

Междунар. науч.-техн. конф. ; редкол.: В.Н. Адери́ха [и др.]. – Гомель, 2015. – С. 75.

6. Структура и свойства покрытий из стали 40X13, полученных с использованием различных методов газотермического напыления / П.А. Витязь [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2002. – Т.5. – № 1. – С. 29–36.

УДК 621.762

В.Г. ЩЕРБАКОВ (БНТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СПЕКАНИЯ МЕДНЫХ ВОЛОКОН ПОСЛЕ ДИФфуЗИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ В ПОДВИЖНОЙ РАСХОДУЕМОЙ НАСЫЩАЮЩЕЙ СМЕСИ

Введение. Диффузионное легирование (ДЛ) металлических отходов производства является одним из перспективных методов создания специальных сплавов для упрочнения и восстановления [1–6]. Эти сплавы нашли широкое распространение при упрочнении и восстановлении различных деталей техники. В качестве исходных материалов для получения сплавов используются металлические отходы из углеродистых, легированных сталей и чугунов в виде дроби и стружки, которые образуются на металлургических предприятиях при различных технологических операциях производства готовой продукции.

Однако кроме стальных и чугунных отходов на ряде предприятий образуются металлические отходы на базе цветных металлов. Так при изготовлении медных кабелей образуются отходы в виде волокон различного сечения. Утилизация таких отходов затруднена и вызывает определенные трудности. Использование этих материалов является перспективным при создании спеченных фильтрующих материалов. Спеченные фильтрующие материалы получают путем предварительного изостатического прессования медного волокна с последующим длительным высокотемпературным спеканием в вакуумных печах [7–9]. В ряде работ указано на перспективность применения данных видов отходов при изготовлении спечен-

ных фильтрующих материалов. Научных работ, посвященных диффузионному легированию металлических отходов производства на основе цветных металлов в подвижной порошковой насыщающей среде, нет, несмотря на перспективность использования таких материалов. Таким образом, целью данной работы являлось исследование влияния режимов диффузионного легирования (цинкования) медных отходов кабельной промышленности на структурообразование диффузионных слоев и последующее спекание при повышенных температурах.

Материалы и оборудование для исследований. Для исследований были выбраны медные отходы в виде волокон, образующиеся при производстве кабельной продукции различного назначения. Длина медного волокна (рисунок 1) составляет от 1 до 15 мм, диаметр сечения в диапазоне 0,315–0,4 мм.



Рисунок 1 – Внешний вид медных волокон

Диффузионное легирование (цинкование) выполнялось в электрической печи с вращающимся одним либо несколькими контейнерами из нержавеющей стали [10]. Температура процесса составляла 420 ± 10 °С, время выдержки – 30 мин. Концентрация насыщающей смеси составляла 5, 10, 20, 30, 40 и 50 % от массы обрабатываемого волокна. Последующее спекание медных волокон осуществлялось в шахтной печи с карбидкремневыми нагревателями в керамических тиглях свободной насыпкой, дополнительно герметизированных асбестовыми пластинами и расположенных в металлических контейнерах из нержавеющей стали с уплотненным просеянным формовочным песком и борным ангидридом. Такая

герметизация позволяет ограничить доступ воздуха в керамический тигель при нагреве. Нагрев медных волокон осуществлялся до температур 850, 900 и 950 °С, выдержка при заданных температурах составляла 60 мин. Охлаждение контейнеров после извлечения осуществлялось на спокойном воздухе. После охлаждения контейнеров образцы извлекались и подвергались металлографическим и микродюрметрическим исследованиям с использованием стандартных методов и методик.

Обсуждение результатов исследований. Согласно [11, 12] ликвидус системы Cu–Zn состоит из шести ветвей первичной кристаллизации фаз α , β , γ , δ , ϵ и η . При сплавлении меди с цинком образуется ряд твердых растворов, из которых α является твердым раствором цинка в меди, с предельной растворимостью цинка 39 %. Фазы β , γ , ϵ являются твердыми растворами на базе электронных соединений: β – CuZn, γ – Cu₅Zn, ϵ – CuZn₃.

После ДЛ медных волокон по различным режимам анализ микроструктуры выявил наличие диффузионных слоев различной толщины и структуры (рисунок 2) с различными значениями микротвердости по сечению медного волокна (рисунок 3).

