

## Особенности микроструктуры и механические свойства 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЧС-139 после различных режимов термообработки

*Кравченко Дарья Александровна*

*Национальный исследовательский Томский государственный университет*

*Литовченко Игорь Юрьевич к.ф.-м.н.*

*[Kravcdasha@yandex.ru](mailto:Kravcdasha@yandex.ru)*

Основными претендентами на использование в качестве материалов для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных энергетических реакторов нового поколения являются стали ферритно-мартенситного класса. Для расширения интервала рабочих температур таких сталей необходимо повышение их кратковременной и длительной высокотемпературной прочности при сохранении необходимого запаса низкотемпературной пластичности. Решение задач по улучшению функциональных свойств ферритно-мартенситных сталей связано с возможностью изменения и управления их микроструктурой с помощью подбора оптимальных термических/термомеханических обработок (ТО/ТМО).

В настоящей работе исследовано влияние высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) [1-3] на микроструктуру и механические свойства 12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (16X12В2ФТаР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР). ВТМО включала нагрев до  $T = 1100$  °С с выдержкой 1 ч., последующую горячую пластическую деформацию прокаткой в аустенитной области до величины  $\epsilon \approx 30$  % за один проход и последующую закалку в воду. Отпуск после ВТМО проводили при  $T = 720$  °С в течение 1-3 ч. Традиционный режим термической обработки (ТТО) этих сталей: закалка на воздух от  $T = 1100$  °С, 1 ч. + отпуск при  $T = 720$  °С, 3 ч [4, 5].

Исследование микроструктуры сталей показало, что по сравнению с обычной закалкой, отличительными особенностями микроструктуры сталей после ВТМО являются значительное (от  $\rho \sim 10^{11}$  см<sup>-2</sup> до  $\rho \sim 10^{12}$  см<sup>-2</sup>) повышение плотности дислокаций и увеличение в несколько раз объемного содержания наноразмерных ( $\leq 10$  нм) частиц карбонитрида ванадия V(C, N). Эти частицы выделяются в процессе деформации и последующей закалки в температурном интервале существования аустенита. Их образование невозможно в температурном диапазоне существования мартенсита (ниже  $\sim 400$  °С) в связи с низкой диффузионной подвижностью карбидообразующих элементов. Объемная доля наноразмерных частиц после ВТМО сравнима с таковой после ТТО, где их выделение, главным образом, происходит в процессе отпуска при 720 °С, при закалке они практически не наблюдаются.

По сравнению с ТТО отпуск стали ( $T = 720$  °С, 3 ч.) после ВТМО приводит к формированию структурно-фазового состояния, в котором плотность грубодисперсных карбидов  $M_{23}C_6$  значительно ниже. Это явление связано с тем, что в процессе ВТМО обеднение твердого раствора углеродом при образовании наноразмерных частиц V(C, N) происходит более интенсивно, чем при ТТО. Плотность грубодисперсных частиц в стали ЧС-139 несколько выше, чем в ЭК-181, за счет более высокого содержания углерода. Помимо выделения грубодисперсных частиц в процессе указанного выше отпуска происходит коагуляция наночастиц карбонитрида ванадия V(C, N) и некоторое уменьшение их плотности. Тем не менее, размеры этих частиц не превышают  $\sim 10$  нм.

Механические испытания на растяжение показали, что модификация структурно-фазового состояния сталей приводит к изменению механических свойств (пределов текучести, прочности и относительного удлинения до разрушения). При комнатной температуре испытаний ВТМО приводит к значительному (на  $\approx 300$  МПа) повышению предела текучести сталей. Это обусловлено высокими значениями объемной доли наноразмерных частиц V(C, N), повышенной плотностью дислокаций и локальными внутренними напряжениями.

ВТМО + отпуск ( $T = 720$  °С, 1 ч.) также приводит к некоторому повышению (по сравнению с ТТО) значений предела текучести сталей как при комнатной (на  $\approx 240$  МПа), так и при повышенной ( $T = 650$  °С; на  $\approx 80$  МПа) температурах испытаний. В обоих случаях пластичность остается на достаточно высоком ( $\delta \approx 8-10$  %) уровне. Увеличение продолжительности отпуска до трех часов приводит к некоторому разупрочнению сталей. Однако пределы текучести сталей остаются выше, чем после ТТО.

Показано, что в процессе ВТМО ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЧС-139 повышаются прочностные свойства за счет увеличения эффективности дисперсного и субструктурного упрочнения. Отпуск после ВТМО снижает положительный эффект дисперсного упрочнения, однако уменьшением продолжительности отпуска можно добиться высоких значений прочности, как при комнатной температуре, так и при температуре близкой к рабочей температуре ядерного реактора ( $T = 650$  °С).

