

В ходе проведенных экспериментов получены положительные результаты для удаляемого наполнителя фракций ($-3,0 + 2,0$ мм) при температуре оснастки 400–500 °С, температуре порообразующего наполнителя 500–680 °С и температуре сплава 680–750 °С. Пористые заготовки имели регулярную пористость 50–70 %.

Полученная технология позволяет управлять технологическими параметрами и получать литые пористые проницаемые материалы с регулируемой разнопористостью по сечению, с комбинацией пористого и монолитного слоя в одном изделии. Алюминиевые отливки могут иметь сложную форму, а также быть использованы для работы в условиях повышенных температур (400–550 °С) и химически активных средах, например, щелочных. Технологический процесс литья обеспечивает получение размеров пор от сотых долей до нескольких миллиметров и объемную пористость изделия в пределах 60–85 %.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОРИСТОСТИ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ НАПЛАВКОЙ

А. В. Миранович, А. Г. Зеленцов, Ю. В. Немизанский

Учреждение образования «Белорусский государственный аграрный технический университет», г. Минск

Научный руководитель Л. М. Кожуро

Значительное влияние на прочность покрытий оказывает их пористость, которая является одной из эксплуатационных характеристик, влияющих на работоспособность детали с покрытием. Пористость покрытия представляет собой интегральную характеристику, отражающую комплекс технологических параметров и режимов процесса электромагнитной наплавки (ЭМН), таких как сила разрядного тока, магнитная индукция в рабочем зазоре, зернистость порошка, размер рабочего зазора, расход порошка, относительная скорость вращения и подача заготовки. При нанесении покрытия, например, ЭМН с поверхностно-пластическим деформированием (ППД), на пористость большое влияние оказывает усилие деформирования поверхности покрытия.

При ЭМН проявление пористости может быть вызвано следующими причинами: усадкой при переходе жидкой фазы в твердую, уменьшением растворимости газов с понижением температуры, захлопыванием газа каплями расплава порошка при их попадании на поверхность заготовки. Уменьшения пористости покрытий можно достичь за счет процессов наплавки в нейтральной среде или вакууме, поверхностной пластической деформации наплавленных слоев, отжига – спекания наплавленного слоя.

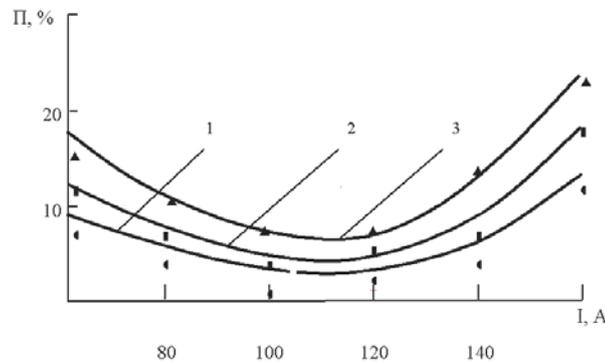
Пористость электромагнитных покрытий определяли методом гидростатического взвешивания. Насыщающей жидкостью служил керосин, в котором время выдержки образцов при нормальной температуре составляло 24 ч. Образцы взвешивали на аналитических весах с точностью 0,001 г.

Учитывая сложный характер влияния технологических факторов на пористость покрытий, обусловленный взаимодействием ряда факторов, присущих ЭМН, исследовали зависимость пористости покрытий от силы разрядного тока I , усилия деформирования P и зернистости порошка A . Эти факторы оказывают наибольшее влияние на пористость покрытий. Рассматривались материалы порошков Р6М5, Р6М5Ф3 и Р6М5К5. Результаты исследований представлены на рисунке. Видно, что пористость покрытий в зависимости от технологических факторов и материала покрытий может изменяться в пределах 6...15 %.

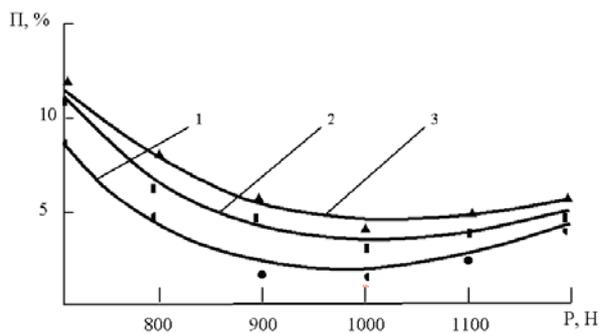
Известно [1], что по химическому составу порошки быстрорежущих сталей приближаются к магнитотвердым материалам с умеренным значением коэрцитивной силы. В кобальтовых сплавах одновременно возрастают магнитострикция и коэрцитивная сила.

При ЭМН с ППД повышается зернограницное упрочнение за счет измельчения блоков и увеличения плотности дислокаций. Аустенит в результате пластической деформации претерпевает изменения, которые в большей степени передаются мартенситу. В результате уменьшается пористость как за счет растворенного углерода в мартенсите, так и за счет дефектов строения, унаследованного мартенситом от деформированного аустенита.

