

Список литературы

1. Соснин О.В., Грачев В.В., Громова А.В. и др. Закономерности формирования и эволюции дислокационных субструктур в углеродистой стали при усталости в отожженном и закаленном состояниях // Известия вузов. Физика. 2004. №11. С.32-37.
2. Соснин О.В., Громова А.В., Козлов Э.В. и др. Закономерности эволюции дислокационных субструктур при усталости // Деформация и разрушение материалов 2005. №2. С.14-18.
3. Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Громова А.В. и др. Эволюция дислокационных субструктур в стали 08X18H10T при многоцикловой усталости // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. №4. С.32-34.

УДК 669.112: 227.322

СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ МОДИФИКАЦИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ НОРМАЛИЗОВАННОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

Иванов Ю. Ф., Громова А. В.*, Коваленко В. В.*, Целлермаер И. Б.*

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,

yufi@mail2000.ru

**Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,*

gromov@physics.sibsiu.ru

Успехи в области физики генерации высоких плотностей энергии привели к новым методам управления фазовым составом, дефектной субструктурой и, следовательно, физико-механическими, триботехническими, электрофизическими и т.д. свойствами неорганических материалов, основанным на применении концентрированных потоков энергии. Характерной особенностью воздействия концентрированных потоков энергии являются сверхвысокие (10^8 – 10^{10} К/с) скорости нагрева и весьма малые (10^{-6} – 10^{-3} с) времена воздействия высоких температур (вплоть до температуры плавления и испарения материала). Исключительно гибкими источниками, позволяющими реализовать высокоскоростной ввод энергии в тонкие поверхностные слои материала, являются интенсивные импульсные электронные пучки.

Цель работы: выявление закономерностей эволюции на различных структурно-масштабных уровнях фазового состава и дефектной субструктуры стали 65Г, находящейся в феррито-перлитном состоянии, в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения, иницированных облучением низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) микросекундной длительности.

В качестве материала исследования выбрана широко используемая в промышленности углеродистая сталь 65Г. Аустенитизацию стали осуществляли при температуре 850 °С (2,5 час) с последующим охлаждением с печью.

Электронно-пучковую обработку стали осуществляли НСЭП с параметрами: плотность энергии пучка электроном $E_S = 20$ – 25 Дж/см², длительность импульсов $\tau = 2,5$ мкс, количество импульсов облучения $N = 5$, временной промежуток между импульсами $t = 10$ с.

Исследование фазового состава и дефектной субструктуры облученной электронным пучком стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (микроскоп ЭМ-125). Анализировали структурно-фазовое состояние стали на различных расстояниях от поверхности облучения (в зоне термического влияния, в зоне твердофазного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения, на дне ванны расплава и в поверхностном слое, формирующемся из расплавленного состояния) и на различных струк-

турно-масштабных уровнях (макроуровне – уровне зеренного ансамбля, мезоуровне – уровне нескольких зерен, микроуровне – уровне внутризеренной структуры и атомарном (наноуровне) – уровне состояния кристаллической решетки твердого раствора α - и γ -железа).

В зоне термического влияния изменение структурно-фазового состояния стали проявляется преимущественно на мезо- и микро- и наноструктурных уровнях, связанных с состоянием дефектной субструктуры. Это относится и к зернам перлита (пластинам феррита и пластинам цементита), и к зернам структурно свободного феррита и выражается в увеличении скалярной и избыточной плотности дислокаций, росте числа источников кривизны-кручения кристаллической решетки и амплитуды дальнедействующих полей напряжений по сравнению со структурой исходного материала. Установлено, что после электронно-пучковой обработки источником изгиба-кручения кристаллической решетки, наряду с границами и стыками границ зерен, становятся пластины цементита, и, в особенности, торцы пластин (рис. 1а). Выполненные оценки позволяют утверждать, что наиболее напряженными участками зерен перлита исследуемой зоны стали, облученной электронным пучком, являются межфазные границы раздела пластин цементита и феррита.

