

УДК 620.186.5, 620.187

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ЗАКАЛЕННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ

¹Беликов С.В., ¹Сергеева К.И., ¹Карабаналов М.С., ¹Попов А.А.,
^{1,2}Аль-Катави Али Адван

¹ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», Екатеринбург, Россия (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19), kc985432@mail.ru

²Diyala University, college of engineering, Diyala, Iraq

Электронно-микроскопическим методом изучены особенности структуры низколегированных трубных сталей 13ХФА и 26Х1МФА в нормально закаленном состоянии, после дополнительной межкритической закалки и после высокого отпуска. Установлено, что межкритическая закалка 13ХФА от температур нижней части межкритического интервала Ас1-Ас3 (МКИ) обеспечивает повышенную плотность малоугловых границ (МУГ) в ферритных областях, наследуемую и в высокоотпущенном состоянии. Повышение температуры нагрева в МКИ приводит к резкому сокращению протяженности МУГ. После закалки по всем режимам в структуре стали кроме феррита присутствует мартенсит и ФКС. Вторичная межкритическая закалка более легированной стали 26Х1МФА от пониженных температур МКИ приводит к формированию на месте реек мартенсита вытянутых зерен феррита, собранных в пакеты. Карбиды, выделившиеся на границах между ферритными кристаллами, сдерживают протекание процессов рекристаллизации. Повышение температуры нагрева в МКИ приводит к частичному растворению карбидов, сфероидизации ферритных кристаллов и образованию значительного количества мелких (2-3 мкм) аустенитных зерен, обеспечивающих существенное измельчение продуктов двойной закалки.

Ключевые слова: низколегированная сталь, межкритический интервал, субзерна.

INFLUENCE OF THE INTERCRITICAL HEATING TEMPERATURE ON THE FORMATION OF SUBGRAIN STRUCTURE IN LOW-ALLOY STEELS

¹Belikov S.V., ¹Sergeeva K.I., ¹Karabanalov M.S., ¹Popov A.A., ^{1,2}Al-Katawy A. Adwan

¹Ural Federal University named after First President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia (620002, Ekaterinburg, street Mira, 19), kc985432@mail.ru

²Diyala University, college of engineering, Diyala, Iraq

The features of structure of low-alloy pipe steels such as 13CrV and 26Cr1MoV after quenching, intercritical quenching and high-temperature tempering are studied by electron-microscopic procedure. It is established that intercritical quenching of 13CrV from bottom of intercritical interval temperature A_{c1} - A_{c3} provides the increased density of low angle boundaries in ferritic range, which is inherited in high-temperature condition. The heating temperature rise in two-phase region leads to abrupt shortening length of low angle boundaries. The steel structure after quenching on all modes contains together with ferrite as martensite and ferrite-carbide mixture. Secondary intercritical quenching of more alloy steel such as 26Cr1MoV from lowered temperatures of intercritical interval has resulted in formation of the extended grains of ferrite, which are collected in clusters, on a place of martensite lath. Carbides, which were extracted on ferritic crystal boundaries, restrain behavior of recrystallization processes. The heating temperature rise in intercritical region leads to partial dissolution of carbides, spheroidization of ferritic crystals and formation of significant amount small (2-3 μ m) austenitic grains, which are provided essential breakage of products of double quenching.

Key words: low-alloy steel, intercritical interval, subgrain.

Введение

Для обеспечения требуемого потребителями сочетания механических свойств бесшовных труб нефтегазового сортамента, изготавливаемых из низколегированных конструкционных сталей, традиционно применяют такие виды термической обработки (ТО), как нормализация и улучшение. В последние годы ужесточились требования к

хладостойкости изделий, и возникла потребность в разработке перспективных видов ТО, позволяющих полнее раскрыть потенциал современных высококачественных низколегированных трубных сталей.

Одним из возможных путей повышения ударной вязкости и снижения температуры хрупко-вязкого перехода при незначительной потере прочности является применение межкритической закалки с высоким отпуском [3-4; 6]. Эффект такой закалки обычно связывают с образованием «мелкоигольчатых, равномерных, ориентированных выделений феррита» [2], и указывают на его зависимость от температуры нагрева в межкритическом интервале Ас1-Ас3 (МКИ). Однако осуществление выбора параметров ТО только на основании анализа размеров, формы и пространственного распределения феррита и продуктов превращения аустенита не всегда приводит к ожидаемому улучшению комплекса свойств. Это связано с недостаточным вниманием, уделяемым характеру изменения субзеренного строения структурных составляющих при нагреве.

