

Итого, у. е.	14616	11370
Цена одной резаной пластины	14,6	11,4

ВЫВОДЫ

По геометрическим параметрам и качеству поверхности (характеристикам шероховатости) пластины, получаемые методом многопроволочной резки (выход годных пластин – 96,3 %), не уступают пластинам, изготавливаемым методом дисковой резки (выход годных пластин 95,8 %), а также за счет небольшой глубины дефектных слоев возможно снижать припуски на обработку на технологическом этапе резки; многопроволочная резка обеспечивает существенную экономию монокристаллического кремния в сравнении с дисковой резкой (в исследованиях до 2,27 кг на 1000 пластин) за счет уменьшения величины пропила (с 0,3 мм при резке кругом АКВР до 0,21 мм при струнной резке), а также существенное снижение стоимости единичной пластины при одновременном увеличении диаметра получаемого изделия. Кроме этого, как положительный факт следует учитывать, что разница в фактическом расходе кремния на одну пластину могла быть значительно выше при использовании барабанов с шагом резки 815 мкм, а также многопроволочная резка облегчает решение проблемы резки слитков большого диаметра.

Однако следует отметить, что существенным недостатком многопроволочной резки по

сравнению с резкой АКВР является бой слитка – в случае разрыва струны теряется весь слиток. Это приводит к заключению, что данный метод обеспечивает существенную экономию монокристаллического кремния по сравнению с дисковой резкой только в том случае, когда процесс резки применяется в массовом производстве и оптимизирован по режимам обработки. В период подбора режимов обработки бой монокристаллов кремния неизбежен. Повышение эффективности процесса алмазной резки является комплексной проблемой, положительный результат может быть достигнут только при использовании комплекса предложенных средств и методов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Особенности** обработки пластин кремния большого диаметра / С. В. Петров [и др.] // Электронная промышленность. – 2003. – № 3. – С. 24–32.
2. **Повышение** эффективности резки слитков монокристаллов на пластины / Н. А. Большаков [и др.] // Электронная промышленность. – 2003. – № 3. – С. 139–146.
3. **Готра, З. Ю.** Технология микроэлектронных устройств: справ. / З. Ю. Готра. – М.: Радио и связь, 1991. – 528 с.
4. **Запорожский, В. П.** Обработка полупроводниковых материалов / В. П. Запорожский, Б. А. Лапшинов. – М.: Высш. шк., 1988. – 184 с.

Поступила 05.05.2008

УДК 621.762, 621.793

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ ДИФФУЗИОННОГО БОРИРОВАНИЯ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА СТАЛЬНОЙ И ЧУГУННОЙ ДРОБИ

Инж. ПАНТЕЛЕЕНКО Е. Ф.

Белорусский национальный технический университет

Метод диффузионного легирования как способ получения самофлюсующихся порошков на основе железных сплавов впервые был предложен в 70-е гг. XX в. авторами [1–3]. Порошок, диффузионно насыщенный бором, обладает свойством самофлюсуемости, не нуждается в применении защитных атмосфер в процессе нанесения и позволяет получать функциональные преимущественно износостойкие покрытия. В связи со значительным подорожанием порошков для нанесения покрытий на сегодняшний день особую актуальность приобретают вопросы снижения их стоимости, и одним из путей решения данной проблемы является получение порошков методом диффузионного борирования различных дисперсных металлических отходов (железной пыли, шлама, окалина, стружки, обрезки производства метизов и обработки проката, опилок, крошки, отходов литейного производства, проволоки и др.). Известны работы, посвященные созданию порошков из стружки, шлифовочного шлама, абразивной крошки, опилок, окалины металлургического производства и оксидов железа [4, 5]. Разработок же, посвященных созданию порошков из отходов производства дробы, нет, хотя этот вид вторичного сырья является одним из наиболее перспективных в данной области, поскольку представляет собой почти готовый порошок.

Так как ранее процессы борирования изучали с помощью готовых порошков железа, стали и чугуна различной степени легированности, а отходы производства дробы имеют характерные особенности морфологии и строения, на которые влияет технология их получения, механизм диффузионных процессов в такого рода порошках представляет особый интерес для исследования.

