

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ
Белорусский национальный технический университет

МЕТАЛЛУРГИЯ

РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 40

Минск
БНТУ
2019

УДК 669(082)

ББК 34.3я5

М54

Металлургия : Республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск: БНТУ, 2019. – Вып. 40. – 224 с.

В сборнике представлены материалы в области металлургии, литейного производства черных и цветных металлов и сплавов, материаловедения, металловедения и термической обработки металлов и сплавов. Рассмотрены вопросы математического моделирования технологических процессов, повышения качества и улучшения свойств деталей и конструкций, исследованы и усовершенствованы технологии получения отливок и изделий, определены перспективные направления создания новых материалов, технологий и оборудования.

Результаты исследований нашли применение в условиях металлургических и машиностроительных производств республики.

Предназначен для инженерно-технических и научных работников, преподавателей и студентов вузов соответствующего профиля.

Р е д а к ц и о н н а я к о л л е г и я :

И. А. Иванов (гл. редактор), *Б. М. Неменёнок* (зам. гл. редактора),
И. А. Трусова (отв. секретарь), *К. Е. Белявин*,
А. С. Калиниченко, *В. М. Константинов*, *А. М. Лазаренков*,
Е. И. Марукович, *Ф. И. Пантелеенко*

Р е ц е н з е н т ы :

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

© Белорусский национальный
технический университет, 2019

УДК 669.046

Л.В. ТРИБУШЕВСКИЙ,
Б.М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук,
Г.А. РУМЯНЦЕВА, канд. техн. наук,
А.В. АРАБЕЙ, канд. техн. наук,
И.Б. САЛЕНКО (БНТУ)

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ ИЗ НИЗКОСОРТНЫХ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ

Разнообразие отходов алюминиевых сплавов, подлежащих переработке, требует их тщательной предварительной подготовки и сортировки с целью получения продукции с высокой добавленной стоимостью. Наиболее часто встречающиеся отходы алюминия и его сплавов содержат в своем составе промасленную бумагу, теплоизолирующую пену, пластик, керамику и стекло. С введением обязательной сортировки бытовых отходов возросла доля лома и отходов алюминия 4 сорта класса Г, содержащего бутылочные пробки, водочные дозаторы, металлические банки из-под напитков (рисунок 1), при производстве которых используются пищевые алюминиевые сплавы высокой степени чистоты. На рисунке 1 представлены образцы отходов 4 сорта класса Г.



Рисунок 1 – Образцы отходов алюминия 4 сорта класса Г

Для переработки таких отходов на ООО «НПФ "Металлон"» была предложена схема их подготовки и плавки (рисунок 2), с получением алюминиевых гранул по «сухой» технологии.

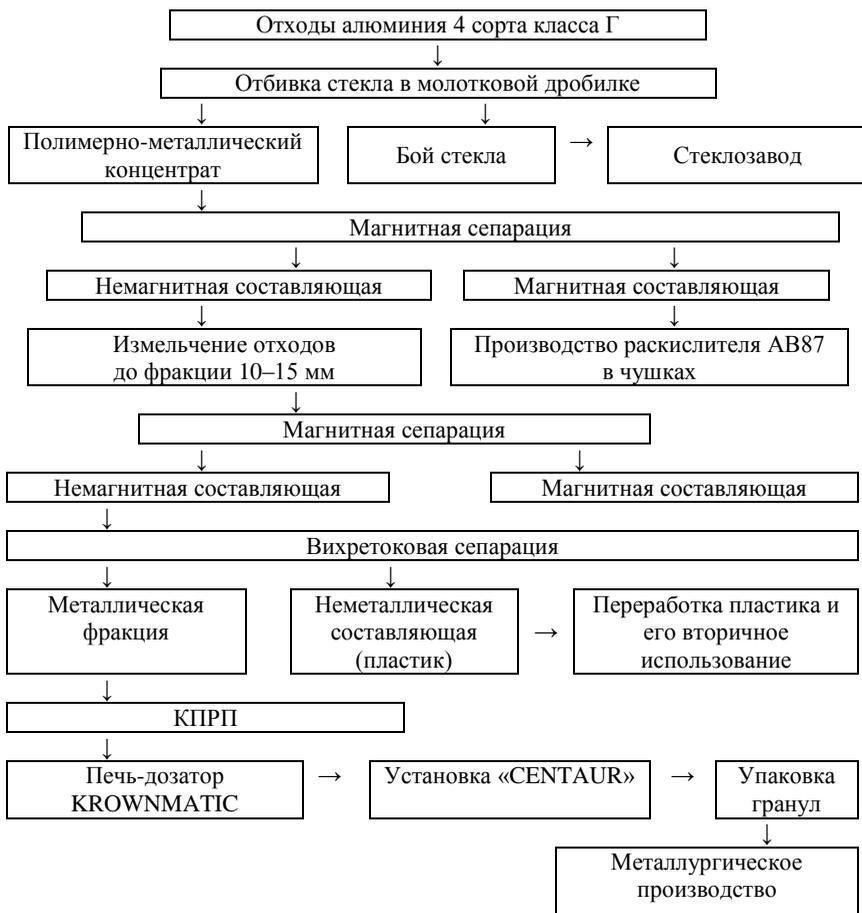


Рисунок 2 – Схема подготовки и переработки отходов алюминия 4 сорта класса Г по безотходной технологии

На первой стадии подготовки отходы алюминия подвергали обработке в молотковой дробилке для отбивки стекла. В дальнейшем полимерно-металлический концентрат проходил магнитную сепарацию.

рацию на установке с постоянными магнитами, отсортированную магнитную составляющую использовали в составе шихты при производстве чушкового раскислителя. Немагнитная часть отходов поступала в шредерную установку для измельчения до фракции 10–15 мм, которую в дальнейшем подвергали магнитной и вихревой сепарациям. Вихревую сепарацию проводили с использованием ленточного конвейера с многополюсным магнитным ротором. При вращении многополюсной магнитной системы в металлических частицах индуцировались вихревые токи, которые, в свою очередь, создавали магнитное поле, противоположное по направлению роторной магнитной системе. В результате взаимодействия магнитных полей металлические частицы, содержащиеся в немагнитной фракции, выбрасывались из движущегося потока и отделялись от неэлектропроводящей фракции. Извлеченную металлическую немагнитную фракцию использовали в дальнейшем в качестве компонента шихты при плавке в короткопламенной роторной печи (КРП), Немагнитная фракция, состоящая преимущественно из пластика, подлежала переработке с получением гранул вторичного пластика, реализуемого потребителям.

После расплавления измельченного и очищенного алюминия в КРП, расплав переливали в печь-дозатор «KROWN MATIC», где выдерживали при температуре 740–760 °С в течение 3-х часов, а потом по подогретому лотку металл подавали в металлоприемник установки «CENTAUR», в нижней части которого размещались специальные отверстия для вытекания расплава. Образование капель, то есть обрыв струи расплава, происходил за счет ударного механизма. В зависимости от интенсивности его работы размеры получаемых гранул изменяли в диапазоне 5–10 мм. Гранулы из капель расплава формировались на поверхности вращающегося водоохлаждаемого стола, а удаление готовых гранул производили потоком сжатого воздуха [1].

Алюминиевые гранулы, отлитые по «сухой» технологии из отходов 4 сорта, соответствовали по составу АВ87 и имели несколько большие размеры по сравнению с алюминиевой дробью, полученной охлаждением капель расплава в воде [2]. На рисунке 3 показана завершающая стадия получения «сухих» гранул и образцы готовой продукции.



a



б

Рисунок 3 – Завершающая стадия получения «сухих» гранул (*a*) и алюминиевые гранулы, готовые к отгрузке (*б*)

С использованием такой схемы подготовки отходов алюминия была изготовлена опытная партия алюминиевых гранул АВ87 по «сухой» технологии массой 5 т для поставки на Молдавский металлургический завод, где были проведены производственные испытания данных гранул.

Сравнительная информация с указанием качественных характеристик предлагаемого ООО «НПФ "Металлон"» гранулированного алюминия марки АВ 87 и применяемых в действующей технологии Молдавского металлургического завода (ММЗ) алюминиевых гранул приведена в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Сравнительная характеристика алюминиевых гранул

| Материал | НТД | Фракционный состав, мм | Химический состав, % | | | | | | |
|-------------------------------------|-------------------------------|------------------------|----------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | | | Al+Mg (не <) | Mg | Cu | Zn | Si | Pb | Sn |
| Алюминиевые гранулы (используемые) | ЗТУ.001-01-2009 | 4–6 | 87 | 3,0 | 3,8 | 3,3 | 5,0 | 0,3 | 0,2 |
| | Протокол № 347 от 25.07.17 г. | н/д | 93,1 | 0,4 | 1,1 | 0,9 | 4,4 | 0,1 | 0,03 |
| | | | 90,5 | 1,0 | 1,0 | 1,2 | 6,2 | 0,1 | 0,03 |
| Алюминиевые гранулы АВ 87 (опытные) | Сертификат качества | 5–8 | 96,8–97,58 | 0,02–0,07 | 0,12–0,32 | 0,11–0,25 | 0,58–0,94 | 0,02–0,03 | 0,01–0,02 |
| | Протокол № 704 от 13.10.17 г. | – | 97,1 | 0,1 | – | – | – | – | – |

Таблица 2 – Фракционный состав алюминиевых гранул

| Диаметр сита, мм | Проход через сито, % | Остаток на сите, % |
|------------------|----------------------|--------------------|
| 8,0 | 83,2 | 16,8 |
| 5,6 | 0 | 83,2 |

При визуальном осмотре опытного материала работниками ММЗ отмечено, что гранулы преимущественно имеют сферическую форму. Наличие в опытном материале вытянутых гранул с нитями алюминия и спаяк гранул, что является характерным для применяемого дробленого алюминия, не зафиксировано.

Опытный материал загружался в силос инжекционной установки «ASIS» при помощи крана печного пролета. Алюминиевые гранулы марки АВ87 инжестировали в струю металла в момент выпуска из ДСП, в соответствии с требованиями действующей технологии. Опытный материал использовали взамен применяемого аналогичного материала (Al дробл.) при производстве низкоуглеродистого сортамента стали с расходным коэффициентом 0,96 относительно нормы на используемый материал.

Процесс выплавки и внепечной обработки стали на установке «печь-ковш» (УПК) опытных серий плавков с использованием гра-

нулированного алюминия марки АВ87 осуществляли в соответствии с требованиями действующей технологии.

В ходе проведения работы контролировали следующие параметры:

- температуру и окисленность металла перед выпуском из ДСП;
- расход опытного материала в момент выпуска из ДСП;
- расход легирующих элементов;
- температуру металла в начале обработки опытных плавков на

УПК;

- содержание алюминия в металле перед обработкой на УПК;
- коэффициент усвоения основных легирующих элементов;
- замечания по работе инжекционной установки «ASIS»;
- качество литых заготовок опытных серий плавков.

Опытные алюминиевые гранулы использовали в действующей технологии предварительного раскисления металла на выпуске из ДСП при выплавке низкоуглеродистого сортамента стали. При загрузке опытного материала в силос инжекционной установки «ASIS» замечаний не выявлено.

В качестве сравнительных данных использовали информацию по производству аналогичного сортамента стали в январе-феврале 2018 года. Сравнительные технологические показатели процесса производства опытных и контрольных плавков при использовании в технологии предварительного раскисления стали на выпуске из ДСП гранулированного алюминия марки АВ87 и А1 дроб. приведены в таблице 3.

Из данных таблицы 3 следует:

- близкие технологические показатели на выпуске из ДСП металла контрольных и опытных плавков (температура стали, окисленность, удельный расход алюминийсодержащих материалов для предварительного раскисления стали и FeSi 65);

- близкие показатели температуры жидкого металла в начале процесса внепечной обработки на УПК контрольных и опытных плавков, а также при непрерывном литье заготовок (НЛЗ);

- близкий расчетный удельный расход чистого алюминия, отданного в стальной ковш с раскислителями (Al шлак, Al пор., Al дробл., гран. алюминий АВ 87) при производстве контрольных и опытных плавков, который соответственно составил – 0,88 и 0,87 кг/т;

- близкие по величинам содержания углерода, кремния, алюминия и серы в НЛЗ контрольных и опытных плавков;

- более низкий расход MnC 17 при внепечной обработке на УПК опытных плавков по сравнению с контрольными (на 0,8 кг/т), полученный по причинам:

1) более низкое содержание Mn в НЛЗ опытных плавков (на 0,01 %, что соответствует расходу MnC 17 \approx 0,16 кг/т стали);

2) применение в период испытаний опытного материала MnC 17 с меньшим содержанием Mn (71,7 % вместо 73,2 % для контрольных плавков);

- более высокий общий расход FeSi 65 на опытных плавках по сравнению с контрольными (на 0,26 кг/т), что связано с повышенным расходом MnC 17 и большим количеством внесенного с ним в металл Si;

- близкие коэффициенты усвоения Mn и Si в металле контрольных и опытных плавков.

Таблица 3 – Сравнительные технологические показатели плавков

| Наименование показателя | Значение | | |
|---|-------------|---------|----------------------------------|
| | Контрольные | Опытные | Δ (опытные – контрольные) |
| 1 | 2 | 3 | 4 |
| Количество плавков, шт. | 23 | 16 | |
| Средний вес плавки (годный), т | 117,7 | 117,5 | -0,2 |
| Выпуск металла из ДСП: | | | |
| - температура стали, °С | 1614 | 1635 | +21 |
| - окисленность металла, ppm | 1134 | 1186 | +52 |
| - удельный расход Al дроб., кг/т | 0,83 | – | – |
| - удельный расход Al дроб. Бел., кг/т | – | 0,79 | – |
| - удельный расход FeSi 65, кг/т | 2,17 | 2,20 | +0,03 |
| - удельный расход MnC, 17, кг/т | 3,98 | 4,46 | +0,48 |
| Обработка на УПК: | | | |
| - температура стали в начале обработки, °С | 1556 | 1563 | +7 |
| - содержание Al в первой пробе, % | 0,0024 | 0,0025 | +0,0001 |
| - содержание Mn в первой пробе, % | 0,309 | 0,318 | +0,009 |
| - содержание Si в первой пробе, % | 0,057 | 0,049 | -0,008 |
| - удельный расход материалов, кг/т, в т.ч.: | | | |

Окончание таблицы 3

| 1 | 2 | 3 | 4 |
|---|--------|--------|--------|
| - Al шлак | 0,04 | 0,14 | +0,1 |
| - Al порошок | 0,47 | 0,26 | -0,21 |
| - FeSi 65 | 0,87 | 1,1 | +0,23 |
| - MnC 17 | 1,28 | 0,48 | -0,8 |
| Общий расход материалов, кг/т, в т.ч.: | | | |
| - FeSi 65 | 3,04 | 3,30 | +0,26 |
| - MnC 17 | 5,26 | 4,94 | -0,32 |
| Расчетный удельный расход чистого Al, отданного с материала в ковш (Al дроб. \approx 92 %, Al дроб. Бел. \approx 97 %, Al шлак \approx 37 %, Al порошок \approx 21 %), кг/т | 0,88 | 0,87 | -0,01 |
| Содержание основных элементов в готовой стали, %, в т.ч.: | | | |
| - C | 0,054 | 0,058 | +0,004 |
| - Mn | 0,360 | 0,351 | -0,009 |
| - Si | 0,070 | 0,067 | -0,003 |
| - Al | 0,0025 | 0,0025 | 0 |
| - S | 0,006 | 0,006 | 0 |
| Коэффициент усвоения основных элементов (ДСП-НЛЗ), %, в т.ч.: | | | |
| - Mn | 84,7 | 86,9 | +2,2 |
| - Si | 21,5 | 19,4 | -2,1 |

Таким образом, при условии экономической целесообразности (с учетом полученного расчетного коэффициента замены), опытный гранулированный Al марки АВ87 может быть использован в действующей технологии предварительного раскисления металла на выпуске из ДСП при производстве низкоуглеродистого сортамента стали, а реализация безотходной технологии переработки низкосортных отходов алюминия позволит получить значительный экономический и экологический эффект.

Список литературы

1. Трибушевский, Л.В. Гранулирование алюминия по «сухой» технологии / Л.В. Трибушевский // Литье. Металлургия 2019: материалы XV Междунар. науч.-практ. конф., Запорожье, 21–23 мая

2019 г / Запорож. торг. пром. палата: под ред. О.И. Пономаренко. – Запорожье: А.А. Тандем, 2019. – С. 203–205.

2. Особенности раскисления стали алюминием / В.Л. Трибушевский [и др.] // *Металлургия: Респ. межвед. сб. науч. тр.* – Минск: БНТУ, 2014. – Вып. 35. – С. 3–8.

УДК 661.888.1

Б.М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук,
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
Н.В. ЗЫК, канд. хим. наук,
В.А. ШЕЙНЕРТ,
В.О. ЛИСОВСКИЙ (БНТУ)

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ВАНАДИЯ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ

Анализ литературных и интернет источников показывает тенденцию более широкого использования ванадия как легирующего элемента при получении качественных литейных железоуглеродистых сплавов. Ранее выполненные исследования показали перспективность использования в качестве легирующего материала отходов, содержащих в своем составе ванадий (шлакометаллическая фракция и отходы дробеочистки котлов ТЭЦ) [1, 2]. Так как в рассмотренных вторичных материалах ванадий находится в оксидной фазе, то был проведен анализ вариантов его восстановления в процессе получения сплавов и лигатур.

Известно [3], что ванадий, например, в шлаках существует в зависимости от температуры и концентрации компонентов в виде V_2O_3 , VO_2 и др. При этом он находится в виде трехвалентного оксида, большая часть которого входит в состав сложного шпинелида.

Был проведен термодинамический анализ различных методов восстановления ванадия.

В общем виде процесс восстановления газами (косвенное восстановление) протекает по следующей реакции:



Для обеспечения полного восстановления металла необходимо определенное количество CO, но при этом состав газовой смеси должен быть восстановительным. Условием полного косвенного восстановления соответствует выражение для константы реакции (1):

$$K_1 = \frac{\%CO_2}{\%CO} = \frac{1}{n_{\min}^{-1}}; \quad (2)$$

$$n_{\min} = 1 + \frac{1}{K_1}, \quad (3)$$

где n_{\min} – минимальное количество молей восстановителя CO.

Анализ данного условия показывает, что методом косвенного восстановления можно получать металлы из оксидов первой и второй групп. Для третьей группы (трудновосстановимые) невозможно создать условия для получения равновесного состава газовой фазы, которая содержала бы 100 % CO.

Произвели расчеты равновесного состава газовой фазы на примере косвенного восстановления никеля и ванадия при температуре 1873 К (таблица 1).

Таблица 1 – Расчеты равновесного состава газовой фазы на примере косвенного восстановления Ni и V

| Восстановительная реакция | $\lg K = \frac{A}{T} + B$ | $\lg K_1$ | K_1 | Количество восстановителя CO, % |
|-----------------------------|-----------------------------------|-----------|---------------------|---------------------------------|
| $NiO + CO = Ni + CO_2$ | $\lg K_1 = \frac{2254}{T} + 0,42$ | 0,7 | 5,01 | 16 |
| $V_2O_3 + 3CO = 2V + 3CO_2$ | $\lg K_2 = \frac{5364}{T} + 0,01$ | -2,87 | $1,5 \cdot 10^{-3}$ | 99,8 |

Анализ полученных результатов свидетельствует, что, например, никель относится к первой группе металлов, а ванадий – к третьей. Это означает, что для восстановления ванадия косвенным методом в системе требуется обеспечить практически 100 % CO. В реальных условиях такой состав газовой фазы создать невозможно.

В металлургии широко используется процесс восстановления металлов твердым углеродом, который протекает через газовую фазу по следующей основной реакции:



Поскольку для промежуточных реакций данного процесса газовая фаза состоит из одних и тех же компонентов (CO_2 и CO), то условием равновесия реакции (4) является одинаковый состав газовой смеси $\text{CO}_2 - \text{CO}$ в данной системе. Поэтому при фиксированном давлении в системе температура, при которой реакция (4) находится в равновесии, имеет строго определенное значение. Ее называют температурой начала восстановления ($T_{\text{н.в.}}$) металла из оксида твердым углеродом. В металлургических расчетах используют несколько методов определения температуры начала восстановления.

В работе использовали аналитический метод расчета, основанный на том, что температура начала восстановления ($T_{\text{н.в.}}$) металла твердым углеродом соответствует температуре, при которой химическое сродство восстанавливаемого металла к кислороду и химическое сродство углерода к кислороду одинаково [4]. При условии, когда металл, оксид и углерод являются твердой фазой, их активности равны единице и химическое сродство металла и углерода к кислороду оценивается величиной ΔG_0 для реакций образования MeO и CO . Величину $T_{\text{н.в.}}$ находили, используя выражение

$$T_{\text{н.в.}} = M_2 - M_1/N_1 - N_2. \quad (5)$$

Значения коэффициентов M_1 , M_2 , N_1 и N_2 брали из таблиц температурной зависимости ΔG_0 для соответствующих реакций окисления металла и углерода.

По данному методу были выполнены расчеты температуры начала восстановления никеля и ванадия из оксидов твердым углеродом. Установлено, что температура начала восстановления никеля твердым углеродом невысокая и составляет 475°C , а для ванадия этот показатель в 2,5 раза выше (1262°C).

Одним из методов извлечения ванадия из оксидной фазы является металлотермическое восстановление. В качестве восстановителя широко используется алюминий, имеющий высокое сродство к кисло-

роду. Процесс сопровождается выделением значительного количества тепла, за счет которого и обеспечивается формирование слитка восстановленного металла либо сплава. Известно, что для успешного течения алюмотермического процесса без внешнего подогрева необходимо, чтобы приход тепла составлял не менее 2300 Дж/г смеси. Выполненные расчеты показали (рисунок 1), что термичность восстановительной смеси на основе V_2O_5 высокая и составляет 4564 Дж/г. Это означает, что данный элемент легко можно восстановить даже не используя предварительный подогрев смеси.

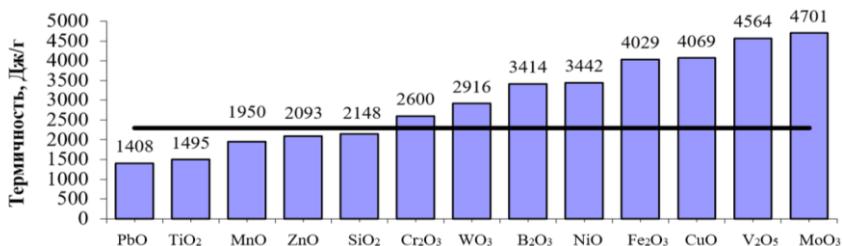
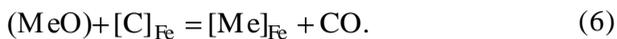


Рисунок 1 – Расчетные значения термичности восстановительных смесей на основе оксидов металлов

Широкое распространение получил также метод легирования железоуглеродистых сплавов через шлаковую фазу [5]. Восстановление металла осуществляется в процессе плавки в основном за счет углерода, растворенного в жидком железе. В общем виде такой процесс можно представить в виде реакции:



Эффективность процесса легирования через шлаковую фазу может быть оценена величиной степени усвоения элемента (Φ), равной отношению количества усвоенного расплавом элемента к количеству элемента, введенного в добавку. С учетом коэффициента распределения между шлаком и металлом и кратности шлака степень усвоения рассчитывается по формуле:

$$\Phi = \frac{1}{1 + L_{\text{Me}} S} \cdot 100, \% \quad (7)$$

где Φ – степень усвоения элемента; S – кратность шлака; L_{Me} – коэффициент распределения элемента между шлаком и металлом, который в свою очередь определяется по формуле:

$$L_{\text{Me}} = \frac{X_{\text{MeO}}}{[\% \text{Me}]}, \quad (8)$$

где X_{MeO} – мольная доля оксида легирующего элемента в шлаке; $[\% \text{Me}]$ – концентрация легирующего элемента в металлическом расплаве

Для случая, когда $P_{\text{CO}} = 1$ атм., $a_{[\text{C}]} = 1$ (для высокоуглеродистого сплава) константа реакции (6) имеет следующий вид –

$$K = \frac{f_{[\text{Me}]} \cdot [\% \text{Me}]}{\gamma_{(\text{MeO})} \cdot X_{\text{MeO}}}. \quad (9)$$

Тогда коэффициент распределения L_{Me} определяется на основании формулы (9).

Значение коэффициента активности компонента $f_{[\text{Me}]}$ в чугунах рассчитывается через параметры взаимодействия, а данные по $\gamma_{(\text{MeO})}$ берутся из справочных таблиц.

Константа реакции (6) рассчитывается с использованием Энергии Гиббса (ΔG), которая в свою очередь определяется с учетом промежуточных реакций и фазовых переходов [5].

Ниже представлены результаты термодинамических расчетов процесса восстановления ванадия и никеля через шлаковую фазу за счет углерода, растворенного в жидком железе.

Результаты расчетов ΔG_0 и $\lg K$ реакции (6) для ряда оксидов легирующих элементов с углеродом в чугунах и обобщенные результаты расчетов выполненные для температуры 1400 °С представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Расчетные значения ΔG_0 , $\lg K$ реакций и обобщенные результаты термодинамических расчетов восстановления ванадия и никеля при 1400 °С

| Реакции | ΔG_0 , Дж/моль | $\lg K$ | Констан- та реак- ции | Коеф. распре- деления L_{Me} | Степень восстанов- ления Φ_{Me} , % |
|---|---------------------------|-------------------|-----------------------------|---|---|
| $NiO_{TB} + [C]^{Fe} = [Ni]^{Fe} + CO_{\Gamma}$ | $100865,6 - 174,4T$ | $-5280,9/T + 9,1$ | 912010 | $3,5 \cdot 10^{-7}$ | 99,9 |
| $V_2O_{3TB} + 3[C]^{Fe} = 2[V]^{Fe} + 3CO_{\Gamma}$ | $753783 - 448T$ | $-39352/T + 23,4$ | 0,3 | $1,19 \cdot 10^{-2}$ | 99,8 |

Выполненные термодинамические расчеты подтвердили возможность эффективного восстановления ванадия в процессе плавки железоуглеродистых сплавов.

Таким образом, проведенный термодинамический анализ различных способов восстановления ванадия показал, что рациональной технологией извлечения данного легирующего элемента из оксидной фазы в зависимости от его концентрации в исходном материале является внепечная металлотермия и легирование через шлаковую фазу.

Список литературы

- 1. Довгопол, В.И.** Новые пути использования конвертерного ванадиевого шлака / В.И. Довгопол, Бержит Л.И. // Тр. Уральского НИИ черных металлов. – Свердловск, 1968. – С. 178–183.
- 2. Перспективы** использования ванадийсодержащих отходов для легирования железоуглеродистых сплавов / А.Г. Слуцкий [и др.] // Литье. Металлургия 2019: материалы XV МНПК. – Запорожье, 2019. – С. 188–189.
- 3. Ровнушкин, В.А.** Закономерности прямого легирования стали ванадием / В.А. Ровнушкин, Г.А. Топорищев, Ф.С. Раковский. – Изв. вузов. Черная металлургия, 1979. – № 10. – С. 11–14.
- 4. Казачков, Е.А.** Расчеты по теории металлургических процессов / Е.А. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – 288 с.
- 5. Трубицкий, Р.Э.** Технологии получения чугунных и алюминиевых отливок двигателей внутреннего сгорания при использовании в

шихте вторичного сырья : автореферат дис. ... канд. техн. наук : 05.16.04 / Р. Э. Трубицкий; Белорус. нац. техн. ун-т. – Минск: [б. и.], 2014. – 22 с.

б. 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.

УДК 621.311

**С.М. КАБИШОВ, канд. техн. наук (Мин. пром. РБ),
П.Э. РАТНИКОВ, канд. техн. наук (БНТУ)**

ПРИНЦИПИАЛЬНАЯ СХЕМА НАГРЕВАТЕЛЬНЫХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ПЕЧЕЙ С НИЗКОЙ ЭМИССИЕЙ NO_x

При сжигании топлива (например, природный газ в высокотемпературных технологических установках) в качестве окислителя используется кислород воздуха. Основные тепловые потери в таких установках определяются температурой и количеством уходящих газов. Учитывая, что воздух на 79 % состоит из азота, теплота, выделяющаяся при сжигании топлива, частично расходуется на нагрев азота, поступающего в составе воздуха горения. В результате получаем высокие потери с уходящими газами (перерасход топлива на подогрев азота, тепловое загрязнение атмосферы), значительное количество NO_x в уходящих газах.

Частично данные потери можно уменьшить путем рекуперации теплоты уходящих газов с целью подогрева воздуха, идущего на горение. Но и в этом случае за счет большого объема продуктов сгорания, в которых более 79 % азота, теряется до 30–40 % и более теплоты.

Применение кислорода в качестве окислителя при сжигании вместо атмосферного воздуха имеет следующие экологические преимущества [1–3]:

- повышенное содержание кислорода приводит к увеличению температуры сгорания и количества тепла, передаваемого технологическому процессу, что способствует уменьшению доли несгорев-

шого (неполностью сгоревшего) топлива и повышению КПД с одновременным сокращением выбросов NO_x ;

- поскольку атмосферный воздух на 79 % состоит из азота, переход к кислородному сжиганию приводит к соответствующему сокращению массового расхода подаваемых и отходящих газов;

- тот же фактор способствует сокращению выбросов NO_x , поскольку количество азота в камере существенно снижается;

- сокращение массового расхода дымовых газов может привести к снижению требуемой мощности газоочистных систем (например, пылеулавливающего оборудования или систем очистки дымовых газов от NO_x , если необходимость в таких системах сохраняется) и соответствующего энергопотребления;

- при производстве кислорода на самом предприятии образующийся азот может быть использован в производственном процессе, например, в системах безопасности, при создании нейтральной атмосферы там, где окислительная атмосфера может привести к нежелательным реакциям (например, пирофорным реакциям в цветной металлургии).

Производство кислорода из атмосферного воздуха требует значительных энергозатрат, которые должны учитываться при любых энергетических расчетах. Цены на кислород, закупаемый у внешних поставщиков, достаточно высоки, а собственное производство этого газа связано со значительным расходом электроэнергии. Капитальные затраты на установку воздухоразделительного оборудования также значительны и оказывают существенное влияние на экономическую эффективность сжигания в кислородной атмосфере. В некоторых условиях переход к кислородному дутью может привести к повышению общего КПД процесса (с учетом энергозатрат на производство кислорода в пересчете на первичную энергию). Однако в других случаях энергозатраты на производство кислорода могут оказаться равными объемам энергосбережения за счет кислородного дутья или даже превысить их. Эта ситуация является типичной при сравнении общего КПД печей и котлов с кислородным дутьем с аналогичными характеристиками регенеративных печей и котлов с подковообразным пламенем (торцевыми горелками).

Сравнение существующих технологий производства кислорода с энергетической точки зрения показывает явное преимущество мембранного способа (таблица 1) [4].

Таблица 1 – Сравнительный анализ энергетических затрат при осуществлении разделения атмосферного воздуха различными способами

| Способ | Содержание кислорода в смеси, % | Энергетические затраты на получение 1 т эквивалентно чистого кислорода, МДж | Энергетические затраты на получение 1 м ³ кислорода при атмосферном давлении, кДж/м ³ |
|---------------------------|---------------------------------|---|---|
| Криогенный | 50 | 1440 | 2059 |
| Криогенные с конденсацией | 90 | 3940 | 5634, 2 |
| Адсорбционный | 90 | 1980 | 2831,4 |
| Мембранный | 37,5 | 750 | 1072,5 |

К явным достоинствам мембранного способа разделения атмосферного воздуха следует отнести:

- низкие капитальные затраты за счет отсутствия сложных аппаратов, работающих при высоких давлениях и в условиях низких температур;
- незначительные эксплуатационные затраты;
- быстрый запуск, выход аппарата на рабочий режим и остановка процесса;
- непрерывность процесса разделения (отсутствие необходимости разогрева для восстановления эксплуатационных параметров);
- простота использования в сложных технологических процессах благодаря модульности аппаратов и простоте управления.

Высокое обогащение воздуха горения кислородом для нагревательных, термических печей и котлов приводит к необходимости реконструкции отдельных узлов агрегатов, что приводит к увеличению капитальных затрат. Так как нормы техники безопасности не допускают использование в одном агрегате технических масел и кислорода, то требуется выносить за пределы цеха воздухозаборник и смеситель, где к воздуху будет добавляться кислород. Вместе с тем следует отметить эффективность применения мембранного способа получения кислорода с невысокой концентрацией кислорода в получаемой газовой смеси (около 25–40 %) [5], который к тому же является наименее энергозатратным.

На основании приведенных соображений нами разработана принципиальная схема использования кислорода в промышленных тепловых установках с низкой эмиссией оксидов азота. Схема представлена на рисунке 1.

С целью уменьшения тепловых потерь с уходящими газами и снижения количества NO_x предлагается использовать технологию сжигания топлива с воздухом, обогащенным кислородом. Для решения поставленной задачи предлагается использовать мембранную установку (предлагается использовать керамические мембраны) для разделения воздуха.

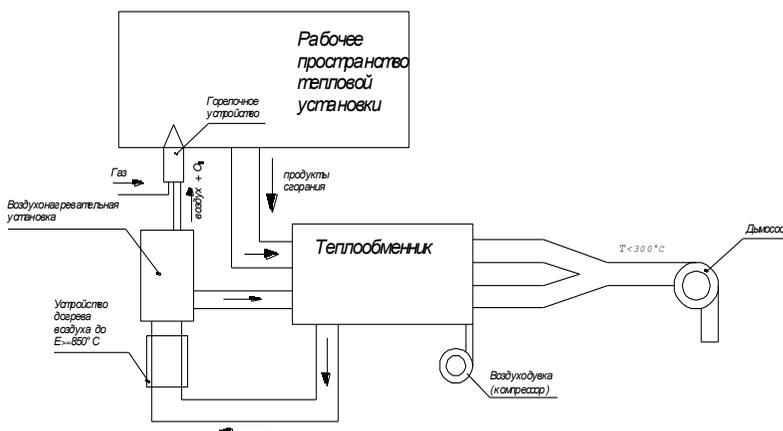


Рисунок 1 – Принципиальная схема тепловой установки (печи) с низкой эмиссией оксидов азота и дутьем, обогащенным кислородом

При разделении воздуха в мембранной установке получаем смесь с содержанием около 40 % кислорода и 60 % азота. Для функционирования данных установок необходимо, чтобы подаваемый на разделение воздух был подогрет до $T = 800\text{--}850\text{ }^\circ\text{C}$.

Воздух при помощи воздуходувки (компрессора) подается в рекуперативный теплообменник. В данном теплообменнике подогрев воздуха осуществляется за счет теплоты азота из воздухоразделительной установки ($T_{\text{N}_2} \approx 800\text{ }^\circ\text{C}$) и теплоты газов, уходящих из рабочего пространства технологической установки ($T \approx 800\text{--}1000\text{ }^\circ\text{C}$). В случае если в рекуператоре воздух не догревается до необходи-

мых температур (а это всегда будет иметь место в отопительных котлах), используется дополнительный нагреватель, размещенный перед мембранной установкой.

После разделения получаемый кислород (обогащенная кислородом смесь) подается в горелочное устройство. В результате возрастает температура факела, что способствует интенсификации лучистого теплообмена в рабочем пространстве высокотемпературной технологической установки, уменьшается количество продуктов сгорания и количество NO_x , сокращается расход топлива.

Список литературы

1. Использование кислорода и обогащенного кислородом воздуха в нагревательных печах, колодцах, стендах разогрева сталеразливочных ковшей / И.Н. Карп [и др.] // Энерготехнологии и ресурсосбережение. – 2012. – № 3. – С. 18–29.

2. Технико-экономическая эффективность использования дутья, обогащенного кислородом, в отопительных котлах малой мощности. Сообщение 1. Моделирование тепловой работы котлов / С.М. Кабишов [и др.] // Энергетика. Изв. вузов и энергетич. объедин. СНГ. – 2013. – № 6. – С. 67–86.

3. Энергетический эффект от использования кислорода для обогащения воздуха горения в газопотребляющих агрегатах / В.И. Тимошпольский [и др.] // Metallургическая теплотехника: Сб. науч. тр. НМетАУ. – Днепропетровск: Новая идеология – 2013. – Вып. 5 (20) – С. 20–22.

4. Повышение экономической эффективности процессов топливных теплоэнергетических установок путем обогащения технологического воздуха кислородом / М.В. Мищенко, В.А. Маслов, О.Л. Дзюбенко «Современные научные исследования и инновации». – Ноябрь 2011 [Электронный ресурс] URL: <http://web.snauka.ru/issues/2011/11/5024>.

5. Интенсификация тепловых процессов в высокотемпературных установках на примере нагревательных печей РУП «БМЗ» путем обогащения воздушной смеси кислородом / С.М. Кабишов [и др.] // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – Спецвыпуск. – С. 218–221.

И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,
С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук,
Н.Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ)

ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ В ВЫСОКОМОЩНЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧАХ. СООБЩЕНИЕ 1. АНАЛИЗ МЕТОДОВ ОЧИСТКИ ГАЗОВ

Электросталеплавильное производство получило достаточно широкое распространение на металлургических мини-заводах, на предприятиях машиностроительного производства, на специализированных электрометаллургических комбинатах, также в ряде случаев дуговые сталеплавильные печи (ДСП) применяют на предприятиях с полным металлургическим циклом. Несмотря на широкий диапазон емкости печей, для всех ДСП характерно изменение газопылевых выбросов (объема выбросов, дисперсного и химического состава пыли, ее плотности и др.) в зависимости от технологического режима (периодов работы печи), способа отвода отходящих газов, состава используемой металлошихты и других параметров [1]. Например, по данным указанной работы количество газов на 1 т стали составляет 135–335 м³/ч. Содержание пыли в «первичных» (неразбавленных воздухом) газах находится на уровне 5–10 г/м³ при плавлении и 20–50 г/м³ в окислительный период. В состав газовых выбросов входят CO, CO₂, N₂, NO, NO₂, NH₃, CN, кислород и его летучие соединения с компонентами сплава и примесями фосфора, серы, и др. В итоге количество выделяемой пыли изменяется в достаточно широких пределах – от 6 до 25 кг/т стали.

Следует отметить, что плавильная пыль является наиболее опасным токсичным веществом вследствие предельно малого размера частиц (менее 1 мкм) и химического состава, в основе которого оксиды многих тяжелых металлов. В системах газоочистки улавливается 70–90 % общей массы выбросов плавильной пыли, которая может подвергаться рециклингу в окомкованном виде или использоваться в качестве ценного вторичного сырья, что позволит окупить установку любого самого высокоэффективного пылеулавливающего устройства [2].

Основными способами очистки отходящих от ДСП газов являются:

- сухая очистка (с использованием рукавных фильтров и электрофильтров);
- мокрая очистка (с использованием скрубберов Вентури).

Каждый из способов имеет свою область применения, недостатки и преимущества.

В соответствии с работой [1] «мокрая очистка газов ДСП целесообразна при наличии замкнутой системы оборотного водоснабжения. Кроме того, установка мокрой очистки становится вынужденной при отсутствии свободных площадей для рукавных фильтров». Очевидно, что в этом случае также требуются дополнительные затраты на сооружение цикла очистки воды и обезвоживания шлама для дальнейшего использования; использование земельного фонда предприятия под сооружение шламонакопителей и др.

При оценке затрат электроэнергии при производстве жидкой стали в электросталеплавильном производстве в большинстве случаев используется показатель расхода электроэнергии непосредственно в процессе выплавки в ДСП. Вместе с тем, транспортировка отходящих газов и использование оборудования для их удаления в окружающую среду являются одними из самых энергоемких после установок по производству стали. По данным работы [3] для удаления из печи уходящих газов мощность приводов и двигателей составляет около 0,5–5 МВт. В качестве примера в работе приведен сравнительный расчет энергозатрат на производство жидкой стали в печи и очистку отходящих газов применительно к 100-тонной ДСП. При использовании основных вентиляторов (на примере рукавных фильтров) мощностью 3,5 МВт энергозатраты на систему уходящих газов составляют 26,9 кВт·ч/т стали или около 7 % от расхода электроэнергии при выплавке стали. Учитывая, что реальный расход электроэнергии на систему газоочистки может колебаться от 20 до 60 кВт·ч/т, энергозатраты на очистку газов могут составлять до 20 % в зависимости от ведения технологического процесса, используемой металлошихты, начальной температуры лома и других факторов. Аналогичные данные по расходу электроэнергии на очистку уходящих газов приведены в работе [4]. Показано, что при комбинированной схеме отвода и улавливания газов с зонтами рас-

ход электроэнергии составляет 75 кВт·ч/т или 15 % от расхода на технологические нужды. В этой же работе предлагается учитывать удельные суммарные затраты энергии и количества образовавшихся отходов, отнесенные к единице массы (обычно к 1 т) выплавленной стали или полученного проката, т.е. энергоэкологический показатель. С этой точки зрения для оценки эффективности разных способов очистки предложен следующий показатель

$$Z = 0,2aW/(kA),$$

где a – коэффициент амортизационных и побочных энергозатрат; W – затраты энергии в системе очистки; Вт·ч/м²; k – коэффициент очистки; A – показатель агрессивности вредного вещества (за основу взято СО).

В соответствии с приведенной формулой показатель для труб Вентури составляет 0,132, для электрофильтров – 0,017, для рукавных фильтров – 0,015 г/м².

Из приведенных данных очевидны энергетические преимущества сухого метода очистки газов.

Выбор конкретного сухого способа пылеулавливания: механического (в рукавных фильтрах) или электрического (в электрофильтрах) для электросталеплавильного производства обоснован в работе [5]. Отмечено, что для условий очистки газов после ДСП возникает превышение критических показателей удельного электросопротивления пыли, что в итоге приводит к снижению эффективности использования электрофильтров.

Современная структура газоочистки с тканевыми фильтрами для ДСП включает совмещенные схемы при удалении из печи через самостоятельный тракт технологических газов и через вытяжное устройство над печью неорганизованных выбросов. При этом, как правило, газы от агрегатов «печь-ковш» включаются в состав газоочистки системы дуговой печи. Важнейшим вопросом является предварительная подготовка, или в конкретном случае снижение температуры перед тканевыми фильтрами до уровня 110–130 °С. Для этой цели используются конвективные теплообменники, охлаждаемая поверхность начального участка технологического тракта, воздушное охлаждение и др. Охлаждение начального участка газового тракта является достаточно эффективным. В качестве примера

в работе [5] приведены данные исследований известной компании «Данарк». Результаты свидетельствуют о том, что удлинение водоохлаждаемой части газохода до 70 м позволяет для высокомоощных дуговых сталеплавильных печей добиваться активного охлаждения технологических газов при объемном расходе 150 000 м³/ч до температур 540–550 °С. В дальнейшем эффективность водоохлаждения существенно снижается и в этом случае необходимо применение других способов охлаждения. В качестве альтернативного способа снижения температуры газов является испарительное охлаждение с помощью впрыска воды. Например, использование многоярусной системы кондиционирования [6] обеспечивает охлаждение 150 000–200 000 м³/ч газов на 400–900 градусов при достаточно ограниченной протяженности водоохлаждаемой части газохода (10–12 м). Кроме того, испарительное охлаждение способствует нейтрализации диоксинов. Однако при использовании кондиционирования необходимо учитывать изменение производительности дуговых печей.

Особого внимания заслуживают вопросы удаления неорганизованных выбросов. Большинство разработок совмещенных газоочистных систем периода 1970–1980-х годов в СНГ характеризуются низкой эффективностью (на уровне 30–70 %) аспирационных систем, некачественным конструктивным исполнением и др. Следует отметить, что указанная проблема существует и для зарубежных систем газоочистки.

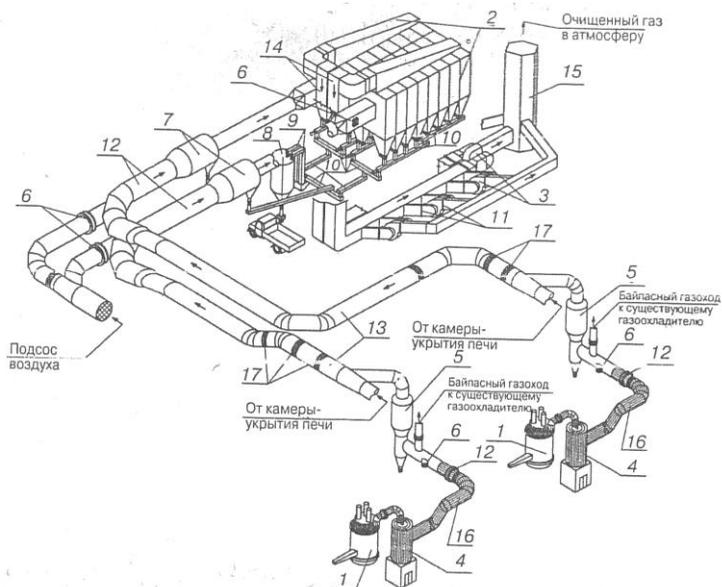
Автор работы [5] на основании выполненного анализа делает однозначные выводы для очистки дымовых газов ДСП большой емкости:

- для дуговых печей, работающих на металлоломе, оптимальным вариантом газоочистки является механический способ с использованием тканевых фильтров;
- испарительное охлаждение является высокоэффективным и гибким способом управления температурным режимом пылегазового потока;
- вопросы газоочистки неорганизованных выбросов требуют дальнейшего развития и проработки;
- для улавливания неорганизованных выбросов целесообразно использовать крышные зонты.

В качестве примеров обоснованности приведенных выводов рассмотрим результаты промышленного внедрения систем газоочистки для ведущих металлургических предприятий стран СНГ, на которых функционирует электросталеплавильное производство.

На ОАО «Оскольский электрометаллургический завод» эксплуатируются четыре дуговых печи ДСП-150. В связи с тем, что системы газоочистки этих печей морально и физически устарели (установлены в 1980-х гг.), что вызывало превышение концентрации пыли над предельно-допустимыми, были осуществлены работы по ее модернизации [7, 8]. До выполнения реконструкции основное газоудаление осуществлялось через четвертое отверстие в печи, неорганизованные выбросы – от пылезащитного кожуха. Принципиальным в модернизации являлось использование спреерного испарительного охлаждения газов за счет впрыска воды при отводе газов через четвертое отверстие печи; смешивание технологических и неорганизованных выбросов в циклоне перед поступлением в рукавные фильтры и улавливание крупных раскаленных частиц пыли для защиты рукавных фильтров от прогара; использование фильтров ФРИП (фильтров с импульсной очисткой); автоматизированная система регулирования давления перед сводом печи и другие мероприятия. Модернизированные системы газоочистки представлены на рисунке 1.

Следует также отметить, что рукавные фильтры фирмы «QUADEngineering» (Канада) выполнены в виде модулей, т.е. включают 16 полностью автономных секций, регенерация фильтров осуществляется осушенным сжатым воздухом. Введенная в 2013 г. первая очередь газоочистки (для ДСП № 3 и ДСП № 4) позволила повысить показатели выбросов в окружающую атмосферу (остаточная запыленность газов составила 7–8 мг/м³, современные требования по запыленности находятся на уровне 10–20 мг/м³). В 2016 г. была введена аналогичная вторая очередь (модуль) для ДСП-1,2 ОАО «Оскольский электрометаллургический завод».



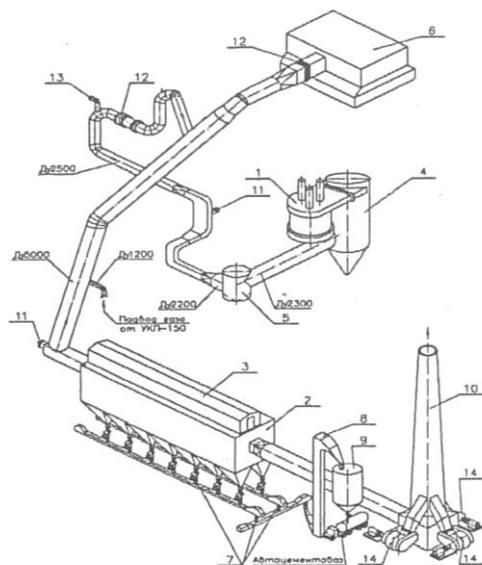
1 – электропечь; 2 – рукавный фильтр; 3 – дымосос; 4 – водоохлаждаемая пылесадительная камера; 5 – спреерная камера с водораспылительным охлаждением технологических газов; 6 – подсосный клапан; 7 – циклон; 8 – сборный бункер пыли; 9 – ковшовый подъемник; 10 – конвейеры; 11 – отключающий клапан; 12 – регулирующий клапан; 13 – газоходы грязного газа; 14 – газоходы чистого газа; 15 – дымовая труба; 16 – водоохлаждаемый газоклад; 17 – компенсаторы

Рисунок 1 – Схема газоочистки дуговых печей ДСП-150 после реконструкции

В шахтных дуговых сталеплавильных печах осуществляют предварительный подогрев лома, что позволяет снизить удельный расход электроэнергии на выплавку 1 т жидкой стали. Вместе с тем, широкое распространение печей такого типа ограничивается экологическими проблемами, и в первую очередь повышенным выделением диоксинов и фуранов. На ОАО «Северсталь» в электросталеплавильном цехе в период 2007–2008 гг. для шахтной печи № 2 осуществлена комплексная модернизация системы очистки отходящих газов. Печь фирмы «FuchsSystemtechnik» (Германия) была введена в эксплуатацию в 2005 г., система газоочистки поставлена фирмой «QUADEngineering». Эксплуатация печи показала низкую

эффективность работы очистной системы с рукавными фильтрами (концентрация пыли при выходе из системы газоочистки составляла 250–300 мг/м³ и более), высокая часть рукавов ежемесячно (на уровне 200 шт.) выходила из строя [9]. Модернизация предполагала использование нового фильтровального материала, отладку системы спреерного охлаждения уходящих газов, совершенствование системы автоматического управления, изменение режима работы рукавных фильтров, увеличение сечения газохода технологических газов и ряд других мероприятий. В результате проведения модернизации остаточное пылесодержание уменьшилось практически в 10 раз и составило 35–40 мг/м³.

Схема реконструированной системы газоочистки приведена на рисунке 2 [9].



- 1 – шахтная печь; 2 – рукавный фильтр с обратной продувкой; 3 – продувочные и отключающие клапаны фильтра; 4 – камера дожигания; 5 – спреерная водораспылительная камера; 6 – крышный зонт; 7 – скребковые конвейеры удаления пыли; 8 – элеватор; 9 – бункер для пыли; 10 – дымовая труба; 11 – подсосный клапан; 12 – регулирующий клапан; 13 – предохранительный клапан; 14 – дымосос

Рисунок 2 – Схема реконструированной системы газоочистки [9]

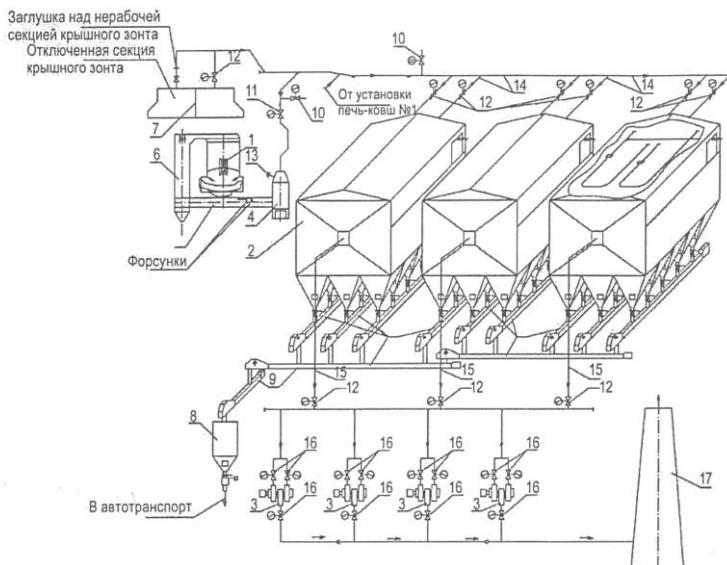
В период 2013–2015 гг. также для шахтной печи № 1 (емкостью 145 т) ОАО «Северсталь» электросталеплавильного цеха организацией УкрНТЦ «Энергосталь» проведена масштабная реконструкция системы газоочистки [7, 8, 10].

