

Мальцева Л.А., Гриб С.В., Левина А.В.
ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург
m1a44@mail.ru

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИЯ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК В АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ

Аустенитно-ферритные (дуплекс) стали весьма сложны по химическому составу и могут иметь различное соотношение аустенита и феррита. Принято считать, что содержание основных фаз – аустенита и феррита – должно быть примерно равным. В работе показано, что феррит в данной стали кристаллизационного происхождения, ввиду большого содержания в стали ферритообразующих элементов, т. е. это δ -феррит и при температурах 1200–1300 °С в структуре содержится 100 % δ -феррита. Образование вторичного аустенита из δ -феррита возможно как в результате прямого $\delta \rightarrow \gamma$ превращения при недостаточно быстром охлаждении стали, так и в процессе изотермических выдержек при температурах 1000–900 °С. Так в закаленной от 1200 °С исследуемой стали основной фазой является δ -феррит (светлая составляющая) при этом в δ -феррите наблюдаются выделения вторичного аустенита. Колонии вторичного аустенита в некоторых участках образуют структуру типа видманштеттовой с характерным игольчатым (пластинчатым) строением. Такая форма выделяющейся фазы обычно является типичной для сдвигового превращения, так как она наиболее благоприятна с точки зрения выигрыша свободной энергии, поскольку при этом уменьшается энергия, необходимая для деформации матрицы. Вокруг пластинчатой частицы возникают градиенты составов и деформации, которые помогают сохранить плоскую форму выделяющейся частицы и препятствуют сфероидизации под влиянием сил поверхностного натяжения. Подавить выделения вторичного аустенита из δ -феррита не удастся даже при резком охлаждении от 1300 °С в воду. При замедленном охлаждении от 1300 °С (на воздухе) количество аустенита резко возрастает. Следует отметить, что в двухфазной аустенитно-ферритной стали размер зерен обеих фаз практически не изменяется до 1100 °С, а затем при температуре интенсивного $\gamma \rightarrow \delta$ превращения (выше 1200 °С) происходит резкий рост зерен феррита, что объясняется, по-видимому, превышением порога собирательной рекристаллизации, а также более значительной

диффузионной подвижностью атомов решетки ОЦК феррита по сравнению с решеткой ГЦК аустенита. Полученный после закалки от 900...1000 °С δ-феррит в литературе условно называют «равновесным». Такое соотношение фаз в исследуемой стали наблюдали как в литой структуре, так и после закалки от указанных температур. Полученный при перегреве стали до высоких температур 1100...1300 °С δ-феррит склонен к превращению в аустенит при более низких температурах и поэтому в этих условиях является неравновесным. Так, при повторной выдержке перегретой до 1200 °С стали в интервале температур 800...1000 °С δ-феррит вновь переходит в аустенит до получения равновесного соотношения фаз. Очевидно, перед началом превращения высокотемпературного феррита в аустенит в феррите протекают подготовительные процессы, заключающиеся в его расслоении по химическому составу. Об этом свидетельствуют сильные колебания микротвердости в объеме одного зерна высокотемпературного феррита, а также малый инкубационный период при δ→γ-превращении. Образующийся при перегреве δ-феррит, по сравнению с «равновесным» является менее легированным и содержит повышенную плотность закаленных вакансий. Количество δ-феррита в исследуемой стали определяли микроструктурным, рентгеноструктурным и магнитным методом. Так как аустенит является парамагнитной фазой, а δ-феррит ферромагнитен, то магнитометрический анализ является удобным методом быстрой и достаточно точной оценки структуры стали. Наблюдаемое существенное увеличение магнитного насыщения выше 1100 °С пропорционально количеству δ-феррита. Для исследуемой аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т кривая $H_c = f(t_{\text{зак}})$ имеет максимум после закалки с 700 °С, что можно объяснить структурными превращениями вблизи этой температуры: δ→γ (возможно δ→γ + σ) превращением и выделением дисперсных, по-видимому, интерметаллидных фаз, а также влиянием образующихся парамагнитных включений аустенита, препятствующих процессу перемангничивания. Минимум H_c наблюдается после закалки с 1200 °С и выше, когда структура стали становится почти полностью ферритной.

Существуют еще три механизма выделения аустенита: 1 – по эвтектоидной реакции δ→σ + γ (при температурах порядка 700–900 °С); 2 – в виде видманштеттовых выделений с повышенным содержанием никеля, т. е. диффузионным путем, но с ориентационным соотношением Курдюмова – Закса (порядка 650 °С); 3 – изотермически, но бездиффузионным

путем по мартенситному механизму с ориентационным соотношением Нишиямы – Вассермана (ниже 600 °С).

Двухфазная аустенитно-ферритная структура сохраняется при приблизительно одинаковом соотношении γ и δ фаз вплоть до 650 °С включительно. При старении 500...650 °С наблюдается появление неоднородности структуры как аустенита, так и δ -феррита, связанной с распадом твердого раствора (δ -феррита) и возможным частичным превращением $\delta \rightarrow \gamma$. При повышении температуры до 700 °С наблюдается увеличение аустенитной составляющей до 70 % с сохранением признаков распада пересыщенного твердого раствора в обеих фазах. Кристаллы аустенита образуются в двух морфологических разновидностях: на фоне протяженных «видманшттетовых» пластин возникают тонкие дисперсные рейки. Применение метода электронной микроскопии позволило проследить протекание процесса распада δ -феррита и последующего $\delta \rightarrow \gamma$ -превращения. На периферии зерна δ -феррита располагаются фрагменты аустенита идентичной кристаллографической ориентации. При этом относительная ориентация решеток δ и γ близка к ориентационному соотношению Курдюмова – Закса, а протяженные плоские участки межфазной границы соответствуют следу плоскостей $\{111\}_\gamma \parallel \{110\}_\delta$.