Целью данной работы было изучение особенностей процессов структурообразования, протекающих в частицах отходов стальной (стали 40Л) и чугунной (ДЧЛ 545) дробы при их химико-термической обработке.

Методика исследований. Изучение гранулометрического состава проводили ситовым методом по ГОСТ 18318–73. Текучесть порошков оценивали в соответствии с ГОСТ 20899–98, насыпную плотность – по ГОСТ 19440 с использованием лабораторных электронных весов OHAUS SCOUT PRO-200x0,01g. Морфологию

порошков изучали с помощью оптического металлографического микроскопа Neophot-21 и спектрального электронного микроскопа Vega II LMU. Определение степени сферичности частиц проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Mira фирмы Tescan (Чехия) с помощью программного комплекса обработки и анализа изображений Autoscan, разработанного в НИИ ПФП им. А. Н. Севченко, г. Минск. Шлифы частиц и покрытий готовили в соответствии с требованиями ГОСТ 9.302–88. Образцы заливали в обойме эпоксидной смолой, шлифовали и полировали пастой ГОИ. Для травления использовали 1–5%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Изучение микроструктуры материалов проводили с помощью металлографических микроскопов Neophot-21, Альтами MET-1, АХ-ЮВЕРТ 40МАТ фирмы Метсо, спектрального электронного микроскопа Vega II LMU и растрового электронного микроскопа LEO1455VP. МикродюрOMETрические исследования проводили на приборах ПМТ-3 и METCON 3/6 по ГОСТ 9450–76 при нагрузках 0,981; 1,962; 4,9 Н.

Результаты и их обсуждение. Изучение гранулометрического состава отходов производства литой стальной и чугунной дробы размерами от 0,05 до 1 мм, а также систематизация всего объема исследованных отходов в соответствии с рекомендациями применения этих материалов в различных технологиях упрочнения и восстановления деталей позволили предложить максимальный по содержанию диапазон фракций (от 200 до 630 мкм) для применения в процессах индукционной, плазменно-порошковой и электромагнитной (магнитно-электрического упрочнения) наплавки. Указанный диапазон составляет 97 и 64 % для дробы из стали 40Л и чугуна ДЧЛ 545 соответственно.

Частицы стальной дробы имеют преимущественно круглую форму и степень сферичности от 66 до 86 %, возрастающую с увеличением размера частиц, в то время как частицы чугуна характеризуются более развитой поверхностью, а степень сферичности варьируется в пределах 56–62 % и не зависит от фракции. Поверхность частиц обоих материалов гладкая, без трещин. В порошке чугуна встречаются частицы осколочной формы, образовавшиеся, по-видимому, вследствие раскалывания частиц более крупной

фракции из-за больших внутренних напряжений в процессе рассеивания и транспортировки дробы. На поверхности некоторых частиц видны углубления («кратеры»). Возможно, это следы попадания охлаждающей жидкости на поверхность частиц, не достигших стадии полной кристаллизации, а также их (частиц) взаимного столкновения.

Анализ зависимости технологических свойств от фракции порошка показал, что с увеличением размера частиц происходит возрастание показателей насыпной плотности и текучести частиц. В частности, для порошка дробы ДЧЛ 545 значение насыпной плотности увеличивается с $3,1 \text{ г/см}^3$ для фракции 100–160 мкм до $4,2 \text{ г/см}^3$ для фракции 400–630 мкм. Параметры текучести для соответствующих фракций составляют 1 и 1,4 г/с.

Для порошка из стали 40Л, характеризующегося большей степенью сферичности, показатель текучести выше, чем для чугуна (в частности, для фракции 400–630 мкм текучесть составляет 1,9 г/с).