Опыт реконструкции газоочистки действующей шахтной печи № 1 фирмы «FuchsSystemtechnik» (Германия) в условиях ОАО «Северсталь» важен и с той точки зрения, что эта печь является первой подобной электросталеплавильной печью в странах СНГ и эксплуатируется с 2000 г. Ранее при газоочистке введенной в эксплуатацию шахтной печи № 1 использовались электрофильтры (три четырехпольных фильтра). Результаты мониторинга окружающей среды и рабочей зоны показали, что концентрация пыли при использовании электрофильтров превышала предельно-допустимые нормы и находилась на уровне 160–380 мг/м³. Кроме того, эксплуатация электрофильтров являлась достаточно трудоемкой. В связи с изложенным были выполнены работы по модернизации системы газоочистки. Следует отметить, что в конкретном случае накоплен достаточно важный опыт в области переоборудования существующих электрофильтров в рукавные, что позволяет снизить в целом стоимость модернизации.

Схема реконструкции системы газоочистки приведена на рисунке 3.

Целесообразно отметить, что подобная реконструкция системы газоочистки электросталеплавильных печей шахтного типа по масштабности и новизне решений осуществлена впервые в мировой практике.

Таким образом, приведенные данные свидетельствуют о том, что основным, наиболее важным и ответственным элементом систем газоочистки, функционирующих на дуговых сталеплавильных печах, являются рукавные фильтры.



1 – шахтная печь № 1; 2 – электрофильтры; 3 – дымосос; 4 – пылеосадительная камера; 5 – водоохлаждаемый газоход со спреерным охлаждением газов за счет впрыска воды; 6 – камера дожигания; 7 – крышный зонт; 8 – сборный бункер пыли; 9 – конвейеры; 10 – подсосные клапаны; 11 – технологический клапан; 12 – отключающие клапаны; 13 – предохранительные клапаны; 14 – газоходы грязного газа; 15 – газоходы чистого газа; 16 – клапаны, поставляемые комплектно с дымососами; 17 – дымовая труба

Рисунок 3 – Схема модернизации системы газоочистки шахтной ДСП-1 ОАО «Северсталь» [7]

Список литературы

1. Вальдберг, А.Ю. Технология пылеулавливания / А.Ю. Вальдберг, Л.М. Исянов, Э.Я. Тарат. – Л.: Машиностроение, 1985. – 192 с.
2. Федотова, Е.С. Расчет выбросов плавильной пыли из сталеплавильных агрегатов / Е.С. Федотова, И.В. Буторина // Сталь. – 2017. – № 7. – С. 76–81.
3. Knoth Volker. Решения и возможности при производстве стали / Volker Knoth / Пылегазоочистка. – 2014. – № 7. – С. 44–47.
4. Шульц, Л.А. Комплексный подход – основа решения экологических проблем производства стали / Л.А. Шульц // Экология и промышленность России. – 2005. – С. 16–19.

5. Лозин, Г.А. Совершенствование структуры газоотводящей системы электросталеплавильного производства / Г.А. Лозин // Сталь. – 2008. – № 4. – С. 84–87.

6. Устройство для кондиционирования технологических газов сталеплавильного производства: пат. 2268949 РФ / Г.А. Лозин [и др.]; дата публ. 27.01.06 // Офиц. бюл. / Федеральная служба по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам. – 2006. – № 3.

7. Сталинский, Д.В. Новые разработки ГП «УкрНТЦ «Энергосталь» в области систем газоудаления и сухой очистки газов от пыли / Д.В. Сталинский, М.Н. Швец // Общие вопросы промышленной экологии. – 2013. – № 2. – С. 13–21.

8. Сталинский, Д.В. Новые разработки в области систем газоудаления и очистки газов от пыли ГП «УкрНТЦ «Энергосталь» / Д.В. Сталинский, М.Н. Швец // Сталь. – 2013. – № 12. – С. 76–81.

9. Сталинский, Д.В. Опыт УКРГНТЦ «ЭНЕРГОСТАЛЬ» по очистке технологических и аспирационных газов в металлургических производствах / Д.В. Сталинский, М.Н. Швец // Пылегазоочистка. – 2012. – № 3. – С. 10–14.

10. Результаты комплексной реконструкции объединенной газоочистки шахтной печи и установки ковш-печь ОАО «Северсталь» / Д.В. Сталинский [и др.] // Сталь. – 2016. – № 2. – С. 79–81.

УДК 621.511

**И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук,
С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук (БНТУ)**

ЭКОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СТАЛИ В ВЫСОКОМОЩНЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПЕЧАХ. СООБЩЕНИЕ 2. АНАЛИЗ ПРИМЕНЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ РУКАВНЫХ ФИЛЬТРОВ

Наиболее распространенным методом очистки уходящих газов дуговых сталеплавильных печей является применение рукавных фильтров. В качестве примера длительной и высокоэффективной работы в [1] приведен тип рукавного фильтра с импульсной регенерацией площадью фильтрации 7000 м² (ФРИР-7000), который был

введен в эксплуатацию в электросталеплавильном цехе № 2 ОАО «Днепроспецсталь» на ДСП-50 в 1989 г. Авторы также отмечают, что фильтры с импульсной регенерацией по техническому уровню соответствуют конструкциям фильтров известных зарубежных фирм и имеют ряд особенностей и преимуществ перед фильтрами других конструкций. Преимуществом является и то, что основные узлы и детали фильтров унифицированы и взаимозаменяемы, что позволяет комплектовать различные типоразмеры фильтров в широком диапазоне производительности и исполнения.

Получили также распространение рукавные фильтры ФРМИ (рукавные фильтры с импульсной продувкой модульного исполнения). Первый фильтр типа ФРМИ (ФРМИ-9600) был установлен на 125-тонной ДСП в условиях ЗАО «Волгоградский металлургический завод «Красный Октябрь», такой же фильтр установлен на ДСП на «Литейно-прокатном заводе» в г. Ярцево [2, 3]. В этой же работе подчеркнута, что при требовании к конечной (на выходе из фильтра) концентрации пыли менее 20 мг/м^3 экономически выгодно применять фильтры типа ФРМИ, а при требуемой концентрации 50 мг/м^3 с рукавными фильтрами могут успешно конкурировать электрофильтры.

Достаточно широкое распространение для очистки газов в электросталеплавильном производстве получили также современные фильтры типа ФКИР (кассетные с импульсной регенерацией); ФРИК (рукавные импульсные каркасные).

Большое значение для срока службы и работоспособности имеет вид или состав ткани, используемой в рукавных фильтрах.

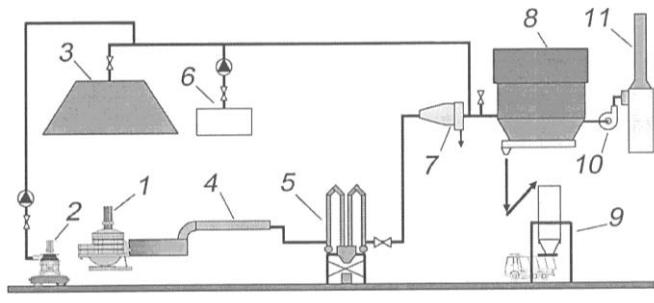
Традиционно для очистки газов в металлургии применяются такие материалы как:

- полипропилен (PP);
- полиакрилонитрил (PAN);
- полиэстер (PES);
- полифенилсульфид (PPS);
- Номекс-Арамид;
- стекловолокно (GL);
- полиимид (PI);
- политерафторэтилен (PTFE).

Кроме того, необходимая очистка воздуха и оптимальный срок эксплуатации рукавных фильтров определяется также выбором

правильной пропитки ткани. В работе [4] предлагаются четыре вида защитных пропиток для фильтрующих полотен, в том числе для металлургического производства 580 трехкомпонентная пропитка. Она состоит из смеси силикона, графита и тефлона и используется для защиты фильтрующих полотен от абразивного износа, но при этом обеспечивает ограниченную защиту материала от химического воздействия.

В работе [5] представлена технология 3DESA (3D Economical System of Aspiration) для сталеплавильных комплексов, которая базируется на идее 3-х мерного текстиля. Технология очистки уходящих газов показана на рисунке 1.



1 – ДСП; 2 – печь-ковш; 3 – зонт; 4 – газоход; 5 – теплообменник;
6 – клапан с дымососом; 7 – циклон-искроуловитель; 8 – рукавный фильтр;
9 – бункер для пыли; 10 – вентилятор; 11 – труба

Рисунок 1 – Последовательность очистки уходящих газов от ДСП

Первичные отходящие газы с температурой 1600 °С от четвертого отверстия ДСП 1 проходят через камеру смешения и дожигания и поступают в водоохлаждаемый газоход 4, в котором охлаждаются до температур 400–450 °С. Затем газы направляются к циклону-искроуловителю 7. Неорганизованные выбросы отсасываются при помощи зонта 3. Отходящие газы из агрегата «печь-ковш» 2 поступают в газоход вторичных дымовых газов. Затем технологические газы и неорганизованные выбросы смешиваются. Общее количество газов может находиться на уровне 600–900 тыс. м³/ч при температуре 100–120 °С. Затем отходящие газы после смешения поступают на очистку в рукавный фильтр 8 типа ФРМИ. В более поздней

работе [6] показано, что концентрация пыли после дуговых сталеплавильных печей находится на уровне менее 5 мг/м^3 . При использовании объемного фильтровального материала МФ-3Д, который представляет собой гофрированную структуру из тканых или иглопробивных полотен из волокна PE, PES, PPS и разработке 3DESA-фильтр-патрона (рисунок 2) площадь фильтрации увеличивается в 2,7 раза по отношению к стандартному рукаву одного и того же диаметра при использовании одного полотна. При использовании же 2-х полотен площадь фильтрации возрастает в 5,3 раза.

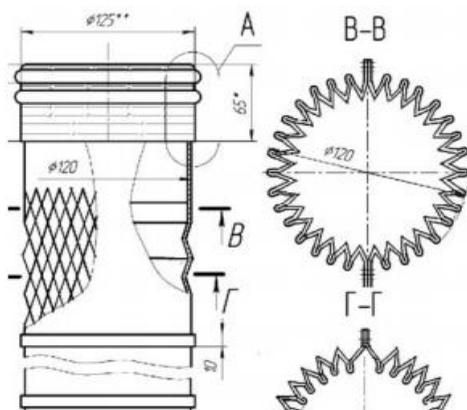


Рисунок 2 – 3DESA-фильтр-патрон диаметром 120 мм

В работе [7] приводятся данные об использовании новых материалов для фильтрации промышленных газов в черной и цветной металлургии, а именно – фильтровальных материалов с микромембраной. В качестве примера приводится использование рукавных фильтров типа ФРИК (рукавные фильтры с импульсной регенерацией каркасные). Результаты промышленного опробования на предприятиях цветной металлургии показали, что высокотемпературные фильтровальные рукава с микромембраной могут использоваться для фильтрации ультрадисперсных частиц тяжелых металлов в окислительной среде медеплавильных, цинковых, ферросплавных и металлургических заводов.

Новые материалы в виде мембраны представлены в работе [8], в которой показаны преимущества мембранных рукавов Gore для

сталелитейного производства. Принципиальная схема очистки газов на примере электросталеплавильного производства показана на рисунке 3. В конкретном случае используется фильтр ИВИРС, имеющий две стадии процесса очистки (первая стадия – осадительная камера с отбойником-искрогасителем и вторая стадия – фильтрующая рукава Gore).

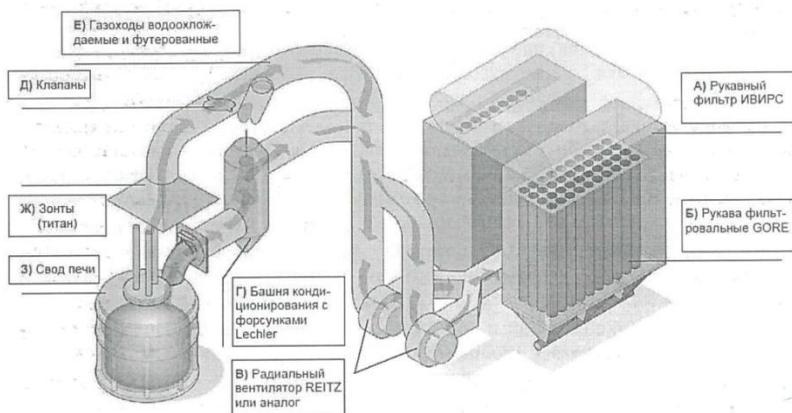


Рисунок 3 – Принципиальная схема пылеулавливающей установки для электросталеплавильного производства

Преимущества рукавных фильтров с мембраной Gore состоят в улавливании очень мелкой пыли (с частицами менее 2,5 мкм), при этом даже по истечении длительного времени уровень выбросов находится ниже 1–3 мг/м³.

Особое значение при очистке выбросов сталеплавильного производства занимают вопросы снижения выбросов ксенобиотиков: диоксинов и фуранов, которые являются сильно действующими токсичными соединениями, оказывающими крайне отрицательное воздействие на иммунную систему человека. К настоящему времени принята исключительно жесткая норма по их выбросу. Например, выброс диоксина установлен не более 0,1 нг/м³ [9], ПДК_{сс} составляет 0,5·10⁻⁹ мг/м³.

Одним из способов нейтрализации диоксинов является использование испарительного охлаждения в газовом тракте ДСП. Разло-

жение диоксинов происходит при температурах более 1200 °С. Вместе с тем, охлаждение уходящих газов (при определенной скорости) приводит вновь к образованию диоксинов и особенно интенсивно это происходит в интервале температур от 600–400 °С до 250–200 °С. Предотвратить или существенно затормозить этот процесс возможно при резком охлаждении газов в указанном интервале температур [10]. Например, в Германии на заводе BSW в 1990 г. при модернизации системы газоочистки с тканевыми фильтрами для ДСП-80 установили многоярусную систему испарительного охлаждения, что позволило резко снизить температуру в критическом диапазоне до 200 °С.

Предварительный подогрев лома в шахтных печах, наряду с экономическими преимуществами (экономия электроэнергии), приводит к испарению большего количества масел и органических веществ, содержащихся в металлоломе, чем в обычных дуговых печах. Особенно повышение концентрации загрязняющих веществ наблюдается в период, когда шихта «зависает» на удерживающих пальцах. В связи с этим решение вопроса очистки неорганизованных выбросов становится крайне важным, поскольку концентрация загрязняющих веществ в эти периоды работы может достигать 20 г/м³. Для таких печей необходимо в обязательном порядке предусматривать высокоскоростное охлаждение дымовых газов. Например, для шахтных печей ОАО «Северсталь» по предложению фирмы VAI Fuchs используется ускоренное охлаждение газов, предусматривающее форсунки с расходом воды 30 м³/ч [11].

Для шахтных печей можно также предусматривать комбинированный подогрев лома: в нижней части шахты – теплом уходящих газов, в средней и верхней части – использовать дополнительный источник тепла.

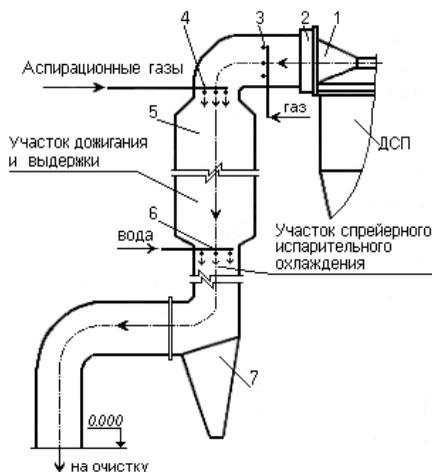
Еще одним методом снижения (практически полного подавления выбросов) является вдувание специальных сорбентов в уходящие газы [12]. В качестве сорбентов используются активированный уголь, активированный кокс, специальные глиняные материалы со специфической поверхностью 350–1000 м²/г [13]. Вместе с тем, в этом случае к фильтрам предъявляются дополнительные требования, поскольку необходимо предотвращение взрыва пыли и трения в фильтре из-за угольсодержащих сорбентов. В этом случае целесо-

образно использование смеси из инертного материала (не менее 70 %) и активированного кокса (остальное). Для защиты от тлеющего горения необходимо избегать образования крупных отложений частиц в фильтре и температуры газа более 160 °С. Среди конструкций фильтров возможно использование плоскорукавных фильтров с горизонтально встроенными фильтр-элементами.

Для повышения надежности работы систем газоочистки достаточно большое значение имеет организация режима дожигания СО и Н₂. В работе [14] отмечено, что традиционная схема дожигания СО и Н₂ осуществляется за счет неуправляемой подачи кислорода воздуха, который подсасывается через зазор между сводовым патрубком и стационарным газоходом. Авторами предложена новая система обработки паропылегазовых потоков, предполагающая следующие отличия от традиционной. Газоход имеет четыре сопряженных участка. Первый участок предназначен для разгона потока и дожигания СО и Н₂ за счет водовоздушного потока, который вводится в начале первого участка, на этом же участке происходит коагуляция частиц пыли. На втором участке скорость снижается в 3–5 раз, уменьшается температура до 400 °С. На третьем участке (камера осаждения – шлакосборник) вода подается только в случае, если температура превышает 400 °С. Четвертый участок имеет наибольшую протяженность и выполнен без охлаждения и с распределенной подачей воздуха для охлаждения газового потока до температуры 120–130 °С перед рукавными фильтрами.

В работе [15] показано, что эффективность дожигания технологических газов в стационарном газоходе определяется следующими условиями: температура в камере дожигания должна быть не менее 1200 °С, режим смешения газов – высокотурбулентный, струйный, избыток кислорода должен составлять более 2–3 %, продолжительность пребывания газов в зоне дожигания – более 2 с. Для деструкции ксенобиотиков (диоксинов и фуранов) зона дожигания должна быть теплоизолирована.

Схема предлагаемой схемы дожигания для ДСП-125 «Волгоградский металлургический завод «Красный Октябрь» представлена на рисунке 4 [15].



1 – патрубок печи; 2 – накатная муфта регулируемого зазора; 3 – газовые горелки; 4 – сопла ввода аспириционного или вентиляционного воздуха; 5 – футерованный стационарный газопровод дожигания и выдержки; 6 – форсунки спрейерного испарительного охлаждения (СИО); 7 – бункер-пылеуловитель

Рисунок 4 – Схема системы дожигаания

На основании изложенного подтверждается вывод, что в настоящее время наиболее эффективным методом газоочистки уходящих газов в ДСП как с экономической, так и с экологической точки зрения является использование рукавных фильтров.

Наибольшее распространение получили фильтры с импульсной регенерацией. Для повышения эффективности систем газоочистки (дожигаания технологических газов и деструкции диоксидов и фуранов) необходимо обеспечивать необходимый температурный режим по длине газопровода, регулируя коэффициент избытка воздуха и подачу воды.

Список литературы

1. Сталинский, Д.В. Опыт УКРГНТЦ «ЭНЕРГОСТАЛЬ» по очистке технологических и аспириционных газов в металлургических производствах/ Д.В. Сталинский, М.Н. Швец // Пылегазоочистка. – 2012. – № 3. – С. 10–14.

2. Новое оборудование Холдинговой группы «Кондор Эко – СФ НИИОГАЗ» для металлургического производства, опыт эксплуатации электрофильтров на ОАО «Северсталь» и других предприятиях с выходной запыленностью, эквивалентной рукавным фильтрам / Л.В. Чекалов [и др.] // Пылегазоочистка. – 2012. – № 4. – С. 7–8.

3. Результаты промышленной эксплуатации нового поколения электрофильтров и рукавных фильтров Холдинговой группы «Кондор Эко – СФ НИИОГАЗ» / Л.В. Чекалов [и др.] // Пылегазоочистка. – 2012. – № 3. – С. 30–31.

4. Мугтасимов, А.В. Современные высокотемпературные тканые материалы для пылегазоочистки / А.В. Мугтасимов // Пылегазоочистка. – 2013. – № 5. – С. 67–70.

5. Чекалов, В.В. Технология 3DESA (3D Economical System of Aspiration) для сталеплавильных комплексов / В.В. Чекалов, Л.В. Чекалов, М.Е. Смирнов // Пылегазоочистка. – 2012. – № 4. – С. 9–12.

6. Чекалов, В.В. Современные материалы и технология фильтрации в рукавных фильтрах. Технология 3DESA (3D Economical System of Aspiration) / В.В. Чекалов // Пылегазоочистка. – 2014. – № 8. – С. 9–12.

7. Карих, П.И. Применение при фильтрации промышленных газов в черной и цветной металлургии фильтровальных материалов в микромембраной / П.И. Карих // Пылегазоочистка. – 2011 – № 1. – С. 15–17.

8. Борисов, В.А. Комплексный подход к оптимизации пылеулавливающих установок на основании инновационных фильтровальных систем для агрессивных сред / В.А. Борисов // Пылегазоочистка. – 2015. – № 10. – С. 15–17.

9. Дуговые сталеплавильные печи: состояние, проблемы / А.Г. Кузьменко [и др.]. // Электрометаллургия. – 2011. – № 3. – С. 2–7.

10. Лопухов, Г.А. Удаление диоксинов из технологических газов дуговой сталеплавильной печи / Г.А. Лопухов // Электрометаллургия. – 2000. – № 4. – С. 29–33.

11. Лозин, Г.А. Совершенствование структуры газоотводящей системы электросталеплавильного производства / Г.А. Лозин // Сталь. – 2008. – № 4. – С. 84–87.

12. Шульц, Л.А. Современное состояние и развития систем удаления, использования и очистки газов крупнотоннажных высокомошных электродуговых печей / Л.А. Шульц, Ю.М. Кочнов, М.Ю. Кочнов // Черные металлы. – 2006. – № 10. – С. 18–29.

13. Редюгер, Маргаф. Универсально применимые системы плоскорукавных фильтров для всех отраслей промышленности (LUNRFILTERGmbH&Co.KG) / Маргаф Редюгер // Пылегазоочистка. – 2012. – № 3. – С. 6–9.

14. Кузьмин, М.Г. Новые технические решения для обработки паропылегазовых смесей в газоходах дуговых сталеплавильных печей / М.Г. Кузьмин, В.С. Чередниченко, Р.А. Бикеев // Электрометаллургия. – 2013. – № 7. – С. 11–17.

15. Кочнов, М.Ю. Анализ работы систем удаления и очистки газов крупнотоннажных дуговых сталеплавильных печей с целью разработки путей повышения из энерго-экологической эффективности: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / М.Ю. Кочнов; Нац. иссл. технолог. ун-т. «МИСиС». – Москва, 2010. – 26 с.

УДК 669.045

С.В. КОРНЕЕВ, канд. техн. наук (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО СОСТОЯНИЯ ФУТЕРОВКИ СТАЛЕРАЗЛИВОЧНОГО КОВША

Целью исследований является определение температур на поверхности и внутри футеровки ковша в условиях циклического нагрева и охлаждения в процессе его работы, а также прогнозирование снижения температуры жидкой стали за время нахождения его в ковше в зависимости от его состояния и времени. В качестве примера рассмотрим сталеразливочный ковш в условиях электросталеплавильного производства на примере БМЗ.

Конструкция сталеразливочного ковша представлена на рисунке 1.

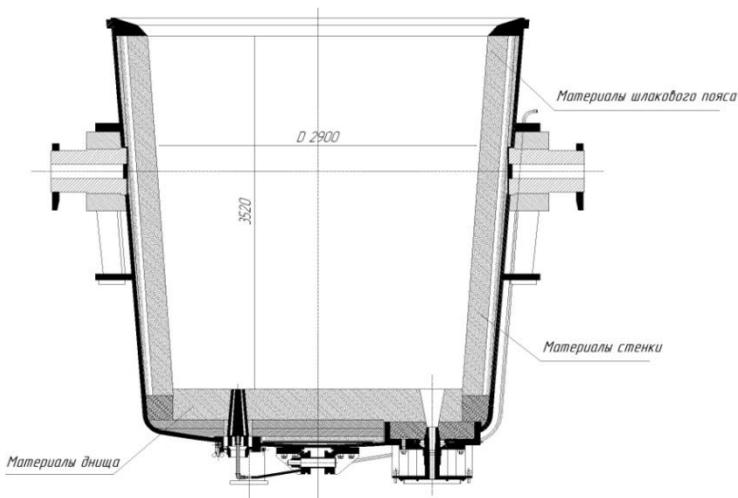


Рисунок 1 – Конструкция сталеразливочного ковша

Исходные данные для расчета были приняты следующие:

1. Размеры стальнойковша (100-т): внутренний диаметр 2900 мм; высота внутреннего пространства 3520 мм.

2. Материалы стен и шлакового пояса: толщина стального кожуха 30 мм (сталь); толщина теплоизоляционного слоя 10 мм (КВК–400); толщина арматурного слоя 80 мм (МКС – 72); толщина рабочего слоя 178 мм (ПУк 93-10-к или DALCAST A90).

3. Материалы днища: толщина стального кожуха 30 мм (сталь); толщина арматурного слоя 40 мм (МКС – 72); толщина арматурного слоя 65 мм (ША-I); толщина выравнивающего слоя 4 мм (ППФ–1); толщина рабочего слоя 300 мм (ПУк 93-10-к или DALCAST A90).

Стойкость ковшей с рабочим слоем из периклазоуглеродистого кирпича составляет в среднем 60 плавков, скорость износа около 3 мм за плавку.

Основной состав огнеупорных и теплоизоляционных материалов:

- периклазоуглеродистый кирпич ПУк 93-10-к ($MgO \geq 93 \%$, $C - 10-15 \%$, плотность $\geq 2800 \text{ кг/м}^3$);
- высокоглиноземистый бетон DALCAST A90 ($Al_2O_3 \geq 90 \%$, $MgO \sim 7 \%$, $CaO \leq 1,5 \%$, $SiO_2 \leq 1 \%$, плотность $\geq 2800 \text{ кг/м}^3$);
- муллито-корундовый среднеплотный кирпич МКС – 72 ($Al_2O_3 \geq 72 \%$, Fe_2O_3 не более 1,5 %);
- перикла-

зовый порошок на фосфатной связке ППФ-1 ($MgO \geq 87\%$, $P_2O_5 - 1,7-3,2\%$); - шамотный кирпич ША-I ($Al_2O_3 \geq 30\%$); - теплоизоляционные плиты КВК-400 ($Al_2O_3 = 45\%$, $Al_2O_3 + SiO_2 = 95\%$).

Теплофизические характеристики всех материалов определены по различным литературным источникам [1, 2 и др.] и сведены в таблицы 1 и 2.

Таблица 1 – Коэффициенты теплопроводности огнеупорных и теплоизоляционных материалов, применяемых в футеровке сталеразливочного ковша в температурном интервале их работы

| Огнеупорный материал | Плотность, кг/м ³ | Коэффициент теплопроводности λ , Вт/(м·К) |
|--|------------------------------|---|
| Периклазоуглеродистый кирпич ПУк 93-10-к | 2880 | $16,3 - 5,1 \cdot 10^{-3}t$ |
| Бетон DALCAST A90 | 2850 | $3,6 - 0,8 \cdot 10^{-3}t$ |
| ППФ-1 | 1700 | $2,8 - 0,1 \cdot 10^{-3}t$ |
| МКС-72 | 2500 | $2,7 - 0,6 \cdot 10^{-3}t$ |
| Шамот ША-I | 2000 | $0,84 + 0,58 \cdot 10^{-3}t$ |
| Теплоизоляционный КВК-400 | 400 | 0,07 |

Таблица 2 – Значения удельной теплоемкости огнеупорных и теплоизоляционных материалов применяемых в футеровке сталеразливочного ковша

| Огнеупорный материал | Плотность, кг/м ³ | Удельная теплоемкость c_p , кДж/(кг·К) |
|--|------------------------------|--|
| Периклазоуглеродистый кирпич ПУк 93-10-к | 2880 | $1,08 + 0,29 \cdot 10^{-3}t$ |
| Бетон DALCAST A90 | 2850 | $0,93 + 0,21 \cdot 10^{-3}t$ |
| МКС-72 | 2500 | $0,91 + 0,22 \cdot 10^{-3}t$ |
| Шамот ША-I | 2000 | $0,88 + 0,23 \cdot 10^{-3}t$ |
| Теплоизоляционный КВК-400 | 400 | $0,89 + 0,22 \cdot 10^{-3}t$ |

Физико-математическая модель

Уравнение теплопроводности для расчета теплового состояния ковша имеет вид:

$$\rho_j(T)c_{pj}(T)\frac{\partial T_j}{\partial \tau} - \nabla \cdot (\lambda_j \nabla T) = Q, \quad (1)$$

где j – индекс рассматриваемого материала, ρ_j – плотность материала; c_{pj} – изобарная теплоемкость материала; T_j – температура; τ – время; λ_j – коэффициент теплопроводности, Q – источник генерируемой теплоты.

Граничные условия в рассматриваемой задаче:

– заданная температура (условие Дирихле)

$$T_j = T_0 = \text{const}; \quad (2)$$

– тепловой поток (условие Неймана)

$$\vec{n} \cdot (\lambda_j \nabla T) = \alpha_j(T)(T_c - T_j(\tau)) + C_{\text{изл}}(T_c^4 - T_j(\tau)^4); \quad (3)$$

– тепловая изоляция или симметрия

$$\vec{n} \cdot (\lambda_j \nabla T) = 0, \quad (4)$$

где $T_j(\tau)$ – температура поверхности; T_c – температура среды.

Для рассматриваемого процесса первоначально задаем равномерное распределение температуры внутри объектов в начальный момент времени, т.е. $T_j = T_0 = \text{const}$. Начальное распределение температуры по футеровке перед выпуском металла из печи является решением стационарной задачи нагрева ковша до температуры внутренней поверхности, равной 1000 °С на стенде подогрева.

При расчете охлаждения ковша учитываем взаимное излучение поверхностей.

Для серых тел радиационный поток можно записать в следующем виде

$$q_j = \varepsilon_j(P_j - \sigma T_j^4), \quad (5)$$

где ε_j – излучательная способность поверхности тела; P_j – полный, падающий на поверхность тела, радиационный поток; σ – постоянная Стефана-Больцмана; T_j – температура поверхности тела.

Полный падающий на поверхность тела радиационный поток

$$P_j = P_{mj} + F_{aj}\sigma T_{cj}^4, \quad (6)$$

где P_{mj} – взаимное излучение, приходящее от всех поверхностей в модели, Вт/м²; F_{aj} – коэффициент облученности, равный доле области пространства, не покрытой другими поверхностями и изменяющийся в пределах от 0 до 1; T_{cj} – температура удаленного источника (среды).

В качестве упрощения по отношению к реальным условиям эксплуатации в модели не учитывается дополнительный разогрев футеровки дугами в верхней части ковша в районе шлакового пояса при обработке металла на агрегате печь-ковш. Рабочее пространство ковша принято цилиндрическим. Из геометрии модели также исключены продувочные фурмы и сталевыпускное отверстие. Это позволяет при необходимости использовать для данной задачи вместо 3D геометрии модель 2D геометрии с радиальной симметрией.

Для определения теплового состояния ковша используется решение задачи нестационарной теплопроводности с граничными условиями, соответствующими условиям эксплуатации ковша. При нахождении жидкой стали в ковше температура на внутренней поверхности рабочего пространства ковша на несколько градусов ниже усредненной по объему температуры жидкой стали. Температура жидкой стали изменяется во времени от выпуска стали из электродуговой печи до окончания разливки ковша на машине непрерывного литья заготовки в пределах 1650–1560 °С (для упрощения анализа в дальнейшем температура принята постоянной и равной 1620 °С). Таким образом, на внутренней поверхности задается условие конвективного теплообмена жидкого металла с поверхностью с коэффициентом теплоотдачи, характерным для контакта поверхности с жидким металлом. При отсутствии жидкого металла в ковше охлаждение внутренней поверхности осуществляется преимущественно за счет теплового излучения в окружающую среду с учетом переизлучения энергии между поверхностями. Данная составляющая существенно зависит от температуры в рассматриваемом интервале. Конвективная составляющая зависит

от температуры, однако составляет небольшую долю в общем теплообмене.

На внешней поверхности ковша также задаются конвективный и радиационный тепловые потоки, зависящие от температуры поверхности. Степень черноты материала футеровки принята постоянной и равной $\varepsilon = 0,88$, кожуха $\varepsilon = 0,95$. Коэффициенты теплоотдачи конвекцией от поверхности к воздуху определялись в зависимости от температуры поверхности и ее расположения.

Решение поставленной задачи производилось с использованием метода конечных элементов. Начальное распределение температур в ковше задано по результатам решения стационарной задачи теплопроводности с постоянной температурой внутренней поверхности ковша, равной $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (после стенда предварительного разогрева).

Схема движения ковша в рассматриваемой задаче:

1) старт (ковш нагрет на стенде до стационарного состояния с температурой внутренней поверхности $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$);

2) подача ковша под выпуск плавки из печи (длительность 5 мин);

3) ожидание выпуска плавки (длительность 18 мин);

4) контакт внутренней поверхности ковша с жидким металлом (температура внутренней поверхности ковша устанавливается близкой к температуре стали, время нахождения металла в ковше при внепечной обработке и разливке 118 мин);

5) слив шлака, очистка, подготовка шиберного затвора, ожидание (длительность 25 мин);

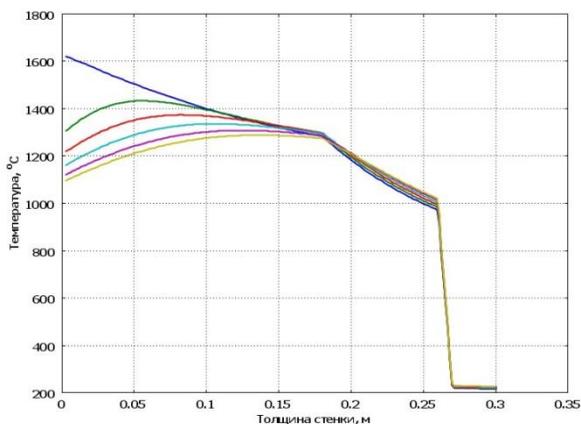
6) подача ковша под выпуск плавки без его подогрева (длительность 5 мин);

Далее цикл повторяется с пункта 3.

Таким образом, время выдержки металла в ковше принимаем 2 ч, охлаждение пустого ковша 48 мин.

На рисунке 2 представлены результаты расчета температурного поля по толщине футеровки стены в средней части при охлаждении ковша в течение 48 мин в первом цикле.

Наибольшее падение температуры внутренней поверхности ковша происходит в течение первых 20 мин, далее скорость охлаждения уменьшается. Это связано с тем, что тепловой поток излучением пропорционален температуре поверхности в четвертой степени.



(линии соответствуют времени от начального к конечному через 10 мин)

Рисунок 2 – Температурное поле по толщине футеровки стены в средней части при охлаждении ковша в течение 48 мин в первом цикле (рабочий слой – периклазоуглеродистый)

При охлаждении поверхности характерна неравномерность температуры по высоте стен и радиусу днища (рисунки 3 и 4).

Расчетами также определено, что температура внутренней поверхности изношенной стены (остаток периклазоуглеродистого рабочего слоя 1/3 от начальной толщины) после 48 минут охлаждения ниже в среднем на 93 °C по сравнению с температурой новой стенки.

Для рабочего слоя из высокоглиноземистого бетона характерны меньшие значения коэффициента теплопроводности, чем у периклазоуглеродистого кирпича, что с одной стороны приводит к снижению теплового потока, отбираемого от жидкого металла, а с другой стороны, снижает теплосодержание футеровки ковша и приводит к более быстрому снижению температуры внутренней поверхности опорожненного ковша. Температурное поле стенки ковша с высокоглиноземистым рабочим слоем после второго цикла представлено на рисунке 5.

Для выхода ковша на состояние с максимальным теплосодержанием необходимо около 5 циклов.

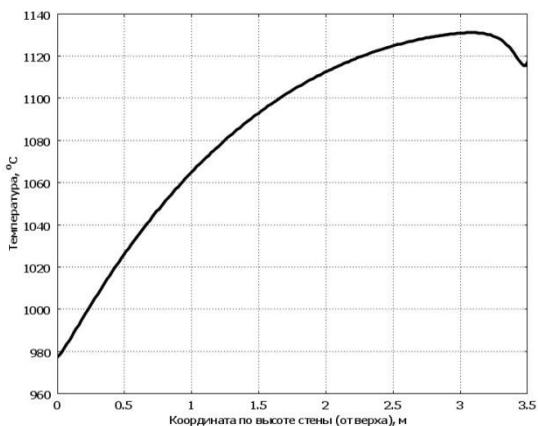


Рисунок 3 – Температура внутренней поверхности неизношенной стены (рабочий слой – периклазоуглеродистый) после 48 мин охлаждения

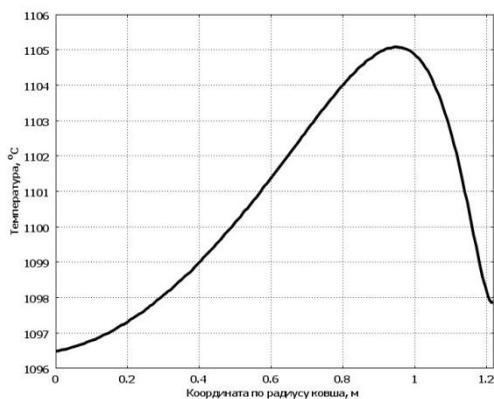
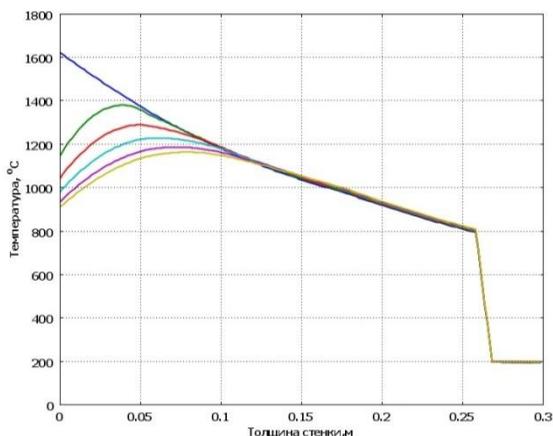


Рисунок 4 – Температура внутренней поверхности дна (рабочий слой – периклазоуглеродистый) после 48 мин охлаждения

По мере разогрева ковша с находящимся в нем металлом тепловой поток на внутренней поверхности снижается. Максимальный тепловой поток характерен для первого цикла работы ковша (после первоначального разогрева на стенде до температуры поверхности 1000 °С). Зависимость теплового потока на внутреннюю поверх-

ность ковша для стен и днаща от времени представлена на рисунке 6. При одинаковом времени оборота тепловой поток с каждым циклом будет уменьшаться.



(линии соответствуют времени от начального к конечному через 10 мин)

Рисунок 5 – Температурное поле по толщине футеровки стены в средней части при охлаждении ковша в течение 48 мин во втором цикле (рабочий слой – высокоглиноземистый)

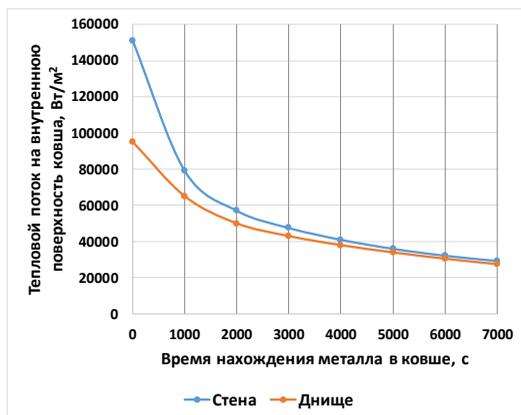


Рисунок 6 – Зависимость теплового потока на внутреннюю поверхность ковша в зависимости от времени нахождения жидкого металла в ковше от выпуска стали из печи (для первого цикла при рабочем слое из периклазуглеродистого кирпича)

Имея значения удельного теплового потока и значения площади внутренней поверхности стен (32 м^2) и днища ($6,6 \text{ м}^2$), можно определить мощность теплового потока, проходящего через внутреннюю поверхность ковша, а далее из уравнения баланса для металла определить снижение температуры жидкого металла в ковше. Для первого цикла падение температуры представлено на рисунке 7. Всего за время 7000 с потенциальное падение температуры составит $169 \text{ }^\circ\text{C}$. С каждым циклом падение температуры будет несколько уменьшаться, и после пятого цикла будет оставаться практически неизменным.

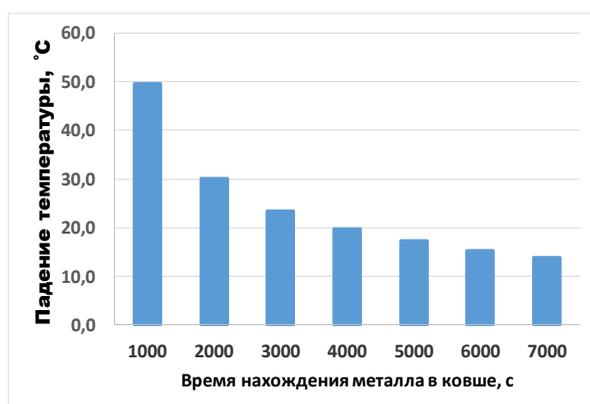


Рисунок 7 – Зависимость падения температуры стали в ковше от времени нахождения металла в ковше в первом цикле

Температура поверхности нового ковша с рабочим слоем из периклазоуглеродистого кирпича после стенда предварительного нагрева (стационарное состояние) составляет $188\text{--}196 \text{ }^\circ\text{C}$ (в разных точках по высоте). Максимальная температура поверхности ковша с металлом в начале эксплуатации (выход на состояние, близкое к стационарному) составляет $220\text{--}261 \text{ }^\circ\text{C}$. Аналогично для днища – $233\text{--}241 \text{ }^\circ\text{C}$.

Приближение к стационарному состоянию ковша с жидким металлом наступает не менее чем через 5 ч выдержки металла в ковше, или при 4 циклах с выдержкой металла в ковше в цикле, равном 2 ч. Максимальная температура поверхности нового ковша с

рабочим слоем из высокоглиноземистого бетона после стенда (стационарное состояние) составляет 130–172 °С, для днища – 164–179 °С. Максимальная температура поверхности ковша с металлом (с рабочим слоем из высокоглиноземистого бетона) в начале эксплуатации (выход на состояние, близкое к стационарному) составляет 168–227 °С, для днища – 205–224 °С.

Использование высокоглиноземистого бетона вместо периклазоуглеродистого кирпича приводит к снижению средней температуры на внешней поверхности с 240 °С до 205 °С. Максимальная температура поверхности изношенного (практически отсутствующий рабочий слой) ковша после стенда (стационарное состояние) составляет 189–204 °С, днища до 222 °С. Максимальная температура поверхности изношенного ковша с металлом в конце эксплуатации (выход на состояние близкое к стационарному) составляет 275–300 °С. Разность температур по высоте стен при подаче ковша на выпуск плавки для неизношенных стен составляет до 150 °С, а для изношенных до 220 °С, при этом разность температур по радиусу неизношенного днища около 8 °С. Причем быстрее охлаждается верхняя часть стен и центральная часть днища.

Таким образом, в результате моделирования определены особенности процесса нагрева и охлаждения ковша при его работе без промежуточного подогрева на стенде разогрева. Использование моделирования также позволяет определить снижение температуры стали в процессе выдержки стали в ковше, относящееся только к потерям теплопроводностью через стенку ковша и аккумуляцией энергии футеровкой.

Список литературы

1. **Огнеупорные материалы.** Структура, свойства, испытания: справочник / Й. Алленштейн [и др.]; под ред. Г. Роучка, Х. Вутнау; пер. с нем. – М.: Интермет Инжиниринг, 2010. – 392 с.
2. **Губинский, В.И.** *Металлургические печи: Учеб. пособие* / В.И. Губинский. – Днепропетровск: НМетАУ, 2006. – 85 с

Н.Г. МАЛЬКЕВИЧ, канд. техн. наук,
Г.В. БЕЛЬСКАЯ, канд. сель.-хоз. наук (БНТУ)

ВЫБРОСЫ ДИОКСИНОВ И ФУРАНОВ В ЭЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Появление диоксинов в окружающей среде связано с производством и использованием хлорорганических соединений и утилизацией их отходов. В металлургии и машиностроении одними из интенсивных источников выделения диоксинов являются электросталеплавильные цехи (дуговые сталеплавильные печи). В сочетании с поливинилхлоридными материалами в процессе нагрева металлолома при 550–600 °С они образуют летучие органические соединения, диоксины и фураны.

Всего выявлено 419 типов относящихся к диоксинам соединений, но лишь 30 из них имеют значительную токсичность. Причем они токсичны при очень низких уровнях, самыми токсичными являются 2, 3, 7, 8 – тетрахлор-дibenзо-п-диоксин (ТХДД).

Название «диоксины» часто используется для семейства структурно и химически связанных полихлорированных дibenзо-парадиоксинов (ПХДД) и полихлорированных дibenзофуранов (ПХДФ). Некоторые диоксиноподобные полихлорированные бифенилы (ПХБ) с похожими токсическими свойствами также входят в понятие «диоксины».

Следует отметить, что диоксины являются очень устойчивыми химическими соединениями, они образуются во многих физико-химических процессах, поэтому относятся к категории (или классу) «стойкие органические загрязнители» (СОЗ). СОЗ характеризуются устойчивостью к разложению, а также их способностью концентрироваться (биоаккумуляция) и высокой токсичностью. При этом период их полураспада в организме оценивается в 7–11 лет.

В 1985 г. Управление по охране окружающей среды США (ЕРА) опубликовало свою первую официальную оценку риска заболевания раком, вызванным воздействием диоксинов. Было сделано заключение, что доза 0,006 пикограмм на килограмм веса человека в день

является предельно допустимой дозой для взрослого человека и составляет 320 триллионных частей грамма в день на человека.

Для образования диоксинов необходимо наличие органических соединений, кислорода и определенной температуры. При этом катализаторами, во много раз увеличивающими содержание диоксинов в продуктах горения топлива, являются тяжелые металлы [1].

Следует отметить, что диоксины разлагаются при высоких температурах, однако при прохождении продуктов высокотемпературного горения через газоходы печных установок неудачной конструкции установок они могут образовываться снова.

Как ранее было отмечено, источником образования диоксинов в условиях металлургических и машиностроительных предприятий (при использовании дуговых электропечей) является металлолом, поступающий в качестве сырья для выплавки сплавов черных металлов, который достаточно сильно загрязнен остатками органических веществ (различные покрытия, краска, остатки масел, пластмассы и др.).

Фураны отличаются от диоксинов отсутствием одного атома кислорода в химической структуре соединения. Суммарное воздействие их усиливается. Поэтому вводится понятие «токсичного эквивалента», выражающегося в $\text{нг}/\text{м}^3$ газа. Предельно допустимая концентрация «токсичного эквивалента» в воздухе во многих странах установлена равной $0,1 \text{ нг}/\text{м}^3$. Например, во Франции провели определение содержания «токсичного эквивалента» в газах, выбрасываемых инсинераторами, аглофабриками, коксовыми печами и дуговыми сталеплавильными печами (на заводах фирмы «Usinor»). В результате несколько инсинераторов было остановлено. Кроме того, выявили, что коксовые печи практически не выбрасывают диоксины, аглофабрики и дуговые печи выбрасывают соответственно $0,5\text{--}3,3$ и $0,0\text{--}1,3 \text{ нг}/\text{м}^3$ «токсичного эквивалента» (максимальные значения относятся к дуговым печам, выплавляющим углеродистую сталь и работающим с подогревом лома, особенно к шахтным дуговым печам). Печи, работающие без подогрева лома, выбрасывают меньше «токсичного эквивалента». Практически не выбрасывают диоксинов / фуранов дуговые печи, выплавляющие легированную сталь.

В целом выбросы диоксинов и фуранов в атмосферу из электродуговых печей определяются следующими факторами:

1. Типом печи.
2. Наличием дополнительных горелок.
3. Системами сжигания технологических газов и подогрева лома.
4. Качеством исходного металлолома.
5. Надлежащей эксплуатацией всего оборудования дуговых печей [2].

Улавливание диоксинов и фуранов представляет большую проблему. Обычные системы газоочистки ДСП улавливают только до 60 % диоксинов, что требует ужесточения норм. Например, во Франции принят закон, обязывающий устанавливать за дуговыми печами газоочистные сооружения, ограничивающие выбросы диоксинов от каждой дуговой печи менее 1 г/год. Вместе с тем, обеспечить такую очистку крайне трудно, поэтому необходимо совершенствовать технологию нагрева и плавления лома и создавать новые высокоэффективные газоочистные сооружения.

Здесь можно выделить следующие основные направления:

- адсорбирование вредных веществ;
- создание рациональных режимов дожигания газов, уходящих из ДСП.

По первому направлению можно отметить скрубберы типа «Airfine» с очисткой от диоксинов до уровня менее 20 мг/м^3 , а также вдувание адсорбента в технологические газы. Адсорбентом может служить, например, активированный уголь. Вместе с тем, этот способ опасен из-за возможности возгорания пыли в фильтрах при вдувании угля (например, коксовой пыли) более 50 мг/м^3 . В связи с этим, разрабатываются различные способы охлаждения технологических газов до газоочистки и вдувания коксовой пыли, обеспечивающие снижение содержания диоксинов в выбрасываемых газах до менее $0,1 \text{ нг/м}^3$.

Второе направление предусматривает дожигание газов, учитывая, что диоксины / фураны сгорают до CO_2 и H_2O при высокой температуре. При этом очень важно, чтобы в охлаждаемом технологическом газе (уходящих продуктах сгорания из ДСП) не протекал обратный процесс их образования, поэтому нужен постоянный контроль температуры. Это достигается дожиганием газов при температуре примерно $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ и последующей так называемой «закалкой» газов путем орошения водой или примешивания охлаждающего воздуха. Индикатором эффективности сжигания органических

соединений может быть содержание монооксида углерода в отходящем газе, которое должно быть минимальным. Если концентрация монооксида углерода в отходящем газе менее 50 мг/м^3 , можно утверждать, что летучие органические соединения, диоксины и другие органические реагенты сгорели.

Существующее ужесточение законодательства по выбросам диоксинов может привести к отказу от многих способов подогрева лома в ДСП, как это уже было на некоторых заводах Германии и Австрии [3].

Использование для улавливания диоксинов только системы «чистого» фильтрования (например, с рукавными фильтрами) без использования адсорбентов провоцирует проскальзывание диоксинов в атмосферу с отходящими газами, так как только 20–30 % диоксинов сконцентрированы на частицах золы, а 70–80 % сосредоточены в газовой фазе.

Системный анализ путей миграции диоксинов и УПС в биосфере позволяет предложить различные способы сокращения вредного воздействия диоксинов на людей, включая создание эффективных современных установок обращения с твердыми, жидкими и газообразными отходами с минимизацией образования диоксинов. Например, на машиностроительном заводе в г. Алкмаар (Нидерланды) используется целый комплекс по минимизации образования диоксинов: электростатические фильтры, распылитель (выпаривание загрязненной воды), охлаждение и кислая промывка газов (скруббер), щелочная промывка газов, рециркуляция отходящих газов, нейтрализация, флокуляция, осаждение, теплообменник, реактор с инъекцией активного угля (кокса), пылевые фильтры, регенеративный теплообменник, разогрев газов, реактор каталитического дожигания окислов азота (существует модификация для одновременного дожигания диоксинов) [4].

Предприятие «Фест-Альпине Индустрианлагенбау» (г. Линц, Австрия) разработало новую систему очистки отходящих газов электродуговых печей не только от пыли, но и от диоксинов и других нежелательных веществ. Установка «Эрфайн» мокрого типа для очистки отходящих газов внедрена на аглофабрике компании «Фест-Альпине Шталь Линц». С помощью данной системы одновременное извлечение пыли и других загрязняющих веществ, таких

как HCl, HF, NO_x, SO₂, тяжелые металлы, диоксины и фураны, выполняется в едином процессе.

Технология вдувания активированного лигнита в поток отходящего газа перед пылеотделителем, разработанная компанией «RWE Power AG» совместно с компанией «Ares» успешно эксплуатируется на электросталеплавильном заводе компании «Schifflinge» (Германия), на заводах «Esch-Belval» и «Differdange» (компания «ProfilArbed»). Кроме того, сталелитейные заводы компании «Gerlafingen AG» (Швеция), «ALZ» (Генк, Бельгия) приняли решение об использовании данной технологии для уменьшения выбросов диоксинов. Электросталеплавильный мини-завод фирмы BSW в Германии уделяет большое внимание охране окружающей среды, в частности содержанию диоксинов в выбросах из печи. Фирма ввела новую систему отсоса и переработки отходящих газов, включающую камеру высокотемпературного дожигания газа, в которой происходит частичная диссоциация молекул диоксинов и камеру быстрого охлаждения газа до 150–300 °С. В результате концентрация диоксинов уменьшилась до 0,03 нг/м³.

Более совершенным и компактным является технологический процесс плазменного разложения диоксинов, который разработан в США в компании «Вестингауз Электрик Корпорейшн» и уже используется в промышленности. Аналогичные исследования проводятся и в России. К настоящему времени разработаны и изготовлены макетные технологические комплексы, подготовлены специальные плазменные установки совмещенного типа для разложения диоксинов. Однако положительные результаты по разложению диоксинов в промышленном масштабе с использованием этих методов пока неизвестны [5].

