

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

¹В.С. Кошовкина, студент гр.0Б01, ²Г.Г. Майер, к.ф.-м.н.,

²Е.Г. Астафурова, д.ф.-м.н., доцент, ³Г.В. Хомякова, студент

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, 634021, (3822)-286-961

³Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Россия, г. Томск, пр. Ленина, 36, 634050

E-mail: koshovkina_vs@mail.ru

В настоящее время интерес исследователей направлен на изучение ультрамелкозернистых (УМЗ) структур, сформированных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Создание УМЗ структуры открывает перспективы улучшения исходных характеристик и создания материалов с новым комплексом физико-механических свойств [1-3]. Известно большое количество схем ИПД – равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, винтовая экструзия и др. [1-3]. Работ посвященных глубокому деформированию сталей немного, что связано с технологическими трудностями, хотя ИПД сталей позволяет создавать материалы с высокими прочностными характеристиками, которые имеют перспективы дальнейшего практического применения. УМЗ материалы характеризуются большой протяженностью границ зерен и их неравновесным состоянием. При отжиге рост зерна в таких материалах начинается при более низких температурах ($0,2-0,3T_{пл}$), чем в крупнокристаллических материалах [4]. Поэтому важно определять температурные границы отжига, в которых сохраняются высокие прочностные характеристик УМЗ структур. Цель данной работы – исследовать влияние кручения под давлением (КГД) на структуру, микротвердость и термическую стабильность низкоуглеродистой стали 06МБФ.

В качестве объекта исследования была выбрана низкоуглеродистая сталь 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C) в ферритном состоянии. Исходные заготовки стали 06МБФ закаливали от 920 °С (0,5 ч), затем проводили высокий отпуск (улучшение) при температуре 670 °С (1 ч). Образцы стали деформировали кручением под давлением на наковальнях Бриджмена при температуре $T=20$ °С под давлением 4 ГПа на пять полных оборотов. После кручения под давлением получали диски диаметром 10 мм и толщиной 0,26 мм. После деформации сталь подвергали отжигам в интервале температур 500÷700 °С (1 ч).

Исследование структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ и растрового электронного микроскопа Quanta 200 3D с использованием метода анализа картин дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD-анализ). Средний размер структурных элементов определяли методом секущих по электронно-микроскопическим снимкам.

Рентгеновские исследования выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с использованием $Cu\ K\alpha$ излучения. Расчет микроискажений кристаллической

решетки и размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) осуществляли методом аппроксимации.

Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса с использованием микротвердомера Duramin 5 при нагрузке на индентор 200 г., время нагружения 10 сек. Среднее значение микротвердости вычисляли по измерениям, проведенным на середине радиуса диска.

Исходная структура стали состояла из полиэдрического феррита с размером зерна 2,4 мкм и пластинчатого феррита с толщиной пластин $\sim 0,4$ мкм [5].

