

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА 9%CR ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА.

*Ткачёв Е.С. *, Борисов С.И. Борисова Ю.И.*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Россия г. Белгород

Tkachev_e@bsu.edu.ru

Аннотация. В работе представлено исследование влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства перспективной теплотехнической стали мартенситного класса. Установлены зависимости характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости от температуры отпуска стали при применении традиционной и термомеханической обработки. Показано, что при прокатке в интервале температур 900–500°C в стали протекает диффузионное превращение с формированием частиц карбидов по границам субзерен, что приводит к повышению пластичности и ударной вязкости после отпуска.

Введение

Одним из главных недостатков мартенситных сталей с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота является их низкая ударная вязкость после классической термической обработки включающей нормализацию и последующий отпуск [1-3]. Применение термомеханической обработки для низко и среднеуглеродистых сталей является актуальной темой исследования многих научных групп [4-8]. Отмечается, что увеличение вязкости разрушения может быть вызвано не только измельчением зеренной структуры, но и наследованной дислокационной структурой деформированного аустенита, обеспечивающей пластическую деформацию при вершине трещины в процессе разрушения [4]. При этом на текущий момент, отсутствуют данные по влиянию такой обработки на вязкость разрушения теплотехнических мартенситных сталей при статических и динамических испытаниях.

Материал и методики исследования

В качестве возможного решения для устранения отпускной хрупкости рассмотрено применение низкотемпературной термомеханической обработки для перспективной стали Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,013B-0,007N-0,085Ta (масс.%), заключающейся в аустенизации при температуре 900 °С в течении 0,5 ч. с последующей прокаткой в интервале температур 900-500 °С.

Степень деформации при прокатке составила 30%. Образцы после термомеханической обработки были подвержены отпуску при температурах 750; 765; 780 °С для обеспечения выделения частиц карбидов и карбонитридов, обеспечивающих дисперсионное упрочнение стали. Примененные режимы термической и термомеханической обработки исследуемой стали представлены на Рисунке 1.

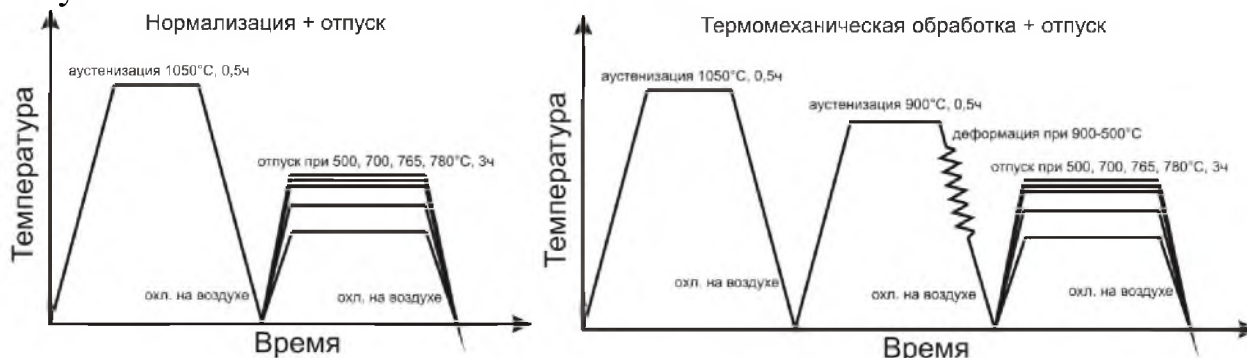


Рисунок 1. Схемы термической и термомеханической обработки стали.

Характеристики растяжения стали при комнатной температуре были получены на плоских образцах с сечением 1,5x3,0 мм и длиной рабочей части 16 мм с использованием испытательной машины Instron 5882. Для определения ударной вязкости из прокатанных и отпущенных заготовок были вырезаны образцы размером 10x10x55 мм с V-образным надрезом глубиной 2 мм. V-образный надрез был расположен вдоль направления прокатки. Испытания на ударную вязкость проводились при комнатной температуре с использованием копра Instron IMP460 с записью диаграммы удара. Для получения карт угловых разориентировок (картин ДОРЭ) был использован сканирующий электронный микроскоп FEI Quanta 600 FEG с анализатором дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-детектор). Исследование тонкой структуры осуществлялись методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием микроскопа Jeol «JEM-2100» при ускоряющем напряжении 200кВ.

