

Министерство образования Республики Беларусь  
Белорусский национальный технический  
университет  
Механико-технологический факультет



**Сборник научных работ  
Республиканской научно-технической  
конференции профессорско-  
преподавательского состава, научных  
работников, докторантов и аспирантов  
МТФ БНТУ**

# **Современные технологии для заготовительного производства**

(проводится в рамках 76-й научно-технической  
конференции профессорско-преподавательского  
состава, научных работников, докторантов и  
аспирантов БНТУ)



27 апреля 2023 года

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ  
Белорусский национальный технический университет

---

Механико-технологический факультет

# СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ЗАГОТОВИТЕЛЬНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Сборник научных работ  
Республиканской научно-технической конференции профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов МТФ БНТУ (проводится в рамках 76-й научно-технической конференции профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов БНТУ)

27 апреля 2023 года

Минск  
БНТУ  
2023

## ОРГКОМИТЕТ

### ПРЕДСЕДАТЕЛЬ:

**Николайчик Ю.А.**, проректор по учебной работе, к.т.н., доцент

### СОПРЕДСЕДАТЕЛЬ:

**Иванов И.А.**, декан механико-технологического факультета, д.т.н., профессор

### ЧЛЕНЫ ОРГКОМИТЕТА:

**Пантелеенко Ф.И.**, член-корр. НАНБ, Заслуженный деятель науки РБ, д.т.н., профессор;

**Константинов В.М.**, д.т.н., профессор;

**Лазаренков А.М.**, д.т.н., профессор;

**Немененок Б.М.**, д.т.н., профессор;

**Ровин С.Л.**, д.т.н., доцент;

**Томило В.А.**, д.т.н., профессор;

**Бежок А.П.**, к.т.н., доцент.

### РАБОЧАЯ ГРУППА:

**Одиночко В.Ф.**, к.т.н., доцент;

**Слуцкий А.Г.**, к.т.н., доцент.

### ОТВЕТСТВЕННЫЙ СЕКРЕТАРЬ:

**Бежок А.П.**, к.т.н., доцент.

**РЕДАКТОРЫ: Бежок А.П., Иванов И.А.**

В настоящий сборник включены материалы докладов Республиканской научно-технической конференции профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов МТФ БНТУ (проводится в рамках 76-й научно-технической конференции профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов и аспирантов БНТУ) «Современные технологии для заготовительного производства», участники которой выступали по следующим направлениям: «Современные проблемы материаловедения и новые материалы», «Машины и технология литейного производства», «Обработка металлов давлением. Теория, технология, оснастка и оборудование», «Металлургические процессы и промышленная экология», «Порошковые и композиционные материалы, покрытия и сварка», «Охрана труда и промышленная безопасность».

**Практическая проверка возможности применения метода  
избирательного модифицирования бором для эффективного воздействия  
на условия кристаллизации мартенситностареющей стали**

Фасевич Ю.Н., Рудницкий Ф.И.  
Белорусский национальный технический университет

Пути развития машиностроения в целом и инструментального производства в частности, лежат в области использования последних достижений науки, широкого внедрения более совершенных – материало- и энергосберегающих технологий на всех стадиях производства. Вместе с тем, применяемая в настоящее время, технология изготовления режущего инструмента из проката или поковок не позволяет в полной мере решать поставленные перед производством задачи. Так, размеры заготовок при изготовлении инструмента из проката или поковок в 1,5-2 раза превышают размеров готового изделия, а потери металла при механической обработке достигают 70-75 % от массы заготовки. При этом технологический цикл производства инструмента включает значительное количество операций, связанных с потерями металла и расходом энергии – изготовление, обдирка и отжиг слитка,ковка с многократным нагревом (что сопровождается обезуглероживанием поверхностного слоя заготовки, выгоранием легирующих элементов, окалинообразованием) [1].

Альтернативой используемой сейчас технологии изготовления режущего инструмента является технология производства литого инструмента из мартенситностареющей стали модифицированной бором. Обладающая рядом достоинств, несвойственных сложившейся технологической схеме изготовления инструмента, и лишённая многих ее недостатков, литейная технология предоставляет широчайшие возможности в области регулирования технологических, эксплуатационных и экономических характеристик инструмента.

При использовании литейной технологии появляется возможность переплава отходов инструментального производства (инструментальный лом, стружка) и предотвращается потеря ценных легирующих элементов при сбросе отходов в отвалы или смешивании их с ломом углеродистой стали.

Форма литых заготовок максимально приближена к форме готового инструмента, что значительно снижает металлоемкость продукции и объем работ по механической обработке заготовок. При использовании точных методов литья можно получать заготовки, не требующие черновой механической обработки, а подвергаемые только шлифованию и затачиванию режущих кромок. В некоторых случаях возможно получение литого инструмента, подвергнутого сокращенному циклу термической обработки или не требующего ее вовсе.

Использование кованных заготовок или заготовок из проката накладывает жесткие ограничения на химический состав стали, поскольку недопустимым является снижение ее способности к деформированию в горячем состоянии. При изготовлении литого инструмента эти ограничения снимаются. Изменяя химический состав стали, применяя методы модифицирования, рафинирования и дополнительного легирования, можно добиться сочетания ее свойств, оптимального для конкретного вида инструмента и условий его эксплуатации.

В связи с этим целью настоящей работы являлось практическая проверка возможности применения метода избирательного модифицирования бором для эффективного воздействия на условия кристаллизации мартенситностареющей стали, позволяющих изменить структуру литых сталей и повысить эксплуатационные свойства изделий путем установления зависимостей между условиями модифицирования расплава и свойствами (ударная вязкость, износостойкость) литых материалов.

Так, в частности, основными из модификаторов существенно повышают ударную вязкость литой стали, являются висмут, сурьма, ниобий, титан. Бор, повышает в мартенситноста-

реющих сталях твердость, теплостойкость и устойчивость против истирания. Правда этот элемент в некоторой степени снижает ударную вязкость литой стали, что ограничивает ее применение для тонколезвийного инструмента (таблица 1 и таблица 2).

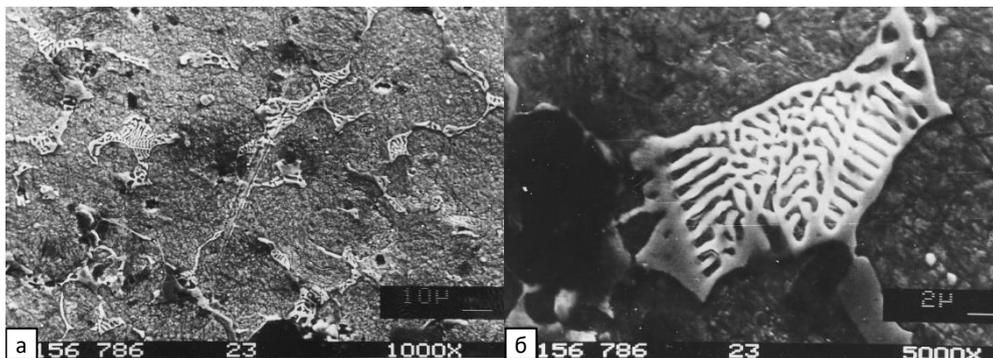
Таблица 1 - Влияние модифицирования на твердость

Тип стали	Твердость, HRC				Теплостой- кость, HRC
	в литом состоянии	после отжига	после закалки	после отпуска	
Деформированная сталь	-	22	63	64	58
Литая сталь базового состава	65	26	63,5	64	59,5
Сталь модифицированная бором	65	24	63,5	65	63

Таблица 2 - Влияние модифицирования на ударную вязкость и износостойкость стали

Тип стали	Ударная вязкость, КС, МДж/м <sup>2</sup>	Износ, ×10 <sup>6</sup> кг/ч
Деформированная сталь	0,38	108
Литая сталь базового состава	0,09	78
Сталь, модифицированная бором	0,07	59

Увеличение твердости, теплостойкости и износостойкости стали, модифицированной бором, объясняется микролегирующим эффектом - появлением в структуре карбоборидов, обладающих высокой твердостью [2]. Введение бора способствует увеличению количества эвтектической с оставляющей преимущественно скелетной морфологии (рисунок 1 а, б). В результате этого характер разрушения борсодержащей стали межзеренный хрупкий (рисунок 1 в, г). Введение бора в расплав приводит также к увеличению количества неметаллических включений в металле, что требует применения в технологическом процессе плавки операций дополнительного раскисления и рафинирования.



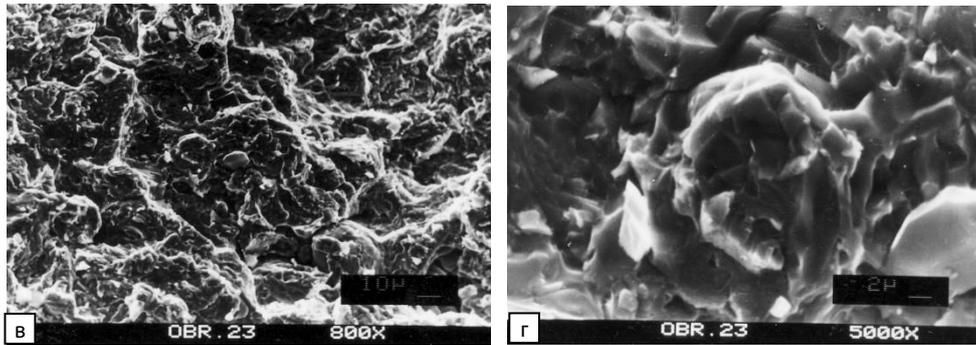


Рисунок 1 - Микроструктуры (а, б) и поверхности разрушения (в, г) мартенситностарееющей стали, модифицированной бором

### Литература

1. Анализ процессов формирования отливок литьем в формы, полученных с учетом теплофизического режима заполнения / Ю.Н. Фасевич // 75-я научно-техническая конференция профессорско-преподавательского состава, научных работников, докторантов, аспирантов БНТУ, / – Минск : БНТУ, 2022. - С. 55-59.
2. Ф.И.Рудницкий, Д.В.Шарснева, Ю.Н.Фасевич Структура и свойства литой мартенситностарееющей стали модифицированной бором», Литьё и металлургия. 2023.

**Исследование тонкой структуры и фазового состава композиционных материалов, полученных термобарическим спеканием из порошков бора, алмаза и графита**

Нисс В.С.<sup>1</sup>, Григорьев С.В.<sup>1</sup>, Урбанович В.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>ГО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»

Повышение производительности обработки труднообрабатываемых материалов в настоящее время опирается на использование в соответствующих технологических процессах новых композиционных материалов, основу которых должны составлять химические соединения с повышенной твёрдостью и красностойкостью режущих кромок. Повышенный интерес вызывают материалы, имеющие в своём составе синтетические или природные алмазы.

Среди алмазных материалов импактные алмазы обладают наиболее высокой абразивной способностью по сравнению с искусственными алмазами. Использование отдельных частиц алмазных материалов в процессе материалобработки не представляет интереса по причине малых геометрических размеров этих частиц. Однако, процессами порошковой металлургии на основе прессования и длительного спекания не удаётся получить высокоплотные алмазные материалы, которые обладают способностью выдерживать высокие контактные давления при обработке труднообрабатываемых материалов.

Для получения высокоплотных материалов на основе алмазов перспективно применять процессы создания композиционных материалов с использованием импульсных методов прессования и спекания. Среди данных методов перспективным является метод термобарической обработки композиционной порошковой шихты. Для создания композитов с повышенной красностойкостью и абразивной способностью наряду с алмазами необходимо иметь в структуре создаваемых материалов другие высокотвёрдые и прочные керамические соединения, полученные из исходной порошковой шихты.

Для проведения термобарического спекания при давлении до 7 ГПа была приготовлена шихта, состоящая из импактного алмаза с размером частиц от 63 до 100 мкм вместе с наноразмерными частицами графита, а также с добавкой частиц аморфного бора фракции от 50 до 300 нм и, как вариант, без присутствия бора. Для получения высокоплотного композиционного материала спекание проводилось при мощности нагревателя 1,35 кВт.

На рисунке 1 представлена поверхность шлифа композиционного материала, полученного термобарическим спеканием с использованием шихты с добавкой аморфного бора.

Изучение параметров тонкой структуры полученных композитов с добавками аморфного бора или без него осуществлялось с использованием медного монохроматизированного (монохроматор – пиролитический графит) рентгеновского излучения на дифрактометре ДРОН-3 в дискретном режиме (шаг в градусах –  $0,05^\circ$ , время выдержки – 5 секунд на каждую точку съёмки).

На рисунке 2 представлены спектры рентгеновского излучения, полученного от поверхности порошка импактного алмаза, композита, имеющего в составе импактный алмаз, графит и бор, а также композита без содержания в составе шихты бора.

Фазовый состав полученных композиционных материалов из шихты с бором и без него включает алмаз, графит, лонсдейлит, а также следы бора (в случае его использования в шихте). Анализ полученных рентгенограмм позволил установить, что количества лонсдейлита в композите с добавкой аморфного бора ниже, по сравнению с композитом без добавки бора.

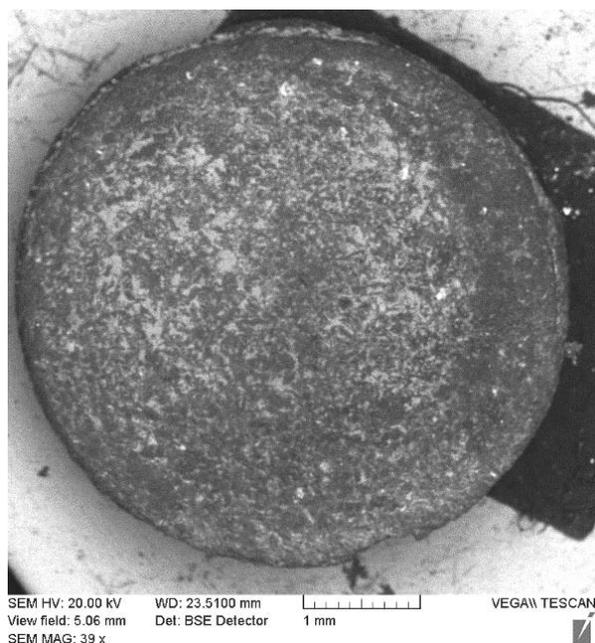


Рисунок 1 - Структура поверхности шлифа композита, состоящего из импактного алмаза, графита и с добавкой аморфного бора

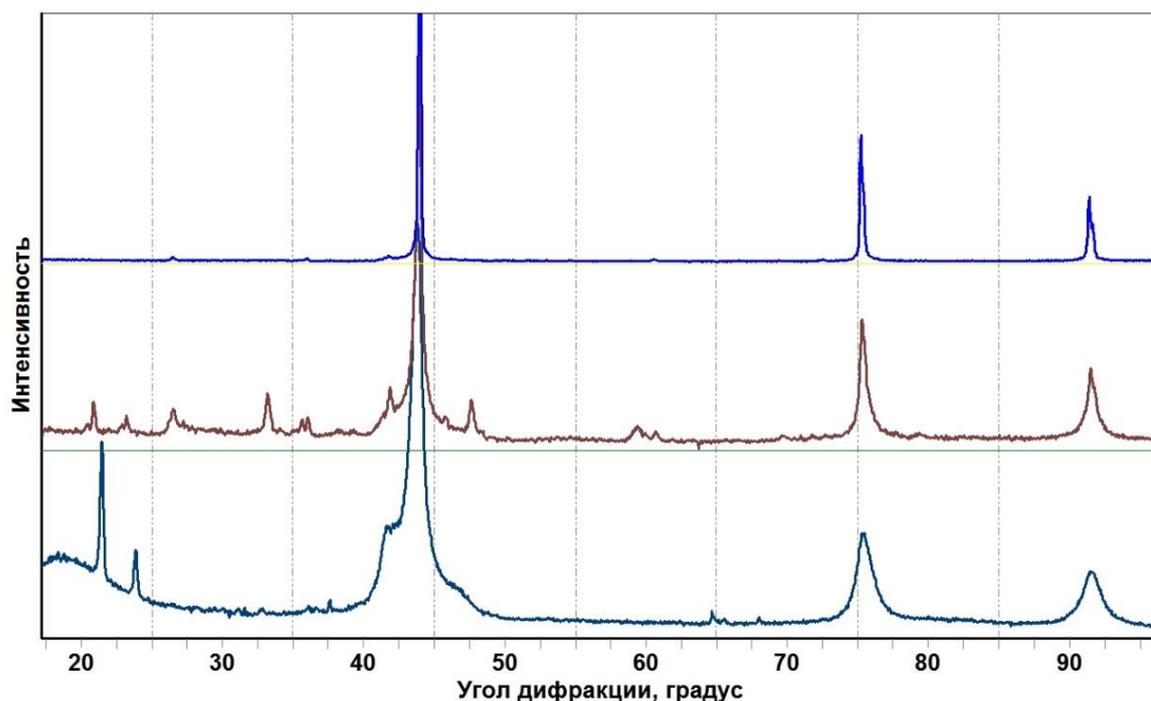


Рисунок 2 –Спектры рентгеновского излучения импактного алмаза (внизу), композиционного материала, полученного без использования аморфного бора в шихте (в центре), и с добавкой аморфного бора (вверху)

В таблице 1 приведены параметры кристаллических решёток алмаза в образцах композитов из шиты описанных выше вариантов состава. Для анализируемых рентгеновских линий импактного алмаза наблюдается тенденция к увеличению параметров его кристаллической решётки при использовании в шихте добавок бора.

Таблица 1 - Параметры решёток алмаза образцов композитов импактный алмаз – графит и аморфный бор

Состав исходной шихты	Параметр кристаллической решетки алмаза, линия (311), нм	Параметр кристаллической решетки алмаза, линия (220), нм	Параметр кристаллической решетки алмаза, линия (111), нм
Импактный алмаз – графит – аморфный бор	0,35700	0,35695	0,35639
Импактный алмаз – графит	0,35667	0,35649	0,35659
Исходный порошок импактного алмаза фракции	0,35654	0,3563	0,3576

На рисунке 3 показана графическая ширина дифракционной линии (311) кристаллической решётки композиционного материала без добавки аморфного бора и с его добавкой.

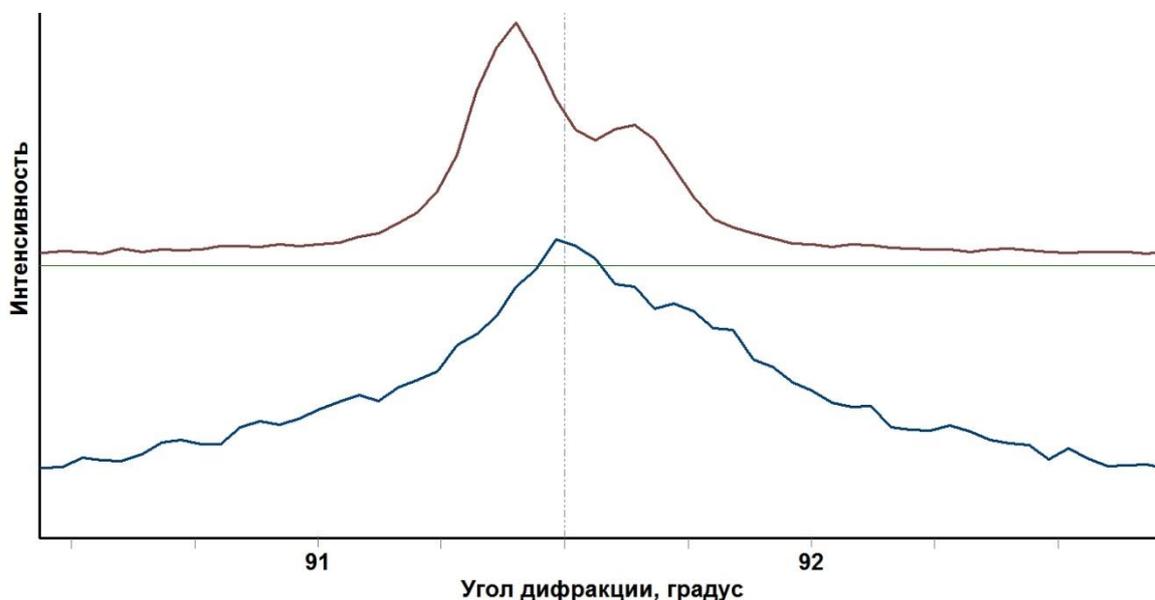


Рисунок 3 - Графическая ширина дифракционной линии (311) для композита без добавки аморфного бора (в нижней части рисунка) и с его добавкой (в верхней части)

Графическое уширение дифракционной линии композиционного материала с добавкой аморфного бора меньше, чем у композита без этой добавки, что позволяет сделать вывод о том, что в процессе создания керамического композиционного материала добавка аморфного бора способствует превращению лонсдейлита в алмаз. Межчастичные напряжения в композиционном материале с добавкой аморфного бора также меньше, что может уменьшить его абразивный износ в процессе эксплуатации.

**Исследование микроструктуры и фазового состава керамики, полученной из порошков оксидов редкоземельных элементов термобарическим спеканием**

В.И.Волосатиков<sup>1</sup>, В.С.Нисс<sup>2</sup>, С.В.Григорьев<sup>2</sup>, В.С.Урбанович<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>ГО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»

Для создания приборов и технических устройств, в которых встроены блоки испускания или детектирования оптических световых потоков большой мощности, требуется создание новых материалов, обладающих повышенной теплостойкостью при сохранении высокой степени прозрачности и отсутствии искажения геометрических параметров в рабочих условиях. В подобных устройствах применяемое во многих случаях оптическое стекло с течением времени теряет часть перечисленных выше эксплуатационных характеристик.

Материалы на основе оксидов редкоземельных элементов, в частности оксидов лютеция, в случае получения из них высокоплотной керамики, вполне вероятно смогут заменить оптическое стекло в оптических устройствах большой пропускной световой мощности, например, лазерных устройствах.

Стандартные методы прессования исходной порошковой шихты с последующим длительным спеканием в большинстве случаев не позволяют получить высокую плотность создаваемого керамического материала. Перспективным методом получения высокоплотной керамики из порошков оксидов редкоземельных элементов является метод термобарического спекания.

Для получения керамического оптически прозрачного материала на основе оксида лютеция с добавкой оксида европия было проведено термобарическое спекание под давлением до 7 ГПа при мощности нагревателя от 1 кВт до 1,4 кВт.

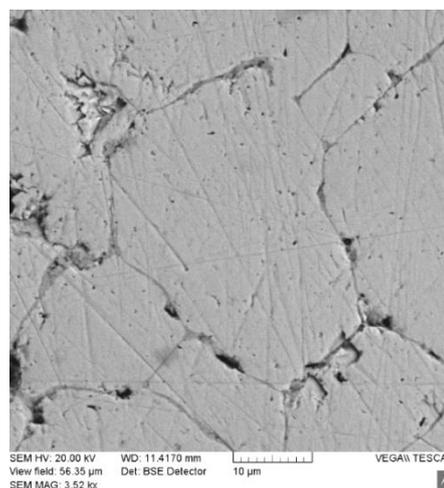
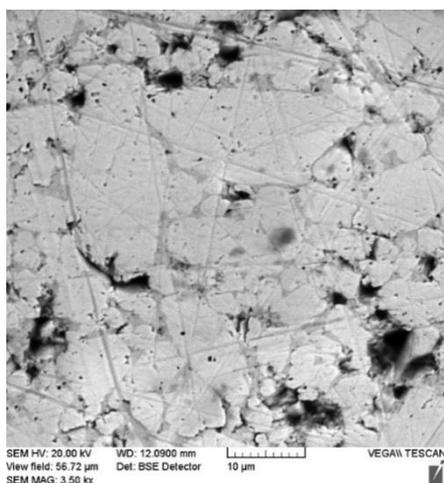
На рисунке 1 представлены микроструктуры композиционных материалов, созданных из порошковой шихты оксида лютеция с добавкой 1 % (атомного) оксида европия, при мощности нагревателя 1 кВт и 1,4 кВт, полученные с использованием сканирующего электронного микроскопа с применением детектора обратно-отражённых электронов (BSE- детектора).

Сравнение микроструктур позволяет сделать вывод, что повышение мощности нагревателя с 1 кВт до 1,4 кВт сопровождается увеличением плотности керамического композиционного материала оксид лютеция – 1 % (атомный) оксида европия.

Повышение плотности материала сопровождается уменьшением количества пор. Поры располагаются по границам зёрен и их распределение при увеличении мощности нагревателя до 1,4 кВт приобретает более равномерный характер.

Исследование фазового состава материала на основе оксида лютеция с добавкой оксида европия было выполнено с использованием медного монохроматизированного излучения (монохроматор – пиролитический графит) на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в режиме получения спектра по точкам с шагом 0,05 градуса и выдержкой на каждой точке 5 секунд.

На рисунке 2 представлены спектры дифрагированного рентгеновского излучения композитов на основе оксидов лютеция с добавкой 1 % (атомный) оксида европия, а также спектр исходной порошковой шихты на основе оксида европия.



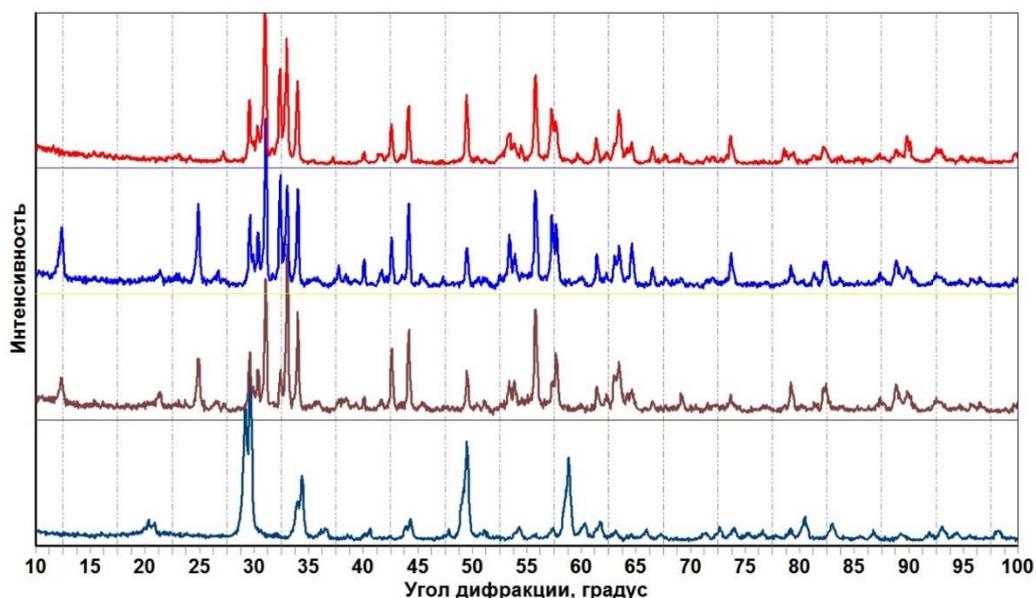
а)

б)

а – мощность нагревателя 1 кВт; б – мощность нагревателя 1,4 кВт

Рисунок 1 – Микроструктура поверхности шлифов композиционных материалов, полученных из порошковой шихты на основе оксида лютеция с добавкой 1 % (атомного) оксида европия

Рисунок 2 – Дифракционные спектры композиционных материалов на основе  $\text{Lu}_2\text{O}_3$



с добавкой 1 % (атомного)  $\text{Eu}_2\text{O}_3$ , полученных при мощности нагревателя 1 кВт (второй снизу), 1,2 кВт (третий снизу), 1,4 кВт (верхний спектр) и порошка исходной порошковой шихты (нижний спектр)

Анализ полученных рентгеновских спектров позволяет сделать вывод, что при увеличении мощности нагревателя в процессе термобарического спекания происходит изменение фазового состава. Для полученного рентгеновского спектра порошковой шихты, характерно наличие, в основном, кубической модификации оксида лютеция. Для композиционного материала, полученного термобарическим спеканием характерно присутствие в структуре материала кроме кубической модификации оксида лютеция также его моноклинной модификации. Содержание моноклинной модификации оксида лютеция по мере увеличения мощности нагревателя имеет тенденцию к увеличению при соответственном уменьшении количества кубической модификации. Увеличение количества моноклинной модификации  $\text{Lu}_2\text{O}_3$  может положительно сказаться на повышении теплостойкости и прозрачности разрабатываемых композитов на основе  $\text{Lu}_2\text{O}_3$ .

## Оптимизация раскроя листа на полосы при осуществлении заготовительных операций

Костюченко Ю. А., Кулинич И. Л., Галимская П. В.  
Белорусский национальный технический университет

Задачи, связанные с оптимизацией раскроя листового материала, являются важнейшими, от решения, которых зависит снижение себестоимости штампуемых изделий и экономный расход материала. Учитывая, что в себестоимости штампованных деталей заложено около 80 % стоимости материала [1], актуальность решения подобных задач является в достаточной мере высокой.

При штамповке изделий из ленты, задача оптимизации раскроя будет сводиться к нахождению оптимального расположения деталей (заготовок) относительно ленты, и подобная задача не вызывает серьезных вопросов [2]. Тем не менее, при раскрое листов могут возникнуть вопросы относительно того, какой из раскроев, продольный, либо поперечный, является наиболее оптимальным.

Для оптимизации раскроя листов на полосы, была написана программа на языке Python, обеспечивающая вычисление наиболее оптимального вида раскроя листового материала (по длине или ширине).

```
def main():
    # Ввод данных
    width = float(input("Введите ширину листа металла (мм): "))
    length = float(input("Введите длину листа металла (мм): "))
    strip_width = float(input("Введите ширину отрезаемой полосы (мм): "))
    # Расчёт количества полос
    longitudinal_strips = int(length / strip_width)
    transverse_strips = int(width / strip_width)
    # Вывод результатов
    print("Количество полос, получаемых при продольном раскрое составляет:",
longitudinal_strips)
    print("Количество полос, получаемых при поперечном раскрое составляет:",
transverse_strips)
    if longitudinal_strips > transverse_strips:
        print("Продольный раскрой более оптимален.")
    elif longitudinal_strips < transverse_strips:
        print("Поперечный раскрой более оптимален.")
    else:
        print("Продольный и поперечный раскрои дают одинаковое количество полос.")
    if __name__ == "__main__":
        main()
```

Программа, на основании параметров листа (длина и ширина), производит расчёт наибольшего количества полос, получаемых при резке материала на полосы заданной ширины. Полученные результаты сравниваются, и выдаётся ответ о наиболее эффективном варианте раскроя листового материала.

### Список использованных источников

1 Электронный учебно-методический комплекс по учебной дисциплине «Технология листовой штамповки» для специальности 1-36 01 05 «Машины и технология обработки материалов давлением» [Электронный ресурс] / Белорусский национальный технический

университет, Кафедра «Машины и технология обработки металлов давлением»; сост.: В. А. Томило [и др.]. – Минск : БНТУ, 2022. – 224 с.

2 Проектирование инструмента для пластического деформирования: учебник для вузов специальности «Технология, оборудование и автоматизация обработки материалов» / В. Г. Короткевич; под ред. С. Б. Сарело. – Минск: Высшэйшая школа, 2000. – 383 с.

## Роль теплоты перегрева расплава в процессе формирования отливки

Демченко Е.Б.

Белорусский национальный технический университет

Известно, что процесс формирования непрерывной отливки протекает в условиях существенного влияния теплоты перегрева расплава. Она воздействует на затвердевающую корку, уменьшая скорость затвердевания, а в отдельных случаях и подплавляя её. В то же время теплота перегрева наиболее интенсивно отводится на начальной стадии процесса, когда температура расплава близка к температуре заливки, а интенсивность охлаждения отливки наибольшая. Кроме этого, неравномерное распределение теплоты перегрева в полости кристаллизатора, как при подводе расплава в одну точку в случае вертикального литья с открытым уровнем, так и при горизонтальном литье приводит к возникновению несимметричности фронта затвердевания по периметру и высоте отливки. Такой характер влияния теплоты перегрева на условия формирования отливки, безусловно, сказывается на стабильности процесса литья и качестве получаемых заготовок.

Отмечалось [1], что стабильность процесса литья и качество литой заготовки во многом определяются степенью контакта расплава, а затем твёрдой корки отливки с поверхностью рабочей втулки кристаллизатора, зависящей от процесса формирования и роста газового зазора. В свою очередь процесс формирования зазора обуславливается усадкой отливки, которая главным образом зависит от неравномерного распределения и отвода теплоты перегрева и конвективного движения расплава. Отсутствие плотного контакта расплава с поверхностью кристаллизатора в зоне мениска делает возможным осуществление процесса непрерывного литья различных металлов и сплавов. Например, стали или чугуна в медные или стальные гладкие кристаллизаторы. При плотном контакте происходит подплавление рабочей поверхности кристаллизатора и прекращение процесса литья. Плотный контакт также может приводить к взаимной адгезии расплава и материала кристаллизатора.

Степень контакта расплава с поверхностью рабочей втулки может быть приближённо оценена по соотношению температур поверхности втулки и поверхности корки отливки. Она зависит от многих факторов: температуры перегрева и химического состава расплава, усадки отливки, металлостатического давления в зоне контакта, материала, состояния поверхности (гладкая, профилированная) и интенсивности охлаждения рабочей втулки, наличия окислов, смазки и т.д.

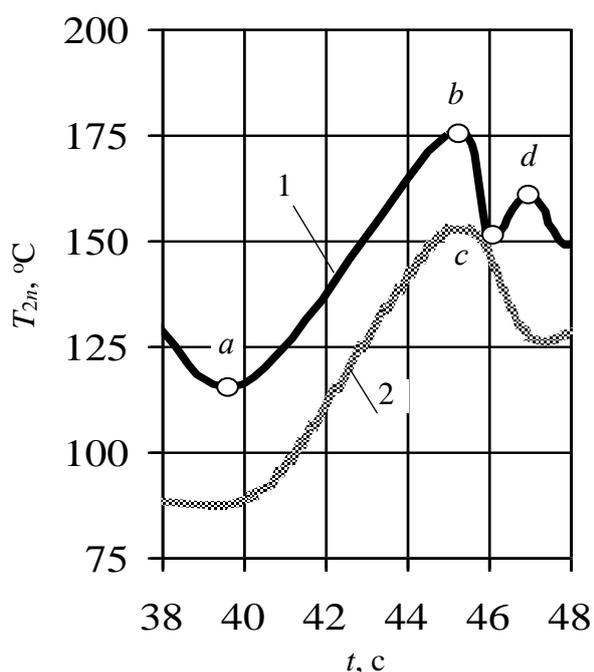
Для способов литья с открытым и закрытым уровнем степень контакта различна. При литье с открытым уровнем в самый первый момент взаимодействия расплава с поверхностью рабочей втулки идеального контакта между ними нет. Это происходит потому, что силы поверхностного натяжения превышают силы металлостатического давления расплава в зоне образования начальной корки отливки. Поэтому расплав лишь частично заполняет впадины между микро- и макро- выступами на рабочей поверхности втулки. Плёнка окислов и затвердевшая начальная корка ещё на мениске расплава обеспечивают образование газового зазора. Раннее образование газового зазора подтверждается проникновением смазки на мениск расплава подаваемой в нижнюю часть кристаллизатора. В связи с этим при выборе материала рабочей втулки необходимо учитывать факторы смачиваемости и адгезионного взаимодействия между материалами отливки и рабочей втулки.

При литье с закрытым уровнем едва ли можно говорить о наличии газового зазора в начальный момент формирования корки отливки. Выступающая часть рабочей втулки кристаллизатора постоянно находится в плотном контакте с расплавом. При циклическом режиме вытяжки отливки в момент остановки термическое сопротивление на границе «корка-поверхность втулки» меняется незначительно. Растущая начальная корка ещё недостаточно прочна,

чтобы в ней развились процессы усадки способные существенно изменить термическое сопротивление. Кроме того, сказывается значительная величина металлостатического давления расплава (особенно при горизонтальном литье) прижимающая корку к поверхности втулки. Только при движении корки по выступам поверхности втулки контакт нарушается и происходит образование газового зазора.

Изменение величины газового зазора, его постоянство по периметру кристаллизатора в значительной мере определяет равномерное затвердевание отливки. Однако в некоторых случаях, например, при вертикальном литье с открытым уровнем полых заготовок (подвод расплава в одну точку) и особенно при горизонтальном литье возникает неравномерный газовый зазор по периметру кристаллизатора.

Косвенным доказательством этого факта может служить изменение температуры поверхности втулки, в зоне, смещённой относительно места подвода расплава на  $120^\circ$  (кривая 2, рисунок 1) [2]. Кривые температур 1 и 2 получены в опытах при идентичных условиях литья.



1 - зона подвода расплава;  
2 - смещение подвода на  $120^\circ$

Рисунок 1 – Изменение температуры поверхности втулки

Видно, что температуры в этих зонах отличается на  $(25...45)^\circ C$ , что может быть объяснено только разной степенью контакта корки и поверхности втулки. Причины: неравномерное распределение теплоты перегрева расплава, неравномерная интенсивность теплообмена, разная скорость затвердевания корки и неравномерная усадка отливки по периметру кристаллизатора. Поэтому в местах возникновения газового зазора образуются участки корки отливки, имеющие более высокую температуру и меньшую толщину по отношению к участкам корки с более плотным контактом с поверхностью кристаллизатора.

Таким образом, исходя из анализа литературных источников и собственных теоретических и экспериментальных исследований механизмов формирования отливки, пер-

вопричиной возникновения разнотолщинности при непрерывном литье с открытым и закрытым уровнем следует считать неравномерность распределения и отвода теплоты перегрева расплава по периметру и высоте кристаллизатора [3,4]. Ведь именно с поступлением первых порций горячего расплава в кристаллизатор начинается процесс затвердевания и последующей усадки отливки. Рост твёрдой корки, усадка и образование газового зазора между коркой и поверхностью кристаллизатора полностью зависят от распределения теплоты перегрева: там, где её больше, корка будет тоньше, где меньше - корка будет толще. Следовательно, в этих зонах возникнут разные по величине силы усадки, нестабильное состояние зазора и, соответственно, неидеальность контакта корки и поверхности кристаллизатора. Это, в конечном итоге, приведёт к образованию разнотолщинности и овальности, а также к возможному образованию дефектов поверхности непрерывной отливки.

Снижения разнотолщинности, связанной с конвективным теплообменом, можно добиться применением разливки затопленной струёй с тщательной центровкой разливочного стакана относительно оси вытяжки слитка [5,6], внешних воздействий электромагнитного перемешивания расплава [7-9] локализирующего действие вынужденной конвекции на фронт за-

твердевания, снижением перегрева расплава [10] с целью уменьшения толщины корки на выходе из кристаллизатора [11].

Разнотолщинность слитка обусловленная неравномерным теплоотводом в кристаллизаторе, в значительной мере устраняется за счёт увеличения скорости вытяжки, уменьшения ширины неохлаждаемых участков слитка, применения профилированных (ребристых, волнистых и т.д.) поверхностей кристаллизатора и повышения интенсивности вторичного охлаждения.

### Литература

1. Демченко, Е.Б. Непрерывное литьё заготовок из чугуна для машино- и станкостроения / Е.Б. Демченко, Е.И. Марукович. – Минск: БНТУ, 2006. – 208 с.
2. Марукович, Е.И. Тепловые явления при формировании непрерывной отливки / Е.И. Марукович, Е.Б. Демченко // Минск: БНТУ, 2012. -208 с.
3. Тутов, В.И. Аналитический учёт влияния конвекции на кинетику затвердевания непрерывно-литой заготовки / В.И. Тутов, Е.Б. Демченко, Г.И. Столярова, А.Н. Крутилин, В.А. Гринберг // *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов.* - Минск: Вышэйшая школа, 1990. - Вып.24. - С.78-81.
4. Демченко, Е.Б. К вопросу учёта неравномерного распределения теплоты перегрева в кристаллизаторе при непрерывном литье / Е.Б. Демченко, Марукович Е.И. // *Литьё и металлургия*, 2007. - №1. - С.101-103.
5. Казачков, Е.А. Исследование количественных характеристик потоков и размыва оболочки непрерывного слитка при разливке затопленной струёй / Е.А. Казачков, Л.И. Кузельная, Л.И. Мосюра // *Непрерывная разливка стали*, 1977. - Вып.4. - С.76-83.
6. *Merder, T. Numerical modeling of steel flow in the six-strand tundish with different flow control devices / T. Merder, J. Pieprzyca, M. Warzecha // Metalurgija 48 (2009) 3, p.143-146.*
7. Грачёв, В.Г. Электромагнитное перемешивание на сортовых, блюмовых и слябовых МНЛЗ / В.Г. Грачёв, И.Н. Шифрин, Б.А. Сивак и др. // *Сталь.* -2002. -№11. -С.21-26.
8. *Takatani K. Effects of Electromagnetic Brake and Meniscus Electromagnetic Stirrer on Transient Molten Steel Flow at Meniscus in a Continuous Casting Mold // ISIJ Int. Vol.43 (2003), No.6, pp.915-922.*
9. Эльдарханов, А.С. Некоторые аспекты применения внешних воздействий при непрерывной разливке стали / А.С. Эльдарханов, А.С. Нурадинов, В.Н. Баранова // *Сталь.* -2015. -№ 10. -С.17-20.
10. Пугачёв, И.А. К вопросу затвердевания непрерывного слитка в кристаллизаторе // «Современные наукоёмкие инновационные технологии», 2-4 декабря 2014 г. - Липецк: ЛГТУ, 2014. – С.607-610.
11. Федосов, А.В. Исследование деформации твёрдой корки стали, формирующейся в кристаллизаторе слябовых МНЛЗ / А.В. Федосов, В.И. Бурлаков, С.В. Ларионова // *Вестник Приазовского государственного технического университета.* – 2011. – № 22. – С. 78–81.

### Разработка режимов сварки и неразрушающего контроля трубных заготовок паропроводов из стали Р91

Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л., Конг Вонг, Литвинко А.А., Серeda В.Ю.  
Белорусский национальный технический университет

Работа выполнена в рамках совместного Белорусско-китайского проекта (договор №Т22КИТГ-031 БРФФИ-БНТУ НИПИ). Сталь Р91 относится к теплоустойчивым экономнолегированным сталям и используется для изготовления паропроводов, с рабочей температурой до 650°C. Сварки трубных заготовок проведена в вертикальном и горизонтальном положении в соответствии с ГОСТ ISO 15609-1-2019.

Таблица 1 - Типоразмеры свариваемых образцов труб из стали Р91

№ п/п	Способ сварки	Тип соединения		Положение при сварке		Размер 1-ой сварив. детали, мм	Размер 2-ой сварив. детали, мм	ТНПА на сварное соединение
		BW	C1 7	PC	гор.			
1	141+ 111	BW	C1 7	PC	гор.	Ø48,5x5,08	Ø48,5x5,08	ГОСТ 16037-80
2	141+ 111	BW	C1 7	PH	верт.	Ø48,5x5,08	Ø48,5x5,08	ГОСТ 16037-80
3	141+ 111	BW	C1 7	PC	гор.	Ø559x14,27	Ø559x14,27	ГОСТ 16037-80
4	141+ 111	BW	C1 7	PH	верт.	Ø559x14,27	Ø559x14,27	ГОСТ 16037-80

В разработанной технологии сварки применяются следующие сварочные материалы:  
 - для 141(TIG) способа сварки 1-2 проходов: ОК Tigrod 13.38 ER90S-B9 AWS A5.28;  
 - для 111(MMA) способа сварки 3 и последующие проходы используются электроды с основным типом покрытия ОК 76.98 E9015-B9 AWS A5.5



№1



№2

Рисунок 1 - Внешний вид образцов №1 и №2



№3



№4

Рисунок 2 - Внешний вид образцов №3 и №4

Таблица 2 – Технология сварки

№	Параметры сварки	Номер образца			
		1	2	3	4
1	Присадочный материал - 141 способ	OK Tigrod 13.38 ER90S-B9 AWS A5.28			
2	Диаметр и тип неплавящегося электрода	WL-20, Ø2,0мм	WL-20, Ø2,0мм	WL-20, Ø2,0мм	WL-20, Ø2,0мм
3	Марка защитного газа - 141 способ	Аргон 99,99 % СТБ ISO 14175-II			
4	Расход защитного газа	6-10 л/мин	6-10 л/мин	8-12 л/мин	8-12 л/мин
5	Марка и тип электрода - 111 способ	OK 76.98 E9015-B9 AWS A5.5			
6	Диаметр электрода	Ø2,5 мм	Ø2,5 мм	Ø3,2 мм	Ø3,2 мм
7	Способ подготовки и очистки	Механическая	Механическая	Механическая	Механическая
8	Температура предварительного подогрева	200-250°C	200-250°C	250-300°C	250-300°C
9	Термическая обработка	750 – 770 °C выдержка 2 часа			
10	Режимы нагрева и охлаждения	Скорость нагрева не более 200°C/час выдержка 2 часа, скорость охлаждения не менее 100°C/час Охлаждение до 300°C после выдержки при отпуске под слоем теплоизоляции, далее на спокойном воздухе	Скорость нагрева не более 200°C/час выдержка 2 часа, скорость охлаждения не менее 100°C/час Охлаждение до 300°C после выдержки при отпуске под слоем теплоизоляции, далее на спокойном воздухе	Скорость нагрева не более 200°C/час выдержка 2 часа, скорость охлаждения не менее 100°C/час Охлаждение до 300°C после выдержки при отпуске под слоем теплоизоляции, далее на спокойном воздухе	Скорость нагрева не более 200°C/час выдержка 2 часа, скорость охлаждения не менее 100°C/час Охлаждение до 300°C после выдержки при отпуске под слоем теплоизоляции, далее на спокойном воздухе

<b>11</b>	Режим сварки	141: I <sub>св</sub> =90-110 А, U <sub>д</sub> =12-14 В 111: I <sub>св</sub> =90-120А, U=22-24В	141: I <sub>св</sub> =90-110 А, U <sub>д</sub> =12-14 В 111: I <sub>св</sub> =90-120А, U=22-24В	141: I <sub>св</sub> =90-110 А, U <sub>д</sub> =12-14 В 111: I <sub>св</sub> =100-135А, U=22-24В	141: I <sub>св</sub> =90-110 А, U <sub>д</sub> =12-14 В 111: I <sub>св</sub> =100-135А, U=22-24В
-----------	--------------	--	--	---	---

Для исследования сварных соединений применялись методы, указанные в таблице 4 (уровень качества «В») ГОСТ ISO 5817-2019.

Таблица 4 - Методы испытаний

Метод испытания	ТНПА на метод испытания
Визуально-измерительный	СТБ ЕН 970-2003, СТБ 1133-98, ГОСТ 23479-79
Радиографический	СТБ 1428-2003, СТБ ЕН 1435-2004
Магнитопорошковый	СТБ ISO 17638-2013
Макроскопические	СТБ ЕН 1321-2004
Микроскопические	СТБ ЕН 1321-2004

Неразрушающими методами контроля недопустимых дефектов не обнаружено.

#### Выводы:

1. В процессе выполнения проекта разработаны инструкции на технологический процесс сварки трубных заготовок Ø 48x5,08 мм и Ø559x14,27 мм в соответствии с ГОСТ ISO 15609-1-2019.
2. Проведена сварка трубных заготовок по разработанной технологии в вертикальном и горизонтальном положениях. Подобраны присадочные материалы.
3. Проведен контроль качества сварных соединений неразрушающими методами контроля: визуально-измерительным, магнитопорошковым и радиографическим методами. Недопустимых дефектов не обнаружено.

**Влияние массы расплава в ковше на эффективность модифицирования конструкционной легированной стали комплексными модификаторами**

Барановский К.Э., Урбанович Н.И.

Белорусский национальный технический университет

Существующие в практике случаи аварийных отказов литых вагонных деталей из стали 20ГЛ с усталостным и даже хрупким характером разрушения чаще всего объясняются неблагоприятной структурой стали и наличием в ней неметаллических включений остроугольной формы, а также не выявленными при неразрушающем контроле литейными дефектами с недопустимыми размерами. Еще одной проблемой является высокий брак отливок по литейным дефектам, прежде всего, по раковинам различного происхождения и горячим трещинам. Поэтому актуально совершенствование технологии выплавки и внепечной обработки стали для обеспечения стабильно высокого уровня литейно-механических свойств и, прежде всего, за счет ее модифицирования.

Под модифицированием понимают ввод в расплавленный металл на определенных технологических этапах цикла (плавка-разливка) различных веществ (модификаторов), либо в виде сплавов, либо в виде смесей, обеспечивающих появление в расплавленном металле дополнительных центров кристаллизации, которые и решают задачу получения плотной, мелкозернистой и гомогенной структуры сплава в твердом состоянии. Благоприятное воздействие модифицирования щелочноземельными металлами на металлургические процессы и свойства металлов общеизвестно. Эффективным технологическим приемом, позволяющим существенно повысить хладостойкость литых сталей, является обработка их комплексными лигатурами, содержащими ЩЗМ. Основу комплексных модификаторов составляют ЩЗМ и РЗМ элементы в различных вариациях. Щелочноземельные металлы (ЩЗМ), особенно кальций [1], являются не только эффективными раскислителями, но и элементами, активно связывающими серу. Однако низкая температура кипения ЩЗМ и высокая упругость пара затрудняет их использование. Значительная часть кальция и других ЩЗМ при введении в расплавленную сталь испаряется и окисляется, удаляясь из металла. При совместном вводе лигатур с кальцием, барием и стронцием, упругость паров будет ниже упругости пара каждого отдельно взятого элемента, что приведет к более эффективному результату модифицирования [2]. Кальций, стронций и барий, благодаря их химической активности, обладают большим сродством к кислороду и большинству его соединений. Эти элементы, особенно кальций, проявляют высокое рафинирующее воздействие на различные сплавы как самостоятельно, так и в виде окислов. Без окиси кальция невозможно проведение большинства металлургических процессов. Высокой рафинирующей способностью обладают также оксиды бария и стронция, которые, находясь в восстановительных шлаках, усиливают их активность и обеспечивают более глубокое рафинирование стали на границе «металл-шлак» вследствие повышения констант десульфурации и дефосфорации. Добавка РЗМ совместно ЩЗМ позволяет в 2 – 3 раза снизить расход модификатора и получить более высокие и стабильные результаты по ударной вязкости. Присутствие ЩЗМ в составе лигатуры обеспечивает глубокое раскисление и способствует увеличению активности РЗМ, участвующих в процессе модифицирования, за счет образования тугоплавких неметаллических включений. Известно также, что модифицирование стали 20ГЛ, в частности лигатурой КЦеЖ на основе церия, позволяет повысить ее механические свойства до требуемого нормативной документацией уровня, при этом рекомендуемое количество вводимого модификатора составляет 1,5-1,7 кг на тонну жидкой стали [3-5]. По данным промышленного применения БСК-2, его карбонатная форма эффективно работает как в жидком металле, так и в шлаках [3]. Отмечается, что при обработке стали этим модификатором уменьшается количество неметаллических включений в расплаве, улучшается структура фазовых составляющих и возрастают показатели литейно-механических свойств. Более значительный эффект модифицирования авторами [1] получен при обработке сталей аустенитного класса, в

частности 110Г13Л, что объясняется высоким содержанием марганца и углерода. Преимущество комплексного модифицирования заключается в том, что присутствие нескольких активных элементов облегчает образование комплексных неметаллических включений, являющихся подложками для зарождения в расплаве твердой фазы. Целью работы было исследование влияния массы расплава в ковше на эффективность модифицирования низкоуглеродистой стали, обработанной составами модификаторов с добавлением поверхностно-активного элемента (ПАЭ) и без него. Экспериментальные плавки проводились на предприятии ООО «Идея» в тигельной индукционной печи емкостью 250 кг с кислой футеровкой. Модифицирующей обработке подвергалась сталь марки 20ГЛ. Для получения необходимых прочностных свойств в структуре стали должно быть максимальное количество феррита для повышения ударной вязкости, для чего вводятся легирующие компоненты. Химический состав и показатели механических свойств выбранной стали согласно ГОСТ 977-88 представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Химический состав стали 20ГЛ, используемой для плавов

Химический состав, %				
C	Si	Mn	P	S
0,15 – 0,25	0,2 – 0,4	1,2 – 1,6	до 0,04	до 0,04

Таблица 2 – Механические свойства стали 20ГЛ, используемой для плавов

Показатели механических свойств			
$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
не менее 540	не менее 275	не менее 18	не менее 25

Для модифицирования исследуемой стали использовался модификатор, состоящий из Са, Ва, Sr в виде карбонатов (РС-7) без добавления и с добавлением поверхностно-активного элемента (ПАЭ). Модификатор вводился в виде конверта из алюминиевой фольги в разливочный ковш, в момент перелива, под струю металла, при заполнении ковша на 1/3. Необходимое количество модификатора было определено на предшествующих этапах работы и составляет 0.2 % от массы обрабатываемого расплава, добавка Вi составляет 0.001 % от массы обрабатываемого расплава. Модифицированную сталь заливали в заформованные опоки. «Кусты» отливок со «свидетелями» формовались так, что их заливка производилась через 2, 4, 6, 8 минут после обработки расплава модификаторами. Из каждой отливки вырезались образцы для исследования показателей механических свойств. Ниже приведены результаты измеренных показателей механических свойств полученных отливок в зависимости от массы расплава в ковше модифицированных образцов, а также образцов обработанных модификатором с добавкой ПАВ (таблице 3 и на рисунке 1).

Таблица 3 – Механические свойства стали 20ГЛ после модифицирования и с добавкой ПАВ, в зависимости от массы расплава в ковше

Масса расплава в ковше при разливке, кг	Механические свойства			
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
После модифицирования				
125	580	370	36	39
250	540	310	32	34
После модифицирования с ПАВ				
125	585	415	40	42
250	550	340	34	38

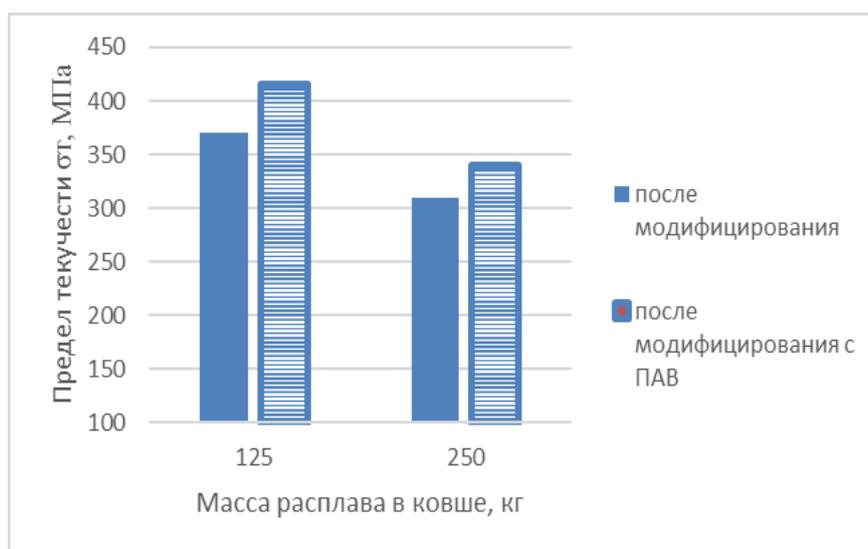


Рисунок 1 – Зависимость предела текучести от массы расплава в ковше

Анализ полученных результатов показал, что с увеличением массы расплава в ковше требуется больше времени на заливку формы, и эффект модифицирования с течением времени снижается, о чем свидетельствуют результаты исследования. Также установлено, что ввод в состав модифицирующей присадки поверхностно-активных элементов способствует увеличению продолжительности эффекта модифицирования. Это связано с тем, что параллельно с действием основного модификатора, которое заключается во взаимодействии щелочноземельных металлов с серой, удаляя ее из расплава в шлак и одновременно создавая подложки для зарождения кристаллов, поверхностно-активные элемент абсорбируются на этих подложках, останавливая их рост, тем самым увеличивают переохлаждение и стабильность включений (подложек) с радиусом меньше критического, а также затрудняют обратный процесс их растворение в расплаве, что увеличивает время их «жизни» и соответственно время действия эффекта от модифицирования.

## Литература

- 1 Применение барий-стронциевого карбоната при производстве заготовок из инструментальной стали Р6М5 и Х12МФ / С.В. Мурцев [и др.] // Электromеталлургия. – 2004. – № 10. С. 8 – 10.
- 2 Исследование пластичности стали типа Х23Н18 / Остапенко [и др.] // Сб. Metallургия и коксохимия. Вып. 90 Электromеталлургия стали ферросплавов. Киев. Техника. 1986 С,27-31
3. Солдатов В.Г., Кульбовский И.К., Мануев М.С. Применение модифицирования стали 20ГЛ для отливок железнодорожного транспорта. — Труды 7-го съезда РАЛ. — Т.1.- Новосибирск: Историческое наследие Сибири, 2005. — с. 179-182.
4. Андреев И.Д., Афонаскин А.В., Бажова Т.Ю., Дородный В.Д. Влияние технологических параметров модифицирования комплексными модификаторами на свойства отливок // Литейное производство. — 2002. — №6. — с.13-15.
5. Черняк С.С., Ромен Б.М. Высокомарганцовистая сталь в машиностроении.- Иркутск: Иркутский университет, 1996. — с. 165-201.

**Морфология оксидной пленки на поверхности титана после высокочастотного импульсного МДО**Нисс В.С.<sup>1</sup>, Королёв А.Ю.<sup>2</sup>, Паршутто А.Э.<sup>2</sup>, Сорока Е.В.<sup>2</sup><sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет<sup>2</sup>Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»

Для повышения производительности с возможностью управления структурой и свойствами формируемых оксидных слоев предложен метод микродугового оксидирования (МДО), основанный на использовании полностью управляемых по амплитуде и длительности разнополярных импульсов напряжением до 600 В с регулируемой частотой от 50 до 2500 Гц. В работе исследовалось влияние режимов высокочастотного импульсного МДО титана ВТ1-0 в электролите на основе ортофосфорной кислоты на морфологию формируемого оксидного слоя [1].

