

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ

М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, К.А. Лаев, А.М. Ахмедьянов

EFFECT OF HIGH-TEMPERATURE THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE PROPERTIES OF A HIGH-CHROMIUM STEEL

M.A. Smirnov, I.Yu. Pyshmintsev, K.A. Laev, A.M. Akhmedyanov

Исследованы структура и свойства стали 20X13 после высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) с пластической деформацией, осуществляемой прокаткой при 950–900 °С с умеренным обжатием (30 %) и невысокой скоростью (1 с^{-1}). Установлено, что ВТМО заметно повышает ударную вязкость стали 20X13 в высокоотпущенном состоянии. Кроме того, такая обработка эффективно ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости, затрудняя развитие хрупкого интеркристаллитного разрушения.

Ключевые слова: высокохромистая сталь, высокотемпературная термомеханическая обработка, ударная вязкость, обратимая отпускная хрупкость.

The structure and properties of 20Kh13 (0.2 C–13 Cr) steel are studied after high-temperature thermomechanical treatment (HTTMT) carried out by rolling at 950–900 °C at low strain rate (1 s^{-1}) and up to 30 % true strain. It is found that HTTMT greatly improves impact toughness of the steel after high-temperature tempering. In addition, this treatment effectively retards temper embrittlement by preventing intergranular brittle fracture.

Keywords: high-chromium steel, high-temperature thermomechanical treatment, impact toughness, temper brittleness.

Использование высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) позволяет улучшить комплекс механических свойств многих конструкционных сталей [1]. Особенность этой обработки заключается в эффективном ослаблении развития многих видов интеркристаллитной хрупкости [2, 3]. В настоящей работе рассматривается влияние ВТМО на свойства высокохромистой стали 20X13, применяемой в нефтегазовой промышленности для изготовления обсадных и насосно-компрессорных труб.

Исследовали сталь 20X13 промышленной выплавки следующего химического состава: 0,2 % С, 0,55 % Мн, 0,68 % Si, 0,016 % Р и 12,6 % Cr. Заготовки сечением 13×18 мм, вырезанные из горячекатаной трубы вдоль направления прокатки, подвергали аустенитизации при 1000 °С, а затем подстуживали до 950 и 900 °С и после двухминутной выдержки при этих температурах деформировали прокаткой со скоростью 1 с^{-1} и обжатием 30 %, после чего следовала немедленная закалка в масле.

Структуру изучали с использованием оптической и электронной сканирующей микроскопии. Рентгеновскую съемку в железном излучении проводили на аппарате ДРОН 4-0,7, снабженном аппаратно-программным комплексом для автоматического управления дифрактометром и регистрации результатов. По отношению интенсивностей

интерференционных линий (111) аустенита и (110) α -фазы оценивали количество остаточного аустенита, а по линии (211) – параметр решетки мартенсита. Испытания на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для оценки ударной вязкости использовали образцы с V-образным надрезом.

С целью выявления особенностей протекания горячей пластической деформации стали 20X13 при умеренных степенях обжатиях и скорости 1 с^{-1} проводился эксперимент на установке Gleeble-3800. Образцы диаметром 10 мм и длиной 15 мм деформировали осадкой. Как и в основных экспериментах, температура исходного нагрева образцов равнялась 1000 °С. В случае осадки при этой температуре напряжение течения резко возрастало при увеличении степени деформации до $\epsilon = 0,10$ и далее росло заметно медленней, вплоть до достижения максимального значения при $\epsilon = 0,32$ (рис. 1). При больших обжатиях наступала установившаяся стадия деформации, при которой уровень напряжений практически не изменялся. При снижении температуры осадки до 950 и тем более до 900 °С сопротивление деформации закономерно росло. При этом зависимость напряжения течения от степени деформации оставалась прежней, но максимальные напряжения достигались при несколько больших степенях обжатия: 0,36 – при 950 °С и

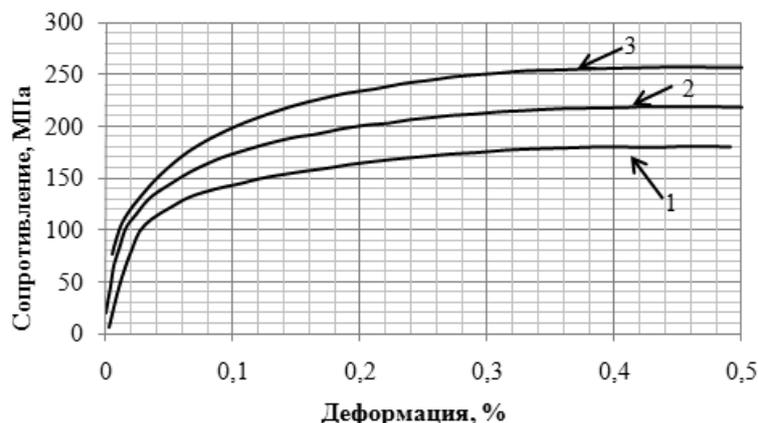


Рис. 1. Кривые упрочнения стали 20X13 при сжатии со скоростью 1 с^{-1} при температурах 1000 °C (1), 950 °C (2), 900 °C (3)

0,40 – при 900 °C. Такой вид кривых упрочнения наблюдается в тех случаях, когда во время деформирования протекают процессы динамического возврата, а развитие динамической рекристаллизации исключено [4].