Результаты

На рисунке 2 представлены зависимости механических свойств, полученных по результатам испытаний на растяжение исследуемой стали после различных режимов обработки.

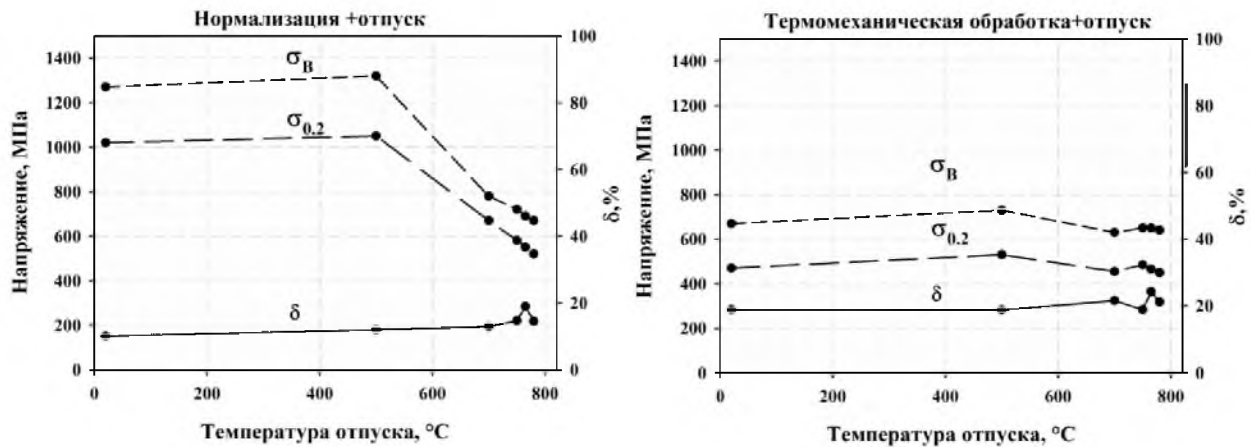


Рисунок 2. Зависимости характеристик растяжения образцов стали от температуры отпуска после традиционной и термомеханической обработки.

В исследуемой стали после нормализации при температуре 1050 °C, предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_B) и деформация до разрушения (δ) составили 1020 МПа, 1270 МПа, и 10,1% соответственно. Высокие прочностные свойства стали после нормализации являются типичными для теплотехнических сталей с содержанием хрома 9-12% вес. и объясняются формированием мартенситной структуры с высокой плотностью межкристаллитных границ [9]. Предел текучести и предел прочности стали после прокатки в интервале температур 900-500 °C приблизительно в 2 раза меньше таковых после нормализации, тогда как относительное удлинение увеличивается до 18,9 %. Последующий отпуск при 500 °C приводит к незначительному повышению прочности как для стали после нормализации, так и для стали после горячей прокатки. Исходная разница в прочностных характеристиках для стали после нормализации и после горячей прокатки существенно сокращается после отпуска в интервале температур 750-780 °C. Так, после отпуска при 780 °C, предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_B) и деформация до разрушения (δ) стали после нормализации и после горячей прокатки составили 520 и 450 МПа; 670 и 640 МПа; 14,5 и 11,2 % соответственно. На рисунке 3 представлены зависимости ударной вязкости от температуры отпуска стали после нормализации и после горячей прокатки.

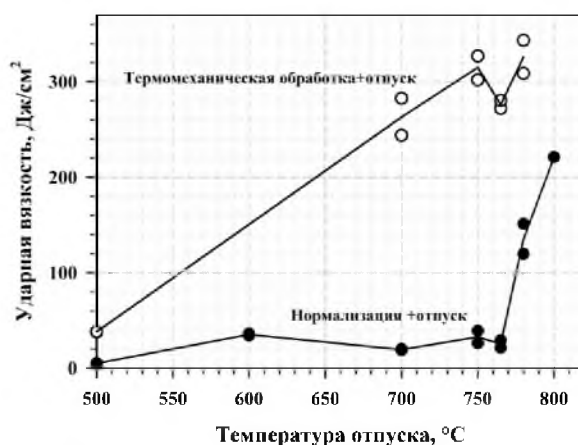


Рисунок 3. Влияние температуры отпуска на ударную вязкость стали после традиционной и термомеханической обработки.