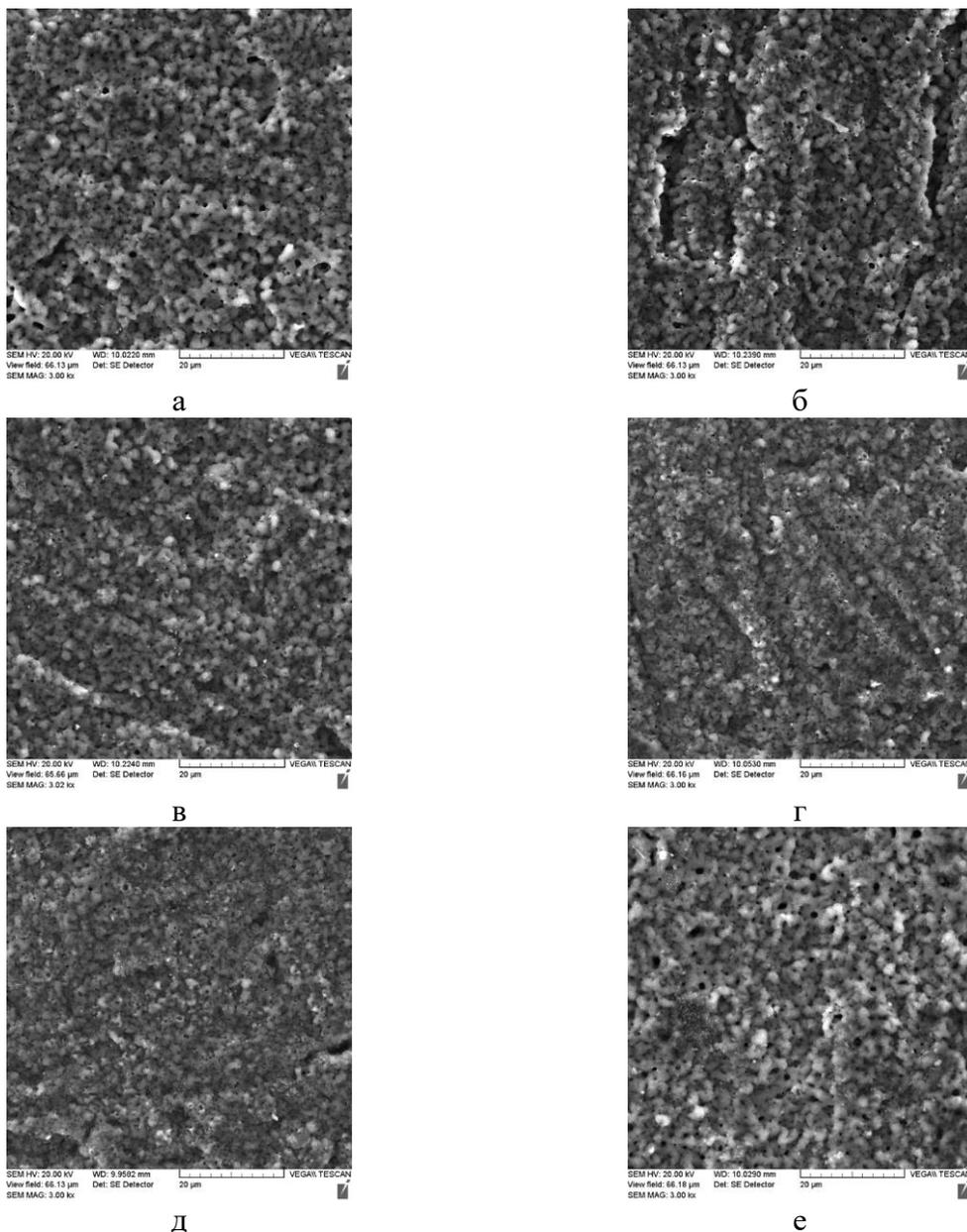
В качестве электролита использовался водный раствор  $H_3PO_4$  (1 % масс). Температура электролита составляла 25 °С. Для обработки использовались образцы из титана ВТ1-0 с размерами 20x5x1 мм. Обработка образцов выполнялась в биполярном режиме при длительности импульсов 0,05 мс, 0,2 мс, 0,5 мс, 1,0 мс и 5,0 мс в форме меандра с коэффициентом заполнения 50 %. Амплитуда импульса положительного напряжения – 400 В, отрицательного напряжения – 50 В. Продолжительность обработки составляла 5 мин. Контроль и запись формы импульсов тока и напряжения осуществлялись запоминающим цифровым осциллографом Owon XDS3000. Измерение геометрических параметров покрытия (размеры пор) производились с помощью программы JmicroVision 1.3. Внешний вид обработанных образцов представлен на рис. 1.



Рисунок 1 - Внешний вид обработанных образцов из титана ВТ1-0

Электронные микрофотографии поверхности образцов при различных значениях длительности импульсов высокочастотного импульсного МДО представлены на рис. 2. Анализ электронных микрофотографий образцов показывает, что на поверхности присутствует пористая структура. Оксидная пленка представляет собой относительно рыхлую структуру со множеством пор и бороздок, размеры и количество которых зависят от длительности импульсов технологического напряжения. Наибольшего размера бороздки достигают при длительности импульсов 0,2–0,5 мс и составляют 50–60 мкм. При длительности импульсов 0,1–0,05 мс они существенно меньше и имеют длину 10–15 мкм.

Установлено, что размер пор уменьшается при снижении длительности импульсов (рис. 3). Покрытия, полученные при длительности импульсов 5 мс, представляют собой достаточно пористую структуру, в то время как при длительности импульсов 0,05–0,2 мс пористость и размеры бороздок существенно меньше. Увеличение длительности импульсов технологического напряжения с 0,05 мс до 5 мс приводит к росту размера пор с 0,5 мкм до 2,2 мкм соответственно.



а – 1, 0 мс; б – 0,5 мс; в – 0,2 мс; г – 0,1 мс; д – 0,05 мс; е – 5 мс;

Рисунок 2 - Электронные микрофотографии поверхности образцов из титана VT1-0 при различных значениях длительности импульсов высокочастотного импульсного МДО

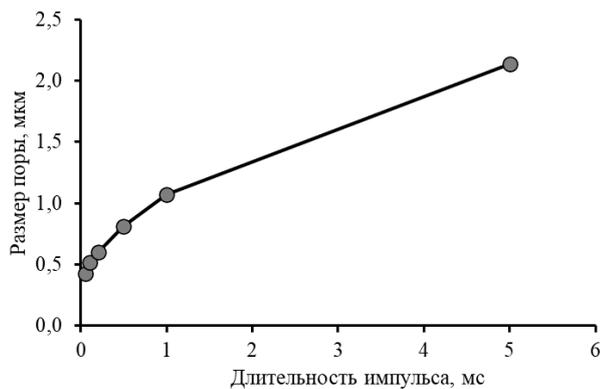


Рисунок 3 - Изменение размера пор в покрытии МДО в зависимости от длительности импульсов

Для получения более полной информации о состоянии оксидного слоя в зависимости от длительности импульсов в процессе МДО выполнены измерения шероховатости поверхности. Полученные результаты представлены на графике (рис. 4). Анализ полученной зависимости показывает существенную нелинейность шероховатости формируемого оксидного слоя от длительности импульсов. При малой длительности импульса (0,05 мс) происходит формирование неоднородной поверхности с высокой шероховатостью (до  $Ra = 1,2$  мкм). Такое состояние оксидного слоя связано, по-видимому, с недостаточным количеством энергии, поставляемой в зону обработки за малый промежуток времени, и невозможностью образования относительно ровного покрытия. При большей длительности импульсов (0,1–1,0 мс) шероховатость значительно ниже и составляет  $Ra = 0,5–0,6$  мкм. При дальнейшем увеличении длительности импульсов (до 5 мс) шероховатость увеличивается и достигает значения  $Ra = 0,9$  мкм.

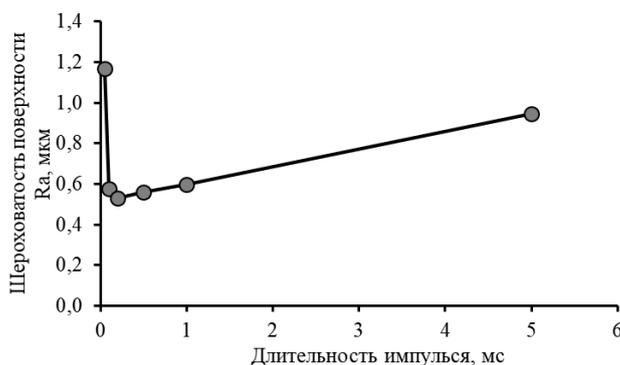


Рисунок 4 - Зависимость шероховатости поверхности оксидного слоя при различной длительности импульсов технологического напряжения

### Заключение

По результатам исследования морфологии поверхности образцов из титана ВТ1-0 в режимах высокочастотного импульсного МДО в электролите на основе ортофосфорной кислоты, установлено, что оксидная пленка на поверхности покрытия представляет собой относительно рыхлую структуру со множеством пор и бороздок, размеры и количество которых зависят от длительности импульсов технологического напряжения. Наибольшего размера бороздки достигают при длительности импульсов 0,2–0,5 мс и составляют 50–60 мкм. При длительности импульсов 0,1–0,05 мс они существенно меньше и имеют длину 10–15 мкм.

Шероховатость сформированной оксидной пленки имеет существенную нелинейность от длительности импульсов. При малой длительности импульса (0,05 мс) происходит формирование неоднородной поверхности с высокой шероховатостью (до  $Ra = 1,2$  мкм), что связано, по-видимому, с недостаточным количеством энергии, поставляемой в зону обработки за малый промежуток времени и невозможностью образования относительно ровного покрытия. При большей длительности импульсов (0,1–1,0 мс) шероховатость значительно ниже и составляет  $Ra = 0,5–0,6$  мкм. При дальнейшем увеличении длительности импульсов (до 5 мс) шероховатость увеличивается и достигает значения  $Ra = 0,9$  мкм.

### Литература

1. Bayati M.R., Moshfegh A.Z., Golestani-Fard F. Effect of electrical parameters on morphology, chemical composition, and photoactivity of the nano-porous titania layers synthesized by pulse-microarc oxidation // *Elec-trochimica Acta*. 2010. Vol. 55. P. 2760–2766.

## Исследование ударной вязкости полиуретанов холодного отверждения, используемых при изготовлении деталей электротранспорта

Томило В. А., Гладинев А. Д.  
Белорусский национальный технический университет

Выбор полимерных материалов, используемых при изготовлении деталей электротранспорта, зависит от их механических свойств, обусловленных типом полимерной матрицы, составом и концентрацией наполнителей. В связи с интенсивными динамическими нагрузками одной из основных характеристик деталей электротранспорта является ударная вязкость, которая определяет степень их сопротивления импульсным ударным нагрузкам и измеряется отношением затраченной работы на разрушение к площади поверхности, образовавшейся в результате ударного воздействия [1]. Исследование ударной вязкости особенно важно при выборе материалов для изготовления безвоздушных шин, поскольку при движении электротранспорта колесас безвоздушными шинами испытывают высоко-частотные ударные нагрузки при преодолении различных препятствий — ям, бордюров и др.

Наиболее широкое распространение для исследования ударной вязкости нашли методы испытания с поперечным ударом образцов, реализуемым на маятниковых копрах. Так, наибольшее распространение получили методы исследования ударной вязкости по Шарпи и Изоду [2, 3].

Настоящая работа является продолжением исследований механических свойств полиуретанов холодного отверждения [4] и в ней приведены результаты исследований ударной вязкости полиуретанов, относящихся к эластомерам, которые наиболее перспективны для использования в качестве матрицы композиционных полимерных материалов для электротранспорта. Технические характеристики полиуретана холодного отверждения марки Smooth-Cast 300 Series и размеры образцов приведены в таблицах 1, 2 [5]. Образцы для исследования ударной вязкости методом по Шарпи» изготавливали по ГОСТ 4647-2015 «Пластмассы [6].

Таблица 1 – Технические характеристики литьевого полиуретана Smooth-Cast 300 Series [5]

Технические характеристики	Ед. измер.	Smooth-Cast 300	Smooth-Cast 305	Smooth-Cast 310
Плотность	г/см <sup>3</sup>	1,05		
Удельный объем	см <sup>3</sup> /г	0,95		
Предел прочности на разрыв	МПа	20,7		
Модуль упругости на растяжение	МПа	963	924	
Удлинение при разрыве	%	5	7,5	
Предел прочности на изгиб	МПа	31	27,6	
Модуль упругости на изгиб	МПа	882	814	
Предел прочности на сжатие	МПа	27,6	26,2	
Модуль упругости на сжатие	МПа	316	310	
Температура тепловой деформации	°С	50		
Усадка	%	2,54		

Таблица 2 – Геометрические размеры образцов на ударную вязкость ГОСТ 4647-2015

Длина $l$ , мм	Ширина $b$ , мм	Толщина $h$ , мм
120±2	15,0±0,5	10,0±0,5

Исследование ударной вязкости проводилось на маятниковом копре с компьютерным управлением Kason XJ-50Z [7]. Копер работает полуавтоматически и применяется при испытаниях на удар неметаллических материалов, таких как пластик, армированный волокнистый

композит, нейлон, стекловолокно, керамика, а также изоляционных материалов. Он получил широкое распространение в учебных заведениях и в испытательных центрах.

Копер Kason XJ-50Z соответствует следующим нормативно-правовым актам (НПА):

- Международному: ISO 179. Метод испытания на ударную вязкость по Шарпи;
- Национальному: GB / T1043. Метод испытания на удар по Шарпи из закаленного

пластика;

- Промышленному стандарту: JB / T8762. Машина для испытания пластика на удар.

Общий вид установки представлен на рисунке 1.



Рисунок 1 – Общий вид маятникового копра

Технические параметры установки для исследования ударной вязкости по Шарпи представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Технические характеристики исследования ударной вязкости по шарпи

Технические параметры		Значение
1	Скорость удара	2,9 м / с, 3,8 м / с
2	Угол подъема	160 °
3	Полудиамер удара (от осей до ударной кромки)	221 мм / 380 мм
4	Опорный радиус ножа	R = 1 мм
5	Угол ударной кромки	30°
6	Полудиамер ударной кромки	R = 2 мм
7	Опорный пролет для образцов	70 мм
8	Энергия удара	4 Дж
9	Момент удара	2,062 Н·м

После проведения испытаний ударной вязкости по Шарпи исследовали характер вязкого или хрупкого излома образцов (рисунок 2).



Рисунок 2 – Вид излома образца полиуретана после испытания на ударную вязкость

Первоначально проведено макроскопическое изучение поверхности излома образцов из полиуретана, в ходе которого выявлен общий характер строения излома.

Исходя из теории прочности, можно сделать вывод о разрушении образца путем отрыва или скола (под действием растягивающих напряжений). Отрыв происходит без сколько-нибудь заметной предварительной пластической деформации. Отсутствуют значительные изменения площади сечения образца, при этом наблюдается распространение трещин в месте удара (рисунок 2). Из вышеизложенного становится ясно, что неармированная полиуретановая матрица не обладает достаточными релаксационными свойствами для поглощения механической энергии.

Исследование образцов из полиуретана марки Smooth-Cast 300 Series на оптическом микроскопе (рисунок 3) показало, что размеры структурных составляющих, по которым происходит хрупкое разрушение, соответствуют размерам кристаллических фasetок в изломе. Поскольку хрупкие разрушения весьма чувствительны к концентраторам напряжений, располагающимся большей частью на поверхности деталей, очаг хрупкого излома также обычно расположен у поверхности. Хрупкий излом покрыт рубцами, расходящимися веерообразно из очага разрушения в направлении развития трещины. В месте возникновения разрушения рубцы мелкие и тонкие.

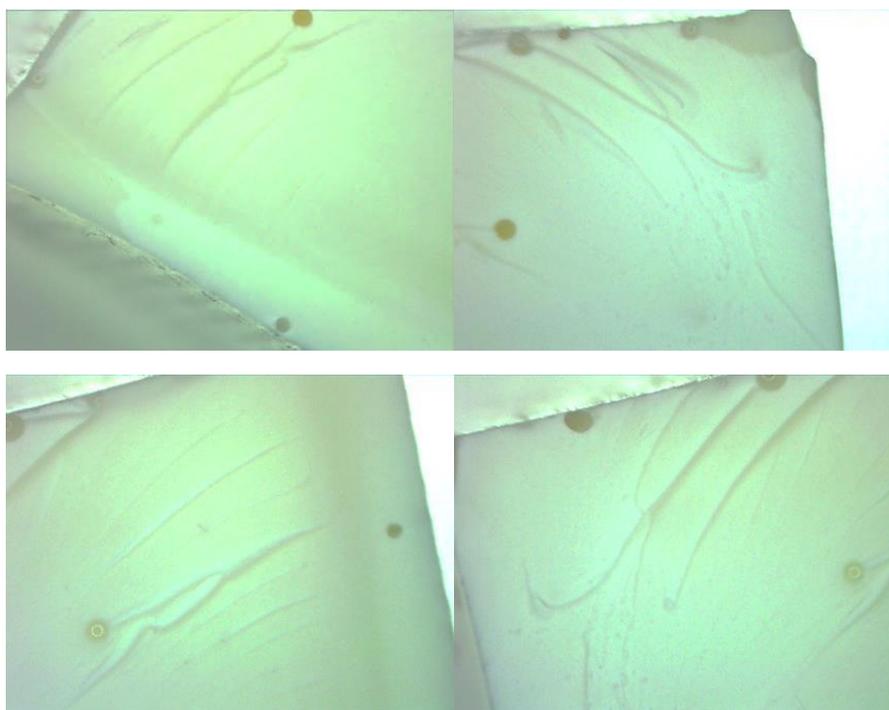


Рисунок 3 – Вид излома образца полиуретана при увеличении×50

Результаты исследования ударной вязкости образцов приведены в таблице 4.

Таблица 4– Механические свойства образцов полиуретана

№ образца	Поглощенная энергия (Дж)	Среднее значение поглощенной энергии (Дж)	Сила удара (кДж/м <sup>2</sup> )	Среднее значение ударной вязкости (кДж/м <sup>2</sup> )
1	7,010	6,823	41,725	39,772
2	6,396		36,340	
3	7,063		41,253	

Среднее значение поглощенной энергии образцов соответствует 6,8 Дж, при этом среднее значение ударной вязкости литого полиуретана составляет 39,8 кДж/м<sup>2</sup>.

Полученные результаты исследований ударной вязкости полиуретана послужат отправной точкой при исследовании влияния введения армирующих материалов на ударную вязкость композиционных полимерных материалов на основе полиуретана. Данные результаты важны с точки зрения воздействия ударных нагрузок на безвоздушные шины персонального электротранспорта при его эксплуатации.

### Литература

1. Кулезнев, В.Н. Химия и физика полимеров / В.Н. Кулезнев, В.А. Шершнева. – М.: Колос, 2007. – 367 с.
2. Промышленные полимерные композиционные материалы / Пер. с англ.; Под ред. И. Г. Бабаевского. – М.: Химия, 1980. – 472 с.
3. Шевченко, В.Г. Основы физики полимерных композиционных материалов: учеб. пособие / В.Г. Шевченко. – М.: Изд-во Московского государственного университета имени М.В.Ломоносова, 2010. – 98 с.
4. Янкевич, С.Н. Механические свойства композиционных материалов на основе полиуретанов = Mechanical properties of composite polyurethane-based materials / С.Н. Янкевич, А. Д. Гладинов // Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов: / редкол.: И. А. Иванов (гл. ред) [и др.]. – Минск: БНТУ, 2022. – Вып. 43. – С. 173-184.
5. Полиуретановые пластики для литья с низкой вязкостью [Электронный ресурс]. – URL: <http://alcorplast.com/files/205e1c26-0dcf-435d-8525-e112b89c1f56.pdf> (дата обращения 15.04.2023).
6. ГОСТ 4647-2015 (ISO 179-1:2010, NEQ) Пластмассы. Метод определения ударной вязкости по Шарпи. – Москва: Стандартинформ, 2017. – 25 с.
7. Маятниковый копер с компьютерным управлением Kason XJ-50Z. Руководство по эксплуатации. – Китай: Jinan Kason Testing Equipment Co., Ltd.

## Порошки для нанесения износостойких покрытий на основе легированного чугуна, полученные литейно-металлургическими методами

Шейнерт В.А., Слуцкий А.Г., Девойно О.Г., Ванюк Э.А.  
Белорусский национальный технический университет

Из всего многообразия технологических приемов получения порошков для нанесения износостойких газотермических покрытий распространенным способом является механическое измельчение (дробление) компактных хрупких металлов и сплавов [1]. Например, прямая плавка (металлургический синтез) исходных материалов с получением слитка, последующее его дробление и размол до необходимых фракций. Ранее выполненные исследования [2] показали эффективность получения слитков комплексных силицидов металлотермическим методом, а также высокоскоростной индукционной плавкой.

В лабораторных условиях были проведены экспериментальные исследования технологических особенностей получения дисперсных порошков из хромосилицистого чугуна. В качестве легирующих материалов использовали металлический хром (Хр1), кремний кристаллический (Кр1). Расчет шихты вели на следующий состав сплава (%): С-3,3 Si-10,0; Mn-0,3-0,4; Cr-15,0-17,0. Плавка осуществлялась на высокоскоростной индукционной печи в графито-шамотном тигле. После растворения легирующих присадок сплав перегревали и осуществляли его разливку в холодный металлический кокиль с получением слитков в виде стержней размером 2x4x150мм, что обеспечило получение закаленного хрупкого материала с улучшенной дробимостью (рисунок 1).



а)



б)



в)

а) – плавка; б - разливка; в) - слитки

Рисунок 1 – Методика получения быстроохлажденных слитков из хромосилицистого чугуна.

В дальнейшем полученные термонапряженные слитки были подвергнуты дроблению и размолу до требуемой фракции по методике, описанной в работе [3]. Технология измельчения включала две стадии. На первой-производилось грубое дробление напряженных слитков в ударной ступе до фракции менее 3 мм (рисунок 2, а). На второй стадии производился помол в шаровой мельнице типа «пьяная бочка» объемом 4 дм<sup>3</sup> (рисунок 2, б). Для помола использовались шары из стали ШХ15 твердостью не менее 62 HRC. Коэффициент заполнения мельницы материалом и шарами составлял 0,6. Для увеличения эффективности размола были подобраны три размерные группы шаров соответственно: диаметром 40мм-30% от объема загрузки, диаметром 15-20мм -50%, диаметром 8мм-20%.

Для получения максимального выхода фракций размерами 20-80мкм и 80-150 мкм размол производился циклами по 30 минут с последующим отсевом нужной фракции. Циклы повторялись до остатка дробимого материала 30% от веса первоначальной загрузки, после чего

в мельницу добавлялась свежая порция материала. Рассев полученных порошков на фракции производился на проволочных ситах с вибрационным приводом (рисунок 2, в). Так на навеску порошка в 50 грамм отводилось 5 минут работы вибратора, что позволяло выделить до 95% нужной фракции. Затем производилась магнитная сепарация готовых порошков от намола шаров с помощью постоянных ферритовых магнитов во встряхивающем немагнитном коробе.

Таким образом результате размола слитков из хромкремниевому чугуна получены три фракции порошков в том числе: 1- менее 80 мкм; 2- 80...180 мкм; 3- 180...315 мкм. (рисунок 2, г).



а - сплав после дробления; б - размол в лабораторной мельнице; в - установка для рас-сева; г - образцы порошков различной фракции

Рисунок 2 - Методика изготовления порошков из слитков хромкремниевому чугуна

В дальнейшем полученные порошки исследовали на аналитическом сканирующем электронном микроскопе VEGA TESCAN в масштабе увеличения: 1:500, 1:100, 1:50 и 1:20 мкм, изображения которых представлены на рисунке 3.

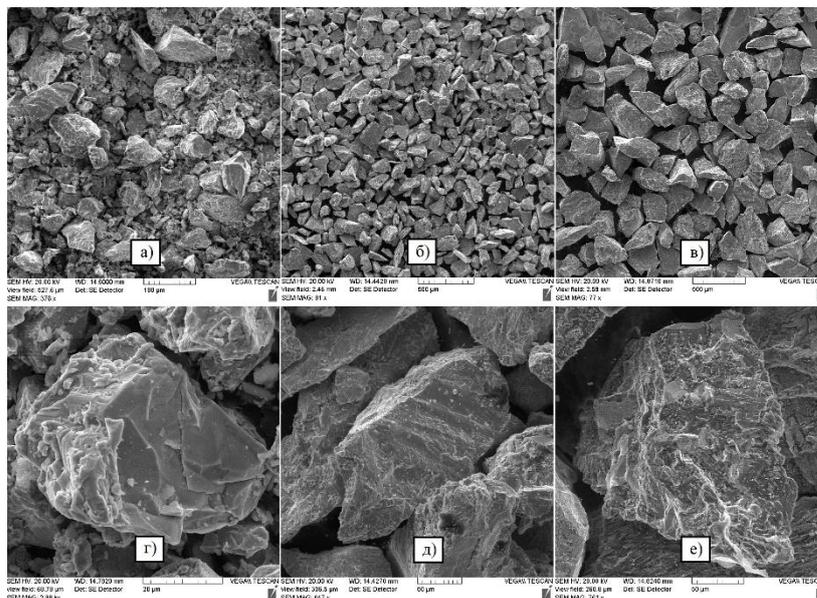


Рисунок 3 – Изображения на сканирующем электронном микроскопе VEGA TESCAN порошка из хромкремниевому чугуна, полученного в шаровой мельнице: а,г - грануляция менее 80 мкм; б,д - грануляция 80...180 мкм; в,е - грануляция 180...315 мкм

При анализе СЭМ-изображений порошка из хромкремниевому чугуна, полученного в шаровой мельнице, установлено, что идет кристаллизация в направлении максимального теплоотвода, поскольку это литая в кокиль закаленная слоистая структура, а соответственно очень термонапряженная, там характерно выраженная направленная лучистая транскристаллизация, следовательно, сколы в плоскости спайности идут вдоль линейных дислокаций. При

анализе поперечного излома (рисунок 3д) установлено, что структура очень рыхлая, а соответственно представлена гетерогенными включениями (карбиды и силициды хрома). При анализе СЭМ-изображения на рисунке 3е видна твердая структура включений по изломам, т.е. скол произошел по включениям или около включений.

На втором этапе исследований были проведены предварительные испытания полученных образцов порошков при нанесении покрытий методами газопламенного напыления и лазерного оплавления. Для этого использовали стальные пластины размером 70x70x8 мм, с предварительно подготовленной поверхностью струйно-абразивной обработкой.

Нанесение покрытий осуществлялось по следующим режимам: давление кислорода: 0,36-0,40 МПа; давление метилацетилен-алленовой фракции (МАФ): 0,10-0,12 МПа; давление воздуха: 0,18-0,20 МПа; дистанция напыления: 200-220 мм; угол напыления: 90 ОС; Подача: 10-20 мм/с. Толщина покрытия при газопламенном напылении  $h \approx 0,5$  мм.

При газопламенном напылении порошка из хромокремниевого чугуна с размером частиц 180...315 мкм, в установленных режимах частицы не приобретали высокопластичного (жидкого) состояния, и отскакивали от поверхности образца, что не позволило сформировать покрытие.

При лазерном оплавлении покрытий использовалась оптоволоконная установка марки YLR-1 (мощность 1 кВт) при 4-х различных скоростях перемещения лазерного пучка. Режимы оплавления покрытий: Ширина сканирования  $b=4$  мм; Дистанция оплавления  $l=350$  мм; Скорость перемещения луча  $v=100...2000$  мм/мин.

На рисунке 4 представлены фотографии образцов с покрытием из хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления:

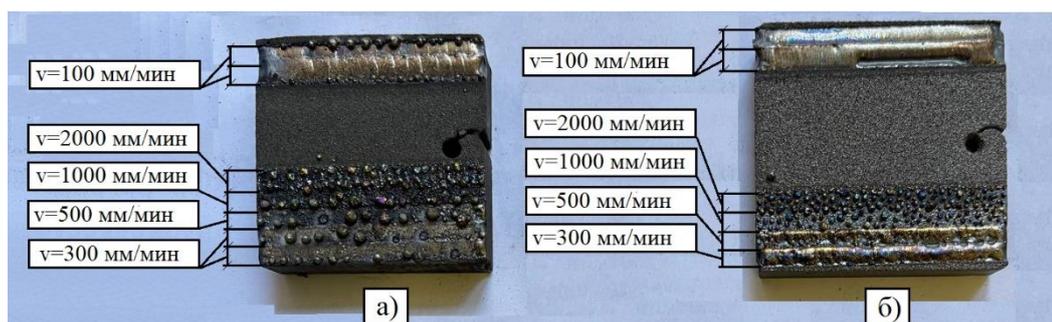


Рисунок 4 - Фотографии образцов с покрытием из хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления: а) образец с покрытием при размере частиц менее 80 мкм; б) образец с покрытием при размере частиц 80-180 мкм

На рисунке 5 представлены фото образцов с покрытием из хромокремниевого чугуна после лазерного оплавления при следующих режимах: мощность лазерного излучения  $P=1$  кВт; ширина сканирования  $b=4$  мм; дистанция оплавления  $l=350$  мм; скорость перемещения луча  $v=100$  мм/мин.

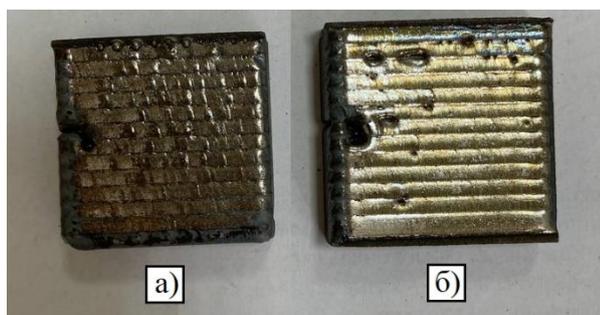


Рисунок 5 - Фотографии образцов с покрытием из хромосилициевого чугуна после лазерного оплавления: а) образец с покрытием при размере частиц менее 80 мкм; б) образец с покрытием при размере частиц 80-180 мкм

Установлено, что при оплавлении покрытий на выбранных режимах отсутствует образование трещин. При анализе покрытия образца на рис. 5, б установлено образование пор и частичное свертывание покрытия, за счет отсутствия смачиваемости основы. На покрытии образца 1 (рис. 5, а) дефектов не обнаружено.

### Выводы

1. Экспериментально отработаны технологические особенности получения термонапряженных слитков из хромосилициевого чугуна.
2. Исследованы режимы измельчения слитков, обеспечивающие за счет эффективного дробления и размола получение порошков с размером фракций от менее 80 до 180 мкм.
3. Проведены предварительные испытания опытных образцов порошков при нанесении покрытий газопламенным напылением и лазерным оплавлением. Установлено, что порошки с размером фракции менее 80 мкм позволяют стабильно формировать покрытие на стальной поверхности.

### Литература

1. Девойно, О. Г. [и др.] /Технология формирования износостойких покрытий на железной основе методами лазерной обработки / О.Г. Девойно, М.А. Кардаполова, А.С. Калинин, В.В. Жарский, А.Г. Василенко. – Минск: БНТУ, 2020. – 280 с.
2. Способы получения износостойких материалов для защитных покрытий с использованием литейно-металлургических методов / А.Г.Слущкий[и др.] // *Металлургия: Республ. межведком. Сб. Науч. Тр.* – Минск: БНТУ, 2021. – №42.– с. 216–224.
3. Шейнерт, В.А. Технологические особенности получения литых заготовок из износостойких материалов для защитных покрытий / В.А. Шейнерт, А.Г. Слущкий, Н.В. Зык, Н.А. Гулецкий, // *Металлургия: Республиканский межведомственный сборник научных трудов в 2 ч.* – Минск: БНТУ, 2022. – Вып. 43,– с. 145–151.

**Технологические особенности вакуумной плавки комплексных силицидов.**

Шейнерт В.А., Слуцкий А.Г., Долгий Л.П.  
Белорусский национальный технический университет

На основании анализа диаграмм состояния систем кремний - переходные и тугоплавкие металлы определен ряд перспективных сплавов на основе комплексных силицидов для использования их при изготовлении катодов-мишеней (таблице 1)

Таблица 1 – Составы перспективных литых комплексных силицидов

Химический состав массовых %						
№	Ti	Ni	Cr	Mo	W	Si
1	50	20	-	-	-	30
2	-	20	60	-	-	20
3	30	20	30	-	-	20
4	25	15	-	35	-	25
5	40	15	-	-	20	25

Примером может служить силицид, содержащий Ti – 50 %, Ni – 20 %, Si – 30 %. Экспериментально установлено, что при получении таких сплавов традиционным способом с использованием индукционной высокоскоростной печи имеет место активное протекание экзотермических реакций образования силицидов титана [1]. При этом порядок плавки, время и темп ввода компонентов имеет решающее значение.

Известно, что титан интенсивно окисляется при нагреве, начиная с температуры 1023°C, а в расплавленном состоянии активно растворяет кислород [1]. Кроме того, расплавленный титан также активно взаимодействует с большинством известных огнеупоров, за исключением графита высокой плотности, поэтому целесообразнее плавку титансодержащих сплавов проводить в нейтральной атмосфере печи.

На основании вышеизложенного и применительно к комплексному силициду титан-никель-кремний в лабораторных условиях апробирована технология вакуумной плавки данного сплава. В качестве плавильного агрегата использовали вакуумную индукционную печь (рисунок 1) с выходной мощностью 50 кВт и частой генерации в диапазоне 1-4 кГц, позволяющий развивать удельную тепловую мощность в садке до 250 Дж·с/см<sup>3</sup>, что обеспечило скоростное расплавление исходных материалов при разрядении в плавильной камере 1·10<sup>-4</sup> мм. рт. ст.

Конечной целью данного литейного процесса является получение слитка комплексного силицида с плотной, однородной, термонапряжённой структурой, который легко поддается последующему процессу дробления и измельчения.



Рисунок 1- Общий вид лабораторной вакуумной индукционной печи

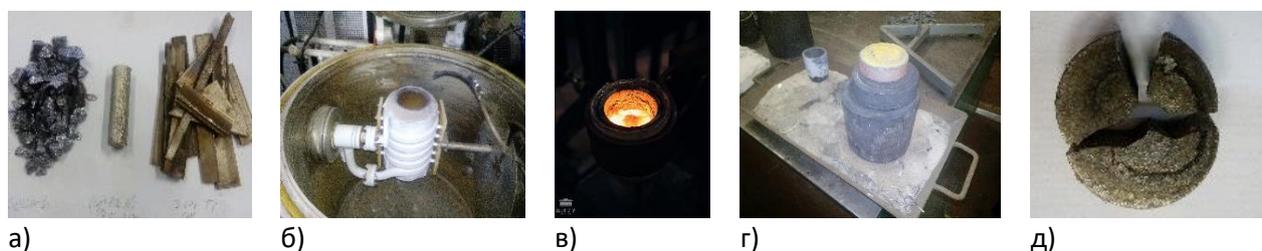
Технология плавки включала следующие этапы.

1. Загрузка шихты в печь через шлюз;
2. Откачка из печи воздуха до рабочего давления 1-5 Па,
3. Расплавление шихты
4. Выдержка
5. Выпуск и разливка сплава в литейную форму.

Известно [2,3], что при плавке в вакууме ряд физико-химических процессов имеет специфические особенности, а именно: интенсивно выделяются газы из металла, заметно испаряются примеси с высокой упругостью пара. Практически отсутствует окисление основных компонентов сплава и особенно титана, хрома и других активных элементов, что обеспечивает получение слитка с минимальным угаром элементов. При этом становится возможным эффективное удаление неметаллических включений (НВ).

Такие преимущества делают вакуумно-индукционную плавку (ВИП) перспективной при изготовлении слитков из комплексных силицидов. В случае изготовления мерных литых заготовок оптимальным вариантом является применение специальных керамических форм либо кокиля.

На рисунке 2 приведены основные этапы получения слитка комплексного силицида с использованием вакуумной плавки.



а-шихтовые материалы (кремний, никель, титан); б-плавильный тигель в вакуумной камере установки; в-процесс плавки в вакууме; г-горячий слиток силицида; д-куски силицида после охлаждения.

Рисунок 2 – Этапы получения слитка из комплексного силицида, при вакуумной плавке.

Расчетное количество кристаллического кремния, металлического никеля и титана (а) загружалось в плавильный тигель вакуумной печи (б) и осуществлялась вакуумная плавка (в) с последующей разливкой полученного силицида в постоянную литейную форму. После завершения процесса кристаллизации горячий слиток извлекали из вакуумной камеры (г) и после полного охлаждения подвергали предварительному дроблению (д).

Установлено, что вакуумная плавка позволяет получать сплав силицида заданного химического состава за счет минимального окисления основных компонентов и особенно титана. При этом излом слитка имеет плотную однородную структуру по сравнению с комплексным силицидом выплавленным на высокоскоростной индукционной печи в воздушной атмосфере (рисунок 3).



а-вакуумная индукционная плавка; б- индукционная плавка в воздушной атмосфере

Рисунок 3- Макроструктура слитков комплексного силицида в зависимости от технологии плавки

Таким образом в результате выполненных экспериментальных исследований показана реальная возможность существенного повышения качественных характеристик слитков из комплексных силицидов за счет вакуумной плавки. Это позволит получать на их основе порошки для последующего изготовления заготовок катодов-мишеней, используемых при нанесении защитных покрытий на изделия в том числе медицинского назначения.

### Литература

1. Иванов И.А., Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Белый А.Н Комплексный подход к решению технологической задачи получения катодов-мишеней из силицидов переходных металлов для вакуумных ионно-плазменных источников/ Журнал «Литье и металлургия» 2022г., № 3 – с. 83-90.
2. Слуцкий А.Г., Долгий Л.П., Луцки П.Е. Технологические особенности процессов, происходящих в расплаве при вакуумной индукционной плавке. Материалы 7 –ой Международной научно-практической конференции «Инновации в природообустройстве и защите в чрезвычайных ситуациях» ФГБОУ ВО Саратовский ГАУ, Саратов,2021. С 388-391.
3. Долгий Л.П., Особенности технологических процессов при вакуумной плавке / Л.П. Долгий, А.Г. Слуцкий, И.А. Касперович // Современные технологии для заготовительного производства. Сб. научных работ Республиканской НТК ППС, 2022г. стр. 152-153.

## Защитные покрытия для металлических конструкций печного оборудования на базе золь-гель технологий

Панасюгин А.С.<sup>1</sup>, Цыганов А.Р.<sup>2</sup>, Машерова Н.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>Белорусский государственный технологический университет

Современные технологии требуют применения материалов, отвечающих самым разнообразным требованиям. Очень часто от деталей механизмов требуется способность противостоять коррозионным факторам и термическим нагрузкам одновременно. Практически на всех машиностроительных заводах имеются плавильные и термические печи, металлические конструкции которых корродируют, а теплоизоляционная футеровка разрушается под действием высоких температур. Для повышения уровня защищённости металлические конструкции обрабатываются специальными термостойкими материалами.

Специальные составы с содержанием жаропрочного стекла и композитных материалов. Их можно отнести к жароустойчивым, так как они применяются в специальных производствах и выдерживают температуру от 650 до 1000 °С [1]

Почти все термостойкие покрытия обладают следующими техническими характеристиками:

Температуростойкость: от 120 до 1000 градусов.

Рекомендуемая температура нанесения до + 40 °С.

Время высыхания зависит от марки покрытия, температуры воздуха и условий высыхания, от 20 минут до 72 часов.

В настоящее время интенсивно развивается новое направление в технологии получения керамики и неорганических композитов – формование материалов из растворов на базе золь-гель процессов, сущность которых заключается в применении золь – коллоидных растворов различных оксидов и оксигидратов металлов. В определенных условиях эти золи превращаются из жидкого состояния в твердое.

Сегодняшняя золь-гель-технология – это способы получения много компонентных гелей высокой однородности и чистоты и последующего превращения геля (без стадии плавления) в пленки, волокна, порошки, монолитные и пористые изделия. В качестве исходных продуктов для получения гелей в стеклообразных силикатных системах могут быть использованы кремниевые гидрозоль и алкосиланы.

Нанесение пленок из золь и суспензий можно осуществить, используя известные способы нанесения покрытий из растворов: распыление и пульверизация.

Один из наиболее распространенных примеров использования золь-гель связующего это этиловый эфир ортокремниевой кислоты, или сокращенно тетраэтоксисилан (ТЭОС). Для проведения реакции гидролиза которого используют воду.

В процессе образовавшиеся молекулы гидроксидов кремния ( $\text{Si}(\text{OH})_4$ ) взаимодействуют между собой, превращаясь в олигомеры и образуя в растворе (золе), устойчивую неорганическую полимерную сетку, состоящую из связей  $\equiv \text{Si} - \text{O} - \text{Si} \equiv$ .

Во время созревания золя происходит поликонденсация:

Особенностью пленок, нанесенных из золь на основе ТЭОС, содержащих неорганические компоненты, является то, что после удаления растворителей на подложке формируется пленка ксерогеля, представляющая собой полисилоксановую матрицу с равномерно распределенными в ней молекулами (или агрегатами молекул) модифицирующих соединений – неорганических допантов.

Пример технологических особенностей проведения золь-гель процессов при создании стекловидных электроизоляционных покрытий для пластин с повышенной термической стойкостью (температуроустойчивостью).

Растворы готовят смешиванием расчетного количества солей и дистиллированной воды. В качестве солей используют нитраты ряда металлов. Для получения таких золь-гелей необходимо рассчитать составы исходных компонентов, претерпевающих в процессах золь-гель синтеза химические превращения.

Наиболее часто в золь-гель технологиях используются тугоплавкие оксиды: Al, Si, Zn, Ti и др.

В ходе выполнения работ [2] установлено, что при проведении металлургических процессов в определенных условиях могут образоваться пары неорганических кислот таких, как серная, азотная в некоторых случаях соляная. В ходе взаимодействия с защитными составами, в частности содержащими хром и цинк, могут образоваться соединения способные под действием температуры возгораться и поступать в окружающую среду.

Шунгитовые породы являются весьма перспективным сырьем для металлургии. Это обусловлено следующими моментами.

Соотношение основных компонентов породы - углерода (30%) и кремния (55%) близко к стехиометрическому, необходимому для реализации восстановительных процессов в системе Si-C-O кремния и карбида кремния.

Шунгитовый углерод обладает аморфной структурой, устойчив против графитации и сохраняет высокую реакционную способность во всем интервале температур реальных металлургических процессов.

В термических процессах между углеродом и силикатами происходит интенсивная окислительно-восстановительная реакция с образованием металлического кремния  $SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$  или карбида кремния  $SiO_2 + 3C \rightarrow SiC + 2CO$ .

Исключительно благотворное влияние на кинетику и энергетику восстановительных реакций в системе Si-C-O оказывает специфичная структура шунгитовых пород. Структура шунгита Заожогинского месторождения (Карелия, Россия) представляет собой равномерное распределение силикатных минералов с размерностью частиц менее 10 мкм в углеродной матрице

Шунгитовая порода обладает высокой механической прочностью (800-1200 кг/см<sup>2</sup>), малой истираемостью

Для производства SiC с целью последующей переработки последнего в огнеупорные и химически стойкие конструкционные материалы, а также для использования в качестве наполнителя в огнеупорных массах и в качестве восстановителя.

Установлено, что коэффициент замены кокса шунгитом составляет в среднем 1т/т. Доля кремния шунгита, переходящего в чугун составляет 88,5%. С ростом содержания кремния в чугуне коэффициент замены кокса повышается.

При выплавке передельного чугуна оптимальным является расход шунгита в 20 кг на 1 тонну чугуна, при выплавке литейного чугуна расход шунгита составил до 100 кг на 1 тонну чугуна.

В пирометаллургии положительную оценку получают следующие свойства шунгита:

- высокая плотность (2,3-2,4 г/см<sup>3</sup>) благодаря чему шунгит глубже погружается в расплав и меньше окисляется кислородом печных газов;
- шунгит не содержит заметного количества примесей, ухудшающих качество товарного никеля (цинк, свинец, теллур и др.)

В таблице 1 приведены защитные составы покрытий полученных золь-гель методом.

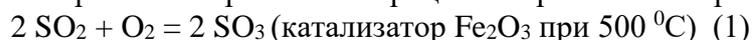
Таблице 1 – Составы защитных покрытий полученных золь-гель методом

№, п.п.	Шунгит наполнитель	1,1,1,3,3,3 гексаметил дисилозан модификатор	HCl катализатор
1.	100 г	0,005 мол. (8,1 мг)	3,6 мг
2.	100 г	0,01 мол. (16,1 мг)	7,2 мг
3.	100 г	0,015 мол. (24,2 мг)	10, 8

4.	100 г	0,02 мол. (32,3 мг)	14,4
----	-------	---------------------	------

При проведении металлургических процессов одним из соединений вносящих наибольший вклад в загрязнение атмосферы являются соединения серы. В этой связи разработанные составы (табл.1.) изучались на предмет устойчивости при контакте с ней.

Рассмотрено три направления протекания процесса образования паров серной кислоты:



В результате термодинамических расчетов для различных процессов образования паров серной кислоты выяснилось, что наиболее вероятным является протекания процессов образования паров серной кислоты по реакциям 1 и 2, которые протекают температурном интервале 50-325 °С.

Поскольку шунгит является основным компонентом защитных составов оценка взаимодействия с серной кислотой по нему.

Таблица 3 - Химический состав компонентов покрытий до и после контакта с серной кислотой

№, п.п.	Соединение	Шунгит		
		До мас. %.	после мас. %.	Изменение доли мас. %.
1.	SiO <sub>2</sub>	30,3	44,4	+ 14,1
2.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>			
3.	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,8	4,5	- 4,3
4.	H <sub>2</sub> O	0,37	0,5	+ 0,13
5.	Мусковит	14,63	4,7	- 9,93
6.	FeSi	0,8	0,8	
7.	CaCO <sub>3</sub>	0,6		
8.	FeS <sub>2</sub>	11,3	4,9	-6,4
9.	Fe	11,8	6,2	-5,6
10.	графит	21,4	34,0	+12,6

В случае шунгита при контакте с раствором серной кислоты значительное уменьшение содержание в составе материала Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, мусковита, FeS<sub>2</sub> и Fe, которые переходят в растворимое состояние. Это соответственно приводит к увеличению относительной доли SiO<sub>2</sub> на 14,1 %, углерода на 12,6 %.

Шунгит имеет жесткую кристаллическую структуру и количественные показатели перехода в растворимое состояние вышеуказанных соединений обусловлено в первую очередь степенью измельчения – поверхностью контакта материала с серной кислотой.

В процессе работы изучены защитные свойства от газовой) коррозии покрытий для металлических конструкций печного оборудования на базе золь-гель технологий на основе шунгитовых пород и 1,1,1,3,3,3 гексаметил дисилозана, при использовании в качестве катализатора образования защитного состава соляной кислоты.

## Литература

1. Денисова В.С., Соловьева Г.А. Жаростойкое стеклокерамическое покрытие для защиты деталей камер сгорания газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2016. №4 (45). С. 18 – 22.

2. Огнеупорная насадка газовой вагранки: пат. 2194932 Российской Федерации, МПК7 F27B1/08 / Грачев В.А., Кирин Е.М., Крестьянов В.И., Щетинин Л.В., Мкртчян С.Р., Игнатов В.Д., Вестфальский Е.А., Вилисов В.В., Черный А.А., Гуськов В.П, Мещеряков В.А.; заявитель Пензенский государственный университет - № 2001114598/02, заявл. 2001.05.28, опубл. 2002.12.20.

## Влияние характеристик импульсов на производительность электролитно-плазменной обработки в управляемых импульсных режимах

Королёв А.Ю.<sup>1</sup>, Нисс В.С.<sup>2</sup>, Паршутто А.Э.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»

<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет

Для снижения энергоемкости и повышения эффективности процесса электролитно-плазменной обработки (ЭПО) с целью, модификации и полирования поверхности изделий из металлических материалов, их размерной обработки при сохранении высокой интенсивности, качества и экологической безопасности разработан новый импульсный метод (ИЭПО), совмещающий преимущества как электрохимического, так и электролитно-плазменного процесса [1, 2]. В работе исследовалось влияние соотношения амплитуд и длительностей электрохимической и электролитно-плазменной стадий на производительность ИЭПО.

Амплитуда импульса высокого напряжения составляла 300 В, а амплитуда напряжения ЭХС принималась в диапазоне 0–100 В. Временные параметры импульсов: длительность импульса электролитно-плазменной стадии – 0,05–5,00 мс, длительность импульса ЭХС – 0,05–1,90 мс, период импульса – 2,00–5,05 мс. Обработка образцов выполнялась в водном растворе сульфата аммония концентрацией 5 % при температуре  $80 \pm 2$  °С. Продолжительность обработки образцов составляла 5 мин. Полученные результаты измерений и зависимости изменения массы образцов после ИЭПО при различных значениях амплитуды и длительности импульса напряжения ЭХС процесса, а также тока электролитно-плазменной и электрохимической стадий (ЭХС) представлены на рис. 1–3. Анализ зависимостей на рис. 1 показывает, что увеличение напряжения при длительности импульса ЭХС 0,05 мс приводит к снижению съема с 4 % при 0 В до 1,8 % при 80 В. При длительности импульса ЭХС 0,25 мс съем уменьшается с 5 % при 0–60 В до 1,8 % при 80 В. При длительности импульса ЭХС 0,5 мс наблюдается увеличение съема с 5% при 0 В до 6,3 % при 60 В. Увеличение напряжения ЭХС до 100 В приводит к снижению съема до 3 %. Снижение съема при напряжении более 60 В для всех длительностей импульса ЭХС объясняется, тем, что при таком его значении на ток существенно начинает влиять интенсивное образование пара и газа возле поверхности образца. При таких условиях увеличивается сопротивление приэлектродной зоны и, соответственно, снижается ток.

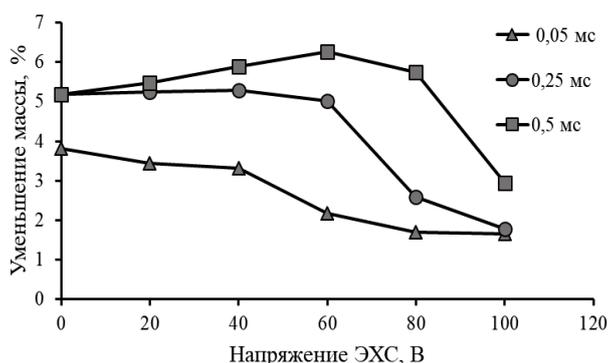


Рисунок 1 - Влияние амплитуды ЭХС на изменение массы образца при различных значениях длительности импульса

Особенности влияния амплитуды импульса напряжения ЭХС процесса ИЭПО на изменение массы образца можно объяснить тем, что при длительности импульса 0,05 мс парогазовая оболочка не исчезает полностью и снижает протекающий ток, а, следовательно, и съем металла. При длительности 0,25 мс, а, тем более, при 0,5 мс схлопывание парогазовой оболочки более вероятно, ток ЭХС больше и, соответственно, больше съем. Это подтверждается

графиком зависимости влияния амплитуды импульса напряжения ЭХС на изменение тока ЭХС (рис. 2) при длительности импульсов 0–0,5 мс. Ток электролитно-плазменной стадии достигает максимального значения 4,5 А при длительности импульса 0,5 мс и напряжении ЭХС 0 В, а при длительности импульса 0,05 мс и напряжении 0 В ток равен 1,7 А (рис. 3). Снижение тока при малой длительности импульса также объясняется влиянием парогазовой оболочки.

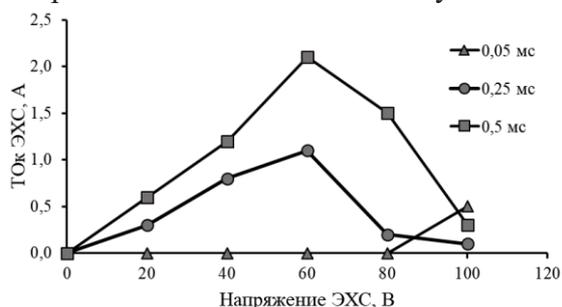


Рисунок 2 - Влияние амплитуды ЭХС на изменение ее тока при различных значениях длительности импульса

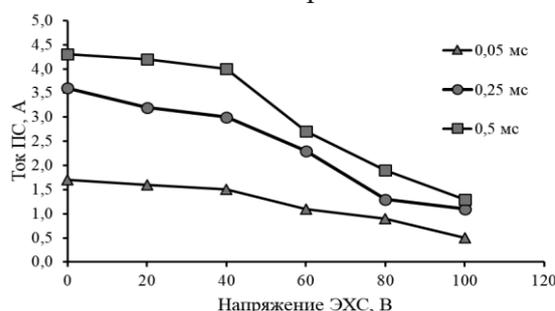


Рисунок 3 - Влияние амплитуды ЭХС на изменение тока электролитно-плазменной стадии при различных значениях длительности импульса

Результаты исследования влияния соотношения амплитуд и длительностей ЭХС и электролитно-плазменной стадий на изменение массы образцов после ИЭПО, тока стадий при различных значениях коэффициента заполнения стадий процесса, а также при обработке с постоянным напряжением 300 В представлены на рис. 4–5. Из зависимостей на рис. 4 видно, что при значении коэффициента заполнения 2,5 % (длительность ЭХС – 0,05 мс) уменьшение массы минимально и составляет 2,8–3,0 % для всех значений напряжения (0–40 В). При увеличении коэффициента заполнения до 10 % уменьшение массы достигает 5,0–5,5 % также для всех значений напряжения (0–40 В). При дальнейшем увеличении коэффициента заполнения (увеличении длительности ЭХС) съём увеличивается до 8,5 % при напряжении 40 В и коэффициенте заполнения 95 %. Соответственно начало роста съема наблюдается при коэффициенте заполнения ЭХС более 20 % (длительность – более 0,4 мс). Эти результаты показывают, что на рост съема также в значительной степени влияет значение напряжения ЭХС. При более длительном импульсе ЭХС и большем напряжении ток существенно больше и при коэффициенте заполнения 95 % и напряжении 40 В его значение достигает 5,8 А по сравнению с 0,0–0,2 А при коэффициенте заполнения 2,5 % и напряжении 0 В. Для сравнительной оценки дополнительно выполнялась традиционная обработка на постоянном токе при напряжении 300 В. Съём при обработке на постоянном токе составил 1,77%, что в 1,4–4,7 раза меньше, чем при исследованных режимах ИЭПО.

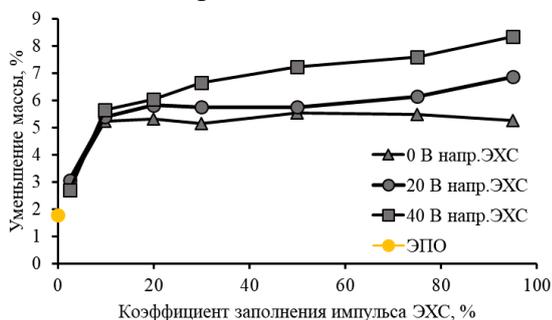


Рисунок 4 - Влияние коэффициента заполнения импульса стадий и амплитуды импульса напряжения ЭХС на изменение массы образца

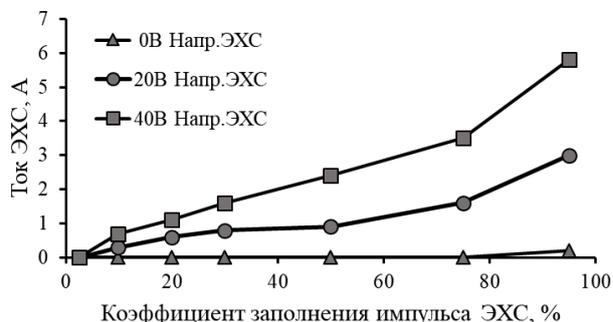


Рисунок 5 - Влияние коэффициента заполнения импульса стадий и амплитуды импульса напряжения ЭХС на изменение ее тока

Результаты исследования влияния длительности электролитно-плазменной стадии при длительности ЭХС 0,05 мс на изменение массы образцов после ИЭПО, а также токов ста-

дий при различных значениях напряжения ЭХС, представлены на рис. 6–7. Анализ зависимостей на рис. 6 показывает, что относительно большой сьем наблюдается при длительности электролитно-плазменной стадии, сравнимой с длительностью ЭХС – 0,05–0,30 мс. При большей длительности наблюдается снижение сьема до 2,0–2,2 %, а при длительности более 3 мс сьем стабилизируется на 2% и далее не меняется. Это объясняется тем, что коэффициент заполнения ЭХС при малой длительности электролитно-плазменной стадии близок к 50% и длительность электролитно-плазменной стадии и ЭХС приблизительно одинакова. Большая длительность электролитно-плазменной стадии приводит к относительному снижению коэффициента заполнения ЭХС и снижению сьема. Влияние амплитуды напряжения заключается в том, что при более высоком напряжении ЭХС (40 В) и малой ее длительности создаются условия для более быстрого повторного возникновения парогазовой оболочки после короткого периода снижения напряжения с 300 до 40 В и тем самым снижения тока и сьема. Аналогичное влияние оказывает длительность электролитно-плазменной стадии на изменение ее тока при постоянной длительности ЭХС (рис. 7).

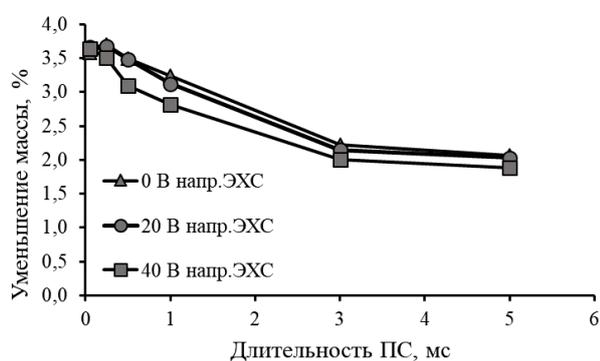


Рисунок 6 - Влияние длительности электролитно-плазменной стадии (ПС) при постоянной длительности ЭХС (0,05 мс) на изменение массы образцов

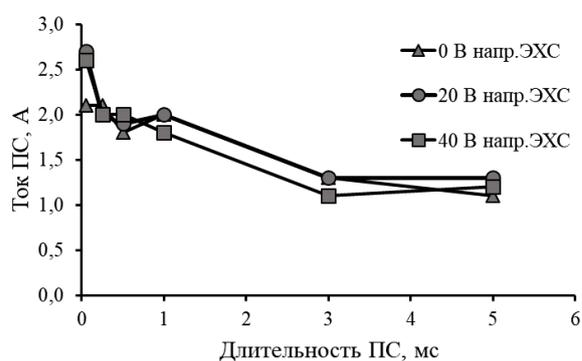


Рисунок 7 - Влияние длительности электролитно-плазменной стадии (ПС) на изменение ее тока при постоянной длительности ЭХС (0,05 мс)

### Список использованных источников

1. Электролитно-плазменная обработка в управляемых импульсных режимах [Электронный ресурс] / А. Ю. Королёв [и др.] // Наука и техника. – 2021. – Т. 20, № 4. – С. 279–286. – Режим доступа: <https://doi.org/10.21122/2227-1031-2021-20-3-279-286>. – Дата доступа: 21.01.2022.

