

К ВОПРОСУ ИССЛЕДОВАНИЯ ОБЪЕМНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ
ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ $Fe - Cr_3C_2$

Известно, что образцы из смеси порошков железа и Cr_3C_2 при спекании увеличиваются в объеме [1]. Авторы указанной работы вводили не более 7 вес.% карбида хрома. Такого количества Cr_3C_2 для получения металлокерамической инструментальной стали недостаточно. Однако увеличение содержания карбидной составляющей ухудшает деформируемость заготовок. Как показали предварительные исследования, оптимальной добавкой Cr_3C_2 , обеспечивающей удовлетворительные деформативные свойства при обратном холодном выдавливании в спеченном состоянии, являются 10 вес. %.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании характера объемных изменений, происходящих при спекании порошковой композиции $Fe - 10 \text{ вес. \% } Cr_3C_2$. Для сравнения брали железо без карбидов. На спеченных в интервале 850-1300°C образцах определяли величину относительного объема $\frac{\Delta V}{V}$. Кинетику линейных изменений изучали dilatометрическим методом при непрерывном и изотермическом спекании. Усадка оценивалась по относительному изменению высоты ($\frac{\Delta h}{h}$) образцов.

Установлено, что для порошкового железа характерно уменьшение величины относительного объема $\frac{\Delta V}{V}$ примерно вдвое по мере повышения температуры от 850 до 1300°C. С введением 10% орторомбического карбида хрома происходит рост спеченных образцов. Относительный объем во всем исследованном интервале температур непрерывно увеличивается и особенно резко - после спекания при 1250 и 1300°C, так что сплошность образцов нарушается, на поверхности их появляется сетка поперечных трещин. Величина $\frac{\Delta V}{V}$ железокарбидной композиции, спеченной при 1300°C, возрастает примерно в 10 раз против спекания при 850°, относительная плотность снижается примерно на 7%.

Dilatометрические кривые в координатах относительное изменение высоты образца - температура при непрерывном нагреве опытных составов представлены на рис.1. В начальной стадии спекания ход кривых для железа и композиции $Fe - 10\% Cr_3C_2$ аналогичен, что

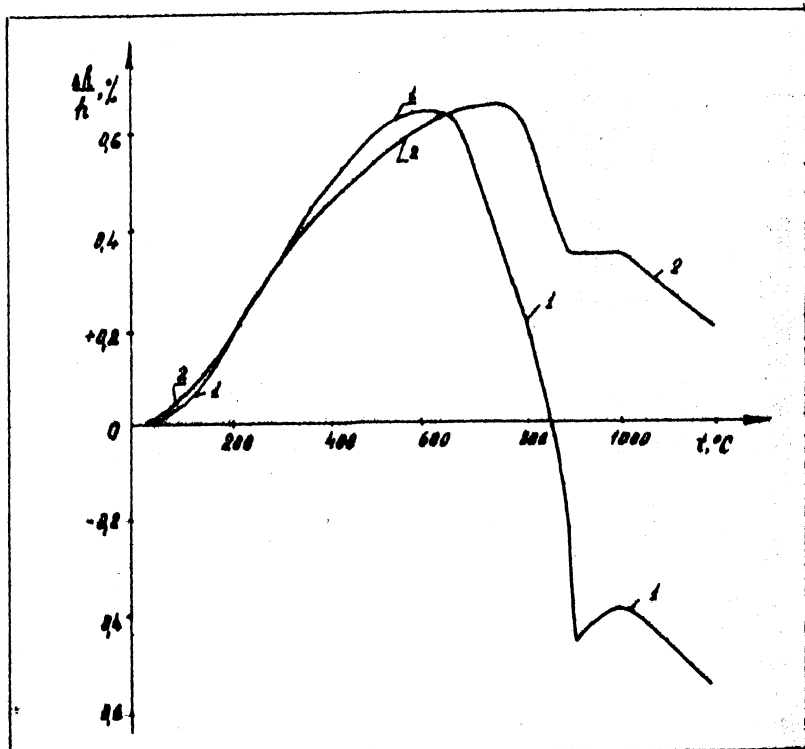


Рис.1. Зависимость относительной высоты образцов из железного порошка (1) и композиции Fe - 10% Cr₃C₂ (2) от температуры нагрева

обусловлено снятием напряжений, оставшихся после прессования, и термическим расширением [2]. Однако рост образцов железокарбидной композиции, продолжается до более высокой температуры. Дальнейший нагрев вызывает сокращение линейных размеров образцов обоих составов, т.е. усадку, которая в железе протекает более интенсивно, так что кривая проходит через нуль. Усадка продолжается до температуры фазовой перекристаллизации $\alpha \rightarrow \gamma$ железа. При температуре перехода $\alpha \rightarrow \gamma$ ($900-910^\circ\text{C}$) наблюдается дополнительное уплотнение образцов железа. Для железокарбидной композиции превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ протекает в области положительных значений $\frac{\Delta h}{h}$. С повышением температуры примерно до 1000°C усадка железа несколько уменьшается. Образцы из $\text{Fe} - \text{Cr}_3\text{C}_2$ после превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ не испытывают роста: относительная высота характеризуется постоянной величиной и выражается горизонтальным участком кривой $\frac{\Delta h}{h} - t$. Дальнейший нагрев (до 1200°C) способствует интенсификации процессов диффузии и усадки в области существования $\gamma - \text{Fe}$ как для железа, так и $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$. Однако в последнем случае эффект усадки меньше и кривая располагается выше оси абсцисс.

