L_{в} \varepsilon_i B_T + p_d k_{тд} L_d B_T \right)}{K} + C_{y.m} N_{э,пр} k_3.$$

Учтем, что $B_T = \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p}$, тогда

$$S_T = \left[C_T + \frac{2,06C_3 \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} \varepsilon_i + \sum_{i=1}^I p_{Vi} k_{iB} L_B \varepsilon_i + p_D k_{iD} L_D \right)}{K} \right] \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^P} +$$

$$+ C_{y.M} N_{э_пр} k_3; \quad (13)$$

$$S_э = C_э \frac{Q_M}{K \eta_э} + C_{y.M} N_{п} k_3.$$

Третье слагаемое формулы (13) для топливных печей ($C_{y.M} N_{э_пр} k_3$), т. е. плата за установленную мощность, пренебрежимо мало по сравнению с предыдущими. Например, дымососы серии Д-3,5 имеют следующие характеристики [4]: потребляемая мощность 3 кВт; избыточное давление 48 Па; производительность 4300 м³/ч. При отоплении природным газом этому соответствует печь с тепловой нагрузкой

$$E = \frac{4300 \text{ м}^3/\text{ч}}{3600 \text{ с}} \frac{1}{10 \text{ м}^3/\text{м}^3} \cdot 33 \text{ МДж}/\text{м}^3 = 3,94 \text{ МВт}.$$

Плата за установленную мощность при этом составит (при $k_3 = 1$)

$$C_{y.M} N_{э_пр} k_3 = 27,168 \cdot 3 \cdot 1 = 81,5 \text{ руб./мес.}$$

Очевидно, что это является незначительной суммой и при дальнейших сравнениях эффективности использования топливного или газового отопления этим слагаемым можно пренебречь (затраты только на топливо при этом составят 143190 руб./мес.). Если приравнять уравнения (13) к единице продукции (1 т) и пренебречь платой за мощность при топливном нагреве, то соотношение стоимостей отопления при топливном и электрическом нагреве будет иметь вид

$$\frac{S_T}{S_3} = \frac{\left[C_T + \frac{2,06C_3 \left(\sum_{i=1}^I p_{Ti} \varepsilon_i + \sum_{i=1}^I p_{Vi} k_{iB} L_B \varepsilon_i + p_d k_{iD} L_d \right)}{K} \right] \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p}}{C_3 \frac{Q_M}{K \eta_3} + \frac{C_{y.M} N_{II} k_3}{\Pi_M}}, \quad (14)$$

где Π_M – месячный план производства, т/мес.

Формула (14) позволяет определить отношения стоимостей отопления топливом и при использовании электроэнергии при максимальной загрузке печного оборудования. Однако в производственных условиях печи могут эксплуатироваться с непостоянной нагрузкой (например, работа в одну или две смены или с неполной загрузкой оборудования). Причем степень загрузки оборудования не влияет на величину оплаты за установленную мощность. Поэтому появляется необходимость учета степени загрузки оборудования.

Степень загрузки оборудования можно выразить через производительность печи, фонд рабочего времени и производственную программу

$$K_{\text{загр}} = \frac{\Pi_M}{\mathcal{F} \cdot P}, \quad (15)$$

где \mathcal{F} – фонд работы оборудования в месяц, ч/мес.; P – производительность т/ч.

Полезная теплота равна

$$Q_M = P(i_k - i_n) = P \Delta i,$$

где i_k и i_n – конечная и начальная энтальпии металла.

При нагреве (термообработке) с холодного посада $Q_M = P i$.

Также необходимо учесть, что заявленная мощность электропечей всегда больше их номинальной (потребляемой) мощности на 10–30 % [5], т. е. вводится коэффициент запаса мощности $k_{\text{зап}}$

$$N_{II} = k_{\text{зап}} N_{\text{потр.}}$$

Тогда КПД электропечи равно

$$\eta_{\text{э}} = C_{\text{э}} \frac{Pi}{KN_{\text{потр}}}$$

При подстановке этих выражений в формулу (14) получим

$$\frac{S_{\text{Т}}}{S_{\text{э}}} = \frac{\eta_{\text{э}}}{\eta_{\text{Т}}} \left[\frac{C_{\text{Т}} + \frac{2,06C_{\text{э}} \left(\sum_{i=1}^I p_{\text{Ti}} \varepsilon_i + \sum_{i=1}^I p_{\text{Bi}} k_{\text{тв}} L_{\text{в}} \varepsilon_i + p_{\text{д}} k_{\text{тд}} L_{\text{д}} \right)}{K}}{\frac{C_{\text{э}}}{K} + \frac{C_{\text{у.м}}}{K} \frac{k_3 k_{\text{зап}}}{\text{ЧК}_{\text{загр}}}} \right] \frac{1}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}}. \quad (16)$$

Из уравнения (16) можно определить КПД газовых и электрических печей, которые при равной полезной работе будут обеспечивать одинаковую стоимость отопления при расчете за электроэнергию по двухставочному тарифу

$$\eta_{\text{Т}} = \eta_{\text{э}} \left[\frac{C_{\text{Т}} + \frac{2,06C_{\text{э}} \left(\sum_{i=1}^I p_{\text{Ti}} \varepsilon_i + \sum_{i=1}^I p_{\text{Bi}} k_{\text{тв}} L_{\text{в}} \varepsilon_i + p_{\text{д}} k_{\text{тд}} L_{\text{д}} \right)}{K}}{\frac{C_{\text{э}}}{K} + \frac{C_{\text{у.м}}}{K} \frac{k_3 k_{\text{зап}}}{\text{ЧК}_{\text{загр}}}} \right] \frac{1}{Q_{\text{н}}^{\text{п}}}. \quad (17)$$

Ниже приведены результаты расчетов равностоимостных КПД работы топливных и электрических печей при оплате за электроэнергию по двухставочному тарифу. В качестве примера примем следующие исходные данные: топливо – природный газ с теплотой сгорания 33,1 МДж/м³; стоимость электроэнергии без НДС составляет 0,19146 руб./кВт·ч (с НДС 0,229752); плата за установленную мощность – 22,64 руб./кВт без НДС или 27,168 с НДС [2]; тариф на природный газ – 555,21 руб./1000 м³ без НДС (666,252 руб./1000 м³ с НДС) [2]; годовой фонд работы оборудования при 40-часовой рабочей неделе – 255 дней или 2032 ч (данные на 2020 год [6]), что в

переводе на месяц составит: 170 ч при работе в 1 смену; 340 ч – в две смены; 510 ч – в 3 смены. Относительные объемы воздуха и продуктов сгорания принимаются равными $L_v = 10 \text{ м}^3/\text{м}^3$, $L_d = 11 \text{ м}^3/\text{м}^3$; давления газозвдушной смеси и продуктов сгорания составляют соответственно 1000 Па и 50 Па. При расчетах не будем учитывать НДС, так как отношение стоимостей при этом не изменится. Результаты расчетов представлены на рисунке 3.

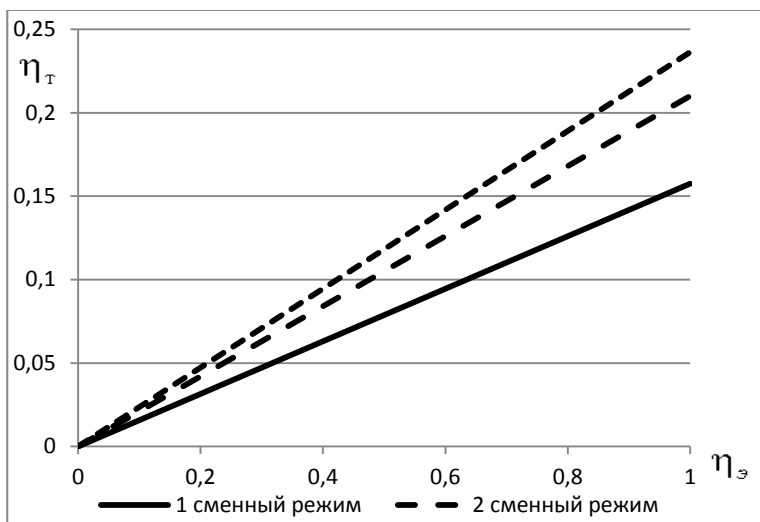


Рисунок 3 – Линии равностоимостных КПД печей отапливаемой газом и электроэнергией при одинаковой полезной работе при различном количестве смен работы оборудования (коэффициент загрузки оборудования 0,8)

Для оценки эффективности работы электропечей, работающих с малой нагрузкой, проведены расчеты работы оборудования в односменном режиме работы с коэффициентами загрузки оборудования 30, 60 и 90 %. Результаты расчетов приведены на рисунке 4.

Определим влияние коэффициента загрузки оборудования $K_{\text{загр}}$ на отношение равностоимостных КПД топливных и нагревательных печей при различных режимах их работы (работа в 1, 2 и 3 смены).

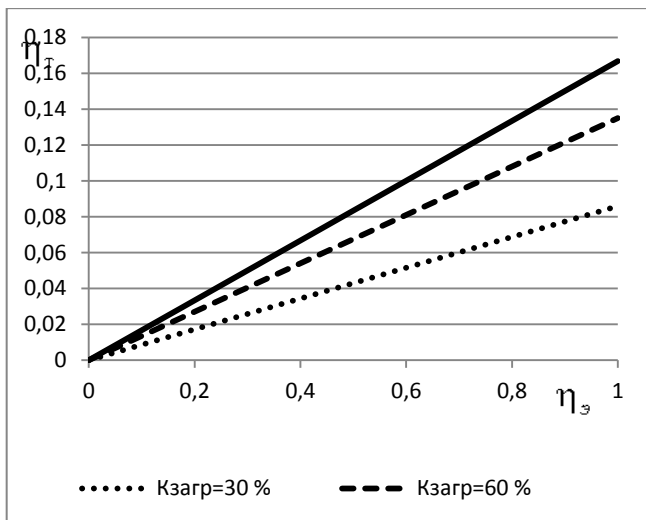


Рисунок 4 – Линии равностоимостных КПД газовой и электрической печи, работающих в 1 сменном режиме, с коэффициентом загрузки оборудования 30 %, 60 %, 90 %

Для этого уравнение (17) представим в виде

$$\eta_{\text{г}} = \eta_{\text{э}} K_{\text{соотв}}, \quad (18)$$

где $K_{\text{соотв}} = \eta_{\text{г}}/\eta_{\text{э}}$, $K_{\text{соотв}} = f(C_{\text{э}}, C_{\text{т}}, Q_{\text{н}}^{\text{п}}, k_3, k_{\text{зап}}, K_{\text{загр}}, \text{Ч})$.

Здесь $K_{\text{соотв}}$ – отношение КПД топливной (работающей на природном газе) и электропечи при прочих равных условиях.

Результаты расчетов приведены на рисунке 5.

Определим долю затрат на оплату заявленной мощности в общей стоимости электронагрева при работе печного оборудования при различном фонде времени и с разными коэффициентами загрузки оборудования. Для этого из уравнения (17) получим:

$$\Delta = \frac{\frac{C_{\text{у.м}}}{\text{К}} + \frac{k_3 k_{\text{зап}}}{\text{ЧК}_{\text{загр}}}}{\frac{C_{\text{э}}}{\text{К}} + \frac{C_{\text{у.м}}}{\text{К}} + \frac{k_3 k_{\text{зап}}}{\text{ЧК}_{\text{загр}}}}.$$

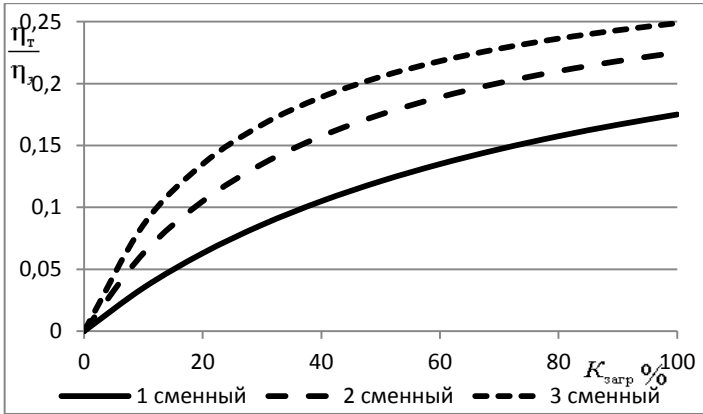


Рисунок 5 – Отношение равностоимых КПД для газовой и электрических печей, работающих в 1, 2 и 3 смены, при различных коэффициентах загрузки оборудования и при оплате за электроэнергию по двухставочному тарифу

Результаты расчетов представлены на рисунке 6.

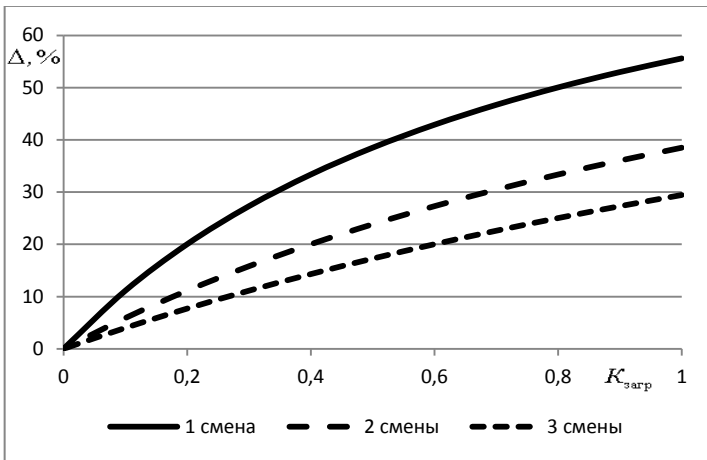


Рисунок 6 – Доля затрат на оплату заявленной мощности в общей стоимости электронагрева при работе печного оборудования при различном фонде времени и с разными коэффициентами загрузки оборудования

Как видно из рисунка 6, при работе электропечей с коэффициентом загрузки 80–90 % (трехсменный режим вместо односменного) доля платы за установленную мощность снижается с 50–52 % до 25–27 %.

Как известно, ценообразование на рынках энергоресурсов складывается, в том числе, и от соотношений спроса и предложения на энергоресурсы и от цены на их заменители. Эти колебания цен могут оказывать влияние на отношения эксплуатационных расходов газовых и электрических печей. Оценим влияние динамики цен на газ и электроэнергию на равностоимостные КПД электрических и газовых печей. Например, стоимость покупки природного газа для Республики Беларусь в 2021 году составляет 128 долларов США за 1000 м³. При этом предприятия покупают природный газ по цене 555,21 руб./1000 м³ (данные на 01.01.20, тариф указан при соотношении курса белорусского рубля к доллару США 2,1085:1 [2]), что эквивалентно 263,32 долларам США за 1000 м³. На рисунке 7 приведены равностоимостные КПД газовых и электрических печей при различной стоимости природного газа и цене за 1 кВт·ч = 0,191 руб. (без НДС). Коэффициент загрузки оборудования принят $K_{з\text{арг}} = 0,7$.

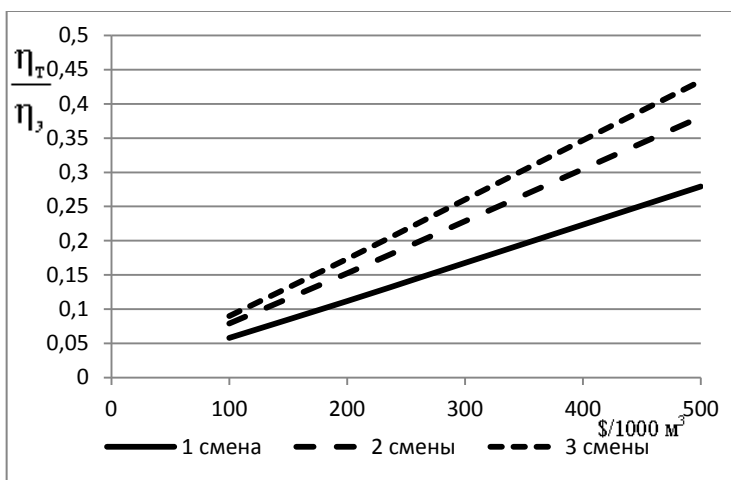


Рисунок 7 – Равностоимостные КПД газовых и электрических печей при различной стоимости природного газа

Как видно из рисунка 7, повышение стоимости природного газа до 500 \$ за 1000 м³ повышает равностоимостной КПД газовых печей практически вдвое.

На рисунке 8 показаны равностоимостные КПД газовых и электрических печей при стоимости природного газа 555,21 руб./1000 м³ [2] и различной стоимости электроэнергии (стоимость электрической энергии для промышленных предприятий составляла в 2019 году от 0,07 евро в Грузии до 0,2036 в Германии [7]). Коэффициент загрузки оборудования принят равным $K_{з\text{арп}} = 0,7$. По данным на 01.01.20 при соотношении курса белорусского рубля к доллару США 2,1085:1 [2] стоимость электроэнергии составляла 0,0905 \$/кВт·ч.

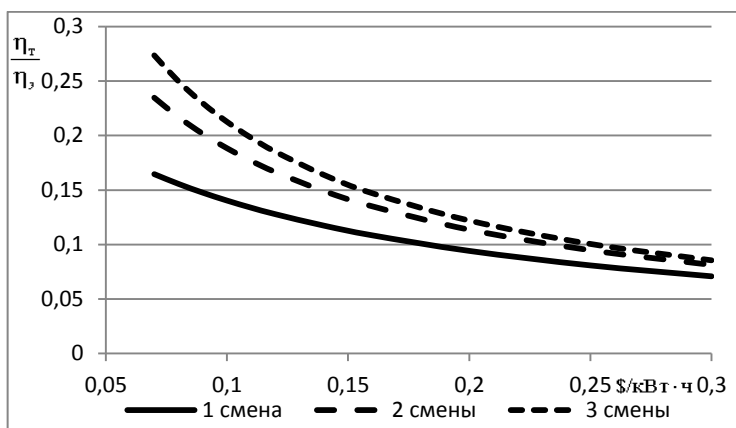


Рисунок 8 – Равностоимостные КПД газовых и электрических печей при стоимости природного газа 555,21 руб./1000 м³ и различной стоимости электроэнергии

Для более полного сравнения эффективности использования топливных и электрических термических (химико-термических) печей необходимо учесть, помимо энергетических, еще и капитальные затраты (стоимость оборудования, затраты на подвод энергетических и других коммуникаций), эксплуатационные затраты (затраты на техническое обслуживание, плановые и предупредительные ремонты) и заработную плату обслуживающего персонала. В этом случае стоимость тепловой обработки можно определить по выражениям

$$S_T = C_T \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p} + C_{\text{э}} W_{\text{э_пр}} + C_{\text{у.м}} N_{\text{э_пр}} k_{\text{э}} + \frac{C_{\text{к.т}} + C_{\text{э.т}} + C_{\text{з.т}}}{\sum_{j=1}^m \Pi_{\text{Мj}}};$$

$$S_{\text{э}} = C_{\text{э}} \frac{Q_M}{K \eta_{\text{э}}} + C_{\text{у.м}} N_{\text{п}} k_{\text{э}} + \frac{C_{\text{к.э}} + C_{\text{э.э}} + C_{\text{з.э}}}{\sum_{i=1}^n \Pi_{\text{Mi}}}$$

или

$$S_T = \left[C_T + \frac{2,06 C_{\text{э}} \left(\sum_{i=1}^I p_{\text{Ti}} \varepsilon_i + \sum_{i=1}^I p_{\text{Vi}} k_{\text{TB}} L_{\text{B}} \varepsilon_i + p_{\text{д}} k_{\text{TD}} L_{\text{д}} \right)}{K} \right] \frac{Q_M}{\eta_T Q_H^p} +$$

$$+ C_{\text{у.м}} N_{\text{э_пр}} k_{\text{э}} + \frac{C_{\text{к.т}} + C_{\text{э.т}} + C_{\text{з.т}}}{\sum_{j=1}^m \Pi_{\text{Мj}}};$$

$$S_{\text{э}} = C_{\text{э}} \frac{Q_M}{K \eta_{\text{э}}} + C_{\text{у.м}} N_{\text{п}} k_{\text{э}} + \frac{C_{\text{к.э}} + C_{\text{э.э}} + C_{\text{з.э}}}{\sum_{i=1}^n \Pi_{\text{Mi}}},$$

где $C_{\text{к.т}}$ – капитальные затраты за нормативный период эксплуатации топливной печи, руб; $C_{\text{э.т}}$ – эксплуатационные затраты за нормативный период эксплуатации топливной печи, руб; $C_{\text{к.э}}$ – капитальные затраты за нормативный период эксплуатации электрической печи, руб; $C_{\text{э.э}}$ – эксплуатационные затраты за нормативный период эксплуатации электрической печи, руб; $C_{\text{з.т}}$ – заработная плата персонала, обслуживающего топливную печь; $C_{\text{з.э}}$ – заработная плата персонала, обслуживающего электрическую печь; $\sum_{j=1}^m \Pi_{\text{Мj}}$ – суммарный объем производства продукции за нормативный период эксплуатации топливной печи, т; $\sum_{i=1}^n \Pi_{\text{Mi}}$ – суммарный объем производства продукции за нормативный период эксплуатации электри-

ческой печи, т; n – продолжительность эксплуатации электрической печи, мес.; m – продолжительность эксплуатации топливной печи, мес.

Капитальные, эксплуатационные затраты и оплата труда персоналу зависят от производителей оборудования, степени автоматизации печи, применяемых материалов и особенностей конкретных производств и даже социальных трудовых факторов, поэтому их оценить возможно только в случае предоставления полной картины этих данных.

Заключение. При работе термических и химико-термических печей в условиях малых предприятий (с установленной мощностью менее 750 кВА), когда оплата за электроэнергию осуществляется по одноставочному тарифу, применение электропечей (КПД таких печей находится в пределах 60–80 %) соответствует применению газовых печей с КПД порядка 14–20 %. При КПД газовых печей свыше 20 % их эксплуатация становится экономически более выгодной. При эксплуатации термических печей на крупных промышленных предприятиях (с установленной мощностью более 750 кВА) целесообразно подбирать их производительность таким образом, чтобы обеспечивать трехсменный режим эксплуатации и высокие коэффициенты загрузки оборудования. Это позволит снизить удельное влияние платы за установленную мощность на себестоимость нагрева (термической или химико-термической обработки). При низких значениях коэффициента загрузки оборудования и работе в односменном режиме определяющее значение при выборе типа отопления будет иметь конструкция футеровки печи (так как в этом случае существенно возрастают удельные затраты на аккумуляцию кладкой и холостой ход печи).

Как показывают расчеты, применение даже идеальной электропечи, эксплуатирующейся с максимальной производительностью, по стоимостному выражению затрат на энергоресурсы эквивалентно эксплуатации газовой печи с КПД около 25 %. Что касается применения термических печей современных конструкций (высокая степень утилизации вторичных ресурсов, низкоинерционная футеровка), то при текущей конъюнктуре цен на рынках газа и электроэнергии они находятся вне конкуренции.

Следует отметить, что результаты расчетов, приведенные на рисунках 2–5, не включают в себя капитальные и эксплуатационные

расходы, учет которых может существенно изменить картину в пользу электропечей. К этому стоит добавить, что электронагрев предпочтительней с точки зрения обеспечения промышленной безопасности производства, управления технологическим процессом и является более экологичным (на рабочем месте), а также то, что электропечи требуют меньше места для подвода и отвода энергетических коммуникаций.

Список литературы

1. Методика оценки эффективности использования электронагрева в промышленных теплотехнологиях / М.Л. Герман [и др.] // Энергоэффективность. – 2016. – № 2. – С. 29–34.

2. Интернет-портал оборудования термообработки [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://minenergo.gov.by>. – Дата доступа: 10.10.20.

3. Оптимизация топливно-кислородных режимов сжигания углеводородного топлива в теплогенерирующих установках жилищно-коммунальных хозяйств [Электронный ресурс]: отчет о НИР (заключ.) / БНТУ; рук. Ратников П.Э.; исполн.: Трусова И.А. [и др.]. – Минск, 2013. – 152 с. – Библиогр.: с. 142–149. – № ГР 20111002.

4. Интернет-портал оборудования термообработки [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://maxaero.by>. – Дата доступа: 10.10.20.

5. Арендарчук, А.В. Общепромышленные электропечи периодического действия / А.В. Арендарчук, А.С. Бородачев, В.И. Филиппов. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 112 с.

6. Интернет-портал оборудования термообработки [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.gb.by. – Дата доступа: 10.10.20.

7. Интернет-портал оборудования термообработки [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ru.wikipedia.org>. – Дата доступа: 10.10.20.

References

1. Metodika ocenki effektivnosti ispol'zovaniya elektronagreva v promyshlennyh teplotekhnologiyah [Methodology for assessing the efficiency of using electric heating in industrial heat technologies] /

M.L. German [et al.] // *Energoeffektivnost' = Energy efficiency*. – 2016. – No. 2. – P. 29–34.

2. <https://minenergo.gov.by>

3. **Optimizaciya** *toplivno-kislorodnyh rezhimov szhiganiya uglevodородного топлива v teplogeneriruyushchih ustanovkah zhilishchno-kommunal'nyh hozyajstv* [Optimization of fuel-oxygen modes of combustion of hydrocarbon fuel in heat-generating installations of housing and communal services]: Research report (final) / BNTU; supervisor Ratnikov P.E., executor Trusova I.A. [et al.]. – Minsk, 2013. – 152 p.

4. <https://maxaero.by>

5. **Arendarchuk, A.V.** *Obshchepromyshlennye pechi periodicheskogo dejstviya* [General industrial batch furnaces] / A.V. Arendarchuk, A.S. Borodachev, V.I. Fillipov. – Moscow: Energoizdat Publ., 1990. – 112 p.

6. www.gb.by

7. <https://ru.wikipedia.org>

Поступила 25.10.2021

Received 25.10.2021

УДК 669.018.28

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **П.Е. ЛУЩИК**, канд. техн. наук,
Д.С. МОРОЗОВ

РИУП «НТП БНТУ «Политехник»

А.И. ПОКРОВСКИЙ, канд. техн. наук

ГНУ Физико-технический институт НАН Беларуси

Разработана математическая модель формирования литой структуры при затвердевании высокопрочного чугуна, описывающая процесс образования и роста графитных включений шаровидной (сферической) формы в системе Fe-C. Математическая постановка задачи включает уравнения нестационарной теплопроводности с учетом выделения теплоты кристаллизации при фазовом переходе и сферической диффузии с подвижной межфазной границей в системе «расплав Fe-C – шаровидный графит». Представлена модель элементарной эвтектической ячейки для шаровидного включения графита, расчетный радиус которой определяется с учетом эвтектической концентрации углерода и предельной растворимости углерода в железе при эвтектической температуре. Получено численное решение разработанной модели методом конечных разностей с заданным шагом пространственной сетки на основе алгоритма обратного хода вычислений по временным слоям до момента, при котором выполнялось условие достижения эвтектической концентрации для элементарной эвтектической сферической ячейки заданного радиуса. Установлены расчетные зависимости концентрации углерода и скорости диффузионного роста от времени кристаллизации в середине включений шаровидного графита различного радиуса.

Ключевые слова: система Fe-C, высокопрочный чугун, шаровидный графит, моделирование литой структуры.

MODELING THE FORMATION OF CAST STRUCTURES IN DUCTILE IRON

I.V. RAFALSKI, Ph. D in Technical Sciences, **P.E. LUSHCHIK**, Ph. D
in Technical Sciences, **D.S. MOROZOV**

Science and Technology Park of BNTU «Polytechnic»

A.I. POKROVSKI, Ph. D in Technical Sciences
Institute of Physics and Technology of National Academy
of Sciences of Belarus

A mathematical model has been developed for the formation of cast structures during solidification of ductile iron, which describes the process of formation and growth of graphite inclusions of a spherical (spherical) shape in the Fe-C system. The mathematical formulation of the problem includes the equations of non-stationary thermal conductivity taking into account the release of the heat of crystallization during the phase transition and spherical diffusion with a movable interface in the system «Fe-C melt - nodular graphite». A model of an elementary eutectic cell for a spherical inclusion of graphite is presented, the calculated radius of which is determined taking into account the eutectic concentration of carbon and the limiting solubility of carbon in iron at the eutectic temperature. A numerical solution of the developed model is obtained by the finite difference method with a given step of the spatial grid on the basis of the algorithm for backward computations over time layers until the moment at which the condition for reaching the eutectic concentration for an elementary eutectic spherical cell of a given radius is satisfied. The calculated dependences of the carbon concentration and the rate of diffusion growth on the crystallization time in the middle of nodular graphite inclusions of various radii have been established.

Keywords: Fe-C system, ductile iron, nodular graphite, cast structure simulation.

Введение. Высокопрочный чугун со сферическим графитом, полученный в процессе изотермической термообработки, характеризуется высоким комплексом технологических и механических свойств при более низкой стоимости получения, обеспечивая конкурентные преимущества по сравнению с другими чугунами, стальными отливками и поковками, что делает его перспективным конструкционным материалом для ряда ответственных машиностроительных изделий (поршневые и уплотнительные кольца, блоки цилиндров, коленчатые и распределительные валы, тормозные ба-

рабаны, диски сцепления, ступицы колес, коробки дифференциалов, кронштейны, гидравлические муфты, подвески рессор, картеры задних мостов) [1].

Важнейшей задачей исследования высокопрочных чугунов является изучение эволюции и моделирование его микроструктуры в процессе затвердевания [2]. Однако разработка математических моделей структурообразования и графитизации является одним из наиболее сложных вопросов теории чугуна, поскольку этот материал представляет собой многокомпонентный сплав системы Fe-C, который в различных условиях затвердевания может образовывать разнообразные структуры со стабильной эвтектикой «железо-графит» или метастабильной эвтектикой Fe-Fe₃C. При этом сам механизм формирования графитных включений различной морфологии в чугунах до конца не ясен и также является предметом исследований [3]. Таким образом, ключевой задачей моделирования литой структуры высокопрочного чугуна является математическое описание процесса образования и роста графитных включений шаровидной (сферической) формы в процессе затвердевания.

Математическая постановка задачи. Расчетная схема для построения математической модели формирования графитных включений шаровидной (сферической) формы в системе Fe-C представлена на рисунке 1.

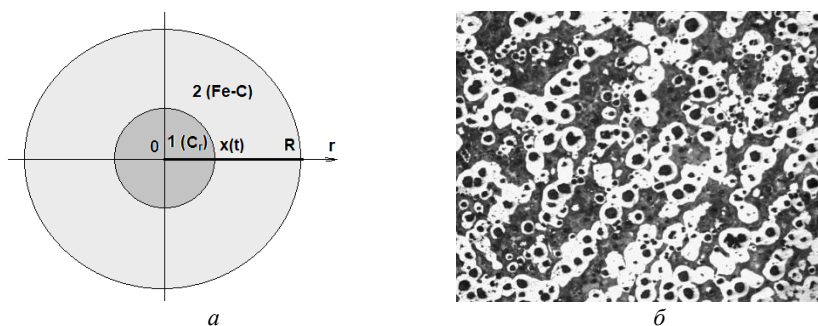


Рисунок 1 – Расчетная схема (а) для математического моделирования формирования графитных включений шаровидной (сферической) формы в системе Fe-C (1 – шаровидный графит; 2 – расплав высокопрочного чугуна) и микроструктура феррито-перлитного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (б)

Расчетный радиус элементарной эвтектической ячейки для шаровидного включения графита радиусом R_C определялся с учетом эвтектической концентрации углерода (N_E) и предельной растворимости углерода в железе (N_S) при эвтектической температуре:

$$R = \left(1 + \frac{\rho_C \cdot (1 - N_E)}{\rho_{Fe-C} \cdot (N_E - N_S)} \right)^{1/3} \cdot R_C, \quad (1)$$

где ρ_C – плотность графита, кг/м³; ρ_{Fe-C} – плотность раствора углерода в γ -Fe при содержании в нем 2,14 % C, кг/м³.

Математическая постановка задачи включала уравнения нестационарной теплопроводности с учетом выделения теплоты кристаллизации при фазовом переходе для сферически симметричных тел (включений шаровидного графита) и сферической диффузии с подвижной межфазной границей в системе «расплав Fe-C – шаровидный графит»:

$$\left\{ \begin{array}{l} c_1 \rho_1 \frac{\partial T_1}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda_1 r^2 \frac{\partial T_1}{\partial r} \right), 0 < r < x(t), t > 0; \\ c_2 \rho_2 \frac{\partial T_2}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda_2 r^2 \frac{\partial T_2}{\partial r} \right) + \rho_2 L_2 \frac{\partial f_{S2}}{\partial t}, x(t) < r < R, t > 0; \\ t = 0: T(r) = T_0, \quad 0 \leq r \leq R; \\ r = 0: \frac{\partial T}{\partial r} = 0; \quad t > 0; \\ x = R: T = T_p; \quad t > 0, \end{array} \right. \quad (2)$$

где T – температура, К; t – время, с; λ_1, λ_2 – теплопроводность графита и чугуна, соответственно, Вт/(м·К); c_1, c_2 – удельная теплоемкость графита и чугуна, соответственно, Дж/(кг·К); ρ_1, ρ_2 – плотность графита и чугуна, соответственно, кг/м³; L – удельная теплота кристаллизации, Дж/кг; f_S – функция тепловыделения, которая определяется объемной долей затвердевающей фазы при фазовом

превращении, о. е.; T_0 – начальная температура расплава Fe-C, К; T_p – температура поверхности формы, К.

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial N_1}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(D_1 r^2 \frac{\partial N_1}{\partial r} \right), 0 < r < x(t), \quad t > 0; \\ \frac{\partial N_2}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(D_2 r^2 \frac{\partial N_2}{\partial r} \right), x(t) < x < R, \quad t > 0; \\ t = 0 : N(r) = 1, \quad 0 \leq r \leq x(t); \\ t = 0 : N(r) = N_0, \quad x(t) < r \leq R; \\ r = 0 : \frac{\partial N}{\partial r} = 0; \quad t > 0; \\ x = R : \frac{\partial N}{\partial r} = 0; \quad t > 0; \\ r = x(t) : D_1 \frac{\partial N_1}{\partial t} - D_2 \frac{\partial N_1}{\partial t} = (N_f^1 - N_f^2) \frac{dx}{dt}, \end{array} \right. \quad (3)$$

где D_1, D_2 – коэффициенты диффузии углерода в графите и чугуна, м²/с; N_1, N_2 – концентрация углерода в графите и чугуна, о. е.; N_f^1, N_f^2 – концентрация углерода на левой и правой межфазной границах при данной температуре; N_0 – начальная концентрация углерода в расплаве Fe-C ($N_0 = 0,0214$ о. е.); $x(t)$ – текущее положение межфазной границы раздела, м.

