



ТЕХНОЛОГИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ ИЗ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К56, ВЫПОЛНЕННЫХ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКОЙ ОПЛАВЛЕНИЕМ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО¹, Ю. В. ШВЕЦ¹, В. Ф. ЗАГАДАРЧУК¹, В. И. ШВЕЦ¹,
В. И. ХОМЕНКО², С. И. ЖУРАВЛЕВ², А. Я. СУДАРКИН²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11, E-mail: office@paton.kiev.ua

² ЗАО «Псковэлектросвар».

Россия, 180680, г. Псков, ул. Новаторов, 3. E-mail: info@pskovelectrosvar.ru

Для установления оптимального режима термообработки соединений труб из стали класса прочности К56, полученных контактной стыковой сваркой оплавлением, проведены исследования влияния времени выдержки и температуры термообработки на ударную вязкость и предел прочности. Испытания выполнены согласно международным стандартам API 1104 и DNV-OS-F101. Проведены металлографические исследования влияния микроструктуры на прочностные характеристики соединений на световом микроскопе «Неофот-32» и растровом электронном микроскопе JAMP 2000F. Анализ полученных данных позволил установить оптимальный режим термообработки, при котором соединения отвечают нормативным требованиям, предъявляемым к сварным швам при сооружении трубопроводов ответственного назначения, в том числе морских. Библиогр. 10, рис. 11.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка оплавлением, трубные стали, трубопроводы, сварные соединения, механические свойства, микроструктура, ударная вязкость, термическая обработка, принудительное охлаждение

В последние годы в Российской Федерации развернулось строительство сверхмощных трубопроводов для транспортировки газа и нефти. Новые поколения трубопроводов эксплуатируются при повышенных по сравнению с традиционным рабочим давлением (газопроводы — 100...200 атм, нефтепроводы — 75...100 атм). При этом увеличена толщина стенок труб (до 39 мм) [1]. Для экономии металла и снижения стоимости строительства трубопроводов при сохранении их надежности повышаются требования к механическим свойствам металла труб, в частности, пластическим свойствам, хладостойкости и свариваемости. Металлургическими компаниями для выполнения предъявляемых к трубам высоких требований разработаны стали с ферритно-бейнитной и бейнитной структурами.

Наряду с этим возросли требования к механическим свойствам кольцевых соединений труб, выполненных в монтажных условиях [2]. Это прежде всего относится к показателям ударной вязкости при низких температурах испытаний.

Ранее нами была разработана [3] технология контактной стыковой сварки оплавлением (КССО) труб из стали класса прочности К56 диаметром 1219 мм и толщиной 27 мм, используемых для морских трубопроводов. Трубы были

изготовлены в соответствии с ТУ 14-3-1573-96. Химический состав металла труб, мас. %: 0,06 С; 0,21 Si; 1,42 Mn; 0,12 Ni; 0,07 Mo; 0,04 V; 0,04 Al; 0,02 Ti; 0,05 Cr; 0,02 Nb; 0,004 S; 0,012 P. Такой состав предполагает пониженное содержание углерода, легирование ниобием, титаном и ванадием, что в сочетании с методами термомеханической обработки [4] обеспечивает высокую прочность и хладостойкость, необходимые при эксплуатации трубопроводов.

Механические свойства металла труб: $\sigma_T = 484,4...493,5$ МПа; $\sigma_B = 546,7...556,8$ МПа; $KCV_{20} = 334,7...336,6$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 333,0...336,6$ Дж/см²; твердость HV_5 1850...1950 МПа.

Требуемый комплекс свойств достигается за счет измельчения зерен, дисперсионного, дислокационного, субзеренного и твердорастворного упрочнения [5]. Микроструктура стали представляет собой ферритную матрицу с незначительным количеством включений бейнита и карбидов (рис. 1). Размер вытянутых вдоль проката зерен феррита составляет 5...10 мкм, что соответствует баллу 10-11.

