

## ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ И НАНОРАЗМЕРНЫХ ФАЗ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Ефимов О.Ю.<sup>3</sup>, Костерев В.Б.<sup>3</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,

e-mail: [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

e-mail: [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

<sup>3</sup>ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк, Россия,

e-mail: [kosterev\\_VB@zsmk.ru](mailto:kosterev_VB@zsmk.ru)

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в сталях - одна из важных задач физики конденсированного состояния и современного материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий. Экспериментальные исследования структурно-фазовых состояний, формирующихся в сечении изделий в результате термомеханической обработки, очень важны для понимания физической природы превращений, поскольку позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики. При этом получение требуемого комплекса прочностных и пластических свойств требует понимания физической природы структурных изменений всех уровней, протекающих в сталях при термомеханической обработке [1, 2].

Ранее в работе [3] выполнены исследования механических свойств, фазового состава и структуры балки из стали 09Г2С, подвергнутой термомеханическому упрочнению, обеспечивающему получение класса прочности 345, который достигался ранее легированием этой стали дорогостоящим ванадием. Показано [4], что основными механизмами, ответственными за повышение твердости упрочненного слоя стали являются субструктурное и деформационное упрочнение, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита. Вклад данных механизмов в упрочнение является регулируемой величиной и существенным образом зависит от режима обработки стали.

Целью настоящей работы, являющейся продолжением исследований [3, 4], являлось изучение формирования дефектной субструктуры и наноразмерных фаз при термомеханической упрочнении двутавровой балки из стали 09Г2С.

В качестве материала исследования использовали двутавровые балки ДП155 из стали 09Г2С по ГОСТ 19281. Температурно-скоростные параметры прокатки и ускоренного охлаждения заготовки приведены в таблице 1. Давление воды на подводах установки ускоренного охлаждения варьировалось в диапазоне 1,5-3,5 атм [2]. Выбранные режимы обеспечивали класс прочности 345 [2-4] и формирование мартенсита (режим 1) и бейнита (режим 2) в поверхностном слое.

Исследования фазового состава и структуры стали осуществляли методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. Пластинки толщиной ~0,3 мм вырезали параллельно внутренней поверхности полки двутавра на расстоянии 4 и 7 мм от поверхности охлаждения; кроме этого, анализировали структуру слоя, непосредственно примыкающего к поверхности охлаждения.

Выполненный в работе электронно-микроскопический микрофракционный анализ показал, что высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное ох-

лаждение заготовки приводят к формированию в стали двухфазной структуры, состоящей из  $\alpha$ -фазы и цементита. Основной является  $\alpha$ -фаза.

Таблица 1. Режимы ускоренного охлаждения проката

| № режима | V, м/с | T, °C            |                  |                                |
|----------|--------|------------------|------------------|--------------------------------|
|          |        | после 3-й клетки | после 9-й клетки | при поступлении на холодильник |
| 1        | 4,5    | 1050-1150        | 1040 - 1080      | 690-730                        |
| 2        | 6,0    | 1050-1160        | 1060 - 1100      | 800-850                        |

Состояние дефектной субструктуры  $\alpha$ -фазы в рассматриваемых нами условиях определяется следующими факторами [1-4]: 1) механизмом  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения; 2) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения; 3) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения.

При реализации технологии ускоренного охлаждения двутавровой балки в формировании структуры стали задействованы следующие механизмы  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения: 1) механизм диффузионного  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита (т.е., зерен феррита, не содержащих частицы цементита), зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита и зерен перлита; 2) при реализации промежуточного механизма  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения формируется бейнитная структура; 3) сдвиговой механизм  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения приводит к формированию мартенситной структуры.

