

УДК 669.018.298.3

**В.М. Фарбер¹, И.Ю. Пышминцев², А.Б. Арабей³,
О.В. Селиванова¹, О.Н. Полухина¹**

¹ Уральский федеральный университет

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»

³ ОАО «ГАЗПРОМ»

ВКЛАД РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ КЛАССА ПРОНОСТИ К65

Для строительства магистральных газопроводов используются высокопрочные сварные трубы большого диаметра категории прочности К65(Х80), изготавливаемые различными отечественными и зарубежными компаниями [1, 2]. Безусловно, все трубы отвечают техническим требованиям Газпрома, но в определенной степени различаются по химическому и фазовому составу, структуре и, соответственно, механическим свойствам. Отсюда вытекает постановка вопроса об основных факторах, ответственных за формирование комплекса служебных свойств и их оптимальных значений для сталей данного класса.

Целью настоящей работы явилось изучение вклада в упрочнение и трещиностойкость высокопрочных сталей типа 05Г2БД параметров структуры (размера зерна, плотности дислокаций), выделений дисперсных фаз (карбонитридов, меди), твердорастворного упрочнения.

Материалы и методики исследования

Образцы вырезались из труб диам. 1420 мм с толщиной стенки 27,7 мм, изготовленных из сталей 1 и 2, химический состав которых приведен в табл. 1.

При помощи металлографического анализа микроструктуры определялись относительное количество и размер структурных составляющих.

Электронномикроскопическое исследование проводилось методом тонких фольг и экстракционных реп-

лик на просвечивающих электронных микроскопах ЭМВ-100Л и JEM-2100. Заготовки для фольг в виде пластин толщиной 0,2 – 0,3 мм вырезались поперек оси трубы. На основе электронномикроскопических исследований оценивались плотность дислокаций, расстояние между дисперсными частицами и их размер. Исследование микроструктуры и фазового состава сталей позволило оценить величину отдельных факторов упрочнения, исходя из аддитивного вклада в предел текучести отдельных упрочняющих факторов [3]:

$$\sigma_{\tau} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{\text{т.р.}} + \Delta\sigma_{\text{д.у.}} + \Delta\sigma_{\text{д}} + \Delta\sigma_{\text{з}}, \quad (1)$$

где – σ_0 напряжение трения решетки (напряжение Пайерлса–Набарро); $\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$ – твердорастворное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$ – дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{д}}$ – дисперсионное упрочнение; $\Delta\sigma_{\text{з}}$ – зернограницное упрочнение.

Расчетные значения предела текучести исследуемых сталей сопоставлялись с экспериментально найденными величинами при растяжении образцов на испытательной машине Instron 3382 при комнатной температуре со скоростью $0,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Микроструктурные исследования

В структуре сталей 1 наблюдается полосчатость, которая проявляется в формировании строчек, обога-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сталей, % (по массе)

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti
1	0,08	1,85	0,39	0,001	0,013	0,002	0,05	0,016
	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo	N	Ca
	0,17	0,22	0,19	0,034	0,0003	0,133	0,004	0,001
2	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Ti
	0,05	1,87	0,10	0,004	0,007	–	0,024	0,019
	Cu	Ni	Cr	Al	B	Mo	N	Ca
	0,49	0,63	0,26	0,041	0,0001	0,010	0,0024	–

щенных ферритом или упрочняющими структурными составляющими (УСС). В сечении, параллельном оси трубы, средняя ширина ферритных зерен составляет $\bar{d} = 2,5 \pm 0,5$ мкм при их средней длине $9 \pm 0,5$ мкм. Распределение ферритных зерен по размеру в сечении, перпендикулярном оси трубы, близко к нормальному с пиком в районе 3 мкм; средний размер зерна составляет $\bar{d} = 3 \pm 0,5$ мкм.

Распределение зерен УСС – бейнита/мартенсита по размеру носит характер, близкий к нормальному, с пиком в районе 2 мкм и средним размером $\bar{d} = 2,3 \pm 0,5$ мкм. Средняя доля УСС в структуре составляет 13 ± 3 %, при этом в полосах, обогащенных УСС, она может достигать 40 %.

Микроструктура стали 2 в сечениях, перпендикулярном и параллельном оси трубы, практически идентична. Особенностью структуры является наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 10 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. В сечении, перпендикулярном направлению прокатки, распределение ферритных зерен по размеру носит бимодальный характер с пиками в области 2 и 6 мкм. В сечении, параллельном оси трубы, распределение ближе к нормальному с пиком в области 3 мкм, но также присутствуют зерна размером 6 – 7 мкм [4].

