

Член-корреспондент АН СССР Г. В. КУРДЮМОВ и М. Д. ПЕРКАС

## О КАРБИДООБРАЗОВАНИИ В ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ВЫСОКОМ ОТПУСКЕ

Введение в сталь некоторых легирующих элементов, оказывая слабое влияние на скорость протекания первой стадии распада мартенсита ( $100-150^\circ$ ) (<sup>1, 2</sup>), вызывает сильное замедление второй стадии распада. В то время как в углеродистой стали наличие тетрагональной структуры с малым отношением осей еще обнаруживается при отпуске  $250-275^\circ$ , в сталях, легированных титаном, ванадием, молибденом, эта структура видна даже после отпуска при  $450-500^\circ$  (<sup>1</sup>). Следовательно, после такого отпуска мартенсит легированных сталей представляет собой распавшийся, но еще несколько пересыщенный углеродом (около 0,1%)  $\alpha$ -твердый раствор.

При отпуске выше  $400-500^\circ$  становится заметной диффузия легирующих элементов (<sup>3, 4</sup>). Поэтому можно ожидать, что при высоком отпуске сталей, легированных ванадием, молибденом, титаном, а также в случае сложнолегированных сталей в результате дальнейшего распада твердого раствора (мартенсита) могут непосредственно образовываться специальные карбиды (минуя стадию образования цементита).

Для проверки этого предположения эксперимент необходимо поставить таким образом, чтобы распад мартенсита начинался при температурах, при которых становится заметной диффузия легирующих элементов. Этим была бы исключена возможность образования цементита при низких температурах отпуска и последующего его превращения в специальный карбид при более высоких температурах отпуска.

Так как при распаде мартенсита в сталях, легированных сильно карбидообразующими элементами, углерод в количестве около 0,1% остается в твердом растворе до температур отпуска  $400-500^\circ$ , то можно было предположить, что мартенсит, имеющий в исходном состоянии около 0,1% С, начнет распадаться лишь при нагреве до той же области температур. Имеющиеся данные для углеродистых сталей находятся в соответствии с таким предположением.

Для закаленной углеродистой стали с 0,1% С на кривых изменения свойств отсутствует эффект распада мартенсита при нагреве до  $220-270^\circ$  (ширина интерференционных линий, твердость, теплосодержание, удельный объем) (<sup>7</sup>). Это дает основание думать, что и в легированных сталях с 0,1% С распад мартенсита не будет протекать до температур отпуска, при которых наблюдается еще наличие тетрагональной решетки (в сталях с высоким содержанием углерода).

Возникает вопрос, в какой мере углерод сохраняется при закалке в  $\alpha$ -твердом растворе в сталях с содержанием 0,1% С.

Изучение состояния мартенсита малоуглеродистых сталей указывало, что в сталях, содержащих менее 0,6% С, при закалке трудно зафиксировать весь углерод в твердом растворе. Из-за высокой температуры нача-

ла образования мартенсит малоуглеродистых сталей претерпевает наступивший распад во время охлаждения при закалке (<sup>5, 6</sup>).

Следует, однако, иметь в виду, что степень распада пересыщенного твердого раствора зависит от двух факторов. Скорость распада мартенсита во время охлаждения, с одной стороны, зависит от температуры его образования: чем выше температура образования мартенсита, тем выше скорость распада. С другой стороны, скорость распада понижается с уменьшением степени пересыщения твердого раствора. Можно предположить, что при малых концентрациях углерода в стали (до 0,1%) решающим является второй фактор. Тогда при значительных скоростях охлаждения распад твердого раствора может либо вовсе не произойти, либо произойти, но в незначительной мере.

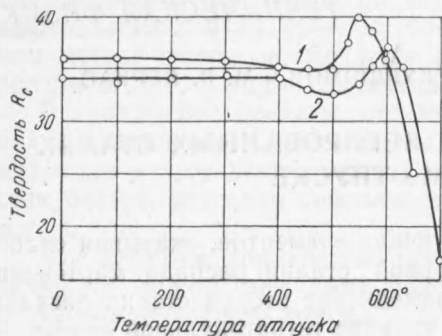


Рис. 1. Зависимость изменения твердости от температуры отпуска: 1 — для стали 0,11% С, 1,40% V, 1,48% Mn; 2 — для стали 0,10% С, 2,14% Mo

с 0,1% С. Ширина интерференционных линий после закалки в стали с 0,1% С много больше, чем в безуглеродистом сплаве. Эти экспериментальные данные указывают на то, что по крайней мере часть углерода при закалке фиксируется в твердом растворе.