2. Королёв, А. Ю. Импульсная электролитно-плазменная технология размерной и финишной обработки металлических материалов / А. Ю. Королёв [и др.] // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка: сб. докл. 12-го междунар. симп., Минск, 7–9 апреля 2021 г. / Нац. акад. наук Беларуси [и др.] редкол.: А. Ф. Ильющенко (гл. ред.) [и др.]. – Минск : Беларуская навука, 2021. – Т.2 – С. 87–93.

**Сравнение усадочных процессов и распределение пористости при моделировании заливки сбоку единичного слоя композиционного материала.**

Машинов С.А., Калиниченко В.А.

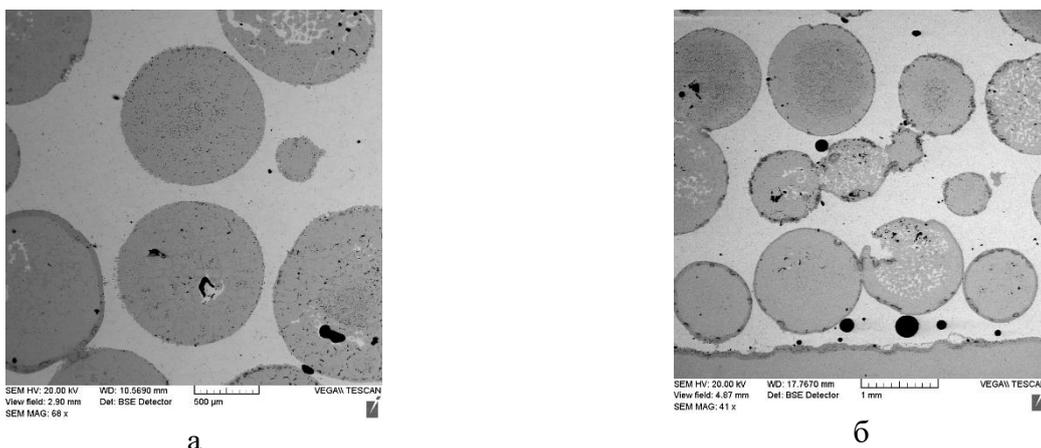
Белорусский национальный технический университет

Металлические композиционные материалы нашли широкое применение в узлах трения тяжело нагруженных, низкоскоростных узлах трения, работающих в тяжелых условиях. В качестве примера можно привести различные типы устройств с малыми угловыми скоростями вращения композиционного подшипника [1]. Однако работа в таких условиях требует и повышенного внимания к качеству композиционной втулки в узле трения. Для длительного срока службы большую роль играет плотность изделия, однако при любом виде литья существует риск возникновения различных дефектов. Самыми известными из них считаются усадка и пористость. Для понимания как эти дефекты повлияют на отливку из композиционного материала было принято решение провести как опытные, так и виртуальные заливки с использованием специальных программ компьютерного моделирования. Одной из таких программ является «LVMFlow». LVMFlow представляет собой, программный комплекс для компьютерного моделирования технологий изготовления литых деталей из металлических сплавов (стали, чугуны, бронзы, латуни, сплавы на основе алюминия и магния) [2].

На первом этапе была проведена заливка пробных композиционных материалов состоящих из бронзовой матрицы упрочненной чугуном дробью марок ДЧЛ 0.5 (диаметр дробинки 0,5 мм), ДЧЛ 1 (диаметр дробинки 1,0 мм) и их смесью в равной объемной пропорции. Внешний вид структуры композиционного материала с дробью ДЧЛ 0,5 и со смешанной дробью представлен на рис. 1. При этом для оптимизации процесса заливки проводилась как сверху, так и снизу с применением боковой подачи металла.

Визуально видно, что дробь выстраивается в условные линии, заполненные закристаллизовавшейся бронзой. По причине сложности моделирования процесса движения металла во всем объеме композита, было принято решение на первом этапе рассмотреть отдельно взятую линию и изучить процессы при ее заполнении различных вариантов комбинации дроби. Кроме того, как видно из рис. 1 по сечению образца присутствуют поры (окружности ярко черного цвета). Их влияние на эксплуатационные свойства изделия может быть как положительным – место сбора масла во втулке, так и отрицательным – снижение прочности изделия. Однако в любом случае оценка вероятности их возникновения и распределения по втулке играет важную роль.

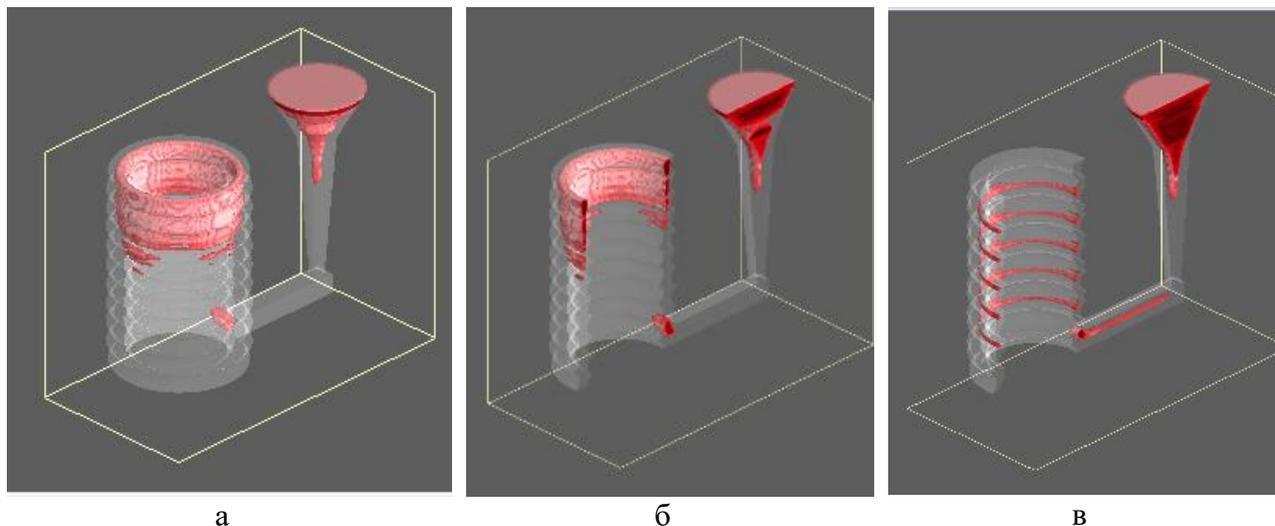
На основании визуального осмотра, было выявлено, что при заливке композиционного материала сверху особых вопросов к качеству полученных отливок не возникло. Как результат особый интерес представляло изучение более сложной технологии заливки, а именно снизу с боковым подводом металла. Далее был поставлен вопрос о моделировании процессов, происходящих в отливке. Компьютерное моделирование и оптимизация технологий, в том числе, и литейных технологий, является важным направлением развития программных продуктов компьютерного инженерного анализа – CAE – Computer Aided Engineering. Специализированное программное обеспечение ориентировано на эффективную работу инженера-технолога и позволяет имитировать технологические процессы виртуально. С помощью пакета «КОМПАС-3D» произвели построение 3D-моделей. Для моделирования процесса заливки и затвердевания отливки была выбрана программа «LVMFlow». Она предназначена для решения задач литейного производства. «LVMFlow» позволяет проследить: заполнение формы металлом, расчет температурных полей, расчет поля жидкой фазы, расчет поля скоростей, расчет конвективных потоков, расчет поля давлений, расчет сегрегации (химическую неоднородность), расчет дефектов и др.



а – дробь ДЧЛ 0,5, б – смесь дроби ДЧЛ 0,5 и ДЧЛ 1 в равной объемной пропорции.

Рисунок 1 - Внешний вид композиционного материала

Как уже было отмечено ранее, программа «LVMFlow» позволяет смоделировать и оценить все необходимые процессы. С ее помощью было проведено моделирование усадочных процессов в форме и оценка пористости отливки с помощью критерия Ниямы используемого для предсказания образования пористости. Методика прогноза пористости по критерию Нияма заключается в вычислении числа Нияма в исследуемой точке отливки с помощью численного моделирования и сравнении его значения с критическим значением, определяемым экспериментально. На рис. 2 представлено распределение усадочных дефектов по всем трем типам залитых композиционных материалов.



а - ДЧЛ 0.5 (диаметр дробинок 0,5 мм), б - ДЧЛ 1 (диаметр дробинок 1,0 мм),  
в - их смесью в равной объемной пропорции

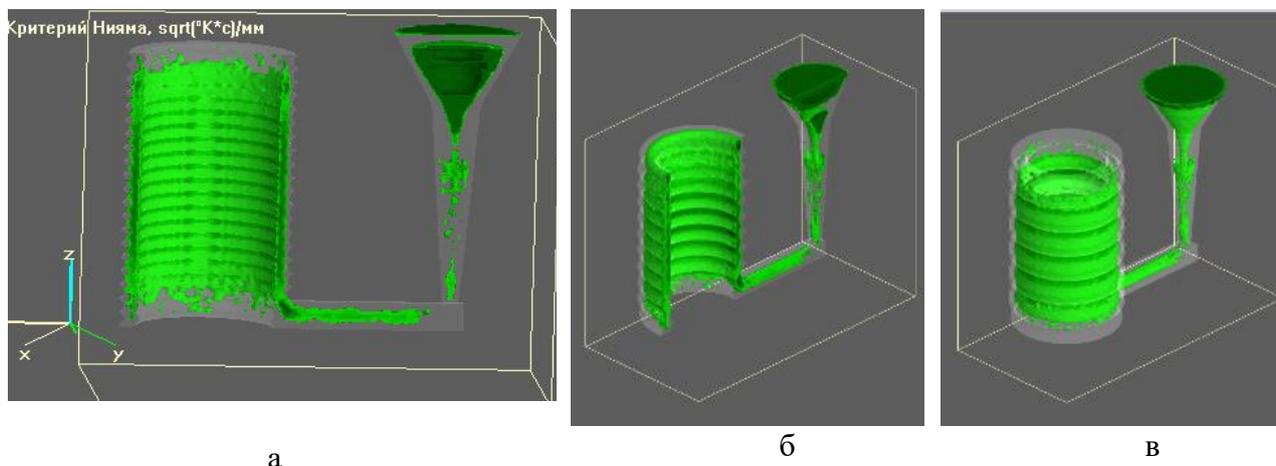
Рисунок 2 - Модель усадки в литых композиционных материалах, состоящих из бронзовой матрицы упрочненной чугуном дробью различных марок.

Как видно из рисунка, усадочные процессы, происходящие в слое композиционного материала напрямую зависят от размера армирующей составляющей (дроби). Видно, что усадочные процессы, происходящие в материалах с одинаковой маркой армирующей составляющей сосредоточены в верхней части отливки, в то время как у втулки с наполнителем из смеси дроби усадочные процессы захватывают практически все тело получаемого изделия, хотя и в относительно небольших количествах. В результате можно с уверенностью утверждать, что отливки, содержащие в себе армирующую составляющую различных типоразмеров, имеют

склонность к наличию усадочных раковин и пористости по всему телу отливки. А оптимальной плотностью тела втулки представляют собой отливки с наиболее крупной фракцией армирующей составляющей.

Следующим этапом был выбран процесс оценки пористости образцов, прошедших моделирование на усадку. Результаты по распределению пористости представлены на рис. 3. Как видно из рисунка, процессы порообразования у отливок со всеми фракциями дробы находится практически на одном уровне. Видно, что у отливки армированной дробью ДЧЛ 0,5 практически отсутствует пористость в районе стояка. В отливках при наличии более крупной армирующей составляющей характер распределения критерия Нияма практически одинаков.

В отличие от варианта моделирования усадки, где композиционный материал, армированный крупной дробью, показал наилучший результат, в данном случае результат получился противоположным. Данный факт возможно объясним широкими каналами между дробинами, и как результат возможность получения микровихрений в них со последующим захватом воздуха и повышенной склонностью к образованию пористости.



а - ДЧЛ 0.5 (диаметр дробинки 0,5 мм), б - ДЧЛ 1 (диаметр дробинки 1,0 мм), в - их смесь в равной объемной пропорции.

Рисунок 3 - Модель распределения пористости по критерию Ниямы в литых композиционных материалах, состоящих из бронзовой матрицы упрочненной чугуном дробью различных марок

Вывод: при моделировании заливки втулки из композиционного материала была показана перспективность заливки изделий на основе дробы одной фракции при анализе условий усадочных процессов. Однако, при моделировании распределения пористости по объему отливаемой заготовки отливки показали себя на высоком уровне.

## Литература

1. Калиниченко В.А., Андрушевич А.А. Литые композиционные материалы: состояние и перспективы получения. Литейщик России №2. 2023. С. 27-36.
2. Калиниченко В.А. Моделирование получения металлических ударопрочных композиционных подшипников скольжения, их основные свойства. Сборник тезисов докладов 5 МНПК Инновационные технологии в АПК 17.11.2021. Гомель. С. 67-68.

**Моделирование влияния различного тепловложения при наплавке на величину остаточных деформаций в программе LS-DYNA**

Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л., Филиппов М.Н.  
Белорусский национальный технический университет

Для моделирования была выбрана пластина из нержавеющей аустенитной стали с размерами 600x100x10мм, сварочный ток – 203А, напряжение – 17,5В. Наплавку осуществляли методом MIG (КПД- 85%) на торец пластины. Пластина была разбита на 10 равных частей. Остаточные деформации моделировались в проекции оси Y на ось Z и оси X на ось Z. На рисунках 1-9 представлены результаты расчёта распределения температуры, остаточных деформаций при различном тепловложении.

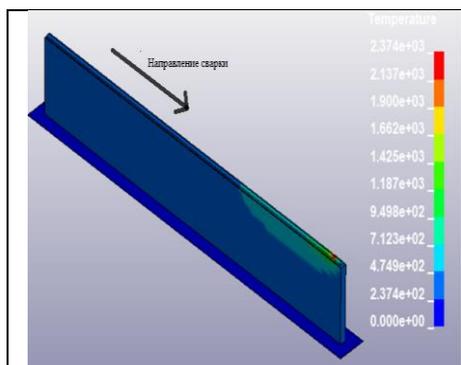


Рисунок 1 - Распределение температуры при тепловложении 15,1кДж/см

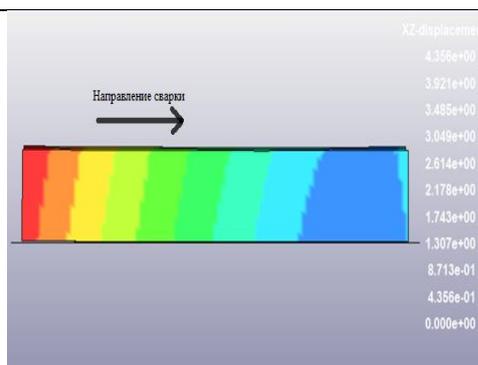


Рисунок 2 - Остаточные деформации при тепловложении 15,1кДж/см по оси X<sub>z</sub>

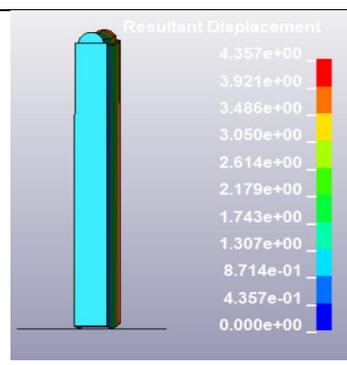


Рисунок 3 - Остаточные деформации при тепловложении 15,1кДж/см по оси Y<sub>z</sub>

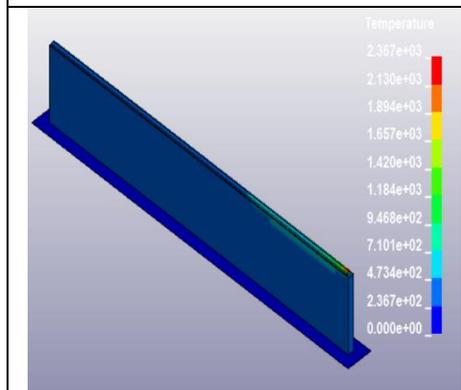


Рисунок 4 - Распределение температуры при тепловложении 5,03кДж/см

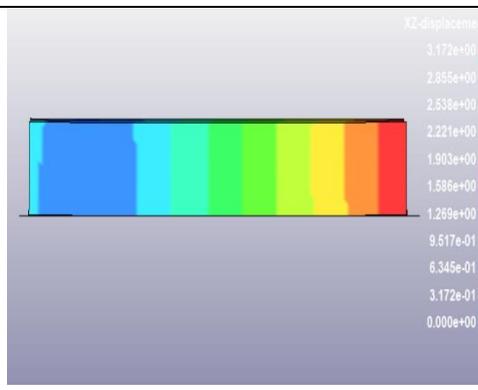


Рисунок 5 - Остаточные деформации при тепловложении 5,03кДж/см по оси X<sub>z</sub>

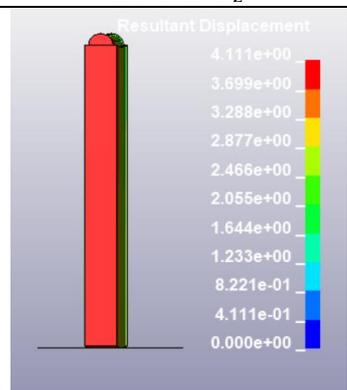


Рисунок 6 - Остаточные деформации при тепловложении 5,03кДж/см по оси Y<sub>z</sub>

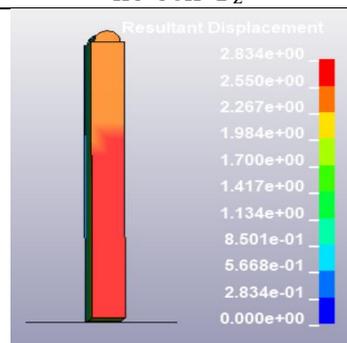
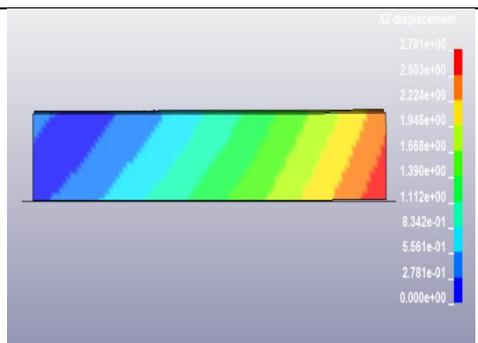
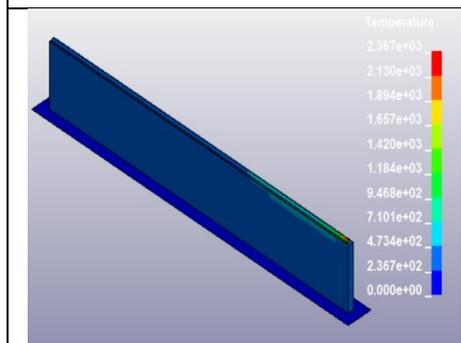


Рисунок 7 - Распределение температур при тепловложении 3,02кДж/см

Рисунок 8 - Остаточные деформации при тепловложении 3,02кДж/см по оси  $X_z$

Рисунок 9 - Остаточные деформации при тепловложении 3,02кДж/см по оси  $Y_z$

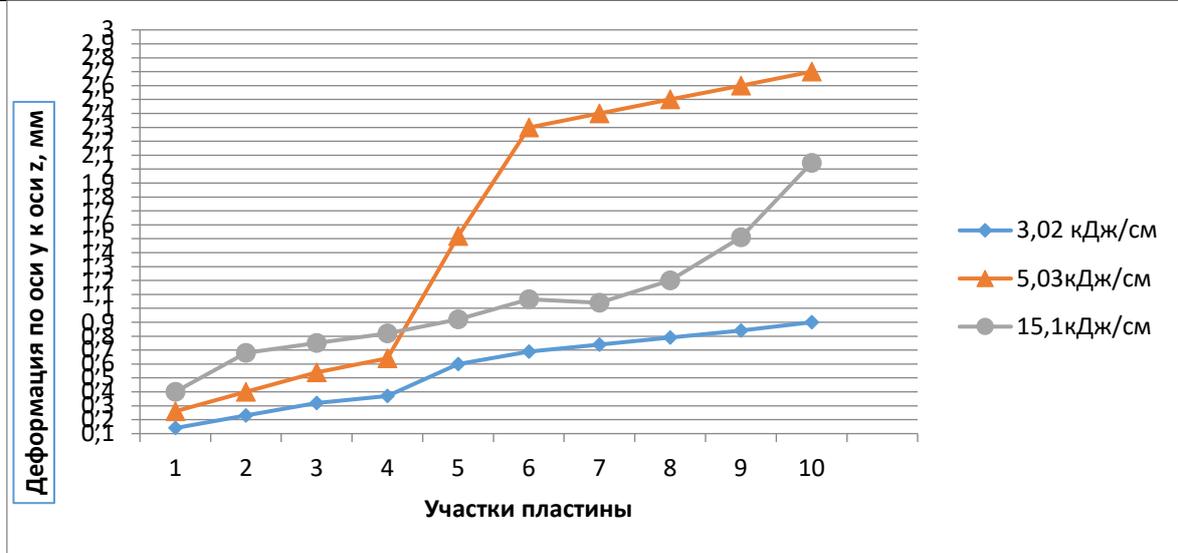


Рисунок 10 - Зависимость деформаций по оси  $Y$  от величины тепловложения при наплавке

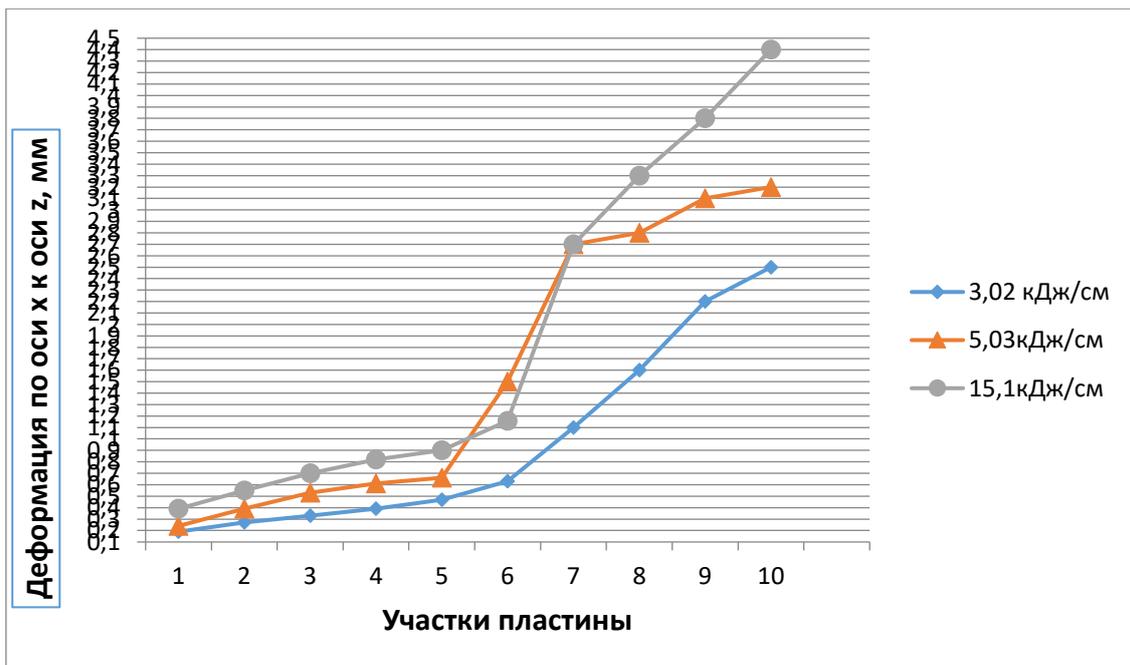


Рисунок 11 - Зависимость деформаций по оси  $X$  от величины тепловложения при наплавке

Расчёты показали, что наибольшие растягивающие деформации по оси  $X$  наблюдаются от центра пластины к концу при наплавке с тепловложением 15,1 кДж/см. Также, рассчитаны деформации кручения по оси  $Y$ , которые имеют резкий скачок в центре пластины и максимальны при наплавке с тепловложением 5,03 кДж/см.

## Оценка топографических и текстурных характеристик поверхности изломов с использованием фокусно-вариационной микроскопии

Позняк И.Г.<sup>1</sup>, Макась О.Г.<sup>2</sup>, Позняк А.Е.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>«НПЦ Государственного комитета судебных экспертиз Республики Беларусь»

<sup>3</sup>ООО «Солидпак»

Проблема высокоточного 3D измерения и анализа геометрии объектов является актуальной не только в различных областях промышленности, но и в судебно-экспертной деятельности. Среди физических методов изучения связи состава и структуры материала с его механической прочностью особое место отводится исследованию поверхностей разрушения, поскольку излом наиболее четко отражает строение и свойства материала в локальном объеме, в котором протекает процесс разрушения. В ряде случаев эксплуатационных разрушений отдельных деталей только по изломам можно сделать заключение о характере и причинах их образования.

Строение излома металлов, отражая непосредственно процесс разрушения, представляет собой ценную характеристику способности материала тормозить развивающуюся трещину на разных стадиях процесса разрушения. Возможность использования излома для изучения процесса разрушения после испытания или эксплуатации (фрактографический анализ) является существенным преимуществом данного метода. Несмотря на то, что особенности поверхности изломов давно используют в практических исследованиях, научные подходы к их изучению продолжают развиваться.

Трехмерное измерение поверхностей является важнейшей частью анализа свойств и функционирования материалов или инженерных деталей. Традиционно трехмерные измерения сложных полигональных поверхностей выполняются с помощью тактильных устройств. Более того, существует множество международных стандартов на тактильные системы и методы их калибровки [1,2]. Тем не менее, в последнее время все большую популярность приобретают оптические измерительные устройства. Помимо быстроты измерений, существует целый ряд дополнительных преимуществ оптических приборов. Во-первых, они работают бесконтактно и поэтому не повреждают поверхность. Во-вторых, они обычно не требуют такого трудоемкого обслуживания, как тактильные приборы, поскольку нет скоро изнашивающихся деталей, которые необходимо регулярно заменять. Более того, оптические системы не имеют ряд ограничений присущих тактильным системам, таких как "эффект сглаживания" поверхности из-за изменения радиуса кончика контактного щупа.

В области технологии оптических измерений успешно развиваются конфокальная микроскопия, хроматическая зондовая микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, а также методы, основанные на интерферометрии белого света. Однако многие оптические методы имеют свои ограничения при измерении определенных поверхностей [3].

Проведены экспериментальные исследования по использованию технологии изменения фокуса (FVM), при малой глубине фокуса оптической системы с вертикальным сканированием, для получения топографической и цветовой информации о поверхности излома с высоким разрешением. Данный метод оптического трехмерного анализа поверхности излома основан на передовой технологии 3D-слияния, которая объединяет отдельные 2D-изображения (или «оптические срезы») в полный набор 3D-данных [4].

Выполнены исследования и проведена оценка производительности технологии в отношении измерения специально подготовленных образцов с небольшой шероховатостью поверхности излома. Анализ поверхности изломов выполнялся в режиме реального времени с использованием стереомикроскопа SZX2-ZB10 Olympus, цветной моторизированной камеры H4KWSDOSDPX разрешением 8,0 Мрх и специализированного ПО DeltaPix InSight.

Исследования показали, что участки поверхности, связанные с основными стадиями усталостного разрушения (т.е. зарождение трещины, распространение трещины и долом), имеют значительные различия в шероховатости, которые можно объяснить различными условиями нагружения. Установлено, что поверхности усталостного разрушения имеют наименьшую шероховатость на стадии зарождения трещины и постепенное увеличение на этапе роста усталостной трещины.

В целом, основываясь на результатах анализа поверхности изломов с использованием обозначенной выше оптической системы (FV) можно заключить, что они сопоставимы по точности с результатами, полученными с использованием современного оптического 3D-сканирующего устройства Artec Space Spider. В дополнение к анализу топографии поверхности на основе измерений профиля, данная система позволяет проводить измерения параметров шероховатости на основе площади в соответствии со стандартом ISO 25178 [5].

## Литература

1 ISO 3274 (1996). Геометрические изделия. Спецификации (GPS) – Текстура поверхности: Метод профиля - Номинальные характеристики контактных (щуповых) инструментов, Международная Организация по стандартизации.

2 ISO 5436-1 (2000). Геометрическая продукция. Спецификации (GPS) – Текстура поверхности: Метод профиля; Стандарты измерений. Часть 1: Меры материала, Международная Организация по стандартизации.

3 Vorburger, T.V., Rhee, H.G., Renegar, T.B., Song, J.F., Zheng, A. (2007). Сравнение оптического и щупового методов для измерения текстуры поверхности. Международный журнал Advanced Manufacturing Technology, vol. 33, no. 1–2, p. 110–118.

4 Шерер, С. (2007). Изменение фокуса для оптического трехмерного измерения в микро- и нано-диапазоне. Bauer, N. (ed.) Handbuch zur Industriellen Bildverarbeitung, Fraunhofer IRB Verlag, p. 198-210.

5 ISO/DIS 25178-2. Геометрические изделия спецификации (GPS) – Текстура поверхности: Арел - Часть 2: Термины, определения и параметры текстуры поверхности. Международная Организация по стандартизации.

**Свойства компонентов защитных составов при контакте  
кислотсодержащими отходящими газами, образующихся в ходе  
проведения металлургических процессов получения чугуна (ваграночная плавка)**

Панасюгин А.С.<sup>1</sup>, Цыганов А.Р.<sup>2</sup>, Машерова Н.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup> Белорусский государственный технологический университет

Развитие технологий, освоение новых производственных процессов и видов продукции все актуальнее ставит задачи по охране окружающей среды, а также разработке защитных материалов для защитных покрытий узлов литейных агрегатов от воздействия загрязнителей.

В фундаментальных исследованиях основным коррозионноактивным компонентом в отходящих газах при ваграночной плавке является диоксид серы.

На сегодняшний день в РБ в основном используются вагранки 3 типов с производительностью 3; 5; 10 тон/час. Основными кислотными загрязнителями являются оксид углерода и диоксид серы, которые при контакте с атмосферным воздухом и парами воды при определенных условиях в ходе преобразуются соответственно в серные кислоты. С учетом того, что воздухопроводы и плавильное оборудование изготовлено и сталей различных марок практически всегда имеет сварные швы. В этих местах коррозия происходит, поскольку на поверхности всегда присутствует Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, который наряду с такими соединениями как V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, Pt и NaVO<sub>3</sub> являются катализаторами превращения SO<sub>2</sub> в SO<sub>3</sub>, а в последующем в серную кислоту.

**Целью** данной работы являлось проведение анализа образования паров минеральных кислот и их взаимодействия с компонентами защитными покрытиями на основе монтмориллонита, сшитых основными солями железа монтмориллонитовых глин и шунгита.

Далее при проведении исследований использовали дифрактометр ДРОН-3 (Cu-K $\alpha$ -излучение), рентгенофлуорисцентный микроанализатор Inca Energy 350 (Oxford Instruments, Англия) и сканирующий электронный микроскоп Vega II LMV (Tescan, Чехия).

Теоретическая оценка количества паров кислот в отходящих газах с учетом производительности вагранок представлена в таблице 1. За основу принимались удельные показатели выбросов атмосфере приведенные в РД 0212.3-2002.

Таблица 1 Количество паров серной кислоты в отходящих газах с учетом производительности вагранок.

№,п.п.	Производительность Вагранки, т/ч	Показатель	Значения, кг/т
1.	3,0	SO <sub>2</sub> (удельные)	1,2
2.		H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (расчетные)	1,5
3.	5,0	SO <sub>2</sub> (удельные)	1,2
4.		H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (расчетные)	1,5
5.	10,0	SO <sub>2</sub> (удельные)	1,2
6.		H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> (расчетные)	1,5

Исходя из данных представленных в таблице 2 результаты исследований по выявлению факторов, оказывающих определяющее влияние на параметры пористой структуры на стадии синтеза слоисто-столбчатого железосодержащего монтмориллонита. Для этого были получены четыре серии образцов, в каждой из которых варьировался один из следующих параметров при постоянстве других: основность ( $n = \text{OH}^-/\text{Fe}^{3+}$ ), концентрация ( $C_{\text{ПГК}}$ ) и объем ( $V_{\text{ПГК}}$ ) приливаемого раствора полигидроксикомплекса, концентрация глинистой суспензии ( $C_{\text{глины}}$ ).

Таблица 2 - Влияние условий синтеза на свойства образцов монтмориллонит – ПГК Fe

№ об-разца	Постоянные параметры синтеза	Варьируемый параметр синтеза	Адсорбировано на глине Fe <sup>3+</sup> , мас.%	pH смеси перед отмывкой	d <sub>001</sub> , Å
Первая серия					
	V <sub>ПГК</sub> = 1000 мл ОН <sup>-</sup> /Fe <sup>3+</sup> = 2 C <sub>глины</sub> = 1 мас.%	S <sub>ПГК</sub> , мг-экв/г глины			
1		5	4,28	2,86	15,57
2		10	7,78	2,70	16,40
3		15	9,34	2,53	16,07
4		20	10,89	2,44	15,87
5		25	8,94	2,35	15,59
Вторая серия					
	ОН <sup>-</sup> /Fe <sup>3+</sup> =1 C <sub>ПГК</sub> =300 мг-экв/л C <sub>глины</sub> =1 мас.%,	V <sub>ПГК</sub> , мл			
6		6,7	2,73	2,03	17,54
7		13,5	4,67	0,01	17,65
8		27,0	5,84	2,01	17,60
9		40,5	7,79	2,01	17,42
10		54,0	8,56	2,01	17,35
11	67,5	10,12	2,01	17,30	
Третья серия					
	V <sub>ПГК</sub> =1000 мл C <sub>ПГК</sub> =15 мг-экв/г глины C <sub>глины</sub> =1 мас.%	n = ОН <sup>-</sup> /Fe <sup>3+</sup>			
12		0,0	4,69	2,06	13,40
13		0,5	6,23	2,07	21,10
14		1,0	8,17	2,10	24,00
15		1,5	11,67	2,25	25,00
16		2,0	9,34	2,53	16,20
17		2,37	8,86	4,49	16,07
Четвертая серия					
	V <sub>ПГК</sub> = 1000 мл ОН <sup>-</sup> /Fe <sup>3+</sup> = 1 C <sub>ПГК</sub> = 10 мг-экв/г глины	C <sub>глины</sub> , мас.%			
18		1,0	5,84	2,01	17,60
19		3,0	1,95	2,39	16,20
20		6,0	1,56	2,46	16,08
21		9,0	1,17	2,65	15,97
22		12,0	0,79	2,90	15,80

Исходя из дальнейших исследований данных можно утверждать, что основными факторами, влияющими на параметры пористой структуры слоисто-столбчатых сорбентов, синтезированных путем введения в монтмориллонитовую глину полигидроксикомплексов железа, являются основность и концентрация модифицирующего раствора ПГК Fe<sup>3+</sup>. Установлено, что оптимальными параметрами синтеза сшитых монтмориллонитовых глин является степень основности 1,5 и концентрация модифицирующего раствора ПГК Fe<sup>3+</sup> 15 мг-экв/г глины. При синтезе сшитой глины в приведенных выше условиях при прокаливании свыше 800 °С сшитый монтмориллонит превращается в непористую керамику, которая имеет достаточную стойкость при контакте с парами серной кислоты при температурах 700 °С и выше (таблица 3).

Таблица 3 Химический состав компонентов покрытий до и после контакта с серной кислотой

№, п.п.	Соединение	сшитый основными солями железа монтмориллонит		Монтмориллонит		Шунгит	
		До мас. %.	после мас. %.	До мас. %.	после мас. %.	До мас. %.	после мас. %.

1.	SiO <sub>2</sub>	35.2	52,65	53.3	59,4	30,3	44,4
2.	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	11.5	25,5	18.1	11,9		
3.	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	19,3	19,16	0.84	0,53	8,8	4,5
4.	MgO	4.9	1,2	4.9	1,6		
5.	CaO	1.65	0,9	1.65	0,53		
6.	Na <sub>2</sub> O	1.1	0,12	1.1	0,2		
7.	K <sub>2</sub> O	0.32	0,105	0.32	0,12		
8.	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>						
9.	H <sub>2</sub> O	7.98	0,5	7.98	8.4	0,37	0,5
10.	Мусковит					14,63	4,7
11.	FeSi					0,8	0,8
12.	CaCO <sub>3</sub>					0,6	
13.	FeS <sub>2</sub>					11,3	4,9
14.	Fe					11,8	6,2
15.	графит					21,4	34,0

Таким обзозом установлено, что из изученных материалов наиболее кислотостойким является сшитый основными солями железа монтмориллонит.

Показано, что оптимальными параметрами синтеза сшитых монтмориллонитовых глин является степень основности 1,5 и концентрация модифицирующего раствора ПГК Fe<sup>3+</sup> 15 мг-экв/г глины. При синтезе сшитой глины в приведенных выше условиях при прокаливании свыше 800 °С сшитый монтмориллонит превращается в непористую керамику, которая имеет достаточную стойкость при контакте с парами серной кислоты.

## **Использование различных схем рекуперации теплоты уходящих газов в печах**

Трусова И.А., Ратников П.Э.  
Белорусский национальный технический университет

В настоящее время при тепловой обработке металла в нагревательных и термических печах используют различные схемы рекуперации теплоты уходящих газов. Традиционной схемой является установка металлического или керамического рекуператора, что позволяет повысить коэффициент полезного действия печи и снизить удельный расход топлива.

При выборе рекуператора руководствуются необходимой температурой подогрева воздуха, температурой уходящих газов, технологией тепловой обработки, конструкцией рекуператоров и его показателями, и т.д.

В настоящее время при модернизации действующих нагревательных и термических печей машиностроительного производства все большее применение находят рекуперативные и регенеративные горелки. В ряде работ отмечено, что их использование позволяет существенно повысить температуру подогрева воздуха по сравнению с применением традиционного рекуператора, при этом экономия топлива составляет около 50 % и может достигать в отдельных случаях 60–70 %. Вместе с тем для конкретной печи необходимо проведение сравнительных расчетов по экономии топлива, так как рекуперативные горелки не всегда могут конкурировать с использованием традиционного рекуператора. Немаловажным фактором является и учет капиталовложений и эксплуатационных затрат при модернизации печей.

При проведении сравнительной оценки повышения технико-экономических показателей нагрева металла выполнены расчеты экономии топлива для нагревательных печей машиностроительного производства. В основу расчета положено традиционное уравнение теплового баланса. В качестве примера рассмотрена полуметодическая нагревательная печь производительностью 1,5 т/ч для нагрева заготовок из легированных марок стали. Расчеты выполнены для трех вариантов: отсутствие утилизации теплоты уходящих газов; использование центрального металлургического рекуператора; применение рекуперативных горелок. Принято, что 80 % дымовых газов проходят через горелки, 20 % дымовых газов удаляются из печи. Расчетами установлено, что удельный расход условного топлива при отсутствии утилизации теплоты составил 76 кг у.т./т, при использовании рекуператора – 56-57 кг у.т./т, при установке рекуперативных горелок - 32-33 кг у.т./т.

**Получение марочного припоя из оловянно-свинцовой изгари**Шейнерт В. А.<sup>1</sup>, Фатеев А. В.<sup>2</sup>, Немененок Б. М.<sup>1</sup>, Кавко О. Н.<sup>2</sup><sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> ОАО «Белцветмет»

Отсутствие собственной сырьевой базы для производства цветных металлов и сплавов требует более полного использования образующихся отходов. К одному из таких видов отходов относится оловянно-свинцовая изгарь, содержащая в своем составе около 55 % металлической составляющей, а также оксиды олова и свинца. Наиболее ценным элементом в изгари является олово, стоимость которого значительно выше многих цветных металлов.

В результате исследования различных вариантов металлургической переработки изгари была отработана технология получения припоя ПОСб1М, который отличается от ПОСб1 содержанием 1,2-2,0 % меди и имеет более ограниченную область применения. Для получения припоя марки ПОСб1 необходимо решить задачу по удалению из чернового припоя примесей меди, железа и никеля методом фильтрации.

В качестве базовой использовали установку для очистки припоя с индексом ГМЗ.300.001ПС, разработанную в 1984 году промышленностью радиоэлектронных материалов СССР. В ней использован принцип очистки бывшего в употреблении припоя ПОСб1 от вредных примесей (Fe, Cu, Ni), накапливающихся в составе припоя в процессе эксплуатации ванн, путем отфильтровывания интерметаллидов олова с вышеуказанными металлами на микропористом керамическом фильтре.

Недостаток установки состоит в том, что при максимально достигаемым газовым давлением фильтрации в 1 атм, диаметре открытых пор фильтра 30-50 мкм и его толщине 15 мм, не удавалось понизить содержание меди и железа ниже 0,2 %.

По условиям работы установок «пайки волной» предельное содержание меди допускается не выше 0,1-0,15 %, поэтому припой, очищенный на такой установке, не мог в полной мере использоваться повторно для пайки электронных плат.

С целью устранения недостатков базовой установки ее модернизировали. Мероприятия по модернизации установки разделили на 2 группы – конструктивные и технологические. К первой группе отнесли изменения касающиеся конструкции фильтра. В базовой установке использовали фильтр толщиной 15 мм спеченный из зерен электрокорунда № 5 (~50 мкм). Недостатки такого фильтра заключаются в значительной неоднородности шихтовой массы, что приводит к разбросу диаметра пор несмотря на давление прессования до 100 кг/см<sup>2</sup> (до 12 т на фильтр). Это подтверждалось микроскопическим анализом изломов готовых изделий, в которых обнаруживались каналы размером до 100 мкм наряду с наличием закрытых пор. В результате фильтрации припоя через такой материал возникали местные гидродинамические свищи, через которые с большой скоростью проходила основная масса расплава, увлекая за собой мелкие кристаллы интерметаллидов. Частично этот недостаток можно устранить понижением давления фильтрования, но это приводит к увеличению в 2-3 раза продолжительности процесса и дополнительным потерям припоя за счет шлакообразования.

Недостаток базового фильтра попытались устранить путем создания составного композиционного фильтра, основой (опорной частью) которого стал материал из титанового порошка фракцией 0,20-0,25 мм спеченный в вакууме. Такой фильтр имел практически 100 % открытую пористость и равномерное гидродинамическое сопротивление по всему сечению.

Верхний тонкопористый фильтрующий слой выполняли из мулитовой ваты с толщиной волокна 5-10 мкм, спрессованной в тонкий слой под давлением 20 кг/см<sup>2</sup>. Сверху, со стороны ванны припоя такой фильтр прижимался сеткой из нержавеющей стали с ячейкой 3 мм.

Испытания композиционного фильтра показали улучшение показателя очистки сплава на 0,05 % по меди, при этом опорный титановый диск не менялся в течении 15-20 процессов

фильтрации. Замене подлежал только слой дешевой мулитовой ваты, который переустанавливали на горячую практически после каждого фильтрования.

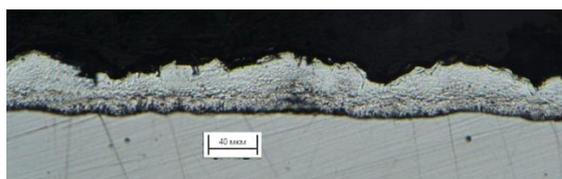
Несмотря на положительные результаты очистки с помощью композиционного фильтра оставалась необходимость снижения остаточного содержания меди до 0,10 %. С этой целью был реализован комплекс технологических мероприятий, включающий снижение температуры в камере выдержки вплоть до эвтектической точки (183 °С) и замешивание в ванну кристаллической затравки. Выдержка расплава при эвтектической температуре преследовала две цели: дополнительное стимулирование выпадения соединения Cu и Sn за счет увеличения температурного интервала от перитектических линий по диаграмме состояния и доведения фильтрата (очищенного припоя) до эвтектики, что соответствовала марке ПОСб1, необходимого для условий производства. Следует отметить, что вторичный припой, выводимый из производственного процесса на радиопредприятиях, часто не соответствует эвтектическому составу.

Замешивание кристаллической затравки способствовало более полному выделению интерметаллидов в виде более крупных кристаллов и конгломератов. Затравка представляла собой сплав 45 % Sn и 55 % Cu, что приблизительно соответствовало фазе «η» по диаграмме Cu-Sn при 415 °С. Затравку плавил при 500 °С из чистых компонентов и разливали по технологии закалки из жидкого состояния. Слитки размалывали до фракции – 50 мкм и полученных порошков добавляли в расплав вторичного припоя в количестве 0,2-0,3 от массы расплава.

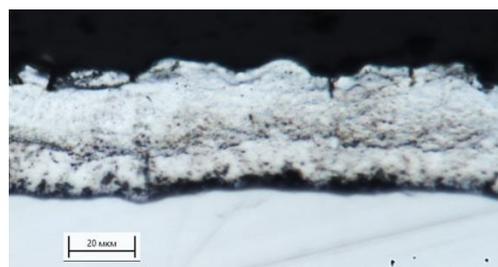
Апробация модернизированной технологии при увеличенных до 5 часов выдержках ванны вторичного припоя с замешанной затравкой и последующим фильтрованием при давлениях 0,95-0,75 атм позволили понизить остаточное содержание меди в фильтрате до 0,1 %. Количество фильтр-остатка при этом возросло до 5 % от массы исходной загрузки припоя. Это произошло вследствие выделения первичных кристаллов твердого раствора и интерметаллидов, которые образовали пористый каркас в виде шубы над фильтром, что создавало квазифильтр образующийся из самого расплава и позволяло значительно увеличить фильтрующий объём и дополнительно повысить его способность к задержанию примесных частиц. В результате проделанных операций удалось эффективно использовать базовый керамический фильтр при сроке службы до 10 операций по фильтрации (~400 кг исходного припоя) при горячем удалении с поверхности фильтр-остатка. Таким образом модернизация технологии фильтрования припоя на установке ГГМЗ.300.00ГПС позволила получить вторичный эвтектический припой, соответствующий марке ПОСб1 с остаточным содержанием меди не более 0,10 %, а железа и никеля менее 0,1 %, при некотором увеличении потерь с фильтр-остатком (на 2-3 %).

**Исследование влияния температуры на толщину цинкового покрытия при термодиффузионном насыщении в порошковой среде цинковая пыль ( $Zn_{отх}$ ) –  $Al_2O_3$** Урбанович Н.И.<sup>1</sup>, Барановский К.Э.<sup>1</sup>, Ашуйко А.В.<sup>2</sup>, Егорова А.Л.<sup>2</sup><sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет<sup>2</sup>Белорусский государственный технологический университет

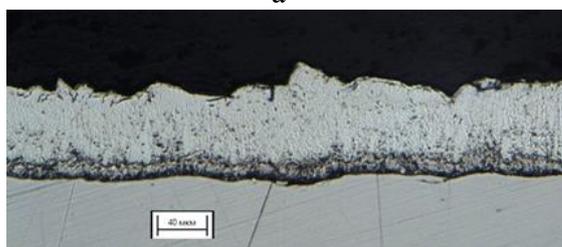
Структура покрытия и его толщина в значительной степени зависят от температуры насыщения. Краткий анализ литературных данных показал, что исследования по влиянию температуры на толщину цинкового слоя, полученного при термодиффузионном насыщении в смеси, состоящей из цинковой пыли-отхода горячего цинкования ( $Zn_{отх}$ ) –  $Al_2O_3$  не проводились. Поэтому целью данного этапа работы являлось установление экспериментальной зависимости температурного параметра процесса диффузионного насыщения на толщину цинкового покрытия и его цвет. Исследовали влияние следующих температур оцинкования: 400; 450; 500; 550 °С. Опыты проводили в диффузионной смеси, содержащей 40 % цинковой пыли, 59 %  $Al_2O_3$  и 1 %  $NH_4Cl$  с выдержкой в течение 4 часов. Слой наносили на образцы из стали марки Ст 3. В процессе исследований было замечено, что изменение температуры оцинкования не оказывает влияния на цвет образцов, но оказывает влияние на структуру и толщину покрытия, которая показана на рисунке 1.



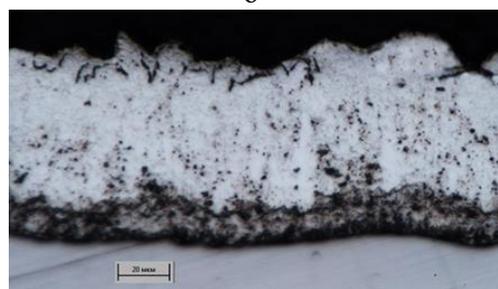
а



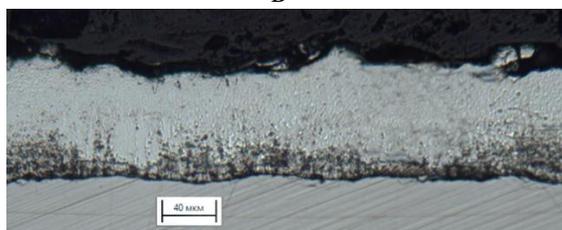
б



в



г



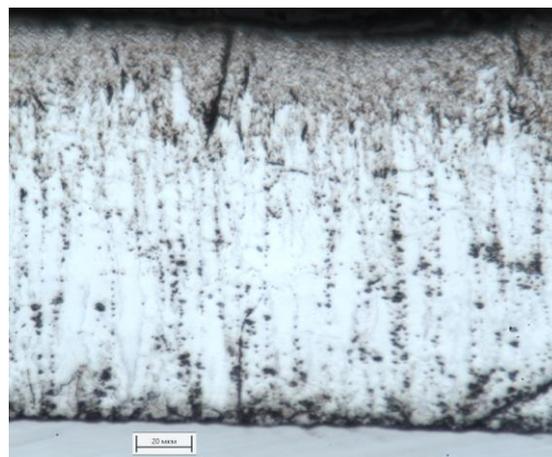
д



е



ж



з

Рисунок 1 – Микроструктура покрытий, полученных в смеси, состоящей из: 40 % цинковой пыли, 59 %  $Al_2O_3$  и 1 %  $NH_4Cl$  при различных температурах цинкования: а,б – 400 °С; в,г – 450 °С; д,е – 500 °С; ж,з – 550 °С

Из рисунка видно, что при 400 °С толщина покрытия составляет 30 – 40 мкм и состоит из трех слоев, соответствующих  $\Gamma$ -,  $\delta_1$ -,  $\zeta$ - фазам,  $\delta_1$ -фаза имеет равноосную компактную структуру ( $\delta_{1К}$ ).  $\Gamma$ -фаза состоит из светлой и темной зон и по данным работы [1] обозначается формулой  $Fe_5Zn_{21}$ , а темная зона  $\Gamma$ -фазы, соответствует формуле  $Fe_3Zn_{10}$ . Верхний слой, соответствующий  $\zeta$ - фазе, имеет состав  $FeZn_{13}$ .

С повышением температуры до 450 °С общая толщина покрытия увеличивается с 50 мкм до 90 мкм. Слой состоит из  $\Gamma$ -,  $\delta_1$ -, а  $\zeta$ - фазы почти не наблюдается, если только в виде отдельных включений. Толщина слоя увеличилась в основном за счет роста  $\delta_1$ -фазы. При этом,  $\delta_1$ -фаза, состава  $FeZn_{10}$  или  $FeZn_{12}$  имеет столбчатую мелкокристаллическую структуру, а толщина  $\Gamma$ -фазы несколько уменьшилась, в которой также наблюдается темная и светлая зона. При 500 °С и 550 °С толщина слоя увеличивается до 120 мкм и характеризуется также наличием трёх фаз  $\Gamma$ ,  $\delta_1$ ,  $\zeta$ . В  $\delta_1$ -фазе наблюдается зона столбчатой структуры  $\delta_{1П}$  (зона полисадов), которая примыкает к  $\Gamma$  - фазе. Также наблюдаются две зоны  $\Gamma$ -фазы: светлая и темная. При этом толщина  $\Gamma$ -фазы уменьшилась почти в 2 раза.

Анализ исследований свидетельствует о том, что рост толщины слоя покрытия по мере повышения температуры происходит неравномерно. Анализ полученных микроструктур показал, что рост толщины слоя при температуре 400 °С происходит за счет  $\delta_{1К}$ -фазы, имеющей равноосную структуру, а в диапазоне температур 450 – 550 °С за счет  $\delta_{1П}$  (зоны полисадов).

На рисунке 2 представлена зависимость изменения общей толщины цинкового слоя от температуры химико-термической обработки. Следует отметить, что наращивание слоя в смеси, состоящей из 40 % цинковой пыли 59 %  $Al_2O_3$  и 1 %  $NH_4Cl$  носит линейный характер. Менее интенсивный характер наращивания слоя происходит в диапазоне температур 450 – 550 °С.

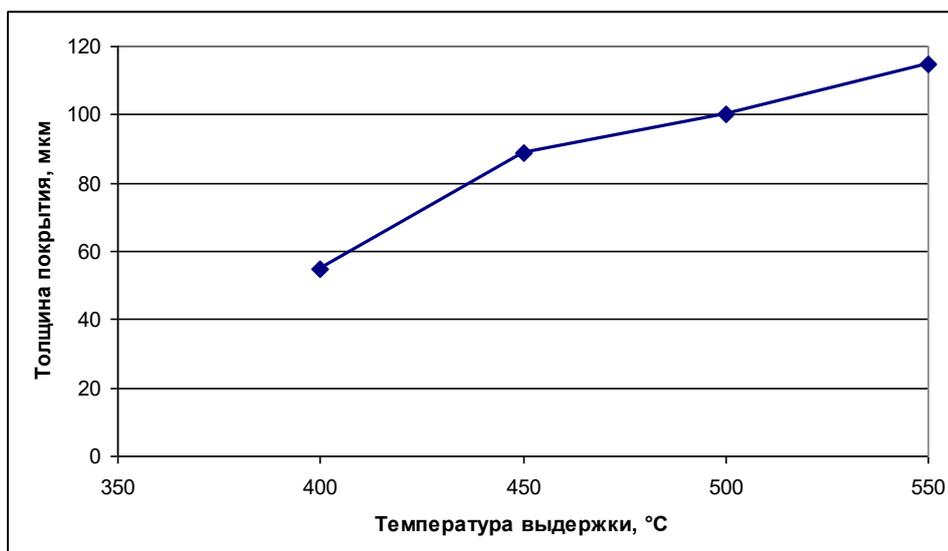


Рисунок 2 – Влияние температуры выдержки на толщину диффузионного покрытия, полученного на базе отхода горячего цинкования - цинковой пыли

Таким образом, результаты исследований позволили установить, что повышение температуры термодиффузионного цинкования в системе  $Zn_{отх} - Al_2O_3$  приводит к увеличению толщины покрытия. Формирующиеся слои состоят из  $\Gamma$ ,  $\delta_1$  и  $\zeta$ - фаз, которые характерны и для цинковых слоев в порошковых средах на основе системы цинковый порошок ( $Zn_{ст}$ ) –  $Al_2O_3$  в диапазоне температур 400 – 550 °С.

Установлено, что рост толщины покрытия происходит за счет  $\delta_1$ -фазы, причем в диапазоне температур 450 – 550 °С за счет зоны полисадов  $\delta_{1П}$ -фазы, а при температуре 400 °С – за счет  $\delta_1$ - компактной фазы.

### Литература

1. Hershmann D. Proc. 7<sup>th</sup> International Hot Dip Galvanizing Conference, Paris, 1964. Oxford: Pergamon Press, 1967, p. 203.

## Результаты исследований аспирационной пыли дробеметной очистки отливок

Телешова Е.В., Ровин С.Л., Шейнерт В.А.  
Белорусский национальный технический университет

В современном промышленном производстве одной из важнейших проблем, которую не следует недооценивать, является вторичное использование металлоосодержащих отходов. Каждый год наблюдается увеличение дефицита качественной металлошихты и рост затрат на закупку как первичных металлов, так и качественного металлолома. Это происходит на фоне растущей экологической опасности, связанной с увеличением объемов промышленных отходов, в том числе металлоосодержащих.

На сегодняшний день в металлургическом и литейном производстве по-прежнему актуальным остается вопрос переработки и рециклинга аспирационной пыли дробеочистки и резки металлов, металлургического шлака, мелкого скрапа, шлама металлообработки, окалина кузнечных и термических цехов и т.п.

В настоящей работе были проведены исследования аспирационной пыли дробеочистки отливок из черных металлов и определены рациональные методы ее переработки и возвращения в производство содержащегося в пыли металла.

Образцы пыли дробеметной очистки чугуновых и стальных отливок, взятые на соответствующих производственных участках ОАО «МТЗ», использовались в качестве исходных материалов для исследования.

Пыль дробеметной очистки отливок (ПДО) представляет собой высокодисперсную смесь остатков формовочной смеси и металлической пыли, образующейся в результате разрушения самой дроби и абразивно-ударного воздействия на поверхность отливок.

Для определения гранулометрического состава образцов использовался сухой рассев с применением виброустановки и набора сит с размерами ячеек от 2,5 до 0,05 мм., результаты которого представлены на рисунке 1.

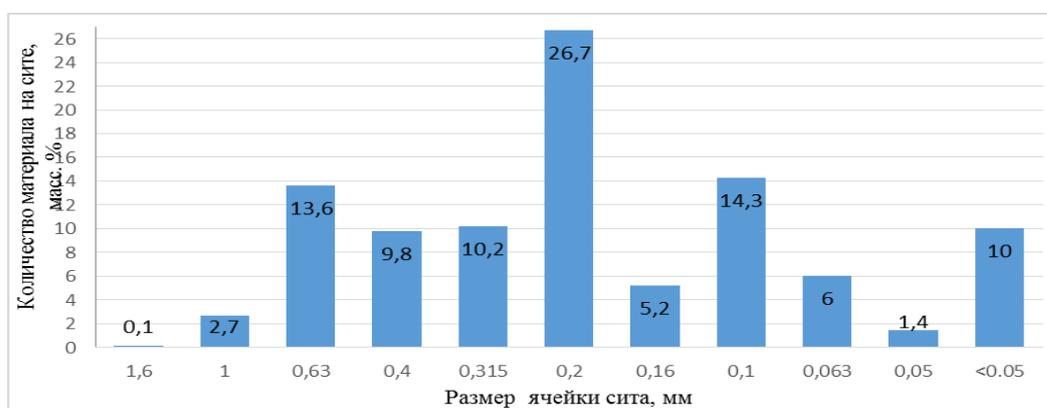


Рисунок 1 – Гранулометрический состав пыли дробеочистки

Определение элементного состава омагниченной части пыли было проведено с помощью энергодисперсионного спектрометра INCA – 350. Результаты элементного анализа представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Элементный состав пыли дробеочистки после омагничивания

Наименование	Содержание элементов, %										
	O	Si	Fe	Mn	Al	S	P	C	Cr	Cu	прочие
Пыль дробеочистки	17,92	2,9	73,79	0,85	2,2	0,15	0,2	1,1	0,4	0,19	0,5

Исследование пыли дробеочистки, отобранной из аппаратов очистки аспирационного воздуха, показало, что ее влажность составляет около 0,05%, а потери при прокаливании доходят до 1%. Для обогащения проводили омагничивание исходного материала с помощью постоянного магнита, это позволяет отделить богатую железом часть пыли от балласта – части, которая не магнитится и соответственно содержит меньше железа. Доля омагниченного материала составила 50-53% от исходного материала. Исходная пыль имеет насыпную плотность в среднем 2050 кг/м<sup>3</sup>, омагниченная часть имеет плотность около 3740-3760 кг/м<sup>3</sup>, а немагнитный отсев – около 1470-1480 кг/м<sup>3</sup>.