Список публикаций:

- [1] Берштейн М.Л.; Рахштадт А.Г. // *Металловедение и термическая обработка стали: справочник*: М.: Изд-во Металлургия, 1983. Т. 3. 215 с.
- [2] Hollner S., Piozin E., Mayr P., Caës C., Tournié I., Pineau A., Fournier B. // *Journ. Nucl. Mater.* 2013. V. 441. P 15–23.
- [3] Klueh R.L., Hashimoto N., Maziasz P.J. // *Journ. Nucl. Mater.* 2007. V. 367-370. P. 48–53.
- [4] Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. // *Вопросы атомной науки и техники. Серия термоядерный синтез*. 2014. Т.37. Вып.1. С. 41–46.
- [5] Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н., Иолтуховский А.Г., Можанов Е.М., Ревизников Л.И., Цвелев В.В., Чернов В.М., Буланова Т.М., Голованов В.Н., Островский З.О., Шамардин В.К., Блохин А.И., Иванов М.Б., Козлов Э.Н., Колобов Ю.Р., Кардашев Б.К. // *Перспективные материалы*. 2006. № 6. С. 40–52.

## Скейлинг магнитной теплоемкости манганитов $\text{La}_{0.85}\text{Ag}_{0.15}\text{MnO}_3$ и $\text{Sm}_{0.55}\text{Sr}_{0.45}\text{MnO}_3$ : признаки класса универсальности, вызванного спин-орбитальным спариванием

*Кубалаева Уммукулсун Ширваниевна*

*Джабраилов Шамиль Заурбекович, Магомедова Лиана Курбановна*

*Дагестанский государственный университет*

*Абдулвагидов Шапиуллах Белалович*

*E-mail liya1976@mail.ru*

Как известно изучение критических явлений при фазовых переходах является важным направлением физики конденсированного состояния. Эти исследования дают важную информацию о природе различных механизмов, вызывающих переходы и их симметрию. При этом, получить эту информацию посредством измерения теплоемкости относительно легко и намного дешевле, чем, например, с помощью столь дорогих и сложных методов, как нейтронография и мюонная спин-решеточная релаксация. Кроме того, скейлинг оказался весьма плодотворным при исследовании космологических проблем. Так, скейлинг гексагональных манганитов [1] показал, что расширение Вселенной во время инфляционного периода было быстрым. Однако, несмотря на это, статьи, посвященные скейлингу манганитов, вот уже долгое время не появляются. Возможно, это связано с трудностью изучения критических свойств манганитов [2] в силу следующих обстоятельств: -скейлинг в манганитах реализуется в относительно узкой окрестности  $T_C$  по сравнению с другими веществами, классическими магнетиками, ВТСП и т.д.; -во многих манганитах, сильная чувствительность  $T_C$  к магнитному полю (необычная для классических ферромагнетиков) усложняет процедуру скейлинга; -гистерезис -расщепление  $T_C$  на ферромагнитную и парамагнитную точки Кюри не позволяет выполнить классическую процедуру скейлинга. Следует отметить, что нетрадиционное критическое масштабирование происходит не только в манганитах.

Чтобы обойти эти обстоятельства, классический скейлинг был адаптирован для исследования манганитов и др. веществ, претерпевающих гистерезис и/или сильную полевую зависимость  $T_C$ . В данной работе с помощью модернизированной процедуры исследован скейлинг в манганитах La и Sm, легированных Ag и Sr, соответственно. Сутью наших улучшений классического масштабирования являются следующие правила: -в случае гистерезиса, различные значения  $T_C$  берутся для ферромагнитной и парамагнитной фаз; -в случае сильной зависимости  $T_C$  от магнитного поля, для успешной процедуры скейлинга собственная критическая температура для каждого значения магнитного поля.  $\text{La}_{0.85}\text{Ag}_{0.15}\text{MnO}_3$  был получен с помощью метода химической гомогенизации из водных растворов  $\text{La}(\text{NO}_3)_3$ ,  $\text{Mn}(\text{NO}_3)_2$  и  $\text{AgNO}_3$ .  $\text{Sm}_{0.55}\text{Sr}_{0.45}\text{MnO}_3$  был приготовлен по так называемому методу «бумажного синтеза» из смеси стехиометрических водных растворов нитратов Sm, Sr и Mn. Теплоемкость измерялась с помощью автоматизированной экспериментальной установки, предназначенной для измерения тепловых свойств тонких образцов по оригинальной версии модуляционной калориметрии. Средняя температура микрокалориметра измерялась медь-константановой термопарой с диаметром проводков 100 мкм, а температурные осцилляции – хромель-константановой термопарой, изготовленной с помощью точечной электросварки из расплюснутых 25 мкм проволок. Скорость изменения температуры не превышала 0.1 К/мин, а в окрестности перехода – 0.05 К/мин. Осцилляции температуры образца с частотой 2 Гц, возбуждались с помощью промодулированного механическим прерывателем светового потока от обычной лампы накаливания.

Для анализа разницы между аномальной теплоемкостью в ненулевом поле и без поля,  $C_p(T, H) - C_p(T, H = 0)$ , использовалось скейлинговое выражение:

$$[C_p(t, H) - C_p(t, H = 0)] H^{\alpha/2\nu} = f(t / H^{1/2\nu}), \quad (1)$$

где  $\alpha$  - критический индекс теплоемкости, а  $\nu$  - критический индекс корреляционного радиуса магнитного параметра порядка. Коллапс данных, представленных на графике в масштабе выр. (1), наблюдался в интервалах  $t / H^{1/2\nu} \approx [-0.070; -0.033]$  &  $[0.024; 0.047]$ , ниже и выше  $T_C$ , соответственно. Однако значения критических индексов  $\alpha = -0,230$  и  $\nu = 0,7433$  при которых наблюдается скейлинг в указанных выше интервалах не