

# МИКРОСТРУКТУРА СТАЛИ 10ХГМТ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

*П.Д. Долженко, А.С. Долженко, А.Н. Беляков*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет  
*dolzhenko\_p@bsu.edu.ru*

**Аннотация.** В работе изучено влияние температуры и степени деформации темпформинга на микроструктуру высокопрочной стали 10ХГМТ (мас. %: Fe-0,15C-1,32Mn-1,42Cr-0,45Mo-0,42Cu-0,17Ti). Темпформинг при различных температурах до истинной деформации 0,8 приводит к формированию микроструктуры, состоящей из удлиненных в направлении прокатки зерен. При увеличении истинной деформации до 1,5 наблюдается формирование нанокристаллической волокнистой структуры, состоящей из сильно вытянутых вдоль направления прокатки зерен, средний поперечный размер которых увеличивается от 370 до 500 нм с увеличением температуры темпформинга от 550 до 650°С.

**Ключевые слова:** Высокопрочная сталь, темпформинг, микроструктура, вторичная фаза

## **Введение**

В настоящее время особое внимание уделяется разработке конструкционных сталей и сплавов, адаптированных к природно-климатическим условиям крайнего севера, а также для сооружений и конструкций различного назначения, эксплуатируемых в условиях низких температур. Первое поколение высокопрочных низколегированных сталей показывало предел текучести выше 350 МПа [1]. Предел текучести современных высокопрочных низколегированных сталей увеличился до 700 МПа как за счет дисперсионного упрочнения, обеспечиваемого микролегированием, так и за счет измельчения зерна за счет термомеханической обработки [2-4]. Упрочнение по размеру зерна также играет важную роль в прочности высокопрочных сталей с ультрамелкозернистым ферритом [3].

## **Материал и методики проведения исследования**

Объектом исследования является сталь 10ХГМТ следующего химического состава: Fe-0,15C-1,32Mn-1,42Cr-0,45Mo-0,42Cu-0,17Ti, все в мас.%. В качестве деформационно-термической обработки исследуемой высокопрочной стали был выбран темпформинг: заготовки предварительно закаленной стали нагревались до температур 550, 600 и 650°С, выдерживались в течении 1 ч (отпуск),

после чего проводилась многократная прокатка при температуре отпуска до истинных степеней деформации 0,8 и 1,5. После каждого прохода заготовки подогревались до температур отпуска. Исследования микроструктуры проводили с использованием растрового электронного микроскопа Quanta Nova Nanosem 450 FEG, оснащенного анализатором дифракционной картины обратнорассеянных электронов (EBSP), с помощью программы TSL OIM Analysis 6. Средний поперечный размер зерен и субзерен оценивался на изображениях OIM (карта распределения ориентировок) как среднее расстояние между большеугловыми границами с разориентацией  $\theta \geq 15^\circ$  и малоугловыми границами с разориентациями  $\theta \geq 2^\circ$ , соответственно, в направлении нормали к плоскости прокатки. Исследование тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Фольги для микроструктурных исследований изготавливали методом струйной электрополировки с использованием раствора 10% хлорной кислоты в уксусной на установке Struers Tenipol 5.

### Результаты исследований и их обсуждение

Полученная микроструктура высокопрочной стали 10ХГМТ в результате проведения темпформинга по различным режимам представлена на рисунке 1.

