

резкое увеличение скорости окисления титановых сплавов во время $\alpha \rightleftharpoons \beta$ -превращений. Такая активация обусловлена разрыхлением решетки в момент фазовых превращений, что приводит к катастрофическому росту скорости диффузии по внутренним дефектам и границам субзерен сплава. Таким образом, обнаруженное в нашем случае резкое увеличение скорости горения при изменении фазового состава можно рассматривать как эффект разупорядочения при горении сплавов в азоте.

Высокая скорость азотирования σ -(Fe—V) в момент фазового превращения обеспечивает образование в волне горения однородных твердотельных капель, состоящих из мелких частиц δ -нитрида ванадия и расплавленного α -железа. Во фронте горения силы поверхностного натяжения успевают стягивать эти капли в однородный слой, который при остывании образует продукт на основе σ -(Fe—V). Существование достаточной доли жидкости в волне горения и диспергированных до высокой степени твердых компонентов обеспечивает получение в волне горения продуктов с низкой пористостью. Механизм горения α -(Fe—V) в азоте и закономерности формирования конечной структуры продукта аналогичны механизму горения чистого ванадия [3, 4].

В заключение заметим, что аналогичные результаты по влиянию фазового перехода в твердом теле на скорость горения получены при сжигании в азоте системы Ni—V, которая также имеет упорядоченную σ -фазу.

Поступила в редакцию 26/IV 1983

ЛИТЕРАТУРА

1. А. Г. Мержанов, И. П. Боровинская. Докл. АН СССР, 1972, 204, 2.
2. А. Н. Питюлин. Канд. дис. ОИХФ АН СССР, 1980.
3. Ю. М. Максимов, М. Х. Зиятдинов, Л. Г. Расколенко и др. ФГВ, 1979, 15, 3.
4. Л. Г. Расколенко, Ю. М. Максимов, О. К. Ленакова и др. Порошковая металлургия, 1979, 2.
5. А. К. Филоненко, В. И. Вершинников. ФГВ, 1975, 11, 3.
6. С. С. Кипарисов, Ю. В. Левинский. Внутреннее окисление и азотирование сплавов. М.: Металлургия, 1979.
7. Окисление металлов/Под ред. Бенара. М.: Металлургия, 1960.
8. Р. Ф. Войтович, Э. И. Головки. Высокотемпературное окисление металлов и сплавов. Киев: Наукова думка, 1980.
9. А. Е. Вол. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 2. М.: Физматгиз, 1962.
10. Р. П. Эллиот. Структуры двойных сплавов. Т. 1. М.: Металлургия, 1970.
11. А. Н. Гальперин, Ю. Р. Колесов, Н. А. Зеленев. Измерительная техника, 1974, 4.
12. Г. В. Самсонов, И. М. Виноцкий. Тугоплавкие соединения. М.: Металлургия, 1976.
13. Ю. М. Максимов, А. Г. Мержанов, А. Т. Пак и др. ФГВ, 1981, 17, 4.
14. А. П. Алдушин, Т. П. Ивлева, А. Г. Мержанов и др.— В кн.: Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка, 1975.
15. Ю. В. Ефимов, В. В. Барон, Е. М. Савицкий. Ванадий и его сплавы. М.: Наука, 1969.
16. В. Хагель.— В кн.: Интерметаллические соединения. М.: Металлургия, 1970.
17. Ю. Д. Третьяков. Твердофазные реакции. М.: Химия, 1978.

СИНТЕЗ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО — ТИТАН

Г. А. Прибытков, А. А. Семенова, В. И. Игин

(Томск)

Интерметаллическое соединение Fe—Ti поглощает значительное количество водорода и обратимо выделяет его при нагреве до относительно невысоких температур. Оно используется в качестве аккумулятора водорода в водородной энергетике и, вероятно, в ближайшее время резко увеличится потребность в этом сплаве.

Известно, что при производстве гидридов спекшиеся интерметаллиды обладают рядом преимуществ по сравнению с литыми [1, 2]. Поэтому получение соединения железо — титан методами порошковой металлургии, в частности синтезом в режиме горения, представляет интерес для исследований.

Цель настоящей работы — исследование закономерностей горения смесей порошков титана и железа и получение интерметаллических соединений системы Fe—Ti.

Поскольку эта система слабоэкзотермическая ($\Delta H_{\text{FeTi}} \approx 7,3$ ккал/моль, $\Delta H_{\text{Fe}_2\text{Ti}} \approx 6,4$ ккал/моль), провести синтез в смеси порошков при комнатной температуре не удалось, и для возбуждения синтеза повышали начальную температуру (T_n) процесса (осуществляли предварительный нагрев смеси) [3].

Минимальную начальную температуру процесса оценивали в предположении, что синтез в смеси порошков возможен, когда адиабатическая температура горения равна или выше температуры плавления эвтектики на диаграмме Fe—Ti ($\sim 1085^\circ\text{C}$). Адиабатические температуры горения, рассчитанные при разных начальных температурах по методике [4]:

$T_0, ^\circ\text{C}$	700	750	800	850	900	950
$T_{\text{ад}}^{\text{FeTi}}, ^\circ\text{C}$	1086	1123	1154	1205	1311	1323
$T_{\text{ад}}^{\text{Fe}_2\text{Ti}}, ^\circ\text{C}$	974	1016	1063	1123	1160	1193

Видно, что для проведения синтеза FeTi необходим нагрев смеси порошков до 700°C , а для Fe₂Ti — до 800°C . Поэтому в дальнейшем эксперименты проводили при начальных температурах выше названных.