Оценка распределения металлосодержащей части материала по фракциям была выполнена путем омагничивания пыли на наиболее характерных ситах: 0,315 +; 0,2; 0,2 –. Полученные результаты представлены на рисунке 2.

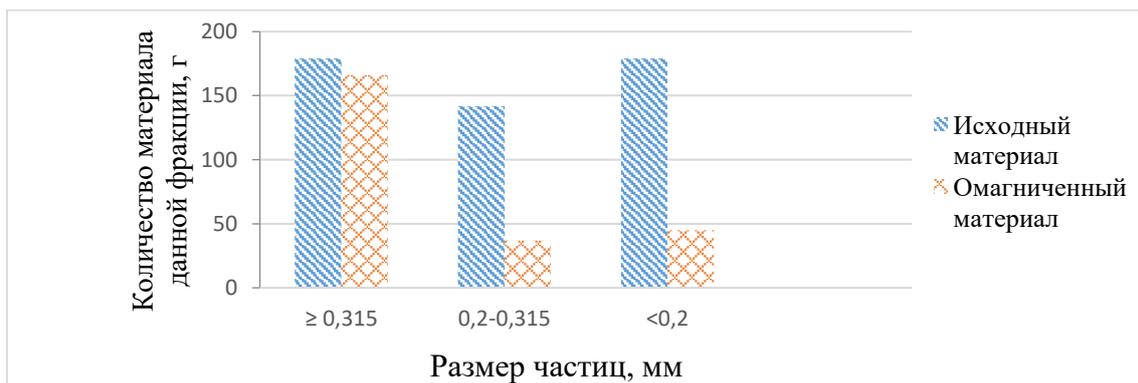


Рисунок 2 – Распределение железосодержащего материала по фракциям

Из полученных данных следует, что материал с размером частиц  $\geq 0,315$  мм содержит самое большое количество металла – 92,7% от этой фракции и около 67% от общего количества омагничиваемой пыли дробеочистки.

Фазовый анализ показал, что основной составляющей немагнитной части пыли дробеочистки является SiO<sub>2</sub> – до 90-93% [1-2].

В омагниченной части пыли железо ( $Fe_{\text{общ}}$ ) составляет 75% и более, при этом его содержание сильно различается в зависимости от фракции: в материале с размером частиц  $\geq 0,315$  мм – это в основном металл, в зависимости от материала применяемой дробы, либо чугун, либо сталь; в материале с размером частиц менее 0,2 мм – в основном оксиды железа (FeO и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

Металлургический выход из пыли дробеочистки определяли безокислительным переплавом в графитовом тигле в лабораторной высокочастотной индукционной установке ИМ 30-8-50. Плавка проводилась на частотах 10000-12000 Гц. Результаты представлены в таблице 2. Metallurgical yield was taken as the maximum of the obtained values.

Таблица 2. Выход металла при чистом переплаве и при плавке с раскислителем и восстановителем

№ образца	Состав шихты	Масса вводных материалов, г	Время, мин	Выход годного, г / %
1	ПДО с размером фракций $\geq 0,315$ мм	800	20	631/78,8
2	ПДО с размером фракций $\geq 1$ мм	800	20	796/99,5
3	ПДО с размером фракций $\geq 0,315$ мм	500	23	420/84
	Древесный уголь	15		
4	ПДО с размером фракций $\geq 0,315$ мм	500	21	472/94,4
	Плавиновый шпат CaF <sub>2</sub>	10		
	Борный ангидрид B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	15		
5	ПДО с размером фракций $\geq 0,315$ мм	500	18	338/67,6
	Плавиновый шпат CaF <sub>2</sub>	10		
	Алюминиевая крошка с фракцией < 0,08 мм	20		

Для переплавки дисперсных отходов, содержащих небольшое количество оксидов железа и других неметаллических примесей (не более 5-15%), наиболее рациональным вариантом является проведение безокислительной плавки в ротационных наклоняющихся печах (РНП). Процесс включает в себя: разогрев печи (только при первой плавке); загрузку металлодержащей пыли, восстановителя и флюсов; безокислительный нагрев в присутствии твердого восстановителя (например, коксика, отсева угля, антрацита и т.п.), количество которого не должно превышать 5-6% от металлозавалки, до температуры 1150-1200°C; после этого быстрое расплавление шихты, что достигается за счет обогащения дутья кислородом (до 27-28%); затем – выдержка расплава до прекращения кипа и контроль его состава; и, наконец, слив расплава и шлака. При необходимости в РНП может быть проведено рафинирование расплава. Весь цикл плавки дисперсных металлических отходов в РНП занимает не более 40-45 минут, а угар металла не превышает 1,5-2,5%. Выход железа при этом составляет до 85-90% от теоретически возможного.

Таким образом, использование достаточно простых и доступных методов позволяет извлечь из аспирационной пыли дробеочистки и вернуть в производство до 60% содержащегося в ней металла, что составляет около 23-24% от массы выбрасываемой сегодня в отвал пыли из систем аспирации дробеочисточных камер и барабанов литейных цехов. Только на ОАО «МТЗ» ежегодно образуется около 1,5 тыс. тонн такой пыли [3].

**Выводы:** С учетом проведенных исследований, оптимальной технологической схемой переработки пыли дробеочистки, образующейся в чугуно- и сталелитейных цехах, является схема, представленная на рисунке 3.

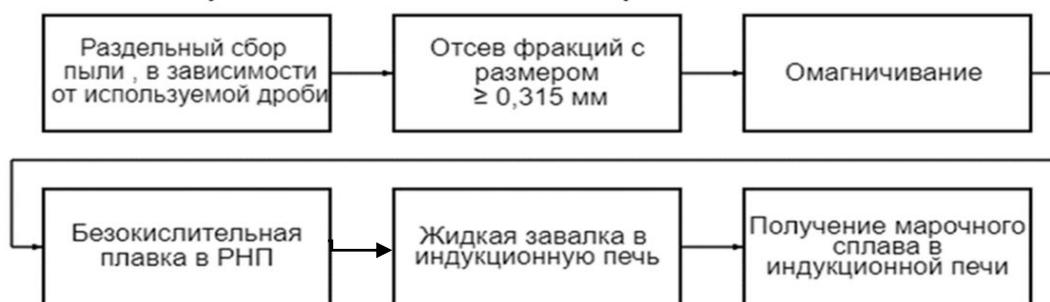


Рисунок 3 – Технологическая схема рециклинга пыли дробеочистки

## Литература

- 1.Телешова, Е.В Исследование дисперсных металлоотходов, образующихся в металлургическом производстве ОАО «МТЗ» / Е.В. Телешова; науч. рук. С.Л. Ровин // Новые материалы и технологии их обработки: сб. научн. работ XXII Республиканской студенческой научно-технической конференции, 21-22 апреля 2021 г.– Минск: БНТУ, 2021. – С. 74–76.
- 2.Телешова, Е.В Исследование и рециклинг пыли дробеочистки литейных цехов / Е.В. Телешова; науч. рук. С.Л. Ровин // Литьё и металлургия, 2021: сб. научн. работ IV Международной научно-практической интернет конференции студентов и магистрантов, 18-19 ноября 2021 г. – Минск: БНТУ, 2021. – С. 93–95.
3. Ровин, С. Л. Переработка и утилизация дисперсных металлоотходов / С. Л. Ровин, Л. Е. Ровин, И. С. Насевич // Литейное производство и металлургия 2021. Беларусь: 29-я Международная научно-техническая конференция и информационная выставка: труды участников конференции / Белорусский национальный технический университет; под общ. ред. Е. И. Маруковича. – Минск: БНТУ, 2021. – С. 33-40.

## Оценка условий нагрева композиционной частицы с системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в процессе плазменного напыления

Рафальский И.В., Лущик П.Е., Руленков А.Д.  
Белорусский национальный технический университет

В работе выполнено численное моделирование процесса нагрева композиционных частиц системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при плазменном напылении с учетом размерных параметров частиц. На основе результатов численного моделирования установлены зависимости температуры напыляемой частицы при ее движении в потоке плазмы с учетом различного состава композиций системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Оценку условий нагрева композиционной частицы системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в процессе плазменного напыления и ее взаимодействия с подложкой проводили с учетом особенностей состава и структуры напыляемой частицы, влияния фазовых превращений при плавлении и испарении материалов в системе «алюминий- оксид алюминия» на основе математической модели

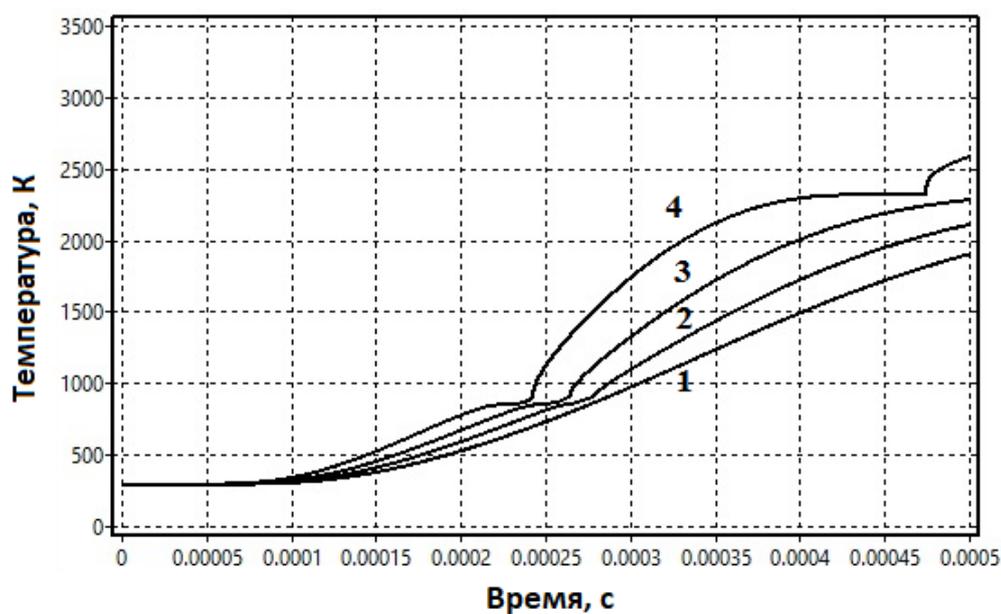
$$\left\{ \begin{array}{l} c\rho \frac{\partial T}{\partial t} + \sum_{k=1}^m \rho_k L_{sk} \frac{\partial f_{sk}}{\partial t} + \sum_{k=1}^m \rho_k L_{pk} \frac{\partial f_{pk}}{\partial t} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left( \lambda r^2 \frac{\partial T}{\partial r} \right), 0 < r < x(t), \quad t > 0; \\ t = 0: T(r) = T_0, \quad 0 \leq r \leq R; \\ r = 0: \frac{\partial T}{\partial r} = 0; \quad t > 0; \\ r = R: T = T_{PL}(x); \quad t > 0. \end{array} \right. \quad (1)$$

где  $T$  – температура, К;  $t$  – время, с;  $\lambda$  – теплопроводность частицы, Вт/(м·К);  $C$  – удельная теплоемкость частицы, Дж/(кг·К);  $\rho$  – плотность частицы, кг/м<sup>3</sup>;  $\rho_k$  – плотность  $k$ -го компонента (химического соединения) композиционной частицы, кг/м<sup>3</sup>;  $L_{sk}$  – удельная теплота плавления  $k$ -го компонента композиционной частицы, Дж/кг;  $f_{sk}$  – функция объемной доли плавящейся фазы  $k$ -го компонента композиционной частицы, о.е.;  $L_{pk}$  – удельная теплота испарения  $k$ -го компонента композиционной частицы, Дж/кг;  $f_{pk}$  – функция объемной доли испаряющейся фазы  $k$ -го компонента композиционной частицы, о.е.;  $T_0$  – начальная температура частицы, К;  $T_{PL}$  – температура плазмы, К;  $r$  – расстояние от расчетной точки до центра композиционной частицы, м;  $R$  – радиус композиционной частицы, м.

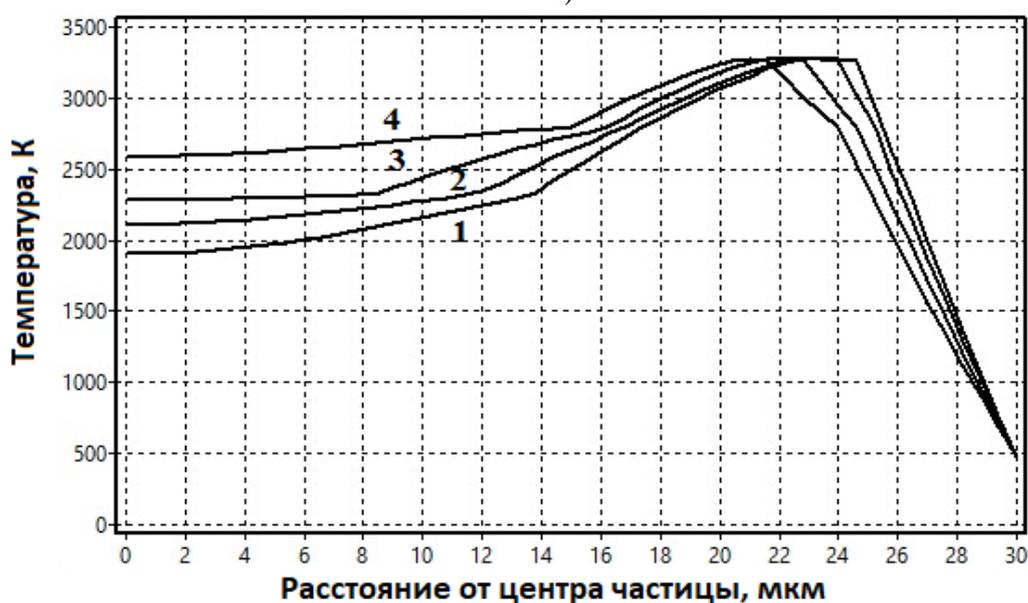
Представленная модель численно решалась методом конечных разностей с использованием явной разностной схемы на равномерной расчетной сетке. Расчет температуры проводили на основе численного решения дифференциального уравнения (1) после аппроксимации частных производных конечными разностями с учетом влияния температуры на удельную теплоемкость, теплопроводность и плотность химических соединений, входящих в состав композиционной частицы (для алюминия и оксида алюминия по данным [1, 2]). Функцию температуры плазмы  $T_{PL}(x)$  определяли по данным работы [3] при условии начальной температуры плазмы 12000 К на расстоянии 0,1 м от плазмотрона ( $T_{max}$ ) и скорости потока 1000 м/с из соотношения

$$T_{PL}(x) = 0,01 \cdot T_{max} \cdot x^{-2} \quad (2)$$

На рисунке 1 представлены результаты численного анализа условий нагрева композиционной частицы диаметром 60 мкм системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при плазменном напылении на подложку с учетом различного содержания алюминия и оксида алюминия.



а)



б)

Рисунок 1 – Температура в центре (а) и по сечению (б, для времени  $5 \cdot 10^{-4}$  с) сферической композиционной частицы системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> диаметром 60 мкм при плазменном напылении с учетом различного содержания алюминия и оксида алюминия: 1 – 0% Al; 2 – 25% Al; 3 – 50% Al; 4 – 75% Al

Как видно из результатов моделирования, с повышением содержания металлической составляющей (алюминия) в структуре напыляемых частиц закономерно наблюдается улучшение условий их нагрева и охлаждения при плазменном нанесении на стальную подложку.

### Литература

1. Leitner, M. Thermophysical Properties of Liquid Aluminum / M. Leitner, T. Leitner, A. Schmon [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017, Vol. 48A. – pp. 3036–3045.
2. Интернет-ресурс: MatWeb. Material Property Data. <https://www.matweb.com>
3. Bobzin, K. Simulation of the Particle Melting Degree in Air Plasma Spraying / K. Bobzin, M. Öte, M. A. Knoch [et al.] // Journal of Physics: Conf. Series 825. – 2017 (012002). – 12 p.

## Особенности кинетики процесса термического пиролиза отходов резиносодержащих изделий

Нисс В.С., Панасюгин А.С., Храменкова Т.Н.  
Белорусский национальный технический университет

Актуальность проблемы исследования особенностей кинетики процесса термического пиролиза отходов резиносодержащих изделий объясняется необходимостью решения проблемы утилизации изношенных автомобильных шин, резиноканевых и резинокросовых лент производственных конвейеров и др. [1-3].

Для определения оптимального режима пиролизной переработки резинотехнических изделий, в частности, отработанных конвейерных лент, скопившихся на предприятиях Республики Беларусь, были проведены исследования влияния температуры на кинетику их разложения.

Методика проведения эксперимента включала операции подготовки (измельчения) отходов конвейерной ленты и последующего их нагрева в печи сопротивления в реторте (пиролизной установке) до заданной температуры (400, 500, 600°C).

В процессе эксперимента фиксировалось время прогрева навески заданной массы (временной отрезок с момента установки реторты в печь до начала пиролиза, маркером начало которого являлось визуальная фиксация активного выделения продукта пиролиза – пиролизных газов) и время пиролиза – по критерию выделения пиролизных газов (прекращение их выделения свидетельствовало о завершении активной фазы термического разложения резины и синтетических волокон, входящих в состав конвейерной ленты). По окончании процесса пиролиза реторта извлекалась из печи, охлаждалась на воздухе и разбиралась. Продукты пиролиза в виде пиролизного углерода извлекались из емкости и взвешивались. Результаты замеров времени и массы сухого остатка приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Результаты пиролизной переработки резинотехнических изделий

Температура пиролиза, °С	Время прогрева, мин	Время пиролиза, мин	Масса навески до, г	Масса навески после пиролиза, г
400	4	25	100	68
500	1,5	15	100	44
600	1	8	100	43

Из полученных данных видно, что повышение температуры резко сокращает время как нагрева материала до температур пиролиза, так и длительность самого процесса. Уменьшение массы сухого остатка при увеличении температуры пиролиза с 400 °С до 500°C свидетельствует, что при температуре пиролиза в 400 °С термическому разложению подвергается не весь материал (присутствуют термостойкие полимерные соединения). Увеличение температуры с 500 °С до 600 °С практически не изменило массу сухого остатка после пиролиза, что свидетельствует о том, что процесс пиролиза протекает в полном объеме (однако необходимо отметить, что при проведении пиролиза при 600 °С наблюдалось более интенсивное выделение дыма).

На следующем этапе исследовали термограммы процесса пиролиза в соответствии со схемой, представленной на рисунке 1. Результаты термического анализа представлены на рисунке 2.

Установлено, что процесс пиролиза исследованного фрагмента конвейерной ленты протекает с поглощением тепла в интервале температур 400-500 °С за небольшой временной промежуток. Основываясь на этих данных, можно предположить, что при повышении темпе-

ратуры время проведения пиролиза в первую очередь сокращается за счет уменьшения времени прогрева материала. Визуально это можно изобразить как размер различных областей (область прогрева, пиролиза) в один и тот же момент времени для разных температур пиролиза (рисунок 3).

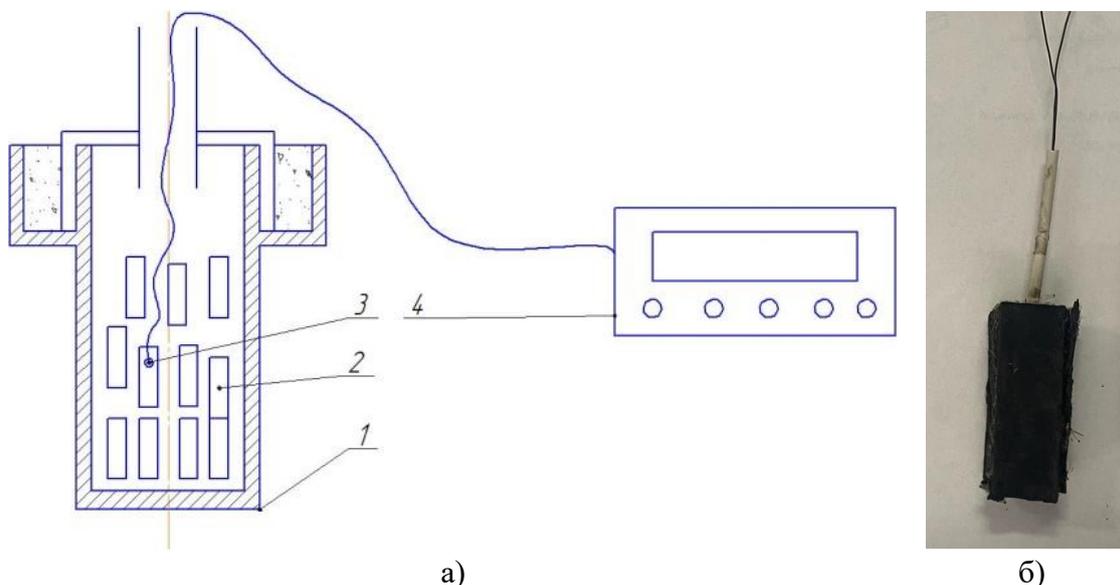


Рисунок 1 – Термический анализ процесса пиролиза отходов резинотехнических изделий: а) схема проведения эксперимента (1– реторта; 2 – фрагменты конвейерной ленты; 3 – термопара; 4 – устройство регистрации температуры); б) фрагмент конвейерной ленты с установленной термопарой

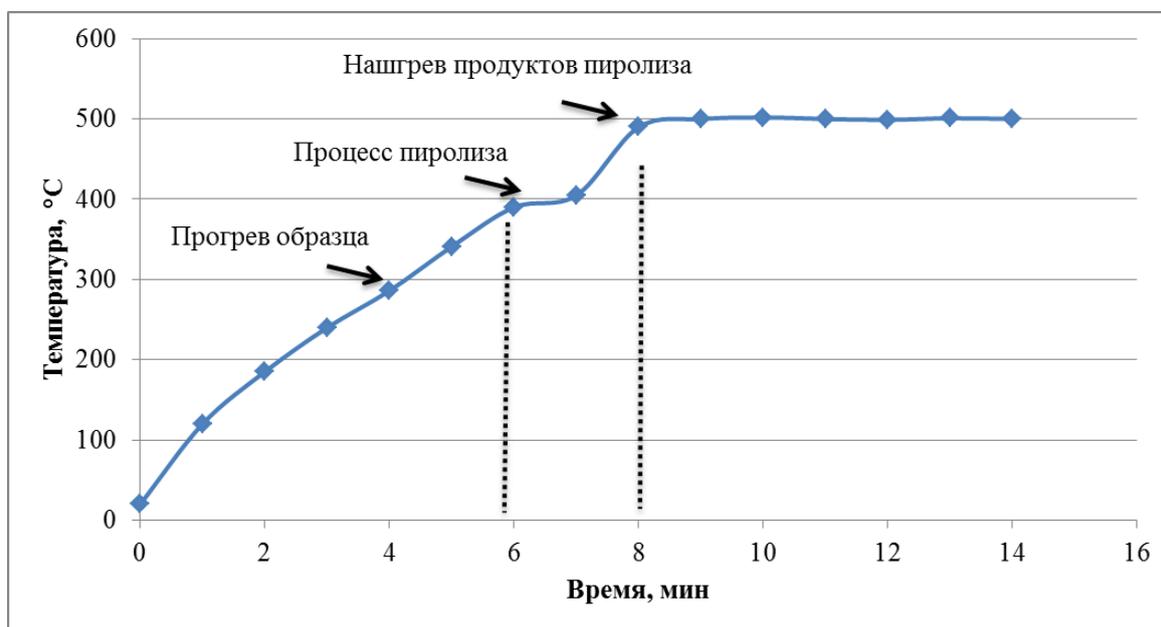


Рисунок 2 – Изменение температуры фрагмента конвейерной ленты в процессе термического пиролиза

Повышение температуры с 500 °C до 600°C способствует увеличению объема прогретого материала до температур начала термического разложения, что подтверждается фактом более интенсивного газовыделения при температуре в 600°C за счет протекания пиролиза одномоментно большего объема материала. При этом скорость самого процесса разложения практически не меняется.

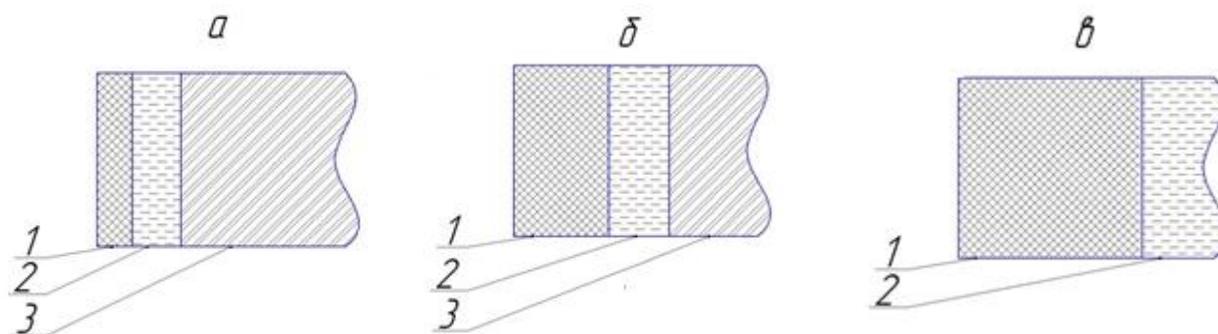


Рисунок 3 – Зоны термического влияния в резинотехническом образце при различных температурах: а – пиролиз при 400 °С; б – пиролиз при 500 °С; в – пиролиз при 600 °С (1 – область термического разложения; 2 – область прогрева материала до температур, близких к пиролизу; 3 – область незначительного прогрева материала)

Таким образом, можно сделать вывод, что повышение температуры увеличивает скорость протекания пиролиза резинотехнического материала за счет повышения скорости его прогрева до температур пиролиза и, соответственно, увеличению объёма подвергающегося пиролизу в единицу времени.

### Литература

1. Клищенко В.П., Пославский А.П., Сорокин В.В. Методы комплексной утилизации отработанных изделий транспортных средств из резины и резиносодержащих отходов // Прогрессивные технологии в транспортных системах, 2011. – № 1. – С. 135–141.
2. Вольфсон, С. И. Методы утилизации шин и резинотехнических изделий / С. И. Вольфсон, Е. А. Фафурина, А. В. Фафурин // Вестник Казанского Технологического Университета. – 2011 – С. 74–79.
3. Макаров, А. В. Некоторые аспекты рециклинга изношенных автомобильных покрышек методом пиролиза // Вестник ТОГУ. – 2008. – С. 247–258.

### Особенности влияния кинетики закалки на процессы и механизм изотермического распада аустенита в высокопрочных чугунах

Лущик П.Е., Рафальский И.В., Покровский А.И., Арабей А.В., Руленков А.Д.  
Белорусский национальный технический университет

Высокопрочные чугуны с шаровидным графитом (ВЧШГ) и чугуны с вермикулярным графитом (ЧВГ), которые подвергались различным режимам аустенитной термической обработки, обеспечивают получение структуры сплава, в матрице которой преобладают игольчатый (пластинчатый) феррит и аустенит в различном соотношении и различной морфологии [1-6]. В работах исследователей матричную структуру полученных аусферритных чугунов (АФЧ) принято называть бейнитом, несмотря на то, что карбиды при этом могут отсутствовать [2].

Основными этапами термической обработки аусферритных чугунов (рис. 1, по данным работы [1]) являются: 1) нагрев до температуры аустенизации (AB); 2) выдержка при температуре аустенизации (BC); 3) быстрое охлаждение до температуры изотермического превращения аустенита (CD); 4) выдержка при температуре изотермического превращения аустенита (DE) до его превращения в бейнит; 5) охлаждение до температуры окружающей среды (EF).

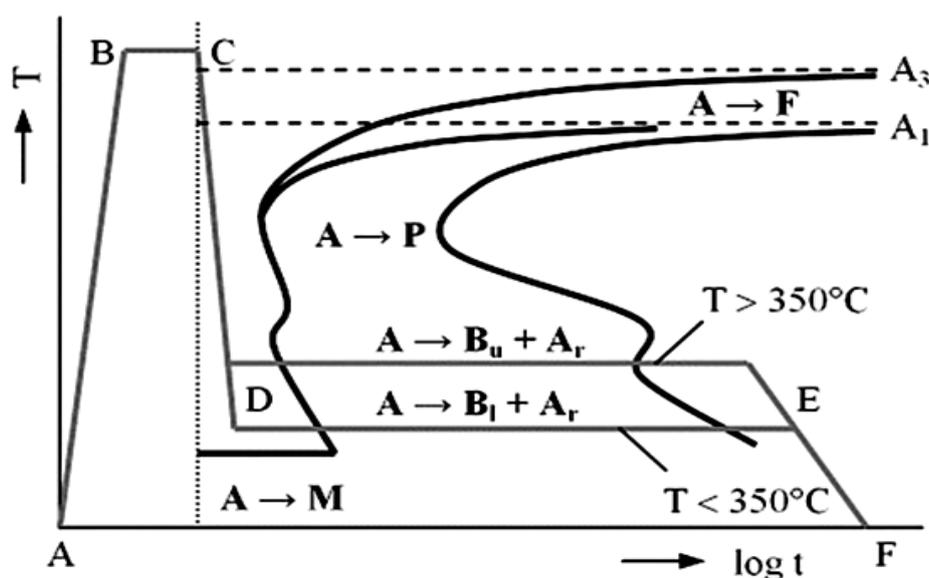


Рисунок 1 – Обобщенная схема основных этапов термической обработки аусферритных чугунов (А – аустенит, F – феррит, P – перлит, B<sub>u</sub> – верхний бейнит, B<sub>l</sub> – нижний бейнит, A<sub>r</sub> – остаточный аустенит, M – мартенсит) [1]

Кинетика и механизм изотермического распада аустенита при изотермической выдержке, по данным работы [7], основаны на протекании при температуре от 250 до 400°C твердофазных реакций превращения исходного аустенита закалки ( $\gamma$ -Fe) на феррит ( $\alpha$ -Fe) и высокоуглеродистый ( $\gamma$ -Fe<sub>HC</sub>) аустенит, который не превращается в мартенсит при охлаждении благодаря структурной стабилизации:



Реакция (1) характеризует первую стадию процесса изотермического распада аустенита, которая при увеличении времени выдержки и/или повышения температуры может перейти к протеканию реакции (2), включающей распад высокоуглеродистого аустенита на более стабильный феррит и карбиды (вторая стадия аустенитного отпуска, [7]):



Легирование сплава элементами, повышающими температуру эвтектического превращения, приводит к увеличению скорости зарождения феррита в аустените [8]. Появление карбидов при легировании может приводить к снижению физико-механических свойств АФЧ, поэтому большое значение имеет выбор параметров термической обработки, чтобы обеспечить так называемое окно технологической обработки (временной интервал от окончания первого этапа до начала второй стадии отпуска) [7, 8].

Изучение кинетики аустенитного превращения в АФЧ различных составов может проводиться на основе данных микроструктурных, рентгеноструктурных, дилатометрических исследований и измерений твердости образцов [6-10], а кинетика изотермического распада может быть описана уравнением Джонсона-Меля-Аврами [9]:

$$X = 1 - \exp[-(kT)^n], \quad (3)$$

где  $X$  – доля превращенного аустенита,  $k$  – константа скорости реакции,  $T$  – абсолютная температура,  $n$  – показатель степени.

Доля остаточного аустенита в АФЧ определяется его составом, температурой и временем отпуска. Результаты проведенных исследований, показали, что скорость аустенитного распада в АФЧ на основе системы Fe-C-Al выше, чем в чугунах с кремнием [8]. При этом время выдержки образцов до начала второй стадии аустенитного распада (технологическое окно  $\Delta t$ ), подвергнутых отпуску при 300°C, составляет около 90 минут (рис. 2), в то время как технологическое окно  $\Delta t$  для кремниевого чугуна при этой температуре составляет 15 минут, а для кремниевого чугуна при 400 °C составляет только 5 минут.

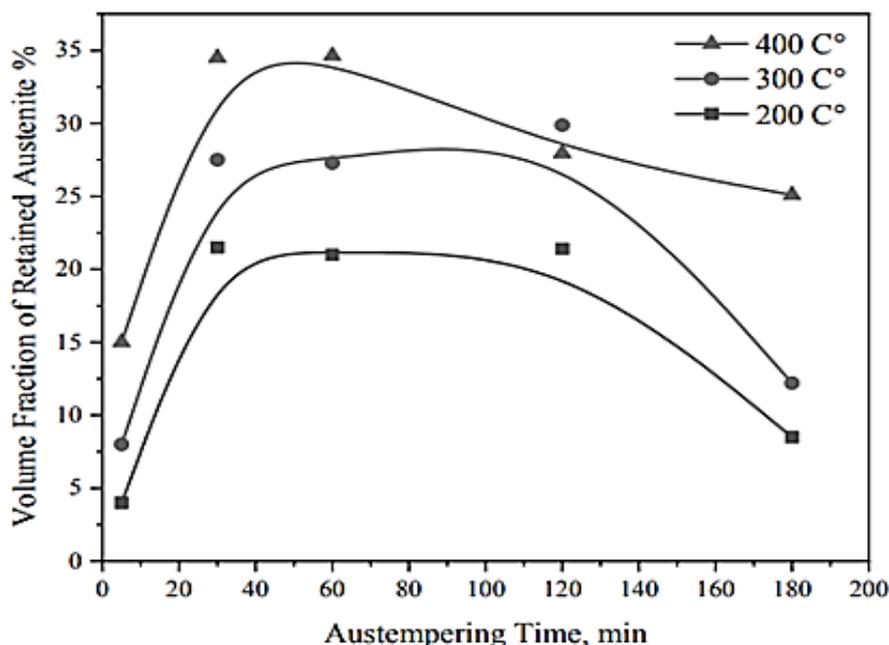


Рисунок 2 – Объемная доля остаточного аустенита в АФЧ (в %) в зависимости от времени выдержки аустенитного отпуска (мин.) при различных температурах (200, 300, 400 °C) (по данным [8])

Сообщается, что при низких температурах аустенитного отпуска (200 °С) из-за большой разницы между температурой аустенитизации и температурой аустенитного отпуска скорость образования бейнитного феррита является высокой [8]. Однако из-за низкой температуры отпуска медленно происходит диффузия углерода, что снижает скорость роста бейнитного феррита в поперечном направлении. Поэтому низкий отпуск способствует образованию нижнего бейнитного феррита. Повышение температуры аустенитного отпуска (уменьшение разницы температур между температурой аустенитизации и температурой аустенитного отпуска) снижает скорость образования бейнитного феррита, но при этом увеличивается скорость его роста и, как следствие, бейнитные ферриты утолщаются по мере превращения их верхний бейнит (при температуре аустенитного отпуска 400°С).

Исследуя влияние обработки давлением на структуру АФЧ, было установлено, что деформирование оказывает существенное влияние на кинетику структурно-фазовых превращений, сдвигая С-образные кривые изотермического распада вправо (рис. 3, [10]).

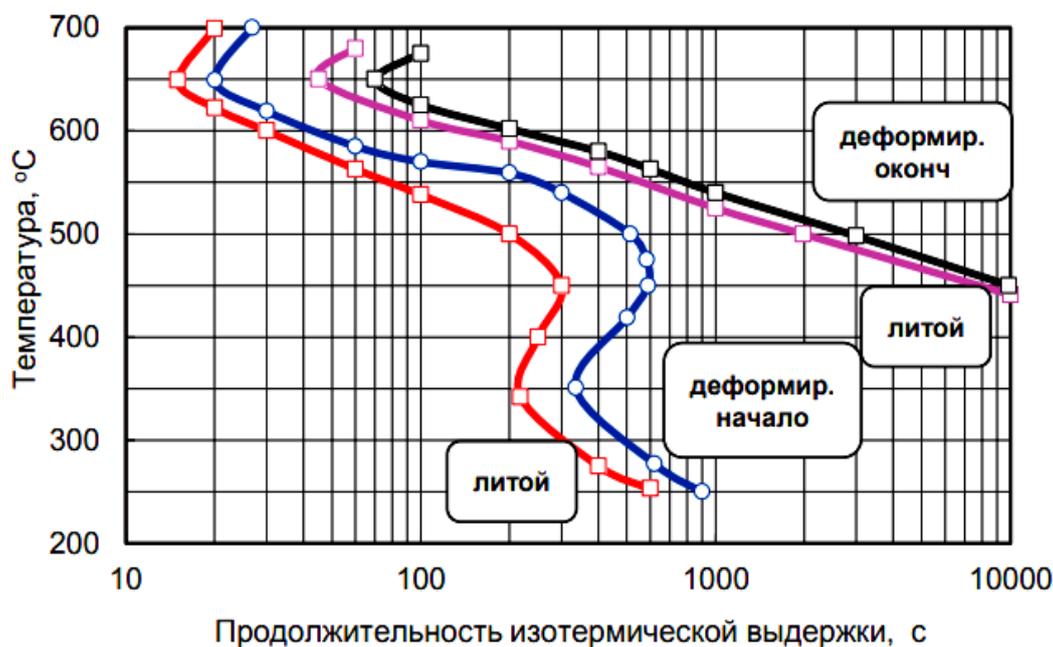


Рисунок 3 – Диаграмма изотермического распада одной из предложенных марок высокопрочного чугуна в литом состоянии (кривые слева) и после горячей пластической деформации (кривые справа), по данным [10]

Установленные закономерности кинетики структурно-фазовых превращений обеспечивают возможности получения АФЧ непосредственно после горячей пластической деформации, что позволяет исключить использование технологии изотермической закалки с применением экологически небезопасных соляных ванн.

### Литература

1. Vasko, A. Analysis of Factors Influencing Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. *Commun. Sci. Lett. Univ. Zilina* 2009. – Vol. 11 (4). – pp. 43–47.
2. Ojo Jeremiah Akinribide. A Review on Heat Treatment of Cast Iron: Phase Evolution and Mechanical Characterization / Ojo Jeremiah Akinribide, Olasupo Daniel Ogundare, Olanike Mary Oluwafemi [et al.] // *Materials*, 2022. – Vol. 15, Iss. 7109. – 38 p.
3. Дорошенко, В.С. Возможности литья чугуна с шаровидным графитом по газифицируемым моделям с изотермической закалкой отливок / В.С. Дорошенко // *Литейное производство*, 2017. – №11. – С. 7–14.

4. Skudlarek, W. Effect of austempering temperature on microstructure and mechanical properties of ductile cast iron modified by niobium / W. Skudlarek, M. N. Krmasha, Kassim S. Al-Rubaie [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*, 2021. – Vol. 12. – pp. 2414–2425.
5. Letyssia Niara De Godoi Pereira. Microstructural Evaluation of an Austempered Cast Iron Alloy / Letyssia Niara De Godoi Pereira , Ronaldo Gomes de Castro Medeiros, Patrícia Guimarães Monteiro de Freitas [et al.] // *Materials Research*, 2022. – Vol. 25. – 10 p.
6. Mrzygłód, B. Characteristics of ADI ductile cast iron with single addition of 1.56% Ni / B. Mrzygłód, A. Kowalski, I. Olejarczyk-Woźenska [et al.] // *Arch. Metall. Mater.*, 2017. – Vol. 62 (4). – pp. 2273–2280.
7. Pellizzari, M. Austempering kinetics of a ductile iron / M. Pellizzari, C. Menapace, G. Straffelini [et al.] // *La Metallurgia Italiana*, 2015. – No.10. – pp. 15–20.
8. Kazazi, A. The Austempering Kinetics, Microstructural Development, and Processing Window in the Austempered, Fe-3.2C-4.8Al Compacted Graphite Cast Iron / A. Kazazi , S. M. Montazeri, S. M. A. Boutorabi // *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, 2020. - Vol. 17, Number 4. – pp. 46-54.
9. [Pérez](#), M. J. Kinetic Study of the Austempering Reactions in Ductile Irons / [M. J. Pérez](#), [M. M. Cisneros](#), [E. Almanza](#), [S. Haro](#) // *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012. – Vol. 21. – pp. 2460–2466.
10. Покровский, А.И. Концепция создания экономнолегированных аусферритных (бейнитных) высокопрочных чугунов / А.И. Покровский // *Литье и металлургия*, 2022. – №4. – С. 29–37.

## О влиянии лазерной обработки на структуру материалов на металлической основе

Лущик П.Е., Рафальский И.В., Девойно О.Г., Руленков А.Д.  
Белорусский национальный технический университет

Изменение структуры материала при лазерной обработке (ЛО) определяется особенностями процессов тепловыделения и теплопередачи в зоне высокоэнергетического воздействия материала. По данным работы [1], при ЛО обеспечивается генерация контролируемых квантов энергии до  $30 \text{ Дж/см}^2$  мощностью  $10^4\text{--}10^7 \text{ Вт/см}^2$ , с точным временным и пространственным распределением высокоэнергетического воздействия в виде коротких импульсов ( $10^{-3}\text{--}10^{-12} \text{ с}$ ) или в виде непрерывного воздействия. Процесс характеризуется чрезвычайно высокой скоростью нагрева и охлаждения ( $10^4\text{--}10^{11} \text{ К/с}$ ), с очень высоким температурным градиентом ( $10^6\text{--}10^8 \text{ К/м}$ ) и сверхбыстрой скоростью повторного затвердевания после плавления материала (до  $30 \text{ м/с}$ ).

В зависимости от параметров ЛО и вида применяемых материалов (мощности, диаметра/профиля луча, времени воздействия импульса, химического, фазового состава и физических свойств материалов, таких как отражательная способность, коэффициент поглощения, теплопроводность, температура плавления и плотность) реализуется локальный нагрев материала, который либо не сопровождается его плавлением или испарением (твердофазные процессы ЛО), либо сопровождается его плавлением (жидкофазные процессы ЛО), либо приводит к его испарению (газофазные процессы ЛО).

Основные способы ЛО материалов подразделяются на процессы изменения формы изделий (гибка, резание и т. д.), соединения (сварка, пайка и т. д.) и поверхностную лазерную обработку (очистка, закалка, отжиг, легирование и др.) [1-4]. Установлено, что к рассматриваемым материалам, с которыми может проводиться ЛО, относятся как металлические, так и керамические, полимерные, полупроводниковые материалы и их различные комбинации [1-12].

Систематизация данных о влиянии методов ЛО на структуру подложки в зоне высокоэнергетического воздействия позволяет сделать вывод, что их применение обеспечивает возможность управления структурообразованием материалов на металлической основе по следующим основным направлениям:

1. Изменение топографии и макрорельефа поверхности: формирование сетчатых рельефных паттернов (в том числе для получения сотовых структур).
2. Изменение морфологии и микрорельефа поверхности: формирование регулярных ячеистых структур, в том числе для повышения адгезионной прочности соединений разнородных материалов при получении гибридных композитов на металлической основе.
3. Изменение микроструктуры поверхности металлических материалов (закалка, отжиг, аморфизация поверхностных слоев).
4. Изменение микроструктуры, химического и фазового состава поверхностного слоя (процессы лазерного легирования, плакирования, осаждения).

Лазерное структурирование поверхности, при котором создается требуемая топография и макрорельеф в настоящее время, как правило, реализуется методом прямой термической абляции, при которой облучаемый материал удаляется путем испарения [5]. Контролируя расположение импульсов ЛО, формируется заданная, в том числе сотовая структура макрорельефа, с определенной шероховатостью поверхности (зависит от параметров ЛО).

Изменение морфологии и микрорельефа поверхности с использованием методов лазерной абляции является перспективным подходом улучшения адгезии и обеспечения механического сцепления между соединениями разнородных материалов при создании гибридных ма-

териалов, таких как металлопластиковые ламинаты (FML) и облегченные стальные конструкции, армированные полимерными материалами [6]. Благодаря сочетанию таких свойств металлов и сплавов, как ударопрочность при высоких свойствах жесткости, низкому весу и высокой удельной прочности полимерных композиционных материалов, гибридные металлополимерные материалы являются остро востребованными в конструкциях современных транспортных средств.

Изменение микроструктуры поверхности металлических материалов при ЛО основаны на механизмах плавления и быстрого затвердевания (самозакалки) поверхностных слоев, что вызывает изменения, измельчение зерна и, как следствие, повышение физико-механических свойств поверхности (твердость, износостойкость, коррозионная стойкость). Например, в Fe-C сплавах при ЛО высокой интенсивности обеспечивается нагрев поверхностного слоя до области аустенизации, не изменяя при этом температуру в объеме всего изделия. Последующее самозакаливание вследствие большого температурного градиента и высокой скорости охлаждения обеспечивает фазовый переход из аустенита в мартенсит без необходимости традиционной закалки [7-9]. Таким образом, ЛО обеспечивает получение износостойкой поверхности с требуемым уровнем физико-механических свойств внутренней области железоуглеродистых сплавов, в том числе чугунов [10], что может быть использовано для изготовления тяжело нагруженных деталей машин, таких как шестерни, распределительные валы, валы картеров редукторов, гильзы цилиндров и др.

Изменения микроструктуры, химического и фазового состава поверхностного слоя реализуются в методах лазерного легирования (плакирования, осаждения), в которых совмещаются процессы плавления и взаимодействия материалов подложки и легирующих добавок (с целью повышения твердости, износостойкости, коррозионной стойкости, усталостной долговечности поверхностного слоя [1, 11]). Такие процессы включают плавление материала в зоне высокоэнергетического воздействия, перемешивание и быстрое затвердевание поверхностного слоя с соосажденными легирующими добавками [11]. Материал покрытия может быть предварительно нанесен одним из способов, таких как электроосаждение, плазменное напыление или физическое/химическое осаждение из паровой фазы, либо может быть введен в виде порошка или смеси порошков при лазерной обработке. ЛО в указанных процессах приводит к кратковременному расплавлению легирующих компонентов и части нижележащей подложки, быстрому массопереносу за счет диффузии и конвекции в локальной зоне плавления и быстрому затвердеванию с образованием легированной зоны материала.

Процессы, направленные на изменение микроструктуры, химического и фазового состава поверхностного слоя, с использованием методов ЛО, в настоящее время применяют для поверхностного легирования материалов на металлической основе (в том числе сплавов на основе Al, Mg и др.), для продления срока службы изделий, подвергающихся тяжелым условиям износа, окисления, коррозии [11, 12].

Установлено, что высокоэнергетическое воздействие, в зависимости от параметров ЛО и состава материалов в зоне обработки, обеспечивает упрочнение поверхности как металлическими, так и керамическими материалами, с возможностью образования интерметаллических, неметаллических, метастабильных и, в некоторых случаях, аморфных фаз [1, 11, 12]. Стеклообразное состояние и аморфизация поверхности исследованных металлических систем (на основе железа, хрома, ниобия и др.) обеспечивается подавлением кристаллизации за счет сверхвысокой скоростью закалки ( $10^{10}$ - $10^{13}$  К/с) при лазерной обработке поверхности.

## Литература

1. Dutta Majumdar, J. Laser processing of materials / J. Dutta Majumdar, I. Manna // Sadhana, 2003. – Vol. 28, Parts 3&4. – pp. 495–562.
2. Hirmaz, M.S. Fundamental Aspects of Surface Engineering: A Review / Maha S. Hirmaz // International Journal of Science and Research (IJSR), 2020. –Vol. 9, Iss.6. – pp. 18–22.

3. Hirmaz, M.S. Laser Cleaning of Metal Surfaces: A Review / Maha S. Hirmaz // International Journal of Scientific & Engineering Research, 2019. – Vol. 10, Iss.7. – pp. 1065–1073.
4. Lisiecki, A. Development of Laser Welding and Surface Treatment of Metals / A. Lisiecki // Materials, 2022. – Vol. 15, No. 1765. – 8 p.
5. Shan-Ting Hsu. Applications of surface structuring with lasers / Shan-Ting Hsu, Hongliang Wang, Gen Satoh, Y. Lawrence Yao // ICALEO Congress Proceedings, 2011. – pp. 1095–1104.
6. Voswinkel, D. Time efficient laser modification of steel surfaces for advanced bonding in hybrid materials / D. Voswinkel, D. Kloidt, O. Grydin, M. Schaper // Production Engineering, 2021. – Vol. 15, pp. 263–270.
7. Dinesh Babu, P. Laser surface hardening: a review / P. Dinesh Babu, K.R. Balasubramanian // Int. J. Surface Science and Engineering, 2011. – Vol. 5, No. 2/3. – pp. 131–151.
8. Santoshkumar V. Wagh. Experimental investigation and effects of laser hardening process parameters on microhardness of En24 steel / Santoshkumar V. Wagh, Dhananjay V. Bhatt, Jyoti V. Menghani [et al.] // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2020. – Vol. 814, Iss. 012003. – 7 p.
9. Lagarinhos, J. N. The influence of surface finishing on laser heat treatments of a tool steel / J. N. Lagarinhos, S. Santos, G. Miranda [et al.] // Procedia CIRP, 2022. – Vol. 108. – pp. 839–844.
10. Catalan, N. Surface Laser Treatment of Cast Irons: A Review / N. Catalan, E. Ramos-Moore, A. Boccardo, D. Celentano // Metals, 2022. – Vol. 12, No. 562. – 28 p.
11. Woldetinsay G. Jiru. Laser Surface Alloying of Copper, Manganese, and Magnesium with Pure Aluminum Substrate / Woldetinsay G. Jiru, M. Ravi Sankar, Uday S. Dixit // Journal of Materials Engineering and Performance, 2016. – Vol. 25 (3). – pp. 1172–1181.
12. Ashish Singh. Laser Surface Engineering of Magnesium Alloys: A Review / Ashish Singh, Sandip P. Harimkar // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (JOM), 2012. – Vol. 64, No. 6. – pp. 716–733.

**Особенности процессов лазерного осаждения и механизмов  
структурообразования плакирующих слоев при лазерной поверхностной  
обработке металлических материалов**

Немененок Б.М., Девойно О.Г., Лущик П.Е., Рафальский И.В.  
Белорусский национальный технический университет

Лазерная поверхностная обработка (ЛПО) металлических материалов по сравнению с традиционными методами имеет ряд преимуществ: возможность локального упрочнения деталей сложной формы в труднодоступных местах поверхности, высокая производительность труда, наличие серийно выпускаемого лазерного высокопроизводительного оборудования, относительная простота технологий лазерной обработки, что допускает разнообразие технологических режимов, частичную или полную автоматизацию всего процесса. Эти методы позволяют целенаправленно управлять геометрическими параметрами, структурой и химическим составом поверхности обрабатываемых изделий, обеспечивает возможность получать на поверхности изделий легированные слои, обладающие требуемыми физико-химическими свойствами [1-5].

Анализ имеющейся в открытой печати информации показывает, что в последнее десятилетие методы лазерной обработки поверхности стали объектом исследований не только как процессы повышения функциональности, ремонта и восстановления эксплуатационных свойств металлических изделий, но и как новый тип технологий лазерного аддитивного производства, который используется в машиностроении, аэрокосмической и автомобильной промышленности, биомедицинском оборудовании и других областях [6-8].

Характер изменений топографии, структуры, химического и фазового состава материала при ЛПО с учетом параметров плотности мощности лазера и времени его взаимодействия с материалом определяется, прежде всего, процессами тепловыделения и теплопередачи в тонком слое подложки материала вследствие воздействия лазерного излучения [9]. В термических циклах нагрева и охлаждения поверхности при ЛПО в зависимости от достигнутой температуры с учетом физических свойств используемых материалов могут происходить фазовые переходы материала (плавление, затвердевание, испарение). В связи с этим, методы ЛПО целесообразно систематизировать в зависимости от агрегатного состояния материала поверхности, выделив их в три основные группы: твердофазные (при которых локальный нагрев материала подложки не сопровождается его плавлением или испарением, например, лазерная закалка, лазерное ударное упрочнение), жидкофазные (при которых локальный нагрев материала сопровождается его плавлением, но не испарением, например, методы лазерной наплавки и осаждения, лазерного легирования, селективного лазерного плавления, лазерной сварки, лазерного стеклования) и газофазные (при которых локальный нагрев материала сопровождается его испарением, например, методы лазерной резки, сверления и контурной обработки) процессы.

Наиболее широко используемыми методами для изменения эксплуатационных свойств металлических материалов, находящихся в центре внимания исследователей в последнее десятилетие [9-10], являются жидкофазные процессы лазерной обработки, в которых за счет высокой плотности энергии лазерного излучения обеспечивается плавление используемых материалов (подложки, плакирующего материала).

Методы лазерной наплавки, осаждения и легирования различаются способом подачи плакирующего материала: предварительно нанесенным плакирующим составом [11, 12] или методом соосаждения дисперсных материалов [13-16]. В первом случае проводят лазерную обработку предварительно изготовленной плакирующей суспензии, содержащей порошок и связующий материалы, после нанесения и затвердевания суспензии на подложке. При этом

установлено, что для образцов, изготовленных методом нанесения предварительно подготовленного порошкового плакирующего материала, характерно образование дефектов плакирующего слоя из-за испарения связующего материала при лазерной обработке. Во втором случае подача дисперсного плакирующего материала осуществляется непосредственно в зону воздействия лазерного луча. При этом осаждение дисперсных частиц может осуществляться под разными углами, с использованием нескольких сопел различной конструкции, с формированием плакированного слоя заданной толщины, что сложно обеспечить при использовании метода нанесения предварительно подготовленного порошкового плакирующего материала [17].

Процессы лазерного осаждения материалов с использованием прецизионных устройств перемещения лазера и доставки порошка, совмещенные с 3D-CAD технологиями и известные как методы лазерного плакирования или селективного лазерного плавления и спекания, в последние годы получили активное развитие как новый тип технологии лазерного аддитивного производства [6–10, 18].

Механизмы структурообразования плакирующих слоев при лазерной поверхностной обработке металлических материалов определяются сложными динамическими процессами подачи дисперсных материалов, взаимодействия лазерного излучения и материала подложки, теплопередачи, нелинейных циклических процессов плавления и затвердевания плакирующих и легирующих материалов, формирования и эволюции зоны ванны расплава [10]. Сообщается, что наплавленный слой (в направлении от поверхности внутрь подложки) можно разделить на три области: зону плакирования (ЗП), межфазную зону (МЗ) и зону термического влияния (ЗТВ). Структура зоны плакирования определяет такие механические свойства, как твердость и износостойкость поверхности после обработки методом лазерного осаждения. Межфазная зона представляет собой область соединения материалов плакирующего порошка и подложки, структура зоны термического влияния определяется влиянием термических процессов и, как правило, ее размер уменьшается при снижении плотности потока энергии (при уменьшении мощности лазера и увеличении скорости его перемещения). Выбор параметров ЛПО (мощность и скорость перемещения лазера, размерные параметры зон обработки, скорости подачи и осаждения дисперсных материалов и др.) в конечном итоге определяет качество обрабатываемой поверхности [11, 12].

Структура плакированного слоя зависит от градиента температуры и скорости затвердевания: с ростом соотношения градиента температуры и скорости затвердевания наблюдается тенденция к формированию столбчатой структуры плакирующего слоя, а при уменьшении этого соотношения наблюдается переход к равноосным дендритным структурам [19, 20]. Эти два конкурирующие механизма роста кристаллов в совокупности определяют морфологию зерен плакирующего слоя. Изменение структуры наплавленного слоя также может быть реализовано за счет изменения режима ЛПО: в непрерывном режиме формируется, преимущественно, столбчатая дендритная структура, ориентированная к центру плакированного слоя, тогда как при импульсном лазерном режиме дендритные структуры ориентированы случайным образом.

В связи с высокой степенью нелинейности процессов ЛПО, для изучения механизмов формирования и эволюции плакирующего слоя широко используются методы численного моделирования [21]. В центре внимания в этой области исследований находятся процессы теплопередачи с учетом кинетики плавления и кристаллизации материалов [22], моделирование движения жидкости [23], геометрических параметров наплаваемого слоя и процессов растворения материалов в ванне расплава [24], напряженно-деформированного состояния [25].

Работа выполняется при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект Т22КИТГ-017 «Исследование и разработка процессов лазерного осаждения для ремонта деталей из алюминий-магниевых сплавов».