Целью настоящей работы является изучение особенностей формирования субзеренной структуры при нагреве в МКИ предварительно закаленных низколегированных высококачественных трубных сталей 13ХФА и 26Х1МФА.

Материал и методы исследования

Материалом исследования в данной работе являлись хорошо зарекомендовавшие себя в качестве материала для производства труб нефтегазового сортамента низколегированные стали марок 13ХФА, 26Х1МФА, произведенные по серийной технологии на ОАО «Северский трубный завод», химический состав которых приведен в таблице 1.

Таблица 1 - Химический состав исследуемых сталей, % по массе*

	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni	Cu	S	P	Al	As	Ca
13ХФА	0,15	0,50	0,25	0,52	0,05	0,02	0,13	0,20	0,005	0,0010	0,02	0,008	0,0014
26Х1МФА	0,26	0,62	0,25	1,6	0,08	0,43	0,09	-	0,006	0,009	0,026	-	0,0110

*основа Fe

Термической обработке подвергались образцы размером 12x10x5 мм. Предварительно все образцы были закалены путем охлаждения в соленой воде после 30-минутной выдержки в однофазной аустенитной области (температуры 930 и 880 °С для 13ХФА и 26Х1МФА соответственно). Окончательная термическая обработка проводилась по следующим режимам:

- сталь 13ХФА

- 1) отпуск при 650 °С в течение 50 минут;
- 2) межкритическая закалка от температуры 790 °С (низ МКИ); отпуск по режиму 1;
- 3) межкритическая закалка от температуры 820 °С (верх МКИ); отпуск по режиму 1;

- сталь 26Х1МФА

4) отпуск при 655 °С в течение 60 минут;

5) межкритическая закалка от температуры 780 °С (низ МКИ); отпуск по режиму 4;

6) межкритическая закалка от температуры 810 °С (верх МКИ); отпуск по режиму 4.

Время выдержки при температуре нагрева под межкритическую закалку во всех случаях составляло 30 минут, охлаждение осуществлялось в соленой воде.

Изучение микроструктуры выполнено с помощью растрового электронного микроскопа ZEISS CrossBeam AURIGA. Окончательная подготовка образцов для структурных исследований проводилась методом ионной полировки ионами галлия непосредственно в колонне микроскопа предварительно механически отшлифованной и отполированной поверхности образцов. Изображение микроструктур получено в обратнорассеянных электронах (в ориентационном и композиционном контрасте). Определение типа границ проведено методом ДОРЭ.

Исследования проведены на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» Сетевого центра коллективного пользования уникальным оборудованием УрФУ. Работа проведена в рамках госбюджетной темы № 3.1330.2011 «Управление процессами фазовых и структурных превращений в материалах на основе железа для обеспечения требуемого комплекса свойств».

Результаты исследования и их обсуждение

Давно известно, что эффективность межкритической заковки конструкционных сталей определяется исходной микроструктурой и температурой нагрева в МКИ. Улучшение комплекса механических свойств получено для предварительно нормально закаленных сталей со структурой мартенсита или мартенсита и бейнита. Присутствие продуктов распада аустенита по диффузионному механизму обычно считается неблагоприятным. Таким образом, одним из важных свойств сталей, предназначенных для межкритической заковки, является относительно высокая устойчивость переохлажденного аустенита.

Ранее [1; 5] были определены критические точки для исследуемых сталей (13ХФА: $A_{c1} = 740$ °С, $A_{c3} = 864$ °С, 26Х1МФА: $A_{c1} = 760$ °С, $A_{c3} = 830$ °С), изучена кинетика распада переохлажденного аустенита и построены термокинетические диаграммы.