Порошки железа карбонильного особо чистого марки А и титана сушили в вакуумном сушильном шкафу ВШ-0,035М при $70\text{—}80^\circ\text{C}$ в течение 4—5 ч. Смешивание составов Fe—46,17% Ti (стехиометрия FeTi) и Fe — 30,01% Ti (стехиометрия Fe₂Ti) проводили всухую 6 ч. Из смеси прессовали цилиндрические образцы диаметром 2 и высотой 1,5—2,5 см с различной начальной пористостью. Методика исследования полностью соответствовала описанной в [5].

Предварительные опыты показали, что минимальная температура, необходимая для горения состава Fe — 46,17% Ti, зависит от марки титанового порошка. Смесей с титаном марки ПТЭМ-1 удалось воспламенить при 600°C , а ПТМ и ПТОМ — при 650 и 700°C соответственно, несмотря на то, что порошки марок ПТМ и ПТОМ мельче, чем ПТЭМ-1. Лучшую реакционную способность порошка марки ПТЭМ-1 можно объяснить меньшим содержанием в нем примесей (особенно кислорода). Поэтому при исследовании закономерностей горения использовали только титановый порошок марки ПТЭМ-1.

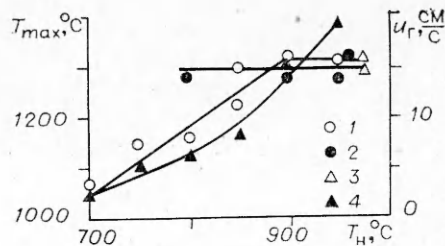
Поскольку скорость и максимальная температура горения состава Fe — 46,17% Ti практически не зависят от начальной пористости в интервале 20—40%, для дальнейших экспериментов использовали образцы с начальной пористостью примерно 40%.

Начальную температуру процесса меняли от 700 до 950°C для состава Fe — 46,17% Ti и $800\text{—}960^\circ\text{C}$ для состава Fe — 30,1% Ti. Ниже этих интервалов температур провести синтез в режиме горения не удалось, а выше — смеси самовоспламенялись и синтез соединений происходил в режиме теплового взрыва.

Анализ результатов (см. рисунок) показал, что можно выделить две области зависимости максимальной температуры горения T_{max} от T_n ; скорость горения при этом монотонно повышается с ростом T_n :

1) температура горения растет с T_n , при этом она превышает температуру плавления эвтектики и остается ниже точек плавления реагентов. В соответствии с существующими представлениями механизм горе-

Зависимость максимальной температуры (1, 2) и скорости (4) от начальной температуры для составов Fe — 46,17% Ti (1, 4) и Fe — 30,01% Ti (2) (3 — соответствует самовоспламенению составов).



ния определяется реакционной диффузией на границе раздела твердые реагенты — расплав;

2) температура горения не меняется с ростом T_n и равна 1320°C .

Для состава Fe — 46,17% Ti наблюдали обе области, для состава Fe — 30,1% Ti — только область 2. При этом рентгенофазовый анализ продуктов синтеза показал, что конечные продукты, полученные методом СВС, являются практически однофазными интерметаллическими соединениями FeTi и Fe₂Ti.

Таким образом, фазовый переход в зоне реакции (область 2) при горении названных составов совпадает с точкой распада фазы FeTi (фаза Fe₂Ti стабильна вплоть до 1530°C , после чего происходит конгруэнтное плавление).

По аналогии с [6], где подобный результат наблюдали для составов со стехиометрией Cu₂Al и Cu₃Al, образующаяся путем реакционной диффузии фаза FeTi распадается на фазу Fe₂Ti + жидкость. Этот процесс требует затрат тепла, поэтому закономерности горения могут соответствовать модели высокотемпературного плавления или диссоциации.

Следует отметить, что для объяснения полученных результатов можно использовать представления [7], согласно которым, стадия, лимитирующая распространение волны горения, связана с процессами растворения компонентов в эвтектическом расплаве и кристаллизации продукта, которые развиваются в зоне реакции. При этом для состава Fe — 46,17% Ti фаза FeTi является конечным продуктом, а для состава Fe — 30,01% Ti — промежуточным. Конечный продукт Fe₂Ti образуется в зоне догорания при взаимодействии промежуточного продукта FeTi с железом.

Решить вопрос о лимитирующей стадии предполагается в дальнейшем с помощью структурного исследования зоны реакции.

Поступила в редакцию 3/VI 1983

ЛИТЕРАТУРА

1. М. М. Антонова и др. Изв. АН СССР. Неорган. материалы, 1970, 15, 11, 1939.
2. С. Н. Ендржевская и др. Порошковая металлургия, 1982, 11, 39.
3. Ю. С. Найбороденко, В. И. Итин, В. П. Ушаков и др. Бюл. изобретений, 1974, 11, 36.
4. Н. П. Новиков, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов. — В кн.: Процессы горения в химической технологии и металлургии. Черноголовка, 1975.
5. А. Д. Братчиков, А. Г. Мержанов, В. И. Итин и др. Порошковая металлургия, 1980, 1, 7.
6. В. И. Итин, А. Д. Братчиков, А. В. Ленинских. ФГВ, 1981, 17, 5, 31.
7. Е. А. Некрасов, Ю. М. Максимов, А. П. Алдушин. ФГВ, 1981, 17, 2, 35.