

## К ВОПРОСУ ЛЕГИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА ХРОМОМ В ПРЕССОВКАХ ИЗ КОМПОЗИЦИИ ЖЕЛЕЗО-Х30

Л.Ф.Керженцева, Е.В.Звонарев,  
М.Я.Куцер

Высокие требования, предъявляемые современным машиностроением к конструкционным материалам, в том числе и к металлокерамическим, вызывают необходимость широко использовать процесс их легирования.

В настоящей работе изучался процесс легирования железа хромом в композиции железо-Х30. Основа состояла из железного порошка марки ПЖМ2, содержащего 0,9% кислорода и 0,17-0,19% углерода. Хром вводился в шихту в виде порошка высоколегированной стали ПХ30 в количестве 20%. Содержание хрома и углерода в порошке ПХ30 равнялось соответственно 28,15 и 0,20%. Смешивание исходных материалов производилось в течение 6 часов. Исследуемые образцы, спрессованные при давлении 10 т/см<sup>2</sup>, имели пористость 11,5%. Спекание прессовок производилось при температурах 850, 950, 1050, 1150° в течение 1,5 часов и при 1250° в течение 0,75; 1,5; 3; 6 и 12 часов в атмосфере диссоциированного аммиака с точкой росы -30°. После спекания образцы подвергались отжигу при температуре 750° в течение 3 часов.

По данным химического анализа в прессовках после спекания содержалось 0,17-0,19% С<sub>общ</sub>. Степень растворимости частиц Х30 в железе оценивалась с помощью микроанализа и результатов измерения микротвердости.

Исследования показали, что при температурах спекания 850° и 950° (рис. 1,а) не происходит заметного растворения частиц Х30 в  $\gamma$  - железе, что, вероятно, связано с наличием устойчивой окисной пленки на частицах порошка Х30. При данных режимах микротвердость ферритных участков составляет 117 кг/мм<sup>2</sup>, а частиц Х30, очерченных окисной пленкой, - 370 кг/мм<sup>2</sup>. По границам зерен частиц можно обнаружить в небольшом количестве округлые, мелкие карбиды хрома, появление которых, очевидно, следует связывать с наличием углерода в частицах Х30.

Последующий после спекания "смягчающий" отжиг брикетов приво-

дит к перераспределению углерода как между железной основой, так и в самой частице. В результате отжига частицы X30 представляют собой сорбитные участки с карбидной сеткой по границам зерен (рис. I, б). Сорбитообразный перлит образуется за счет углерода, содержащегося в частице, а также за счет его притока из  $\gamma$  - железа. Хром в некоторой степени связывает углерод в специальные карбиды, имеющие микротвердость 450-500 кг/мм<sup>2</sup>, и частично легирует сорби-

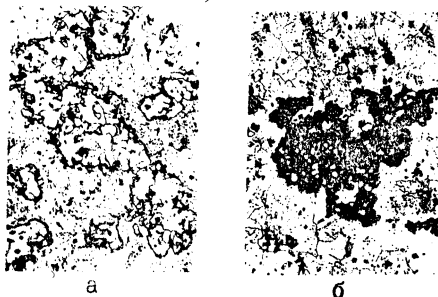


Рис. I.

Микроструктура железохромового сплава (x200):  
 а - после спекания (950°; 1,5 часа); б—после спекания (950°; 1,5 часа) и последующего отжига (750°; 3 часа)

тообразный перлит, образуя сложные железохромовые карбиды. Микротвердость сорбитообразного перлита составляет 300 кг/мм<sup>2</sup>. В результате диффузии углерода из  $\gamma$  - железа в частицу X30 микротвердость железной основы снижается до 100 кг/мм<sup>2</sup>.

В процессе спекания при температуре 1050° хром начинает растворяться в  $\gamma$  - железе, о чем свидетельствует появление вокруг частиц сорбитной оторочки, легированной хромом (рис. 2, а), и происходит изменение микротвердости отдельных составляющих рассматриваемой системы. Микротвердость основы повышается и становится равной 125 кг/мм<sup>2</sup>, а микротвердость частиц снижается до 350 кг/мм<sup>2</sup>.