Вследствие особенностей технологии производства дробы как стальные, так и чугунные частицы обладают неравновесной структурой: мелкоигльчатого мартенсита (3–15 мкм) и белого доэвтектического чугуна с перлитными включениями различной дисперсности для стали и чугуна соответственно. Также порошок характеризуется наличием большого количества дефектов, которые можно подразделить на несколько групп. Первая группа дефектов – поры, расположенные и в периферийной области частиц, и в их центре; вторая группа дефектов – различные трещины (на поверхности, в центре частиц и сквозные). Для частиц ДЧЛ 545 можно выделить такой вид дефектов, как пустоты. Количество частиц порошка, обладающих дефектами, для обоих материалов относительно невелико и составляет от 5 до 10 %.

На поверхности чугунных (~20 %) и стальных (~30 %) частиц присутствует оксидная оболочка толщиной от 7 до 67 мкм и от 3 до 26 мкм соответственно. В структуре частиц присутствуют следующие фазы: α -железо, цементит, оксид железа FeO и силикооксид железа Fe_2SiO_4 . Порошки стали и чугуна отличаются лишь количественным содержанием этих фаз,

кроме того, в чугуне наблюдается присутствие остаточного аустенита – γ -железа. Выявлено, что оксидный слой состоит из зерен оксидов железа, распределенных в материале матрицы – Fe_2SiO_4 , причем структура оболочек на частицах стали и чугуна одинакова.

Диффузионное легирование бором порошка из отходов дробы ДЧЛ 545 проводили в порошковой среде карбида бора (79 % B_4C + 20 % порошка ДЧЛ 545 + 1 % AlF_3) при температуре $900 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1–5 ч.

В процессе химико-термической обработки частиц порошка происходит увеличение массы и размеров частиц, причем это изменение зависит от времени и температуры борирования, т. е. от толщины диффузионного слоя. С увеличением количества бора, проникшего в частицы порошка, возрастают названные выше параметры. В ходе исследований установлено, что на поверхности борированных частиц наблюдается наличие образований призматической формы в виде наростов размером 2–5 мкм. Очевидно, в результате взаимной диффузии бора и железа происходит рост боридных образований не только в глубь частицы, но и наружу, что приводит к снижению текучести на 10–15 % и насыпной плотности – на 12–30 %.

В результате проведения серии экспериментов были получены зависимости толщины диффузионного боридного слоя от времени ХТО (рис. 1) и выявлена их трехстадийность. Графики состоят из стадий начальной, умеренной и интенсивной диффузий. Сравнительный анализ графиков роста толщины боридного слоя показывает, что процессы диффузионного насыщения в стальном порошке отличаются большей интенсивностью диффузии и превышают таковую для чугуна на 19–33 %.

Также установлено, что на интенсивность роста боридной оболочки влияют размер фракции порошка и соответственно площадь боридного фронта и скорость возрастания концентрации углерода в центре частицы.

Подробное изучение структуры и свойств диффузионно легированных бором порошков стали и чугуна позволило впервые подробно описать процессы структурообразования, протекающие при химико-термической обработке.

При нагреве частицы стальной дроби до температуры борирования (900 °С) начинается ускоренная диффузия бора в поверхностные слои. Выявленная неравновесность структуры (мелкоугольчатый мартенсит) и, как следствие, большое количество границ зерен с повышенной концентрацией дефектов кристаллической решетки, наличие поверхностных дефектов (пор и трещин), а также оксидной оболочки на частицах являются факторами, увеличивающими интенсивность диффузии атомов бора. Поскольку нагрев осуществляется до температур выше точки A_{c3} , происходит превращение мартенсита в аустенит. При охлаждении в нормальных условиях частица будет состоять из боридного однофазного слоя (Fe_2B) и феррито-перлитного ядра (рис. 2а). С увеличением продолжительности ХТО и ростом боридного слоя факторы, ускоряющие интенсивность диффузии бора, исчезают, происходит оттесне-

ние углерода в глубь частицы, что приводит к уменьшению скорости диффузии, о чем свидетельствует более пологий участок графика зависимости толщины боридного слоя от времени ХТО (рис. 1а). В подборидном слое, а затем и в полном объеме ядра формируется зона пересыщенного углеродом аустенита. При охлаждении частицы на данной стадии она обладает двухфазной ($Fe_2B + FeV$) боридной оболочкой и перлитным ядром, к иглам боридов примыкают «перистые» выделения карбоборидной фазы, а также в виде фрагментов по границам перлитных (бывших аустенитных) зерен (рис. 2б).

