

**Ю.Ф. Иванов<sup>1,2</sup>, К.В. Аксенова<sup>3</sup>, Е.Н. Никитина<sup>3</sup>, В.Е. Громов<sup>3</sup>, Е.В. Корнег<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Научно-исследовательский Томский политехнический университет

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН

<sup>3</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ\*

Стали с бейнитной структурой в настоящее время нашли широкое применение в автомобилестроении, в энергетической отрасли, в производстве рельсов, высокопрочных труб для нефтегазовой промышленности и многих других отраслях промышленности [1 – 3]. Бейнит является, пожалуй, наиболее сложной структурой, формирующейся в углеродистой стали при термической обработке. Это обусловлено протеканием процесса бейнитного превращения в области температур, где отсутствует диффузия атомов железа и легирующих элементов, но происходит интенсивное перераспределение атомов углерода [4, 5]. Эти процессы приводят к формированию фаз, существенно отличающихся содержанием углерода:  $\alpha$ -фазы (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа);  $\gamma$ -фазы (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа); карбидной фазы (цементит). Эксплуатация изделий из стали с бейнитной структурой (особенно в экстремальных условиях) часто приводит к пластическому формоизменению материала, сопровождающему преобразованием его фазового состава и дефектной субструктуры.

Целью настоящей работы являлось обнаружение закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры стали с бейнитной структурой в условиях пластической деформации до разрушения.

В качестве материала исследования использовали конструкционную сталь 30Х2Н2МФА [6]. Аустенитизацию стали проводили при температуре 960 °С в течение 1,5 ч; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием (со скоростью примерно  $7 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>) столбиков размерами 4×4×6 мм на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования эволюции дефектной субструктуры и фазового состава стали

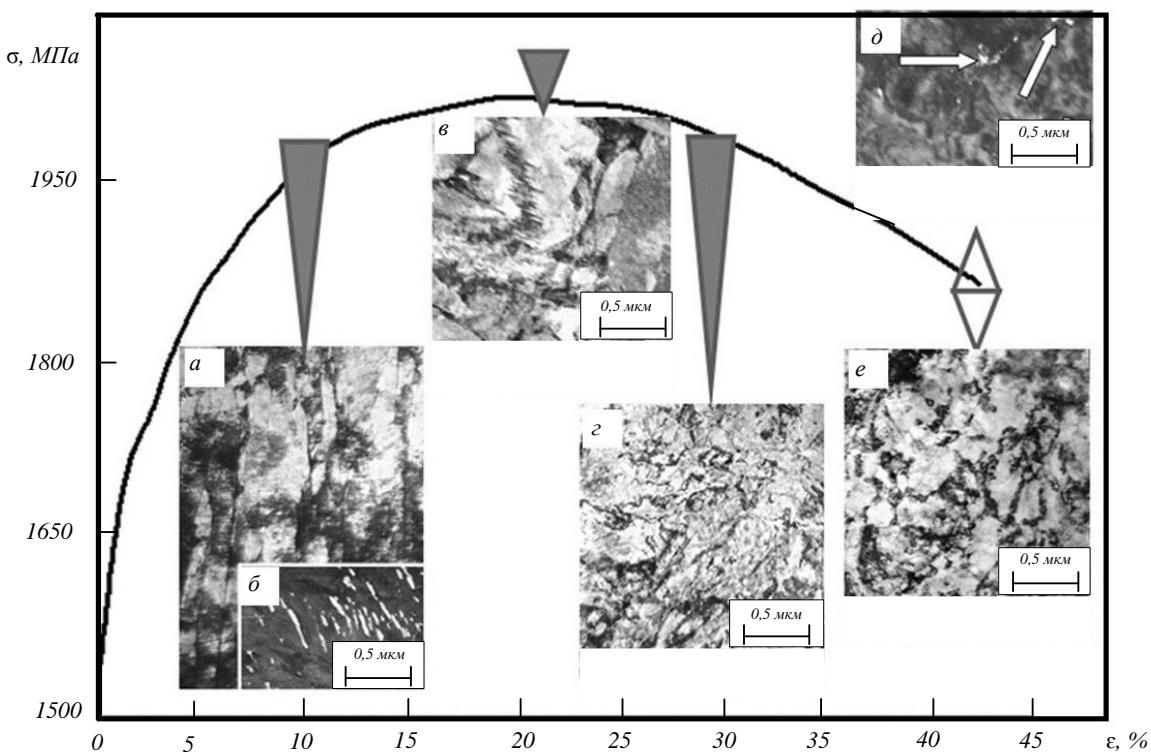
осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг (прибор ЭМ-125). В качестве параметров, характеризующих деформационное поведение выделений, использовали средние размеры, плотность и объемную долю частиц карбидной фазы.

