

В. Н. ГРИДНЕВ и В. И. ТРЕФИЛОВ

ОБ ОБРАТИМОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ НАГРЕВЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 3 III 1954)

В результате исследования превращений при нагреве главным образом эвтектидных медно-алюминиевых сплавов введено новое понятие об «обратимых» мартенситных превращениях⁽¹⁻³⁾. При этом было установлено, что мартенситный тип превращений при нагреве распространен значительно шире, чем это можно было предполагать.

При исследовании сплавов железо — углерод неоднократно делались попытки обнаружить обратимые мартенситные превращения, однако, вследствие большой подвижности атомов углерода, подавить процессы отпуска при нагреве не представлялось возможным: мартенсит обычно распадался прежде, чем могла быть достигнута температура «обратного» мартенситного превращения.

В последнее время нами вновь были возобновлены попытки обнаружить мартенситные превращения при нагреве в сплавах железо — углерод путем применения весьма высоких скоростей нагрева и разработки специальной методики записи термических и дилатометрических кривых. Для исследования были взяты углеродистые стали У-8, У-10, У-12А в закаленном и нормализованном исходных состояниях.

Закалка сталей производилась от температур, лежащих выше линии SE диаграммы железо — углерод, причем полнота растворения вторичного цементита проверялась микроструктурным методом и рентгенографическим путем. Нагрев образцов при проведении эксперимента осуществлялся пропусканием переменного тока промышленной частоты. Измерение температуры производилось приваренной к образцу константан-манганиновой термопарой, диаметр проводников которой, с целью предотвращения тепловой инерции выбирался равным 0,15 мм. Кривая изменения температуры в процессе нагрева записывалась на универсальном девятишлейфовом осциллографе.

Как показали эксперименты, температура начала фазового превращения закаленной стали У-8 в интервале скоростей нагрева 500—1700 град/сек (рис. 1, 2) не зависит от скорости нагрева и находится в области 718—725°. Дальнейшее увеличение скорости нагрева вызывает снижение температуры фазового превращения, и при скоростях нагрева выше 5000 град/сек происходит видимая стабилизация температурного положения критической точки около температуры 590—600°.

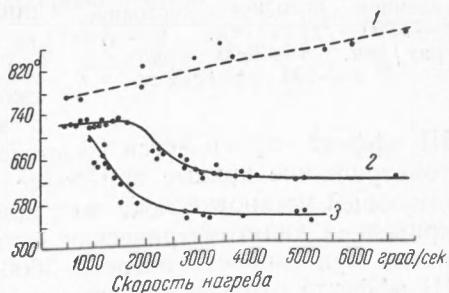


Рис. 1. Зависимость положения критической точки от скорости нагрева. 1 — сталь У-12А нормализованная; 2 — сталь У-8 закаленная; 3 — сталь У-12А закаленная

Для закаленной стали У-12А (рис. 1, 3) кривая зависимости температуры фазового превращения от скорости нагрева показывает такой же ход, но сдвинута в область более низких скоростей нагрева по сравнению со сталью У-8.

Характер зависимости температуры фазового превращения от скорости нагрева для нормализованных образцов (рис. 1, 1) существенно отличается от таковой для закаленных: на

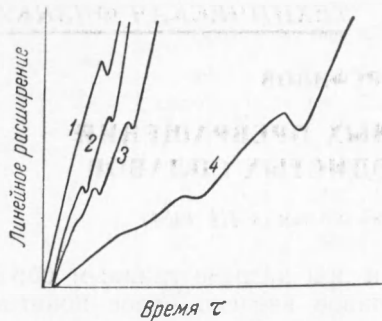


Рис. 2. Дилатометрические кривые нагрева стали У-12А. 1 — нормализованная сталь; 2, 3, 4 — закаленное исходное состояние. 1 — 5300 град/сек, 2 — 4700 град/сек, 3 — 3500 град/сек, 4 — 700 град/сек

всем диапазоне исследованных скоростей нагрева критическая точка не только не понижается, но имеет тенденцию к повышению. Скорость нагрева, при которой начинается снижение температуры фазового превращения для закаленных структур, можно назвать нижней критической скоростью, а скорость нагрева, при которой отмечается стабилизация критической точки, — верхней критической скоростью.