Значения N_f^1, N_f^2 концентрации атомов углерода на левой и правой межфазной границах при данной температуре определены как зависимости предельной растворимости при данной температуре, т. е. как функции от температуры с использованием данных диаграмм состояния сплавов Fe-C.

Моделирование процесса формирования шаровидного включения графита заданного радиуса проводилось при следующих допущениях:

- перенос атомов углерода и рост включения графита осуществляется посредством диффузии;
- конвекция в жидкой фазе является незначительной;
- коэффициент диффузии зависит от температуры и в расплаве слабо зависит от состава жидкой фазы;
- зона контакта является сферической;
- температура эвтектической кристаллизации составляет 1153 °С;
- эвтектическая концентрация углерода (N_E) составляет 4,3 % (мас.);
- предельная растворимость углерода в железе (N_S) при эвтектической температуре составляет 2,14 % (мас.).

На основе математической модели формирования шаровидного включения графита заданного радиуса разработан алгоритм и выполнена программная реализация численного решения задачи моделирования процесса формирования литой структуры при затвердевании высокопрочного чугуна.

Представленная модель численно решалась методом конечных разностей (МКР) с заданным шагом пространственной сетки на основе алгоритма обратного хода вычислений по временным слоям до момента, при котором выполнялось условие достижения эвтектической концентрации ($N_E = 0,043$) для элементарной эвтектической ячейки радиусом R , с использованием явной разностной схемы на равномерной сетке

$$\Omega_{\tau h} = \{x_i = ih, i = \overline{0, K_h}, \tau^j = j\Delta\tau, j = \overline{0, K_\tau}\}, \quad (4)$$

где i, j – индексы при расчетных узлах, принимающие целочисленные значения от нуля до K_h и K_τ соответственно; K_h и K_τ – параметры, определяющие число расчетных узлов соответственно для координаты x и времени τ ; $h, \Delta\tau$ – шаг изменения параметров x и τ соответственно.

Расчет температур проводили в предположении равномерного (линейного) характера тепловыделения, вызванного кристаллизацией расплава чугуна. Функция тепловыделения, обусловленная образованием и ростом твердой фазы f_S в интервале кристаллизации сплава ($T_S - T_L$), определялась из соотношения

$$\frac{\partial f_S}{\partial t} = \frac{df_S}{dT} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{T_S - T_L} \cdot \frac{\partial T}{\partial t}. \quad (5)$$

Основное дифференциальное уравнение теплопроводности с учетом соотношения (5) принимает следующий вид:

$$c(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda(T)r^2 \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \rho(T)L \frac{1}{T_S - T_L} \cdot \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (6)$$

или

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{(T_S - T_L)}{\rho(T) \cdot [c(T)(T_S - T_L) - L]} \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda(T)r^2 \frac{\partial T}{\partial r} \right). \quad (7)$$

Расчет температуры проводили на основе численного решения дифференциального уравнения (4) после аппроксимации частных производных конечными разностями:

$$\begin{aligned} \frac{(T_i^{j+1} - T_i^j)}{\tau} &= \frac{(T_S - T_L)}{\rho(T_i^j) \cdot [c(T_i^j) \cdot (T_S - T_L) - L]} \cdot \frac{1}{r_i^2 h} \times \\ &\times \left(\lambda_{i+1/2}^j \cdot r_{i+1/2}^2 \frac{T_{i+1}^{j+1} - T_i^{j+1}}{h} - \lambda_{i-1/2}^j \cdot r_{i-1/2}^2 \frac{T_i^{j+1} - T_{i-1}^{j+1}}{h} \right), \quad (8) \\ &i = 2, \dots, K_h; j \geq 0, \end{aligned}$$

где

$$\lambda_{i+1/2}^j = \frac{\lambda_{i+1}^j + \lambda_i^j}{2}, \quad \lambda_{i-1/2}^j = \frac{\lambda_i^j + \lambda_{i-1}^j}{2}, \quad r_{i+1/2} = \frac{r_i + r_{i+1}}{2}, \quad r_{i-1/2} = \frac{r_{i-1} + r_i}{2}. \quad (9)$$

Расчет концентрации углерода проводили на основе численного решения дифференциальных уравнений диффузии после аппроксимации частных производных конечными разностями:

$$\begin{aligned} \frac{(N_j^{i+1} - N_j^i)}{\tau} &= \frac{1}{r_i^2} \frac{1}{h} \left(D_{i+1/2}^j \cdot r_{i+1/2}^2 \cdot \frac{N_{i+1}^{j+1} - N_i^{j+1}}{h} - D_{i-1/2}^j \cdot r_{i-1/2}^2 \cdot \frac{N_i^{j+1} - N_{i-1}^{j+1}}{h} \right), \quad (10) \\ &i = 2, \dots, K_h; j \geq 0 \end{aligned}$$

Значения удельной теплоемкости, теплопроводности, плотности и коэффициентов диффузии для железа и углерода в уравнениях (8–10) учитывались как функции от температуры.

Программная реализация разработанного алгоритма выполнена с использованием интегрированной среды разработки (IDE) Lazarus – программного обеспечения на основе компилятора Free Pascal с открытым исходным кодом, с широким функционалом расчетных и графических возможностей компонентов LCL (Lazarus Component Library) для численного решения задачи и визуализации результатов вычислений.

Для принятых в расчетах величин $\rho_C = 2220 \text{ кг/м}^3$, $\rho_{\text{Fe-C}} = 7800 \text{ кг/м}^3$, $N_E = 0,043$ и $N_S = 0,0214$ радиус элементарной эвтектической ячейки составил 2,388 радиуса шаровидного включения графита, что хорошо согласуется с экспериментальными данными микроструктурных исследований высокопрочного чугуна (рисунки 1, б).

На рисунках 2–4 представлены результаты численного анализа процесса формирования шаровидного включения графита: установленные зависимости концентрации углерода и скорости диффузионного роста от времени кристаллизации в середине включений шаровидного графита различного радиуса.

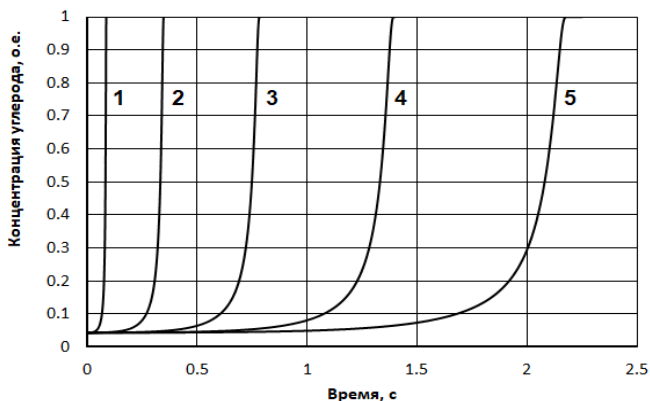


Рисунок 2 – Расчетная зависимость концентрации углерода от времени кристаллизации в середине включения шаровидного графита различного радиуса: 1 – 10 мкм; 2 – 20 мкм; 3 – 30 мкм; 4 – 40 мкм; 5 – 50 мкм

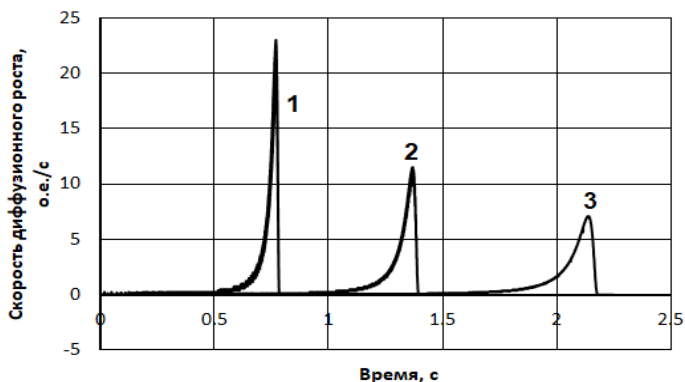


Рисунок 3 – Расчетная зависимость скорости диффузионного роста включений графита различного радиуса от времени кристаллизации:
 1 – 30 мкм; 2 – 40 мкм; 3 – 50 мкм

На рисунке 4 представлена расчетная зависимость радиуса шаровидного включения графита от времени кристаллизации эвтектической ячейки.

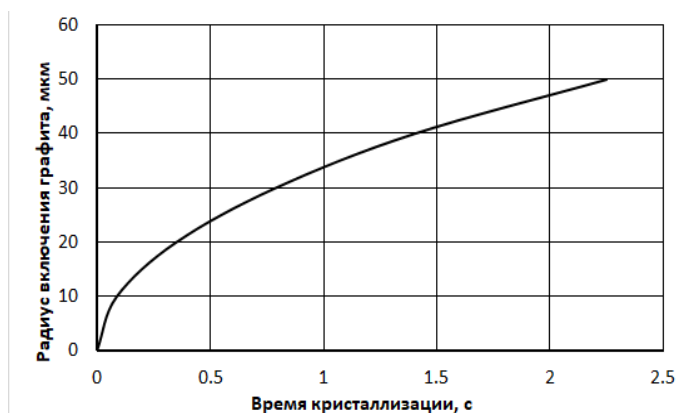


Рисунок 4 – Расчетная зависимость радиуса шаровидного включения графита от времени кристаллизации эвтектической ячейки

Полученные результаты могут служить теоретической основой при разработке технологических процессов комплексной обработки высокопрочного чугуна с использованием методов литья.

Заключение.

1. Разработана математическая модель формирования литой структуры при затвердевании высокопрочного чугуна, описывающая процесс образования и роста графитных включений сферической формы в системе Fe-C, на основе уравнений нестационарной теплопроводности с учетом выделения теплоты кристаллизации при фазовом переходе и сферической диффузии с подвижной межфазной границей для малых значений времени в системе «расплав Fe-C – шаровидный графит».

2. Представлена модель элементарной эвтектической ячейки для шаровидного включения графита, расчетный радиус которой определяется с учетом эвтектической концентрации углерода (N_E) и предельной растворимости углерода в железе (N_S) при эвтектической температуре. Для принятых в расчетах величин $\rho_C = 2220 \text{ кг/м}^3$, $\rho_{\text{Fe-C}} = 7800 \text{ кг/м}^3$, $N_E = 0,043$ и $N_S = 0,0214$ радиус элементарной эвтектической ячейки составил 2,388 радиуса шаровидного включения графита, что хорошо согласуется с экспериментальными данными микроструктурных исследований высокопрочного чугуна.

3. Получено численное решение разработанной модели методом конечных разностей с заданным шагом пространственной сетки на основе алгоритма обратного хода вычислений по временным слоям до момента, при котором выполнялось условие достижения эвтектической концентрации для элементарной эвтектической сферической ячейки заданного радиуса. Установлены расчетные зависимости концентрации углерода и скорости диффузионного роста от времени кристаллизации в середине включений шаровидного графита различного радиуса.

Список литературы

1. **Wang, B.** Microstructure, wear behavior and surface hardening of austempered ductile iron / B. Wang, F. Qiub, G.C. Barber [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 9838–9855.

2. **Stefanescu, D.M.** State of the Art in Solidification Modeling of Cast Iron / D.M. Stefanescu // Science and Processing of Cast Iron VIII, Edited by Li Y.X., Shen Houfa, Xu Q.Y. and Han Z.Q. – 2006. – Tsinghua University Press, Beijing. – P. 32–41.

3. Ghassemali, E. Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali, J.C. Hernando, D.M. Stefanescu [et al.] // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.

References

1. **Wang, B.** Microstructure, wear behavior and surface hardening of austempered ductile iron / B. Wang, F. Qiub, G.C. Barber [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2020. – Vol. 9. – P. 9838–9855.

2. **Stefanescu, D.M.** State of the Art in Solidification Modeling of Cast Iron / D.M. Stefanescu // Science and Processing of Cast Iron VIII, Edited by Li Y.X., Shen Houfa, Xu Q.Y. and Han Z.Q. – 2006. – Tsinghua University Press, Beijing. – P. 32–41.

3. **Ghassemali, E.** Revisiting the graphite nodule in ductile iron / E. Ghassemali, J.C. Hernando, D.M. Stefanescu [et al.] // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 161. – P. 66–69.

Поступила 07.10.2021
Received 07.10.2021

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА С НАНОСТРУКТУРНЫМИ ПРИСАДКАМИ

А.С. РАКОВЕЦ, Д.В. КУИС, канд. техн. наук,

Н.А. СВИДУНОВИЧ, д-р техн. наук

Белорусский государственный технологический университет

В статье приведены результаты исследований первичной структуры серого чугуна, полученного модифицированием ферросилицием с барием и лигатурой с наноуглеродными компонентами. Описана методика выявления дендритной структуры и эвтектического зерна.

Установлено, что разрабатываемые модификаторы за счет непосредственного ввода в расплав центров кристаллизации в виде дисперсных углеродных частиц позволяют значительно повысить эффект модифицирования, увеличить прочностные характеристики и снизить затраты на модификаторы благодаря их меньшему расходу.

Ключевые слова: *первичная структура чугуна, модифицирование, наноуглеродные компоненты, прочностные характеристики.*

STUDY OF THE PRIMARY STRUCTURE OF GRAY CAST IRON WITH NANOSTRUCTURAL ADDITIVES

A.S. RAKOVETS, D.V. KUIS, Ph. D in Technical Science,

N.A. SVIDUNOVICH, Dr. of Engineering Sciences

Belorussian State Technological University

The article investigates the primary structure of gray cast iron obtained by modifying ferrosilicon with barium and an alloy with nanocarbon components. A technique for revealing the dendritic structure and eutectic grain is described.

It has been established that developed modifiers due to direct introduction of crystallization centers in the form of dispersed carbon particles into melt, can significantly increase the effect of modification, enhance the strength characteristics and reduce the cost of modifiers due to their lower consumption.

Keywords: *primary structure of cast iron, modification, nanocarbon components, strength characteristics.*

Введение. Оценка механических свойств серого чугуна по результатам испытаний образцов, отлитых совместно или отдельно от отливок, не позволяет достаточно полно судить о свойствах металла в отливках, а изготовление образцов непосредственно из отливок далеко не всегда возможно. В этом случае целесообразным является определение свойств чугуна по его структуре. Знание этой зависимости важно также с точки зрения более полного понимания природы явлений, обуславливающих изменение механических свойств и возможность воздействовать на эти свойства.

Однако применяемые в настоящее время методы металлографического анализа ограничиваются обычно оценкой количества, формы и расположения включений графита, структуры матрицы. Обычные стандартные определения недостаточны для описания характеристики структуры, которая является главным фактором при определении механических свойств чугуна.

Большое значение имеет изучение первичной структуры чугуна, включая величину эвтектического зерна и характеристику первичного (предэвтектического) аустенита. В отношении этих характеристик имеется мало данных, и зачастую они противоречивы. Вторичная структура матрицы, обычно наблюдаемая под микроскопом, изучена более полно.

Поэтому исследование влияния характеристик первичной структуры чугуна на его свойства позволяет в дополнение к стандартным методикам испытаний более полно судить о механических свойствах чугуна в отливках. Более того, на современном этапе теории и технологии производства отливок широкое распространение получило модифицирование чугуна графитизирующими модификаторами, в том числе и смесевыми, при этом их использование показывает необходимость применения новых материалов в виде наномодификаторов. Следует отметить, что применение наномодификаторов мало изучено, хотя известно, что ввод наноразмерных частиц в расплав при низком расходе модификаторов может обеспечить значительный и длительный эффект.

В настоящее время направление наномодифицирования находится в зачаточном состоянии, поэтому в данной статье при решении проблем наномодифицирования в большой степени уделено внимание изучению первичной структуры [1–6].

Результаты исследований. Для исследований была выплавлена партия образцов, характеристики которых приведены в таблице 1. В качестве наноглеродных компонентов использовали фуллерено-содержащую сажу. С целью обеспечения усвоения высокодисперсных углеродных частиц расплавом в качестве добавок в составе комплексного модификатора применяли прессованные алюминий-кремниевые лигатуры, содержащие наноглеродные компоненты. При этом известна высокая эффективность алюминия в составах модификаторов длительного действия [6], что определяет целесообразность его использования.

Таблица 1 – Образцы серого чугуна, полученные для исследований

№ образца	Модификатор	Время выдержки расплава, мин
1	Без модификатора	0
2	FeSiBa	0
3	FeSiBa	15
4	FeSiBa + алюминий-кремниевая лигатура	0
5	FeSiBa + алюминий-кремниевая лигатура	15

Первичная структура формируется в процессе кристаллизации чугуна, которая состоит из двух этапов: выделения первичного (предэвтектического) аустенита и эвтектического превращения. Фазами первичной кристаллизации является предэвтектический (первичный) аустенит или графит, и колонии эвтектики, состоящей в свою очередь из аустенита и графита.

Дендриты предэвтектического (первичного) аустенита выявлялись путем травления шлифов в смеси серной (H_2SO_4) и борной (H_2BO_3) кислот. Серная кислота (удельный вес 1,84) нагревалась до 90–100 °С, после чего добавлялась до насыщения мелкокристаллическая борная кислота. Для выявления дендритов достаточна была двух-трехкратная переполировка шлифа. После травления шлиф необходимо слегка отполировать для снятия образующихся поверхностных оксидов, после чего его можно рассматривать под микроскопом.

С увеличением степени эвтектичности или под действием модификаторов характер кристаллизации дендритов аустенита меняется от длинных разветвлений к более коротким, округлым (рисунок 1).

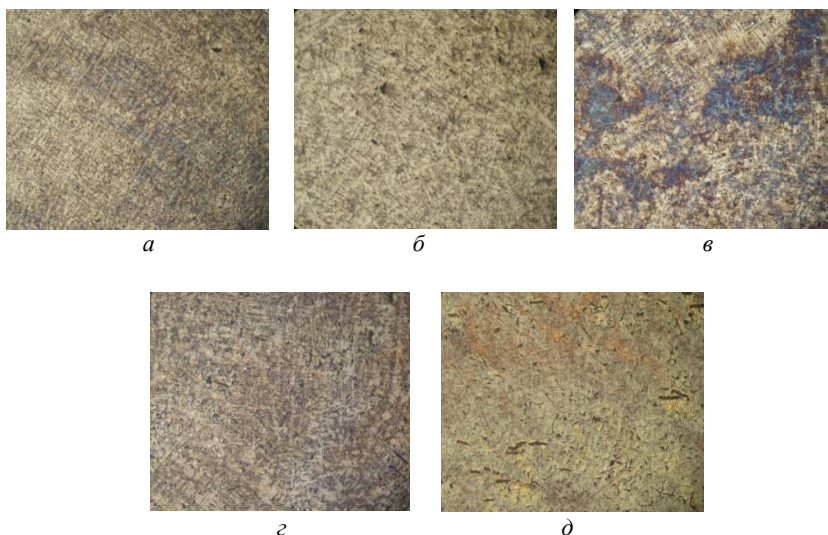


Рисунок 1 – Дендриты первичного аустенита немодифицированного (*a*) и модифицированного FeSiBa (*б*), модифицированного FeSiBa + лигатура (*в*), модифицированного FeSiBa + выд. 15 мин (*г*), модифицированного FeSiBa + лигатура + выд. 15 мин (*д*) серого чугуна ($\times 50$)

В исходном образце без модификатора (рисунок 1, *a*) наблюдается ярко выраженная дендритная структура с разветвленными и частично округлыми дендритами по всей поверхности шлифа. При модифицировании расплава FeSiBa (рисунок 1, *б*) видна сетка из длинных дендритов, проходящих через площадь шлифа, на фоне равномерно распределенных включений графита. При выдержке расплава с FeSiBa в течение 15 мин (рисунок 1, *в*) дендриты крупные и длинные проходят почти через всю поверхность шлифа. Также имеются и округлые дендриты, занимающие площадь до 60–70 %, т. е. идет процесс затухания модифицирующего эффекта. При вводе лигатуры в расплав (рисунок 1, *г*) дендриты не обнаруживаются, а количество и размер графитных включений значительно увеличилось, что свидетельствует об эффективности добавки.

Крупные включения графита растут из одного центра (розеточный графит), который представляет собой эвтектические зерна, имеющие границы. При выдержке расплава с лигатурой (рисунок 1, д) дендриты приобретают разветвленный вид, т. е. ориентированы большими осями с ответвлениями округлых дендритов.

Учитывая описанное выше, при обработке чугуна бариевым модификатором с добавками алюминий-кремниевой лигатуры наблюдается на площади шлифа каркас мелких и тонких переплетающихся между собой ветвей дендритов, между которыми заполняется эвтектика, что создает прочный каркас, определяющий значительную роль в прочности чугуна. По-видимому, создание каркаса мелких, тонких и переплетающихся ветвей дендритов связано с природой и особенностью ультрадисперсных наномодификаторов. Это обеспечивает эффективность их действия по сравнению с традиционными модификаторами, и связано с наноразмерностью частиц кремния и углерода, составляющих основу таких модификаторов.

Для выявления эвтектического зерна (рисунок 2) применяли реактив следующего состава: CuSO_4 – 3 г, пикриновая кислота – 3 г, концентрированная кислота HCl (20 см^3 этиловый спирт – 100 см^3). При обычном травлении в холодном реактиве в течение 30 с границы эвтектических зерен хорошо выявляются в сером чугуне с любой структурой металлической основы.

При введении модификатора резко увеличивается число центров кристаллизации при эвтектическом превращении, что приводит к значительному измельчению эвтектического зерна. Одновременно в связи с уменьшением переохлаждения укрупняется графит. Подсчет количества эвтектических зерен чугуна, модифицированного показал следующее: у исходного образца количество зерен составляет 186 шт/ см^2 , при заливке в форму сразу после модифицирования количество эвтектических зерен в модифицированном FeSiBa чугуне составляет 273 шт/ см^2 , при введении лигатуры количество зерен – 432 шт/ см^2 . Т. е. с течением времени стандартный модификатор теряет свою «живучесть», но использование его в комплексе с лигатурой увеличивает время его действия и сохраняет эффект модифицирования.



a



б



в



г



д

Рисунок 2 – Эвтектические зерна немодифицированного (*a*) и модифицированного FeSiBa (*б*), модифицированного FeSiBa + выд. 15 мин (*в*), модифицированного FeSiBa + лигатура (*г*), модифицированного FeSiBa + лигатура + выд. 15 мин (*д*) серого чугуна

Заключение. В результате проведенных исследований установлено, что наибольшее влияние на увеличение числа эвтектических зерен и уменьшение глубины отбела по сравнению с исходным немодифицированным чугуном, и с чугуном, модифицированным одним модификатором FeSiBa, оказывают добавки FeSiBa + алюминий-кремниевая лигатура.

Следует также отметить, что кроме модифицирующего эффекта, добавки наноуглеродных компонентов приближают состав чугуна к эвтектическому, следовательно, уменьшается количество и размеры, и увеличивается расслоение между дендритами. То же самое наблюдается при выдержке модифицированного чугуна.

Список литературы

1. **Болдырев, Д.А.** Новые смесевые модификаторы для инокулирующей обработки чугунов / Д.А. Болдырев, А.В. Чайкин // Литейщик России. – 2007. – № 3. – С. 32–36.

2. **Повышение** качества чугунных отливок с помощью нанопорошков. Г.Г. Крушенко [и др.] // Металлургия машиностроения. – 2002. – № 2(9). – С. 20–21.

3 **Давыдов, С.В.** Технология наномодифицирования доменных и ваграночных чугунов / С.В. Давыдов // Заготовительные производства в машиностроении. – 2005. – № 2. – С. 3–9.

4. **Колокольцев, С.Н.** Углеродные материалы. Свойства, технологии, применения / С.Н. Колокольцев. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2012. – 290 с.

5. **Мищенко, С.В.** Углеродные наноматериалы. Производство, свойства, применение / С.В. Мищенко. – М.: Машиностроение. – 2008. – 320 с.

6. **Писаренко, Л.З.** Модификатор длительного действия / Л.З. Писаренко // Литье и металлургия. – 2006. – № 2. – С. 84–90.

References

1. **Boldyrev, D.A.** *Novye smesevye modifikatory dlya inokuliruyushchej obrabotki chugunov* [New mixed modifiers for inoculating cast iron] / D.A. Boldyrev, A.V. CHajkin // *Litejshchik Rossii = Foundry of Russia*. – 2007. – No. 3. – P. 32–36.

2. **Povyshenie kachestva chugunnyh otlivok s pomoshch'yu nanoporoshkov** [Improving the quality of iron castings using nanopowders] / G.G.Krushenko [et al.] // *Metallurgiya mashinostroeniya = Metallurgy of mechanical engineering*. – 2002 – No. 2(9). – P. 20–21.

3. **Davydov, S.V.** *Tekhnologiya nanomodificirovaniya domennyh i vagranochnyh chugunov* [Technology of nanomodification of blast furnace and cupola cast irons] / S.V. Davydov // *Zagotovitel'nye*

proizvodstva v mashinostroenii = Blank production in mechanical engineering. – 2005. – No. 2. – P. 3–9.

4. Kolokol'cev, S.N. *Uglerodnye materialy. Svoystva, tekhnologii, primeneniya* [Carbon materials. Properties, technologies, applications] / S.N. Kolokol'cev. Dolgoprudny: Izdatel'skij Dom «Intellect» Publ., 2012. – 290 p.

5. Mishchenko, S.V. *Uglerodnye nanomaterialy. Proizvodstvo, svoystva, primenenie* [Carbon nanomaterials. Production, properties, – application] / S.V. Mishchenko. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 2008. – 320 p.

6. Pisarenko, L.Z. *Modifikator dlitel'nogo dejstviya* [Long lasting modifier] / L.Z. Pisarenko // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy.* – 2006. – No. 2. – P. 84–90.

Посмунла 25.10.2021

Received 25.10.2021

**ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ДЕТАЛЕЙ
ИЗ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ.
СООБЩЕНИЕ 2. ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ
ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ ЛИТЬЯ В КОКИЛИ
И КОМБИНИРОВАННЫЕ ФОРМЫ, А ТАКЖЕ
ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЧУГУНОВ**

К.Э. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

В статье рассмотрены вопросы повышения износостойкости эвтектических хромистых чугунов за счет использования литья в металлических и комбинированные формы. Представлены результаты исследований по легированию и модифицированию заэвтектических хромистых чугунов для повышения их механических свойств и износостойкости.

Ключевые слова: хромистый чугун, эвтектический чугун, литье в металлические и комбинированные формы, износостойкость, заэвтектический чугун, легирование, модифицирование.

**INCREASING THE LIFE OF PARTS FROM WEAR-RESISTANT
CHROME IRONS. MESSAGE 2. INCREASING THE LIFE
OF WORK DUE TO THE APPLICATION OF CASTING
IN KOKILI AND COMBINED MOLDS, AS WELL AS THE USE
OF HYTEUTECTIC CAST IRONS**

K.E. BARANOUSKY, Ph. D in Technical Science
Belarusian National Technical University

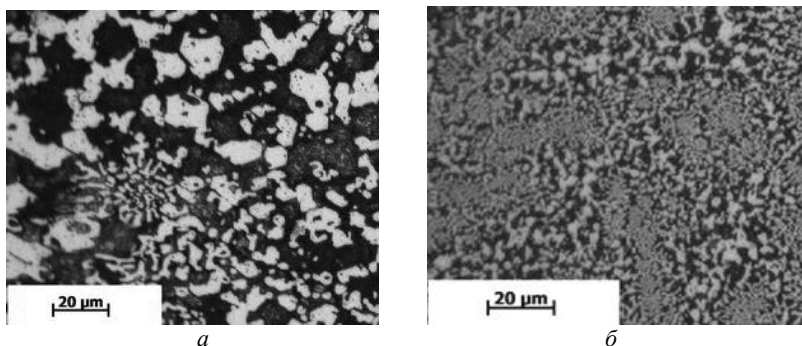
The article discusses the issues of increasing the wear resistance of eutectic chromium cast irons through the use of casting in metal and combined forms. The results of studies on alloying and modification of hypereutectic chromium cast irons to improve their mechanical properties and wear resistance are presented.

Keywords: chromium cast iron, eutectic cast iron, metal and combined casting, wear resistance, hypereutectic cast iron, alloying, modification.

Повышение износостойкости эвтектических износостойких хромистых чугунов (ИЧХ) возможно за счет использования специальных методов литья в кокиль и комбинированные формы [1, 2]. Верхняя часть комбинированной формы изготавливается из песчаной смеси, а для получения рабочей поверхности отливки используется металлическая плита. Кокиль представляет собой полностью металлическую форму. Использование этих методов обеспечивает ускоренное охлаждение отливок и направленное затвердевание, что позволяет получить:

- более мелкую макро- и микроструктуру отливок;
- ориентированную карбидную фазу в направлении, перпендикулярном износу;
- высокую твердость отливок.

На рисунке 1 показаны структуры чугуна ИЧХ18ВМ, отлитого в земляную форму (*a*) и металлическую форму (*б*), в таблице 1 приведены механические и эксплуатационные свойства этого сплава.



a – литье в земляную форму; *б* – литье в металлическую форму

Рисунок 1 – Структура чугуна ИЧХ18ВМ $\times 500$

Сравнительный анализ микроструктур чугуна показал, что структура чугуна, полученного в кокиль, имеет в 3–4 раза более мелкие карбиды, чем при литье в земляные формы. Твердость рабочей поверхности деталей, литых в земляные формы составляет 54–55 HRC, а литых в кокиль – 59–61 HRC, также увеличивается ударная вязкость в 1,2–1,3 раза.

Таблица 1 – Относительная износостойкость и ударная вязкость хромистого чугуна ИЧХ18ВМ эвтектического состава (литье в земляные формы и кокиль)

Марка чугуна	ИЧХ18ВМ (литье в земляные формы)	ИЧХ18ВМ (литье в металличе- ские формы)
Твердость в литом состоянии, HRC	54–55	59–61
Коэффициент относительной износостойкости чугунов в литом состоянии*	1	1,25
Ударная вязкость, Дж/см ²	13,8	15,8
*эталон чугуна ИЧХ18ВМ, литой в земляную форму (испытания в лабораторных и промышленных условиях)		

Опыт применения деталей из износостойких чугунов, полученных в кокили и комбинированные формы, показал увеличение износостойкости в 1,2–1,3 раза по сравнению с деталями, полученными в земляные формы. Макро и микроструктуры отливки, изготовленной в кокиле, показаны на рисунке 2.

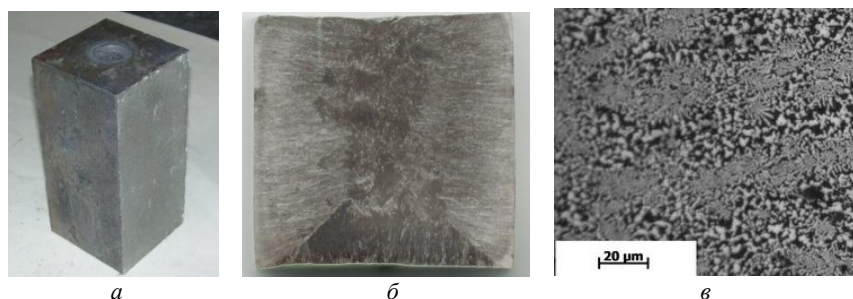


Рисунок 2 – Отливка «Отбойная плита» (75×75×180 мм) (а), и ее макро- (б) и микроструктуры (в)

Все детали имеют равномерную твердость по толщине, в них отсутствует пористость и внутренние дефекты. Литьем в кокиль и комбинированные формы в настоящее время изготавливаются: за-

шита центробежных дробилок, отбойные плиты центробежных мельниц (детали, о которые измельчается материал), детали строительной техники и т. д.

Кроме высокой твердости литье в металлические формы позволяет получать плотные, без усадочных дефектов детали значительной толщины. Отливки имеют более высокую твердость при меньшем содержании легирующих элементов. При литье в земляные формы твердость на глубине 15 мм снижается с 55 до 45 HRC, при литье в металлические формы твердость более равномерная: на поверхности составляет 59–61 HRC, на глубине 20 мм – не менее 54 HRC. Термообработанные детали, полученные в металлических формах, имеют более высокую износостойкость, чем литые в земляных формах. На рисунке 3 показаны литые детали, полученные в комбинированных формах и кокилях.

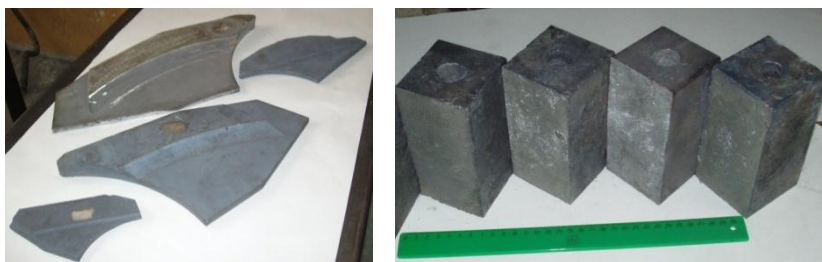


Рисунок 3 – Литые детали, полученные в комбинированных формах и кокилях

Ресурс работы деталей из износостойких хромистых чугунов определяется их структурой и в значительной степени количеством, размером и морфологией специальных карбидов. Известно, что износостойкость этих сплавов увеличивается с повышением содержания углерода (количества карбидов) [3], но при этом снижается их ударная вязкость (склонность к разрушению под действием ударных нагрузок).

Количество карбидов (К) в хромистых чугунах определяется по формуле [4]:

$$K = 12,33(C) + 0,55(Cr) - 15,2,$$

где С – содержание углерода, масс. %, Cr – содержание хрома, масс. %.

Марки чугунов эвтектического состава содержат 3,4–3,5 % углерода и соответственно 35–40 % карбидов.

Современные марки ВХЧ исчерпали ресурс увеличения износостойкости, так как он ограничивается, в основном, содержанием в них карбидов. Перспективным является использование заэвтектических чугунов, содержащих 4,2–4,6 % углерода и 50–52 % карбидов.

Повышение содержания углерода выше эвтектического приводит к резкому снижению как ударной вязкости, так и износостойкости за счет выделения более крупных (в 5–10 раз) заэвтектических карбидов [3] по сравнению с эвтектическими.

