

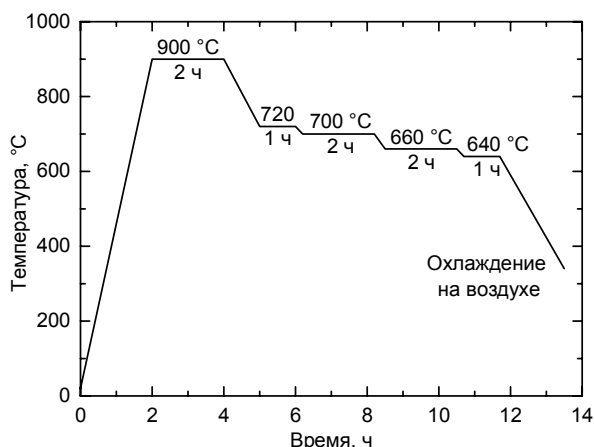


Рис. 2. Опытный режим отжига отливок из стали 35Л

Ступенька времени при 720°С нужна для выравнивания температуры; при 700°С превращение происходит в основной массе отливок, выдержка при 660 и 640°С необходима для завершения перлитного распада у отливок, температура которых выше, чем у основной массы. Режим экспериментально проверен в лабораторных условиях. Твердость после отжига 155/171 НВ; если разность температур по объему садки меньше 20°С, то выдержку при 640°С можно не делать, а длительность отжига на 660°С сократить на 1 ч.

Выводы

1. Изотермический отжиг в интервале температур 710–690°С обеспечивает требуемое снижение твердости отливок, полученных литьем по газифицируемым моделям.

2. В тех случаях, когда по высоте или ширине садки имеется перепад температур, режим отжига должен содержать несколько температурных ступенек, последовательно обеспечивающих распад аусте-

нита во всем объеме садки.

3. В работе приведены несколько аргументов в пользу теории Пикеринга, по которой основной вклад в прочность ферритно-перлитной структуры стали 35Л создаёт феррит.

Список литературы

1. Корягин, Ю.Д. Влияние термической обработки на твердость изделий, полученных методом литья по газифицированным моделям / Ю.Д. Корягин, Д.А. Мирзаев, А.А. Куликов // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2012. №2. С. 55-58
2. Башнин, Ю.А. Технология термической обработки: учебник для вузов / Ю.А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. М.: Металлургия, 1986. 424 с.
3. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста / Л.Е. Попова, А.А. Попов. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
4. Гер, А.Э. Поверхность раздела фаз и механические свойства перлитных структур / А.Э. Гер // Металловедение и термическая обработка металлов. 1956. № 5. С. 15-18.
5. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
6. Пикеринг, Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф.Б. Пикеринг. М.: Металлургия, 1982. 184 с.
7. Мирзаев, Д.А. Образование перлита в сталях / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев // Фазовые и структурные превращения в стали: сб. науч. трудов. Вып. 3 / под ред. В.Н. Урцева. Магнитогорск, 2003. С. 294-334.

Bibliography

1. Koryagin, Yu.D. Effect of heat treatment on the hardness of consumable pattern castings / Yu.D. Koryagin, A.A. Kulikov, D.A. Mirzaev // Vestnik MGTU named after G.I. Nosov. 2012. №2. P. 55-58.
2. Bashnin, Yu.A. Steel heat treatment technology / Yu.A. Bashnin, B.K. Ushakov, A.G. Sekey. M.: Metallurgia, 1986. 424 pp.
3. Popova, L.E. Transformation diagrams of austenite in steels and beta solid solution in titanium alloys / L.E. Popova, A.A. Popov. M.: Metallurgia, 1991. 503 pp.
4. Ger, A.E. Interphase interface and mechanical properties of pearlitic structures / A.E. Ger // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. 1956. No. 5. Pp. 15-18.
5. Saltykov, S.A. Stereometric metallography / S.A. Saltykov. M.: Metallurgia, 1970. 376 pp.
6. Pickering, F.B. Physical metallurgy and the design of steels: Materials science series / F.B. Pickering. Applied science publishers Ltd., 1978.
7. Mirzaev, D.A. Pearlite formation in steels / D.A. Mirzaev, K.Yu. Okishev // Phase and structural transformations in steel. Issue 3 / ed. by V.N. Urtev. Magnitogorsk, 2003. Pp. 294-334.

