

**М. Д. Бородина, С. В. Данилов, А. О. Струин, А. М. Карликов**

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

*tofm@urfu.ru*

Научный руководитель – доц., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*

## **СТРУКТУРНАЯ И ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ В МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ**

### **АННОТАЦИЯ**

Методами ориентационной микроскопии (EBSD) исследовалась текстурная наследственность в образцах низкоуглеродистой трубной стали после контролируемой термомеханической обработки (ТМСР). Образцы были подвергнуты различным термообработкам, включающим двойную фазовую перекристаллизацию, для получения ферритной, бейнитной и мартенситной структур. Во всех случаях зафиксирован факт воспроизводства основной компоненты исходной текстуры материала –  $\{112\}\langle 110\rangle$ .

*Ключевые слова:* низколегированная трубная сталь, ориентационная микроскопия, текстура сдвиговых фазовых превращений.

### **ABSTRACT**

The textural heredity in samples of low alloy pipe steel was studied by (EBSD). The samples were subjected to various heat treatments, including double phase recrystallization, to produce ferrite, bainite and martensite structures. In all cases recorded the reproduction of the main components of the initial texture of the material is  $\{112\}\langle 110\rangle$ .

*Key words:* low alloy pipe steel, EBSD, texture shear phase transformations.

Текстура в материалах играет важную роль за счет создания определенной анизотропии физико-механических свойств. В частности, в листах низкоуглеродистой низколегированной стали для производства труб большого диаметра, текстура является ответственной за формирование вторичных трещин (расщеплений) при разрушении [1].

Текстура в материале возникает на начальных этапах процесса его производства, а затем изменяется при прохождении материалом структурных (деформация и рекристаллизация) и сдвиговых фазовых превращений. Процесс эволюции текстуры является не до конца изученным [2].

Целью данной работы являлось исследование законов преобразования текстуры, полученной в результате ТМСР в малоуглеродистых низколегированных сталях при различных термообработках, включающих фазовую перекристаллизацию.

Исходные образцы (табл. 1, схема 1) низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ после термомеханической обработки с бейнитной структурой имели одну и ту же текстуру, состоящую из ориентировок: две сильные из  $\{112\}\langle 110\rangle$ , две из  $\{111\}\langle 112\rangle$  и  $\{001\}\langle 110\rangle$ . Образцы подвергались различным термообработкам с целью получения структур различного типа, таких как мартенсит, нижний бейнит, верхний бейнит, феррит, мартенсит + феррит (табл. 1).

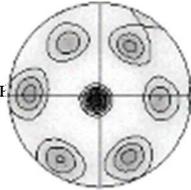
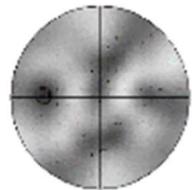
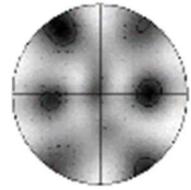
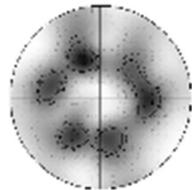
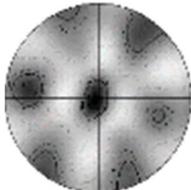
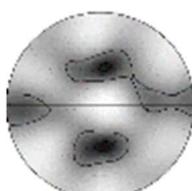
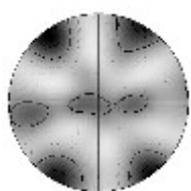
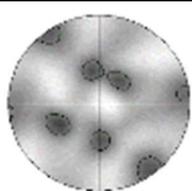
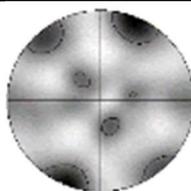
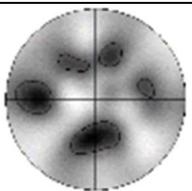
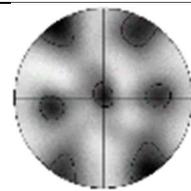
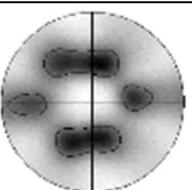
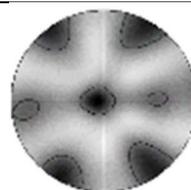
При закалке была зафиксирована мартенситная структура. В случае обработок по схемам 3, 4 (табл. 1), получили близкие структуры, которые следует рассматривать, как бейнитные. Структуры, полученные по схемам 2-4, отличались друг от друга по количеству и морфологии остаточного аустенита. При медленном охлаждении (табл. 1, схема 6) должна была сформироваться равновесная ферритная структура, но в действительности наблюдалась структура близкая к бейнитной. В случае термообработки по схеме 5 получили структуру, состоящую из 2-х компонент – феррита и мартенсита.