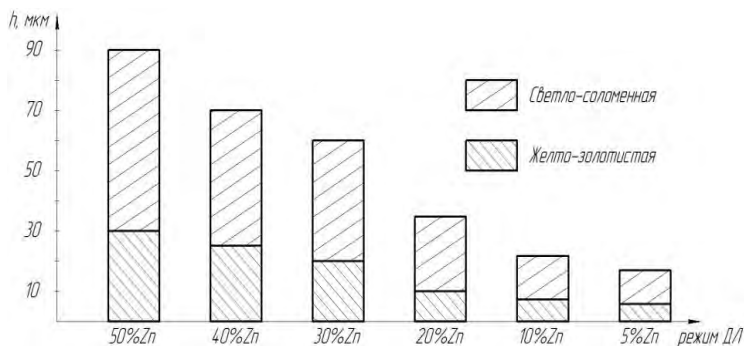


Рисунок 2 – Соотношение толщины и распределения диффузионных слоев в зависимости от режима диффузионного легирования

На поверхности волокна образуется светлый слой с микротвердостью 1510–2730 МПа, являющийся, предположительно, слоистой смесью γ -, ϵ - и η -фаз различной концентрации. Образование данных фаз на поверхности медных волокон при ДЛ во вращающемся кон-

тейнере обуславливается градиентом концентраций цинка на поверхности медного волокна при цинковании. Слой желтого цвета, расположенный между медной основой и светлым слоем, представляет собой твердый раствор цинка в меди переменной концентрации с микротвердостью 1020–1220 МПа. Микротвердость медной основы составляет 790–820 МПа, что согласуется с данными по микротвердости отожженной меди.

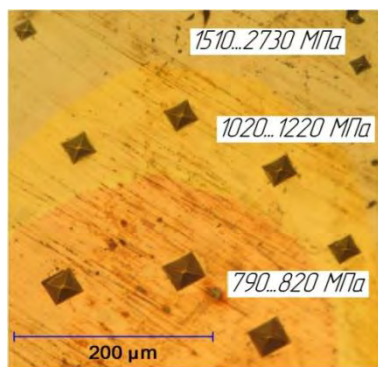


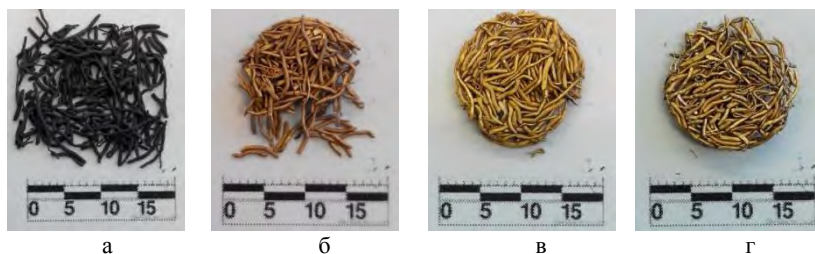
Рисунок 3 – Микроструктура диффузионно-легированного медного волокна

Исследование спекаемости исходных медных волокон при температурах 850, 900 и 950 °С выявило отсутствие образования спекленного конгломерата. Округлая форма из медных волокон, сформировавшаяся в керамическом контейнере и представленная на рисунке 4, легко разрушается при незначительном внешнем механическом воздействии.



а – 850 °С; б – 900 °С; в – 950 °С
Рисунок 4 – Спекаемость исходных медных волокон

Спекание ДЛ волокон с 10 % Zn при температурах 850 и 900 °С также приводит к формированию конгломерата округлой формы, однако при незначительном механическом воздействии геометрия нарушается (рисунок 5). Таким образом, установлено, что спекание между отдельными волокнами отсутствует.



а – внешний вид; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С

Рисунок 5 – Спекаемость ДЛ медных волокон с 10% Zn

При нагреве ДЛ волокна до 950 °С и выдержке в течение 1 часа в микроструктуре фиксируются локальные области с сформировавшимися «шейками контактов» (рисунок 6).