Стали этого типа являются термически нестабильными. Сварочный нагрев ведет к изменениям микроструктуры, в результате которых ме-

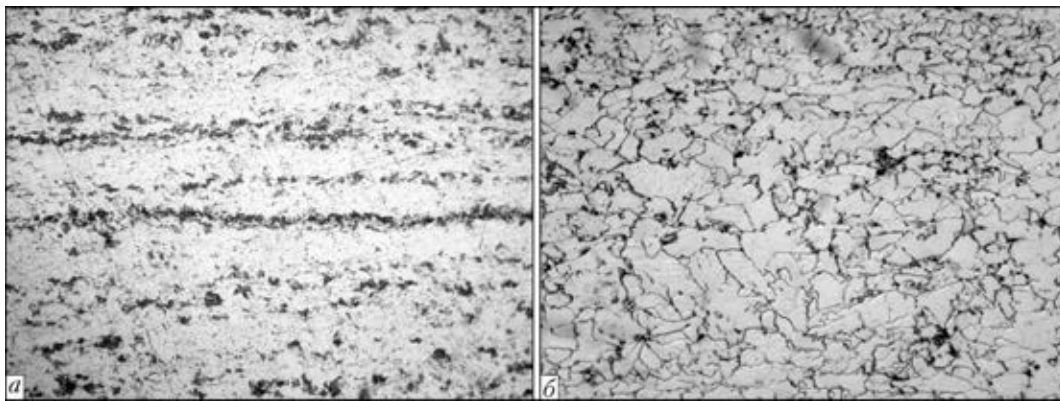


Рис. 1. Микроструктуры трубной стали: а — $\times 100$; б — $\times 400$

ханические свойства соединений отличаются от таковых основного металла.

При испытаниях на растяжение установлено, что предел прочности сварных соединений понижается примерно на 6 % по сравнению с основным металлом и составляет 520 МПа. Разрушение происходит на расстоянии около 18...20 мм от плоскости соединения. Согласно макроструктуре (рис. 2) место разрушения соответствует участку высокого отпуска, на котором твердость в соединении минимальна и составляет примерно $HV5$ 1700 МПа (рис. 3). Следует отметить, что непосредственно в зоне стыка твердость после сварки несколько выше твердости основного металла — примерно $HV5$ 2100 МПа. Снижение предела прочности на участке высокого отпуска можно предотвратить уменьшением тепловложения при сварке путем сокращения времени сварки, либо за счет увеличения скорости охлаждения.

При этом испытания на изгиб показали, что угол загиба всех сварных соединений составил 180 °С, трещины в шве отсутствовали. Критическими оказались испытания на ударный изгиб. Результаты испытаний образцов Шарпи с надрезом по линии соединения обнаруживают значительное снижение ударной вязкости в области стыка. В то время как ударная вязкость основного металла была 335,8 и 334,9 Дж/см² при 20 и -20 °С соответственно, средняя ударная вязкость на участке линии соединения снизилась до 15,0 Дж/см² при температуре 20 °С и до 8,1 Дж/см² при температуре -20 °С.

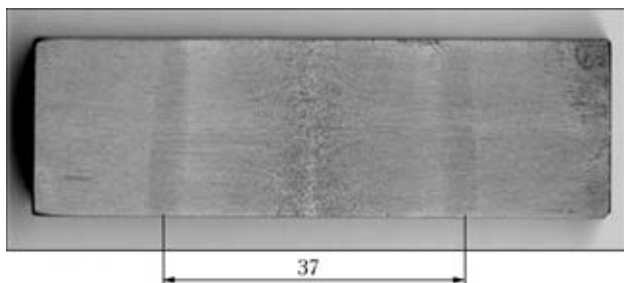


Рис. 2. Макроструктура соединения трубной стали, полученного КССО

Полученный уровень ударной вязкости не отвечает требованиям Морского стандарта DNV-OS-F101 [2].

Как показали металлографические исследования, невысокую ударную вязкость предопределяет микроструктура металла в зоне соединения. Она представляет собой бейнит с полигональными зернами доэвтектоидного феррита по границам первичных аустенитных зерен (рис. 4, а), размер которых соответствует баллу 3. Крупное зерно и полигональный феррит по границам зерен, как известно, являются факторами, снижающими хладостойкость [6].

