

ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, О.В. Варнак, А.О. Струин

Исследовано деформационное старение стали 06Г2ФБ. Сравнивали свойства до и после обработки, включающей холодную пластическую деформацию сжатием или прокаткой и низкотемпературный нагрев. Установлено, что склонность стали к деформационному старению при исходной феррито-бейнитной структуре значительно выше, чем при феррито-перлитной.

Ключевые слова: низкоуглеродистая трубная сталь, деформационное старение, феррит, бейнит, механические свойства.

Высокий уровень прочности низкоуглеродистых сталей, применяемых для изготовления магистральных трубопроводов, достигается в результате использования обработок, при которых формируются структуры, содержащие бейнитную составляющую. При прокладке трубопроводов в зонах повышенной сейсмической активности и на периодически промерзающих грунтах к трубным сталям предъявляют повышенные требования. Наряду с высокой прочностью они должны обладать высокой вязкостью при пониженных температурах, повышенной деформационной способностью и высоким сопротивлением деформационному старению [1]. Сравнительно подробно изучены закономерности деформационного старения низкоуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой [2]. Поведение при деформационном старении сталей с феррито-бейнитной, бейнитной и бейнито-мартенситной структурами исследовано в меньшей мере. Актуальность изучения эффекта деформационного старения в бейнитных сталях обусловлена как деградацией свойств в процессе эксплуатации, так и особыми закономерностями их изменения в цикле формовки, экспандирования и при нанесении антикоррозионных покрытий [3, 4].

В настоящей работе на стали 06Г2ФБ проведено сравнение склонности к деформационному старению феррито-перлитной и феррито-бейнитной структур. Исследованная сталь содержала 0,06 % С, 1,65 % Мп, 0,02 % V, 0,016 % Nb, 0,42 % (Cr + Ni + Cu) и 0,0044 % N. Заготовки сечением 12,5×12,5 мм вырезались из трубы вдоль направления прокатки горячекатаного листа. Их подвергали нагреву на 1000 °С, обеспечивающему получение аустенитного зерна со средним размером 30 мкм. Охлаждение заготовок осуществляли со средними скоростями 1 и 35 град/с в интервале 800–300 °С.

Для оценки склонности к деформационному старению использовали два режима обработки. Часть заготовок согласно ГОСТ 7268–82 деформировали сжатием на 7 % с последующим одночасовым нагревом на 250 °С. Другую часть, учитывая данные работы [2], подвергали прокатке на 10 % с

аналогичным провоцирующим нагревом. Хотя при производстве труб металл подвергается, главным образом, знакопеременной деформации с меньшими степенями [3–5], выбранные степени деформации позволяют провести исследование и по стандартизированной методике. В общем случае можно оценивать максимальную деформацию растяжением на внешней стенке трубы как сумму деформации удлинением вследствие изгиба и деформации от операции экспандирования, составляющей обычно 1–1,5 %. В первом приближении максимальная деформация при формовке определяется из соотношения диаметра к толщине стенки и для современных труб большого диаметра специального назначения может достигать 5 % [5].

Структуру стали изучали с использованием оптической и электронной сканирующей микроскопии. Количество основных структурных составляющих определяли с помощью анализа изображения LA-Structure. Оценку количества остаточного аустенита осуществляли рентгеноструктурным методом. Испытание на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Ударную вязкость определяли при испытании образцов с U-образным надрезом. Такой тип надреза считается наиболее оптимальным при изучении склонности стали к деформационному старению [6].

При охлаждении со скоростью 1 град/с преобладал диффузионный распад переохлажденного аустенита. Объемная доля основной структурной составляющей – полигонального феррита – составляла 90 %; средний размер ферритных зерен равнялся 8 мкм. Внутри ферритных зерен можно наблюдать относительно крупные карбидные частицы размерами 0,1–0,3 мкм, не растворившиеся при аустенизации. Объемная доля другой структурной составляющей – вырожденного перлита, присутствующего в виде небольших участков, – не превышала 5 %. При рассматриваемой скорости охлаждения в стали возникает небольшое количество до (0,5 %) игольчатого бейнита и мартенситно-аустенитной составляющей (МА). Игольчатый бейнит встречается в виде отдельных коротких