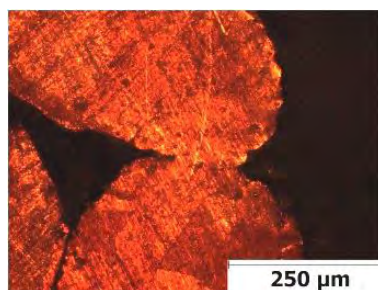


Рисунок 6 – Образование «шеек» между двумя медными волокнами

При нагреве цинкованных медных волокон до температур 850–900 °С и последующей выдержке при заданной температуре происходят процессы гетеродиффузии, заключающиеся в активном перемещении атомов цинка в глубь волокна, в свою очередь приво-

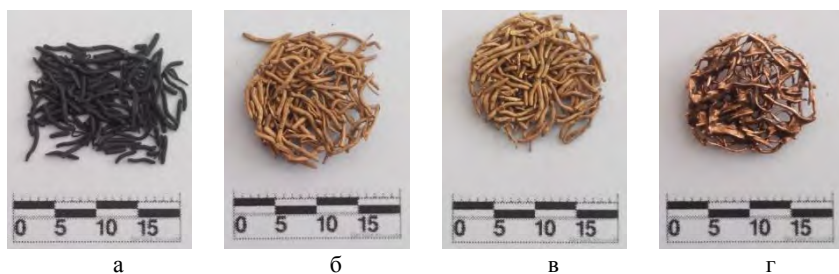
дящие к выравниванию концентраций меди и цинка по сечению волокна и образованию α -твердого раствора цинка в меди.

Микроструктура ДЛ медных волокон после нагрева и выдержки согласуется с микроструктурами авторов [13–16], а данные распределения микротвердости по сечению волокна (60–65 НВ для 850 °С и 55–70 НВ для 900 °С) также подтверждают образование α -твердого раствора. Твердость латуни Л90 согласно [16] составляет 53–55 НВ.

Образование шейки сплавления у медных волокон, нагретых до температуры 950 °С, можно объяснить наличием градиента концентраций цинка на поверхности и в самом волокне. Увеличение концентрации цинка на поверхности волокна снижает температуру плавления медно-цинковых сплавов. Дальнейшая выдержка приводит к равномерному распределению цинка в волокне за счет гетеродиффузии и при охлаждении формируются волокна со структурой α -твердого раствора с фрагментарными областями, подвергнутыми сплавлению друг с другом.

Спекание ДЛ медных волокон с 20 % Zn в интервале 850–900 °С так же, как и при 10 % Zn, приводит к формированию конгломерата округлой формы, однако при незначительном механическом воздействии геометрия нарушается. Спекания между отдельными волокнами не происходит. При нагреве до температуры 950 °С, как и для режима с 10 % Zn, за счет градиента концентраций на поверхности медного волокна, начинается процесс сплавления волокон между собой. Интенсивность образования зон сплавления намного выше, чем при режиме с 10 % Zn, что обусловлено наличием более высокой концентрации цинка.

Анализ микроструктуры и микротвердости волокон после нагрева в интервалах 850–900 °С подтверждает образование α -твердого раствора цинка в меди. Твердость волокон составляет 40–70 НВ для 850 °С и 50–75 НВ для 900 °С. Нагрев медных волокон с 20 % Zn до 950 °С приводит к формированию локальных конгломератов, образующихся из-за сниженной температуры плавления медного волокна (рисунок 7, г). Микроструктура конгломерата из медных волокон аналогична микроструктуре α -латуни. Твердость сплава составляет 55–75 НВ, что согласуется с данными авторов [14, 15], где твердость медного сплава с 20 % цинка составляет 53–57 НВ.



а – внешний вид; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С
 Рисунок 7 – Спексаемость медных волокон с 20 % Zn

Спекание ДЛ медных волокон с 30 % Zn при температуре 850 °С так же, как и для режимов с 10 и 20 % Zn, не приводит к образованию спеченного конгломерата и при незначительном механическом воздействии форма, образовавшаяся благодаря керамическому тиглю, нарушается. При спекании медных волокон при температуре 900 °С фиксируется изменение продолговатой формы волокна, за счет локального оплавления краев волокна и последующих процессов, приводящих к сфероидизации (рисунок 8, в).