УДК 621.791.051

Емелюшин А.Н., Сычков А.Б., Шекшеев М.А.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К56

Проведены комплексные исследования свариваемости стали класса прочности К56. Свариваемость оценивали на основе решения параметрических уравнений, характеризующих склонность стали к образованию «горячих» и «холодных» трещин. Проводилась оценка влияния способа и режимов дуговой сварки на структуру и свойства металла зоны термического влияния по методу валиковой пробы.

Ключевые слова: трубная сталь, свариваемость, холодные трещины, горячие трещины, зона термического влияния, твердость, ударная вязкость.

Carried out the complex investigation of weldability of steel class K56. Weldability evaluated on the basis of the decision of parametric equations describing the tendency of steel to the formation of «hot» and «cold» cracks. Evaluating the impact of the ways and modes of arc welding on the structure and properties of metal zone of thermal influence on the method of final layer samples.

Keywords: steel pipe, weldability, cold cracks, hot cracks, zone of thermal influence, hardness, impact resistance.

Прошедшее десятилетие для России охарактеризовалось рядом крупных проектов по строительству магистральных трубопроводов. Существующие тенденции повышения производительности перекачки нефти и газа определили необходимость перехода на

более высокий уровень давления в трубопроводе (свыше 9,8 МПа), а также использования электросварных труб с наибольшими для магистральных трубопроводов диаметрами: 1420 мм для газопроводов и 1220 мм для нефтепроводов. Указанные обстоятель-

Таблица 2

Механические свойства листового проката
толщиной 12 мм исследуемой плавки

Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести σ_t , МПа	KCV ₋₂₀ , Дж/см ²
Нормативные требования		
550–679	440–560	90–500
Результаты испытаний		
565	495	282

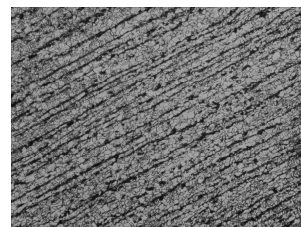


Рис. 1. Структура стали в состоянии поставки, ×200

ства обусловили применение высокопрочных труб, выполненных из листовых сталей (штрипса) классов прочности K56 – K70 [1]. В химический состав вышеуказанных сталей, преимущественно, входят углерод в количестве до 0,13%; марганец – до 1,6 – 1,8%; кремний – до 0,16 – 0,50%; ванадий до 0,08%; ниобий – до 0,08%, который, в основном, определяет способность такого металла к свариваемости. При этом структура листового проката представляет собой ферритоперлит или ферритобейнит.

В 2009 году в ОАО «ММК» был пущен в строй реверсивный широкополосный стан горячей прокатки 5000, основу выпускаемого сортамента которого составили трубные стали, поставляемые по различным классам прочности.

Эффективность применения высокопрочных трубных сталей для строительства магистральных трубопроводов определяется рациональными технологическими процессами их сварки, обеспечивающими требуемый уровень механических свойств и сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений. Разработка оптимальной технологии сварки должна базироваться на современных методах и подходах к оценке свариваемости сталей данной группы.

Под свариваемостью понимается комплексная технологическая характеристика металла, которая зависит от технологии его производства и технологии сварки, отражает реакцию данного металла на процесс сварки и определяет пригодность металла для изготовления конструкций, удовлетворяющих условиям их эксплуатации [2].

Целью данной работы является исследование свариваемости высокопрочной трубной стали класса прочности K56.

Рассматриваемая сталь (табл. 1, 2) относится к низколегированным марганцевым сталям. Их отличительной особенностью, по сравнению с традиционными марганцевыми сталями, является дополнительное микролегирование сильными карбидо- и нитридообразующими элементами (V, Nb, Ti, Al), что в сочетании с процессом термомеханической прокатки обеспечивает их высокие прочностные характеристики, в первую очередь за счет механизма дисперсионного твердения. В целом, эту марку стали можно обозначить как 10Г2ФБТЮ.