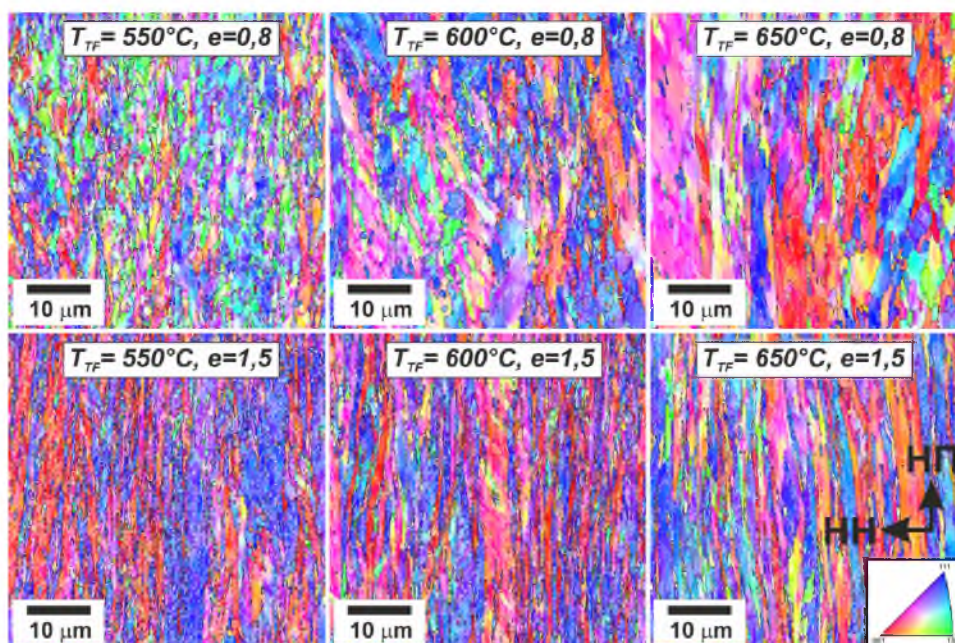


Рисунок 1. OIM-изображения микроструктур опытных образцов стали типа 10ХГМТ после различных режимов темпформинга

Темпформинг при различных температурах до истинной деформации 0,8 приводит к формированию микроструктуры, состоящей из удлиненных в направлении прокатки зерен. Размеры зерен и субзерен увеличиваются с повышением температуры темпформинга, а доля высокоугловых границ (ВУГ) практически не изменяется при изменении температуры обработки (таблица). Плотность дислокаций снижается с повышением температуры темпформинга. Плотность дислокаций была рассчитана по формуле:

$$\rho = 2\theta_{\text{КАМ}}/(bh), \quad (1)$$

где  $\theta_{\text{КАМ}}$  – средняя искаженность решетки,  
 $b$  – вектор Бюргерса,  
 $h$  – шаг сканирования.

Таблица. Структурные параметры опытных образцов стали типа 10ХГМТ после различных режимов темпформинга

Состояние	Размер субзерен, мкм	Размер зерен, мкм	Доля ВУГ	$\rho \times 10^{15}, \text{ м}^{-2}$
$T_{\text{TF}}=550^{\circ}\text{C}, e=0,8$	0,46	0,81	0,43	1,9
$T_{\text{TF}}=600^{\circ}\text{C}, e=0,8$	0,66	1,05	0,4	1,9
$T_{\text{TF}}=650^{\circ}\text{C}, e=0,8$	0,8	1,36	0,44	1,5
$T_{\text{TF}}=550^{\circ}\text{C}, e=1,5$	0,37	0,6	0,42	2
$T_{\text{TF}}=600^{\circ}\text{C}, e=1,5$	0,34	0,56	0,5	1,9
$T_{\text{TF}}=650^{\circ}\text{C}, e=1,5$	0,5	0,83	0,46	1,8

При увеличении истинной деформации до 1,5 наблюдается формирование нанокристаллической волокнистой структуры, состоящей из сильно вытянутых вдоль направления прокатки зерен. С повышением температуры темпформинга поперечный размер зерен и субзерен увеличивается, а плотность дислокаций снижается (таблица). Стоит также отметить, что после темпформинга до истинной деформации 1,5 экспериментальная сталь типа 10ХГМТ характеризуется наличием волокнистой текстуры деформации  $\langle 001 \rangle \parallel \text{ND}$  и  $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$ .

На рисунке 2 представлены фотографии микроструктур, полученные при исследовании тонкой структуры высокопрочной стали 10ХГМТ после темпформинга при различных температурах отпуска до истинной деформации 0,8 в просвечивающем электронном микроскопе.

