

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Mn-Al-C

В последнее время в зарубежных изданиях появляется все больше сообщений об исследованиях сплавов системы Fe-Mn-Al-C. Хотелось бы привлечь к ним внимание наших исследователей, так как сплавам этой системы принадлежит будущее. Они в некоторых случаях могут в полной мере заменить хромоникелевые стали, а иногда даже превзойти их и в то же время имеют низкую стоимость за счет отсутствия в их составе никеля и хрома.

Сплавы этой системы, обладая низкой плотностью, могут найти применение в авиа- и автомобилестроении в качестве высокопрочного конструкционного материала; как жаростойкие материалы в качестве арматуры термических печей; в агрессивных средах в качестве коррозионно-стойкого материала; как материал, обладающий высокой прочностью и достаточно высокой пластичностью при криогенных температурах.

Анализируя публикации по разработке сплавов системы Fe-Mn-Al-C и исследованию их свойств, можно сделать вывод, что выбор химического состава сплавов для различных применений ведется интуитивно или полагаясь на разрез тройной системы Fe-Mn-Al. При введении углерода в тройную систему не только смещаются линии существующих превращений, но и появляются новые превращения. Следовательно, для научно обоснованного выбора составов сплавов и назначения термообработки необходимы диаграммы состояния четверной системы Fe-Mn-Al-C. Данная работа посвящена построению разрезов этой системы. Исследовались сплавы с фиксированным содержанием алюминия (8 %) и марганца (20 и 25 %) с изменением содержания углерода от 0,4 до 1,4 %. Химический состав сплавов приведен в табл. 1.

В качестве шихтовых материалов использовались армко-железо марки 10895 (99,9 %), алюминий А-995 (99,995 %), марганец электролитический МР00 (99,85 %) и синтетический чугуи (науглероженное армко-железо).

Плавки производились в высокочастотной печи типа ИСВ в тиглях из Al_2O_3 под нейтральной (аргон) атмосферой. Сплавы развесом 0,5 кг залива-

Табл. 1. Химический состав исследуемых сплавов

Номер плавки	Содержание элементов, % (по массе)				Номер плавки	Содержание элементов, % (по массе)			
	C	Al	Mn	Fe		C	Al	Mn	Fe
1	0,4	8	20	Ост.	9	0,4	8	25	Ост.
2	0,5	8	20	То же	10	0,5	8	25	То же
3	0,6	8	20	"	11	0,6	8	25	"
4	0,7	8	20	"	12	0,7	8	25	"
5	0,8	8	20	"	13	0,8	8	25	"
6	1	8	20	"	14	1	8	25	"
7	1,2	8	20	"	15	1,2	8	25	"
8	1,4	8	20	"	16	1,4	8	25	"

лись в металлический подогретый кокиль. Затем отливки проковывались в прутки \varnothing 12 мм, из которых изготавливались образцы для дальнейших исследований.

Для построения диаграммы состояния использовался структурно-закалочный метод. Образцы были вакуумированы в кварцевых ампулах и выдержаны перед закалкой при температурах 1400, 1275, 1150, 1025 и 900 К в течение соответственно 15, 30, 65, 100 и 250 ч. Ампулы, образцы в которых закаливались с более низких температур, проходили все стадии нагрева при высоких температурах с сокращением времени выдержки до 3...4 ч.

Идентификация фаз производилась при помощи микро- и рентгеноструктурного анализа, а также анализа твердости и микротвердости. Рентгеноструктурный анализ и замер микротвердости производились выборочно для уточнения фаз.

Преобразования в исследуемых сплавах изучались в интервале температур 1400...900 К (1122...622 °С).

Рассмотрим разрез Fe – 20 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C.

В сплавах, содержащих 0,4...0,5 % C, при 1400 К образуется двухфазная структура $\alpha + \gamma$. Причем с понижением температуры содержание α -фазы увеличивается, а с повышением концентрации углерода – уменьшается. Такая структура сохраняется до 1025 К, ниже этой температуры начинает выделяться железоалюминиевый карбид $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$, и сплавы при 900 К становятся трехфазными: $\alpha + \gamma + k$. Карбид образуется в пределах ферритного зерна в контакте с аустенитом, т. е. для этого необходим алюминий, который в избытке находится в феррите, и углерод, наибольшее содержание которого имеет место в аустените. Ниже 1025 К начинается эвтектоидный распад аустенита.

При введении в сплавы 0,6 % C и более они приобретают при 1400 К однофазную аустенитную структуру. В сплавах с 0,6 и 0,7 % C эта структура сохраняется до 1275 К, а ниже начинает выделяться феррит. Структура $\alpha + \gamma$ сохраняется до 1025 К, ниже этой температуры, как и в предыдущих двух сплавах, выделяется k -фаза, и сплавы становятся трехфазными: $\alpha + \gamma + k$. При этом содержание k -фазы с повышением концентрации марганца увеличивается.