Таблица 1

Химический состав исследуемой плавки, %

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
0,11	0,37	1,59	0,003	0,009	0,02	0,03	0,05
Al	N	V	Ti	Nb	Mo	B	Sn
0,037	0,007	0,039	0,022	0,029	0,002	0,0004	0,003

Для исследования свариваемости использовали фрагменты листового проката толщиной 12 мм. Микроструктура стали исследуемой плавки, в состоянии поставки, представляет собой феррит (размер зерна – №7–8 по ГОСТ 5639–82) с включениями строчечного перлита (рис. 1).

Анализ свариваемости исследуемой стали класса прочности K56 включал в себя косвенную оценку склонности к образованию горячих и холодных трещин и исследование структуры стали в зоне термического влияния (ЗТВ) после воздействия сварочных термических циклов, в частности объектом исследований являлся металл участка перегрева. Принято считать, именно на этом участке ЗТВ наблюдается наиболее неудовлетворительный уровень механических свойств [3].

Оценку склонности стали к образованию горячих трещин проводили на основе расчета показателей трещиностойкости HCS (показатель К. Итамурэ) и UCS по следующим уравнениям [4]:

$$HCS = \frac{C \cdot (S + P + Si / 25 + 0,01 \cdot Ni) \cdot 10^3}{3 \cdot Mn + Cr + Mo + V}, \quad (1)$$

при HCS < 4 не склонна;

$$UCS = 230 \cdot C + 190 \cdot S + 75 \cdot P + 45 \cdot Nb + 12,3 \cdot Si - 5,4 \cdot Mn - 1, \quad (2)$$

при UCS > 30 склонна.

Результаты расчета данных параметров показали, что для исследуемого химического состава HCS = 0,617, UCS = 22,82, что ниже критических значений и свидетельствует о пониженной склонности этой стали к образованию горячих трещин.

Стойкость стали против образования холодных трещин оценивали на основе значения параметра стойкости к образованию трещин P_{cm} [5] и определения углеродного эквивалента $C_{эkv}$.

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo + V}{15} + 5 \cdot B. \quad (3)$$

На сегодняшний день существует множество зависимостей, применяемых для расчета $C_{эkv}$. Согласно ГОСТ 27772–88 для низколегированных сталей эквивалент углерода вычисляется по следующей формуле:

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{40} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}. \quad (4)$$

Для сталей дополнительно легированных карбидообразующими элементами применяют формулу [6]

$$C_{\text{ЭКВ}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + \Sigma(V + Ti + Nb)}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} + 15 \cdot B. \quad (5)$$

Стали, у которых $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,35\%$, считаются потенциально склонными к образованию холодных трещин. При $C_{\text{ЭКВ}} \geq 0,40\%$ при сварке становится возможным образование закалочных структур в металле сварного соединения [5].

Из сопоставления полученных данных для исследуемого химического состава (по формуле (4) $C_{\text{ЭКВ}} = 0,407\%$, по формуле (5) $C_{\text{ЭКВ}} = 0,409\%$, $P_{\text{см}} = 0,21\%$) с критическими значениями ($C_{\text{ЭКВ}} = 0,40\%$, $P_{\text{см}} = 0,23\%$) следует различие в оценке стойкости анализируемой стали против образования холодных трещин. Если учитывать значения $C_{\text{ЭКВ}}$, то сталь имеет несколько повышенную склонность к образованию холодных трещин. При учете параметра $P_{\text{см}}$ склонность к образованию холодных трещин немного ниже. В этом случае возможность появления холодных трещин следует оценивать на основе влияния сварочного нагрева на структурное состояние сварного соединения, обеспечивающее требуемый уровень механических свойств.