Электронномикроскопические исследования тонких фольг и реплик показали, что в сталях обоих производителей присутствуют дисперсные частицы двух типов: относительно крупные карбонитриды типа Nb, Ti(C, N) размером 300 – 400 Å в стали 1 и 650 – 850 Å в стали 2, имеющие неправильную ограниченную или округлую форму, а также выделения чистой меди (ϵ -фазы) размером 100 – 150 Å в стали 1 и 150 – 250 Å в стали 2, которые располагаются преимущественно на линиях дислокаций внутри кристаллов (в основном феррита, иногда реечных кристаллов, вероятно, бейнита).

Наличие выделений ϵ -фазы (чистой меди) в обеих сталях подтверждено расчетами микроэлектроннограмм и микрорентгеноспектральным анализом химического состава [4].

Расчет основных компонентов упрочнения

В твердом растворе сталей, испытавших ускоренное охлаждение при контролируемой прокатке, всегда содержится некоторое количество примесей внедрения [$\sim 10 - 2$ % (C + N)], поэтому, согласно [3], значение напряжения Пайерлса-Набарро принято $\sigma_0 \approx 30$ МПа.

Исходя из химического состава и уравнения $\Delta\sigma_{\text{т.р.}} = \sum (k_i c_i)$, где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 % (по массе) i -го легирующего элемента; c_i – концентрация, % (по массе) i -го легирующего элемента, растворенного в феррите, твердо-растворное упрочнение ($\Delta\sigma_{\text{т.р.}}$) составляет 104 и 92 МПа для стали 1 и 2 соответственно.

Дислокационное упрочнение ($\Delta\sigma_{\text{д}}$) оценивалось на основе электронномикроскопических данных по плотности дислокаций в феррите (ρ_{α}) и в упрочняющих структурных составляющих ($\rho_{\text{УСС}}$), а также их доле (q_{α} , $q_{\text{УСС}}$), найденной при металлографическом исследовании:

$$\bar{\rho}_{\text{д}} = \rho_{\alpha} q_{\alpha} + \rho_{\text{УСС}} q_{\text{УСС}}. \quad (2)$$

Величина $\Delta\sigma_{\text{д}}$ составила 100 и 80 МПа для сталей 1 и 2 соответственно.

Согласно электронномикроскопическим данным и результатам локального рентгеноструктурного анализа [4], частицами, обеспечивающими основной вклад в дисперсионное твердение в стали 1, являются выделившиеся в феррите карбонитриды на основе Nb и Ti средним размером 10 нм, а в стали 2 – частицы ϵ -фазы (Cu) размером ~ 20 нм, зародившиеся также в бейните. Расчет дисперсионного упрочнения для подобных некогерентных частиц проводится по механизму Орована [3]:

$$\Delta\sigma_{\text{д.ч.}} = \frac{9,8 \cdot 10^3}{\lambda} \ln 2\lambda, \quad (3)$$

где λ – расстояние между частицами, найденное с учетом их неоднородного распределения в матрице.

Вклад дисперсионного упрочнения составил 65 и 57 МПа для стали 1 и 2 соответственно.

Исходя из среднего размера зерен ($d \approx 3$ мкм), оцененного металлографически, вклад зернограницного упрочнения в обеих сталях составил около 400 МПа.

Итоговые значения предела текучести и отдельных компонент упрочнения для обеих исследованных сталей приведены в табл. 2, где они сопоставлены с аналогичными параметрами, найденными для подобных сталей другими исследователями. Такие расчеты имеют оценочный характер, и интерес представляют не абсолютные величины каждого из параметров, а их относительный вклад (в %) в упрочнение с целью регулирования оптимального соотношения параметров конструктивной прочности (прочности, пластичности, вязкости, трещиностойкости).

Из табл. 2 видно, что все авторы единодушны в том, что основной вклад (57 – 59 %) в предел текучести вносится зернограницным упрочнением в результате формирования в сталях ультрамелкого зерна ($\sim 2 - 3$ мкм). По результатам различных исследователей доля твердо-растворного упрочнения составляет также близкую величину (12 – 15 %).

