

**ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ
УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В СТАЛИ 06МБФ
МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ**

В.С. Кошовкина¹, Е.В. Мельников², Т.А. Козлова¹

Научные руководители: доцент, д.ф.-м.н. Е.Г. Астафурова², к.ф.-м.н. Г.Г. Майер²

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30, 634050

²ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/4, 634055

E-mail: koshovkina_vs@mail.ru

**THE INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON PECULIARITIES OF ULTRAFINE-GRAINED
STRUCTURE IN LOW-CARBON STEEL Fe-Mo-Nb-V-C PROCESSED BY HIGH-PRESSURE
TORSION**

V.S. Koshovkina¹, E.V. Melnikov², T.A. Kozlova¹

Scientific Supervisors: assistant professor, Dr. E.G. Astafurova², PhD G.G. Maier²

¹Tomsk Polytechnic University, Russia, Tomsk, Lenin str., 30, 634050

²Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
Russia, Tomsk, pr.Akademicheskyy, 2/4, 634055

E-mail: koshovkina_vs@mail.ru

***Annotation.** A homogeneity of strength properties (microhardness) through the specimens and the peculiarities of an ultrafine-grained structure produced in low-carbon steel Fe-Mo-Nb-V-C by cold high-pressure torsion were studied depending on initial heat treatment of steel. As a result of high-pressure torsion, the microhardness of steel was increased up to 6,0–7,7 GPa (in the middle part of disk radii), and the mean (sub)grain size was reduced to ≈91-100 nm.*

В настоящее время растет интерес к исследованию структурных состояний, формируемых при интенсивной пластической деформации в высоколегированных сплавах и сталях. Это открывает перспективу создания нового класса высокопрочных материалов, физико-механические свойства которых принципиально отличаются от традиционно используемых крупно- и мелкокристаллических материалов. Данная работа направлена на выявление особенностей ультрамелкозернистого состояния, сформированного в стали 06МБФ методом кручения под квазигидростатическим давлением, в зависимости от исходной термической обработки заготовок.

В качестве объекта исследования использовали сталь 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в трех исходных состояниях: феррито-бейнитном (нормализация от 920°C, 30 мин., состояние I), мартенситном (закалка от 920°C, 30 мин. в воду, состояние II) и ферритном (закалка от 920°C, 30 мин. и отпуск при температуре 670°C, 1 ч., состояние III). Деформацию стали проводили методом кручения под давлением (КГД) на наковальнях Бриджмена на пять полных оборотов под давлением 4-6 ГПа.

Микроструктуру исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, Technai G2 FEI, 200 кВ) и оптической металлографии (Olympus GX-71). Микротвердость до и после КГД измеряли на микротвердомере Duramin 5 с нагрузкой $P=200$ г. Среднее значение микротвердости вычисляли по измерениям, проведенным на середине радиуса дисков. Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ излучения.

Нормализация (состояние I) приводит к формированию ферритно-бейнитного состояния со средним размером зерна феррита 10 мкм и объемной долей бейнита около 5 % (рис. 1.а). После закалки (состояние II) структура была представлена мартенситом самоотпуска со средней толщиной пластин 0,37 мкм (рис.1 б). Закалка и последующий высокотемпературный отпуск (состояние III) привели к формированию ферритного состояния сложной морфологии. Отпуск стали привел к распаду мартенсита, образованного после закалки, формированию глобулярного феррита с размером зерна 2,4 мкм и феррита, унаследовавшего морфологию пакетного мартенсита, с толщиной пластин $\sim 0,4$ мкм (рис. 1. в).

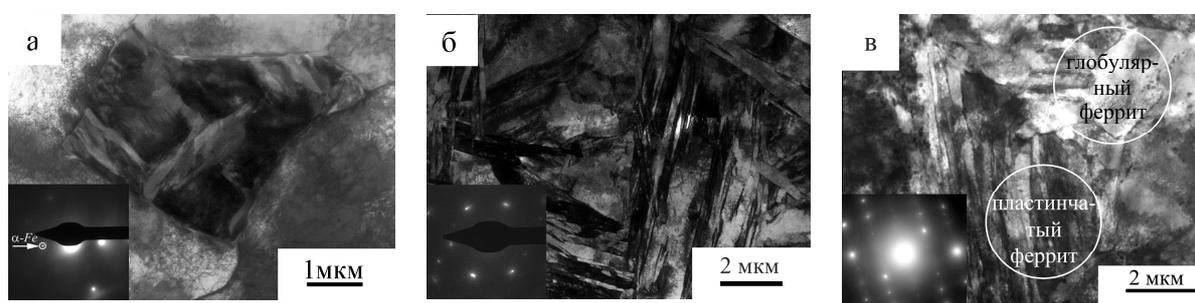


Рис. 1 – ПЭМ-изображения структуры стали в исходных состояниях: а) состояние I; б) состояние II; в) состояние III. Микродифракционные картины сняты с участка фольги площадью $S=0,95\text{мкм}^2$

КГД приводит к формированию в стали 06МБФ ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний со средним размером (суб)зерна 91 нм (состояние I), 98 нм (состояние II) и 100 нм (состояние III). Пример светлопольного и темнопольного ПЭМ-изображений такого УМЗ-состояния для случая кручения стали 06МБФ в состоянии I представлен на рисунке 2. При КГД происходит измельчение исходной структуры стали и формирование ориентированной зеренно-субзеренной структуры с высоко и малоугловыми границами. Характер распределения рефлексов по кольцам на микродифракционной картине свидетельствует о присутствии высокоугловых разориентировок между структурными элементами, а азимутальные размытия – о наличии малоугловых разориентировок и высоком уровне внутренних напряжений в зернах и субзернах после КГД (рис. 2 а, вклейка). После КГД на микродифракционных картинах также наблюдали размытые дифракционные кольца с межплоскостными расстояниями, соответствующими карбидным или карбонитридным фазам. Характер этих колец свидетельствует о формировании ультрамелкодисперсных частиц в структуре стали после КГД.