Процессы структурообразования в исследуемой стали, в зависимости от способа и погонной энергии сварки, изучали по методу валиковой пробы ГОСТ 13585–68. Наплавку валиков производили на составные пластины, собранные в зажимном приспособлении (рис. 2). Пластина состояла из тринадцати брусков размером $12 \times 16 \times 200$ мм при механизированной сварке в среде защитного газа (МП) и $12 \times 18 \times 200$ мм при автоматической сварке под слоем флюса (АФ), валик наплавлялся на поверхности реза брусков, по оси симметрии пластины.

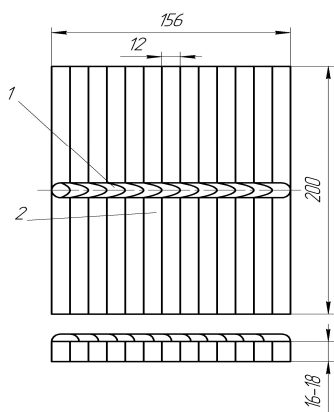


Рис. 2. Составная пластина для валиковой пробы:
1 – валик; 2 – бруски

После наплавки пластины освобождали, и окончательное охлаждение происходило на воздухе. Затем бруски поочередно отделяли один от другого в

тисках. Из брусков изготавливали образцы для испытания на ударный изгиб, измерение твердости и металлографические исследования. Образцы на ударную вязкость изготавливали согласно ГОСТ 6996–66 размерами $10 \times 10 \times 55$ мм, V-образный надрез наносился таким образом, чтобы дно надреза располагалось в ЗТВ. Твердость металла ЗТВ измеряли по методу Виккерса, согласно ГОСТ 2999–75, микротвердость – по ГОСТ 9450–76. Три крайних бруска с каждой стороны пластины в испытаниях не участвовали.

Металлографический анализ показал, что в результате сварочного нагрева металл ЗТВ, на участке перегрева, характеризуется существенным огрублением структуры (рис. 3, 4).

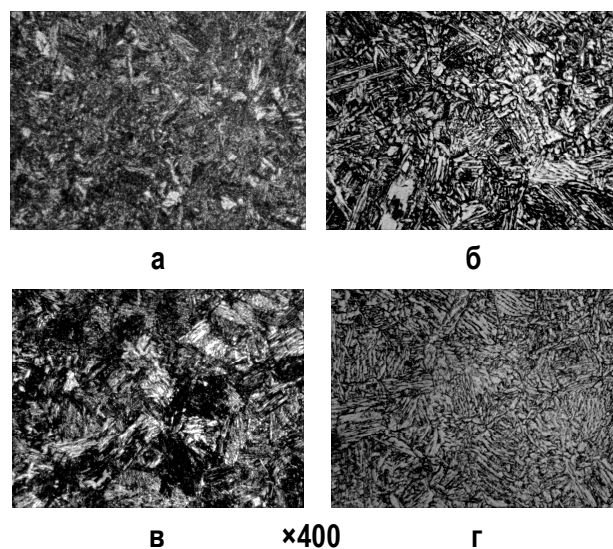


Рис. 3. МП, структура участка перегрева при погонных энергиях сварки, кДж/см:
а – 1,32; б – 5,6; в – 7,14; г – 24,8

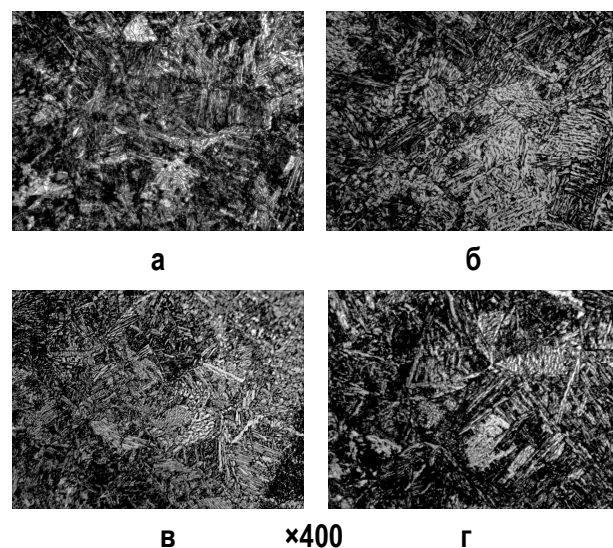
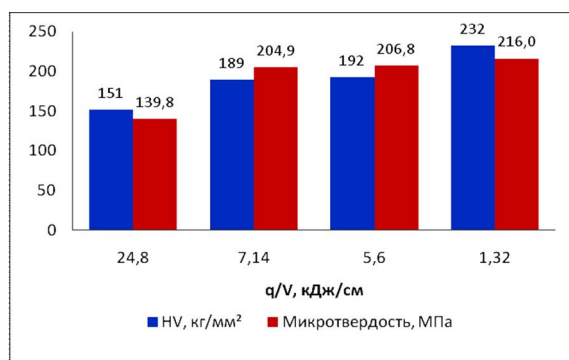


