Министерство образования и науки Российской Федерации

Научный журнал

ВЕСТНИК

Сибирского государственного индустриального университета

№ 1 (19), 2017

Основан в 2012 году Выходит 4 раза в год

Учредитель:

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет»

Редакционная коллегия

М В Темляниев (главный редактор) С.В. Коновалов (отв. секретарь) П.П. Баранов Е.П. Волынкина Г.В. Галевский В.Ф. Горюшкин В.Е. Громов Л.Т. Дворников Жан-Мари Дрезет Стефан Золотарефф Пенг Као С.М. Кулаков А.Г. Никитин Е.Г. Оршанская Т.В. Петрова Е.В. Протопопов В.И. Пантелеев Арвинд Сингх А.Ю. Столбоушкин И.А. Султангузин А.В. Феоктистов В.Н. Фрянов В.П. Шымбал Си Чжан Чен

СОДЕРЖАНИЕ

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Патрушев А.О., Шишкин П.Е. Статистическая модель управления процессами контактной сварки рельсов......4 Кондратова О.А., Громов В.Е., Мартусевич Е.В., Костерев В.Б., Иванов Ю.Ф. Природа формирования наноразмерных фаз Шевченко Р.А., Козырев Н.А., Усольцев А.А., Башенко Л.П., Князев С.В. Оптимизация технологических параметров процесса контактной стыковой сварки рельсов......12 Hongyan Cao, Xizhang Chen, Sergey Konovalov Corrosion behavior overview and analysis of clam steel vs. weldments in liquid lithium lead at 753 K.....16 Кузнецов С.Н., Рыбенко И.А., Протопопов Е.В., Темлянцев М.В., Фейлер С.В. Термодинамическое моделирование процессов восстановления железа при термохимическом окусковании

ГОРНОЕ ДЕЛО И ГЕОТЕХНОЛОГИИ

МАШИНОСТРОЕНИЕ И ТРАНСПОРТ

Стерлигова	Я.М.,	Демина	Е.И.	Анализ	работы	ножниц	для
резки металла	a						46

ХИМИЯ И ХИМИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

ЭКОЛОГИЯ И РАЦИОНАЛЬНОЕ ПРИРОДОПОЛЬЗОВАНИЕ

- Karimine K., Uchino K., Okamura M. Susceptibility to and occurrence of HAZ liquation cracking in rail steels: Study of rail welding with high-C welding materials (4th Report) // Welding International. 1997. Vol. 11. № 6. P. 452 461.
- Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets Yu.V., Didkovskii A.V., Chvertko P.N., Shvets V.I., Mikitin Ya. I. Technology and equipment for resistance flash welding of railway crossings with rail ends through an austenitic insert // Welding International. 2008. Vol. 22. № 5. P. 338 – 341.
- Irving, B., Long Island Rail Road orders an all-welded fleet // Welding journal. 1997. Vol. 22. № 9. P. 33 37.
- 7. Калашников Е.А., Королев Ю.А. Технологии сварки рельсов: тенденции в России и за рубежом // Путь и путевое хозяйство. 2015. № 8. С. 2 – 6.
- Оборудование для контактной сварки рельсов и его эксплуатация / Под ред. С.А. Солодовникова и др. / Академия наук УССР. – Киев: Наукова думка, 1974. – 184 с.

- Журавлев С.И., Сударкин А.Я., Сергеев Л.С., Королева А.Б. Технологические возможности оборудования для контактной стыковой сварки с компьютерным управлением // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 51 57.
- 10. Анализ данных в материаловедении. Ч. 2. Регрессионный анализ: учеб. пособие / Под ред. А.С. Мельниченко. – М.: ИД МИСиС, 2014. – 87 с.
- Куценко А.И., Черемушкина Е.М., Щеглов В.А., Усольцев А.А. Статистический анализ технологических процессов в среде STATISTICA и EXCEL: учеб. пособие. – Томск: изд. ТПУ, 2010. – 277 с.
- 12. Практикум по теории статистики: учеб. пособие / Под ред. Р.А. Шмойловой. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Финансы и статистика, 2006. – 416 с.

© 2017 г. Р.А. Шевченко, Н.А. Козырев, А.А. Усольцев, А.О. Патрушев, П.Е. Шишкин Поступила 27 января 2017 г.