Механические свойства стали 06Г2ФБ

Механические свойства	Исходная структура					
	Феррито-перлитная			Феррито-бейнитная		
	До деформационного старения	Сжатие 7 %	Прокатка 10 %	До деформационного старения	Сжатие 7 %	Прокатка 10 %
		Нагрев 250 °С, 1 ч			Нагрев 250 °С, 1 ч	
$\sigma_{0,2}$ (σ_T), МПа	(369)	620	584	568	1050	992
σ_B , МПа	481	668	608	765	1118	1011
δ , %	28,5	21,5	14,3	18,8	17,5	12,8
$\delta_{равн}$, %	18,0	4	3,5	7,2	2,6	2,3
ψ , %	81	75	78	82	70	75
$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	0,77	0,92	0,96	0,74	0,94	0,99
KCU ^{+20°С} , Дж/см ²	360	319	320	333	290	280
C, %	—	11	11	—	13	16
T ₅₀ , °С	−85	−60	−55	−110	−30	−30

реек шириной до 2–3 мкм. Морфология МА-составляющей весьма разнообразна: ее «островки» могут иметь как форму близкую к равноосной, так и более сложную форму. Рейки игольчатого бейнита и «островки» МА-составляющей часто располагаются совместно с участками вырожденного перлита.

При охлаждении со скоростью 35 град/с интенсивное развитие получает бейнитное превращение. Объемная доля полигонального феррита уменьшается до 10 %. Он встречается в виде отдельных зерен или небольших их скоплений. Заметной становится локализация феррита на границах исходного аустенитного зерна. Наряду с цепочками равноосных зерен полигонального феррита на этих границах встречаются прослойки аллотриоморфного феррита. В образцах, охлажденных с высокой скоростью, перлит отсутствовал. Бейнитное превращение сопровождалось формированием преимущественно игольчатого бейнита. Наряду с игольчатым в структуре присутствует небольшое количество реечного (15 %) и глобулярного (2 %) бейнита. Рейки игольчатого и реечного бейнита объединены в пакеты. На границах реек игольчатого бейнита присутствуют «островки» МА-составляющей, имеющие преимущественно вытянутую форму. Объединяясь с соседними «островками», они тем самым отображают конфигурацию кристаллов бейнитной α -фазы. Пакеты реечного бейнита состоят из более тонких реек, чем игольчатого бейнита: средняя ширина реек равна 0,5 и 1,2 мкм соответственно. На границах реечного бейнита наблюдаются тонкие «выделения», которые могут быть как прослойками остаточного аустенита, так и карбидами [7, 8]. В связи с этим отметим, что рентгеноструктурный анализ зафиксировал наличие в образцах с феррито-бейнитной структурой 2 % остаточного аустенита. Что касается глобулярного бейнита, то он присутствует в структуре в виде редко встречающихся небольших участков относительно равноосной формы.

Феррито-бейнитная структура, для которой характерно наличие дисперсных кристаллов бей-

нитной α -фазы с высокой плотностью дислокаций, обеспечивает существенно более высокий уровень пределов текучести и прочности стали 06Г2ФБ, чем феррито-перлитная структура (см. таблицу). Если на кривых растяжения образцов с феррито-перлитной структурой присутствовали зуб и площадка текучести, то у образцов с феррито-бейнитной структурой они отсутствовали. Более высокой прочности феррито-бейнитной структуры соответствуют более низкие значения общего и равномерного относительного удлинения. При этом относительное сужение практически не зависело от характера структуры. При комнатной температуре испытания образцов с феррито-бейнитной и феррито-перлитной структурами имеют близкие значения ударной вязкости. Температура вязко-хрупкого перехода T₅₀, соответствующая 50 % вязкой составляющей в изломе, оказалась более низкой для феррито-бейнитной структуры, что согласуется с данными работы [9].

Сталь 06Г2ФБ оказалась склонной к деформационному старению при обоих видах структуры. Холодная деформация сжатием или прокаткой и одночасовой нагрев на 250 °С сопровождался ростом прочности (см. таблицу). При этом на кривых растяжения образцов с феррито-перлитной структурой исчезал зуб и площадка текучести. Чаще всего о склонности к деформационному старению судят по изменению предела текучести [2]. Для исследованной стали после охрупчивающей обработки было характерно не только значительное увеличение предела текучести, но и заметное повышение предела прочности, причем отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ ощутимо возросло.