Можно предположить, что предварительное введение в частицу стали элементов, способствующих графитизации при соответствующих температурно-временных условиях, могло бы вызвать протекание таковой и представило бы возможность получения частиц графитизированной стали [6].

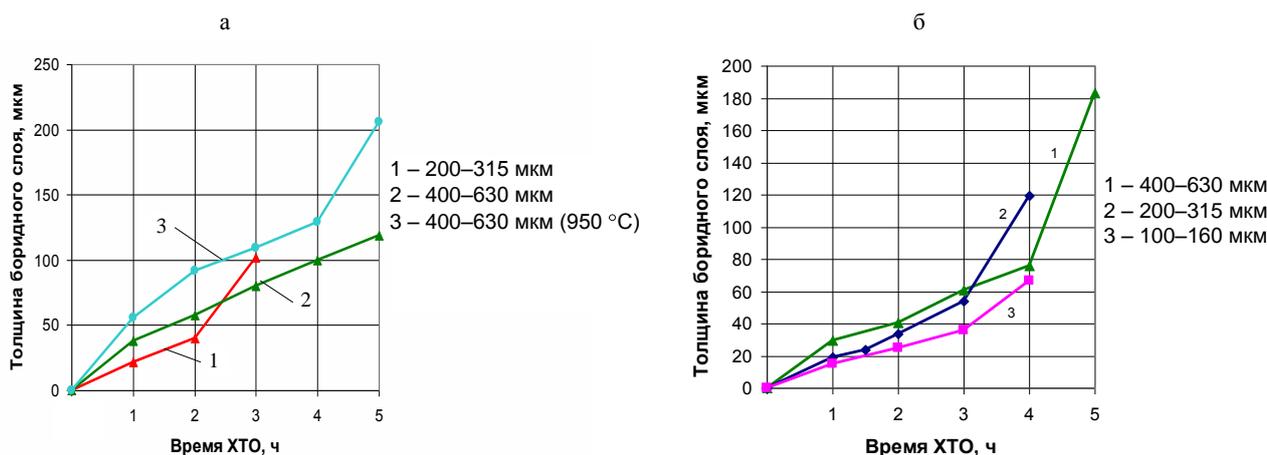


Рис. 1. Зависимости толщины боридного слоя от времени ХТО: а – для дроби из стали 40Л; б – то же ДЧЛ 545

