

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОХРОМИСТОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ПРОЦЕССЕ СПЕКАНИЯ

Известно, что износостойкость антифрикционных спеченных материалов на железной основе может быть существенно повышена путем легирования хромом [1]. В работе [2] было показано, что введение 3-7% хрома в виде стального порошка Х30 в антифрикционные материалы на основе малоуглеродистого железа (с добавками дисульфида молибдена в качестве твердой смазки) повысило износостойкость в 2-3 раза.

Установлено, что механические и антифрикционные свойства в значительной мере зависят от температуры и продолжительности спекания, так как при этом происходит перераспределение хрома между частицами Х30 и чистым железом. Ниже приводятся некоторые результаты изучения процессов растворения хрома в железохромистых образцах, спеченных при различных температурах и выдержках. Для изготовления образцов использовался железный порошок Броварского завода в состоянии поставки. Легирование хромом проводилось введением 27% стального порошка Х30 (ГОСТ 13084-67), образцы спекались в атмосфере диссоциированного аммиака при температурах 1050, 1150 и 1250°C в течение 1-12 часов.

В процессе спекания происходило растворение хрома и образование твердого раствора. Изменение концентрации твердого раствора при высоких температурах и различных временных выдержках приводит к изменению параметра кристаллической решетки растворителя. Так, растворение хрома в железе (до 40-45%) приводит к практически линейному увеличению периода элементарной ячейки раствора. Но из-за наибольшего различия атомных диаметров (2,57 и 2,54 Å для хрома и железа соответственно) это увеличение мало и составляет 0,0005 Å на 1% (по массе) хрома [3], что предъявляет повышенные требования к точности определения параметра кристаллической решетки. Наиболее надежным является определение параметра кристаллической решетки по угловому положению центра интерференционной линии. Однако введение хрома в образец в виде частиц Х30 исключает использование этого метода. Действительно,

интерференционная линия (220) α образца из двух фаз (чистого железа и частиц X30), представляющих собой раствор замещения хрома в α -железе, является результатом наложения друг на друга интерференционных линий этих фаз (рис. I, в). Переход хрома из частиц X30 в железо приводит к сближению этих линий, но, как показывает теоретический расчет и экспериментальные данные, центр тяжести суммарной линии при этом не меняется. Определение параметра кристаллической решетки по положению вершины интерференционной линии тоже исключено вследствие неомогенности твердого раствора.

В этих условиях значительно больше информации можно получить из анализа профиля интерференционной линии. Хотя этот метод не позволяет получить количественно концентрацию твердого раствора, он может качественно характеризовать кинетику перераспределения хрома между частицами X30 и чистого железа.

Съемка проводилась на дифрактометре ДРОН-1 в железном излучении. Построение профиля интерференционной линии (220) α проводилось путем ступенчатого перемещения счетчика с набором импульсов за равные промежутки времени (метод постоянного времени счета). Угловой интервал сканирования $2 \Delta \theta$ составлял $0,1^\circ$; время набора импульсов - 40 сек. Минимальное число импульсов, набранное за это время, было не менее 10000, что составляло относительную ошибку, обусловленную статистической природой потока квантов, не более 1% (без учета потерь счета в регистрирующей аппаратуре).

На рис. I представлен профиль интерференционной линии (220) исследуемых образцов.

В малугловой части линии образца с 27% X30, подвергнутого лишь рекристаллизационному отжигу при 700°C , наблюдается дополнительный четко выраженный пик, принадлежащий линии (220) X30 (рис. I, в). В то же время совпадение углового положения пиков d_1 и d_2 с линией образца из чистого железа (рис. I, а) и четкое расщепление α -дублета указывает на отсутствие перераспределений хрома.

Двухчасовое спекание при 1050°C приводит к частичному перераспределению хрома. Часть хрома из частиц X30 переходит в железо, образуя очень неоднородный малохромистый раствор. Об этом свидетельствует уменьшение полноты расщепления α -дублета и размытие дополнительного пика, принадлежащего X30 (рис. I, г).

Увеличение времени спекания приводит к дальнейшему растворению хрома. Пик X30 не выявляется вообще, но в то же время суммарная линия имеет аномальное малоугловое размытие, что объясняется повышенным (по сравнению со средним) содержанием хрома в частицах X30 (рис. I, д).

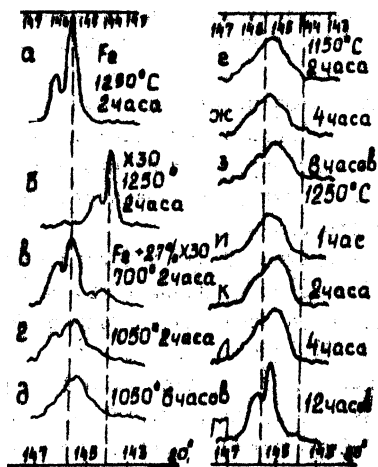


Рис. I. Изменение профиля интерференционной линии (220) α в зависимости от степени растворения хрома

Повышение температуры спекания до 1150°C интенсифицирует растворение хрома и способствует большей гомогенизации образующегося раствора. После 6-часового спекания на рентгенограмме наблюдается некоторое расщепление α -дублета, хотя сохраняющееся малоугловое размытие свидетельствует о неполном растворении хрома (рис. I, в).

Еще интенсивнее перераспределение хрома происходит при 1250°C. Уже при двухчасовом спекании характер линии (рис. I, к) аналогичен линии образца после 6-часового спекания при 1150°C. С увеличением продолжительности спекания гомогенность раствора растет. Но даже 12-часовой выдержки недостаточно для

полной гомогенизации. Хотя на интерференционной линии наблюдается довольно четкое расщепление α -дублета и малоугловое размытие отсутствует (рис. I, м), в то же время междулинейное расстояние $\Delta \theta = 2\theta \alpha_2 - 2\theta \alpha_1$ меньше, чем в неспеканном железе с X30 (0,50 и 0,77° соответственно), что может быть объяснено только негомогенностью твердого раствора. Об этом же свидетельствует и некоторое различие микротвердости участков, принадлежащих частицам α -железа и X30 (α -Fe - 140 кг/мм², X30 - 180 кг/мм² соответственно).

Л и т е р а т у р а

1. Т и т а р е н к о С. В. и др. "Порошковая металлургия", № 10, 1971.

2. Р а н о в с к и й В. С. , Р а н о п о р т Л. А. , Ш м а г и н Л. М. Прогрессивные способы изготовления металлокерамических изделий. Минск, "Полымя". 1971.

3. У м а н с к и й Я. С. Рентгенография металлов и полупроводников. Металлургиздат, М., 1969.