

Член-корреспондент АН СССР Г. В. КУРДЮМОВ, М. Д. ПЕРКАС
и А. Е. ШАМОВ

О СОСТОЯНИИ КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА ЗАКАЛЕННЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

В работе ⁽¹⁾ было показано, что кристаллическая структура закаленной стали может значительно изменяться в зависимости от скорости охлаждения в области температур образования мартенсита. Последнее обусловливается большой неустойчивостью мартенсита (пересыщенного твердого раствора углерода в α -фазе) и в связи с этим возможностью протекания процесса распада мартенсита уже во время охлаждения. При этом степень распада (степень отпуска) неодинакова для различных кристаллов, так как они возникают в широкой области температур ниже мартенситной точки. При недостаточной скорости охлаждения в этой области может успеть пройти в значительной мере первая стадия распада мартенсита, в результате чего дублиеты тетрагональной решетки сливаются. Мы получаем второй тип рентгенограмм закаленной стали ^(1, 2).

Для углеродистых сталей, содержащих менее 0,6% С, рентгенограммы с разделенными дублиетами тетрагональной решетки не удастся получить даже при самом резком охлаждении. Это обусловливается высоким положением точки *M* для таких сталей и, следовательно, большой скоростью распада кристаллов мартенсита, образовавшихся в области температур верхней части мартенситной кривой ^(2, 3).

Справедливость такой точки зрения была подтверждена в работах ^(4, 5), в которых уменьшение степени распада мартенсита достигалось понижением точки *M* при помощи легирования. Таким путем удалось получить разделение дублиетов тетрагональной решетки даже для сталей с 0,25 и 0,19% С и измерить отношение осей в области концентрации 0,6—0,2% С ⁽⁵⁾.

Так как точка *M* с понижением содержания углерода повышается, то степень распада мартенсита закаленной углеродистой стали должна увеличиваться по мере уменьшения содержания углерода в стали. Можно было бы сделать вывод, что при таких концентрациях углерода, как 0,2—0,1% С, в твердом растворе содержится очень мало углерода, однако следует учесть, что скорость распада зависит не только от подвижности атомов и, следовательно, от температуры (кинетический фактор), но и от степени пересыщения твердого раствора (термодинамический фактор). Последняя понижается с уменьшением содержания углерода в стали. Поэтому следует ожидать, что с понижением концентрации углерода в стали от 0,6% степень распада сначала будет увеличиваться, достигнет максимума, а затем будет уменьшаться и делается очень малой. При малых содержаниях углерода, несмотря на более высокое положение мартенситной точки, распад мартенсита в процессе охлаждения при закалке практически не должен иметь место.

В настоящее время нет достаточного материала для того, чтобы установить, при какой концентрации углерода находится максимум степени

распада. Но есть основания считать, что в закаленных сталях, содержащих около 0,1% С, мартенсит практически не распадается в процессе закалки и углерод сохраняется в твердом растворе (6).

При изучении природы вторичной твердости отпущенных легированных сталей (7) исследовались стали, содержащие 0,1% С. Было установлено, что повышение твердости в области температур 500—600° связано с процессом выделения углерода из α -твердого раствора и образования специальных карбидов. Это свидетельствует о том, что в таких сталях в результате закалки углерод в значительной части, если не весь, сохранился в α -твердом растворе. Твердость различно легированных сталей с различным положением мартенситной точки, но с одним и тем же содержанием углерода около 0,1% была после закалки практически такая же, как у чистоуглеродистой стали — 35—38 R_c (7). Такая высокая твердость связана, очевидно, с наличием углерода в твердом растворе. Безуглеродистые сплавы железа с теми же элементами, имеющие в результате закалки мартенситную структуру, показывают значительно меньшую твердость (7).

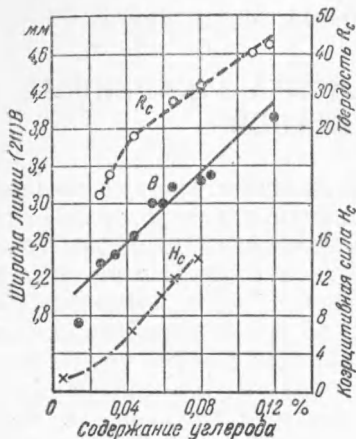


Рис. 1. Углеродистые стали

Для рентгенограмм закаленной стали с 0,1% С характерна большая ширина интерференционных линий, значительно превышающая размытость, возникающую даже при самой высокой степени холодной деформации железа и стали. Она значительно выше, чем размытость линий мартенсита легированного безуглеродистого железа. В работе (8) было установлено, что для закаленных железо-углеродистых сплавов, содержащих менее 0,1% С, ширина линий растет с увеличением содержания углерода. Основным фактором, определяющим размытость линий мартенсита легированного железа и углеродистой стали с 0,1% С, являются искажения второго рода. Поэтому из сказанного выше следует, что мартенсит закаленной углеродистой стали с 0,1% С обладает значительно более высокими искажениями второго рода, чем деформированное железо или безуглеродистый мартенсит. Иначе говоря, предел упругой деформации кристаллов α -фазы в микрообластях в первом случае значительно выше, чем во втором. Причиной этого может быть наличие атомов углерода, растворенных в решетке α -железа, вызывающее повышение сопротивления пластическому деформированию кристаллов α -фазы (9).