УДК 621.78.011:669.14

О.А. Кондратова, В.Е. Громов, Е.В. Мартусевич, В.Б. Костерев, Ю.Ф. Иванов Сибирский государственный индустриальный университет

ПРИРОДА ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ СТАЛИ*

Ускоренное охлаждение проката в потоке станов при термомеханической обработке (ТМО) является эффективным способом получения металлопродукции из низкоуглеродистых сталей с высокими механическими свойствами [1 – 3].

Исследование процессов термомеханической обработки, включающей ускоренное охлаждение, должно устанавливать связи между механическими свойствами готового продукта и эволюцией структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры для каждого конкретного изделия. Только в этом случае возможна разработка оптимальных режимов упрочнения и целенаправленное управление эксплуатационными свойствами.

Деформация стали при термомеханической обработке, наряду с эволюцией дефектной подсистемы, практически всегда сопровождается фазовыми превращениями, которые протекают при интенсивном взаимодействии атомов углерода с дефектами кристаллической решетки [4 – 7]. В этих работах установлены количественные закономерности формирования структурно-фазовых состояний, механических и трибологических свойств при ускоренном охлаждении двутавровой балки в различных режимах, свидетельствующие о поверхностном упрочнении материала. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии показано, что структура, фазо-

 ^{*} Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ
№ 16-48-420530.

вый состав и дефектная субструктура упрочненной зоны определяются: 1) механизмом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, 2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, 3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения. Выявлено формирование, в результате реализации различных механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, зерен феррита и перлита, кристаллов бейнита и мартенсита.

Формирование наноразмерных фаз при термомеханической обработке проката связано с преобразованием карбидной подсистемы [8, 9]. Многочисленные исследования углеродистых сталей выявили несколько карбидных фаз на основе железа, различающихся относительной концентрацией углерода, параметрами и типом кристаллической решетки. Оно заключается в переходе одного карбида в другой, растворению карбида и его повторному выделению, растворению карбида и уходу атомов углерода на дефекты кристаллического строения феррита и его кристаллическую решетку. Подробный анализ результатов, полученных при исследовании превращения в карбидной подсистеме перлитных сталей, подвергнутых различным видам деформирования, представлен в работе [3].

Преобразование карбидов железа тесно связано с перераспределением углерода в стали. Углерод в структуре стали может находиться в твердом растворе на основе α - и γ -железа (позиции элементов внедрения), на дислокациях (в виде атмосфер Коттрелла и Максвелла), на межфазных (карбид/матрица) и внутрифазных (зерна, пакеты, кристаллы мартенсита и бейнита) границах, в частицах карбидной фазы.

В работах [10 – 18] представлены результаты анализа распределения углерода в сталях близкого химического состава 38ХНЗМФА и 30ХН2МФА с мартенситной и бейнитной структурами, подвергнутых деформации сжатием до разрушения.

Для закаленной стали 38ХН3МФА проведенные оценки показали, что с увеличением степени деформации (ε) суммарное количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе α - и γ -железа, снижается, а количество атомов углерода, расположенных на дефектах структуры, – увеличивается. Особенно интенсивно процесс ухода атомов углерода на дефекты протекает при $\varepsilon \ge 0,2$.

Для стали 30ХН2МФА с бейнитной структурой с увеличением степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе α-железа, формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах, и расположенных на дефектах кристаллической структуры, увеличивается. Количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе γ-железа, снижается.

При термомеханической обработке с ускоренным охлаждением двутавровой балки из низкоуглеродистой стали 09Г2С [4 – 7] преобразование карбидной фазы происходит по различным направлениям и механизмам: 1) разрезание цементита движущимися дислокациями; 2) растворение пластин цементита перлитных колоний и повторное выделение частиц цементита на дислокациях, границах блоков, субзерен и зерен; 3) распад твердого раствора углерода в α-железе, формирующегося в условиях ускоренного охлаждения стали («самоотпуск» мартенсита); 4) допревращение остаточного аустенита, присутствующего в структуре бейнита и мартенсита с образованием частиц карбида железа; 5) реализация диффузионного механизма γ → α превращения в условиях высокой степени деформации и высоких температур.

1. При разрезании пластин цементита движущимися дислокациями происходит сдвиг и поворот частей пластин друг относительно друга, а также вынос отдельных фрагментов наноразмерного диапазона в феррит.

2. При термомеханической обработке фиксируется диспергирование субструктуры цементита с образованием блочной структуры с размером блоков 30 – 50 нм. На последующих стадиях преобразования размеры блоков уменьшаются до 5 – 30 нм, блоки становятся более разориентированными. Величина азимутальной составляющей полного угла разориентации блочной структуры пластин карбидной фазы достигает 20 – 24 градусов.