Сплавы с 0,8 и 1 % C – гомогенные аустенитные от 1400 до 1150 К, а с понижением температуры до 1025 К приобретают трехфазную структуру: $\alpha + \gamma + k$. Но если в сплаве с 0,8 % C ниже 1150 К предварительно выделяется феррит, то в сплавах с 1 % C ниже этой температуры сначала выделяется железоалюминиевый карбид и только затем происходит эвтектоидный распад аустенита. Таким образом, точка эвтектоидного распада аустенита находится между двумя этими составами.

При увеличении содержания углерода до 1,2 ... 1,4 % сплавы имеют аустенитную структуру только при 1400...1275 К, ниже этого температурного интервала из γ -твердого раствора начинает выделяться k -фаза, и они приобретают двухфазную структуру: $\gamma + k$. В сплавах с 1,2 % C в основном по границам аустенита выделяются крупные зерна k -фазы, а с повышением содержания углерода до 1,4 % увеличивается содержание k -фазы по границам и начинается ее выделение по зерну. Ниже 1150 К начинается эвтектоидный распад аустенита, и при 1025...900 К сплавы имеют трехфазную структуру: $\alpha + \gamma + k$. Распад начинается на границах зерен, а в поле аустенита выпадает k -фаза в дисперсном виде. Содержание распавшегося аустенита с понижением температуры уве-

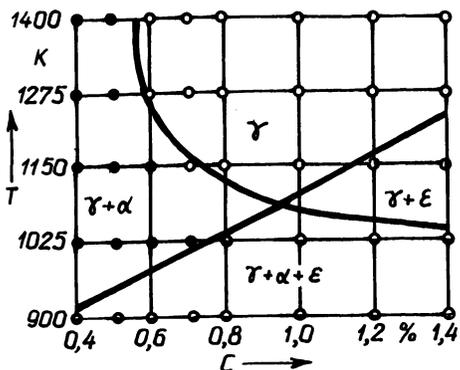


Рис. 1. Политермический разрез Fe – 20 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C

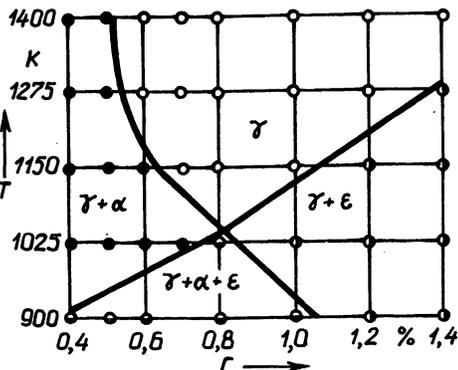


Рис. 2. Политермический разрез Fe – 25 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C

личивается и уменьшается с повышением концентрации углерода. С понижением температуры также возрастает дисперсность выделений k -фазы в аустените.

По результатам микроструктурного анализа построен политермический разрез. Он состоит из четырех фазовых областей: γ ; $\alpha + \gamma$, $\gamma + k$ и $\alpha + \gamma + k$ (рис. 1).

Рассмотрим разрез Fe – 25 % Mn – 8 % Al – 0,4...1,4 % C.

С увеличением концентрации в сплавах марганца до 25 % характер структурных превращений с изменением температуры сохраняется и поэтому политермический разрез меняется незначительно. В нем остаются те же фазовые области: γ , $\alpha + \gamma$, $\gamma + k$ и $\alpha + \gamma + k$ (рис. 2).

В данном разрезе линия выделения α -фазы смещается в сторону с меньшим содержанием углерода, несколько повышается температура выделения железоалюминиевого карбида при содержании углерода от 0,8 до 1,4 %, а точка эвтектоидного распада аустенита смещается в сторону с меньшим содержанием углерода и пониженных температур. При этом как следствие увеличиваются области γ и $\gamma + k$ за счет сокращения областей $\alpha + \gamma$ и $\alpha + \gamma + k$.

УДК 621.762:621.785

Ю.В. ТУРОВ, Н.П. ГРЕБНЕВ, кандидаты техн. наук (НИИПМ),
И.Л. КОЗЛОВСКИЙ, канд. техн. наук (БПИ),
А.Л. ТЕРЕХОВ (НИИПМ)

ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МАРГАНЦЕМ ПОРОШКОВЫХ ЖЕЛЕЗОГРАФИТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Исследована возможность интенсификации процесса поверхностного легирования марганцем порошковых железографитовых материалов путем оптимизации состава порошковой насыщающей среды.

Объектом исследования служили порошковые материалы на основе железа с долей графита 0,5; 1; 1,5 % (по массе). Исходными материалами при