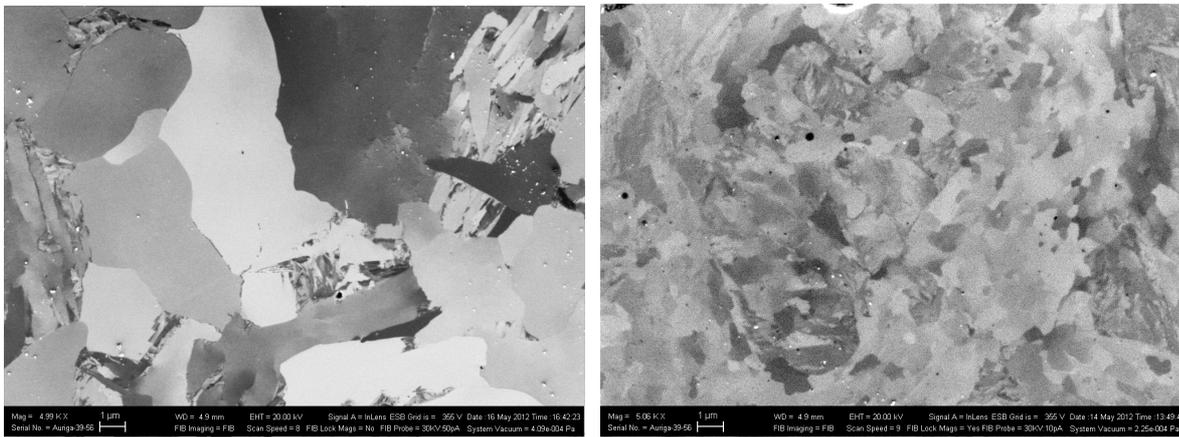
Установлено, что после ускоренного охлаждения (до 70 °С/сек) от 930 °С структура стали 13ХФА состоит из полиэдрического феррита (~65%), троостита (~5%) и продуктов превращения по промежуточному и сдвиговому механизмам (в сумме до 30%). Заковка в соленой воде позволяет избавиться от эвтектоида, но количество феррита остается практически неизменным. При таких обработках формируются ферритные зерна со средним размером 4...6 мкм и очень низкой плотностью МУГ. Дополнительное легирование Мо и

повышение содержания Cr и C приводит к существенному увеличению устойчивости переохлажденного γ , и сталь 26Х1МФА после ускоренного охлаждения имеет мартенситно-бейнитную структуру.

В результате межкритической закалки, наряду с закалочными структурами, формируется феррит, объемная доля и субзеренное строение которого зависит от температуры нагрева в МКИ. Необходимо отметить, что для подавления образования эвтектоида в стали 13ХФА, даже при охлаждении из МКИ требуется скорость больше $70\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$. Объемная доля феррита закономерно уменьшается с повышением температуры нагрева (от 60 до 40% для стали 13ХФА, и от 50 до 20% для стали 26Х1МФА). Однако в менее легированной стали, даже в процессе ускоренного охлаждения, происходит образование дополнительных порций феррита за счет роста существующих кристаллов. Причиной сохранения низкой устойчивости γ является его недостаточное обогащение углеродом при изотермической выдержке в МКИ. Остальные легирующие элементы при обработке с выбранными температурно-временными параметрами практически не перераспределяются между аустенитом и ферритом [2]. Наиболее сильно повышение температуры нагрева под межкритическую закалку сказывается на субзеренной структуре феррита, причем в зависимости от степени легирования механизм этого влияние различен. В стали 13ХФА в результате межкритической закалки от $790\text{ }^{\circ}\text{C}$ кристаллы феррита разделены малоугловыми границами на области со средним размером $0,5\text{ }\mu\text{м}$ (рисунок 1б). Повышение температуры приводит к уменьшению плотности МУГ, и после межкритической закалки от $820\text{ }^{\circ}\text{C}$ феррит практически свободен от них и подобен ферриту, образовавшемуся после ускоренного охлаждения из однофазной γ -области (рисунок 1а). Установлено, что повышенная плотность МУГ в феррите наследуется и в высокоотпущенном состоянии, так, средний размер субзерна в феррите после обработки 13ХФА по режиму 2 составляет $1...2\text{ }\mu\text{м}$ (рисунок 1в).