Использование заэвтектических чугунов, изготовленных по обычной технологии и содержащих 50–52 % специальных карбидов, приводит к резкому снижению износостойкости и механических свойств, что связано с наличием в структуре первичных карбидов размером свыше 50 мкм (толщина). Для сравнения эвтектические карбиды при литье в земляные формы мелких и средних отливок из ВХЧ имеют размер 5–20 мкм. Значительно повысить ресурс работы деталей из ИЧХ можно за счет использования методов, позволяющих измельчить первичные карбиды в заэвтектических чугунах до размеров, сопоставимых с эвтектическими карбидами. Это позволяет существенно увеличить ресурс работы деталей.

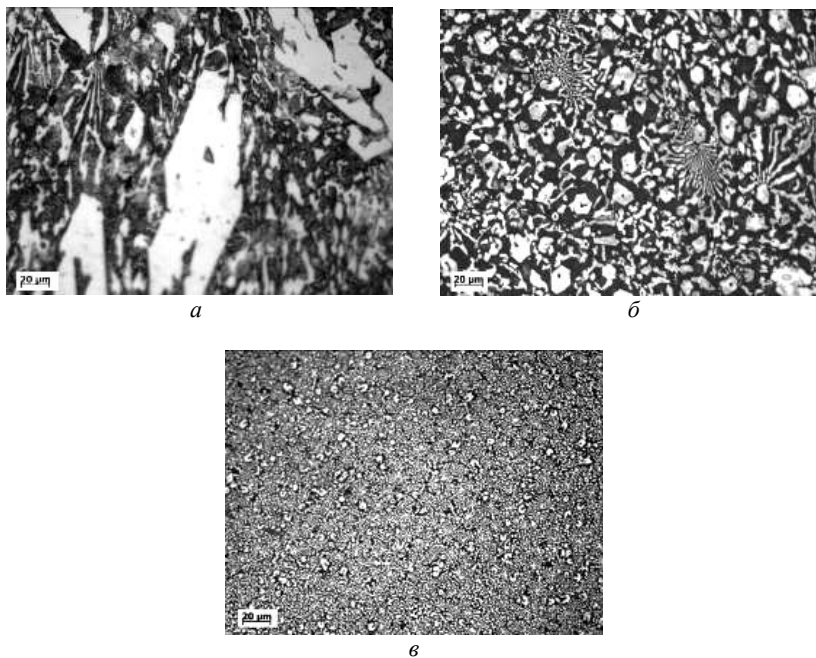
Для использования заэвтектических чугунов необходимо решить следующие задачи:

- применить комплекс легирующих элементов, позволяющих получить размер заэвтектических карбидов, сопоставимый с эвтектическими;

- изучить роль скорости затвердевания на размер карбидов;

- использовать наиболее простой и дешевый способ измельчения карбидов за счет модифицирования расплава.

Задача повышения эксплуатационных свойств износостойких легированных хромистых чугунов может быть решена созданием условий для измельчения карбидной фазы при наличии в составе чугуна карбидообразующих элементов, таких как Hf, Ta, Nb, Mo и др. с низкой растворимостью в фазе внедрения $(Cr, Fe)_7C_3$. Среди них можно выделить, как наиболее перспективный, ниобий [5]. На рисунке 4 показаны структуры ИХЧ, содержащего 4,3 % С.



a – литье в земляную форму; *б* – литье в земляную форму + легирование (1,2 % Nb); *в* – литье в металлическую форму + легирование (1,2 % Nb)

Рисунок 4 – Структуры образцов из хромистого чугуна, содержащего 4,3 % углерода

Как видно из рисунка, введение ниобия приводит к резкому измельчению структуры, особенно при литье в металлические формы. Размер заэвтектических карбидов у сплава, отлитого в земляную форму и легированного ниобием, уменьшился в 4 раза и стал сопоставим с размером эвтектических карбидов при литье в земляные формы. Литье в металлические формы приводит к уменьшению заэвтектических карбидов в 8–10 раз. На рисунке 5 представлены зависимости предела прочности при изгибе от содержания Nb в чугуне ИЧХ18ВМ эвтектического и заэвтектического составов, полученного в комбинированных формах.

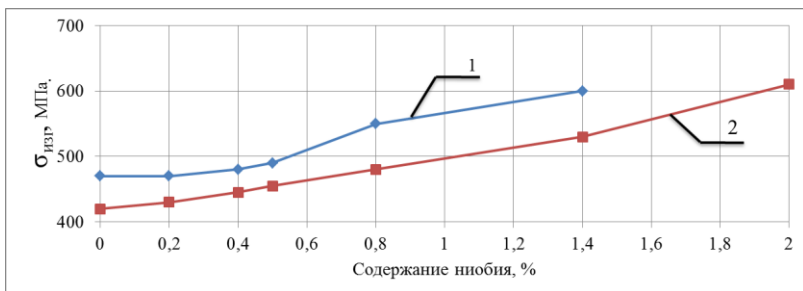


Рисунок 5 – Зависимость предела прочности при изгибе от содержания Nb в чугунах ИЧХ18ВМ эвтектического (1) и заэвтектического (2) составов

Легирование ниобием положительно влияет на прочностные свойства чугуна как эвтектического, так и заэвтектического составов. Удельный износ заэвтектического чугуна (измеренный в лабораторных условиях) уменьшился в 1,8–2 раза, причем при литье на металлическую плиту он меньше (рисунок 6) [6].

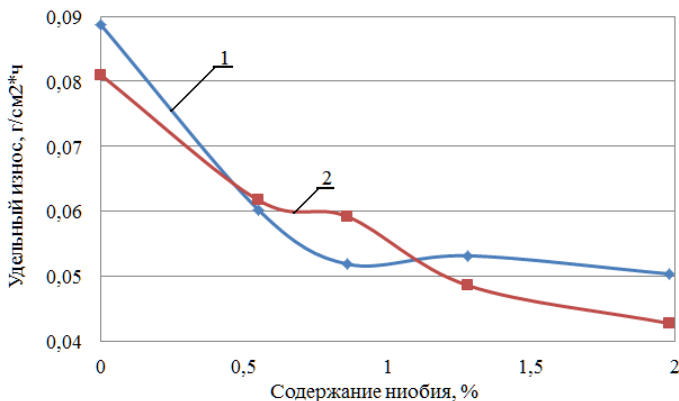


Рисунок 6 – Зависимость удельного износа от содержания ниобия в образцах, полученных в песчаных (1) и комбинированных (низ металлическая плита) (2) формах

Легирование ниобием хромистого чугуна приводит к повышению как износостойкости, так и прочности на изгиб за счет измельчения эвтектических и заэвтектических карбидов.

Наиболее простым и дешевым методом управления структурой и свойствами заэвтектических чугунов является процесс модифицирования. Положительный эффект достигается измельчением макро- и микроструктуры в отливках. Повышение степени дисперсности структурных фаз, вследствие эффекта модифицирования, увеличивает износостойкость, повышает механические свойства и улучшает технологичность изделий. На рисунке 7 показаны микроструктуры, полученные при модифицировании заэвтектического ИЧХ модификатором, содержащим поверхностно-активные элементы.

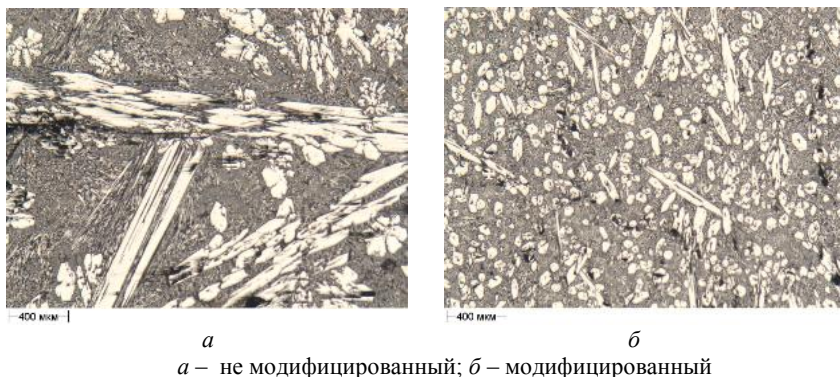


Рисунок 7 – Микроструктура отливок из заэвтектического чугуна (литье в металлические формы)

Модифицирование приводит к измельчению заэвтектических и эвтектических карбидов, повышению ударной вязкости, прочности и износостойкости как и при легировании, так и при модифицировании (при этом расходы на модифицирование в 8–10 раз ниже, чем на легирование).

Отливки из заэвтектического чугуна с измельченной структурой прошли испытания на филиале «Гомельский ГОК» ОАО «Гомельстекло» и показали увеличение износостойкости на 15–20 % по сравнению со стандартными деталями из эвтектического чугуна.

Таким образом, проведенные исследования показали возможность дальнейшего повышения износостойкости эвтектических хромистых чугунов за счет использования литья в металлические

и комбинированные формы, а также перспективность применения заэвтектических чугунов для изготовления износостойких деталей.

Список литературы

1. Барановский, К.Э. Литье деталей из износостойких хромистых чугунов для центробежных мельниц в комбинированные формы и кокили / Барановский К.Э., Ильюшенко В.М. // Литье и металлургия. – 2009. – № 3. – С. 162–164.

2. Барановский, К.Э. Повышение ресурса деталей из износостойких хромистых чугунов. Сообщение 1. Повышение ресурса работы деталей из эвтектических хромистых чугунов, изготовленных в песчаных формах / К.Э. Барановский // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2020. – Вып. 41, Ч. 1. – С. 137–147.

3. Цыпин, И.И. Белые износостойкие чугуны / И.И. Цыпин. – М.: Металлургия, 1983. – 176 с.

4. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 758 с.

5. Романов, Л.М. Износостойкий хромистый чугун нового поколения / Л.М. Романов, П.А. Дубровин // Электromеталлургия. – 2003. – № 2. – С. 28–31.

6. Марукович, Е.И. Эксплуатационные свойства износостойких хромистых чугунов с разной степенью эвтектичности / Е.И. Марукович, В.И. Ильюшенко, К.Э. Барановский // Литье и металлургия. – 2018. – № 4. – С. 50–54

References

1. Baranovskij, K.Je. *Lit'e detalej iz iznosostojkih hromistyh chugunov dlja centrobezhnyh mel'nic v kombinirovannye formy i kokili* [Casting of parts from wear-resistant chromium cast iron for centrifugal mills into combined forms and chill molds] / Baranovskij K.Je., Il'jushenko V.M. // *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*. – 2009. – No. 3. – P. 162–164.

2. Baranovskij, K.E. *Povyshenie resursa detalej iz iznosostojkih hromistyh chugunov. Soobshchenie 1. Povyshenie resursa raboty detalej iz evtekticheskikh hromistyh chugunov, izgotovlennyh v peschanyh formah* [Increasing the service life of parts made of wear-resistant chromium

cast irons. Communication 1. Increasing the service life of parts made of eutectic chromium cast irons made in sand molds] / K.E. Baranovskij // *Metallurgiya: respublikanskij mezhhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov* = *Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers*. – Minsk: BNTU Publ., 2020. – Vyp. 41, Part 2. – P. 137–147.

3. Cypin, I.I. *Belye iznosostojkie chuguny* [Wear resistant white cast irons] / I.I. Cypin. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1983. – 176 p.

4. Spravochnik po chugunnomu lit'ju [Handbook of iron casting] / Pod red. N.G. Girshovicha. – Leningrad: Mashinostroenie Publ., 1978. – 758 p.

5. Romanov, L.M. *Iznosostojkij hromistyj chugun novogo pokoleniya* [New generation wear resistant chromium cast iron] // *Elektrometallurgiya* = *Electrometallurgy*. – 2003. – No. 2. – P. 38–41.

6. Marykovich, E.I. *Jekspluatacionnye svojstva iznosostojkih hromistyh chugunov s raznoj stepen'ju jevtectichnosti* [Operational properties of wear-resistant chromium cast iron with varying degrees of eutecticity] / E.I. Marukovich, V.I. Il'jushenko, K.Je. Baranovskij // *Lit'e i metallurgiya* = *Foundry production and metallurgy*. – 2018. – No. 4. – P. 50–54.

Поступила 22.10.2021

Received 22.10.2021

МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С НЕРАВНОВЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ

В.А. ШЕЙНЕРТ, А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
А.С. КАЛИНИЧЕНКО, д-р техн. наук, **Д.В. КУИС**, канд. техн. наук
Белорусский государственный технологический университет
И.А. КАСПЕРОВИЧ, Е.А. МАЛЫШКО
Белорусский национальный технический университет

Выполнен анализ промышленно реализуемых сплавов на основе меди, алюминия и железа, способных к образованию метастабильных и неравновесных структур, позволяющих резко повысить их служебные свойства. Проанализированы некоторые известные способы реализации скоростного затвердевания из жидкой фазы, позволяющие получать высокую степень переохлаждения расплава, что способствует формированию неравновесных и метастабильных структур, вплоть до аморфного состояния, на основании которых будут изготовлены лабораторные установки для получения быстрозакаленной металлической фольги и металлического волокна (фибры).

Ключевые слова: высокоскоростное затвердевание, металлическая фольга и микроволокно, способы получения.

METHOD OF OBTAINING RAPIDLY QUENCHED METALLIC MATERIALS WITH A NONEQUILIBRIUM STRUCTURE

V.A. SCHEINERT, A.G. SLUTSKY, Ph. D in Technical Sciences
Belarusian National Technical University
A.S. KALINICHENKO, Dr of Engineering Sciences, **D.V. KUIS**,
Ph. D in Technical Sciences
Belarusian State Technological University
I.A. KASPEROVICH, E.A. MALYSHKO
Belarusian National Technical University

The analysis of industrially realized alloys based on copper, aluminum and iron, capable of forming metastable and nonequilibrium structures, allowing to dramatically increasing their service properties, is carried out. The known

methods of realization of rapid solidification from the liquid phase are analyzed, allowing to obtain a supercooled state, up to the amorphization of the structure, on the basis of which laboratory installations will be manufactured to produce a rapidly quenched metal foil and metal microfiber.

Keywords: *rapid solidification, metal foil and microfibre, methods of production.*

Существующие методы повышения физико-механических и эксплуатационных свойств, основанные на легировании, практически исчерпали свой ресурс. Несомненный научный и практический интерес представляет разработка композиционных сплавов с использованием преимуществ неравновесных структур армирующей фазы. С этой точки зрения представляют интерес литые материалы, полученные методом высокоскоростного затвердевания. В конкретном случае формируются неравновесные структуры, резко повышающие физико-механические свойства материалов.

Не рассматривая технологии поверхностной обработки высокоинтенсивными потоками энергии, остановимся на литейных технологиях, позволяющих получать армирующую фазу для композиционных материалов. Быстроохлажденные литые материалы можно получать различной формы (нитевидная, хлопьевидная, ленточная) в зависимости от конструктивных особенностей литейных установок [1–3]. Это позволяет не только модифицировать структуру литых заготовок, приближая ее к строению композитов, но и использовать их для формирования композиционных материалов с матрицей на основе пластиков. Варьируя формой частиц, можно получать изделия с изотропными свойствами, или с заданной анизотропией. Применение быстроохлажденных частиц с неравновесной структурой позволяет также заметно повысить физико-механические свойства изделий, снизить их массу и обеспечить конкурентоспособность изделий.

Из многих возможных вариантов выбраны сплавы на алюминиевой, медной и железной основе с широкими областями твердых растворов, выраженными эвтектиками типа металл-металл и металл-металлоид, и проанализированы известные способы скоростного затвердевания из жидкой фазы, позволяющие получать глубокое переохлажденное расплава, что обеспечивает формирование неравновесных, метастабильных структур, вплоть до аморфного состояния.

На основании сделанного анализа разработаны практические варианты реализации лабораторных методик.

На рисунке 1 показана схема установки для получения фибры, предусматривающая экстракцию погружным вращающимся кристаллизатором (1) волокон (10) из плавильного тигля (6) с расплавом через специальный дозатор (8). Процесс осуществляется в две стадии – приготовление исходного расплава и последующее затвердевание на кромке вращающегося охлаждаемого диска. Этот способ хорошо известен, однако практически реализуем для сплавов с температурой плавления ниже 1300 К и требует учета ряда особенностей процесса, аппаратной стабилизации основных параметров, в результате чего установки для его успешной реализации достаточно сложны. Результатом затвердевания по этому способу является быстрозакаленное, непрерывное или штапельное металлическое волокно с ультрадисперсной неравновесной структурой, вплоть до аморфного состояния. Предполагается реализация этого способа на лабораторной установке при получении быстрозакаленного волокна из алюминиевых и медных сплавов.

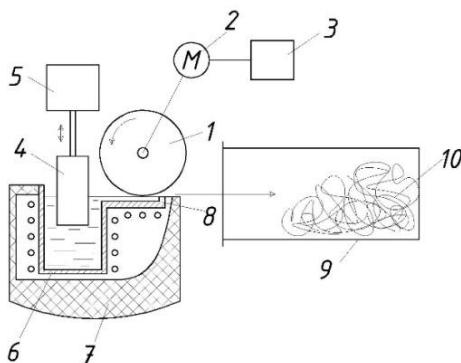


Рисунок 1 – Установка для получения переохлажденного металлического волокна (фибры):

1 – вращающийся водоохлаждаемый кристаллизатор; 2 – электродвигатель привода кристаллизатора; 3 – система стабилизации скорости вращения кристаллизатора; 4 – вытеснитель расплава; 5 – система перемещения вытеснителя; 6 – плавильный тигель; 7 – электропечь для плавки и поддержания температуры расплава; 8 – дозатор расплава; 9 – сборник волокон; 10 – волокно

Установка, приведенная на рисунке 1, не отличается принципиальной новизной, однако для устойчивой реализации процесса получения волокна с приведенным диаметром меньше 100 мкм необходимо применение некоторых специальных технологических приемов. В частности, ванна экстрагируемого сплава представляет собой узкую щель, отходящую от плавильного тигля, где расплав поднимается до кромки кристаллизатора в виде мениска и благодаря поверхностному натяжению не имеет волнообразных колебаний. Как результат, разность толщин получаемого волокна не превышает 20 %. Подача расплава из тигля осуществлялась вытеснителем, оснащенным регулируемым, стабилизированным микроприводом, и в сочетании с виброизоляцией тигля от привода кристаллизатора позволяет свести к минимуму колебания уровня расплава в щели дозатора. Установка снабжается механическим противофазным гасителем вибраций, что позволяет подавить колебания системы от несбалансированных вращающихся масс.

Следует отметить, что привод вращения кристаллизатора необходим с электрической стабилизацией частоты вращения двигателя, ременная передача должна иметь успокоители колебаний ремня, а система охлаждения – повышающий насос для преодоления гидравлического клина, возникающего при вращении кристаллизатора.

Благодаря вышеприведенным технологическим приемам осуществления процесса кристаллизации возможно получение любого волокна из алюминиевых сплавов толщиной вплоть до 50 мкм, что позволяет обеспечить скорость охлаждения расплава порядка 10^6 К/с.

На рисунке 2 представлена схема видоизмененного способа двухвалкового литья, реализуемого в варианте двух сжимаемых и вращающихся навстречу охлаждаемых валков (*1*) с подачей расплава (*б*) в зазор между ними для получения закаленных и аморфных фольг и лепестков. Это наиболее универсальный способ для получения неравновесных метастабильных металлических структур, обеспечивающий скорости охлаждения расплава до 10^6 К/с в слоях толщиной до $20 \cdot 10^{-6}$ м с одновременным динамическим механическим воздействием на затвердевающий сплав в интервале кристаллизации. Способ обеспечивает получение сверхмелких зерен и аморфного состояния (для железоуглеродистых сплавов) получаемых фольг. Кроме того, способ малочувствителен к таким парамет-

рам исходного расплава как вязкость, поверхностное натяжение, адгезия к поверхности кристаллизатора и применим для закалки из жидкого состояния как низкоплавких, так и тугоплавких сплавов в неравновесном состоянии.

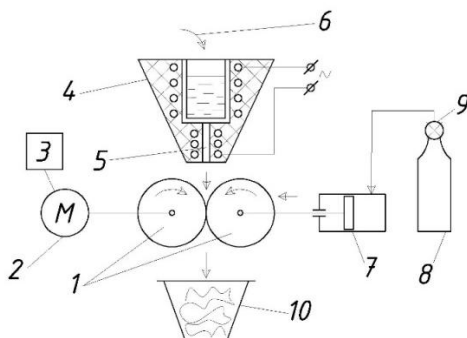


Рисунок 2 – Установка для получения быстрозакаленной металлической фольги:

- 1 – вращающиеся водоохлаждаемые валки; 2 – регулируемый электропривод вращения валков; 3 – система стабилизации вращения валков;
- 4 – электрообогреваемый дозатор расплава; 5 – калиброванная кварцевая трубка для подачи расплава; 6 – исходный расплав из плавильной печи; 7 – поршневой привод сжатия валков; 8 – газовый аккумулятор; 9 – регулятор давления;
- 10 – сборник полученной фольги

Установка по схеме 2 известна во многих вариантах, однако для получения стабильной по толщине фольги необходимо применить синхронный механический привод обоих кристаллизаторов с гасителем крутильных колебаний, исключающий относительное проскальзывание валков при высоких скоростях вращения. Кроме того, необходим безинерционный регулируемый пневматический механизм прижатия рабочих поверхностей кристаллизаторов, снабженный гидравлическим демпфером. Это позволяет минимизировать механические колебания в системе, вызванные неравномерностью подачи расплава в зазор валков. Для стабилизации подачи расплава применяется дозатор с обогревом калиброванной трубкой или щелью, находящейся под стабильным уровнем в металлоприемнике. Для снижения вибраций от дисбаланса вращающихся масс валки кристаллизаторов необходимо оптимально смонтировать на неподвижных трубчатых валках, служащих одновременно для подачи

и отвода охлаждающей воды. Такое решение снижает влияние гидравлического клина при вращении валков с высокими скоростями, что позволяет отказаться от применения повышающего насоса, снизить давление на входе в систему и упростить уплотнение валов.

В целом такое усовершенствование классических схем позволит стабилизировать основные параметры кристаллизации, минимизировать влияние постоянных и случайных вредных факторов и прогнозируемо управлять видом и свойствами полученных неравновесных металлических материалов.

В дальнейшем предполагается изготовление экспериментальных лабораторных установок с использованием выбранных принципов и отработка технологических режимов получения образцов сплавов с неравновесными структурами различных геометрических форм и размеров. Использование их в качестве армирующих элементов в полимерных и керамических композитах позволит получать материалы с улучшенными служебными свойствами.

Список литературы

1. **Mulins, W.W.** Remarks on the Evolution of Materials Science // MRS Bulletin. – 1996. – № 7. – P. 20–27.

2. **Получение** литой стабильной фибры для армирования бетонных конструкций в лабораторных условиях / В.А. Шейнерт [и др.] // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2016. – № 37. – С. 132–136.

3. **Технология** получения быстроохлажденных гранул из сплавов на основе железа / А.С. Калиниченко [и др.] // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2016. – № 37. – С. 85–89.

References

1. **Mulins, W.W.** Remarks on the Evolution of Materials Science // MRS Bulletin. – 1996. – No. 7. – P. 20–27.

2. **Poluchenie** litoj stabil'noj fibry dlya armirovaniya betonnyh konstrukcij v laboratornyh usloviyah [Obtaining cast steel fiber for reinforcing concrete structures in laboratory conditions] / V.A. Shejner [et al.] // *Metallurgiya: respublikanskiy mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh*

trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers. – Minsk: BNTU Publ., 2016. – Vyp. 37. – P. 132–136.

3. Tekhnologiya *polucheniya bystroohlazhdennyh granul iz splavov na osnove zheleza* [Technology of obtaining rapidly quenched granules from iron-based alloys] / A.S. Kalinichenko [et al.] // *Metallurgiya: respublikanskij mezhhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers.* – Minsk: BNTU Publ., 2016. – Vyp. 37. – P. 85–89.

Поступила 22.10.2021

Received 22.10.2021

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

А.Г. СЛУЦКИЙ, канд.техн. наук, **В.А. ШЕЙНЕРТ**,
И.А. КАСПЕРОВИЧ, **П.Д. ХОРОЛЬСКИЙ**

Белорусский национальный технический университет

В работе выполнен анализ основных факторов, определяющих физико-механические характеристики высокопрочного чугуна с шаровидным графитом. Показана решающая роль выбора исходного химического состава чугуна, способа его сфероидизирующей обработки, типа и состава лигатуры, в том числе и для вторичного модифицирования, а также режима термической обработки.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, плавка, сфероидизирующая обработка, вторичное модифицирование, термическая обработка.

TECHNOLOGICAL FEATURES OF PRODUCING CAST IRON WITH BALL GRAPHITE

A.G. SLUTSKY, Ph. D in Technical Science, **V.A. SHEYNERT**,
I.A. KASPEROVICH, **P.D. KHOROLSKY**

Belarusian National Technical University

The paper analyzes the main factors that determine the physical and mechanical characteristics of ductile cast iron. The decisive role of the choice of the initial chemical composition of cast iron, the method of its spheroidizing treatment, the type and composition of the master alloy, including for secondary modification, as well as the heat treatment mode, is shown.

Keywords: ductile iron, melting, spheroidizing treatment, secondary modification, heat treatment.

Согласно данным, представленным в работе [1], в структуре производимого в Беларуси литья по видам материалов согласно Программе развития литейного производства Республики на период до 2030 года наибольшую долю выпуска литья занимает серый чугун невысоких марок (65 %), затем следует стальное литье (15 %)

и только третье место занимает высокопрочный чугун с шаровидным графитом (10 %). Следует отметить, что в развитых странах доля выпуска литья из чугуна с шаровидным графитом в несколько раз выше.

В настоящее время в Республике Беларусь объемы производства высокопрочного чугуна с шаровидным графитом расширяются. При этом производятся отливки из невысоких марок сплава ВЧ45-ВЧ50. Актуальным является внедрение технологии получения более высоких марок ЧШГ для отливок ответственного назначения. Для этого необходимо использовать синтетические чугуны, плавку которых осуществляют с использованием чистого стального лома, металлических отходов и карбюризаторов. С целью снижения воздействия наследственности в качестве шихты необходимо применять рафинированные чугуны и синтез-плавку исходного высокоуглеродистого сплава.

Используемые модификаторы являются основным фактором, определяющим эффективность обработки чугуна на шаровидный графит. По типу модификаторы для производства ЧШГ делятся на сфероидизирующие и графитизирующие, применение которых неразрывно связано в одном технологическом процессе. Наиболее широко представлены литые модификаторы, которые изготавливаются на основе кремния или металлов (Ni, Cu, Al, Fe, Mn). Особую группу по геометрическим параметрам представляют пластинчатые «Чипс»-модификаторы, изготовленные различными способами.

Ранее выполненные исследования [2, 3] показали реальную возможность получения «тяжелой» лигатуры на основе порошков меди и магния с использованием дополнительного механического воздействия (прокатка в пластины различной толщины, прессование в брикеты с последующей высокоскоростной ударной деформацией («чипс»-лигатура). Проведенные заводские испытания такой лигатуры показали реальную возможность получения ЧШГ повышенной прочности.

Важным фактором является способ модифицирования исходного чугуна, который определяет не только физические свойства и марку получаемого сплава чугуна, но и является ключевым моментом всего производства высокопрочного чугуна. В группе ковшевых технологий можно выделить автоклавные процессы обработки расплава чистым магнием под внешним избыточным газовым давлением

и вариант, представленный конвертором Фишера, в котором реакция идет под избыточным давлением паров магния. Несмотря на высокую эффективность обработки (высокие марки, дешевизна модификатора, малый расход), такие способы в настоящее время не применяются из-за аппаратурной сложности, длительности, плохой технологической гибкости и непроизводительности.

Самыми распространенными способами ковшевого модифицирования ЧШГ являются варианты «Сэндвич – процесса», когда порция модификатора закладывается в ковш перед заливкой исходного чугуна.

Согласно данным, приведенным в работе [4], технология ковшевого модифицирования высокопрочного чугуна на ОАО «АВТОВАЗ» состоит из сфероидизирующего и первичного графитизирующего модифицирования в ковше, а также вторичного графитизирующего модифицирования в заливочной чаше литейной формы. Это позволило при минимальном расходе Ni–Cu–Mg–PЗМ лигатуры получить в отливках структуру и механические свойства, соответствующие маркам ВЧ 70 в литом состоянии и ВЧ 80 после нормализации. Сфероидизирующая ковшевая обработка такого расплава лигатурой Si–Cu–Mg–PЗМ при расходе 1,27 % позволяет получать в отливках механические свойства и микроструктуру, соответствующую маркам ВЧ 80 в литом состоянии и ВЧ 100 после нормализации. Применение таких лигатур обеспечило получение отливки «Вал коленчатый» с требуемым уровнем механических свойств и необходимой структурой чугуна [4].

Группа технологий внутриформенного модифицирования представлена, в основном, способом обработки в выносной реакционной камере с последующей заливкой в литейную форму для изготовления крупных отливок весом до нескольких тонн и классическим «Инмолд – процессом», в котором сфероидизирующая обработка расплава происходит в реакционной камере литейной формы и совмещена с процессом заполнения ее полости. Такие техпроцессы абсолютно бездымны и могут быть полностью автоматизированы, дают высокую повторяемость и стабильность результатов, применимы как в массовом (конвейерном) производстве, так и в мелкосерийном. Вместе с тем они требуют высокого качества модификаторов, проведения сложных расчетов при вы-

боре технологии формы, в отдельности для индивидуальной отливки, а также имеют пониженный выход годного.

Режим кристаллизации залитого в форму модифицированного расплава оказывает на структуру и свойства ЧШГ особенно сильное влияние вследствие некоторых особенностей таких чугунов, в частности, повышенной объемной и линейной усадки, высокой склонности к переохлаждению и соответственно к отбелу, в ряде случаев повышенного предусадочного расширения, что осложняет получение отливок при литье в кокили (в том числе облицованные), достижение высокой размерной точности и усложняет режим питания отливок.

В целом можно отметить, что подавляющее большинство отливок из ЧШГ изготавливаются литьем в песчаные и керамические формы с умеренным темпом охлаждения отливки, которые позволяют получить феррито-перлитную основу в структуре. Для получения в отливках из ЧШГ специальных структур, таких как аустенитная, мартенситная, бейнитная, необходима организация сложного теплового режима формы в различные периоды охлаждения за счет подбора режима теплоотвода или сложной термообработки.

Термообработка отливок из ЧШГ наряду с вышеперечисленными, является действенным фактором влияния на микроструктуру сплава с целью получения заданных характеристик готовых изделий. Практически весь объем литья из высокопрочного чугуна проходит цикл термической обработки, что связано с особенностями кристаллизации чугуна, модифицированного на шаровидный графит. В практике производства высокопрочного чугуна применяют различные виды термической обработки. Подавляющее количество отливок из высокопрочного чугуна невысоких марок подвергают низкотемпературному отжигу для снятия термических напряжений, ферритизации матрицы и дополнительной графитизации. Высокотемпературный отжиг проводят для разложения структурно-свободных карбидов, которые резко снижают механические свойства и обрабатываемость отливок. Такая обработка проводится для белых высокопрочных чугунов с целью графитизации. Нормализация с различным темпом охлаждения (спокойный воздух, обдув, аэрозоли и т.д.) проводится для получения перлитной структуры основы чугунов и является обязательной операцией для ответственных (нагруженных) деталей, например, коленчатых валов двигате-

лей, компрессоров. Объемная закалка отливок из ЧШГ позволяет получать матрицу чугуна, состоящую из продуктов мартенситного превращения: мартесита, бейнита, остаточного аустенита и их смесей. Отдельным вариантом объемной закалки является изотермическая закалка отливок в высокотемпературных средах (250–500 °С), как правило, в соляных или свинцовых ваннах. Такой режим применяется для чугунов высоких марок (ВЧ70–ВЧ100). Например, для обеспечения высоких показателей прочности, пластичности и ударной вязкости ЧШГ его подвергают многостадийной термической обработке, включающей: ступенчатую аустенитизацию с нагревом до 820–830 °С с выдержкой 0,5 ч и последующим нагревом до 870–900 °С с выдержкой 0,5–1,5 ч; регулируемое охлаждение заготовки до температуры ниже 500 °С; термоциклирование в интервале 270–390 °С в течение 1,5–3 ч с последующим охлаждением на воздухе [5]. Недостатками способа являются использование многостадийного, длительного и сложного процесса термической обработки, а также невозможность его применения для деталей сложной конфигурации с различной толщиной стенки по сечениям.

Для получения бейнитно-ферритной структуры проводят многостадийную термическую обработку [6]. Первоначально исходный чугун подвергают ступенчатому ферритизирующему отжигу с выдержкой в течение 5 ч при температуре 950 °С, охлаждением с печью до 720 °С и выдержкой при этой температуре в течение 15 ч и последующим охлаждением на воздухе. После этого чугун подвергают изотермической закалке по следующему режиму: аустенитизация при температуре 850–950 °С (время выдержки – несколько минут); изотермическая закалка при температуре закалочной ванны 400 °С (время выдержки – 30 мин). Морфологическими особенностями строения полученных чугунов является микроболачки бейнита, окружающие графитовые включения при общем доминировании ферритной матрицы. Такая структура обеспечивает чугунам высокие показатели ударной вязкости, пластичности, прочности, износостойкости и других служебных свойств.

Список литературы

1. Покровский, А.И. Аусферритный (бейнитный) чугуны: Гармонизация международного стандарта ISO 17804 применительно к условиям Беларуси / А.И. Покровский, Б.Б. Хина, О.А. Толкачева // Литье и металлургия. – 2021. – № 1. – С. 56–72.

2. Особенности сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами на основе меди / А.С. Калиниченко [и др.] // Литье и металлургия. – 2016. – № 2. – С. 110–115.

3. Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры / А.Г. Слуцкий [и др.] // Литье и металлургия. – 2020. – № 2. – С. 15–21.

4. Российская Ассоциация Литейщиков [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.ruscastings.ru/work/168/2130/2968/8460>. – Дата доступа: 06.04.2021.

5. Булдыгин, С.В. Термодинамические параметры растворения магния в чугунах и модификаторах чугуна : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 02.00.04 / С.В. Булдыгин; Южно-Уральский государственный университет. – Челябинск, 2011. – 20 с.

6. БелТехноЛит [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://lityo.by/modifikatori-dlya-chuguna/modifikatori-zarubezhnich-proizvoditeley>. – Дата доступа: 14.04.2021.