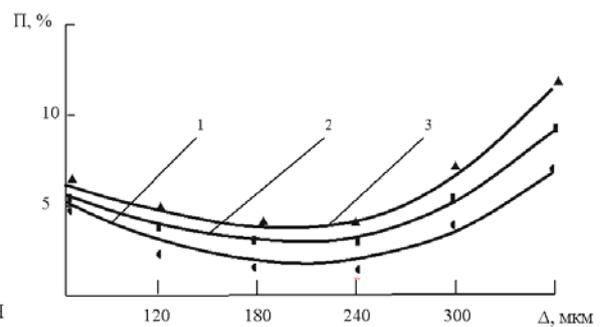
Более низкая пористость покрытия при ЭМН с ППД и трехкратного отпуска объясняется структурными изменениями. Структура покрытия перед отпуском представляет собой мартенсит, остаточный аустенит, легированные карбиды. При нагреве выше 400 °С уменьшается фазовый наклеп аустенита, вызванный ППД и возникший в силу различия объемов аустенита и мартенсита при закалке. Кроме этого, происходит выделение из мартенсита мелкодисперсных карбидов легирующих элементов. Все это приводит к уменьшению пористости, которая располагается по границам зерен и соответственно увеличению твердости.



а)



б)



в)

Зависимость пористости покрытий: от силы разрядного тока I (а), силы деформирования (б), размеров частиц ферропорошка Δ (в) при различных способах ЭМН:

1 – с ППД и трёхкратным отпуском; 2 – с ППД; 3 – без ППД

Максимальное уменьшение пористости и увеличение твердости достигается после трехкратного отпуска при температуре 560 °С, поскольку претерпевает превращение около 28 % остаточного аустенита, выделяются дисперсные карбиды MC , M_7C_3 и др. В покрытиях из порошков Р6М5К5, Р6М5К8 помимо легированных карбидов выделяются интерметаллиды, дисперсностью, превосходящие карбиды.

За счет чего покрытия из этих порошков имеют минимальную пористость и максимальную твердость.

Таким образом, пористость покрытий можно регулировать путем использования различных материалов порошка и режимов наплавки. При нанесении покрытий ЭМН на оптимальном режиме, последние имеют объемную микропористость в пределах 7...10 %, при использовании ЭМН с ППД 6...9 %, а при ЭМН с ППД и последующим трехкратным отпуском пористость покрытий уменьшается до 3...4 %.

Л и т е р а т у р а

1. Кожуро, Л. М. Обработка деталей машин в магнитном поле / Л. М. Кожуро, Б. П. Чемисов. – Минск : Наука и техника, 1995. – 232 с.

СТРУКТУРА ЛАТУННОГО ПРИПОЯ CU–ZN–NI–FE–PB–SN ПОСЛЕ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

И. В. Агунович

*Учреждение образования «Гомельский государственный
технический университет имени П. О. Сухого», Беларусь*

Научный руководитель М. Н. Верещагин

В последнее время материалы с аморфной и микрокристаллической структурой, полученные быстрой закалкой из расплава со скоростью 10^5 – 10^6 °К/с в виде порошков и дискретных волокон, находят все более широкое применение. Данный метод позволяет существенно улучшить механические свойства сплавов за счет увеличения растворимости легирующих элементов в твердых растворах, дробления структурных составляющих, образования метастабильных кристаллических и аморфных фаз [1].

Цель настоящей работы – изучение влияния условий получения на структуру и свойства быстрозакаленного сплава системы Cu–Zn–Ni–Fe–Pb–Sn.

Методика эксперимента. В качестве исходного материала для получения быстрозакаленных волокон в процессе быстрой закалки из расплава использовался сплав состава (масс. %): Cu-66,4; Zn-25,9; Ni-4,0; Fe-0,08; Pb-0,5; Sn-0,4; Al-0,2. Быстрозакаленные волокна различной толщины получали методом спиннингования расплава на цилиндрическую поверхность медного диска. Микроструктуру литых и быстрозакаленных образцов изучали на сканирующем микроскопе «Nanolab-7». Микротвердость измеряли при вдавливании алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ 3 согласно ГОСТ 9450-76.

Результаты эксперимента. Установлено [2], что введение в многокомпонентные латунные сплавы различных легирующих элементов и зная их влияние на положение границ двухфазной области $\alpha + \beta$, можно целенаправленно влиять на механические и физические свойства сплавов.

На рисунке представлена структура латунного сплава системы Cu–Zn–Ni–Fe–Pb–Sn–Al, полученного со скоростью охлаждения 10^5 – 10^6 °К/с методом спиннингования расплава.

Структура сплава может быть описана как микрокристаллическая со средним размером кристаллитов в пределах от 0,1 до нескольких нанометров. Сплав обладает высокой степенью однородности и гомогенности. Обнаружены эллипсоидальные дефекты, ориентированные своим большим размером вдоль одной оси (предположительно перпендикулярно направлению вращения диска в плоскости волокна). Рас-