## Литература

1. Dobrzański, L.A. Laser surface treatment of magnesium alloys with aluminium oxide powder / L.A. Dobrzański, S. Malara, T. Tański // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2009. – Vol. 37, Iss.1. – pp. 70–71.
2. Quazi, M. M. Laser-based Surface Modifications of Aluminum and its Alloys / M. M. Quazi, M. A. Fazal, A. S. M. A. Haseeb [et al.] // *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 2015. – 26 p.
3. Yilbas, B.S. Laser surface treatment of aluminum based composite mixed with B4C particles / B.S. Yilbas, C. Karatas, H. Karakoc [et al.] // *Optics & Laser Technology*, 2015. – Vol.66. – pp. 129–137.
4. Вашуков, Ю. А. Лазерная обработка поверхности металлических сплавов для диффузионной сварки / Ю. А. Вашуков, С. Ф. Демичев, В. Д. Еленев [и др.] // *Прикладная физика*, 2019. – № 1. – С. 82–87.
5. Volpp, J. Influence of complex geometries on the properties of laser-hardened surfaces / J. Volpp, H. S. Dewi, A. Fischer [et al.] // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020. – Vol. 107. – pp. 4255–4260.
6. Graf, B. Laser metal deposition as repair technology for stainless steel and titanium alloys / *Physics Procedia*, 2012. – Vol. 39– pp. 376–381.
7. Wei, C. An overview of laser-based multiple metallic material additive manufacturing: from macro- to micro-scales / C. Wei, Z. Zhang, D. Cheng [et al.] // *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2021. – Vol. 3 (012003). – 24 p.
8. Verma, V. Laser Direct Metal Deposition (LDMD) – An Overview / V. Verma, A. Mandal, A. Shukla // *International Journal of Advance Research and Innovation*, 2017. – Vol. 5, Iss.4. – pp. 459–467.
9. Siddiqui, A. A. Laser Surface Treatment / A. A. Siddiqui, A.K. Dubey // In the Book “Engineering Steels and High Entropy–Alloys”, Edited by A. Sharma, 2020. – 16 p.
10. Cheng, J. An Overview of Laser Metal Deposition for Cladding: Defect Formation Mechanisms, Defect Suppression Methods and Performance Improvements of Laser–Cladded Layers / J. Cheng, Y. Xing, E. Dong [et al.] // *Materials*, 2022. – Vol. 15 (5522). – 38 p.
11. Chen, E. Laser cladding of a Mg based Mg-Gd-Y-Zr alloy with Al-Si powders / E. Chen, K. Zhang, j. Zou // *Applied Surface Science*, 2016. – Vol. 367. – pp. 11–18.
12. Liu, Y.H. Laser (a pulsed Nd:YAG) cladding of AZ91D magnesium alloy with Al and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> powders / Y.H. Liu, Z.X. Guo, Y. Yang [et al.] // *Applied Surface Science*, 2006. – Vol. 253, Iss. 4. – pp. 1722–1728.
13. Li, Y. Microstructure and properties of Ti/TiBCN coating on 7075 aluminium alloy by laser cladding / Y. Li, P. Zhang, P. Bai [et al.] // *Surface and Coating Technology*, 2018. – Vol. 334. – pp. 142–149.
14. Yue, T.M. Solidification behaviour in laser cladding of AlCoCrCuFeNi hightentropy alloy on magnesium substrates / T.M. Yue, H. Xie, X. Lin [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*, 2014. – Vol. 587. – pp. 588–593.
15. Siddiqui, A.A. A study of metallurgy and erosion in laser surface alloying of AlxCu<sub>0.5</sub>FeN<sub>i</sub>Ti high entropy alloy / A.A. Siddiqui, A.K. Dubey, C.P. Paul // *Surface and Coatings Technology*, 2019. – Vol. 361. – pp. 27–34.
16. Siddiqui, A.A. Geometrical characteristics in laser surface alloying of a hightentropy alloy / A.A. Siddiqui, A.K. Dubey, C.P. Paul // *Lasers in Engineering*, 2019. – Vol. 43. – pp. 237–259.
17. Abioye, T.E. A comparative study of Inconel 625 laser cladding by wire and powder feedstock / T.E. Abioye, P.K. Farayibi, A.T. Clare // *Materials and Manufacturing Processes*, 2017. – Vol. 32, Iss.14. – pp. 1653–1659.
18. Bruzzo, F. Sustainable laser metal deposition of aluminum alloys for the automotive industry / F. Bruzzo, M. Prakash, R. Medapati [et al.] // *Journal of Laser Applications*, 2022. – Vol. 34 (042004). – 12 p.

19. Alam M.K. Microstructural analysis of the lasercladded AISI 420 martensitic stainless steel / M.K. Alam, A. Edrisy, J. Urbanic // *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2019. – Vol. 50. – pp. 2495–2506.
20. Liu, Z. Effects of deposition variables on molten pool temperature during laser engineered net shaping of Inconel 718 superalloy / Z. Liu, T. Li, F. Ning [et al.] // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019. – Vol. 102. – pp. 969–976.
21. Tamanna, N. Progress in numerical simulation of the laser cladding process / N. Tamanna, R. Crouch, S. Naher // *Optics and Lasers in Engineering*, 2019. – Vol. 122. – pp. 151–163.
22. Mirzade, F.K. Kinetic approach in numerical modeling of melting and crystallization at laser cladding with powder injection // F.K. Mirzade, V.G. Niziev, V.Y. Panchenko [et al.] // *Physica B: Condensed Matter*, 2013. – Vol. 423. – pp. 69–76.
23. Kumar, A. Effect of threedimensional melt pool convection on process characteristics during laser cladding / A. Kumar, S. Roy // *Computational Materials Science*, 2009. – Vol. 46, Iss. 2. – pp. 495–506.
24. Hofman, J.T. FEM modeling and experimental verification for dilution control in laser cladding / J.T. Hofman, D.F. De Lange, B. Pathiraj // *Journal of Materials Processing Technology*, 2011. – Vol. 211, Iss. 2. – pp. 187–196.
25. Zeković, S. Modeling of Laser-Based Direct Metal Deposition / S. Zeković, R. Kovacević // *Tribology in industry*, 2006. – Vol. 28, No. 1&2. – 14 p.

## Механические характеристики сердечно-сосудистых стентов на основе Co-Cr после электрохимической обработки

Луцки П.Е., Рафальский И.В., Заблоцкий А.В.  
Белорусский национальный технический университет

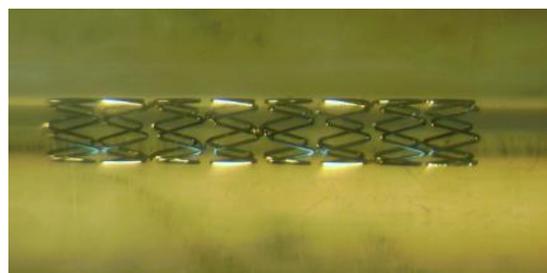
Сердечно-сосудистые стенты представляют собой искусственные биоимплантаты, которые обеспечивает восстановление функций сердечно-сосудистой системы у больных с заболеваниями коронарных артерий. Надежность и долговечность имплантата определяется показателями физико-механических, химических свойств и биологической совместимости материалов. В случае частичной или полной потери работоспособности имплантата для восстановления функциональности сердечно-сосудистой системы у больных требуется повторное хирургическое вмешательство.

Сплавы медицинского применения на основе системы кобальт-хром являются одними из наиболее широко используемых металлических материалов для изготовления имплантатов благодаря уникальному сочетанию вышеуказанных свойств. Высокая коррозионная стойкость достигается благодаря тонкому поверхностному оксидному слою, состоящему в основном из оксида хрома. Значения предела прочности при растяжении в кобальт-хромовых сплавах существенно увеличиваются с ростом значений относительной деформации, что позволяет при малых размерах стента обеспечить требуемые механические свойства конструкции.

Исследование влияния режимов электрохимической обработки (ЭХО) материалов на основе Co-Cr на механические характеристики сердечно-сосудистых имплантатов проводили с использованием малоразмерных имплантатов сложной геометрии, изготовленных из легированного Co-Cr сплава (% мас.: Cr 20,9; W 14,8; Ni 10,5; Mn 1,2; Fe 0,63; Si 0,24; C 0,07; Co – остальное). Электрохимическую обработку Co-Cr стентов (рис. 1) осуществляли в химически активной среде (раствор соляной и серной кислот, этиленгликоль) при температуре около 40 °С, задавая установленные параметры ЭХО (силу тока, количество поворотов/погружений, время выдержки).



а)



б)



в)

Рисунок 1 – Общий вид установки (а) для электрохимической обработки малоразмерных Co-Cr сердечно-сосудистых имплантатов (б) и комплект приспособлений (подвесов) для их фиксации (в)

Изображения структуры Co-Cr стентов после электрохимической обработки, полученное с использованием оптического и сканирующего электронного микроскопа (SEM-изображения), представлены на рис. 2.

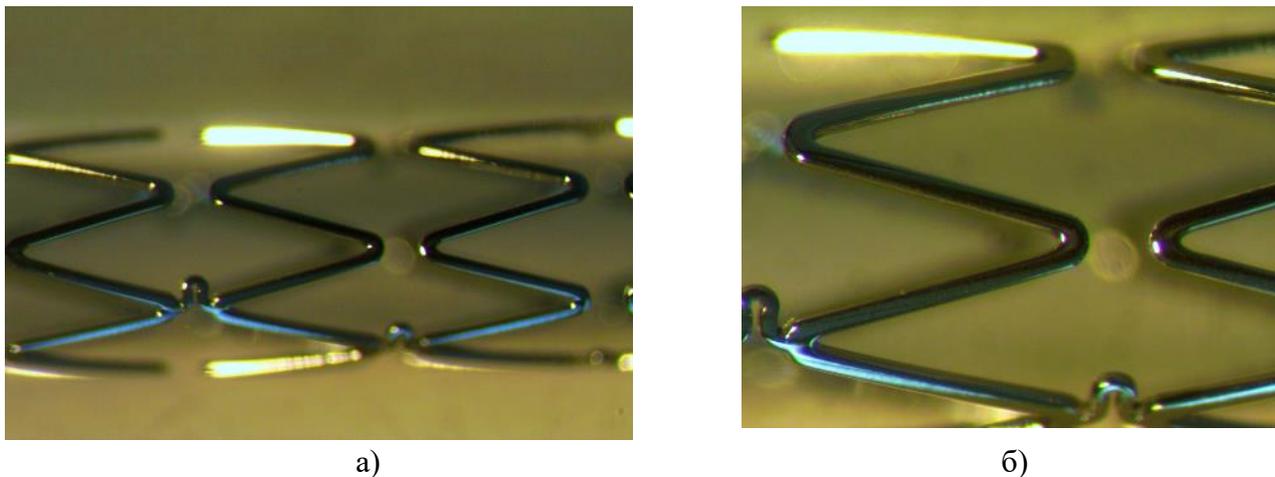


Рисунок 2 – Результаты оптической микроскопии малоразмерных Co-Cr сердечно-стентов после электрохимической обработки

В процессе исследования влияния параметров ЭХО на степень удаления материала Co-Cr стентов было выявлено изменение вольт-амперных характеристик процесса в начальный момент времени и в установившемся режиме (рис. 3). Установлено, что возможность получения равномерного съема материала стентов обеспечивается при условии проведения процесса обработки в диапазоне параметров ЭХО, соответствующих области их средних значений.

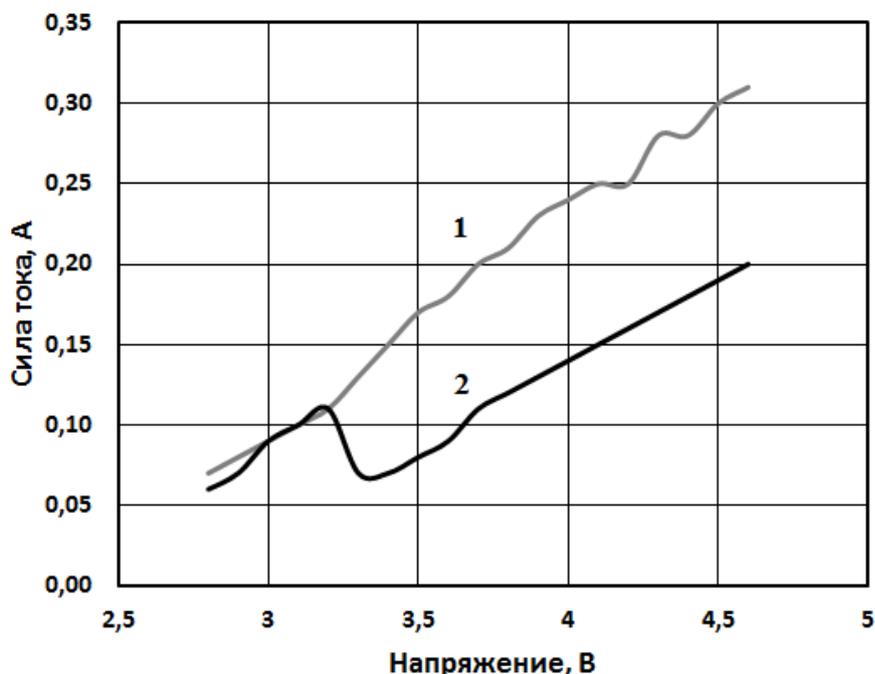


Рисунок 3 – Типовая вольт-амперная характеристика процесса ЭХО Co-Cr стентов: 1 – начальный момент обработки; 2 – установившийся режим обработки

Влияние ЭХО, связанное с уменьшением размеров структурных элементов Co-Cr имплантатов, на изменение их механических характеристик, выражается, в основном, в снижении предельных значений модуля упругости при испытаниях стентов на сжатие (рис. 4). Характер зависимостей модуля упругости от диаметра сжатия Co-Cr сердечно-сосудистых стентов после ЭХО, обеспечивающей различную степень удаления Co-Cr сплава, при этом не

изменяется (рис. 4, 5).

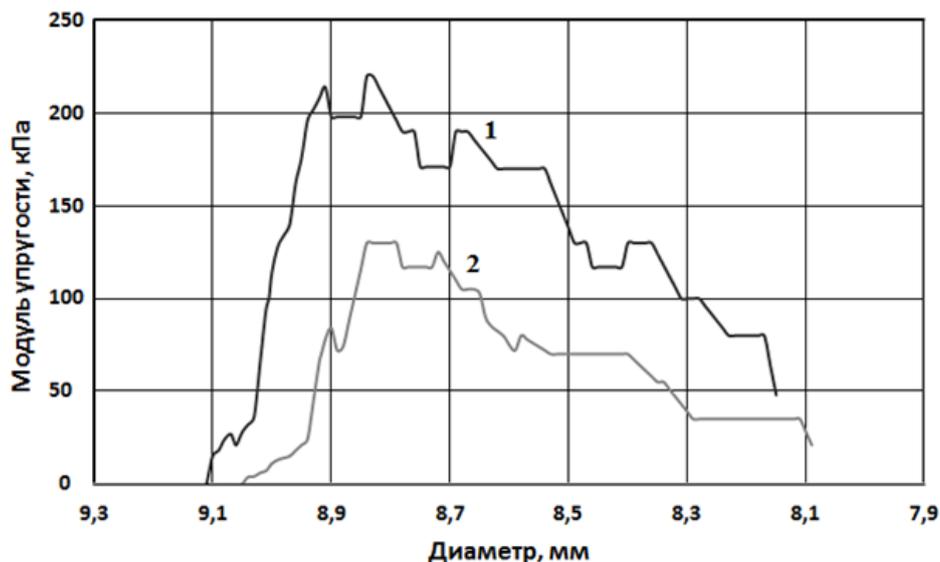


Рисунок 4 – Зависимости модуля упругости от диаметра сжатия Co-Cr стентов после ЭХО (сила тока  $I=0,6$  А): 1 – средняя толщина Co-Cr проволоки после ЭХО 189,1 мкм (время обработки 10 мин., температура 40-41 °С); 2 – средняя толщина Co-Cr проволоки после ЭХО 168,2 мкм (время обработки 16 мин., температура 41-42 °С)

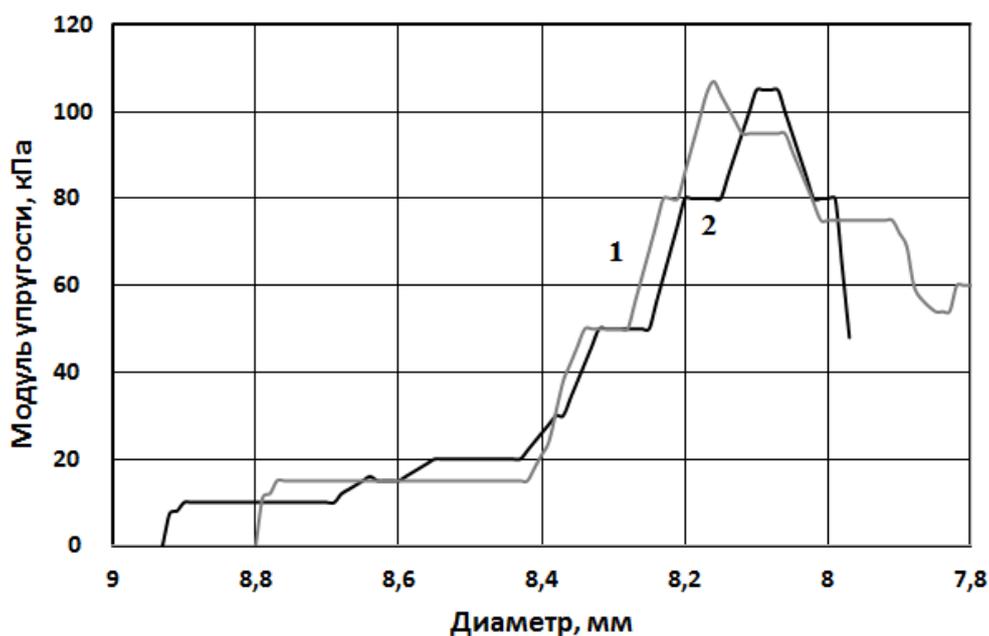


Рисунок 5 – Зависимости модуля упругости от диаметра сжатия Co-Cr стентов после ЭХО (сила тока  $I=0,6$  А, время обработки 16 мин.): 1 – средняя толщина Co-Cr проволоки после ЭХО 173,2 мкм (температура обработки 39-41 °С); 2 – средняя толщина Co-Cr проволоки после ЭХО 168,9 мкм (температура обработки 40 °С)

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, проект Т21УЗБГ-008 «Исследование механических свойств и биологической совместимости медицинских материалов на основе CoCr после термической и электрохимической обработки».

**Структура и свойства черных МДО-покрытий на алюминиевых сплавах**Королёв А.Ю.<sup>1</sup>, Нисс В.С.<sup>2</sup>, Сенченко Г.М.<sup>2</sup>, Янович В.А.<sup>1</sup><sup>1</sup>Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет

Существующие процессы получения черных износостойких покрытий включают химические методы, анодное оксидирование с последующим окрашиванием в анилиновых красителях, электрохимическое осаждение, вакуумно-плазменную обработку, микродуговое оксидирование (МДО). Большой интерес для формирования светопоглощающих покрытий вызывает метод МДО, характеризующийся как надежный и экологически безопасный процесс, обеспечивающий формирование твердого керамико-подобного оксидного слоя с высокой коррозионной стойкостью и хорошей адгезией к основе. Поэтому разработка методов получения качественных черных МДО-покрытий, обладающих как высокими оптическими, так и механическими характеристиками является в настоящее время актуальной задачей [1, 2]. В работе приводятся результаты исследования структуры и свойств черных керамических покрытий на алюминиевом сплаве АМг2, полученных методом микродугового оксидирования с применением силикатно-щелочного и силикатно-фосфатного электролитов.

Для нанесения черных керамических покрытий использовались плоские образцы из алюминиевого сплава АМг2 с размерами 25x25x1,2 мм. Для обработки образцов применялись электролиты двух составов: силикатно-щелочной с вольфрамом натрия (SAT) и силикатно-фосфатный с ферроцианидом калия (SPF). Основой электролитов является гидроксид натрия, натрий фосфорнокислый и силикат натрия. Температура электролитов при обработке образцов поддерживалась в диапазоне 20–25 °С. Обработку образцов выполняли в биполярном режиме МДО с амплитудой положительного напряжения +450–500 В, отрицательного – -70–100 В. Частота импульсов при обработке составляла 200–1000 Гц. Измерение толщины покрытий выполняли на поперечных шлифах покрытий на металлографическом микроскопе Altami MT1. Шероховатость поверхности образцов измерялась профилометром MarSurfPS1. Микрофотографии поверхности образцов получены с помощью сканирующего электронного микроскопа VEGA II LMU. Исследование износостойкости покрытий выполнялось на трибометре FT-3.

В электролите SAT равномерное наиболее насыщенное черное покрытие формируется при концентрации вольфрамата натрия 1,5–2,0 г/л. При меньшей концентрации наблюдается образование ненасыщенного покрытия с цветом, близким к оливковому. При использовании электролита SPF однородное наиболее насыщенное покрытие формируется при содержании ферроцианида калия 1,5 г/л. Внешний вид образцов после МДО продолжительностью 10 мин при содержании в электролитах дополнительных компонентов 1,5 г/л представлен на рис. 1.



Рисунок 1 - Внешний вид образцов с полученными черными керамическими покрытиями: слева – в электролите SAT, справа – в электролите SPF

При МДО в электролите SAT концентрация вольфрамата натрия не оказывает существенного влияния на качество формируемых покрытий (рис. 2). Так повышение концентрации вольфрамата натрия с 0,5 до 2,0 г/л при обработке с продолжительностью 10 мин приводит к увеличению шероховатости поверхности с Ra 0,97 мкм до 1,11 мкм. При использовании электролита SPF с повышением содержания ферроцианида калия с 0,5 до 1,5 г/л наблюдается значительное снижение качества формируемых покрытий. Дальнейшее повышение концентрации ферроцианида калия не оказывает влияние на изменение шероховатости. Так повышение кон-

центрации ферроцианида калия с 0,5 до 1,5 г/л приводит к увеличению шероховатости поверхности Ra с 1,08 мкм до 4,20 мкм. Такой характер представленных зависимостей может быть связан с высокой проводимостью ферроцианида калия. Увеличение концентрации этого компонента вызывает повышение плотности тока и, соответственно, рост энергии дуговых разрядов и увеличение температуры в зоне пробоя. Это в свою очередь приводит к повышению объема расплавленного материала, выделяющегося на границе покрытие-основание и образованию более развитой и рельефной поверхности, что является причиной значительного повышения шероховатости.

На рис. 3 представлена зависимость, характеризующая динамику роста толщины покрытий с увеличением продолжительности МДО для образцов, полученных в электролитах SAT и SPF с содержанием по 1,5 г/л вольфрамата натрия и ферроцианида калия, соответственно. Так в начальной стадии обработки (1 мин) толщина покрытий составляет 6–11 мкм, а после обработки продолжительностью 30 мин – 37–39 мкм. Наиболее интенсивный рост толщины формируемых покрытий для образцов, полученных в использованных электролитах, наблюдается при продолжительности обработки до 5 мин. Дальнейшее увеличение продолжительности обработки приводит к замедлению роста толщины.

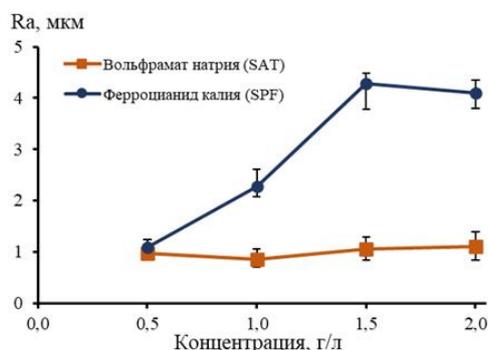


Рисунок 2 - Влияние концентрации окрашивающих компонентов на шероховатость формируемых покрытий

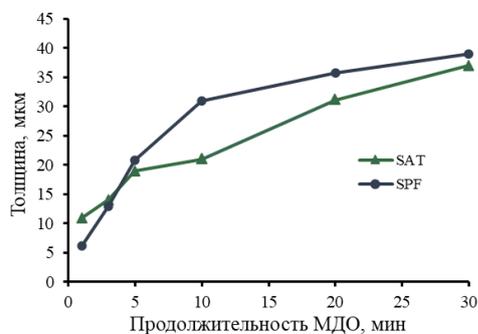
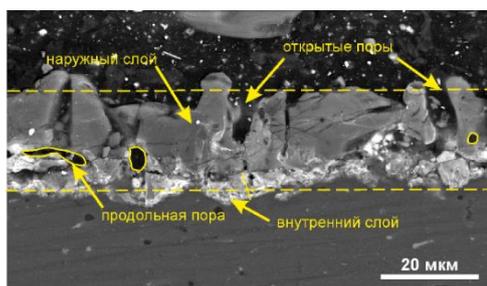


Рисунок 3 - Влияние продолжительности МДО на толщину формируемых покрытий

Структуры сформированных покрытий в результате МДО с продолжительностью 10 мин представлены на рис. 4. Покрытие, полученное с применением электролита SAT, имеет толщину 21 мкм (рис. 4а) и состоит из плотного внутреннего слоя толщиной 3,2–5,0 мкм и пористого наружного слоя. Наружный слой представляет собой пористую структуру с большим количеством микротрещин. В наружном слое преобладают продольные поры длиной до 13 мкм и крупные сферические поры с размерами 2,0–4,8 мкм. Кроме того, особенностью покрытия в электролите SAT является наличие глубоких открытых пор, выходящих на поверхность. Применение электролита SPF позволило получить оксидный слой с общей толщиной 31 мкм (рис. 4б) со значительно меньшим количеством микротрещин по сравнению с покрытием, полученным в электролите SAT, и с относительно небольшим беспористым внутренним слоем (1,5–2,5 мкм). Наружный слой имеет как продольные, так и поперечные (причем закрытые) поры с размером до 18 мкм. При этом в структуре наружного слоя присутствует большое количество мелких сферических пор с размерами 0,5–2,5 мкм.



а

б

Рисунок 4 - Структуры покрытий, сформированных с применением электролитов SAT (а) и SPF (б)

На рис. 5 представлены зависимости, характеризующие влияние продолжительности обработки на скорость износа поверхности образцов. Установленные зависимости для образцов, полученных в электролитах SAT и SPF, имеют схожий характер и близкие значения. На начальной стадии обработки (1 мин) покрытия демонстрировали низкую стойкость к износу. Из-за малой толщины покрытия продавливались в подложку или полностью изнашивались с дальнейшим износом подложки на относительно большую глубину – 24–26 мкм, что соответствует скорости износа  $3,0\text{--}3,4 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{м}\cdot\text{Н}$ . Максимальная износостойкость покрытий (скорость износа  $0,38\text{--}0,59 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{м}\cdot\text{Н}$ ) была достигнута при обработке с продолжительностью 10 мин. Дальнейшее увеличение продолжительности обработки существенным образом не оказало влияние на скорость износа.

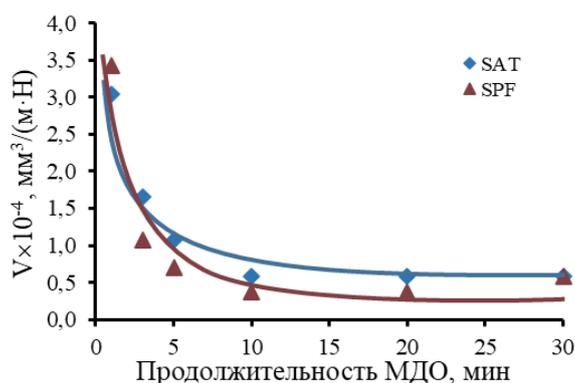


Рисунок 5 - Влияние продолжительности МДО на скорость износа поверхности

### Литература

1. Pulsed plasma electrolytic oxidation processes for aeronautical applications and their technical application / Godja N. [et al.] // Transactions of the IMF. – 2013. – Vol. 91(6). – P. 321–329.
2. Effects of pulse current mode on plasma electrolytic oxidation of 7075 Al in  $\text{KMnO}_4$  containing solution / Aliramezani R. [et al.] // Journal of The Electrochemical Society. – 2017. – Vol. 164. – P. C690–C698.

**Влияние тепловых и электрических условий в процессе  
модифицирования поверхности титана с применением  
электролитно-плазменного нагрева**

Нисс В.С.<sup>1</sup>, Королёв А.Ю.<sup>2</sup>, Иванов А.И.<sup>2</sup>, Сенченко Г.М.<sup>1</sup>, Калиниченко А.С.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»

<sup>3</sup>Белорусский государственный технологический университет

В качестве альтернативы существующим методам упрочнения поверхности титана и титановых сплавов предложен метод электрохимико-термической обработки – электролитно-плазменный нагрев в азот- или углеродсодержащем электролите с последующей закалкой путем отключения рабочего напряжения. При подаче напряжения в диапазоне 100–300 В на электрохимическую ячейку вокруг заготовки происходит локальное вскипание жидкости за счет выделения джоулева тепла [1]. В этих условиях электролит вблизи поверхности заготовки разогревается до температуры кипения и обрабатываемая заготовка, оказываясь отделенной от основной массы электролита, разогревается до температур 400–1100 °С [2]. Высокие температуры заготовки позволяют проводить насыщение поверхности атомами легких элементов, содержащихся в веществах-донорах, растворенных в электролите. В работе исследовано влияние тепловых и электрических условий (температура электролита, напряжение, плотность тока, удельная мощность) в процессе модифицирования поверхности титана с применением электролитно-плазменного нагрева на скорость нагрева, максимальную температуру нагрева и долю тепла, затрачиваемую непосредственно на нагрев.

Для исследований использовали образцы из титанового сплава ВТ6 диаметром 8 мм и длиной 30 мм. В качестве электролита использовали 10%-й водный раствор хлорида аммония. Для измерения температуры нагрева выполняли обработку образца с глухим осевым отверстием, в которое помещали хромель-алюмелевую термопару К-типа с точностью измерений 2 % в диапазоне от –32 до 1250 °С.

На рис. 1 представлены вольтамперные характеристики электролитно-плазменного нагрева при различных значениях температуры электролита. Установлено, что при температуре электролита 25 °С достигается наибольшая стабильность процесса электролитно-плазменного нагрева и максимально широкий диапазон значений рабочего напряжения, в котором обеспечивается процесс нагрева. Поэтому дальнейшие исследования выполняли при температуре электролита 25 °С. Снижение плотности тока при повышении напряжения связано с увеличением толщины парогазовой оболочки, формируемой вокруг нагреваемого образца. На развертках выделяются следующие стадии процесса нагрева (рис. 2).

1. Стадия погружения образца в электролит, во время которой происходит рост тока с образованием парогазовой оболочки вокруг образца. Длительность этой стадии, определяется скоростью погружения образца в электролит.

2. Стадия нагрева, во время которой в результате роста температуры образца увеличивается толщина парогазовой оболочки с постепенным снижением силы тока до постоянного значения. Длительность этой стадии соответствует времени нагрева образца.

3. Стадия поддержания температуры образца, во время которой значение силы тока остается постоянным.

Удельная мощность электролитно-плазменного нагрева определялась по стадии поддержания температуры образца – умножением усреднённого значения стабилизированного тока на соответствующее рабочее напряжение.

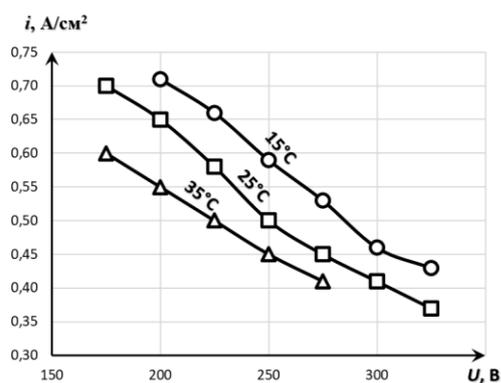


Рисунок 1 - Вольтамперные характеристики процесса анодного нагрева при различных значениях температуры электролита

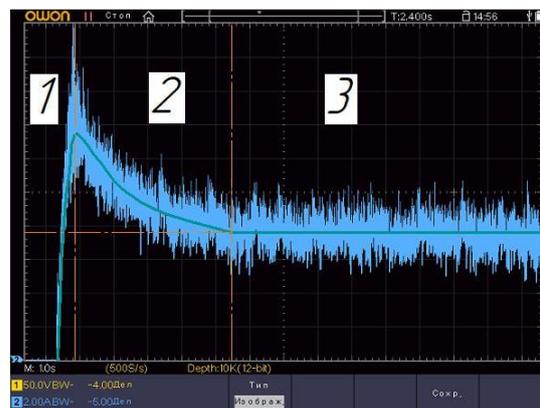
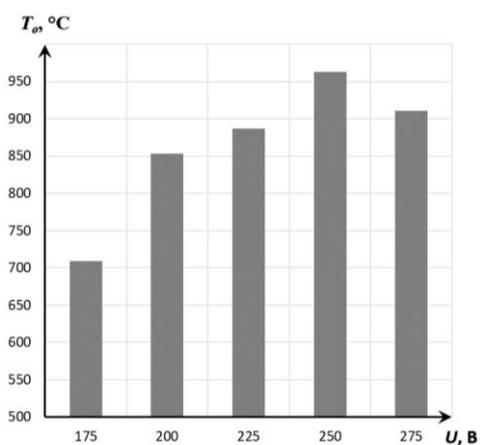
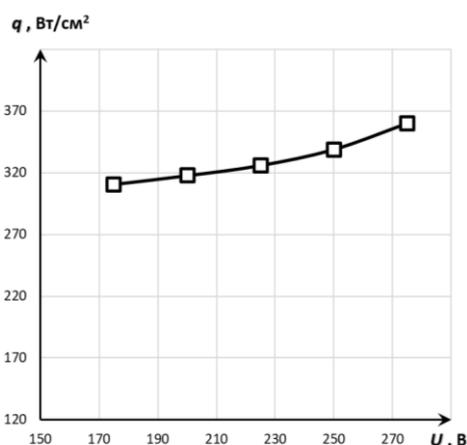


Рисунок 2 - Осциллограмма переходных процессов электролитно-плазменного нагрева при напряжении 175В

На рис. 3 представлены зависимости, характеризующие влияние рабочего напряжения на максимальную температуру нагрева образца и удельную мощность в процессе электролитно-плазменного нагрева. Зависимость распределения максимальной температуры нагрева от рабочего напряжения имеет параболический характер. В диапазоне 175–250 В наблюдается рост максимальной температуры нагрева, а далее происходит ее снижение. На всем исследуемом диапазоне значений напряжения 175–275 В происходит плавный рост удельной мощности нагрева (см. рис. 3, б).



а



б

Рисунок 3 - Влияние рабочего напряжения на максимальную температуру образца (а) и удельную мощность (б)

На рис. 4 представлены зависимости изменения скорости нагрева от плотности тока и рабочего напряжения. В диапазоне от 175 до 250 В происходит увеличение скорости нагрева. Дальнейшее увеличение напряжения приводит к снижению скорости нагрева, что связано с перераспределением тепловых потоков при повышении рабочего напряжения: доля тепла, поступающая в анод уменьшается, поступающая электролит и затрачиваемая на испарение электролита увеличивается.

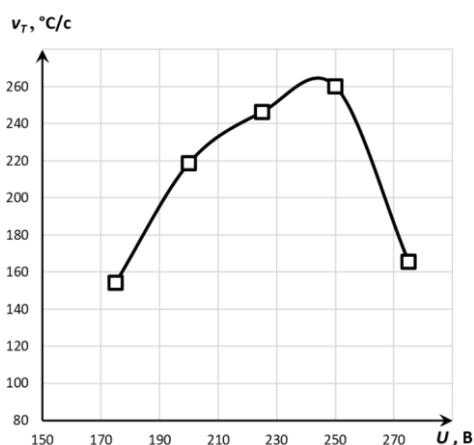


Рисунок 4 - Влияние рабочего напряжения на изменение скорости нагрева

На рис. 5 представлена зависимость изменения доли тепла  $\eta_{ан}$  от рабочего напряжения. Максимальная доля тепла, поступающего в анод ( $\eta_{ан} = 24,6\%$ ), обеспечивается при напряжении 250 В. С дальнейшим увеличением рабочего напряжения величина  $\eta_{ан}$  снижается.

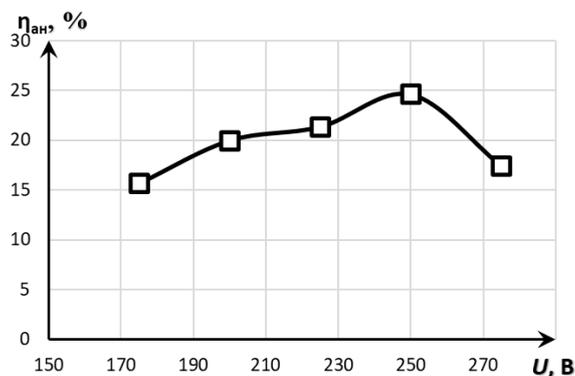


Рисунок 5 - Зависимость изменения доли тепла, затрачиваемого на нагрев анода, от напряжения

По результатам исследования влияния тепловых и электрических условий в процессе модифицирования поверхности титана с применением электролитно-плазменного нагрева установлено, что увеличение удельной мощности с 311 до 339 Вт/см<sup>2</sup> (соответствует значениям рабочего напряжения 175–250 В) приводит к существенному повышению скорости нагрева от 154 до 260 °C/c и плавному увеличению температуры нагрева в диапазоне от 700 до 950 °C. Максимальная доля тепла, затрачиваемая на нагрев анода (24,6 %) соответствует рабочему напряжению 250 В.

### Литература

1. Особенности электролитно-плазменного нагрева при электрохимико-термической обработке стали / Ю. Г. Алексеев [и др.] // Наука и техника. – 2013. – № 6. – С. 20–24.
2. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов : в 2 т. / И. Суминов [и др.] ; ред. И. Суминов. – М. : Техносфера, 2011. – 2011. – Т. I. – VI : Мир материалов и технологий. – С. 427–463.

## Специфика моделирования литейных уклонов штатными средствами САПР

Бежок А.П.

Белорусский государственный технологический университет

Расчет и нанесение на чертеж детали с модельно-литейными указаниями литейных уклонов кажется наиболее простым этапом разработки технологии отливки. Уклон на каждую вертикальную грань или поверхность выбирается с учётом ее высоты по таблице 4.1 из ГОСТ 3212-92 и тонкими линиями наносится на чертеж детали. Однако поскольку соответствующие углы очень малы и линии уклона сливаются с основными линиями, то различить их сложно. Тогда линии уклона не наносятся вообще, а в поле чертежа указывается, что неуказанные литейные уклоны равны, например,  $0,5^\circ$  по ГОСТ 3212-92, или наносятся под произвольным углом, обеспечивающим визуальную доступность информации о геометрии уклона с обозначением реального угла. При этом сам разработчик технологии (а особенно обучающийся разработке технологии студент) плохо представляет, как на самом деле выглядят уклоны, особенно на сложных моделях.

В настоящее время модельные комплекты фрезеруются на станках с ЧПУ, например, из специальной пластмассы. Для станка же с ЧПУ необходима точная 3D модель фрезеруемой детали с учетом припусков, литейных уклонов и литейных радиусов. САМ системы, управляющие станками с ЧПУ, имеют встроенные инструменты коррекции уклонов, однако хотелось бы иметь готовую точную 3D модель ещё на этапе разработки. Это позволит, например, точнее рассчитать массу отливки, увидеть финишную геометрию и правильно проставить литейные радиусы. В качестве примера, иллюстрирующего вышесказанное, на рисунке 1 представлены 3D модель базовой детали (а), 3D модельный комплект низа (б) с учётом литейно-модельных указаний (без элементов ЛПС), отдельная 3D модель литейных уклонов, выполненных за счет увеличения размеров отливки (в), модель отливки со стержнем без литейных уклонов и скруглений (г) для импорта в литейные САПР для моделирования заливки и кристаллизации. При этом все указанные конфигурации получены из одного файла детали Solid Works.

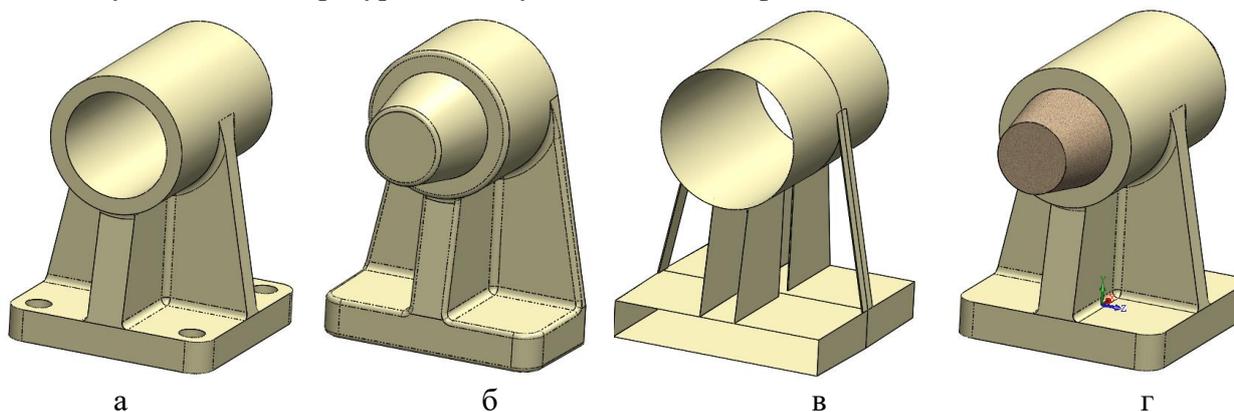


Рисунок 1 - Модель базовой детали (а), модельный комплект низа (б), модель литейных уклонов (в), модель отливки со стержнем без литейных уклонов и скруглений для импорта в литейные САПР (г)

Литейные радиусы проставляются в самом конце создания модели после простановки всех уклонов, так как инструменты систем моделирования используют рёбра моделей для простановки скруглений. Положение же рёбер в пространстве и значения углов между гранями, которые их образуют, после простановки уклонов меняются. Кроме этого, используемые для моделирования промышленные САПР, являются параметрическими системами, а это накладывает определенные ограничения на логику моделирования.

В зависимости от размера, сложности и требований к деталям, для простановки уклонов можно использовать различные подходы к их созданию с учётом имеющихся инструментов и их возможностей в конкретной системе 3D моделирования. Кроме этого, создание точной 3D модели с литейно-модельными указаниями, требует специального подхода к разработке алгоритма моделирования, который может значительно отличаться от алгоритма создания 3D модели базовой детали. Данная концепция является отдельной большой темой для обсуждения.

Формовочные уклоны на обрабатываемых поверхностях выполняются сверх припуска на механическую обработку отливки по ГОСТ 3212-92, на необрабатываемых поверхностях – за счет увеличения и (или) уменьшения размеров отливки. С точки зрения моделирования как собственно уклонов, так и общей логики моделирования технологии отливки, вариант уменьшения является самым простым в реализации.

Рассмотрим примеры использования штатных средств простановки уклонов. Поскольку литейные уклоны устанавливаются для вертикальных поверхностей или граней, то можно рассмотреть их установку для базовых элементов (цилиндр, ящик, тела выдавливания с основанием произвольной формы). Каждый из приведенных ниже способов простановки уклонов имеет свою сферу применения в зависимости от сложности модели и применяемых алгоритмов моделирования.

Наиболее очевидным и простым способом создания уклонов является функция «Уклон» операции выдавливания. Этот способ удобно использовать, когда уклон формируется за счет уменьшения размеров отливки. Тем не менее, даже в таких случаях, создание элементов геометрии сразу с уклоном может затруднить либо сделать не возможным дальнейшее моделирование детали. При этом под уклон идут все вертикальные грани и поверхности выдавливания без возможности их выборочного отключения.

Потери материала отливки при этом можно оценить по приведенным ниже примерам. Согласно таблице 4.1 из ГОСТ 3212-92 максимальный угол уклона в  $2^{\circ}20'$  назначается для формообразующих поверхностей высотой до 10 мм, для диапазона 40-63 мм -  $0^{\circ}35'$ , что соответствует  $2.3333^{\circ}$  ( $0^{\circ}20' = (10+20/60+0/3600) = 2.3333^{\circ}$ ) и  $0.5833^{\circ}$  ( $0^{\circ}35' = (0+35/60+0/3600) = 0.5833^{\circ}$ ) градусам в десятичной системе. Для цилиндра высотой и диаметром 50 мм применение уклона  $0.5833^{\circ}$  приводит к уменьшению диаметра верхней грани до 48.98 мм, т.е. уменьшение радиуса составит всего 0.51 мм. Для высоты цилиндра 10 мм и величины угла  $2.3333^{\circ}$  - 49.19 мм, т.е. уменьшение радиуса составит 0.405 мм. Для границы диапазона 63 мм – 48.72, т.е. уменьшение радиуса составит 0.649 мм. Именно эти цифры с округлением до второго знака после запятой 0.65 мм и 0.4 мм (40 - 63 мм -  $0.5833^{\circ}$  и 0.65 мм, 0-10 мм -  $2.3333^{\circ}$  и 0.4 мм) указаны в таблице 4.1 из ГОСТ 3212-92 на верхних границах этих диапазонов высот, что соответствует максимальным потерям за счет уменьшения размеров отливки.

Функцию «Уклон» операции выдавливания можно использовать также и для создания уклонов за счет увеличения размеров отливки. Однако такой вариант использования команды усложняет логику моделирования за счёт сложности указания правильной нейтральной поверхности уклона.

Более гибкой является команда «Уклон». С её помощью можно на любом этапе моделирования назначить уклон на заданное количество граней и поверхностей, а не только на формирующиеся тела выдавливания, как в предыдущем примере. Кроме этого, имеется ряд дополнительных тонких настроек операции уклона. Этот способ, как и предыдущий, в первую очередь удобно использовать, когда уклон формируется за счет уменьшения размеров отливки. Но его можно также использовать и для создания уклонов за счет увеличения размеров отливки.

При этом возникает проблема стыка моделей верха и низа по плоскости разёма. Рассмотрим пример с цилиндром высотой 73 мм. Верхняя часть высотой 10 мм будет располагаться в верхней полуформе, а оставшаяся нижняя часть длиной 63 мм – в нижней. При назначении уклонов на эти две части в соответствии с выше приведенными расчетами получится

ступенька шириной  $0.65-0.4=0.25$  мм (рисунок 2а). Для устранения ступеньки необходимо корректировать один из углов. В нашем случае фиксируем нижний угол  $0.5833^\circ$ , и находим точный угол уклона для верхней части цилиндра, который увеличится по сравнению с рекомендованными  $2.3333^\circ$  до  $3.7201^\circ$  ( $\text{arcctg}(10/0.65)=\text{arcctg}(15.38) = 3.7201^\circ$ ). Точности угла до четвертого знака после запятой хватает для полного устранения ступеньки при моделировании в SolidWorks (рисунок 2б) с получением в сечении уклона прямоугольного треугольника с катетами 0.65 и 10 мм. При этом сохраняется верхний радиус цилиндра 50 мм. Если в дальнейшем изменить высоту верхней части цилиндра, то угол опять надо будет пересчитывать. В этом заключается недостаток данного способа. Решением проблемы может быть использование при моделировании связывания параметров через уравнение расчета угла  $\alpha=\text{arcctg}(L/H)$ , где  $L$  – высота короткой формообразующей поверхности, а  $H$  – ширина ступеньки уклона длинной формообразующей поверхности.

При использовании уклонов, выполненных за счет уменьшения размеров отливки, проблема излома отсутствует, так как поверхность разъёма является общей нейтральной поверхностью для всех граней под уклон моделей низа и верха.

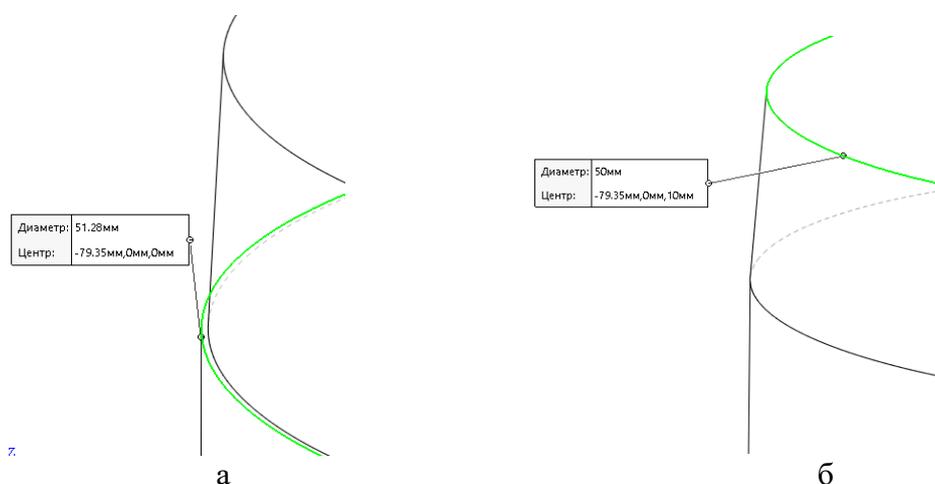


Рисунок 2 – Поверхность разъёма с изломом (а) и без излома (б)

Надо отметить, что в процессе комплексной разработки технологии с использованием 3D моделирования, желательно в одном файле (рисунок 1) смоделировать при помощи различных конфигураций деталь, стержни, модели верха и низа для подмодельных плит, базовую отливку без литейных уклонов и скруглений, но с припусками и напусками для формирования модели куста с ЛПС (для последующего расчета заливки и кристаллизации в литейных САПР). Такая схема позволяет впоследствии изменять параметры модели. При этом внесенные изменения отражаются во всех конфигурациях и завязанных на них внешних файлах.

В зависимости от сложности отливки и вышесказанного, гибкости штатных способов простановки уклонов может оказаться недостаточно. Описание других технических приёмов получения уклонов с использованием команд поверхностного и твёрдотельного моделирования САПР Solid Works, является отдельной темой для обсуждения.

**Об инновационных моделях и исследованиях глушителей шума поршневых двигателей внутреннего сгорания**

Кунаш М.В, Белохвостов Г.И.

Белорусский государственный аграрный технический университет

Шум транспортного шума сегодня рассматривается в качестве основного негативного фактора загрязнения окружающей среды. Всемирная организация здравоохранения (ВОЗ) признает шум как серьезную и широко распространенную опасность для здоровья людей. Транспортный шум может ослабить познавательное функционирование человека (обработка информации, понимание и изучение), что может оказать влияние и на безопасность дорожного движения. Для людей, живущих на улицах со средними шумовыми уровнями выше 65...70 дБ(А), риск сердечных болезней находится в среднем на 20% выше, по сравнению с людьми, живущими на более тихих улицах. Приблизительно 50 000 человек в развитых странах умирают преждевременно каждый год от сердечных приступов, вызываемых транспортным шумом. [1].

Более 30 % работников, занятых в сельскохозяйственном производстве, подвергаются неблагоприятному воздействию шума, превышающего допустимые нормы. Организм человека, неприспособленный к перманентному воздействию шума, реагирует на звуковые раздражители достаточно негативно. Отрицательное влияние шума на работоспособность проявляется даже при его небольшой интенсивности [2], [3].

Известно, что с помощью зрения человек получает 85% информации об окружающем мире, а с помощью слуха – лишь 10%. Но если глаза можно закрыть в любое время и отдохнуть, то функция слуха активна круглосуточно, что может приводить к утомлению анализатора, а при высоких уровнях и длительности – к нарушениям здоровья [4].

Несмотря на исключительную научную направленность и экономические усилия, переход от двигателей внутреннего сгорания (ДВС) к полностью электрическим двигателям будет долгим и сложным. ДВС в ближайшие годы будут по-прежнему играть фундаментальную роль, как в качестве традиционных двигателей, так и в составе гибридных силовых агрегатов. Исходя из изложенного, снижение уровня шума тракторов, самоходных сельскохозяйственных и транспортных машин совершенствованием системы выпуска отработанных газов является важной народнохозяйственной задачей [2], [3], [5].

Шум ДВС, с учетом механизмов образования его отдельных составляющих, подразделяют на аэродинамический и структурный. Изначально аэродинамический шум по своему уровню значительно превышает структурный [5]. Проблема снижения этого шума решается с помощью применения эффективных глушителей шума (ГШ). ГШ должны уменьшать уровень шума и не препятствовать функционированию устройства, генерирующего шум. Кроме этого, к ГШ в зависимости от эксплуатационных особенностей предъявляются требования по габаритам, форме, массе, стоимости, использованию конструкционных и поглощающих звук материалов и т.п. [5].

На инженерно-технологическом факультете (В.Я. Груданов [и др.]) разработана новая конструкция ГШ [5] со вставкой конфузorno-диффузornoго типа, имеющей вид трубы Вентури, которая проходит испытания в ОАО «Минский тракторный завод». Готовится аналогичный стенд для испытаний (Н.И. Иванов [и др.]), общий вид которого показан на рисунке 1. Стенд представляет собой физическую установку, заключенную в звукоизолирующий капот [6].

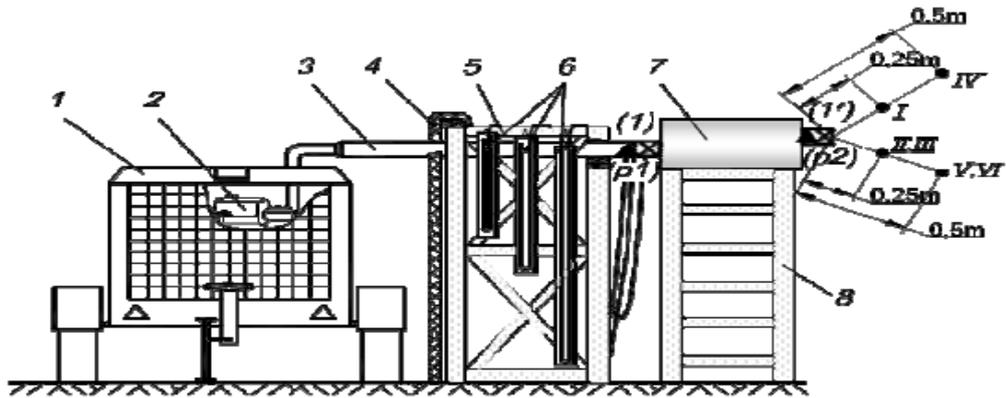


Рисунок 1 - Общий вид стенда для испытаний ГШ выпуска ДВС: 1 – звукоизолирующий капот, 2 – ДВС, 3 – соединительный патрубок, 4 – акустический экран, 5, 6 – измерительные приборы, 7 – испытываемый ГШ, 8 – стойка [6].

На выпуске ДВС установлен соединительный патрубок, к свободному концу которого крепится испытываемый ГШ (или труба равной с ГШ длины) вертикально или горизонтально (в зависимости от испытываемой модели). Между установкой и испытываемым ГШ устанавливается акустический экран [6].

При разработке ГШ выпуска следует находить правильное соотношение необходимого шумоглушения и минимального противодействия. Для ДВС увеличение противодействия на 3...5 кПа приводит к потере проектной мощности ДВС на 2...3 % [7]. При этом потери связаны не только с конструкцией ГШ, но и с типом ДВС.

При расчете противодействия за основу берут расчетную схему проектируемого ГШ и учитывают падение давления на входной и выходной трубах ГШ, а также на трубах, соединяющих его камеры. Учитываются потери давления за счет трения и на местных сопротивлениях у срезов труб.

Противодействие рассчитывается по следующей формуле:

$$\Delta p = \frac{(K_{вх} + K_{вых} + \lambda_T l_T / d_T) \rho v^2}{2}, \quad (1)$$

где  $K_{вх}$  и  $K_{вых}$  – коэффициенты местного сопротивления на входе потока в трубу и на выходе из нее;  $\lambda_T$  – коэффициент трения потока газов о стенку трубы;  $d_T = 4 S_T / F_T$  – гидравлический диаметр трубы (для трубы с круговым сечением  $d_T = d_T$ );  $l_T$ ,  $d_T$  и  $F_T$  – длина, внутренний диаметр и внутренний периметр трубы, м;  $S_T$  – площадь проходного сечения трубы, м<sup>2</sup>;  $\rho$  – плотность газов в трубе, кг/м<sup>3</sup>;  $v$  – средняя скорость движения газов в трубе, м/с [8].

Акустический расчет резонансных ГШ производится по формуле:

$$L = -10 \lg \left[ 1 + \frac{\alpha - \frac{1}{4}}{\alpha^2 + \beta^2 \left( \frac{f}{f_p} - \frac{f_p}{f} \right)^2} \right], \quad (2)$$

где  $\alpha = \frac{R_v F}{\rho c}$  – безразмерное активное сопротивление резонансного ГШ;

$\beta = \frac{F}{\sqrt{kV}}$  – безразмерное реактивное сопротивление резонансного ГШ.

Эффективность заглушения на резонансной частоте зависит только от активного сопротивления ГШ и равна:

$$L = -20 \lg \left[ 1 + \frac{1}{2\alpha} \right] \text{дБ}. \quad (3)$$

Активное сопротивление резонансного ГШ приближенно может быть определено по формуле:

$$R_0 = \frac{8\rho}{n\pi d^2} \sqrt{2\omega\mu} \left[ \frac{l}{d} + \left(1 - \frac{\pi d^2}{4a^2}\right) \right], \quad (4)$$

где  $d$  – диаметр отверстия резонансной камеры, м;

$l$  – длина отверстия, м;

$a$  – расстояние между отверстиями, м;

$n$  – количество отверстий;

$\rho$  – плотность воздуха, кг/м<sup>3</sup>.

$\mu$  – коэффициент кинематической вязкости воздуха или газа (для воздуха  $\mu_0 = 10^{-4}$  м<sup>2</sup>/с при 20° С и 760 мм рт. ст.).

По результатам исследований предложены инновационные модели ГШ, которые могут быть использованы в системах выпуска ОГ поршневых ДВС транспортных и самоходных сельскохозяйственных машин.

## Литература

1. Can you hear us? Why it is finally time for the EU to tackle the problem of noise from road and rail traffic, / T&E-European Federation for Transport and Environment publications, 2008, T&E 08/1, 12 p.
2. Белохвостов, Г.И. Современные подходы к разработке глушителей шума поршневых двигателей внутреннего сгорания / Г. И. Белохвостов, М.В. Бренч, М.В. Кунаш, Е.С. Андрухович, А.Р. Коженевский // Инновационные решения в технологиях и механизации сельскохозяйственного производства : сборник научных трудов. - Горки: БГСХА, 2023. - Вып. 8. - С. 40-44.
3. Белохвостов, Г.И. Глушители шума поршневых двигателей внутреннего сгорания: классификация, основные требования, инновационные конструкции / Г. И. Белохвостов, М.В. Бренч, М.В. Кунаш, Е.С. Андрухович, А.Р. Коженевский // Производство и переработка сельскохозяйственной продукции: сборник научных статей VIII Международной научно-практической конференции, 23—25 ноября 2022 г. / редкол.: Н.М. Дерканосова [и др.]. — Воронеж, ФГБОУ ВО Воронежский ГАУ, 2022.— С. 56—64.
4. Цвиккер Э., Фельдкеллер Р. Ухо как приемник информации. М.: ИИЛ, 1971.
5. Груданов, В.Я. Новые направления в конструировании глушителей шума поршневых двигателей внутреннего сгорания / В. Я. Груданов, Л.Т. Ткачёва, Г. И. Белохвостов, М. В. Кунаш // Вестник БарГУ. Сер. Технические науки. — 2022. — № 2 (12). – С. 74-84.
6. Исследование глушителей шума выпуска двигателей внутреннего сгорания / Н. И. Иванов [и др.] // Защита населения от повышенного шумового воздействия: сборник докладов II Всероссийская научно-практическая конференция, 17—19 марта 2009 г. — Санкт Петербург, 2009.— С. 516—522.
7. Кунаш М.В. Улучшение гидравлических характеристик глушителей шума / М. В. Кунаш [и др.] // Переработка и управление качеством сельскохозяйственной продукции: сборник статей VI Международной научно-практической конференции, Минск, 30-31 марта 2023 г. - Минск: БГАТУ, 2023. - С. 294-296.
8. Айрбабамян, С.А. Противодействие в глушителях шума выпуска автомобилей / С. А. Айрбабамян, Г.И. Калабухов // [Технология, экономика и организация производства технических систем](#): межвузовский сборник научных трудов. под ред. О. В. Таратынова, Е. А. Резчикова. – Москва: МГИУ, 2012. – С. 164-170.