References

1. Pokrovsky, A.I. *Ausferritnyj (bejnitnyj) chugun: Garmonizaciya mezhdunarodnogo standarta ISO 17804 primenitel'no k usloviyam Belarusi* [Pusferritic (bainitic) cast iron: Harmonization of the international standard ISO 17804 in relation to the conditions of Belarus] / A.I. Pokrovsky, B.B. Khina, O.A. Tolkacheva // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2021. – No. 1. – P. 56–72.

2. Osobennosti sferoidiziruyushchego modifitsirovaniya vysokoprochnogo chuguna ligaturami na osnove medi [Features of spheroidizing inoculation of high-strength cast iron with copper-based ligatures] / A.S. Kalinichenko [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2016. – No. 2. – P. 110–115.

3. Tekhnologicheskie osobennosti polucheniya chuguna s sharovidnym grafitom s ispol'zovaniem bystroohlazhdennoj med'-magnievoj ligatury [Technological features of producing nodular cast iron using fast-cooled copper-magnesium alloy] / A.G. Slutsky [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2020. – No. 2. – P. 15–21.

4. <http://www.ruscastings.ru>.

5. Buldygin, S.V. *Termodinamicheskie parametry rastvoreniya magniya v chugunah i modifikatorah chuguna* [Thermodynamic parameters of magnesium dissolution in cast irons and cast iron modifiers]: avtoref. dis....kand. tekhn. nauk: 02.00.04 / S.V. Buldygin; South Ural State University. – Chelyabinsk, 2011. – 20 p.

6. <http://www.lityo.by>.

Поступила 04.10.2021

Received 04.10.2021

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ

УДК 669.58

АНАЛИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НАПРАВЛЕНИЙ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ БИОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук, **И.А. БУЛОЙЧИК**
Белорусский национальный технический университет

Проанализированы перспективные сплавы для изготовления костных имплантационных материалов, позволяющие формировать в поверхностной зоне импланта необходимые показатели модуля упругости, сопоставимые с модулем упругости костной ткани человека. Проведен анализ химических элементов для диффузионного легирования специальных сплавов титана.

Ключевые слова: костные импланты, титановые сплавы, химико-термическая обработка, легирование, поверхностное упрочнение.

ANALYSIS OF PERSPECTIVE PROCESSING TECHNOLOGIES TO IMPROVE THE TI-BASED ALLOYS FOR BONE IMPLANT PRODUCTION

V.M. KONSTANTINOV, Dr. of Engineering Sciences, **I.A. BULOICHYK**
Belorussian National Technical University

The article gives the analysis of perspective alloys and materials for bone implant production as well as reveal the reasonable ways of its surface and structure improvement with the aim to meet the requirements of elastic modulus of bone tissue. The influence of the most perspective elements for diffusion alloying of Ti-based alloys was investigated.

Keywords: bone implants, Ti-based alloys, thermo-chemical treatment, alloying, surfacing.

Введение. В настоящее время металлические биосовместимые импланты широко используются в травматологии, ортопедической и сердечно-сосудистой хирургии. Только в России или США число пациентов, нуждающихся в операциях по восстановлению целостности кости, составляет более 1 млн человек ежегодно, в Германии в год проводится около 180 000 имплантаций тазобедренного сустава [1]. Неразлагаемые материалы, используемые в имплантации, должны отличаться высокой коррозионной стойкостью и адаптацией к биологическим средам, достаточной механической прочностью, малым весом, хорошей износостойкостью и остеоинтеграцией.

Результаты анализа использования имплантационных сплавов. В медицинской практике на протяжении многих лет в качестве постоянных имплантов применялись такие материалы, как керамика, нержавеющая сталь и сплавы системы кобальт-хром. Однако применение данных материалов имеет ряд существенных недостатков, обусловленных существенным различием в механических свойствах указанных материалов и натуральных костей, а также особенностями коррозионного воздействия биологически активных жидкостей со стороны организма. Так, например, на основании данных, приведенных в таблице 1, установлено, что традиционные металлы и сплавы не могут обеспечить низкие значения коэффициента трения несущих поверхностей в процессе эксплуатации протеза [2]. Кроме того, для пары металл-металл характерны большие значения скорости изнашивания по сравнению с керамикой. Замена металла керамикой почти на порядок уменьшает коэффициент трения и износ сочленения, значительно продлевая срок службы эндопротеза. Кроме того, в шарнирном сочленении керамических деталей продукты износа столь малы, что могут выводиться из организма через почки при условии высокого качества самой керамики и ее полированной поверхности.

В свою очередь, к недостаткам керамики следует отнести повышенную хрупкость. Кроме того, некоторым видам керамики присуща неустойчивость фазового состава, который может меняться с течением времени, а также под воздействием тепла человеческого тела, вызывая растрескивание поверхности [3]. В качестве компромиссного варианта в настоящее время активно исследуется использование пары металл-керамика. Необходимо также учитывать, что

стоимость эндопротеза, в котором применены детали из керамики, в 1,5–2 раза выше металлического.

Таблица 1 – Эксплуатационные характеристики различных материалов, используемых для изготовления несущих поверхностей эндопротезов [1]

Показатель	Значение для различных пар материалов		
	Металл-металл	Металл-полиэтилен	Металл-керамика
Коэффициент трения	0,1–0,3	0,06–0,1	0,002–0,07
Скорость объемного изнашивания (мм ³ /год)	0,1–1,0	30–100	0,5–1·10 ⁻³
Размер частиц износа (нм)	30	300	10
Биологическая активность	Снижение жизнестойкости клеток	–	0,2

Так как ни один материал, имплантированный в организм, не является абсолютно биоинертным (каждый вызывает реакцию живой ткани), то следует учитывать химическую активность любого материала, используемого для изготовления импланта по отношению к организму человека (см. таблицу 2). Данный фактор является чрезвычайно важным при выборе материала имплантатов. Биоинертными в той или иной степени являются титан, а также керамика из оксидов алюминия и циркония. Металлические сплавы, содержащие ванадий, алюминий, кобальт, хром, кадмий, карбиды, а также углеродистые стали, являются токсичными.

В случае их использования в качестве материала имплантата имеет место растворение легирующих элементов в биологически активной среде и накопление их в жизненно важных органах живого организма. Кроме того, растравливание межзеренных границ увеличивает износ поверхностей трения эндопротеза [4, 5]. Указанные факторы являются серьезной проблемой применения кобальт-хромовых и легированных титановых сплавов при изготовлении имплантатов.

Таблица 2 – Сравнение биологической токсичности различных металлов при применении в качестве составных лигатур сплавов для производства имплантов [2]

Элемент	Реакция на имплантат в мягкой ткани	Рост органической культуры	
		Реакция к импланту	Уровень токсичности
V	Токсичен	Не влияет	$2 \cdot 10^{-5}$
Mo	Относительно инертен	Не влияет	
Co	Токсичен	Подавляет	$2 \cdot 10^{-4}$
Ni	Токсичен	Подавляет	$2 \cdot 10^{-4}$
Fe	Токсичен	Подавляет	
Cr	Токсичен	–	–
Al	Токсичен	–	–
Sn	–	–	–
Zr	Инертен	Не влияет	–
Ti	Инертен	Не влияет	–
Ta	Инертен	Не влияет	–
Nb	Инертен	–	–
N	Относительно инертен	Не влияет	–

С учетом обозначенных выше особенностей наиболее перспективным вариантом является использование при протезировании суставов человека технически чистого титана, но при условии повышения его механических характеристик до уровня характеристик известных легированных титановых сплавов (BT 6, Ti-6Al-4V). Этот материал является наиболее подходящим в данной сфере за счет малого удельного веса и высокой биосовместимости. По своим химическим свойствам и биоинертности в процессах репаративного остеогенеза титан значительно превосходит большинство вышеперечисленных металлов и сплавов и на сегодняшний момент является одним из самых перспективных материалов для изготовления неразлагаемых хирургических имплантов. В то же время по своим механическим свойствам титан плохо совместим с костью, в частности, имеет более высокий модуль Юнга (105 ГПа). Это приводит к тому, что в процессе эксплуатации в системе «кость – имплант» большая часть нагрузки приходится на имплант, в результате чего костная ткань не подвергается воздействию механических напряжений

необходимой величины, что обуславливает постепенную резорбцию кости и ослабление фиксации импланта.

Повысить механические характеристики медицинского сплава может создание в нем субмикроструктур деформационного происхождения методами интенсивного пластического деформирования (ИПД). Было разработано несколько схем проведения ИПД, в частности, методы интенсивной деформации кручением, равноканального углового прессования всестороннейковки и винтовой экструзии [1]. Известно, что материал в субмикроструктурном состоянии обладает свойствами, принципиально отличными от крупнокристаллического аналога. Например, микротвердость повышается в 2–7 раз, прочность при растяжении – в 1,5–2, наблюдается повышение вязкости разрушения, существенное повышение износостойкости и работоспособности при циклических нагрузках. Следовательно, формирование наноструктуры в материале открывает доступ к функциональным характеристикам нового уровня: высокой прочности, твердости, износостойкости при достаточно высокой пластичности [6, 7]. Таким образом, создание наноразмерных структур деформационного происхождения методами ИПД в материале медицинских имплантатов позволяет существенно повысить их долговечность.

Вместе с тем, при всех преимуществах, которыми обладает технически чистый титан после ИПД, остается нерешенной проблема улучшения его триботехнических свойств. К настоящему времени определено несколько перспективных направлений инженерии поверхности титановых медицинских имплантов. Это – поверхностное пластическое деформирование, нанесение функциональных гетерогенных покрытий и легирование поверхностного слоя азотом. Известно, что улучшение триботехнических свойств несущих поверхностей эндопротезов суставов человека из технически чистого титана, отвечающих требованиям биологической совместимости, прочности и долговечности, можно достичь путем формирования в его поверхностном слое субмикроструктурной структуры путем холодного поверхностного пластического деформирования (ХППД).

Следующим перспективным, кроме чистого титана, материалом для изготовления имплантов является никелид титана (нитинол системы Ti–Ni). Он обладает эффектами памяти формы и сверхупру-

гости, что существенно повышает его биомеханическую совместимость. Для постоянной имплантации необходимо использовать устройства и конструкции из пористого никелида титана. Использование пористого никелида титана возможно для заполнения костных полостей и формирования биокомпозита при патологических переломах костей. Получают пористый никелид титана из порошка титана и никеля. Экспериментальные исследования образцов, проведенные после имплантации никелида титана в пористом виде в различные ткани организма, показали, что он способен функционировать в организме не отторгаясь, обеспечивает стабильную регенерацию клеток и создает надежную фиксацию с тканями организма за счет образования (врастания) и роста тканей в порах имплантата.

Реакция костной ткани на имплантацию пористого никелида титана заключается в том, что в порах имплантатов со временем образуется зрелая костная ткань со структурой, аналогичной матричной кости. Зрождение и рост костной ткани в пористой структуре никелида титана происходит одновременно во многих порах в виде отдельных ядер (областей), которые затем разрастаются и сливаются. Постепенно костная ткань заполняет поры и соединяющие их каналы. Полное формирование костной ткани в порах происходит в основном в течение 3-х месяцев, а начиная с 6 месяцев структурный рисунок ткани в порах практически не меняется со временем [8].

На современном этапе биосовместимые материалы из никелида титана и имплантов с памятью формы условно можно представить в виде четырех классов сверхэластичных материалов и имплантатов [8]. 1-й класс – материалы и имплантаты для фиксации костных отломков лицевого скелета, трубчатых костей, позвоночника и других костных тканей; для дилатации тканей полых органов, для создания межкишечных анастомозов и т. д. Этот класс представляют цельнолитые имплантаты из сплавов на основе TiNiMo-Fe, которые играют роль временных функционирующих устройств. 2-й класс – пористые проницаемые и сетчатые имплантаты для замещения дефектов твердых и мягких тканей организма, для восстановления функций органов, выполняя при этом определенные функции конкретных тканей, т. е. для длительного пребывания в организме. 3-й класс – материалы для создания инструментария нового поколения, способного изменить форму рабочей части инструмента и сохранить режущую способность. Здесь наиболее важным критерием

является способность материала к деформационной и температурной циклостойкости. 4-ый класс – инкубаторы-носители клеточных культур. Эти материалы и имплантаты позволяют на новом уровне решить задачи восстановления функций внутренних органов (печени, костного мозга, поджелудочной железы и т. д.).

Недостатком никелевых сплавов в протезировании является их сравнительно высокая канцерогенность за счет наличия никеля, который при долговременном нахождении в организме человека может вызвать интоксикацию организма. Также следует отметить, что в сплавах типа титанола могут формироваться химические соединения, что, в свою очередь, влечет за собой резкую зависимость свойств сплава от состава, который, как правило, не может быть гарантирован точнее 0,2 % [8].

Ввиду этих факторов титанол имеет ряд ограничений при использовании в имплантологии. В настоящее время является перспективным создание «безникелевых» титановых сплавов с памятью формы, проявляющих сверхупругое поведение, что и определяет актуальность настоящей работы. В частности, к этой группе относятся сплавы систем Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr, в которых при изменении температуры или внешней нагрузки протекает обратимое мартенситное превращение β (ОЦК) \leftrightarrow α' (орторомбическая решетка) [9]. Содержание ниобия в титановом сплаве в количестве 40 мас. % позволяет уменьшить модуль Юнга до 55–60 ГПа и стабилизировать β -фазу с подавлением конкурирующих фаз ω и α' [8].

Исследования этих сплавов получили развитие в последнее десятилетие. Однако до сих пор эти исследования в большинстве случаев не вышли за рамки лабораторных образцов. Систематических данных об их коррозионной стойкости и биосовместимости для широкого использования в имплантационной хирургии недостаточно.

Азотирование, как разновидность химико-термической обработки, нашло широкое применение в промышленности. Анализ известных исследований показывает, что насыщение поверхностного слоя азотом существенно улучшает антифрикционные свойства титана и его сплавов [8]. Так, авторами [10] указывается, что при испытании пары трения Ti-Cu при использовании азотированного титанового образца коэффициент трения снижается более чем в 2 раза по сравнению с неазотированным. Под руководством проф. Кукареко В.А.

был выполнен комплекс исследований ионно-лучевой обработки титановых сплавов [1]. Полученные результаты убедительно свидетельствуют о перспективности обсуждаемого направления. Кроме ожидаемого улучшения антифрикционности титанового сплава были получены данные о повышении предела выносливости азотированных образцов. Таким образом, ионно-лучевое азотирование следует рассматривать не только с точки зрения инженерии поверхности, но и как фактор объемного упрочнения имплантационных сплавов.

Широкие перспективы комплексного (поверхностного и объемного) упрочнения имплантационных титановых сплавов открывает применение ионно-плазменного азотирования [11]. Сопоставление традиционного термодиффузионного слоя с размерами импланта позволяет классифицировать его, как макрообъект для химико-термической обработки [12]. В случае сопоставимости размеров термодиффузионного слоя и сечения имплантационного изделия подобный объект принято считать микрообъектом для химико-термической обработки. Есть основания полагать, что в этом случае имеет место объемное диффузионное легирование изделия. Для медицинских изделий размерностью в миллиметры и менее (винты, специальные проволоки и др.) появляется возможность объемного легирования титановых сплавов азотом, что позволит обеспечить существенное повышение прочностных свойств.

Выводы. Таким образом, на основании проведенного анализа перспективных сплавов медицинского назначения для использования в области создания титановых имплантов показано, что основной проблемой в создании качественных имплантов является, помимо обеспечения параметров биосовместимости, достижение сопоставимых значений модуля упругости материала импланта и костной ткани. Выделены наиболее перспективные направления обработки титановых сплавов с целью удовлетворения основных требований по созданию имплантов с повышенным комплексом эксплуатационных свойств. Показано, что существует ряд альтернативных сплавов на основе титана, перспективных с точки зрения создания биосовместимых костных имплантов с сопоставимыми показателями модуля упругости по отношению к костной ткани. К данным сплавам относятся сплавы системы Ti-Nb-Zr.

Перспективными направлениями также являются: – использование сплава титана технической чистоты ВТ 1-0, подверженного предварительной пластической деформации с последующим низкотемпературным азотированием для придания поверхностной зоне имплантата необходимых показателей модуля упругости, сопоставимого с модулем упругости костной ткани человека; – объемное термомодиффузионное азотирование микродеталей из титановых сплавов для комплексного поверхностного и объемного упрочнения.

Список литературы

- 1. Инженерия** поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий / А.В. Белый [и др.]. – Минск: Беларуская навука, 2017. – 475 с.
- 2. Розенберг, О.А.** Перспективы применения чистого титана для имплантантов костной хирургии / О.А. Розенберг, С.Е. Шейкин, С.В. Сохань // Новые материалы и технологии в металлургии. – 2010. – № 2. – С. 50–54.
- 3. Nakamura, T.** Novel Zirconia. Alumina Composites for TJR / T. Nakamura // Key Engineering Materials. – 2003. – Vol. 240–242. – P. 765–768.
- 4. Дубок, В.А.** Биокерамика – вчера, сегодня, завтра / В.А. Дубок // Порошковая металлургия. – 2000. – № 7/8. – С. 69–87.
- 5. Hench, L.L.** Bioceramics / L.L. Hench // J. Am. Ceram. Soc. – 1998. – No. 7. – P. 1705–1727.
- 6. Скороход, В.В.** Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах / В.В. Скороход, І.В. Уварова, А.В. Рагуля. – Киев.: Академперіодика, 2001. – 180 с.
- 7. Валиев, Р.З.** Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р.З. Валиев // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – № 1–2. – С. 208–216.
- 8. Гюнтер, В.Э.** Био-совместимые материалы с памятью формы и новые технологии в медицине / В.Э. Гюнтер. – Томск: Изд-во НПП «МИЦ», 2006. – 316 с.
- 9. Белый, А.В.** Структура и триботехнические свойства субмикроструктурного титана, модифицированного ионами азота /

А.В. Белый, В.А. Кукареко, А.Г. Кононов // Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – № 6. – С. 571–577.

10. Jankee, W.R. Influence of oxygen and nitrogen in solution in -Ti on the friction coefficient of Cu on Ti / Jankee W.R. Machlin E.S. // Trans. AIME. – 1954. – 200. – P. 989–990.

11. Structure and properties of nitrided Ti6Al2Cr2Mo titanium alloy / J.Sobiecki [et al.] // Nitriding technology. – Warszawa: Inst. Precip. Mech. – 2003. – P. 463.

12. Пантелеенко, Ф.И. Особенности диффузионных процессов при борировании стальных порошков / Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов // Вестн. НАНБ. – 1997. – № 1. – С. 8–11.

References

1. Inzheneriya poverhnostej konstrukcionnyh materialdov s ipol'zovaniem plazmennyh i puchkovykh tekhnologij [Engineering of surfaces of structural materials using plasma and beam technologies] / A.V. Belyj [et al.]. – Minsk: Belaruskaya navuka Publ., 2017. – 475 p.

2. Rozenberg O.A. *Perspektivy primeneniya chistogo titana dlya implantantov kostnoj hirurgii* [Prospects for the use of pure titanium for bone surgery implants] / O.A. Rozenberg, S.E. Shejkin, S.V. Sohan' // *Novye materialy i tekhnologii v metallurgii = New materials and technologies in metallurgy*. – 2010. – No. 2. – P. 50–54.

3. Nakamura, T. Novel Zirconia. Alumina Composites for TJR / T. Nakamura // *Key Engineering Materials*. – 2003. – Vol. 240–242. – P. 765–768.

4. Dubok, V.A. *Biokeramika – vchera, segodnya, zavtra* [Bioceramics – yesterday, today, tomorrow] / Dubok V.A. // *Poroshkovaya metallurgiya = Powder metallurgy*. – 2000. – № 7/8. – P. 69–87.

5. Hench, L.L. Bioceramics / L.L. Hench // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1998. – No. 7. – P. 1705–1727.

6. Skorohod, V.V. *Fiziko-himichna kinetika v nanostrukturnix sistemah* [Physicochemical kinetics in nanostructured systems] / V.V. Skorohod, I.V. Uvarova, A.V. Ragulya. – Kiev: Akademiya periodika Publ., 2001. – 180 p.

7. Valiev, R.Z. *Sozdanie nanostrukturnykh metallov i splavov s unikal'nymi sojstvami, ispol'zuya intensivnye plasticheskie deformacii* [Creation of nanostructured metals and alloys with unique properties]

using severe plastic deformation] / R.Z. Valiev // *Rossijskie nanotekhnologii = Russian nanotechnology*. – 2006. – Vol. 1. – No. 1–2. – P. 208–216.

8. Gyunter, V.E. *Bio-sovmestimye materialy s pamyat'yu formy i novye tekhnologii v medicine* [Biocompatible materials with shape memory and new technologies in medicine] / V.E. Gyunter. – Tomsk: NPP «MIC» Publ., 2006. – 316 p.

9. Struktura i tribotekhnicheskie svojstva submikrokristallicheskogo titana, modificirovannogo ionami azota [Structure and tribotechnical properties of subitcrystalline titanium modified with nitrogen ions] / A.V. Belyj, V.A. Kukareko, A.G. Kononov // *Trenie i iznos = Friction and wear*. – 2008. – Vol. 29. – No. 6. – P. 571–577.

10. Jankee, W.R. Influence of oxygen and nitrogen in solution in -Ti on the friction coefficient of Cu on Ti / Jankee W.R. Machlin E.S. // *Trans. AIME*. – 1954. – 200. – P. 989–990.

11. Structure and properties of nitrided Ti6Al2Cr2Mo titanium alloy / J.Sobiecki [et al.] // *Nitriding technology*. – Warshawa: Inst. Precis. Mech. – 2003. – P. 463.

12. Panteleenko, F.I. *Osobennosti diffuzionnyh processov pri borirovanii stal'nyh poroshkov* [Peculiarities of diffusion processes in borating steel powders] / F.I. Panteleenko, V.M. Konstantinov // *Vesti NAN Belarusi = News from the National Academy of Sciences of Belarus*. – 1997. – No. 1. – P. 8–11.

Поступила 28.10.2021

Received 28.10.2021

УДК 669.1.017:620.18; 669.1.017:620.17;
669.1-419:620.18; 669.1-419:620.17

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И АЛЮМИНИЯ

Ф.И. РУДНИЦКИЙ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет
И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук, **П.Е. ЛУЩИК**, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»
А.И. ПОКРОВСКИЙ, канд. техн. наук
ГНУ Физико-технический институт, НАН Беларуси

Представлены результаты исследования структурных характеристик многослойных композитов, полученных с использованием листовых материалов на основе железа и алюминия с применением различных методов холодного деформирования пакетов листовых материалов (гидроударная штамповка, прессование с последующей термообработкой) и методом погружения пакетов листовых материалов в расплав алюминия с последующим затвердеванием расплава (металлургический метод получения). Показано, что методы холодной гидроударной штамповки (при энергии удара до 905 Дж) и прессования (при давлении до 21,2 кг/м²) с последующей термообработкой (до 550 °С в течение 6 ч) материалов на основе железа (низкоуглеродистая сталь 08 кп) и алюминия (сплавы АМцМ, АМг2М) не позволяют обеспечить формирование прочной адгезионной связи между листовыми материалами на основе алюминия и железа. Установлено, что при использовании металлургической схемы получения слоистых композитов формируется плотное соединение между разнородными слоями на основе железа и алюминия. С использованием метода растровой (сканирующей) электронной микроскопии исследованы структурные характеристики и особенности строения границ раздела в слоистых материалах на основе системы Fe-Al, полученных металлургическим методом погружения пластин из листовой низкоуглеродистой стали в расплав алюминия с последующим его затвердеванием.

Ключевые слова: слоистые композиты, листовые материалы, сплавы на основе железа, алюминиевые сплавы, структура.

STUDY OF STRUCTURAL CHARACTERISTICS OF IRON/ALUMINUM MULTILAYER LAMINATED COMPOSITES FABRICATED USING SHEET METAL MATERIALS

F.I. RUDNITSKI, Ph. D in Technical Sciences

Belarusian National Technical University

I.V. RAFALSKI, Ph. D in Technical Sciences, **P.E. LUSHCHIK**,

Ph. D in Technical Sciences

Science and Technology Park of BNTU «Polytechnic»

A.I. POKROVSKI, Ph. D in Technical Sciences

Institute of Physics and Technology of National Academy of Sciences
of Belarus

The paper presents the results of a study of the structural characteristics of multilayer composites fabricated using sheet iron and aluminum materials by various methods of cold deformation of the materials (hydropercussion stamping, pressing and heat treatment) and by immersing sheets into an aluminum melt with subsequent solidification of the melt (metallurgical method of fabrication). It is shown that the methods of cold hydropercussion stamping (with an impact energy of up to 905 J) and pressing (at a pressure of up to 21.2 kg/m²) followed by heat treatment (up to 550 °C for 6 hours) of sheet materials (low-carbon steel, aluminum alloys) do not allow the formation of strong adhesive bonds between aluminum and iron sheets. It was found that when using a metallurgical scheme for producing layered composites, a tight connection is formed between dissimilar iron and aluminum layers. Using the SEM, the structural characteristics and features of the interfaces in layered Fe-Al materials, fabricated by the metallurgical method have been investigated.

Keywords: laminated composites, sheet metals, aluminum alloys, iron-based alloys, structure.

Введение. Исследование процессов структурообразования многослойных композитов, полученных с использованием разнородных металломатричных материалов, является сложной фундаментальной проблемой, имеющей важное прикладное значение. Особый интерес представляют процессы структурообразования в зоне контакта взаимно-нерастворимых или малорастворимых металлов и сплавов на основе железа и алюминия, не склонных к образованию прочных соединений [1].

Структурообразование многослойных композитов из разнородных листовых материалов на основе железа и алюминия обусловлено процессами тепло- и массопереноса в зоне контакта с учетом состояния поверхности раздела. Особенности реализации методов соединения листовых материалов на основе железа и алюминия обусловлены существенным различием физико-химических свойств и особенностями системы Fe-Al: температура плавления железа (1538,9 °C) в 2,33 раза превышает температуру плавления алюминия (660 °C), плотность железа (7,874 г/см³) больше плотности алюминия (2,699 г/см³) в 2,92 раза, а предельная растворимость железа в твердом алюминии при эвтектической температуре в системе Al-Fe (655 °C) не превышает 0,03–0,05 % [2–4].

Анализ методов получения слоистых композиционных материалов на основе железа и алюминия показал, что традиционные способы их соединения сводятся к методам силового деформационного воздействия со значительными сдвиговыми деформациями поверхностных слоев [5–7]. Однако при этом в зоне контакта разнородных слоев неизбежно образуются хрупкие интерметаллические фазы (Al₃Fe, Al₃Fe₂ и др. [8]), существенно снижающие прочность соединения и не позволяющие обеспечить ожидаемый уровень эксплуатационных свойств слоистых композитов на основе системы Fe-Al. В связи с этим разработка новых эффективных процессов получения многослойных композитов на основе системы Fe-Al с использованием возможностей металлургических технологий и исследование особенностей их структурообразования представляет большой научный и практический интерес.

Материалы и методы получения слоистых композитов. Слоистые композиты получали с использованием различных методов холодного деформирования пакетов листовых материалов на основе железа и алюминия (гидроударная штамповка, прессование с последующей термообработкой) и методом погружения пакетов листовых материалов в расплав алюминия с последующим затверждением расплава (металлургический метод получения). Перечень и химический состав листовых материалов на основе железа и алюминия, использованных в работе для получения экспериментальных образцов слоистых композитов, представлен в таблицах 1–3.

Таблица 1 – Перечень материалов, использованных в работе для получения экспериментальных образцов слоистых композитов

Наименование материала	Обозначение (марка)	ГОСТ
Лист алюминиевый	АМцМ, АМг2М	ГОСТ 21631-76, 4784-97
Лист стальной холоднойкатанный	Сталь 08кп	ГОСТ 19904-90

Таблица 2 – Химический состав стали для получения экспериментальных образцов металломатричных слоистых композитов (в соответствии с ГОСТ 4041-71, 9045-93)

Сплав	Содержание элементов, % мас.						
	C	Si	Cr	Mn	Ni	Cu	Fe
Сталь 08кп	0,10	≤0,03	≤0,1	0,25–0,5	≤0,15	≤0,2	ост.

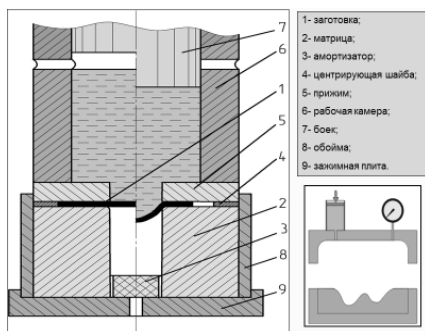
Таблица 3 – Химический состав алюминиевых сплавов для получения экспериментальных образцов слоистых композитов (в соответствии с ГОСТ 4784-97)

Сплав	Содержание элементов, % мас.								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al	Прочие элементы
АМцМ	≤0,6	≤0,7	≤0,2	1,0–1,5	≤0,2	≤0,1	≤0,1	ост.	≤0,15
АМг2М	≤0,4	≤0,5	≤0,15	0,1–0,6	1,8–2,6	≤0,15	≤0,15	ост.	≤0,15

Образцы слоистых композитов получали методом холодной гидроударной штамповки (ударного гидроформинга) из тонколистовых материалов на основе алюминия толщиной от 0,5 до 0,77 мм и железа (стали) толщиной от 0,2 до 0,71 мм.

Эскизная схема и внешний вид оборудования для гидроударной штамповки представлены на рисунке 1.

Особенностью процесса гидроударной штамповки является деформирование листовых материалов мощным импульсом высокого давления, создаваемого в результате удара быстродвижущегося бойка по замкнутому объему жидкой (или эластичной) среды, заполняющей рабочую камеру пресса (время приложения нагрузки 300–600 мкс).



a



б

Рисунок 1 – Эскизная схема гидроударной штамповки (*a*) и внешний вид технологического оборудования (*б*) для получения слоистых композитов лаборатории высоких давлений и специальных сплавов ФТИ НАН Беларуси

Схема получения слоистых образцов из разнородных листовых материалов на основе железа и алюминия методом прессования с термообработкой включала следующие основные этапы: 1) подготовка поверхности листовых материалов (очистка, шлифование, обезжиривание 70%-м спиртовым раствором); 2) прессование пакета листовых материалов цилиндрической (диаметром 30 мм) и прямоугольной формы (25×58 мм), сложенных по схеме «стальной лист/листовой алюминий/стальной лист» (усилие прессования 15 т, площадь контактной поверхности до 707 мм²); 3) термическая обработка в электрической печи сопротивления (550 °С в течение 6 ч для пакетов с листовыми материалами с алюминиевыми и алюмооксидными покрытиями, 450 °С в течение 1 ч для пакетов с листовыми материалами с цинковым покрытием).

Процесс получения слоистых образцов методом погружения пакета стальных листовых материалов в расплав алюминия включал следующие основные этапы: 1) подготовка поверхности листовых материалов (очистка, шлифование, обезжиривание); 2) сборка пакета стальных листовых материалов с зазором между листами 1,3–2 мм; 3) погружение собранного пакета в расплав технически чистого алюминия при температуре до 700 °С с использованием разовых литейных форм, изготовленных из песчаной жидкостекольной смеси;

4) охлаждение формы с пакетом до полного затвердевания расплава алюминия и извлечение слоистого композита из формы.

Полученные результаты и их обсуждение. Исследование экспериментальных образцов, полученных деформацией пакетов листовых материалов, показало, что методы гидроударной штамповки и прессования листовых материалов на основе железа и алюминия не обеспечивают получение прочное соединение листовых материалов.

В процессе гидроударной штамповки пакетов листовых материалов на основе алюминия (сплав АМцМ) и железа (сталь 08кп) при энергии удара до 510–800 Дж для всех использованных комбинаций листов наблюдалось расслоение слоев. При энергии удара 905 Дж наблюдалось появление множественных трещин на стальном слое, гофрообразование и частичное разрушение образцов. Технологические параметры и результаты гидроударной штамповки, использованные для деформирования разнородных слоистых материалов на основе железа и алюминия и получения экспериментальных образцов методом гидроударной штамповки, представлены в таблице 4.

Таблица 4 – Технологические параметры и результаты гидроударной штамповки, использованные для деформирования разнородных слоистых материалов на основе железа и алюминия (оборудование: ЛГУ-1, рабочая камера Ø 50 мм, $H = 40$ мм, боек $G = 774$ г)

№ образца	Рабочее давление P , атм.	Энергия удара E , Дж	Скорость бойка, м/с	Скорость деформации, c^{-1}	Номер слоя (от нижнего), его материал и толщина, мм	Результат
1	2	3	4	5	6	7
1	4,5	510	36,9	720	1 – сталь 08кп, толщина 0,71 мм 2 – АМцМ, толщина 0,77 мм	Вытяжка образца на глубину 13 мм
2	7	800	45,58	2000–2852	1 – АМцМ, толщина 0,77 мм 2 – сталь 08кп, толщина 0,71 мм	Вытяжка образца на глубину 15 мм, касание дна матрицы по диаметру 18 мм

1	2	3	4	5	6	7
3	8	905	48,5	2000– 2852	1 – сталь 08кп, толщина 0,33 мм 2 – АМцМ, толщина 0,5 мм	Вытяжка образца на глубину 15 мм, касание дна мат- рицы по всей плоскости, гофро- образование, появление трещи- ны на дне
4	8	905	48,5	2000– 2852	1 – АМцМ, толщина 0,5 мм 2 – сталь 08кп, толщина 0,2 мм 3 – АМцМ, толщина 0,5 мм 4 – сталь 08кп, толщина 0,2 мм	Разрушение об- разца по плоскос- ти касания дна матрицы, гофро- образование, появление трещин на стенках

Прессование пакетов тонколистовых материалов с последующей их термической обработкой (до 6 ч при температуре до 550 °С) также не обеспечивает формирование прочной адгезионной связи между разнородными листовыми материалами на основе железа и алюминия. Термическая обработка пакетов сопровождается во всех случаях сильным окислением поверхностей с последующим расслоением листовых материалов (рисунок 2). Несколько лучшие результаты соединения листовых материалов на основе железа и алюминия наблюдались при использовании листов оцинкованной стали, тем не менее, плотные соединения между слоистыми материалами не формировались, также наблюдалось расслоение листовых материалов после их обработки (рисунок 2, б, в).

