

Д. Н. Короленко, С. Я. Шипицын, Н. Я. Золотарь

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОЙ НИТРИДВАНАДИЕВОЙ ФАЗЫ В МАТРИЦЕ НА КОРОБЛЕНИЕ ЦЕМЕНТИРОВАННОЙ СТАЛИ

Исследования проводили на разработанной в ФТИМС НАНУ конструкционной стали 22ХГ2САФ с нитридванадиевой фазой и для сравнения – на стали 22ХГ2СФ без азота.

Трансмиссионная электронная микроскопия фольги показала, что дисперсность (D) и межчастичные расстояния (α) VN в матрице составляют:

- в исходном состоянии (закалка + высокий отпуск): $D = 30-40$ нм, $\alpha = 200-500$ нм;
- при температурах цементации: $D \leq 30$ нм, $\alpha \leq 700$ нм.

Актуальность вопроса коробления деталей, подвергающихся поверхностному упрочнению, особенно остро возникла в связи с тем, что значительно выросли требования к металлоемкости и точности изготовления зубчатых передач.

Общеизвестно, что основной причиной коробления при химико-термической обработке является закалка. Охлаждение в процессе закалки приводит к появлению температурного градиента по сечению деталей, величина которого определяется температурой нагрева, размерами и формой детали, теплопроводностью стали и охлаждающей способностью закалочной среды, ее циркуляцией.

Экспериментально установлено, что микролегирование сталей азотом и ванадием увеличивает полезное действие структурных и термических напряжений на увеличение сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях цементованных слоев и, в то же время, снижает степень коробления стали при цементации.

Степень коробления стали при цементации снижается более чем в 2 раза. Причиной этого является изменение температурно-временных параметров мартенситного превращения и коэффициента термического расширения матрицы и зон цементованного слоя.

В. В. Каверинский

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев

РАСЧЕТ СОСТАВА И ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИНТЕРВАЛОВ ВЫДЕЛЕНИЯ КАРБОНИТРИДОВ В МОДИФИЦИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

При модифицировании сталей порошками карбидов и нитридов часть модификатора переходит в раствор и имеет место сопряженное микролегирование. Научный интерес представляет описание процесса выделения карбонитридной фазы в реальных комплексно микролегированных сталях. На основе разработанной

методики физико-химических расчетов проведен анализ температурных интервалов выделения карбонитридов и изменения их состава с понижением температуры и концентраций элементов в твердом растворе.

В качестве примера выполнен расчет для стали 08Г2МФБТ (X70). Наиболее высокотемпературным в данной стали являлся карбонитрид ниобия, который начинает выделяться примерно при 1386 °С, состав первых карбонитридов $NbC_{0,38}N_{0,61}$. По мере снижения температуры в выделяющемся карбонитриде ниобия растет доля углерода. Процесс носит сложный изломообразный характер, что связано с последовательным началом выделения каждого из более низкотемпературных карбонитридов. При высоких температурах выделение карбонитрида ниобия идет более интенсивно, что приводит к резкому снижению содержания ниобия в твердом растворе. В период охлаждения от 1124 до 976 °С содержание ниобия в твердом растворе практически не меняется, что говорит об отсутствии в этот период заметного выделения его карбонитридов. В период охлаждения от 976 до 850 °С содержание ниобия в твердом растворе вновь уменьшается – выделяется карбид ниобия. Следующим в данной стали начинает выделяться карбонитрид титана – при температурах ниже 1220 °С. Первичная фаза представляет собой практически чистый нитрид состава $TiC_{0,0013}N_{0,9986}$. Доля углерода в карбонитриде растет по мере его выделения при снижении температуры, но до 910 °С остается низкой. При температурах, близких к эвтектоидному превращению, происходит выделение карбида титана. Следующим при температурах ниже 910 °С начнет выделяться карбонитрид примесного циркония. В период охлаждения стали от 910 до 750 °С в нем преобладает нитридная составляющая (состав изменяется от $ZrC_{0,005}N_{0,994}$ до $ZrC_{0,077}N_{0,922}$). При более низких температурах уже практически весь азот оказывается связан в виде нитридов и карбонитридов и выделение их практически прекращается. Ниже перлитного превращения возможно выделение ZrC , количества которого в данном случае заметно превосходят выделившиеся при более высоких температурах количества нитрида, но все же малы (< 11 мг/кг) вследствие крайне малого его содержания (0,001 %). Наиболее низкотемпературным является карбид ванадия. Нитриды и карбонитриды ванадия в указанных условиях не выделяются. Это связано с тем, что к моменту начала выделения карбида ванадия (при температурах ниже 514 °С) весь азот оказывается связан в высокотемпературные нитриды и карбонитриды. Количество выделившихся соединений следующее, г/кг: соединения Nb – 0,72; Ti – 0,165; V – 0,67; Zr – 0,011.

Таким образом, использование разработанной методики позволяет оценить массы карбидов и карбонитридов указанных элементов, выделившихся при различных температурах, и предсказать их стехиометрические составы. Изменение морфологии выделяющихся карбонитридов может выражаться как в их неоднородности, так и в наличии частиц различного состава. По составу карбонитрида можно оценить температуру его выделения. Полученные результаты позволяют теоретически объяснить образование карбидов и карбонитридов различного состава в наблюдаемых в реальных сталях. Следует также учесть, что в ходе гомогенизации послойно выделявшегося карбонитрида возможно получение частицы, имеющей состав, соответствующий средневзвешенным составам соединений, образовавшихся в температурный период ее формирования.