Увеличение скорости охлаждения после сварки ведет к уменьшению объемной доли доэвтектоидного феррита и большей дисперсности бейнита (рис. 4, б). Однако это незначительно увеличивает ударную вязкость — от 6,9 до 8,1 Дж/см² при температуре -40 °С.

Известно [7], что перекристаллизация при нормализации улучшает микроструктуру шва. Представляется целесообразным для повышения ударной вязкости использовать локальную высокотемпературную термообработку (ТО) области стыка.

Ниже представлены результаты исследований по разработке базовой технологии ТО сварных соединений труб, выполненных КССО, из стали 10Г2ФБ (ТУ 14-3-1573-96).

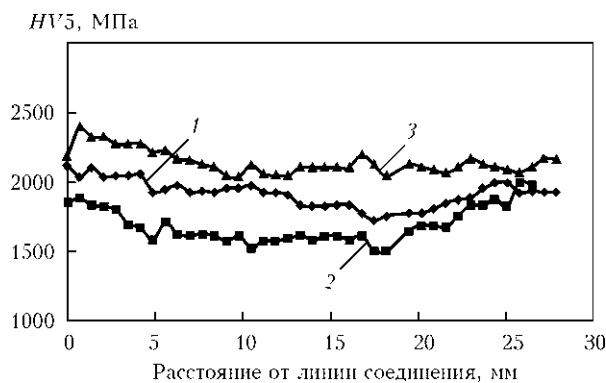


Рис. 3. Распределение твердости $HV5$ в сварном соединении: 1 — после сварки и остывания на воздухе; 2 — после ТО и остывания на воздухе; 3 — после ТО и охлаждения водовоздушной смесью

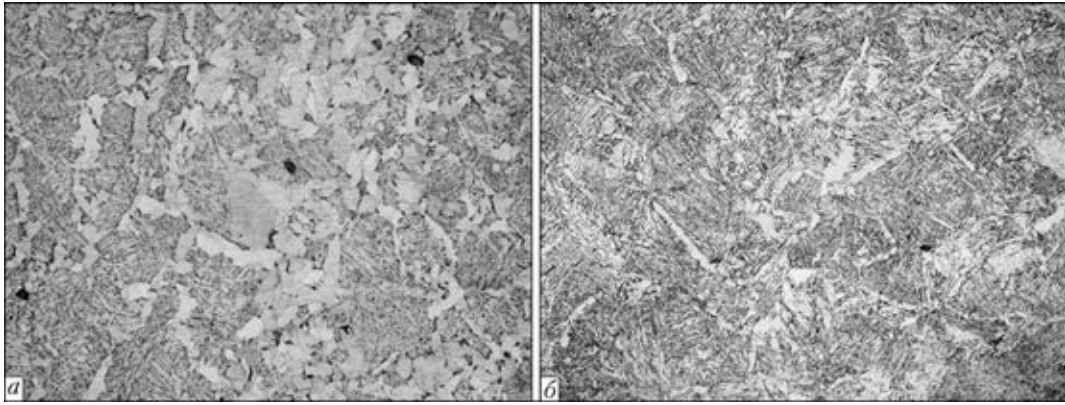


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 100$) сварного соединения трубной стали после охлаждения на воздухе (а) и в воде (б)

Местный (локальный) нагрев сварных соединений шириной 320 мм со снятым gratом осуществляли одновитковым охватывающим индукционным нагревателем с частотой 2,4 кГц.

Контроль температуры проводили по схеме: датчик температуры — нормализатор сигнала датчика — аналого-цифровой преобразователь — компьютер. В качестве нормализаторов сигналов использовали многоканальные модули с индивидуальной гальванической развязкой по каналам типа HL-7B 30-06, обеспечивающие выходной сигнал напряжением 0...10 В постоянного тока при изменении термоЭДС в пределах 0...50 мВ. Внешний двенадцатиразрядный аналого-цифровой преобразователь типа АДС-12Е подключали к компьютеру типа ноутбук по параллельному интерфейсу. Датчиками температуры служили хромель-алюмелевые термопары диаметром 0,5 мм, которые приваривали к образцам в зоне нагрева конденсаторной сваркой.