В заключение отметим основные организационные мероприятия, которые должны предшествовать ликвидации основных источников диоксинов и фуранов:

- разработка и утверждение законодательных актов, дающих гарантию того, что вся информация, касающаяся диоксинового загрязнения будет открыта и общедоступна;
- оптимизация и стандартизация стратегии отбора проб, методики анализа и интерпретации данных до проведения исследований;
- разработка на основе современных и доступных технологий рациональных систем очистки, способных свести до минимума уро-

вень диоксинов, выбрасываемых предприятиями в окружающую среду;

– внедрение способов уничтожения и переработки диоксиносодержащих отходов, исключаящие переход диоксинов в окружающую среду;

– составление полного перечня всех технологий и веществ, при производстве, использовании и переработке которых образуются диоксины. Особое внимание следует уделить тем технологиям и продуктам, которые связаны с поступлением в окружающую среду значительного количества диоксинов;

– установление полного контроля за сбросами и выбросами диоксинов и диоксиноподобных веществ, проникающих в окружающую среду;

– проведение мероприятий по мониторингу всех санкционированных полигонов для депонирования ТБО на предмет их самовозгорания, разработка и внедрение программы их поэтапной рекултивации (ликвидации), как основного источника распространения диоксинов и фуранов [6].

Список литературы

1. Выбросы диоксинов и фуранов [Электронный ресурс]. – Электронные данные. – Режим доступа: <http://uas.su/books/2011/dsp/142/razdel142.php>.

2. Дунаев, Е.Г. Уменьшение выбросов диоксинов из дуговых сталеплавильных печей / Е.Г. Дунаев // Новости черной металлургии за рубежом. – 2003. – № 3. – С. 51–52.

3. Краснов, О.Н. Снижение образования диоксинов в электросталеплавильных цехах / О.Н. Краснов // Новости черной металлургии за рубежом. – 2005. – № 7. – С. 42–43.

4. Тимофеев, И.Г. Удаление диоксинов и фуранов из технологических газов ДСП / И.Г. Тимофеев // Электрометаллургия. – 2003. – № 8. – С. 29–33.

5. Снижение выбросов диоксинов и фуранов в электросталеплавильных цехах фуранов [Электронный ресурс]. – Электронные данные. – Режим доступа: <http://masters.donntu.org/2011/feht/tolkachova/library/tez2.htm>.

6. АГРОХХИ [Электронный ресурс]. – Электронные данные. – Режим доступа: <https://www.agroxxi.ru/biobezopasnost/dioksinofobija-fakty-i-domysly.html>.

УДК 621.511

**П.В. ЯРОШЕВИЧ,
И.А. ТРУСОВА, д-р техн. наук (БНТУ)**

АНАЛИЗ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ВТОРИЧНЫХ ЭНЕРГОРЕСУРСОВ В МЕТАЛЛУРГИИ

По данным аналитиков и специалистов ежегодный рост мощности потребляемой электроэнергии в мире опережает освоение новых месторождений и добычу энергетических ресурсов [1]. В связи с этим все более актуальным является использование вторичных энергоресурсов (ВЭР), образующихся в такой энергоемкой отрасли как металлургия.

Следует отметить, что в условиях крупных интегрированных металлургических заводов (предприятий с полным металлургическим циклом) все образующиеся ВЭР (см. таблицу) используются достаточно полно. Это обусловлено, в первую очередь, тем, что такие предприятия работают в режиме непрерывного цикла и в этом случае создаются наиболее благоприятные условия для утилизации теплоты ВЭР.

Таблица – Распределение ВЭР по основным переделам черной металлургии

| Производство | % к общему по отрасли | % к выходу |
|-----------------|-----------------------|------------|
| Коксохимическое | 42 | 90 |
| Доменное | 37 | 85 |
| Мартеновское | 15 | 60 |
| Прокатное | 7 | 40 |
| По отрасли | 100 | 80 |

Несколько иная ситуация складывается на металлургических предприятиях с неполным циклом (металлургических мини-заводах), на которых основными источниками ВЭР являются:

- отходящие дымовые газы от ДСП и установок «печь – ковш»;
- физическая теплота непрерывнолитых заготовок;
- теплота готового продукта в прокатном производстве.

При этом наибольшим тепловым потенциалом обладают отходящие газы в электросталеплавильном производстве.

Следует отметить, что несмотря на кажущуюся постоянную долю электростали в общем мировом объеме производства стали за последние 15–20 лет, ее абсолютная величина ежегодно растет. Это связано с тем, что Китай (доля которого в общем производстве превышает 50 %) в основном наращивает объемы за счет кислородно-конвертерного производства. Если же не учитывать Китай, то доля электростали выросла за последние два десятилетия с 30 до 45 %, а к 2050 г. прогнозируется на уровне 50 % [1].

Среди технологического оборудования, являющимся наиболее энергоемким, безусловно, следует отметить сталеплавильное, а именно ДСП. Так, по данным работы [2], на Белорусском металлургическом заводе электросталеплавильный комплекс потребляет 65 % всех топливно-энергетических ресурсов.

Среди достаточно изученных направлений использования ВЭР от электропечей следует отметить предварительный подогрев металлолома, при этом подогрев может осуществляться в отдельных бадах либо в шахтных печах.

Загрузочные бады бывают:

- а) стандартные (температура нагрева лома до 400 °С);
- б) специальные, при температуре нагрева выше 400 °С но не более 700–800 °С, так как в противном случае увеличивается окисление металла.

Порционный нагрев лома в загрузочных бадах известен с начала 80-х годов. Эту технологию разработали в период энергетического кризиса и, например, в Японии построили около 50 таких установок. Реализация способа в определенной степени способствует энергосбережению (расход электроэнергии снижается на 20–40 кВт·ч/т). Однако подогретый лом в период загрузки в печь выделяет дым, загрязняя атмосферу в цехе, а выделение вредных

веществ на выходе из системы газоочистки создает условия для загрязнения окружающей среды. Решение этой проблемы найдено не было, и большинство установок подогрева лома перестали эксплуатировать.

В настоящее время применяют нагрев в специальных бадьях из жаропрочной антикоррозионной стали. Обычно нагревают лом до среднемассовой температуры 250–350 °С при температуре газа на входе 400–800 °С. Например, в работе [3] предложено техническое решение для нагрева лома в загрузочных «бадьях-термосах» при использовании радиационной горелки. Это позволило снять некоторые ограничения по температуре нагрева шихты, однако и в этом случае температура нагрева шихты не превышала 600 °С при нагреве корпуса бадьи до 250–350 °С (по требованиям техники безопасности для грузоподъемного оборудования). Предложенное решение предполагает нагрев шихты для печей литейного класса (6-т ДСП).

При предварительном нагреве шихты в шахтных печах различают следующие типы конструкций:

- обычная шахта – загрузка до 60 % шихты, шахта может отводиться в сторону для загрузки в печь остальной шихты;
- шахта с удерживающими пальцами;
- двухкамерная шахта с удерживающими пальцами;
- центральная шахта над корпусом печи (фирма «Comelt»);
- внешний реактор – проект фирмы «Contiarc».

Шахтная дуговая печь с обычной шахтой, отводящейся в сторону, конструкции фирмы Fuchs Systemtechnik создана на базе обычной дуговой печи переменного тока, объем которой увеличен с помощью шахты, устанавливаемой над сводом печи. Первые печи с одной шахтой фирмы Фукс были построены на заводах фирмы ДДС в Дании и Ко-Стил в г. Шинес, Великобритания. Лом подогревается в шахте печи за счет теплоты отходящих газов и с помощью газокислородных горелок мощностью по 4 МВт каждая, встроенных в нижней части шахты. Температура подогрева лома до 400 °С.

Шахты с удерживающими пальцами печей в нижней части оборудованы водоохлаждаемыми пальцами, поддерживающими лом уже в период рафинирования предыдущей плавки. После выпуска стали пальцы отводятся вниз и горячий лом падает на «болото».

Показатели работы печей достаточно высокие: подогрев лома (в количестве 100 %) до 750–850 °С; время плавки и доводки – 35 мин; экономия электроэнергии до 100 кВт·ч/т; экономия электродов до 30 %; сокращение выброса пыли на 25 %; прирост производительности до 40 %.

Дальнейшее развитие шахтной конструкции привело к созданию двухкамерной шахтной дуговой печи с удерживающими пальцами типа MSR. При работе на шихте, состоящей только из лома, расход электроэнергии в такой печи составляет менее 290 кВт·ч/т. Печь рассчитана на использование в шихте жидкого чугуна, что позволит дополнительно уменьшить расход электроэнергии.

Подогрев лома используется также в технологиях с центральной шахтой над корпусом печи (процесс «Comelt») и во внешнем реакторе (проект фирмы «Contiarc»). Эти разработки находятся в стадии проектирования и доработки.

В работе [4] немецкими разработчиками приведены итоги более чем 20-летнего опыта в области развития шахтных печей, а именно создание нового поколения печей под названием Quantum. В этих печах возможен подогрев 100 % лома, что приводит в итоге к длительности плавки менее 33 мин и удельному расходу электроэнергии < 280 кВт·ч/т. Основные преимущества: повышенная герметичность, оптимальное распределение лома за счет трапециевидной формы шахты, увеличение массы «болота», плавление шихты без скачков напряжения и др. Вместе с тем полагаем, что вопросы экологии для таких печей решены не в полной мере.

Безусловно, среди последних и перспективных разработок следует отметить ДСП типа Consteel. В настоящее время в мире функционирует более 60 установок [1] и их количество будет увеличиваться. Это обусловлено следующими преимуществами: непрерывная загрузка и выгрузка; нагрев лома за счет конвекции (а не излучения), что является гораздо более эффективным способом передачи энергии; стабильность электрической дуги; пониженный уровень шума, меньшее количество пыли.

Вместе с тем представляют интерес и другие направления использования ВЭР, которые не имеют очень высокую эффективность и в то же время не требуют капитальных затрат. К таким источникам энергии относят низкочастотные ВЭР, с которыми однако теряется более 50 % поступающего энергоресурса [1], например,

физическая энергия воды с температурой 30–150 °С, газов (пара) – 30–350 °С. При таких температурах теплоносителя его использование для производства, например, электроэнергии неэффективно. Автор работы [1] предлагает три направления использования таких ВЭР:

1. Использование сезонных аккумуляторов теплоты.

2. Размещение в санитарной зоне предприятий установок по биоконверсии солнечной энергии.

3. Включение в состав ТЭЦ цеха с турбинами при использовании сбросного тепла.

Получает распространение использование на ДСП систем испарительного охлаждения. Например, в работе [5] показано, что предлагаемая система для условий 120-т ДСП обеспечивает получение 0,08–0,1 т пара на 1 т выплавляемой стали. Аналогичное решение представлено в работе [2] для ДСП-3 РУП «БМЗ», в которой показано внедрение водоохлаждаемого контура газохода с использованием ВЭР в системе теплоснабжения.

Список литературы

1. Подгородецкий, Г.С. Современные направления развития и повышения энерго-экологической эффективности черной металлургии / Г.С. Подгородецкий, Л.А. Шульц // Экология и промышленность России. – 2016. – Т. 20, № 4. – С. 46–52.

2. Сугойдь, А.Л. Управление энергоэффективностью в производстве и внедрение новейших энергосберегающих технологий на РУП «БМЗ» / А.Л. Сугойдь // Литье и металлургия. – 2010. – № 1-2. – С. 260–263.

3. Чаймелов, А.А. Энергоэффективный стенд для сушки и нагрева лома / А.А. Чаймелов, К.В. Строганов // Энергетика теплотехнологий. – 2018. – № 3. – С. 2–6.

4. 20 лет опыта с технологией подогрева лома / Й. Апфель [и др.] // Литье и металлургия. – 2015. – № 4. – С. 86–92.

5. Безбабный, С.Г. Система испарительного охлаждения газоотводящего тракта дуговой сталеплавильной печи / С.Г. Безбабный, Е.В. Тюпа, В.С. Манидин // Сталь. – 2015. – № 6. – С. 80–83.

УДК 669.131.7

А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
Л.П. ДОЛГИЙ, канд. техн. наук,
И.Л. КУЛИНИЧ,
А.В. КОТКОВ,
А.И. ИВАНОВ,
А.В. БЫЧИК,
А.И. ДАНИЛОВА (БНТУ)

ПРИМЕНЕНИЕ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕЙ ЛИГАТУРЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

В практике литейного производства широко используется чугун с шаровидным графитом (ЧШГ), который характеризуется высокими свойствами и конкурирует с углеродистой сталью. Характеристики литых деталей из ЧШГ определяются химическим составом исходного сплава, условиями формирования отливки и технологией сфероидизирующего модифицирования. В первую очередь, свойства ЧШГ зависят от микроструктуры чугуна и количества сфероидального графита.

В настоящее время в Республике Беларусь при производстве чугуна с шаровидным графитом используются «легкие» сфероидизирующие модификаторы на основе ферросилиция типа ФСМг, что позволяет получать высокопрочный чугун в основном марок от ВЧ40 до ВЧ50.

При получении высокопрочных чугунов более высоких марок используются магнийсодержащие «тяжелые» лигатуры на основе меди либо никеля. При этом актуальным остается вопрос повышения эффективности таких лигатур и в первую очередь за счет повышения степени усвоения магния, снижения удельного расхода присадки, и минимизация пылегазовых выбросов в процессе сфероидизирующей обработки жидкого чугуна.

Ранее выполненные исследования [1–3] показали перспективность получения «чипс» лигатуры на основе порошков меди и магния с использованием дополнительного механического воздействия

(прокатка порошковой композиции в пластины различной толщины и высокоскоростная ударная деформация предварительно брикетированной лигатуры).

Целью настоящей работы является исследование особенностей получения более высоких марок чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной «тяжелой» лигатуры на основе меди и магния.

На первом этапе провели экспериментальные исследования технологических особенностей процесса литья такой лигатуры. В качестве основных материалов использовали металлический магний и кусковую медь. Плавка лигатуры осуществлялась на высокоскоростной индукционной установке. Вначале расплавляли кусковую медь и после ее перегрева вводили расчетное количество магния. Процесс вели под слоем специального флюса для защиты магния от окисления. Полученный расплав лигатуры разливали в холодные металлические формы, что обеспечивало ее быструю кристаллизацию. Этапы процесса представлены на рисунке 1.



а – металлический магний; *б* – лом меди; *в* – плавильный тигель с расплавом;
г – быстроохлажденная отливка лигатуры; *д* – лигатура измельченная
Рисунок 1 – Этапы процесса получения «тяжелой» магниесодержащей лигатуры

По такому технологическому режиму была изготовлена опытная партия лигатуры с целью дальнейших лабораторных и заводских испытаний при получении чугуна с шаровидным графитом.

Опытные плавки чугуна в лабораторных условиях проводили на индукционной печи ИСТ-0.06 с кислой футеровкой. Для сравнительной оценки использовали серийный сфероидизирующий модификатор ФСМг7 и опытную быстроохлажденную лигатуру Cu-Mg в виде фракции размером 2–3 мм. Шихта для получения исходного расплава состояла из передельного рафинированного доменного чугуна (37 %) и низкосернистого стального лома (63 %). Такое соотношение основных материалов обеспечивало минимальную кон-

центрацию серы (порядка 0,016 %) и получение в исходном сплаве 3,7 % С и 1,0–1,2 % Si. Низкое содержание кремния компенсировалось лигатурой ФСМг7. В дальнейшем при обработке чугуна лигатурой Cu-Mg в исходный чугун добавляли ферросилиций из расчета получения 1,9–2,2 % кремния. Модифицирование чугуна проводили ковшевым методом, величина добавки лигатуры составляла от 0,5 % до 1,2 % к весу жидкого чугуна. В качестве вторичного модифицирования использовали гранулированную лигатуру на основе алюминия и РЗМ. После завершения процесса сфероидизации высокопрочный чугун разливали по литейным формам в заготовки для последующего исследования химического состава, механических свойств и микроструктуры. Обобщенные результаты исследований представлены в таблицах 1 и 2.

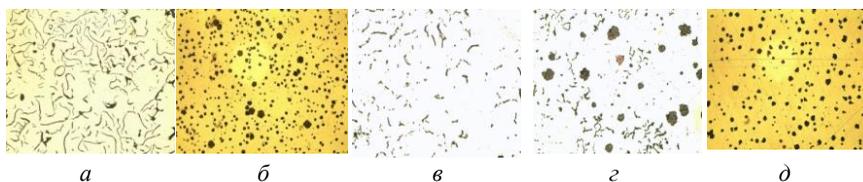
Таблица 1 – Влияние величины добавки магнийсодержащих лигатур на химический состав чугуна

| Количество и тип лигатуры | Химический состав, % | | | | | | | | |
|---------------------------|----------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|------|
| | C | Si | Mn | S | P | Cr | Cu | Mg | Al |
| 2,0 % ФСМг7 | 3,91 | 1,63 | 0,35 | 0,019 | 0,015 | 0,033 | 0,08 | 0,033 | 0,04 |
| 0,5 % Cu-Mg | 3,85 | 2,21 | 0,39 | 0,015 | 0,019 | 0,047 | 0,36 | 0,016 | – |
| 0,8 % Cu-Mg | 3,73 | 2,16 | 0,38 | 0,012 | 0,018 | 0,046 | 0,62 | 0,033 | – |
| 1,2 % Cu-Mg | 3,70 | 2,10 | 0,37 | 0,016 | 0,016 | 0,041 | 0,96 | 0,051 | – |
| Исходный серый чугун | 3,95 | 1,9 | 0,38 | 0,016 | 0,016 | 0,038 | 0,093 | – | – |

Таблица 2 – Влияние величины добавки магнийсодержащих лигатур на микроструктуру и твердость чугуна

| Количество и тип лигатуры | Твердость, НВ | Металлическая основа | | Графит | | |
|---------------------------|---------------|----------------------|--------|--------------|---------------|-------------|
| | | перлит | феррит | форма | распределение | длина |
| 2 % ФСМг7 | 239 | П92 | Ф8 | ШГф1 | ШГр5 | ШГд(15-45) |
| 0,5 % Cu-Mg | 229 | П92 | Ф8 | ПГф2 | ПГр1 ВГ | ПГд(15-45) |
| 0,8 % Cu-Mg | 241 | П96 | Ф4 | ВГф1 ШГф5 | ВГр1 ШГр1 | ШГд(25-45) |
| 1,2 % Cu-Mg | 255 | П(Ф0) | – | ШГф1 | ШГр5 | ШГд(15-45) |
| Не модифиц. | 196 | П20 | Ф80 | ПГф2 | ПГр1 | ПГд(15-750) |

Установлено, что добавка лигатуры ФСМг7 позволила получить структуру чугуна с шаровидным графитом, при этом металлическая основа состоит из перлита (92 %) и незначительного количества феррита. При использовании сфероидизирующей лигатуры медь-магний в зависимости от ее количества структура графита полученного чугуна изменилась от вермикулярной формы (0,5 %) до исключительно шаровидной (1,2 %). При этом твердость полученного чугуна увеличилась до 255 НВ. За счет дополнительного легирования чугуна медью произошла перлитизация металлической основы сплава. В качестве примера на рисунке 2 приведены микроструктуры графита полученных чугунов.



a – исходный серый чугун ($\times 100$); *б* – 2 % ФСМг7 ($\times 100$);
в – 0,5 % Cu-Mg ($\times 100$); *г* – 0,8 % Cu-Mg ($\times 100$); *д* – 1,2 % Cu-Mg ($\times 100$)

Рисунок 2 – Структура графита в чугуне, обработанного магниесодержащей лигатурой

На следующем этапе были проведены промышленные испытания быстроохлажденной лигатуры медь-магний на ОАО «Лидский литейно-механический завод». Плавка чугуна осуществлялась в индукционной тигельной печи ИСТ-01. После расплавления шихты брали пробу на химический состав исходного чугуна. Сфероидизирующую обработку проводили ковшевым методом. Для этого в хорошо прогретый ковш емкостью 40 кг на дно вводили расчетное количество лигатуры Cu-Mg фракцией размером 2–5 мм, пригрузив ее прокаленной чугунной стружкой. Вторичное модифицирование производили традиционной присадкой ферросилиция ФС75. После завершения процесса сфероидизирующей обработки чугуна снимали шлак и отливали образцы для изучения химического состава, микроструктуры и твердости. Было проведено два эксперимента, обобщенные результаты которых приведены в таблицах 3 и 4.

Таблица 3 – Влияние добавки лигатуры медь-магний на химический состав чугуна

| Добавка лигатуры | C | Si | Mn | P | S | Cu | Cr | Mg |
|-------------------------|--------------|--------------|--------------|----------------|----------------|--------------|--------------|------------|
| Исходный чугун | 3,75 | 2,17 | 0,80 | 0,074 | 0,048 | 0,16 | 0,16 | – |
| 0,8 % лигатуры Cu-Mg | 3,65 | 2,20 | 0,78 | 0,076 | 0,038 | 1,15 | 0,16 | 0,017 |
| 1,2 % лигатуры Cu-Mg | 3,65 3,40 | 1,56 1,69 | 0,94 0,97 | 0,078 0,079 | 0,052 0,021 | 0,16 1,07 | 0,17 0,18 | – 0,057 |

Таблица 4 – Влияние добавки лигатуры медь-магний на твердость и микроструктуру чугуна

| Добавка лигатуры | НВ | | Металлическая основа | | Графит | | |
|-------------------------|------|-----------------------|----------------------|--------|--------|---------------|------------|
| | исх. | после модифицирования | перлит | феррит | форма | распределение | длина |
| 0,8 % лигатуры Cu-Mg | 202 | 234 | П (100) | Ф 0,0 | ПГф1 | ПГр(1-3) | ПГд(25-90) |
| 1,2 % лигатуры Cu-Mg | 229 | 415 | ШГ | 90% Ц | ШГр1 | ШГф5 | ШГд25 |

Установлено, что при добавках в ковш медно-магниевого лигатуры в количестве 0,8 % шаровидный графит не получен, при этом остаточный Mg составил всего 0,017 %. За счет дополнительного легирования чугуна медью (1,15 %) была получена перлитная металлическая основа твердостью 234 НВ. При увеличении количества вводимой лигатуры (1,2 %) наблюдали значительный пирроэффект. Остаточное содержание в чугуне Mg увеличилось и составило 0,057 %. Это обеспечило формирование шаровидного графита (ШГр1, ШГф5, ШГд25). Однако за счет высокого переохлаждения в структуре обнаружено большое количество цементитной фазы. При этом твердость полученного чугуна с шаровидным графитом по сравнению с исходным серым чугуном возросла почти в 2 раза и составила 415 НВ, несмотря на проведенное вторичное модифицирование. Данное обстоятельство связано в первую очередь с недостаточно высоким углеродным эквивалентом исходного сплава и неэффективным вторичным модифицированием. На практике для

получения заданных механических свойств высокопрочного чугуна его подвергают высокотемпературной термической обработке, обеспечивающей распад первичного цементита, с последующим охлаждением на воздухе. Это позволяет получить дисперсную перлитную структуру, что в сочетании с шаровидной формой графита обеспечивает высокий уровень механических свойств ЧШГ.

Заключение

Экспериментально исследован процесс получения быстроохлажденной лигатуры медь-магний и изготовлены опытные образцы.

В лабораторных условиях исследовано влияние добавок магнийсодержащих лигатур на химический состав, микроструктуру и твердость высокопрочного чугуна. Установлено, что для формирования в структуре шаровидного графита необходимо обеспечить соотношение остаточного магния к остаточной сере не менее трех.

Проведены заводские испытания лигатуры и получены предварительные результаты.

Список литературы

1. Использование сфероидизирующей «чипс»-лигатуры на основе меди, содержащей наноразмерные частицы оксида иттрия, для высокопрочного чугуна / А.С. Калиниченко [и др.] // Литье и металлургия. – 2016. – № 1 (82). – С. 130–135.

2. Особенности сфероидизирующего модифицирования высокопрочного чугуна лигатурами на основе меди / А.Г. Слуцкий [и др.] // Литье и металлургия. – 2016. – № 2 (83). – С. 110–115.

3. Использование «чипс»-лигатуры на основе меди для высокопрочного чугуна / И.Л. Кулинич [и др.] // Литейные процессы: Межрегион. сб. науч. тр. – Магнитогорск, 2016. – Вып. 15. – С. 11–14.

О.С. КОМАРОВ д-р техн. наук,
Е.В. РОЗЕНБЕРГ (БНТУ),
В.М. ГАЦУРО (ОАО «МТЗ»)

ВЛИЯНИЕ ПРОПИТКИ НА ПРОЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ СТЕРЖНЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО COLD-BOX-AMIN ПРОЦЕССУ

Состояние поверхности стержней и их прочность влияют на образование таких дефектов отливок как просечки. Просечки на поверхности чугунных отливок наблюдались с 40-х годов прошлого столетия. По мере расширения использования синтетических смол для изготовления стержней они все чаще встречаются в практике литейного производства. Особенно часто они наблюдаются при использовании Cold-Box-amin процесса для изготовления стержней. Общеизвестным считается мнение о том, что причиной образования просечек являются трещины на поверхности стержней, связанные с появлением растягивающих напряжений в поверхностных слоях стержней при заливке форм металлом. Чугун, затекая в трещины в стержнях и затвердевая в них, обуславливает образование тонких вытянутых выступов на поверхности отливок, именуемых просечкам.

С целью выяснения механизма образования просечек необходимо рассмотреть комплекс процессов, протекающих в поверхностных слоях стержней при контакте с расплавленным металлом. Подробно эти процессы рассмотрены в работе [1].

Приведем основные положения, которые могут быть полезны для прояснения механизма образования просечек и разработки мер по их устранению:

- прочность стержневых смесей в высушенном состоянии на растяжение в 4 раза меньше чем на сжатие;
- в ХТС расширение достигает максимума при 400 °С и резко снижается при повышении температуры в связи с деструкцией смолы;
- на глубине 2 мм от поверхности стержня температура при заливке чугуна в форму достигает 900 °С через 30 с;

- при одностороннем нагреве стержней из ХТС при температуре 1150–1450 °С трещины на их поверхности возникают через 8–20 с;
- термическое расширение в ХТС уменьшается при введении в нее отработанной смеси;
- пропитка поверхности стержней пирофиллитом, декстрином и углеродом способствует снижению склонности к образованию просечек.

Исходя из приведенных выше положений разработано большое количество мер по устранению просечек, основные из них изложены в обобщающей работе [2]:

- разработка новых и модифицирование существующих связующих для получения более высокой горячей прочности и пластичности стержней;
- введение в стержневую смесь добавок порошкообразных материалов (оксидов, солей, декстрина, угольной пыли и др.);
- применение качественных покрытий для стержней.

В последние годы проведены исследования по возможности устранения просечек за счет пропитки поверхностного слоя стержней из ХТС различными композициями [3, 4]. Наиболее часто пропитывающие среды содержат огнеупорные дисперсные материалы. Наиболее эффективным и оказались пропитывающие составы на базе материалов, размер частиц которых менее 35 мкм и более 53 мкм. Частицы внутри этого диапазона блокируют поры и уменьшают глубину проникновения огнеупора вглубь стержня. Группа авторов [5, 6] предлагает использовать пропитку стержней 40%-й композицией из твердого компонента в соль-гель носителе на базе водного раствора.

Считается, что для устранения просечек необходимо повышать прочность поверхностных слоев стержня, так как трещины в нем образуются тогда, когда растягивающие напряжения в этом слое превысят предел прочности смеси. Тем не менее, результаты исследований показывают, что добавки в состав смеси компонентов, снижающих вероятность образования просечек (тальк, крахмал, угольная пыль, оксиды и др.), приводит к снижению прочности стержня [2] и для ее восстановления необходимо увеличивать количество связующей смолы в смеси. К сожалению, отсутствуют работы по оценке влияния пропитки стержней на прочность поверхностного слоя, в связи с чем остается открытым вопрос о необходи-

мости повышать или снижать прочность этого слоя для борьбы с просечками.

Ранее проведенные исследования авторов [7] позволили выявить характер изменения напряжений в поверхностном слое стержня при его контакте с расплавляемым чугуном и оценить роль покрытия стержней в борьбе с просечками.

В предлагаемой статье сделана попытка оценить возможность влияния пропитки стержней различными композициями на прочность поверхностного слоя.

Возможно большое разнообразие пропитывающих сред. Некоторые из них предположительно упрочняют поверхностный слой (жидкое стекло, алюминат натрия, алюминат натрия + лигносульфонат), другие упрочняют стержень, взаимодействуя с кварцевым песком при температурах заливки металла (соли щелочных металлов, оксид железа), третьи, такие как графит, циркон, пыль очистных устройств, заполняют поры между зёрнами песка и каким-то образом снижают склонность к просечкам.

В связи с этим в проведенных экспериментах по оценке влияния пропитки на свойства поверхностного слоя стержня выбраны представители различных групп и проведена оценка их влияния на прочность поверхностного слоя стержня. В качестве критерия прочности поверхностного слоя выбрана величина осыпаемости, оцениваемая в граммах осыпанного песка и процентах потери массы. Осыпаемость определяли с помощью стандартной установки. Обкатку стержней проводили в течение 15 мин.

Опыты по пропитке проводили на стержнях цилиндрической формы диаметром 37 мм, изготовленных по производственной технологии (Cold-Vox-amin процесс) в литейном цехе серого чугуна № 1 ОАО «МТЗ». Во всех случаях пропитку осуществляли опусканием в жидкую среду стержня и выдержкой в ней в течение 4 с. Влияние пропитки на прочность оценивали после сушки в течение 2 ч при температуре 180 °С и после выдержки в печи в течение 40 с при температуре 870 °С.

Глубину пропитки удалось оценить с помощью бинокулярного микроскопа только для случая пропитки графит- и оксид железа содержащими средами. Она составила около 2,5 мм. Остальные среды в силу своей прозрачности не позволяли оценить глубину проникновения в стержень.

После сушки при температуре 180 °С (таблица 1) лучшие результаты получены для алюмината натрия с добавкой графита и декстрина в качестве наполнителя. Исключение из состава пропитывающей смеси графита и декстрина отрицательно сказалось на осыпаемости. Аллюмосиликат и 5 % однопроцентного раствора NaNO_3 оказали худшее влияние на прочность поверхностного слоя. Добавка 5 % однопроцентного раствора сульфанола во все смеси производилась с целью увеличения смачиваемости пропитывающей среды.

Таблица 1 – Потеря массы в образцах, высушенных при 170 °С

| № опыта | Покрытие | Потеря массы, % |
|---------|---|-----------------|
| 1 | Без пропитки | 9,11 |
| 2 | 8 % аллюмината (50 % р-ра), 87 % воды | 7,53 |
| 3 | 6 % жидкое стекло, 89 % воды | 7,29 |
| 4 | 5 % аллюмосиликата (жидкое стекло + 15 % аллюмината), 90 % воды | 8,45 |
| 5 | 15 % MgSO_4 , 80 % воды | 7,61 |
| 6 | 15 % NaNO_3 , 80 % воды | 8,01 |
| 7 | 8 % аллюмината (50 % р-ра), 87 % воды + 30 г графита | 5,08 |
| 8 | 6 % жидкое стекло, 89 % воды + 30 г графита | 7,79 |
| 9 | 5 % аллюмосиликатаината (жидкое стекло + 15 % аллюмината), 90 % воды + 30 г графита | 7,21 |
| 10 | 8 % аллюмината (50 % р-ра), 77 % воды + 10 % декстрина | 5,39 |

С целью проверки влияния высоких температур на превращения в поверхностном слое, пропитанном различными средами, проведена отдельная серия экспериментов, в ходе которой стержни пропитывали смесями и растворами в течение 4-х с, после чего сушили в печи при температуре 180 °С и помещали в печь, разогретую до 870 °С на 40 с. После остывания образцы обкатывали в течение 2 мин в установке для определения осыпаемости и определяли потерю массы (таблица 2).

Независимо от типа пропитывающего состава во всех случаях пропитка оказала отрицательное влияние на прочность поверхност-

ного слоя в образцах, прошедших выдержку при 870 °С. Наиболее сильное разупрочняющее влияние оказали оксид железа и графит, добавка которых в состав стержневой смеси наиболее эффективно устраняет просечки, как это следует из литературных источников [2].

Таблица 2 – Потеря массы в образцах после выдержки 870 °С

| № опыта | Покрытие | Потеря массы, % |
|---------|---|-----------------|
| 1 | Без пропитки | 18,46 |
| 2 | 15 % NaNO ₃ , 80 % воды | 20,30 |
| 3 | 15 % Mg NO ₃ , 80 % воды | 20,18 |
| 4 | 15 % CuSO ₄ , 80 % воды | 23,75 |
| 5 | 15 % FeO (Сурик), 80 % воды | 27,20 |
| 6 | 95 % суспензии глины | 23,21 |
| 7 | 8 % алюмината (50 % р-ра), 87 % воды | 20,60 |
| 8 | 8 % алюмината (50 % р-ра), 77 % воды + 10 % декстрина | 22,03 |
| 9 | 8 % алюмината (50 % р-ра), 87 % воды +30 г графита | 26,25 |

Обработка поверхности стержней и последующая выдержка при 870 °С привела не только к разупрочнению, но и к образованию трещин в торцевой части цилиндрических стержней.

Для оценки влияния пропитки стержня на прочность поверхностного слоя после контакта с расплавленным чугуном проведена серия экспериментов. Стержни диаметром 37 мм, изготовленные на ОАО «МТЗ» по Cold-Vox-amin процессу, пропитывали методом погружения в водные растворы или суспензии в течение 5 с, сушили при температуре 180 °С и использовали для изучения влияния высоких температур и контакта с жидким чугуном на состояние поверхностного слоя. Схема проведения эксперимента приведена на рисунке 1.

Стержень, с пропитанной поверхностью (2), с помощью щипцов (1) погружали до упора в дно тигля (4) с расплавленным металлом (3) расположенном на подставке (7), выдерживали в нем в течение 15 с, затем извлекали и после остывания изучали состояние поверхностного слоя и определяли осыпаемость. Плавку металла осуществляли в печи (6) с силитовыми нагревателями (5). В тигле

плавил чугун, содержащий (% по массе): 3,4 С; 2,2 Si; 0,8 Mn; 0,063 S и 0,07 P. Температура расплава выдерживалась в пределах 1300–1320 °С. Состояние поверхности стержней после их остывания показано на рисунке 2, из которого следует, что трещины образуются как в необработанном пропиткой стержне (1), так и в стержне после пропитки жидким стеклом (2), алюминатом натрия (3) и алюминатом натрия с добавкой графита (4). В меньшей степени трещины развиты в стержне, пропитанном алюминатом.

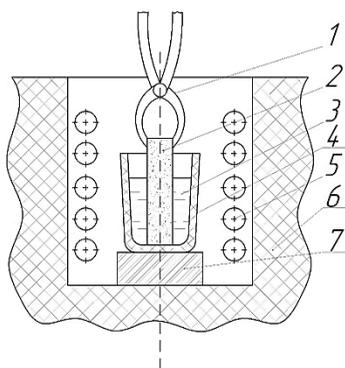


Рисунок 1 – Схема проведения эксперимента

Тем не менее, как следует из приведенных в таблице 3 результатов по осыпаемости, пропитка привела к разупрочнению поверхностного слоя стержня. Возможны два варианта объяснения наблюдаемого роста осыпаемости: это действительное разупрочнение связей между частицами песка, вследствие внедрения в стержень влаги и инородных веществ при пропитке, или рост осыпаемости связан с увеличением теплопроводности пропитанного слоя стержня, в результате чего растет толщина слоя, прогретого до температур деструкции связующего вещества, что приводит к росту осыпаемости.

Открытым остается и вопрос о времени образования трещин на поверхности стержней. Они могут возникнуть как в момент контакта с расплавленным металлом, так и в процессе остывания стержня. В работе [1] наблюдали образование трещин на поверхности уже в процессе нагревания до высоких температур.

Таблица 3 – Осыпаемость обработанных пропиткой стержней

| № опыта | Вид пропитки | Потеря массы после выдержки в расплаве (15 с) и механического воздействия в течение 2 мин, % |
|---------|--|--|
| 1 | – | 27,5 |
| 2 | Жидкое стекло 5%, остальное вода | 30 |
| 3 | Алюминат натрия 7%, остальное вода | 35 |
| 4 | Алюмината натрия 7 % + графит 15 %, остальное вода | 35 |

На рисунке 2 приведены фото стержней после выдержки в расплавленном металле. Номера соответствуют номерам опытов, указанным в таблице 3.

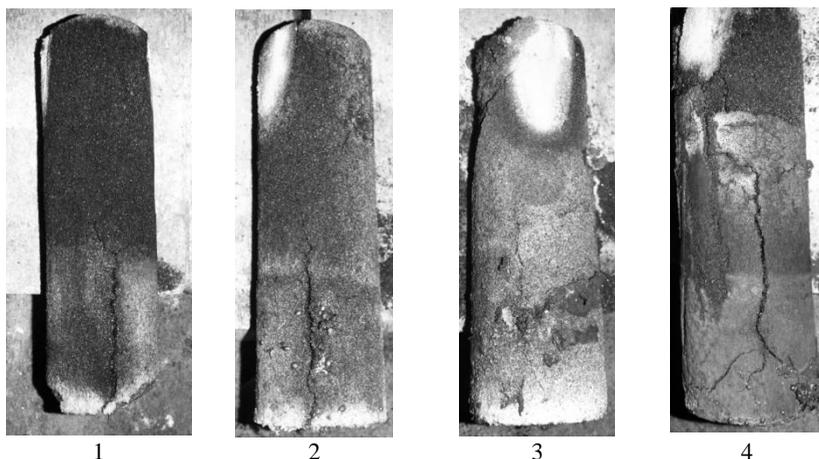


Рисунок 2 – Внешний вид стержней (номера соответствуют таблице 3)

В следующей серии экспериментов исследовали влияние вида и дисперсности наполнителя пропитывающей композиции на склонность к образованию трещин и величину осыпаемости. В качестве основы (носителя) пропитывающей композиции выбрали водный раствор алюмината натрия, в который добавляли циркон, дистенсилимонит и декстрин (таблица 4). В связи с тем, что раствор

алюмината натрия бурно реагирует с FeO, порошок последнего замешивали на воде. Существенного влияния вида наполнителя пропитывающей композиции на трещинообразование и осыпаемость не замечено.

Таблица 4 – Осыпаемость обработанных пропиткой стержней

| № опыта | Вид пропитки | Потеря массы после выдержки в расплаве (15 с) и механического воздействия в течение 2 мин, % |
|---------|--|--|
| 1 | 8 г алюмината (50 % р-ра), 42 г воды, 70 г ZrSiO ₄ мелкий | 34,1 % |
| 2 | 8 г алюмината (50 % р-ра), 42 г воды + 35 г дистен-силлиманит | 30 % |
| 3 | 8 г алюмината (50 % р-ра), 42 г воды + 15 г декстрина | 35 % |
| 4 | 42 г воды + 20 г FeO | 33,5 % |

В литературном обзоре по влиянию зерновой структуры (размера частиц) наполнителя пропитывающей суспензии уделялось большое внимание этому фактору [3, 4]. В связи с отсутствием возможности регулировать размер частиц какого-то одного наполнителя, в данной работе выбирали различные по природе материалы с различной зерновой структурой, в результате чего созданы предпосылки оценить не только роль размера частиц, но и их природы на прочность поверхностного слоя.

Изготовление стержней, их пропитку, сушку и выдержку в печи при 870 °С осуществляли по описанной выше методике. Результаты исследований для различных наполнителей пропитывающей суспензии, их содержание и зерновая структура приведены в таблице 5.

В качестве жидкой среды для суспензии выбрана вода с добавкой 8 % 50%-го раствора алюмината натрия и 5 % однопроцентного раствора сульфанола (ПАВ). Показатель осыпаемости для случая пропитки этим раствором принят в качестве исходного. В 55 г исходного раствора добавили указанные в таблице количества различных веществ и полученной суспензией пропитывали стержни. Добавка различных количеств наполнителя связана с требованием получать примерно одинаковую вязкость суспензии.

Таблица 5 – Влияние различных веществ на свойства поверхностного слоя стержня

| Номер | Пропитывающая суспензия | Размер частиц, мкм | Потеря массы, % |
|-------|--|--------------------|-----------------|
| 1 | 8 % аллюмината (50 % р-ра), 87 % воды, 5 % сульфанола (1 % р-ра) | – | 22,12 |
| 2 | + 70 г $ZrSiO_4$ | ≤ 15 | 15,08 |
| 3 | + 35 г дистен-силлиманит | ≤ 63 | 6,68 |
| 4 | + 70 г пыль очистных сооружений МТЗ | ≤ 200 | 34,93 |
| 5 | + 14 г MgO | 1–1,5 | 35,48 |
| 6 | + 33 г ПЭГ (полиэтилен гликоль) с 30 % SiC и 10 % Si | 10–15 | 34,68 |
| 7 | + 15 г Диатомит | 5–20 | 18,89 |
| 8 | + 30 г $Al(OH)_3$ | 1–5 | 31,78 |
| 9 | + 9 г Белая сажа | 10–60 | 25,66 |
| 10 | + 20 г Тальк | ≤ 60 | 34,75 |

Как следует из приведенных в таблице данных, упрочнение поверхностного слоя стержня наблюдали для дистенсиллиманита и циркона в качестве наполнителей, несмотря на то, что у них не самая мелкая зерновая структура. Такие наполнители как MgO и $Al(OH)_3$, несмотря на более мелкую структуру, отрицательно повлияли на поверхностную прочность стержня. Твердая фаза отходов полиэтиленгликоля (ПЭГ) представляет собой смесь обломков Si, SiO_2 и SiC.

На рисунке 3 показан внешний вид стержня после выдержки при 870 °С.

Осветленный поверхностный слой в первом приближении позволяет судить о влиянии пропитки на глубину слоя, в котором произошло выгорание связующей смолы стержня. Для дистенсиллиманита, циркона и $Al(OH)_3$ она минимальна. Полученные результаты свидетельствуют о том, что не столько зерновая структура, сколько природа наполнителя эмульсии оказывает влияние на свойства поверхностного слоя стержня.

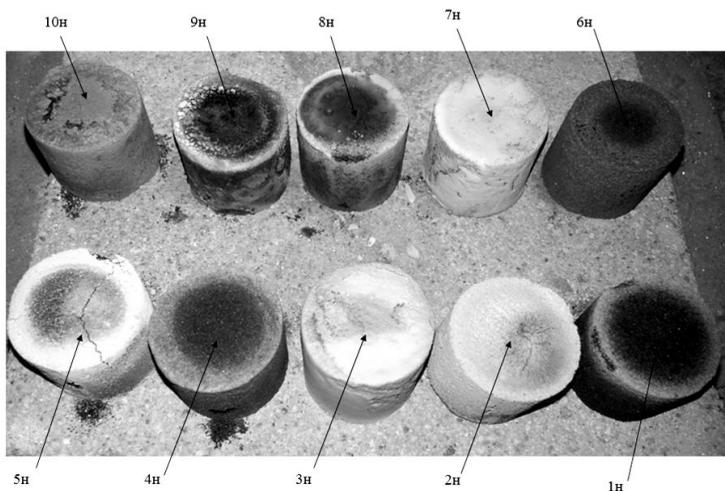


Рисунок 3 – Стержни после выдержки при 870 °С (номера стержней соответствуют таблице 5)

Выводы:

Пропитка любыми композициями на базе жидкого стекла, алюмината и алюмосиликата натрия повышает прочность стержней, полученных по Cold-Vox-amin процессу после сушки при 180 °С. Большинство пропитывающих композиций, проверенных в работе, снизили поверхностную прочность после выдержки в печи при 870 °С. Исключение составила пропитка с дистенсилимонитом и цирконом.

Дисперсность наполнителя пропитывающей композиции не оказала заметного влияния на поверхностную прочность выдержанных в печи при 870 °С стержней. Пропитка жидким стеклом и алюминатом натрия не повлияла на прочность стержня после его контакта с расплавленным чугуном.

Список литературы

1. Жуковский, С.С. Прочность литейных форм / С.С. Жуковский. – М.: Машиностроение, 1980. – 290 с.
2. Бузби, Э.Д. Оценка контроля дефектов типа просечек в чугунных отливках, изготовленных с использованием Ashland Casting Solution. / Э.Д. Бузби – Россия, Санкт-Петербург, 2008. – 128 с.

3. Берч, Т. Борьба с просечками при помощи впитывающих покрытий с активными ингредиентами. [Электронный ресурс] / Т Берч, М. Дж. Хаанепен // «Союз литье» информационный ресурс по литейному производству – Режим доступа: <https://lityo.com.ua/borba-s-prosechkami-pri-pomoshchi-vpityvayushchikh-pokrytij-s-aktivnymi-ingredientami> – дата доступа: 20.09.2019.

4. Foundry coating composition: pat. EP 2 364 795 A1 / Fosco international limited – Publ. date 14.09.2011, Bulletin 2011/37.

5. Nwaogu, U.C. Influence of New Sol-Gel refractory coating on the casting properties of cold box and furan cores for Grey cast iron. / U.C. Nwaogu, T. Poulsen // The Proceeding of 69th world Foundry Congress. – Hang Zhou, 2010. – P. 648–653.

6. Laughlin, I.B. Using Sol-Gel chemistry to Synthesize a Material with Properties Suited for chemical Sensing. Development and Implementation of a Materials Science Experiment for the Undergraduate Curriculum / I.B. Laughlin [at all] // Journal of chemical education – 2000. – № 1, – P. 77–84.

7. Просечки на поверхности чугунных отливок / О.С. Комаров [и др.] // Литье и металлургия. – 2018. – № 2. – С. 37–43.

УДК 621.74:669.13

К.Э. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук,
Ю.Н. МАНСУРОВ, д-р техн. наук,
А.А. ЖУМАЕВ,
П.Ю. ДУВАЛОВ,
А.А. ГЕРАСИКОВА,
Е.В. МИКИШКО (БНТУ)

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА РАБОТЫ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ИЗНОСОСТОЙКИХ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Литые детали из износостойких хромистых чугунов (ИЧХ) широко используются в рабочих органах машин по переработке минерального сырья. Обычно такие детали работают в условиях интенсивного абразивного воздействия с перерабатываемыми материалами и быстро изнашиваются.

В настоящее время большинство деталей, взаимодействующих с абразивной средой, изготавливаются из износостойкого хромистого чугуна ИЧХ28Н2. Они изготавливаются литьем в разовые песчаные формы и используются в литом состоянии без термообработки. Обычно этот чугун применяют как износостойкий материал для работы в жидких коррозионных средах. В таких условиях он имеет высокую стойкость, но в условиях сухого абразивного воздействия износостойкость этого материала значительно ниже [1]. Кроме того, ИЧХ28Н2 имеет достаточно высокую стоимость из-за значительного содержания таких элементов как хром и никель.

Исходя из изложенного выше, актуальной является задача по разработке технологий литья, составов и режимов термообработки износостойких чугунов, имеющих более высокую износостойкость и более низкую стоимость.

Наиболее перспективными технологиями, позволяющими повысить эксплуатационные характеристики деталей из износостойких чугунов, являются методы литья в комбинированные формы и кокили [2]. Применение этих методов позволяет получать:

- более мелкую микроструктуру отливок;
- ориентированную карбидную фазу в направлении перпендикулярном износу;
- плотные без усадочных дефектов отливки, даже значительной толщины;
- отливки с более высокой твердостью при меньшем содержании легирующих элементов [3].

Условно отливки из ИЧХ можно разделить на три группы:

- к первой группе относятся мелкие отливки толщиной до 20 мм и отливки сложной формы, которые можно изготавливать только в земляных формах;
- ко второй группе относятся детали толщиной 20–50 мм, имеющих одну рабочую изнашиваемую поверхность;
- к третьей группе относятся детали толщиной более 50 мм и имеющие более одной рабочей поверхности.

Для получения деталей первой группы разработаны и прошли промышленное опробование эвтектические износостойкие чугуны, содержащие 16–20 % Сг и дополнительно легированные (Ni, Mn, Mo, V, W в суммарном количестве до 2 %). Отбойные плиты центробежных мельниц из этих сплавов, изготовленные в формах из

ХТС (холодно-твердеющей смеси), а затем закаленные на твердость 63–64 HRC при размоле кварцевого песка, показали ресурс работы до 8 раз выше, чем такие же детали из ИЧХ28Н2 [4].

Для изготовления более крупных деталей второй группы использование земляных форм не обеспечивает получение мелкой структуры и правильной ориентации карбидов. Поэтому для таких деталей используется технология литья в комбинированные формы. Верхняя часть комбинированной формы изготавливается из ХТС, а для получения рабочей поверхности отливки используется металлическая плита (рисунок 1).

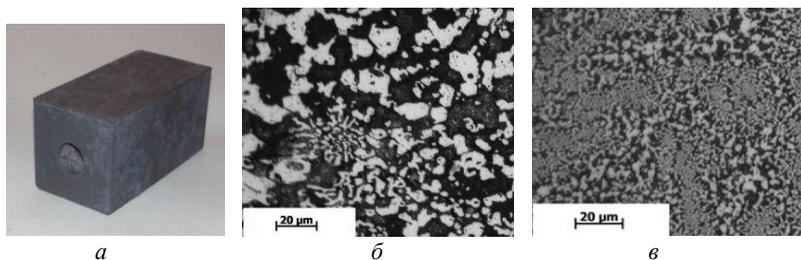


а – форма из ХТС; *б* – металлическая плита

Рисунок 1 – Комбинированная форма

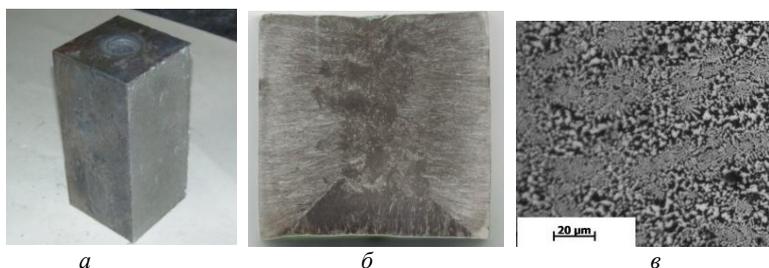
Часть отливки, затвердевшая на металлической плите, имеет твердость 57–62 HRC, а твердость частей затвердевших в контакте с ХТС составляет 52–54 HRC. Структуры зон отливок, затвердевших в контакте с ХТС и металлической частью формы, показаны на рисунке 2.

Получение мелкой структуры и высокой твердости для деталей третьей группы возможно только методом литья в кокиль. В этом случае твердость всех поверхностей отливки составляет 58–62 HRC. Размер карбидов при литье в кокиль (2–8 мкм) в 3–4 раза меньше, чем при литье в песчаную форму. При этом отливки имеют строго направленную перпендикулярно износу мелкую структуру на глубину 20–25 мм. Микро и макроструктуры отливки, изготовленной в кокиле, показаны на рисунке 3.



a – отливка; *б* – структура, полученная в песчаной части формы;
в – структура, полученная на металлической части формы

Рисунок 2 – Отливка 2-й группы и ее структура



a – отливка; *б* – макроструктура, $\times 1$; *в* – микроструктура, $\times 500$

Рисунок 3 – Структура отливки 3-й группы

При литье в кокиль важным фактором является выбор химического состава чугуна. Недостаточное количество легирующих элементов приводит к образованию мягкой перлитной металлической матрицы, а их избыток – к матрице со стабильным аустенитом, имеющей невысокую твердость.

В настоящее время разрабатываются специальные хромистые сложнелегированные чугуны для литья в комбинированные формы и кокили, содержащие от 16 до 19 % Cr. Эти чугуны для литья в комбинированные формы дополнительно легируются Ni, Mn, Mo, V, W, а для литья в кокили – Mo, V, W.

На ПО «Навоийский машиностроительный завод» (г. Навои, Узбекистан) изготавливают отливки, полученные с помощью металлических холодильников (внутренних) из ИЧХ280Х29НЛ (рисунок 4).



a – внутренние холодильники

Рисунок 4 – Отливка «Башмак»

Ежемесячно изготавливается порядка 1200 шт. детали «Башмак» весом 45 кг для центробежных дробилок фирмы «Сетко» с применением внутренних холодильников, что позволяет повысить износостойкость на 20 %. Детали после литья проходят термообработку.

Проведенные исследования износостойкости деталей, полученных в металлических формах для центробежных дробилок производства НПО «Центр» (г. Минск, Республика Беларусь), показали аналогичное повышение износостойкости на 20–25 %.