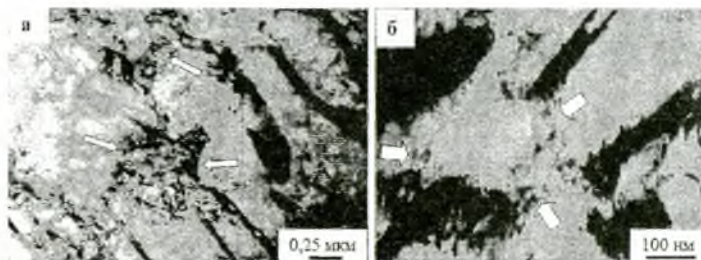


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение структуры пластинчатого перлита зоны термического влияния в стали 65Г, обработанной электронным пучком. Стрелками указаны: на (а) изгибные экстинкционные контуры; на (б) – области изменения контраста на изображении структуры ферритных прослоек перлитной колонии.

Показано, что основной причиной увеличения скалярной плотности дислокаций перлитных колоний (в 2–2,5 раза) является несовместность деформации цементита и феррита в поле действия термоупругих напряжений; источником дислокаций являются границы раздела пластин цементита и феррита.

Детальный анализ дефектной субструктуры колоний перлита позволил выявить вблизи торцов пластин цементита области измененного контраста в виде полос, соединяющих расположенные рядом пластины (рис.2 б). Высказано предположение, что подобное изменение контраста может быть обусловлено, во-первых, изменением химического состава феррита в торцах пластин цементита за счет выхода атомов углерода, что могло повлечь за собой изменение условий полирования данных микрообластей стали; во-вторых, изменением условий взаимодействия зондирующего пучка электронов электронного микроскопа с данными объемами стали. Последнее могло быть связано с изменением состояния кристаллической решетки железа, а также атмосфер Коттрелла и ядер дислокаций, обусловленного увеличением в них концентрации углерода, покинувшего кристаллическую решетку цементита.

В зоне твердофазного превращения выявлено существенное различие структурно-фазового состояния различных областей фольги, заключающееся в наличии, во-первых,

зерен перлита с практически сохранившейся структурой пластин цементита; во-вторых, зерен перлита, преобразование структуры которых состояло во фрагментации пластин цементита и изменении дефектной субструктуры феррита. Продукты полиморфного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения в объеме данных зерен перлита не выявляются. В-третьих, зерен перлита, в которых фиксировались различные стадии растворения пластин цементита с образованием многофазной структуры, состоящей из кристаллов пакетного мартенсита, пластинчатого низкотемпературного мартенсита, островков либо прослоек остаточного аустенита и частиц цементита (рис. 2).

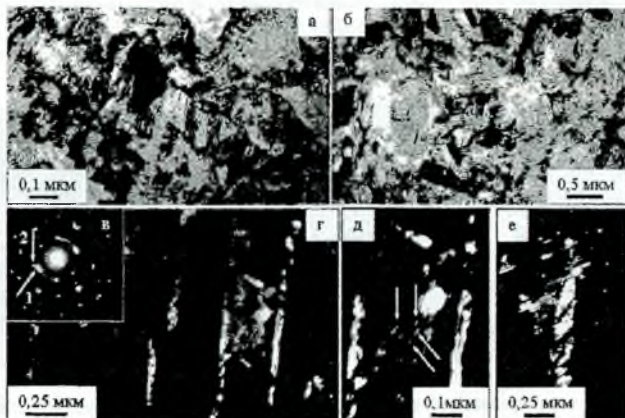


Рис.2. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в результате импульсной обработки электронным пучком стали 65Г; а, б – светлые поля; г–е – темные поля, полученные в рефлексах $[002]\gamma\text{-Fe} + [122]\text{Fe}_3\text{C}$ (г, д) и $[110]\alpha\text{-Fe}$ (е); в – микроэлектронграмма к (а) (рефлексы темного поля указаны стрелками: 1 – для (е), 2 – для (г, д)).