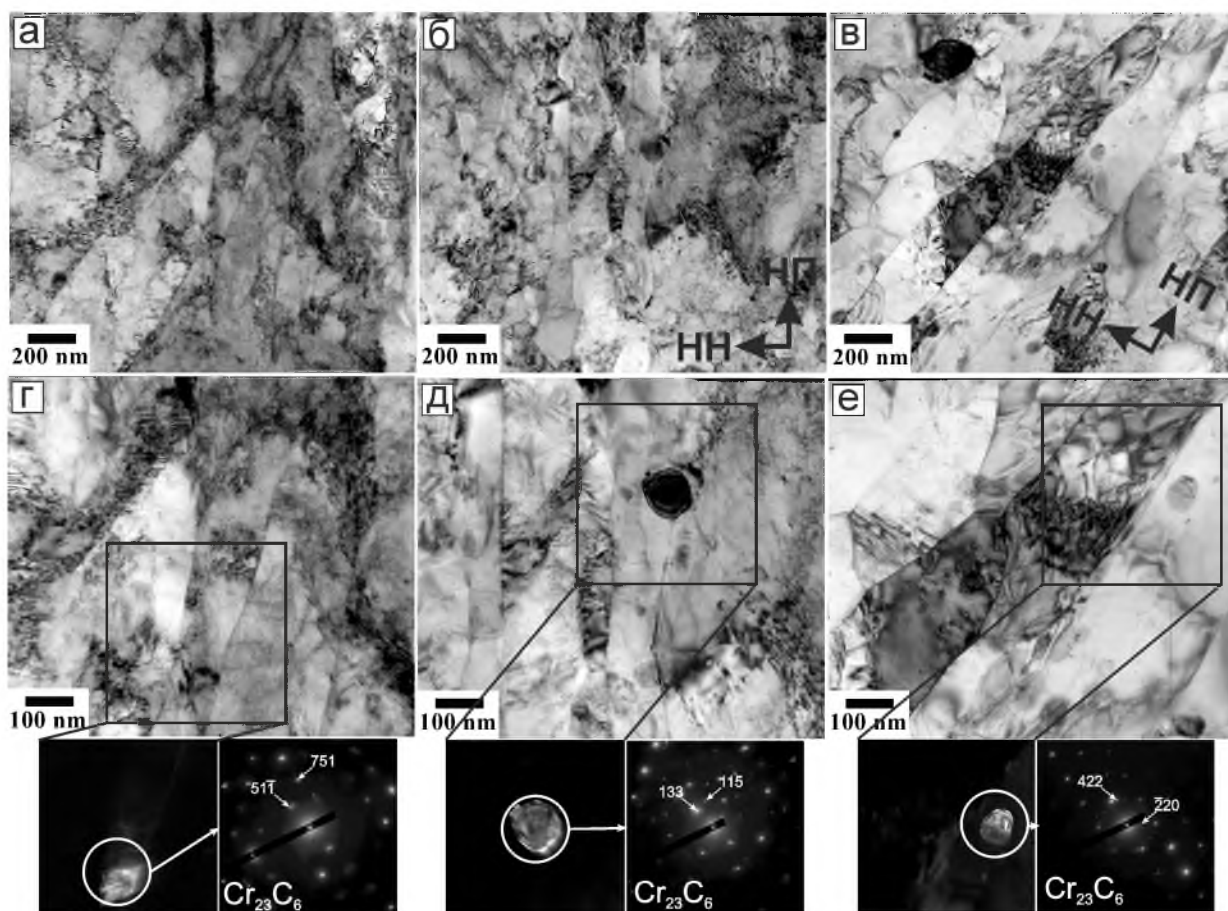


Рисунок 2. Микроструктуры стали 10ХГМТ после темпформинга до истинной деформации 0,8 при температуре 550°C (а, г); при температуре 600°C (б, д); при температуре 650°C (в, е)

Темпформинг до истинной деформации 0,8 исследуемой стали при всех температурах приводит к формированию вытянутых субзерен вдоль направления прокатки. Средний поперечный размер субзерен увеличивается от 140 до 185 нм с повышением температуры темпформинга от 550 до 650°C.

На рисунке 3 представлены фотографии микроструктур, полученные при исследовании тонкой структуры высокопрочной стали 10ХГМТ после темпформинга при различных температурах отпуска до истинной деформации 1,5 в просвечивающем электронном микроскопе. Увеличение степени деформации темпформинга при всех температурах приводит к формированию слоистой микроструктуры, состоящей из вытянутых вдоль направления прокатки зерен. Средний поперечный размер субзерен увеличивается от 105 до 140 нм с повышением температуры темпформинга от 550 до 650°C.