## Охрана труда при изготовлении и эксплуатации светодиодных источников света

Автушко Г.Л.

Белорусский национальный технический университет

Светодиодные источники света являются весьма многофункциональными, и имеют ряд достоинств, среди которых основными можно выделить экономичность и долговечность. Однако, ввиду их строения, они имеют ряд показателей, негативно влияющих на жизнедеятельность и организм человека.

Составными частями большинства светодиодных ламп являются:

- 1) кристаллы светодиодов, являющиеся источником света и располагающиеся на специальной текстолитовой плате;
- 2) рассеиватель - полусфера для рассеивания света. Напряжение на выходе зависит от числа светодиодов и того, по какой схеме они включены. Для равномерного распределения света по всей площади используется рассеивающая колба, которая также выполняет функцию защиты от различных повреждений;
- 3) драйвер, необходимый для выпрямления напряжения при его перепадах;
- 4) радиатор, который необходим для эффективного отвода тепла от компонентов лампы;
- 5) цоколь, обеспечивающий надежный контакт с патроном и предотвращающий появление коррозии.

Кристалл полупроводника физически способен излучать свет лишь одной определенной длины волны, т.е. - один цвет, но почти любой из видимого диапазона. Люминофор используется в качестве покрытия, которое наносится на кристаллы для получения белого цвета. Также для этих целей используются комбинированные светодиоды, т.е. светодиоды нескольких цветов.

Монокристаллы выращивают из расплава. В тигель из тугоплавкого материала загружают шихту — поликристаллический кремний. Туда же добавляют легирующие присадки: бор, фосфор и другие элементы, которые определяют будущий тип проводимости кремния. Для расплавления шихты используют нагреватели сопротивления. Система экранов обеспечивает заданное распределение температуры в зоне кристаллизации. Над тиглем помещают затравку — небольшой монокристалл кремния с заданной ориентацией. В рабочей камере создают требуемый вакуум. Защитную среду образует инертный газ — аргон. Объем газа контролируют расходомером. В качестве меры безопасности в обязательном порядке используется охлаждающая система. Температура плавления шихты равна 1420 градусов по Цельсию. Тиглю и затравке придают вращательное движение для того, чтобы направить имеющиеся в расплаве примеси от центра к периферии и получить слиток цилиндрической формы. Затравку медленно поднимают, вытягивая из расплава формирующийся монокристалл. Слиток приобретает такую же ориентацию, как и затравка.

Особо чистые монокристаллы кремния получают методом зонной плавки. В этом случае слиток нагревают высокочастотным индуктором. Плавку ведут в вакууме или в атмосфере инертного газа. Узкая зона расплава медленно перемещается вдоль оси слитка, оттесняя примеси к верхнему его концу. Загрязненные примесями участки слитка потом отрезают. Погрешность и формы слитка исправляют калибровкой на круглошлифовальном станке. Слиток при выращивании получает ориентацию с некоторым отклонением от заданного кристаллографического направления. Его уточняют с помощью установки рентгеновского ориентирования. После этого на торце слитка проводят контрольную риску, определяющую положение базовой плоскости. Базовую плоскость слитка получают на плоскошлифовальном станке. Она служит основанием для точной установки слитка для последующей резки.

Светодиодные источники света имеют определенные преимущества по сравнению с другими видами ламп:

- 1) Достаточно высокая светоотдача (около 30%).
- 2) Экономичность.
- 3) Длительный срок службы.
- 4) Возможность включения мгновенно.
- 5) Возможность безопасной эксплуатации и утилизации.

Но, в тоже время, имеются и существенные недостатки:

- 1) Дороговизна.
- 2) Мерцание, оказывающее вредное воздействие на здоровье человека.
- 3) Наличие понижающего преобразователя (это является причиной ещё большего возрастания стоимости изделия).

Одним из негативных факторов является пульсация излучаемого света при переменном напряжении, связанная с постоянными перепадами напряжения. Также пульсации могут возникать при неисправности лампы.

Пульсация светового потока характеризует искусственное освещение и его источники. Частота пульсаций показывает, насколько качественный источник света.

Пульсации в лампах — это изменения потока света с такой частотой, которая вдвое больше, чем частота электрической сети (пульсации возможны также с частотами 50, 200, 300 Гц).

Пульсации света несут два вида опасностей для человека:

- стробоскопический эффект;
- влияние на аппарат зрения.

При стробоскопическом эффекте представляется, что предметы, которые вращаются, кажутся неподвижными. Данный эффект опасен и приводит к травматизму на производстве с тяжелыми последствиями. Для его устранения на производствах близкие друг к другу светильники подключают к различным фазам сети. Фазы сдвигаются на 120 градусов. Минимумы и максимумы потока не совпадают во времени. За счет этого пульсации значительно уменьшаются. Стробоскопический эффект перегружает аппарат зрения. При величине пульсаций 40% и выше достаточно около 1-2 минут, чтобы человек почувствовал его влияние на организм. Мозг уже перестает справляться с поступающей информацией. Зрительный аппарат переутомляется, так как мозг расходует много ресурсов, чтобы исправить информацию, которая поступает в зрительный аппарат.

Доказано, что человеческий мозг и его аппарат зрения также реагирует на изменения зрительной информации до частоты 300 Гц. В этом случае свет, который попал в глаз, проходит к супрахиазматическим клеткам и паравентрикулярным ядрам гипоталамуса, а также к шишковидной железе. Это влияет на наш гормональный фон, циркадные ритмы, работоспособность, энергичность.

Пульсации, превышающие частоту 300 Гц, не производят какого-то заметного влияния на организм человека, так как сетчатка глаза перестает реагировать на слишком интенсивные изменения светового потока.

Если рассматривать светильники с точки зрения создающих ими пульсаций светового потока, то можно выделить:

- светильники с пульсациями менее 5% (высокое качество). Такие светильники не перегружают аппарат зрения (нет стробоскопического эффекта);
- светильники с пульсациями 5% -20% (качество удовлетворительное). Такие светильники немного перегружают аппарат зрения, но это некритично;
- светильники с пульсациями 20%-40% (качество низкое). Такие светильники способны вызывать плохое самочувствие (усталость, головокружение, повышение артериального давления);
- светильники с пульсациями выше 40% (качество недопустимо низкое). Происходит сильное воздействие на зрительный аппарат человека.

В заключении отмечу такое достоинство светодиодных ламп, как безопасность при обращении: при эксплуатации они практически не нагреваются и при падении не разбиваются на мелкие острые осколки как, например, лампы накаливания, исключая, тем самым, ожоги и травмы.

### Литература

1. Пульсации освещённости и яркости [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://ekosf.ru/stati/pulsacii/>. – Дата доступа 20.10.2022.
2. Пульсации ламп [Электронный ресурс]. - Режим доступа: <https://electromontaj-proekt.ru/nashi-stati/proektirovanie/pulsacii-lamp/>. – Дата доступа 20.10.2022.
3. Естественное и искусственное освещение: СН 2.04.03-2020.
4. Требования при работе с видеодисплейными терминалами и электронно-вычислительными машинами: СанПиН от 28.06.2013 № 59.

## **Особенности применения средств индивидуальной и коллективной защиты при выполнении строительных и строительного – монтажных работ**

Батяновская И.А., Вершеня Е.Г.  
Белорусский национальный технический университет

Согласно данным Министерства труда и социальной защиты Республики Беларусь за 2019 г. доля удельного веса от общего количества травмированных из-за необеспечения работников средствами индивидуальной защиты составляет около 2,3%, а из-за неприменения средств индивидуальной защиты 1,7 % среди причин производственного травматизма. Стоит отметить, что по данным Департамента государственной инспекции труда Министерства труда и социальной защиты за 2021 г., доля удельного веса от общего количества травмированных по причине неприменения выданных средств индивидуальной защиты снизилась до 1,3%, а необеспечение работников средствами индивидуальной защиты как причина производственного травматизма вообще не приведена.

В соответствии с Законом Республики Беларусь «Об охране труда» от 23 июня 2008 г. N 356-З (в ред. Законов Республики Беларусь от 12.07.2013 N 61-З, от 18.12.2019 N 274-З) работодатель обязан: информировать работающих о состоянии условий и охраны труда на рабочем месте, существующем риске повреждения здоровья и полагающихся средствах индивидуальной защиты, компенсациях по условиям труда. Кроме того, наниматель несет обязанности по предоставлению работникам, занятым на работах с вредными и (или) опасными условиями труда, а также на работах, связанных с загрязнением и (или) выполняемых в неблагоприятных температурных условиях, необходимых средств индивидуальной защиты, смывающих и обезвреживающих средств в соответствии с установленными нормами. Наряду с этим, в обязанности работника входит использование и правильное применение средств индивидуальной и коллективной защиты.

В соответствии с ГОСТ 12.0.002— 2014 «Система стандартов безопасности труда. Термины и определения» к средствам защиты относятся технические средства, предназначенные для предотвращения и (или) уменьшения воздействия опасных и (или) вредных производственных факторов на организм работающего. Средства индивидуальной защиты - средства защиты работающего, функционально связанные с его организмом, а средства коллективной защиты - средства защиты, конструктивно и (или) функционально связанные с производственными процессами и оборудованием, помещением (зданием) капитальным строением (зданием, сооружением), помещением или производственной площадкой, предназначенное для защиты работающих от воздействия вредных и (или) опасных производственных факторов.

К средствам защиты предъявляются жесткие требования:

- они не должны быть источником опасных и вредных производственных факторов;
- должны отвечать требованиям технической эстетики и эргономики;
- должны обеспечивать высокую степень защиты и удобство при эксплуатации;
- средства индивидуальной защиты должны подвергаться оценке по защитным, эксплуатационным показателям, к ним должна прилагаться инструкция с информацией о назначении, сроках службы, правил эксплуатации и хранения;
- средства коллективной защиты работающих должны быть расположены на производственном оборудовании или на рабочем таким образом, чтобы постоянно была возможность контроля их работы, а также безопасного ухода и ремонта.

Выбор средств защиты зависит от требований безопасности, установленных для конкретного вида выполняемых работ или технологического процесса. В зависимости от назначения различают следующие средства индивидуальной защиты:

- костюмы изолирующие;

- средства защиты органов дыхания (противогазы, респираторы, пневмошлемы, пневмомаски);
- одежда специальная защитная (комбинезоны, полукombineзоны, куртки, брюки, костюмы, халаты, плащи, фартуки, жилеты, нарукавники);
- средства защиты ног (сапоги, ботфорты, полусапоги, ботинки, полуботинки, боты);
- средства защиты рук (краги, перчатки, рукавицы);
- средства защиты головы (каска, шлемы, подшлемники);
- средства защиты лица (защитные маски, защитные щитки);
- средства защиты глаз (защитные очки);
- средства защиты органа слуха (противошумные, наушники, вкладыши, шлемы);
- средства защиты от падения с высоты (предохранительные пояса, ловители с вертикальным канатом или с другими устройствами; канаты страховочные; каски строительные; карабин предохранительный);
- предохранительные приспособления (наколенники, налокотники, наплечники);
- средства дерматологические защитные (моющие средства, пасты, кремы, мази).

Так как при производстве многих видов строительных и строительно – монтажных работ на работающих оказывают воздействие опасные и вредные производственные факторы (работа на высоте; применение грузоподъемных машин и механизмов; использование электрооборудования; повышенная загазованность и запыленность воздуха рабочей зоны; повышенные уровни шума и вибрации, источниками которых являются ручные инструменты, строительные машины и технологическое оборудование; работа на открытом воздухе), а технические и санитарно – гигиенические меры по предотвращению воздействия этих факторов на работников не всегда позволяют снизить их уровни до допустимых значений и исключить риск травмирования, поэтому на первое место при обеспечении безопасных и здоровых условий труда выходит такая мера, как применение средств индивидуальной и коллективной защиты. В условиях строительной площадки практически все вышеперечисленные средства защиты находят свое применение. Кроме того, при выполнении многих видов строительных работ используется не один вид средств индивидуальной защиты, а целый комплект, например при сварочных работах персонал применяет костюмы, комбинезоны, сшитые из специальных материалов, обеспечивающих защиту от искр и брызг расплавленного металла, ботинки с огнеупорным составом, краги или перчатки, защитные щитки с очками со специальными светофильтрами, респираторы, диэлектрические коврики.

На строительной площадке эксплуатируются краны, лебедки и другие грузоподъемные машины и механизмы. Несмотря на то, что все риски должны быть сведены к минимуму, выполнение таких работ сопряжено с потенциальной опасностью травмирования работников от падающих и разлетающихся предметов. Поэтому применение средств индивидуальной защиты головы (каска) обязательно в течение всего времени выполнения работ и нахождения на строительном объекте. При этом в касках также должны находиться и все лица, не участвующие в производственном процессе.

Наиболее актуальным вопросом при производстве строительных и строительно – монтажных работ является соответствующее применение средств коллективной защиты при работах на высоте, поскольку падение с высоты является одной из основных причин несчастных случаев в строительной отрасли. К коллективным средствам защиты от падения с высоты относятся: ограждения, защитные сетки, знаки безопасности. Обязательно подлежат ограждению места вблизи перепадов по высоте 1,3 м и более, так как такое место относится к опасной зоне. Для обеспечения безопасности работающих и предотвращения падения с высоты на границах этих зон устанавливаются ограждения. Ограждения должны соответствовать требованиям ГОСТ 12.4.059-89 «Система стандартов безопасности труда. Строительство. Ограждения предохранительные инвентарные. Общие технические условия». Ограждения классифицируются по функциональному назначению, по месту установки, по способу крепления к элементам здания. По функциональному назначению ограждения делятся на: защитные (для предотвращения непреднамеренного доступа человека к границе перепада по высоте), страховочные

(обеспечивают удержание человека при потере им устойчивости), сигнальные (для обозначения опасной зоны, в пределах которой имеется опасность падения с высоты). По месту установки: внутренние (устанавливаются в пределах рабочего места до границы перепада по высоте) и наружные (устанавливаются за пределами рабочего места вблизи границы перепада по высоте). По способу крепления: опорные и навесные. К ограждениям также предъявляется ряд требований: они рассчитываются на прочность и устойчивость к действующим нагрузкам; в зависимости от назначения должны иметь определенную высоту, за правильным применением и соответствующим состоянием необходим контроль линейного руководителя, назначенного приказом.

В целом, стоит отметить, что количество несчастных случаев по причинам недостаточного обеспечения и неприменения средств индивидуальной и коллективной защиты снижается, однако контроль, как со стороны ответственных лиц организации, так и со стороны надзорных органов необходимо осуществлять должным образом.

**Санитарно-бытовое обеспечение работающих на строительной площадке - гарантия снижения уровня травматизма и профессиональных заболеваний**

Вершеня Е.Г., Батяновская И.А.

Белорусский национальный технический университет

По статистике строительная отрасль является одной из лидирующих по производственному травматизму и уровню профессиональных заболеваний. Основными причинами получения травм и развития профессиональных заболеваний являются: неудовлетворительные условия труда, неправильная организация рабочего места, некачественное санитарно-бытовое обеспечение, нарушение трудовой дисциплины и многое другое. В Республике Беларусь вопросам безопасности труда уделяется огромное значение. Одним из важнейших направлений социальной политики государства является обеспечение прав и гарантий работников в области охраны труда. В среднем каждый сотрудник проводит на рабочем месте не менее восьми часов в день, поэтому в целях снижения травматизма и профессиональных заболеваний, наниматель обязан организовать санитарно-бытовое обеспечение, с учетом характера производства и согласно установленных норм и правил. Кроме того, бесплатно обеспечить выдачу средств индивидуальной защиты, смывающих и обезвреживающих средств, организовать хранение, дезинфекцию, стирку, чистку и ремонт средств индивидуальной защиты, организовать питьевое водоснабжение.

Комплекс направленных мер по безопасности рабочих мест, защите работника от опасных и вредных производственных факторов, в том числе соответствующее санитарно-бытовое обслуживание, снижает процент заболеваемости, повышает качество и производительность труда, дает работнику чувство уверенности и комфорта на рабочем месте.

Организация современного строительного производства, подготовка к эксплуатации санитарно-бытового городка на строительной площадке должны быть осуществлены еще на начальном этапе при разработке строительных генеральных планов, проектах организации строительства и проведения работ (ПОС и ППР).

В состав санитарно-бытовых помещений на строительной площадке входят помещения для обогрева или охлаждения, для сушки, ремонта и хранения домашней и спецодежды, курительные, душевые, умывальные, уборные, помещения для приёма и приготовления пищи, а также другие дополнительные помещения санитарно-бытового назначения. Очень важно, чтобы санитарно-бытовые помещения, здания, мобильные бытовки, вагончики и другие подсобные сооружения были комфортными, отапливались в зимний период, имели хорошую вентиляцию, электрическое освещение, водопровод, канализацию, и, по возможности, были максимально приближены к рабочим местам. В целях поддержания санитарного состояния в бытовых помещениях должна регулярно проводиться влажная и сухая уборка. Обязательно должны быть предусмотрены места для размещения аптечки и других средств для оказания доврачебной помощи потерпевшим.

При проектировании санитарно-бытового обеспечения работающих на строительных площадках руководствуются СН 3.02.11-2020 “Административные и бытовые здания”, утвержденными постановлением Министерства архитектуры и строительства Республики Беларусь.

Требования безопасности, предъявляемые к строительным площадкам, рабочим местам, участкам работ определены “Правилами по охране труда при выполнении строительных работ”, утвержденными постановлением Министерства труда и социальной защиты Республики Беларусь и Министерства архитектуры и строительства Республики Беларусь от 31.05.2019 № 24/33.

В настоящее время Республиканским научно-техническим центром по ценообразованию в строительстве разработаны ТПР-00-1.22 “Типовые решения по обустройству, организации и содержанию строительных площадок и организации бытового городка строительной площадки” в которые входят: Альбом 1 – Типовые решения по обустройству, организации и

содержанию строительных площадок; Альбом 2 – Типовые решения организации бытового городка на строительной площадке.

В Альбоме 2 предусмотрены: типы мобильных зданий, схемы расположения мобильного комплекса, методы определения площадей бытовых помещений, знаки безопасности и т.д. с учетом экологической особенностью обустройства и требованиям Министерства здравоохранения Республики Беларусь по защите от COVID-19.

Типовые решения разработаны с целью повышения культуры производства, внедрения принципов “нулевого травматизма” на строительных площадках, соблюдения на высоком уровне безопасности труда, а также приведения систем охраны труда в соответствии с требованиями законодательства Республики Беларусь.

Согласно требованиям, указанным в действующих нормативных документах, на строительной площадке подготовка к эксплуатации санитарно-бытовых и других вспомогательных помещений должна быть закончена до начала основных строительного-монтажных работ. Мобильные (инвентарные) здания должны обязательно соответствовать требованиям ТНПА в области технического нормирования и стандартизации. Использовать санитарно-бытовые помещения, мобильные (инвентарные) здания в качестве жилых помещений не допускается.

Все здания, помещения и устройства санитарно-бытового назначения необходимо проектировать в зависимости от группы производственных процессов и размещать по отношению к объектам, которые выделяют вредные пары, газы и пыль на расстоянии не менее 50 м с наветренной стороны преобладающего направления "розы ветров". Так же допускается для кратковременного использования санитарно-бытовые помещения на строительной площадке размещать в свободных зданиях.

Площадь помещений для отдыха, обогрева или охлаждения, принимается в зависимости от количества работающих в наиболее многочисленную смену. В качестве источников тепла допускается использовать обогреватели заводского изготовления. Отопительные и вентиляционные установки в помещениях для сушки должны обеспечивать высушивание одежды и обуви в течение рабочей смены. Температура в помещении должна быть в пределах 22-24 градуса. Помещения для сушки одежды и обуви, необходимо размещать смежно или рядом с гардеробной. Для чистки рабочей одежды допускается предусматривать помещения в пределах гардеробного блока или в централизованном пункте санитарной обработки рабочей одежды. В случаях, когда чистку, стирку и обезвреживание рабочей спецодежды необходимо производить после каждой смены, вместо гардеробных для хранения спецодежды предусматривают помещения для выдачи спецодежды.

Проходы в санитарно-бытовые помещения и здания на строительной площадке не должны пересекать границы опасных зон работы башенных кранов, а также железнодорожные пути, открытые котлованы и траншеи, без устройства переходных мостиков и настилов. Входы в санитарно-бытовые помещения могут устраиваться со стороны железнодорожных путей только при условии расположения оси железнодорожного пути на расстоянии не менее 7 м от наружных стен здания.

При выполнении работ связанных с грязными и вредными производственными процессами на строительной площадке должны быть предусмотрены душевые кабины. Количество душевых, умывальных кранов необходимо принимать по численности работающих в наиболее многочисленной смене. В душевых кабинах, умывальных должно быть обязательное горячее водоснабжение. Уборные (биотуалеты) допускается устанавливать на расстоянии не более 75 м от наиболее удаленных рабочих мест. Расстояние от уборных до рабочих мест вне зданий должно быть не более 150 м.

С учетом того, что при эксплуатации санитарно-бытового городка на строительной площадке не редки случаи возгорания, необходимо уделять серьезное внимание вопросам пожарной безопасности. Курить на строительной площадке разрешается только в специально отведенных оборудованных местах. В целях экономии рабочего времени расстояние от курительной до рабочих мест должно быть не более 150 метров. На данный момент основные требования пожарной безопасности на строительной площадке устанавливают “Специфические

требования по обеспечению пожарной безопасности взрывопожароопасных и пожароопасных производств”, утверждённые постановлением Совета Министров Республики Беларусь от 20.11.2019 №779.

Можно сделать вывод, что соблюдение законодательства о труде, качественная разработка проектной документации, правильная организация охраны труда и санитарно-бытового обеспечения на строительной площадке, являются важной составляющей обеспечения комфортных условий труда на рабочих местах.

## Обеспечение пожарной безопасности на предприятии

Мордик Е.В.

Белорусский национальный технический университет

Пожары на предприятиях часто приводят к дорогостоящему ремонту и порче имущества, что в совокупности может привести к неблагоприятным последствиям для предприятия, поэтому обеспечение пожарной безопасности имеет особое значение. В Республике Беларусь действуют законы и нормативные документы, регулирующие обеспечение пожарной безопасности на предприятиях. Основным законодательным актом, регулирующим пожарную безопасность, является Закон Республики Беларусь «О пожарной безопасности», который определяет правила и требования к ее обеспечению на всех объектах. Помимо Закона на предприятиях действуют и другие нормативные документы, определяющие конкретные требования к обеспечению пожарной безопасности.

Пожарная безопасность предусматривает ряд мероприятий, которые снижают риск возникновения пожара на предприятии и повышают безопасность сотрудников. Эффективными средствами обеспечения пожарной безопасности являются установление и соблюдение противопожарного режима, определение ответственных за пожарную безопасность лиц, проведение инструктажей и занятий с работниками по пожарной безопасности, обеспечение надзора за состоянием пожарной безопасности, организация пожарно-технических комиссий и добровольных пожарных дружин.

Причин, по которым может произойти пожар, много. Это и неосторожное применение огня, нарушение установленных требований при выполнении монтажа и эксплуатации электрооборудования и электрических сетей, грозовые явления и др.

Одним из главных условий предупреждения и предотвращения возгораний является проведение противопожарных мероприятий на предприятии. Подготовленные и обученные сотрудники смогут не только не допустить пожара по неосторожности, справиться с возгоранием и, если будет необходимо, проведут успешную эвакуацию.

Основными мероприятиями по обеспечению пожарной безопасности на предприятиях являются создание плана действий при пожаре, своевременное техническое обслуживание противопожарного оборудования, обучение сотрудников правильному использованию средств противопожарной защиты, создание свободных выходов и путей эвакуации, соблюдение графика планово-предупредительных ремонтов оборудования и требований к хранению склонных к возгоранию материалов.

На предприятии необходимо разработать и утвердить план, в котором будет указано, как необходимо предотвращать возникновение пожара и что делать в случае его возникновения. План действий предприятия в чрезвычайных ситуациях должен предусматривать действия, которые работодатели и сотрудники должны предпринять для обеспечения безопасности от пожара и других чрезвычайных ситуаций. Рабочие места и все элементы противопожарного оборудования должны соответствовать последним нормам пожарной безопасности, так как именно противопожарное оборудование может снизить риск возникновения пожара. В случае возникновения пожара на рабочем месте оно позволит предупредить сотрудников и потушить или локализовать пожар до того, как он выйдет из-под контроля. Пожарные извещатели, датчики, указатели, эвакуационное освещение, огнетушители, спринклерные системы – все должно находиться в исправном состоянии.

Для эффективного выполнения противопожарных мероприятий сотрудникам необходимо пройти обучение по пожарной безопасности. Им необходимо знать, что делать в случае пожара — от подачи сигнала тревоги до эвакуации с территории предприятия или здания. Это можно сделать при соответствующей подготовке и практическом опыте, полученном во время

противопожарных учений. Тренировки позволяют быстро и спокойно реагировать на чрезвычайные ситуации. Персонал будет четко знать, что делать, если на рабочем месте возникнет пожар, как безопасно вывести людей из здания или зоны опасности.

Коридоры, лестницы и другие пути эвакуации должны предоставлять возможность максимально быстрого движения по ним. Опасные факторы такие, как дым и ядовитые продукты горения, распространяются в здании стремительно. Чтобы люди в экстремальной ситуации быстро сориентировались, необходимо указать направления движения знаками, разместить у выходов на лестничные клетки планы эвакуации, не создавать препятствий по ходу движения и т.д.

Организация порядка на рабочем месте также поможет свести к минимуму риск возникновения пожара. Если на предприятии используются легковоспламеняющиеся материалы, горючие жидкости, необходимо отвести специальные хорошо вентилируемые места для их хранения, своевременно убирать сгораемые отходы производства, промасленную ветошь, поддерживать чистоту на рабочем месте.

Предотвратить пожар также поможет создание специально отведенного места для курения, вдали от зданий, инвентаря и горючих материалов. Содержимое емкостей для пепла и окурков необходимо утилизировать вдали от легковоспламеняющихся жидкостей и мусора.

В заключении можно отметить, что систематическое проведение организационно-технических мероприятий на предприятиях и в организациях положительно отражается на обеспечении пожарной безопасности в целом, что приводит к снижению количества пожаров и последствий от них. Несмотря на то что обеспечение организационных мероприятий на объектах является довольно сложной и трудоемкой задачей, их стопроцентное выполнение – это гарантия безопасности сотрудников и сохранности имущества предприятия.

## Анализ производственного травматизма в Республике Беларусь за 2017-2022 гг.

Кот Т.П., Абметко О.В.

Белорусский национальный технический университет

В современном мире несмотря на разработку и внедрение инновационных технологий и высокотехнологичного оборудования, автоматизацию и роботизацию многих технологических процессов, которые в том числе способствуют повышению безопасности и улучшению условий труда работников, полностью решить проблему травматизма на производстве пока не удается.

Если проводить параллели и сравнивать ситуацию с производственным травматизмом в Республике Беларусь и другими странами мира за последние годы, то очевидна тенденция ежегодного снижения числа травмированных на производстве в нашей стране. На рис. 1 представлена динамика изменения общего коэффициента частоты производственного травматизма (из расчета на 100 тыс. работающих) и коэффициента частоты травматизма со смертельным исходом в республике за период 2017-2022 гг.



Рисунок 1 – Изменение частоты травматизма в Республике Беларусь за 2017-2022 гг.

Средний коэффициент частоты травматизма со смертельным исходом за указанный период в Беларуси составил 3,34, что ниже, чем в Европе на 7,2%, России – на 29,2% (рис. 2).



Рисунок 2 – Сравнительный анализ частоты травматизма со смертельным исходом за 2017-2022 гг.

На протяжении многих лет в Республике Беларусь сохраняется характер распределения несчастных случаев с устойчивым преобладанием среди пострадавших лиц мужского пола. Соотношение по количеству мужчин и женщин, получивших травмы на производстве, за период 2017-2021 гг. представлено на рис. 3.



Рисунок 3 – Процентное соотношение пострадавших на производстве в Республике Беларусь по полу за 2017-2021 гг.

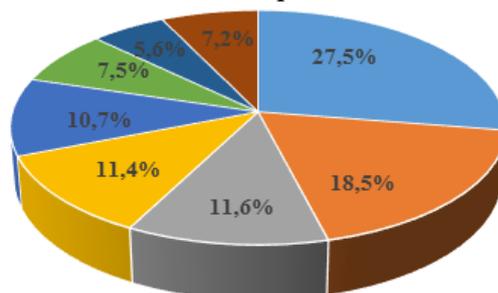
Средний показатель несчастных случаев со смертельным исходом за указанный период составил среди мужчин – 93,58%, среди женщин – 6,42%.

Анализ по возрастному диапазону показал, что самый высокий процент пострадавших (в том числе погибших) приходится на возрастную группу «51-60 лет (включительно)». Средний показатель за анализируемый период для данной группы составил 28,3%, на втором месте по числу травмированных возрастная группа «41-50 лет» – 22,86%, на третьем «31-40 лет» – 21,18%. Самый низкий процент пострадавших среди возрастной группы «до 18 лет» – 0,4%.

Самый высокий процент травмирования и гибели отмечался среди работников следующих профессий (перечислены в порядке ранжирования): водители автомобилей, слесари, животноводы и подсобные рабочие, трактористы, операторы машинного доения, станочники деревообрабатывающих станков, электромонтеры, электрогазосварщики, вальщики.

Исследование травматизма по видам экономической деятельности выявило повторяющуюся тенденцию с незначительным варьированием в разные годы. Травмирование со смертельным исходом наиболее характерно для лесоводства и лесозаготовок, промышленности, строительства, растениеводства, животноводства, транспортной деятельности, складирования, водоснабжения и энергоснабжения.

Оценка причин травматизма также показала повторяемость основных травмирующих факторов в различные годы. Усредненные показатели в процентном соотношении данных факторов приведены на рис. 4.



- воздействие движущихся, разлетающихся, вращающихся предметов, деталей
- падение во время передвижения
- воздействие экстремальных температур
- падение с высоты
- наезд
- падение, обрушение конструкций зданий и сооружений, обвалы предметов, материалов, грунта
- контакт с животными
- прочие

Рисунок 4 – Процентное соотношение травмирующих факторов

Причины несчастных случаев в основном были обусловлены:

- нарушением трудовой и исполнительской дисциплины, требований по охране труда;
- личной неосторожностью пострадавших;
- нарушением требований безопасности при эксплуатации;
- нарушением правил дорожного движения;
- нахождением в состоянии алкогольного опьянения;
- неприменением СИЗ.

Подводя итог следует отметить, что несмотря на прослеживающую тенденцию к снижению производственного травматизма необходимо продолжить активную работу по реализации принципов концепции «нулевого травматизма», в том числе по выявлению и минимизации рисков травмирования работников.

### **Список использованных источников**

1. Статистический ежегодник Республики Беларусь 2020. – Режим доступа: [https://www.belstat.gov.by/ofitsialnaya-statistika/publications/izdania/public\\_compilation/index\\_18023/](https://www.belstat.gov.by/ofitsialnaya-statistika/publications/izdania/public_compilation/index_18023/). – Дата доступа 01.04.2023.
2. Статистический ежегодник Республики Беларусь 2022. – Режим доступа: [https://www.belstat.gov.by/ofitsialnaya-statistika/publications/izdania/public\\_compilation/index\\_57394/](https://www.belstat.gov.by/ofitsialnaya-statistika/publications/izdania/public_compilation/index_57394/). – Дата доступа 01.04.2023.
3. Информационные материалы к Всемирному дню охраны труда в 2018-2021 году – Режим доступа: <https://mintrud.gov.by/ru/vsemirnij-dzen-ohrany-truda-2018-ru>. – Дата доступа 01.04.2023.

**Промышленная безопасность в системе дополнительного образования  
литейщиков и металлургов**

Ушакова И.Н.<sup>1</sup>, Рыжова Т.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>Филиал БНТУ «Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ» (ИПКиПК)

Проведение курсов повышения квалификации и переподготовки для литейщиков и металлургов в области промышленной безопасности способствует уменьшению травматизма и аварий на предприятиях металлургического производства.

В металлургическом и литейном производстве промышленная безопасность определяется наличием большого количества опасных производственных объектов и потенциально опасных объектов, таких как металлургические печи, транспортная система, формовочно-разливочные линии, оборудование для специальных методов литья и др. На работающих действуют производственные факторы: тепловое излучение, загазованность, запыленность, шум, вибрация. Обеспечение промышленной безопасности данных производств включают вопросы взрывопожаробезопасности. Уровень травматизма в литейных цехах, к примеру, превышает в 1,4 – 2,3 раза общезаводские показатели. Поэтому вопросы повышения квалификации специалистов и рабочих литейного и металлургического производства в области промышленной безопасности имеют особую актуальность. В связи с высоким травматизмом и профессиональной заболеваемостью в Республике Беларусь действует закон «О промышленной безопасности», который устанавливает требования к регистрации, лицензированию, эксплуатации опасных производственных объектов и потенциально опасных объектов, порядок организации и осуществления производственного контроля за соблюдением требований промышленной безопасности, следовательно, повышаются требования к уровню их образования. В свете данного закона безопасность металлургических процессов и оборудования должны обеспечить специалисты и руководители предприятий.

ИПКиПК значительное внимание уделяет организации обучения в целях повышения промышленной безопасности объектов металлургического производства. Регулярно проводятся тематические курсы повышения квалификации специалистов «Ответственные за безопасное ведение работ и техническое руководство в литейном производстве». Курсы проводятся дистанционно, а также с отрывом от производства с использованием материальных ресурсов и методического обеспечения механико-технологического факультета БНТУ. На курсах рассматриваются основные законодательные правовые акты по промышленной безопасности: Закон Республики Беларусь «О промышленной безопасности», Закон Республики Беларусь «Об охране труда», «Правила организации и осуществления производственного контроля за соблюдением требований безопасности на опасных производственных объектах». На курсах уделяется внимание изучению новых нормативно-правовых актов по промышленной безопасности. Слушателям предлагается компьютерная обучающая программа, включающая Правила по обеспечению промышленной безопасности при получении, транспортировании, использовании сплавов черных и цветных металлов и сплавов на их основе, вопросы организации системы управления охраной труда на предприятии (СУОТ), аттестации рабочих мест, пожарной безопасности. Учебный план курсов включает порядок организации и проведение работ повышенной опасности, обязанности руководителей и специалистов по обеспечению безопасности производственных процессов в свете требований Закона об охране труда, который был принят в 2008 году.

При проведении курсов повышения квалификации обязательным является проведение круглых столов с выступление слушателей, которые ставят проблемные вопросы, совместно с преподавателями обсуждаются пути их решения.

Для слушателей подготавливается справочно-информационный раздаточный материал, содержащий нормативно-правовые акты, новейшие достижения в области промышленной безопасности литейного и металлургического производства.

Курсы повышения квалификации специалистов направлены на решение конкретных производственных задач по промышленной безопасности, а также обеспечение интеграции образования, науки и производства, консультативную помощь по внедрению в практику знаний. Специалисты, прошедшие обучение на этих курсах, сдают экзамены по программе, рекомендованной Госпромнадзором Республики Беларусь. Выдаются удостоверения, которые заверяются печатью Госпромнадзора. Специалисты получают также свидетельства о повышении квалификации государственного образца Республики Беларусь.

Новым направлением в дополнительном образовании специалистов металлургического производства является переподготовка специалистов на базе высшего образования, что позволит устранить все несоответствия такому документу, которым является Инструкция о порядке подготовки и проверки знаний по вопросам промышленной безопасности, утвержденной Министерством по чрезвычайным ситуациям Республики Беларусь от 06 июня 2026 г. № 31. На предприятиях зачастую должности инженеров металлургического профиля занимают инженеры, получившие высшее образование по сельскохозяйственным, строительным, геодезическим, радиотехническим, экономическим и другим специальностям. Одной из новых категорий обучающихся могут быть студенты старших курсов, желающие получить две профессии, они могут пройти переподготовку по специальности «Литейное производство черных и цветных металлов» с присвоением квалификации инженер. Учебный план переподготовки содержит дисциплины по охране труда и промышленной безопасности. Каждой из этих категорий прежде всего нужна уверенность в том, что сегодня, завтра их знания и умения будут востребованы. Поэтому, выход один – учиться. Обретая навыки по промышленной безопасности литейного производства, слушатели повышают свою ценность на рынке труда, в условиях безработицы имеют спрос. Новый уровень квалификации дает новое понимание профессии, более высокие шансы победы в конкурентной борьбе.

Знания в области промышленной безопасности – обязательные условия для успешной реализации целей и задач профессиональной деятельности литейщиков и металлургов, и безопасного труда.

## **Необходимость обучения оказания первой помощи пострадавшим в дорожном хозяйстве**

Шрубенко Т.П.

Белорусский национальный технический университет

Дорожный рабочий – тяжелая и опасная работа, к ней предъявляются значительные требования безопасности, обучению, допуску к выполнению обязанностей. Охране труда и проверке знаний должно уделяться огромное внимание со стороны работодателей. При случае, опасном для жизни человека на объектах выполнения работ необходимо мгновенное принять меры по прекращению влияния травмирующих факторов на работников.

Во время выполнения работ по ремонту и строительству автомобильных дорог на дорожном рабочем могут оказывать пагубное воздействие следующие опасные и вредные факторы:

- подъемные и дорожно-строительные машины, другие транспортные средства;
- высокий уровень производственного шума;
- воздействие производственных вибраций;
- высокая температура жидких вяжущих компонентов (битумы, эмульсии, дегти);
- брызги и частицы горячих материалов;
- превышенное содержание опасных веществ в воздухе;
- токсичные компоненты, действующие через дыхательную систему, воздействующие на кожу и слизистые оболочки органов зрения и обоняния;
- высокие физические нагрузки;
- плохие климатические условия;
- проблемы с освещенностью.

Если с каким-либо дорожным рабочим или членом инженерного состава произошел несчастный случай, то ему необходимо оказать экстренную помощь, вызвать скорую медицинскую помощь и сообщить о происшествии руководителю или ответственному лицу за безопасное выполнение работ.

Таким образом, мы видим, что работы, выполняемые при дорожном строительстве, в том числе, реконструкции и ремонту являются не только важными и тяжелыми, требуют высокого уровня подготовки мастеров и дорожных рабочих, но и считаются работами высокой опасности. В связи с этим, следует понимать, что весь технический состав должен обладать навыками оказания первоочередной медицинской помощи.

Неотложная помощь представляет собой комплекс мероприятий, осуществляемых до оказания медицинской помощи пострадавшему при несчастных случаях. Следовательно, экстренную помощь можно назвать видом помощи, оказываемой лицами, не имеющими профильного медицинского образования, до прибытия сотрудников учреждения здравоохранения.

Человек, который оказывает первую помощь должен уметь:

- оценить состояние пострадавшего;
- определить вид необходимой помощи;
- продумать последовательность проведения мероприятий по оказанию экстренной помощи;
- точно и верно исполнить комплекс безотлагательной помощи;
- протоколировать результативность и скорректировать свои действия с учетом состояния пострадавшего.

Человек, который оказывает неотложную помощь, должен действовать быстро и уверенно. Сформировать такие умения сотрудникам помогут практические упражнения и занятия по оказанию первой помощи.

Главный инженер по охране труда предприятия или руководитель организации может самостоятельно установить форму обучения первой помощи:

- направить работников на обучение в учебный центр, где их будут обучать квалифицированные инструкторы, которые помогут освоить первую помощь не только в теории, но и на практике;

- обучить работников внутри организации.

Таким образом, оказание первой помощи дорожным рабочим, пострадавшим при выполнении своих обязанностей при строительстве, реконструкции и ремонте автомобильных дорог – вопрос первостепенной важности, а людей знающих и способных организовать спасение в критических ситуациях должно быть больше.

Белов А. Р., Корнеева Е.К.

Белорусский национальный технический университет

В настоящее время одним из ключевых аспектов в области производства конструкционных изделий является обеспечение высокого качества с помощью проведения различной термической и химико-термической обработки материала, играющие очень важную роль в обеспечении технологических и эксплуатационных свойств для деталей.

Визуализация влияния необходимых процессов ТО и ХТО на свойства материалов возможна с помощью использования различных программных продуктов. К данной группе относятся такие программные продукты как: QForm Heat Treatment, Simufact Forming, ThermoSim,

QForm Heat Treatment – программное обеспечение для моделирования процессов ТО и ХТО, функции которого заключаются в прогнозировании фазового состава, эксплуатационных свойств заготовки после ТО и ХТО, а также остаточных напряжений и деформаций.

В программе отсутствуют специальные ограничения на характер изменения температуры на каждом этапе процесса термической обработки, а также на последовательность и длительность этих этапов. Присутствует возможность моделирования таких процессов как: обработка на твердый раствор, закалка (в том числе ступенчатая, прерывистая, спрейерная, изотермическая с самоотпуском, с подстуживанием), отпуска и старения (в том числе многостадийных) [1].

Возможности:

- моделирование не только прямых, но и обратных фазовых превращений с учетом тепловыделения и изменения объема;
- задание исходных данных для расчета (свойства фаз, кинетика фазовых превращений, скрытая теплота и т.п);
- расчет ТО сплавов как имеющих, так и не имеющих полиморфных превращений;
- прогнозирование фазового состава, эксплуатационных свойств заготовки, остаточных напряжений и деформаций как в процессе, так и после ТО;
- имеется полный набор необходимых для расчета свойств материала для низколегированных и углеродистых сталей [2].

На рисунке 1 представлены результаты, полученные в приложении QForm Heat Treatment.

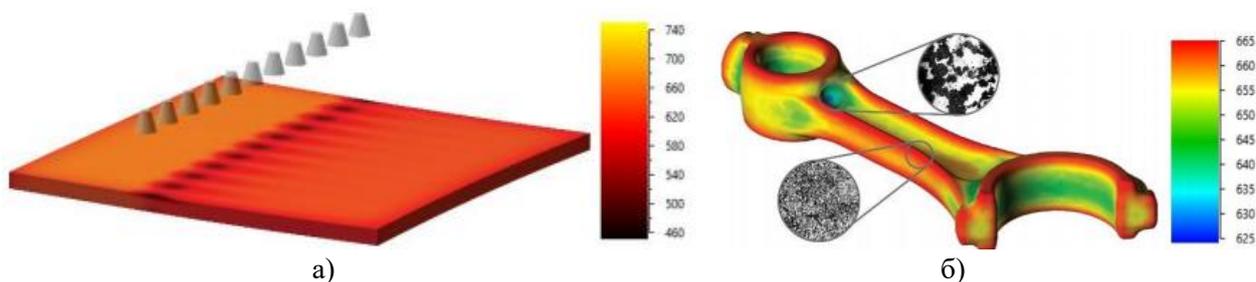


Рисунок 1 – Результаты, полученные в приложении QForm Heat Treatment: а) поле распределения температур при спрейерной закалке; б) поле твердости по Виккерсу после закалки шатуна

Программное обеспечение Simufact Forming Heat Treatment применяется для моделирования процессов ТО, включая фазовые превращения и прогнозирование получаемых свойств материалов [3]. В данном приложении моделирование ведется на основе применения программных продуктов компании MSC Software, занимающих лидирующие позиции на рынке, функции которых заключаются в конечно-элементарном решении нелинейных задач

(система комплексного анализа Marc) и конечно-объемном решении (система анализа процессов ударного характера Dytran). Оба пакета регулярно обновляются, что позволяет Simufact получать новые возможности с последующими версиями.

Simufact Forming дает возможность выполнять моделировать не только отдельные стадии различных процессов, но также и полноценную технологическую цепочку, проходя путь от заготовки до готового изделия. За счет этого, данное ПО нашло широкое применение во многих отраслях промышленности

Возможности:

моделирование процессов химико-термической обработки (цементации);

- моделирование индукционного нагрева;
- анализ ползучести (поддерживается графическим интерфейсом);
- моделирование жестких тел, учитывая теплопроводность при их нагружении;
- определение размера зерна (присутствует библиотека для вычислений);
- моделирование реальной кинематики оборудования любой сложности и типа.

На рисунке 2 показан индукционный нагрев детали, смоделированный в данном программном продукте.

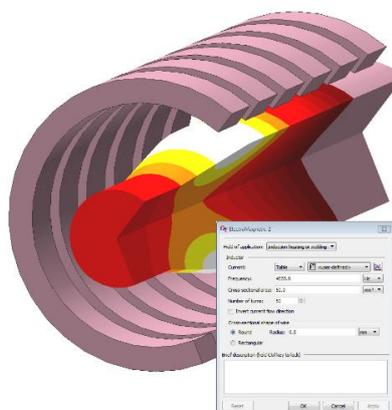


Рисунок 2 – Моделирование индукционного нагрева детали, полученное в приложении Simufact Forming

ThermoSim – программное обеспечение, позволяющее на основании заданных значений твердости и фазовой структуры изделия определять оптимальные параметры закалки для их получения.

Возможности:

- моделирование распределения температуры, деформаций и напряжений;
- моделирование получения фазовой структуры и твердости;
- расчет теплофизических свойств, принимая во внимание релаксацию напряжений и влияние фазового состава;
- прогнозирование образования трещин.

В процессе моделирования в роли исходных данных выступают: трехмерная геометрия детали, теплофизические свойства материала, диаграмма фазовых превращений и параметры режима закалки.

Ключевое влияние на точность получаемых результатов, оказывают свойства материала детали. Для моделирования процессов фазовых переходов в программном комплексе применяются два различных подхода. Первый подход основан на использовании изотермических диаграмм (ИТД). Наличие точной ИТД для стали является необходимым условием такого расчета. Учитывая тот факт, что часто отсутствует справочная информация о ИТД для требуемой стали, в программном комплексе реализован второй подход, основанный на использовании

специально обученных нейронных сетей, позволяющих прогнозировать распределение структурных составляющих и их твердости в объеме детали по результатам температурной истории закалки [4].

В данном программном комплексе, с помощью нового вычислительного ядра, способного оперировать конечно-элементными моделями с сотнями тысяч степеней свободы, и наличия моделей, позволяющих прогнозировать процессы фазовых превращений и напряженно-деформированное состояние, а также улучшенные средства анализа результатов расчета позволяют применять ThermoSim для исследования и оптимизации технологических процессов индукционной термообработки.

На рисунке 3 представлено моделирование в программном комплексе ThermoSim.

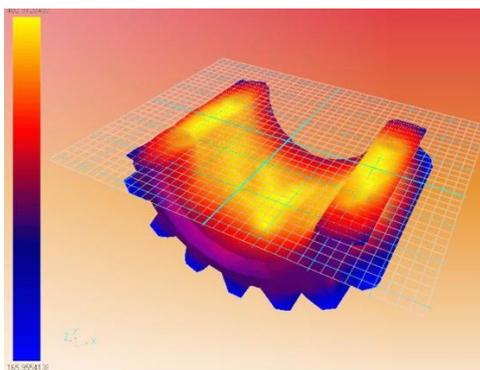


Рисунок 3 – Моделирование в программном комплексе ThermoSim теплофизических и динамических процессов при ТО

Применение специализированных программных пакетов значительно ускоряет процесс моделирования термообработки деталей, позволяет сократить количества брака на производстве, повысить качество выпускаемых изделий и сократить производственные затраты. Также расширенные базы данных позволяют экспериментировать с различными материалами, а при отсутствии какого-либо из материалов, интерфейс программ позволяет пополнить базы данных путем ввода характеристик необходимого материала.

### Литература

1. Компания «Информационные технологии САПР» [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://itsapr.com>. – Дата доступа: 12.03.2023.
2. QForm [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://qform3d.ru> – Дата доступа: 21.02.2023.
3. Методы и системы ИПИ-технологий / Е. И. Яблочников [и др.] – СПб : Университет ИТМО, 2017. – 64 с.
4. Лемзиков, А.В. Программный комплекс «ThermoSim 2» для моделирования процессов индукционной закалки / А.В. Лемзиков, Д.Г. Иванов; под ред. П.С. Гурченко // сб. трудов Международной научно-технической конференции «Теория и практика энергосберегающих процессов в машиностроении». 19-21 ноября 2008 г. – Минск: ОСПИ., 2008. – С. 175-179.

## Результаты лабораторных испытаний технологии получения отливок из высокопрочного чугуна

Слущкий А.Г., Шейнерт В.А., Зык Н.В., Кулинич ИЛ.  
Белорусский национальный технический университет

Основной целью данных исследований являлось получение в отливках структуры и механических свойств, соответствующих маркам ВЧ 70 в литом состоянии и ВЧ 80 после нормализации.

Опытная плавка чугуна проводилась на индукционной лабораторной печи ИСТ-0,06 с кислой футеровкой. Был выбран состав высокопрочного чугуна, содержащий 3,6 % углерода, 2,5 % кремния, 0,4 % марганца, 0,018 % серы. В качестве основной шихты использовали низкосернистый стальной конверсионный лом, содержащий 0,012 % серы. Для науглераживания применяли измельченные огарки графитовых электродов фракцией 5-7мм. Доводка чугуна по кремнию осуществлялась присадками ферросилиция ФС45.

Сфероидизирующую обработку чугуна осуществляли ковшевым способом добавкой 2% «чипс» лигатуры содержащей 5,7-6,3% магния, 1-1,5% кальция, 0,8-1,2% РЗМ, до 1,2% алюминия, 50-55% кремния, остальное железо. Для вторичного графитизирующего модифицирования применяли ферросилиций ФС75 фракцией 0,5-3,0 мм при расходе 0,3%.

Были изготовлены опытные отливки, ступенчатая плита, образцы на механические свойства и микроструктуру, клиновья проба на отбел (рисунок 1).



Рисунок 1 Отливка «корпус подшипника» (а) и ступенчатая плита (б) из высокопрочного чугуна.

Анализ результатов химического состава полученного чугуна показал, что концентрация, основных элементов соответствует расчетным данным, при этом содержание серы составило 0,012% а остаточного магния 0,056 %.

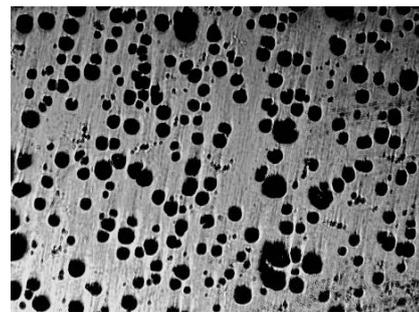
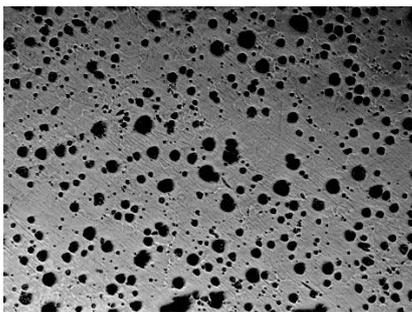
Были выполнены исследования твердости и микроструктуры полученного чугуна на образцах в литом состоянии и после нормализации (нагрев до температуры 950°С, выдержка 2 ч и последующее охлаждение на воздухе). Полученные результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Микроструктура и твердость отливок из высокопрочного чугуна в литом состоянии и после нормализации.

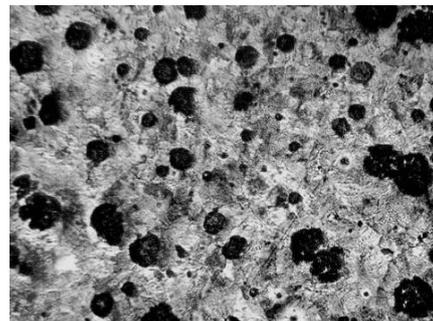
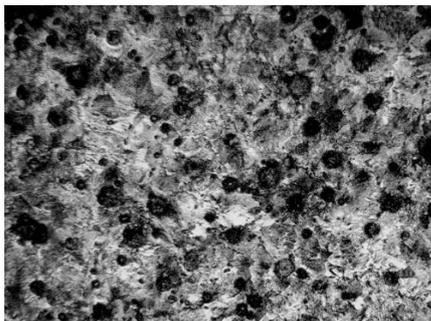
Наименование	Твёрдость НВ	Металлическая основа, %		Графит			
		перлит	феррит,	форма	распре- деление	длина, мкм	кол-во, %
ЧШГ Литое состояние	269	П100	Фе О	ШГф5	ШГр1-2	ШГд 15-45	ШГ10

ЧШГ после нормализации	255	П 98	Фе2	ШГф5	ШГр1-2	ШГд25-45	ШГ12
------------------------	-----	------	-----	------	--------	----------	------

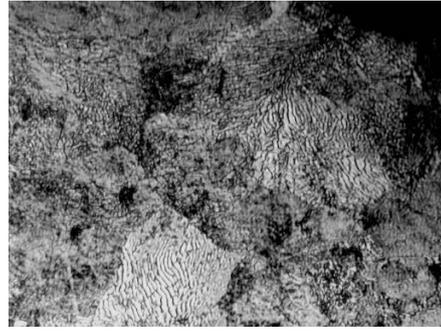
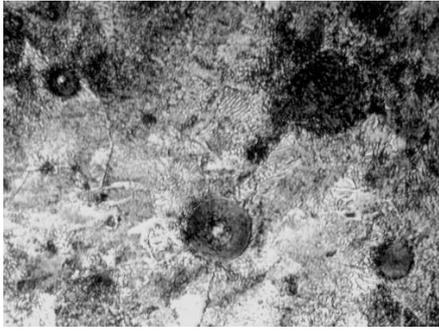
Установлено, что твердость чугуна в литом состоянии достаточно высокая и составляет 269 НВ, а после нормализации снизилась до 255 НВ. При этом литая структура состоит из перлита и незначительного количества цементитной фазы, а графит имеет шаровидную форму с размером включений от 15 до 45 мкм. Нормализация отливок за счет распада цементитной фазы в процессе выдержки при высокой температуре обеспечила формирование перлитной структуры и незначительного количества феррита. Кроме того, в структуре увеличился размер включений и общее количество графитной фазы. На рисунке 2 приведены фотографии микроструктуры чугуна с шаровидным графитом при различном увеличении после нормализации



\*100 не травлено



\*250 травлено



\*800 травлено

а)

б)

Рисунок 2. Микроструктура высокопрочного чугуна в литом состоянии (а) и после нормализации (б) при различном увеличении.

Таким образом, проведенные лабораторные исследования показали возможность получения чугуна с шаровидным графитом с перлитной металлической основой за счет нормализации, что обеспечивает в отливках высокие механические свойства не ниже ВЧ70.

### Литература

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

3. Технологические особенности получения чугуна с шаровидным графитом с использованием быстроохлажденной медь-магниевого лигатуры / А. Г. Слуцкий [и др.] // Литье и металлургия. – 2020. – № 2. – С. 15-21.

## Влияние ультразвуковой обработки расплава в процессе кристаллизации на структуру деформируемых алюминиевых сплавов

Дикун А.О., Ровин С.Л., Хрущёв Е.В.

Белорусский национальный технический университет

В современном литейном производстве немаловажную роль играет получение слитков из цветных сплавов, являющихся заготовками для изделий, изготовление которых осуществляется путём деформирования: экструзией, волочением, прессованием и т.д.

Наиболее важным требованием к таким слиткам является способность к пластической деформации с сохранением твёрдости и прочности без повышения хрупкости и ломкости. Учитывая, что возможности изменения состава сплава, как правило, ограничены требованиями технической документации к его марке, управление свойствами слитка традиционно осуществляется регулировкой режимов термической обработки. При этом стремятся минимизировать или устранить ликвации и измельчить структуру – получить более высокий балл зерна [1].

Сегодня, помимо традиционных методов модифицирования и термообработки, всё большее внимание уделяется физическим методам воздействия на структуру слитка. Среди этих методов выделяется технология ультразвуковой обработки расплавов, отличающаяся относительно низкой энергоёмкостью, компактностью ультразвуковых излучателей, их невысокой стоимостью, простотой монтажа и эксплуатации, и главное высокой эффективностью [2].

Кроме воздействия на размер зерна, ультразвуковая обработка способствует перемешиванию и дегазации расплава, удалению твёрдых включений, ускоряет процесс растворения легирующих элементов, влияет на снижение пористости в слитках [3].

Для проведения экспериментальных исследований влияния ультразвука на деформируемые алюминиевые сплавы на кафедре “Машины и технология литейного производства” была собрана специальная лабораторная установка (рис. 1).



Рисунок 1 - Экспериментальная установка для ультразвуковой обработки расплава алюминия:  
а – общий вид установки; б – тигель с расплавом в процессе обработки.

В состав установки входит магнитострикционный излучатель в водоохлаждаемом кожухе, штатив с теплоотражающей обмоткой, чаша для установки тигля и генератор ультразвуковых волн. Номинальная мощность установки составляла 1 кВт. Передача колебаний в расплав осуществлялась погружным способом, через волновод из титанового сплава ВТ 18, покрытого нитридом бора. Исследование проводилось на сплаве АW-6060 (EN 573-3-2009).

Образцы массой 180 г загружались в шамотные тигли объёмом, покрытые нитридом бора. Покрытие нитридом бора снижает смачиваемость стенок тигля расплавом, облегчает извлечение образца после кристаллизации и охлаждения металла, а также увеличивает стойкость тигля.

Расплавление образцов осуществлялось в лабораторной муфельной печи типа СНОЛ с регулируемым температурным режимом.

Для эксперимента было изготовлено 2 волновода различной длины 127,8 и 116,9 мм, обеспечивающих обработку при 21 000 и 21 400 Гц соответственно. Образцы обрабатывались при 4 уровнях напряжения на источнике излучения для каждой из частот, что в сумме позволило провести исследование при 8 различных амплитудах ультразвуковых колебаний. Замер амплитуды ультразвуковых волн производился при помощи вибromетра “БМ1-1”. В общей сложности было изготовлено 27 образцов, по 3 на каждый из режимов ультразвуковой обработки и 3, которые кристаллизовались без ультразвукового воздействия.

Обработка начиналась при температуре расплава 700°С, и продолжалось вплоть до полной кристаллизации слитка, что занимало 4,5 мин.

Для металлографического исследования образцы разрезались пополам и изготавливался шлиф. Схема расположения участков, на которых оценивался балл зерна представлена на рисунке 2.



Рисунок 2 - Схема расположения контрольных участков для металлографического исследования полученных образцов.

В таблице 1 представлены результаты анализа структуры – усреднённые данные определения балла зерна, обработанных и необработанных ультразвуком образцов.

Таблица 1 – Результаты металлографического анализа.