Кроме использования металлических форм и холодильников одним из способов повышения износостойкости является термообработка ИЧХ. В основном это закалка на воздухе для получения мартенситной структуры. При этом ресурс работы термообработанных деталей увеличивается до 3 раз по сравнению с литыми.

Лучшие результаты по увеличению износостойкости показывает совместное использование технологии литья с применением металлических форм и последующей термической обработки.

Список литературы

1. Исследование абразивно-коррозионной стойкости хромистых чугунов / Е.И. Рожкова [и др.] // Литейщик России. – 2005. – № 12. – С. 8–9.

2. Исследование затвердевания и охлаждения отливки из ИЧХ при литье в кокиль, песчаную и комбинированные формы / К.Э. Барановский [и др.] // Литье и металлургия. – 2010. – № 3, – С. 25–30.

3. Барановский, К.Э. Повышение ресурса работы деталей из износостойких хромистых чугунов оборудования по производству кирпича из глины и центробежных измельчителей / К.Э. Баранов-

ский, Э.Ф. Барановский, В.М. Ильюшенко // Литье и металлургия. – 2010. – № 3, С. 43–48.

4. Барановский, К.Э. Износостойкие литейные сплавы для деталей мельниц по размолу стекла / К.Э. Барановский, В.М. Ильюшенко // Центробежная техника – высокие технологии: материалы 3-й Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2008. – С. 46–48.

УДК 621.74

К.Э. БАРАНОВСКИЙ, канд. техн. наук,
Е.В. РОЗЕНБЕРГ,
Е.Л. ГУСАКОВСКИЙ,
П.С. ШМАНЯЙ (БНТУ)

СВЯЗУЮЩИЕ ДЛЯ КРАСОК, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В настоящее время для предприятий машиностроительного профиля Республики Беларусь в связи с возросшими требованиями по точности и качеству литья одним из перспективных способов получения отливок является литье по газифицируемым моделям. В сравнении с методом литья в песчаные формы окрашивание не только повышает качество отливок, защищая от их пригара, но и позволяет получить годные отливки, так как особенностью метода является то, что в песчаной смеси отсутствуют связующие компоненты, а внутренняя полость формы образуется в процессе выгорания полистирола под воздействием высоких температур заливаемого металла.

В состав красок на водной основе, кроме наполнителя, входит связующее, которое обеспечивает прочность к истиранию и вспомогательные компоненты (диспергаторы, пеногасители, загустители, ПАВ и др.), позволяющие краске обеспечивать следующие требования: хорошая адгезия при нанесении на поверхность полистирольной модели, низкая газотворность, высокая седиментационная устойчивость, равномерная толщина слоя по модели, включая отверстия и углы, хорошая кроющая способность [1].

Основу покрытий (около 60 % от массы краски) составляет термостойкий наполнитель. Комбинация термостойких материалов: силиката циркония ($ZrSiO_4$), дистен-силлиманита ($Al_2O_3 \cdot SiO_2$), оксида алюминия (Al_2O_3) в красках для литья по газифицируемым моделям позволяет получать отливки без пригара и поверхностных дефектов [2, 3].

Важным компонентом противопопригарных покрытий является связующее. При литье по газифицируемым моделям к связующим материалам предъявляют особые требования, так как они не только должны обеспечить прочность противопопригарного покрытия и надежное сцепление его с поверхностью полистирола при технологических манипуляциях во время транспортировки, но и обеспечить прочность к истиранию во время формовки «куста» отливок в опалке, а также должны при заливке противостоять эрозии покрытия жидким металлом [1].

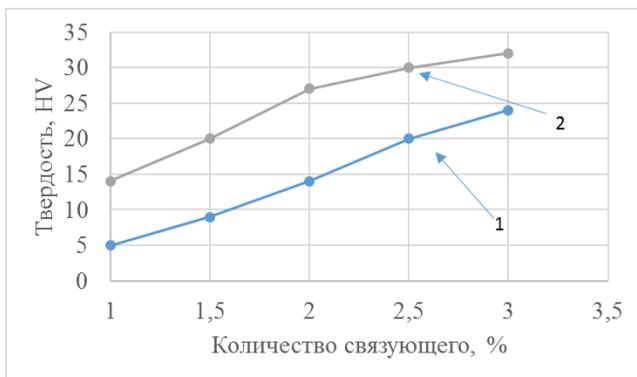
Основным критерием оценки связующего выступала прочность краски. Известно, что для многих материалов установлена непосредственная связь твердости с прочностью. За основу принят метод, разработанный авторами [4], в соответствии с которым в испытываемую поверхность вдавливается конус из твердого материала и по величине отпечатка оценивают твердость. Прочность краски находится в обратной зависимости от размера (площади) отпечатка.

В качестве связующих материалов были выбраны следующие доступные компоненты [5]:

1) лигносульфонат, являющийся побочным продуктом переработки древесины в целлюлозно-бумажной промышленности. Он представляет собой смесь различных солей (натриевых) лигносульфоновых кислот с примесью редуцирующих и минеральных веществ;

2) акриловые дисперсии, которые являются продуктами полимеризации сложных эфиров акриловой кислоты с добавлением стабилизаторов и эмульгаторов. Акриловые дисперсии являются базовым компонентами многих водных связующих.

Для исследования прочностных характеристик изготавливали краски на основе приведенного выше наполнителя. Краски наносились на поверхность керамического образца и сушились при $60\text{ }^\circ\text{C}$ в течение часа, после по методике [4] измерялась твердость получаемого покрытия. Результаты исследований приведены на рисунке 1.



1 – лигносульфонат; 2 – акриловое связующее

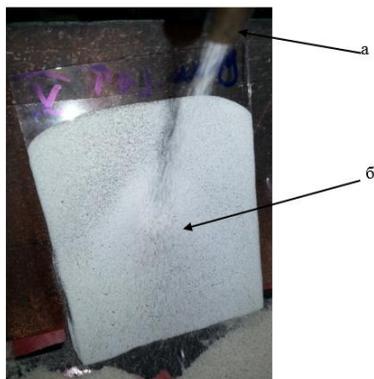
Рисунок 1 – Зависимость твердости от количества связующего

Исходя из проделанных исследований, можно сделать выводы, что лучше всего себя показало акриловое связующее в количестве 2–3 % от массы краски. Лигносульфонат значительно уступает в показателе твердости, а, следовательно, и прочности покрытия при одинаковом количестве в краске.

Для оценки различных акриловых связующих в красках для литья по газифицируемым моделям была проведена серия опытов по оценке сопротивления покрытия к истиранию струей кварцевого песка.

Краску наносили на пластинку из стекла следующим образом: 50 см³ испытуемой краски выливали на пластинку, наклоненную к горизонту под углом 45°, и оставляли в таком положении, пока избыток краски не стечет. Затем окрашенную пластинку сушили в сушильном шкафу при 60 °С, расположив ее под углом 45° к горизонту, в течение часа. После охлаждения пластинку подвергали испытаниям (рисунок 2)

При появлении на испытуемом слое светящегося участка чистого стекла диаметром 2 мм испытания останавливали. Количество израсходованного песка замерялось и служило оценкой износостойкости покрытия.



a – струя песка; *б* – стеклянная пластинка, покрытая краской

Рисунок 2 – Процесс испытания краски на истирание

Так как вязкость, а, следовательно, толщина покрытий для различных красок может быть неодинаковой, то для их сравнения показатель прочности на истирание приводится на 1 мм толщины покрытия. После высыхания краски с помощью микрометра измеряли толщину пластинки без покрытия и с покрытием в точке износа. По разнице измерений определялась толщина покрытия.

В ходе исследования было испытано несколько акриловых связующих: два акриловых связующих производства немецкой компании «Alberdingk Boley GmbH» в виде водной дисперсии и водорастворимого порошка, а также акриловое связующее производства российской компании «ХОМА». Различные связующие вводились в количестве 1, 1,5, 2 %. Результаты испытания красок на прочность приведены в виде гистограмм на рисунке 3.

Из рисунка 3 видно, что наибольшую прочность дает сухой акриловый концентрат производства компании «Alberdingk». Такой высокий показатель прочности можно объяснить тем, что в водных акриловых дисперсиях присутствует определенное количество воды, следовательно, при введении их в состав краски вносится меньшее количество связующего по сравнению с такой же массой сухого акрилового связующего.

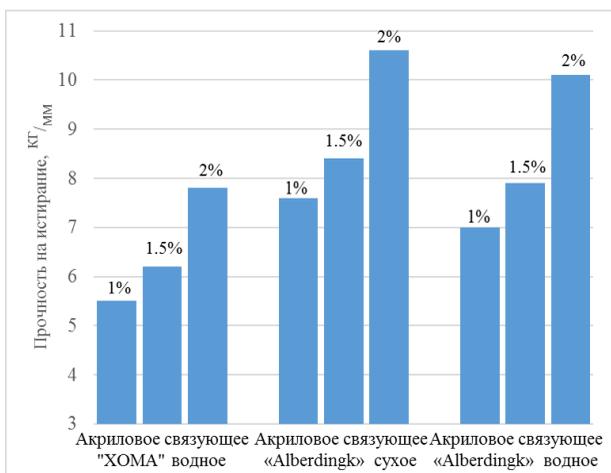
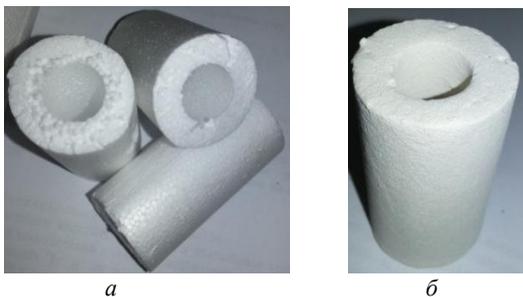


Рисунок 3 – Прочность краски к истиранию

Так как в предыдущем опыте в первую очередь оценивалась прочность краски к истиранию, что в основном обуславливается сцеплением частиц термостойкого наполнителя между собой и со стеклом, представляло интерес провести опыты по оценке механической прочности краски, нанесенной на полистироловую модель.

Исследование проводилось по следующей методике: цилиндрическую полистироловую модель (рисунок 4, *а*) окрашивали исследуемой краской (методом окунания), предварительно взвесив. Сушка производилась при температуре 60°C.



а – образцы до окрашивания; *б* – образец после окрашивания

Рисунок 4 – Образцы для оценки прочности противопригарного покрытия

Полученные образцы (рисунок 4, б) опять взвешивали для определения исходной массы краски. Затем образцы подвергались механическому воздействию на аппарате для определения осыпаемости стержней (рисунок 5).



Рисунок 5 – Установка для оценки осыпаемости стержней

После механических воздействий в течение 15 мин образец взвешивался по разнице веса (до и после механического воздействия), определялся процент потерянного (разрушенного) термостойкого покрытия. В качестве исследуемых образцов были выбраны составы с наибольшими показателями прочности краски с каждым из связующих. Результаты исследований приведены на рисунке 6.

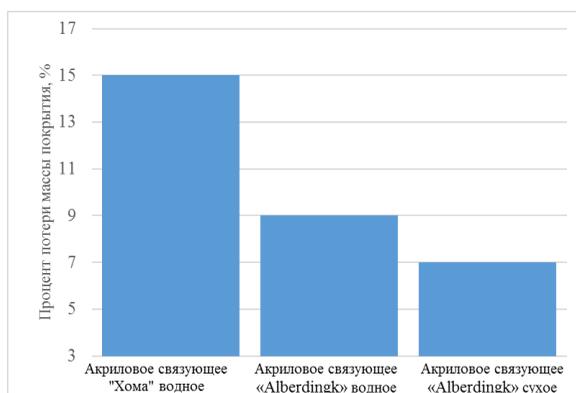


Рисунок 6 – Потеря массы краски после механического износа

Из полученных данных можно сделать вывод, что показатели прочности на истирание по классической методике и при использовании механического воздействия при испытаниях на полистироловой модели показали сопоставимые результаты и оба метода подходят для оценки такого важного показателя, как прочность краски для литья по газифицируемым моделям.

По результатам сравнения связующего можно сделать следующие выводы:

1. Применение стандартных водных (применяемых в течение многих лет) связующих (лигносульфонат и др.) не позволяет получать высокие значения прочности красок для литья по газифицируемым моделям.

2. Акриловые связующие обеспечивают высокие прочностные характеристики красок для литья по газифицируемым моделям.

3. В качестве связующего рационально использовать 2 % акриловую водную дисперсию производства фирмы «Alberdingk». Применение в красках сухого связующего при незначительном увеличении прочности повышает ее стоимость. Сухое связующее будет использовано при разработке сухого концентрата краски для газифицируемых моделей, для упрощения поставок конечному потребителю.

Список литературы

1. **Шуляк, В.С.** Литье по газифицируемым моделям / В.С. Шуляк. – С-Пб.: Професионал, 2007. – 408 с.

2. **Барановский, К.Э.** Краски для литья по газифицируемым моделям с комплексным наполнителем / К.Э. Барановский, Е.В. Розенберг, И.Б. Саленко // Литво. Металургія. 2019: матеріали XV Міжнар. наук.-практ. конф. (21–23 травня 2019 р., м. Запоріжжя) / Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Запоріжжя. АА Тагдем. – 380 с. – С – 24–26.

3. **Барановский, К.Э.** Разработка состава термостойкого покрытия для литья по газифицируемым моделям на базе комплексного наполнителя / К.Э. Барановский, В.В. Чертобой // XIX РСНТК «Новые материалы и технологии их обработки». – Минск, 2018. – С. 21–23.

4. Методика определения прочности противопригарных красок / О.С. Комаров [и др.] // Литье и металлургия. – 2014. – № 4. – С. 31–33.

5. Давыдов, Н.И. Литейные противопригарные покрытия: справочник / Н.И. Давыдов. – М.: Машиностроение, 2009. – 240 с.

УДК 669

И.А. ИВАНОВ, д-р техн. наук,
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
В.А. ШЕЙНЕРТ,
А.Н. БЕЛЫЙ,
Ю.А. КОСТЮЧЕНКО,
Д.В. ПРИМШИЦ (БНТУ)

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КАТОДОВ-МИШЕНЕЙ ИЗ КОМПЛЕКСНЫХ СИЛИЦИДОВ ДЛЯ ВАКУУМНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ИСТОЧНИКОВ ЛИТЕЙНО-ДЕФОРМАЦИОННЫМ МЕТОДОМ

Вакуумная ионно-плазменная обработка изделий с формированием на их поверхности защитных слоев широко используется для придания поверхности из этих материалов специальных свойств. В производстве широко применяются покрытия на основе силицидов титана, меди, никеля и других элементов. Использование таких соединений обусловлено их специальными свойствами (высокие температуры плавления, твердость, жаропрочность, износ- и коррозионная стойкость).

Процесс вакуумного ионно-плазменного формирования покрытий на основе силицидов и других тугоплавких металлов из однокомпонентных металлических катодов достаточно прост в реализации и хорошо изучен. Эффективность таких покрытий зависит от многих факторов, одним из которых является плотность и однородность материала катода мишени.

Ранее выполненные исследования [1–3] показали возможность изготовления катодов мишеней методом литья в разовые формы. Отработаны различные варианты, в том числе высокотемпературная

восстановительная плавка комплексных силицидов на основе оксидов титана, никеля, меди и кремния, а также высокоскоростная индукционная плавка аналогичных силицидов с использованием металлических компонентов сплава с последующей заливкой в специальные литейные формы и получением литой заготовки катода мишени. Предварительные испытания опытных образцов полученных катодов мишеней при нанесении вакуумных ионно-плазменных защитных покрытий показали их работоспособность. При этом были выявлены и некоторые недостатки, в частности недостаточно высокая плотность и однородность материала, полученного методом литья.

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований процесса изготовления таких катодов-мишеней с использованием совмещенной литейно-деформационной технологии. Суть технологии заключается в получении на начальном этапе литой заготовки силицида с последующим размолом материала до нужной фракции.

На следующем этапе порошок силицида подвергается пластической деформации в специальной оснастке, позволяющей получить образец катода мишени требуемой геометрии и после соответствующей термической обработки катод мишень устанавливается в специальную форму, нижняя его часть заливается сплавом на основе меди либо железа, формируя токовод.

На первом этапе работы в лабораторных условиях с использованием методики, разработанной авторами, проведены экспериментальные исследования высокотемпературного синтеза различных силицидов [4]. Исходная шихта состояла из порошков оксидов титана, никеля, меди, кремния и силикокальция СК30, а в качестве восстановителя использовали порошок алюминия.

Установлено, что при наличии в составе смеси силикокальция процесс горения сопровождается практически полным восстановлением компонентов силицида, при этом под действием силы тяжести на расплавленные продукты реакции в рабочем тигле получаются два конечных продукта: металлический слиток и шлак. Кроме того, наличие в составе активного восстановителя кальция позволило снизить расчетное количество алюминия.

На рисунке 1 представлена макроструктура различных силицидов, из которых видно, что полученные таким способом слитки имеют плотную однородную структуру.



a



б

a – кремний-медь-титан; *б* – кремний-никель-титан

Рисунок 1 – Макроструктура опытных образцов силицидов, полученных СВС-процессом

Исследования элементного состава опытного образца силицида системы титан-кремний-никель, выполненные на микрорентгено-спектральном анализаторе «INCA 350» фирмы «OxfordInstruments» (Англия), показали, что полученный материал содержит, наряду с никелем, титаном и кремнием, незначительное количество (1,5 %) остаточного алюминия (восстановителя).

Химический анализ шлака, полученного от восстановительной плавки силицида, свидетельствует о наличии в нем значительного количества кальция (9 %), что подтверждает его высокую восстановительную способность. В составе шлака обнаружено также около 10 % титана, а такие элементы, как никель и кремний, в нем практически отсутствуют, так как они полностью перешли в слиток силицида.

На втором этапе были проведены экспериментальные исследования процесса получения аналогичных по составу силицидов методом высокоскоростной индукционной плавки по методике, описанной в работе [3]. В качестве шихтовых материалов использовали кристаллический кремний, лом меди, электролитический никель и кусковой титан.

После полного расплавления компонентов шихты полученный силицид разливали в открытые литейные формы, которые обеспечивали направленную кристаллизацию слитка. В качестве примера на рисунках 2, 3 представлены их фотографии. Установлено, что

такой способ плавки обеспечивает достаточно высокий металлургический выход (95–97 %) и однородную макроструктуру полученных слитков силицидов.

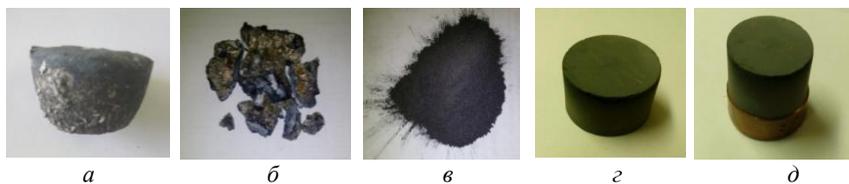


Рисунок 2 – Слиток силицида титан-кремний-никель (а) и макроструктура (б), полученного высокоскоростной индукционной плавкой



Рисунок 3 – Слиток силицида титан-кремний-медь (а) и макроструктура (б), полученного высокоскоростной индукционной плавкой

Слитки полученных силицидов после предварительного дробления размалывались в порошок определенной фракции и затем с использованием пластификатора он прессовался и таким образом получали заготовку катода мишени. Известно, что катоды-мишени, используемые для нанесения защитных покрытий, являются съемными и водоохлаждаемыми, и состоят обычно из двух частей: рабочей части, которая испаряется дугой, и токовода, обеспечивающего крепление катода в испарителе и его быструю замену, а также эффективный электрический контакт с его испаряемой частью. С этой целью в дальнейшем брикетированная заготовка отжигалась и с использованием специальной технологической оснастки получали образцы катодов мишеней. На рисунке 4 представлены основные этапы процесса получения катодов мишеней литейно-деформационным методом.



a – литая заготовка силицида; *б* – после предварительного дробления; *в* – размол до фракции менее 0,8 мм; *г* – катод-мишень, полученный методом прессования; *д* – готовый катод-мишень с тоководом

Рисунок 4 – Основные этапы изготовления катодов мишеней литейно-деформационным методом

Таким образом, в результате экспериментальных исследований разработан технологический вариант изготовления катодов мишеней для вакуумных ионно-плазменных источников (рисунок 5).

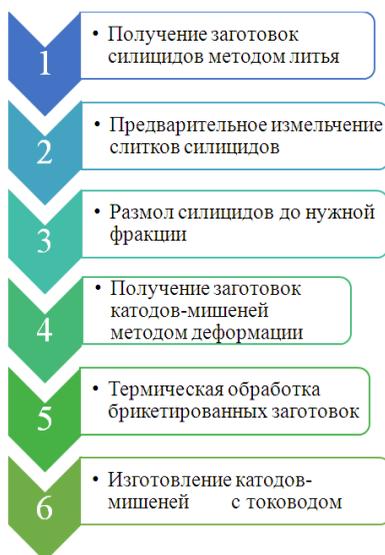


Рисунок 5 – Технологическая схема получения катодов-мишеней для вакуумных ионно-плазменных источников литейно-деформационным методом

С учетом полученных предварительных результатов и применительно к конкретной вакуумно-электродуговой испарительной установке в дальнейшем планируется отработка совмещенного литейно-деформационного технологического процесса получения опытных образцов катодов-мишеней из комплексных силицидов.

Список литературы

1. Исследование процесса получения сплавов металл-кремний для изготовления катодов-мишеней / И.А. Иванов [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: материалы XI Междунар. науч.-техн. конф., Минск 14–16 сентября 2016 г. / ФТИ НАН Беларуси. – Минск, 2016.

2. Особенности получения силицидов для изготовления катодов-мишеней / А.И. Иванов [и др.] // Metallurgy: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2016. – Вып. 37. – С. 98–103.

3. Технологические особенности получения силицидов на основе меди, никеля и титана для катодов-мишеней / И.А. Иванов [и др.] // Metallurgy: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2017. – Вып. 38. – С. 84–90.

4. Получение катодов-мишеней из силицидов для вакуумных ионно-плазменных источников / И. А. Иванов [и др.] // Литье и металлургия. – 2018. – № 2 (91). – С. 99–102.

УДК 669

В.А. ШЕЙНЕРТ,
А.Г. СЛУЦКИЙ, канд. техн. наук,
В.С. КАЛИНИЧЕНКО, канд. техн. наук,
Е.Г. ИВАНОВСКИЙ (БНТУ)

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ АРМИРУЮЩИХ ЧУГУННЫХ ГРАНУЛ ДЛЯ КОМПОЗИТОВ

Для макрогетерогенных композиционных материалов, получаемых методами литья и применяемых в тяжелонагруженных узлах трения, важную роль имеет состав матрицы и армирующего эле-

мента. При этом в качестве армирующего элемента в основном используются литые гранулы стали и чугуна. Это позволяет не только снизить стоимость подшипников скольжения, но и обеспечить широкий уровень физико-механических и эксплуатационных свойств за счет управления их структурой, которая чувствительна к режимам термообработки.

Ранее выполненные экспериментальные исследования показали перспективность получения композиционных материалов с использованием литейной технологии [1–3].

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований по совершенствованию способа получения армирующих гранул.

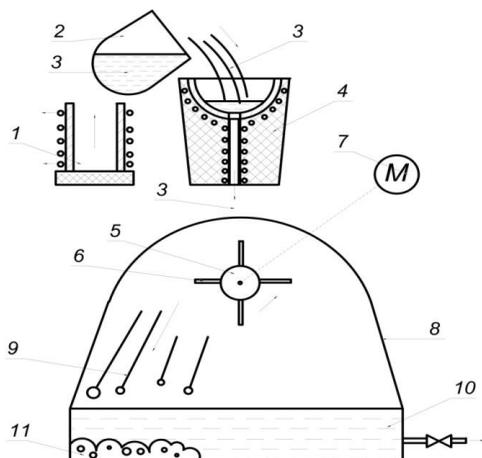
В качестве объекта изучения был выбран композиционный материал на основе высокопрочной марганцовистой бронзы типа БрКМц3-1 и армирующих гранул из серого чугуна. Наличие в бронзе кремния и марганца обеспечивают надежный контакт с армирующим материалом, например, чугунными гранулами, за счет их химического взаимодействия с оксидными пленками железа в процессе пропитки композита жидкой бронзой.

Анализ способов получения гранулированных материалов показал, что применительно к сплавам на основе железа наиболее приемлемым вариантом является разбрызгивание жидкого металла под действием центробежных сил. Данная схема была положена в основу лабораторной установки, на которой отрабатывались технологические режимы гранулирования чугуна и изготавливались опытные образцы материала в малых объемах (рисунок 1).

По такой технологической схеме была изготовлена лабораторная установка и выполнены эксперименты по отработке режимов гранулирования чугуна. Были подобраны необходимые шихтовые материалы для получения исходного жидкого чугуна следующего химического состава (таблица 1).

Таблица 1 – Расчетный состав базового чугуна

| C | Si | Mn | S | P | Cr |
|-----|-----|-----|------|------|---------|
| 2,7 | 1,1 | 0,2 | 0,09 | 0,06 | до 0,04 |



- 1 – плавильная печь; 2 – тигель для разливки; 3 – жидкий чугун; 4 – обогреваемый металлоприемник; 5 – ротор диспергатора; 6 – диспергирующая лопатка; 7 – приводной электродвигатель; 8 – защитный кожух; 9 – поток капель чугуна; 10 – охлаждающий бак; 11 – чугунные гранулы

Рисунок 1 – Схема лабораторной установки для получения армирующих чугунных гранул в малых объемах

Плавка осуществлялась на высокоскоростной индукционной установке по методике, описанной в работе [4]. После расплавления шихтовых материалов, доводки чугуна по химическому составу, тигель 2 извлекался из индуктора плавильной установки 1 и затем осуществлялась разливка жидкого металла. Конструкцией установки предусмотрен обогреваемый металлоприемник 4 позволяющий равномерно подавать жидкий чугун через калиброванную трубку на диспергирующие лопатки 6 которые расположены на роторе 5 приводного электродвигателя 7. Образующийся поток капель чугуна 9 попадает в охлаждающий бак 10, где окончательно формируются гранулы 11.

Режим гранулирования чугуна: частота вращения ротора 1000 об/мин, материал лопатки – электродный графит, длина свободного пролета капель – 80 см, глубина охлаждающего бака – 50 см. По такому режиму балы изготовлена партия чугунных гранул. В таблице 2 представлен фракционный состав полученного материала.

Таблица 2 – Гранулы, полученные из базового чугуна

| Фракция | Размер фракции, мм | Количество фракции, % | Примечание |
|---------|--------------------|-----------------------|-------------|
| | | 8–5 | 33,2 |
| | 5–3 | 34,5 | пригодна |
| | 3–2 | 17,3 | пригодна |
| | 2–1 | 11,9 | пригодна |
| | менее 1 | 3,1 | не пригодна |
| | скрап сверх 100 % | 17,0 | |

Установлено, что выход годных фракций для изготовления композиционных антифрикционных материалов составил 63,7 % от веса полученной дроби и 54,5 % от веса жидкого металла. Этот результат является удовлетворительным для лабораторного использования разработанного способа гранулирования сплавов.



Рисунок 2 – Общий вид различных фракций чугуновых гранул

Округлость частиц полученных гранул характеризовалась фактором формы K_{ϕ} , определенным как отношение наименьшего d размера гранулы к наибольшему D по результату среднего арифметического 15–20 измерений:

$$K_{\phi} = \frac{d}{D}.$$

Результаты расчетов приведены в таблице 3.

Таким образом, можно заключить, что вся дробь, отлитая из модельного чугуна, имеет округлую форму, а основные фракции (5–3, 3–2, 2–1 мм), используемые для изготовления антифрикционных композитов, близки к сферической форме.

Таблица 3 – Расчетные значения фактора формы (K_{ϕ})

| Фракция | Размер фракции, мм | K_{ϕ} |
|---------|--------------------|------------|
| | 8–5 | 0,56 |
| | 5–3 | 0,74 |
| | 3–2 | 0,87 |
| | 2–1 | 0,95 |
| | менее 1 | 0,99 |

В дальнейшем на лабораторной установке были отлиты опытные образцы гранул из износостойких легированных чугунов. Из множества составов таких сплавов были выбраны те, которые не претерпевали структурных превращений при термовременных условиях получения композитов. Это износостойкий хромоникелевый мартенситный чугун марки ЧХ9Н5. В литом состоянии он имеет мартенситно-аустенитную матрицу, может сохранить ее даже после нагрева до 1150 °С при синтезе композита и после медленного охлаждения готовой заготовки за счет подавления перлитного превращения при содержании в его химическом составе никеля более 4,0 %. Твердость такого чугуна лежит в пределах 500–600 НВ, что позволяет в полной мере реализовать принцип Шарпи в композите бронза «эвердур» – чугун ЧХ9Н5. Однако такой антифрикционный материал можно использовать только в паре с закаленным валом из-за высокой твердости матрицы чугуна.

Следующим материалом, позволяющим композитам на основе бронз БРКМц 3–1 и БрКН 1–3 эксплуатацию в паре с сырым валом, является высокованадиевый износостойкий чугун с инвертированной структурой, содержащий ~ 2,5 % С и 8–9 % V при содержании Mn и Si в пределах 0,5 %. Такой чугун в процессе синтеза композитов приобретает феррита-перлитную, перлитную или бейнитную матрицу в зависимости от скорости охлаждения заготовки с твердостью не выше 300 НВ и относительным удлинением 3–8 %. При этом прочность чугуна в гранулах составляет 500–700 МПа, что в перспективе позволит осуществить теплую обработку давлением готовых композиционных заготовок на основе однофазных бронз и латуней с целью увеличения плотности и придания окончательной геометрии, а также для запрессовки в опорные корпуса. Важным свойством ванадиевых инвертированных чугунов является возмож-

ность работы в условиях сухого трения без схватывания и задиrow при минимальном износе.

Третьим армирующим материалом, принципиально отличным от выше приведенных, является сталь 75Х6Г7. Являясь относительно мягким и пластичным материалом (250–300 НВ, $\delta > 10\%$), эта сталь склонна к деформационному мартенситному превращению в процессе изнашивания, что значительно увеличивает ее твердость, прочность и износостойкость.

Для получения структуры с метастабильным аустенитом такую сталь необходимо закаливать с температур не ниже 1150 °С с высокими скоростями, но так как литая дробь уже имеет такую структуру, нагрев под такую закалку может быть очень кратковременным, что имеет место при получении композитов как раз при $t = 1150\text{ °С}$. Закалка такого композита с твердожидкого состояния прямо в форме даст сверхпластичный материал с относительным удлинением матрицы до 50 % и упрочняющей фазой (дробь из «МАС» – стали) до 15 %. Эти свойства позволят осуществить холодную прокатку исходной заготовки с большими обжатиями. Такая обработка позволит регулировать соотношение площадей матрицы и наполнителя в рабочей плоскости трения за счет вытяжки заготовки в направлении прокатки.

Таким образом, представляется возможность получать материал с равномерным распределением упрочняющей фазы (дробь), полностью окруженной матричной фазой (бронзой), что значительно увеличит общую прочность композиционного материала.

Заключение

1. Разработана усовершенствованная технологическая схема получения чугунных гранул для армирования композитов.

2. Изготовлена лабораторная установка, отработаны технологические режимы гранулирования высокоуглеродистых сплавов и получены опытные образцы материала.

3. Исследован фракционный состав и на основании этого рассчитан коэффициент округлости армирующих чугунных гранул.

4. Подобраны составы износостойких высокоуглеродистых сплавов для изготовления на их основе армирующих гранул с последующим использованием при получении композитов (износостойкий

хромоникелевый мартенситный чугун марки ЧХ9Н5, высокованадиевый износостойкий чугун с инвертированной структурой, «МАС» сталь 75Х6Г7).

Список литературы

1. Способ получения быстроохлажденных гранул на основе железа / В.А. Шейнерт [и др.] // Наука – образованию, производству, экономике: материалы 15-й Междунар. науч.-техн. конф. – Минск: БНТУ, 2017. – Т. 1. – С. 377.

2. Влияние условий получения быстроохлажденных гранул на основе железа на свойства композиционных материалов, формируемых литейной технологией / А.С. Калиниченко [и др.] // Литье и металлургия. – 2017. – № 1 (86). – С. 136–142.

3. Технологические принципы получения композиционных материалов на основе сплавов меди, упрочненных быстроохлажденными чугунами гранулами / А.С. Калиниченко [и др.] // Металлургия: Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2018. – Вып. 39. – С. 90–94.

4. Особенности изготовления композиционного материала с макронеоднородной структурой с применением магнитных полей / А.С. Калиниченко [и др.] // Литье и металлургия. – 2018. – № 1 (90). – С. 124–127.

УДК 669.7: 624.01

Ф.И. ПАНТЕЛЕЕНКО, д-р техн. наук,
О.В. ШУМОВ, канд. техн. наук (БНТУ)

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Введение

Хорошие эксплуатационные свойства в большом интервале рабочих температур при эксплуатации в различных агрессивных средах обусловили широкое распространение нержавеющей хромоникелевых аустенитных сталей. Однако большие значения остаточных напряжений и деформаций, возникающих в процессе дуговой сварки заготовок из данных сталей, особенно в случае использования заготовок малой толщины, негативно влияют на физико-механические и эксплуатационные свойства сварных соединений, на надежность работы и срок службы изготавливаемой сварной конструкции [1, 2].

Для снижения остаточных напряжений и деформаций, возникающих при дуговой сварке конструкций из тонколистовых заготовок, применяются различные способы, например, предварительная деформация соединяемых заготовок, выполнение сварных швов в оптимальной последовательности, охлаждение высокотемпературной области сварного соединения, термическое растяжение металла заготовок в процессе сварки и т.д. [3, 4]. Длительное пребывание свариваемых заготовок при высоких температурах может служить причиной химической неоднородности металла, образования скоплений хрупких фаз в сварном соединении, служащих концентраторами напряжений и негативно влияющих на механические свойства сварных соединений, снижающих надежность работы готового изделия. Поскольку при использовании охлаждения в процессе дуговой сварки достигается уменьшение площади нагретого металла, что обеспечивает сокращение времени пребывания металла заготовок при высоких температурах, то применение данного способа

сварки является эффективным способом уменьшения остаточных сварочных напряжений и деформаций.

При термическом растяжении металла в процессе дуговой сварки производится нагрев соединяемых тонколистовых заготовок на определенном расстоянии от движущейся сварочной дуги [5, 6]. Нагрев заготовок осуществляется источником тепла, который перемещается параллельно выполняемому сварному шву синхронно с перемещениями движущегося источника тепла. Растягивающие напряжения, которые возникают в прилегающей к области нагрева зоне металла, обеспечивают нейтрализацию напряжений сжатия в зоне сварного шва, что позволяет не допустить образования пластических деформаций в этой зоне или уменьшить их. Регулируемыми параметрами при таком способе сварки являются температура локального нагрева заготовок, величина области нагрева и его длительность, расстояние от сварочной дуги до области нагрева.

Основная часть

К одной из часто используемых при сварке охлаждающих сред относится вода, при использовании которой достигается высокая скорость охлаждения металла заготовок. Однако в случае использования данного охладителя не обеспечивается равномерное охлаждение поверхности соединяемых деталей, что ведет к возникновению значительных напряжений и деформаций свариваемого металла.

Применение жидкого азота для охлаждения поверхности сварного соединения обеспечивает равномерное охлаждение, которое достигается за счет образования газовой прослойки между металлической поверхностью и жидким азотом, равномерно покрывающей охлаждаемую деталь. При использовании жидкого азота в процессе дуговой сварки охлаждение поверхности соединяемых заготовок происходит с небольшой скоростью, что позволяет предупредить возникновение значительных напряжений и деформаций в свариваемом металле. Однако низкая скорость охлаждения не обеспечивает получение высоких механических свойств сварного соединения при сварке сталей с аустенитной структурой.

Значительный потенциал по повышению эффективности технологического процесса сварки заключается в использовании новых сварочных материалов, например, твердого диоксида углерода [7, 8]. Этот сварочный материал при использовании его в качестве

охладителя при дуговой сварке имеет следующие преимущества по сравнению с другими охлаждающими средами:

- низкую рабочую температуру, которую он сохраняет в течение времени сварки;
- отсутствие жидкой фазы, которую необходимо удалять из зоны сварки по мере использования;
- высокую интенсивность охлаждения поверхности соединяемых заготовок и т.д.

В данной работе была оценена возможность снижения величины остаточных сварочных напряжений и деформаций в результате применения комбинации нескольких способов сварки, в частности, дуговой сварки с охлаждением высокотемпературной области сварного соединения и сварки с термическим растяжением металла заготовок. Оценка состояла в установлении посредством численного моделирования способности при помощи дуговой сварки с охлаждением сформировать перемещающееся температурное поле требуемых параметров. В частности, сформировать температурное поле, при котором обеспечиваются необходимые условия для реализации метода термического растяжения свариваемых тонколистовых заготовок.

В ходе исследований были рассмотрены процессы передачи тепла от движущейся сварочной дуги к соединяемым заготовкам и в окружающую среду. Данные процессы имели место при выполнении стыкового соединения тонколистовых заготовок из нержавеющей хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н10Т толщиной 3 мм. Стыковое соединение было выполнено при помощи однопроводной дуговой сварки в среде аргона с охлаждением поверхности металла сварного соединения твердым диоксидом углерода.

Для моделирования тепловых процессов при сварке тонколистовых заготовок достаточно часто используются двумерные модели, например, модель поперечного сечения, в которой тепловой поток в направлении сварки принимается равным нулю. Достоинством таких моделей является их относительная простота, которая позволяет уменьшить длительность вычислений в десятки раз по сравнению с трехмерными моделями. Так как тепловой поток при сварке тонколистовых заготовок в направлении движения источника тепла при сварке незначителен, то использование двухмерных моделей способно обеспечить достаточно высокую точность вычислений. Кроме того, уменьшение погрешности вычислений при использова-

нии двумерной модели в процессе расчетов процессов передачи тепла достигается использованием при дуговой сварке материалов с низкой теплопроводностью, в частности нержавеющей хромоникелевых сталей с аустенитной структурой, имеющих теплопроводность, в 4 раза меньшую по сравнению с углеродистыми сталями.

При моделировании термических процессов дуговой сварки тонколистовых заготовок были выполнены следующие операции:

- определены зависимости теплофизических свойств материала заготовок от температуры;
- разработана модель передачи тепла от движущегося источника тепла к заготовкам с подачей охлаждающего агента в зону сварки;
- заданы начальные и граничные условия расчетной модели;
- разработана конечно-разностная схема расчетов для вычисления температуры нагрева металла соединяемых заготовок в процессе дуговой сварки;
- были определены значения температуры нагрева металла заготовок в различные моменты времени дуговой сварки.

Для определения температуры различных точек соединяемых заготовок в процессе дуговой сварки была применена модель источника тепла, в котором плотность теплового потока была распределена по закону Гаусса. Источник тепла имел форму двойного эллипсоида, использование источника такой формы позволило учесть разность градиентов температур различных областей движущегося источника тепла и не использовать чрезмерно мелкую пространственную сетку при разбиении анализируемой области на элементарные ячейки.

Значения температур точек соединяемых заготовок в различные моменты времени были определены в результате решения дифференциального уравнения теплопроводности:

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial \tau} = \partial \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) / \partial x + \partial \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) / \partial y + \partial \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) / \partial z + Q,$$

где ρ – плотность материала, кг/м³; c_p – удельная теплоемкость, Дж/(кг·°С); T – температура, °С; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С); Q – входящий тепловой поток, Вт/м³.

Для численного решения этого уравнения был использован метод конечных разностей [9], который имеет высокую эффектив-

ность при выполнении расчетов для тел простой формы, например, шара, куба, пластины и т.п.

При моделировании тепловых процессов при сварке стыкового соединения для определения значений температуры точек соединяемых образцов анализируемая область была разделена на элементарные ячейки с помощью пространственных сеток. При дискретизации дифференциального уравнения теплопроводности была использована пространственная сетка с разбиением координатных осей на элементарные отрезки h по соответствующим координатам x , y , z , а также временная сетка с разбиением времени нагрева t на элементарные промежутки τ .

При задании начальных и граничных условий в дифференциальном уравнении теплопроводности было принято, что боковые поверхности заготовок изолированы от теплообмена с окружающей средой. Передача теплоты с верхней и нижней поверхности заготовок в окружающую среду происходит за счет излучения и конвекции. Чтобы учесть потери тепла с поверхности заготовок в окружающую среду данные поверхности были заданы в виде границ, поглощающие тепло.

Теплообмен с окружающей средой на нижней поверхности заготовок был задан при помощи следующего уравнения:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha_s \cdot (T - T_c),$$

где α_s – коэффициент поверхностной теплоотдачи материала образцов, Вт/м²; T – температура нагрева поверхности образцов, °С; T_c – температура окружающей среды ($T_c = 20$ °С), °С.

Условие ограниченности свариваемых образцов было задано при помощи следующего уравнения (для бесконечно малых приращений пространственной координаты x):

$$\lim \lambda \cdot x^2 \cdot \partial T / \partial x = 0.$$

Теплообмен с окружающей средой на верхней поверхности заготовок был задан при помощи следующего уравнения:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \alpha_s \cdot (T - T_c) + \beta \sigma (T^4 - T_c^4),$$

где β – коэффициент теплообмена излучением материала образцов; σ – постоянная Стефана-Больцмана, Вт/м²·°С⁴.

В процессе решения дифференциального уравнения частные производные температуры по времени и координатам были заменены конечно-разностными аппроксимациями. В результате замены дифференциальное уравнение теплопроводности было представлено системой одномерных уравнений в соответствии с неявной четырехточечной схемой [10]. Данная система одномерных уравнений была решена на каждом временном шаге методом прогонки.

Одномерные уравнения были приведены к виду:

$$A_i T_{i+1}^{n+1/2} - B_i T_i^{n+1/2} + C_i T_{i-1}^{n+1/2} = D_i,$$

где

$$A_i = C_i = \lambda/h^2, B_i = 2\lambda/h^2 + \alpha_s/h + \rho c/\tau,$$

$$D_i = -\rho c T_i^n / \tau - \alpha_s T_c / h - \varepsilon \sigma ((T_i^n)^4 - T_c^4) / h + Q.$$

Прогоночные коэффициенты α и β были определены из граничных условий.

Распределение температуры нагрева металла соединяемых заготовок в зависимости от продольной координаты, определенное в процессе моделирования тепловых процессов дуговой сварки с охлаждением, приведено на рисунке 1. Данное распределение температуры представлено в виде линий уровня.

Приведенные результаты свидетельствуют о формировании в соединяемых образцах в процессе дуговой сварки с охлаждением твердым диоксидом углерода температурных полей, которые представляют собой комбинацию симметричных относительно оси сварного шва областей повышенных и пониженных температур. Как показали расчеты, данные температурные поля перемещаются вместе с источником тепла при выполнении стыкового соединения и обеспечивают условия для осуществления термического растяжения металла соединяемых тонколистовых заготовок.

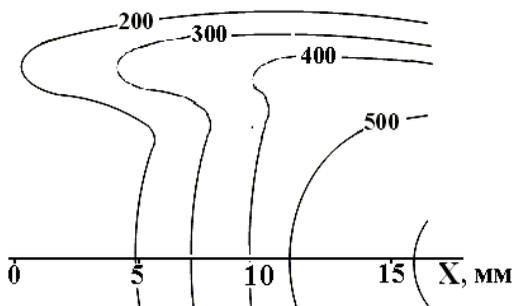


Рисунок 1 – Распределение температуры нагрева поверхности заготовок

Заключение

В данной работе была проведена оценка возможности использования комбинированных способов сварки – сварки с принудительным охлаждением области высокотемпературного нагрева металла и сварки с термическим растяжением металла заготовок – с целью уменьшения величины остаточных сварочных напряжений и деформаций собираемых конструкций. Оценка была выполнена посредством численного моделирования тепловых процессов, протекающих в ходе изготовления сварного соединения при помощи дуговой сварки заготовок малой толщины из нержавеющей хромоникелевой аустенитной стали. При численном моделировании была использована схема однопроводной дуговой сварки в среде аргона с охлаждением высокотемпературной области стыкового сварного соединения. В качестве охлаждающей среды был использован твердый диоксид углерода, который подавался на поверхность сварного соединения на некотором расстоянии от движущегося источника тепла.

В результате проведенных вычислений с использованием метода конечных разностей было решено дифференциальное уравнение теплопроводности и были определены значения температуры точек соединяемых образцов в различные моменты времени в процессе дуговой сварки. Полученные данные подтвердили предположение о формировании при дуговой сварке с охлаждением посредством

твердого диоксида углерода температурных полей, форма и взаимное расположение которых создает необходимые условия для реализации метода термического растяжения металла свариваемых заготовок малой толщины.

Список литературы

1. **Технология** электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение. 1974. – 768 с.
2. **Винокуров, В.А.** Теория сварочных напряжений и деформаций / В.А. Винокуров. – М.: Машиностроение, 1984. – 280 с.
3. **Сагалевиц, В.М.** Методы устранения сварочных деформаций и напряжений / В.М. Сагалевиц. – М.: Машиностроение, 1974. – 248 с.
4. **Винокуров, В.А.** Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности / В.А. Винокуров, С.А. Куркин, Г.А. Николаев – М.: Машиностроение, 1996. – 576 с.
5. **Цяо, Г.** Бездеформационная сварка с использованием эффектов термического растяжения для соединения материалов малой толщины / Г. Цяо // Автоматическая сварка. – 2006. – № 12. – С. 3–13.
6. **Feng, Z.** Processes and Mechanisms of Welding Residual Stress and Distortion / Z. Feng – Woodhead Publishers, 2005. – 343 p.
7. **Parmar, K.S.** Welding engineering and Technology / K.S. Parmar – Khanna Publishers, 2005. – 270 p.
8. **Пантелеенко, Ф.И.** Снижение поверхностных деформаций путем термической обработки в процессе стыковой сварки / Ф.И. Пантелеенко, А. Хейдари Монфаред // Вестник ПГУ – Промышленность. Прикладные науки. – 2011. – № 3. – С. 19–26.
9. **Вержбицкий, В.М.** Основы численных методов / В.М. Вержбицкий. – М.: Высшая школа, 2002. – 840 с.
10. **Самарский, А.А.** Теория разностных схем / А.А. Самарский. – М.: Наука, 1977. – 656 с.

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
И.А. БУЛОЙЧИК,
Д.Н. БАЧИЛО (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ЖЕЛЕЗО-ЦИНКОВЫХ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ

С точки зрения совокупности эксплуатационных характеристик среди всех видов цинковых покрытий наиболее перспективными являются диффузионные слои, полученные способом термодиффузионного цинкования в порошковых насыщающих средах (ТДЦ). Связано это, прежде всего, с высоким комплексом свойств, которыми обладают цинковые диффузионные слои. Особенностью диффузионных слоев на основе цинка являются высокие показатели микротвердости (порядка 3360–5250 МПа), а также повышенная прочность сцепления с основой за счет реализации диффузионного взаимодействия между насыщающим элементом (цинком) и металлической поверхностью обрабатываемого изделия [1]. Формирование диффузионного слоя также повышает стойкость к коррозионному разрушению за счет формирования на поверхности изделия плотных защитных пленок, предотвращающих подвод кислорода вглубь диффузионного слоя [2]. Преимущественной особенностью способа ТДЦ является возможность совмещения с рядом операций термической обработки деталей (замена отпуска), что ведет к снижению затрат на термическую и антикоррозионную обработку изделий [3, 4].

При использовании термодиффузионного цинкования для защиты стальных элементов с жесткими требованиями к механическим свойствам важным является вопрос сохранения требуемых прочностных характеристик изделий. С учетом этого актуальным является вопрос возможного изменения ударной вязкости при формировании на поверхности изделия цинкового диффузионного слоя.

Для проведения исследования выбрали сталь 65Г. Данная марка стали представляет наибольшую перспективу при использовании технологий ТДЦ в качестве завершающей стадии химико-

термической обработки за счет совпадения температурных режимов цинкования и конечной термической обработки (отпуска) ряда упругих элементов, изготавливаемых из данной марки стали. Испытания на ударную вязкость проводились по ГОСТ 9454-78. Испытания проводились с концентратором напряжений вида U, образец типа 1 в соответствии с требованиями ГОСТ 9454-78. Испытания проводились на копре МК-30 при температурах +20 °С и –40 °С. Охлаждающая среда для проведения испытаний при отрицательных температурах – смесь углекислоты со спиртом. Нагрев под закалку проводился в лабораторной печи SNOL до температуры 830 °С. Термодиффузионное цинкование осуществляли во вращающемся контейнере с использованием порошка цинка в качестве насыщающей смеси. Представленные на испытание образцы были обработаны по следующим режимам:

- 1) закалка 830 °С, масло + ТДЦ 420 °С, 1 ч;
- 2) закалка 830 °С, масло + отпуск 420 °С, 1 ч;
- 3) закалка 830 °С + отпуск 420 °С, 1 ч + электролитическое цинкование.

Результаты испытаний на ударную вязкость образцов, обработанных по различным технологическим режимам, представлены в таблицах 1–3.

Таблица 1 – Результаты испытаний образцов в соответствии с режимом термической обработки № 1

| Температура проведения испытаний | Номер образца | $S, \text{ см}^2$ | $K, \text{ Дж}$ | $KCU, \text{ Дж/см}^2$ | $\langle KCU \rangle, \text{ Дж/см}^2$ |
|----------------------------------|---------------|-------------------|-----------------|------------------------|--|
| +20 °С | 11 | 0,8 | 45 | 56,25 | 54,4 |
| | 12 | 0,8 | 36 | 45 | |
| | 13 | 0,8 | 45 | 56,25 | |
| | 14 | 0,8 | 56 | 70 | |
| | 15 | 0,8 | 48 | 60 | |
| | 16 | 0,8 | 31 | 38,75 | |
| –40 °С | 17 | 0,8 | 23 | 28,75 | 44,2 |
| | 18 | 0,8 | 40 | 50 | |
| | 19 | 0,8 | 43 | 53,75 | |

Таблица 2 – Результаты испытаний образцов в соответствии с режимом термической обработки № 2

| Температура проведения испытаний | Номер образца | $S, \text{см}^2$ | $K, \text{Дж}$ | $KCU, \text{Дж/см}^2$ | $\langle KCU \rangle, \text{Дж/см}^2$ |
|----------------------------------|---------------|------------------|----------------|-----------------------|---------------------------------------|
| +20 °С | 21 | 0,8 | 15 | 18,75 | 52,8 |
| | 22 | 0,8 | 53 | 66,25 | |
| | 23 | 0,8 | 56 | 70 | |
| | 24 | 0,8 | 45 | 56,25 | |
| -40 °С | 25 | 0,8 | 29 | 36,25 | 47,5 |
| | 26 | 0,8 | 30 | 37,5 | |
| | 27 | 0,8 | 55 | 68,75 | |

Таблица 3 – Результаты испытаний образцов в соответствии с режимом термической обработки № 3

| Температура проведения испытаний | Номер образца | $S, \text{см}^2$ | $K, \text{Дж}$ | $KCU, \text{Дж/см}^2$ | $\langle KCU \rangle, \text{Дж/см}^2$ |
|----------------------------------|---------------|------------------|----------------|-----------------------|---------------------------------------|
| +20 °С | 31 | 0,8 | 30 | 37,5 | 40,6 |
| | 32 | 0,8 | 45 | 56,25 | |
| | 33 | 0,8 | 43 | 53,75 | |
| | 34 | 0,8 | 12 | 15 | |
| -40 °С | 35 | 0,8 | 29 | 35,25 | 34,95 |
| | 36 | 0,8 | 11 | 13,75 | |
| | 37 | 0,8 | 41 | 51,25 | |
| | 38 | 0,8 | 34 | 42,5 | |
| | 39 | 0,8 | 28 | 35 | |

На рисунках 1–3 приведены фотографии фраттографического излома образцов, обработанных в соответствии с технологическими режимами 1–3.

На основании анализа полученных результатов после проведения режимов термической обработки № 1 и № 2 значения ударной вязкости при комнатной температуре для образцов, обработанных по режиму № 1, на несколько единиц выше значений, характерных для образцов, обработанных в соответствии с режимом № 2. В свою очередь для данных, полученных при проведении испытаний при

отрицательных температурах, характерно превалирование значений ударной вязкости для образцов, обработанных по режиму № 2. Фактически можно утверждать, что замена отпуска термодиффузионным цинкованием, при одинаковой продолжительности выдержки, не влияет на показатели ударной вязкости в исследуемом интервале температур.