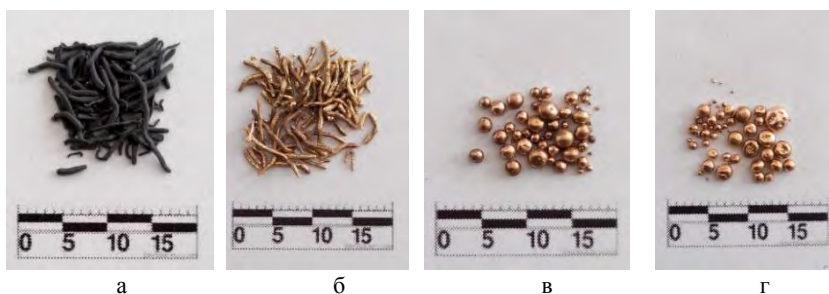
а – внешний вид; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С
 Рисунок 8 – Спексаемость медных волокон с 30 % Zn

Утолщение ДЛ волокна при нагреве можно объяснить оплавлением диффузионных слоев из-за высокой концентрации цинка на поверхности волокна и неуравновешенностью сил поверхностного натяжения. За счет протекания данных процессов ДЛ медное волокно с диффузионным цинковым слоем приобретает округлую форму. При температуре выдержки 900 °С данный процесс в ДЛ медном волокне проходит частично и после охлаждения фиксируются волокна как продолговатой, так и уже округлой формы.

Нагрев и выдержка ДЛ волокна при температуре 950 °С приводит к завершению процесса округления и при последующем охлаждении фиксируется полное отсутствие исходных продолговатых ДЛ медных волокон (рисунок 8, г). Анализ микроструктуры после охлаждения ДЛ медных волокон выявил центральные области с сохранившейся исходной медной структурой, предположительно из-за незавершенных диффузионных процессов в волокне при температуре 950 °С.

Исследование микроструктуры и микротвердости волокон после нагрева подтверждает образование α -твердого раствора цинка в меди. Твердость волокон составляет 40–55 НВ для 850 °С и 55–80 НВ для 900 °С. Микроструктура сплавленных волокон после 950 °С также схожа с микроструктурой α -латуни. Твердость составляет 70–80 НВ. Данные по твердости сплава меди с 30 % цинка хорошо согласуются с данными авторов [13, 14, 16]. Твердость таких сплавов составляет 56–58 НВ.

Спекание ДЛ медных волокон с 40 % Zn при температуре 850 °С отсутствует, и при незначительном механическом воздействии волокна легко разделяются (рисунок 9, б).



а – внешний вид; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С
Рисунок 9 – Спекаемость медных волокон с 40 % Zn

Однако металлографический и микродюрOMETРИЧЕСКИЙ анализ выявил наличие в центре волокна областей с сохранившейся исходной структурой меди с минимальной твердостью (50–55 НВ), что также свидетельствует о незавершенном гетеродиффузионном процессе диффузионного слоя при выдержке. Твердость от ядра к краю в данных волокнах увеличивается от 75 до 98 НВ, что подтверждает

образование α -твердого раствора цинка в меди переменной концентрации. При нагреве ДЛ медных волокон до температуры 900 °С и последующем охлаждении фиксируется полное расплавление и последующая кристаллизация каплей расплава. Твердость полученных сферических каплей сплава составляет 60–85 НВ. При нагреве до 950 °С и последующей выдержке, за счет увеличения температуры, все вышеописанные процессы происходят интенсивнее и приводят к укрупнению закристаллизовавшихся каплей и выравниванию концентраций компонентов в сплаве. Данные по выравниванию химического состава подтверждаются анализом микроструктуры, она схожа с микроструктурой α -латуни, с небольшими включениями фазы β^1 -латуни (рисунок 10). Общая твердость сплава составляет 65–75 НВ. Данные по твердости достаточно хорошо согласуются с данными авторов [16], где твердость медного сплава с 40 % цинка составляет 75–77 НВ.

Спекание ДЛ медных волокон с 50 % Zn при температуре 850 °С приводит к частичному сплавлению (рисунок 11, б) и образованию сферической формы у отдельных волокон.