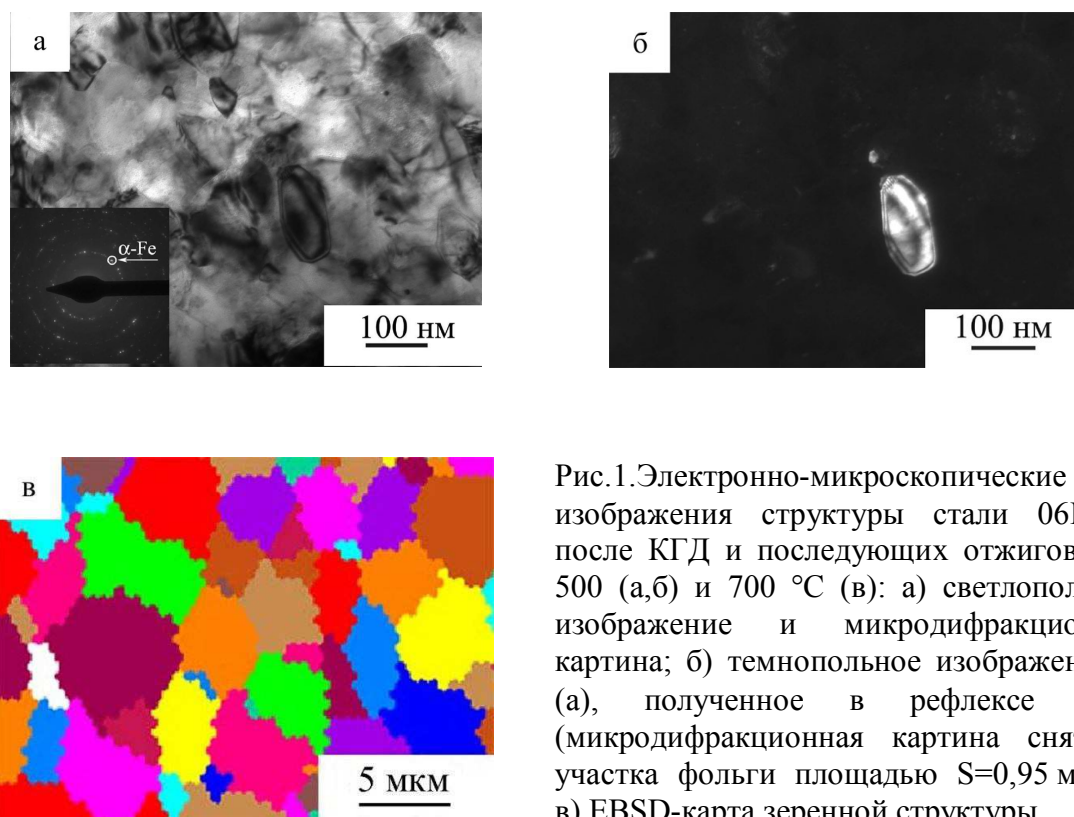


Рис.1.Электронно-микроскопические изображения структуры стали 06МБФ после КГД и последующих отжигов при 500 (а,б) и 700 °С (в): а) светлопольное изображение и микродифракционная картина; б) темнопольное изображение к (а), полученное в рефлексе α -Fe (микродифракционная картина снята с участка фольги площадью $S=0,95$ мкм²); в) EBSD-карта зеренной структуры

Кручение под давлением приводит к формированию в исследуемой стали УМЗ структуры с размером элементов зеренно-субзеренной структуры ~ 100 нм. Электронограммы после КГД носят кольцевой характер. На кольцах электронограмм хорошо различимые отдельные рефлексы, их равномерное распределение по кольцу свидетельствует о наличии высокоугловых разориентировок между структурными элементами, с которых получена электронограмма. Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружены карбиды цементитного типа разной дисперсности (15–90 нм в исходном состоянии и < 5 нм после КГД) на границах и внутри элементов структуры, их расположение в структуре квазиоднородно.

Влияние отжигов на сформированную УМЗ-структуру при КГД показало, что отжиг при 500 °С не приводит к увеличению размеров элементов структуры (рис.1). Средний размер (суб)зерна определенный по темнопольным снимкам составляет 110 нм (рис.1 б). После отжига при 600 °С средний размер зеренно-субзеренной структуры возрастает до 315 нм. А после отжига при 700 °С структура стали

полностью трансформируется в мелкокристаллическую с размером зерна ~ 4 мкм (рис.1в). С ростом элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдали укрупнение карбидов.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что КГД вызывает уменьшение интенсивности и увеличение ширины рентгеновских линий (рис.2). Значения микродеформации кристаллической решетки составляют $2,0 \times 10^{-4}$ в исходном состоянии и достигают значений $3,4 \times 10^{-3}$ после КГД. Размеры областей когерентного рассеяния составляют более 200 нм в исходном состоянии и уменьшаются до 40 нм после кручения. Следовательно, КГД приводит к измельчению исходной структуры и повышению внутренних напряжений в стали.