Видно, что применение термомеханической обработки обеспечивает высокую вязкость разрушения стали во интервале температур 700-780 °C, тогда как значительное повышение ударной вязкости в стали после нормализации наблюдается только после отпуска при температурах выше 765 °C.

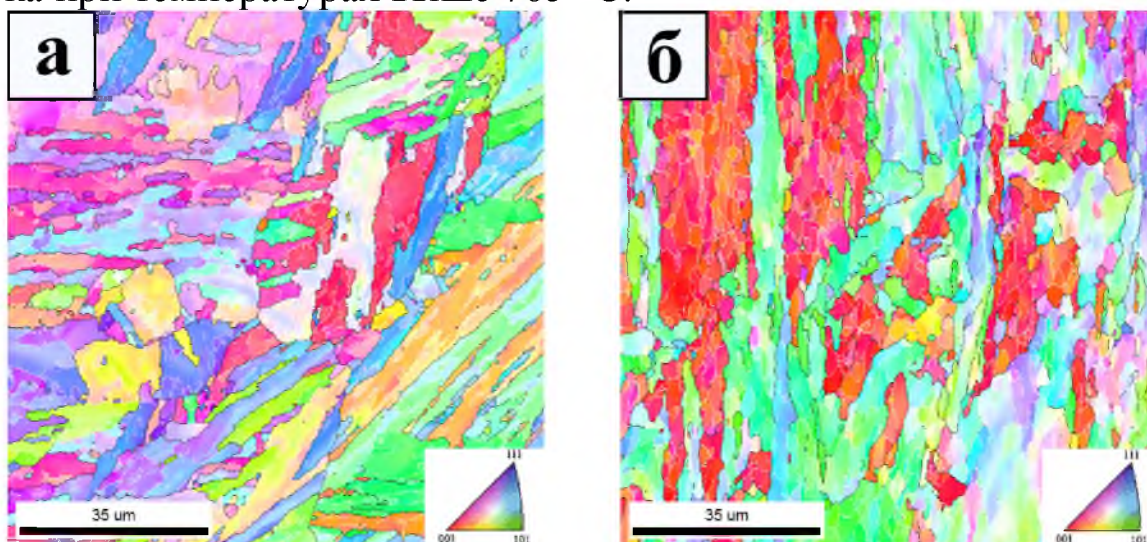


Рисунок 4. РЭМ картины дифракции обратно-рассеянных электронов стали после нормализации при 1050 °C (а) и после деформации в интервале температур 900-500 °C (б).

Полученные с использованием РЭМ картины дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ), показывают, что после нормализации структура стали представляет собой речный мартенсит, состоящий из исходных аустенитных зерен, разделенных на пакеты, блоки и рейки (Рисунок 4а). Прокатка в интервале температур 900-500 °C приводит к формированию вытянутой субзеренной структуры (Рисунок 4б). Размер элементов субзеренной структуры после обработки по указанным режимам приблизительно одинаков. Для оценки уровня

внутренних напряжений в стали после традиционной и термомеханической обработки методом анализа картин ДОРЭ были определены зависимости среднего угла разориентировки вокруг отдельных точек в кристалле (Рисунок 5а).