Охлаждение осуществляли либо на воздухе, либо принудительно с двух сторон водовоздушным спреем.

Оценку показателей ударной вязкости соединений после ТО проводили на образцах Шарпи с острым надрезом по плоскости соединения, расположенным нормально поверхности трубы, при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Испытания проводили в сертифицированной лаборатории механических испытаний ИЭС.

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе «Неофот-32» после травления шлифов в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты.

Режим ТО включает следующие составляющие: скорость нагрева, температуру нагрева, продолжительность выдержки при постоянной температуре, скорость охлаждения после выдержки.

Критерием выбора скорости нагрева является получение однородного температурного поля по толщине образца. В результате проведенных экспериментов установлено, что равномерный на-

грев стыков до температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ по всей толщине достигается за 5 мин.

Определение нижнего предела температуры нормализации осуществляли на основе дилатометрического анализа стали, проведенного на установке «Gleeble». Согласно дилатометрическим кривым при продолжительности нагрева 5 мин полная аустенизация достигается при температуре $A_{c3} = 911\text{ }^{\circ}\text{C}$. Учитывая опыт проведения нормализации, предполагающий превышение температуры над точкой A_{c3} на $30...40^{\circ}$, нижняя температура нормализации была взята $950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

При разработке оптимального режима ТО рассмотрены температуры нормализации в диапазоне $950...1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Согласно результатам испытаний соединений (рис. 5) с повышением температуры ТО средние значения ударной вязкости KCV_{-20} монотонно снижались от 140 Дж/см^2 при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ до 38 Дж/см^2 при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Металлографические исследования соединения после ТО показали, что микроструктура металла по зоне соединения представляет собой ферритную матрицу с островковыми включениями остаточного аустенита (рис. 6).

Ферритная матрица имеет зернистый вид и преимущественно состоит из полигонального ме-

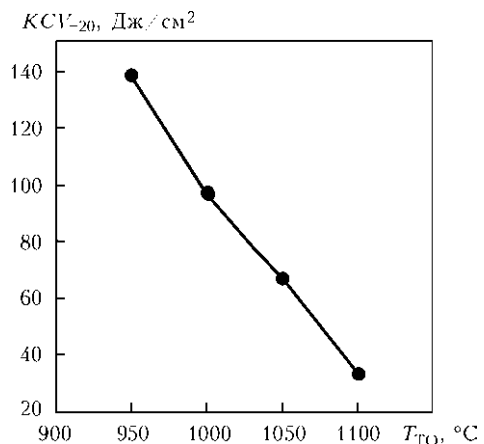


Рис. 5. Зависимость средних значений ударной вязкости соединений от температуры ТО