Отжиги приводят к релаксации структуры, уменьшению величины уширения рентгеновских линий, росту ОКР (180 нм после отжига при 500 °С и более 200 нм после

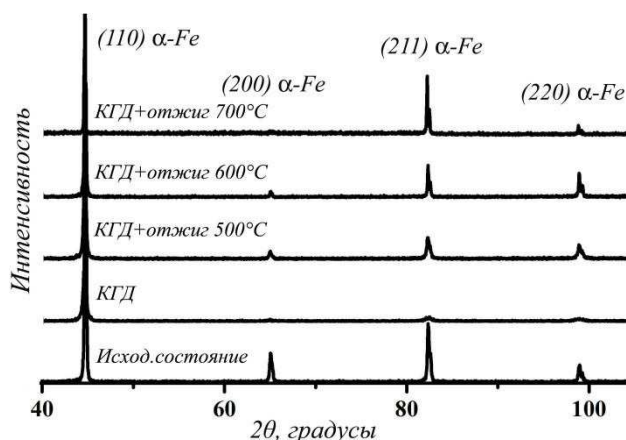


Рис.2. Влияние КГД и отжигов на рентгенограммы стали 06МБФ

отжигов при 600 и 700 °С), спаду значений микродеформации кристаллической решетки (до $1,2 \times 10^{-3}$ после отжига при 500 °С, до $0,4 \times 10^{-3}$ – при 600 °С и до $0,6 \times 10^{-4}$ – при 700 °С) (рис.2).

Изучение прочностных свойств при отжиге показало, что до температуры 500 °С сохраняются высокие значения микротвердости сформированные в стали методом КГД (таблица 1).

Таблица 1. Влияние КГД и последующих отжигов на микротвердость (Нц, ГПа) стали 06МБФ

Состояние	без отжига	отжиг при 500 °С	отжиг при 600 °С	отжиг при 700 °С
исходное	2,0	-	-	-
КГД	6,0	6,5	4,4	1,8

Последующие увеличение температуры отжига при 600 °С сопровождается спадом значений микротвердости и по достижении температуры отжига при 700 °С значение микротвердости приближаются к значению для исходного состояния.

Таким образом, исследование низкоуглеродистой стали 06МБФ после кручения под давлением и отжигов показало, что ультрамелкозернистая структура со средним размером структурных элементов 100 нм и высокими значениями микротвердости

($H\mu=6$ ГПа) сохраняются до температуры отжига 500 °С (1ч.). Высокая термическая стабильность сформированной при КГД структуры в стали 06МБФ обусловлена, в первую очередь, карбидным упрочнением.

Список литературы:

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279с.
3. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications/ Progress in Materials Science.–2008. – V. 53. – P. 893–979.
4. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСиС, 2005. – 432с.
5. Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Тукеева М.С., и др. Влияние кручения под квазигидростатическим давлением на структуру, механические свойства и термическую стабильность низко- и высокоуглеродистых сталей// Известия высших учебных заведений. Физика. – 2013. – №12/2. – С.76-81.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКОЙ ТЕХНИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 С ДОБАВЛЕНИЕМ MgO

Ю.Л. Кретов¹, магистрант гр. 10309,

Б.Д. Гимаев студент², гр. 4б11,

С.П. Буякова^{1,2,3} д.т.н., профессор

¹*Томский Государственный Университет, 634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 36*

²*Томский политехнический Университет, 634050, Россия, г. Томск, пр. Ленина, 30*

³*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021, Россия, г.*

Томск, пр. Академический, 2/4

E-mail: kretov2005@yandex.ru

Основные направления научных исследований в области керамики предусматривают расширение и углубление исследований новых, в первую очередь высокоплотных, мелкокристаллических и прочных керамических материалов, а также материалов со специфическими свойствами. Большой интерес для современной высокотемпературной керамики представляют материалы на основе синтезированных смесей высокоогнеупорных оксидов в двойных и тройных системах, кривые ликвидуса которых лежат в области весьма высоких температур. Они дают возможность получать широкий спектр высококачественных материалов с разнообразными свойствами, изменение которых можно контролировать и регулировать [1]. В работе изучается керамика на основе чистых оксидов, бинарная система $Al_2O_3 - MgO$ и синтетического продукта на их основе, алюмо-магниевого шпинели, которая имеет температуру плавления выше 2000-2500 °С, диаграмма состояния $MgO - Al_2O_3$ представлена на рис.1.

В настоящей работе представлены оригинальные данные, полученные при разработке технической керамики на основе Al_2O_3 с добавлением MgO . Из окислов данных металлов были изготовлены образцы в форме цилиндров: $h=20$ мм, $d=13$ мм. Образцы получали после механической активации оксида алюминия, без механической