

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ 9%Cr ТЕПЛОТЕХНИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

Ткачев Е.С., Борисова Ю.И.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Известно, что использование деформационно-термической обработки сталей в общем случае приводит к формированию дисперсной структуры с повышенной прочностью и пластичностью [1, 2]. Использование данной обработки для мартенситных сталей видится перспективным, так как благодаря легированию они обладают повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита и низкой критической скоростью охлаждения [3, 4]. Относительно недавно применение такой обработки для традиционной мартенситной стали Р91 рассматривалось с целью повышения сопротивления ползучести [5]. При этом было отмечено, что наследованная дислокационная структура аустенита при отпуске значительно влияет на процесс выделения карбонитридов типа МХ при отпуске и повышает жаропрочность стали.

В настоящей работе для определения эффективности применения низкотемпературной термомеханической обработки мартенситных сталей (НТМО) в качестве способа получения дисперсной структуры с повышенными характеристиками прочности и пластичности была проведена низкотемпературная термомеханическая обработка сталей Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,012B-0,007N (Сталь №1) и Fe-0,1C-9Cr-1,8W-0,6Mo-3Co-0,05Nb-0,2V-0,013B-0,007N-0,085Ta (сталь №2), заключающаяся в аустенизации при температуре 900 °С в течении 1 ч. с последующей прокаткой в интервале температур, соответствующих области переохлажденного аустенита 900-500 °С. Относительное обжатие при прокатке составило 40 %. Для анализа влияния термомеханической обработки (ТМО) на структуру и фазовый состав исходные заготовки исследуемых сталей были также подвержены традиционной термической обработке включающей нормализацию при 1050°С в течение 0,5 часа с последующим отпуском при температурах 500; 700; 750; 765 и 780 °С. Примененные режимы термической и термомеханической обработки исследуемой стали представлены на рис. 1.

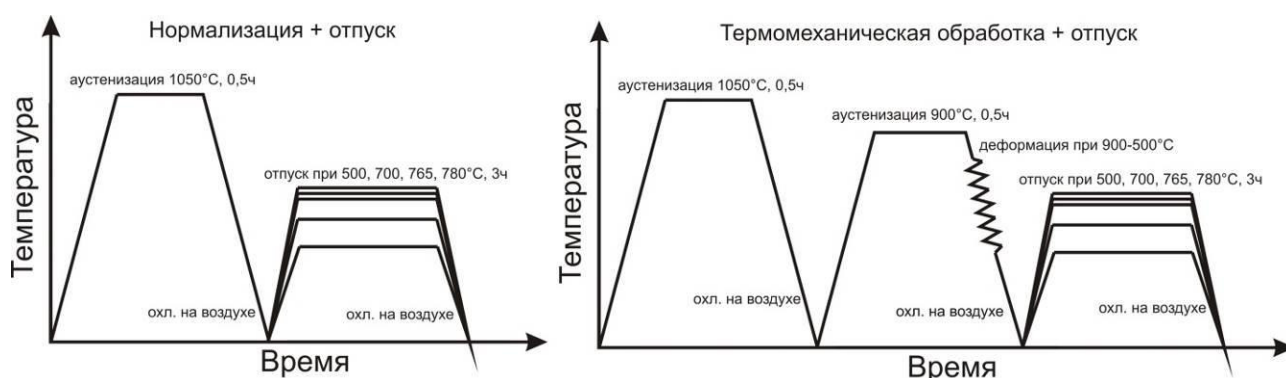


Рис. 1. Схемы термической и термомеханической обработки исследуемых теплотехнических сталей

Исследование структуры сталей с использованием просвечивающего электронного микроскопа показало, что в стали №1 после термомеханической обработки без отпуска внутри рек наблюдается высокая плотностью дислокаций $2,0 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, предположительно обусловленная мартенситным превращением. В данной стали после термомеханической обработки и отпуска при 750 °С, так же как и после традиционной термической обработки происходит двухфазное разделение карбонитридов МХ с формированием групп частиц V(C,N) и Nb(C,N).

В стали №2 после ТМО помимо частиц карбонитридов МХ в структуре формируются цепочки частиц по границам субзерен. Данные частицы имеют вытянутую форму и

обогащены Cr. Расшифровка электронограмм позволила установить, что данные частицы являются частицами $M_{23}C_6$ со сложной кубической решеткой (Рис. 2.). Интересно, что при традиционной обработке такие частицы наблюдаются только после отпуска при температурах выше 500 °С [6].

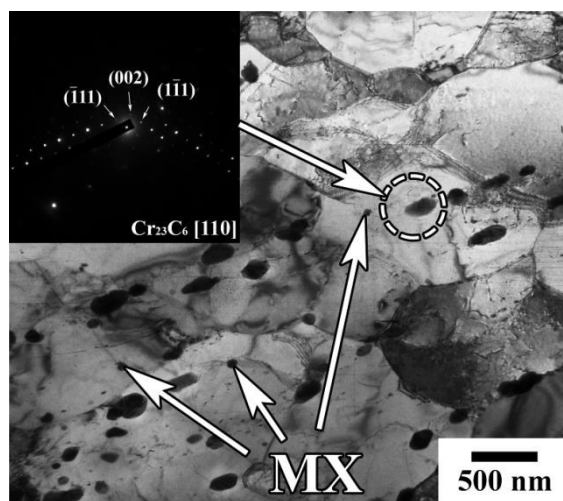


Рис. 2. ПЭМ изображение частиц карбида $M_{23}C_6$ и карбонитридов MX в стали №2 после термомеханической обработки без отпуска

Изменения в фазовом составе сталей при дальнейшем отпуске, как и при традиционной обработке заключаются в довыделении и росте частиц карбида $M_{23}C_6$ при температурах отпуска ≥ 700 °С и выделению наноразмерных частиц карбонитридов типа MX, приводящего к уменьшению их среднего размера.

Таким образом, Накопленная деформация аустенита при термомеханической обработке ускоряет процесс диффузионного распада в 9%Cr сталях мартенситного класса с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота. Повышение содержание Mn и Si уменьшает температуры начала и завершения аустенитного превращения и стабилизирует аустенит при температуре ТМО, что стимулирует протекание превращения по сдвиговому/промежуточному механизму, как это наблюдалось в исследуемой стали №2.

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

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ", деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).

1. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming as an Advanced Processing Method for Carbon Steels // Metals. 2020. V. 10. №. 12. P. 1566.
2. Бобрук Е. В., Семенова И. П., Валиев Р. З. Современные методы деформационно-термической обработки: от традиционных материалов до наноструктурных. Уфа: УГАТУ. – 2015.
3. Klotz U.E., Solenthaler C., Uggowitzer P.J. Martensitic–austenitic 9–12% Cr steels—Alloy design, microstructural stability and mechanical properties // Materials Science and Engineering: A. 2008. V. 476, №. 1-2. P. 186–194.
4. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Science and Technology of Advanced Materials. 2008. V. 9, №. 1. P. 013002.
5. Vivas J. et al. Effect of ausforming temperature on the microstructure of G91 steel // Metals. 2017. V. 7, №. 7. P. 236.
6. 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. V. 662. P. 443455.