Одновременно с упрочнением при деформационном старении снизились характеристики пластичности, особенно равномерное относительное удлинение. Незначительно уменьшилась ударная вязкость, определенная при комнатной температуре испытания. Результаты исследования изменения свойств труб при старении в аналогичных условиях, опубликованные в [5], носят схожий характер. В публикации нет информации о типе

микроструктуры труб, однако с учетом уровня прочностных свойств и состава стали можно предположить, что она имеет смешанный характер. Примечательно, что в трубах ударная вязкость может несколько увеличиваться после старения во всем интервале температур испытания от +20 до –80 °С, что требует исследования. Рассчитанный по данным изменения КСУ⁺²⁰ показатель склонности к деформационному старению С имел сравнительно небольшую величину*. Более существенное влияние деформационное старение оказало на температуру вязко-хрупкого перехода T_{50} : она значительно сместилась к более высоким температурам. При снижении температуры испытаний у образцов, как не подвергнутых, так и подвергнутых деформационному старению, наблюдаются одинаковые изменения вида разрушения. В температурном интервале вязко-хрупкого перехода вязкое транскристаллитное разрушение сменяется транскристаллитным квазихрупким.

Характер влияния деформационного старения на механические свойства стали 06Г2ФБ не зависел от того, каким способом перед нагревом на 250 °С осуществлялась деформация – сжатием или прокаткой. Различие заключалось лишь в том, что при использовании прокатки уровень прочностных характеристик, а также полное и равномерное удлинение в охрупченном состоянии были несколько ниже, чем при деформации сжатием.

При наличии феррито-бейнитной структуры, несмотря на более высокий исходный уровень прочности, прирост пределов текучести и прочности после охрупчивающей обработки был значительно большим, чем при феррито-перлитной структуре. В случае динамического нагружения для образцов с феррито-бейнитной структурой характерны большие значения показателя С и более значительное смещение T_{50} в сторону высоких температур. При этом в состаренном состоянии температура вязко-хрупкого перехода T_{50} у феррито-бейнитной структуры оказалась выше, чем у феррито-перлитной.

Деформационное старение обусловлено развитием процессов взаимодействия растворенных в твердом растворе атомов углерода и азота с дислокациями. В зависимости от температурно-временных условий протекания деформационного старения на дислокациях могут возникать атмосферы или сегрегации атомов внедрения либо выделяться дисперсные карбиды (карбонитриды). Подвижность дислокаций снижается, затрудняется развитие деформации, уменьшается возможность релаксации пиков напряжений [10]. При этом растет прочность, снижается пластичность и сопротивление хрупким разрушениям.

* В соответствии с ГОСТ 7268–82 показатель С – это отношение величины изменения ударной вязкости при старении к исходной ударной вязкости, выраженное в процентах.

Низкое содержание азота позволяет считать, что при рассмотрении деформационного старения стали 06Г2ФБ следует учитывать в основном поведение в твердом растворе углерода. Логично предположить, что в случае охлаждения с небольшой скоростью, когда формируется феррито-перлитная структура, основная часть углерода оказывается связанной в карбиды перлитной составляющей. Количество углерода, находящегося в феррите и способного взаимодействовать с дислокациями, невелико.

При быстром охлаждении следует ожидать более высокого содержания углерода в твердом растворе. Как было сказано выше, в основной структурной составляющей – игольчатом бейните – присутствуют «островки» МА-составляющей. Для них характерно повышенное содержание углерода. Но небольшое количество этой составляющей структуры позволяет считать, что в бейнитной α -фазе содержится достаточное количество свободных атомов углерода, которые могут «блокировать» движение дислокаций.

В кристаллах бейнитной α -фазы плотность дислокаций значительно выше, чем в зернах полигонального феррита. Эта закономерность сохраняется и в случае проведения небольшой пластической деформации. Плотность дислокаций, рассчитанная по физическому уширению линии (110)_α, в образцах с феррито-бейнитной и феррито-перлитной структурами после охрупчивающей обработки равнялась $73 \cdot 10^{-13}$ и $15 \cdot 10^{-13}$ м⁻² соответственно. Весьма вероятно, что более высокая плотность дислокаций в бейните приводит к уменьшению путей «дрейфа» атомов углерода к дефектам кристаллического строения. Этот фактор наряду с большей пересыщенностью твердого раствора должен способствовать более интенсивному развитию деформационного старения, когда в структуре низкоуглеродистой стали вместо полигонального феррита преобладает бейнитная составляющая.

Выводы

1. Установлено, что сталь 06Г2ФБ, подвергнутая охлаждению из аустенитной области со скоростями, обеспечивающими формирование феррито-перлитной и феррито-бейнитной структур, обладает достаточно высокой склонностью к деформационному старению. Развитие деформационного старения сопровождается ростом характеристик прочности, увеличением соотношения предела текучести к пределу прочности, снижением пластичности и ударной вязкости и повышением температуры вязко-хрупкого перехода. При этом наиболее существенные изменения претерпевают предел текучести, равномерное относительное удлинение и температура вязко-хрупкого перехода T_{50} .

