

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

*Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф.

* *Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
vikt.kowalenko@yandex.ru

Целью исследований являлось обнаружение закономерностей структурных и фазовых превращений, протекающих в углеродистой стали, обработанной интенсивным электронным пучком. В качестве материала исследования была использована широко применяемая в промышленности углеродистая сталь У7А.

Кинетика твердофазного растворения вторых фаз определяется целым рядом взаимосвязанных факторов: химическим составом матрицы и состоянием ее дефектной субструктуры; режимом термической обработки; типом, размерами, морфологией и количеством частиц второй фазы и т.д. Большое количество параметров, определяющих данный процесс, затрудняет интерпретацию полученных результатов и существенно осложняет возможности сопоставления результатов многочисленных экспериментов.

Здесь анализируются результаты, полученные при растворении частиц карбида железа – цементита, который практически всегда образуется в подавляющем большинстве сталей и широко используется при формировании их служебных свойств.

Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, обнаруживаются на расстоянии ~10–12 мм от границы с пятном расплава. Они заключаются в формировании в частице вдоль границы раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого может достигать ~100 нм. Глобула цементита при этом остается монокристаллическим образованием, однако в ее объеме наблюдается формирование большого числа изгибных экстинкционных контуров, указывающих на упругие искажения кристаллической решетки частицы. Как правило, контуры начинаются и заканчиваются на границе раздела частица / α -матрица. Это свидетельствует о том, что причиной появления контуров экстинкции являются термические поля напряжений, вызванные различием в коэффициентах термического расширения частиц цементита и α -матрицы.

Индицирование микроэлектронограммы, полученной с глобулы цементита, позволило выявить, наряду с рефлексами α -фазы и цементита, дополнительные слабовыраженные рефлексы, которые могут принадлежать карбиду железа состава Fe_2C . Можно ожидать, что данные частицы располагаются вдоль границы раздела карбид/матрица и образуются в результате растворения глобулы цементита при быстром нагреве и охлаждении стали в процессе обработки образца электронным пучком.

Следующая стадия растворения глобулы цементита состоит в том, что вдоль границы раздела карбид/матрица формируется промежуточный слой. Темнопольное изображение данного слоя, полученное в совпадающих рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$, $[102]\text{Fe}_2\text{C}$ и $[\bar{1}2\bar{5}]\text{Fe}_2\text{C}$, выявляет его сложную структуру. А именно, слой состоит из фрагментов (кристаллитов) α -фазы, средние размеры которых ~60 нм. Можно предположить, что кристаллиты α -фазы сформировались в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения по мартенситному механизму.

Индицирование микроэлектронограммы, полученной с анализируемой частицы цементита, выявило, кроме рефлексов цементита и α -матрицы, рефлексы дополнительной фазы, которые наилучшим образом соответствуют кристаллической решетке карбида Fe_2C . Средние размеры частиц данного карбида составляют ~12 нм.

Очередная стадия характеризуется существенным увеличением толщины переходного слоя до 200 нм. Слой состоит из кристаллитов α -фазы, имеющих часто ярко выраженную линзовидную морфологию, что является несомненным аргументом в пользу мартенситного механизма формирования структуры наблюдающегося переходного слоя. Кристаллы мартенсита располагаются в большинстве случаев перпендикулярно границе раздела карбид/переходный слой. Следовательно, температура стали в данном объеме материала превышала температуру полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Вдоль границ, отделяющих переходный слой от глобулы цементита и α -матрицы, наблюдаются наноразмерные (~15 нм) частицы еще одной фазы. Индексирование микроэлектроннограммы показывает, что с наибольшей вероятностью данные частицы относятся к карбиду железа состава Fe_3C , т.е. на данной стадии растворения глобулы углерод, покидающий частицу, выходит на границы раздела и вновь образует карбид того же состава – «вторичный» цементит.

На следующей стадии растворения глобулы цементита отчетливо видно, что вокруг частицы формируется двух- (много-) слойная структура. Можно предположить, что многослойное строение переходного слоя, формирующееся на данной стадии, связано с присутствием как жидкофазного, так и твердофазного механизмов растворения. Подслой, примыкающий к частице, формируется в результате жидкофазного механизма растворения, т.е. в результате контактного плавления стали вдоль границы раздела карбид/матрица. Высокоскоростная кристаллизация расплава привела к формированию наноразмерных кристаллитов α -Fe. По мере приближения к пятну расплава степень растворения частиц цементита усиливается. Это приводит к нарушению симметрии переходной зоны.

На предпоследней стадии отчетливо видно, что вокруг частицы цементита в результате полиморфного превращения формируются кристаллы псевдопакетного и пластинчатого мартенсита, разделенные островками остаточного аустенита. На данной стадии растворения глобулярная частица цементита еще обнаруживается.

На заключительной стадии растворения глобулярных частиц наблюдается формирование трехфазной структуры, состоящей из частицы цементита неправильной формы (неполностью растворившаяся глобула цементита), кристаллов пластинчатого мартенсита и островков аустенита. Преобладающей фазой является остаточный аустенит. Описанная структура не содержит глобул первичного цементита, которые полностью растворились. В результате последующей высокоскоростной кристаллизации в данном объеме формируется так называемая пластинчатая эвтектика, состоящая из чередующихся пластин феррита и аустенита.

МЕЛКОМАСШТАБНЫЕ УРОВНИ РЕАЛИЗАЦИИ СТРУКТУРНО – ФАЗОВОГО ГРАДИЕНТА СТАЛИ 9ХФ ПРИ ВНЕШНИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Коваленко В. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет
Новокузнецк, Россия*

Новейшие методы электронной микроскопии и локального рентгеновского анализа, включая метод прямого разрешения кристаллической решетки, а также специально развитые ядерно-физические методы (электронная спектроскопия и вторичная ионная масс-спектрометрия) позволяют детально описывать градиентные структуры, как про-