Анализ рентгенограмм, полученных для исходных и деформированных образцов, показал, что после КГД происходит уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий независимо от исходного состояния исследуемой стали. Размеры областей когерентного рассеяния уменьшаются при КГД до 45 нм (состояние I), до 25 нм (состояние II), и до 80 нм (состояние III). Значения микродеформации кристаллической решетки $\Delta d/d$ при КГД исследуемой стали, напротив, увеличиваются на порядок от $\sim 10^{-4}$ в исходных состояниях до $\sim 10^{-3}$ после КГД, что свидетельствует о росте внутренних напряжениях в структуре после КГД.

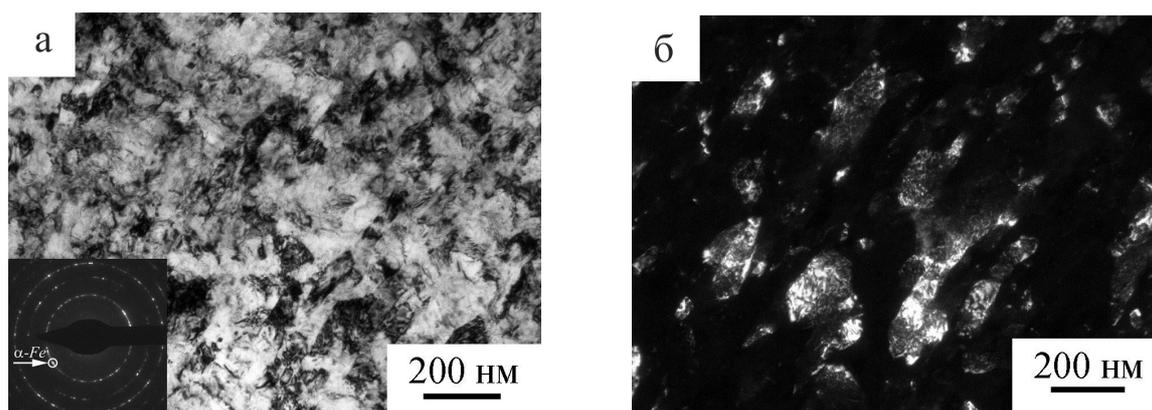


Рис. 2 – ПЭМ- изображения структуры стали 06МБФ после КГД (состояние I): а) светлопольное изображение и микродифракционная картина (снята с участка фольги площадью $S=0,95 \text{ мкм}^2$); б) темнопольное изображение, полученное в рефлексе $\alpha\text{-Fe}$ (указан на микродифракционной картине)

Кручение приводит к повышению средних значений микротвердости в сравнении с исходными состояниями: от 1,6 ГПа до 7,0 ГПа для состояния I, от 3,2 ГПа до 7,7 ГПа для состояния II, и от 2 ГПа до 6 ГПа для состояния III (рис. 3). Степень неоднородности распределения микротвердости по диаметру образцов ниже в случае кручения образцов в состояниях I и II ($H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр})=1,4$ и $H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр})=1,2$ соответственно) в сравнении с состоянием III ($H_{\mu}(\text{край})/H_{\mu}(\text{центр})=1,7$). Это является следствием исходной термической обработки стали до КГД и различием в приложенном давлении при деформации (6 ГПа для состояний I и II, 4 ГПа для состояния III).

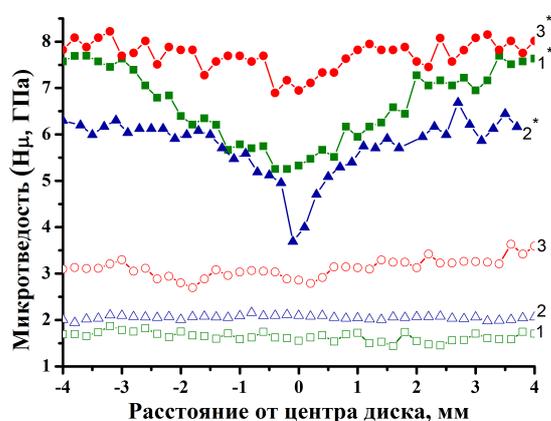


Рис. 3– Распределение значений микротвердости по диаметру образцов стали 06МБФ до и после КГД: 1, 2, 3 – исходные состояния; 1*, 2*, 3* – после КГД; 1, 1* – состояние I; 2, 2* – состояние II, 3, 3* – состояние III

Авторы выражают благодарность профессору, д.т.н. Добаткину С.В., д.т.н. Одесскому П.Д., д.ф.-м.н. Найденкину Е.В. за помощь в организации исследований. Исследование проведено на оборудовании Томского материаловедческого центра коллективного пользования и Новосибирского государственного технического университета.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. (III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

Таким образом, независимо от исходной обработки стали при кручении под давлением в стали 06МБФ формируются ультрамелкозернистые состояния с близким размером элементов зеренно-субзеренной структуры. При этом они характеризуются различными значениями микротвердости и степенью неоднородности структуры. Эти различия вызваны различным исходным состоянием образцов перед кручением – высокой исходной дисперсностью структуры из-за фазового наклепа и большей долей большеугловых границ в закаленном состоянии по сравнению с состояниями после нормализации и закалки с отпуском.