а

б

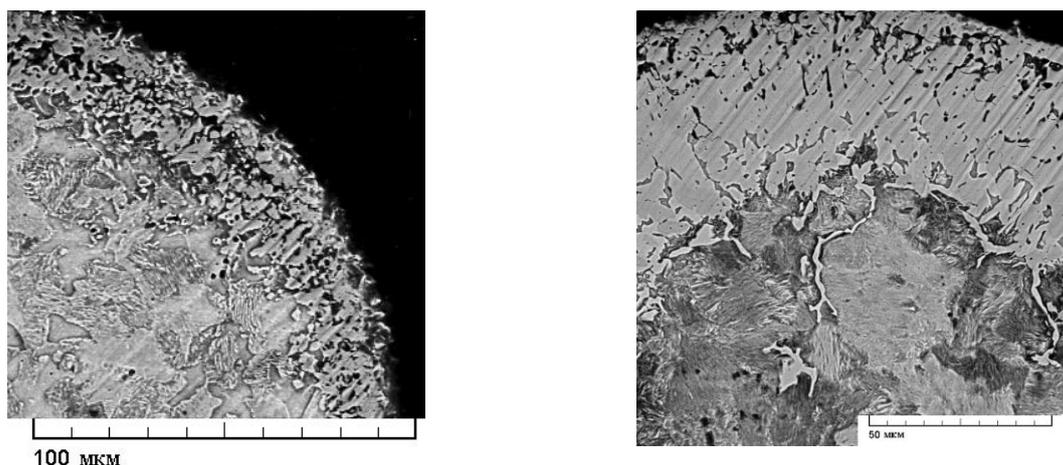


Рис. 2. Микроструктура борированных частиц стали 40Л

В случае диффузионного легирования порошка чугуна, содержащего 2,7–3 % С и ~1 % Si, происходят процессы, несколько отличающиеся от таковых в стали и обусловленные в первую очередь повышенным количеством углерода. При температуре 900 °С, как и в стали, начинается ускоренная диффузия бора в глубь частицы, которой способствуют высокая дисперсность зерна структуры и соответственно большое количество дефектов, сконцентрированных на границах зерен, наличие поверхностных дефектов и оксидных оболочек. В течение промежутка времени ХТО, соответствующего первой, начальной, стадии диффузии, на поверхности частиц чугуна образуется однофазный (Fe_2B) боридный слой (рис. 3а). Наряду с этим происходят коагуляция и сфероидизация избыточного цементита (рис. 3б, в) с одновременным зарождением графитных включений (рис. 3в). Поскольку механизм диффузии бора носит вакансионный характер, и в процессе борирования осуществляются диффузия бора, а также оттеснение углерода в глубь частицы, то в подборидном слое, пересыщенном вакансиями, происходит объединение последних в поры (рис. 3 а), что соответствует эффекту Френкеля (Киркендалла) и на борированных микрокомпозитах выявлено впервые.

Увеличение продолжительности борирования (2–4 ч) приводит к образованию на поверхности частиц более толстого двухфазного ($Fe_2B + FeB$) боридного слоя (рис. 3г), а в подборидной зоне наблюдается повышенная кон-

центрация углеродсодержащей фазы (цементита). Причем о повышении количества цементита в указанной зоне свидетельствует повышение ее (подборидной зоны) микротвердости с 3200 до 8500 МПа, соответствующей микротвердости чистого цементита. В присутствии элементов, способствующих графитизации (В, Si), начинается и протекает процесс выделения чистого углерода в виде графитных включений по реакции $Fe_3C \rightarrow 3Fe_{\gamma} \text{ (аустенит)} + C_{\text{(графит)}}$, причем этому способствует наличие микропор, служащих центрами (зародышами) графитизации [6]. Постепенно количество высокоуглеродистой фазы (цементита) вследствие перехода углерода в графит уменьшается, структура ядра частицы, содержащего графит, после ХТО становится перлитной, а затем и феррито-перлитной (рис. 3д, е), количество связанного углерода снижается до 0,35–0,45 %, и таким образом структура ядра частицы чугуна становится близкой к структуре и фазовому составу частицы стали. Причем зерна феррита, наиболее обедненные углеродом, находятся в областях, примыкающих к графитным включениям (рис. 3е). Происходит постепенное снижение микротвердости ядер частиц от значений 5000 до 1680 МПа. Необходимо отметить, что форма графитных включений преимущественно хлопьевидная.

После перехода большей части связанного углерода в графит начинается третья стадия аномальной (интенсивной) диффузии, причем значения скорости роста боридного слоя на данном этапе для частиц стали и чугуна близки, о чем свидетельствует почти одинаковый угол

наклона графиков зависимостей к осям (рис. 1). Также интенсификации диффузионных процессов на последней стадии диффузии способствует так называемый «краевой эффект», когда поток диффундирующего бора в единице площади боридного фронта значительно возрастает по сравнению с исходными значениями. С увеличением продолжительности борирования и соответственно толщины диффузионного слоя уже образовавшиеся графитные включения постепенно поглощаются слоем боридов (рис. 3г).