Образование сорбитной оторочки является результатом перераспределения углерода в  $\gamma$  - железе под влиянием хрома. Известно, что хром относится к числу карбидообразующих элементов, понижающих термодинамическую активность углерода. Гетерогенную систему железохромовую можно представить как разнородные объемы твердого раствора, характеризующиеся неравенством концентраций карбидообразующего элемента. В этой системе возникают, вероятно, два встречных потока. Углерод из  $\gamma$  - железа диффундирует в сторону

высокохромовой частицы, что приводит к образованию легированного хромом сорбита вокруг частиц. Хром мигрирует в обратном направлении, легируя железную основу. Микротвердость сорбитной оторочки составляет  $268 \text{ кг/мм}^2$ . Отжиг вызывает перераспределение углерода в  $\gamma$ -железе, в результате чего высокохромистые участки, обогащаясь углеродом, становятся сорбитообразными с выделением небольшого количества карбидов хрома в виде округлых мелких включений.

При температуре  $1150^\circ$  происходит более интенсивное растворение частиц X30 в  $\gamma$ -железе, что накладывает определенный отпечаток на микроструктуру исследуемого материала. В частицах появляются обособленные небольшие участки диффузионной пористости, сорбитная оторочка расширяется (рис. 2,б), ее микротвердость снижается до  $245 \text{ кг/мм}^2$ . Изменения, наблюдаемые в микроструктуре и ширине оторочки, вероятно, связаны как с более интенсивным процессом диффузии хрома в  $\gamma$ -железе, так и со значительным растворением железохромовых карбидов при температуре  $1150^\circ$ . Следствием протекания указанных процессов является легирование железной основы хромом и повышение ее микротвердости до  $138 \text{ кг/мм}^2$ .

Характер микроструктуры образцов, спеченных при температуре  $1250^\circ$  в течение 1,5 часа, существенно не отличается от структуры после спекания при температуре  $1150^\circ$ . Однако микротвердость структурных составляющих изменяется в связи с более активным протеканием диффузионных процессов. Так, микротвердость хромистой частицы падает до  $190 \text{ кг/мм}^2$ , сорбитной оторочки - до  $220 \text{ кг/мм}^2$ , а твердость железной основы в результате растворения хрома возрастает и становится равной  $140 \text{ кг/мм}^2$ .

Увеличение времени выдержки при высокотемпературном спекании ( $1250^\circ$ ) интенсифицирует процесс растворения хрома. Спекание в течение 6 часов вызывает увеличение размеров высокохромистых частиц - частицы расплываются, дробятся, в них появляются сорбитные участки. Частица (рис. 2,в) приобретает вид крупного сорбитообразного участка с зернами, отличающимися повышенной концентрацией хрома в центре. Диффузионные поры укрупняются, образуют сплошные прослойки или разорванную цепочку. Микротвердость легированной ферритной основы повышается до  $145 \text{ кг/мм}^2$ . Отжиг прессовок исследуемого состава приводит к выделению карбидной фазы в виде очень мелких включений на обогащенных хромом участках. Наличие сравнительно небольшого количества карбидной фазы свидетельствует о значительном растворении хромистых частиц в  $\gamma$ -железе.

Выдержка образцов в течение 12 часов способствует исчезновению сорбитных оторочек, поскольку при такой выдержке частицы X30 почти полностью растворяются в железе. Микроструктура образца представляет собой легированный хромом феррит и участки диффузионной пористости в виде цепочек и крупных пор с незначительным выделением очень мелких железохромовых карбидов (рис. 2, г). Местами в феррите попадаются сорбитные зерна. На участках бывших частиц X30 в