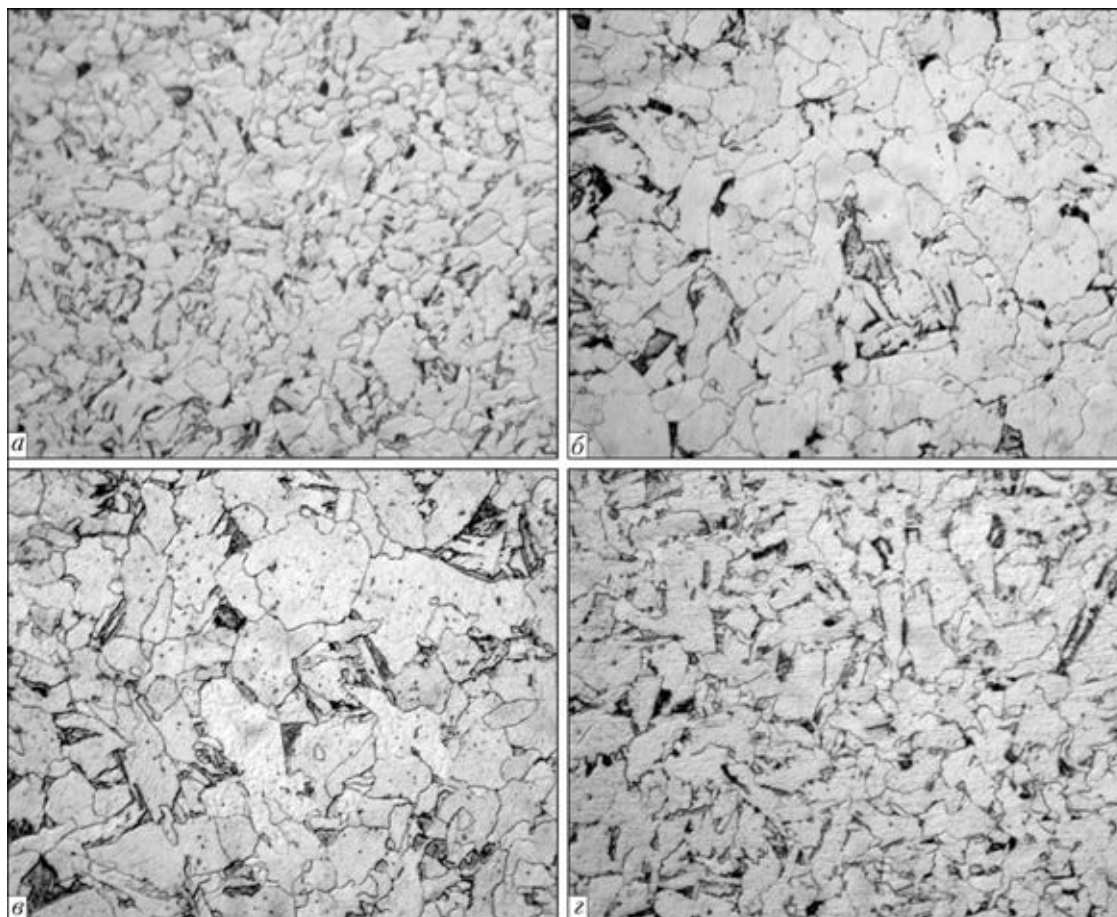
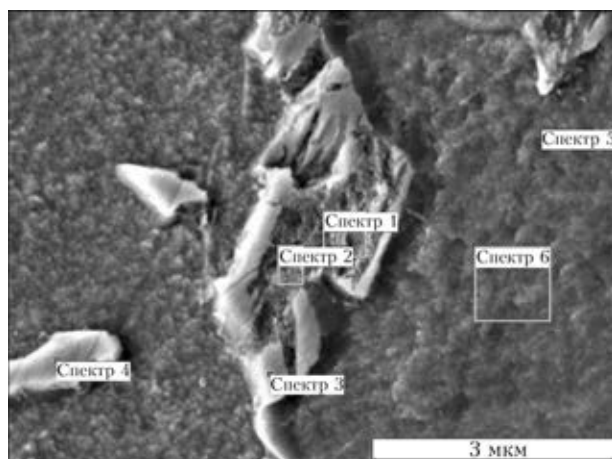


Рис. 6. Микроструктуры ($\times 1000$) металла по зоне соединения сварных стыков после ТО при температурах 950 (а), 1000 (б), 1050 (в), 1100 °С (г)



Номер спектра	C	O	V	Fe
1	2,37	2,23	0,00	95,41
2	3,20	2,35	0,86	93,59
3	1,81	1,33	0,00	96,86
4	1,48	1,27	0,00	97,25
5	1,01	0,88	0,43	97,68
6	1,24	1,13	0,13	97,50

Рис. 7. Микроструктура и химическая неоднородность остаточного аустенита, мас. %

зоферрита, образование которого по линии соединения в отличие от примыкающих к линии соединения слоев металла вызвано обезуглероживанием металла на этом участке.

В остаточном аустените наблюдаются структурно-неоднородные участки с повышенным содержанием углерода (рис. 7). Очевидно остаточный аустенит частично распадается. Продуктом распада является структура, описанная в работах [7–10] как зернистый бейнит, представляющая собой механическую смесь бейнитной α -фазы и карбидов.