Различия между изученными сталями, как и с литературными данными, обнаруживаются для дислокационного и дисперсионного упрочнений, которые составляют величины одного порядка ~ 100 МПа (15 %). Изменяя химический состав и технологию, производители листа (трубы) могут варьировать вклад в предел текучести дисперсионного и дислокационного

Расчетные данные предела текучести и его компонент

Компоненты упрочнения	Расчетные данные				По данным [5]		По данным [6]	
	сталь 1		сталь 2		МПа	%	МПа	%
	МПа	%	МПа	%				
σ_0	30	4	30	5	–	–	100	12
$\Delta\sigma_{т.р.}$	104	15	92	14	140	20	100	12
$\Delta\sigma_{д.у.}$	65	9	57	9	150	21	210	24
$\Delta\sigma_{д.}$	100	15	80	12	–	–	130	15
$\Delta\sigma_3$	400	57	400	60	420	59	320	37
$\sigma_{т.расч}$	699	100	659	100	710	100	860	100
$\sigma_{т.эксп}$	705	–	645	–	–	–	–	–

упрочнений, исходя в первую очередь из имеющегося на предприятии оборудования. Здесь важно, как наряду с прочностью они влияют на уровень вязко-пластических характеристик, по которым сталь 2 превышает сталь 1, особенно по величине KCV при $T_{исп} = -60^\circ\text{C}$ (см. рисунок).

Дислокационное упрочнение регулируется за счет увеличения объемной доли УСС. Наиболее благоприятно агрегатное упрочнение, так как ферритные зерна подобно демпферу будут снижать напряжения, связанные с образованием низкотемпературных продуктов распада аустенита (бейнита/мартенсита). Увеличение вклада $\Delta\sigma_{д.}$ требует повышения $q_{УСС}$ за счет увеличения скорости охлаждения, что обуславливает определенные требования к охлаждающему оборудованию. Дисперсионное упрочнение достигается за счет повышенного содержания ванадия и/или меди, но данный вид упрочнения менее благоприятный, чем дислокационное (агрегатное упрочнение).

Уяснив факторы, определяющие уровень прочностных свойств, необходимо отметить, что рассматриваемые стали различаются по уровню трещиностойкости (ходу сериальных кривых ударной вязкости) (см. рисунок). Поскольку компоненты упрочнения у обеих сталей близки (см. табл. 2), то можно полагать, что различие

в их трещиностойкости связано с природой выделяющихся дисперсных фаз. Это нельзя выявить, исходя из модели Орована (3), где единственным параметром, определяющим величину дисперсионного упрочнения некогерентными частицами, является межчастичное расстояние λ . В то же время дисперсионное упрочнение в стали 1 происходит преимущественно при выделении ванадий-ниобиевых карбонитридов (КН), а в стали 2 – частиц ϵ -фазы (Cu), которые различаются по многим характеристикам.

Так, несоответствие периодов кристаллических решеток (δ) ферритной матрицы ($a_{\alpha\text{-Fe}} = 2,87\text{\AA}$) и меди ($a_{\text{Cu}} = 3,62\text{\AA}$) значительно меньше такового для решетки матрицы и VNb(C,N) ($a_{\text{КН}} \approx 4,20\text{\AA}$) [3].

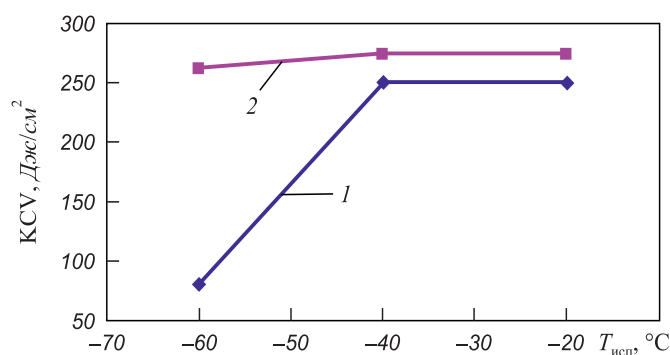
Согласно работе [6]

$$\delta = \frac{2(a_{ч} - a_{м})}{a_{ч} + a_{м}}, \quad (4)$$

где $a_{ч}$ и $a_{м}$ – периоды решетки частицы и матрицы, откуда $\delta_{\text{Cu}} = 0,23$, $\delta_{\text{КН}} = 0,38$.

Выделения обеих фаз имеют кристаллическую решетку типа Fm3m и одинаковые ориентационные соотношения с матрицей. Следовательно, при одном размере частицы Cu, имея в $\sim 1,5$ раза меньшее несоответствие с матрицей, будут создавать меньший уровень упругих напряжений, отрицательно влияющих на вязкопластические свойства. К тому же модуль упругости Cu и КН различается в $\sim 1,5$ раза, из чего следует, что частицы Cu обладают большей способностью релаксировать напряжения, возникающие при их росте.

При потере частицами когерентности в ходе роста на межфазной границе и в матрице возникают дислокации несоответствия, плотность которых пропорциональна δ [7]. Следовательно и по этому параметру выделения Cu более благоприятны, чем выделения КН, так как при одном размере частицы ϵ -фазы (Cu) порождают меньшую плотность дислокаций несоответствия, снижающих вязкопластические характеристики сталей.



