

4. 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.
5. 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.
6. 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.
8. Оборудование для контактной сварки рельсов и его эксплуатация / Под ред. С.А. Солодовникова и др. / Академия наук УССР. – Киев: Наукова думка, 1974. – 184 с.
9. 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.
11. 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 упроченной 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 38ХНЗМФА 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 $\epsilon \geq 0,2$.

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 $\gamma \rightarrow \alpha$ 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 формирования частиц цементита в процессе допревращения остаточного аусте-

нита, присутствующего в мартенсите и бейните, протекает не столь заметно. На электронно-микроскопических 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, диффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение при высоких температурах и степенях деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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.
3. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали. – Новосибирск: Наука, 1993. – 280 с.
4. 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

- структурой // Успехи физики металлов. 2015. Т. 16. № 4. С. 299 – 328.
6. Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu. F., Aksenova K.V., Semina O.A. Bainite steel: structure and work hardening // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т. 14. № 1. С. 87 – 100.
 7. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Глезер А.М., Никитина Е.Н., Аксенова К.В. Локализация пластической деформации на наноуровне в стали с бейнитной структурой // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 8. С. 18 – 21.
 8. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. – 174 с.
 9. Формирование и эволюция структурно-фазовых состояний и свойств сталей в современных технологиях обработки давлением / А.Б. Юрьев, В.Е. Громов, Б.М. Лебошкин, Э.В. Козлов, В.Я. Чинокалов, В.И. Базайкин, Ю.Ф. Иванов, В.Д. Сарычев. – Новосибирск: Наука, 2003. – 347 с.
 10. Корнет Е.И., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. Эволюция структурно-фазовых состояний закаленной конструкционной стали при деформации // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 6. С. 66 – 70.
 11. Корнет Е.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Локализация пластической деформации закаленной конструкционной стали // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 34 – 37.
 12. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.И., Громов В.Е., Коновалов С.В. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации // Успехи физики металлов. 2009. Т. 10. № 4. С. 389 – 414.
 13. Корнет Е.И., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. Перераспределение углерода при деформации закаленной конструкционной стали // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. № 1. С. 101 – 104.
 14. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.И., Громов В.Е. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали, деформированной одноосным сжатием // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 8 – 13.
 15. Костерев В.Б., Белов Е.Г., Ефимов О.Ю. и др. Изменение химического состава высокоуглеродистых сплавов на основе железа после плазменной обработки и высокотемпературном контактном изнашивании. – В кн.: Сборник тезисов шестой международной конференции ФППК-2010 «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова. – Черноголовка: изд. ИМФМ, 2010. – 149 с.
 16. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю. и др. Формирование дефектной субструктуры и наноразмерных фаз при термомеханическом упрочнении малоуглеродистой стали // Сборник статей международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии». – Витебск: УО «ВГЕУ», 2011. С. 24 – 26.
 17. Костерев В.Б., Мясникова В.И., Коновалов С.В. и др. Анализ структурно-фазовых состояний стали при термомеханическом упрочнении. – В кн.: Материалы Республиканской научной конференции аспирантов, магистрантов и студентов по физике конденсированного состояния (ФКС – XIX). – Гродно: изд. ГРГУ, 2011. С. 283 – 285.
 18. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. Закономерности формирования прочностных свойств при термомеханическом упрочнении малоуглеродистой стали по режиму ускоренного охлаждения. – В кн.: Тезисы V Российской научно-технической конференции «Ресурс и диагностика материалов и конструкций». – Екатеринбург: изд. ИМаш РАН, 2011. – 23 с.
 19. Штремаль М.А. Прочность сплавов. Ч. II. Деформация. Учебник для вузов. – М.: МИСИС, 1997. – 527 с.
 20. Tawari R.A., Mukunda P.G., Dhar P.R. Embrittlement of tempered martensite // Trans Indian Met. 1969. Vol. 22, no.1. P. 36 – 40.
 21. Лахтин И.М. Материаловедение и термическая обработка материалов. – М.: Металлургия, 1977. – 407 с.
 22. Утевский Л.М., Гликман Е.Э., Кларк Г.С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. – М.: Металлургия, 1987. – 222 с.
 23. Иванов Ю.Ф., Пауль А.В., Козлов Э.В. и др. Электронно-микроскопический дифракционный анализ ультрадисперсных материалов // Заводская лаборатория. 1992. № 12. С. 38 – 40.

© 2017 г. О.А. Кондратова, В.Е. Громов,
Е.В. Мартусевич, В.Б. Костерев, Ю.Ф. Иванов
Поступила 6 февраля 2017 г.