Увеличение температуры ТО вызывает рост зерен феррита от 3...10 мкм при 950 °С до 10...30 мкм при 1050 °С (рис. 6, а–в). При температуре 1100 °С (рис. 6, г) рост зерен феррита несколько подавляется, однако при этом в матрице увеличивается объемная доля остаточного аустенита.

Известно [7], что увеличение размера зерен и количества второй фазы и являются факторами, снижающими хладостойкость. Это объясняет ход кривой температурной зависимости ударной вязкости.

Оптимальной температурой ТО с учетом возможной неоднородности температурного поля по толщине изделия является температура 1000 °С.

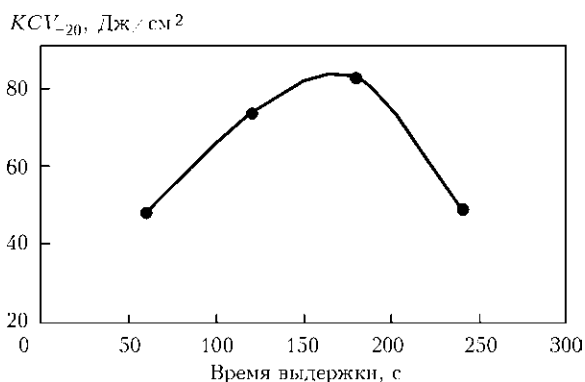


Рис. 8. Зависимость средних значений ударной вязкости от выдержки при температуре ТО, равной 1000 °С

Рис. 8 иллюстрирует влияние продолжительности выдержки образцов при температуре нормализации (1000 °С) на значение ударной вязкости, среднее значение ударной вязкости при времени выдержки 1 мин составило 47 Дж/см² (минимальные значения отдельных образцов не превышают 30 Дж/см²).

Увеличение продолжительности выдержки более одной минуты ведет к росту ударной вязкости. Очевидно, 1 мин недостаточна для полной перекристаллизации стали.

Зависимость ударной вязкости от времени выдержки носит экстремальный характер. Наиболее высокие и стабильные значения KCV_{20} получены в диапазоне 2,5...3,0 мин и составили более

80 Дж/см². Увеличение продолжительности выдержки более 3 мин ведет к снижению ударной вязкости и при выдержке 4 мин ударная вязкость составила около 50 Дж/см².

Резкое снижение ударной вязкости при времени выдержки более 3 мин обусловлено изменениями в микроструктуре металла. Так, если при выдержке 2 мин матрица преимущественно состоит из полигонального мезоферрита (рис. 9, б), то при выдержке 4 мин преобладает перистогольчатый феррит (рис. 9, з), идентифицируемый как продукт сдвигового превращения в отличие от мезоферрита, образующегося по диффузионному механизму. Остаточный аустенит располагается вдоль игл феррита.

Формирование такой микроструктуры происходит, вероятно, в силу обогащения аустенитной матрицы углеродом и, как следствие, подавления образования мезоферрита и увеличения количества остаточного аустенита.

Обогащение углеродом линии соединения возможно в результате, с одной стороны, выравнивания его концентрации в соединении при ТО (линия соединения после сварки обеднена углеродом), с другой — распада термически неустойчивых карбидов ванадия. Оба процесса развиваются во времени, что находит отражение на кривой зависимости ударной вязкости от продолжительности ТО.