Рис. 4. АФ, структура участка перегрева при погонных энергиях сварки, кДж/см:
а – 3; б – 8,5; в – 19,3; г – 53,5

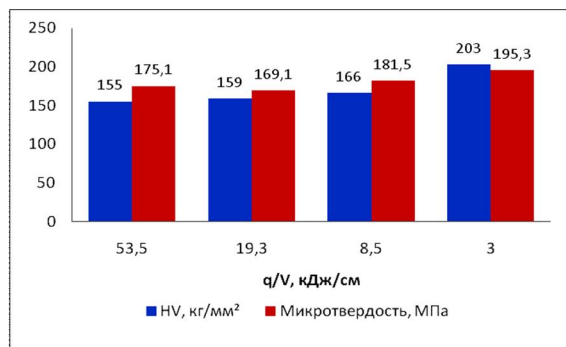
Наблюдаются характерные включения в виде пластинчатых и разветвленных образований, расположенные в объеме первичных зерен. Измерения микротвердости показали, что металл на участке перегрева состоит из перлита и феррита видманштеттовой ориентировки.

Закалочных структур в металле ЗТВ в рассмотренном диапазоне погонных энергий сварки не наблюдается. Слабая закалываемость при термических циклах сварки может быть объяснена тем, что ниобий, являясь карбидообразующим элементом, связывает углерод в карбид ниобия и тем самым смещает распад аустенита в области более высоких температур [7].

Изменение механических свойств металла участка перегрева (рис. 5, 6) – твердости и ударной вязкости, связано с дисперсностью образующихся видманштеттовых структур [8]. В нашем случае толщина видманштеттовых ферритных пластин изменяется от 2–3 мкм при МП и $q/V = 1,3$ кДж/см до 8–9 мкм при АФ и $q/V = 53,5$ кДж/см.



а

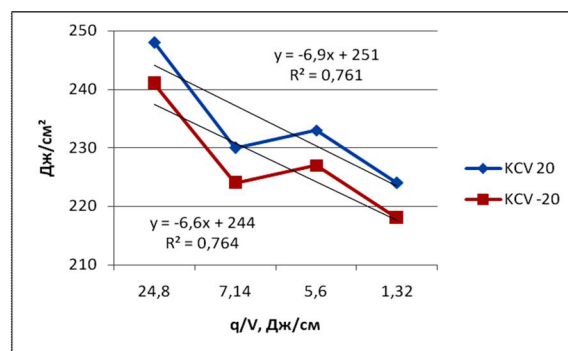


б

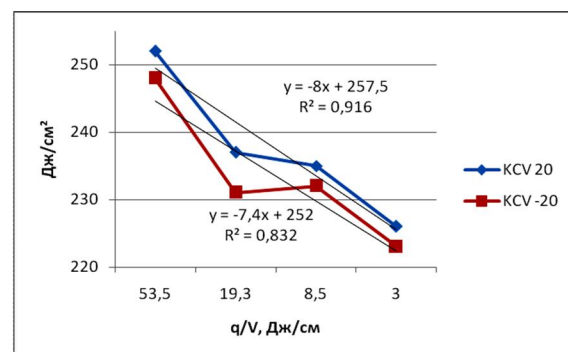
Рис. 5. Изменение твердости и микротвердости металла участка перегрева в зависимости от способа сварки и уровня погонной энергии: а – МП, толщина пластины $\delta = 16$ мм; б – АФ, толщина пластины $\delta = 18$ мм