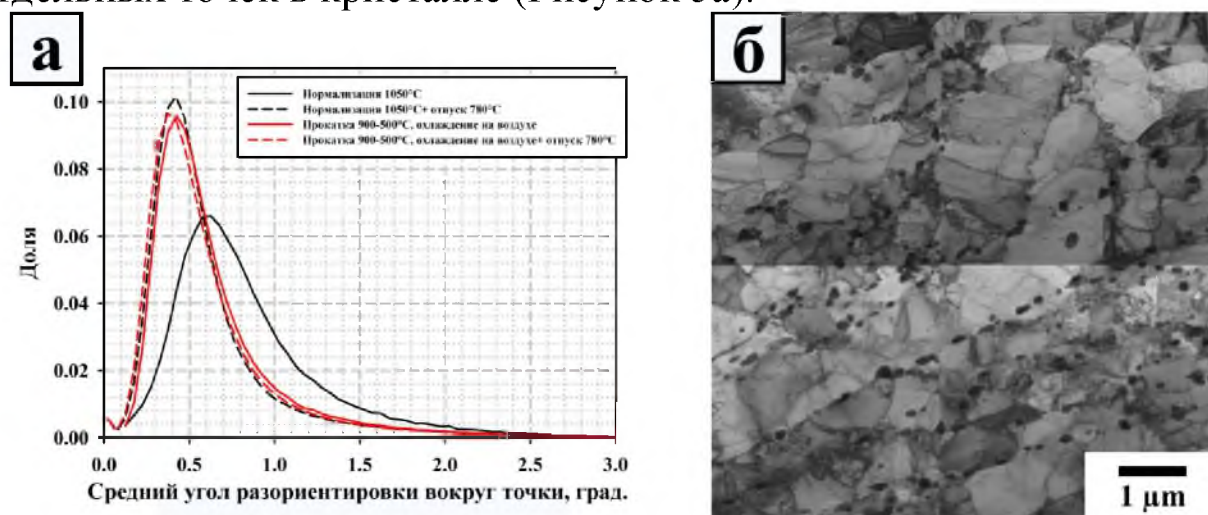


Рисунок 5. Доли точек с различным средним углом разориентировки вокруг них для стали после различных режимов термической и термомеханической обработки (а) и ПЭМ микроструктура стали после деформации в интервале температур 900-500 °С (б).

Большее значение среднего угла разориентировки указывает на повышенные локальные искажения кристаллической решетки внутри отдельных зерен/субзерен. Анализ картин ДОРЭ показывает, что уровень внутренних микронапряжений в стали после нормализации существенно выше по сравнению с состоянием после горячей прокатки. Отпуск при 780°C приводит к снижению микронапряжений до уровня таковых после горячей прокатки. При этом отпуск стали после горячей прокатки не оказывает существенного влияния на величину микронапряжений в стали. Присутствие большого количества частиц карбидов в структуре стали после горячей прокатки указывает на протекание диффузионного превращения при охлаждении (Рисунок 5б). Частицы карбидов в стали после такой обработки расположены преимущественно по границам субзерен.

Выводы

Прокатка в интервале температур 900-500 °С с последующим отпуском приводит к существенным изменениям структурных характеристик и механических свойств 9%Cr теплотехнической стали с повышенным содержанием бора, а именно:

1. Применение горячей прокатки с последующим отпуском позволяет получить прочностные характеристики близкие к таковым в стали после нормализации и отпуска при 750–780°C.
2. Термомеханическая обработка приводит к повышению общего уровня пластичности и ударной вязкости стали во всем исследуемом интервале температур отпуска.
3. Протекание диффузионного превращения в процессе горячей прокатки приводит к формированию карбидов на субзеренных границах, что повышает стабильность субзеренной структуры при последующем отпуске.

Благодарность

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00067, <https://rscf.ru/project/21-79-00067/>.

Литература

1. Mishnev R. et al. On the fracture behavior of a creep resistant 10% Cr steel with high boron and low nitrogen contents at low temperatures //Materials. – 2020. – Т. 13. – №. 1. – С. 3.
2. Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R. Role of tungsten in the tempered martensite embrittlement of a modified 9 pct Cr steel //Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – Т. 48. – №. 3. – С. 982-998.
3. Falat L. et al. Ageing effects on microstructure, mechanical properties, and fracture behaviour of 9Cr-1.5 Mo-1Co-VNbBN martensitic steel welded joint for high temperature application //Advances in Materials Science and Engineering. – 2017. – Т. 2017.
4. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming as an Advanced Processing Method for Carbon Steels //Metals. – 2020. – Т. 10. – №. 12. – С. 1566.
5. Gulyaev A. P., Shigarev A. S. Effect of thermomechanical treatment on fine structure //Metal Science and Heat Treatment. – 1963. – Т. 5. – №. 4. – С. 191-194.
6. Seo S. W. et al. Ausforming of medium carbon steel //Materials Science and Technology. – 2015. – Т. 31. – №. 4. – С. 436-442.
7. Hu H. et al. Critical ausforming temperature to promote isothermal bainitic transformation in prior-deformed austenite //Materials Science and Technology. – 2019. – Т. 35. – №. 4. – С. 420-428.
8. Eres-Castellanos A., Caballero F. G., Garcia-Mateo C. Stress or strain induced martensitic and bainitic transformations during ausforming processes //Acta Materialia. – 2020. – Т. 189. – С. 60-72.
9. Fedorova, I., Kostka, A., Tkachev, E., Belyakov, A., & Kaibyshev, R. Tempering behavior of a low nitrogen boron-added 9% Cr steel //Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Т. 662. – С. 443-455.