Исследование процесса карбидообразования легированных сталей при высоком отпуске было проведено на сталях химического состава 0,11% С, 1,40% V, 1,48% Mn и 0,10% С, 2,14% Mo.

Закалка образцов ванадиевой стали производилась от температуры 1340°, а молибденовой стали от температуры 1250°. Температура нагрева под закалку обеспечивала перевод всех специальных карбидов в твердый раствор.

Измерение твердости этих сталей после отпуска показало, что она не изменяется вплоть до температур 450—500° (см. рис. 1). Дальнейшее увеличение температуры отпуска приводит к увеличению твердости (вторичная твердость) с последующим резким падением.

Рентгенограммы карбидных осадков, выделенных из образцов ванадиевой и молибденовой стали, отпущенных при 350, 400, 450 и 550° (выдержка 1 час), не имели линий, соответствующих цементиту или какому-либо другому карбиду. Карбидный осадок, выделенный из молибденовой стали после 10-часового отпуска при 500°, также не давал системы линий, соответствующей цементиту. Эти экспериментальные данные показывают, что мартенсит, полученный в этих сталях, не претерпевает заметного распада вплоть до температур отпуска 500°.

Отпуск при более высоких температурах приводит к распаду мартенсита с образованием специальных карбидов. Рентгенограммы, полученные с карбидных осадков образцов стали, отпущенных при 650—700°, имели системы линий, соответствующие специальным карбидам молибдена с гексагональной решеткой (Mo<sub>2</sub>C) и карбиду ванадия (VC).

Судя по изменению твердости, распад мартенсита и образование специальных карбидов молибдена и ванадия должны происходить уже при температурах выше 500°, между тем рентгенографически наличие их удается установить только после отпуска при 650—680°. Последнее, по-

видимому, обуславливается высокой дисперсностью специальных карбидов при температурах отпуска ниже  $650^{\circ}$  и, вследствие этого, трудностью их электролитического выделения.

Сохранение пересыщенного твердого раствора до высоких температур отпуска в сталях, содержащих 0,1% С и легированных ванадием или молибденом, объясняется, по видимому, тем, что смесь легированного феррита и цементита при одинаковом содержании легирующего элемента в обеих фазах имеет здесь большую свободную энергию, чем пересыщенный углеродом  $\alpha$ -твердый раствор, а последний имеет большую свободную энергию, чем смесь  $\alpha$ -фазы и специального карбида. Поэтому распад такого метастабильного твердого раствора может произойти лишь с образованием специальных карбидов, т. е. при высоких температурах, когда становится возможной диффузия легирующих элементов.

В легированных Мо и V сталях с более высоким содержанием С смесь цементита и  $\alpha$ -твердого раствора имеет меньшую свободную энергию, чем исходный мартенсит. Распад в этом случае начинается при температурах, при которых становится заметной диффузия углерода, т. е. в области температур  $100-200^{\circ}$ .

Поступило  
5 VIII 1952

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

<sup>1</sup> Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, Проблемы металловедения и физики металлов, 2-й сборн., 1951, стр. 153. <sup>2</sup> Г. В. Курдюмов, Г. Я. Козырский, Вопросы физики металлов и металловедения, изд. АН УССР, № 2 (1950). <sup>3</sup> С. Т. Кишкин, Изв. АН СССР, ОТН, № 3, 101 (1941). <sup>4</sup> А. С. Завьялов, К теории легирования и термической обработки стали, 1943. <sup>5</sup> Г. В. Курдюмов, Сборн. докл. секции металловед. ВНИТО металлургов, 1940, стр. 96. <sup>6</sup> Э. З. Каминский, М. Д. Перкас, Проблемы металловедения и физики металлов, 1-й сборн., 1949, стр. 211. <sup>7</sup> Г. В. Курдюмов, Вопросы физики металлов и металловедения, Сборн. работ Лабор. металлофизики АН УССР, № 2, 1950, стр. 3; Применение рентгеновских лучей к исследованию материалов, 1949, стр. 5.