Характерный вид кривой деформационного упрочнения стали приведен на рисунке. Математическая обработка кривой деформационного упрочнения показывает, что зависимость  $\sigma - \varepsilon$  имеет параболический вид и описывается полиномом четвертой степени. Дифференцирование зависимости  $\sigma - \varepsilon$ , позволяющее определить коэффициент деформационного упрочнения стали  $\theta$ , позволило выделить две стадии деформационного упрочнения: стадию с параболической зависимостью  $\sigma - \varepsilon$  (или убывающим коэффициентом упрочнения) и стадию со слабо изменяющимся отрицательным значением коэффициента упрочнения. Переход от первой стадии ко второй наступает в интервале степени деформации 19 – 25 %. Разрушение испытываемых образцов стали происходило при  $\varepsilon \approx 0,43$  путем хрупкого скола с образованием нескольких крупных осколков. Очевидно, что деформационное поведение образцов обусловлено изменением фазового состава и дефектной субструктуры материала. Характерные изображения структуры стали, формирующейся на различных этапах деформации, выявленные при исследовании материала методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг, представлены на рисунке.

Выполненный качественный и количественный анализ параметров структуры деформированной стали позволил выявить следующие закономерности в изменении фазового состава и дефектной субструктуры материала.

Во-первых, пластическая деформация одноосным сжатием стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой сопровождается многоплановым изменением состояния дефектной суб-

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 15-32-51228).



Кривая деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой и характерные электронно-микроскопические изображения структуры, формирующейся при указанных стрелками степенях деформации:  
 а, в, г, е – изображения в светлом поле, б, д – изображения в темном поле, полученные в рефлексе  $[031]\text{Fe}_3\text{C}$   
 (на поз. д стрелками указаны частицы цементита)

структуре стали, а именно, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема материала, содержащего деформационные микродвойники; уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации; увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала. Выполненные исследования позволили высказать предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения ( $\epsilon \leq 18\%$ ) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии ( $18\% < \epsilon < 43\%$ ) – движением дислокаций и двойникованием.

Во-вторых, пластическая деформация односторонним сжатием стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой сопровождается эволюцией карбидной фазы материала. Выполненные исследования показывают, что карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов, а именно, наблюдается растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Одновременно с трансформированием карбидной фазы наблю-

дается дупрервращение остаточного аустенита, инициированное деформированием стали и приводящее к увеличению объемной доли частиц цементита, расположенных вдоль границ раздела пластин феррита.

Выполненный количественный анализ параметров структуры стали позволяет проследить за перераспределением атомов углерода в структуре стали при пластической деформации. При использовании методических разработок, подробно изложенных в работах [7 – 11], установлено, что с ростом степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе  $\alpha$ -железа и формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах (границах зерен, субзерен, пластин феррита), и количество атомов углерода, расположенных на дислокациях, увеличиваются; количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе  $\gamma$ -железа, снижается [12, 13].

**Выводы.** Пластическая деформация односторонним сжатием стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой сопровождается преобразованием материала на нескольких структурных уровнях: на уровне дефектной подсистемы (формирование микродвойников, эволюция

дислокационной субструктурой); на уровне карбидной подсистемы (растворение исходных и выделение новых частиц цементита); на атомном уровне (перераспределение атомов углерода между частицами карбидной фазы, кристаллической решеткой  $\alpha$ -фазы и дефектной подсистемой). В совокупности указанные процессы определяют поведение стали при пластической деформации.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.
3. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Кузнецова Е.П. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали // Металлург. 2007. № 4. С. 51 – 53.
4. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
5. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
6. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
7. Иванов Ю.Ф., Попова Н.А., Гладышев С.А., Козлов Э.В. Взаимодействие углерода с дефектами и процессы карбидообразования в конструкционных сталях. – В кн.: Сб. трудов «Взаимодействие дефектов кристаллической решетки и свойства». – Тула: изд. Тульского политехн. ун-та, 1986. С. 100 – 105.
8. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Морфология цементита в мартенситной фазе стали 38ХН3МФА // ФММ. 1991. № 10. С. 203, 204.
9. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Анализ кинетики карбидообразования при самоотпуске и низкотемпературном отпуске конструкционной стали. – В кн.: Сб. трудов «Дефекты кристаллической решетки и свойства металлов и сплавов». – Тула: изд. Тульского политехн. ун-та, 1992. С. 90 – 94.
10. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. Многоступенчатая схема мартенситного превращения низко- и среднеуглеродистых малолегированных сталей // Материаловедение. 2000. № 11. С. 33 – 37.
11. 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.
12. Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф. Эволюция карбидной и дефектной подсистем стали с бейнитной структурой при деформации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 3. С. 49 – 56.
13. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Эволюция карбидной подсистемы конструкционной стали с бейнитной структурой при деформации одноосным сжатием // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 2. С. 227 – 230.

© 2015 г. Ю.Ф. Иванов, К.В. Аксенова, Е.Н. Никитина, В.Е. Громов, Е.В. Корнет  
Поступила 05 октября 2015 г.