Формирование блочной структуры сопровождается уходом атомов углерода из карбида на дислокации и последующим выделением в объеме ферритных пластин в виде частиц карбида железа наноразмерного диапазона (5 – 10 нм).

Этот механизм разрушения пластин цементита энергетически выгоден вследствие того, что энергия связи атомов углерода с дислокациями в феррите существенно превышает энергию связи атомов углерода с атомами железа в решетке цементита. Энергия связи атомов углерода в карбидах железа и с дефектами кристаллической решетки углеродистой стали [19 – 22] представлена ниже:

Место локализации	Энергия, эВ
Цементит	0,27
Атмосферы Коттрелла	0,55
Ядра дислокаций	0,75
Вакансии	0,41
Субграницы и границы зерен	0,45
На дефектах вообще	0,61

Дислокации, окружающие пластину цементита, являются более предпочтительным местом расположения атомов углерода и, следовательно, будут забирать углерод из цементита с образованием атмосфер Коттрелла и Максвелла.

Этот процесс может протекать в несколько стадий [4 – 7]. Во-первых, вокруг пластин (в первую очередь, в торцах пластин, указывая на наиболее напряженные места в перлитной колонии) цементита формируется дислокационная субструктура в виде клубков, которые на следующем этапе окружают всю пластину цементита.

На этой стадии в межпластинчатом пространстве (ламелях феррита) выявляются частицы карбидной фазы. Частицы имеют округлую форму, размеры их изменяются в пределах единиц нанометров.

Вынос атомов углерода из разрушенных пластин цементита возможен и на гораздо большие расстояния. Частицы цементита размером 5 – 15 нм выявляются в объеме субзерен на дислокациях и на границах субзерен, формирующихся вдоль границы перлитного зерна. Выделяющиеся на границах субзерен частицы карбидной фазы будут препятствовать их росту, стабилизируя размеры субзерен и свойства изделия в целом при последующей его эксплуатации.

3. Ускоренное охлаждение двутавровой балки приводит к формированию в поверхностном слое структуры пакетного мартенсита.

Последующий «самоотпуск» стали под действием остаточного тепла объема заготовки сопровождается релаксацией дислокационной субструктуры, выражающейся в снижении скалярной плотности дислокаций, разрушении малоугловых границ кристаллов мартенсита, выделении на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита и по границам кристаллов частиц карбидной фазы. Размеры частиц, расположенных на дислокациях, изменяются в пределах 5 – 10 нм, расположенных на границах, – в пределах 10 – 30 нм.

4. По сравнению с вышерассмотренными механизмами формирование частиц цементита в процессе допревращения остаточного аусте-

нита, присутствующего в мартенсите и бейните, протекает не столь заметно. На электронномикроскопических изображениях структуры выявлен контраст, соответствующий предвыделению карбидной фазы размером 5 – 10 нм. Объемная доля таких частиц невелика.

5. Высокий уровень пластической деформации стали, реализующийся при термомеханической обработке проката, приводит к диспергированию структур, формирующихся в процессе диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения до наномасштабного размера. В тонкопластинчатом перлите толщина пластин карбидной фазы составляет примерно 25 нм [4 – 7]. В пластинах цементита формируется структура с высоким уровнем разориентации блоков. С уменьшением среднего размера блоков величина азимутального размытия рефлексов карбидной фазы устойчиво увеличивается. Отметим, что подобного типа зависимости, связывающие средние размеры кристаллитов и количество рефлексов одного и того же дифракционного кольца, были получены на ряде нанокристаллических пленочных материалов в работе [23].

Выводы. Таким образом, в результате термомеханической обработки двутавровой балки из стали 09Г2С формируются наноразмерные частицы карбидной фазы, упрочняющие поверхностные слои. Основными процессами, ответственными за образование наноразмерных фаз, являются разрезание движущимися дислокациями; растворение пластин цементита и повторное выделение на дислокациях, границах блоков и субзерен; распад твердого раствора при «самоотпуске» мартенсита, диффузионноое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение при высоких температурах и степенях деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
- **2.** Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Мир, 1977. 432 с.
- Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
- Ivanov Yu., Nikitina E.N., Gromov V.E. Carbon distribution in bainitic steel subjected to deformation. AIP Conference Proceedings. 2015. Vol. 1683, № 020075.
- **5.** Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Аксенова К.В., Корнет Е.И. Деформационное упрочнение стали с бейнитной