Частота, Гц	Напряжение, В	Амплитуда, мкм	Балл зерна			Среднее значение
			Образец 1	Образец 2	Образец 3	
Без обработки			0,49	1,66	1,77	1,31
21000	0,7	9,2	1,44	2,66	2,38	2,16
	1,35	15,4	2,88	2,79	2,9	2,86
	2	21,6	2,53	2,73	2,65	2,64
	2,6	24,4	3,23	3,79	3,27	3,43
21400	0,7	7	2,04	1,68	1,78	1,83
	1,35	12,2	1,61	3,04	3,04	2,56
	2	18	2,18	3,1	2,84	2,71
	2,6	22	3,38	3,73	3,86	3,66

Для определения балла зерна подготовленные образцы анодировали с помощью прибора для электролитического травления. Для анодирования использовали реактив Баркера (2% р-р HBF<sub>4</sub>). Анализ производился на панорамных изображениях при увеличении x100. Полученная зависимость балла зерна алюминиевых образцов от амплитуды ультразвуковых колебаний представлена в виде графика на рисунке 3.

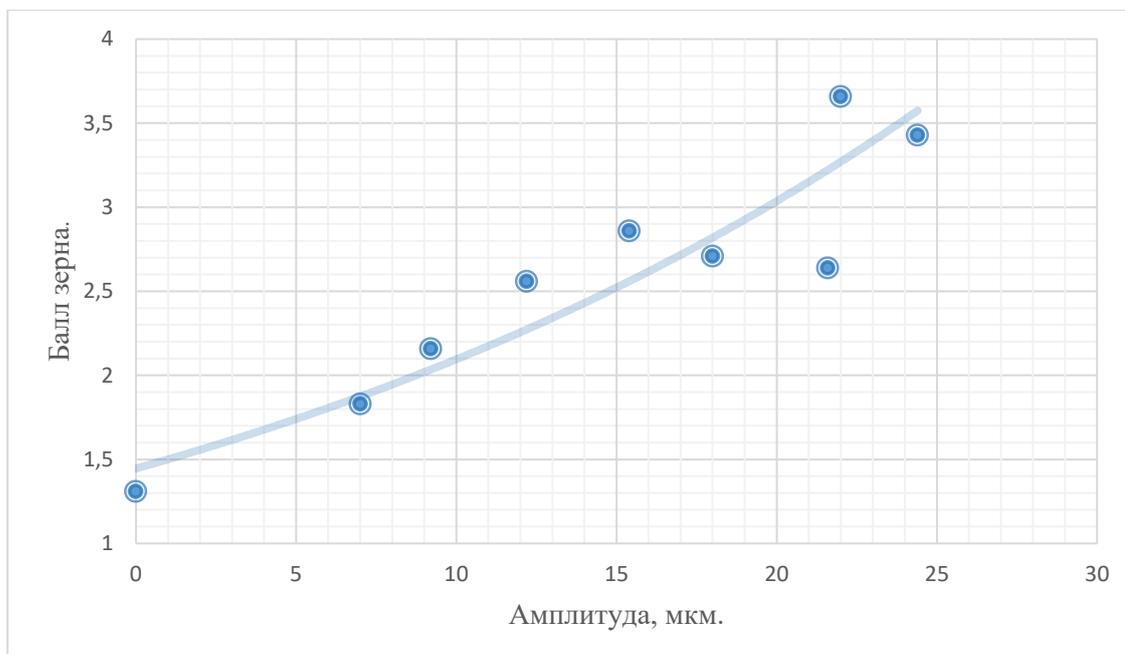


Рис. 3. Зависимость балла зерна от амплитуды ультразвукового воздействия.

На данном интервале амплитуд полученная зависимость балла зерна от амплитуды ультразвукового излучения наиболее близка к экспоненциальной зависимости.

Полученные результаты свидетельствуют о стабильном снижении размера зерна во всех зонах образца (и в непосредственной близости от излучателя – в зоне «5», и в крайних зонах – «край», см. рис. 2), подвергнутого в процессе кристаллизации ультразвуковой обработке. При чём балл зерна тем выше, чем больше мощность и амплитуда ультразвукового воздействия.

В процессе исследования было замечено также значительное снижение пористости обработанных образцов, что подтверждает отмеченные в литературе преимущества ультразвуковой обработки алюминиевых расплавов [3].

### Литература

1. Остерман, Ф. Технология применения алюминия. – М.: НП «АПРАЛ», 2019. – 872 с.
2. Grandfield, J. Direct-Chill Casting of Light Alloys / J. Grandfield [и др.] – John Wiley & Sons, 2013. – 424 с.
3. Sillekens, W.H. The ExoMet Project: EU/ESA research on high performance light metal alloys and nanocomposites / W.H. Sillekens [и др.] – Metal. Mater. Trans. A: Phys. Metal. Mater. Sci, 2014. – No 8. 3349–3361 с.

## Методика контроля теплопроводности стержневых смесей

Коренюгин С.В., Ровин С.Л.

Белорусский национальный технический университет

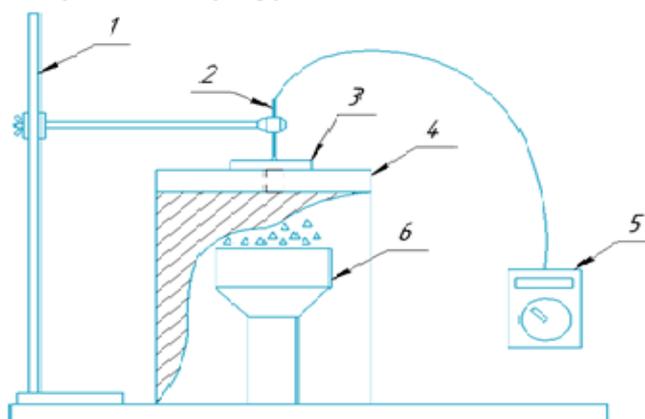
Образование дефекта отливок, типа просечка, является следствием целого ряда сложных, взаимосвязанных процессов, протекающих в поверхностных слоях стержней при контакте с расплавленным металлом [1].

Для исключения просечки в литературных источниках предлагается применение различных мер: от ввода в состав смеси специальных добавок до специального подбора противопригарных красок [2]. Однако все исследования в данной области до сих пор проводились, как правило, с применением натуральных экспериментов путем заливки лабораторных образцов расплавом. Это является весьма трудоемким способом и не позволяет в полной мере оценить влияние и эффективность различных способов, и тем более комплекса мер, препятствующих образованию просечки.

Специальные добавки, призванные препятствовать или снижать образование просечки, как правило, можно разделить на два типа. Первый включает в свой состав сгорающие или разлагающиеся при высоких температурах материалы (древесная мука, крахмал, декстрин и т.д. и их комбинации). Эффект действия таких добавок основан на увеличении податливости смеси при создании свободных полостей в структуре стержня, что обеспечивает компенсацию температурных и фазовых расширений кварца [3]. Второй тип добавок – добавки, обладающие высокой теплопроводностью ( $Fe_2O_3$ , Al, графит и др.). Введение данного типа добавок позволяет обеспечить более равномерный разогрев стержня по всему объему и исключить возникновение растягивающих напряжений на его поверхности, тем самым предотвращая образование трещин.

Для определения влияния различных добавок на теплопроводность стержневой смеси разработана методика и собран лабораторный стенд, позволяющие контролировать передачу тепла через стандартный стержень, и, таким образом, определять изменение теплопроводности стержня при изменении его состава.

Стенд, рис. 1, состоит из нагревателя (газовая горелка), установленного под теплоизоляционным материалом (шамотный кирпич). В кирпиче имеется отверстие  $\varnothing 10$  мм, через которое осуществляется подвод тепла к образцу. Образец, с размерами  $115 \times 24 \times 6,5$  мм (длина  $\times$  ширина  $\times$  толщина) устанавливается над отверстием, а с противоположной части образца устанавливается термопара для контроля температуры.



1 – штатив; 2 – термопара; 3 – образец, 4 – шамотный кирпич;  
5 – потенциометр; 6 – газовая горелка.

Рисунок 1 – Схема установки для контроля теплопроводности образцов из стержневой смеси.

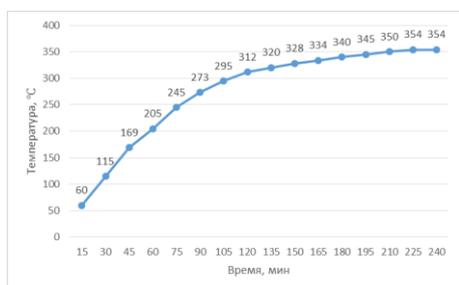
При проведении экспериментальных исследований количество добавок варьировалось в пределах до 1,5 % от массы свежего песка. Показатели теплопроводности сравнивали с исходным образцом, изготовленным по cold-box-amine процессу без добавок. Для исключения влияния добавок на прочность исследуемых образцов было увеличено количество связующей композиции до 2%: 1,0% компонент А + 1,0% компонент В. Изготовление проводилось по стандартной методике с продувкой диметилэтиламином в количестве 1,2 г на килограмм смеси.

Составы смесей, использованных для проведения испытаний, приведены в таблице 1.

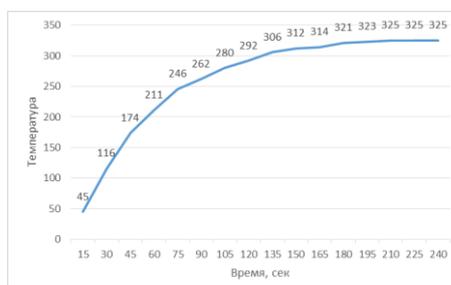
Таблица 1 - Составы стержневых смесей для определения влияния добавок на теплопроводность стержневых смесей.

Наименование компонентов смеси	Состав №1 (исходный)	Состав №2	Состав №3	Состав №4
Свежий песок, %	100	100	100	100
Компонент А, %	0,7	1,0	1,0	1,0
Компонент В, %	0,7	1,0	1,0	1,0
Сурик железный, %		1,5		
Пудра Al, ПАП-1			1,5	
Порошок Al, ПА-4				1,5

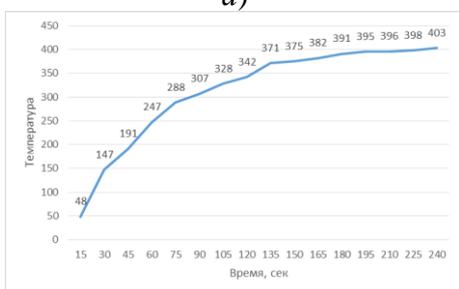
По результатам испытаний строились графики изменения температур образцов, которые сравнивались с графиком исходного образца. Примеры графиков приведены на рисунке 2.



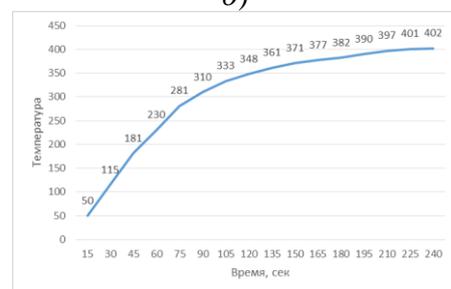
а)



б)



в)



г)

Рисунок 2 – Графики температуры прогрева образцов: а – состав №1; б – состав №2; в – состав №3; г – состав №4.

Согласно приведенным результатам наиболее существенное изменение теплопроводности смеси и, соответственно, увеличение скорости прогрева образца было получено при добавлении в смесь тонкодисперсного алюминия – алюминиевой пудры и порошка.

## Литература

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 чугуновых отливках, изготовленных с использованием КОЛД-БОКС-АМИН стержней // ИТБ "Литьё Украины", 2009. – №№1(101) - 2(102)
3. Ровин С.Л. Причины возникновения брака отливок по просечкам и поиск способов его предотвращения / С.Л. Ровин, С.В. Коренюгин // Литейное производство, 2019. – №12. – С. 6-8.

**Получение высокопрочного чугуна при использовании малотоннажного плавильного оборудования**

Молев С.Г.

Белорусский национальный технический университет

В настоящее время в Республике Беларусь и других государствах ЕАЭС работает достаточно большое количество небольших литнейных цехов и малых литейных компаний, оснащенных в основном малотоннажным плавильным оборудованием емкостью до 0,5 т. Индукционные среднечастотные тигельные печи нашли на таких литейных предприятиях большое применение. Эти плавильные агрегаты обеспечивают получение расплавов практически любых промышленных литейных сплавов. Учитывая конъюктуру рынка для многих из этих предприятий важной и актуальной задачей является получение стабильного качества при производстве отливок из высокопрочных чугунов.

При значительном количестве достоинств, индукционные тигельные печи имеют и большой недостаток – холодные шлаки, которые не позволяют проводить активное рафинирование расплава для удаления нежелательных примесей. При производстве отливок из высокопрочного чугуна этот недостаток имеет критическое значение, особенно в условиях малых объемов плавки и использования малых ковшей. На качество и стабильность получения высокопрочного чугуна в таких условиях влияют и нестабильный химический состав исходного расплава, и большие потери тепла при ковшевой обработке расплава. При получении высокопрочного чугуна на малых предприятиях, как правило, в целях удешевления операции десульфурации, сфероидизирующее и инокулирующее модифицирование выполняют параллельно в одном ковше.

Даже использование науглероживающих низкосернистых материалов и стального лома не позволяет получить исходный расплав с содержанием серы ниже 0,04-0,05 %, что требует увеличенного расхода Mg-модификаторов на десульфурацию. Конические ковши емкостью до 0,5 т и отношением D/H=1/1,5 не обеспечивают требуемое качество ковшевой обработки расплава Mg-модификатором из-за тепловых потерь как через стенку ковша и зеркало расплава, так и на растворение увеличенных доз холодных модификаторов.

Для устранения этих негативных факторов и получения отливок из высокопрочного чугуна стабильно высокого качества, необходимо разделить процесс по обработке исходного расплава на операции. Операции десульфурации, сфероидизирующее и инокулирующее модифицирование должны выполняться последовательно с применением специализированных устройств, с соблюдением технологических режимов свойственных для каждой операции.

Эффективное снижение содержания серы в расплаве при плавке в индукционной тигельной печи возможно при использовании Mg содержащих ферросплавов. Первая операция – «Десульфурация» выполняется в коническом ковше емкостью равной емкости плавильного агрегата на производстве, имеющем отношение D/H=1/2 и карман в донной части для размещения десульфуратора. Для десульфурации необходимо использовать сплавы ферросилиция с Mg, с содержанием Mg=9-11% и фракцией 4-10 мм. Использование FeSiMg-лигатуры с такими характеристиками, совместно с укрытием мелкой стальной высечкой и температурой обрабатываемого расплава 1400-1420°C повышает усвоение Mg и соответственно снижает расход Mg содержащего материала до 0,5-0,6% от массы обрабатываемого расплава. Операция заканчивается удалением шлака и сливом расплава в печь.

После экспресс-анализа добавками ферросплавов регулируется химический состав исходного расплава и выполняется термовременной обработка для удаления мелких неметаллических включений и гомогенизации расплава. При термовременной обработке выдержать расплав 7-10 мин при температуре 1500-1520°C.

При выполнении второй операции – «Сфероидизирующее модифицирование», используется комби-метод (разработка фирмы «SKW Giesserei») [1]. Конический ковш для выполнения второй операции минимальной емкостью 0,12-0,15 т должен иметь отношение D/H=1/2 и

карман в донной части для размещения модификатора. Сфероидизирующее модифицирование расплава выполняют с использованием FeSiMg-модификаторов. Модификаторы располагаются в следующем порядке, на дно кармана в ковше засыпают модификатор с содержанием Mg=9-11%, фракции 4-10 мм мм, сверху модификатор с содержанием Mg=5-6%, фракции 0,2-1,2 мм, укрытие модификаторов выполняют мелкой стальной высечкой. Температура расплава 1480-1500°C на второй операции оптимизирует расход модификатора до величины 1,3-1,5% от массы расплава. При выполнении заливки расплава в форму зеркало расплава в ковше должно быть покрыто слоем связывателя шлака, для предотвращения попадания мелких всплывающих частиц шлака в форму.

Третья операция – «Инокулирующее модифицирование» осуществляется подачей FeSiBa-модификатора на струю при заливке расплава в литейную форму. Подача модификатора с содержанием Ba=4-6%, фракции 0,8 мм производится из специального устройства с изменяемым расходом модификатора. Расход модификатора составляет 0,5% от массы обрабатываемого расплава.

Внедрение чайниковых ковшей с крышкой в процесс получения высокопрочного чугуна позволяет повысить усвоение модификаторов, при отсутствии крановых весов увеличить точность дозирования расплава в ковш, уменьшить пирозэффект и улучшить условия труда в производственном цеху. Применение чайниковых ковшей ограничивается сложностью эксплуатации. Факторами, влияющими на применяемость таких ковшей, являются: поддержание постоянной температуры огнеупорной футеровки ковша (~700°C) и очистка, поддержание в рабочем состоянии носика ковша, склонного к зарастанию при малоинтенсивном режиме работы.

Выпуск отливок из высокопрочного чугуна на малых предприятиях предусматривает использование одного исходного расплава. Корректировка содержания основных химических элементов C, Si, Mn позволяет получать требуемую металлическую матрицу в чугуне (ферритную, феррито-перлитную, перлитную), соответствующую различным маркам чугуна. Основные условия, обеспечивающие эффективность такой корректировки для получения различных марок чугунов:

- исходный расплав должен содержать минимальное количество примесей (S и P), а также химических элементов, стабилизирующих цементит (Cr и др.);
- эффективное сфероидизирующее и инокулирующее модифицирование, способствующее образованию в структуре высокопрочного чугуна мелкого графита правильной формы, равномерно распределенного в мелкодисперсной металлической матрице и отсутствию свободного цементита;
- рафинирование расплава от неметаллических включений на всех стадиях получения отливок.

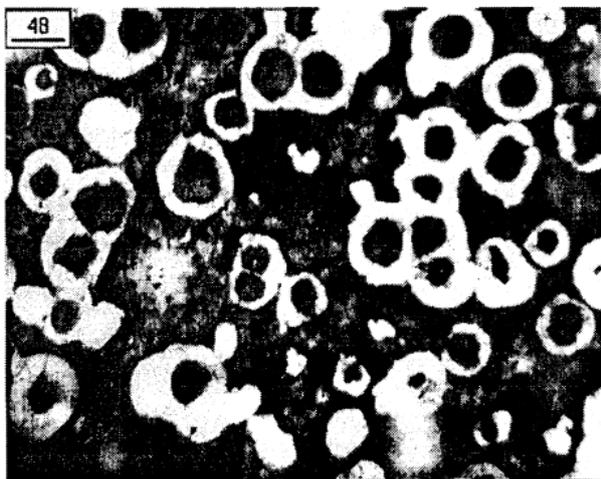
Наиболее сильное влияние на механические свойства чугуна оказывают C и Si. Оптимальное содержание углерода в исходном расплаве 3,7 % C, при угаре углерода в процессе модифицирования около 0,1-0,2 %. Содержание углерода в высокопрочном чугуне при данной технологии должно быть 3,4-3,6 %, а углеродный эквивалент ( $C_{\Sigma}$ ) равен 4,1-4,6%. При единичном и мелкосерийном производстве, имея один исходный чугун, необходимо получать отливки с различной толщиной стенок, из чугунов с различными свойствами. Оптимальное содержание углерода в исходном чугуне соответствует условиям получения чугуна чистого по неметаллическим включениям и с однородными механическими свойствами.

Верхний предел содержания кремния в высокопрочном чугуне для обеспечения показателя относительного удлинения, должен быть не более 3 %. При превышении этого значения, легированный кремнием феррит резко теряет пластические свойства. Высокопрочные чугуны с углеродным коэффициентом  $C_{\Sigma}=4,6$  %, содержащие кремний Si=2,8-3,0 % обладают максимальной жидкотекучестью, малой склонностью высокопрочного чугуна к объемной кристаллизации, затвердевают с образованием ферритной металлической матрицы. Снижение содержания кремния с 3,0 до 2,1% увеличивает долю перлита в металлической матрице с 0 до 70 % соответственно. Максимальные значения относительного удлинения до 15% в литом состоянии

имеет высокопрочный чугун с соотношением  $C/Si = 1,2$  ( $Si = 2,8-3,0 \%$ ). Повышение соотношения  $C/Si$  до 1,5 увеличивает содержание перлита до 70 %, а относительное удлинение снижается в 2-3 раза.

Дальнейшее снижение содержания  $Si$  увеличивает долю перлита до 96 %, что вызывает резкое падение относительного удлинения в 3-4 раза.

При выпуске отливок с высокими требованиями к относительному удлинению необходимо ограничить марганец не более 0,4%, до этого уровня марганец не оказывает значительного влияния на механические свойства ферритных высокопрочных чугунов. С увеличением содержания марганца с 0,4% до 0,6%, величина относительного удлинения падает в 2-3 раза, предел прочности на разрыв и твердость повышаются всего на 5%, по сравнению с чугуном, содержащим 0,2-0,3% марганца. Дальнейшее повышение содержания марганца до 0,7-0,8%, при содержании кремния 2,0-2,1 %, перлитизирует металлическую матрицу и обеспечивает высокопрочному чугуну следующие механические свойства в литом состоянии:  $\sigma_b = 700$  МПа,  $\delta = 3-4 \%$ . Значения твердости в таком чугуне обеспечиваются на уровне  $HB250 \pm 10$ . Для обеспечения более высоких значений твердости и износостойкости высокопрочного чугуна необходимо легирование  $Cu$  или  $Ni$ .



Перлитный ЧШГ. Механические свойства:  $\sigma_b = 650$  МПа,  $\delta = 10\%$ ,  $HB 210$ . Микроструктура: ШГф5, ШГд25-45, ШГр1, П70(Ф30).  $\times 100$

Строгое соблюдение всех факторов обеспечивают получение высоких значений относительного удлинения даже в перлитных высокопрочных чугунах на уровне 5-7% в литом состоянии.

Таким образом, предложенная технология позволяет получать отливки из высокопрочного чугуна стабильного качества в условиях серийного и единичного производства при обработке малых объемов расплава. Регулирование химического состава в комплексе с комби-методом позволяет получать ферритные и перлитные высокопрочные чугуны с высокими механическими свойствами в литом состоянии, с использованием одного базового исходного расплава [2].

## Литература

1. Райффершайд К. Применение метода перелива с использованием магнийсодержащих модификаторов // Литейное производство. 1998. №11. С. 21-23
2. Марукович Е.И., Молев С.Г. Получение ЧШГ с повышенной пластичностью в литом состоянии // Литьё и металлургия. 2001. №2. С. 51-53

**Результаты дюраметрического анализа карбоазотированных образцов сталей для изготовления крупногабаритных валков при профилированной накатке стального листа**

Ситкевич М.В.

Белорусский национальный технический университет

В работе представлены результаты исследований образцов сталей Х6ВФ, 6Х6ВЗСМФ, 6ХЗВЗМФС, Х12М. Указанные стали наиболее часто используются для изготовления крупногабаритных, в том числе многотонных и особо дорогостоящих валков при профилированной накатке стального листа. Данная инструментальная оснастка необходима для производства широко используемой в строительстве металлоцерепа, металлопрофиле и других видах сложноконтурных листовых изделий. Работает она в наиболее жестких условиях изнашивания рабочих поверхностей, зачастую сопровождающегося динамическими воздействиями.

Термическая обработка крупногабаритных валков из данных сталей: закалка с температур нагрева 1000 – 1150 °С, отпуск при температурах 520-560°С. Твердость после термообработки не менее 52-56 HRC. После термической обработки проводится окончательная механическая обработка для устранения неизбежных последствий термообработки – деформации, коробления, окисление и обезуглероживание поверхностного слоя.

Для повышения стойкости такой оснастки целесообразно создавать на их рабочих поверхностях высокотвердые фазы, обеспечивающие повышенную износостойкость в сочетании с приемлемым сопротивлением хрупкому растрескиванию в процессе накатки. В этом плане в первую очередь заслуживают внимания процессы упрочнения, которые проводятся при температурах сопоставимых с температурами нагрева под отпуск инструмента и технологической оснастки (500-550°С). При таких температурах поверхностного диффузионного упрочнения не разупрочняя сердцевину можно получить существенный прирост износостойкости поверхностного слоя без изменения размеров и состояния поверхности. При этом целесообразно диффузионное химико-термическое упрочнение проводить при температурах на 10-20 °С ниже, чем температура отпуска стальных деталей в обычных камерных печах с воздушной атмосферой.

В настоящей работе ХТО проводили при температуре 520°С 6 часов в специально разработанных порошковых смесях для низкотемпературного карбоазотирования, в которых поставщиками диффундирующих атомов являются активированные соединения азота и углерода со стабилизирующими добавками, позволяющими эффективно осуществлять процессы диффузионного в обычных отпускных камерных электрических печах с воздушной атмосферой без использования специального оборудования.

В структуре карбоазотированных образцов вблизи поверхности исследуемых сталей находится светлая полоска  $\epsilon$ -фазы. Эта фаза состава  $Fe_{2-3}(N,C)$  с гексагональной решеткой. Под ней располагается темнотравящаяся зона гетерогенного строения, в которой наряду со структурными составляющими основного материала присутствуют включения карбонитридов, концентрация которых плавно уменьшается по мере удаления от поверхности, что вызывает уменьшение микротвердости (рис.1).

Установлено, что в случае присутствия в составе сталей таких легирующих элементов как хром, вольфрам, ванадий, молибден и др. наряду с карбонитридами железа в структуре диффузионного слоя появляются и карбонитриды указанных элементов. Их микротвердость существенно превышает твердость карбонитридов железа, что приводит к повышению микротвердости всего диффузионного слоя. Причем, чем больше легирующих элементов в стали, тем выше твердость.



Рисунок 1 - Микроструктура поверхностного слоя стали 6Х6В3МФС после карбозотирования при температуре 520 °С в течении 6 часов.

Результаты исследований микротвердости карбозотированных образцов сталей Х6ВФ, 6Х6В3СМФ, 6Х3В3МФС, Х12М представлены на рис.2. Микротвердость измерялась на изготовленных микрошлифах с помощью прибора ПМТ-3 путем вдавливания в исследуемую поверхность алмазной пирамиды при нагрузке 0,49 ньютона.

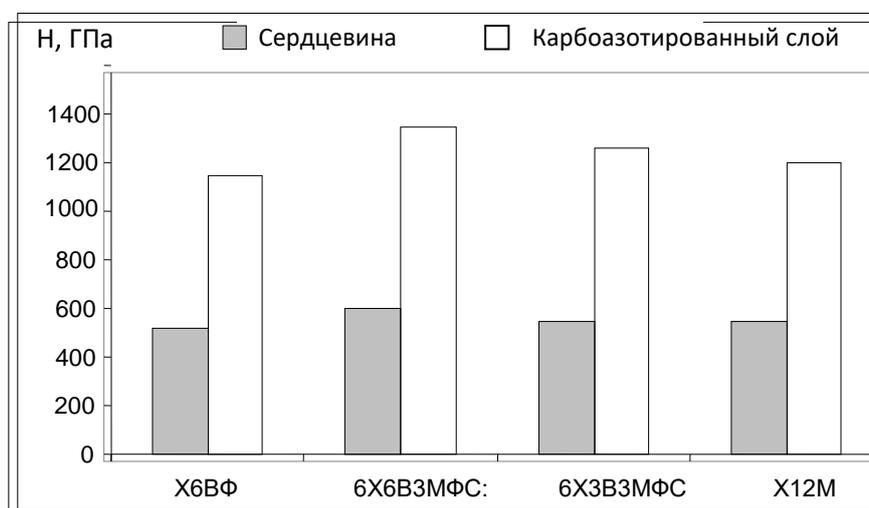


Рисунок 2 - Микротвердость сталей, карбозотированных при температуре 520 °С 6 часов.

Из рис.2 видно, что наиболее высокая твердость вблизи поверхности после карбозотирования у самой высоколегированной стали 6Х6В3МФС с 6% хрома и 3% вольфрама – 13,5 ГПа. У стали Х6ВФ с 6% хрома и без вольфрама, молибдена и кремния микротвердость ниже - 11,5 ГПа, в случае сталей 6Х3В3МФС и Х12М микротвердость в пределах 12 - 13 ГПа. Твердость в сердцевине после закалки и высокотемпературного отпуска примерно в 2 раза ниже.

В условия реального производства при упрочнении крупногабаритных деталей их необходимо поместить в стальной контейнер, засыпать диффузионноактивной смесью и выдерживать в камерной печи с воздушной атмосферой при температуре сопоставимой с температурой нагрева под отпуск. Контейнер можно изготовить из стальной трубы, внутренний диаметр которой не менее чем на 20 мм больше, чем наружный диаметр накатного валка. Так как расчетная масса накатного валка при диаметре 360 мм и длине 2600 мм примерно 1,5 тонны необходимо особое внимание обратить на прочность приваренного дна и сварного шва в контейнере. Время диффузионного упрочнения 6-10 часов после полного прогрева контейнера.

**Сравнительный анализ структуры и свойств поверхностных слоев низколегированных горячештамповых сталей после борирования и боросилицирования в порошковых смесях и обмазках**

Ситкевич М.В.

Белорусский национальный технический университет

В работе представлены результаты исследований борированных и боросилицированных образцов сталей 5ХНМ и 5ХНВ. Указанные горячештамповые стали наиболее широко используются для изготовления как сравнительно мелкогабаритных, так и крупногабаритных, в том числе многотонных деталей горячештамповой оснастки. Данная инструментальная оснастка работает в условиях изнашивания рабочих поверхностей, зачастую сопровождающегося динамическими воздействиями. Для повышения стойкости такой оснастки целесообразно создавать на их рабочих поверхностях высокотвердые фазы, обеспечивающие повышенную износостойкость в сочетании с приемлемым сопротивлением хрупкому растрескиванию в процессе штамповки. В этом плане в первую очередь заслуживают внимания процессы боридного упрочнения (борирование, боросилицирование), которые проводятся при температурах сопоставимых с температурами нагрева под закалку инструмента и технологической оснастки (880-900°C). При упрочнении мелкогабаритных деталей их помещают в любую емкость, засыпают диффузионноактивной смесью и выдерживают в камерных печах при температурах нагрева под закалку. Упрочнение крупногабаритного инструмента осуществляется с помощью диффузионноактивных обмазок. Обмазка наносится тонким слоем на рабочую поверхность, после чего изделия выдерживают при закалочных температурах несколько часов в печах с воздушной атмосферой. В случае боридного упрочнения обеспечивается совмещение диффузионное насыщение в обмазках с нагревом изделий под закалку [1].

В настоящей работе борирование и боросилицирование проводили при температуре 900 °С в порошковых смесях и обмазках, в которых поставщиком активных атомов бора являлся карбида бора, поставщиком атомов кремния – компоненты на основе SiC? SiO<sub>2</sub>, в качестве газогенерирующего активатора использовался фтористый натрий.

Боросилицирование образцов сталей 5ХНМ и 5ХНВ при температуре 900°C приводит к формированию диффузионных слоев, которые по толщине меньше, чем борированные. В структуре борированных слоев рентгеноструктурным анализом обнаружены фазы FeV и Fe<sub>2</sub>V. В отличие от борированных слоев в структуре боросилицированных слоев рентгеноструктурным анализом фиксируются фазы Fe<sub>2</sub>V, Fe<sub>3</sub>Si и не обнаружена фаза FeV. По микроструктуре боросилицированные слои, полученные при 900°C, похожи на борированные, они имеют игольчатое строение, но иглы боридов несколько более узкие, чем в случае борирования и между ними просматривается небольшая доля включений фаз типа Fe<sub>3</sub>Si.

Структурные изменения, имеющие место в результате борирования и боросилицирования при различных параметрах ХТО, существенно сказываются на показателях микротвердости и микрохрупкости диффузионных слоев. Наиболее высокие показатели микротвердости имеют место в случае борирования сталей. Причем высокая микротвердость поверхности (18,5-19,5 ГПа) отмечается как в случае борирования в обмазках, так и порошковых смесях. Следует отметить, что такая твердость характерна находящейся вблизи поверхности фазе FeV, которая образуется в борированных слоях как при температуре 900°C, так при более высоких температурах. Под слоем фазы FeV располагается зона фазы Fe<sub>2</sub>V, твердость которой несколько ниже - на уровне 13,5-14,5 ГПа. В случае боросилицирования при температуре 900°C микротвердость поверхности как раз и соответствует микротвердости фазы Fe<sub>2</sub>V. При этом ХТО как в обмазках, так и порошковых смесях в негерметизируемых контейнерах дает практически аналогичные результаты.

Изменение структурного состояния боросилицированных слоев по сравнению с борированными очень заметно сказывается на их микрохрупкости. Определение микрохрупкости диффузионных слоев проводилось с использованием прибора для измерения микротвердости ПМТ-3. Микрохрупкость оценивалась по напряжению скола  $G_{ск}$  упрочненной поверхности (чем ниже напряжение скола, тем выше хрупкость), которое зависит от  $l$  (минимальное расстояние от центра отпечатка алмазной пирамиды до края образца при нагрузке  $P$ ).  $G_{ск} = 0,17P/(2l^2 + lc)$ , где  $c$  – длина диагонали отпечатка алмазной пирамиды [2].

Так, наиболее твердая поверхностная зона из фазы FeB боридного слоя обладает и наиболее высокой хрупкостью (минимальный уровень напряжения скола). В случае боросилицирования при температуре 900°C при снижении микротвердости всего на 20-25% (до уровня 13,5-14,5 ГПа, что характерно фазе Fe<sub>2</sub>B) напряжение скола увеличивается в 2,8-3,5 раза (рис.1), что свидетельствует о значительном повышении сопротивлению хрупкому разрушению боросилицированных поверхностей деталей при их работе в условиях динамических воздействий в процессе изнашивания.

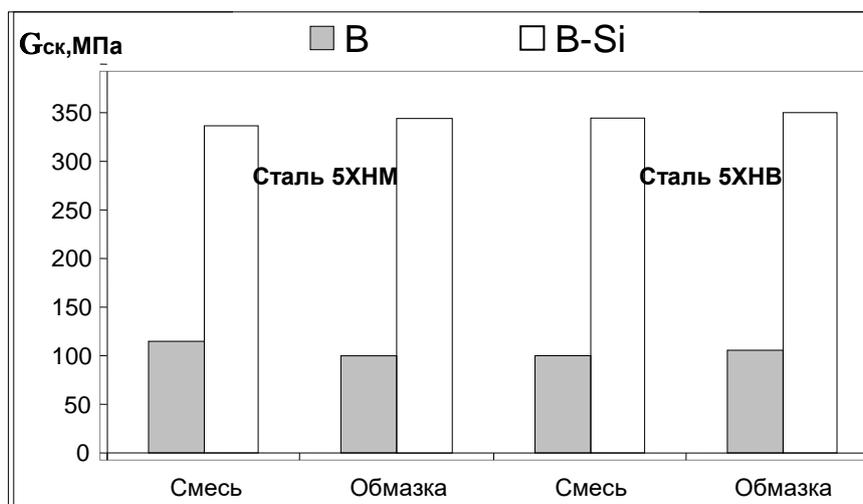


Рисунок 1 - Микрохрупкость диффузионных слоёв, полученных при 900 °С за 4 часа

Таким образом, изменяя виды боридного упрочнения (боросилицирование, борирование) можно получать отличающиеся по структуре диффузионные слои с различным соотношением фаз FeB, Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>3</sub>Si, что в значительной степени влияет на сопротивление хрупкому разрушению поверхностных слоев деталей, эксплуатирующихся в реальных условиях в парах трения при периодических или постоянных ударных воздействиях. Причем использование боросилицирования после, которого в структуре диффузионного слоя отсутствует фаза Fe<sub>2</sub>B, заметно более эффективно по сравнению с борированием.

### Литература

1. Ситкевич М.В., Бельский Е.И. Совмещенные процессы химико-термической обработки с использованием обмазок.- Мн.: Выш.шк., 1987.
2. Григоров П.К., Катханов А.И. Методика определения хрупкости борированного слоя. - В кн.: Повышение надежности и долговечности деталей машин. Ростов на Дону, 1972, вып. 16.

## Производство отливок из алюминиевых сплавов в условиях мелкосерийного производства

Садоха М.А.<sup>1</sup>, Чечуха В.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Белорусский национальный технический университет

<sup>2</sup>ОАО ММЗ им. С.И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО»

Процесс освоения производства отливок можно разделить на несколько отдельных этапов:

- разработка чертежа отливки по заданному чертежу детали;
- разработка конструкторской документации на литейную оснастку;
- изготовление литейной оснастки;
- изготовление опытной партии отливок.

Продолжительность и стоимость выполнения каждого из этапов зависит от многих факторов, в том числе от производственной программы, применяемого технологического оборудования в конкретном литейном производстве, сроки реализации и т.п. В любом случае при организации производства необходимо при минимальных затратах на подготовку получать качественные отливки по наиболее низкой цене.

Проанализируем отдельные этапы и их вклад в общие затраты ресурсов и времени при организации производства отливок.

**1. Разработка чертежа отливки по заданному чертежу детали.** Данная стадия работы начинается с разработки чертежа детали и завершается разработкой чертежа отливки.

**2. Разработка конструкторской документации на литейную оснастку.** Этап представляется оптимальным выполнять с применением САПР в виде сквозной работы без промежуточного выпуска бумажной документации. В таком случае этап может быть выполнен в 3-5 раз быстрее по сравнению с классическим вариантом организации процесса.

**3. Изготовление литейной оснастки.** Является самым затратным и длительным по времени этапом подготовки производства отливок. При выборе способа и материала обычно исходят из следующих исходных данных: техпроцесс, по которому будет изготавливаться отливка, требуемая точность оснастки, ресурс оснастки (планируемая программа производства), срок изготовления, стоимость.

**4. Изготовление опытной партии.** На этом этапе выполняется уточнение технологических режимов изготовления отливки с учетом соответствия заданным требованиям.

В результате анализа всех рассмотренных выше особенностей освоения производства отливок и на основе проведенных научно-исследовательских работ установлено, что для освоения единичного и мелкосерийного производства отливок оптимальным является подход, представленный ниже.

Разработку технологии литья и необходимой документации для подготовки производства представляется оптимальным выполнять с применением САПР в виде сквозного проектирования без промежуточного выпуска бумажной документации. Последовательность работы такова: разработка отливки, разработка технологии литья, разработка технологической оснастки. При исключении ряда формальных промежуточных этапов данная работа может быть выполнена примерно в 3-5 раз быстрее по сравнению с классическим вариантом организации процесса.

Изготовление необходимой технологической оснастки представляет собой самый затратный и длительный по времени этап подготовки производства отливок. Проведенные исследования и современный мировой опыт показывают, что при подготовке единичного и мелкосерийного производства отливок для изготовления требуемой технологической оснастки представляется рациональным использование современных аддитивных технологий. Это позволяет в 5 раз и более сократить сроки выполнения данного этапа по сравнению с классическим подходом к выполнению подобных работ.

В процессе анализа и выбора вариантов типа применяемых форм для получения опытных разовых отливок или малой серии установлено, что рациональным большинством случаев является использование разовых песчано-смоляных форм, изготовленных по технологии «no-bake». Преимущества данного процесса, следующие:

- высокая точность отливок (приблизена к литью в кокиль);
- возможность быстрой корректировки процесса литья в случае наличия определенного вида дефектов в отливках;
- возможность применения комбинированных форм как с металлическими элементами, так и с использованием литейных стержней из различных материалов.
- возможность накопления и складирования форм или отдельных их элементов с целью оптимизации организации производства под условия предприятия.

На основании выполненных исследований и работ можно сделать ряд выводов относительно применения аддитивных технологий при освоении производства единичных отливок и малых серий [1-4]:

1. Примененные подходы при освоении производства единичных отливок и малых серий полностью подтвердили их конкурентоспособность.
2. Отливки могут быть получены в кратчайшие сроки, что значительно ускоряет изготовление необходимых изделий машиностроения.
3. Качество, точность и внешний вид отливок сопоставим с отливками, получаемые методом литья в кокиль.
4. Применением таких технологических подходов позволяет производить отливки массой от нескольких грамм до сотен килограмм и в широком диапазоне габаритных размеров.

### Литература

1. Волочко А.Т., Садоха М.А. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий. - Минск: Беларус. навука, 2011.- 387с.
2. Садоха М.А., Ровин С.Л. Получение отливок в условиях мелкосерийного и единичного производства// Литейное производство. 2021. №4. С.35-38.
3. Садоха М.А., Андрушевич А.А. Технология рафинирования алюминиевых сплавов продувкой газами// Литье и металлургия. 2021. №1. С.38-42.
4. Андрушевич А.А., Садоха М.А. Усадочные явления в силуминах при обработке модификаторами длительного действия// Литье и металлургия. 2022. №3. С.30-35.

## Исследование и выбор материалов для сухих смесей, применяемых при изготовлении художественных отливок по выплавляемым моделям

Франчук А.А.

Белорусский национальный технический университет

Для изготовления отливок современные литейные предприятия в своем производстве используют специальные литейные формы. Литейные формы изготавливают, применяя специальные смеси для литья, состав которых зависит от вида литья, способа формовки и характера сплава. Для их приготовления используют природные и искусственные (синтетические) материалы.

Одним из основных важных требований, которыми должны обладать формовочные смеси - это высокая механическая прочность, газопроницаемость, термостойкость и теплоемкость. За счет соединения компонентов смесей в необходимых пропорциях, готовые сплавы могут обладать заранее заданными характеристиками – прочность, огнеупорность, податливость, текучесть, газопроницаемость.

Тем не менее, при изготовлении изделий из цветных металлов необходимо добиваться высоких показателей чистоты поверхности. Для этих целей применяется состав на основе мелкодисперсного песка. В него может входить и небольшой процент регенерированных материалов.

Литье по выплавляемым моделям, широко применяемое в машиностроении при изготовлении тонкостенных сложных по конфигурации отливок, является наиболее распространенным методом получения мелких художественных отливок.

Рассмотрим способ литья по выплавляемым моделям в гипсовые формы. Для того, чтобы в результате получить отливку с чистой поверхностью, без шероховатостей, следует учитывать каждый этап изготовления формы:

- правильное соотношение порошка и воды;
- перемешивание до однородной консистенции;
- отсутствие пузырьков воздуха в смеси,
- временной интервал.

В таблице 1 приведены примеры некоторых формовочных масс и их характеристики, используемые для цветных металлов.

Таблица 1. Характеристики формовочных смесей

Формовочная смесь	Соотношение порошок/вода	Рабочий цикл, мин	Время вакуумирования, мин	Расширение через 2 часа после схватывания, %
GOLD STAR XL INVESTRITE	100/40, 100/38	8 - 9	2	0,43
INDUSTRIAL "А"	100/28	8	1,5 - 2	0,72

Удаление (вытопка) воска зависит от состава формовочной массы. На рисунке 1 представлен стандартный цикл вытопки воска для формомассы, используемой при литье цветных металлов. На практике график может корректироваться в зависимости от визуальных изменений (пар, дым при окончательной вытопке воска), а также, если форма прокаливается повторно.

### График вытопки воска и прокаливания опок. Стандартный цикл.

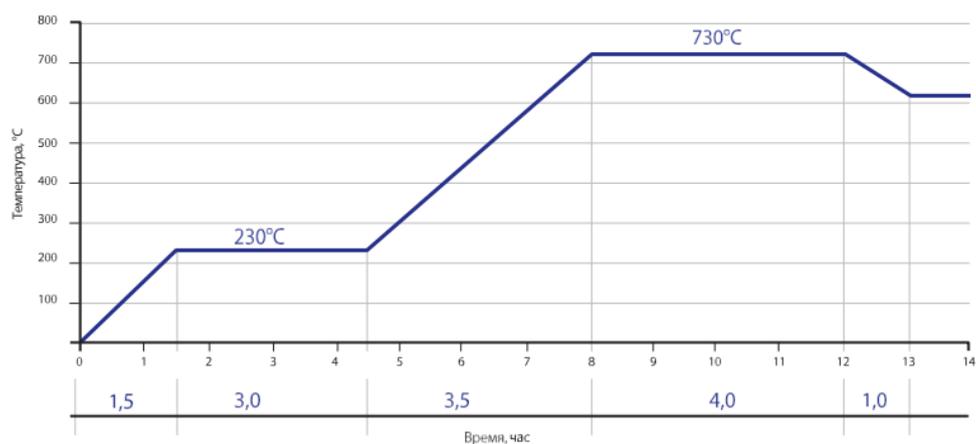


Рисунок 1 - График вытопки воска и прокаливания опок

При соблюдении рекомендаций производителями формовочных масс по водомассовому соотношению, смешиванию, времени вакуумирования, времени вытопки и прокалики формы, отливка на выходе имеет чистую поверхность, без дефектов с заданными параметрами.

**Статистические методы исследования характеристик  
механических свойств материалов на основе нитрида кремния, изготовленных из ультрадисперсных порошков**

Голубцова Е.С., Мельниченко В.В., Урбанович Н.И.  
Белорусский национальный технический университет

Известно [1,2], что механические характеристики горячепрессованных материалов на основе нитрида кремния из ультрадисперсных порошков выше, чем у материалов из более крупных порошков.

Цель настоящей работы - изучить твердость и вязкость разрушения конструкционной керамики системы  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3) - TiN$  в зависимости от состава и прилагаемой нагрузки, а также получить математические модели, устанавливающие количественную связь между этими характеристиками, маркой материала, содержанием  $TiN$ , оксидов и нагрузкой. Ставилась также задача определить вид разрушения.

Ультрадисперсные порошки нитрида кремния, оксидов натрия и алюминия, нитрида титана смешивали в аттриторе в среде ацетона в течение 20—30 мин. Прессование проводили при температуре 1800—1830°C и одноосном приложении давления 30 МПа.

Твердость определяли по методу Виккерса при нагрузке на индикатор 50—300 Н и комнатной температуре. Коэффициент вязкости разрушения  $K_{IC}$  определяли путем измерения диагонали отпечатка при вдавливании индентора и длине трещин по методике работы [3]. Все опыты проводили с применением методов статистического планирования эксперимента [4].

В начале исследовали изменение твердости образцов из  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3)$  и  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3) - TiN$  в зависимости от содержания в них оксидов и нитрида титана при нагрузке  $P = 300Н$ , обеспечивающей меньший разброс значений твердости. Для этого был использован двухфакторный план  $2 \times 3$ , где 2 — два уровня материала, а 3 — три уровня содержания  $TiN$  (0; 30 и 60% объема). Параметром оптимизации ( $y_1$ ) была выбрана твердость  $HV$  (ГПа) а в качестве факторов указанные материалы ( $x_1$ ) и содержание  $TiN$  ( $x_2$ ). Ошибка воспроизводимости  $S_1 = 0,52 ГПа$  (~4% от среднего значения) определялась по результатам трех параллельных опытов, когда оба фактора находились на верхних уровнях ( $x_1 = +1$  и  $x_2 = +1$ ).

Матрица плана и результаты опытов приведены в таблице 1.

В этой таблице  $x_1$  и  $x_2$  — кодированные уровни факторов [ $x_1 = -1, Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3)$ ], [ $x_2 = +1, Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3) - TiN$ ],  $y_1$  — опытное значение твердости, а  $y_p$  — расчетное значение  $HV$ .

Таблица 1 - Матрица плана  $2 \times 3$

N	$x_1$	$x_2$	$x_1 x_2$	$x_2^2$	$y_1$	$y_p$
1	-	-	+	+	16,52	17,25
2	-	0	0	0	14,05	13,50
3	-	+	-	+	9,00	9,73
4	+	-	-	+	15,86	16,03
5	+	0	0	0	14,33	14,89
6	+	+	+	+	13,57	13,75

После статистической обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель (1).

$$y_1 = HV = 14,19 + 0,7x_1 - 2,45x_2 + 1,31x_1x_2 \quad (1)$$

Установлено, что наибольшее влияние на твердость оказывает содержание  $TiN$  ( $x_2$ ). Максимальное значение твердости  $y_1 = 16,25$  ГПа получено при  $x_1 = -1$  и  $x_2 = -1$ , т.е. при  $y$  материала

$Si_3N_4-(Al_2O_3+Y_2O_3)$  без  $TiN$ . Добавка  $TiN$  в исследуемый материал снижает твердость до  $y_1=9$  ГПа при  $x_1=-1$  и  $x_2=+1$  (60%  $TiN$ ).

В следующей серии опытов проводили исследования зависимости твердости  $HV$  от нагрузки на индентор ( $x_1$ ) и содержание  $TiN(x_2)$  для материала  $Si_3N_4-(Al_2O_3+Y_2O_3)-TiN$ . Для проведения эксперимента был выбран план  $3 \times 3$ , где 3 — три уровня нагрузки (50, 150 и 250Н) и три уровня содержания нитрида титана (10, 40, 70%). Ошибка воспроизводимости опытов  $S_2$  составила 0,2ГПа (~4% от среднего значения). Матрица плана и результаты измерения твердости приведены в таблице 2, где  $x_1$  и  $x_2$  — кодированные уровни нагрузки и содержания  $TiN$ , а  $y_2$  — твердость  $HV$ .

Таблица 2 - Матрица плана  $3 \times 3$

N	$x_1$	$x_2$	$x_1x_2$	$x_1^2$	$x_2^2$	$y_2$	$y_3$	$y_4$	$y_5$	$y_6$
1	-	-	+	+	+	16,3	16,01	6,23	7,09	6,40
2	-	0	0	+	0	15,4	14,54	7,23	12,92	6,26
3	-	+	-	+	+	14,5	9,92	6,96	12,61	5,06
4	0	-	0	0	+	15,4	14,72	6,23	6,91	6,66
5	0	0	0	0	0	14,8	13,62	6,96	8,91	6,40
6	0	+	0	0	+	12,9	9,28	6,68	8,55	5,46
7	+	-	-	+	+	14,7	14,72	6,50	7,46	7,33
8	+	0	0	+	0	14,1	13,62	6,64	8,37	6,93
9	+	+	+	+	+	12,7	9,28	7,00	8,18	5,86

После обработки результатов этого эксперимента по методике работы [4] и проверки значимости коэффициентов уравнения получена адекватная модель (2)

$$y_2 = HV = 14,64 - 0,72x_1 - 1,12x_2 - 0,42x_2^2, \quad (2)$$

из которой видно, что и в этом случае на твердость наибольшее влияние оказывает содержание  $TiN(x_2)$ , чем оно выше, тем ниже твердость. Максимальная величина твердости ( $y_2=16,3$  ГПа) получена при  $x_1=-1$  и  $x_2=-1$ , т.е. при нагрузке 50 Н и 10%  $TiN$ .

В третьей серии опытов по тому же плану эксперимента проводим исследования влияния нагрузки на индентор ( $x_1$ ) и содержание оксидов ( $x_2$ ) на твердость ( $y_3$ ) для материала  $Si_3N_4-(Al_2O_3+Y_2O_3)$ . Для нагрузки были выбраны три уровня (50, 150, 250 Н), а для содержания оксидов также три уровня (10, 35 и 60%). Результаты опытов приведены в 9-й колонке таблицы 2 ( $y_3$ ).

После обработки результатов опытов получена адекватная модель (3) при ошибке воспроизводимости  $S_3 = 0,38$

$$y_3 = HV = 13,61 - 0,48x_1 - 2,83x_2 - 1,61x_2^2, \quad (3)$$

из которой видно, что наибольшее влияние на твердость оказывает содержание оксидов ( $x_2$ ), чем оно выше, тем ниже твердость.

Таким образом, можно сделать вывод, что увеличение содержания добавок  $TiN$  и оксидов ( $Al_2O_3+Y_2O_3$ ) в нитридную керамику снижает ее твердость. Влияние величины нагрузки на индентор ( $x_1$ ) меньше, хотя характер влияния тот же: с ростом нагрузки твердость также снижается.

Зависимость трещиностойкости ( $K_{Ic}$ ) от нагрузки на индентор ( $x_1$ ) и содержание  $TiN(x_2)$  в материалах состава  $Si_3N_4-(Al_2O_3+Y_2O_3)-TiN$  изучали с помощью того же плана эксперимента  $3 \times 3$ , но здесь учитывали место измерений: на параллельной и перпендикулярной гранях направлению прессования. Уровни факторов были выбраны следующие:  $x_1$  (50, 150 и 250Н) и  $x_2$  (10, 40, 70%). В качестве параметра оптимизации был выбран коэффициент измерений  $K_{Ic}$ , МПа·м<sup>0.5</sup>. Результаты измерений  $K_{Ic}$  на параллельных и перпендикулярных гранях ( $y_4$  и  $y_5$ ) приведены в 9-й и 10-й колонках таблицы 2.

Ошибки воспроизводимости  $S_4$  и  $S_5$  соответственно составили  $0,13 \text{ МПа м}^{0,5}$  и  $0,16 \text{ МПа м}^{0,5}$ .

После обработки результатов эксперимента получены адекватные модели для обеих граней.

$$y_4 = 6,28 + 0,28x_2 - 0,34x_2^2, \quad (4)$$

$$y_5 = 9,26 - 1,34x_1 + 1,21x_2 - 1,05x_1x_2 + 1,22x_1^2 - 1,7x_2^2. \quad (5)$$

Как видно из этих уравнений и здесь наибольшее влияние на  $K_{Ic}$  оказывает содержание  $TiN$ , чем оно больше, тем выше трещиностойкость, т.е. характер влияния этого фактора на  $K_{Ic}$  иной, нежели на твердость  $HV$ .

Следует обратить внимание и на то, что, как следует из уравнения (4), нагрузка ( $x_1$ ) не оказывает влияние на  $K_{Ic}$  в выбранных интервалах варьирования (50—250 Н) при измерении этого параметра на параллельной грани.

На грани, перпендикулярной направлению прессования, влияние обоих факторов примерно одинаково, но величина  $K_{Ic}$  намного больше, чем на параллельной грани.

Зависимость вязкости разрушения от нагрузки ( $x_1$ ) и содержания оксидов ( $x_2$ ) в материалах  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3)$ . Определяем с помощью того же плана  $3 \times 3$  (таблица 2). Уровни нагрузки были выбраны такими: 100, 200 и 300 Н и содержания  $MeO$ : 10, 30 и 50 %. Ошибка воспроизводимости составляла  $S_6 = 0,11$  (1,8 % от среднего).

После обработки результатов эксперимента и проверки значимости коэффициентов уравнения получили адекватную модель (6)

$$y_6 = K_{Ic} = 6,44 + 0,40x_1 - 0,67x_2 - 0,41x_2^2. \quad (6)$$

Здесь наблюдается уменьшение  $K_{Ic}$  с ростом содержания оксидов ( $x_2$ ).

Максимальное значение  $K_{Ic} = 7,33 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$  получено при  $x_1 = +1$  и  $x_2 = -1$ , т.е. при нагрузке 300 Н и содержании оксидов 10 %.

Для материалов  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3)$  наблюдается тесная корреляция между твердостью и трещиностойкостью, поскольку коэффициент парной корреляции  $\tau_{3,6} = 0,782$ , что больше табличного  $\tau_{кр} = 0,7498$  (при  $\alpha = 0,62$  и  $f = 9 - 2 = 7$ ).

Эта зависимость может быть выражена корреляционным уравнением

$$y_6 = K_{Ic} = 3,55 + 0,21y_3. \quad (7)$$

Таким образом, как  $K_{Ic}$ , так и  $HV$  для этих материалов уменьшаются с ростом содержания оксидов.

Для материалов  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3) - TiN$  такой тесной корреляции не наблюдается ( $r_{2,5} = 0,66 < r_{кр} = 0,666$  при  $\alpha = 0,05$  и  $f = 9 - 2 = 7$ ), но обращает на себя внимание, что с ростом твердости ( $y_2$ ) коэффициент вязкости разрушения  $K_{Ic}$  уменьшается.

Близость расчетного и табличного коэффициента парной корреляции позволяет и в этом случае выразить зависимость трещиностойкости  $K_{Ic} = y_5$  от величины твердости  $HV$  в виде линейного корреляционного уравнения

$$y_5 = 13,31 - 0,373 \cdot y_2. \quad (8)$$

Следовательно, введение  $TiN$  увеличивает трещиностойкость материала, но не меняет характер зависимости между твердостью и трещиностойкостью, ибо с ростом твердости  $K_{Ic}$  уменьшается.

Это можно объяснить повышением упруго-пластических свойств данного материала.

Уровень трещиностойкости композитов на основе нитридов кремния и титана зависит от механизма распространения трещины, который зависит от объемного соотношения основных фаз в широком диапазоне размеров (от дисперсного распределения  $TiN$  в матрице  $Si_3N_4$  до включенной  $Si_3N_4$  в  $TiN$ ), а также от знака остаточных напряжений, вызванных горячим прессованием.

Последние отличаются друг от друга распределением и интенсивностью во взаимно перпендикулярных гранях относительно направления прессования.

Трещина при взаимодействии с зонами сжимающих напряжений замедляет свое продвижение, что приводит к увеличению вязкости разрушения материала. Вот почему материал  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3) - TiN$  обладает более высокой трещиностойкостью по сравнению с материалом  $Si_3N_4 - (Al_2O_3 + Y_2O_3)$ .

Можно сделать вывод, что на вид зависимости твердости от состава и нагрузки горяче-прессованной керамики на основе нитрида кремния и оксидов доминирующее влияние оказывает хрупкое разрушение, а для материалов на основе нитридов кремния и титана — упруго-пластические деформации. Значительный вклад в изменение  $K_{Ic}$  в зависимости от состава композита оказывает распределение остаточных напряжений в материале, возникшее в результате горячего прессования.

Таким образом, статистические исследования указанных материалов позволили не только установить количественные зависимости твердости и  $K_{Ic}$  от нагрузки и состава, но и выявить характер их влияния, установить связь между твердостью и трещиностойкостью в виде корреляционных уравнений.

### Литература

1. Гнесин Г.Г., Осипова Н.И., Сартинская Л.Л. Свойства материалов на основе ультрадисперсных порошков нитридов // Порошковая металлургия.— 1990.— № 8.— С.91—95.
2. Гнесин Г.Г., Осипова Н.И., Сартинская Л.А. Инструментальные керамические материалы на основе ультрадисперсных порошков нитридов // Порошковая металлургия.— 1990.— № 12.— С.78—82.
3. Evans A.G., Charles E.A. Fracture Toughness Determinations Hardness Indentation / J. Amer. Ceram. Soc.— 1977.—Vol. 59, № 7/8.— P. 371—372.
4. Вознесенский В.А. Статистические методы планирования эксперимента в технико-экономических исследованиях.— М.: Финансы и статистика.— 1981.— 264 с.

## Оценка эффективности участия ряда металлов и металлоидов в структуре защитных термодиффузионных слоев на меди

Дашкевич В.Г., Плетенев И.В.

Белорусский национальный технический университет

Опыт многих исследователей химико-термической обработки и собственный в области разработки специализированных термодиффузионных покрытий свидетельствует о перспективности использования комплексного диффузионного легирования меди и медных сплавов для защиты от высоких температур и агрессивной среды.