Установлено, что продольные размеры кристаллов мартенсита ограничены величиной межпластинчатого расстояния колонии перлита; поперечные размеры кристаллов – очередностью их формирования при $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращении и изменяются в пределах от 20 до 70 нм. В случае разрушения морфологии пластинчатого перлита образующиеся кристаллы мартенсита имеют более внушительные размеры: продольные размеры могут достигать единицы микрометра, поперечные – 0,1–0,15 мкм. Показано, что в объеме бывших колоний перлита, претерпевших полиморфное превращение с образованием кристаллов мартенсита, изгибные экстинкционные контуры практически не наблюдаются. Последнее свидетельствует о том, что релаксация полей напряжений, формирующихся в стали в условиях электронно-пучковой обработки, осуществляется путем взаимной аккомодации полей напряжений, формирующихся при образовании кристаллов мартенсита.

Обнаружено, что растворение пластин цементита, имеющее место на данной глубине образца, не приводит к развитию процесса диффузии атомов углерода через границу раздела зерен феррита и перлита. Об этом свидетельствует отсутствие продуктов полиморфного $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения в зернах структуры свободного феррита. Причиной этому являются высокие скорости нагрева и охлаждения стали в условиях электронно-пучковой обработки и, следовательно, малые времена термического воздействия [1–3].

Выполнены исследования структуры, образующейся при электронно-пучковой обработке в поверхностном слое образца (слое толщиной $\sim 0,5$ мкм, включающем и поверхность обработки). Методами электронной микроскопии выявлены два типа зерен α -фазы. К первому типу были отнесены зерна, размеры которых изменяются в пределах 10–20 мкм (далее по тексту – микронные зерна); ко второму типу – зерна, размеры которых составляют единицы микрометров (далее по тексту – субмикронные зерна). Показано, что в обоих типах зерен высокоскоростное охлаждение стали привело к формированию мартенситной структуры, морфология и средние размеры кристаллитов которой существенным образом зависят от размера зерен, в которых они сформировались. По морфологическому признаку выделены кристаллы пакетного мартенсита, кристаллы пластинчатого низкотемпературного мартенсита и кристаллиты зеренного типа с четко выраженной огранкой (рис. 3).

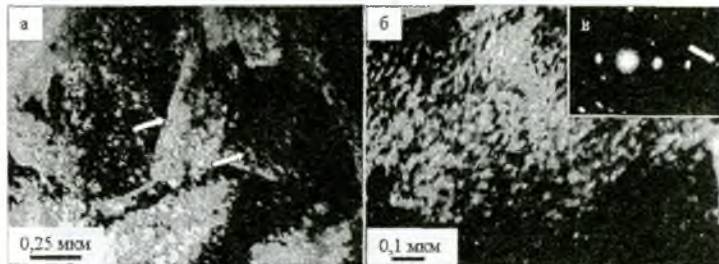


Рис.3. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в стали 65Г при высокоскоростной кристаллизации; а, б – светлые поля; в – микроэлектронграмма к (б) (стрелкой указан расщепленный рефлекс типа $\langle 330 \rangle \alpha$ -Fe).

Средние размеры данных кристаллитов составляют ~ 1 мкм. В объеме кристаллитов наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой $\sim 10^{11}$ см $^{-2}$. Показано, что кристаллическая решетка данных кристаллитов имеет тетрагональные искажения, обусловленные наличием в твердом растворе высокой концентрации углерода ($p = 0,42$ вес.%). Совокупность полученных результатов – ярко выраженная огранка, высокая плотность дислокаций и характерный тип дислокационной субструктуры, формирование пересыщенного твердого раствора углерода в α -фазе позволяют предположить, что кристаллиты, электронно-микроскопические изображения которых представлены на рис. 3, сформировались по мартенситному механизму в результате высокоскоростного преобразования структуры стали 65Г, инициированного импульсной электронно-пучковой обработкой.

Список литературы

1. Целлермаер И.Б., Коновалов С.В., Громов В.Е. и др. Электронно-пучковая модификация перлитной стали. Зона твердофазного преобразования // Заготовительные производства в машиностроении. – 2006. - №7. – С.32-36.
2. Целлермаер И.Б., Коновалов С.В., Громов В.Е. и др. Электронно-пучковая модификация перлитной стали. Зона жидкофазного преобразования (продолжение) // Заготовительные производства в машиностроении. – 2006. - №8. – С.43-47
3. Иванов Ю.Ф., Целлермаер И.Б., Ротштейн В.П. и др. Электронно-пучковая модификация закаленной стали // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9, №5. – С. 107-114.