При этом значения твердости изменяются в пределах от 151 до 232 HV при МП (рис. 5, а) и от 155 до 203 HV при АФ (рис. 5, б). Если ориентироваться на нормативные требования документов ОАО «Газпром», то твердость металла ЗТВ для труб из сталей класса прочности от К56 до К60 не должна превышать 325 HV. Из чего следует, что сварку стали К56 можно производить во всем рассмотренном в работе

диапазоне погонных энергий, применительно к соответствующим способам сварки.



а



б

Рис. 6. Изменение ударной вязкости металла участка перегрева в зависимости от способа сварки и уровня погонной энергии: а – МП, толщина пластины $\delta = 16$ мм; б – АФ, толщина пластины $\delta = 18$ мм

Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре при температуре образцов 20°C и -20°C. Результаты испытаний приведены на рис. 7 и 8. Из анализа данных следует, что металл ЗТВ обладает меньшим уровнем ударной вязкости, в сравнении с основным металлом, что, видимо, связано со значительным огрублением структуры. Однако полученные значения удовлетворяют нормативным требованиям, уровень ударной вязкости металла ЗТВ должен быть не менее 50 Дж/см² при температуре испытания 20°C.

Следовательно, опираясь на полученные данные, можно сказать, что сварку высокопрочной трубной стали класса прочности К56 при способах механизированной сварки в среде защитных газов и автоматической сварки под слоем флюса можно свободно выполнять в рассмотренном диапазоне погонных энергий.

Выводы

1. Структура ЗТВ, участка перегрева стали класса прочности К56 характеризуется наличием перлита и феррита видманштеттовой ориентировки различной дисперсности.

2. Уровень механических свойств металла ЗТВ при МП и АФ в диапазоне погонных энергий сварки 1,32–24,8 кДж/см и 3–53,5 кДж/см соответственно удовлетворяет требованиям, установленным нормативными документами.

3. Вышеуказанные условия сварки обеспечивают отсутствие в ЗТВ сварного шва предпосылок для образования «горячих» и «холодных» трещин.

Список литературы

1. Макаров Г.И. Нормативные требования к вязкости разрушения трубных сталей // Сварочное производство. 2010. №5. С. 36-39.
2. Шоршоров М.Х., Чернышова Т.А., Красовский А.И. Испытания металлов на свариваемость. М.: Металлургия, 1972. 240 с.
3. Емелишин А.Н., Шекшеев М.А. Исследование влияния термических циклов на структуру основного металла при сварке стали категории прочности K56 // Актуальные проблемы современной науки, техники и образования: материалы 69-й научно-технической конференции. Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2011. Т.1. С. 150-153.
4. Хакимов А.Н. Электродуговая сварка с регулированием термического цикла. М.: Машиностроение, 1984. 208 с.
5. Сварка. Резка. Контроль: справочник. В 2 т. / под общ. ред. Н.П. Алешина, Г.Г. Чернышова. М.: Машиностроение, 2004. Т.1. 624 с.: ил.
6. Ефименко Л.А., Елагина О.Ю., Вышемирский Е.М. Особенности подхода к оценке свариваемости низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей // Сварочное производство. 2010. №5. С. 5-11.
7. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. К.: Наук. думка, 1978. 276 с.
8. Тодоров Р.П., Христов Хр.Г. О видманштеттовых структурах углеродистых сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2004. №2. С. 3-7.