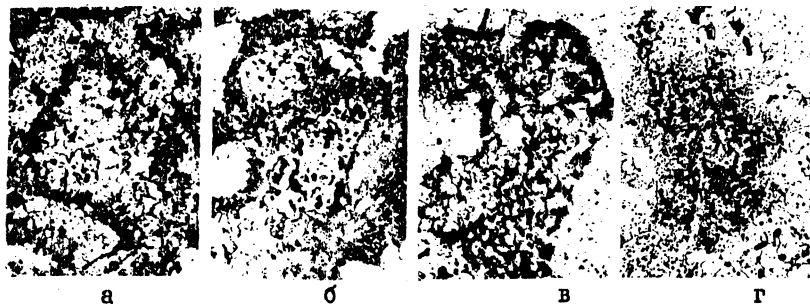
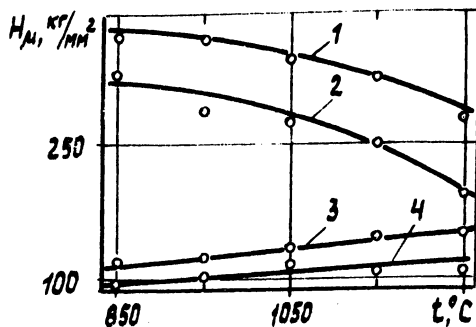


Рис. 2.

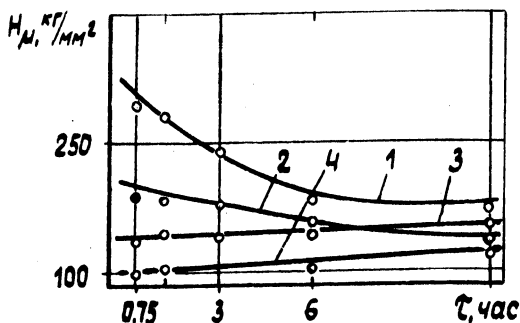
Микроструктура железохромового сплава после спекания (x200):  
 а - 1050° (1,5 часа); б - 1150° (1,5 часа); в - 1250° (6 часов);  
 г - 1250° (12 часов).

небольшом количестве выделяется мелкодисперсная карбидная фаза. Последнее свидетельствует о неполном завершении процесса растворения хрома в железе. Микротвердость бывших высокохромистых частиц, равная 150 кг/мм<sup>2</sup>, несколько превышает микротвердость легированного феррита, равную 142 кг/мм<sup>2</sup> (рис. 3, а, б). Таким образом, длительная выдержка при температуре спекания 1250° приводит к интенсивному растворению хрома и сложных железохромовых карбидов в  $\delta$ -железе. В результате этого происходит легирование аустенита и выравнивание его химического состава. Отжиг способствует диффузии углерода в участки, обогащенные хромом, вызывая выделение мелкодисперсной фазы на этих участках в более значительном количестве, чем в процессе спекания.

Как отмечалось, процесс растворения высокохромистых частиц сопровождается образованием диффузионной пористости в местах их расположения. Причем более полное завершение процесса растворения частиц, обусловленное повышением температуры спекания или увеличением времени выдержки, способствует лучшему проявлению эффекта формирования пор. Это выражается в увеличении количества пор, их укрупнении, образовании широких пористых извилин. По-видимому, при



а



б

Рис. 3.

Температурная (а) и временная (б) зависимости микротвердости структурных составляющих железохромового сплава: 1 - частица X30 после спекания; 2 - то же после отжига; 3 - ферритная основа после спекания; 4 - то же после отжига.

растворении высокохромистых частиц в  $\gamma$ - железе имеет место эффект Киркендалла. Систему железо-X30 можно рассматривать как диффузионную пару. Спекание при температуре существования  $\gamma$ - железа вследствие высокой растворимости хрома в нем сопровождается длительным контактом  $\gamma$ - железа и хрома. В результате этого из высокохромистой частицы X30 в  $\gamma$ - железо идет более мощный поток атомов хрома, чем поток атомов железа из  $\gamma$ - твердого раствора в обратном направлении. Частица X30 пересыщается вакансиями, что приводит к образованию диффузионной пористости.

Таким образом, растворение высокохромистых частиц X30 в  $\gamma$  - железе сопровождается образованием диффузионной пористости в местах расположения частиц. Наличие углерода в железном порошке препятствует равномерному растворению в нем хрома. Поэтому для получения однородной структуры твердого раствора хрома в железе необходимо по возможности снизить концентрацию углерода в исходных материалах.