Нанесение новых композиционных самораспадающихся порошков из отходов дробы методом магнитно-электрического упрочнения позволяет получать гетерогенные покрытия,

обладающие высокой износостойкостью. В частности, порошки из отходов стальной дробы использовали для упрочнения партии из 50 деталей «Фланец зажимной» для РУП «Белорусский металлургический завод» (экономический эффект – 152,88 тыс. руб. на одну деталь по ценам 2006 г.) и комплекта ножей кормозаготовительных машин (ОАО «Бобруйскагромаш»), порошки из отходов чугунной дробы применяли при восстановлении деталей – зубьев бороны и лемехов плуга для ОАО «Райагросервис» (Гомель). Износостойкость восстановленных или упрочненных деталей возрастает 3,5–4,5 раза, что подтверждено промышленными испытаниями.

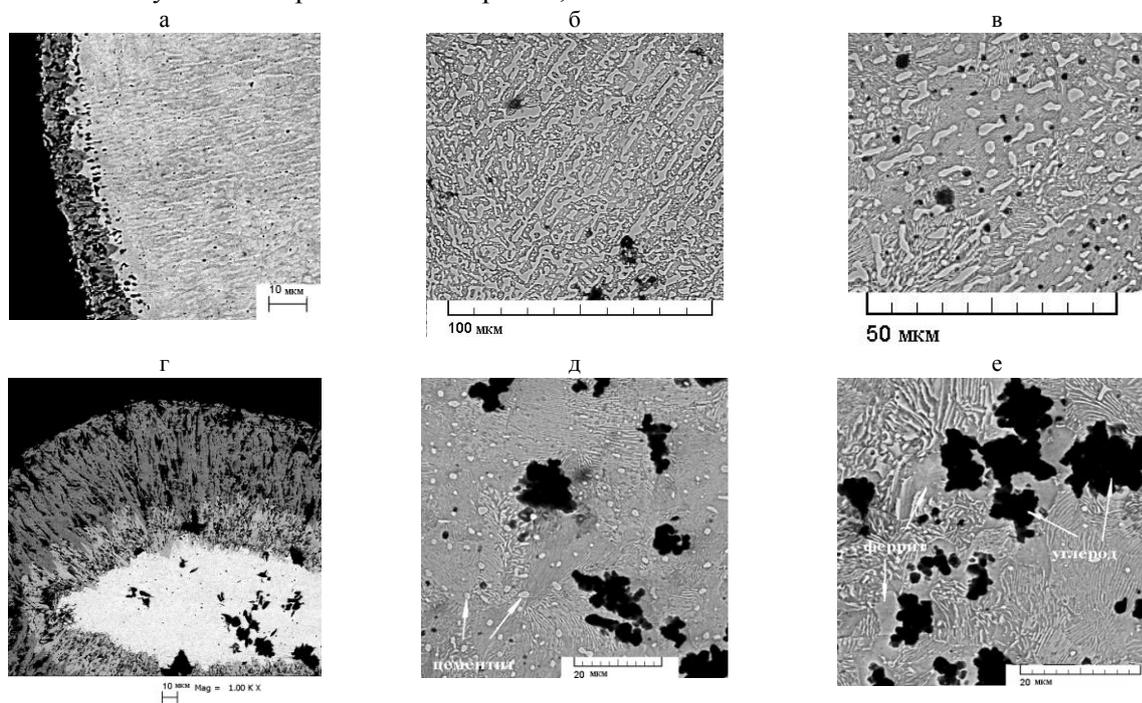


Рис. 3. Микроструктура борированных частиц чугуна

ВЫВОДЫ

Проведенные исследования характеристик исходных порошков-отходов производства литой дробы (технологических свойств, гранулометрического состава, морфологии и структуры) позволяют рекомендовать 97 % отходов стальной и 64 % отходов чугунной дробы размерами от 200 до 630 мкм для нанесения покрытий методами индукционной, плазменно-порошковой наплавки и магнитно-электрического упрочнения. Анализ особенностей зависимостей роста толщины боридного слоя частиц различных фракций и структуры диффу-