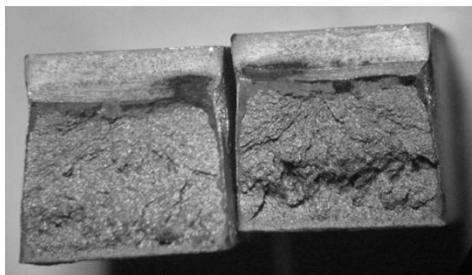


Рисунок 1 – Характер излома образца № 14, $\times 10$

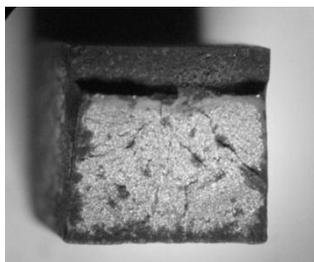


Рисунок 2 – Характер излома образца № 22, $\times 20$

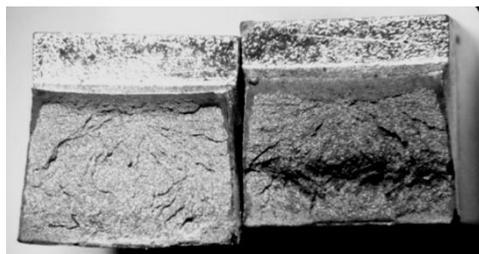


Рисунок 3 – Характер излома образца № 32, $\times 10$

Для образцов, обработанных в соответствии с технологическим режимом № 3, характерно снижение ударной вязкости во всем исследуемом интервале температур на значение около 12 единиц. Падение значений ударной вязкости можно объяснить явлением «водородной хрупкости», вызванной несовершенством процесса электролитического цинкования. Обусловлено это тем, что при погружении в раствор электролита происходит наводороживание поверхности изделия, которое в свою очередь охрупчивает металл на глубину проникновения атомов водорода.

На основании фраттографического анализа изломов образцов, представленных на рисунках 1–3, доля вязкой составляющей в изломах всех образцов отличается на незначительную величину, не превышающую 5 %. Однако характер изломов образцов, которые были подвержены цинкованию (как термодиффузионному, так и гальваническому), отличается от образца, который был подвержен классическому отпуску. Исходя из этого, можно предположить, что наличие на образцах цинкового защитного слоя благоприятно сказывается на работе образования и развития трещины в теле образцов.

Таким образом, формирование цинковых интерметаллидных диффузионных слоев на образцах из стали 65Г не влияет на изменение ударной вязкости в температурном интервале испытаний от +20 до –40 °С. Значения ударной вязкости образцов, оцинкованных способом ТДЦ сопоставимы с данными ударной вязкости, характерными для образцов без защитного покрытия. Режим отпуска аналогичен режиму диффузионного цинкования (420 °С, 1 ч.). Для образцов, оцинкованных способом электролитического цинкования, наблюдали снижение значений ударной вязкости, что может быть обусловлено проявлением водородной хрупкости вследствие несовершенства процесса гальванического цинкования. Для ряда упругих элементов, изготавливаемых из стали 65Г, требующих антикоррозионной обработки, целесообразно произвести замену технологической операции «отпуск» процессом ТДЦ, позволяющим производить антикоррозионную обработку изделия и снятие закалочных напряжений в одну технологическую операцию.

Список литературы

1. **Проскуркин, Е.В.** Защитные цинковые покрытия: сопоставительный анализ свойств, рациональные области применения / Е.В. Проскуркин // Оборудование. – 2005. – № 3. – С. 66–71.

2. **Understanding** corrosion via corrosion product characterization: I. Case study of the role of Mg alloying in Zn–Mg coating on steel / P. Volovitch [et al.] // Corrosion Science. – 2009. – Vol. 51. – P. 1251–1262.

3. **Some aspects** of sherardizing implementation during anticorrosive defence of heat-treated metal parts [Электронный ресурс] / V M Konstantinov, I A Buloichyk. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering № 71, 2015 Article ID: 012063. – Режим доступа: <http://iopscience.iop.org/1757-899X/71/1/012063>. – Дата доступа: 08.05.17.

4. **Константинов, В.М.** Разработка совмещенного процесса термической и антикоррозионной обработки стальных деталей автотехники / В.М. Константинов, П.С. Гурченко, И.А. Булойчик // Инновации в машиностроении-2014: материалы Междунар. науч.-техн. конф. – Минск, 2014. – Том 3. – С. 384–387.

УДК 621.791, 669.017

Б.М. НЕМЕНЁНОК, д-р техн. наук,
И.В. РАФАЛЬСКИЙ, канд. техн. наук,
П.Е. ЛУЩИК, канд. техн. наук (БНТУ),
А.А. РАДЧЕНКО, канд. техн. наук (НАН Беларуси)

СОЕДИНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА: ОБЗОР СПОСОБОВ

Введение. Изделия и конструкции из разнородных материалов, прежде всего, легких сплавов, являются востребованной продукцией авиакосмической, автомобиле- и тракторостроительной, горнодобывающей, строительной, сельскохозяйственной, машиностроительной, химической, нефтедобывающей и других отраслей промышленности. Использование соединений разнородных легких сплавов, например, таких как алюминиевые, магниевые и титановые

сплавы, позволяет создавать легкие конструкции благодаря сочетанию удовлетворительной прочности, хорошей пластичности и низкому удельному весу. Однако эти сплавы, как правило, менее пригодны для обработки и получения неразъемных соединений по сравнению с обычными сталями, и в большинстве случаев их сварка обычными методами плавления затруднительна или невозможна [1].

Алюминиевые сплавы, благодаря сочетанию низкой плотности, достаточно высокой удельной прочности, ударопрочности, коррозионной стойкости, высокой устойчивости к низким и относительно высоким температурам при их относительно небольшой цене в настоящее время являются одними из наиболее востребованных современных промышленных материалов.

Титановые сплавы обладают высокой механической прочностью (превосходящей удельную прочность большинства сталей), повышенной коррозионной стойкостью (сопоставимой с коррозионной стойкостью алюминиевых сплавов) и высокой жаропрочностью. Эти сплавы находят широкое применение при изготовлении металлоизделий и конструкций, предназначенных для работы в условиях высоких температур, сохраняя при этом хорошие механические свойства. Высокие механические свойства, низкая плотность и высокая коррозионная стойкость делают титан и его сплавы очень привлекательными конструкционными материалами в различных отраслях промышленности. Однако, из-за высокой реакционной способности и сложностей производственного процесса получения титан имеет относительно высокую стоимость. В связи с этим некоторые конструкционные элементы и компоненты из титана частично заменяют элементами из более дешевых материалов, как правило, нержавеющей стали или алюминия и его сплавов. В случае применения алюминиевых элементов конструкций обеспечивается дополнительное снижение их веса. Основное требование, сформулированное инженерами-конструкторами в отношении таких конструкций, используемых при производстве оснастки, автомобилестроении, авиации, электронике, производстве оборудования и теплообменников в химической промышленности, – возможность получения высокопрочных соединений вышеуказанных материалов с использованием методов сварки и обеспечения хорошего качества таких соединений [2].

Применение комбинированных соединений легких сплавов, таких как алюминиевые и титановые, благодаря их низкой плотности, высокой механической прочности и коррозионной стойкости, является актуальным и весьма востребованным для производства инновационной продукции различного назначения в стратегических отраслях промышленности, таких как авиационная, космическая, автомобильная, судостроительная, машино- и приборостроение и др. Сравнительно низкие и стабильные значения коэффициента теплового расширения этих сплавов обеспечивают возможность получения конструкционных соединений этих материалов. Отмечается, что биосовместимость, противомикробные свойства позволяют широко использовать их в ортопедии и стоматологии, обеспечивая возможность применения в качестве биохимически неактивных материалов для изделий медицинского назначения [1].

Проектирование соединения, как указывают авторы работы [3], представляет собой сложный, многостадийный процесс, который требует учета различных факторов и свойств материалов и их соединений, таких как усталостная прочность, структурная целостность, качество поверхности, технологичность получения, поглощение энергии, шум, вибрация и жесткость. Выбор материала и проектирование с использованием разнородных материалов приводит к необходимости учитывать химическое и термодинамическое взаимодействие соединяемых элементов. Чтобы спроектировать высокопрочное соединение из разнородных материалов гарантированного качества, требуется обширная база инженерных знаний в области материаловедения, химического и структурного анализа, физико-механических испытаний, применение математических методов и инструментов компьютерного моделирования.

Обзор методов получения соединений разнородных материалов и их обсуждение. Для изготовления высокопрочных инженерных конструкций и изделий ответственного назначения большое значение имеет применение легких сплавов, прежде всего, на основе алюминия и титана.

Использование алюминиевых сплавов в металлоконструкциях различного назначения является предпочтительным ввиду их очевидных сравнительных преимуществ перед другими сплавами, включая невысокую стоимость, высокие технологические и эксплуатационные свойства. Немаловажными факторами являются отно-

нительно устойчивая динамика снижения стоимости алюминия (рисунок 1) и рост его мирового производства в последние годы (рисунок 2). При этом основной вклад в общемировой объем производства алюминия вносит Китай, на долю которого, например, по данным International Aluminium Institute (IAI), за 2018 г. пришлось свыше 56,7 % от всего количества произведенного в мире алюминия [4].



Рисунок 1 – Динамика цен на алюминий на Лондонской бирже металлов за 2006–2019 гг. (по данным сайта <http://metal4u.ru/lme/>, с 01.01.2006 по 28.08.2019)

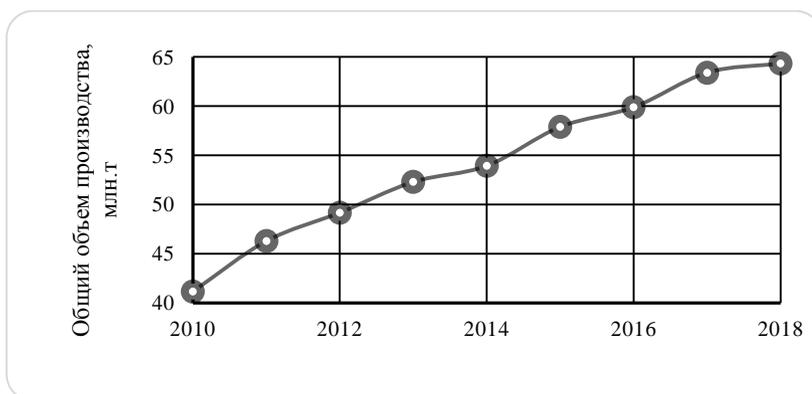


Рисунок 2 – Общий объем мирового производства алюминия за 2010–2018 гг. (по данным International Aluminium Institute (IAI), <http://www.world-aluminium.org>) [4]

В работе [5], в которой представлен обзор технологий соединения разнородных материалов многофункционального назначения для автомобильной промышленности, отмечается, что алюминиевые сплавы по сравнению с магниевыми представляются наиболее перспективными из-за их стоимости. Указывается, что автомобильная промышленность европейских стран более чем удвоила среднее количество алюминия, используемого в легковых автомобилях за последнее десятилетие, и эта тенденция будет усиливаться еще больше в ближайшие годы. «Доступность [алюминия] в большом разнообразии полуфабрикатов (литье, продукты экструзии, листовой материал) является основным преимуществом. Это делает алюминий очень подходящим для массового производства и инновационным решением для компактных деталей» [5].

Наряду с легкими сплавами, широкое распространение для использования в инженерных конструкциях стали получать также металломатричные, металлокерамические и полимерные композиционные материалы, благодаря преимуществам, связанным с их малым весом, высокими показателями удельной прочности и модуля упругости [5–9]. Существенный прогресс, достигнутый в последние годы в технологиях многокомпонентного дизайна и соединений разнородных материалов, способствовал увеличению интереса к использованию разнородных, в том числе композиционных, материалов в различных отраслях промышленности. Например, современные транспортные средства содержат большое количество механических деталей, полученных различными производственными процессами из разнородных материалов, прежде всего, на основе алюминия (автомобили, как правило, состоят из 10 000–30 000 деталей, а число деталей самолетов исчисляется миллионами [5]).

Для соединений разнородных материалов в зависимости от эксплуатационных требований и функционального назначения изделий и конструкций также могут использоваться различные варианты механических креплений (соединений), таких как муфтовые, заклепочные, винтовые, болтовые, методы пайки, склеивания (клеевые соединения) и сварки. Каждый тип соединения имеет свои преимущества и недостатки, и наиболее подходящий способ будет определяться функциональным назначением и предъявляемыми требованиями к изделию или конструкции [10].

Механическое соединение, изначально используемое для соединений типа «металл/металл», в настоящее время применяется и для получения гибридных соединений «металл/полимер». Соединение такого типа предполагает использование крепежных элементов, таких как винты, болты или заклепки, без формирования зоны физического смешивания соединяемых материалов, что требует применения определенных механических операций, таких как сверление отверстий и изготовление резьбы. Конфигурация соединения зависит от условий эксплуатации, например, от того, должна ли она быть герметичной. В некоторых случаях соединение может быть спроектировано таким образом, чтобы выдерживать несоответствие коэффициента теплового расширения во время сборки. Соединение также может быть выполнено для обеспечения свободы перемещения в плоскости, перпендикулярной зажимному элементу.

Механическое крепление остается наиболее часто используемым способом соединения из-за его простоты. Тем не менее, он имеет ограничения, такие как увеличение веса компонента и концентрации напряжений вокруг отверстий крепления, которые снижают прочность и в конечном итоге создают коррозию [10].

Адгезивное соединение (склеивание) разнородных материалов в твердом состоянии основано на формировании межмолекулярных сил между соединяемыми материалами и клеевым раствором, как правило, полимерным, который в процессе протекания химической или физической реакции обеспечивает формирование соединения.

В последние годы использование клеевого соединения значительно расширилось из-за разработки высокопрочных клеев, способных выдерживать как статические, так и переменные нагрузки. Кроме того, они, как правило, весят меньше, чем механические крепления, что позволяет значительно снизить вес. Кроме того, распределение нагрузки становится более равномерной. Однако применение клеевых соединений может оказаться проблематичным, поскольку они не могут быть разобраны без повреждений, могут выделять вредные выделения в окружающую среду, быть подвержены деградации от воздействия влаги, температуры и имеют низкое сопротивление в химически активной среде. Кроме того, склеивание требует специальной подготовки поверхности. Дополнительным ограничением является то, что склеенные соединения часто разрушаются мгновенно, а не постепенно. Наиболее важным огра-

ничающим фактором для склеивания является неопределенность в прогнозировании долгосрочной долговечности этого вида соединения из-за трудностей в проведении надежного неразрушающего контроля [10].

Как механическое, так и клеевое соединение требуют обеспечения определенных перекрывающихся конфигураций соединяемых материалов для достижения необходимой прочности, что приводит к увеличению веса, толщины, образованию участков повышенной концентрации напряжений и ограничивает использование этих методов соединения для изделий и конструкций ответственного назначения.

В связи с тем, что инновационные способы получения высокопрочных соединений являются ключевым фактором для расширения областей применения современных материалов и их комбинаций, в последние годы активно разрабатываются новые технологии пайки, обеспечивающие повышенные требования механической прочности, жаропрочности и коррозионной стойкости при определенных условиях эксплуатации. В настоящее время такие технологии, как высокотемпературная пайка суперсплавов на основе кобальта, дуговая пайка алюминиевых матричных композитов (АМК), индукционная пайка разнородных материалов и соединение с использованием наноматериалов, находятся в центре внимания проводимых исследований [11].

Соединение титана и алюминия и их сплавов с помощью методов диффузионной пайки исследовали авторы работы [2]. Такое соединение формируется с использованием металлического припоя, подаваемого извне или образующегося как легкоплавкая фаза в процессе диффузионного взаимодействия на границе раздела материалов, соединяемых друг с другом, или с промежуточным слоем, размещенным между такими материалами. Диффузионная пайка, также называемая TLP-связыванием (переходное соединение в жидкой фазе), реализуется при температуре выше 500–800 °С. При этом на прочность паяных соединений титана и других металлов существенно влияет наличие интерметаллических фаз так называемой неконгруэнтной плавкости (фаза не существует в жидком состоянии, если концентрация компонентов соответствует химическому составу фазы), формирующихся обычно в виде непрерывных слоев, часто образующихся в результате перитектической реакции.

Отрицательное влияние на прочность паяных соединений характерно для твердых и хрупких интерметаллических фаз с титаном, таких как Ti-Cu, Ti-Fe (Ti-Fe-Cr, Ti-Fe-Ni), Ti-Ni, Ti-Cr и Ti-Al, а также твердых растворов на основе этих фаз [2].

Основные физико-химические свойства алюминия и титана, по данным [2], представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Основные физико-химические свойства алюминия и титана [2]

| Свойства | Алюминий | Титан |
|---|--|-------------------------|
| Температура плавления, °С | 660 | 1668 |
| Плотность, кг/дм ³ | 2,7 | 4,05 |
| Коэффициент линейного термического расширения, 1/К в диапазоне температур 0–1000 °С | $(24-33) \cdot 10^{-6}$ | $(7-12) \cdot 10^{-6}$ |
| Теплопроводность, Вт/м·К | 200–240 | 22,6 |
| Прочность на растяжение, МПа | 90–120 | 500–700 |
| Энергия образования оксидов (энтальпия), кДж/мольО ₂ | Al ₂ O ₃ /1116,2 | TiO ₂ /916,9 |

Отмечается, что система титан-алюминий (титановые сплавы-алюминиевые сплавы) относится к труднопаяным системам из-за значительно различающихся температур плавкости соединяемых материалов (как следствие, ограниченный выбор припоев), наличия стабильных оксидных слоев (не смачиваемых при пайке металлическим припоем) на поверхности соединяемых материалов, высокой реакционной способности титана практически со всеми металлами и газами, образования твердых и хрупких интерметаллических фаз (в припоях), приводящих к ухудшению механических свойств паяных соединений. При диффузионной пайке системы титан-алюминий из-за довольно низкой плавкости алюминия (температура плавления 660 °С и, соответственно, еще ниже в случае алюминиевых сплавов) необходимо использовать относительно низкие температуры процесса (ниже 600 °С), что существенно затрудняет процесс диффузионной пайки [2].

Высокопрочное соединение титана и алюминия и их сплавов с помощью методов сварки также довольно сложно получить из-за различных физико-химических свойств (различие температуры

плавления, теплопроводности, коэффициента термического расширения, реакционной способности с газами, присутствующими в окружающей среде), а также из-за образования хрупких интерметаллических фаз в зонах термического влияния [2].

Сварочные процессы весьма разнообразны, тем не менее, можно выделить две основные группы способов сварки – сварка плавлением и сварка давлением [12]. Сварка плавлением включает технологии соединения металлов и сплавов, обеспечивающие расплавление материалов в локальной области, в том числе способы дуговой сварки (дуговая сварка плавящимся электродом, дуговая сварка под флюсом, сварка металла в инертном газе, сварка в активном газе, электрогазосварка, сварка дуговая угольным электродом, дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде инертного газа, дуговая точечная сварка, атомно-водородная сварка, сварка дуговая плазменная), а также газовой, термитной, электронно-лучевой, электрошлаковой, лазерной сварки, сварки световым излучением дуги.

При использовании способов сварки давлением соединение образуется в результате деформации металлических поверхностей в месте контакта соединяемых изделий. К таким способам сварки относят разнообразные процессы контактной сварки, ударной, кузнечной, ультразвуковой, диффузионной сварки, сварки взрывом, трением и др.

Методы, рекомендованные для изготовления соединений материалов на основе алюминия и титана, по данным работы [2], включают несколько специальных видов сварки плавлением (электронно-лучевая сварка, лазерная сварка) и сварки давлением (диффузионная сварка, сварка трением).

В работе [1], в которой приводится обзор основных видов сварки, используемых для получения соединений между коммерчески наиболее используемыми легкими сплавами (алюминиевыми, магниевыми и титановыми), отмечается, что при сварке указанных материалов могут быть приняты во внимание как традиционные способы, такие как сварка металлическим электродом в газовой среде (MIG, GMAW), так и более новые виды, такие как сварка лазерным лучом (LBW) и электронно-лучевая сварка (EBW). Указывается, что хотя LBW-метод и дает лучшие результаты, разнородные сварные швы страдают от типичных дефектов из-за плавления материала, таких как трещины, пустоты и пористости. Кроме того, из-за высо-

ких температур в процессе сварки наблюдается образование интерметаллидов, ведущих, в большинстве проанализированных случаев, к хрупкому поведению и плохим механическим характеристикам сварного соединения.

Например, в работе [13] исследовали структуру и свойства сварного шва соединений, полученных из листового алюминиевого сплава АА6056 и титанового сплава Тi6Al4V, сваренного встык лазерным лучом без использования присадочной проволоки, обеспечивая процесс сварки путем плавления только алюминиевого сплава. Было установлено, что на границе раздела сварного шва образуется интерметаллическая хрупкая фаза $TiAl_3$, которая существенно влияет на механические свойства соединения. Оптимизация конструкции соединения путем снятия фаски листа из сплава Тi6Al4V привела к уменьшению количества образующихся на межфазной границе раздела интерметаллидов $TiAl_3$. В этой работе показано, как сравнительно незначительное изменение конструкции соединения привело к формированию сварного шва с улучшенной микроструктурой, повышенной твердостью и прочностью, сопротивлением распространению усталостной трещины. В результате оптимизации конструкции соединения тип разрушения в зоне плавления алюминиевого сплава АА6056, прилегающей к границе раздела сварного шва, изменился с частично межкристаллического на полностью транскристаллический.

Авторы работы [1] приходят к выводу, что для сварки легких сплавов с целью преодоления вышеупомянутых дефектов могут быть успешно использованы процессы в твердой фазе, такие как диффузионная сварка, сварка взрывом и сварка трением с перемешиванием (СТП). При этом указывается, что при СТП можно обеспечить получение соединений разнородных материалов, даже таких, которые сильно отличаются по своим механическим и термическим свойствам [14]. Также отмечается, что для процессов СТП для правильной подачи тепла в зону сварки особенно важен правильный выбор параметров сварки, прежде всего, параметры перемещения инструмента и взаимное расположение листовых материалов. Несмотря на то, что процесс проводится при температурах ниже температур плавления основных материалов, интерметаллиды все еще могут появляться из-за ликвации или диффузии атомов в зоне сварного шва. Отмечается, что в большинстве случаев присут-

ствии интерметаллидов приводит к увеличению твердости, хрупкости и снижению механической прочности сварного шва.

Возможности процесса СТП, структура и свойства полученных сварных швов в последние годы активно исследуются с целью получения соединений различных материалов, в том числе алюминиевых, титановых, медных сплавов [15–24].

Среди преимуществ СТП авторами исследований указывается возможность получать прочные сварные швы разнородных материалов; безопасность процесса для окружающей среды; отсутствие необходимости в присадочной проволоке; низкие остаточные напряжения; мелкий размер зерна сварного шва; малый расход энергии; отсутствие пористости, особых требований к процессу сварки и необходимости в подготовке кромок до сварки и механической обработки после нее [15]. Отмечается, что достоинствами процесса СТП является отсутствие или ограниченное количество интерметаллических соединений в структуре шва, отсутствие трещин, характерных для традиционных видов сварки [23].

Однако, несмотря на достаточно большой объем полученных экспериментальных данных, теория сварочных процессов СТП, как указывают авторы работы [15], находится в стадии разработки, поскольку физика процессов сложна, многофакторна и требует учета одновременно протекающих процессов тепло- и массопереноса, изменения температуры, пластической деформации, контактных явлений и трения. Отмечается, что исследование процессов СТП затруднено сложностью наблюдения деталей процесса смешения материалов в связи с большими напряжениями и скоростями деформации, поэтому для изучения процессов СТП предпринимаются усилия по численному моделированию СТП [25].

Таким образом, на сегодняшний день накоплен обширный опыт исследований различных способов соединения алюминиевых и титановых сплавов, в том числе, сваркой электрической дугой, электронным пучком, лазерной сваркой. Проведенные эксперименты показали, что отсутствие правильной оценки реакционной способности сплавов, подлежащих соединению, в том числе повышенная способность титана к окислению при высоких температурах, и конструктивных особенностей соединений может приводить к ряду проблем, связанных с изменением структуры материалов и дефектами в зоне сварки, что приводит к неизбежному ухудшению меха-

нических характеристик готовых соединений. С целью преодоления вышеупомянутых дефектов могут быть успешно использованы твердофазные сварочные процессы, такие как диффузионная сварка, сварка взрывом и сварка трением с перемешиванием.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект Т19ИНДГ-007 «Исследование межфазного взаимодействия и формирования структуры зерна в швах, полученных сваркой трением, для различных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов с титановыми сплавами».

Список литературы

1. Micari, Fabrizio. Friction Stir Welding as an effective alternative technique for light structural alloys mixed joints / Fabrizio Micari, Gianluca Buffa, S. Pellegrino, Livan Fratini // 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19–24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan. – Procedia Engineering 81 (2014). – P. 74–83.

2. Winiowski, A. Brazing of titanium with aluminium alloys / A. Winiowski, D. Majewski // Arch. Metall. Mater. – 2017, Vol.62 (2). – P. 763–770.

3. Modi, S. Mixed Material Joining Advancements and Challenges / S. Modi, M. Stevens, M. Chess // Center for Automotive Research, Ann Arbor, MI. May 2017. – 29 p.

4. The website of the International Aluminium Institute (IAI): <http://www.world-aluminium.org>; 28.08.2019.

5. Yuce, Celalettin. A review on advanced joining techniques of multi material part manufacturing for automotive industry / Celalettin Yuce, Fatih Karpat, Nurettin Yavuz, Oguz Dogan // International Journal of Mechanical And Production Engineering. – 2015. – Vol. 3, Issue 5. – P. 63–68.

6. Cantor, Brian. Metal and Ceramic Matrix Composites / Brian Cantor, Fionn P.E. Dunne, Ian C. Stone // CRC Press. – 2003. – 430 p.

7. Bala G. Narasimha. A Review on Processing of Particulate Metal Matrix Composites and its Properties / Bala G. Narasimha, Vamsi M. Krishna, Dr. Anthony M. Xavior // International Journal of Applied Engineering Research. – 2013. – Vol. 8, No 6. – P. 647–666.

8. Divya, H.V. Processing Techniques of Polymer Matrix Composites – A Review / H.V. Divya, L. Laxmana Naik, B. Yogesha // International Journal of Engineering Research and General Science. – 2016. – Vol. 4, Issue 3. – P. 357–362.

9. 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.

10. Techniques for joining dissimilar materials: metals and polimers / Paul Kah [et al.] // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2014. – Vol. 36. – P. 152–164.

11. Research trends in brazing and soldering / Sebastian Weis [et al.] // Przegląd Spawalnictwa. – 2017. – Vol. 89 (7). – P. 37–44.

12. British Standards Institution, 1983 BS 499: Part 1 [Welding Terms and Symbols, Glossary of welding, brazing and thermal cutting].

13. Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications / W.V.Vaidya [et al.] // Journal of Materials Science. – 2010. – Vol. 45 (22). – P. 6242–6254.

14. СТБ ISO 15620-2008 «Сварка. Сварка трением металлических материалов». – 44 с.

15. Карманов, В.В. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва / В.В. Карманов, А.Л. Каменева, В.В. Карманов // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. – Пермь: Пермский национальный исследовательский политехнический университет, 2012. – № 32. – С. 67–80.

16. Optimization of process parameters: tool pin profile, rotational speed and welding speed for submerged friction stir welding of AA6063 alloy / R. Lokesh [et al.] // International Journal of Technical Research and Applications. – 2015. – Special Issue 12. – P. 35–38.

17. Abdel-Wahab El-Morsy. Effect of Friction Stir Welding Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of AA2024-T4 Aluminum Alloy / Abdel-Wahab El-Morsy, Mohamed M. Ghanem,

Haitham Bahaitham // Engineering, Technology & Applied Science Research. – 2018. – Vol. 8, No. 1. – P. 2493–2498.

18. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti-6Al-4V Friction Stir Welded Joints / Ameth Fall [et al.] // Metals. – 2016. – Vol. 6, 275. – 12 p.

19. Microstructure and Mechanical Properties of Friction StirWelded Dissimilar Titanium Alloys: TIMET-54M and ATI-425 / Kapil Gangwar // Metals. – 2016. – Vol. 6, 252. – 14 p.

20. Gangwar, Kapil. Friction Stir Welding of near α and $\alpha+\beta$ Titanium Alloys: Metallurgical and Mechanical Characterization / Kapil Gangwar, Ramulu Mamidala, Daniel G. Sanders // Metals. – 2017. – Vol. 7, 565. – 23 p.

21. Recent Developments and Research Progress on Friction Stir Welding of Titanium Alloys: An Overview / Sivaji Karna [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2018, Issue 330. – 16 p.

22. L. Suvarna Raju. Effect of Welding Speed on Mechanical Properties of Friction Stir Welded Copper / L. Suvarna Raju, Dr. Adepu Kumar, Dr. P. Indreswaraiah // Bonfring International Journal of Industrial Engineering and Management Science. – 2014. – Vol. 4, No. 2. – P. 68–71.

23. Liu, Liming. A Review of Dissimilar Welding Techniques for Magnesium Alloys to Aluminum Alloys / Liming Liu, Daxin Ren, Fei Liu // Materials. – 2014. – Vol.7. – P. 3735–3757.

24. Aravindkumar, D. A review on friction stir welding of dissimilar materials between aluminium alloys to copper / D. Aravindkumar, A. Balamurugan // International Journal of Latest Research in Engineering and Technology (IJLRET). – 2016. – Vol. 2, Issue 2. – P. 9–15.

25. Моделирование тепловых процессов для улучшения структуры металлов и сплавов методом трения с перемешиванием / А.Л. Майстренко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015, № 1. – С. 5–14.

М.В. ГОЛЬЦОВА, канд. техн. наук,
Г.И. ЖИРОВ, канд. физ.-мат. наук (БНТУ)

К ВОПРОСУ О ТЕРМО-БАРО-УПРУГО-ДИФФУЗИОННОМ РАВНОВЕСИИ ПРЕВРАЩАЮЩИХСЯ ФАЗ В ПРОЦЕССЕ ОБРАТНОГО ГИДРИДНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Системы металл–водород уникальны в широком диапазоне теоретических и практических задач физического и технического материаловедения, теории и технологии термической и пластической обработки, физической химии, физики металлов и физики твердого тела в целом. Водород практически всегда находится в металлических материалах, играя двойственную, как положительную [1], так и отрицательную роль. Например, в процессах сварки растворенный в жидком металле водород может вызывать при кристаллизации холодные трещины [2], но отжиг в водороде сварных швов сплавов ВТ20 и ВТ6Л [3] с последующим вакуумным отжигом позволяет получить качественные сварные швы и выровнять свойства материала шва и основного металла. Поэтому изучение общих закономерностей взаимодействия водорода с металлами не только не теряет своей актуальности, но и приносит плоды в виде разработки новейших технологий.

Спецификой гидридных превращений, вызываемых водородом в ряде металлов, является их диффузионно-кооперативная природа. Это означает, что подвод водорода к (от-) растущему (-го) зародышу осуществляется с помощью диффузии, а перестройка металлической матрицы во время превращения происходит мартенситоподобным, кооперативным путем. Это определяет многие специфические черты гидридных превращений, в том числе – возможность достижения равновесия превращающихся фаз, вплоть до полной остановки фазового превращения. Впервые явление термо-баро-упруго-диффузионного (ТБУД-) равновесия в системах Ме-Н было предсказано в работе [4], затем оно было экспериментально подтверждено при исследовании прямых гидридных превращений в системе Pd-Н в работе [5]. Целью настоящей работы было подтвердить методиками *in situ* с видеозаписью существование явления ТБУД-равновесия в системе Pd-Н при обратных гидридных превращениях.

В работе использовали проволоочные образцы из чистого палладия (99,98 %) диаметром 0,5 мм, длиной 23 мм ($\pm 0,3$ мм). Содержание примесей в используемом металле было (% вес.): Pt – 0,009; Rh – 0,002; Fe – 0,009; Si – 0,001. Обратное гидридное фазовое превращение изучали на образцах, на которых был предварительно подготовлен металлографический шлиф.

Образец в состоянии поставки изгибали в виде буквы «П», подвергали отжигу при 1000 °С в вакууме 10 Па в течение 1 ч и охлаждали с печью до комнатной температуры. Затем на верхней части образцов готовили металлографические шлифы по специально разработанной методике, сводящей к минимуму наклеп в приповерхностных слоях образца. Для этого П-образный образец зажимали в мини-струбцине двумя пластиковыми пластинами (толщина пластины 5 мм, ширина 9 мм, длина 13 мм). В пластинах были сделаны пазы для того, чтобы при сжатии пластин нагрузка на образец была минимальной и равномерно распределенной. Затем верхнюю часть поверхности образца шлифовали на фотобумаге с использованием мелкодисперсной алмазной пасты. В процессе шлифования верхняя часть образца стачивалась на глубину 0,1–0,2 мм, и в среднем площадь шлифа составляла 0,45–2,6 мм². Окончательное полирование осуществляли на влажной бархатной трикотажной ткани. После полировки шлиф очищали медицинским спиртом, извлекали из струбцины и монтировали в рабочую камеру установки ВВУ-2, позволяющей на одном и том же образце одновременно использовать две методики изучения гидридных фазовых превращений: методику измерения удельного электросопротивления для мониторинга превращения в объеме и количественной оценки процента новой фазы, и методику оптической микроскопии *in situ* для изучения развития гидридных превращений в приповерхностных слоях образца.

Для осуществления обратного гидридного превращения вначале шлифы насыщали водородом «в обход» купола двухфазного состояния в условиях (100 °С, $P_{H_2} = 2,3$ МПа) так, чтобы не произошло распада твердого раствора водорода в палладии (подробнее об этом способе насыщения палладия водородом см. в работе [6]). После получения ненаклепанного β -гидрида палладия при $P_{H_2} = 2,3$ МПа образцы охлаждали до заданной температуры 100 °С. Далее давле-

ние водорода медленно, со скоростью 0,1 МПа/мин, снижали до конечного давления 0,1 МПа. После выдержки в условиях ($100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P_{\text{H}_2} = 0,1\text{ МПа}$) и стабилизации удельного электросопротивления, давление водорода снижали непрерывной откачкой вакуума, иницируя и наблюдая в оптический микроскоп развитие обратного гидридного $\beta \rightarrow \alpha$ превращения в приповерхностных слоях образца. Фиксацию развития превращения в объеме осуществляли, регистрируя изменение падения напряжения на образце, в приповерхностных слоях образца – с помощью видеокамеры Samsung, подсоединенной к длиннофокусному микроскопу.

Результаты экспериментов при $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ обобщены на рисунках 1 и 2.

Как видно из рисунка 1, водород активно дегазировался из образца, и примерно за 175 мин падение напряжения на образце достигло величины, характерной для чистого палладия (то есть образец дегазировался полностью).

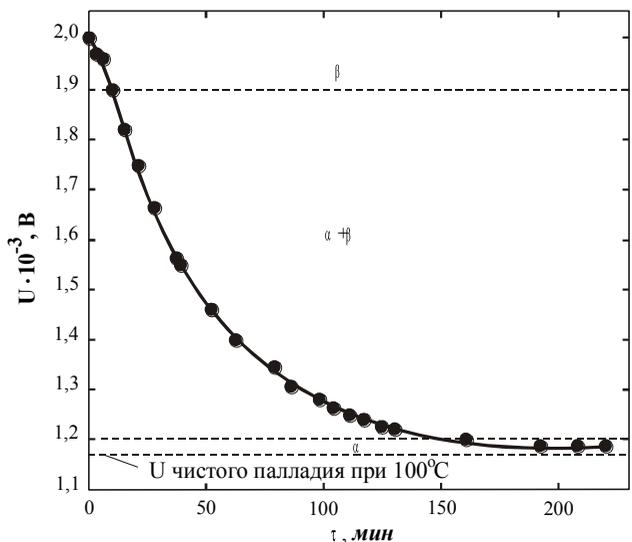
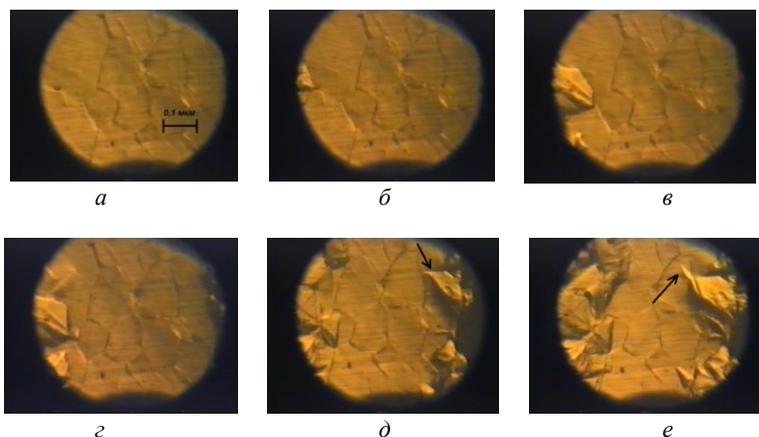


Рисунок 1 – Падение напряжения U на испытываемом образце с предварительно подготовленным металлографическим шлифом при $100\text{ }^{\circ}\text{C}$



a – исходный шлиф; *б* – 1 мин от начала превращения; *в* – 2 мин 50 с;
г – 3 мин 20 с; *д* – 9 мин; *е* – 13 мин 30 с

Рисунок 2 – Развитие обратного гидридного превращения при 100 °С

Некоторые видеок cadры записи обратного гидридного превращения в приповерхностных слоях представлены на рисунке 2. Вначале появляется одно растущее выделение α -фазы, которое растет, заполняя все зерно (рисунок 2, *б*, *в*). Заполнив зерно, это выделение остается без изменений в его границах в течение последующих 30 с (на рисунках не показано), и лишь затем продолжает свой рост (рисунок 2, *г*). Одновременно начинается рост других массивных выделений α -фазы. Одно из них (рисунок 2, *д*, показано стрелкой) достигнув границ зерна, стабилизируется в своем росте и остается неизменным по форме и размерам в течение последующих 2 мин. И лишь затем это массивное выделение «выбрасывает» игловидный отросток, который начинает активно расти (показан стрелкой на рисунке 2, *е*). За последующие 3 мин он пересекает все зерно, и, меняя направление роста, продолжает свой рост в следующем зерне. В целом, превращение в приповерхностных слоях завершается за 28 мин (см. рисунок 3), оставляя необратимо деформированный поверхностный рельеф.



Рисунок 3 – Необратимо деформированный поверхностный рельеф

Таким образом, наблюдающееся ярко выраженное «торможение» роста новой фазы может трактоваться, как локальное ТБУД-равновесие, осложненное границей зерна, как структурным барьером. В рамках этого структурного механизма рост гидридной фазы далее продолжаться не может, хотя химическая составляющая термодинамической силы продолжает действовать. Как установлено в данной работе экспериментально, в некоторых случаях такое локальное ТБУД-равновесие может нарушаться путем выброса крупным заторможенным α -выделением дочернего иглообразного α -выделения, которое быстро прорастает в новое зерно, растет в нем и даже может перейти в следующее соседнее зерно. В последующем иглообразное α -выделение утолщается и коалесцирует с материнским выделением. Такая смена структурного механизма, по-видимому, является достаточно общим явлением при развитии гидридных фазовых превращений при низких температурах, когда при росте зародившейся фазы накапливаются большие локальные водородные напряжения.

Кроме того, скорость роста крупных, часто бесформенных выделений α -фазы по мере их увеличения обычно постепенно уменьшается, что может также связываться с торможением их роста нарастающими водородными напряжениями. После торможения наступает этап его срыва, и превращение продолжает развиваться до полного его осуществления в приповерхностных слоях. Это хорошо проиллюстрировано на рисунке 4, где представлена динамика развития обратного гидридного превращения при 100 °С.

Таким образом, проведенный анализ показал факт осуществления термо-баро-упруго-диффузионного равновесия при развитии обратных гидридных $\beta \rightarrow \alpha$ превращений в термодинамически открытой системе Pd-H.

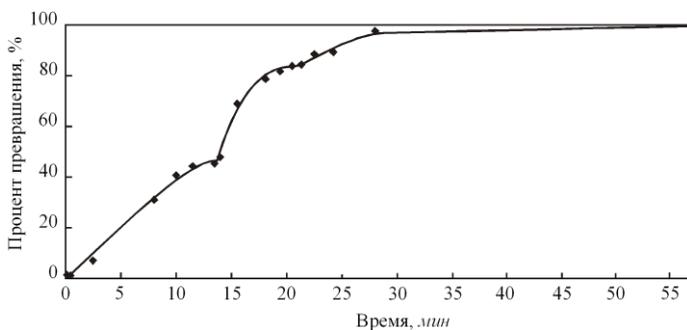


Рисунок 4 – Зависимость прироста α -фазы в приповерхностных слоях β -гидрида палладия от времени при 100 °C

Практическое использование результатов работы лежит в русле интенсивно развивающихся в настоящее время технологий водородной обработки материалов (ВОМ) [1]. ВОМ ставит своей задачей путем водородного воздействия улучшать структуру и свойства материалов, создавать новые функциональные водородосодержащие материалы для катализаторов, диффузионных палладиевых мембран, электродов для металл-водородных аккумуляторов и топливных элементов и других устройств водородной энергетики. Индуцированные водородом фазовые превращения и, в том числе, гидридные фазовые превращения лежат в основе водородной обработки материалов: знание их общих закономерностей имеет такое же важное практическое значение для водородных технологий, как знание закономерностей фазовых превращений в полиморфных металлах для технологий термической обработки сталей и сплавов.

Список литературы

1. Гольцова, М.В. Водородные технологии в литье и металлургии: настоящее и будущее (обзор) / М.В. Гольцова // Литье и металлургия. – 2018,(4). – С. 145–154.
2. Маковская, Я.И. Влияние водорода в процессе сварки и пути решения данной проблемы / Я.И. Маковская, А.П. Штырно // Физика и научно-технический прогресс: материалы науч.-техн. конф. моло-

дых ученых и студентов; 22-23 апреля 2008 г. – Донецк, ДонНТУ. – 2008. – С. 91.

3. Лясоцкая, В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов / В.С. Лясоцкая. – М.: Экомет, 2003. – 352 с. – Гл. 7. Термоводородная обработка сварных соединений титановых сплавов. – С. 322.

4. Гольцов, В.А. Явления, обусловленные водородом и индуцированными им фазовыми превращениями / В.А. Гольцов // Взаимодействие водорода с металлами / Отв. ред. А.П. Захаров. – М.: Наука, 1987. – 295 с. – Гл. 9. – С. 264–292.

5. Жиров, Г.И. Экспериментальное подтверждение явления термо-баро-упруго-диффузионного равновесия превращающихся фаз при гидридных превращениях / Г.И. Жиров, М.В. Гольцова // Физика металлов и металловедение. – 2002. – Т. 94, № 1. – С. 70–74.

6. Модуль упругости и нанотвердость ненаклепанного гидрида палладия / М.В. Гольцова [и др.] // Металлофизика и новейшие технологии, 2015. – Т. 37. – № 8. – С. 1135–1146.

УДК 621.7

В.Г. ДАШКЕВИЧ, канд. техн. наук (БНТУ),
Ю.С. УШЕРЕНКО, канд. техн. наук (ИПК и ПК БНТУ),
М.А. СУДНИКОВ (БНТУ)

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ТЕРМОДИФФУЗИОННЫХ БОРИДНЫХ СЛОЕВ НА СТАЛИ ПРИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМ МОДИФИЦИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТИ

Введение. В настоящее время накоплен огромный научный и практический опыт по применению термодиффузионного борирования [1, 2]. Одна из главных проблем боридных слоев, сдерживающая их активное применение – повышенная хрупкость. Исследованию хрупкости боридных слоев посвящены многочисленные работы (например, работы М.Г. Круковича [3]). Традиционными путями снижения хрупкости слоя являются: дополнительное легирование слоя, получение однофазных слоев, смягчающая термическая обра-

ботка, получение боридных эвтектик и др. Наряду с вышеперечисленными, эффективным приемом повышения работоспособности термодиффузионного боридного слоя является изменение его морфологии, получение дискретного строения с помощью различной предварительной обработки поверхности.

В настоящей работе рассматривается вариант комбинированной обработки, заключающийся в предварительном модифицировании способом электроискрового легирования (ЭИЛ) и последующем термодиффузионном борировании стальной поверхности.

ЭИЛ основано на явлении электрической эрозии и переноса электродного материала на поверхность обрабатываемой детали при протекании импульсных разрядов в газовой среде [4]. После ЭИЛ на поверхности образуются слои толщиной 10–20 мкм, которые в последующем выполняют, как правило, функцию износостойкого покрытия. Варьируя параметры электроискровой обработки (частоту и мощность импульсов), можно изменять как производительность, так и качество покрытий. Как правило, в качестве электродного материала используют материалы с высокой твердостью и износостойкостью: твердые сплавы, в основном на основе карбидов вольфрама и титана; чугун, твердые сплавы с различными связками (никель, молибден, интерметаллиды) и др. [4].

Отметим, что для случая комбинированной обработки необходимо учитывать специфику взаимодействия получаемых на разных стадиях покрытий. В контексте последующей термодиффузионной обработки формирующиеся при электроискровой обработке покрытия можно разделить на две группы: 1 – способствующие интенсификации процесса диффузии элемента, в нашем случае бора и 2 – барьерные покрытия, частично или полностью подавляющие процесс диффузии элемента вглубь изделия.

Кроме этого у ЭИЛ есть ряд преимуществ, которые по нашему мнению дают возможность, во-первых, в широких пределах варьировать структурные особенности получаемых покрытий (соотношение структурных составляющих, их распределение в слое), во-вторых, обрабатывать не всю деталь целиком, а локальные участки поверхности, которые наиболее нагруженные или на которых, например, более вероятно образование сколов диффузионного боридного слоя. В частности, такого рода обработка будет успешна и эффективна для кромок изделий при упрочнении инструмента или

оснастки, поскольку из-за краевого эффекта, проявляющегося в процессах диффузии, формируется высокая хрупкость этих зон.

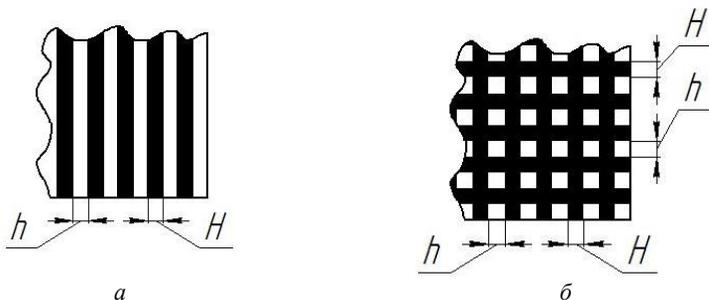
В настоящей работе представлены результаты исследований для варианта обработки, формирующего барьерные покрытия, в частности ЭИЛ медным электродом, и последующее термодиффузионное борирование. Кроме этого, необходимо отметить, что указанные возможности ЭИЛ по обработке только локальных участков поверхности дают предпосылки получения для рассматриваемой комбинации регулярных (нерегулярных) покрытий, состоящих из боридных участков, обособленных друг от друга фрагментами электроискрового покрытия. Такая электроискровая обработка экономит материал и время, а с точки зрения трибологических свойств получаемых покрытий может соответствовать сплошной поверхностной обработке.

Материалы и методика исследований. При нанесении покрытий ЭИЛ использовали установку ENPO UR-121, материал электрода – техническая медь, марки М1. Параметры обработки: сила тока $I < 0,5$ А; напряжение $U = 220$ В; частота вибрации $10-20$ с⁻¹ (турбо режим). После нанесения электроискрового покрытия проводилось термодиффузионное борирование, которое осуществлялось при печном нагреве в герметичном контейнере с плавким затвором. Режим обработки был выбран нестандартным: температура 920 °С, время 1 ч. Для проведения процесса использована шахтная электрическая печь с селитовыми нагревателями. Контроль температуры осуществляли с помощью потенциометра КСП-3П, градуировка ХА. В качестве насыщающей смеси использовали порошковую среду марки «BESTO-Vor».

Результаты исследований. Как уже отмечалось выше, специфика ЭИЛ позволяет достаточно просто формировать обработку не всей поверхности, а участков, образуя, например, периодический, регулярный профиль. Причем шаг между участками обработки может варьироваться в широких пределах, способствуя образованию различных структур покрытия.

В общем виде можно рассмотреть следующие варианты обработки по направлению формирующегося профиля: линейный (продольный, поперечный или угловой) и сетчатый («ячеистый») профили (рисунок 1). При возвратно-поступательном движении наибо-

лее благоприятным типом профиля будет продольный, расположенный по предполагаемому направлению трения.



H – ширина участка электроискровой обработки; h – шаг обработки

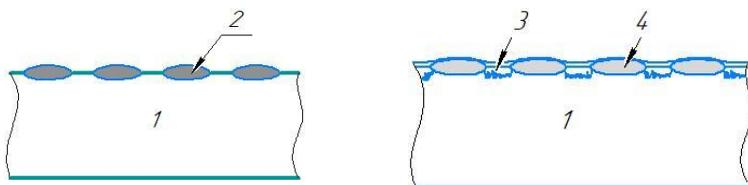
Рисунок 1 – Типы ориентации профиля (линейный (а), «сетчатый» (б))

В нашем случае был выбран профиль в виде параллельных друг другу линий, т.е. линейный, расстояние между обрабатываемыми ЭИЛ участками (шаг обработки) составил около 2 мм (рисунок 2). Варьируя шагом и режимами предварительной электроискровой обработки, создаются предпосылки управления структурой слоя.

Таким образом, описываемая обработка выполнялась по следующей схеме, представленной на рисунке 2:

1. ЭИЛ медным электродом

2. Борирование



1 – стальная основа; 2 – участок ЭИЛ медью; 3 – боридный слой; 4 – участок композиционного строения

Рисунок 2 – Схема получения покрытия при комбинации ЭИЛ и термодиффузионного борирования

Необходимо отметить, что в рассматриваемой технологии с точки зрения реализации упрочнения конкретных деталей следует учи-

тывать аспект увеличения размеров изделия. В разрезе ремонтно-восстановительных операций это является очевидным преимуществом. Известно, что при росте боридного слоя на углеродистых низколегированных сталях около 30 % его толщины растет наружу, поэтому на второй стадии, включающей термодиффузионное борирование, можно вести речь о компенсации более активно растущим боридным слоем на необработанных участках, перепада высоты профиля поверхности, который сформировался после ЭИЛ [3]. В итоге значительного перепада по высоте профиля после двух стадий обработки не наблюдается.

В результате проведенной комплексной обработки образуется структура с ярко выраженными участками классического боридного слоя и участками композиционного покрытия, сформированного за счет предварительного ЭИЛ медью (рисунок 3). Необходимо отметить, что переходная зона двух участков структуры достаточно резкая (рисунок 3, б).

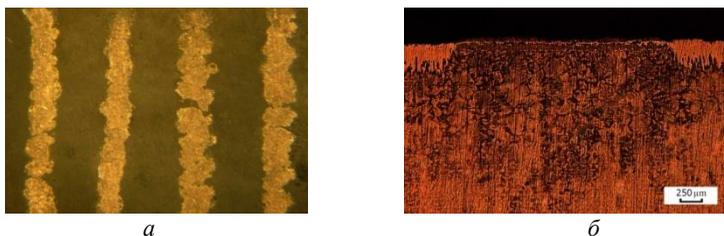


Рисунок 3 – Внешний вид (а) и микроструктура покрытия, полученного предварительным ЭИЛ медью и термодиффузионным борированием, 920 °С, 4 ч (б)

Как известно, медь препятствует сквозной диффузии бора, поскольку бор не образует соединений с медью, а растворимость бора в меди крайне низкая (0,06 % масс.) [5]. При нанесении меди электроискровым методом на поверхности происходит искрообразование и часть медного электрода переносится на поверхность, при этом медь частично перемешивается с основным металлом (железом), формируется дефектная структура, которая только частично непроницаема для атомов бора. При последующем борировании формируется специфичная слоистая структура слоя, состоящая из слоя меди на поверхности, предположительно с небольшим количе-

ством оксида меди, конгломерата боридов железа и меди, причем бориды преимущественно представлены низкобористой фазой Fe_2B , слоя сплошных боридов и твердого раствора бора и углерода в железе (рисунок 4).