С целью защиты меди от высокотемпературного окисления и коррозии меди можно использовать различные элементы, их применение нацелено на образование при окислении плотных, устойчивых оксидных слоев, которые повышают стойкость [1, 2]. Это, прежде всего, такие элементы как алюминий, кремний, хром. В эту группу элементов можно включить бор, который способен активно стекловаться на поверхности и быстро обеспечивать появление оксидной пленки на поверхности.

Насыщающая среда при комплексном насыщении реализуется через оригинальные составы порошковых смесей, которые являются источником основного элемента, например алюминия и других, сопутствующих алюминию элементов. Эти элементы помогают повысить стойкость при работе в условиях высоких температур, образуя сложные оксидные пленки (шпинели), и кроме этого, что очень важно, улучшить технологичность, в частности реализовать процесс насыщения при более низких температурах и на плохо подготовленных поверхностях.

В работе проведен анализ эффективности участия элементов в защитных термодиффузионных слоях на меди с точки зрения их технологичности, образующихся структур и влияния на стойкость при высоких температурах.

**Хром.** Общее влияние хрома наиболее просто оценить на примере хромистых бронз. Важнейшими положительными свойствами таких бронз являются, высокие, соизмеримые с чистой медью, эксплуатационные свойства (коррозионная стойкость), теплофизические, электропроводность, высокая стойкость к водородному охрупчиванию, технологичность при всех операциях горячей и холодной деформации, сварке и пайке [3]. Что касается структуры, то при диффузионном легировании стоит ожидать образования лишь небольшой зоны твердого раствора в структуре, с незначительной концентрацией легирующего элемента в меди, растворимость элементов при различных температурах приведена в таблице 1. При высокотемпературном окислении хром благоприятно будет сказываться на стойкости, участвуя в образовании комплексных оксидов.

Таблица 1 – Растворимость элементов в меди в зависимости от температуры, % масс. [4-6]

Элемент	Растворимость элемента в меди в зависимости от температуры, % масс.		
	800 °С	400 °С	20 °С
Хром	0,14	0,03	менее 0,03
Алюминий	7,9	9,4	около 7,5
Кремний	3,9	5,3	около 3,2
Бор	0,29	0,2	менее 0,06

**Кремний.** Известно, что силицирование меди и ее сплавов позволяет повысить их износостойкость и сопротивление газовой и электрохимической коррозии в различных агрессивных средах [2]. Благодаря широкому применению сплавов меди с кремнием (кремнистых бронз) в промышленности взаимодействие кремния с медью хорошо изучено, а диаграмма состояния медь – кремний достаточно широко известна. Однако, многообразие силицидных фаз в системе Cu-Si усложняет выявление фаз, определяющих наиболее благоприятную структуру

защитного слоя. что касается стойкости при нагревании, то кремний при нагревании выше 400 °С взаимодействует с кислородом воздуха образуя оксиды SiO и SiO<sub>2</sub>, защитные свойства таких оксидных пленок достаточно высокие.

**Алюминий.** Самый эффективный элемент из анализируемых, значительно изменяющий структуру и свойства поверхностных слоев меди. Алитирование как способ увеличения жаростойкости сплавов на железной основе известен с 1915 г. этот процесс назывался калоризацией. Полученное покрытие толщиной 25 – 40 мкм применялось в те времена, например, для защиты рабочих лопаток турбины газотурбинных двигателей. Для меди и медных сплавов данные по стойкости после алитирования и соответственно применение были позже. Известно, что растворение алюминидных фаз начинается при температуре 850 – 900 °С, до этой температуры барьерный слой эффективно защищает основной металл от проникновения кислорода и других веществ, поскольку при повышенных температурах на поверхности образуется оксид алюминия, по сути, керамика или шпинель, обладающая намного лучшими защитными свойствами, чем CuO и CuO<sub>2</sub> [7]. Концентрация алюминия, необходимая для эффективной защиты меди, напрямую зависит от температуры и внешней среды. Исследователи отмечают, что при 4% алюминия в меди сплав уже показывает значительное сопротивление высокотемпературному окислению [8]. Очевидно, что чем выше концентрация алюминия на поверхности, тем более эффективная защита должна реализовываться. При недостатке алюминия он не предотвращает процесс диффузии кислорода вглубь изделия, что приводит к активному окислению меди.

**Бор.** Как таковое борирование меди термодиффузионным путем не целесообразно, он может использоваться лишь в качестве сопутствующего элемента, который повышает технологичности процесса. Известно, что бор является эффективным раскислителем для меди при этом, например, не оказывает негативного влияния на удельную электропроводность и теплопроводность. Активный бор в насыщающей среде способствует лучшему растворению окислов меди на поверхности изделия при начальных стадиях химико-термической обработки, способствуя повышению качества процесса и снижению дефектности. Растворимость бора в меди незначительна [6], но при присутствии других фаз в слое, например алюминида Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub>, кубической сингонии, растворение представляется возможным с более высокой концентрацией. С точки зрения участия в защитном действии слоя, то если на поверхности покрытия присутствует некоторое количество бора, то при повышенных температурах он активно остекловывается с образованием соединения B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а при недостаточной концентрации, участвует в образовании комплексных оксидов (шпинели).

Таким образом, из рассматриваемых примеров легирования меди элементами можно условно провести ранжирование, по их предполагаемой эффективности в следующей последовательности, на первом месте Al, затем Si, далее В и Cr.

## Литература

1. Коломыцев, П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия / П.Т. Коломыцев. – М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
2. Минкевич, А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
3. Коршунова, Т.Е. Медь и медные сплавы : учебное пособие / Т.Е. Коршунова. – Москва, Вологда : Инфра-Инженерия, 2020. – 156 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3т.: Т. 3. Кн. 2 / Под общ. Ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 2001. – 448 с .
5. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди; под ред. С. В. Шухардина. - Наука, 1979 г. - 248 с.
6. Bulletin of alloy phase diagrams, Vol. 3, №1, – 1982. – p. 46.

7. В.М. Константинов Исследование особенностей структуры и свойств термодиффузионных жаростойких покрытий на меди / В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, И.В. Плетенев // Литье и металлургия. №1, 2021. – С. 124 – 129.

8. Николаев, А.К. Жаропрочные (низколегированные) сплавы на основе меди // В Сб. «Медь. Латунь. Бронза» под общей редакцией Ю.Н. Райкова. – М.: ОАО «Институт Цветметобработка», 2006. – С. 21-52.

## Регенерация насыщающей смеси и особенности влияния масштабного фактора при термодиффузионной обработке изделий из меди в промышленных объемах

Плетенев И.В.

Белорусский национальный технический университет

Известно, что при процессах насыщения изделий из порошковых насыщающих сред происходит обеднение смеси активными элементами [1, 2]. Как правило, бывшая в употреблении смесь уже не может обеспечить надлежащего качества и толщины диффузионного слоя. С другой стороны, экономическая эффективность процессов термодиффузионного упрочнения из порошковых сред напрямую определяется конкретными компонентами, их стоимостью и нормами расхода. Таким образом, работоспособность смеси и истощаемость ее по активным элементам влияет, в конечном счете, на себестоимость продукции.

В связи с этим возникает важный вопрос по кратности смеси и ее возможной регенерации. В ходе работы ставилась задача изучить возможности регенерации порошковой смеси оригинального состава [3] для обработки медных изделий, а также определить наиболее экономически обоснованные технологические переходы, устанавливающие минимальные расходы материала, за счет регенерации и повторного использования смеси с сохранением требуемого качества изделий.

При многократном использовании смеси без регенерации наблюдается резкое падение толщины слоя за счет уменьшения доли активной части в насыщающей смеси. Для установления требуемого объема «освежения» смеси были произведены опыты с различной долей регенерирующей составляющей на каждом этапе обработки при следующих режимах,  $t_n = 520 \pm 10$  °С,  $\tau = 4$  ч. (рисунок 1). В качестве регенерирующей части использовалась новая, свежеприготовленная смесь того же состава.

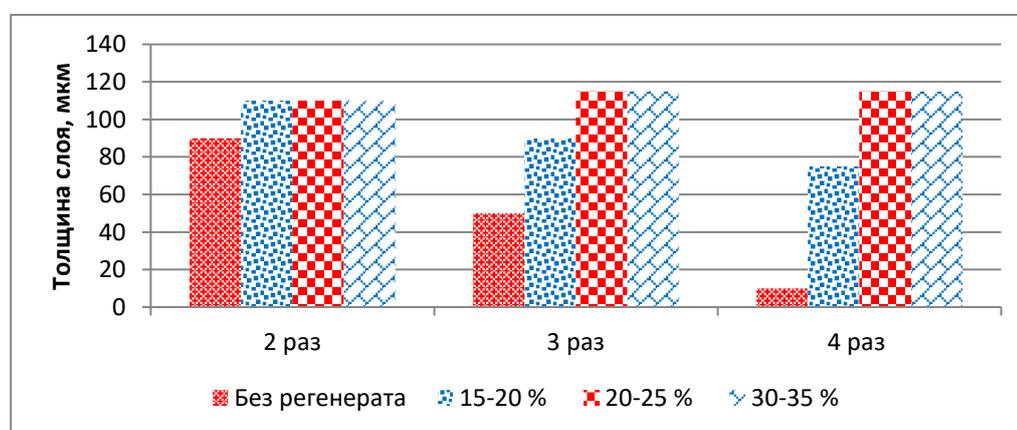


Рисунок 1 – Зависимость толщины диффузионного слоя от кратности использования насыщающей смеси

При введении в смесь 15-20 % масс. наблюдается стабилизация толщины диффузионного слоя в пределах  $110 \pm 5$  мкм, но только для 2-х кратного насыщения. Для обеспечения устойчивого качества, повторяемости процесса и, обращая внимание на влияние масштабного фактора, выраженного, в частности, неоднородностью и сепарацией смеси при больших объемах обработки, целесообразно повысить долю регенерата на 5...10 % масс. от первого стабильного результата (20-25 %), что в результате составит порядка 30...35 % масс. Такой вариант гарантирует стабильно высокое качество при незначительных несоответствиях технологическому процессу (колебания температуры, времени, состава смеси). Дальнейшее повышение доли регенерата нецелесообразно в виду удорожания процесса.

Что касается активатора, то при выполнении больших объемов упрочения, соответствующих промышленным масштабам, целесообразно проводить коррекцию содержания активатора относительно объема контейнера, использующегося для обработки. Для процессов термомодиффузионного упрочения в зависимости от вида и температурно-временных процессов обработки используются разные активаторы.

Известно, что при использовании в качестве активатора хлористого аммония кроме контактного взаимодействия в контейнере протекают реакции диссоциации хлористого аммония и образования галогенидов и субгалогенидов алюминия, которые в процессе самовосстановливаются на поверхности изделия формируя активные атомы и в дальнейшем диффузионный слой.

В общем виде обменный процесс выглядит следующим образом:



Из общих соображений масса активатора должна выбираться таким образом, чтобы при нагреве продукты его распада полностью заполняли контейнер, в противном случае излишки активатора способствуют ухудшению качества поверхности. Например, показатели шероховатости снижаются при исходных значениях порядка Ra 0,8 до значений Ra 12,5 и выше.

Таким образом, необходимо определение того количества активатора, который как минимум обеспечит полное вытеснение воздуха из контейнера и исключит возможность окисления поверхности деталей и насыщающей смеси. Литературные данные указывают на то, что для полного заполнения контейнера продуктами распада хлористого аммония необходимо от 0,5 до 1,0 % масс.  $\text{NH}_4\text{Cl}$ . Опыт промышленного применения насыщающей смеси с таким количеством активатора показывает несостоятельность таких значений при использовании контейнера более  $0,01 \text{ м}^3$ . Влияние доли активатора на качество поверхности при объеме контейнера  $V_{\text{конт}} = 0,05 \text{ м}^3$ , т.е. промышленного назначения, представлено в таблице 1.

Таблица 1 – Результаты анализа качества поверхности при использовании смеси с различной долей активатора

Доля активатора, % масс.	Оценка качества поверхности и смеси
1,5	Повышенная шероховатость, участки с оплавлением, спекаемость смеси, ускоренная выработка смеси, повреждение резьбовых элементов.
1,0	Повышенная шероховатость, спекаемость смеси, ускоренная выработка смеси, повреждение резьбовых элементов.
0,5	Повышенная шероховатость, спекаемость смеси.
0,25	Повышенная шероховатость, наблюдается частичное спекание смеси, смесь пригодна для регенерации, затруднено очищение межламельного пространства
0,15	Повышенная шероховатость, отсутствует оплавление, наблюдается частичное спекание смеси, смесь пригодна для регенерации, изделия легко очищаются.
0,08	Отсутствуют изменения шероховатости, смесь сыпучая, на изделии неравномерность покрытия вплоть до отсутствия слоя на участках изделия.

По результатам исследований проведена корректировка доли активатора для контейнера с объемом  $0,05 \text{ м}^3$ . Целесообразным было признано применение активатора с долей 0,15 % масс. Аналогичным способом выполнена корректировка для контейнеров с объемом  $0,01$  и  $0,03 \text{ м}^3$ . В результате в исследуемом интервале объема контейнера  $0,01$  до  $0,05 \text{ м}^3$ , при плотной упаковке, с расстоянием между обрабатываемыми изделиями не менее 5 мм, предполагая, что площадь насыщаемой поверхности будет изменяться прямо пропорционально объему контейнера, установлена зависимость количества активатора ( $Q_{\text{акт}}$ ) от объема контейнера ( $V_{\text{конт}}$ ):

$$Q_{\text{акт}} = 0,26 - 2,25 V_{\text{конт}} \quad (2)$$

**Выводы.** Масштабный фактор оказывает существенные влияние на объемные доли активатора и процент регенерирующей добавки для «освежения» смеси. Количество регенерирующей добавки определяется, прежде всего, составом смеси и температурно-временными режимами обработки. В каждом конкретном случае, такой процент лучше устанавливать путем экспериментальных работ, поскольку рекомендуемые в литературных источниках значения такой добавки лишь приблизительно оценивают истощаемость смеси. Если удастся снизить процент регенерата на 5...10 % масс., то это может уже дать существенный экономический эффект. Установлено, что доля активатора снижается при увеличении объема смеси, в частности, для исследуемого состава смеси и контейнера прямоугольной формы объемом от 0,01 до 0,05 м<sup>3</sup> доля активатора составляет от 0,24 до 0,15 % масс. соответственно.

### Литература

1. Минкевич, А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А.Н. Минкевич. – М.: Машиностроение, 1965. – 491 с.
2. Бурнышев, И. Н. Многокомпонентное диффузионное насыщение медных сплавов / И. Н. Бурнышев, О. М. Валиахметова, В. Ф. Лыс // Химическая физика и мезоскопия. – 2010. – Т. 12. – № 4. – С. 519-525.
3. В.М. Константинов Исследование особенностей структуры и свойств термодиффузионных жаростойких покрытий на меди / В.М. Константинов, В.Г. Дашкевич, И.В. Плетенев // Литье и металлургия. №1, 2021. – С. 124 – 129.

## Характеристика продукта переработки железо и цинксодержащих пылевидных отходов при его переплаве

Корнеев С.В., Урбанович Н.И.

Белорусский национальный технический университет

Одним из возможных способов использования продукта переработки (после отделения цинка) пыли газоочисток электродуговых печей является его переплав. Кроме того, восстановление и переплав в одном агрегате с получением товарного чугуна и оксида цинка является одним из вариантов такой переработки. Вместе с тем, учитывая нестабильный состав первичной пыли актуален вопрос экономичности такой переработки и, в частности определение такого параметра при плавке продукта как выход годного.

В качестве исходного состава принимаем пыль с содержанием ZnO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и некоторое количество FeO и Fe<sub>мет</sub>, остальные оксиды кальция, магния, марганца, алюминия и кремния.

Железо восстанавливается из оксида и переходит в готовую сталь, а остальные оксиды практически не восстанавливаются и переходят в шлак (другие соединения также для упрощения представляем инертными и переходящими в шлак). Для восстановления железа (как один из самых распространенных вариантов восстановителей) вводится дополнительный углерод в виде каменного угля с содержанием углерода 75-92% для расчета выберем содержание C = 80%.

Химическая формула реакции восстановления Zn из оксида:  $ZnO + C \rightarrow Zn + CO$

Молярная масса ZnO:  $M_{ZnO} = 65,38 + 15,999 = 81,38$  г/моль;

Диапазон изменения содержания цинка в пыли составляет от 10 до 35%, а оксида цинка соответственно от  $10 \cdot 81,38 / 65,38 \dots 35 \cdot 81,38 / 65,38$  или 12,4..43,6 %

Масса ZnO в тонне пыли составит:  $m_{ZnO} = m_{пыли} \cdot \%ZnO = 1000 \cdot (0,124 \dots 0,436) = 124 \dots 436$  кг. Масса восстановленного цинка:  $m_{Zn} = m_{ZnO} \cdot M_{Zn} / M_{ZnO} = 100 \dots 350$  кг.

Химическая формула реакции восстановления Fe из оксида:  $Fe_2O_3 + 3C \rightarrow 2Fe + 3CO$

Молярная масса Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:  $M_{Fe_2O_3} = 2 \cdot 55,845 + 3 \cdot 15,999 = 159,7$  г/моль;

Содержание оксидов железа в исходной пыли составляет от 27 до 50%

Количество Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:  $m_{Fe_2O_3} = m_{пыли} \cdot \%Fe_2O_3 = 1000 \cdot (0,27 \dots 0,5) = 270 \dots 500$  кг.

Тогда масса Fe вносимого в сталь с пылью:

$$m_{Fe} = 270 \dots 500 \cdot 111,69 / 159,7 = 188,8 \dots 350 \text{ кг.}$$

При температурах выше 800 °C восстановление оксидов железа происходит твердым углеродом, поэтому при вычислении количества углерода, необходимого для восстановления железа реакции восстановления с использованием CO не учитываем.

Количество углерода, которое понадобится на восстановление цинка:

$$m_{C1} = 124 \dots 436 \cdot \frac{12}{81,38} = 18,28 \dots 64,29 \text{ кг.}$$

Молярная масса углерода:  $M_C = 12$  г/моль .

Количество углерода, которое понадобится на восстановление железа:

$$m_{C2} = 270 \dots 500 \cdot \frac{12 \cdot 3}{159,7} = 60,86 \dots 112,71 \text{ кг.}$$

Тогда, количество углерода на восстановление железа и цинка составит: 79,14..177 кг.

В каменном угле содержание углерода принято C = 80 %, остальное 20 % (влажгой и летучими соединениями пренебрегаем) будет составлять зола %З, которая перейдет в шлак.

Количество угля требуемое для восстановления железа и цинка:

$$(79,14 \dots 177) / 0,8 = 99 \dots 221,25 \text{ кг.}$$

Определено содержание железа в восстановленном железосодержащем продукте с учетом восстановленных и удаленных из материала соединений цинка, а также вносимой золы углеродистого восстановителя.

Массу золы угля перешедшую в перерабатываемый материал определяли по формуле (1)

$$m_{\text{зола}}^C = \left( \frac{\% \text{ZnO}}{100} \cdot 1000 \cdot \frac{M_C}{M_{\text{ZnO}}} + \frac{\% \text{Fe}_2\text{O}_3}{100} \cdot 1000 \cdot \frac{M_C}{M_{\text{Fe}_2\text{O}_3}} \right) \cdot \frac{\% 3}{100}, \quad (1)$$

Масса материала после полного удаления цинка, с учетом внесенной золы восстановителя

$$m_{\text{мат}}^{\text{осм}} = 1000 - \frac{\% \text{ZnO}}{100} \cdot 1000 + m_{\text{зола}}^C, \quad (2)$$

Содержание железа в восстановленном продукте можно определить по формуле

$$\% \text{Fe} = \frac{m_{\text{Fe}}}{m_{\text{мат}}^{\text{осм}} - (m_{\text{Fe}_2\text{O}_3} - m_{\text{Fe}})} \cdot 100 = \frac{m_{\text{Fe}}}{1000 - \frac{\% \text{ZnO}}{100} \cdot 1000 + m_{\text{зола}}^C - (m_{\text{Fe}_2\text{O}_3} - m_{\text{Fe}})} \cdot 100, \quad (3)$$

Зависимость содержания железа в восстановленном продукте из железо- и цинксодержащей пыли систем газоочистки металлургических печей при различном содержании оксидов железа и цинка в пыли представлена на рисунке 1.

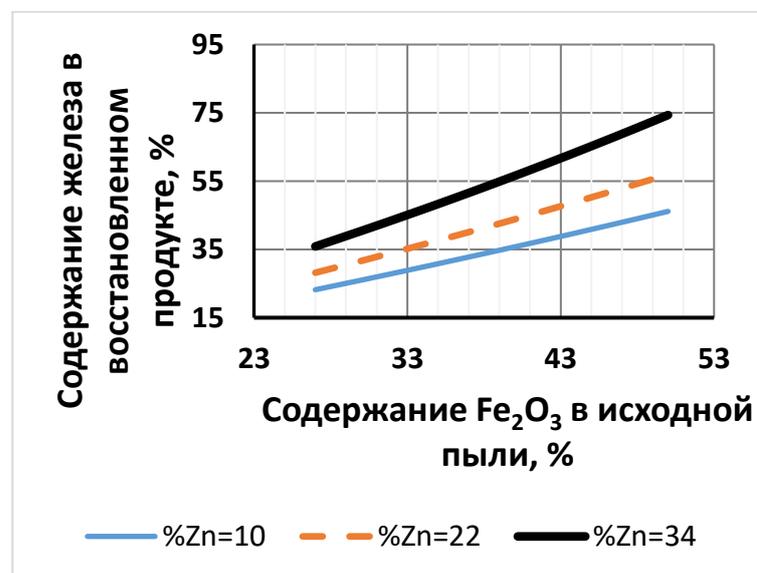


Рисунок 1 – Содержание железа в восстановленном продукте из железо- и цинксодержащей пыли систем газоочистки металлургических печей при различном содержании оксидов железа и цинка в пыли

Ценность пылевидных отходов как полупродукта для шихтового материала возрастает как с увеличением содержания оксида цинка, так и с увеличением содержания оксидов железа.

Далее было исследовано влияние количества, подаваемого в плавильные печи материала на выход годного металла и количество образующегося шлака при плавке восстановленного материала при различной доле материала ( $D$ ) подаваемого в завалку с шихтой.

Учитывая представленный на рисунке 1 диапазон изменения содержания железа  $\% \text{Fe}$  в восстановленном продукте выход годного  $K_{22}$  при добавлении переработанного материала в качестве составляющей шихты определяли по формуле (4)

$$K_{22} = \frac{1000 \cdot K_{21} \cdot (1 - D) + 1000 \cdot \frac{\% \text{Fe}}{100} \cdot D}{1000}, \quad (4)$$

Выход годного при использовании традиционной металлошихты без добавок  $K_{21}$  принимали на уровне 0,9.

Пример результатов расчета представлен на рисунке 2.

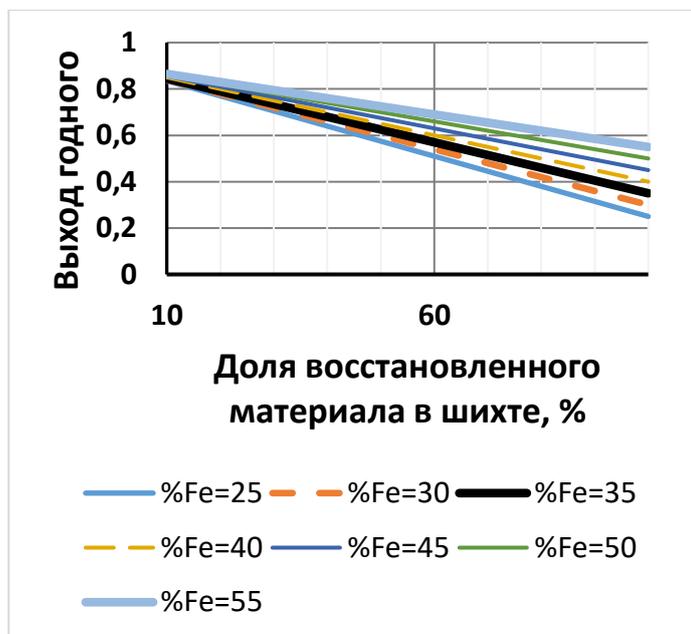


Рисунок 2 – Зависимость выхода годного металла от доли восстановленного материала в шихте при различном процентном содержании железа в переработанном продукте из пыли газоочистки

Пренебрегая процессами восстановления марганца (в условиях восстановления продукта и последующей плавки возможно его частичное восстановление), получаем, что количество шлака получаемое в процессе плавки материала из переработанной пыли равно  $m_{\text{шл}} = 1000 - 1000 \cdot \%Fe / 100$  кг на 1 тонну переработанного восстановленного материала.

**Формирование покрытий из двухкомпонентного  
пламенного потока в среде технологического газа**

Иванов И.А.

Белорусский национальный технический университет

Преимуществом вакуумного электродугового способа нанесения покрытий является возможность проведения реакций прямого синтеза тугоплавких соединений, таких как нитриды, карбиды, оксиды металлов. Физические процессы осаждения таких покрытий при использовании однокомпонентных катодов достаточно подробно изучены. В тоже время интерес представляет получение основных закономерностей формирования сложных покрытий в среде технологического газа при использовании в качестве источника плазмы двухкомпонентных катодов.

В статье обобщаются результаты исследований процесса вакуумного электродугового способа формирования покрытий при использовании в качестве источника плазмы двухкомпонентных катодов.

В качестве двухкомпонентных катодов рассматривались эвтектические сплавы с низким и высоким содержанием кремния. Масс-спектрометрический анализ потока говорит о присутствии в нем одно- и многозарядных ионов обоих элементов. Соединения, содержащиеся в материале катода диссоциируют под действием дугового разряда. При использовании реакционного газа (например, азота) возможно образование химических соединений титана и кремния с азотом на поверхности конденсации плазмы. Химических реакций в объеме вакуумной камеры не происходит. Интенсивности протекания химических реакций зависит от величины давления технологического газа. При низкой величине отрицательного ускоряющего потенциала (не более  $-100$  В) в интервале давлений азота от  $2,7 \times 10^{-2}$  до  $2,6 \times 10^{-1}$  Па в покрытиях формируются фазы титан-кремний и  $Ti_2N$ . Наличие образования нитрида кремния не установлено. Таким образом, присутствие азота как технологического газа при осаждении двухкомпонентной плазмы не обязательно ведет к активному взаимодействию титана с азотом, как в случае осаждения чисто титановой плазмы в среде азота. Преимущественное протекание тех или иных химических реакций на поверхности конденсации будет определяться величиной энтальпий образования возможных химических соединений. Отсутствие в получаемом приданных условиях покрытия нитрида кремния объясняется тем, что данное соединение имеет более высокую энтальпию образования по сравнению с нитридами и силицидами титана. Следует ожидать, что с ростом энергии ионов потока в покрытии может синтезироваться нитрид кремния. Как показывает рентгенофазовый анализ, отклонение положения детали от оси испарителя не изменяет их фазовый состав, несмотря на пространственное распределение плотности пламенного потока (максимум плотности приходится на движение в осевом направлении). С ростом ускоряющего потенциала возрастает интенсивность линий нитрида кремния. Одновременно в покрытии возрастает количество низших силицидов. При отрицательном ускоряющем потенциале более 300 В высший силицид ( $TiSi_2$ ) в составе покрытия отсутствует.

С ростом давления азота интенсивность линий силицидных фаз снижается, что может быть объяснено падением количества кремния в покрытии с ростом давления. Так, при  $2,7 \times 10^{-2}$  Па содержание кремния в покрытии равно 29,1 %, при  $8 \times 10^{-2}$  Па – 10,1 %. Такое падение может объясняться более интенсивным рассеиванием атомов и ионов кремния на молекулах азота по сравнению с ионами и атомами титана (масса атома кремния в два раза меньше массы атома титана). Рассеиванию подвержены как ионы кремния, так и ионы титана, что подтверждается снижением скорости роста толщины конденсата и плотности ионного тока при давлениях азота более  $5,3 \times 10^{-2}$  Па. Однако ионы кремния как более легкие рассеиваются более интенсивно. Снижение количества кремния в покрытии приводит к появлению свободного титана и, как следствие, к увеличению в покрытии  $Ti_2N$ .

**Выбор состава двухкомпонентных катодов вакуумных электродуговых источников плазмы**

Иванов И.А.

Белорусский национальный технический университет

Одним из путей расширения технологических возможностей вакуумного электродугового способа нанесения функциональных покрытий является использование, в качестве водоохлаждаемого расходуемого электрода, различных сплавов. Важным вопросом при использовании сплавов (металл<sub>1</sub>- металл<sub>2</sub>, металл- неметалл) в качестве расходуемого охлаждаемого катода-мишени вакуумных электродуговых источников высоко ионизированной низкотемпературной плазмы является степень соответствия соотношения компонентов в катоде и в осаждаемом покрытии. Кроме этого, как показывает производственный опыт, применение сплавных катодов, даже при их хорошей электропроводности, не всегда возможно. В ряде случаев при эрозионном испарении формируется вермикулярная развитая поверхность электрода (например, сплавы цирконий – церий), что не позволяет обеспечить устойчивое горение вакуумной дуги. Как показывает анализ литературных источников, структура поверхностных слоев материала катода (толщина его может достигать до 1 мм) значительно отличается от структуры исходных сплавов. Это связано с плавлением материала катода в очень небольшом объеме под катодным пятном с последующим очень быстрым охлаждением расплавленного участка. В условиях очень низкой теплопроводности материала катода и значительных различий в величинах коэффициентов линейного термического расширения сплава и формируемого под действием катодного пятна вакуумной дуги поверхностного слоя, последний может отслаиваться, что также препятствует устойчивому «горению» вакуумной дуги.

Цель данной работы – исследование структуры поверхности двухкомпонентного материала (на примере эвтектических сплавов титан- кремний), формирующегося под действием дугового разряда.

Использовался торцевой холловский плазменный источник, в котором функцию анода выполняют стенки вакуумной камеры, при напряжении на разрядном промежутке 24 В и токах разряда от 45 до 75 А. В качестве катода использовали эвтектические сплавы титана с кремнием (с эвтектикой 86 ат% и 13,7 ат% кремния).

Не смотря на различие в структуре доэвтектических и заэвтектических сплавов, после разряда структура поверхностных слоев, подвергшихся воздействию вакуумной дуги, отличается от структуры исходного сплава. За счет того, что скорость движения фронта эрозии меньше скорости фронта тепловой волны, этот поверхностный слой с мелкодисперсной структурой формировался на поверхности всех исследованных сплавов. Таким образом, в случае сплавов системы титан-кремний, дуговой разряд «горит» не на исходном сплаве, а на данном поверхностном слое с мелкодисперсной структурой. Фактографические исследования показывают, что данный поверхностный слой состоит из нескольких подслоев. Наиболее вероятно это связано с повторным проплавлением поверхности под катодным пятном. Каких-либо изменений концентрации компонентов по сечению слоя не наблюдается. Например, элементный состав доэвтектического сплава (80 ат% кремния) до и после воздействия вакуумной дуги не меняется. Это говорит об отсутствии преимущественного испарения какого-либо из элементов в катодном пятне вакуумной дуги. Размер фаз-включений в поверхностном слое меньше радиуса катодного пятна. В этом случае вакуумная дуга «горит» на поверхности с осредненными параметрами. Таким образом, условием равномерной эрозии сплава является возможность образования на эродирующей поверхности катода слоя с мелкозернистой структурой. Например, для указанного сплава размер включений большей части (до 96 %) составляет менее  $1,5 \times 10^{-8}$  м.

Таким образом, не смотря на структурные изменения в сплавах под действием катодного пятна вакуумной дуги, преимущественного испарения одной из компонент не наблюдается.

## Влияние предварительной пластической деформации на ионно-плазменное азотирование стали 40ХМФА

Константинов В.М., Лешок В.А.

Белорусский национальный технический университет

В современном машиностроении различные варианты азотирования находят широкое применение. К достоинствам данного способа химико-термической обработки (ХТО) относятся получаемые механические свойства насыщаемой поверхности: повышенные износостойкость, коррозионная стойкость, сопротивляемость знакопеременным нагрузкам. Однако, термодиффузионное насыщение поверхности азотом, как и большинство других, является длительным процессом, имеющим относительно высокую энергоёмкость [1, 2]. Литературный анализ свидетельствует об огромном кластере научных исследований в области интенсификации различных процессов ХТО, в том числе азотирования [3-7 и др.].

Анализ традиционных представлений о стадиях ХТО свидетельствует, что наиболее часто лимитирующей весь процесс стадией являются сорбционные процессы на поверхности раздела, а также диффузия в глубь обрабатываемого сплава. Одной из причин эффективности ионно-плазменного азотирования (ИПА) является интенсификация сорбционных процессов на поверхности изделия. В этой связи актуальным является изучение влияния предварительной пластической деформации (ППД) на толщину и микротвердость азотированного слоя при ИПА.

Были проведены 2 режима обработки стали 40ХМФА. Первая половина образцов была подвержена стандартному, применяемому на большинстве предприятий, режиму ИПА. Следующая партия образцов была подвержена сначала предварительной поверхностной пластической деформации, а после такому же режиму ИПА.

После ППД микротвердость поверхностного слоя ожидаемо возросла с 279...286  $Hv_{0,05}$  до 299...312  $Hv_{0,05}$ . Причины этого очевидны – наклеп и высокая плотность дислокаций. Повышение микротвёрдости составило  $\Delta HV = 20...26$ .

После ИПА микродюрметрическая картина несколько изменилась (рисунок 1). Микротвёрдость, после ППД азотированного слоя повысилась с 587  $Hv_{0,05}$  до 680  $Hv_{0,05}$ . Это увеличение присутствует на глубину 8-9 мкм. Глубже (более 10 мкм) образцов микротвердость примерно одинакова. Разница в микротвердости азотированного слоя до и после ИПА составила  $\Delta HV = 93$ . Таким образом было установлено, что ППД непропорционально увеличивает микротвердость диффузионного слоя после ИПА. Для стали 40ХМФА температура рекристаллизации находится в пределах 708...991 °С. Процесс ИПА происходит при 600 °С. Температура ХТО существенно ниже температур рекристаллизационных процессов стали 40ХМФА. Поэтому полный процесс рекристаллизации не происходит. При данных режимах обработки происходят только полигонизация и частично возврат. Дислокационная картина ППД сохраняется.

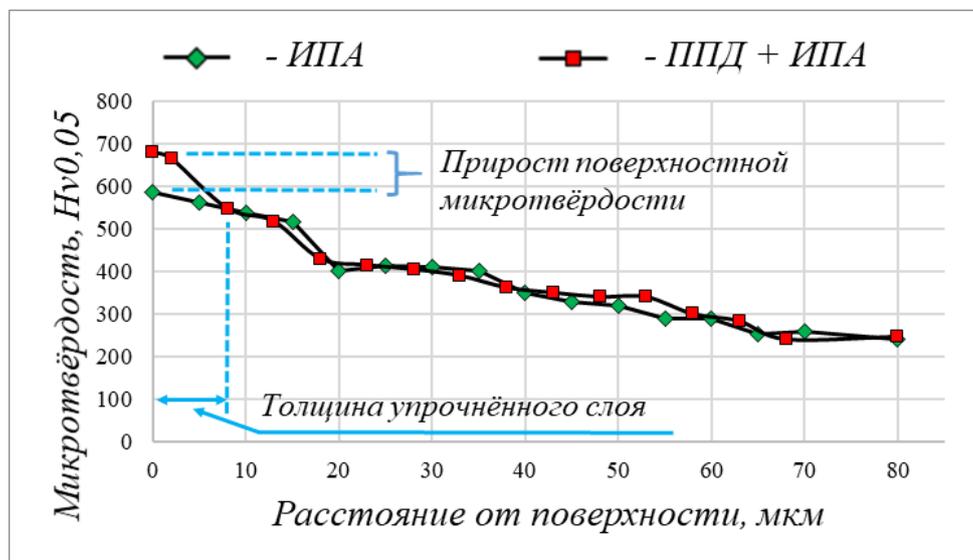


Рисунок 1 – Распределение микротвёрдости вглубь материала для двух режимов обработки: 1 – ионно-плазменное азотирование (ИПА), 2 –предварительная поверхностная пластическая деформация с последующим ионно-плазменным азотированием (ППД+ИПА)

Есть основания полагать, что обнаруженное повышение микротвердости диффузионного слоя обусловлено не только сохранением наклепа от ППД, но и повышением концентрации азота в поверхностном слое. Это может быть обусловлено активацией сорбционных и диффузионных процессов за счет повышенной концентрации дислокаций. Известно ускорение диффузионных процессов по дислокациям [8, 9 и др.]. Энергия активации в этом случае существенно ниже.

Интересным является сравнение влияния пластической деформации на высокотемпературные процессы ХТО (борирование и силицирование) [10-11]. Принципиальным отличием является наличие периодической рекристаллизации. Решающее значение в этом случае играет повторяющаяся поверхностная пластическая деформация при вращении контейнера. Поэтому ускорение обусловлено в том числе зернограницными эффектами.

Обобщая вышесказанное, можно предположить, что при данной комбинации технологий (ППД+ИПА) будут происходить лишь первичные стадии рекристаллизации (полигонизация, возврат). Все это может обеспечить определенную интенсификацию ИПА. Данные предположения представляют научный интерес и необходимы в дальнейших разработках.

## Литература

1. Ворошнин Л.Г. Теория и технология химико-термической обработки: учеб. пособие / Л.Г. Ворошнин, О.Л. Менделеева, В.А. Сметкин. – М.: Новое издание; Минск: Новое издание, 2010. – 304 с.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник / Г.В. Борисенок, Л.А. Васильев, Л.Г. Ворошнин и др. - М.: Металлургия, 1981. - 424 с.
3. Шарифова Э.Г. Анализ литературных данных по изучению способов интенсификации процесса азотирования / Э.Г. Шарифова, О.В. Силина, К.В. Макарова // Пермский национальный университет, Master's Journal. – 2015. - С. 60-65.
4. Александров В.А. Сокращение длительности процесса азотирования коррозионно-стойких сталей / В.А. Александров, А.В. Грачев, С.И. Барабанов // МиТОМ. – 2011. – № 7. – С. 37–39.
5. Белашова И.С. Кинетика роста диффузионного слоя при термогазоциклическом способе азотирования / И.С. Белашова, А.О. Шашков // МиТОМ. – 2012. – № 6. – С. 46–50.

6. Будилов В.В. Ионное азотирование инструментальных сталей с наложением магнитного поля / В.В. Будилов, К.Н. Рамазанов, Р.К. Вафин // МиТОМ. – 2011. – № 7. – С. 40–42.
7. Силина О.В. Влияние размера зерна аустенита на азотируемость низкоуглеродистой мартенситной стали 12Х2Г2НМФТ / О.В. Силина, С.С. Югай // МиТОМ. – 2010. – № 11. – С. 57–61.
8. Интенсификация процессов химико-термической обработки сталей: монография / Л.Г. Петрова, В.А. Александров, П.Е. Демин, А.С. Сергеева; под ред. Л.Г. Петровой. – М.: МАДИ, 2019. – 160 с.
9. Ковалевская Ж.Г. Структура и свойства поверхностных слоев и покрытий при модифицирующей ультразвуковой обработке / Ж.Г. Ковалевская: дис. ... докт. тех. наук. 15.02.2019. – Томск, 2018. – 334 с.
10. Константинов В.М. Исследование процесса диффузионного легирования металлических порошков для защитных покрытий / В.М. Константинов, Ф.И. Пантелеенко, О.П. Штемпель // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В, Прикладные науки. - 2002. - № 2. - С. 49-56
11. Константинов, В.М. Ускоренная диффузия легирующих элементов в железе при химико-термической обработке порошков во вращающемся контейнере / В.М. Константинов // Доклады НАН Беларуси. – Минск, 2007. – Т. 51, – № 2. – С. 103

## Определение глубины прокаливаемости листовых штампов из углеродистых сталей

Бердиев Д.М., Ташматов Р.К.  
Ташкентский государственный технический университет  
им. И. Каримова, г. Ташкент. Узбекистан

Для продления срока службы деталей из сталей, применяемых в машиностроении и холодной штамповке, особое значение придается обеспечению долговечности их основных рабочих органов и повышению производительности труда.

Целью исследования является совершенствование технологии повышения стойкости пуансонов и матриц из стали У8 (рисунок 1) при холодной листовой штамповке за счет выбора наиболее подходящего способа термической обработки, в том числе определение прокаливаемости исследуемой листовых штампов [1].

Традиционно, углеродистые, низко- и среднелегированные стали закаляют путем нагрева до температуры аустенизации, а затем охлаждают достаточно быстро, для формирования желаемой структуры мартенсита, чтобы получить максимальную прочность. Существует несколько способов определения прокаливаемости, в основу которых положены: внешний вид излома, распределение твердости по сечению образца, а также метод торцевой закалки (метод Джомини), который является наиболее простым и надежным (рисунок 2) [2, 3]. Используется круглый стержень из стали длиной 100 мм и диаметром 25 мм (рисунок 3).

Сталь нормализуется при нагреве выше критической точки  $A_{c3}=30\div 50$  °С, чтобы устранить любые различия в микроструктуре из-за предшествующей горячей обработки. После нормализации сталь нагревают до указанной температуры аустенизации. Температура аустенизации зависит от марки стали. Большинство углеродистых и низколегированных сталей нагревают в диапазоне 820–900 °С [4].

При нагреве выше критической точки  $A_{c3}$  структура испытательного стержня по способу Джомини имеет структуру аустенита, после этого его опускают в приспособление, как показано на рисунке 2, где один конец стержня охлаждается водой с температурой 24 °С и спускается из отверстия диаметром 13 мм в стандартных условиях. Таким образом, один конец испытательного стержня охлаждают с высокой скоростью охлаждения, обеспеченной струей воды, а противоположный конец медленно охлаждается на воздухе. В промежуточных местах от закаленного конца скорость охлаждения сравнима с закалкой в воде, закалкой в масле и принудительным воздушным охлаждением.

После закалки плоскую поверхность толщиной 0,38 мм шлифуют по обеим сторонам испытательного стержня для удаления любого обезуглероженного материала. Важно, чтобы повышение температуры во время процесса шлифования было сведено к минимуму, чтобы предотвратить последующий отпуск стали. Твердость обычно измеряется на уровне 1,5 мм для легированных сталей. Твердость углеродистых сталей с низкой прокаливаемостью обычно составляет 0,65 мм.

На рисунке 4 показаны кривые прокаливаемости для стали У8. Эти данные показывают, что прокаливаемость уменьшается с изменением твердости, при увеличении расстояния вдоль испытательного стержня.



Рисунок 1 - Вырубной пуансон для мантышницдержателя



Рисунок 2 - Устройства для закали, используемого для нагретого испытательного стержня Джомини

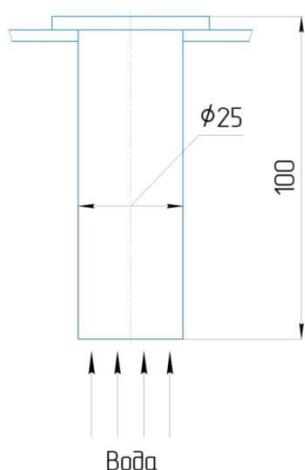


Рисунок 3 - Внешний вид образца для торцевой закали

При изучении микроструктуры полученных образцов с повышением температуры нагрева установлено, что размер зерна аустенита увеличивается, что оказывает влияние на последующее мартенситное превращение. После нагрева при высоких температурах в структуре образцов, охлажденных в масляной среде, по границам исходных аустенитных зерен помимо мартенсита наблюдалась тонкая трооститная сетка.

При наличии остаточного аустенита в зоне незавершенного мартенситного превращения в структуре характерна более высокая ударная вязкость инструментальных сталей. В этом случае трещин при эксплуатации не обнаружено.

Предварительная закалка образцов независимо от температуры первого нагрева не вносит существенных изменений в прокаливаемость стали У8 при повторной закалке. Результаты показали, что прокаливаемость по мартенситной зоне составляет  $\approx 3$  мм, что соответствует реальному критическому диаметру (10 мм) при охлаждении в воде.

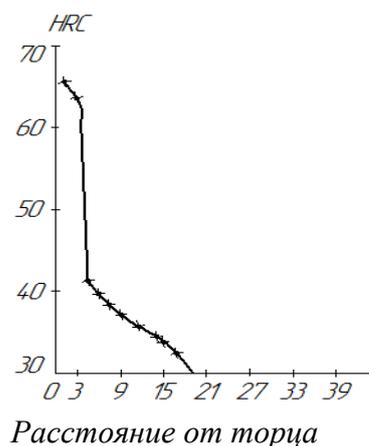


Рисунок 4 - График изменения степени пластичности при промежуточной закалке стали У8

Исследования показали, что есть прямая связь между износостойкостью и состоянием тонкой структуры. В результате исследования, независимо от температуры предварительного нагрева образцов стали У8, степень пластичности не отличалась достоверно от пластичности при повторном нагреве.

### Литература

1. D.M. Berdiev, A.A. Yusupov, R. K. Toshmatov, A.Kh. Abdullaev. Increasing Die Durability in Cold Stamping by Quenching with Intermediate Tempering // Russian Engineering Research, 2022, Vol. 42, No. 10, pp. 1011-1013.
2. Berdiev D.M., Toshmatov R.K. Phase and Structural Transformations of Structural Steels in Nontraditional Heat Treatment // Russian Engineering Research, 2021, Vol. 41, No. 1, pp. 46-48.
3. W.E. Jominy, A.L. Boegehold, "A Hardenability Test for Carburizing Steel", Trans. Am. Soc. Metals, 1938, Vol. 26, p. 575-606.
4. Бердиев Д.М., Юсупов А.А., Тошматов Р.К. Повышение стойкости штампов холодной штамповки закалкой с промежуточным отпуском // Вестник машиностроения. – Москва, 2022. – №7 – с. 61-63.

## СОДЕРЖАНИЕ

1	Фасевич Ю.Н., Рудницкий Ф.И. <b>Практическая проверка возможности применения метода избирательного модифицирования бором для эффективного воздействия на условия кристаллизации мартенситностареющей стали</b> (Белорусский национальный технический университет)	4
2	Нисс В.С. <sup>1</sup> , Григорьев С.В. <sup>1</sup> , Урбанович В.С. <sup>2</sup> <b>Исследование тонкой структуры и фазового состава композиционных материалов, полученных термобарическим спеканием из порошков бора, алмаза и графита</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> ГО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»)	7
3	Волосатиков В. И. <sup>1</sup> , Нисс В.С. <sup>2</sup> , Григорьев С.В. <sup>2</sup> , Урбанович В.С. <sup>3</sup> <b>Исследование микроструктуры и фазового состава керамики, полученной из порошков оксидов редкоземельных элементов термобарическим спеканием</b> ( <sup>1</sup> Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», <sup>2</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>3</sup> ГО «Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению»)	10
4	Костюченко Ю. А., Кулинич И. Л., Галимская П. В. <b>Оптимизация раскроя листа на полосы при осуществлении заготовительных операций</b> (Белорусский национальный технический университет)	12
5	Демченко Е.Б. <b>Роль теплоты перегрева расплава в процессе формирования отливки</b> (Белорусский национальный технический университет)	14
6	Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л., Конг Вонг, Литвинко А.А., Середа В.Ю. <b>Разработка режимов сварки и неразрушающего контроля трубных заготовок паропроводов из стали Р91</b> (Белорусский национальный технический университет)	17
7	Барановский К.Э., Урбанович Н.И. <b>Влияние массы расплава в ковше на эффективность модифицирования конструкционной легированной стали комплексными модификаторами</b> (Белорусский национальный технический университет)	20
8	Нисс В.С. <sup>1</sup> , Королёв А.Ю. <sup>2</sup> , Паршута А.Э. <sup>2</sup> , Сорока Е.В. <sup>2</sup> <b>Морфология оксидной пленки на поверхности титана после высокочастотного импульсного МДО</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет <sup>2</sup> Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник»)	23
9	Томило В. А., Гладинов А. Д. <b>Исследование ударной вязкости полиуретанов холодного отверждения, используемых при изготовлении деталей электротранспорта</b> (Белорусский национальный технический университет)	26
10	Шейнерт В.А., Слуцкий А.Г., Девойно О.Г., Ванюк Э.А. <b>Порошки для нанесения износостойких покрытий на основе легированного чугуна, полученные литейно-металлургическими методами</b> (Белорусский национальный технический университет)	30
11	Шейнерт В.А., Слуцкий А.Г., Долгий Л.П. <b>Технологические особенности вакуумной плавки комплексных силицидов</b> (Белорусский национальный технический университет)	34
12	Панасюгин А.С. <sup>1</sup> , Цыганов А.Р. <sup>2</sup> , Машерова Н.П. <b>Защитные покрытия для металлических конструкций печного оборудования на базе золь-гель технологий</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> Белорусский государственный технологический университет)	37

13	Королёв А.Ю. <sup>1</sup> , Нисс В.С. <sup>2</sup> , Паршута А.Э. <sup>1</sup> <b>Влияние характеристик импульсов на производительность электролитно-плазменной обработки в управляемых импульсных режимах</b> ( <sup>1</sup> Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», <sup>2</sup> Белорусский национальный технический университет)	41
14	Мацинов С.А., Калининченко В.А. <b>Сравнение усадочных процессов и распределение пористости при моделировании заливки сбоку единичного слоя композиционного материала</b> (Белорусский национальный технический университет)	44
15	<b>Моделирование влияния различного тепловложения при наплавке на величину остаточных деформаций в программе LS-DYNA</b> Пантелеенко Ф.И., Миньков А.Л., Филиппов М.Н. (Белорусский национальный технический университет)	47
16	Позняк И.Г. <sup>1</sup> , Макась О.Г. <sup>2</sup> , Позняк А.Е. <sup>3</sup> <b>Оценка топографических и текстурных характеристик поверхности изломов с использованием фокусно-вариационной микроскопии</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> «НПЦ Государственного комитета судебных экспертиз Республики Беларусь», <sup>3</sup> ООО «Солидпак»)	49
17	Панасюгин А.С. <sup>1</sup> , Цыганов А.Р. <sup>2</sup> , Машерова Н.П. <sup>2</sup> <b>Свойства компонентов защитных составов при контакте с кислотосодержащими отходящими газами, образующихся в ходе проведения металлургических процессов получения чугуна (ваграночная плавка)</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> Белорусский государственный технологический университет)	51
18	Трусова И.А., Ратников П.Э. <b>Использование различных схем рекуперации теплоты уходящих газов в печах</b> (Белорусский национальный технический университет)	54
19	Шейнерт В. А. <sup>1</sup> , Фатеев А. В. <sup>2</sup> , Немененок Б. М. <sup>1</sup> , Кавко О. Н. <sup>2</sup> <b>Получение марочного припоя из оловянно-свинцовой изгари</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> ОАО «Белцветмет»)	55
20	Урбанович Н.И. <sup>1</sup> , Барановский К.Э. <sup>1</sup> , Ашуйко А.В. <sup>2</sup> , Егорова А.Л. <sup>2</sup> <b>Исследование влияния температуры на толщину цинкового покрытия при термодиффузионном насыщении в порошковой среде цинковая пыль (Zn<sub>отх</sub>) – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> Белорусский государственный технологический университет)	57
21	Телешова Е.В., Ровин С.Л., Шейнерт В.А. <b>Результаты исследований аспирационной пыли дробеметной очистки отливок</b> (Белорусский национальный технический университет)	60
22	Рафальский И.В., Лущик П.Е., Руленков А.Д. <b>Оценка условий нагрева композиционной частицы системы Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в процессе плазменного напыления</b> (Белорусский национальный технический университет)	63
23	Нисс В.С., Панасюгин А.С., Храмченкова Т.Н. <b>Особенности кинетики процесса термического пиролиза отходов резиносодержащих изделий</b> (Белорусский национальный технический университет)	65
24	Лущик П.Е., Рафальский И.В., Покровский А.И., Арабей А.В., Руленков А.Д. <b>Особенности влияния кинетики закалки на процессы и механизм изотермического распада аустенита в высокопрочных чугунах</b> (Белорусский национальный технический университет)	68
25	Лущик П.Е., Рафальский И.В., Девойно О.Г., Руленков А.Д. <b>О влиянии лазерной обработки на структуру материалов на металлической основе</b> (Белорусский национальный технический университет)	72

26	Немененок Б.М., Девойно О.Г., Лущик П.Е., Рафальский И.В. <b>Особенности процессов лазерного осаждения и механизмов структурообразования плакирующих слоев при лазерной поверхностной обработке металлических материалов</b> (Белорусский национальный технический университет)	75
27	Лущик П.Е., Рафальский И.В., Заблоцкий А.В. <b>Механические характеристики сердечно-сосудистых стентов на основе Co-Cr после электрохимической обработки</b> (Белорусский национальный технический университет)	79
28	Королёв А.Ю. <sup>1</sup> , Нисс В.С. <sup>2</sup> , Сенченко Г.М. <sup>2</sup> , Янович В.А. <sup>1</sup> <b>Структура и свойства черных МДО-покрытий на алюминиевых сплавах</b> ( <sup>1</sup> Государственное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», <sup>2</sup> Белорусский национальный технический университет)	82
29	Нисс В.С. <sup>1</sup> , Королёв А.Ю. <sup>2</sup> , Иванов А.И. <sup>2</sup> , Сенченко Г.М. <sup>1</sup> , Калиниченко А.С. <sup>3</sup> <b>Влияние тепловых и электрических условий в процессе модифицирования поверхности титана с применением электролитно-плазменного нагрева</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», <sup>3</sup> Белорусский государственный технологический университет)	85
30	Бежок А.П. <b>Специфика моделирования литейных уклонов штатными средствами САПР</b> (Белорусский национальный технический университет)	88
31	Кунаш М.В, Белохвостов Г.И. <b>Об инновационных моделях и исследованиях глушителей шума поршневых двигателей внутреннего сгорания</b> (Белорусский национальный технический университет)	91
32	Автушко Г.Л. <b>Охрана труда при изготовлении и эксплуатации светодиодных источников света</b> (Белорусский национальный технический университет)	94
33	Батяновская И.А., Вершеня Е.Г. <b>Особенности применения средств индивидуальной и коллективной защиты при выполнении строительных и строительно – монтажных работ</b> (Белорусский национальный технический университет)	97
34	Вершеня Е.Г., Батяновская И.А. <b>Санитарно-бытовое обеспечение работающих на строительной площадке - гарантия снижения уровня травматизма и профессиональных заболеваний</b> (Белорусский национальный технический университет)	100
35	Мордик Е.В. <b>Обеспечение пожарной безопасности на предприятии</b> (Белорусский национальный технический университет)	103
36	Кот Т.П., Абметко О.В. <b>Анализ производственного травматизма в Республике Беларусь за 2017-2022 гг.</b> (Белорусский национальный технический университет)	105
37	Ушакова И.Н. <sup>1</sup> , Рыжова Т.П. <sup>2</sup> <b>Промышленная безопасность в системе дополнительного образования литейщиков и металлургов</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> Филиал БНТУ «Институт повышения квалификации и переподготовки кадров по новым направлениям развития техники, технологии и экономики БНТУ»)	108
38	Шрубенко Т.П. <b>Необходимость обучения оказания первой помощи пострадавшим в дорожном хозяйстве</b> (Белорусский национальный технический университет)	110
39	Белов А. Р., Корнеева Е. К. <b>Анализ существующих программных продуктов для ТО и ХТО</b> (Белорусский национальный технический университет)	112
40	Слуцкий А.Г., Шейнерт В.А., Зык Н.В., Кулинич ИЛ. <b>Результаты лабораторных испытаний технологии получения отливок из высокопрочного чугуна</b> (Белорусский национальный технический университет)	115

41	Дикун А.О., Ровин С.Л., Хрущёв Е.В. <b>Влияние ультразвуковой обработки расплава в процессе кристаллизации на структуру деформируемых алюминиевых сплавов</b> (Белорусский национальный технический университет)	118
42	Коренюгин С.В., Ровин С.Л. <b>Методика контроля теплопроводности стержневых смесей</b> (Белорусский национальный технический университет)	121
43	Молев С.Г. <b>Получение высокопрочного чугуна при использовании малотоннажного плавильного оборудования</b> (Белорусский национальный технический университет)	124
44	Ситкевич М.В. <b>Результаты дюраметрического анализа карбоазотированных образцов сталей для изготовления крупногабаритных валков при профилированной накатке стального листа</b> (Белорусский национальный технический университет)	127
45	Ситкевич М.В. <b>Сравнительный анализ структуры и свойств поверхностных слоев низколегированных горячештампových сталей после борирования и боросилицирования в порошковых смесях и обмазках</b> (Белорусский национальный технический университет)	129
46	Садоха М.А. <sup>1</sup> , Чечуха В.И. <sup>2</sup> <b>Производство отливок из алюминиевых сплавов в условиях мелкосерийного производства</b> ( <sup>1</sup> Белорусский национальный технический университет, <sup>2</sup> ОАО ММЗ им. С.И. Вавилова – управляющая компания холдинга «БелОМО»)	131
47	Франчук А.А. <b>Исследование и выбор материалов для сухих смесей, применяемых при изготовлении художественных отливок по выплавляемым моделям</b> (Белорусский национальный технический университет)	133
48	Голубцова Е.С., Мельниченко В.В., Урбанович Н.И. <b>Статистические методы исследования характеристик механических свойств материалов на основе нитрида кремния, изготовленных из ультрадисперсных порошков</b> (Белорусский национальный технический университет)	135
49	Дашкевич В.Г., Плетенев И.В. <b>Оценка эффективности участия ряда металлов и металлоидов в структуре защитных термодиффузионных слоев на меди</b> (Белорусский национальный технический университет)	139
50	Плетенев И.В. <b>Регенерация насыщающей смеси и особенности влияния масштабного фактора при термодиффузионной обработке изделий из меди в промышленных объемах</b> (Белорусский национальный технический университет)	142
51	Корнеев С.В., Урбанович Н.И. <b>Характеристика продукта переработки железо и цинксодержащих пылевидных отходов при его переплаве</b> (Белорусский национальный технический университет)	145
52	Иванов И.А. <b>Формирование покрытий из двухкомпонентного пламенного потока в среде технологического газа</b> (Белорусский национальный технический университет)	148
53	Иванов И.А. <b>Выбор состава двухкомпонентных катодов вакуумных электродуговых источников плазмы</b> (Белорусский национальный технический университет)	149
54	Константинов В.М., Лешок В.А. <b>Влияние предварительной пластической деформации на ионно-плазменное азотирование стали 40ХМФА</b> (Белорусский национальный технический университет)	150
55	Бердиев Д.М., Ташматов Р.К. <b>Определение глубины прокаливаемости листовых штампов из углеродистых сталей</b> (Ташкентский государственный технический университет им. И. Каримова)	153