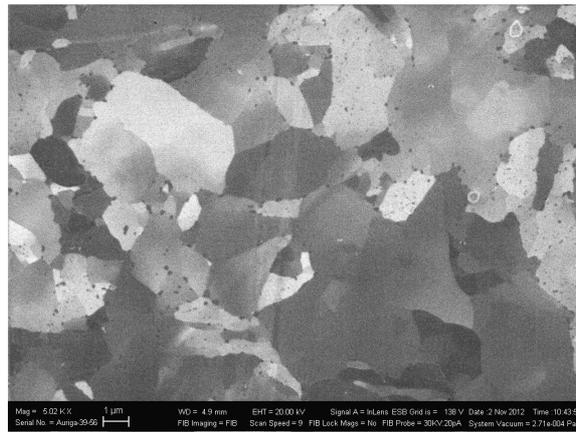
Введение в сталь молибдена и увеличение содержания C и Cr приводит к смене морфологии феррита, сохранившегося после нагрева в МКИ.

Выделение карбидов размером $180\text{-}300\text{ }\text{нм}$ при нагреве до $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ по границам мартенситных реек, образовавшихся в процессе первой закалки из однофазной области, за счет сдерживания процессов рекристаллизации приводит к формированию на месте пакетов мартенсита пластинчатых кристаллов феррита (рисунок 2б). В структуре после межкритической закалки присутствует феррит в виде пластин и пакетов, а также пакетный мартенсит с длиной реек $2...4\text{ }\mu\text{м}$ (примерно в 5 раз меньше, чем после нормальной закалки).



а

б



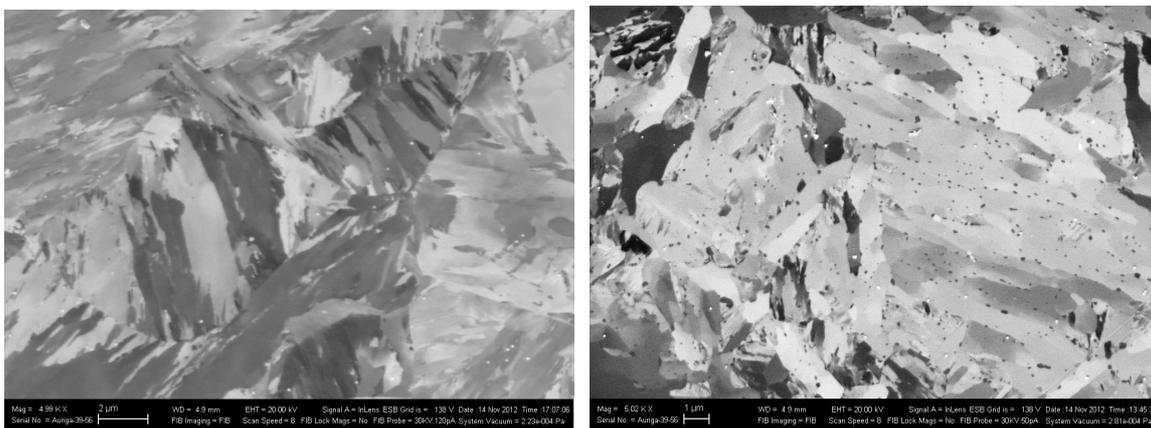
в

а – закалка от 930 °С; б – закалка от 930 °С, закалка от 790 °С; в - закалка от 930 °С, закалка от 790 °С, отпуск при 650 °С в течение 50 минут

Рисунок 1. Структура стали 13ХФА

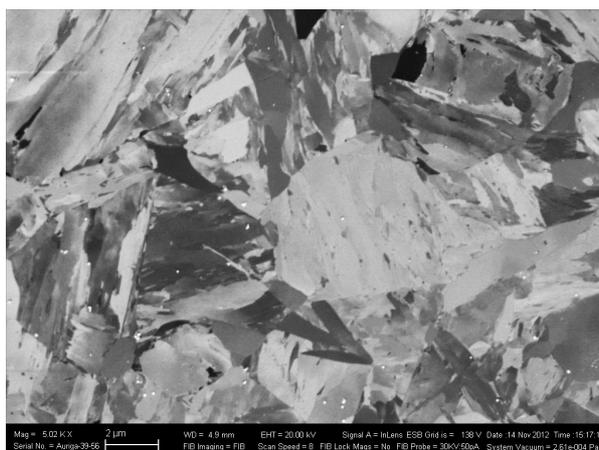
Увеличение температуры нагрева в двухфазную область до 810 °С приводит к частичному растворению карбидов, в результате чего их количество уменьшается в несколько раз, а средний размер составляет 60 нм (рисунок 2в). При этом в процессе нагрева ферритные области частично рекристаллизуются и принимают полиэдрическую форму, что совместно с наличием в структуре мелких карбидов позволяет сформировать достаточно большое количество дисперсных аустенитных зерен и после ускоренного охлаждения получить мартенситные пакеты меньшего размера (4-6 мкм), чем после однократной закалки (рисунок 2а).