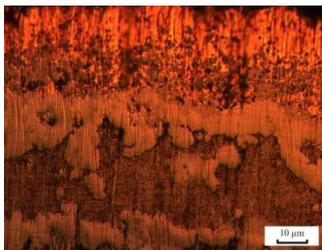


Рисунок 4 – Микроструктура участка покрытия с композиционным строением, полученного предварительным ЭИЛ медью и термодиффузионным борированием, 920 °С, 4 ч

При формировании участков боридных фаз, имеющих округлую форму и обособленных между собой фрагментами покрытия, полученного ЭИЛ, должна происходить частичная компенсация упругих деформаций в слое за счет соседних зон и, как следствие, снижение хрупкости. Т.е. при изгибающих нагрузках такое комплексное покрытие ведет себя как менее хрупкое, при изгибе разрушение покрытия происходит позже, чем при сплошном слое боридов. Кроме этого, хрупкость, определенная на участках с композиционным строением слоя, установленная по суммарному баллу хрупкости, снижается в 1,3–1,5 раза относительно слоя с традиционным двухфазным строением боридного слоя.

Необходимо отметить особенности изменения микроструктуры покрытия после различной длительности термодиффузионного борирования. При температурах 920 °С активность атомов бора очень высока, диффузионные процессы проходят по зонам дефектов сформированного ЭИЛ покрытия. При исходной толщине медного слоя порядка 30 «живучесть» такого участка сохраняется лишь для времени обработки до 1 ч, т.е. разделительным (барьерным) слой является лишь некоторое время. В дальнейшем диффузия бора способна «пробить» барьерный слой и образовать под медным слоем отдельные железобористые фазы. Таким образом, с течением вре-

мени под медным слоем образуются отдельные выделения боридной фазы округлой формы.

На участке композиционного строения, где толщина медного покрытия составляла порядка 30 мкм, толщина композиционного покрытия составила 40–45 и 50–60 мкм при выдержке 2 и 4 ч соответственно. Соотношение фаз FeB и Fe₂B на участках с традиционным строением боридного слоя приблизительно 1:1. Микротвердость боридного участка составляет 14000–15000 МПа, участка композиционного покрытия варьируется в широких пределах от 1500 до 14000 МПа. Таким образом, существует возможность в широких пределах изменять механические свойства образующегося покрытия.

Заключение. Нанесение медного покрытия способом ЭИЛ способствует разделению общего слоя при последующем борировании на участки боридного слоя и участки композиционного покрытия на основе боридов железа и меди. Причем медь в структуре представлена в виде слоя на поверхности и обособленных дисперсных включений, образующих с боридом железа конгломерат фаз. Такая структура достаточно перспективна для деталей, работающих в парах трения, в этом случае включения меди могут частично выполнять роль смазки.

На участках с композиционным покрытием, полученным предварительным ЭИЛ, диффузия бора замедляется, за счет этого преимущественно образуются низшие бориды железа, которые обладают более высокой пластичностью. В связи с появлением в структуре включений меди, у которой модуль упругости значительно меньше, чем у боридов, и активной коагуляции боридных фаз возможно некоторое снижение и релаксация внутренних напряжений в слое, что сказывается на общей хрупкости боридного слоя. Хрупкость, определенная на участках с композиционным строением слоя, снижается в 1,3–1,5 раза относительно традиционного борирования.

Установлено, что микротвердость получаемых боридных участков соответствует микротвердости слоев, полученных при классических условиях обработки, в том числе в зоне, приближающейся к переходной, и составляет 14000–15000 МПа.

Создание рассматриваемых композиционных слоев на основе бора позволяет значительно снижать хрупкость получаемых слоев и

соответственно расширять область их применения, например для условий работы с умеренными ударными нагрузками.

Список литературы

1. **Минкевич, А.Н.** Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
2. **Ворошнин, Л.Г.** Борирование стали: [Текст] / Л.Г. Ворошнин, Л.С. Ляхович. – М.: Metallurgia, 1978. – 240 с.
3. **Крукович, М.Г.** Пластичность борированных слоев / М.Г. Крукович, Б.А. Прусаков, И.Г. Сизов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.
4. **Электроискровое** легирование металлических поверхностей / А.Е. Гитлевич [и др.]. – Кишинев: Изд-во «Штиинца», 2086. – 196 с.
5. **Диаграммы** состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред. О.А. Банных, М.Е. Дрица. – М.: Metallurgia, 1986. – 440 с.

УДК 661.8

Н.В. ЗЫК, канд. хим. наук,
И.Л. КУЛИНИЧ,
Д.О. КАПУСТА,
З.С. ДРОЗДОВИЧ (БНТУ)

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛИНОМИАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА СИНТЕЗА СОЕДИНЕНИЙ РЗЭ ИЗ ФОСФОГИПСА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ЕГО КОМПОНЕНТОВ С АЗОТНОЙ КИСЛОТОЙ

Известно, что растворимость нитратов РЗЭ больше, чем сульфатов РЗЭ [1], следовательно, применение азотной кислоты позволит повысить их концентрацию в растворе.

С целью определения термодинамической вероятности протекания отдельных реакций, реализующихся при взаимодействии фосфогипса с азотной кислотой, выполнены термодинамические расчеты с участием соединений РЗЭ по известным данным [2–4].

Так для реакции:

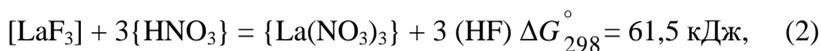


изменение стандартной энергии Гиббса $\Delta G_{298}^\circ = -119,9$ кДж.

Результаты расчета изменения энергии Гиббса для уравнения (1) в интервале температур 0–100 °С показывают, что в этих условиях переход фосфата лантана в раствор термодинамически вероятен, однако с повышением температуры вероятность протекания реакции уменьшается за счет увеличения энтропийного фактора.

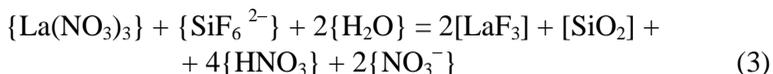
Из литературных данных известно, что фторид лантана является устойчивым соединением, нерастворимым в разбавленных кислотах [5].

Так, изменение стандартной энергии Гиббса реакции:



следовательно, протекание указанной реакции термодинамически маловероятно.

Реакция

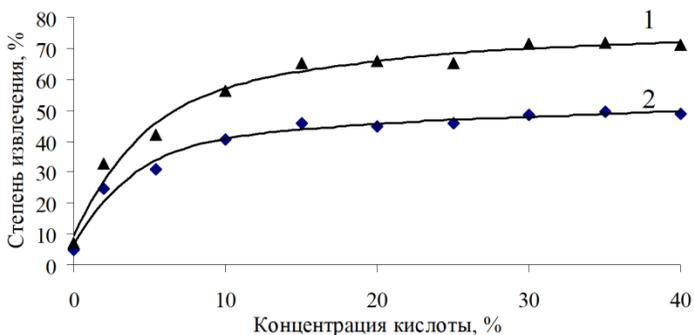


в стандартных условиях эндотермична, но термодинамическая вероятность ее протекания возрастает с повышением температуры:

| | | | |
|---------------------------------|-------|-------|-------|
| $T, \text{ К}$ | 298 | 322 | 373 |
| $\Delta G_T^\circ, \text{ кДж}$ | -58,1 | -70,0 | -93,8 |

Таким образом, термодинамически вероятно образование нитратов РЗЭ в реакции взаимодействия фосфатов РЗЭ с азотной кислотой, а также образование малорастворимых фторидов РЗЭ при взаимодействии в растворе гексафторосиликат-ионов и нитратов РЗЭ.

Результаты исследования влияния концентрации азотной кислоты в диапазоне 0–40 % масс. HNO_3 на степень извлечения РЗЭ из фосфогипса при температурах 20 и 95 °С, представлены на рисунке 1.

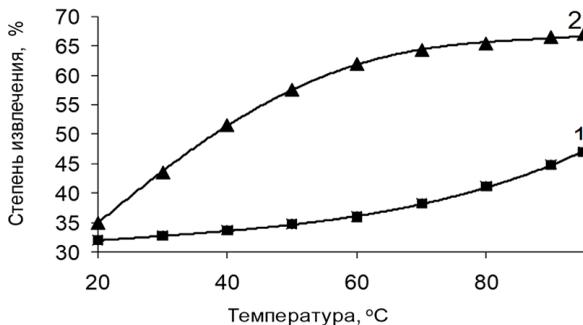


1 – при температуре 95 °С, 2 – при температуре 20 °С

Рисунок 1 – Зависимость степени извлечения соединений РЗЭ из фосфогипса от концентрации азотной кислоты (продолжительность обработки 45 минут, соотношение объемов раствора и твердой фазы Ж:Т = 3)

Из рисунка 1 видно, что для исследуемых температур степень извлечения в раствор РЗЭ увеличивается с повышением концентрации азотной кислоты, а также, что повышение концентрации азотной кислоты и повышение температуры до 95 °С дает больший эффект, чем при 20 °С. Кроме того, степень извлечения РЗЭ, достигаемая при концентрации 20 % масс. HNO_3 , незначительно меньше, чем при 40 % масс. HNO_3 . Это можно объяснить тем, что при постоянных условиях проведения процесса взаимодействия HNO_3 с фосфогипсом (соотношение Ж:Т, продолжительность обработки) степень извлечения РЗЭ будет зависеть от растворимости $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, входящего в состав фосфогипса, в азотной кислоте, которая, как известно [1], при повышении концентрации кислоты и температуры увеличивается.

Существенным является тот факт, что повышение температуры более эффективно при концентрации HNO_3 в исходном растворе 20 % масс. – степень извлечения РЗЭ возрастает с 35 до 70 % масс. (рисунок 2).



1 – 5 % масс. HNO₃, 2 – 20 % масс. HNO₃

Рисунок 2 – Зависимость степени извлечения РЗЭ из фосфогипса при взаимодействии с азотной кислотой от температуры (продолжительность обработки 45 мин, Ж:Т = 3)

Из рисунка 2 видно, что при использовании 20 % масс. HNO₃ концентрация РЗЭ в растворе составляет около 1 г/л при температуре 60 °C, а при дальнейшем повышении температуры до 95 °C концентрация РЗЭ в растворе возрастает незначительно.

Было определено влияние продолжительности взаимодействия реагентов на время установления равновесия между жидкой и твердой фазами исследуемых систем.

Установлено, что основное количество лантаноидов переходит в раствор в течение короткого времени. Так за 1 ч при температуре 25 °C при содержании в исходной смеси 0,15 % масс. РЗЭ (Ж:Т = 3) и концентрации HNO₃ 5 % масс. достигается степень извлечения РЗЭ, равная 32,4 % масс., а за 25 суток – 63 % масс. Следовательно, при температуре 25 °C и использовании разбавленной кислоты (5 % масс. HNO₃) за 25 суток не достигается полного извлечения РЗЭ в раствор.

Увеличение объема используемой азотной кислоты приводит к увеличению степени извлечения соединений РЗЭ с переходом их в раствор, и, соответственно, к уменьшению их концентрации (рисунок 3).

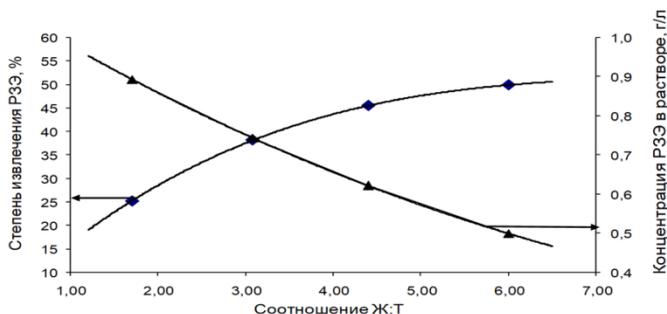


Рисунок 3 – Зависимость степени извлечения и концентрации РЗЭ в растворе от соотношения Ж:Т (концентрация HNO_3 в исходной смеси 5 % масс., температура процесса 20 °С, продолжительность обработки фосфогипса 45 мин)

Для определения зависимости концентрации РЗЭ в растворе от различных факторов (независимых переменных) при кислотном извлечении РЗЭ из фосфогипса проведена серия опытов с применением известного метода планирования факторного эксперимента.

В качестве плана эксперимента была использована полная реплика 2^3 .

В экспериментах использовали фосфогипс ПРУП «Гомельский химический завод» состава (% масс.): РЗЭ – 0,60; P_2O_5 – 2,32; F – 0,45.

Было изучено влияние ряда факторов (концентрация кислоты (x_1 , % масс.), соотношение Ж:Т (x_2), температура процесса (x_3)) на контролируемый в процессе извлечения соединений РЗЭ из фосфогипса показатель (функцию отклика) – степень извлечения РЗЭ (y_1). Значения уровней исследуемых факторов определялись технологическими условиями процесса получения ЭФК в промышленных условиях, а также возможностью сопоставления полученных экспериментальных значений контролируемого показателя с полученными ранее экспериментальными результатами исследования указанных процессов, а также имеющихся аналогичных литературных данных. Значение уровней факторов и шагов варьирования представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Факторы планирования эксперимента и их уровни при извлечении соединений РЗЭ из фосфогипса при взаимодействии с азотной кислотой

| Факторы (независимые переменные) | Уровни | | | |
|--|-------------------|--------------------|--------------------|------|
| | Нижний уровень | Базовый уровень | Верхний уровень | Шаг |
| 1. Концентрация кислоты (x_1), % масс. | 5 | 22,5 | 40 | 17,5 |
| 2. Соотношение Ж:Т (x_2) | 2 | 4 | 6 | 2 |
| 3. Температура процесса (x_3), °С | 25 | 60 | 95 | 35 |

В проводимых экспериментах концентрацию РЗЭ в растворе при расчете y_1 определяли химическим методом по известной методике.

Матрица планирования эксперимента и его результаты приведены в таблице 2.

Последовательность проведения опытов в пределах одной исследуемой системы была следующей (по номерам опытов) – 7, 2, 8, 3, 1, 4, 5, 6, что, согласно [6], исключало последовательное накопление систематических ошибок и способствовало получению более точных результатов эксперимента.

Результаты экспериментов, как известно, в общем виде описываются уравнением:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3, \quad (4)$$

коэффициенты которого (b_i) были рассчитаны по известным формулам дисперсионного анализа с доверительной вероятностью 0,95.

Далее после расчета коэффициентов b_i была определена их значимость (с использованием критерия Стьюдента) сравнением по абсолютной величине с величиной доверительного интервала Δb в пределах одной системы. Величина Δb рассчитывалась по формулам дисперсионного анализа с доверительной вероятностью 0,95.

После исключения статистически незначимых коэффициентов из уравнения (4) получено уравнение регрессии, отражающее влияние всех факторов (независимых переменных x_1 – x_3) на контролируемый при извлечении соединений РЗЭ из фосфогипса показатель (функцию отклика y_1):

$$y_1 = 53,51 + 3,19x_1 + 4,51x_2 + 3,01x_3 + 1,24x_1x_2 + 0,49x_1x_3 - 0,09x_2x_3. \quad (5)$$

Таблица 2 – Матрица планирования и результаты эксперимента

| № опыта | Матрица планирования | | | | | | | | Условия опытов | | Концентрация РЗЭ в растворе y_1 , % масс. | Содержание компонентов в растворе, % масс | | Степень извлечения РЗЭ, % | |
|---------|----------------------|-------|-------|-------|----------|----------|----------|-------------|-----------------|-------|---|---|--------------|---------------------------|-------------------|
| | x_0 | x_1 | x_2 | x_3 | x_1x_2 | x_1x_3 | x_2x_3 | $x_1x_2x_3$ | x_1 , % масс. | x_2 | | x_3 , °С | общий фтор F | P_2O_5 | экспериментальная |
| 1 | + | + | + | + | + | + | + | + | 40 | 6 | 95 | 0,43 | 2,80 | 65,8 | 65,95 |
| 2 | + | - | + | + | - | - | - | - | 5 | 6 | 95 | 0,44 | 2,65 | 56,1 | 56,11 |
| 3 | + | + | - | + | - | - | - | - | 40 | 2 | 95 | 0,50 | 2,40 | 54,6 | 54,45 |
| 4 | + | - | - | + | + | - | - | - | 5 | 2 | 95 | 0,43 | 2,31 | 49,6 | 49,57 |
| 5 | + | + | + | - | + | - | - | - | 40 | 6 | 25 | 0,39 | 2,56 | 59,1 | 58,95 |
| 6 | + | - | + | - | - | - | - | - | 5 | 6 | 25 | 0,42 | 2,27 | 51,1 | 54,07 |
| 7 | + | + | - | - | - | - | - | - | 40 | 2 | 25 | 0,39 | 2,38 | 47,3 | 47,45 |
| 8 | + | - | - | - | + | + | + | + | 5 | 2 | 25 | 0,36 | 2,12 | 44,5 | 44,53 |

Максимальная суммарная погрешность эксперимента составила 0,45 %, абсолютная средняя погрешность – 0,1 %, коэффициент множественной корреляции – (-1,6533).

Результаты проверки уравнения (5) на адекватность показали, что оно достаточно хорошо описывает поверхность отклика, т.е. им можно пользоваться для описания процесса извлечения РЗЭ из фосфогипса при взаимодействии с азотной кислотой.

Из таблицы 2 видно, что при любых значениях независимых переменных концентрация РЗЭ в растворе составляет не менее 0,33 % масс.

Анализ полученной полиномиальной зависимости (уравнение 5) показывает, что полнота извлечения соединений РЗЭ из фосфогипса и состав образующегося кислотного раствора находятся в зависимости, в первую очередь, от соотношения Ж:Т – при повышении Ж:Т увеличивается объем раствора, что приводит к повышению растворимости сульфата кальция.

Как было указано выше, повышение температуры при взаимодействии фосфогипса с азотной кислотой приводит к увеличению степени извлечения РЗЭ с переходом их в раствор. Так, при повышении температуры от 25 до 95 °С и при концентрации HNO_3 в исходном растворе 20 % масс. увеличивается степень извлечения РЗЭ с 35 до 70 %. С повышением концентрации азотной кислоты в исследуемом диапазоне температур степень извлечения с переходом в раствор соединений РЗЭ, P_2O_5 и F увеличивается, а повышение концентрации азотной кислоты в растворе и повышение температуры до 95 °С дают наибольший эффект (таблица 3).

Увеличение продолжительности взаимодействия и объема растворителя повышает степень извлечения РЗЭ. При взаимодействии фосфогипса с азотной кислотой при температуре 50 °С, концентрации кислоты 15 % масс., Ж:Т = 3, длительности обработки 45 мин образуется раствор состава (г/л): соединения РЗЭ – 0,8–1,3; P_2O_5 – 5–12; общий фтор F– 1,5–2,0. При этом степень извлечения РЗЭ составляет не менее 50 % масс. и очищенный фосфогипс содержит 0,6 % масс. P_2O_5 и 0,08 % масс. F.

Таблица 3 – Зависимость степени извлечения РЗЭ от температуры процесса и концентрации азотной кислоты (продолжительность обработки фосфогипса 45 мин, Ж:Т = 3)

| Концентрация азотной кислоты, % масс. | Степень извлечения РЗЭ, % при 20 °С | Степень извлечения РЗЭ, % при 95 °С |
|---------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| 0 | 4,2 | 5,7 |
| 5 | 30,8 | 42,2 |
| 10 | 40,5 | 56,3 |
| 15 | 45,9 | 65,3 |
| 20 | 44,8 | 66,1 |
| 25 | 45,6 | 65,3 |
| 30 | 48,2 | 71,3 |
| 35 | 49,4 | 71,8 |
| 40 | 48,9 | 71,1 |
| 45 | 47,4 | 73,6 |

Заключение. Методом математического планирования выведены уравнения регрессии, адекватно описывающие зависимости концентрации РЗЭ в растворе и степени извлечения РЗЭ из фосфогипса от условий проведения процесса извлечения.

Анализ полученной полиномиальной зависимости показывает, что полнота извлечения соединений РЗЭ из фосфогипса и состав образующегося кислотного раствора находятся в зависимости, в первую очередь, от соотношения Ж:Т – при повышении Ж:Т увеличивается объем раствора, что приводит к повышению растворимости сульфата кальция.

На основании полученных уравнений регрессии найдены оптимальные условия проведения процесса. Полученный при этих условиях раствор содержит (г/л): соединения РЗЭ 0,8–1,3; P_2O_5 – 5–12; общий фтор F – 1,5–2,0. При этом степень извлечения РЗЭ составляет не менее 50 % масс. и очищенный фосфогипс содержит не более 0,6 % масс. P_2O_5 и 0,08 % масс. F.

Список литературы

1. **Вашкевич, Н.Г.** Фазовое распределение и роль соединений РЗЭ в процессе получения экстракционной фосфорной кислоты: автореф. дис. ...канд. тех. наук: 05.17.01 / Н.Г. Вашкевич; Ленингр. технол. ин-т. – Л., 1979. – 22 с.

2. **Справочник** по растворимости. Бинарные системы: В 3 т. – М.–Л.: Изд-во АН СССР, 1961. – Т. 1. – Кн. 1. – 960 с.

3. **Термические** константы веществ: В X вып. / Акад. наук СССР. ВИНТИ. Под ред. В.П. Глушко. – М.: ПИК ВИНТИ, 1965–1982. – Вып. V. – 1972. – 340 с.

4. **Термические** константы веществ: В X вып. / Акад. наук СССР. ВИНТИ. Под ред. В.П. Глушко. – М.: ПИК ВИНТИ, 1965–1982. – Вып. XIII: (Sc, Y, La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu, Ac, Th, Pa, U, Np, Pu, Am, Cm, Bk, Cf, Es, Fm, Md, No). – 1978. – 535 с.

5. **Рябин, В.А.** Термодинамические свойства веществ: Справочник / В.А. Рябин, М.А. Остроумов, Т.Ф. Свит. – Л.: Химия, 1977. – 392 с.

6. **Лидин, Р.А.** Справочник по неорганической химии / Р.А. Лидин, Л.Л. Андреев, В.А. Молочко. – М.: Химия, 1987. – 320 с.

УДК 621.762; 621.791.92; 621.793.6

В.Г. ЩЕРБАКОВ (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СПЕКАНИЯ МЕДНЫХ ВОЛОКОН ПОСЛЕ ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО ЦИНКОВАНИЯ

В статье приведены результаты исследований некоторых особенностей механизма спекания медных волокон после термодиффузионного цинкования. Изучено структурообразование в медных волокнах после диффузионного легирования цинком и последующего спекания. Проведен анализ причин ускорения спекания медного волокна после насыщения цинком по сравнению с чистой медью.

Введение. Отходы медных волокон используют при изготовлении пористых фильтрующих материалов предварительным прессованием и последующим спеканием [1, 2]. Данные материалы подходят и для получения диффузионно-легированных (ДЛ) сплавов в подвижных порошковых средах. Переработка и утилизация данных материалов заключается в предварительном брикетировании и последующем расплавлении. Под руководством Капцевича В.М. ис-

следована и реализована на практике технология, позволяющая использовать указанные отходы в качестве материала для получения пористых фильтрующих материалов (ПФМ) [1]. Установлена целесообразность поверхностного диффузионного легирования цинком медных отходов [2]. Авторами выдвинуто предположение, что после ДЛ цинком в подвижной порошковой насыщающей среде на медном волокне формируются диффузионные цинковые слои с пониженной температурой плавления, что в свою очередь приведет к снижению энергозатрат в процессе прессования и спекания при изготовлении ПФМ.

Материалы и оборудование для исследований. В качестве исходных материалов для исследований были выбраны медные отходы, образующиеся при изготовлении электрического кабеля сечением 315–400 мкм и длиной 5–15 мм. В качестве насыщающей среды при ДЛ использовали порошок цинка. ДЛ проводили на специальной установке для ХТО металлических порошков [3]. При термодиффузионном цинковании медных волокон в порошке цинка, концентрация цинка изменялась от 1:9 % масс. до 1:1 % масс., а температура ДЛ составляла 400–420 °С при продолжительности 30 мин.

Были проведены металлографические (МИ-1, Leica DM2500 P) и микродюрметрические (ПМТ-3) исследования по общепринятым методикам. Химический состав определяли микрорентгеноспектральным анализом (VEGA II LMU). Изучение спекаемости волокна проводили в керамических тиглях с нагревом в шахтной печи с защитной атмосферой. Прессование ДЛ волокон осуществлялось на испытательной машине 1195 («Instron») с давлениями прессования от 140–210 МПа до 280–350 МПа с последующим спеканием образцов в атмосфере эндогаза при температуре спекания от 860 до 1020 °С.

Обсуждение результатов исследований. Диаграмма состояния Cu–Zn состоит из шести ветвей первичной кристаллизации фаз α , β , γ , δ , ϵ и η [4, 5]. При сплавлении меди с цинком образуется ряд твердых растворов, из которых α является твердым раствором цинка в меди, с предельной растворимостью цинка 39 %. Фазы β , γ , ϵ являются твердыми растворами на базе электронных соединений: β – CuZn, γ – Cu₅Zn, ϵ – CuZn₃. С повышением концентрации цинка в твердом растворе меди в интервале 0–35 % масс. твердость со-

ставляет 40–60 НВ. В интервале 35–50 % масс. твердость возрастает 80–100 НВ и с повышением концентрации цинка в сплаве продолжает увеличиваться. После ДЛ медных волокон по различным режимам (таблица 1) выявлено наличие диффузионных слоев различной толщины и структуры с различными значениями микротвердости по сечению волокна.

Таблица 1 – Температурно-временные параметры ДЛ медных волокон

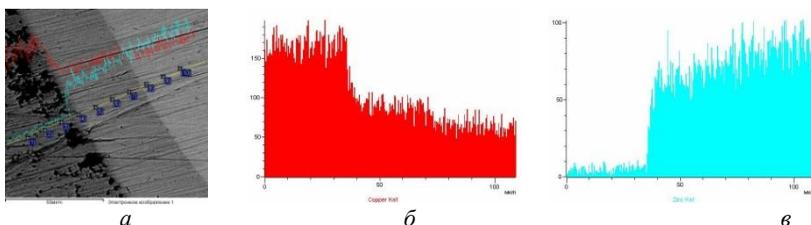
| № режима | Состав смеси, % масс. | № режима | Состав смеси, % масс. |
|----------|-----------------------|----------|-----------------------|
| 1 | 95 % Cu + 5 % Zn | 4 | 70 % Cu + 30 % Zn |
| 2 | 90 % Cu + 10 % Zn | 5 | 60 % Cu + 40 % Zn |
| 3 | 80 % Cu + 20 % Zn | 6 | 50 % Cu + 50 % Zn |

На поверхности медного волокна образуется диффузионный слой с микротвердостью 1510–2730 МПа, являющийся смесью γ -, ϵ - и η -фаз, различной концентрации. Концентрация цинка в диффузионном слое составляет 58,75–62,31 % масс. Промежуточный слой, расположенный между медной основой и диффузионным слоем на поверхности волокна, представляет собой твердый раствор цинка в меди переменной концентрации (36,05–48,31 % масс.) с микротвердостью 1020–1220 МПа. Микротвердость медной основы составляет 790–820 МПа.

При всех проведенных режимах ДЛ на медном волокне формируются диффузионные слои с микротвердостью 1100–3350 МПа. При концентрации цинка в интервале 5–20 % масс. толщина диффузионного слоя составляет 15–40 мкм. Увеличение концентрации цинка до 30–50 % повышает толщину диффузионного слоя до 60–90 мкм. Зависимость толщины диффузионных слоев после ДЛ цинком пропорциональна количеству насыщающего элемента в смеси. В медных волокнах размером 0,315–0,400 мм, обработанных в смесях с концентрацией цинка 5–20 % масс., толщина диффузионного слоя составляет 20–35 мкм. В медных волокнах размером 0,315–0,400 мм, обработанных с 30–50 % масс. цинка, формируются диффузионные слои толщиной 60–90 мкм. Диффузионный слой состоит из двух зон. Нижняя зона является твердым раствором цинка в меди с переменной концентрацией цинка 36,05–48,31 % масс. с мик-

ротвердостью 1000–1200 МПа. Верхняя зона представляет собой слоистую смесь из β -, γ -, и ε -фаз, с концентрацией цинка 58,75–62,21 % масс. с микротвердостью 1500–2700 МПа Пористость диффузионных слоев при ДЛ с минимальной концентрацией цинка составляет 1–2 % и при повышении концентрации цинка при насыщении возрастает до 4–7 %.

Спекание исходных медных волокон при температурах 850, 900 и 950 °С выявило отсутствие образования спеченного конгломерата. Спекание ДЛ волокон с 10 % Zn при температурах 850 °С и 900 °С также не приводит к формированию спеченного конгломерата. Спекание между отдельными волокнами отсутствует. При нагреве ДЛ волокна до 950 °С и выдержке в течение 1 ч в микроструктуре фиксируются локальные спеченные области. При нагреве оцинкованных медных волокон до 850–900 °С и последующей выдержке происходит диффузия цинка в глубь волокна, приводящая к выравниванию концентраций меди и цинка по сечению и образованию α -твердого раствора цинка в меди (рисунок 1).



а – микроструктура ДЛ волокна; *б* – распределение Cu; *в* – распределение Zn

Рисунок 1 – Микроструктура и химический состав ДЛ волокна

Образование участков твердофазного спекания при нагреве ДЛ медных волокон до температуры 950 °С обусловлено наличием градиента концентраций цинка на поверхности и в самом волокне. Увеличение концентрации цинка на поверхности ДЛ волокна снижает температуру плавления медно-цинковых сплавов. Дальнейшая выдержка приводит к равномерному распределению цинка в волокне за счет диффузии, и при охлаждении формируются волокна со структурой α -твердого раствора, спеченные друг с другом.

Спекание ДЛ медных волокон с 20% Zn в интервале 850–900 °С приводит к формированию конгломерата округлой формы, без спе-

кания между отдельными волокнами. Нагрев до 950 °С, как и для режима с 10 % Zn, за счет градиента концентрации на поверхности медного волокна приводит к образованию областей сплава с меньшей температурой плавления. Интенсивность образования зон с пониженной температурой плавления выше, чем при режиме с 10 % Zn, что обуславливается высокой концентрацией цинка в волокне после насыщения.

Анализ микроструктуры и твердости волокон после нагрева в интервале 850–900 °С подтверждает образование α -твердого раствора цинка в меди. Твердость волокон составляет 40–70 НВ для 850 °С и 50–75 НВ для 900 °С. Нагрев волокон с 20 % Zn до 950 °С приводит к формированию локальных спеченных конгломератов и выравниванию концентрации цинка по сечению волокна с повышением температуры. Микроструктура конгломерата из медных волокон аналогична микроструктуре α -латуни.

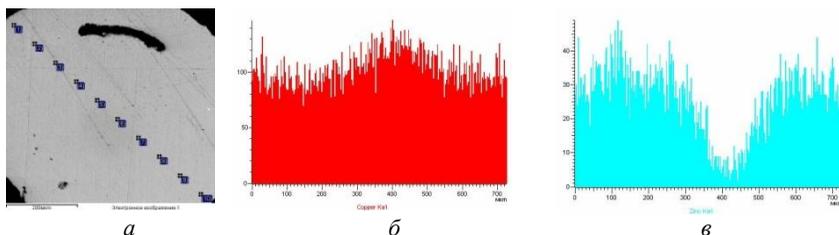
Спекание ДЛ медных волокон с 30 % Zn при температуре 850 °С не приводит к спеканию. Нагрев до 900 °С приводит к образованию укрупненной формы волокна, так как в нем присутствуют области с меньшей температурой плавления и при нагреве они укрупняются за счет сил поверхностного натяжения.

Согласно диаграмме состояния Cu-Zn, температура солидус для сплава, содержащего 30 % Zn, составляет 920–930 °С. Округление ДЛ волокна при нагреве обусловлено оплавлением диффузионных слоев и неуравновешенностью сил поверхностного натяжения. При температуре 900 °С данный процесс в ДЛ цинком медном волокне проходит частично и после охлаждения фиксируются волокна как продолговатой, так и округлой формы. Нагрев и выдержка ДЛ волокна при температуре 950 °С приводит к завершению процесса сфероидизации.

Микроструктура и твердость волокон после нагрева подтверждает образование α -твердого раствора цинка в меди. Твердость волокон составляет 40–55 НВ для 850 °С и 55–80 НВ для 900 °С. Микроструктура сплавленных волокон после 950 °С схожа с микроструктурой α -латуни. Твердость составляет 70–80 НВ.

Спекание ДЛ медных волокон с 40 % Zn при температуре 850 °С отсутствует и при незначительном механическом воздействии волокна легко разделяются. В микроструктуре ДЛ медных волокон наблюдаются центральные области с сохранившейся исходной

структурой меди (рисунок 2) за счет незавершенных диффузионных процессов в волокне в процессе выдержки при температуре 850 °С, и имеющих минимальную твердость 50–55 НВ.



a – микроструктура; *б* – распределение Cu; *в* – распределение Zn

Рисунок 2 – Микроструктура и химический состав ДЛ волокна с 40 % цинка при нагреве до 850 °С и выдержке 1 ч

При нагреве ДЛ медных волокон до температуры 900 °С и последующем охлаждении фиксируется полное расплавление и последующая кристаллизация каплей расплава. Твердость полученного сплава составляет 60–85 НВ. Нагрев до 950 °С и выдержка приводит к укрупнению закристаллизовавшихся капель и выравниванию концентраций компонентов в сплаве. Это подтверждается анализом микроструктуры: она схожа с микроструктурой α -латуни, и содержит небольшие включения фазы β^1 латуни. Общая твердость сплава составляет 65–75 НВ.

Спекание ДЛ медных волокон с 50 % Zn при температуре 850 °С приводит к частичному сплавлению и образованию сферической формы у отдельных волокон. Обнаружены две фазы, характерные для двухфазной латуни. Твердость α -фазы составляет 76–103 НВ, β -фазы – 145–165 НВ. Нагрев до 900 °С и последующее охлаждение приводит к полному расплавлению медных волокон и образованию сплава со структурой $\alpha+\beta$ латуни с твердостью соответственно 75–92 НВ и 147–165 НВ.

При спекании, как известно, определяющую роль играют диффузионные процессы, которые в конечном итоге приводят к увеличению относительной плотности материала. При этом протекает поверхностная диффузия, зернограничная диффузия атомов в шейке к поверхностной области с максимальной кривизной и объемная

диффузия: от границы зерен к поверхности с наибольшей кривизной и диффузия атомов внутри частиц вблизи поверхностной области с максимальной кривизной В бинарном твердом растворе замещения, которым является α -латунь, диффузионный массоперенос в объеме металла протекает по вакансионному механизму, при этом возникают потоки вакансий. Механизм спекания свидетельствует об определяющей роли поверхностной диффузии на начальной стадии и ведущей роли поверхностной диффузии на завершающих стадиях спекания.

Для анализа причин ускорения спекания в системе Cu-Zn по сравнению с чистой медью необходимо сделать оценку коэффициентов диффузии. Для меди период решетки $\lambda_{\text{Cu}} = 0,3613$ нм. Для сплава Cu-Zn атомы цинка, находящиеся на поверхности и в твердом растворе, при данной температуре являются более «горячими», чем атомы меди, поскольку для них точка плавления ниже: $T_m(\text{Zn}) = 692,5$ К, $T_m(\text{Cu}) = 1356,4$ К. Из проведенных ранее расчетов [6] установлено, что коэффициенты поверхностной и зернограничной диффузии атомов цинка в латуни будут существенно выше, чем атомов меди. Значит, при наличии цинка, растворенного в меди, процессы поверхностной и зернограничной диффузии, которые существенны только на первой и второй стадиях спекания, в латуни будут протекать быстрее, чем в чистой меди.

Установлено, что по сравнению с чистой медью, т.е. с величиной D_{Cu}^* , коэффициент взаимной диффузии в α -твердом растворе системы Cu-Zn при предельной растворимости цинка почти на порядок выше. Это обусловлено тем, что, во-первых, в формулу входит коэффициент примесной диффузии цинка в меди, который существенно выше, чем коэффициент самодиффузии меди, а, во-вторых, играет роль термодинамический фактор, который учитывает химическое взаимодействие атомов в твердом растворе.

Выводы. Установлено влияние концентрации цинка при термодиффузионном цинковании на спекаемость медного волокна. Зависимость толщины диффузионного слоя на медном волокне от концентрации насыщающего элемента при диффузионном легировании близка к линейной и, при регулировании концентрации цинка в интервале 5–50 % масс., на поверхности формируются диффузионные слои толщиной от 15 до 90 мкм. Теоретически установлены причи-

ны ускорения спекания диффузионно-легированных цинком медных волокон по сравнению с чистой медью. Первой причиной является то, что в бинарном твердом растворе замещения диффузионный массоперенос в объеме сплава, который играет ведущую роль на второй и третьей стадиях спекания, протекает за счет взаимной диффузии по вакансионному механизму. Он описывается не парциальными коэффициентами диффузии, а коэффициентом взаимной диффузии, в которую входит не только коэффициент самодиффузии в меди, но и коэффициент примесной диффузии цинка в меди, который почти на порядок выше. Второй причиной является наличие термодинамического фактора, который связан с химическим взаимодействием атомов разных элементов в твердом растворе и приводит к существенному повышению значений коэффициента взаимной диффузии: в 2,3 раза при 1173 К, в 2,6 раза при 1073 К, и почти в 3 раза при 973 К для концентрации цинка, соответствующей его предельной растворимости в меди при этих температурах.

Список литературы

1. Взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств пористых волоконных материалов из медных отходов / В.М. Капцевич [и др.] // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка: материалы докл. Междунар. симпозиума, Минск, 23–25 марта 2011 г. : в 2 ч. / НАН Беларуси, редкол.: П.А. Витязь. – Минск. – 2011. – Ч. 1. – С. 141–145.

2. Опыт использования диффузионно-легированных отходов медных волокон при изготовлении пористых спеченных фильтрующих материалов / В.М. Константинов [и др.] // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы 13-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 16–18 мая 2018 г. / НАН Беларуси [и др.]; редкол.: А.Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2018. – С. 116–117.

3. Вращающаяся электрическая печь для химико-термической обработки сыпучего материала: патент 15412 Респ. Беларусь, МПК7 F27B 7/14 / В.М. Константинов, О.П. Штемпель, В.Г. Щербаков; заявитель Бел. нац. техн. ун-т. – № а 20091415; заявл. 05.10.09;

опубл. 28.02.12 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці. – 2012. № 1. – С. 143.

4. **Сучков, Д.И.** Медь и ее сплавы / Д.И. Сучков. – М.: Металлургия, 1967. – 248 с.

5. **Schumann, H.** Metallographie / H. Schumann. – Klaus Cyrener...13., neubearb. Aufl. – Leipzig Dt. Verl. fur Grundstoffind, 1990. – 764 p.

6. **Щербаков, В.Г.** Исследование диффузионных процессов при спекании оцинкованных медных волокон / В.Г. Щербаков, В.М. Константинов, Б.Б. Хина // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. науч. тр.; в 3 кн. Кн. 1. Материаловедение / редкол.: А.В. Белый (гл. ред.) [и др.]. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2018. – С. 274–287.

УДК 669

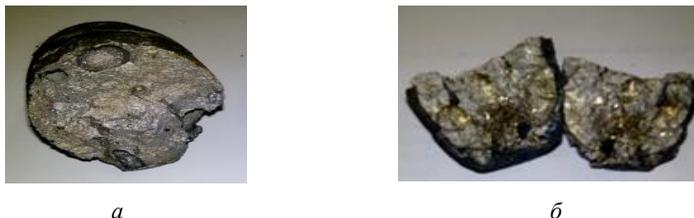
**И.А. ИВАНОВ, д-р техн. наук,
Э.В. КОВАЛЕВИЧ,
И.Л. КУЛИНИЧ,
Д.В. ПРИМШИЦ (БНТУ)**

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СИЛИЦИДОВ ДЛЯ КАТОДОВ-МИШЕНЕЙ ВАКУУМНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ИСТОЧНИКОВ

В лабораторных условиях были выполнены экспериментальные исследования процесса получения силицидов для катодов-мишеней, используемых при нанесении защитных покрытий. На первом этапе с использованием СВС-процесса получали комплексные силициды. В качестве исходных материалов использовали оксиды титана, никеля, меди и кремния из расчета получения в конечном материале минимального количества кремния. Восстановление осуществлялось за счет порошка чистого алюминия по методике, описанной в работе [1]. На рисунке 1 представлены фотографии образцов комплексного силицида, полученных восстановительной плавкой.

На следующем этапе методом высокоскоростной индукционной плавки полученные слитки силицида переплавлялись, осуществ-

влялась корректировка химического состава и в дальнейшем производилась заливка литейных форм с целью получения катода-мишени. Общий вид продуктов плавки и этапы данного процесса представлены на рисунке 2.



a

б

a – титан-никель-кремний, *б* – титан-медь-кремний

Рисунок 1 – Слитки силицидов, полученные восстановительной плавкой (СВС-процессе)



a



б



в



г



д



е

a – высокоскоростная плавильная установка; *б* – процесс плавки силицида; *в* – жидкий силицид перед разливкой; *г* – технологическая оснастка (литейная форма и токовод); *д* – отливка с прибыльной частью; *е* – образец катода-мишени

Рисунок 2 – Последовательность технологических операций изготовления катода-мишени

Катоды, используемые в вакуумных электродуговых испарительных устройствах, являются съемными и водоохлаждаемыми. В зависимости от конструкции испарителя и способа их закрепления форма катодов может значительно отличаться. Катоды из сплавов металл-неметалл состоят из двух частей: рабочей части, которая испаряется вакуумной дугой, и пробки, обеспечивающей крепление катода в испарителе и его быструю замену.

Конструкция пробки имеет двойное предназначение. Она обеспечивает электрический контакт с катодом-мишенью и позволяет надежно крепить данную конструкцию в вакуумной камере. С учетом этих особенностей и применительно к конкретной установке по напылению разработан вариант изготовления катодов-мишеней. Для нанесения покрытий на вакуумно-дуговой испарительной установке УВН 70 Union применяются катоды-мишени, размеры которого представлены на рисунке 2.

При анализе полученного катода-мишени с содержанием кремния и меди в шихте до изготовления катода-мишени (50 % кремния, 50 % меди) было выявлено значительное содержание кислорода, что обусловлено способом получения катода-мишени (изготавливали в атмосфере воздуха плавкой в индукционной печи). Установка для нанесения покрытий УВН 070 представлена на рисунке 3.

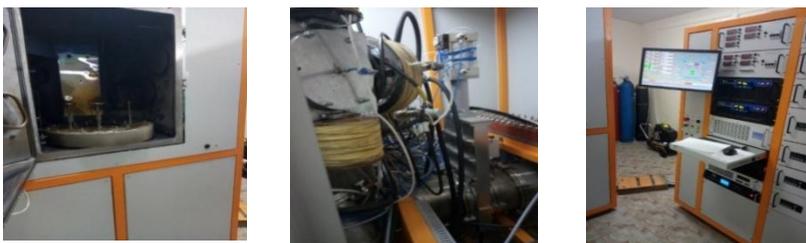


Рисунок 3 – Установка для нанесения покрытий УВН 070

На установке для нанесения покрытий УВН 070 были проведены испытания опытного образца катода-мишени из комплексного силицида. Нанесение проводили при токе дугового разряда 70 А и давлении 0,1 Па в течение 10 мин. Установлено, что полученное покрытие характеризуется наличием капельной фазы. В качестве примера на рисунке 4 представлена фотография поверхности покрытия.

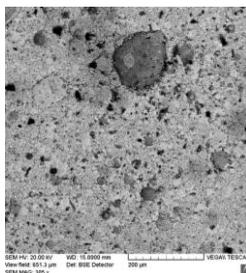


Рисунок 4 – Поверхность покрытия на стальной подложке

В дальнейшем планируется проведение более широких испытаний катодов-мишеней из различных составов силицидов.

Таким образом, в результате экспериментальных исследований подтверждена возможность получения катодов-мишеней для вакуумно-плазменного нанесения покрытий, полученных с применением литейных технологий.

Список литературы

1. Исследование процесса получения сплавов металл-кремний для изготовления катодов-мишеней / И.А. Иванов [и др.] // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : материалы XI Междунар. науч.-техн. конф., Минск 14–16 сентября 2016 г. / ФТИ НАН Беларуси. – Минск, 2016.

УДК 669.58

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук,
И.А. БУЛОЙЧИК (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ УСКОРЕНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЦИНКСОДЕРЖАЩИХ СЛОЕВ НА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

При рассмотрении технологичности любого техпроцесса на производстве наибольшее внимание уделяется его экономической

эффективности. В настоящее время, когда проблемы энерго- и ресурсосбережения стоят особо остро, следует постоянно искать пути снижения затрат на производство. В большинстве своем процессы химико-термической обработки (ХТО) являются энергоемкими, что связано с высокими температурами нагрева и длительностью времени выдержки. В данном случае цинкование выгодно отличается от остальных процессов ХТО, что связано с применением значительно более низких температур нагрева и времени выдержки. Однако и при рассмотрении различных способов цинкования следует стремиться к возможно максимальному снижению затрат и рационализации техпроцесса. Одним из наиболее важных направлений в сфере снижения энергоемкости техпроцесса является поиск путей интенсификации процессов ХТО. Но для того, чтобы осознанно применять той или иной способ интенсификации ХТО, необходимо четко понимать все процессы, происходящие на различных стадиях формирования диффузионных слоев. При попытке интенсификации процессов ХТО основной упор делается на ускорение лимитирующей стадии процесса. В то же время известно [1], что любая из элементарных стадий ХТО может являться лимитирующей, поэтому при изучении влияния различных факторов на ускорение процессов цинкования целесообразным будет изучить влияние каждого из них на определенные стадии данного вида ХТО в отдельности (таблица 1) [1].

Таблица 1 – Элементарные стадии ХТО

| Стадия ХТО | Место реализации стадии |
|--|---|
| 1. Реакции в реакционной среде. Образование компоненты, осуществляющей массоперенос диффундирующего элемента | Реакционное пространство, окружающее изделие |
| 2. Диффузия в реакционной среде. Подвод насыщающего элемента к поверхности металла | |
| 3. Реакции на границе раздела фаз. Адсорбция, хемосорбция активных атомов или молекул легирующего элемента насыщаемой поверхностью | На границе раздела: «Насыщающая среда – обрабатываемая поверхность» |
| 4. Диффузия в металле | |
| 5. Реакции в металле. Образование твердых растворов, химических соединений | В поверхностной зоне металла |

Следует учитывать, что на сегодняшний день существует достаточно много различных способов нанесения защитных цинковых покрытий, и в зависимости от того, каким из способов проводится цинкование, стадийность ХТО может несколько изменяться. В основном это касается первых 2-х стадий, например, при рассмотрении процессов цинкования в расплаве и порошках. Так, для цинкования в расплаве наблюдается отсутствие 1-ой стадии ХТО (сам расплав обеспечивает подвод насыщающего элемента к поверхности металла, в тоже время являясь «диффундирующим элементом»). В то время как при цинковании в порошках 1-ой стадией ХТО является образование газа-носителя (компоненты), а уже затем, посредством диффузии в насыщающей среде, осуществляется подвод насыщающего элемента к поверхности металла.

В таблице 2 [1] представлен определенный ряд интенсифицирующих факторов с учетом их воздействия на элементарные стадии ХТО. Следует отметить, что для достижения наибольшего результата ускорения диффузионных процессов целесообразным будет применение комплексного воздействия с использованием одновременно нескольких интенсифицирующих факторов. Немаловажным также является выбор тех способов ускорения диффузионных процессов, степень влияния которых будет наиболее значима с учетом экономической целесообразности по использованию определенного интенсифицирующего фактора. Таким образом, необходимо выбрать из множества интенсифицирующих факторов те, которые наиболее приемлемы для процессов цинкования, а также оценить степень и характер их влияния на ускорение диффузионных процессов.

Для начала было проанализировано воздействие данных факторов на стадии ХТО в отдельности. В первую группу интенсифицирующих факторов входили различные виды физического воздействия:

1. Глеющий, коронный, дуговой и другие разряды.
2. Электростатические, электрические, магнитные.
3. Облучение концентрированными потоками энергии.
4. Ультразвуковые колебания.
5. Индукционный, электроконтактный нагрев.

Таблица 2 – Анализ интенсифицирующих воздействий при ХТО [1]

| Способы интенсификации процессов ХТО | Воздействие на элементарные стадии ХТО (таблица 1) | | | | |
|---|--|---|---|---|---|
| | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
| Физические воздействия | | | | | |
| Тлеющий, коронный, дуговой и др. разряды | – | + | + | – | – |
| Электростатические, электрические, магнитные | – | – | + | + | – |
| Облучение концентрированными потоками энергии | – | – | – | + | + |
| Ультразвуковые колебания | – | – | + | + | – |
| Индукционный, электроконтактный нагрев | – | – | + | + | + |
| Технологические воздействия | | | | | |
| Повышение температуры ХТО (возможно до интервала температур ликвидус-солидус) | + | + | + | + | + |
| Термоциклирование | – | – | – | + | + |
| Изменение скорости движения насыщающей среды (в том числе динамические, псевдокипящие среды) | – | + | + | – | – |
| Изменение размера частиц насыщающей среды, давления | + | + | + | – | – |
| Повышение дефектности поверхностного слоя детали упругой, пластической, циклической деформацией | – | – | + | + | + |
| Переход от насыщения макрообъектов (деталей) к насыщению микрообъектов (порошков, из которых затем изготавливают детали) | – | + | + | + | + |
| Химические воздействия | | | | | |
| Подбор типа активатора или восстановителя | + | + | + | – | – |
| Изменение состава насыщающей среды (в том числе реализация эффекта жидкометаллической фазы в насыщающей порошковой среде) | + | + | + | – | – |
| Изменение фазового, химического состава основы (в том числе реализация эффекта жидкометаллической фазы в поверхностном слое). | – | – | + | + | + |

При рассмотрении первых трех случаев, вероятно, возникнут проблемы с реализацией процессов применительно к технологиям цинкования. Если быть более точным, то затраты на реализацию данных явлений с учетом современного уровня технологий не позволят создать конкурентоспособную технологию получения защитных покрытий на основе цинка. В дополнение к этому существует предположение, что вклад данных воздействий на общее ускорение диффузионных процессов при цинковании будет незначительным.

Значительно больший интерес представляют случаи 4 и 5. Внедрение этих процессов в технологический цикл производства цинковых покрытий по сравнению с предыдущими вариантами воздействия является относительно простым. В дополнение к этому, исходя из данных таблицы 2, положительное воздействие индукционного нагрева сказывается одновременно на трех стадиях ХТО, что повышает общую эффективность от применения данного фактора интенсификации. Особый интерес представляет использование индукционного нагрева для длинномерных изделий как в качестве предварительного нагрева изделия перед нанесением цинка с целью активации поверхности, так и в качестве окончательной термообработки (после нанесения цинка) для дальнейшего формирования диффузионного слоя. В свою очередь, применение ультразвука скорее будет оправдано при термодиффузионном цинковании в порошках с использованием контейнеров с небольшим объемом.

Вторая группа факторов представлена различного рода технологическими воздействиями:

1. Повышение температуры ХТО (возможно до интервала температур ликвидус-солидус).
2. Термоциклирование.
3. Изменение скорости движения насыщающей среды (в том числе динамические, псевдокипящие среды).
4. Изменение размера частиц насыщающей среды, давления.
5. Повышение дефектности поверхностного слоя детали упругой, пластической, циклической деформацией
6. Переход от насыщения макрообъектов (деталей) к насыщению микрообъектов (порошков, из которых затем изготавливают детали)

Несмотря на то, что воздействие первого фактора оказывает положительное влияние на все стадии ХТО, применение его для

процессов цинкования ограничено. В первую очередь это связано с низкой температурой плавления цинка (порядка 419 °С), в результате чего, например, при цинковании в порошках наблюдается спекание смеси, что в свою очередь приводит к ухудшению качества поверхности изделия. Следует признать, что существуют определенные методы, позволяющие проводить цинкование в порошках при температурах выше 419 °С за счет добавления инертных добавок либо при гидротермальной обработке цинка. Однако оптимальные режимы насыщения не превышают температуру в 550 °С [2], а иногда находятся значительно ниже, что связано с ухудшением показателей качества диффузионного слоя при повышении температуры в результате ускорения роста хрупких фаз (например, Г- фаза). В дополнение к этому, затраты на нагрев до более высоких температур с использованием консервативных методов нагрева не всегда окупаются фактором ускорения диффузионных процессов с учетом экономии от сокращения времени выдержки. В связи с этим, использование фактора ускорения диффузионных процессов за счет повышения температуры тесно связано с необходимостью использования ряда дополнительных мер по контролю процессу получения защитного покрытия и должно быть строго обосновано.

Применение термоциклирования как одного из факторов интенсификации процессов цинкования вызывает определенные сомнения. Это обусловлено тем, что положительное влияние термоциклирования на ускорение диффузионных процессов связано с изменением свободной энергии системы ΔG , а точнее – за счет придания системе дополнительной энергии при циклическом изменении температуры. С учетом того, что практически все процессы цинкования связаны с использованием сравнительно невысоких температур, выигрыш в придании дополнительной энергии системе будет минимальным.