Изменение линейной усадки образцов железа и $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ при изотермическом спекании показано на рис.2. Из графика видно, что усадка во времени образцов железа начинается практически с 700°C , образцов $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ - с 800°C . Кривые $\frac{\Delta h}{h} - \tau$ соответственно при 600 и 700°C не имеют наклона, что свидетельствует о неизменности линейных размеров в течение двухчасового спекания. Усадка железа, начиная с 700°C и далее при каждой исследованной температуре, имеет затухающий характер: в начальный период спекания идет с максимальной скоростью, затем скорость падает. Образцы железокарбидной композиции при температуре 800 и 900°C испытывают небольшое уменьшение высоты с течением времени, и лишь нагрев до 1000°C несколько интенсифицирует усадку, которая остается меньше, чем в случае железа без карбидов. Следует отметить, что все кривые усадки для композиции $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ лежат выше нулевой линии.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при спекании композиции $\text{Fe} - 10\% \text{Cr}_3\text{C}_2$ одновременно происходят процессы как способствующие усадке и сокращению объема образцов, так и тормозящие усадку и приводящие к увеличению объема, причем последние

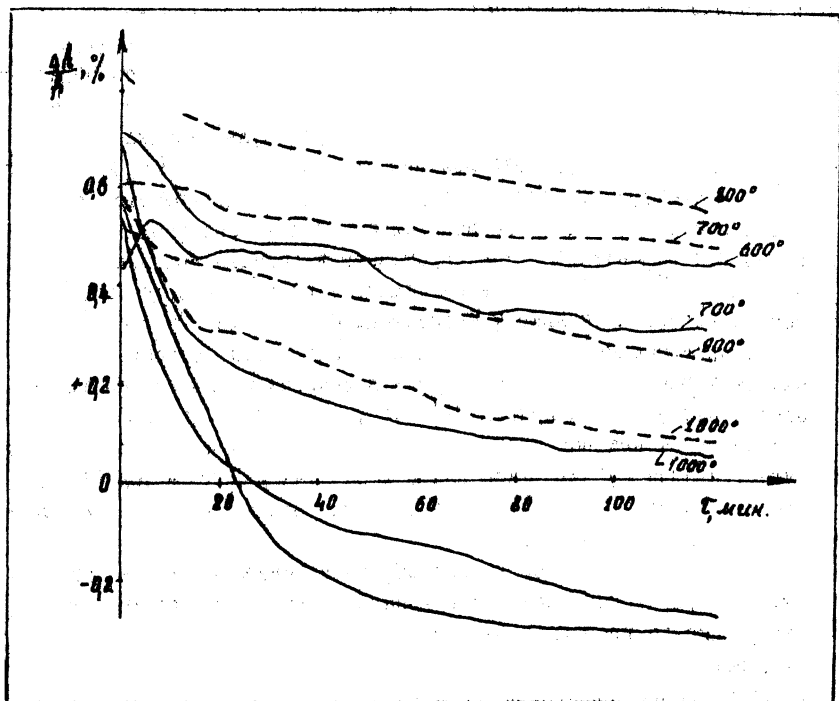


Рис.2. Зависимость относительной высоты образцов из железного порошка (сплошные линии) и композиции Fe-10% Cr₃C₂ (штриховые линии) от времени изотермической выдержки при различных температурах спекания.

превалируют. Спекание образцов железокарбидной композиции сопровождается растворением Cr₃C₂ и образованием твердого раствора хрома и углерода в железе, что накладывает определенный отпечаток на характер объемных изменений. Повышение концентрации углерода в твердом растворе способствует усилению самодиффузии железа [3], следовательно, усадке последнего. Это, очевидно, компенсирует уменьшение усадки, свойственное железу после $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации и ведет к сокращению размеров в области γ -фазы (рис.1, кривая 2). С другой стороны, хром, повышая энергию акти-

вазии самодиффузии железа и углерода [4], тормозит усадку железной матрицы при γ -фазном спекании. Отрицательное влияние хрома оказывается более сильным.

Образование твердого раствора углерода и хрома в железе связано с увеличением параметра решетки последнего за счет равенности атомных диаметров растворителя и растворенных элементов. Это ведет к появлению внутренних напряжений. П рода и, вероятно, к изменению размеров частиц порошка. В результате "давления кристаллизации" [5], создаваемого образующимися кристаллами твердого раствора, возникают распирающие усилия, которые разрушают межчастичные контакты и способствуют росту образца.

Таким образом, при спекании порошковой композиции Fe-Cr₃C₂ с 10% карбидов наблюдается рост образцов, сопровождающийся в случае высоких температур их растрескиванием. В связи с этим следует снизить содержание Cr₃C₂, а недостаток по хрому и углероду компенсировать введением других хром- и углеродсодержащих добавок.

Л и т е р а т у р а

1. Р а д о м ы с е л ь с к и й И.Д., Д и м ч е н к о В.А. "Порошковая металлургия", №9, 1969.
2. Ф е д о р ч е н к о И.М. Журнал технической физики, 1956, т.26, в.9, с.2067-2075.
3. Г р у з и н П.Д., К о р н е в Ю.В., К у р д ю м о в Г.В. ДАН СССР, 1951, т.80, №1, с.49.
4. К р и с т а л М.А. Диффузионные процессы в железных сплавах, М., "Металлургиздат", 1963.
5. Р а у б Э., Ц д а т е В.Сб. "Проблемы современной металлургии", М., ИЛ, 1952, с.102-111.