Таким образом, применение схем холодной деформации при гидроударной штамповке и прессовании, не обеспечивающих разрушение оксидных пленок на поверхности алюминиевых листов и не предусматривающих возможность перераспределения материала соприкасающихся слоев деформируемой заготовки при воздействии сдвиговых нагрузок, не позволяет обеспечить формирование прочных соединений листовых материалов на основе алюминия и железа даже в условиях использования высокоэнергетических методов деформирования с использованием импульсов высокого давления.



a



б



в

Рисунок 2 – Внешний вид листовых материалов, использованных для соединения листовых материалов (пластин) цилиндрической (*a*) и прямоугольной формы (*б*), сложенных по схеме «стальной лист/листовой алюминий/стальной лист», после их совместной пластической деформации методом прессования с последующей термической обработкой (*в*)

Результаты исследования образцов слоистых композитов системы Al-Fe, полученных металлургическим методом погружения пакетов листовых материалов в расплав алюминия с последующим его затвердеванием, показали, что соединение разнородных материалов реализуется с плотной, когерентной связью между разнородными материалами без дефектов расслоения (рисунки 3–6).

С целью получения информации о структурных характеристиках и состоянии границы раздела разнородных слоистых материалов использовали метод растровой (сканирующей) электронной микроскопии. Строение границы раздела в слоистых материалах, полученных методом погружения пластины листовой низкоуглеродистой стали с предварительно нанесенным алюмооксидным покрытием, представлено на рисунке 3.

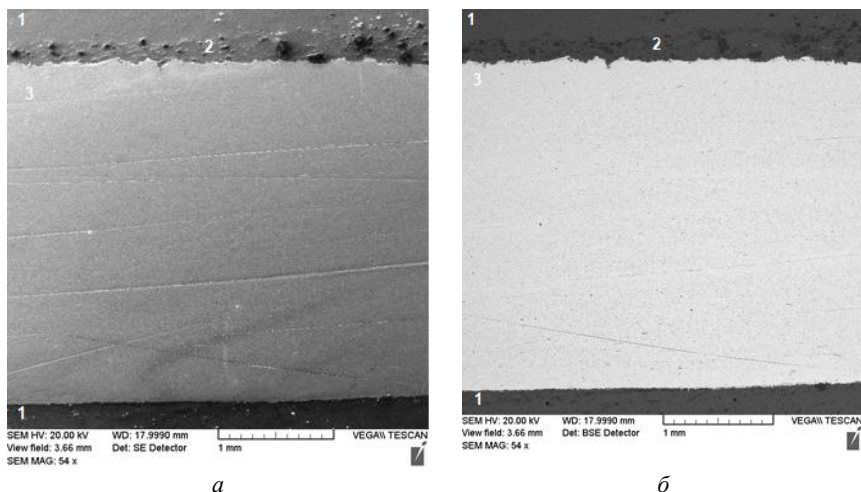


Рисунок 3 – Микроструктура участка поперечного среза металломатричного слоистого композита на основе системы Al-Fe: 1 – алюминий, 2 – алюмооксидный слой, 3 – стальной лист (*a* – изображение во вторичных электронах, *б* – изображение в отраженных электронах)

Микроструктура участка металломатричного композита с тремя разнородными слоями материалов «алюминий-алюмооксидный слой-сталь» представлена на рисунке 4.

Как видно из полученных данных, строение границ раздела «алюминий- алюмооксидный слой» и «алюминий-сталь», сформировавшихся после затвердевания расплава алюминия, характеризуется плотной когерентной связью разнородных слоев, отсутствием видимых дефектов расслоения, несплошностей и микротрещин.

Механизм соединения слоев разнородных материалов при металлургическом способе получения металломатричных композитов обеспечивается, во-первых, эффектом объемной усадки при фазовом переходе расплава алюминия из жидкого состояния в твердое при его затвердевании и дальнейшем охлаждении (и, как следствие, возникновением значительных сжимающих напряжений по границам раздела слоев разнородных материалов). Также в процессе реализации металлургической схемы получения многослойного композита погружением пакета листовых материалов на основе железа в расплав алюминия обеспечиваются условия, при которых предот-

вращается формирование прочной поверхностной пленки оксида алюминия со стороны алюминиевого слоя, поскольку после погружения пакета листовых материалов на основе железа в расплав алюминия предотвращается свободный доступ воздуха (кислорода) к границам раздела разнородных слоев материалов.

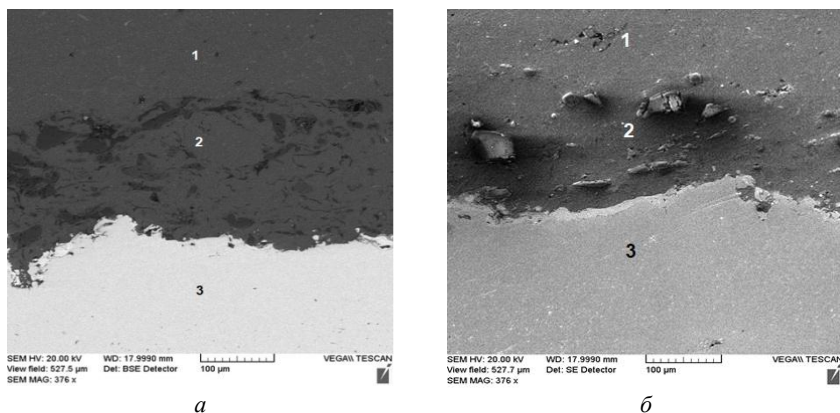


Рисунок 4 – Микроструктура участка металломатричного композита на основе системы Al-Fe с тремя разнородными слоями материалов (1 – алюминий, 2 – алюмооксидный слой, 3 – сталь): *a* – изображение в отраженных электронах, *б* – изображение во вторичных электронах

Микроструктура алюмооксидного слоя характеризуется достаточно равномерным распределением алюмооксидных фаз, имеющих размеры от 10–15 до 40–50 мкм, с плотным прилеганием без видимых дефектов к стальному слою.

На рисунке 5 представлено изображение микроструктуры участка металломатричного композита на основе системы Al-Fe с разнородными слоями материалов «алюминий-сталь».

Анализ микроструктуры границы раздела слоев «алюминий-сталь» (рисунок 5) показал, что, несмотря на сложный поверхностный рельеф стального листа, наблюдается плотное заполнение микронеровностей рельефа вдоль всей границы раздела материалом алюминия. Тем не менее, со стороны алюминия наблюдается некоторая переходная зона до 30 мкм, с повышенным количеством дефектов строения в виде несплошностей и микропустот.

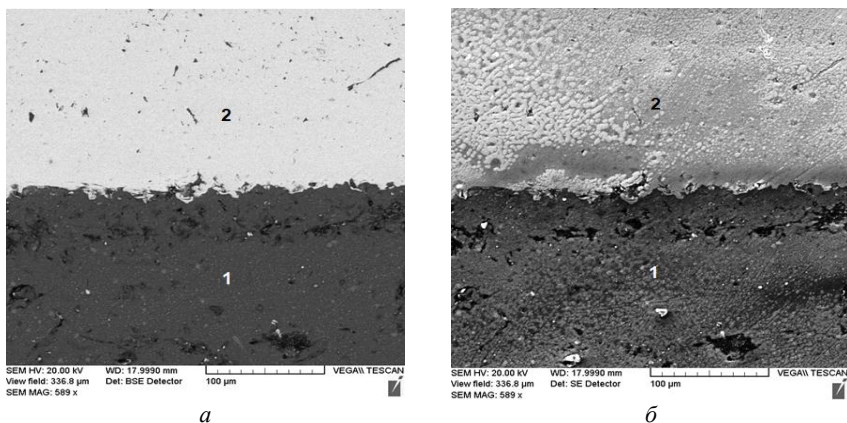


Рисунок 5 – Микроструктура участка металломатричного композита на основе системы Al-Fe с разнородными слоями материалов: 1 – алюминий, 2 – низкоуглеродистая сталь (*a* – изображение в отраженных электронах; *б* – изображение во вторичных электронах)

Формирование переходной зоны по границе раздела слоев «алюминий-сталь» с повышенным количеством несплошностей и микропустот со стороны алюминия может объясняться формированием дефектов усадочного происхождения из-за недостаточно высокой смачиваемости расплавом алюминия стальной пластины (листа) при температуре ее погружения в расплав (до 700 °С), и, как следствие, дефицитом питания металлической жидкости в «пристеночной» зоне при затвердевании расплава.

На рисунке 6 представлена микроструктура многослойного композита, полученного металлургическим методом погружения пакета пластин листовой низкоуглеродистой стали, установленных с малым конструкционным зазором между пластинами до 2 мм, в расплав алюминия с последующим его затвердеванием и охлаждением (две боковые пластины без покрытия, центральная пластина с алюминиевым покрытием).

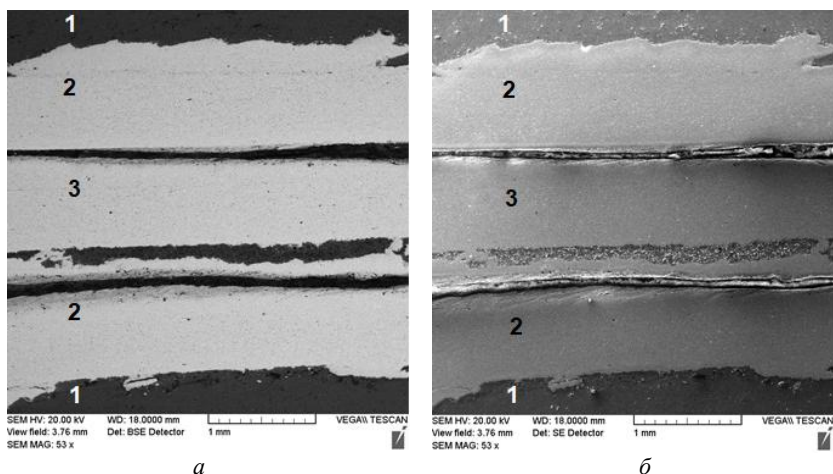


Рисунок 6 – Микроструктура слоистого композита, полученного металлургическим методом погружения пакета пластин листовой низкоуглеродистой стали, установленных с малым конструкционным зазором между пластинами до 2 мм, в расплав алюминия: 1 – алюминий, 2 – пластины листовой низкоуглеродистой стали, 3 – пластина листовой низкоуглеродистой стали с алюминиевым покрытием (а – изображение в отраженных электронах, б – изображение во вторичных электронах)

Исследование образцов многослойного композита, полученного металлургическим методом погружения пакета пластин листовой низкоуглеродистой стали, установленных с малым конструкционным зазором между пластинами до 2 мм, в расплав алюминия (при температуре около 700 °С) с последующим его затвердеванием и охлаждением, показало, что проникновение жидкого металла в установленные межпластинчатые зазоры при погружении в расплав пакета не обеспечивается. После затвердевания расплава алюминия и его охлаждения под воздействием объемной усадки алюминия вследствие сжимающих напряжений происходит деформация пакета пластин и уменьшение величины зазоров между пластинами до 0,1–0,2 мм. Однако на внешних боковых поверхностях стальных пластин (между слоями 1 и 2 на рисунке б) по границе раздела «алюминий-сталь» формируется плотное соединение между разнородными слоями (рисунок 7).

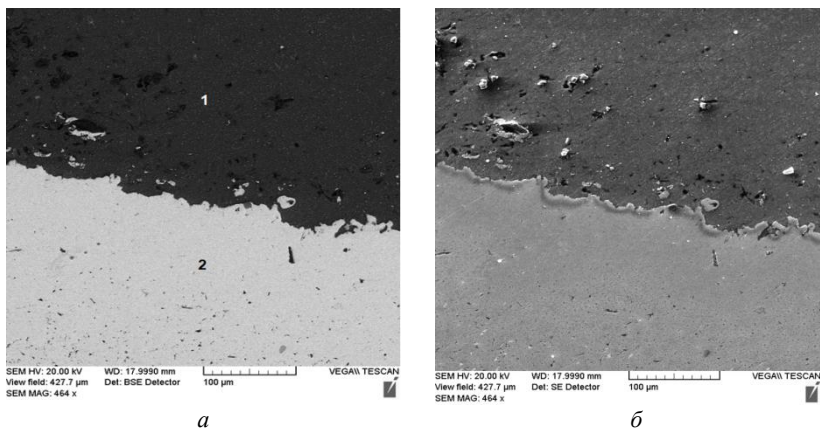


Рисунок 7 – Микроструктура металломатричного композита, полученного металлургическим способом при погружении пакета стальных пластин из листовой низкоуглеродистой стали без покрытия и с алюминиевым покрытием в расплав алюминия, на границе раздела разнородных слоев «алюминий-низкоуглеродистая сталь»: *а* – изображение в отраженных электронах, *б* – изображение во вторичных электронах

Заключение.

1. Исследованы процессы получения и структурные характеристики слоистых композитов из листовых материалов на основе железа и алюминия с использованием методов холодного деформирования материалов (гидроударной штамповки, прессования с последующей термической обработкой) и способа погружения пакетов стальных тонколистовых материалов в расплав алюминия с последующим затвердеванием расплава (металлургический метод получения). Установлено, что методы холодной гидроударной штамповки (при энергии удара до 905 Дж) и прессования (при давлении до 21,2 кг/м²) с последующей термообработкой (до 550 °С в течение 6 ч) материалов на основе железа (низкоуглеродистая сталь 08 кп) и алюминия (сплавы АМцМ, АМг2М) не позволяют обеспечить формирование прочной адгезионной связи между листовыми материалами на основе алюминия и железа. Термическая обработка пакетов листовых материалов сопровождается сильным окислением поверхностей, и, как следствие, последующим расслоением соединяемых листовых материалов.

2. Установлено, что при использовании металлургической схемы получения слоистых композитов формируется плотное соединение между разнородными слоями на основе железа и алюминия. С использованием метода растровой (сканирующей) электронной микроскопии исследованы структурные характеристики и особенности строения границ раздела в слоистых материалах на основе системы Fe-Al, полученных металлургическим методом погружения пластин из листовой низкоуглеродистой стали в расплав алюминия с последующим его затвердеванием. Установлено, что при соединении стальных пластин без поверхностного покрытия металлургическим методом получения слоистых композитов может наблюдаться формирование переходной зоны размером до 30 мкм вдоль границы раздела слоев «алюминий-сталь» с повышенной плотностью дефектов усадочного происхождения со стороны алюминия, образование которой объясняется недостаточно высокой смачиваемостью расплавом алюминия стальной пластины и дефицитом питания металлической жидкости в «пристеночной» зоне при затвердевании расплава.

3. Установлено, что при получении металлургическим методом погружения пакета пластин листовой низкоуглеродистой стали, выполненных с малым конструкционным зазором между пластинами до 2 мм, в расплав алюминия (при температуре около 700 °С) с последующим его затвердеванием и охлаждением проникновение жидкого металла в межпластинчатые зазоры не обеспечивается. После затвердевания расплава алюминия и его охлаждения под воздействием объемной усадки алюминия вследствие сжимающих напряжений происходит деформация пакета пластин и уменьшение величины зазоров между пластинами до 0,1–0,2 мм. Однако на внешних боковых поверхностях стальных пластин по границе раздела «алюминий-сталь» формируется плотное соединение между разнородными слоями

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект Т20КИ-023 «Исследование структурных характеристик многослойных композитов в системе Fe-Al».

Список литературы

- 1. Рафальский, И.В.** Металломатричные слоистые композиты на основе железа и алюминия: обзор процессов получения / И.В. Рафальский, П.Е. Лушчик, Ф.И. Рудницкий // *Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр.: в 2 ч.* – Минск: БНТУ, 2020. – Вып. 41, Ч. 2. – С. 28–40.
- 2. Мондольфо, Л.Ф.** Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ. под ред. Ф.И. Квасова [и др.]. – М: Metallurgia, 1979. – 639 с.
- 3. Лякишев, Н.П.** Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
- 4. Лякишев, Н.П.** Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 2 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
- 5. Mohammad Nejad Fard N.** Accumulative Roll Bonding of Aluminum/Stainless Steel Sheets / Mohammad Nejad Fard N., Mirzadeh H., Rezayat M., Cabrera J.M. // *J. Ultrafine Grained Nanostruct. Mater.* – 2017. – Vol. 50 (1). – P. 1–5.
- 6. Tang, C.** Surface Treatment with the Cold Roll Bonding Process for an Aluminum Alloy and Mild Steel / C. Tang, Z. Liu, D. Zhou, S. Wu // *Strength of Materials.* – 2015. – Vol. 47 (1). – P. 150–155.
- 7. Chunyang Wang.** Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding process / Chunyang Wang, Yanbin Jiang, Jianxin Xie [et al.] // *Materials Science and Engineering: A.* – 2016. – Vol. 652. – P. 51–58.
- 8. Investigation** of different parameters on roll bonding quality of aluminium and steel sheets / M. Buchner [et al.] // *International Journal of Material Forming.* – 2008. – Vol. 1(1). – P. 1279–1282.

References

- 1. Rafalski, I.V.** *Metallomatrixnye sloistye kompozity na osnove zheleza i aliuminiya: obzor processov polucheniya* [Iron/aluminum metal-matrix layered composites: a review of manufacturing processes] / I.V. Rafalski, P.E. Lushchik, F.I. Rudnitsky / *Metallurgiya: respublikan-*

skij mezhvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers. – Minsk: BNTU Publ., 2020. – Vyp. 41, Part 2. – P. 28–40.

2. Mondolfo, L.F. *Struktura i svojstva aluminiyevykh splavov* [Structure and properties of aluminum alloys] / Trans. from English ed. F.I. Kvasova [et al.]. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1979. – 639 p.

3. Lyakishev, N.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskih sistem: Spravochnik: V 3 tomah: T. 1* [State diagrams of double metal systems: Handbook: In 3 volumes: Vol. 1] / ed. N.P. Lyakishev. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1996. – 992 p.

4. Lyakishev, N.P. *Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskih sistem: Spravochnik: V 3 tomah: T. 2* [State diagrams of double metal systems: Handbook: In 3 volumes: Vol. 2] / ed. N.P. Lyakishev. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1997. – 1024 p.

5. Mohammad Nejad Fard N. Accumulative Roll Bonding of Aluminum/Stainless Steel Sheets / Mohammad Nejad Fard N., Mirzadeh H., Rezayat M., Cabrera J.M. // *J. Ultrafine Grained Nanostruct. Mater.* – 2017. – Vol. 50 (1). – P. 1–5.

6. Tang, C. Surface Treatment with the Cold Roll Bonding Process for an Aluminum Alloy and Mild Steel / C. Tang, Z. Liu, D. Zhou, S. Wu // *Strength of Materials.* – 2015. – Vol. 47 (1). – P. 150–155.

7. Chunyang Wang. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding process / Chunyang Wang, Yanbin Jiang, Jianxin Xie [et al.] // *Materials Science and Engineering: A.* – 2016. – Vol. 652. – P. 51–58.

8. Investigation of different parameters on roll bonding quality of aluminium and steel sheets / M. Buchner [et al.] // *International Journal of Material Forming.* – 2008. – Vol. 1(1). – P. 1279–1282.

Поступила 06.10.2021

Received 06.10.2021

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РАБОЧИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ИЗ НИЗКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИОННОГО И ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ В ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ УСЛОВИЯХ

М.В. СИТКЕВИЧ, д-р техн. наук
Белорусский национальный технический университет,
М.Н. КУРИЛОВИЧ
ОАО «Белорусский автомобильный завод»

В статье приведены результаты использования низкотемпературной технологии упрочнения готовых изделий. Технология основана на применении оборудования для ионного и газового азотирования. Процессы проводятся в специальных печах с температурой 520–540 °С. Обеспечивается увеличение долговечности изделий за счет повышения твердости и износостойкости поверхностных слоев. Низкотемпературная технология предназначена для упрочнения быстроизнашивающихся деталей машин, инструмента, оборудования.

Ключевые слова: *низкотемпературная технология упрочнения, ионное и газовое азотирование, повышенная твердость поверхностных слоев, быстроизнашивающиеся детали.*

STRUCTURE AND PROPERTIES OF WORKING SURFACES OF PARTS MADE OF LOW-CHROMIUM STEELS AFTER ION AND GAS NITRIDING IN THE PRODUCTION CONDITIONS

M.V. SITKEVICH, Dr. of Engineering Sciences
Belarusian National Technical University,
M.N. KURILOVICH
Belarusian automobile plant

The article considers the results of using the low-temperature technology of hardening products worked to finished dimensions. Technology is based on application of equipment for ion and gas nitriding. The processes are performed in special furnaces with temperature 520–540 °C. It provides increasing of parts endurance due to rise of hardness and wear-resistance of sur-

face layers. Low-temperature technology is aimed to harden fast-wearied parts of machines, tools and equipment.

Keywords: *low-temperature technology of hardening products, ion and gas nitriding, increasing of parts, hardness of surface layer, fast-wearied parts.*

Для повышения твердости, износостойкости, задиристости поверхностных слоев различных видов стальных деталей, эксплуатирующихся в условиях интенсивного трения скольжения, широко используется химико-термическая обработка (ХТО). Наиболее существенно повышаются показатели твердости и износостойкости поверхностных слоев стальных деталей в результате осуществления таких видов ХТО как диффузионное хромирование, борирование, боросилицирование. Эти процессы проводятся при температурах, как правило, выше 900 °С. Однако использование подобных высокотемпературных методов ХТО требует для повышения свойств сердцевины изделий последующей их закалки, что неизбежно вызывает изменение размеров, и, следовательно, приводит к необходимости окончательной механической обработки рабочих поверхностей. Это частично или полностью устраняет эффект от формирующихся при ХТО износостойких диффузионных покрытий и кроме того затрудняет, а иногда делает и невозможной механическую доводку.

В связи с указанными недостатками высокотемпературных процессов ХТО заслуживают внимание процессы низкотемпературной ХТО (различные виды азотирования, цианирования, карбонитрации), осуществляемые при параметрах, которые не превышают температуры общепринятого для значительной доли деталей из легированных конструкционных и инструментальных сталей отпуска (500–600 °С). В этом случае низкотемпературной химико-термической обработке подвергаются изготовленные в окончательный размер детали, включая шлифовку и даже полировку. В результате такой ХТО размеры и чистота поверхности практически не изменяются, а твердость и износостойкость существенно возрастают. Кроме того, так как температура ХТО не превышает температуры отпуска, сохраняются структура и свойства сердцевины изделия.

Процесс азотирования применяется в различных отраслях промышленности для повышения эксплуатационной надежности ши-

рокой номенклатуры изделий: деталей зубчатых зацеплений, гильз цилиндров, коленчатых и распределительных валов, шпинделей металлорежущих станков, деталей турбин, штампового и режущего инструмента и ряда других деталей. Наиболее широко в промышленности используется газовое азотирование в среде аммиака. Наряду с газовым азотированием в последнее время все большее распространение получает процесс азотирования ионизированным азотом в плазме тлеющего разряда (ионное азотирование).

В настоящей работе приведены результаты исследований, позволившие установить некоторые отличительные особенности влияния способа азотирования на структуру и свойства поверхностных слоев азотированных деталей из сталей, преимущественно используемых на Белорусском автомобильном заводе (ОАО «БЕЛАЗ»), а также выполнить сравнительный анализ показателей твердости и хрупкости азотированных слоев, полученных двумя способами – ионное азотирование в разреженной азотосодержащей атмосфере и газовое азотирование в среде аммиака в производственных условиях ОАО «БЕЛАЗ».

При ионном азотировании в разреженной азотосодержащей атмосфере между катодом (деталью) и анодом возбуждается тлеющий разряд, и ионы газа, бомбардируя поверхность катода, нагревают ее до температуры насыщения. Температура азотирования составляет 470–580 °С, разрежение – 1–10 мм рт. ст., рабочее напряжение колеблется от 400 до 1100 В, продолжительность процесса составляет от нескольких минут до 30 ч. Пониженное давление необходимо для стабильного горения тлеющего разряда [1].

Интенсификация процесса при ионном азотировании объясняется воздействием тлеющего разряда на все элементарные процессы, ответственные за образование диффузионного слоя: активацию газовой фазы, адсорбцию и диффузию [1, 2].

При азотировании в тлеющем разряде положительные ионы диффундирующего элемента под действием энергии электростатического поля приобретают скорость, вектор которой направлен нормально к обрабатываемой поверхности (катоде). Энергия иона, полученного в плазме тлеющего разряда, превосходит в 3000 раз энергию атома азота в диссоциированном аммиаке в условиях обычного газового азотирования [2].

При бомбардировке катода кинетическая энергия иона расходуется на нагрев поверхности и на отрыв электронов и атомов железа (в частности, на катодное распыление). Атомы железа в плазме тлеющего разряда соединяются с азотом, существующим в различных состояниях возбуждения, образуя нитрид железа, который адсорбируется на поверхности катода в виде равномерного слоя. Напыленный слой нитридов под действием ионной бомбардировки разлагается с получением низших нитридов железа (от $\text{Fe}_2\text{N} \rightarrow \text{Fe}_3\text{N} \rightarrow \text{Fe}_4\text{N}$) и азотистого α -твердого раствора. Полученный при распаде низшего нитрида азот диффундирует в поверхностный слой, образуя зону внутреннего азотирования, а железо, обедненное азотом, вновь распыляется в плазму. Процессы образования нитридов в прикатодном пространстве и их осаждения на катоде непрерывно повторяются. Таким образом, нитридные фазы, конденсирующиеся на поверхности катода, являются наряду с газовой фазой самостоятельным источником азота [1, 2].

При ионной бомбардировке достигается идеальная депассивация поверхности за счет удаления оксидных пленок, напыляется пленка нитридов и происходят сложные физико-химические процессы в поверхностном слое катода, приводящие к изменению тонкой структуры металла [1].

Регулируя состав газовой атмосферы и параметры процесса, на железе можно получить азотированный диффузионный слой на базе высокоазотистого α -твердого раствора без поверхностной нитридной зоны, с зоной на основе γ' -фазы (нитрид Fe_4N – фаза внедрения с ГЦК кристаллической решеткой) толщиной до 8 мкм и однофазной зоны ϵ -фазы (нитрид $\text{Fe}_{2,3}\text{N}$ – фаза внедрения с гексагональной решеткой) толщиной 5–30 мкм. В случае обработки легированных сталей также происходит образование фаз α , γ' и ϵ , в которых часть атомов железа замещается атомами легирующих элементов. В процессе охлаждения в зоне внутреннего азотирования диффузионного слоя происходит выделение дисперсных нитридов легирующих элементов повышенной микротвердости [1].

На ОАО «БЕЛАЗ» преимущественно используют два режима азотирования: ионное при температуре 540 °С в течение 27 ч и газовое азотирование при 520 °С в течение 36 ч. Качество азотированного слоя контролируется по следующим параметрам: твердость

азотированного слоя с поверхности и на глубине 0,2 мм, толщина структурных зон азотированного слоя. При указанных параметрах вместе с деталями азотировались образцы-свидетели из сталей 40X и 40XMФА.

Измерение толщины зоны ϵ и γ' фаз показало, что при газовом азотировании толщина зоны данных фаз в азотированном слое больше, чем при ионном насыщении и составляет при газовом азотировании для стали 40X – 16 мкм, 40XMФА – 18 мкм; при ионном для стали 40X – 15 мкм, 40XMФА – 13 мкм (рисунок 1).

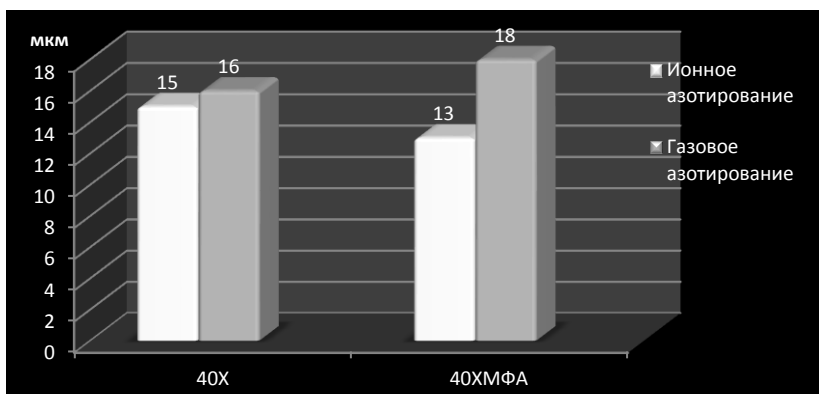


Рисунок 1 – Толщина зоны ϵ и γ' фаз после газового и ионного азотирования

Исследование поверхностной твердости (рисунок 2) показало, что при ионном азотировании твердость азотированного слоя выше на 25–50 НV по сравнению с газовым азотированием и составляет для ионного азотирования для стали 40X – 660 НV, 40XMФА – 680 НV.

Исследование характера распределения микротвердости по толщине азотированного слоя показало, что твердость плавно снижается по мере удаления от поверхности вглубь азотированного слоя как для стали 40X так и 40XMФА (рисунок 3). При этом толщина упрочненного слоя (расстояние от поверхности до твердости 400НV) составляет: для стали 40X – 0,3–0,4 мм, 40XMФА – 0,3–0,35 мм в зависимости от вида азотирования.

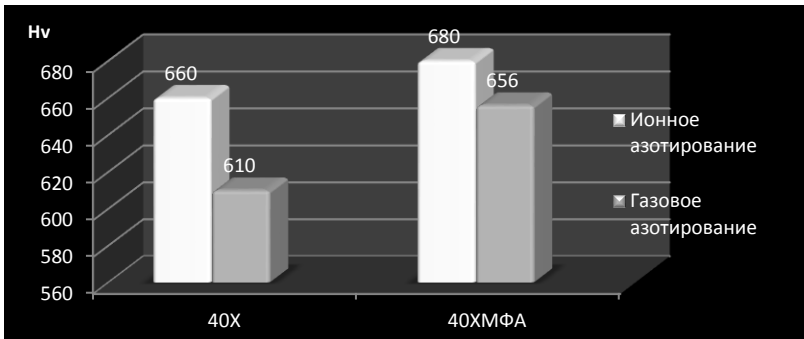


Рисунок 2 – Поверхностная твердость (по Виккерсу) азотированных слоев после газового и ионного азотирования

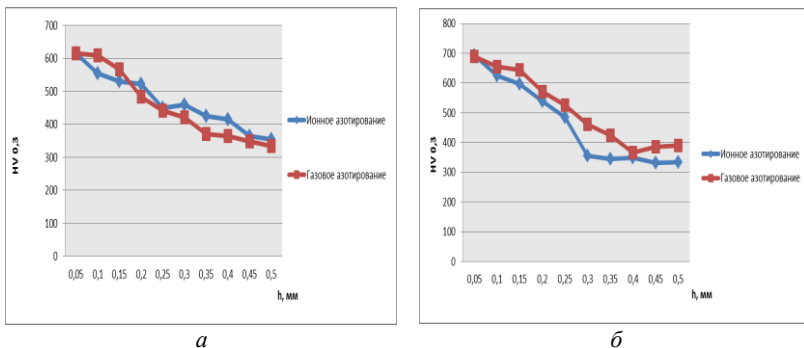


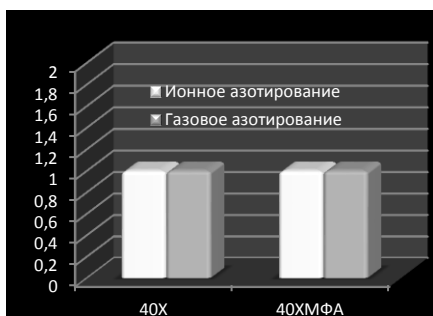
Рисунок 3 – Распределение твердости по толщине азотированного слоя для сталей: 40X (а), 40XMF (б)

Определение хрупкости азотированного слоя производится по виду отпечатка алмазной пирамиды, полученной при измерении твердости на приборе Виккерса. На рисунке 4 представлена шкала хрупкости диффузионного слоя в зависимости от характера отпечатка пирамиды прибора Виккерса [3].

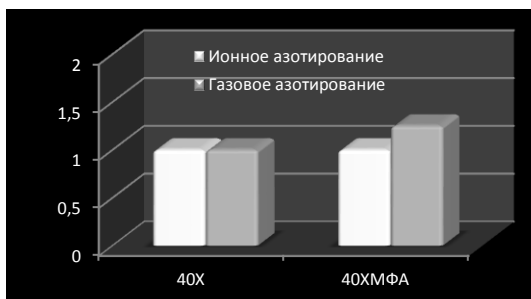
Установление группы хрупкости азотированного слоя проводились при нагрузке 10 и 30 кг (рисунок 5). При нагрузке 10 кг (рисунок 5, а), азотированные слои на сталях 40X, 40XMF имеют группу хрупкости 1 как при газовом, так при ионном азотировании, то есть азотированные слои являются не хрупкими.

Группа	Вид отпечатков по Виккеру	Определение	Примечание
I		Нехрупкие	Во всех случаях допустимы
II		Слегка хрупкие	
III		Хрупкие	Недопустимы на шлифованных поверхностях
IV		Очень хрупкие	Во всех случаях недопустимы

Рисунок 4 – Шкала хрупкости азотированного слоя



a



б

Рисунок 5 – Хрупкость азотированного слоя при нагрузке 10 кг (*a*) и 30 кг (*б*)

С увеличением нагрузки при определении группы хрупкости до 30 кг (рисунок 5, б) можно отметить, что азотированный слой на стали 40Х имеет группу хрупкости I как при ионном, так и при газовом азотировании. В то же время исследования показывают, что при нагрузке 30 кг на стали 40ХМФА при газовом азотировании слой более хрупкий, чем при ионном азотировании.

Таким образом, из приведенных результатов исследований видно, что как газовое, так и ионное азотирование обеспечивают эффективное формирование на сталях 40Х и 40ХМФА азотированных диффузионных слоев повышенной твердости. При этом не установлено существенной разницы в структурных показателях и свойствах поверхностных слоев, сформированных на исследованных сталях при указанных производственных параметрах ХТО (ионное азотирование при 540 °С в течение 27 ч и газовое при 520 °С в течение 36 ч). Так, после ионного азотирования поверхностная твердость больше только на 25–50 НV по сравнению с газовым, что составляет всего 3–8 % и в небольшой степени после ионного процесса снижается хрупкость поверхностного слоя на более легированной стали 40ХМФА при повышенных нагрузках. Существенным преимуществом ионного азотирования по отношению к газовому является то, что однотипные азотированные слои формируются примерно на 9 ч быстрее, что при больших объемах производства обеспечивает значительное энергосбережение. Однако стоит учитывать, что стоимость установок для ионного азотирования намного выше, чем печей для газового насыщения азотом. В связи с этим при необходимости в упрочнении сравнительно небольших партий деталей экономически целесообразно использование и газового азотирования. Так, на ОАО «БЕЛАЗ» ионному азотированию подвергается широкая номенклатура коронных шестерен диаметром от 600 до 1200 мм массой от 75 до 270 кг. Процесс газового азотирования применяется в основном для обработки крышек задней подвески карьерных самосвалов грузоподъемностью от 55 до 450 т.