Ускоренное охлаждение поверхности заготовки сопровождается формированием градиента дефектной субструктуры стали [5-7], который проявляется следующим образом. В центральной области исследуемого образца (т.е. на расстоянии  $\sim 10$  мм от поверхности охлаждения) в зернах феррита и ферритной составляющей зерен перлита присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. В отдельных случаях выявляются эффекты упорядочения дислокаций с образованием границ ячеек. На микроэлектронограммах, полученных с такой структуры, наблюдается слабо выраженное азимутальное уширение ( $\Delta\alpha = 1 \dots 2$  градуса) дифракционных рефлексов  $\alpha$ -фазы. На расстоянии  $\sim 7$  мм от поверхности охлаждения в зернах феррита выявляется блочная (субзеренная) субструктура. Размеры блоков (субзерен) изменяются в пределах от 200 до 800 нм. Азимутальная составляющая угла полной разориентации блочной субструктуры достигает 8 градусов. В объеме блоков присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. При уменьшении расстояния до поверхности охлаждения до 4 мм максимальные размеры субзерен снижаются до  $\sim 380$  нм; азимутальная составляющая угла полной разориентации блочной субструктуры возрастает до 9,5 градусов. В объеме блоков (субзерен) присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. Особенностью субструктуры зерен феррита данного слоя стали является квазиупорядоченное расположение блоков, формирующих структуру, подобную полосовой субструктуре. В ферритной составляющей перлитных зерен как в центральной части заготовки двутавра, так и в объемах, расположенных на расстояниях 7 и 4 мм от поверхности охлаждения наблюдается сетчатая дислокационная субструктура. В слое, прилегающем к поверхности охлаждения, в объеме зерен феррита наблюдается структура, подобная структуре пакетного мартенсита закаленной стали. Поперечные размеры кристаллов изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. В объеме кристаллов присутствует дислокационная субструктура в виде сеток со скалярной плотностью  $4,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Азимутальная составляющая угла полной разориентации пластинчатой субструктуры достигает 7,3 градусов.

Пластинчатая морфология внутризеренной структуры позволяют говорить о мартенситном механизме  $\gamma \Rightarrow \alpha$  превращения поверхностного слоя заготовки.

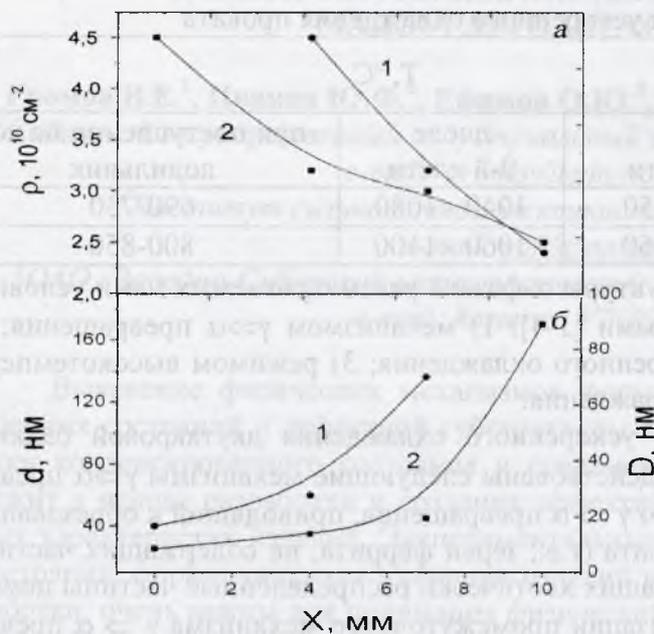


Рис. 1. Зависимость от расстояния до поверхности обработки: а) скалярной плотности дислокаций, расположенных в ферритной составляющей зерен перлита (кривая 1) и в зернах феррита (кривая 2) и б) средних размеров  $d$  фрагментов (частиц) цементита (кривая 2) и средних размеров  $D$  фрагментов феррита (кривая 1).

Анализ закономерностей, характеризующих градиентный характер организации дефектной субструктуры двутавровой балки, подвергнутой принудительному охлаждению водой, подтверждает сделанное выше заключение о градиентном характере дефектной субструктуры. А именно, по мере приближения к поверхности охлаждения увеличивается скалярная плотность дислокаций, присутствующих в зернах феррита и ферритных прослойках зерен перлита, снижаются средние размеры фрагментов феррита и размеры частиц цементита (рис. 1). В поверхностном слое двутавра формируется состояние, которое по средним размерам фрагментов  $\alpha$ -фазы и частиц цементита можно рассматривать как наноструктурное.

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013гг» (гос. контракт № П332) и РФФИ (проект 10-07-00172-а).*

#### Список литературы

1. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков // Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. - 205 с.
3. Белов Е. Г. Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механических свойств двутавра / Е.Г. Белов, В.Я. Чинокалов, Л.М. Полторацкий [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 62-68.
4. Ефимов О.Ю. Закономерности и механизмы формирования структурно-фазовых состояний и механических свойств балочного профиля из стали 09Г2С при термомеханическом упрочнении / О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев, В.Е. Громов и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2010. - № 3. – С. 13-21.
5. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. – 306 с.
6. Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. – М.: Металлургия, 1994. – 288 с.
7. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. – 240