2. При исходной феррито-бейнитной структуре, основной составляющей которой является игольчатый бейнит, склонность к деформационному старению стали 06Г2ФБ значительно выше, чем при феррито-перлитной структуре.

Литература

1. Окацу, М. Разработка высокопрочных с высокой деформируемостью и стойкостью к упрочнению при деформационном старении труб для магистральных трубопроводов / М. Окацу, Н. Ишикава, Д. Кондо; пер. с англ. Л.А. Кондратов // ОАО «Черметинформация». Новости черной металлургии за рубежом. – 2008. – № 4. – С. 59–63. – Пер. изд.: Development of high deformability linepipe with resistance to strain-aged hardening by heat treatment on-line process / M. Okatsu, N. Shikanai, J. Kondo // JFE Giho. – 2007. – № 17. – С. 20–25.
 2. Бабич, В.К. Деформационное старение стали / В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков. – М: Металлургия, 1972. – 320 с.
 3. Особенности проявления эффекта Баушингера в высокопрочных трубных сталях. Часть 1 / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.А. Лупин и др. // ОАО «Черметинформация». Бюл. «Черная металлургия». – 2005. – № 9. – С. 35–41.
 4. Особенности проявления эффекта Баушингера в высокопрочных трубных сталях. Часть 2 / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.А. Лупин и др. // ОАО «Черметинформация». Бюл. «Черная металлургия». – 2005. – № 10. – С. 49–57.
 5. Разработка и освоение производства труб для сухопутных газопроводов особо высокого давления / А.Б. Арабей, Т.С. Есиев, В.А. Егоров и др. // Наука и техника в газовой промышленности. – 2011. – № 4. – С. 8–16.
 6. Одесский, П.Д. О деградации свойств сталей для металлических конструкций / П.Д. Одесский // Заводская лаборатория. – 2003. – Т. 6, № 10. – С. 41–49.
 7. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // Металлург. – 2010. – № 7. – С. 45–51.
 8. Особенности структуры бейнита в низкоуглеродистых свариваемых сталях после термомеханической обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева и др. // Вопросы материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 26–38.
 9. Влияние феррито-бейнитной структуры на свойства высокопрочной трубной стали / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Мальцева, О.В. Мушина // Металлург. – 2012. – № 1. – С. 55–62.
 10. Филиппов, Г.А. Деградация свойств при длительной эксплуатации магистральных трубопроводов / Г.А. Филиппов, О.В. Ливанова, В.Ф. Дмитриев // Сталь. – 2003. – № 2. – С. 84–87.
- Смирнов Михаил Анатольевич**, доктор технических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твердого тела, Южно-Уральский государственный университет. 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76. Тел.: (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru.
- Пышминцев Игорь Юрьевич**, доктор технических наук, генеральный директор, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30. Тел.: (351)7347060. E-mail: secretariat@rosniti.ru.
- Варнак Ольга Васильевна**, ведущий инженер, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30. E-mail: mushinaov@inbox.ru.
- Струин Алексей Олегович**, начальник сектора прочности, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30.

Bulletin of the South Ural State University
Series "Metallurgy"
2013, vol. 13, no. 1, pp. 129–133

STRAIN AGING OF LOW-CARBON PIPELINE STEEL

M.A. Smirnov, I.Yu. Pyshmintsev, O.V. Varnak, A.O. Struin

Strain aging of low-carbon pipeline steel 06G2FB is studied by comparing steel properties before and after treatment including cold plastic deformation by pressing or rolling and low-temperature heating. It is established that the steel with ferrite-bainite structure has significantly greater tendency to strain aging than that with ferrite-pearlite structure.

Keywords: low-carbon pipeline steel, strain aging, ferrite, bainite, mechanical properties.

Smirnov Mikhail Anatol'evich, doctor of engineering science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics Department, South Ural State University. 76 Lenin avenue, Chelyabinsk, Russia 454080. Tel.: 7(351)2679013.

Pyshmintsev Igor' Yur'evich, doctor of engineering science, general director, JSC “The Russian Research Institute of the Tube and Pipe Industries”. 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139. Tel.: 7(351)7347060. E-mail: secretariat@rosniti.ru.

Varnak Ol'ga Vasil'evna, principal engineer, JSC “The Russian Research Institute of the Tube and Pipe Industries”. 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139. E-mail: mushinaov@inbox.ru

Struin Aleksey Olegovich, head of the Strength Division, JSC “The Russian Research Institute of the Tube and Pipe Industries”. 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139.

Поступила в редакцию 27 февраля 2013 г.