зионно-легированных частиц показывает, что интенсивность диффузии бора меняется в процессе ХТО и можно выделить три стадии роста боридного слоя: начальную, умеренную и интенсивную диффузии. Также установлено, что на интенсивность диффузионных процессов кроме содержания углерода оказывает влияние и размер фракции порошка. Основываясь на изучении особенностей структуры борированных микрокомпозитов, впервые предложено подробное описание механизма структурообразования при диффузионном легировании стальных и чугунных частиц. Промышленные испы-

тания деталей, восстановленных с помощью исследованных порошков методом магнитно-электрического упрочнения, позволяют рекомендовать новые композиционные порошки из отходов производства дробы для создания функциональных износостойких покрытий.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Пантелеенко, Ф. И.** СДЛП на железной основе и защитные покрытия из них / Ф. И. Пантелеенко. – Минск: УП «Технопринт», 2001. – 300 с.
 2. **Любецкий, С. Н.** Разработка технологии диффузионного легирования железных порошков и получение наплавленных износостойких покрытий: автореф. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / С. Н. Любецкий; БПИ. – Минск, 1991. – 20 с.
 3. **Константинов, В. М.** Разработка самофлюсующихся наплавочных материалов на железной основе и защитных покрытий из них специализированного назначения с использованием металлоотходов: автореф. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / В. М. Константинов; БГПА. – Минск, 1992. – 20 с.

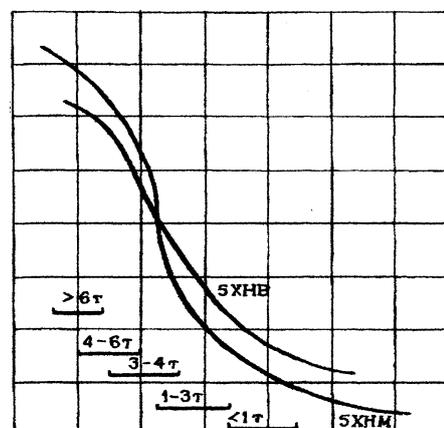
4. **Проходцев, М. М.** Технология получения металлического порошка из отходов подшипникового производства и свойства порошковых компактных материалов / М. М. Проходцев, Е. Я. Зайцева, Л. Д. Лучкина // Совершенствование процессов термической обработки деталей подшипников: тр. ин-та № 1 (Ш) ВНИИПИИ / Специализир. информцентр подшипниковой пром-сти. – М., 1982. – С. 92–99.

5. **Получение антифрикционных и фрикционных материалов из отходов металлообработки** / А. В. Колубаев [и др.] // Трение и износ. – 2003. – Т. 24, № 5. – С. 558–563.

6. **Жураковский, В. М.** Организация трансформируемой структуры и обеспечение заданных свойств графитсодержащей стали: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01 / В. М. Жураковский. – Минск, 1985.

7. **Криштал, М. А.** Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Криштал. – М.: Metallургия, 1972. – 400 с.

Поступила 20.01.2009



УДК 621.785.68

РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ШТАМПОВ

Канд. техн. наук ГЛАЗКОВ Л. А., докт. техн. наук ЖЕЛУДКЕВИЧ М. С., инж. ЖИЛЯНИН Д. Л., ТАБУЛИН А. А., ТАРБАЕВ В. В.

Белорусский национальный технический университет, Институт тепло- и массообмена НАН Беларуси

Штамповые стали должны соответствовать определенным эксплуатационным, технологическим и экономическим требованиям.

Для изготовления крупногабаритных штампов применяются заготовки из сталей 5XНМ, 5XНВ, которые стали в соответствии с классификацией, принятой в СССР (СНГ) и США [1], относятся к группе штамповых сталей повышенной прокаливаемости (диаметр – 50–80 мм). Они закаляются на мартенситную структуру

при охлаждении в масле и горячих средах. Эта классификация относится к прокаливаемости на твердость до HRC 60. При потребности обеспечить твердость до 40–45 HRC сталь типа 5XНМ является сталью высокой прокаливаемости (закаливается на мартенсит даже при охлаждении на воздухе).

Для определения качества термической обработки штампа используется оценочный критерий, позволяющий быстро и качественно установить