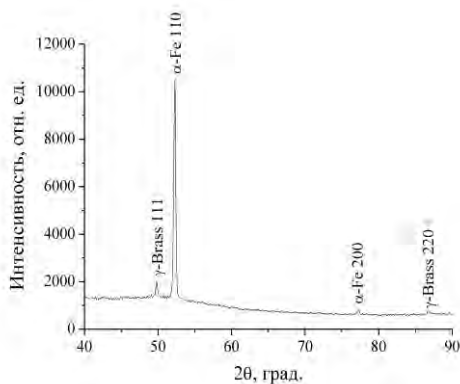


Рисунок 10 – Рентгенограмма ДЛ волокна после нагрева 950 °С

Анализ микроструктуры и микротвердости сплава после охлаждения показал наличие в сплаве двух фаз, характерных для двухфазной латуни. Твердость светлой фазы составляет 76–103 НВ, темной – 145–165 НВ. Собственные данные по твердости и данные

авторов [16] подтверждают, что при охлаждении данного сплава образовалась двухфазная $\alpha+\beta$ латунь. Нагрев до 900 °С и последующее охлаждение приводит к полному расплавлению медных волокон и образованию закристаллизованных капель сферической формы со структурой $\alpha+\beta$ латуни (рисунок 11, в). Твердость светлой фазы составляет 75–92 НВ, темной – 147–165 НВ. Нагрев до 950 °С и выдержка приводит еще к укрупнению образующихся капель сферической формы (рисунок 11, г). Твердость полученных сплавов соответствует твердости медно-цинковых сплавов переменной концентрации и составляет как и у сплавов, полученных при температуре 900 °С 75–92 НВ для светлой фазы и 147–165 НВ для темной.



а – внешний вид; б – 850 °С; в – 900 °С; г – 950 °С
Рисунок 11 – Спексаемость медных волокон с 50 % Zn

Таким образом, проанализировав внешний вид, микроструктуру, микротвердость ДЛ волокон и изучив процессы спекания данных материалов при нагреве до различных температур, автором предложена обобщенная схема (рисунок 12) для регулирования температурно-временных параметров обработки. Используя данную схему при ДЛ медных волокон, можно формировать диффузионные слои определенной толщины и прогнозировать реальные температуры плавления данных сплавов. Наличие диффузионного слоя из высокоцинковых соединений на поверхности медного волокна снижает температуру плавления сплава и позволяет осуществлять процессы спекания при значительно более низких температурах, а следовательно и с меньшими энерго- и ресурсозатратами.

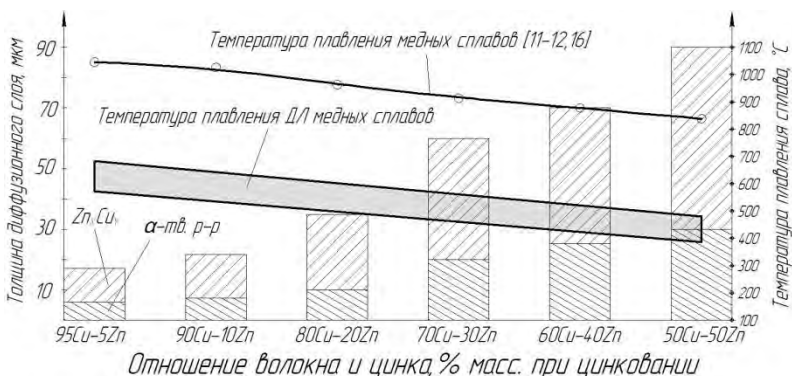


Рисунок 12 – Совмещенная схема ДЛ медных волокон

Выводы. Исследовано влияние концентрации цинка при диффузионном легировании медных волокон на толщину и микротвердость диффузионного слоя. Определены концентрации насыщающего элемента в смеси при обработке во вращающемся контейнере, позволяющие при диффузионном легировании получить на поверхности каждого отдельного волокна диффузионный слой регламентированной толщины. Наличие диффузионного цинкового слоя на поверхности медного волокна приводит к снижению температуры плавления сплава и положительно влияет на качество при формировании пористых фильтрующих материалов спеканием.

Установлена линейная зависимость толщины диффузионного слоя от концентрации насыщающего элемента при диффузионном легировании медных волокон во вращающемся контейнере. Регулируя концентрацию насыщающего элемента в интервале 5–50 % от массы обрабатываемого сплава, можно формировать на медных волокнах диффузионные слои регламентированной толщины. Диффузионное легирование медных волокон при температурах насыщения 420 ± 10 °C и продолжительности обработки 30 мин позволяет формировать на медных волокнах диффузионные слои толщиной от 10 до 100 мкм и повысить технологические свойства ДЛ сплавов при последующем спекании.