Определенную перспективу представляет использование таких интенсифицирующих факторов как «изменение скорости движения насыщающей среды (в том числе динамические, псевдокипящие среды)». Существуют работы [3, 4], в которых авторами приведены результаты успешного применения псевдокипящих сред для получения защитных коррозионностойких покрытий на основе

цинка. Определенный интерес представляет увеличение скорости вращения контейнера при цинковании мелких изделий в контейнерах небольшой емкости. Однако следует отметить, что использование данных факторов воздействия связано с рядом технологических сложностей, заключающихся в особенностях конструкции применяемого оборудования. Также необходимо учитывать изменение размера частиц насыщающей среды. Так, например, при диффузионном цинковании в порошках, чем меньше будет размер порошка цинка, тем быстрее будет испарение цинка, а, следовательно, ускорение 1-й и 2-й стадий ХТО. Однако на практике при использовании слишком мелкодисперсного порошка цинка наблюдается спекание смеси, что ведет к ухудшению насыщающей способности смеси и, соответственно, качества диффузионного слоя. Известно также, что скорость диффузии при насыщении одного материала другим зависит от степени активации поверхности насыщаемого изделия. Поэтому актуальным будет использование различных методов, позволяющих создать поверхность со значительной степенью дефектности (шероховатости), что обеспечит повышение адсорбционной способности насыщаемой поверхности. В дополнение к этому, следует учесть возможность прохождения процессов рекристаллизации в поверхностной наклепанной зоне металла, повышающих скорость диффузионных процессов. Целесообразность использования интенсифицирующего фактора 5 для процессов цинкования подтверждается также тем фактом, что во многих технологических процессах получения защитных цинковых покрытий используется дробеструйная обработка с целью очистки поверхности металла. Соответственно затраты на введение данного фактора в технологическую линию цинкования будут сравнительно невелики и приемлемы для конкретного производства. Следует также отметить, что с целью повышения эффекта от наклепа в ряде случаев целесообразно будет использование не дробеструйной, а дробеметной обработки, так как последняя обеспечивает большую скорость соударения частиц дроби с поверхностью металла, тем самым обеспечивая больший наклеп.

Использование 6-го фактора (получение легированных порошков на основе цинка) также представляет определенный интерес, особенно для процессов диффузионного цинкования в порошках и

газотермического напыления. Однако следует учесть ряд технологических трудностей, связанных с низкой температурой плавления цинка по отношению к другим элементам.

Третья группа вариантов воздействия на стадии ХТО представлена различными химическими факторами:

1. Подбор типа активатора или восстановителя.

2. Изменение состава насыщающей среды (в том числе реализация эффекта жидкометаллической фазы в насыщающей порошковой среде).

3. Изменение фазового, химического состава основы (в том числе реализация эффекта жидкометаллической фазы в поверхностном слое).

Следует признать, что использование первого фактора получило достаточно широкое распространение особенно при термомодифицировании методом цинкования в порошках. Однако большинство активаторов представляют собой различные хлористые соединения, которые являются особо токсичными и поэтому их использование следует строго ограничивать, либо вообще исключать. Что же касается последних двух факторов, то использование их в качестве интенсифицирующих воздействий при цинковании представляет определенный интерес. Следует отметить, что реализация данных эффектов за счет внедрения каких-либо химических элементов непосредственно в порошок цинка маловероятна в силу низких температур плавления цинка. Использование индукционного и электроконтактного нагрева предоставляет новые возможности по нанесению защитных цинковых покрытий, в первую очередь, на длинномерных изделиях. Интерес представляет предварительное нанесение термитных обмазок на цинковой основе методами высокоскоростного напыления на поверхность деталей и последующий электроконтактный либо индукционный нагрев. Однако следует отметить, что их реализация связана с определенными технологическими трудностями. В дополнение к этому, использование обмазок не технологично.

Таким образом, с учетом анализа вышеперечисленных факторов наиболее перспективными применительно к процессам цинкования являются:

1. Среди факторов физического воздействия – применение индукционного либо электроконтактного нагрева. В отличие от

остальных факторов, представленных в данной категории, максимальный эффект от воздействия направлен сразу на три стадии ХТО. Эффект от применения ультразвука значительно меньше, однако в силу невозможности использования индукционного либо электроконтактного нагрева для цинкования мелких изделий (метизов) использование ультразвука в данной сфере вполне может быть оправдано.

2. Среди факторов технологического воздействия для цинкования наиболее перспективными являются повышение дефектности поверхностного слоя детали, а также наклеп. Положительный эффект от влияния данного фактора наблюдается для трех стадий ХТО. Применение такой технологии легко осуществимо и в отличие от остальных факторов не накладывает ограничений на режимы термической обработки и характеристики насыщающей смеси.

При анализе наиболее перспективных факторов технологического воздействия следует отметить такой процесс, как механолеги́рование. Например, перспективы при реализации этого процесса есть для процессов термодиффузионного цинкования в порошках с добавлением определенного количества стеклянных шаров в условиях вибрационной обработки. Эффект ускорения диффузионных процессов наблюдается в дополнительном механическом воздействии на насыщающую среду (порошок цинка) и непосредственно изделия. В результате этого, помимо процессов холодной приварки, происходит генерация дефектов в результате пластической деформации.

3. Среди химических факторов определенный интерес представляет изменение фазового состава поверхности изделия, в частности, эффект жидкометаллической фазы в поверхностном слое основы. Несмотря на то, что введение данного фактора связано с трудностями технологической реализации, общий эффект ускорения диффузионных процессов может быть намного выше, чем от реализации других интенсифицирующих факторов.

Список литературы

1. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин [и др.]. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.

2. Астрейко, Л.А. Экологически безопасная технология цинкования стальных порошковых средах: автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.16.01 / Л.А. Астрейко ; БНТУ. – Минск, 2006. – 32 с.

3. Диффузионное многокомпонентное цинкование стали 40Х в виброкипящем слое / Ю.А. Баландин [и др.]. – *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2009. – № 1. – С. 46–49.

4. Диффузионное комплексное цинкование в виброкипящем слое как способ повышения коррозионной стойкости деталей машин. Ю.А. Баландин [и др.]. – *Автомобильная промышленность*, 2006. – № 11. – С. 31–32.

УДК 669.58

В.М. КОНСТАНТИНОВ, д-р техн. наук (БНТУ),
К.Б. СОРОКИН,
В.А. АНАЦКО (РДУПП «Конус»)

ОПЫТ РАЗРАБОТКИ КЛАССИФИКАТОРА ДЕФЕКТОВ ГОРЯЧЕГО ЦИНКОВАНИЯ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Долгосрочное использование стальных изделий в определенной степени зависит от возможности предотвратить коррозию, что позволяет продлить срок их службы. Одним из эффективных методов защиты конструкционной стали от коррозии является горячее цинкование, при котором сталь покрывается тонким слоем цинка путем окунания изделия в цинковый расплав. Защитное цинковое покрытие обеспечивает долговременную защиту стальных конструкций, как правило, без дальнейшей обработки (до 50-ти лет). В настоящее время на территории Республики Беларусь услуги по нанесению цинкового покрытия методом горячего цинкования оказывают два предприятия: ГП «Конус» и ОАО «Речицкий метизный завод».

Завод «Конус» осуществляет горячее цинкование изделий на современном оборудовании итальянской фирмы «Gimesco» с 2012 г., при этом постоянно происходит совершенствование производственных и технологических процессов с использованием собственного и зарубежного современного опыта технологии горячего

цинкования металлоконструкций. Цинкование производится в соответствии со стандартами ГОСТ 9.307-89 и СТБ ISO 1461-2009. Строгое соблюдение данных стандартов, а также применяемые технологии для цинкового расплава и предподготовки металлоконструкций позволяет получать конкурентоспособное цинковое покрытие.

Объемы производства изделий с применением технологии горячего цинкования ежегодно возрастают (рисунок 1), при этом немаловажную роль играет качество изделий. Следует отметить, что ГП «Конус» осуществляет цинкование изделий, как для нужд отечественных предприятий, так и для зарубежных (Россия, Латвия, Украина) (рисунок 2). С растущими объемами увеличивается количество вопросов со стороны заказчиков, связанных с дефектами и качеством горячеоцинкованного покрытия.

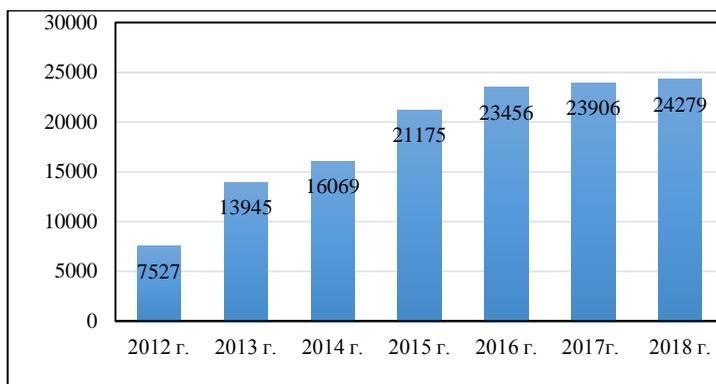


Рисунок 1 – Объем производства оцинкованных изделий ГП «Конус», т

В связи с этим возникла необходимость создания классификатора дефектов горячеоцинкованного покрытия, которая обусловлена повышением качества оцинкованной продукции и ее конкурентоспособности на рынке, а также формированием научно обоснованных требований к качеству горячеоцинкованного покрытия для стальных металлоконструкций [1–3].



Рисунок 2 – Структура оказываемых услуг в 2019 г. ГП «Конус»

Описание и различные рекомендации по устранению дефектов цинкового покрытия можно встретить в различных научно-технических источниках, но подобная информация, к сожалению, зачастую носит бессистемный характер и не является полной. В связи с этим является актуальной разработка классификатора дефектов горячеоцинкованного покрытия. Однако, простого механического перечисления дефектов недостаточно. Накопленный опыт свидетельствует, что систематизация дефектов горячеоцинкованного покрытия должна сопровождаться технологическим анализом причин возникновения дефекта и рекомендациями по возможному устранению описываемого дефекта.

В настоящее время в условиях ГП «Конус» заканчивается разработка классификатора дефектов горячеоцинкованного покрытия. Под дефектом в анализируемой ситуации понимают каждое отдельное несоответствие продукции установленным требованиям. Основными классификационными признаками этих дефектов предложено считать следующие (рисунок 3):

1. Степень значимости дефекта:

а) критический дефект – это дефект, при наличии которого использование продукции по назначению практически невозможно или недопустимо;

б) значительный дефект – это дефект, который существенно влияет на использование продукции по назначению и (или) на ее долговечность, но не является критическим;

в) малозначительный дефект – это дефект, который существенно не влияет на использование продукции по назначению и ее долговечность.

2. Причина возникновения дефекта:

а) дефекты, обусловленные химическим составом цинкуемой стали, т.е. дефекты, возникающие в основном от различного содержания в сталях кремния (Si, %) и фосфора (P, %), при условии, что сама сталь пригодна к процессу горячего цинкования [4, 5];

б) дефекты, образующиеся от неправильной подготовки металлоконструкций перед горячим цинкованием, т.е. дефекты, возникающие при неправильном проектировании и подготовки металлоконструкций вследствие несоблюдения требований подготовки изделий к процессу горячего цинкования в соответствии с ГОСТ 9.307–89 и СТБ ISO 1461–2009;

в) дефекты, образующиеся от некачественной предобработки стали перед оцинкованием на ГП «Конус» – дефекты, вызванные нарушением технологического процесса на предприятии.

3) Место расположения дефекта:

а) наружный дефект – дефект, находящийся на наружной (внешней) стороне изделия (выявляется простым осмотром горячеоцинкованного изделия);

б) внутренний дефект – дефект, находящийся на внутренней стороне изделия, например, внутренние полости труб, профилей и т.д., в большинстве случаев данный вид дефектов не обнаруживается в связи с невозможностью провести осмотр внутренних поверхностей изделия.

4) Возможность исправления дефекта:

а) устранимый дефект – дефект, устранение которого технически возможно и экономически целесообразно;

б) неустраняемый дефект – дефект, устранение которого технически невозможно и экономически нецелесообразно.

Таблица – Классификатор дефектов стальных горячеоцинкованных изделий

| Дефект | Классификационные признаки дефектов | | | | | | | | | |
|--|-------------------------------------|--------------|------------------|---------------------------|--------------------------------|--|-----------------------|------------|----------------------------|---------------|
| | по степени значимости | | | по причинам возникновения | | | по месту расположения | | по возможности исправления | |
| | Критический | Значительный | Малозначительный | От хим. состава стали | От неправильной подготовки м/к | От неправильной пред-обработки на ГП «конус» | Наружный | Внутренний | Устранимый | Не устранимый |
| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
| Безупречное горячеоцинкованное покрытие | | | | + | | | + | + | | |
| Тусклое, серое, пятнистое покрытие | | | | + | | | + | + | | |
| Грубое покрытие, обусловленное исходной поверхностью стали | | | + | + | | | + | + | | + |
| Грубое покрытие, обусловленное химическим составом стали | | | + | + | | | + | + | | + |
| Брызги металла в зоне сварного шва | | | + | | + | | + | | + | |
| Изгарь на поверхности цинкового покрытия | | | + | | + | + | + | + | + | |
| Сварка реактивных и неактивных сталей | | | + | + | | | + | + | | + |
| Травильные и флюсовые выделения | | | + | | + | | + | + | + | |
| Запльвишие цинком отверстия | | | + | | + | + | + | + | | |
| Непроцинковка изделия в зоне сварного шва | | + | | | + | | + | | + | |
| Непроцинковка, вызванная загрязнениями поверхности | | + | | | + | + | + | + | + | |

| 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 |
|--|---|---|---|---|---|---|---|---|----|----|
| Оксидные линии | | | + | | | + | + | | | + |
| Крупинки или пузырьки гартцинка | | | + | | | + | + | + | + | |
| Непроцинковка, вызванная неправильным конструированием металлоконструкции для нанесения горячеоцинкованного покрытия | | + | | | + | | + | + | | + |
| Образование трещин | + | | | + | + | | + | + | | + |
| Заплывшая цинком резьба | | + | | + | | | + | | + | |
| Приливы и комки цинка на сопрягаемых поверхностях конструкции | | + | | | + | + | + | + | | + |
| Белая ржавчина | | + | | | | | + | + | | + |
| Коробление металлоконструкции | | + | | | + | | + | + | | + |
| Дефекты от соприкосновения деталей с элементами подвески | | | + | | + | | + | | + | |
| Наплывы и капли цинка | | | + | | + | + | + | | + | |

Ниже представлен пример подобной детализации для одного из дефектов. В качестве примера рассмотрена сварка реактивных и неактивных сталей, которая приводит к разной толщине цинкового покрытия на разных элементах металлоконструкции. На рисунке 4 с левой стороны показан элемент изделия с более толстым покрытием, полученным на реактивной стали, с правой – гладкое блестящее покрытие, образованное на неактивной стали.

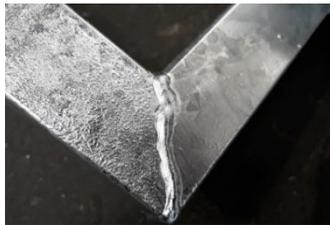


Рисунок 4 – Горячеоцинкованный сварной шов реактивных и неактивных строительных сталей

Основной причиной возникновения этого дефекта является использование во время изготовления металлоконструкции сталей разных марок (с различным химическим составом). Различие в толщине покрытия обусловлено более высоким содержанием кремния и/или фосфора в реактивной стали, что приводит к более толстому горячеоцинкованному покрытию, при этом в неактивных сталях, раскисленных алюминием, бывает сложно получить толщину покрытия, требуемую заказчиком [4, 5]. Попытки увеличить толщину покрытия на менее реактивной стали может привести к образованию толстого, хрупкого, склонного к отслаиванию покрытия на более реактивной стали. Во избежание данного дефекта необходимо выбирать сталь близкого химического состава для изготовления конструкции.

Таким образом, представленный классификатор дефектов является для технолога справочным материалом, который позволяет четко определять дефекты и разрабатывать рекомендации по их устранению (если это возможно) и недопущению в технологическом процессе. Это позволяет снизить затраты на анализ причин брака и в целом повысить конкурентоспособность горячеоцинкованной стальной продукции. Информация такого рода будет полезна не только предприятиям, осуществляющим технологию горячего цинкования изделий, но и заказчикам горячеоцинкованной продукции.

Список литературы

1. Некоторые пути повышения эксплуатационных свойств защитных слоев при цинковании в расплавах / В.М. Константинов [и др.] // Литейное производство и металлургия 2018 Беларусь: Тр. 26-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 17, 18 октября 2018 г. / БНТУ. – Минск, 2018. – С. 137–141.

2. Константинов, В.М. Исследование состава продуктов коррозии цинковых покрытий в условиях атмосферной коррозии / В.М. Константинов, И.А. Булойчик // Металлургия : Республ. межвед. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2017. – Вып. 38. – С. 112–118.

3. Константинов, В.М. Исследование свойств горячеоцинковых покрытий, сформированных с использованием ванн, дополнительно легированных оловом / В.М. Константинов, А.А. Конон, И.А. Бу-

лойчик // *Металлургия* : Республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: БНТУ, 2018. – Вып. 39. – С. 124–133.

4. **Бондарева О.С.** Структура и свойства горячих цинковых покрытий на сталях с различным содержанием кремния: маг. дис.: 05.16.09 / О.С. Бондарева. – Самара, 2017. – 192 с.

5. **Конон А.А.** Исследование процесса нанесения и качества цинковых покрытий, полученных методом горячего цинкования в условиях ГП «Конус»: маг. дис.: 1-42 80 01 / А.А. Конон. – Минск, 2013. – 65 с.

УДК 621.785.53

Г.А. ТКАЧЕНКО, канд. техн. наук,
А.В. КОВАЛЬЧУК,
Н.А. ВЕРЕЩАК,
Е.К. ПАЦЕКО (БНТУ)

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРЕВА ПРИ АЗОТИРОВАНИИ ЛЕГИРОВАННЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Введение. Широко используемые процессы химико-термической обработки металлов и сплавов, основанные на однократном нагреве и охлаждении являются наиболее распространенными и отработанными в промышленном производстве, однако зачастую не обеспечивают требуемые окончательные свойства сплавов. Недостатком стационарных процессов является их ограниченное влияние на микро- и субструктуру сплава, а, следовательно, на комплекс эксплуатационных свойств готового изделия. Термоциклирование может быть применено для железоуглеродистых сплавов и осуществляться в температурном диапазоне без полиморфных превращений, что соответствует традиционным температурам азотирования сталей. Температурный градиент, получаемый в процессе термоциклирования, создает значительные растягивающие растяжения, способствующие интенсификации процессов диффузии и, следовательно, скорости формирования и роста диффузионного слоя.

Процессы низкотемпературного азотирования также получили широкое распространение, так как после них не происходит разупрочнения сердцевины стального изделия и не требуется дополнительная термическая обработка. Однако на сегодняшний день такие процессы не используют всех потенциальных возможностей для повышения их эффективности, интенсификации и снижения себестоимости продукции. В связи с этим оптимизация классического процесса азотирования и сокращение времени насыщения в несколько раз при увеличении толщины диффузионного слоя без снижения физико-механических характеристик является актуальной задачей металлостроения.

В данной работе исследовано влияние циклического нагрева при азотировании сталей на толщину, структуру и свойства азотированного слоя.

Материалы и методики исследований. Азотирование проводили на установке ФТИ 0.361 на кафедре «Материаловедение в машиностроении» БНТУ. Режимы процесса ИПА: напряжение разряда – 350 В; сила тока – 7 А; рабочее давление – 150 Па. В качестве рабочей среды использовали газовые смеси, состоящие из баллонного азота (ГОСТ 9293-74, сорт первый, повышенной чистоты), баллонного аргона (ГОСТ 10157-79, высший сорт), водорода технического (марка А, вырабатывается автономно из бидисциплированной воды по ТУ 6-09-2502-77).

Исследования структуры термодиффузионных слоев проводили на оптических микроскопах Neophot-21 и Альтами МЕТ 3М, оснащенных цифровыми видеокамерами. Для выявления структуры использовали стандартные металлографические реактивы.

Результаты и их обсуждение. С целью определения влияния деазотирования на скорость формирования диффузионного слоя при термоциклической обработке на начальном этапе исследования стальные образцы подвергли стандартному процессу азотирования в порошковой среде при температуре 550 °С в течение 12 ч, в результате чего получен азотированный слой толщиной 0,5 мм, твердостью поверхности 1050 HV 0.1. Фазовый состав диффузионного слоя состоял из следующих фаз: α – азотистый феррит, содержащий в растворе около 0,1 % N; γ' – нитрид железа Fe_4N ; ϵ – нитрид железа Fe_3N . Кинетика роста диффузионного слоя при стационарном процессе насыщения зависит, прежде всего, от

температуры насыщения. Сложность интенсификации азотирования заключается в низком коэффициенте диффузии азота в железе ($0,35 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$), что обусловлено температурой проведения процесса $450\text{--}650 \text{ }^\circ\text{C}$. Повышение температуры оказывает влияние на коэффициент диффузии, который возрастает до $0,7 \cdot 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$. Рост температуры с $450 \text{ }^\circ\text{C}$ на каждые $50 \text{ }^\circ\text{C}$ дает увеличение толщины слоя на $0,1 \text{ мм}$ за равный промежуток времени.

Циклический нагрев стальных образцов проводили в диапазоне температур $520\text{--}620 \text{ }^\circ\text{C}$ в отсутствие насыщающей среды. Благодаря созданному высокому градиенту концентраций на границе нитридной зоны и основного материала начинается выравнивание концентраций и отток азота идет преимущественно вглубь металла, ускоряя процесс формирования слоя. Для определения закономерностей формирования диффузионного слоя на стали 20 проводили термоциклическое азотирование при температурах $540 \text{ }^\circ\text{C}$ и $620 \text{ }^\circ\text{C}$, причем продолжительность полуциклов, связанных с насыщением поверхностного слоя образцов азотом, а затем с его рассасыванием, отличалась и составляла $0,5; 1; 1,5; 3$ и 6 ч при общей продолжительности процесса 6 ч . Продолжительность полуциклов, то есть стадий насыщения рассасывания слоя, в цикле была одинаковой. При этом количество циклов составляло соответственно $6; 3; 2; 1$ и $0,5$.

Выявлено, что диффузионный слой, полученный в результате азотирования, в процессе последующего деазотирования претерпевает существенные изменения, причем изменения происходят как в поверхностной нитридной зоне, так и в зоне внутреннего азотирования. Диффузия азота при деазотировании имеет свои особенности. При непрерывном азотировании диффузия азота происходит в одном направлении, то есть вглубь металла. При последующем отжиге источником активного азота является сам азотированный слой. Начинается диффузия азота в двух направлениях от концентрационного максимума его в слое – в прямом, то есть по направлению вглубь металла, и в обратном – по направлению из металла. Процесс деазотирования включает несколько этапов. На первом этапе диссоциирует ϵ -фаза, а толщина сплошной зоны γ' -фазы увеличивается. Затем и γ' -фаза также диссоциирует, превращаясь в пористую структуру. При этом отмечается рост зоны внутреннего азотирования. На втором этапе происходит рассасы-

вание зоны внутреннего азотирования. При достаточно длительных выдержках нитридная зона может полностью диссоциировать, и на поверхности образуется слой α -железа. В этом случае проводили дополнительное насыщение в течение получаса, при этом на поверхности также относительно быстро происходило формирование нитридной зоны.

Установлено, что при повышении температуры насыщения до 620 °С процессы деазотирования на второй стадии процесса значительно интенсифицируются. При этом ε -фаза на поверхности образцов полностью рассасывается за 1–1,5 ч. Поэтому для формирования требуемых физико-механических свойств необходимо проводить дополнительное диффузионное насыщение. В процессе чередования стадий насыщения и деазотирования требуется соблюдать баланс: стадия деазотирования должна быть дольше на 10–15 % стадии азотирования. В этом случае наблюдается более интенсивный диффузионный поток атомов азота вглубь металла.

На следующем этапе исследования проводили анализ процесса термодиффузионного азотирования в условиях циклического нагрева. Термоциклический режим насыщения представлял собой нагрев до 550 °С с охлаждением до 300 °С, выдержку в каждой температурной точке, количество теплосмен составило 8 (режим 1). Вторым вариантом заключался в нагреве стального образца до 600 °С, выдержке в течение 2 ч и переносе в печь с температурой 400 °С и выдержкой в 1 ч (режим 2). В качестве образцов использовали сталь 40Х после улучшения и сталь 20 после полного отжига. Режим стационарного насыщения – 550 °С, 8 ч, полученная толщина слоя – 0,2 мм на стали 40Х и около 0,1 мм на стали 20.

Установлено, что диффузионное насыщение при количестве теплосмен менее 8 за 8 ч насыщения не оказывает значительного влияния на кинетику формирования слоя. Толщина слоя меньше на 0,05 мм, чем при стационарном процессе. Данный результат можно объяснить тем, что температурный градиент по сечению образца быстро нивелировался и формирование напряженно-деформированного состояния на поверхности образца не происходило. Интенсификация диффузии при отсутствии фазовых превращений, наблюдаемая при увеличении частоты теплосмен в единицу времени, обусловлена растягивающими напряжениями в слое, под

действием которых происходит активное движение атомов вглубь металла [1–4].

Следует отметить, что циклический нагрев в сталях вызывает внутренние (структурные, фазовые и температурные) напряжения, релаксация которых приводит к локальной межзеренной микропластической деформации при одновременном сохранении стабильности размеров образцов и деталей. Установлено, что для стальных образцов, подвергнутых ТЦО, характерны более высокая скорость и большая степень релаксации напряжений, чем для закаленных и нормализованных: наиболее активный характер релаксации напряжений наблюдается при 750–800 °С, когда релаксируют до 96 % напряжений в течение 3 мин [5]. Также не исключено многофакторное воздействие на процесс циклического азотирования за счет периодического чередования циклов насыщения и «рассасывания» слоя. При интенсивном выделении азота из насыщающей среды (550 °С) происходит насыщение, во время снижения температуры до 300 °С становится максимально возможным уменьшение насыщающей способности атмосферы, создается значительный перепад концентраций на поверхности и в глубине металла для стимулирования диффузии. Таким образом, можно предполагать, что дополнительная интенсификация происходит за счет двухстадийности процесса азотирования насыщение и рассасывание (деазотирование) при разной температуре.

Азотирование по режиму 2 образцов из стали 40Х привело к образованию градиента твердости по толщине слоя в сравнении со стационарным режимом, что представлено на рисунке 1. В переходной зоне на расстоянии 0,3 мм от поверхности микротвердость составила 380 HV0.1. При стационарном процессе насыщения микротвердость в указанной точке соответствует основному материалу (250 HV0.1). Микроструктура диффузионного слоя на рисунке 2 представляет собой сорбитную матрицу с включениями нитридов железа (Fe_3N , Fe_4N), цементита легированного $\text{Cr}(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$.

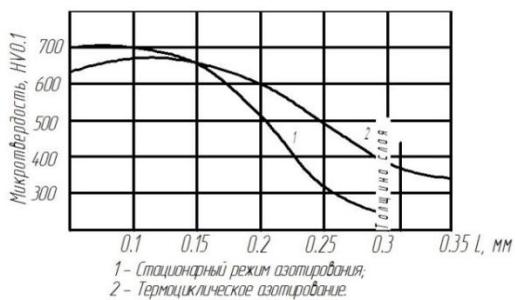


Рисунок 1 – Распределение микротвердости при азотировании

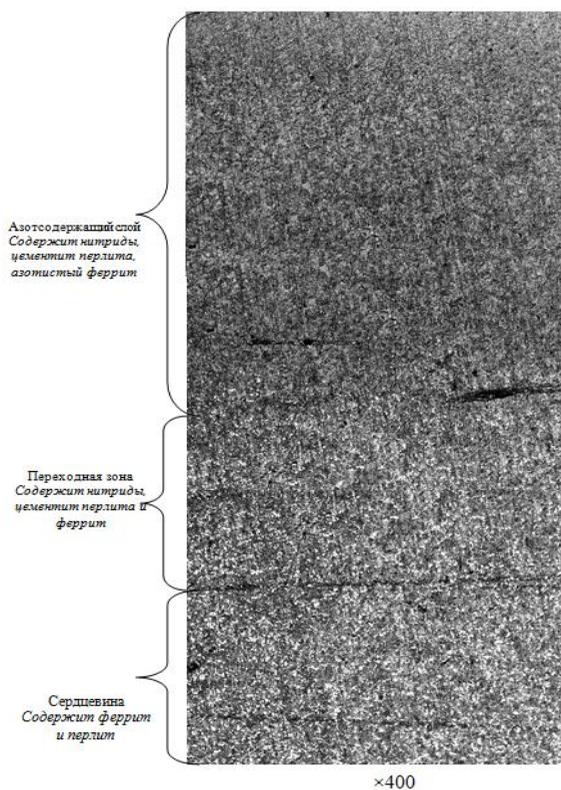
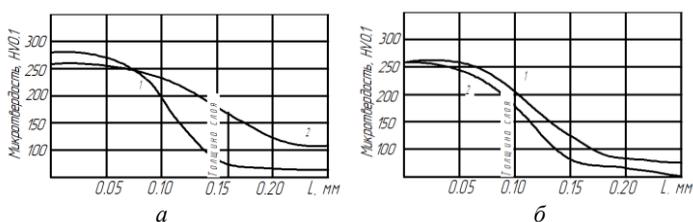


Рисунок 2 – Структура азотированного слоя на стали 40X после термоциклической обработки

Полученные результаты показали, что в случае стационарного режима насыщения формируется диффузионный слой с равномерным распределением микротвердости, максимальное значение которой достигается на поверхности и плавно уменьшается с увеличением расстояния от поверхности к сердцевине. Азотирование образцов из стали 20 по второму режиму привело к формированию диффузионного слоя толщиной 0,11 мм. Механические свойства слоя и металлической основы, а также толщина слоя определялись по распределению микротвердости образца и представлены на рисунке 3.



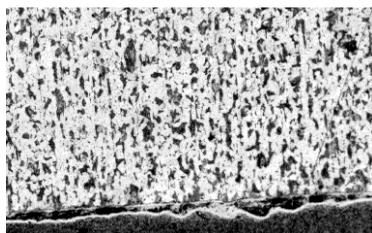
1 – стационарный процесс; 2 – термоциклический процесс;
а – режим первый; б – режим второй

Рисунок 3 – Механические свойства образцов из стали 20

При циклическом азотировании толщина слоя незначительно меньше и составляет 0,15 мм, что меньше на 0,05 мм по сравнению со стационарным процессом. Данный результат можно объяснить тем, что температурный градиент по сечению образца быстро нивелировался и формирования напряженно-деформированного состояния на поверхности образца не происходило. Отсутствие фазовых превращений должно компенсироваться формированием растягивающих напряжений в диффузионном слое, под действием которых происходит интенсификация.

Установлено, что азотирование по режиму 1 дает больший градиент твердости по толщине слоя по сравнению со стационарным режимом. Азотирование стали 20 в условиях циклического печного нагрева обеспечивает диффузионный слой твердостью 250 HV0.1 и толщину 0,15 мм. Механические свойства диффузионного слоя, сформированного в стационарном режиме и в условиях циклического нагрева, резко отличаются в области переходной

зоны. Это обусловлено большей концентрацией азота на данном участке. На стали 20 повышение твердости обусловлено выделением из феррита при комнатной температуре только α'' -нитридов, что не обеспечивает значительного прироста твердости. Образцы стали 20 после азотирования имеют феррито-перлитную микроструктуру. Четкого разделения между азотированным слоем и сердцевиной образца не наблюдается (рисунок 4). Наличие слоя определяется только по микротвердости поверхности при относительно небольших нагрузках.



×100

Рисунок 4 – Морфология микроструктуры поверхности и сердцевины стали 20 после циклического азотирования

Заключение. Таким образом, установлено, что азотирование с применением термоциклирования в условиях печного нагрева позволяет интенсифицировать диффузию азота, скорость формирования диффузионного слоя, а также повысить свойства диффузионного слоя по сечению и на поверхности доэвтектоидной стали. Тем самым за равный промежуток времени (8 ч) при термоциклировании формируется на 15–20 % большая толщина термодиффузионного слоя, более высокая микротвердость поверхности и зон диффузионного слоя на основе фаз γ' и ϵ' , а также зоны внутреннего насыщения. Интенсификация процессов достигается за счет: градиента температуры и напряжений в поверхностном слое стального изделия; формирования растягивающих напряжений на поверхности во время стадии охлаждения образца [6, 7], интенсивности теплосмен в единицу времени (не менее 8 раз за 8 ч) при одинаковой общей продолжительности насыщения. В результате ТЦО формируется термодиффузионный слой толщиной 0,32 мм, в

то время как при азотировании без применения термоциклирования формируется слой толщиной 230–250 мкм.

Установлено, что при термоциклировании с частотой менее 1 термоцикла в час толщина слоя практически не отличается от стационарного режима и составляет 0,25 мм (за 8 ч). Также следует отметить, что термоциклирование с полной фазовой перекристаллизацией в условиях печного или индукционного нагрева оказывает интенсифицирующее воздействие на перемещение диффундирующих атомов в металлической матрице. Основными причинами быстрого формирования слоя являются: микропластическая деформация зерен, последующие процессы рекристаллизации зерен, а также мелкозернистая структура на протяжении всего цикла насыщения [7–9].

Список литературы

1. Гурьев, А.М. Термоциклическое и химико-термоциклическое упрочнение сталей / А.М. Гурьев, Л.Г. Ворошнин, Ю.П. Хараев // Ползуновский вестник, 2005. – № 2. – С. 36–44.

2. Лыгденов, Б.Д. Интенсификация процессов формирования структуры диффузионного слоя при химико-термической обработке сталей : автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : 05.02.01 / Б.Д. Лыгденов. – Барнаул, 2009. – 29 л.

3. Герцрикен, С.Д. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе / С.Д. Герцрикен, И.Я. Дехтяр. – М.: Физматгиз, 1960. – 564 с.

4. Забелин, С.Ф. Основы технологии и кинетической теории процессов диффузионного насыщения сталей в условиях термоциклического воздействия на материал : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.01 / С.Ф. Забелин. – Чита. 2004. – 254 л.

5. Кидин, И.Н. Электро-химико-термическая обработка металлов и сплавов / И.Н. Кидин, В.И. Андрюшечкин, В.А. Волков. – М.: Металлургия, 1978. – 320 с.

6. Константинов, В.М. Структурообразование диффузионных слоев на конструкционных сталях при циклическом нагреве / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, В.М. Семенченко // Наука и инновации: сб. науч. тр. VII Междунар. науч.-практ. конф., Przemysl, 7–15 октября 2011 г. / редкол.: Targalski и [др.]. – Przemysl, 2011. – С. 6–8.

7. Константинов, В.М. Структура и механические свойства углеродистых сталей после циклического нагрева индукционным и переменным током / В.М. Константинов, Г.А. Ткаченко, В.М. Семенченко // Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штампового производств: сб. науч. тр. XII Междунар. науч.-техн. конф., Барнаул / АГТУ ; редкол.: Гурьев А.М. [и др.]. – Барнаул, 2011. – С. 48–51.

8. Ткаченко, Г.А. Термическая обработка для одновременного повышения твердости и ударной вязкости стальных изделий / Г.А. Ткаченко // Современные методы и технологии создания и обработки материалов : сб. науч. тр. : в 3 кн. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2014. – Т. 3. – С. 64–74.

9. Ткаченко, Г.А. Влияние циклического нагрева на рост диффузионного слоя и механические свойства среднеуглеродистой стали / Г.А. Ткаченко // Перспективные материалы и технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Витебск, 29 мая 2013 г. / ИТА НАН Беларуси ; редкол.: В.В. Рубаник [и др.]. – Витебск, 2013. – С. 20–22.

УДК 621.791.053:669.15–194.56

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ),
Н.Б. БАЗЫЛЕВ, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси)

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНО- КАРБИДНОГО МЕТАЛЛА ШВА

Изменение механических свойств разных зон сварного соединения связано с неравновесностью их структурного состояния. Послеварочная термическая обработка способствует более стабильному состоянию структуры, сближению с основным металлом, однако при всех режимах отпуска для конструкционных сталей и стабилизирующего отжига для нержавеющей сталей эти свойства полностью не выравниваются: сохраняется большая прочность участков полной перекристаллизации ЗТВ и меньшая участков не-

полной перекристаллизации по сравнению с основным металлом. Показатель пластичности – относительное удлинение остается ниже.

С повышением легирования и прочности сталей вызванное сваркой изменение свойств становится все более значительным, что требует повышения температуры послесварочной термической обработки для приведения структуры и свойств сварного соединения к допустимому уровню.

В работе приведены результаты исследований механических свойств (предела текучести σ_T , МПа и относительного удлинения δ , %) металла сварного шва типа Э-27Х15Н35В3Г2Б2Т после различных режимов термической обработки.

В качестве параметров оптимизации (функции откликов) были выбраны предел текучести ($y_1 = \sigma_T$, МПа) и относительное удлинение ($y_2 = \delta$, %), а в качестве факторов: x_1 – вид сварки ($x_1 = -1$, наплавка на кромку пластины; $x_1 = +1$, многослойный стыковой шов), x_2 – вид термической обработки ($x_2 = -1$, двойная стабилизация: 900 °С, выдержка 10 ч + 700 °С, выдержка 35 ч; $x_2 = +1$, аустенизация и двойная стабилизация: 1100 °С, выдержка 1 ч + 900 °С, выдержка 10 ч + 700 °С, выдержка 35 ч) и x_3 – температура термической обработки t °С (100, 450 и 800 °С).

Для проведения эксперимента был выбран план $2 \times 2 \times 3$, где 2 – два уровня вида сварки и двойной стабилизации, а 3 – три уровня температуры термической обработки. Ошибки воспроизводимости опытов S_1 и S_2 составляли соответственно $S_1 = 14,9$ МПа, $S_2 = 1,27$ %. Опыты проводились в случайном (рандомизированном) порядке во избежание влияния систематических ошибок.

Матрица плана и результаты эксперимента приведены в таблице 1, где x_1, x_2, x_3 – кодированные уровни факторов (± 1 опущена), а $y_1 = \sigma_T$, МПа и $y_2 = \delta$, %.

Статистическую обработку результатов эксперимента проводили по методике [1].

Коэффициенты уравнения регрессии второго порядка b_0, b_i, b_{ij} и b_{ii} рассчитывали по формулам:

$$b_0 = A_0(0Y)_i - A_{03}(33Y); \quad (1)$$

$$b_i = A_i(iY); \quad (2)$$

$$b_{ij} = A_{ij}(ijY); \quad (3)$$

$$b_{ii} = A_{ii}(33Y) - A_{03}(0Y), \quad (4)$$

где $A_0, A_{03}, A_i, A_{ij}, A_{ii}$ – из таблицы В [1], а $(0Y), (33Y), (iY), (ijY)$ – алгебраические суммы произведений столбца Y_i на соответствующие столбцы факторов x_1, x_2, x_3 (приведены в нижних строках). В нашем случае $A_0 = A_{03} = 0,25$; $A_1 = A_2 = A_{12} = 0,08333$; $A_3 = A_{13} = A_{23} = 0,125$ и $A_{33} = 0,375$.

Таблица 1 – Матрица плана $2 \times 2 \times 3$ и результаты эксперимента при исследовании механических свойств сварного шва

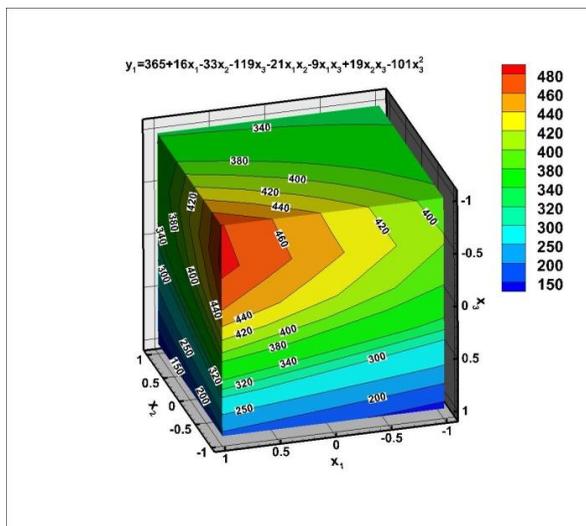
| № | x_1 | x_2 | x_3 | x_1x_2 | x_1x_3 | x_2x_3 | x_3^2 | $y_1 = \sigma_r$, МПа | $y_2 = \delta$, % |
|------------|-------|-------|-------|----------|----------|----------|---------|---------------------------|--------------------|
| 1 | – | – | – | + | + | + | + | 380 | 25 |
| 2 | – | – | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 360 | 25 |
| 3 | – | – | + | + | – | – | + | 140 | 25 |
| 4 | – | + | – | – | + | – | + | 340 | 28 |
| 5 | – | + | 0 | – | 0 | 0 | 0 | 330 | 24 |
| 6 | – | + | + | – | – | + | + | 140 | 22 |
| 7 | + | – | – | – | – | + | + | 480 | 22 |
| 8 | + | – | 0 | – | 0 | 0 | 0 | 450 | 24 |
| 9 | + | – | + | – | + | – | + | 170 | 23 |
| 10 | + | + | – | + | – | – | + | 330 | 32 |
| 11 | + | + | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 320 | 30 |
| 12 | + | + | + | + | + | + | + | 130 | 24 |
| Σ_1 | 190 | –390 | –950 | –250 | –70 | 150 | 2110 | 3570 | – |
| Σ_2 | 5 | 15 | –14 | 19 | 0 | –14 | 202 | – | 305 |
| Код | (1Y) | (2Y) | (3Y) | (12Y) | (13Y) | (23Y) | (33Y) | (0Y) ₁ | (0Y) ₂ |

В результате получили следующие уравнения:

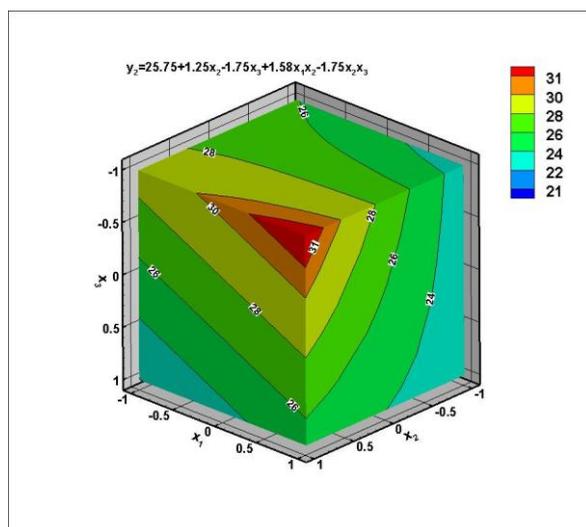
$$y_1 = \sigma_r = 365 + 16x_1 - 33x_2 - 119x_3 - 21x_1x_2 - 9x_1x_3 + 19x_2x_3 - 101x_3^2; \quad (5)$$

$$y_2 = \delta = 25,75 + 0,42x_1 + 1,25x_2 - 1,75x_3 + 1,58x_1x_2 - 1,75x_2x_3 - 0,5x_3^2. \quad (6)$$

Графическое представление уравнений (5), (6) представлено рисунком 1 а, б соответственно.



a



б

Рисунок 1 – Графическое представление моделей (5) и (6)

Значимость коэффициентов этих уравнений проверили путем сравнения их доверительных интервалов Δb_i с абсолютными значе-

ниями коэффициентов уравнения. Доверительные интервалы рассчитывали по формулам:

$$\Delta b_i = tS_y \sqrt{A_0} ; \quad (7)$$

$$\Delta b_i = tS_y \sqrt{A_i} ; \quad (8)$$

$$\Delta b_{ij} = tS_y \sqrt{A_{ij}} ; \quad (9)$$

$$\Delta b_{ii} = tS_y \sqrt{A_{ii}} , \quad (8)$$

где t – табличное значение критерия Стьюдента при выбранном уровне значимости α (обычно $0,1 \div 0,05$) и степени свободы $f = N$. В нашем случае $\alpha = 0,1$; $f = 12$; $t = 1,782$.

В результате получили следующие доверительные интервалы:

для σ_7 : $\Delta b_0 = 13,25$; $\Delta b_1 = \Delta b_2 = \Delta b_{12} = 7,66$; $\Delta b_3 = \Delta b_{13} = \Delta b_{23} = 9,37$ и $\Delta b_{33} = 16,23$, т. е. все коэффициенты уравнения (5) значимы ($\Delta b_i < b_i$);

для δ : $\Delta b_0 = 1,13$; $\Delta b_1 = \Delta b_2 = \Delta b_{12} = 0,654$; $\Delta b_3 = \Delta b_{13} = \Delta b_{23} = 0,8$ и $\Delta b_{33} = 1,385$, т.е. коэффициенты $b_1 = 0,417$; $b_{13} = 0$ и $b_{33} = -0,5$ незначимы. Исходя из этого, уравнение (6) будет выглядеть следующим образом:

$$y_2 = \delta = 25,75 + 1,25x_2 - 1,75x_3 + 1,58x_1x_2 - 1,75x_2x_3. \quad (6a)$$

Адекватность уравнений (5) и (6a) проверяли по критерию Фишера $F = S_{ay}^2 / S_y^2$, где S_{ay}^2 – дисперсия адекватности, образующаяся в результате разницы расчетных величин y_1 и y_2 (по соответствующим уравнениям) и экспериментальных значений этих параметров ($\Delta y_i = y_{ib} - \hat{y}_{ip}$), а S_y^2 – дисперсия параметра оптимизации.

Дисперсия адекватности определялась по формуле:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum_{n=1}^N \Delta y_n^2}{N - m}, \quad (11)$$

где m – число значимых коэффициентов уравнения, включая b_0 .

В нашем случае $S_{ад1}^2 = \frac{1164}{12-8} = 291$, $S_{ад2}^2 = \frac{10,4163}{12-5} = 1,488$.

Таким образом, $F_1 = \frac{291}{221} = 1,3 < F_{кр} = 3,5$ ($\alpha = 0,05$, $f_1 = 4$, $f_2 = 11$),

а $F_2 = \frac{1,488}{1,69} = 0,88 < 1 < F_{кр} = 3,1$ ($\alpha = 0,05$, $f_1 = 7$, $f_2 = 11$), т.е. оба

уравнения адекватно описывают факторное пространство.

Анализ уравнения (5) показывает, что наибольшее влияние на предел текучести ($y_1 = \sigma_T$) оказывает температура термической обработки (x_3): чем она больше, тем меньше значение предела текучести y_1 . Влияние других факторов (x_1 и x_2) значительно меньше.

Максимальная величина $y_1 = \sigma_T = 480$ МПа получена при $x_1 = +1$ (многослойный стыковой шов); $x_2 = -1$ (двойная стабилизация 900 °С) и $x_3 = -1$ ($t = 100$ °С) (см. опыт № 7). Минимальная величина $y_1 = \sigma_T = 130$ МПа получена при $x_1 = +1$; $x_2 = +1$ и $x_3 = +1$, т.е. при многослойном стыковом шве, аустенизации и двойной стабилизации 1000 °С и $t = 800$ °С. Однако следует отметить, что проведение двойной стабилизации ($x_2 = \pm 1$) металла шва мало изменяет его свойства относительно исходного состояния, что можно объяснить значительно меньшей величиной коэффициентов b_1 и b_2 по сравнению с b_3 и b_{33} . Сохраняется заметная разница в прочности швов разных условий выполнения, снижающаяся с повышением температуры испытания. Она связана со стабильностью развитой субструктуры металла стыкового шва за счет высокотемпературного наклепа при сварке.

При переходе к более высоким температурам положение коренным образом меняется: нагрев при этих температурах снижает эффект высокотемпературного наклепа и приводит к получению равновесной структуры шва по сравнению с исходным состоянием. В этом случае прочность швов значительно снижается ($> 2,5$ раза), а пластичность повышается.

Анализ уравнения (6а) также показывает, что наибольшее влияние на относительное удлинение ($y_2 = \delta$, %) оказывает температура нагрева x_3 , но в меньшей степени, чем на σ_T . Максимальная величина $\delta = 32$ % получена при $x_1 = +1$; $x_2 = +1$ и $x_3 = -1$, т.е. в многослой-

ном стыковом шве при аустенизации и двойной стабилизации 1000 °С и $t = 100$ °С.

Для оценки влияния исходной прочности температуры отпуска на прочность сварных соединений стали 12Х1МФ был проведен двухфакторный эксперимент типа 2×3, где 2 – два уровня состояния соединения (до и после сварки), а 3 – температура отпуска (670, 700 и 730 °С). В качестве параметров оптимизации были выбраны предел текучести ($y_1 = \sigma_T$, МПа) и предел прочности ($y_3 = \sigma_B$, МПа).

Ошибки воспроизводимости опытов соответственно составили 29 и 35 МПа (примерно 5 % от средней величины обоих параметров).

План эксперимента и его результаты представлены в таблице 2, где x_1 и x_2 – кодированные уровни состояния соединения и температуры отпуска. Испытывались сварные образцы диаметром 10 мм из стали 12Х1МФ.

Таблица 2 – Матрица плана 2×3

| N | x_1 | x_2 | x_1x_2 | x_2^2 | $y_1 = \sigma_T$ | $y_3 = \sigma_B$ | $y_4 = \sigma_B$ основного соединения |
|------------|-------|-------|----------|---------|------------------|------------------|---------------------------------------|
| 1 | – | – | + | + | 770 | 881 | 400 |
| 2 | – | 0 | 0 | 0 | 593 | 690 | 600 |
| 3 | – | + | – | + | 457 | 586 | 812 |
| 4 | + | – | – | + | 700 | 813 | 381 |
| 5 | + | 0 | 0 | 0 | 553 | 663 | 575 |
| 6 | + | + | + | + | 417 | 553 | 738 |
| Σ_1 | –150 | –596 | 30 | 2344 | 3490 | – | – |
| Σ_3 | –128 | –550 | 40 | 2833 | – | 4186 | – |
| Σ_4 | –118 | 269 | –55 | 2331 | – | – | 3506 |

После статистической обработки результатов эксперимента по указанной выше методике и проверки значимости коэффициентов уравнения получены адекватные уравнения ($F_1 = \frac{325,3}{292} < 1$ и

$$F_1 = \frac{1592}{35^2} = 1,3 < 5,9)$$

$$y_1 = \sigma_T = 573 - 25x_1 - 149x_2; \quad (12)$$

$$y_3 = \sigma_B = 677 - 21x_1 - 138x_2 \quad (13)$$

Анализ этих уравнений показывает, что наибольшее влияние на обе прочностные характеристики оказывает температура отпуска, чем она выше, тем ниже предел текучести и прочности. Минимальные величины $y_1 = \sigma_T = 770$ МПа и $y_3 = \sigma_B = 881$ МПа получены при $x_1 = -1$ и $x_2 = -1$, т.е. до сварки и температуре отпуска 670 °С.

С повышением прочности заготовок степень разупрочнения сварных соединений растёт. Отпуск после сварки снижает прочность сварных соединений тем больше, чем выше исходная прочность заготовки (до сварки) и температура отпуска.

Подобие уравнений (12) и (13) указывает на тесную связь между σ_T и σ_B . Действительно, расчет коэффициента парной корреляции τ_{13} между этими параметрами, подтверждает эту гипотезу:

$$\tau_{13} = \frac{\sum_1^N \Delta y_1 \Delta y_3}{\sqrt{\sum_1^N \Delta y_1^2 \sum_1^N \Delta y_3^2}} = 0,9964 > \tau_{кр} = 0,917 \quad (\alpha = 0,01; f = 4). \quad (14)$$

В уравнении (14) – $\Delta y_1 = (y_1 - \bar{y}_1)$ и $\Delta y_3 = (y_3 - \bar{y}_3)$ – разности параметров между текущим и средним их значениями. Исходя из этого, зависимость между $y_3 = \sigma_B$ и $y_1 = \sigma_T$ может быть записана в виде

$$y_3 = \sigma_B, \text{ МПа} = 155,082 + 0,933\sigma_T. \quad (15)$$

Коэффициенты $a = 155,082$ и $b = 0,922$ определяли по формулам:

$$b = \frac{\sum_1^N \Delta y_1 \Delta y_3}{\sum_1^N \Delta y_1^2}, \quad (16)$$

$$a = \bar{y}_3 - b\bar{y}_1, \quad (17)$$

где \bar{y}_1 и \bar{y}_3 – средние величины σ_T и σ_B .