При размере аустенитного зерна 2-6 мкм в каждом из них наблюдается только одна ориентировка мартенситных пакетов, что хорошо согласуется с известными данными [7] о формировании в мелком (менее 25 мкм) зерне 1...2 ориентировок мартенситных пакетов, в то время как в крупном зерне все шесть ориентировок занимают равные доли объема.



а

б



в

а – закалка от 880 °С; б – закалка от 880 °С, 780 °С; в – закалка от 880 °С, 810 °С

Рисунок 2. Структура стали 26Х1МФА после закалки из однофазной и двухфазной областей

В процессе отпуска стали 26Х1МФА ферритная фаза наследует форму и размеры кристаллов речного мартенсита, поэтому средний размер «пакетов» ферритных кристаллов соответствует размеру мартенситных пакетов, полученных в результате закалки от различных температур. Так, размер ферритных зерен после обработки по режиму 4 и 5 составляет 10...20 и 2...20 мкм соответственно, тогда как после обработки по режиму 6 – 2...4 мкм. Т.е. измельчение микроструктуры, которое наблюдалось после двукратной закалки с температуры в верхней части МКИ, сохранилось и после отпуска.

Карбиды, выделившиеся в стали, обработанной по режимам 4 и 6, дисперсны и равномерно распределены в ферритной матрице, в то время как после реализации режима 5 в структуре присутствуют крупные карбиды (размером до 400 нм), располагающиеся по границам бывших мартенситных пакетов и являющиеся результатом роста в процессе отпуска карбидов, имевшихся после второй закалки.

Выводы

Установлены основные закономерности образования субзеренной структуры при закалке из межкритического интервала низколегированных сталей.

Межкритическая закалка стали 13ХФА от температуры в нижней части МКИ (от 790 °С) позволяет добиться получения развитой субзеренной структуры феррита с размером субзерна 0,5 мкм, в то время как нагрев под закалку в верхнюю часть МКИ или однофазную γ -область приводит к образованию ферритных зерен, практически свободных от МУГ.

При межкритической закалке стали 26Х1МФА измельчение структуры происходит за счет формирования при температурах в верхней части МКИ большого количества дисперсных зерен аустенита и, как следствие, измельчения мартенситных пакетов.

Достигнутое в результате межкритической закалки измельчение структуры наследуется в высокоотпущенном состоянии.

Список литературы

1. Беликов С.В. Изучение закономерностей структурообразования при термообработке нефтепроводных труб повышенной эксплуатационной надежности из стали 13ХФА / С.В. Беликов, К.И. Сергеева, И.Н. Ашихмина, А.И. Степанов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2012. - № 4. - С. 43-48.
2. Голованенко С.А. Двухфазные низколегированные стали / С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн. - М. : Металлургия, 1986. - 207 с.
3. Коган Л.И. Влияние аустенитизации в межкритическом интервале температур на структуру и свойства низкоуглеродистых сталей / Л.И. Коган, Э.Ф. Матрохина, Р.И. Энтин // ФММ. - 1981. - Т. 52. - Вып. 6. - С. 1232-1241.
4. Курдюмов Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Р.И. Энтин, Л.М. Утевский. - М. : Наука, 1977. - 238 с.
5. Нассонова О.Ю. Повышение конструктивной прочности Cr-Mo-V сталей методами термической и термомеханической обработок : автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Екатеринбург, 2007. – 16 с.
6. Полякова А.М. Межкритическая закалка конструкционных сталей / А.М. Полякова, В.Д. Садовский // МиТОМ. - 1970. - № 1. - С. 5-8.
7. Штремель М.А. Прочность сплавов. - М. : МИСИС, 1997. - Ч. II. - 527 с.

Рецензенты:

Пушин Владимир Григорьевич, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией цветных сплавов, Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург.

Швейкин Владимир Павлович, доктор технических наук, доцент, директор Института дополнительного образования и профессиональной переподготовки, ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», г. Екатеринбург.