Дилатометрические кривые нагрева закаленных образцов, записанные при различных скоростях нагрева, приведены на рис. 2. При нагреве со скоростями в пределах до 1500 град/сек на кривых вполне отчетливо выявляются I и III эффекты отпуска (см. рис. 2, 4); при нагреве со скоростями порядка 3500—5000 град/сек I эффект выражен значительно слабее,

III эффект проявляется достаточно резко. Получить четкие дилатометрические кривые при более высоких скоростях нагрева на существующей установке пока не удалось. На той же фигуре для сравнения приведена дилатометрическая кривая 1, снятая с нормализованного образца при скорости нагрева 3600 град/сек. Несмотря на присутствие III эффекта отпуска при всех исследованных скоростях нагрева (в пределах до 5000 град/сек для стали У-12), на термических кривых отмечается снижение температуры превращения, как это показано на рис. 1.

Снижение критической точки при нагреве закаленных образцов может быть объяснено следующим образом: при повышенных скоростях нагрева происходит «двухфазный» распад мартенсита с образованием промежуточного карбида⁽⁶⁾; при скорости нагрева, превышающей нижнюю критическую скорость, частично задерживается дальнейшее выделение углерода из пересыщенного α -раствора, вследствие чего температура его превращения понижается. Чем выше скорость нагрева, тем в большей степени может быть задержан выход углерода из α -решетки и тем ниже будет температура его превращения. При скоростях нагрева выше верхней критической выход углерода из областей исходной мартенситной фазы практически задерживается, и весь оставшийся мартенсит превращается в аустенит той же концентрации, т. е. в этом случае имеет место обратное мартенситное превращение почти в «чистом» виде. Наличие объемных эффектов на дилатометрических кривых в области I и III превращения мартенсита при отпуске, повидимому, не исключает

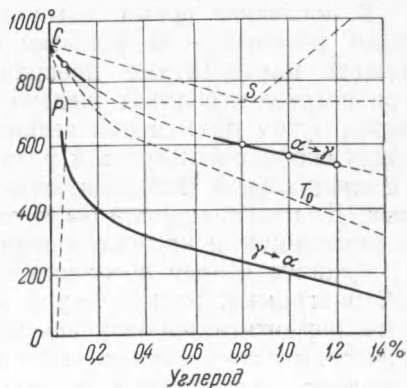


Рис. 3. Диаграмма метастабильных превращений в системе железо — углерод

превращения мартенсита в аустенит, а природа этих эффектов при высоких скоростях нагрева должна быть дополнительно изучена. Для закаленной стали с 0,04% углерода температура «обратного» мартенситного превращения получена в области 825—850° (7).

На рис. 3 представлена диаграмма мартенситных превращений (прямого и обратного) в системе железо — углерод, где кривые термодинамически равновесной температуры превращения T_0 и прямого мартенситного превращения построены по литературным данным (4, 5), а линия обратного мартенситного превращения — по данным настоящей работы.

Таким образом, получены экспериментальные данные, свидетельствующие в пользу наличия обратного мартенситного превращения в системе железо — углерод.

Поступило
25 II 1954

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. Гриднев, Г. Курдюмов, ЖТФ, 7, 2091 (1931). ² В. Гриднев, Металлург, № 4 (1938). ³ Г. В. Курдюмов, Термическая обработка металлов, Материалы конференции, 1950. ⁴ Я. С. Уманский, Б. Н. Финкельштейн, М. Е. Блантер, Физические основы металловедения, 1949. ⁵ C. Zener, Metals Technology, 13, 1 (1946). ⁶ Г. Курдюмов, Л. Лысак, ЖТФ, 19, в. 5 (1949). ⁷ Ю. А. Кочержинский, Кандидатская диссертация, Киев, 1953.