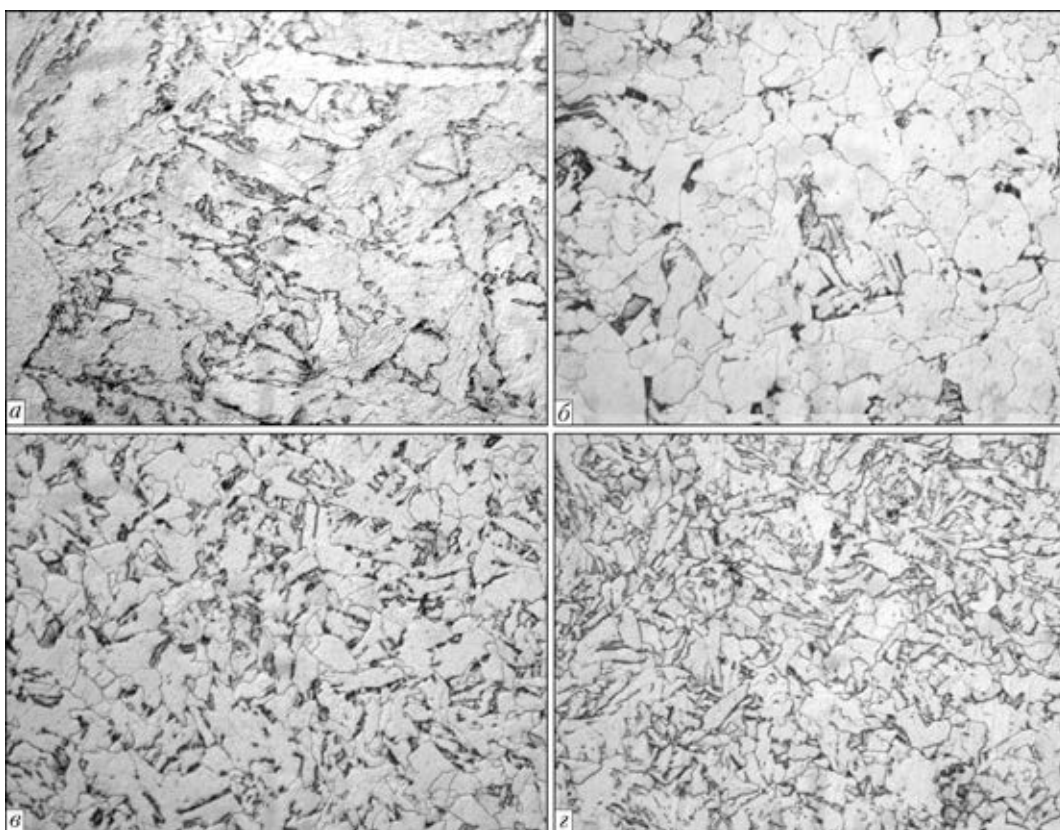


Рис. 9. Микроструктуры (×1000) металла по зоне соединения сварных стыков после ТО при 1000 °С с выдержкой 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 мин (з)

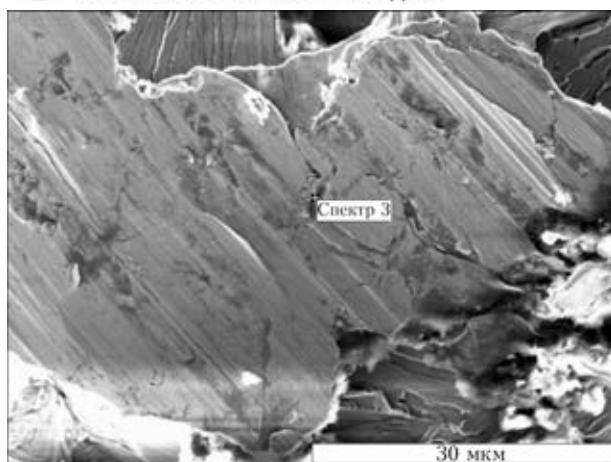


Рис. 10. Фрагмент поверхности излома соединения

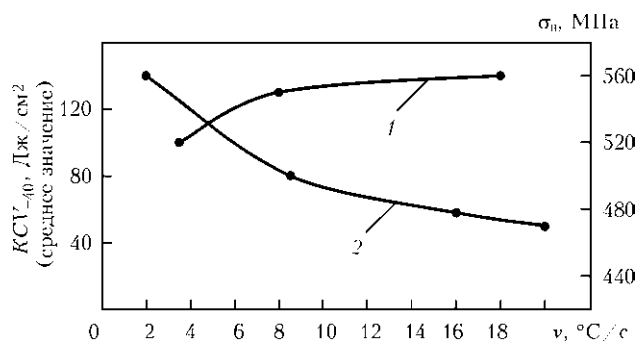


Рис. 11. Зависимость предела прочности (1) и ударной вязкости (2) от скорости охлаждения при ТО

Косвенное подтверждение диффузионного перераспределения углерода в матрице было получено при исследовании изломов соединений. На поверхности излома обнаружены участки с высоким содержанием углерода. В спектре № 3 (рис. 10) содержание элементов следующее, ат. %: 58,78 С; 5,79 О; 35,44 Fe.