Микроструктурное исследование не установило наличие δ -феррита в исследованной плавке. После нагрева на 1000 °C аустенитное зерно оценивалось 7–8 баллами. Как после осадки, так и прокатки признаков рекристаллизации, которая была подавлена при деформации, но могла получить определенное развитие при паузах между окончанием деформирования и началом закалки, не обнаружено. На границах зерен деформированных образцов наблюдалась слабо выраженная зубчатость, характерная для ВТМО. Рентгеноструктурный анализ зафиксировал присутствие в закаленной стали 20X13 весьма незначительного количества остаточного аустенита: в недеформированных образцах – около 0,5 %, в деформированных – 1,5–2,0 %.

После ВТМО параметр решетки мартенсита уменьшался, и в тем большей мере, чем ниже температура прокатки (см. таблицу). Этот эффект можно связать с тем, что во время проведения термомеханической обработки происходит выделение карбидной фазы и обеднение аустенита углеродом. Деформированные образцы, несмотря на меньшее содержание углерода в мартенсите, имели большие значения уширения интерференцион-

ных линий (110) и (211), что в основном обусловлено наследованием мартенситом из горячедеформированного аустенита повышенной плотности дислокаций и связанным с этим увеличением уровня микроискажений кристаллической решетки.

Снижение температуры прокатки с 950 до 900 °C судя по изменению уровня напряжений течения должно приводить к более значительному повышению плотности дислокаций и, следовательно, вызывать большие уширения интерференционных линий. Меньшее их уширение после прокатки при 900 °C по сравнению с деформацией при 950 °C также как и меньшие значения параметра решетки мартенсита, по-видимому, обусловлено более интенсивным развитием карбидообразования при осуществлении ВТМО.

При одночасовом отпуске вплоть до 500 °C, когда сохраняется высокий уровень прочности закаленной стали и имеет место эффект вторичного твердения, ВТМО обеспечивает небольшой дополнительный прирост твердости (15–25 HV). При отпуске при более высоких температурах (530–700 °C), сопровождающемся интенсивным разупрочнением стали, различие в твердости деформированных и недеформированных образцов становится еще менее значительным.

В случае одночасового отпуска при 700 °C образцы, подвергнутые ВТМО, имеют более высокие пределы текучести и прочности (см. таблицу). Но эффект дополнительно термомеханического

Результаты рентгеноструктурного анализа и механические свойства

Режим обработки	Параметр решетки, Å	Физическое уширение линий		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	KCV, Дж/см ²
		(110)	(211)					
		рад · 10 ⁻³		МПа		%		
Закалка от 1000 °C	2,8691	6,1	13,2	583	798	23,7	64	87
ВТМО с деформацией при 950 °C	2,8688	10,0	24,4	683	865	19,7	58	110
ВТМО с деформацией при 900 °C	2,8678	9,5	23,4	660	856	20,6	61	131

упрочнения весьма невелик, причем он несколько уменьшается при снижении температуры прокатки от 950 до 900 °С, когда происходит интенсификация карбидообразования при осуществлении ВТМО. Увеличение прочности при ВТМО сопровождается небольшим снижением характеристик пластичности. В то же время оба режима ВТМО обеспечивают заметное повышение ударной вязкости высокоотпущенной стали, причем наибольший ее рост наблюдается после прокатки при 900 °С.

Для оценки влияния ВТМО на развитие обратимой отпускной хрупкости заготовки после одночасового отпуска при 700 °С подвергали десятичасовому нагреву на 520 °С. Испытания ударной вязкости в широком интервале температур показали, что такой провоцирующий нагрев сопровождался существенным охрупчиванием стали. Судя по положению серийных кривых KCV ее температура вязкохрупкого перехода лежит в области

положительных температур (рис. 2). Недеформированные образцы лишь при +100 °С претерпевают преимущественно вязкое транскристаллитное разрушение: изломы имеют ямочное дуплексное строение. Но даже в этом случае в средней части изломов встречаются в небольшом количестве хрупкие зернограничные фасетки. При снижении температуры испытания до комнатной температуры изломы недеформированных образцов становятся полностью хрупкими интеркристаллитными (рис. 3, а).