Таким образом, величина искажений второго рода решетки мартенсита малоуглеродистых сталей (0,1% С и ниже) может служить мерой содержания углерода в твердом растворе.

В связи с изложенным представляется важным детальное изучение размытости линий и свойств закаленных сталей с различными содержаниями углерода в пределах от 0,01 до 0,1—0,2% С.

В настоящей работе мы воспользовались сплавами, исследованными в работе (10). Серия железо-углеродистых сплавов имела содержание углерода: 0,018; 0,042; 0,051; 0,058; 0,066; 0,074; 0,081; 0,09, 0,14%. Содержание Si, S, P и Mn не превышало, соответственно, 0,01; 0,022; 0,006; 0,03%.

Воспроизводимые результаты для выбранных сплавов получаются только в том случае, если условия нагрева и охлаждения обеспечивают превращение аустенита только ниже точки M . Необходим достаточно высокий нагрев (1000—1050°) и очень резкое охлаждение (раствор

NaOH при 0°). Образцы имели формы шайбы диаметром 20 мм и толщиной 1,0—1,5 мм. Определялась ширина линии (211) в хромовом излучении, твердость R_c и коэрцитивная сила H_c в закаленных образцах.

На рис. 1 приведены результаты измерений. Увеличение содержания углерода приводит к непрерывному росту всех трех измеряемых величин, что указывает на повышение содержания углерода в твердом растворе.

Для изучения вопроса о том, весь ли углерод сохраняется в растворе, исследовались две группы сплавов, содержащие Mn. Введение Mn имело целью понижение мартенситной точки и, следовательно, понижение скорости распада твердого раствора. Сплавы одной группы содержали около 0,01% С, сплавы другой 0,1% С. Концентрации Mn в сплавах обеих групп были одинаковы: 2,0; 4,5; 6,5%.

На рис. 2 представлена зависимость ширины линий от концентрации Mn; следует отметить, что наличие 3% Mn вызывает такое же увеличение размытости, как 0,05% С.

Параллельное изменение размытости линий с увеличением концентрации Mn для обеих групп сплавов показывает, что, независимо от содержания Mn, т. е. независимо от положения мартенситной точки, введение 0,1% С вызывает одинаковое изменение ширины линий. Отсюда следует, что для всех сплавов содержание углерода в мартенсите одинаково и что углерод полностью находится в твердом растворе. Экстраполяция зависимости размытости линий на нулевое содержание Mn для сплавов с 0,1% С дает значение 3,8 мм, совпадающее с величиной размытости для сплавов с 0,1%, определенной для чисто углеродистых сплавов (см. рис. 1). Это значит, что и в нелегированном сплаве мартенсит имеет такое же содержание С в растворе, т. е. 0,1% С.

Таким образом, полученные данные позволяют заключить, что при резкой закалке углеродистой стали с 0,1% С мартенсит не успевает распадаться во время охлаждения и углерод сохраняется в растворе. Этот вывод относится и к сталям с концентрацией С меньшей 0,1%. Главным условием сохранения всего углерода в α -твердом растворе является большая скорость охлаждения, достаточная для предотвращения выделения феррита или превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ выше мартенситной точки, т. е. сохранение нераспавшегося аустенита до области температур мартенситного превращения.

Институт металловедения и физики металлов
ЦНИИЧМ

Поступило
8 VIII 1953

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Г. Курдюмов, А. Ивенсен, ЖФХ, 1, 41 (1930). ² Г. Курдюмов, Вестн. металлопром., № 9, 34 (1932). ³ Г. Курдюмов, Сборн. докл. секции металловед. и термич. обработки ВНИТО металлургов, 1940. ⁴ Г. Курдюмов, П. Нечволодов, В. Некрашевич, Сталь, № 4, 84 (1935). ⁵ Э. Каминский, М. Перкас, Проблемы металловед. и физики металлов, Сборн. 1, 1949, стр. 211. ⁶ Г. Курдюмов, М. Перкас, ДАН, 87, 41 (1952). ⁷ М. Перкас, Проблемы металловед. и физики металлов, Сборн. 3, 1952, стр. 139. ⁸ В. Гриднев, ЖТФ, 16, 945 (1946). ⁹ Г. Курдюмов, В. Ильина и др., Изв. АН СССР, сер. физ., № 3 (1953). ¹⁰ Э. Каминский, Т. Стеleckая, Проблемы металловед. и физики металлов, Сборн. 2, 1951, стр. 176.

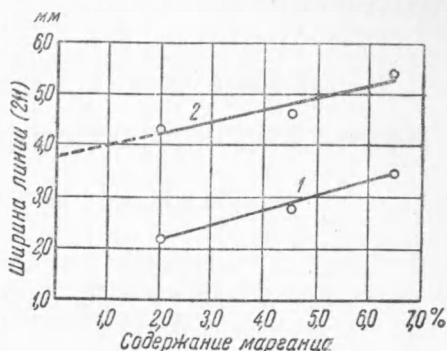


Рис. 2. 1 — обезуглероженные сплавы, 2 — 0,01% С