Скорость охлаждения после ТО влияет на свойства соединения двояко: с одной стороны, ее увеличение приводит к повышению прочностных свойств соединения, с другой — снижаются вязкие свойства (рис. 11). Оптимальная скорость охлаждения с точки зрения обеспечения комплекса механических свойств находится в пределах 8...12 °C/с. При таких скоростях охлаждения показатели предела прочности сварного соединения сохраняются на уровне прочности основного металла.

Из анализа приведенных данных и с учетом возможного неоднородного нагрева труб большого диаметра в условиях реального строительства может быть реализован следующий режим ТО труб: температура нагрева 1000 °C, длительность

выдержки 2,5...3,0 мин, охлаждение водовоздушной смесью.

Из результатов механических испытаний соединений после базовой ТО, приведенных выше, видно, что они удовлетворяют требованиям, предъявляемым к кольцевым сварным соединениям труб [2].

Выводы

1. Разработана базовая технология ТО соединений толстостенных труб из сталей класса прочности K56, выполненных КССО, которая обеспечивает соответствие требованиям DNV-OS-F101 и API 1104 к механическим свойствам сварных швов для подводных трубопроводов.

2. Оптимальная температура нормализации сварных соединений составляет 950...1000 °C, длительность выдержки при этой температуре 2,5...3,0 мин, скорость охлаждения должна быть в пределах 8...12 °C/с.

3. Скорость нагрева при ТО не оказывает существенного влияния на показатели вязкости соединений.

1. *Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой* / Ю. Д. Морозов, М. Ю. Матросов, С. Ю. Настич, А. Б. Арабей // *Металлург.* — 2008. — № 8. — С. 39–42.
2. *DNV-OS-F101. Offshore standard. Submarine pipeline systems.* — Jan., 2000.
3. *Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса прочности K56* / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, В. Ф. Загадарчук и др. // *Автомат. сварка.* — 2012. — № 5. — С. 5–11.
4. *Контролируемая прокатка* / В. И. Погоржельский, В. И. Литвиненко, Ю. И. Матросов, А. В. Иваницкий. — М.: *Металлургия*, 1979. — 184 с.
5. *Ниобий-содержащие низколегированные стали* / Ф. Хейстеркамп, К. Хунна, Ю. И. Матросов и др. — М.: *СП Интермет Инжиниринг*, 1999. — 94 с.
6. *Лившиц Л. С., Хакимов А. Н.* *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений.* — М.: *Машиностроение*, 1989. — 334 с.
7. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей.* — Киев: *Наук. думка*, 1978. — 276 с.
8. *Свищенко В. В.* *Строение и механизм формирования зернистого бейнита* // *Тр. Алтай. гос. техн. ун-та им. И. И. Ползунова.* — Барнаул: *Изд-во АлтГТУ*, 1995. — С. 44–50.
9. *Кремнев Л. С., Свищенко В. В., Чепрасов Д. П.* *Строение и механизм формирования зернистого бейнита в стали 20X2HAc* // *Металловедение и терм. обработка металлов.* — 1997. — № 9. — С. 6–9.
10. *Образование промежуточной структуры зернистой морфологии в низкоуглеродистой низколегированной стали в условиях ступенчато-изотермического распада аустенита* / В. В. Свищенко, Д. П. Чепрасов, В. Н. Шабалин, Ю. А. Филатов // *Ползуновский альманах.* — 2008. — № 3.

Поступила в редакцию 29.11.2012