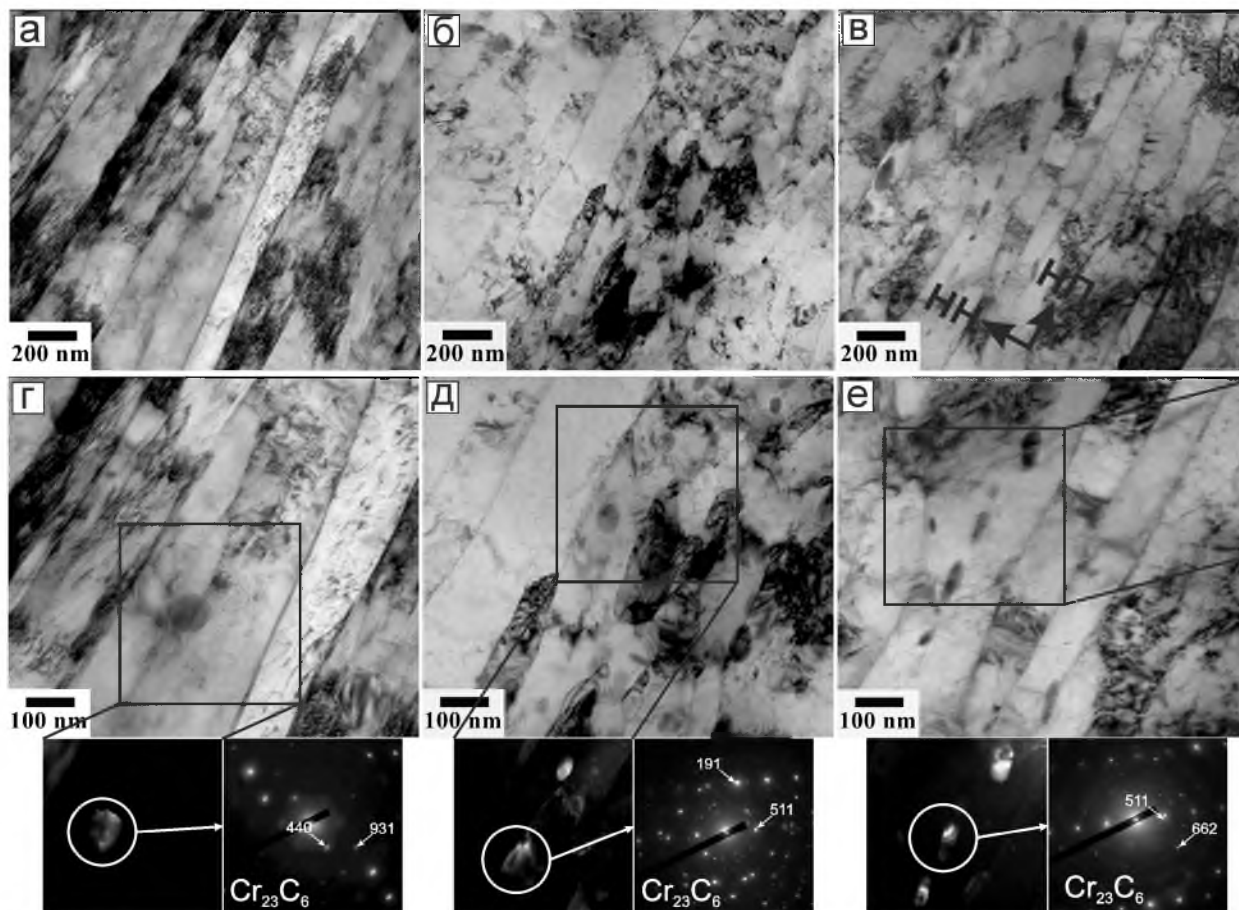


Рисунок 3. Изображения микроструктур опытных образцов стали типа 10ХГМТ после темпформинга до истинной деформации 1,5 при температуре 550°С (а, г); при температуре 600°С (б, д); при температуре 650°С (в, е)

Сформированные микроструктуры высокопрочной стали 10ХГМТ после всех режимов темпформинга характеризуются образованием карбидов  $M_{23}C_6$  (электроннограммы на рис. 2, 3) как на границах зерен и субзерен, так и в теле зерна. Поперечные размеры частиц карбидов варьируются от 15 до 110 нм. Стоит отметить, что после темпформинга до истинной деформации 1,5 частицы принимают более вытянутую форму, особенно частицы, расположенные по границам зерен и субзерен. Микроструктура после темпформинга по различным режимам характеризуется однородным распределением карбидов, хотя на высокоугловых границах формируются относительно крупные частицы карбидов, а частицы меньших размеров расположены на малоугловых субграницах и внутри зерен или субзерен.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497)*

#### Литература

1. Krauss, G. Steels: Processing Structure and Performance; ASM International: Phoenix, AZ, USA, 2015; p. 681. 2. DeArdo, A.J.; Hua, M.J.; Cho, K.G.; Garcia, C.I. strength of microalloyed steels: An interpretive review. Mater. Sci. Technol. **2009**, 25, 1074–1082.

2. Vervynckt, S.; Verbeken, K.; Lopez, B.; Jonas, J.J. Modern HSLA steels and role of non-recrystallisation temperature. *Int. Mater. Rev.* **2012**, *57*, 187–207.
3. Cochrane, R.C. Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels. In *Phase Transformations in Steels, Vol.2: Diffusionless Transformations, High Strength Steels, Modelling and Advanced Analytical Techniques*; Pereloma, E., Edmonds, D.V., Eds.; Woodhead Publishing: Cambridge, UK, 2012; pp. 153–212.