Сериальные кривые ударной вязкости основного металла труб:
1 – сталь 1; 2 – сталь 2

Следующая важная особенность состоит в том, что нижняя температура выделения ϵ -фазы (Cu) в сталях составляет 300 – 350 °С [8], а ванадий-ниобиевого карбонитрида – 500 – 550 °С [9]. Следовательно при непрерывном охлаждении штрипса после окончания горячей деформации частицы КН выделяются исключительно в избыточном феррите, тогда как частицы ϵ -фазы зарождаются и растут также в кристаллах бейнита, т. е. распределяются более однородно по всему объему металла. Частицы ϵ -фазы, обладая меньшей термической устойчивостью (большей скоростью роста), чем частицы КН, имеют больший средний размер в феррите и меньшую плотность (количество частиц в единице объема). Это приводит к меньшей степени закрепления дислокации, которые в феррите стали 2 успевают перераспределиться и завязать субграницы, тогда как в феррите стали 1 они распределены весьма однородно [4].

Таким образом, по совокупности вышеизложенных моментов, дисперсионное упрочнение частицами ϵ -фазы (Cu) является более «эластичным», чем дисперсионное упрочнение карбонитридами, что является одним из моментов, обеспечивающих более высокий уровень трещиностойкости стали 2. Вероятно этим можно объяснить наметившуюся в последние годы тенденцию по снижению содержания ванадия в высокопрочных трубных сталях вплоть до его полного отсутствия и увеличения степени легирования медью до ~ 0,3, а иногда и до ~ 0,5 % (по массе).

Выводы. Расчетом компонентов упрочнения установлено, что основной вклад в упрочнение листа из сталей типа 05Г2БД, полученного по режиму контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения вносит зернограничное упрочнение (~ 57 %).

Найдено, что доля дислокационного и дисперсионного упрочнения исследуемых сталей составляет величину одного порядка (15 %).

Показано, что с позиций трещиностойкости дисперсионное упрочнение сталей выделениями частиц ϵ -фазы (чистой меди) более благоприятно, чем карбонитридами на основе ванадия, ниобия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пышминцев И.Ю. и др. // Наука и техника в газовой промышленности. 2009. № 1. С. 56 – 61.
2. Арабей А.Б. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 7. С. 3 – 10.
3. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов: Уч. пособие для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 312 с.
4. Арабей А.Б., и др. Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 1. С. 30 – 37.
5. De Cooman B.C., Speer J., Pyshmintsev I.Yu., Yoshinaga N. // GRIPS Media. 2007. – 650 p.
6. Poorhaydari K., Patchett B.M., Ivey D.G. Correlation Between Microstructure And Yield Strength In Low-Carbon High-Strength Microalloyed Steels // Proceedings of IPC 2006 International Pipeline Conference September 25 – 29. Calgary, Alberta, Canada, 2006. P. 2177 – 2190.
7. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. – М.: Мир, 1978. – 806 с.
8. Океда Х., Секино С., Мурота Т. Медьсодержащие конструкционные стали // В кн. Медь в черных металлах / Под ред. И. Ле Мая, А.М.-Д. Шетки. – М.: Металлургия, 1988. – 312 с.
9. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.

© 2012 г. В.М. Фарбер, И.Ю. Пышминцев, А.Б. Арабей, О.В. Селиванова, О.Н. Полухина
Поступила 30 июля 2012 г.

УДК 681.3

С.И. Шарыбин, А.В. Клюев, В.Ю. Столбов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет

СРАВНЕНИЕ МЕТОДОВ РАСПОЗНАВАНИЯ ОБРАЗОВ В ЗАДАЧАХ ПОИСКА ХАРАКТЕРНЫХ ЗЕРНОВЫХ МИКРОСТРУКТУР НА ФОТОГРАФИЯХ ШЛИФОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Анализ микроструктур в металлургии используется для контроля качества изготавливаемого материала. Такой анализ позволяет определить нежелательные отклонения от запланированных характеристик материала.

На данный момент подобный анализ обычно осуществляется по следующей схеме [1, 2]:

1. Исследуемый материал деформируют (чаще всего растяжением, но в некоторых ситуациях его могут подвергать другому роду деформации

для анализа разных показателей) или подвергают термообработке.

2. Затем материал разрезают и подвергают шлифовке.
3. Далее срез подвергают травлению кислотой.

После этого производится анализ среза экспертом и делается заключение о наблюдаемой структуре материала.

Задачи анализа шлифов металлов и классификации наблюдаемых структур на данный момент могут быть решены привлечением высококвалифицированных экс-