ВТМО приводит к смещению серийной кривой ударной вязкости в сторону более низких температур, причем наблюдаемый эффект практически не зависит от температуры прокатки. При всех исследованных температурах испытания ВТМО подавила интеркристаллитное разрушение, заменив его транскристаллитным. Судя по ямочному строению изломов транскристаллитное разрушение деформи-

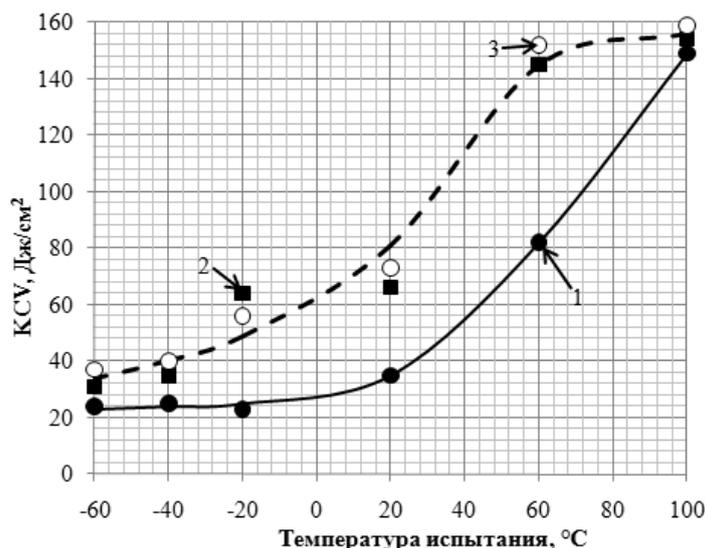
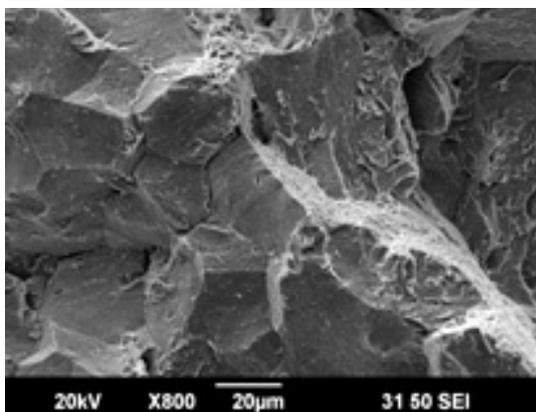
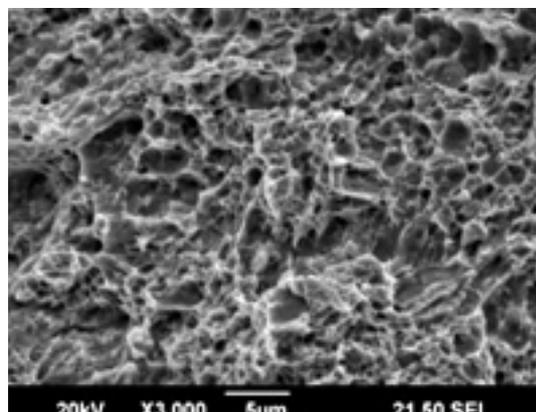


Рис. 2. Серийные кривые ударной вязкости стали 20X13 после отпуска при 700 °С, 1 ч + 520 °С, 10 ч: 1 – без деформации; 2, 3 – ВТМО с деформацией при 950 и 900 °С соответственно



а)



б)

Рис. 3. Характерный вид излома стали 20X13 после отпуска 700 °С, 1 ч + 520 °С, 10 ч: а – без деформации; б – ВТМО с деформацией при температуре 900 °С. РЭМ. Испытания при +20 °С

рованных образцов при +100...–20 °С протекает вязко (рис. 3, б). Наблюдаемому уменьшению ударной вязкости при снижении температуры испытания в этом интервале соответствует уменьшение размеров и глубины ямок в изломах. При более низких температурах испытания (–40 и –60 °С) на поверхности разрушения наряду с участками вязкого разрушения появляются фасетки скола.

Таким образом, на высокохромистой стали 20X13 реализуется та же закономерность, что и на других сталях, закаливаемых на мартенсит. ВТМО ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости, затрудняя развитие хрупкого интеркристаллитного разрушения.

Выводы

1. ВТМО обеспечивает сравнительно небольшое повышение прочностных свойств высокоотпущенной стали 20X13 и ощутимо повышает ее ударную вязкость.

2. ВТМО ослабляет развитие обратимой отпускной хрупкости. Этот эффект сопровождается

заменой интеркристаллитного разрушения транскристаллитным.

Литература

1. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка стали / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский, Л.М. Капуткина. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.

2. Смирнов, Л.В. Влияние пластической деформации в аустенитном состоянии на хрупкость при отпуске конструкционных легированных сталей / Л.В. Смирнов, Е.Н. Соколов, В.Д. Садовский // ДАН СССР. – 1955. – Т. 103, № 4. – С. 609–610.

3. Смирнов, М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка и хрупкость сталей и сплавов / М.А. Смирнов, С.Н. Петрова, Л.В. Смирнов. – М.: Наука, 1991. – 167 с.

4. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей: справ. / под ред. М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.

Поступила в редакцию 6 сентября 2012 г.