Список литературы

1. **Ионная** химико-термическая обработка сплавов / Б.Н. Арзамасов [и др.]. – М.: Изд. МГТУ им. Баумана, 1999. – 398 с.

2. Берлин, Е.В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е.В. Берлин, Н.Н. Коваль, Л.А. Сейдман. – М.: Техносфера, 2012. – 464с.

3. Герасимов, С.А. Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов / С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева. – М.: Изд. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2012. – 518 с.

References

1. Ionnaia himiko-termichetskaia obrabotka splavov [Ionic chemical-thermal treatment of alloys] / B.N. Arzamasov [et al.]. – Moscow: Publishing house of Bauman Moscow State Technical University, 1999. – 398 p.

2. Berlin, E.V. *Plazmennaiia himiko-termichetskaia obrabotka povtrhnosti stalnyh detalej* [Plasma chemical-thermal treatment of the surface of steel parts] / E.V. Berlin, N.N. Koval, L.A. Seidman. – Moscow: Technosfera Publ., 2012. – 462 p.

3. Gerasimov, S.A. *Struktura i iznosostojkost' azotirovannyh konstrukcionnyh stalej i splavov* [Structure and wear resistance of nitride structural steels and alloys] / S.A. Gerasimov, L.I. Kuxsenova, V.G. Lapteva. – Moscow: Publishing house of Bauman Moscow State Technical University, 2012. – 518 p.

Поступила 05.10.2021

Received 05.10.2021

СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛИТЕЙНО-МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ

А.Г.СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, **Н.В. ЗЫК**, канд. хим. наук,
В.А. ШЕЙНЕРТ, И.А. КАСПЕРОВИЧ, Е.А. МАЛЫШКО
Белорусский национальный технический университет

На основании анализа способов получения материалов для защитных покрытий, наносимых высокоэнергетическими плазменными и лазерными потоками, предложены литейные технологические схемы, на основании которых будут созданы лабораторные установки для изготовления порошков из комплексных сплавов. В лабораторных условиях апробирован вариант получения компактного слитка сплава на основе хрома, никеля и кремния высокоскоростной индукционной плавкой. Проведены термодинамические расчеты, подобраны составы восстановительных смесей на основе оксидов хрома и никеля, силикокальция и алюминия и в лабораторных условиях получены опытные слитки аналогичного сплава металлургическим способом.

Ключевые слова: порошки для защитных покрытий, способы получения, распыление жидкого расплава, центробежно-дуговой метод, размельчение и размол слитков.

METHODS FOR PRODUCING WEAR-RESISTANT MATERIALS FOR PROTECTIVE COATINGS USING CASTING METALLURGICAL METHODS

A.G. SLUTSKY, Ph. D in Technical Sciences, **N.V. ZYK**, Ph. D in Chemistry,
V.A. SHEYNERT, I.A. KASPEROVICH, E.A. MALYSHKO
Belarusian National Technical University

Based on the analysis of methods for obtaining materials for protective coatings applied by high-energy plasma and laser flows, foundry technological schemes have been proposed on the basis of which laboratory installations for the production of powders from complex alloys will be created. In laboratory conditions, a variant of obtaining a compact ingot of an alloy based on chromium, nickel and silicon by high-speed induction melting has been tested. Ther-

modynamic calculations were carried out, the compositions of reducing mixtures based on oxides of chromium and nickel, silicocalcium and aluminum were selected, and experimental ingots of a similar alloy were obtained under laboratory conditions by the metallothermic method.

Keywords: *powders for protective coatings, production methods, spraying of liquid melt, centrifugal arc method, crushing and grinding of ingots.*

Для нанесения защитных покрытий многофункционального назначения с использованием высокоэнергетических тепловых потоков (плазма, лазер) используются различные составы сложных интерметаллических износостойких материалов, содержащих в том числе тугоплавкие металлы. Например, силициды тугоплавких и переходных металлов, сплавы с высоким содержанием свободных карбидов, интерметаллические соединения с особыми свойствами и другими металлами обладают высокой температурой плавления, твердостью, жаропрочностью, износо- и коррозионной стойкостью. Для получения покрытий на основе таких соединений используют многокомпонентные порошковые смеси, поставляемые в Беларусь по импорту. При этом качество получаемых покрытий определяется степенью химической чистоты используемых материалов.

Практический опыт применения газотермических покрытий, накопленный за последние 20–30 лет в различных отраслях промышленности, показывает, что таким путем можно, как правило, в 2–5 раз уменьшить износ деталей машин, эксплуатируемых в самых разных условиях, а также эффективно восстанавливать изношенные детали [1].

Для получения покрытий методами газотермического напыления в настоящее время используют в основном порошок, проволоку, стержень, гибкий шнур. Все большее распространение в последнее время получают композиционные порошки, такие как Ni-Cr-Al; Ni-Ti; Ti-SiC; Ti-B₄C; Ni-Cr₃C₂; Ni-Cr-B-Si; Ni-Cr-Si.

Важной суммирующей характеристикой порошков на стадии их подачи к газовой горелке или плазматрону является их текучесть, что обуславливает стабильность подачи материалов, возможность точной регулировки расхода. Для обеспечения равномерной подачи порошка желательно использовать частицы сферической (или сфероидизированной) формы с незначительной пористостью и размером не менее 10 мкм [2].

Основными способами изготовления порошков для газотермического получения покрытий являются следующие: распыление расплава; распыление проволоки плазменной струей; механическое измельчение слитка; металлотермическое восстановление оксидов; самораспространяющийся высокотемпературный синтез (метод СВС).

Поскольку металлические порошки, предназначенные для газотермического напыления, в основном являются высоколегированными материалами, для которых очень важно обеспечение однородности частиц по составу, для их изготовления наиболее удобен метод распыления – диспергирование струи расплавленного металла или сплава.

Распыление может осуществляться струей жидкости (например, водой под большим напором), газа (нейтрального газа высокого давления или сжатого воздуха), а также механическими средствами (центробежное, ультразвуковое распыление и др.).

На рисунке 1 приведена схема получения закаленных порошков.

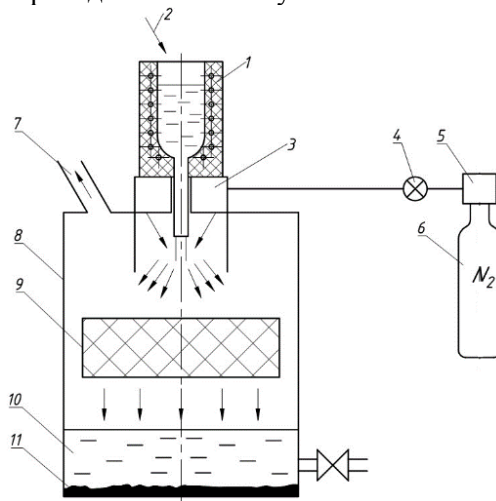


Рисунок 1 – Схема установки для получения закаленных металлических порошков:

- 1 – электрообогреваемый металлоприемник-дозатор; 2 – исходный расплав;
- 3 – распыляющая форсунка; 4 – электроклапан; 5 – регулятор давления; 6 – баллон со сжатым азотом; 7 – выхлопные газы в вентиляцию; 8 – корпус установки;
- 9 – насадка вторичного дробления капель расплава; 10 – водяной бассейн;
- 11 – полученный порошок

Исходный расплав (2) заливают в обогреваемый металлоприемник (1), через который осуществляется дозированная его подача через форсунку (3), где за счет струи азота (6) происходит первичное распыление сплава с последующим вторичным дроблением за счет специальной насадки (9). Полученный порошок попадает в водной бассейн (10).

Согласно схеме, изображенной на рисунке 2, порошок из комплексного сплава получается центробежно-дуговым способом. Вначале отливается специальная заготовка (1) из требуемого сплава, которая в дальнейшем крепится к регулируемому вращающемуся приводу (2). Над заготовкой устанавливается графитовый электрод (6), на который подается ток (5). Для обеспечения равномерности горения дуги подача электрода осуществляется через специальный привод (7). Для обеспечения равномерности горения дуги подача электрода осуществляется через специальный привод (7). Для обеспечения равномерности горения дуги подача электрода осуществляется через специальный привод (7).

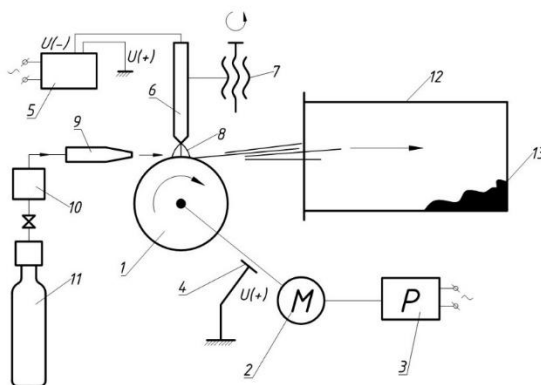


Рисунок 2 – Схема установки для получения порошка центробежно-дуговым способом:

- 1 – вращающаяся заготовка из исходного сплава; 2 – электропривод вращения заготовки; 3 – полупроводниковый регулятор частоты вращения заготовки;
- 4 – скользящий электрический токопровод к заготовке; 5 – источник тока дуги;
- 6 – графитовый электрод; 7 – привод подачи электрода; 8 – электрическая дуга;
- 9 – газовое сопло; 10 – регулятор давления газа; 11 – баллон с инертным газом (азот, аргон); 12 – бункер для сбора порошка; 13 – готовый порошок

В процессе горения дуги между вращающимся диском-сплавом и графитовым электродом металл распыляется потоком инертного газа, подаваемого по давлению через сопло (9) и полученный поро-

шок поступает в бункер (12). Распыленные металлы подвергают сушке, рассеву и выделению нужной фракции.

Такими способами распыления можно получать порошки практически всех металлов и сплавов различных дисперсности и состава. По данным схемам планируется в дальнейшем изготовление лабораторных установок.

Другим распространенным способом получения порошков для напыления является механическое измельчение (дробление) компактных материалов. Этот способ применим для хрупких металлов и сплавов, природных минералов, отходов металлургической и металлообрабатывающей промышленности.

Исходя из вышеприведенного анализа в сфере производства порошков для напыления, наиболее приемлемым способом их изготовления с точки зрения технологической простоты и минимизации затрат является прямая плавка (металлургический синтез) исходных материалов с получением компактного слитка с последующим измельчением его до необходимых фракций. Ранее выполненные исследования [3, 4] показали эффективность получения компактных слитков комплексных силицидов методом высокоскоростной индукционной плавки. По данной методике была проведена опытная плавка и получен слиток сплава на основе хрома никеля и кремния. На рисунке 3 приведены основные этапы процесса изготовления порошка из комплексного сплава на основе хром-никеля и кремния.

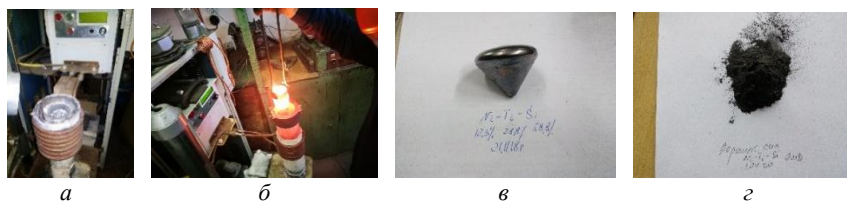


Рисунок 3 – Этапы получения композиционного порошка из слитка сплава Ni-Cr-Si:

а – высокоскоростная плавильная установка; *б* – извлечение тигля с расплавом; *в* – полученный слиток; *г* – порошок после дробления и размола

По такой методике в дальнейшем будут отработаны технологические режимы плавки и изготовлены опытные образцы слитков износостойких сплавов, легко поддающихся измельчению и размолу до требуемой фракции.

Перспективным является метод получения компактных слитков аналогичных износостойких сплавов металлотермическим восстановлением легирующих элементов из оксидной фазы. Ниже представлены результаты термодинамических расчетов такого процесса (таблица 1). В качестве восстановителей использовали алюминий, кремний, кальций.

Таблица 1 – Результаты термодинамических расчетов реакций металлотермического восстановления молибдена, никеля и хрома

№ смеси	Реакция восстановления	ΔH , Дж/моль	Термичность q , Дж/г
1	$2\text{NiO} + 4/3\text{Al} = 2\text{Ni} + 2/3\text{Al}_2\text{O}_3$	-638 067	3442
2	$\text{NiO} + \text{Ca} = \text{Ni} + \text{CaO}$	-395 510	3469
3	$\text{NiO} + 1/2\text{Si} = \text{Ni} + 1/2\text{SiO}_2$	-215 875	2434
4	$1/3\text{MoO}_3 + 2/3\text{Al} = 1/3\text{Mo} + 1/3\text{Al}_2\text{O}_3$	-310 267	4701
5	$1/3\text{MoO}_3 + \text{Ca} = 1/3\text{Mo} + \text{CaO}$	-386 843	4395
6	$2/3\text{MoO}_3 + \text{Si} = 2/3\text{Mo} + \text{SiO}_2$	-414 217	3341
7	$2/3\text{Cr}_2\text{O}_3 + 4/3\text{Al} = 4/3\text{Cr} + 2/3\text{Al}_2\text{O}_3$	-365 333	2661
8	$1/3\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Ca} = 2/3\text{Cr} + \text{CaO}$	-255 510	4036
9	$2/3\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} = 4/3\text{Cr} + \text{SiO}_2$	-45 000	348

Анализ полученных данных показывает, что никель, молибден и хром в принципе можно восстанавливать алюминием, кальцием и кремнием. Важной характеристикой такого процесса является показатель термичности смеси оксида металла и восстановителя. Если этот показатель ниже значения 2300 Дж/г, то для успешного протекания процесса восстановления необходим подогрев смеси [5].

Высокую термичность имеют смеси на основе оксидов никеля, молибдена и хрома, где в качестве восстановителя используется алюминий и особенно кальций (рисунок 4).

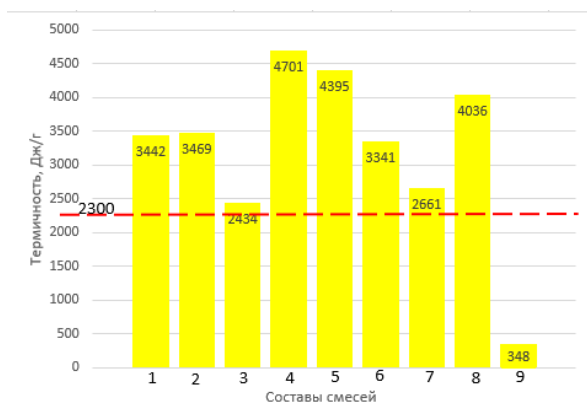


Рисунок 4 – Влияние состава восстановительной смеси на терминность

С учетом полученных расчетных данных был подобран состав смеси и проведена восстановительная плавка по методике, описанной в работе [6]. На рисунке 5 представлены фотографии основных этапов процесса получения порошка из слитка сплава Ni-Cr-Si данным способом.



Рисунок 5 – Основные этапы получения слитка сплава Ni-Cr-Si металлотермическим восстановлением с последующим измельчением:
а – металлотермическая восстановительная плавка; *б* – полученный слиток;
в – сплав после измельчения

Таким образом, в результате выполненных исследований разработаны схемы получения износостойких порошков для напыления, на основе которых будут изготовлены лабораторные установки, а также экспериментально апробирован процесс изготовления порошка из слитка сплава никель-хром-кремний, полученного высокоскоростной индукционной плавкой.

Список литературы

1. **Газотермические** покрытия из порошковых материалов / Ю.С. Борисов [и др.]. – Киев: Наукова думка, 1987. – 543 с.
2. **Самсонов, Г.В.** Силициды / Г.В. Самсонов, Л.А. Дворнина, В.М. Рудь. – М: Metallurgiya, 1979. – 272 с.
3. **Изготовление** катодов-мишеней из композиционных силицидов для нанесения защитных покрытий с применением литейно-деформационной технологии / И.А. Иванов [и др.]. – Литье и металлургия. – 2021 – № 2. – С. 68–75.
4. **Совершенствование** процесса получения катодов-мишеней из комплексных силицидов для вакуумных ионно-плазменных источников / И.А. Иванов [и др.] // Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. тр.: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2020. – Вып. 41, ч. 2. – С. 1–14.
5. **Энерго-** и ресурсосберегающие процессы получения лигатур на основе молибдена, хрома и марганца / А.Г. Слуцкий [и др.] // Металлургия: Республ. межвед. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2018. – Вып. 39. – С. 102–106.
6. **Слуцкий, А.Г.** Энергосберегающая технология получения лигатур на основе молибдена / А.Г. Слуцкий, А.С. Калиниченко, В.А. Шейнерт // Литье и металлургия. – 2014. – № 2. – С. 91–94.

References

1. **Gazotermicheskie** pokrytiya iz poroshkovyh materialov [Thermal gas coatings from powder materials] / YU.S. Borisov [et al.]. – Kiev: Naukova dumka Publ., 1987. – 543 p.
2. **Samsonov, G.V.** Silicidy [Silicides] / G.V. Samsonov, L.A. Dvo-rnina, V.M. Rud'. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1979. – 272 p.
3. **Izgotovlenie** katodov-mishenej iz kompozicionnyh silicidov dlya naneseniya zashchitnyh pokrytij s primeneniem litejno-deformacionnoj tekhnologii [Production of target cathodes from composite silicides for applying protective coatings using casting-deformation technology] / I.A. Ivanov [et al.] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2021. – No. 2. – P. 68–75.
4. **Sovershenstvovanie** processa polucheniya katodov-mishenej iz kompleksnyh silicidov dlya vakuumnyh ionno-plazmennyh istochnikov [Improvement of the process of obtaining target cathodes from complex

silicides for vacuum ion-plasma sources / I.A. Ivanov [et al.] // *Metallurgiya: respublikanskij mezhdovedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers.* – Minsk: BNTU Publ., 2020. – Vyp. 41, Part 2. – P. 1–14.

5. Energo- i resursosberegayushchie processy polucheniya ligatur na osnove molibdena, hroma i marganca [Energy- and resource-saving processes for obtaining ligatures based on molybdenum, chromium and manganese] / A.G. Slutsky [et al.] // *Metallurgiya: respublikanskij mezhdovedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers.* – Minsk: BNTU Publ., 2018. – Vyp. 39. – P. 102–106.

6. Slutsky, A.G. Energoberegayushchaya tekhnologiya polucheniya ligatur na osnove molibdena [Energy-saving technology for obtaining ligatures based on molybdenum] // *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy.* – 2014. – No. 2. – P. 91–94.

Поступила 04.10.2021
Received 04.10.2021

ГИБРИДНЫЕ УДАРОПРОЧНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ

П.Е. ЛУЩИК, канд. техн. наук, **И.В. РАФАЛЬСКИЙ**, канд. техн. наук
РИУП «НТП БНТУ «Политехник»

Рассмотрены основные механизмы процессов получения гибридных ударопрочных функционально-градиентных композиционных материалов на металлической основе (ГФГММО). Показано, что способы получения и свойства ГФГММО определяются характеристиками динамического воздействия на композиционный материал. Особое значение имеет правильный выбор градиента структуры и механических свойств ГФГММО по направлению к ударной нагрузке.

Ключевые слова: функционально-градиентный материал, ударопрочность, структура, композиты.

HYBRID IMPACT-RESISTANT FUNCTIONALLY GRADIENT METAL MATERIALS

P.E. LUSHCHIK, Ph. D in Technical Sciences, **I.V. RAFALSKI**, Ph. D
in Technical Sciences
Science and Technology Park of BNTU «Polytechnic»

Fabrication and processing hybrid impact-resistant functional-gradient metal composite materials (HFGMC) are considered. It is shown that the methods of fabrication and the properties of HFGMC are determined by the characteristics of the dynamic effect on the composite material. Of particular importance is the correct choice of the gradient of the structure and mechanical properties of the HFGMC towards the impact load.

Keywords: functional-gradient material, impact resistance, structure, composites.

Функционально-градиентные материалы (ФГМ) представляют собой инновационный класс материалов, у которых наблюдается изменение структуры, механических свойств или химического состава по глубине материала [1]. Для их изготовления применяются

различные монолитные или многослойные материалы (например, высокопрочные сплавы на основе железа, алюминия, титана, керамики) с градиентной структурой [2, 3].

Вызывают интерес исследования, связанные с разработкой ударопрочных многослойных композитов с градиентной структурой с применением разнородных материалов на металлической основе. Основные методы получения функционально-градиентных материалов на металлической основе (ГФГММО) определяются способом (маршрутом) технологической обработки материалов, используемых для их получения на этапе формирования неоднородной структуры (градации) композита, которые могут быть получены с применением конститутивных, гомогенизирующих и сегрегационных процессов [4]. При этом формирование градиентной структуры при получении ГФГММО осуществляется, как правило, с использованием трех и более разнородных компонентов.

Механизмы формирования ГФГММО при использовании конститутивных технологических маршрутов базируются на принципах послойного конструирования градиентной структуры и формировании прерывисто-структурированной (дискретной) градации многослойных композитов с выраженными межфазными границами раздела отдельных слоев композита. Эти механизмы основаны на принципах пространственного конструирования многослойных композитов, в том числе с использованием способов пластического деформирования металлических материалов (прессование, прокатка, штамповка и т. д.), разнообразных физических и химических методов нанесения поверхностных покрытий на металлические листы, методов порошковой металлургии (ПМ).

Механизмы формирования ГФГММО с использованием гомогенизирующих и сегрегационных маршрутов основаны на принципах формирования непрерывной градации структуры за счет процессов массо- и теплопереноса. Структурообразование непрерывно-структурированных ГФГММО с непрерывным градиентом реализуется в процессе гомогенизации межфазных границ раздела нескольких материалов в плавные градиентные переходы, как правило, по диффузионному механизму. Формирование непрерывно-градиентной структуры ГФГММО с использованием сегрегационных маршрутов основано на использовании различных внешних, в том числе высокоэнергетических, воздействий (электрического, магнитного, лазер-

ного и др.) на структурно-однородный материал, обеспечивающих его преобразование в градиентный материал.

Механизмы формирования ГФГММО с использованием распространенных методов ПМ основаны на широких технологических возможностях обработки порошковых смесей с применением различных маршрутов их спекания, в том числе под давлением. Существующие разнообразные методы получения и обработки порошков (химические, электролитические, механические и т. д.) обеспечивают массовое производство металлических порошковых материалов с заданными составом, физическими и технологическими свойствами. При этом формирование градиций порошковых материалов может осуществляться уже на стадии их подготовки и смешивания, варьирование гранулометрического состава обеспечивает образование заданного градиента пористости. Полученные методами ПМ композиты могут образовывать как непрерывные, так и прерывистые градиентные структуры.

В наибольшей степени требованиям получения ГФГММО с низкой стоимостью и возможностью обеспечения массового производства, в том числе крупногабаритных композитов сложной конфигурации, отвечают технологические процессы, в которых исходными компонентами при градации являются жидкофазные металлические материалы (расплавы), например, методы центробежного и седиментационного литья, направленного затвердевания. Несмотря на различие механизмов получения ГФГММО с использованием литейных методов (при центробежном литье материалы с различной плотностью формируют градиацию под действием центробежной силы, при седиментационном литье – под действием силы тяжести, при направленном затвердевании – при фазовом переходе из жидкого состояния в твердое при изменении температуры), все указанные методы обеспечивают образование только непрерывно-градиентных структур при использовании разнородных материалов, хотя бы один из которых находится в жидкофазном состоянии.

Конструкция и способы получения ГФГММО, стойких к ударным воздействиям, определяются характеристиками динамического воздействия на композиционный материал. Особое значение имеет правильный выбор градиента структуры и механических свойств ГФГММО по направлению к ударной нагрузке.

Установлено, что в случае разработки ГФГММО, стойких к высокоскоростным ударным воздействиям, градиция слоев материала должна обеспечивать повышающий градиент прочностных свойств и твердости и понижающий градиент вязкости по направлению от внутренней поверхности материала (тыльного слоя) к наружной. В случае применения материалов на основе железа (сталей) требуемый градиент свойств формируется выбором необходимых маршрутов термической обработки используемых материалов (закалка, отпуск, отжиг). Твердость наружного слоя однородного (гомогенного) материала (стали), как правило, повышается поверхностной закалкой.

Более широкие возможности для конструирования ГФГММО с требуемыми показателями поглощения энергии удара могут быть реализованы в случае использования комбинированных схем их получения и обработки материалов. Повышающий градиент прочностных свойств и твердости по направлению от внутреннего слоя к наружному в гибридных многослойных композитах на основе сталей, обеспечивающий повышенную стойкость к высокоскоростным ударным воздействиям, может быть сформирован при использовании методов высокоэнергетической термообработки поверхности (лазерной закалки).

В результате анализа свойств ГФГММО установлено, что использование в конструкциях многослойных композитов высокоэластичных материалов, установленных между слоями металлических материалов, взамен низкоэластичных материалов с высокой жесткостью, может обеспечить возможность существенного повышения стойкости к высокоскоростным ударным воздействиям. При этом предполагается, что характер деформации многослойного композита принципиально изменяется за счет перераспределения энергии высокоскоростного ударного воздействия между отдельными слоями.

Основной энергетической характеристикой динамического воздействия на металлическую пластину является кинетическая энергия движущегося тела

$$W_k = \frac{m \cdot v^2}{2}. \quad (1)$$

Условием появления необратимых пластических деформаций в пластине, испытывающей внешнее воздействие движущегося тела, является соотношение

$$W_k > W_p, \quad (2)$$

где W_p – потенциальная энергия упругой деформации, величина которой прямо пропорциональна коэффициенту жесткости упруго-деформируемой пластины и квадрату его деформации:

$$W_p = \frac{k \cdot x^2}{2}. \quad (3)$$

При воздействии внешней силы F на металлическую пластину, чем меньше ее изгибная жесткость и больше упругая деформация изгиба, тем большую кинетическую энергию удара пластина может принять. Жесткость пластины выражается через параметры ее геометрии (L , B , H – длина, ширина и толщина пластины, соответственно) и коэффициент упругости материала пластины (модуль Юнга) E следующим образом [5]:

$$k = \frac{4 \cdot E \cdot B \cdot H^3}{L^3}, \quad (4)$$

и, следовательно, величина потенциальной энергии упругой деформации пластины при изгибе определяется

$$W_p = \frac{2 \cdot E \cdot B \cdot H^3}{L^3} \cdot x^2. \quad (5)$$

Из формулы (5) следует, что применение конструктивных решений, обеспечивающих использование толстостенных и малоразмерных (по длине) листов из высокомодульных материалов и допускающих их существенную деформируемость (податливость) при воздействии ударной нагрузки, позволяет увеличить величину потенциальной энергии упругой деформации пластины при ее изгибе.

На рисунке 1 представлена принципиальная схема конструктивного исполнения стойких к ударным воздействиям гибридных многослойных композитов с металлическими слоями из высокопрочных высокомодульных сплавов (на основе железа, титана и др.) с внутренними (промежуточными) слоями из высокоэластичных материалов. Приведенное конструктивное решение основано на представлении композита в виде многослойного пакета упругих элементов с низким коэффициентом жесткости, обеспечивающих большую величину упругой деформации металлических пластин при возрастании динамической нагрузки.

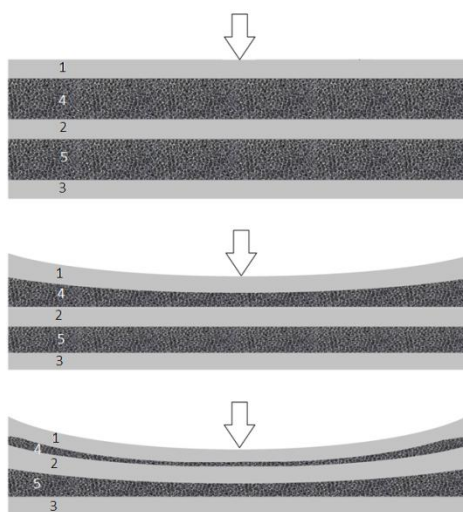


Рисунок 1 – Принципиальная схема конструктивного исполнения стойких к ударным воздействиям гибридных многослойных композитов с металлическими слоями (1–3) из высокопрочных сплавов и внутренними слоями (4, 5) из высокоэластичных материалов

Как видно из рисунка 1, верхний лист является первым слоем многослойного пакета, воспринимающего ударную нагрузку. В случае высокоскоростного воздействия материал воспринимающего нагрузку слоя должен обладать не только высокими упругими свойствами и деформируемостью, но и максимально возможной ударной вязкостью.

На основе данных о механических свойствах высокомодульных металлических материалов на основе железа наиболее перспективным представляется применение рессорно-пружинных сталей (ГОСТ 14959–2016). На рисунке 2 представлены зависимости, построенные путем аппроксимации полиномами 2-го порядка табличных данных, связывающими ударную вязкость, предел текучести, предел прочности и твердость конструкционной рессорно-пружинной стали 65Г [6] с параметрами их термической обработки (ТО).

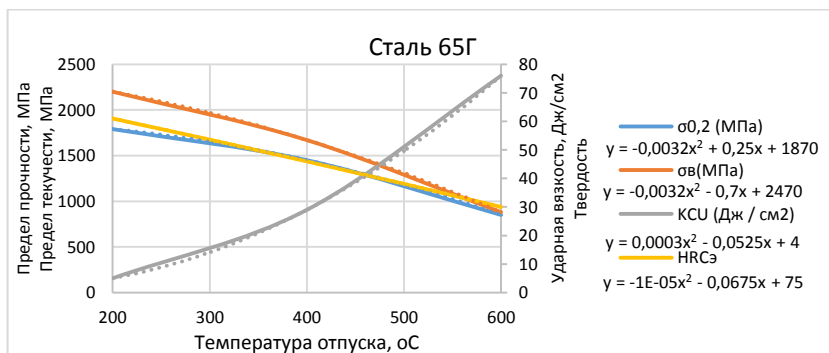


Рисунок 2 – Зависимости механических свойств конструкционной рессорно-пружинной стали 65Г от температуры отпуска после закалки 830 °С (по данным [6])

Как видно из рисунка 2, одним из важнейших факторов, оказывающим существенное влияние на прочностные и упруго-пластические свойства рессорно-пружинных сталей, является выбор режимов ТО. Варьируя параметрами ТО (в частности, температурой отпуска после закалки), возможно изменять ударную вязкость, предел текучести, предел прочности и твердость сталей в широком диапазоне значений, исходя из требований и условий эксплуатации композита.

Повышение стойкости к ударным нагрузкам рессорно-пружинных сталей позволяют также обеспечить различные виды поверхностной обработки пластин, в том числе нанесение защитных и упрочняющих покрытий, оксидирование (воронение), химико-термическая (азотирование) и лазерная обработка поверхности, наклеп (нагартовка) и др.

Список литературы

1. **Гордиенко, А.И.** Разработка и применение функционально-градиентных материалов / А.И. Гордиенко, В.В. Ивашко, И.И. Вевера // Вестник ГГТУ имени П. О. Сухого: научно-практический журнал. – 2007. – № 2. – С. 51–57.

2. **Bhavar, V.A.** Review on Functionally Gradient Materials (FGMs) and Their Applications / V. Bhavar, P. Kattire, S. Thakare [et al.] // 4th International Conference on Mechanics and Mechatronics Research, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2017 (229). – 9 p.

3. **Lia, W.** Research and Application of Functionally Gradient Materials / W. Lia, B. Han // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2018 (394). – 6 p.

4. **Минько, Д.В.** Теория и практика получения функционально-градиентных материалов импульсными электрофизическими методами / Д.В. Минько, К.Е. Белявин, В.К. Шелег. – Минск: БНТУ, 2020. – 450 с.

5. **Радчик, А.С.** Пружины и рессоры / А.С. Радчик, И.И. Буртковский. – Киев: Техніка, 1973. – 120 с.

6. **Марочник** сталей и сплавов / В. Г. Сорокин [и др.]; Под общ. ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

References

1. **Gordienko, A.I.** *Razrabotka i primeneniye funktsionalno-gradientnykh materialov* [Development and application of functional-gradient materials] / A.I. Gordienko, V.V. Ivashko, I.I. Vevera // Bulletin of GSTU named after P.O. Sukhoi: scientific and practical journal. – 2007. – No. 2. – P. 51–57.

2. **Bhavar, V.A.** Review on Functionally Gradient Materials (FGMs) and Their Applications / V. Bhavar, P. Kattire, S. Thakare [et al.] // 4th International Conference on Mechanics and Mechatronics Research, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2017 (229). – 9 p.

3. **Lia, W.** Research and Application of Functionally Gradient Materials / W. Lia, B. Han // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. – 2018 (394). – 6 p.

4. **Minko, D.V.** *Teoriya i praktika polucheniya funktsionalno-gradientnykh materialov impulsnymi elektrofizicheskimi metodami* [The-

ry and practice of obtaining functional–gradient materials by pulsed electrophysical methods] / D.V. Minko, K.E. Belyavin, V.K. Sheleg. – Minsk: BNTU Publ., 2020. – 450 p.

5. Radchik, A.S. *Pruzhiny i resory* [Springs and shock absorbers] / A.S. Radchik, I.I. Burtkovski. – Kiev: Tekhnika Publ., 1973. – 120 p.

6. Marochnik *staley i splavov* [Directory of steels and alloys] / V.G. Sorokin [et al.]; Under total. ed. V.G. Sorokin. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1989. – 640 p.

Поступила 07.10.2021

Received 07.10.2021

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ И НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук

Белорусский национальный технический университет

Н.Б. КАЛЕДИНА

Белорусский государственный технологический университет

Проведен статистический анализ основных показателей механических свойств основного металла и сварных соединений различных сплавов на основе алюминия, полученных плавящимся и неплавящимся электродами. Исследованы предел прочности сварных соединений, предел прочности металла швов, условный предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость, угол загиба соединений.

Ключевые слова: механические свойства, сварные соединения сплавов на основе алюминия, плавящийся и неплавящийся электроды, матрица плана, статистическая обработка результатов эксперимента, сварка ТИГ, МИГ.

STATISTICAL ANALYSIS OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY COMPOUNDS UNDER WELDING BY MELTING AND NON-MELTING ELECTRODE

E.S. GOLOUBTSOVA, Dr. of Engineering Sciences

Belarusian National Technical University

N.B. KALEDZINA

Belarusian State Technological University

A statistical analysis of the main indicators of the mechanical properties of the base metal and welded joints of various aluminum-based alloys obtained by melting and non-melting electrodes was carried out. The tensile strength of welded joints, the tensile strength of the weld metal, the conventional yield strength, the relative elongation, the impact strength, the bending angle of the joints are investigated.

Keywords: *mechanical properties, welded joints of aluminum-based alloys, melting and non-melting electrode, plan matrix, statistical processing of experimental results, TIG, MIG welding.*

Сварка алюминиевых сплавов плавящимся и неплавящимся электродами позволяет получать сравнительно высокие уровни прочности и пластичности швов.

В данной работе, в отличие от работы [1], проведен статистический анализ основных показателей механических свойств основного металла и сварных соединений сплавов на основе алюминия различных систем легирования, химический состав которых представлен в таблице 1 [1].

Таблица 1 – Химический состав алюминиевых сплавов, мас. % [1]

Марка сплава	Система легирования	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Li	Zn	Sc	Ti	Zr
АМг6	Al-Mg-Mn	–	6,4	0,6	0,4	0,4	–	–	–	0,1	–
1420	Al-Mg-Li	–	5,4	0,2	0,2	0,15	2,1	–	–	–	0,1
1201	Al-Cu	5,7	–	0,2	0,3	0,2	–	–	–	–	0,1
1460	Al-Cu-Li	3,0	–	0,1	0,12	0,1	2,0	–	0,1	0,1	0,1
1925о.н	Al-Zn-Mg	–	1,5	–	0,4	–	–	7,0	–	–	–
В96Цю.н	Al-Zn-Mg-Cu	2,3	1,9	–	0,2	0,2	–	8,1	–	–	0,1

В качестве этих показателей использовали предел прочности сварных соединений $\sigma_{\text{В}}^{\text{СВ}}$, предел прочности металла швов $\sigma_{\text{В}}^{\text{Ш}}$, условный предел текучести металла швов $\sigma_{0,2}^{\text{Ш}}$, относительное удлинение $\delta^{\text{Ш}}$, ударную вязкость $KCV^{\text{Ш}}$, Дж/см²; угол загиба соединений α , град.

Исследовали $\sigma_{\text{В}}^{\text{СВ}}$, МПа; $\sigma_{\text{В}}^{\text{Ш}}$, МПа; $\sigma_{0,2}^{\text{Ш}}$, МПа и $\delta^{\text{Ш}}$, % сварных соединений сплава АМг6, выполненных ТИГ (неплавящийся электрод) и МИГ (плавящийся электрод) процессами проволоками СвАмг6; СвАмг63 и СвАмг63Sc.

Изучали влияние двух качественных факторов (x_1 – ТИГ и МИГ, x_2 – марка проволоки (СвАмг6; СвАмг63 и СвАмг63Sc) с помощью плана 2×3, где 2 – два уровня процесса (ТИГ и МИГ), а 3 – три марки проволоки.

Для оценки влияния взаимодействия этих факторов (x_1x_2) в каждой ячейке плана проводили три опыта ($n = 3$). Результаты этого опыта приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Предел прочности сварных соединений ($y_1 = \sigma_B^{CB}$, МПа)

$A \backslash B$	СвАмг6	СвАмг63	СвАмг63Sc
ТИГ	300	308	312
	316	324	328
	332	340	344
МИГ	309	314	318
	325	330	334
	341	346	350

Для оценки влияния факторов применим дисперсионный анализ [2], который позволяет оценить влияние всех факторов и их взаимодействий.

Вычисляем сумму квадратов всех наблюдений:

$$Q_5 = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m \sum_{v=1}^n x_{ijv}^2 = 1\,918\,563, \quad (1)$$

где $k = 3$ – число электродов; $m = 2$ – способ сварки (ТИГ и МИГ); $n = 3$ – число параллельных опытов в каждой ячейке.

Согласно применяемой методике расчета, используем средние значения трех наблюдений, представленные в таблице 3.

Таблица 3 – Средние значения $y_1 = \sigma_B^{CB}$

$A \backslash B$	A_1	A_2	A_3	x'_j
ТИГ(B_1)	316	324	328	968
МИГ(B_2)	325	330	334	969
x_i	641	654	662	1957

Сумма всех элементов $\left(\sum_{j=1}^m x'_j = 1957 \right)$ в таблице 2 вычисляется по формуле:

$$\sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m x_{ij} = \sum_{i=1}^k x_i = \sum_{j=1}^m x'_j. \quad (2)$$

Обработку данных таблицы 3 проводили по правилам двухфакторного дисперсионного анализа без повторения. Для этого находим:

$$Q_1 = \sum_{i=1}^k \sum_{j=1}^m x_{ij}^2 = 638497; \quad (3)$$

$$Q_2 = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^k x_i^2 = 638420,5; \quad (4)$$

$$Q_3 = \frac{1}{k} \sum_{j=1}^m x_j^2 = 638381,7; \quad (5)$$

$$Q_4 = \frac{\sum_{i=1}^k x_i^2}{k m} = 638308,2. \quad (6)$$

Дисперсию воспроизводимости вычисляем по формуле:

$$S^2 = \frac{Q_5 - nQ_1}{m \cdot k(n-1)} = \frac{3072}{12} = 256, \quad (7)$$

а также совместную дисперсию воспроизводимости и взаимодействия:

$$S_0^2 = \frac{Q_1 + Q_4 - Q_2 - Q_3}{(k-1)(m-1)} = 1,485. \quad (8)$$

Для проверки значимости эффекта взаимодействия (AB) необходимо сравнить дисперсии $n \cdot S_2^2 = 4,455$ и $S_2 = 256$ по критерию Фишера F :

$$F_{2,12} = \frac{n \cdot S_0^2}{S^2} = \frac{4,455}{256} \ll 1, \quad (9)$$

т. е. эффект взаимодействия незначим.

По отдельности оценим влияние факторов A и B :

$$f_1 = k - 1 = 3 - 1 = 2; \quad f_2 = m \cdot k(n - 1) = 2 \cdot 3(3 - 1) = 12;$$

$$S_A^2 = \frac{Q_2 - Q_4}{k - 1} = 56,165; \quad (10)$$

$$F_A = \frac{S_A^2}{S_0^2} = 37,82 > F_{1,2} = 19,2.$$

$$S_B^2 = \frac{Q_3 - Q_4}{m - 1} = 73,53; \quad (11)$$

$$F_B = \frac{S_B^2}{S_0^2} = 49,515 > F_{1,2} = 18,5.$$

Таким образом, оба фактора A и B (марка электрода и виды процесса – ТИГ и МИГ) значительно влияют на предел прочности σ_B^{CB} сварного соединения, причем фактор B (процесс МИГ) несколько больше влияет на эту характеристику.

Самое высокое значение $\sigma_B^{CB} = 331$, 9 МПа получено при использовании процесса МИГ (плавящийся электрод) и проволоки АМг63Sc.

Результаты исследования предела прочности сварного шва $y_2 = \sigma_B^{III}$, МПа приведены в таблице 4, где B – вид процесса (ТИГ, МИГ), а A – марка проволоки (СвАмг6; СвАмг63 и СвАмг63Sc).

В таблице 5 представлены средние и кодированные значения $y_2 = \sigma_B^{III}$.

Статистическую обработку проводили так же, как и в предыдущем опыте:

$$Q_5 = 11007; \quad Q_1 = 2673; \quad Q_2 = 2441; \quad Q_3 = 1978; \quad S^2 = \frac{Q_5 - nQ_1}{m \cdot k(n - 1)} = 249.$$

$$S_0^2 = \frac{Q_1 + Q_4 - Q_2 - Q_3}{(k-1)(m-1)} = 46; \quad \frac{n \cdot S_0^2}{S^2} = \frac{3 \cdot 46}{249} = 0,565 < 1, \text{ т. е. эффект}$$

взаимодействия незначим.

$$S_A^2 = \frac{Q_2 - Q_4}{k-1} = 301,5 \approx 302; \quad S_B^2 = \frac{Q_3 - Q_4}{m-1} = 140.$$

$$F_B = \frac{S_B^2}{S_0^2} = 3,043 < F_{1,2} = 18,5.$$

Таблица 4 – Прочность сварного шва σ_B^{CB}

$B \backslash A$	A_1	A_2	A_3	A_1^*	A_2^*	A_3^*
B_1 (ТИГ)	273 294 309	305 320 335	309 324 339	-27 -6 9	5 20 35	9 24 39
B_2 (МИГ)	299 314 329	306 321 336	317 332 347	-1 14 29	6 21 36	17 32 47

A_1^*, A_2^*, A_3^* – разность между опытным значением показателя, минус 300 (приведено для облегчения вычислений)

Таблица 5 – Средние и кодированные значения $y_2 = \sigma_B^{III}$

$B \backslash A$	A_1	A_2	A_3	СвАмг6	СвАмг63	СвАмг63Sc	$\sum B$
B_1	294	320	324	-6	20	24	38
B_2	314	321	332	14	21	32	67
ΣB	608	641	641	8	41	56	105

Таким образом, оба фактора незначимы, т. е. при ошибке опыта $S_y = 16$ влияние обоих факторов и их взаимодействия не выявляется. Полученные данные практически не отличаются от их среднего значения

$$\bar{y}_2 = \frac{1905}{6} = 318 \text{ МПа.}$$

Значения $y_3 = \sigma_{0,2}^{III}$ приведены в таблице 6.

Таблица 6 – Значения $y_3 = \sigma_{0,2}^{\text{III}}$

$B \backslash A$	A_1	A_2	A_3	СвАмГ6	СвАмГ63	СвАмГ63Sc
B_1 (ТИГ)	161	173	164	1	13	4
	169	181	172	9	21	12
	177	189	180	17	29	20
B_2 (МИГ)	168	176	167	8	16	7
	176	184	175	16	24	15
	184	192	183	24	32	23

Средние значения $y_3 = \sigma_{0,2}^{\text{III}}$ и их кодированные значения приведены в таблице 7.

Таблица 7 – Средние значения $y_3 = \sigma_{0,2}^{\text{III}}$ и их кодированные значения

$B \backslash A$	A_1	A_2	A_3	СвАмГ6	СвАмГ63	СвАмГ63Sc	x'_j
B_1 (ТИГ)	169	181	172	9	21	12	42
B_2 (МИГ)	176	184	175	16	24	15	55
x_i	345	365	347	25	25	27	97

$$Q_1 = 1723, Q_2 \approx 1690, Q_3 = 1596, Q_4 = 1568, Q_5 = 5937.$$

$$S^2 = \frac{Q_5 - nQ_1}{m \cdot k(n-1)} = 64, \quad S_0^2 = \frac{Q_1 + Q_4 - Q_2 - Q_3}{(n-1)(m-1)} = 2,5; \quad n \cdot S_0^2 = 7,5;$$

$$F = \frac{n \cdot S_0^2}{S^2} < 1 - \text{эффект взаимодействия незначим.}$$

$$S_A^2 = \frac{Q_2 - Q_4}{k-1} = 61; \quad F_A = \frac{S_A^2}{S_0^2} = 24,4 > 19,2, \text{ т.е. значимо } A.$$

$$S_B^2 = \frac{Q_3 - Q_4}{m-1} = 28; \quad F_B = \frac{S_B^2}{S_0^2} = 11,2 < 18,5, \text{ т. е. вид процесса (ТИГ}$$

или МИГ) не влияет на величину $\sigma_{0,2}^{\text{III}}$.

Результаты исследования относительного удлинения $y_4 = \delta$, % приведены в таблицах 8 и 9.

Таблица 8 – Относительное удлинение $y_4 = \delta$, %

$A \backslash B$	A_1	A_2	A_3
B_1 (ТИГ)	21 22 23	25,8 26,8 27,8	20,6 21,6 22,6
B_2 (МИГ)	18,2 19,2 20,2	25 26 27	18 19 20

Таблица 9 – Средние значения $y_4 = \delta$, %

$A \backslash B$	A_1	A_2	A_3	x'_j
B_1 (ТИГ)	22	26,8	21,6	70,4
B_2 (МИГ)	19,2	26	19	64,2
x_i	41,2	52,8	40,6	134,6

$Q_1 = 3074,44 \approx 3074$, $Q_2 = 3066,82 \approx 3067$, $Q_3 = 3025,93 \approx 3026$,
 $Q_4 = 3019,53 \approx 3020$, $Q_5 = 9235,32 \approx 9235$;

$$S^2 = \frac{Q_5 - nQ_1}{mk(n-1)} = 1; \quad S_0^2 = \frac{Q_1 + Q_4 - Q_2 - Q_3}{(n-1)(m-1)} = 0,61; \quad n \cdot S_0^2 = 1,83;$$

$$F_{2,12} = \frac{n \cdot S_0^2}{S^2} = 1,83 < 3,9, \text{ при } f_1 = 2 \text{ и } f_2 = 12. \text{ Из выполненных и}$$

последующих расчетов следует, что эффект взаимодействия также незначим:

$$S_A^2 = \frac{Q_2 - Q_4}{k-1} = 23,7, \quad F_A = \frac{S_A^2}{S_0^2} = 38,8 > 19,2;$$

$$S_B^2 = \frac{Q_3 - Q_4}{m-1} = 6,4, \quad F_B = \frac{S_B^2}{S_0^2} = 10,49 < 18,5.$$

Таким образом, применение МИГ и СвАмг63Сс не всегда обеспечивает высокие свойства сварных соединений.

Список литературы

1. Машин, В.С. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом / В.С. Машин, А.Г. Покляцкий, В.Е. Федорук // Автоматическая сварка. – 2005. – № 9. – С. 43–49.

2. Берикашвили, В.Ш. Статистическая обработка данных, планирование эксперимента и случайные процессы / В.Ш. Берикашвили, С.П. Оськин. – М.: Изд-во Юрайт, 2019. – 164 с.

References

1. Mashin, V.S. *Mekhanicheskie svoystva soedinenij alyuminievykh splyavov pri svarke plavyashchimsya i neplavyashchimsya elektrodom* [Mechanical properties of joints of aluminum alloys in welding with consumable and non-consumable electrodes] / V.S. Mashin, A.G. Poklyatsky, V.E. Fedoruk // *Avtomaticheskaya svarka = Automatic welding*. – 2005. – No. 9. – P. 43–49.

2. Berikashvili, V.Sh. *Statisticheskaya obrabotka dannyh, planirovanie eksperimenta i sluchajnye processy* [Statistical data processing, experiment planning and random processes] / V.Sh. Berikashvili, S.P. Oskin. – Moscow: Yurayt Publ., 2019. – 164 p.

Поступила 06.07.2021

Received 06.07.2021

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ ПОЛУЧЕНИЯ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук

Белорусский национальный технический университет

M. MÜLLER, канд. техн. наук

Karlsruhe Institute of Technology/KIT·Institute of Applied Materials Karlsruhe,
Germany

В работе рассмотрены этапы получения композиционного материала на основе нитрида кремния триботехнического назначения, обладающего достаточной плотностью, стойкостью к термоудару, прочностью при высоких температурах, износостойкостью и низкой склонностью к ползучести. Приведены результаты получения порошковой композиции, показавшие целесообразность проведения дальнейших исследований.

Ключевые слова: триботехнический материал, нитрид кремния, активизирующие добавки Y_2O_3 и MgO , азотирование, жидкофазное спекание, рентгеноструктурный анализ.

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGICAL PRINCIPLES OF PRODUCING TRIBOTECHNICAL MATERIAL BASED ON SILICON NITRIDE

E.S. GOLOUBTSOVA, Dr. of Engineering Sciences

Belarusian National Technical University

M. MÜLLER, Ph. D in Technical Sciences

Karlsruhe Institute of Technology/KIT·Institute of Applied Materials Karlsruhe,
Germany

In this paper, we consider the stages of obtaining a composite material on silicon nitride based of tribological purpose, which has sufficient density, resistance to thermal shock, strength at high temperatures, wear resistance, and low tendency to creep. The results of obtaining a powder composition, which showed the feasibility of further research.

Keywords: tribotechnical material, silicon nitride, active additives Y_2O_3 and MgO , nitroging, liquid phase sintering, X-ray structure analysis.

Введение. Надежность и долговечность автомобильного, сельскохозяйственного и других видов транспорта во многом обусловлены явлениями трения и изнашивания, происходящими в узлах машин. Трение и износ имеют существенное экономическое значение, поскольку они определяют время службы машин и оборудования. Изнашивание приводит к нарушению герметичности узлов, потери точности взаимного расположения деталей и перемещений. Возникают заклинивания, удары, вибрации, приводящие к поломкам. Трение приводит к потерям энергии, перегреву механизмов, снижению передаваемых усилий, повышенному расходу горючего и других материалов. Кроме того, трение также оказывает положительное влияние, связанное с работой механизмов торможения, сцепления, движения колес. Явления трения и изнашивания взаимно обусловлены: трение приводит к изнашиванию, а изнашивание поверхностей деталей в ходе работы приводит к изменению трения [1].

Нежелательные последствия трения и износа, такие как изменения геометрии, выкрашивание рабочей поверхности трущихся деталей, колебания температур и др. приводят к потере работоспособности рабочих деталей и, как результат, выходу из строя или прогрессирующему ухудшению свойств всей системы. Для многих машин затраты на ремонт, в связи с износом деталей за период эксплуатации, могут в несколько раз превышать стоимость нового оборудования.

Оптимизация соотношения затрат и эффективности трибологических систем требует разработки подходов, ориентированных на решение проблем, которые учитывают знания основных механизмов изнашивания в процессе взаимодействия контактирующих поверхностей при их относительном перемещении, триботехнических материалов, влияния поверхностных структур и условий контакта, а также взаимодействия в трибосистемах.

Благодаря стремлению к экологической и экономической оптимизации в последние десятилетия форсировалась разработка специальных триботехнических материалов с применением износостойких и антифрикционных покрытий. К ним следует отнести материа-

лы на основе оксидных и неоксидных керамик, которые все чаще используются в качестве износостойких и высокотемпературных материалов в машиностроении. При этом, как альтернатива сталям, они отличаются низкой плотностью, хорошей химической стойкостью, а также высокой твердостью и пределом прочности при сжатии вплоть до высоких температур.

Благодаря стойкости к термоудару, достаточной прочности при высоких температурах, хорошей износостойкости и низкой склонности к ползучести, керамика на основе Si_3N_4 выбрана как материал деталей трибологических систем [2, 3].

Важным этапом в процессе получения триботехнического материала на основе Si_3N_4 является создание пористого и бездефектного образца при прессовании и последующем жидкофазном спекании. Естественно, такой процесс связан с существенным изменением объема (усадкой при спекании), что может привести к более дорогостоящей доработке конструктивных элементов. Процесс получения композиционного материала на основе нитрида кремния триботехнического назначения рассмотрен в настоящей работе.

Экспериментальная часть включала следующие этапы.

Получение исходной порошковой композиции. В качестве компонентов для получения шихты требуемого состава использовались следующие материалы:

– порошок оксида иттрия – Y_2O_3 , 99,99 %, фирма-производитель Johnson Matthey;

– порошок оксида магния – MgO , фирма-производитель GLOBE EXP IMP PTY LTD;

– порошок поликремния – фирма-производитель Wacker-Chemie.

Порошок кремния (около 84 мас. %), активирующие добавки Y_2O_3 и MgO соединялись с различными долями нитрида бора BN (0, 5, 10, 15 %) и смешивались в течение 24 ч (использовали планетарную шаровую мельницу, 2-пропанол в качестве растворителя). Добавление инертного материала в виде нитрида бора выбиралось с целью улучшения трибологических свойств спеченных образцов. После смешивания порошковые смеси сушились и просеивались.

Прессование. Из подготовленных порошковых смесей изготавливались цилиндрические образцы диаметром 10 мм, высотой ~ 4 мм по схеме одностороннего прессования (давление прессования 150–200 МПа) с плотностью ~ 55 % от теоретической.

Азотирование. Процесс образования нитрида кремния осуществлялся в среде азота при 1390 °С в течение 2 ч и оценивался на основании увеличения массы исходных образцов. Кроме того, изучалось влияние добавки 5 % H₂ к N₂-атмосфере, и BN на процесс прохождения реакции. С помощью XRD-анализа определялись образованные фазы, в частности соотношение α- и β-Si₃N₄.

Спекание. На завершающем высокотемпературном этапе обработки азотированные образцы спекались при 1750 °С в засыпке из нитрида бора и нитрида кремния в течение 2 ч. Осуществлялся контроль изменений массы и размеров азотированных образцов. Затем исследовалась структура, и проводился фазовый анализ спеченных образцов.

Приведенная ниже таблица показывает среднее Si-превращение исследуемых порошковых композиций во время азотирования при 1390 °С. В целом можно отметить, что добавка 5 % H₂ к N₂ в процессе азотирования улучшает превращение Si, т. е. увеличивается скорость реакции. Содержание BN до 5 % не влияет на скорость реакции, более высокое содержание BN немного замедляет реакцию азотирования.

Таблица – Si-превращение порошковых композиций при 1390 °С

Доля BN, %	Превращение кремния во время азотирования	
	N ₂ -среда	N ₂ + 5 % H ₂ -среда
0	85,4 %	90,9 %
5	85,3 %	90,9 %
10	85,8 %	87,7 %
15	81,5 %	88,9 %

Рентгеноструктурный анализ (XRD) после азотирования указывает на наличие как α-Si₃N₄, так и β-Si₃N₄; после спекания наблюдается наличие только β-фазы (рисунок 1). Кроме того, добавляемый нитрид бора заметно распознаваем и, таким образом, должен существенно влиять на трибологические свойства материала. Образцы без добавки BN имеют практически беспористую структуру, при содержании 10 % BN наблюдается заметная остаточная пористость. Можно предположить, что это негативно влияет на механические свойства, даже если желаемая удлиненная иглообразная β-Si₃N₄

фаза (темно-серого цвета) хорошо выражена в обоих случаях (рисунок 2). В образцах с меньшими долями BN (5 %) можно добиться плотной беспористой структуры.

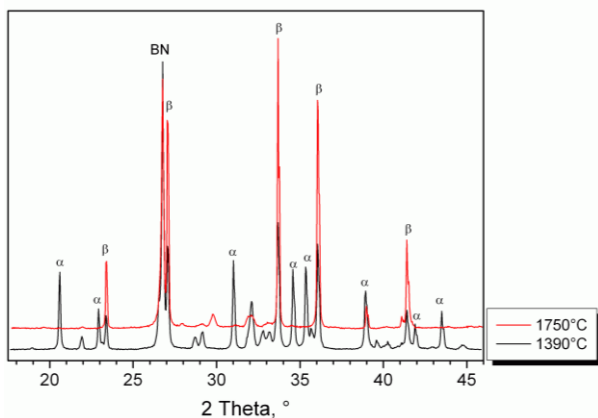


Рисунок 1 – XRD-анализ после азотирования (1390 °С) и спекания (1750 °С):
 α – α - Si_3N_4 , β – β - Si_3N_4 , BN – нитрид бора

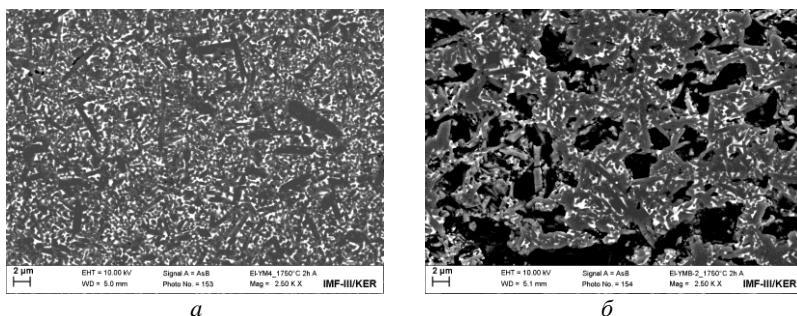


Рисунок 2 – REM-снимки (контраст материалов) поперечных шлифов спеченных образцов с 0 % BN (а), 10 % BN(б)

Заключение. Проведенные эксперименты не включают полную оценку закономерностей получения триботехнических материалов, однако, безусловно, свидетельствуют о необходимости и целесообразности дальнейшей работы в этом направлении.

Список литературы

1. **Адамовский, А.А.** Триботехнические характеристики сверхтвердых и высокомодульных материалов / А.А. Адамовский, Н.С. Зюкин, В.Т. Варченко // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 2012. – Вып. 45. – С. 94–103.

2. **Tribological** behavior of Si_3N_4 –BN ceramics materials for dry sliding applications / J.M. Carrapichano [et al.] // Wear, 2002. – Vol. 253, No. 9–10. – P. 1070–1076.

3. **Tribological** Characterization of Composites Based on Si_3N_4 Ceramics / Ismail Dhaon [et al.] // International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Mechanics ICAMEM 2019: Advances in Mechanical Engineering, Materials and Mechanics, 05 August 2019. – P. 271–276.

References

1. **Adamovsky, A.A.** *Tribotekhnicheskie harakteristiki sverhtverdyh i vysokomodul'nyh materialov* [Tribotechnical characteristics of superhard and high modulus materials] / A.A. Adamovsky, N.S. Zyukin, V.T. Varchenko // *Adgeziya rasplavov i pajka materialov = Metal adhesion and soldering of materials*. – 2012. – Vyp. 45. – P. 94–103.

2. **Tribological** behavior of Si_3N_4 –BN ceramics materials for dry sliding applications / J.M. Carrapichano [et al.] // Wear, 2002. – Vol. 253, No. 9–10. – P. 1070–1076.

3. **Tribological** Characterization of Composites Based on Si_3N_4 Ceramics / Ismail Dhaon [et al.] // International Conference on Advances in Mechanical Engineering and Mechanics ICAMEM 2019: Advances in Mechanical Engineering, Materials and Mechanics, 05 August 2019. – P. 271–276.

Поступила 06.07.2021

Received 06.07.2021

АНАЛИЗ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРСТОЙКИХ ТЕРМОДИФУЗИОННЫХ СЛОЕВ НА МЕДИ

И.В. ПЛЕТЕНЕВ, В.Г. ДАШКЕВИЧ, канд. техн. наук
Белорусский национальный технический университет

Исследованы структуры диффузионных слоев, полученных на технической меди марки М1 после насыщения из порошковой смеси, обеспечивающей диффузию преимущественно алюминием, отмечены особенности структуры слоя с различной толщиной. Проведен анализ теплофизических свойств термодиффузионных слоев по скорости нагрева медного элемента с диффузионным слоем различной толщины от различных источников нагрева, а именно с использованием газопламенного нагрева и нагрева в горячей воде. Получены данные по коэффициенту теплопроводности диффузионного слоя на меди.

Ключевые слова: медь, термодиффузионные слои, структура, жаростойкие покрытия, теплопроводность.

ANALYSIS OF THERMAL PROPERTIES OF HEAT RESISTANT THERMODIFUSION LAYERS ON COPPER

I.V. PLETENEV, V.G. DASHKEVICH, Ph. D in Technical Sciences
Belarusian National Technical University

The structures of diffusion layers obtained on technical grade M1 copper after saturation from a powder mixture providing diffusion mainly with aluminum are investigated; features of the structure of the layer with different thicknesses are noted. The analysis of the thermophysical properties of thermal diffusion layers is carried out according to the heating rate of a copper element with a diffusion layer of different thickness from various heating sources, namely, using gas-flame heating and heating in hot water. Data on the coefficient of thermal conductivity of the diffusion layer on copper have been obtained.

Keywords: copper, thermal diffusion layers, structure, heat-resistant coatings, thermal conductivity.

Введение. В мировой практике создание жаростойких покрытий на изделиях из меди является актуальной проблемой. Проблема

низкой жаростойкости меди и медных сплавов ограничивает их применение при температурах эксплуатации выше 600 °С [1]. Длительно противостоять активному воздействию окислительной атмосфере воздуха такие материалы не в состоянии, особенно если это усугубляется присутствием технологической среды, содержащей, например, пары соединений хлора или фтора и т. п.

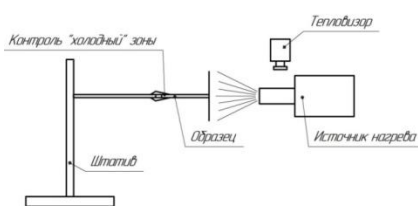
Одним из наиболее рациональных способов защиты от высокотемпературного окисления и коррозии изделий на основе меди и ее сплавов является диффузионное насыщение поверхности легирующими элементами и формирование защитного слоя, который при окислении образует плотные, устойчивые оксидные слои, непроницаемые для агрессивных сред [2–4]. К элементам, которые позволяют это осуществить в диффузионных процессах, относятся: алюминий, кремний, хром, бор и др. Опыт исследований Белорусского национального технического университета в области разработки специализированных термодиффузионных покрытий свидетельствует о перспективности использования комплексного диффузионного легирования меди и медных сплавов для защиты от высоких температур [5]. Основным легирующим элементом, определяющим повышение стойкости, является алюминий. Остальные элементы являются сопутствующими процессу насыщения и в последующем лишь дополняют защитные функции слоя.

В результате образования алюминидных фаз на поверхности стойкость медных изделий повышается до температур 850–900 °С [1, 3], поскольку защитный слой активно не растворяется и проявляет свои барьерные свойства. Безусловно, многое будет зависеть от конкретных условий эксплуатации, наличия, как уже отмечалось, в окружающей среде активных соединений и элементов, повышающих коррозионную активность, а также наличия тепловых ударов, термоциклирования и т. д.

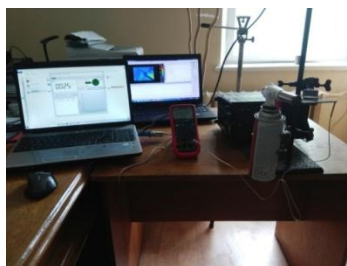
Отметим следующую важную особенность: образованный диффузионный слой будет являться тепловым сопротивлением, в результате присутствия которого замедлится теплопередача в медном элементе от поверхности вглубь изделия. Для ряда технологий такое замедление может являться критичным, например, если изделие является теплоотводящим элементом, поэтому необходимо иметь данные о коэффициенте теплопроводности и возможности эффективного отвода тепла.

Материалы и методика исследований. Термодиффузионное насыщение проводили в порошковой среде при печном нагреве в герметичном контейнере с плавким затвором. Режим обработки: температура – 560 °С, время – 2–6 ч. Для проведения процесса использована шахтная электрическая печь с селитовыми нагревателями. Насыщение меди марки М1 ГОСТ 1173 проводили в порошковой среде, приготовленной на основе алюминия марки ПА-2 по ГОСТ 5494 с добавкой инертного наполнителя (оксид алюминия – Al_2O_3 , ГОСТ 3136), активатора (аммоний хлористый – NH_4Cl , ГОСТ 2210) и продуктов реакции алюмотермического восстановления оксидов хрома и бора.

Исследование теплопроводности проводили, осуществляя нагрев медной пластины (ламели) с диффузионным слоем размером $50 \times 20 \times 2$ мм, с разной интенсивностью и контролем температуры «холодной» и «горячей» части пластины (рисунок 1). Измерение температуры и регистрация ее распределения (в зоне высоких температур) выполнялись с использованием измерителя температурного оптического ИТ-3СМ (высокотемпературный трехзональный термовизор) на специально подготовленном стенде. Контроль температуры осуществлялся термометром инфракрасным Mestek IR01D, а регистрация температуры «холодной» части пластины – мультиметром UNI-T UT61С с термопарой и записью данных на компьютер.



а



б

Рисунок 1 – Схема стенда (а) и его внешний вид для исследования теплопроводности ламельных элементов из меди (б)

Результаты исследований. С точки зрения повышения стойкости достичь высоких защитных свойств для меди удастся при

создании слоя толщиной более 50 мкм и если концентрация алюминия в поверхностных слоях составляет более 30–35 % масс. В этом случае термодиффузионный слой эффективно защищает медь от окисления.

Исходя из полученных результатов металлографического и рентгеноструктурного исследований образцов после насыщения, можно отметить следующее. Структура образующегося защитного слоя на меди это, прежде всего, алюминиды меди и зона твердого раствора (рисунок 2). Как правило, в структуре слоя рентгеноструктурным анализом определяются алюминиды Cu_3Al и Cu_9Al_4 и фаза Al_2O_3 (как результат взаимодействия диффузионного слоя с воздухом).

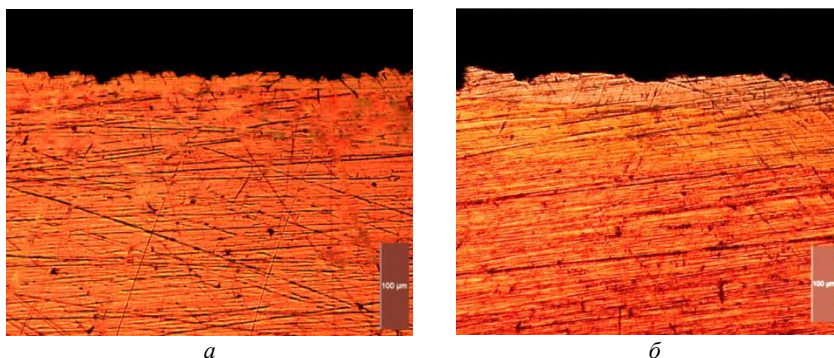


Рисунок 2 – Микроструктура диффузионного слоя на меди, полученного за 2 ч (а) и 6 ч (б) насыщения

При насыщении длительностью 2 ч формируется термодиффузионный алюминидный слой с плавным переходом к основному металлу (рисунок 2, а). Диффузионный слой при более высокой длительности насыщения (рисунок 2, б) имеет уже слоистую структуру с ярко выраженной зоной твердого раствора и комплекса алюминидных фаз, твердых растворов на основе соединений Cu_3Al и Cu_9Al_4 .

Как уже отмечалось ранее, образованный диффузионный слой будет являться тепловым сопротивлением, в результате присутствия которого замедлится теплопередача в медном элементе. Теплопроводность диффузионного слоя будет значительно ниже исходной теплопроводности меди, которая составляет 401 Вт/(м·К) [1]. Оцен-

ка негативного воздействия защитного слоя на теплопроводность представляет собой важную задачу для практического применения медного изделия в теплоотводящих элементах.

Среди материалов зарубежного производства для защиты меди можно выделить, например, покрытия металлокерамикой, полученные плазменным напылением с коэффициентом теплопроводности λ порядка 30 Вт/(м·К) (АМС – HF 120, Германия) или гальваническое покрытие сплавом на основе никеля – 80 Вт/(м·К) (АМС – HWR, Германия). В нашем случае можно вести речь об интегральном коэффициенте теплопроводности слоя, характеризующем конкретное фазовое строение и толщину, поскольку слой имеет переменную концентрацию легирующих элементов по толщине.

Известно, что термическое сопротивление материала R определяют [6]:

$$R = b / \lambda S, \text{ К/Вт}, \quad (1)$$

где b и S – толщина и площадь теплопроводящего слоя, м и м².

В конкретном случае защитный теплопроводящий слой составляет небольшую толщину (до 0,2 мм). Тепловое сопротивление системы R из двух участков определенного сечения равно:

$$R = R_{\text{дс}} + R_{\text{осн}}, \quad (2)$$

где $R_{\text{дс}}$ – тепловое сопротивление диффузионного слоя и $R_{\text{осн}}$ – тепловое сопротивление основного металла (меди).

Тепловой поток, формирующийся при нагреве поверхности однородного образца из меди (q_1), равен:

$$q_1 = \frac{\Delta t_1}{R_{\text{осн}}}, \quad (3)$$

где Δt_1 – перепад температур, К.

Тепловой поток, формирующийся при нагреве с учетом присутствия на поверхности образца диффузионного слоя (q_2), равен:

$$q_2 = \frac{\Delta t_2}{R_{\text{дс}} + R_{\text{осн}}} = \frac{\Delta t_2}{\frac{b_{\text{дс}}}{\lambda_{\text{дс}} S_{\text{дс}}} + \frac{b_{\text{осн}}}{\lambda_{\text{осн}} S_{\text{осн}}}}, \quad (4)$$

где Δt_2 – перепад температур, К; $b_{\text{дс}}$ и $b_{\text{осн}}$ – толщина диффузионного слоя и основного металла (меди), соответственно, м; $S_{\text{дс}}$ и $S_{\text{осн}}$ – площадь поперечного сечения диффузионного слоя и основного металла (меди), соответственно, м²; $\lambda_{\text{дс}}$ и $\lambda_{\text{осн}}$ – коэффициент теплопроводности диффузионного слоя и основного металла (меди), соответственно, Вт/(м·К).

С учетом равенства теплового потока в двух описываемых вариантах нагрева с пластиной без диффузионного и с диффузионным слоем, имеем:

$$q_1 = q_2; \frac{\Delta t_1}{\frac{b_{\text{осн}}}{\lambda_{\text{осн}} S_{\text{осн}}}} = \frac{\Delta t_2}{\frac{b_{\text{дс}}}{\lambda_{\text{дс}} S_{\text{дс}}} + \frac{b_{\text{осн}}}{\lambda_{\text{осн}} S_{\text{осн}}}}. \quad (5)$$

Следовательно коэффициент теплопроводности диффузионного слоя может быть выражен следующим образом:

$$\lambda_{\text{дс}} = \lambda_{\text{осн}} \frac{S_{\text{осн}} b_{\text{дс}}}{b_{\text{осн}} S_{\text{дс}}} \frac{\Delta t_1}{\Delta t_2 - \Delta t_1}. \quad (6)$$

Решение уравнения (6) для рассматриваемой системы дает возможность ориентировочно определить коэффициент теплопроводности диффузионного слоя. Используя уравнение и данные, полученные при исследовании скорости нагрева «холодного» торца медной пластины, в условиях нагрева газовым пламенем (рисунок 3, а), а именно перепады температуры для одинакового временного отрезка (30 и 50 с) и выбранной толщины защитного термодиффузионного слоя (75 ± 10 мкм), установлено, что интегральный коэффициент теплопроводности диффузионного находятся в диапазоне 80–150 Вт/(м·К).

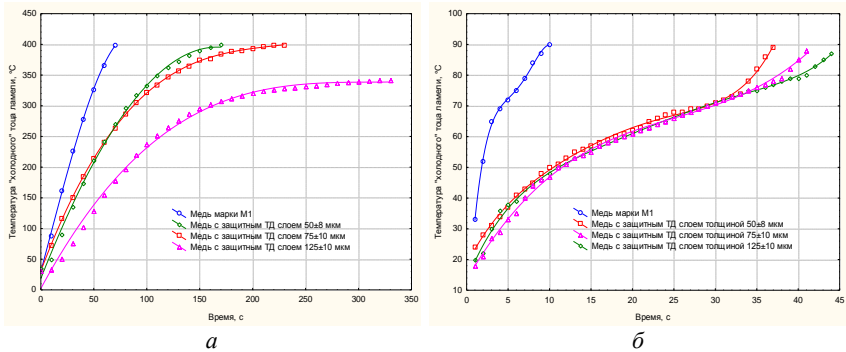


Рисунок 3 – Оценка скорости нагрева «холодного» торца медной пластины при нагреве газовым пламенем (а) и при нагреве в горячей воде (б)

Значения, полученные в результате расчета, достаточно хорошо коррелируют со значениями коэффициента теплопроводности бронз различного состава [2]. Однако, следует отметить, что описываемый расчет является лишь приблизительным и не может отражать в полной мере процесс тепломассопереноса, моделируемый испытаниями. Кроме этого сам коэффициент теплопроводности всегда зависит от температуры и для рассматриваемого эксперимента может быть определен лишь в исследуемом диапазоне температур [6].

При исследовании скорости нагрева «холодного» торца медной пластины в случае нагрева газовым пламенем (рисунок 3, а) установлены следующие особенности: скорость нагрева для медного образца без диффузионного слоя в интервале температур 0–400 °С составляет порядка 6–7 °С/с, а для образцов с термодиффузионным слоем толщиной 50–75 мкм – порядка 2,5–3 °С/с, что заметно ниже исходного варианта медной пластины без защитного слоя.

При более низкой интенсивности теплового потока (при нагреве в горячей воде) толщина диффузионного слоя в рассматриваемом диапазоне не сильно влияет на теплопроводность (рисунок 3, б), расхождения в скорости нагрева проявляются лишь, когда температура нагрева приближается к 80–90 °С. Тем не менее, относительно варианта с образцом без диффузионного слоя, скорость нагрева значительно ниже (приблизительно в 2 раза).

Выводы. В результате выполненной работы исследованы особенности структур диффузионных слоев на меди марки М1, которые

получены из порошковых смесей, обеспечивающих легирование преимущественно алюминием. Приведена структура и фазовый состав образующегося диффузионного слоя.

Проведен анализ теплофизических свойств термодиффузионных слоев по скорости нагрева медного элемента с диффузионным слоем различной толщины от различных источников нагрева, а именно от газопламенного нагрева и нагрева в горячей воде. Отмечено, что за счет наличия диффузионного слоя происходит снижение скорости нагрева медного элемента с толщиной диффузионного слоя 50–75 мкм практически в 2 раза.

В результате расчета диффузионного слоя как элемента теплового сопротивления в условиях конвекционного нагрева получены данные по коэффициенту теплопроводности. При толщине диффузионного слоя 75 мкм коэффициент теплопроводности составил 80–150 Вт/(м·К), что по литературным данным соответствует теплопроводности бронз.

Список литературы

1. **Коломыцев, П.Т.** Жаростойкие диффузионные покрытия / П.Т. Коломыцев. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
2. **Николаев, А.К.** Жаропрочные (низколегированные) сплавы на основе меди // Медь. Латунь. Бронза : Сб. тр. Института. – М.: ОАО «Институт Цветметобработка», 2006. – С. 21–52.
3. **Украинцев, А.Е.** Разработка составов и создание на меди диффузионных слоев электродуговой металлизацией с последующей термообработкой: автореф. дис. ...канд. техн. наук: 05.16.06 / А.Е. Украинцев; Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН. – Москва, 2010. – 22 с.
4. **Минкевич, А.Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
5. **Константинов, В.М.** Исследование особенностей структуры и свойств термодиффузионных жаростойких покрытий на меди / В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, И.В. Плетенев // Литье и металлургия. – 2021. – № 1. – С. 124–129.
6. **Михеев, М.А.** Основы теплопередачи / М.А. Михеев, И.М. Михеева. – М.: Энергия, 1973. – 320 с.

References

1. **Kolomytsev, P.T.** *Zharostojkie diffuzionnye pokrytiya* [Heat-resistant diffusion coatings] / P.T. Kolomytsev. – Moscow: Metallurgiya Publ., 1979. – 272 p.
2. **Nikolaev, A.K.** *Zharoprochnye (nizkolegirovannye) splavy na osnove medi* [Heat-resistant (low-alloyed) copper-based alloys] / A.K. Nikolaev // *Copper. Brass. Bronze: Sbornik trudov Instituta = Proceedings of the Institute*. – Moscow: OAO «Cvetmetobrabotka» Publ., 2006. – P. 21–52.
3. **Ukraintsev, A.E.** *Razrabotka sostavov i sozhdanie na medi dif-fuzionnyh sloev elektrodugovoj metallizaciej s posleduyushchej termo-obrabotkoj* [Development of compositions and creation of diffusion layers on copper by electric arc metallization with subsequent heat treatment]: avtoref. dis....kand. tekhn. nauk: 05.16.06 / A.F. Ukrainev; Institute of Metallurgy and Materials Science named after A.A. Baikova. – Moscow, 2010. – 22 p.
4. **Minkevich, A.N.** *Himiko-termicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Chemical heat treatment of metals and alloys] / A.N. Minkevich. – Moscow: Mashinostroenie Publ., 1965. – 491 p.
5. **Konstantinov, V.M.** *Issledovanie osobennostej struktury i svojstv termodiffuzionnyh zharostojkih pokrytij na medi* [Investigation of the structural features and properties of termodiffusion heat-resistant coatings on copper] / V.M. Konstantinov, V.G. Dashkevich, I.V. Pletenev. *Lit'e i metallurgiya = Foundry production and metallurgy*. – 2021. – No. 1. – P. 124–129.
6. **Miheev, M.A.** *Osnovy teploperedachi* [Basics of heat transfer] / M.A. Miheev, I. M. Miheeva. – Moscow: Energiya Publ., 1973. – 320 p.

Поступила 04.11.2021

Received 04.11.2021

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук

Белорусский национальный технический университет

Д.М. БЕРДИЕВ, д-р техн. наук, **А.А. ЮСУПОВ**, канд. техн. наук

Ташкентский государственный технический университет

Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук

Белорусский государственный университет

В статье рассматриваются особенности структурообразования при термоциклической обработке доэвтектоидных конструкционных сталей 20, 40Х и 65Г. Изучен процесс термоциклической обработки при нагреве без фазовой перекристаллизации и с полной фазовой перекристаллизацией. Термоциклическая обработка без фазовой перекристаллизации формирует остаточные термические напряжения, обуславливающие повышение плотности дислокаций, развитие начальных стадий рекристаллизации. Максимальный уровень остаточных напряжений формируется после 5 циклов. Термоциклическая обработка с полной фазовой перекристаллизацией приводит к развитию рекристаллизационных процессов различной интенсивности на поверхности в сердцевине стального образца. После 4-х циклов на поверхности возможна собирательная рекристаллизация с получением разнoзернистости. В сердцевине протекают процессы полигонизации и «рекристаллизация на месте».

Ключевые слова: конструкционные стали, термоциклическая обработка, плотность дислокаций, индукционный нагрев, твердость.

INVESTIGATION OF THE FEATURES OF THE STRUCTURE FORMATION OF PRE-EUTECTOID STRUCTURAL STEELS UNDER VARIOUS MODES OF THERMOCYCLIC TREATMENT

V.M. KONSTANTINOV, Dr. of Engineering Sciences

Belarusian National Technical University

D.M. BERDIEV, Dr. of Engineering Sciences,

A.A. YUSUPOV, Ph. D in Technical Sciences

Tashkent State Technical University

G.A. TKACHENKO, Ph. D in Technical Sciences

Belarusian State University

The article discusses the features of structure formation during thermocyclic processing of pre-eutectoid structural steels 20, 40X and 65Г. The process of thermocyclic treatment under heating without phase recrystallization and with full phase recrystallization has been studied. Thermocyclic treatment without phase recrystallization forms residual thermal stresses that cause an increase in the density of dislocations, the development of the initial stages of recrystallization. The maximum level of residual stresses is formed after 5 cycles. Thermocyclic treatment with complete phase recrystallization leads to the development of recrystallization processes of different intensity on the surface in the center of the steel sample. Collective recrystallization is possible on the surface to obtain a different grain after 4 cycles. In the center there are processes of polygonization and «recrystallization in place».

Keywords: heat treatment, dislocation density, induction hardening, hardness.

Введение. Низколегированные и углеродистые стали длительное время были, и в обозримом будущем останутся основными конструкционными материалами для машиностроения, особенно, сельскохозяйственного. Однако, традиционные возможности повышения их эксплуатационных характеристик близки к предельным. Поэтому, наряду с изменением их химического состава (микролегирование, повышение металлургического качества и др.) большое внимание в последнее время уделяется разработке путей совершенствования структурно-фазового состояния стальных изделий методами нестационарного, термоциклического воздействия. Термоциклическая обработка (ТЦО) известна с середины 20 века [1–3]. По-

вышенный интерес к ней сейчас обусловлен широкими перспективами управления структурообразованием сталей и сплавов для повышения эксплуатационных свойств изделий [4–8]. Эффективность ТЦО с точки зрения достижимости свойств определяется режимом ТЦО, количеством циклов, скоростью нагрева и охлаждения, а также химическим составом стали. Анализ результатов выполненных работ показывает, что в основе обрабатываемых режимов ТЦО лежат закономерности фазовых превращений при нагреве и охлаждении стали как в условиях полиморфного превращения, так и без него [4]. Работы в этой области свидетельствуют о достаточно широком использовании ТЦО в целях оптимизации структуры и свойств различных сплавов [5–8].

Являясь технологически более сложным процессом, по сравнению с традиционными операциями термической обработки, ТЦО может быть рекомендована к применению только в тех случаях, когда это обусловлено необходимостью достижения качественно нового уровня свойств, особенно если ТЦО удастся совместить с другими операциями технологического цикла обработки изделий [4]. Ярким примером подобных изделий являются быстроизнашиваемые детали почвообрабатывающих агрегатов. Специфика этих деталей требует применения недорогих конструкционных сталей. Интенсификация почвообработки, характерная для мирового сельского хозяйства, предъявляет повышенные требования к долговечности этих деталей. Очевидно, что повышение долговечности этих деталей и агрегатов в целом было актуальным в XX веке, остается актуальным и в XXI веке [9]. Основными факторами повышения долговечности обсуждаемых деталей является повышение прочностных характеристик и абразивной износостойкости.

В статье представлены результаты выполненных исследований по упрочнению ряда конструкционных сталей для почвообрабатывающих агрегатов с применением термоциклического индукционного нагрева.

Индукционная термоциклическая обработка без фазовой перекристаллизации. Были выполнены исследования циклического нагрева стали 65Г (установка индукционного нагрева ВЧГ2-100/066) с последующим ускоренным охлаждением на воздухе. Охлаждение на воздухе с принудительной циркуляцией позволяет повысить скорость охлаждения по сравнению с традиционной нормализацией.

В этом случае появляется возможность получения более дисперсной тросто-сорбитной структуры. Такая обработка близка по своей сути к одинарной термической обработке по Н.А. Минкевичу. Температура нагрева при термическом цикле была выбрана заведомо ниже точки A_1 (450, 570 и 700 °С). Это позволило оценить влияние термических напряжений и формируемого ими фазового наклепа без полной фазовой перекристаллизации (таблица 1).

Таблица 1 – Изменение свойства стали 65Г после индукционного термоциклирования с последующим охлаждением на воздухе

№	Изменение свойств	Количество циклов				
		1 цикл	2 цикл	3 цикл	4 цикл	5 цикл
Нагрев до 450 °С						
1.	Твердость, НВ	269	255	241	241	255
2.	Среднее значение ширины рентгеновской линии $\beta_{cp} \cdot 10^{-3}$ рад	9,87	9,45	9,69	9,27	9,88
Нагрев до 550 °С						
1.	Твердость, НВ	241	229	241	207	207
2.	Среднее значение ширины рентгеновской линии $\beta_{cp} \cdot 10^{-3}$ рад	9,1	9,59	8,71	8,3	8,3
Нагрев до 700 °С						
1.	Твердость, НВ	229	217	207	255	285
2.	Среднее значение ширины рентгеновской линии $\beta_{cp} \cdot 10^{-3}$ рад	9,88	8,72	9,3	12,5	12,8

Установлено, что структурные изменения при низкотемпературном ТЦО состоят в сфероидизации карбидной фазы. С повышением температуры ТЦО ожидаемо степень глобулярности цементита увеличивается за счет повышения диффузионной подвижности углерода.

Твердость и уровень напряжений 2-го рода нелинейно зависит от параметров низкотемпературной ТЦО. Повышение температуры ТЦО от 450 до 700 °С (1 цикл) снижает твердость за счет более ин-

тенсивной сфероидизации карбидной фазы. Аналогичная зависимость наблюдается для первых трех (четырех) циклов ТЦО. На пятом цикле для всех температур ТЦО фиксируется повышение твердости. Причем с повышением температуры твердость после пятого цикла растет значительно. Анализ кинетики изменения уширения рентгеновской линии позволяет понять причины указанного явления. Термические остаточные напряжения, характеризующиеся уширением рентгеновской линии, нелинейно зависят от числа циклов ТЦО. Уменьшение остаточных напряжений после 2-го, 3-го цикла обусловлено релаксационными процессами. С повышением температуры эта тенденция проявляется более ярко. Так, для 2-го цикла ТЦО при 700 °С среднее уширение рентгеновской линии составило только 8,72, для аналогичного процесса при 400 °С уже 9,45. К пятому циклу при всех температурах ТЦО возрастают остаточные напряжения и обусловленное ими уширение рентгеновской линии. С повышением температуры напряжения ожидаемо возрастают из-за увеличения градиента температур. По этой же причине возрастает и твердость. Существенным является известный факт микропластической деформации при ТЦО из-за интенсивных тепловых и различия термического расширения элементов гетерофазной структуры. Таким образом происходит развитие дислокационной структуры, а повышенная температура ведет к полигонизации. Полигонизационная структура, хотя и не имеет высокий уровень дефектности кристаллического строения, обладает высокой термической стабильностью. При повторном нагреве, выше точки фазового превращения, полигонизованные структуры обеспечивают создание структур с высокой плотностью дислокаций [10, 11]. Результаты испытаний на абразивное изнашивание в условиях незакрепленного абразивного материала согласуются с данными микро- и субмикроисследований образцов.

Индукционная термоциклическая обработка с фазовой перекристаллизацией. Был выполнен комплекс исследований по индукционной ТЦО ряда конструкционных сталей (сталь 20, 40Х) [12, 13]. Авторский опыт свидетельствует, что для быстропротекающих процессов термической обработки следует учитывать разницу структурных превращений на поверхности и в сердцевине изделий. Для индукционной ТЦО при малых размерах образцов

(10×10×55 мм) были обнаружены существенные различия в кинетике структурообразования в сердцевине и на поверхности.

Был подтвержден факт полигонизации и рекристаллизации структуры стали в результате ТЦО. Для определения влияния фазового наклепа на структурообразование поверхности и сердцевины стали (20, 40X) во время циклических фазовых превращений были выбраны образцы с крупнозернистой структурой (5 балл), полученной предварительным отжигом при 1000 °С в защитной атмосфере в течение 2 ч. Схема ТЦО была выбрана с полным прямым и обратным аустенитным превращением (нагрев выше A_3), а интенсивность теплосмен составила 1, 2, 4, 6 циклов со скоростью нагрева и охлаждения в циклах 30–40 °С/с и 3–5 °С/с соответственно. Было установлено, что индукционная ТЦО (4 и более циклов) измельчает структуру до 9 (сталь 20) и 13 (сталь 40X) баллов. Однако в структуре из-за объемных полиморфных превращений происходит накопление напряжений 2-го рода, которые вызывают микропластическую деформацию зерен, повышающую плотность дефектов кристаллического строения. Пластическая деформация зерен сопровождается рекристаллизацией, которая протекает с разной интенсивностью и проходит до определенной стадии.

На поверхности (сталь 20) образца (4 и более циклов) рекристаллизация наклепанных зерен доходит до собирательной стадии, что сопровождается увеличением диаметра отдельных зерен (с 10 мкм до 125 мкм) и снижением твердости с HV 178 до HV 157 (рисунок 1). Такая картина характерна для слабдеформированного сплава, когда рост зерен происходит за счет слияния в одно крупное, путем «растворения» границ. Процесс слияния зерен не требует значительных диффузионных процессов. Существенно, что слияние может происходить одновременно по всем поверхностям межзеренного раздела. На межзеренных границах происходит концентрация дислокаций. Их аннигиляция, по сути, и есть «растворение» границ зерен. Для незавершенного процесса слияния характерна разноточность с небольшим количеством крупных зерен и большим количеством мелких. Интенсивный рост зерен в слабдеформированной структуре наблюдается при быстром индукционном нагреве. Если процесс нагрева медленный, то процесс полигонизации успевает пройти и роста зерна по механизму слияния не происходит.

В сердцевине (сталь 20, 40X) формируется устойчивая полигональная структура и происходит «рекристаллизация на месте», сопровождаемая ростом субзерен. Это подтверждается рентгеноструктурным анализом образцов, в которых наблюдается увеличение кристаллитов с 150 нм (отжиг) до 300 нм (6 циклов), (таблица 2). Последующий изотермический отжиг показал, что полигональные структуры довольно устойчивы и сохраняются длительное время, препятствуя протеканию обычной рекристаллизации. Было выявлено, что снижение твердости и изменения структуры стали начинаются только после 4 ч рекристаллизационного отжига. Структура сталей 20 и 40X из мелкозернистой превращается в структуру, характеризующую вторичную стадию рекристаллизации. В сердцевине сталей происходит избирательный рост зерен, диаметр которых доходил до 1500 мкм и твердостью HV 120, а сохранившиеся в структуре мелкие зерна (диаметр 15 мкм) имели твердость HV 150–160. Такая структура и твердость характеризует полностью завершённый процесс рекристаллизации зерен с предварительной степенью деформации 3–8 %, близкой критической (рисунок 2). На контрольной группе отожженных образцов сталей (20, 40X), подвергнутых повторному отжигу, не обнаружено изменений в механических свойствах и микроструктуре. Твердость зерен феррита (сталь 20) сохранялась в течение 4 ч в интервале HV 120–125, а размер зерен не превысил 5 баллов.

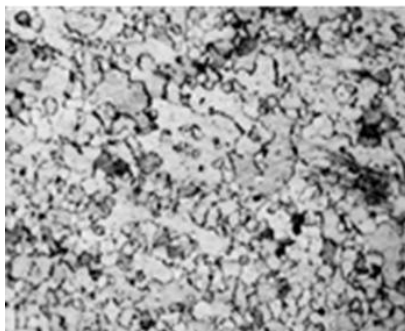
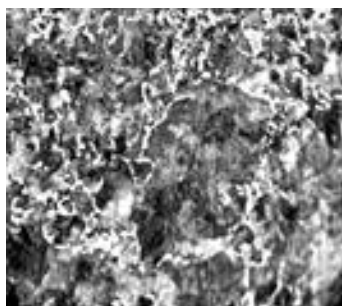


Рисунок 1 – Микроструктура поверхности образца после 6-ти циклов ТЦО (сталь 20); $\times 100$

Таблица 2 – Влияние режима ТЦО на размер кристаллитов стали 20

Вид обработки	Размер кристаллитов по рентгеноструктурному анализу, нм					
	110	200	211	220	310	222
НКЛ	110	200	211	220	310	222
Полный отжиг	144	144	200	170	113	125
ТЦО, 4 цикла	261	212	240	200	171	220
ТЦО, 6 циклов	260	225	340	350	253	282



a – сталь 40X; $\times 100$



б – сталь 20; $\times 100$

Рисунок 2 – Микроструктура сердцевины после 4-х термоциклов и отжига

Таким образом, литературный анализ и собственные исследования позволили уточнить механизм микропластической деформации и структурной рекристаллизации среднеуглеродистых низколегированных сталей при ТЦО. Отсутствие выдержки при верхней температуре цикла ведет к тому, что рекристаллизация не успевает пройти полностью. К моменту достижения нижней температурной границы цикла в объеме стали происходит накопление дефектов кристаллического строения и возрастает доля наклепанных нерекристаллизованных зерен. Дополнительно к этому объему добавляются зерна, в которых при обратном превращении аустенита в феррито-перлитную структуру создаются напряжения, релаксация которых происходит в результате микропластической деформации скольжением, возникающая из-за малой подвижности границ. Последующая ТЦО увеличивает количество нерекристаллизованных зерен, способствует накоплению фазовых напряжений и, как следствие, повышению степени деформации зерен. В результате на по-

верхности и в сердцевине протекает рекристаллизация различной интенсивности. На поверхности она доходит до собирательной стадии, а в сердцевине наблюдается только полигонизация и рост субзерен.

Выводы. 1. Индукционная ТЦО конструкционной стали без фазовой перекристаллизации в интервале температур 400–700 °С формирует остаточные термические напряжения, обуславливающие повышение плотности дислокаций, развитие начальных стадий рекристаллизации. Это обеспечивает формирование полигональной, термически устойчивой субструктуры и повышение твердости стали.

2. Индукционная ТЦО конструкционных сталей с полной фазовой перекристаллизацией в интервале температур 600–940 °С приводит к развитию рекристаллизационных процессов различной интенсивности на поверхности и в сердцевине стального образца. Фазовый наклеп не устраняется полностью при нагреве и степень деформации зерен возрастает с каждым циклом охлаждения. В результате после 4-х и более циклов ТЦО в поверхностном слое протекает собирательная рекристаллизация, которая формирует зерна диаметром 60 мкм на фоне мелких зерен диаметром 16 мкм. В сердцевине (сталь 20) сохраняется мелкодисперсная структура (диаметр 8–12 мкм) и протекают процессы полигонизации и «рекристаллизация на месте», о чем свидетельствует укрупнение кристаллитов с 150 нм (отжиг) до 300 нм (6 циклов).

Список литературы

1. **Федюкин, В.К.** Термоциклическая обработка металлов и деталей машин / В.К. Федюкин, М.Е. Смагоринский. – Л.: Знание, 1989. – 241 с.
2. **Кидин, И.Н.** Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов / И.Н. Кидин. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.
3. **Тихонов, А.С.** Термоциклическая обработка сталей, сплавов и композиционных материалов / А.С. Тихонов, В.В. Белов. – М.: Наука, 1984. – 168 с.
4. **Биронт, В.С.** Теория термической обработки металлов / В.С. Биронт. – Красноярск: СФУ ИЦМиЗ, 2007. – 234 с.

5. Гурьев, А.М. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев // Ползуновский вестник. Ч. 2.– 2005.– № 2. – С. 36–44.

6. Гурьев, А.М. Циклическое тепловое воздействие при ТО и ХТО инструментальных сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – Барнаул: АГТУ, 2005. – № 3. – С. 37–46.

7. Евдокимов, А.И. Циклическая закалка стали ХВГ / А.И. Евдокимов, М.Г. Зелин, В.А. Коротков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 9. – С. 33–34.

8. Effect of cyclic heat treatment on microstructures and mechanical properties of directionally solidified Ti-46Al-6Nb alloy / Hong-ze FANG [at al.] // Trans. Nonferrous Met. Soc. China 25 (2015). – P. 1872–1880.

9. Константинов, В.М. Комплексное повышение долговечности корпуса почвообрабатывающего плуга / В.М. Константинов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 12. – С. 3–7.

10. Бердиев, Д.М. Повышение износостойкости зубьев зубчатых колес циклической закалкой с индукционным нагреванием / Д.М. Бердиев, А.А. Юсупов // Вестник машиностроения. – 2020. – № 3. – С. 50–53.

11. Berdiev, D.M. Improving the Wear Resistance of Gear Teeth by Cyclic Quenching with Inductive Heating / D.M. Berdiev, A.A. Yusupov // Russian Engineering Research. – 2020. – V. 40. – No. 6. – P. 473–475.

12. Константинов В.М. Электрoхимикотермическая обработка крепежных элементов почвообрабатывающих машин / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, И.С. Сушко // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2008. – Вып. 31. – С. 358–371.

13. Константинов, В.М. Упрочнение быстроизнашиваемых деталей почвообрабатывающих плугов нитроцементацией с локальным циклическим индукционным нагревом / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2011. – № 2. – С. 44–50.

References

1. Fedyunin, V.K. *Termociklicheskaya obrabotka metallov i detalej mashin* [Thermocyclic processing of metals and machine parts] / V.K. Fedyunin, M.E. Smagorinsky. – Leningrad: Znanie Publ., 1989. – 241 p.

2. Kidin, I.N. *Fizicheskie osnovy elektrotermicheskoy obrabotki metallov i splavov* [Physical bases of electrothermal processing of metals and alloys] / I.N. Kidin. – Moscow: Metallurgiya Publ, 1969. – 376 p.

3. Tikhonov, A.S. *Termociklicheskaya obrabotka stalej, splavov i kompozicionnyh materialov* [Thermocyclic processing of steels, alloys and composite materials] / A.S. Tikhonov, V.V. Belov. – Moscow: Nauka Publ, 1984. – 168 p.

4. Biront, V.S. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals] / V.S. Biront. – Krasnoyarsk: SFU ICMiZ Publ, 2007. – 234 p.

5. Guryev, A.M. *Termociklicheskoe i himiko-termociklicheskoe uprochnenie stalej* [Thermocyclic and chemical-thermocyclic hardening of steels] / A.M. Guryev, L.G. Voroshnin, Yu.P. Kharaev // *Polzunovskiy vestnik. CHast' 2 = Polzunovsky Bulletin. Part 2.* – 2005. – No. 2. – P. 36–44.

6. Guryev, A.M. *Ciklicheskoe teplovoe vozdejstvie pri TO I HTO instrumental'nyh stalej* [Cyclic thermal effect during maintenance and repair of tool steels] / A.M. Guryev, L.G. Voroshnin // *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya = Fundamental problems of modern materials science.* – Barnaul: AGTU Publ., 2005. – No. 3. – P. 37–46.

7. Evdokimov, A.I. *Ciklicheskaya zakalka stali HVG* [Cyclic hardening of HVG steel] / A.I. Evdokimov, M.G. Zelin, V.A. Korotkov // *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov = Metallurgy and heat treatment of metals.* – 2002. – No. 9. – P. 33–34.

8. Effect of cyclic heat treatment on microstructures and mechanical properties of directionally solidified Ti-46Al-6Nb alloy / Hong-ze FANG [at al.] // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25 (2015). – P. 1872–1880.

9. Konstantinov, V.M. *Kompleksnoe povyshenie dolgovechnosti korpusa pochvoobrabatyvayushchego pluga* [Complex increase of durability of the tillage plow body] / V.M. Konstantinov //

Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Hardening technologies and coatings. – 2014. – No. 12. – P. 3–7.

10. Berdiev, D.M. *Povyshenie iznosostojkosti zub'ev zubchatyh kolek ciklicheskoj zakalkoj s indukcionnym nagrevaniem* [Increasing the wear resistance of gear teeth by cyclic hardening with induction heating] / D.M. Berdiev, A.A. Yusupov // *Vestnik mashinostroeniya = Bulletin of Mechanical Engineering.* – 2020. – No. 3. – P. 50–53.

11. Berdiev D.M. Improving the Wear Resistance of Gear Teeth by Cyclic Quenching with Inductive Heating / D.M. Berdiev, A.A. Yusupov // *Russian Engineering Research.* – 2020. – Vol. 40. – No. 6. – P. 473–475.

12. Konstantinov, V.M. *Elektrohimikotermicheskaya obrabotka krepzhnyh elementov pochvoobrabatyvayushchih mashin* [Electrochemical treatment of fasteners of tillage machines] / V.M. Konstantinov, G.A. Tkachenko, I.S. Sushko // *Metallurgiya: respublikanskij mezhdzvedomstvennyj sbornik nauchnyh trudov = Metallurgy: republican interdepartmental collection of scientific papers.* – Minsk: BNTU Publ., 2008. – Vol. 31. – P. 358–371.

13. Konstantinov, V.M. *Uprochnenie bystroiznashivaemyh detalej pochvoobrabatyvayushchih plugov nitrocementaciej s lokal'nym ciklicheskim indukcionnym nagrevom* [Hardening of quick-wear parts tillage plows a nitrocarburizing with local cyclic induction heating] / V.M. Konstantinov, G.A. Tkachenko // *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya = Strengthening technologies and coatings.* – 2011. – No. 2. – P. 44–50.

Поступила 08.11.2021

Received 08.11.2021

The collection contains materials in the field of metallurgy of ferrous and non-ferrous metals and alloys, foundry, materials science and metallurgy in metallurgy and mechanical engineering. At the same time, both modern issues and development trends of these industries are considered, as well as the results of our own research aimed at improving the quality of metal products, improving technological modes and creating new technologies.

The results of theoretical and practical research are used and implemented in the conditions of metallurgical and machine-building enterprises of the republic.

Designed for engineering and technical and scientific workers, teachers, graduate students, undergraduates and university students of the relevant profile.

В сборнике представлены материалы в области металлургии черных и цветных металлов и сплавов, литейного производства, материаловедения и металловедения в металлургии и машиностроении. При этом рассмотрены как современные вопросы и тенденции развития указанных производств, так и результаты собственных исследований, направленных на повышения качества металлопродукции, совершенствование технологических режимов и создание новых технологий.

Результаты теоретических и практических исследований используются и внедряются в условиях металлургических и машиностроительных предприятий республики.

Предназначен для инженерно-технических и научных работников, преподавателей, аспирантов, магистрантов и студентов вузов соответствующего профиля.

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

Выпуск 42

Подписано в печать 01.12.2021. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 15,75. Уч.-изд. л. 12,32. Тираж 100. Заказ 733.

Издатель и полиграфическое исполнение: Белорусский национальный технический университет.

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя
печатных изданий № 1/173 от 12.02.2014. Пр. Независимости, 65. 220013, г. Минск.