Изменение прочности сварного соединения стали 12Х1МФ в зависимости от прочности основного металла (σ_B , МПа) изучали по тому же плану эксперимента 2×3, где 2 – два уровня места измерения (основной металл, сварное соединение), а 3 – три уровня предела прочности основного металла (400, 600 и 800 МПа).

В качестве параметра оптимизации была выбрана прочность σ_B сварного соединения ($y_4 = \sigma_B$, МПа).

Результаты эксперимента приведены в таблице 2 в столбце y_4 . После обработки результатов эксперимента получено адекватное уравнение ($F_p = 1,46 < 5,2; \alpha = 0,05, f_1 = 4, f_2 = 5$):

$$y_4 = \sigma_B, \text{ МПа} = 588 - 20x_1 + 192x_2. \quad (18)$$

Анализ этого уравнения показывает, что прочность основного металла (x_2) оказывает наибольшее влияние на прочность сварного соединения (y_4): чем она больше, тем выше значение y_4 .

С ростом прочности стали и неизбежным повышением температуры отпуска сварного из нее соединения существенно изменяются свойства основного металла. Подтверждением этому являются результаты эксперимента, проведенного при сварке соединения стали 20Х2НМФА по плану 3×3, где 3 – три уровня параметра H_p (19; 19,5; 20) и три уровня исходной величины предела текучести (566, 654 и 742 МПа).

В качестве параметра оптимизации ($y_5 = \sigma_T, \text{ МПа}$) взят предел текучести стали 20Х2НМФА при отпуске.

Ошибка воспроизводимости опытов составила $S_y = 29 \text{ МПа}$.

Матрица плана 3×3 и результаты эксперимента приведены в таблице 3.

Таблица 3 — Матрица плана 3×3 и результаты эксперимента при отпуске стали 20Х2НМФА

| N | x_1 | x_2 | x_1x_2 | x_1^2 | x_2^2 | $y_T, \text{ МПа}$ |
|----------|-------|-------|----------|---------|---------|--------------------|
| 1 | – | – | + | + | + | 555 |
| 2 | – | 0 | 0 | + | 0 | 600 |
| 3 | – | + | – | + | + | 700 |
| 4 | 0 | – | 0 | 0 | + | 550 |
| 5 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 574 |
| 6 | 0 | + | 0 | 0 | + | 656 |
| 7 | + | – | – | + | + | 524 |
| 8 | + | 0 | 0 | + | 0 | 543 |
| 9 | + | + | + | + | + | 592 |
| Σ | –196 | 319 | –77 | 3514 | 3557 | $5294/180 = 29$ |

После статистической обработки результатов эксперимента по указанной выше методике, проверки значимости коэффициентов

уравнения и его адекватности получено уравнение, адекватно описывающее факторное пространство ($F_p = \frac{629}{811} < 1$)

$$y = \sigma_T, \text{ МПа} = 578 - 33x_1 + 53x_2. \quad (19)$$

Фактор $H_p(x_1)$ характеризует степень изменения свойств малоуглеродистых и низколегированных марганцовистых сталей различного способа выплавки. С ростом H_p снижается прочность стали, но влияние его на $y = \sigma_T$ все же меньше, чем исходный предел текучести стали (x_2). Прочность стали 20Х2НМФА после проведения отпуска зависит от исходной прочности заготовок. При исходном значении $\sigma_T = 743$ МПа она снижается до 524 МПа.

Список литературы

1. Земзин, В.Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений / В.Н. Земзин, Р.З. Шрон. – М.: Машиностроение, 1978. – 368 с.
2. Вознесенский В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях / В.А. Вознесенский. – М.: Финансы и статистика, 1981. – 264 с.

УДК 621.791.053–024.78:621.785

Е.С. ГОЛУБЦОВА, д-р техн. наук (БНТУ),
Н.Б. БАЗЫЛЕВ, канд. физ.-мат. наук (ИТМО НАН Беларуси),
Н.Б. КАЛЕДИНА (БГТУ)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ, КОЛИЧЕСТВА ТЕПЛОТЫ, ТОЛЩИНЫ СВАРИВАЕМОГО ЛИСТА И ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА НА ПЛОЩАДЬ ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ СВАРНОГО ШВА

В работе приведены результаты исследований влияния четырех факторов (скорости охлаждения, погонной энергии, толщины листа

и температуры подогрева) на площадь поперечного сечения сварного шва.

Уровни этих факторов и кодированные значения этих уровней приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Уровни и коды факторов

| Факторы Уровни | Скорость охлаждения $W_{6/5}$, °C/c | Количество теплоты q , кДж/м | Толщина ли- ста δ , мм | Температура подогрева, °C |
|-------------------|--|--------------------------------------|----------------------------------|------------------------------|
| Код | x_1 | x_2 | x_3 | x_4 |
| Нижний (-1) | 5,0 | 1800 | 8 | -40 |
| Основной (0) | 6,8 | 2075 | 14 | +40 |
| Верхний (+1) | 8,6 | 2350 | 20 | +120 |

Для проведения эксперимента был выбран некомпозиционный четырехфакторный план Бокса-Бенкина, поскольку была выдвинута гипотеза, что факторное пространство адекватно описывается полиномом второго порядка [1]. Опыты проводились в случайном порядке.

Матрица плана и результаты эксперимента приведены в таблице 2, где x_1, x_2, x_3, x_4 – кодированные уровни факторов, N – число опытов (строк в матрице), y_s – экспериментальные значения площади поперечного сечения. Ошибка воспроизводимости опытов ($S_y - 3 \text{ мм}^2$) определялась по результатам трех параллельных опытов при нулевых (основных) уровнях факторов (опыты 25–27).

Кодирование уровней факторов проводилось по формуле

$$x_i = \frac{\tilde{x}_i - 0,5(\tilde{x}_{i\max} + \tilde{x}_{i\min})}{0,5(\tilde{x}_{i\max} - \tilde{x}_{i\min})}, \quad (1)$$

где x_i – кодированный уровень i -го фактора, а $\tilde{x}_i, \tilde{x}_{i\max}, \tilde{x}_{i\min}$ – текущее, максимальное и минимальное значений i -го фактора в натуральных единицах.

Таблица 2 – Матрица плана Бокса-Бенкина и результаты эксперимента

| N | x_1 | x_2 | x_3 | x_4 | x_1x_2 | x_1x_3 | x_1x_4 | x_2x_3 | x_2x_4 | x_3x_4 | x_1^2 | x_2^2 | x_3^2 | x_4^2 | y_b |
|----------|-------|-------|-------|-------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|---------|---------|---------|---------|-------|
| 1 | - | - | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 80 |
| 2 | + | - | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 30 |
| 3 | - | + | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 65 |
| 4 | + | + | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 5 |
| 5 | - | 0 | - | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 70 |
| 6 | + | 0 | - | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | + | 0 | 7 |
| 7 | - | 0 | + | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 112 |
| 8 | + | 0 | + | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | + | 0 | 48 |
| 9 | 0 | - | - | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | + | 0 | + | 0 | 0 | 42 |
| 10 | 0 | + | - | 0 | 0 | 0 | 0 | - | 0 | - | 0 | + | + | 0 | 28 |
| 11 | 0 | - | + | 0 | 0 | 0 | 0 | - | 0 | - | 0 | + | + | 0 | 100 |
| 12 | 0 | + | + | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | + | 0 | + | + | 0 | 55 |
| 13 | 0 | 0 | - | - | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 102 |
| 14 | 0 | 0 | + | - | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 141 |
| 15 | 0 | 0 | - | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 26 |
| 16 | 0 | 0 | + | + | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | + | + | 70 |
| 17 | - | 0 | 0 | - | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 154 |
| 18 | + | 0 | 0 | - | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 50 |
| 19 | - | 0 | 0 | + | 0 | 0 | - | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 40 |
| 20 | + | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 20 |
| 21 | 0 | - | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 0 | + | 123 |
| 22 | 0 | + | 0 | - | 0 | 0 | 0 | 0 | - | 0 | 0 | + | 0 | + | 77 |
| 23 | 0 | - | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | - | 0 | 0 | + | 0 | + | 36 |
| 24 | 0 | + | 0 | + | 0 | 0 | 0 | 0 | + | 0 | 0 | + | 0 | + | 22 |
| 25 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 58 |
| 26 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 61 |
| 27 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0 | 64 |
| Σ | -36 | -16 | 251 | -43 | -10 | -1 | 84 | -31 | 32 | 5 | 681 | 663 | 801 | 861 | 1686 |

Коэффициенты уравнения регрессии рассчитывали по формулам [2]:

$$b_0 = \frac{\sum_{n=1}^{n_0} y_{0n}}{n_0} = \frac{58 + 61 + 64}{3} = 61; \quad (2)$$

$$b_i = A \sum_{n=1}^N x_{in} y_n; \quad (3)$$

$$b_{ij} = D \sum_{n=1}^N x_{in} x_{jn} y_n; \quad (4)$$

$$b_{ii} = B \sum_{n=1}^N x_{in}^2 y_n + C \sum_{i=1}^k \sum_{n=1}^N x_{in}^2 y_n - \frac{\sum_{i=1}^{n_0} y_{0i}}{n_0 p}; \quad (5)$$

Значения коэффициентов A , B , C , D , p брали из таблицы 15 [2]. Для числа факторов $k = 4$; $A = 1/12$; $B = 1/8$; $C = -1/48$; $D = 1/4$; $p = 2$.

Дисперсии для определения значимости коэффициентов уравнения регрессии вычисляли по формулам:

$$S_{b_0}^2 = \frac{S_y^2}{n_0}; \quad (6)$$

$$S_{b_i}^2 = A S_y^2; \quad (7)$$

$$S_{b_{ij}}^2 = D S_y^2; \quad (8)$$

$$S_{b_{ii}}^2 = \left(B + \frac{1}{p^2 n_0} \right) S_y^2, \quad (9)$$

где S_y^2 – дисперсия параметра оптимизации (площади сечения), определяемая по формуле:

$$S_y^2 = \frac{\sum_{i=1}^{n_0} (y_{i0} - \bar{y}_0)^2}{(n_0 - 1)}, \quad (10)$$

где y_{i0} и \bar{y}_0 – текущее и среднее значение параметра оптимизации в опытах 25–27 (таблица 2).

Доверительные интервалы для коэффициентов уравнения регрессии определяли по формулам:

$$\Delta b_0 = \pm t \sqrt{S_{b_0}^2} ; \quad (11)$$

$$\Delta b_i = \pm t \sqrt{S_{b_i}^2} ; \quad (12)$$

$$\Delta b_{ij} = \pm t \sqrt{S_{b_{ij}}^2} ; \quad (13)$$

$$\Delta b_{ii} = \pm t \sqrt{S_{b_{ii}}^2} , \quad (14)$$

где t – критерий Стьюдента, берущийся из таблиц (обычно при $\alpha = 0,05, f = 27N$). В нашем случае $t = 2,05$.

После обработки по указанным формулам получили соответственно доверительные интервалы для коэффициентов: $\Delta b_0 = 3,55$, $\Delta b_i = 1,8$, $\Delta b_{ij} = 3,075$, $\Delta b_{ii} = 2,81$.

После исключения незначимых коэффициентов ($b_{13} = -0,25$, $b_{34} = 1,25$) уравнение регрессии запишем в таком виде:

$$y = 61 - 30x_1 - 14x_2 + 21x_3 - 36x_4 - 3x_1x_2 + 21x_1x_4 - 8x_2x_3 + 8x_2x_4 - 8x_1^2 - 10x_2^2 + 7x_3^2 + 15x_4^2. \quad (15)$$

Адекватность этого уравнения проверяли по критерию Фишера

$$F = \frac{S_{ay}^2}{S_y^2} \quad (16)$$

где дисперсия адекватности S_{ay}^2 определяется по формуле

$$S_{ay}^2 = \frac{SS_{\text{ост}} - SS_y}{N - m - (n_0 - 1)}. \quad (17)$$

Здесь $SS_{\text{ост}} = \sum_{n-1}^N (y_p - y_3)^2$; $SS_y = \sum_1^{n_0} (y_{0n} - \bar{y}_0)^2$; m – число значимых коэффициентов в уравнении (15). Для нашего случая $m = 13$, $n_0 = 3$, $SS_{\text{ост}} = 191$, $SS_y = 18$. Следовательно, $S_{ay}^2 = \frac{191-18}{27-13-1} = \frac{173}{12} = 14,417$, а $F_p = \frac{14,417}{9} = 1,6$, что меньше табличного $F_{\text{кр}} = 19,4$ (при $\alpha = 0,05$; $f_1 = 12$; $f_2 = 2$), т.е. уравнение (15) адекватно описывает факторное пространство.

Анализ уравнения (15) показывает, что наибольшее влияние на площадь поперечного сечения сварного шва (y) оказывает температура подогрева (x_4), затем скорость охлаждения (x_1), толщина листа δ (x_3) и величина погонной энергии (x_2).

Максимальная площадь сечения $y_{\text{max}} = 200 \text{ мм}^2$ получена при $x_1 = -1$, $x_2 = -1$, $x_3 = 1$, $x_4 = -1$, т.е. при скорости охлаждения $w_{6/5} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$, $q = 1800 \text{ кДж/м}$, $S = 20 \text{ мм}$ и температуре подогрева $40 \text{ }^\circ\text{C}$.

Минимальная площадь сечения (около нуля) получена при $x_1 = 1$, $x_2 = 1$, $x_3 = -1$, $x_4 = 1$, т.е. при скорости охлаждения $w_{6/5} = 8,6 \text{ }^\circ\text{C/c}$, $q = 2350 \text{ кДж/м}$, $S = 8 \text{ мм}$ и температуре подогрева $120 \text{ }^\circ\text{C}$.

Таким образом, пользуясь уравнением (15), можно прогнозировать величину площади поперечного сечения шва при тех или иных уровнях скорости охлаждения, количестве подвозимого тепла q , толщине листа и температуры предварительного подогрева.

Список литературы

1. Жарский, И.М. Планирование и организация эксперимента: Учеб. пособие / И.М. Жарский, Б.А. Каледин, И.Ф. Кузьмицкий. – Минск: БГТУ, 2003. – 179 с.

2. Каледин, Б.А. Планирование эксперимента в порошковой металлургии / Б.А. Каледин. – Ч. I, II. – Минск: БПИ, 1982. – 102 с.

УДК 621.77

В.В. КЛУБОВИЧ, д-р техн. наук (ФТИ НАН Б),
В.А. ТОМИЛО, д-р техн. наук (БНТУ),
В.В. ЛЕВКОВИЧ, канд. техн. наук (ФТИ НАН Б)

ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ТОНКОСТЕННЫХ ТРУБ ПОСТОЯННОГО И ПЕРЕМЕННОГО ПРОФИЛЯ

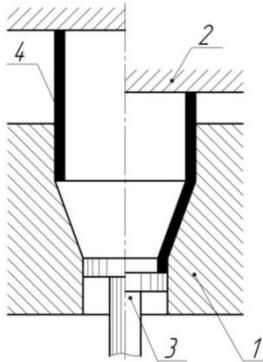
Современное машиностроение стремится к созданию и использованию различных деталей облегченной и одновременно высокопрочной конструкции. Снижение массы изделий позволит получить улучшенные характеристики по производительности, функциональности, расходу топлива и т.д. Для достижения таких целей в машиностроении используются высокопрочные алюминиевые сплавы и труднодеформируемые, коррозионностойкие и жаропрочные стали. Для изготовления тонкостенных трубчатых изделий постоянного и ступенчатого профиля, обладающих вышеперечисленными достоинствами, разработан ряд технологических решений.

Листовая штамповка на серийно выпускаемом кузнечнопрессовом оборудовании является распространенным способом получения трубчатых изделий. Возможности формоизменения труб при обработке в штампах ограничиваются следующими тремя причинами:

- потерей устойчивости заготовки в осевом направлении;
- потерей устойчивости заготовки в окружном направлении;
- выворотом труб во внутрь.

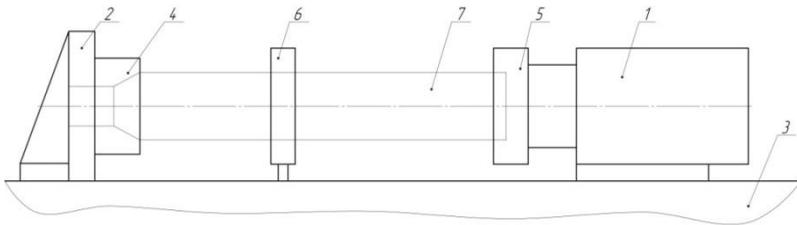
На рисунке 1 представлен простейший штамп для проведения обжима на серийном кузнечнопрессовом оборудовании при вертикальном расположении заготовки [1–6].

Существенным недостатком данного процесса является ограничение длины трубчатой заготовки, определяемой открытой высотой пресса. Для штамповки деталей большой длины применяется специальное оборудование (рисунок 2) [3].



1 – матрица; 2 – плита; 3 – выталкиватель; 4 – трубная заготовка

Рисунок 1 – Схема обжима трубной заготовки в штампе



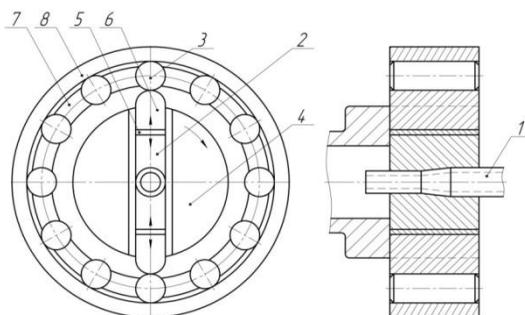
1 – гидроцилиндр; 2 – кронштейн; 3 – станина; 4 – матрица; 5 – направляющая втулка; 6 – люнет; 7 – трубная заготовка

Рисунок 2 – Схема станка-пресса для обжима концов труб

Данная технология применяется в основном для тонкостенных заготовок. При увеличении толщины стенки возрастают усилия обжима, что приводит к усложнению оборудования.

Применение для обработки трубчатых заготовок ротационных и радиально-ковочных машин (РКМ) предоставляет более широкие возможности механизации и автоматизации процесса в сравнении с обработкой в штампах.

На рисунке 3 приведена схема обработки в ротационной машине [3].



1 – трубчатая заготовка; 2 – разъемная матрица; 3 – ролик; 4 – шпindelь;
5 – прокладка; 6 – боек; 7 – сепаратор; 8 – обойма

Рисунок 3 – Схема обработки трубчатой заготовки на ротационной машине

Ротационно-ковочные машины используют для получения изделий высокой точности и качества поверхности, с отверстием и без отверстий, переменного и постоянного сечения по длине из жаропрочных и малопластичных сплавов. На ротационно-ковочных машинах с вращающейся обоймой можно получать изделия различного поперечного сечения (квадратного, треугольного и прямоугольного). Однако это преимущество связано с большим усложнением конструкции, связанным с возвращением бойков в исходное положение. Шум, производимый ротационно-ковочными машинами при работе, препятствует их широкому распространению.

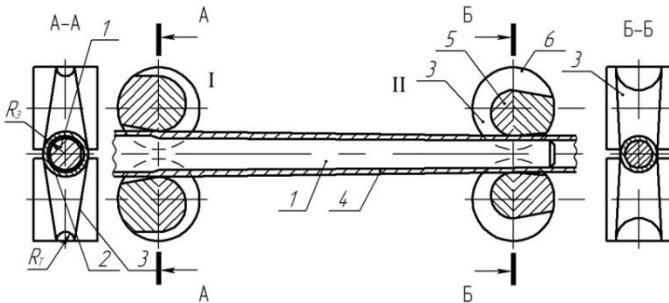
Ротационно- и радиально-обжимные машины применяются для обработки изделий, имеющих очень широкий диапазон размеров. Так, на ротационно-обжимных машинах обрабатывают изделия диаметром от 0,15 мм (сплошного профиля) до 320 мм (трубы); на радиально-обжимных машинах – сплошные профили диаметром до 400 мм и полые диаметром до 600 мм.

Точность и чистота обработки изделий методом обжатия зависят от качества изготовления и геометрии инструмента, жесткости, качества сборки и тщательной наладки механизма обжатия. При удовлетворительном сочетании всех факторов и параметров можно получить поверхность с шероховатостью Ra 20–2,5 [7]. В процессе ротационного обжатия улучшается структура металла и повышаются его механические свойства.

Среди способов холодной прокатки трубчатых заготовок наибольшее распространение получили прокатка в валковых станах (ХПТ) и прокатка в роликовых станах (ХПТР) [8].

Прокатка на станах холодной прокатки труб (ХПТ) имеет периодический характер и близка к горячей пилигримовой, но отличается тем, что деформация участка металла происходит на неподвижной конической оправке при неподвижной заготовке в возвратно-поступательном движении рабочей клетки; кроме того, при холодной прокатке трубная заготовка используется полностью, а при горячей пилигримовой прокатке значительная часть металла (пилигримовая головка) идет в отходы.

Схема прокатки на стане ХПТ приведена на рисунке 4.



1 – коническая оправка; 2 – кольцевой зазор; 3 – ручей калибров;
4 – прокатываемая трубчатая заготовка; 5 – калибр; 6 – рабочие валки
(I – переднее, II – заднее положение клетки)

Рисунок 4 – Схема прокатки на стане ХПТ

Характерной особенностью и достоинством станов ХПТ является возможность уменьшения площади поперечного сечения трубы за один цикл прокатки на 70–80 % и вытяжка 14–18 и более, что обусловлено дробностью деформации и схемой напряженного состояния металла.

Схема деформации металла на роликовых станах (ХПТР) аналогична холодной прокатке труб на валковых станах. Прокатку труб ведут на цилиндрической оправке тремя или четырьмя рабочими роликами, по периметру которых нарезан круглый ручей постоянного радиуса, равного радиусу готовой трубы.

Общая относительная деформация трубы за один проход 80–85 % достигается в основном за счет уменьшения толщины стенки, т.к. по диаметру труба может быть уменьшена только на 2–4 мм. Станы ХПТР обеспечивают производство труб с высоким классом (4–6-ой) шероховатости поверхности, малыми допусками по толщине стенки ± 5 –10 % и отношением диаметра к толщине стенки 150 к 1.

Ротационное выдавливание позволяет изготавливать сложные детали цилиндрической и конической формы с прямолинейной или криволинейной образующей, имеющей постоянное, переменное или ступенчатое сечение стенок из алюминиевых и медных сплавов, углеродистой стали, нержавеющей стали, титановых и молибденовых сплавов. Это является преимуществом по сравнению с другими методами формообразования, например, штамповкой выдавливанием, вытяжкой с утонением стенки или глубокой вытяжкой, при которых невозможно реализовать такие формы. Заготовками служат листы, трубы, сварные, штампованные и штамповарные конструкции.

Процесс выдавливания с утонением заключается в постепенной раскатке роликами плоской или пространственной заготовки по вращающейся оправке (утонение может достигать 75 % толщины исходной заготовки). Процесс выдавливания без утонения стенки заключается в местном пластическом изгибе заготовки, причем зона пластического изгиба перемещается по заготовке по винтовой линии. Ротационное выдавливание позволяет обрабатывать заготовки с начальной толщиной до 40 мм (в случае алюминиевых и медных сплавов). Возможна обработка с подогревом. В настоящее время на давилно-раскатных станках и машинах в промышленном масштабе различными способами могут быть получены цилиндрические детали диаметром до нескольких метров и толщиной стенки до 0,25–1 мм.

Предел прочности после проведения операции резки возрастает, также волокна приобретают предпочтительную ориентацию в направлении сдвига металла (параллельно контуру изготавливаемой детали), в результате чего значительно повышается усталостная прочность и предел прочности при растяжении. При изготовлении деталей из труднообрабатываемых материалов ротационное выдавливание осуществляется в несколько переходов, чередующихся с операциями отжига. Метод обеспечивает возможность получения

изделий с высокой точностью по толщине стенки ($\pm 0,05$ мм). С целью обеспечения высокого класса чистоты поверхности, выдавливание проводится с использованием смазочных материалов.

При ротационном выдавливании различают два метода, которые зависят от направления течения материала вдоль оси. При прямой раскатке материал течет в направлении осевой подачи роликов. Область заготовки, еще не задействованная в процессе формования, перемещается перед роликом. Этот метод требует в качестве исходной детали полузаготовку, дно или внутренний фланец, который прижимается к свободному концу оправки. Если дно или внутренний фланец у заготовки отсутствуют, то применяется вариант обратной раскатки. При этом заготовка перемещается по оправке до места ее зажатия и захватывается там. Материал во время формования течет под роликом, сначала в направлении свободного конца оправки, а затем в свободную рабочую зону станка. Продольная подачи и направление течения металла, таким образом, противоположны. Получаемая длина детали, в отличие от варианта прямой раскатки, не ограничивается продольным ходом суппорта и длиной оправки. Принципиальная схема ротационного выдавливания приведена на рисунке 5.

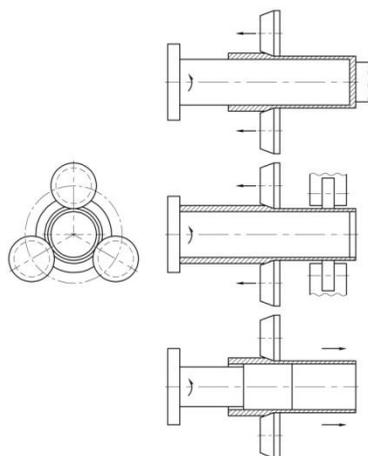


Рисунок 5 – Принципиальная схема ротационного выдавливания

Основные преимущества ротационного выдавливания следующие: высокое качество изделий, экономия и улучшение механических свойств обрабатываемого металла; высокая производительность процесса, особенно при однопроходном выдавливании конусов; по сравнению со штамповкой резкое сокращение затрат на оснастку; возможность получения точных оболочек из малопластичных металлов и сплавов; небольшие энергозатраты на формообразование; сокращение сроков подготовки производства; возможность получения оболочек, которые трудно или невозможно получить другими методами формообразования; возможность обнаруживать при деформировании скрытые дефекты металла; выполнение на одном и том же оборудовании и с одной установки доделочных операций (закатка, фальцевание, выглаживание, калибрование и т.п.).

Ротационное выдавливание имеет также недостатки и ограничения, которые необходимо учитывать при выборе процесса формообразования. К числу последних следует отнести: возможность изготовления только полых осесимметричных деталей; необходимость применения в ряде случаев специально спрофилированных заготовок; сложность подбора режимов обработки; повышенные требования к качеству давяльной оснастки (ролики, оправки и т.д.); техническую сложность наладки современных давяльно-раскатных полуавтоматов и автоматов с копировальными устройствами и программным управлением; недостаточную изученность процесса; необходимость рабочих более высокой (чем при штамповке) квалификации; высокую стоимость давяльно-раскатных станков большой мощности и т.д. Также появление высококачественных холоднокатанных листов с незначительным полем допусков на толщину листа и таких видов сварки, как электронно-лучевая и лазерная, обеспечивающих получение высококачественных сварных швов, может обеспечить получение тонкостенных изделий листовой штамповкой с последующей сваркой, обладающих высоким качеством и надежностью.

Горячее ротационное выдавливание стало одним из наиболее экономичных и прогрессивных способов изготовления деталей новой техники из титана, тугоплавких металлов и сплавов. Это объясняется благоприятной схемой напряженного состояния при ротаци-

онном выдавливании, что позволяет обрабатывать малопластичные металлы и их сплавы с большими степенями деформации.

Проведено моделирование прямого ротационного выдавливания трубчатой заготовки из алюминия AL7075 методом конечных элементов. Схема ротационного выдавливания приведена на рисунке 6.

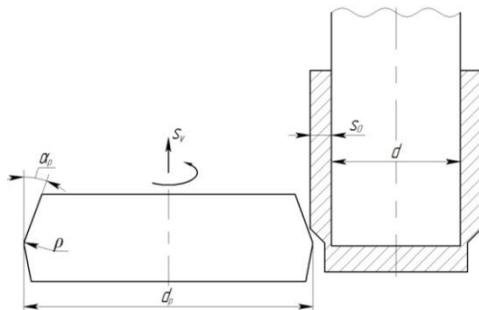


Рисунок 6 – Схема прямого ротационного выдавливания

Давильный ролик приводят во вращение и подают вдоль оси. Заготовка зафиксирована на оправке. Угол α_p – передний рабочий угол давящего ролика, d_p – диаметр давящего ролика, d – диаметр оправки, s_0 – исходная толщина трубчатой заготовки, s_v – подача ролика, ρ – радиус закругления ролика. Параметры процесса следующие: $\alpha_p = 20^\circ$, $d_p = 160$ мм, $d = 40$ мм, $s_0 = 13$ мм, $s_v = 0,5$ мм/оборот, $\rho = 2$ мм, скорость вращения ролика 60 оборотов/с, степень деформации 0,25.

На рисунке 7 приведены результаты моделирования: осевое и радиальное усилия при ротационном выдавливании.

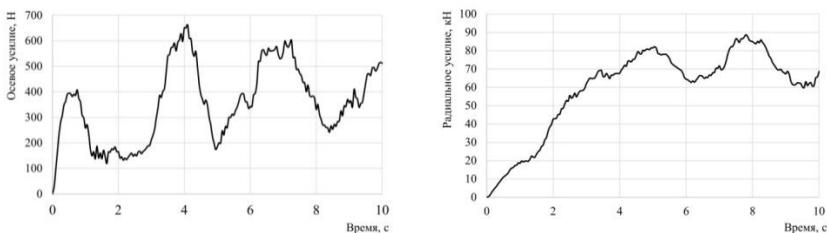


Рисунок 7 – Осевое и радиальное усилия при ротационном выдавливании

Колебания кривой на графике осевого усилия объясняется изменением площади контакта заготовки и ролика, вызванное образованием наплыва на заготовке. Среднее осевое усилие составляет 450 Н, среднее радиальное усилие при установившемся процессе – 70 кН.

Заключение

Рассмотрены различные технологические решения для обработки тонкостенных трубчатых изделий. На выбор технологии для изготовления заготовок оказывает влияние сложность профиля заготовки и ее размеры, сопротивление деформации материала, массовость производства. Листовая штамповка и радиально- и ротационно-ковочные машины предоставляют высокую производительность, но ограничены в выборе профиля заготовки. Обработка на станах ХПТ и ХПТР позволяет добиться высокой степени утонения, но также ограничена в выборе профиля заготовки. Ротационное выдавливание в свою очередь предлагает наиболее широкие возможности профилирования, но низкую производительность в сравнении с другими методами. Проведено моделирование ротационного выдавливания методом конечных элементов и получены энергосиловые параметры.

Список литературы

- 1. Подготовка** концов труб перед волочением на радиально-ковочной машине AVS / А.П. Карамышев [и др.] // *Металлург.* – 2008. – № 9. – С. 40–41.
- 2. Определение** усилия обжатия заготовок на радиально-ковочной машине AVS / А.П. Карамышев [и др.] // *Металлург.* – 2009. – № 3. – С. 61–64.
- 3. Горбунов, М.Н.** Штамповка деталей из трубчатых заготовок / М.Н. Горбунов. – М.: Машгиз, 1960. – 192 с.
- 4. Чумадин, А.С.** Исследование процесса обжима тонкостенных труб / А.С. Чумадин, А.А. Шишкин // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением.* – 2012. – № 11. – С. 14–18.
- 5. Попов, О.В.** Изготовление цельноштампованных тонкостенных деталей переменного сечения / О.В. Попов. – М.: Машиностроение, 1974. – 120 с.

6. Сосенушкин, Е.Н. Технологические процессы штамповки изделий из толстостенных труб / Е.Н. Сосенушкин, В.В. Третьюхин, Е.А. Яновская // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2013. – № 2. – С. 25–29.

7. Ковка и штамповка: справочник: в 4 т. / ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) [и др.]. – М.: Машиностроение, 1986. – Т. 2: Горячая объемная штамповка / под ред. Е.И. Семенова. – 1986. – 592 с.

8. Розов, Н.В. Холодная прокатка стальных труб / Н.В. Розов. – М.: Металлургия, 1977. – 184 с.

УДК 621.98.04

В.В. КЛУБОВИЧ, д-р техн. наук (НАН РБ)
В.А. ТОМИЛО, д-р техн. наук (БНТУ)
М.Л. НЕСТЕРОВИЧ (МЗКТ, БНТУ)

ТЕХНОЛОГИЯ ГИБКИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Введение. При изготовлении усиленных элементов кузовов автомобилей применяют высокопрочные конструкционные стали Millux Protection толщиной $S = 4\text{--}6$ мм. Особенность данных сталей состоит в том, что они имеют высокую твердость 320–560 НВ, предел текучести $\sigma_T = 800\text{--}1250$ МПа и предел прочности $\sigma_B = 1000\text{--}1600$ МПа. Однако в большинстве случаев увеличение прочности стали сопровождается снижением ее пластических свойств. В этой связи высокопрочные стали плохо поддаются операциям холодной штамповки, в частности гибке. При гибке указанных сталей радиусом, равным толщине материала $r = S$, имеют место такие негативные явления, как упругое пружинение, образование трещин вдоль линиигиба, повышенное усилие гибки. И если явления упругого пружинения и повышенного усилия гибки не являются критичными, то образование трещин вдоль линиигибки является неисправимым дефектом.

Согласно сведениям производителя данные стали, во избежание образования трещин вдоль линиигибки, возможно изгибать при соблюдении отношения радиуса кривизны пуансона r к толщине материала S , а также отношения расстояния между кромками мат-

рицы W к толщине материала. К примеру, для стали Miilux Protection 500 отношение $\frac{r}{S} = (6...8)$; $\frac{W}{S} = (15...19)$. Две схемы такого процесса гибки представлены на рисунке 1 [1].

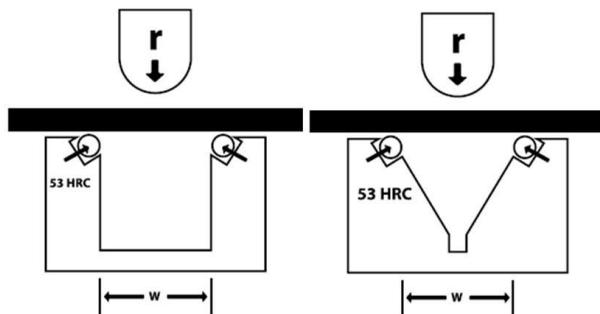
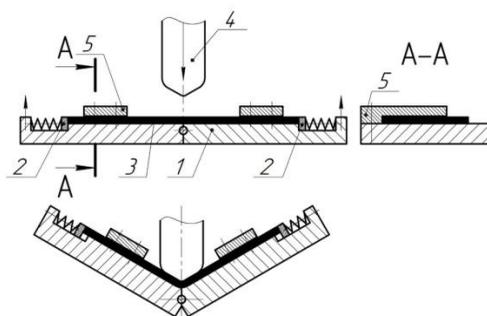


Рисунок 1 – Схемы реализации процесса гибки сталей Miilux Protection

Однако при выполнении данных условий, когда радиус гибки в разы больше толщины материала, значительно теряется общая жесткость изогнутых элементов, что недопустимо для усиленных кузовных деталей автомобилей. В этом случае на производстве приходится прибегать к сварному варианту изготовления деталей из таких сталей, что существенно увеличивает трудоемкость сборки кузовов автомобилей, а также снижает стойкость элементов кузова по сварному шву.

Оптимизация технологии гибки. Предлагается способ гибки, при котором возможно изгибать высокопрочные стали без трещинообразования с минимальным радиусом изгиба. На рисунке 2 изображена схема штампа для гибки деталей из высокопрочных сталей, который содержит поворотную шарнирно-соединенную секционную матрицу 1. К матрице крепятся с обеих сторон подпружиненные упоры 2. Между упорами на матрицу укладывается заготовка 3 и изгибается пуансоном 4. При этом подпружиненные упоры установлены с возможностью регулирования расстояния между ними. При гибке заготовок относительно большой длины на матрицу дополнительно устанавливают ограничители 5, препятствующие потере продольной устойчивости.



1 – поворотная матрица; 2 – подпружиненный упор; 3 – заготовка; 4 – пуансон; 5 – ограничитель

Рисунок 2 – Схема штампа для гибки деталей из высокопрочных листовых материалов

Штамп работает следующим образом. Заготовку 3 из листового материала укладывают на секционную матрицу 1 между подпружиненными упорами 2. При ходе ползуна прессы вниз пуансон 4 изгибает заготовку 3, при этом подпружиненные упоры начинают воздействовать на изгибаемую заготовку вызывая в ней напряжения сжатия. Затем поднимают вверх пуансон 2 и извлекают изогнутую деталь из полости образованной поворотной секционной матрицей.

В результате противодействия подпружиненных упоров на торцы заготовки нейтральный слой в ней становится фиктивным и перемещается наружу на определенное расстояние от изогнутого сечения. В итоге заготовка изгибается с напряжением сжатия в тангенциальном направлении, что и препятствует трещинообразованию, а также способствует уменьшению упругого пружинения.

Рассмотрим более подробно такой процесс гибки (рисунок 3). Как известно, при обычном процессе гибки слои металла внутри угла изгиба сжимаются и укорачиваются в продольном направлении и растягиваются в поперечном направлении. Наружные слои растягиваются и удлиняются в продольном и сжимаются в поперечном направлении [2]. Именно удлинение и растяжение наружных слоев при гибке является причиной трещинообразования высокопрочных листовых материалов.

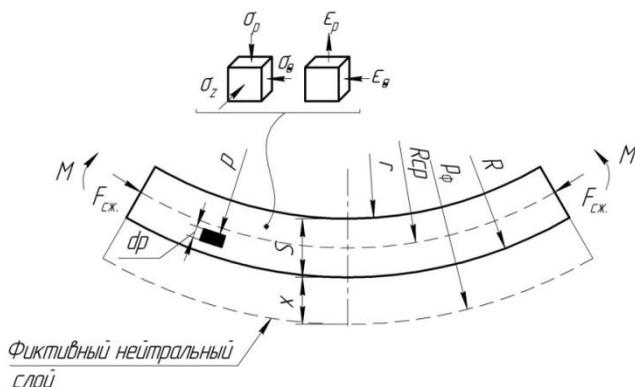


Рисунок 3 – Схемы напряженного и деформированного состояний при изгибе со сжатием

Для предупреждения образования трещин вдоль линиигиба возможно применять силовую интенсификацию, которая заключается в изменении схемы напряженно-деформированного состояния. В таком случае очаг деформации при гибке дополнительно нагружается в тангенциальном направлении сжимающими нагрузками. Такая схема изгиба реализуется в штампе, изображенном на рисунке 2. В нем (штампе) напряжения сжатия, вызванные воздействием подпружиненных упоров на заготовку, накладываются на разноименные напряжения, получающиеся при изгибе, и дают измененную схему распределения напряжений по сечению.

На рисунке 3 показаны схемы напряженного и деформированного состояния, а также смещение нейтрального слоя при изгибе со сжатием (где x – величина смещения). При этом было принято допущение, что изгиб происходит без упрочнения, а ширина изгибаемой заготовки больше ее толщины в несколько раз, в таком случае деформации в направлении ширины затруднены и можно считать что на большей ее части (кроме ширины) возникает плоское деформированное состояние, при котором [3]

$$\sigma_z = \frac{1}{2}(\sigma_p + \sigma_\theta), \quad (1)$$

где σ_z – напряжение, действующее вдоль ширины заготовки; σ_ρ – напряжение, действующее в радиальном направлении; σ_θ – напряжение, действующее в тангенциальном направлении.

Из рисунка 3 видно, что нейтральная поверхность смещается за наружную поверхность заготовки, причем такое возможно лишь тогда, когда сжимающие напряжения, возникающие от силы сжатия пружин $F_{сж}$, достигнут (или будут больше) напряжений текучести. Увеличение сжимающих напряжений может повлиять на конечные размеры изделия, что является недопустимым. Поэтому для упрощения дальнейших расчетов и преобразований примем, что нейтральная поверхность совпала с наружной поверхностью изгибаемой заготовки ($\rho_\phi = R$).

Выделим в очаге деформации элемент размером $d\rho$ и запишем для него уравнение равновесия [3]

$$\frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_\theta = 0. \quad (2)$$

Напряжения σ_ρ и σ_θ отрицательны, поэтому по гипотезе максимальных касательных напряжений уравнение пластичности запишется в виде [3]

$$\sigma_\rho - \sigma_\theta = \sigma_T. \quad (3)$$

При совместном решении уравнений (2) и (3) и использовании граничных условий, по которым $\sigma_\rho = 0$ при $\rho = r$, получим формулы, показывающие распределение напряжений по толщине

$$\begin{cases} \frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho - \sigma_\theta = 0; \\ \sigma_\rho - \sigma_\theta = \sigma_T. \end{cases} \quad (4)$$

$$\begin{cases} \sigma_\theta = \frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho; \\ \sigma_\theta = \sigma_\rho - \sigma_T. \end{cases} \quad (5)$$

Решаем систему уравнений (5), подставляя значения σ_θ

$$\sigma_\rho - \sigma_T = \frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho. \quad (6)$$

С учетом граничных условий, выражение (6) примет вид

$$-\sigma_T = \frac{\rho d\sigma_\rho}{d\rho}. \quad (7)$$

Преобразуем выражение (7) и проинтегрируем обе его части в пределах от r до ρ

$$\int_r^\rho \frac{d\rho}{\rho} = -\frac{1}{\sigma_T} \int d\sigma_\rho. \quad (8)$$

После чего, преобразуем выражение (8) и найдем формулу, показывающую распределение напряжения σ_ρ по изгибаемому сечению

$$\sigma_\rho = -\sigma_T \ln \frac{\rho}{r}. \quad (9)$$

Подставив значение выражения (9) в выражение (3) и проведя математические преобразования, получим формулу для распределения напряжения σ_θ по изгибаемому сечению

$$\sigma_\theta = -\sigma_T \left(\ln \frac{\rho}{r} + 1 \right). \quad (10)$$

В случае классической схемы гибки, где наружные слои растягиваются, а внутренние сжимаются, формулы для нахождения σ_ρ и σ_θ различны для зоны сжатия и растяжения [3]. При реализации процесса гибки со сжатием формулы (9) и (10) справедливо применять для всей толщины заготовки.

Из выражений (9) и (10) видно, что напряжения σ_ρ и σ_θ отрицательны и возрастают по абсолютной величине по мере удаления от

внутренней поверхности заготовки в ее толщину и становятся максимальными на наружной поверхности детали. Таким образом реализуется процесс гибки со сжатием в тангенциальном направлении, который препятствует растяжению и удлинению наружных слоев, и, соответственно, образованию трещин. Подставляя в формулы (9) и (10) значение $\rho_{\phi} = R$ получим соответственно

$$\sigma_{\rho_{\max}} = -\sigma_T \ln \frac{\rho}{r} = -\sigma_T \ln \left(1 + \frac{S}{r} \right); \quad (11)$$

$$\sigma_{\theta_{\max}} = -\sigma_T \left(\ln \frac{R}{r} + 1 \right) = -\sigma_T \left(\ln \left(1 + \frac{S}{r} \right) + 1 \right). \quad (12)$$

Если подставить значения $\sigma_{\rho_{\max}}$ и $\sigma_{\theta_{\max}}$ в уравнение пластичности (3) можно сделать вывод, что проведенный расчет верный.

Напряжения σ_{θ} достигают своего максимального значения на наружной поверхности детали. Связано это с тем, что наружные слои детали стремятся получить растяжение (как при гибке без сжатия). Для препятствия этому растяжению необходимо, чтобы приложенные напряжения сжатия на наружных слоях заготовки были больше напряжений текучести.

Ранее говорилось, что для гибки относительно длинных заготовок, на штамп дополнительно устанавливаются ограничители, препятствующие потере продольной устойчивости изгибаемых полок. В данном случае возможно рассчитать длину полки, при которой произойдет потеря устойчивости, используя формулу Эйлера [4]

$$F_{\text{сж}} \geq \frac{\pi^2 EJ_{\min}}{(\mu l)^2}, \quad (13)$$

где $F_{\text{сж}}$ – сила сжатия пружин, Н; E – модуль продольной упругости, МПа; J_{\min} – минимальный момент инерции сечения, м⁴; μ – коэффициент приведения длины, для рассматриваемого случая $\mu = 2$; l – длина изгибаемой полки, м.

Выполнив преобразования формулы (13), длина изгибаемой полки, при которой произойдет потеря продольной устойчивости, будет равна

$$l \geq \frac{\pi}{2} \sqrt{\frac{EJ_{\min}}{F_{сж}}} . \quad (14)$$

Следует отметить, что при проектировании гибочной оснастки по предложенной схеме изгиба в штампе со сжатием, необходимо вычислить наибольшее значение сжимающей силы $F_{сж}$, которое будет зависеть от механических свойств материала, а также размеров поперечного сечения изгибаемого образца. После чего, подставляя все необходимые значения в формулу (14), можно будет сделать вывод о целесообразности установки ограничителей на штамп.

Схема штампа для гибки высокопрочных сталей, предложенная в статье, имеет ряд преимуществ перед штампами для гибки со сжатием, известными ранее. Среди них простота в проектировании и изготовлении, возможность регулирования расстояния между подпружиненными упорами, что позволяет расширить номенклатуру изгибаемых деталей на радиус, равный толщине материала.

Выводы

1. Для реализации процесса гибки со сжатием необходимо применение силовой интенсификации, которая приведет к изменению схемы напряженно-деформированного состояния в изгибаемом полупабрикате. При этом тангенциальные напряжения σ_{θ} должны быть отрицательны по всему сечению заготовки.

2. Справедливость расчетов напряжений σ_p и σ_{θ} проверяется подстановкой их максимальных значений в уравнение пластичности.

3. При изгибе со сжатием заготовок относительно большой длины произойдет потеря продольной устойчивости, которую можно предусмотреть, предварительно рассчитав допустимую длину изгибаемой полки.

Список литературы

1. **Технические** характеристики стали Miilux Protection / Защитные стали [Электронный ресурс]. URL: <https://www.miilux.fi/ru>.

2. **Романовский, В.П.** Справочник по холодной штамповке / В.П. Романовский; под. общ. ред. Н.З. Симоновского. – Изд. 6-е,

перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1979. – 520 с.: ил.

3. Попов, Е.А. Технология и автоматизация листовой штамповки: учеб. пособие для вузов / Е.А. Попов, В.Г. Ковалев, И.Н. Шубин. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2000. – 480 с.: ил.

4. Мовнин, М.С. Основы технической механики: учеб. пособие для техникумов / М.С. Мовнин, А.Б. Израелит, А.Г. Рубашкин. – Изд. 3-е, перераб. и доп. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-е, 1990. – 288 с.: ил.

СОДЕРЖАНИЕ

Металлургия черных и цветных сплавов

| | |
|--|----|
| <i>Трибушевский Л.В., Неменёнок Б.М., Румянцева Г.А., Арабей А.В., Саленко И.Б.</i> Новые материалы для внепечной обработки стали из низкосортных отходов алюминия | 3 |
| <i>Неменёнок Б.М., Слуцкий А.Г., Зык Н.В., Шейнерт В.А., Лисовский В.О.</i> Термодинамические особенности восстановления ванадия из соединений | 11 |
| <i>Кабишов С.М., Ратников П.Э.</i> Принципиальная схема нагревательных и термических печей с низкой эмиссией NO _x | 17 |
| <i>Трусова И.А., Корнеев С.В., Малькевич Н.Г.</i> Экологические характеристики при выплавке стали в высокомошных электродуговых печах. Сообщение 1. Анализ методов очистки газов | 22 |
| <i>Трусова И.А., Корнеев С.В.</i> Экологические характеристики при выплавке стали в высокомошных электродуговых печах. Сообщение 2. Анализ применения различных рукавных фильтров .. | 31 |
| <i>Корнеев С.В.</i> Исследование теплового состояния футеровки сталеразливочного ковша | 40 |
| <i>Малькевич Н.Г., Бельская Г.В.</i> Выбросы диоксинов и фуранов в электросталеплавильном производстве | 51 |
| <i>Ярошевич П.В., Трусова И.А.</i> Анализ использования вторичных энергоресурсов в металлургии | 57 |

Литейное производство

| | |
|---|-----|
| <i>Слуцкий А.Г., Долгий Л.П., Кулинич И.Л., Котков А.В., Иванов А.И., Бычик А.В., Данилова А.И.</i> Применение сфероидизирующей лигатуры на основе меди при получении высокопрочного чугуна ... | 62 |
| <i>Комаров О.С., Розенберг Е.В., Гацура В.М.</i> Влияние пропитки на прочность поверхности стержней, изготовленных по COLD-BOX-AMIN процессу | 68 |
| <i>Барановский К.Э., Мансуров Ю.Н., Жумаев А.А., Дувалов П.Ю., Герасикова А.А., Мишишко Е.В.</i> Повышение ресурса работы деталей из износостойких хромистых чугунов | 78 |
| <i>Барановский К.Э., Розенберг Е.В., Е.Л. Гусаковский Е.Л., Шманай П.С.</i> Связующие для красок, используемых для литья по газифицируемым моделям | 83 |
| <i>Иванов И.А., Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Белый А.Н., Костюченко Ю.А., Примич Д.В.</i> Особенности получения | 221 |

| | |
|---|----|
| катодов-мишеней из комплексных силицидов для вакуумных ионно-плазменных источников литейно-деформационным методом | 90 |
| <i>Шейнерт В.А., Слущкий А.Г., Калиниченко В.С., Ивановский Е.Г.</i> | |
| Совершенствование технологии получения быстроохлажденных армирующих чугунных гранул для композитов | 95 |

Материаловедение и металлургия и машиностроении

| | |
|--|-----|
| <i>Пантелеенко Ф.И., Шумов О.В.</i> Расчет температурных полей при дуговой сварке | 102 |
| <i>Константинов В.М., Булойчик И.А., Бачило Д.Н.</i> Исследование изменения ударной вязкости стальных образцов при формировании интерметаллидных железо-цинковых диффузионных слоев | 110 |
| <i>Неменёнок Б.М., Рафальский И.В., Луцик П.Е., Радченко А.А.</i> Соединение разнородных сплавов на основе алюминия и титана: обзор способов | 115 |
| <i>Гольцова М.В., Жиров Г.И.</i> К вопросу о термо-баро-упруго-диффузионном равновесии превращающихся фаз в процессе обратного гидридного превращения | 129 |
| <i>Дашкевич В.Г., Ушеренко Ю.С.</i> Особенности изменения механических свойств и структуры термодиффузионных боридных слоев на стали при предварительном модифицировании поверхности | 135 |
| <i>Зык Н.В., Кулинич И.Л., Капустя Д.О., Дроздович З.С.</i> Определение полиномиальной модели процесса синтеза соединений РЗЭ из фосфогипса взаимодействием его компонентов с азотной кислотой | 142 |
| <i>Щербаков В.Г.</i> Исследование особенностей спекания медных волокон после термодиффузионного цинкования | 151 |
| <i>Иванов И.А., Ковалевич Э.В., Кулинич И.Л., Примещиц Д.В.</i> Исследование процесса получения силицидов для катодов-мишеней вакуумных ионно-плазменных источников | 159 |
| <i>Константинов В.М., Булойчик И.А.</i> Исследование структурных и физико-химических факторов ускорения диффузионных процессов при формировании цинксодержащих слоев на конструкционных сталях | 162 |
| <i>Константинов В.М., Сорокин К.Б., Анацко В.А.</i> Опыт разработки классификатора дефектов горячего цинкования стальных изделий ... | 171 |
| <i>Ткаченко Г.А., Ковальчук А.В., Верещак Н.А., Пацeko Е.К.</i> Применение циклического нагрева при азотировании легированных инструментальных сталей | 179 |

| | |
|---|-----|
| <i>Голубцова Е.С., Каледина Н.Б., Базылев Н.Б.</i> Влияние термической обработки на механические свойства аустенитно-карбидного металла шва | 188 |
| <i>Голубцова Е.С., Базылев Н.Б., Каледина Н.Б.</i> Влияние скорости охлаждения, количества теплоты, толщины свариваемого листа и температуры предварительного подогрева на площадь поперечного сечения сварного шва | 197 |

Обработка металлов давлением

| | |
|---|-----|
| <i>Клубович В.В., Томило В.А., Левкович В.В.</i> Технологии обработки тонкостенных труб постоянного и переменного профиля | 203 |
| <i>Клубович В.В., Томило В.А., Нестерович М.Л.</i> Технология гибки высокопрочных сталей | 212 |

Научное издание

МЕТАЛЛУРГИЯ

**РЕСПУБЛИКАНСКИЙ МЕЖВЕДОМСТВЕННЫЙ
СБОРНИК НАУЧНЫХ ТРУДОВ**

Основан в 1967 году

ВЫПУСК 40

Подписано в печать 16.12.2019. Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Ризография.

Усл. печ. л. 13,02. Уч.-изд. л. 10,18. Тираж 50. Заказ 884.

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.