Bibliographic

1. Makarov G.I. Regulatory requirements for fracture toughness of pipe steels // Welding production. 2010. №5. P. 36-39.
2. Shorshorov M.H., Chernyshova T.A., Krasovsky A.I. Metal testing on weldability. M.: Metallurgy, 1972. 240 p.
3. Emelushin A.N., Shekseev M.A. Investigation of the influence of thermal cycles on the structure of the base metal in welding of steel category K56 / Actual problems of modern science, technology and education: materials of the 69-th scientific-technical conference. Magnitogorsk: publ. Magnitogorsk. State Technical University. G.I. Nosova, 2011. Vol.1. 268 p.
4. Hakimov A.N. Electroslag welding with the regulation of the thermal cycle. M.: Mechanical engineering, 1984. 208 p.
5. Welding. Cutting. Control: A Handbook. In 2 volumes / Under the agg. Ed. N.P. Aleshin, G.G. Chernyshov. M.: Machinery, 2004. Vol.1. etc. 624 p.
6. Efimenko L.A., Elagina O.U., Vishemirskiy E.M. Features of the approach to the evaluation of weldability of high-strength low-carbon pipe steels // Welding production. 2010. №5. P. 5-11.
7. Grabin V.F., Denisenko A.V. Physical metallurgy of welding of low and medium alloy steels. To the.: Naukova Dumka, 1978. 276 p.
8. Todorov R.P., Christov Xr. G. About vidmanshtet structures of carbon steels // Metal science and thermal treatment of metals. 2004. №2. P. 3-7.

УДК 621.785.797

Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Сухомлин В.И.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАТАНКИ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ БОРОМ СТАЛЕЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ СТАРЕНИИ

В результате проведенных исследований установлено, что при микролегировании бором факторами уменьшения концентрации твердорастворного азота в результате его связывания бором в борсодержащие соединения, повышения предельной растворимости С в феррите стали и снижения степени блокировки дислокаций атомами С «деактивируется» развитие процессов статического и динамического деформационного старения в углеродистых и низколегированных сталях. Показано, что более высокая технологичность при переделе волочением катанки из микролегированной бором стали Св-08Г2, предназначенной для изготовления сварочной проволоки, по сравнению с таковой из аналогичной стали без бора обусловлена меньшей степенью развития динамического деформационного старения.

Ключевые слова: статическое и динамическое деформационное старение, низкоуглеродистая легированная сталь, микролегирование бором, блокировка дислокаций, азот.

The studies found that when mikrolegirova-Research Institute of factors reduce the concentration of boron oxide solid solution as a result of its binding to the boron-boron-containing compounds enhance the solubility limit C in ferrite steel and reduce the blocking of dislocations with atoms of the «deactivated» the development process of static and dynamic strain aging in the Raman carbon and low alloy steels. It is shown that the more high tech in the redistribution of the drawing rod with boron microalloyed steel Sv-08G2, intended for the manufacture of welding wire, as compared with that of the same steel without boron is due to a lower degree of dynamic strain aging.

Keywords: static and dynamic strain aging, alloy low-carbon steel, microalloying with boron, the lock dislocations and nitrogen.

Исследования и разработки, проведенные Институтом чёрной металлургии НАН Украины (г. Днепропетровск) совместно с Молдавским металлургическим заводом (г. Рыбница), позволили установить, что микролегирование углеродистых, низко- и среднелегированных сталей массового назначения бором повышает их пластичность и деформируемость при холодном волочении [1-4]. Причина «пластифицирующего» влияния введенных в сталь микродобавок бора до настоящего времени не находила объяснения. Поэтому исследования и разработки, выполняемые в этом направлении, представляются актуальными.

Известно [5, 6], что холодное волочение и, в целом, производство катанки на ме-тизном переделе сопряжено с развитием в ней процессов динамического (д.д.с.) и

статического (с.д.с.) деформационного старения. В основе механизмов процесса деформационного старения лежат закономерности взаимодействия атомов углерода (С) и азота (N) с дислокациями, которые введены в металл при деформации [6]. На основании проведенного анализа размерно-геометрических факторов в [7] показано, что при микролегировании сталей бором его атомы занимают в ОЦК-решётке α -Fe (феррита) позиции замещения. Вызванные этим изменения размерно-геометрических параметров тетраэдрических пор в ОЦК-решётке α -Fe и взаимодействия между атомами С, N, В и Fe могут существенным образом сказываться на развитии процессов с.д.с. и д.д.с.

Влияние микролегирования бором на развитие с.д.с. исследовалось на образцах катанки из углероди-