Исследование проводилось методом ориентационной микроскопии (EBSD) с использованием ориентационных карт и соответствующих им, прямых полюсных фигур (ППФ). В результате всех термообработок, в ходе которых были реализованы прямое и обратное  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  фазовые превращения, был зафиксирован факт воспроизводства основных компонент исходной текстуры материала, полученной после ТМСР (табл. 1). Отмечено, что средний размер области с однородной кристаллографической ориентировкой «сохранялся» в результате термической обработки.

В случае сдвигового фазового превращения  $\alpha \rightarrow \gamma$  и выполнения ориентационных соотношений Кюрдюмова-Закса из одной ориентировки феррита может возникать до 12 ориентировок аустенита. При обратном  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении из одной ориентировки аустенита может возникать до 24 ориентировок феррита. Таким образом, при двойной фазовой перекристаллизации общее число возникших ориентировок может составить до 288. Очевидно, что при реализации подобного процесса, получение и, тем более, воспроизводство исходной текстуры является невозможным. Однако эксперимент показывает обратное. На практике наблюдается воспроизводство через аустенит основных исходных ориентировок феррита (две из  $\{112\}\langle 110\rangle$ ).

Таким образом, при фазовой перекристаллизации в малоуглеродистой низколегированной стали механизм эволюции текстуры предполагает появление в структуре материала после ТМСР (более вероятно после горячей прокатки аустенита) некоего фактора, ответственного за наследственность.

Текстура образцов стали типа 06Г2МБ после различных термообработок

№	Вид термообработки	Структура	Текстура	
			{100} <sub>нп</sub>	{111} <sub>нп</sub>
1	Исходное состояние (после ТМСП)	бейнит		
2	Закалка с 1000 °С и выдержкой в 30 минут	мартенсит		
3	Нагрев стали на 1000 °С и выдержкой в 30 мин. с последующим переохлаждением на 300 °С и выдержкой в 10 минут в соляной ванне, охлаждение в воде	бейнит		
4	Нагрев стали на 1000 °С и выдержкой в 30 минут с последующим переохлаждением на 500 °С и выдержкой в 10 минут в соляной ванне, охлаждение в воде	бейнит		
5	Нагрев стали на 1000 °С с выдержкой 30 минут. с последующим переохлаждением на 750 °С и выдержкой в 10 и 40 минут, после чего охлаждение в воде	феррит		
		мартенсит		
6	Нагрев стали на 1000 °С с выдержкой 30 минут, охлаждение с печью	бейнит (феррит?)		

Предположительно, данным фактором являются кристаллографически обусловленные границы, сформированные между зернами  $\gamma$ -фазы, имеющими «стабильные» ориентировки, как результат горячей деформации [3]. По-видимому, образование зародышей новых фаз в процессе сдвиговых  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращений происходило на данных границах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006 и в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект №11.1465.2014/К.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности X80 (K65) / А. Б. Арабей, И. Ю. Пышминцев, В. М. Фарбер, В. А. Хотинев, А. О. Струин // Известия высших учебных заведений. Серия «Черная металлургия». – 2012. – № 3. – С. 12–19.
2. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si / Г. М. Русаков, М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, А. С. Беляевских // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115. – № 8. – С. 827–838.
3. Лобанов М. Л. Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали / М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, Г. М. Русаков, С. В. Данилов // МиТОМ. – 2015. – № 8 (722). – С. 44–49.