Литература

1. Пантелеенко, Ф.И. Самофлюсующиеся диффузионно-легированные порошки на железной основе и защитные покрытия на них / Ф.И. Пантелеенко. – Минск: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.

2 Ворошнин, Л.Г. Теория и практика получения защитных покрытий с помощью ХТО / Л.Г. Ворошнин, Ф.И. Пантелеенко, В.М. Константинов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Минск: ФТИ; Новополоцк: ПГУ, 2001. – 148 с.

3 Износостойкие газотермические покрытия из диффузионно-легированных порошков на основе чугунной стружки / В.М. Константинов [и др.]; под ред. Ф.И. Пантелеенко – Минск.: Технопринт, 2005. – 146 с.

4. Современные перспективные материалы / Под редакцией В.В. Клубовича – Витебск: Изд-вл УО «ВГТУ», 2011. – 562 с.

5. Современные перспективные материалы / Под редакцией В.В. Клубовича – Витебск: Изд-вл УО «ВГТУ», 2013. – 655 с.

6. Щербаков, В.Г. Совершенствование технологий и оборудования для производства диффузионно-легированных наплавочных материалов: дис. маг. техн. наук : 1-48 80 01 / В.Г. Щербаков. – Минск, 2008. – 70 л.

7. Новые фильтрующие материалы и перспективы их применения / В.М. Капцевич [и др.]. – Минск, БГАТУ, 2008. – 232 с.

8. Взаимосвязь структурных и гидродинамических свойств пористых волоконных материалов из медных отходов / В.М. Капцевич [и др.] // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка : материалы докладов Междунар. симп., Минск, 23-25 марта 2011 г. : В 2 ч. / редкол.: П.А. Витязь [др.]. – Минск, 2011. – Ч. 1. – С.141–145.

9. Мигунов, В.П. Истираемый уплотнительный материал на основе волокон из медных сплавов / В.П. Мигунов, Д.П. Фарафонов, М.Л. Деговец // Труды ВИАМ, 2014. – № 9. – С. 4.

10. Вращающаяся электрическая печь для химико-термической обработки сыпучего материала : пат. 15412 Респ. Беларусь, МПК7 F27B 7/14 / В.М. Константинов, О.П. Штемпель, В.Г. Щербаков ; заявитель Белорус. нац. техн. ун-т. – № а 20091415 ; заявл. 05.10.09 ;

опубл. 28.02.12 // Афіцыйны бюл. / Нац. центр інтэлектуал. уласнасці . – 2012. – № 1. – С. 143.

11. Сучков, Д.И. Медь и ее сплавы / Д.И. Сучков. – М.: Металлургия, 1967.– 248 с.

12. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди. Справочник / М.Е. Дриц [и др.]. – М.: Наука, 1979. – 248 с.

13. Порошковые материалы на основе железа и меди. Атлас структур / П.А. Витязь [и др.]. – Минск. Белорус. наука, 2008. – 155 с.

14. Гуляев, А.П. Материаловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

15. Лахтин, Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1990. – 528 с.

16. Schumann, Hermann: Metallographie / von Herman Schumann unter mitarb. von Klaus Cyrener...13., neubearb. Aufl. – Leipzig : Dt . Verl. für Grundstoffindustrie, Cop. 1991. – 764 с.

УДК 621.762

В.Г. ЩЕРБАКОВ (БНТУ)

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ДИФфуЗИОННО- ЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ ДЛЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ

Введение. Диффузионно-легируемые (ДЛ) сплавы из металлургических отходов производства в виде стружки, дроби, сечки и др. для упрочнения и восстановления деталей машин разработаны и широко распространены благодаря работам авторов [1–6]. Диффузионно-легируемые сплавы являются перспективной заменой наплавочных сплавов на никелевой и железной основе, разработанных более 50 лет назад. Эти сплавы обладают высокой стоимостью, и эксплуатационные свойства получаемых покрытий на их основе часто являются нецелесообразными при упрочнении деталей машин, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания.