

ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ЗТВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН

М.Н. Сейдуров

Прогнозирование структуры и свойств ЗТВ позволяет до сварки выяснить условия получения качественных сварных соединений. Показано, что бейнит зернистой морфологии является наиболее предпочтительной структурой ЗТВ в испытании на ударный изгиб при отрицательной температуре. Установлено, что ведущую роль в формировании промежуточных структур зернистой морфологии в ЗТВ играет скорость образования мезоферрита и скорость отвода углерода от фронта растущих кристаллов.

Ключевые слова: мезоферрит, зернистый бейнит, стали бейнитного класса, напряжения, холодные трещины.

При изготовлении сварных конструкций из высокопрочных сталей возникает опасность образования холодных трещин в ЗТВ сварных соединений [1-3].

Принято выделять три основных фактора, существенно влияющих на процесс образования холодных трещин: 1) структурное состояние металла сварного соединения, характеризующее наличием составляющих мартенситного и бейнитного типа; 2) концентрация диффузионного водорода в зоне зарождения очага трещины; 3) уровень напряжений в сварном соединении.

Как известно [4], комплекс механических свойств стали бейнитного класса зависит от состояния аустенита перед ускоренным охлаждением, скорости охлаждения, температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения и обусловлены формированием той или иной морфологии бейнита.

Повышенное содержание водорода в металле шва также оказывает отрицательное влияние на механические свойства. Приток водорода вследствие его взаимодействия со скоплением дислокаций у вершины концентратора может в несколько раз превысить его содержание в металле шва, что послужит причиной образования холодных трещин [5].

Следовательно, на условия образования холодных трещин существенное влияние оказывают особенности распада аустенита в ЗТВ, возникновения локальной неравномерности распределения водорода в сварном соединении к моменту зарождения трещин и микролокальная пластическая деформация наряду с критическим уровнем объемных растягивающих напряжений.

Известно [6], что чем меньше уровень остаточных напряжений в сварных соединениях высокопрочных сталей, тем меньше

вероятность образования в них холодных трещин. Однако образование холодных трещин может происходить и в сварных соединениях, выполненных в условиях, обеспечивающих минимальные остаточные напряжения, уровень которых существенно ниже критических. В этом случае проявляется влияние кинетики развития напряжений на процессы образования холодных трещин в сталях, не подверженных дальнейшей термообработке.

Принято, что в результате сдвигового характера мартенситного превращения в микрообъемах возникают напряжения, уровень которых в местах локализации значительно превышает средний уровень остаточных напряжений. Локальные пиковые напряжения в основном создаются в местах встречи мартенситного кристалла с границей исходного аустенитного зерна, как следствие динамического удара быстрорастущего мартенситного кристалла об эту границу. Считается, что они являются основной причиной замедленного разрушения.

Согласно механизмам дислокационных моделей, разработанных Стро-Мотта [7] перед препятствиями различного рода образуются плоские скопления скользящих дислокаций, в результате чего возникает сильная локальная концентрация напряжений, достаточная для образования трещины.

Таким образом, величина и кинетика развития напряжений в высокопрочной низколегированной стали являются одной из основных причин образования локально расположенных зародышей холодных трещин. Кроме того, в обеспечении стойкости сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей против хрупкого разрушения решающую роль играют параметры термомодеформационного цикла сварки

ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ЗТВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН

(ТДЦС) и фазовый состав на участках ЗТВ, а так же состав сварочных материалов.

Целью работы являлось установление зависимостей, учитывающих структурные превращения и развитие локальных пластических деформаций в стали 24Х2НАч, предназначенной для изготовления тяжело нагруженных деталей и сварных конструкций ответственного назначения.

Стыковые сварные соединения выполняли из стали 24Х2НАч (горячекатаный прокат толщиной 6...8 мм) с исходной феррито-перлитной структурой в прокате следующего химического состава (%): 0,28 С; 1,39 Cr; 1,48 Ni; 0,31 Mn; 0,27 Si; 0,045 РЗМ; 0,021 S; 0,012 Р. Однопроходную автоматическую сварку под флюсом АН-47 на флюсовой подушке выполняли за один проход сварочной проволокой Св-08ХНМ диаметром 4 мм. ТДЦС регистрировались хромель-алюмелевыми термопарами диаметром 0,24 мм по 4 шт. от оси шва с каждой стороны свариваемых пластин, приваренных на расстоянии 0,5 мм друг от друга. По методике сбора и обработки экспериментальных данных [8], с использованием в качестве системы сбора данных измерителя-регулятора «ОВЕН ТРМ 138» и программы «MasterSCADA».

Для уточненных расчетов сварочных деформаций и напряжений с целью учета таких физических процессов, как фазовое разупрочнение, происходящих в металле при сварке, необходимо моделировать ТДЦС [9]. Поэтому исследования проводили как на контрольных сварных соединениях, так и на образцах с моделированием ТДЦС.

Для изучения закономерностей развития напряжений при $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращении применялась экспериментальная установка, обеспечивающая реализацию условий воздействия ТДЦС на металл при испытании жесткозакрепленных экспериментальных образцов. Обработка образца по режиму ТДЦС осуществлялась посредством пропускания электрического тока. Температура нагрева и охлаждения рабочей части образца контролировалась блоком приваренных хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,24 мм с помощью комплекса сбора и обработки данных по той же методике, что и при сварке. Скорость нагрева ω_H (в интервале температур 800...1000 °С) составляла

150 °С/с. Диапазон исследованных скоростей охлаждения в интервале (600...500 °С) $\omega_{6/5}$ составлял 0,08...100 °С/с и охватывал все скорости охлаждения соединений, выполняемых сваркой под флюсом с получением полного спектра структур от феррито-перлитной до мартенситной. Условия охлаждения изменяли путем интенсивного обдува нагретой части образца аргоном. Максимальная температура нагрева образца T_{max} достигала 1200 °С. Данные о развитии напряжений в образце при испытании получали при помощи системы тензодатчиков сопротивления, расположенных непосредственно на неподвижном охлаждаемом захвате из стали 4Х10С2 с передачей результатов на компьютер и построением кривой развития напряжений.

Характерные кривые температурных и упругопластических условий протекания структурных превращений в исследованных образцах представлены на рисунке 1. Зависимость изменения температуры во времени позволяет найти температуру начала ($T_{П1}$) и конца ($T_{П2}$) $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения. Кинетику развития напряжений растяжения в жесткозакрепленном образце в процессе его охлаждения определяли по следующим показателям: напряжению начала разупрочнения $\sigma_{р.н.}$, напряжению в конце разупрочнения $\sigma_{р.к.}$, величине остаточных напряжений $\sigma_{ост.}$ при остывании образца до комнатной температуры; периоду разупрочнения t_p , определяемому по кривой развития напряжений, соответствуют температуры начала и конца разупрочнения $T_{р.н.}$ и $T_{р.к.}$, отличные от температур $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения, определяемых по перегибам температурной кривой. По кривым развития напряжений в жесткозакрепленных образцах можно также определить максимальную скорость релаксации напряжений при фазовом разупрочнении v_p^{max} , а также скорость нарастания напряжений в период упрочнения после фазового разупрочнения $v_{1п.}$. Преимущество этих критериев состоит в том, что они дают возможность анализировать механизм зарождения и развития холодных трещин с учетом различных факторов, а также достаточно четко оценивать чувствительность сталей к образованию холодных трещин.

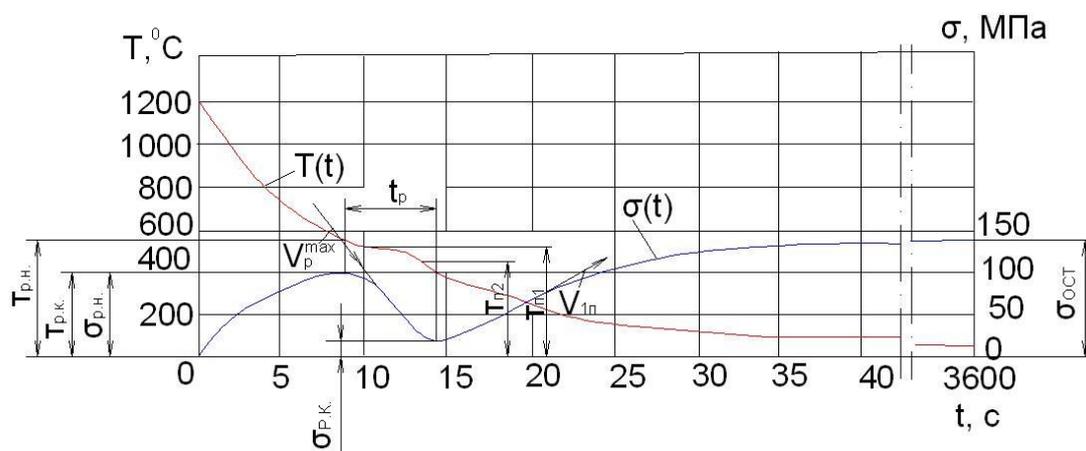


Рисунок 1 – Характерные кривые изменения температуры $T(t)$ и кинетики развития напряжений $\sigma(t)$ в жесткозакрепленном образце при охлаждении по ТДЦС

В зависимости от используемых режимов сварки в ЗТВ может образоваться бейнитная, бейнито-мартенситная и мартенситная структура. Причем для релаксации максимальных напряжений в структуре с большим количеством мартенсита требуется более высокий уровень остаточных напряжений, поскольку микропластическая деформация здесь затруднена [10]. В этом случае необходимо использовать режимы сварки, обеспечивающие меньшую скорость охлаждения. Во-первых, такая мера способствует увеличению размера усадки сварного соединения и повышению остаточных напряжений до заданного уровня, во-вторых, образованию в ЗТВ благоприятной промежуточной структуры зернистой морфологии. Мартенситное превращение сопровождается более значительным объемным эффектом, что может вызвать большую деформацию на границе сплавления образовавшегося мартенсита со структурой металла ЗТВ и вызвать высокий уровень микронапряжений.

В процессе охлаждения металла шва пластическая деформация нарастает непрерывно вплоть до температур, соответствующих началу фазового превращения в ЗТВ. Это вызывает активизацию превращения аустенита в металле ЗТВ и смещение температуры основного объема $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения в бейнитную область, что способствует появлению в металле ЗТВ промежуточных структур зернистой морфологии, стойких против образования холодных трещин.

Промежуточные структуры зернистой морфологии формируются при распаде аустенита в верхнем температурном интервале бейнитной области и представляют собой многофазную систему, состоящую из

мезоферритной и бейнитной α -фазы, карбидной фазы типа $Me_{23}C_6$ и Me_3C , а также остаточного аустенита (рисунок 2).

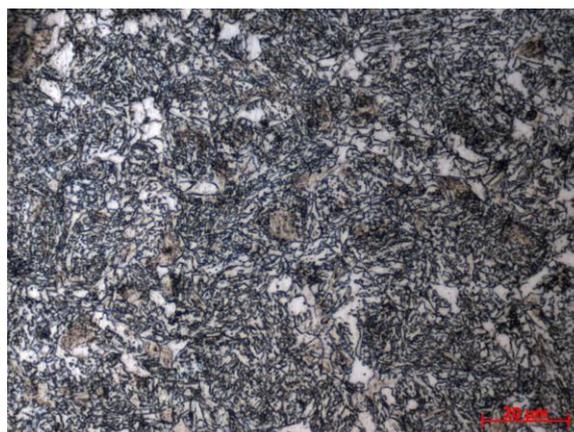


Рисунок 2 – Микроструктура мезоферрита и зернистого бейнита в ЗТВ сварного соединения стали 24Х2НАч

При этом карбидная фаза имеет глобулярную форму и составляет вместе в α -фазой основу зернистого бейнита [11]. Остаточный аустенит, содержание которого в структуре ЗТВ колеблется от 8 до 18 %, содержит углерода в несколько раз больше, чем его среднее процентное содержание в стали.

Установлено [12-14], что на формирование промежуточной структуры зернистой морфологии в ЗТВ оказывают влияние температура аустенизации, величина аустенитного зерна и его степень гомогенизации. При мелком зерне неомогенного аустенита в ЗТВ формируется мезоферрит и зернистый бейнит, при крупнозернистом гомогенном аустените в ЗТВ формируются игольчатые бейнитные структуры или мартенсит (рису-

ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ЗТВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН

нок 3).

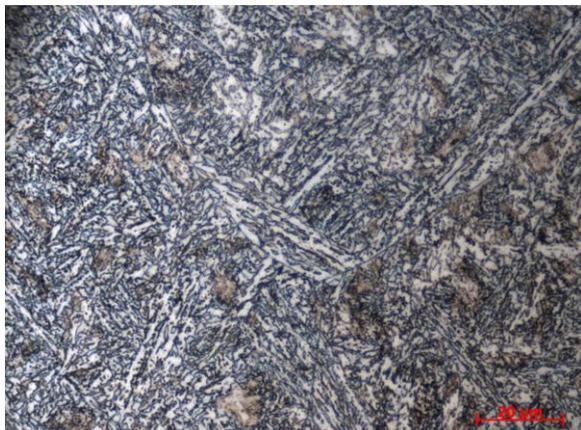


Рисунок 3 – Микроструктура мартенсита в ЗТВ сварного соединения стали 24Х2НАч

Известно [4, 9], что бейнит представляет собой структуру промежуточного типа, отличающуюся большим разнообразием морфологических форм, зависящих от состояния аустенита перед ускоренным охлаждением, скорости охлаждения и температуры превращения, определяющих, в конечном счете, комплекс механических свойств стали. Таким образом, представлялось необходимым провести сравнительные исследова-

ния по определению хладостойкости по линии сплавления сварных соединений с бейнитной структурой в ЗТВ различной морфологии: зернистый бейнит, игольчатый верхний и нижний бейнит.

Выбранные режимы сварки, согласно диапазону исследованных скоростей охлаждения, обеспечивали промежуточное превращение аустенита как в ЗТВ, так и в околошовной зоне при охлаждении с преимущественным формированием либо бейнита зернистой морфологии (погонная энергия $q_{\text{п}}$ составляла 17,2...18,6 кДж/см при $\omega_{6/5}$ от 0,65 до 4,2 °C/c), либо бейнита игольчато-перистого строения (погонная энергия $q_{\text{п}}$ составляла 22,6...23,8 кДж/см при $\omega_{6/5}$ от 5,0 до 8,6 °C/c). При значениях погонной энергии $q_{\text{п}}$ в интервале 38,4...39,2 кДж/см при $\omega_{6/5}$ от 10,6 до 17,2 °C/c распад аустенита протекал в смешанных бейнито-мартенситных областях с формированием структуры нижнего бейнита и мартенсита. Испытания на ударную вязкость проводились при комнатной температуре и при -60 °C. Результаты выполненных исследований представлены на рисунке 4.

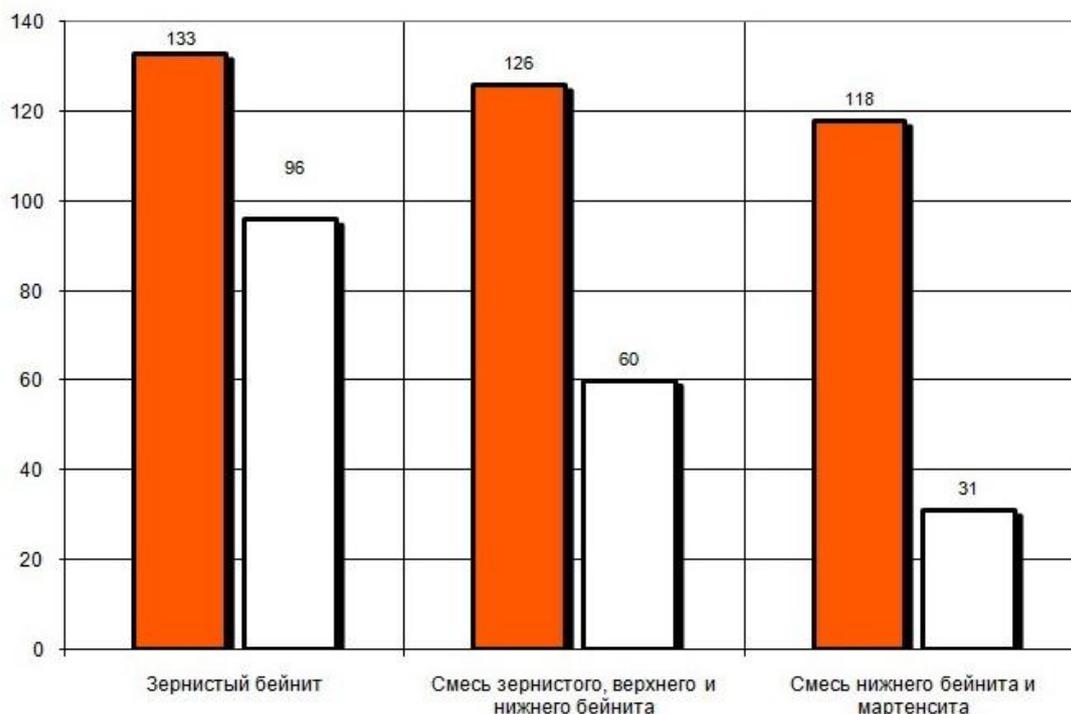


Рисунок 4 – Влияние структуры ЗТВ сварного соединения стали 24Х2НАч на ударную вязкость по линии сплавления КСУ, Дж/см² при комнатной температуре (левые столбцы) и температуре испытаний -60 °C (правые столбцы)

Установлено, что как в случае имитации ТДЦС, так и в состоянии сварного соединения промежуточная структура зернистой морфологии является наиболее предпочтительной по сравнению с другими бейнитными структурами игольчатого строения и мартенситом. Особенно это четко просматривается в случае испытания при отрицательной температуре -60°C . Падение ударной вязкости по линии сплавления сварных соединений со структурой игольчатых бейнитов достигает свыше 60%, а со смешанной структурой нижнего бейнита и мартенсита – более чем в три раза по сравнению со структурой зернистого бейнита.

Столь высокие показатели ударной вяз-

кости по линии сплавления в сварных соединениях со структурой зернистого бейнита по сравнению с другими структурами объясняются особенностью его строения. Наличие в промежуточной структуре зернистой морфологии остаточного аустенита, мезоферрита и карбидов глобулярной формы в матрице бейнитной α -фазы благоприятно влияет на деформационную способность зернистого бейнита (рисунок 5). И наоборот, расположение карбидной фазы в виде пластин по границам бейнитных и мартенситных кристаллов, пересыщенных по углероду, не способствуют пластическому течению металла под напряжением.

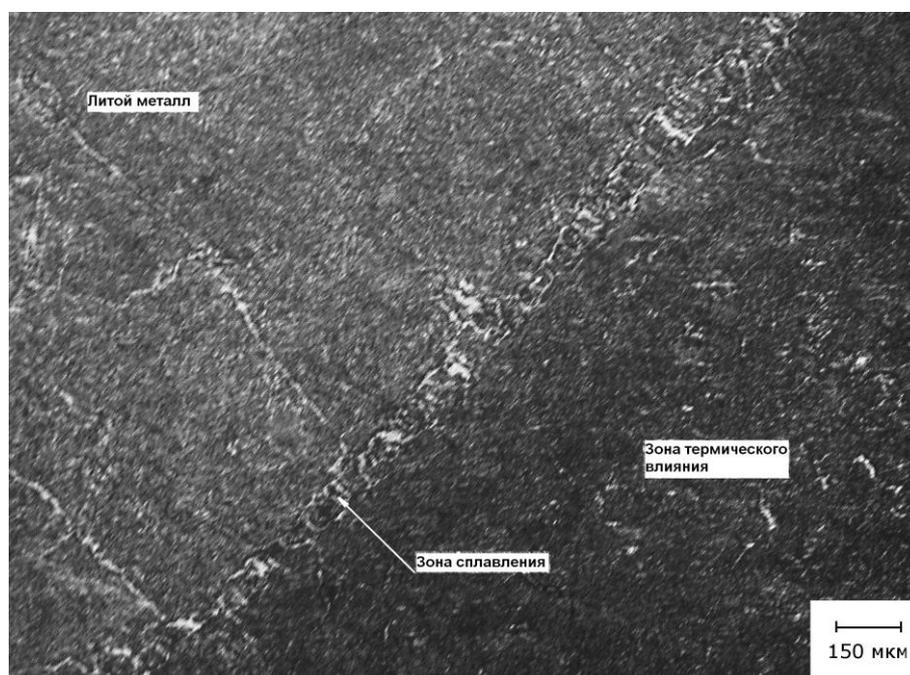


Рисунок 5 – Микроструктура зоны сплавления сварного соединения стали 24X2H4 со структурой бейнита зернистой морфологии

Исследования кинетики структурных превращений и напряженного состояния ЗТВ сталей бейнитного класса позволили говорить о том, что наиболее существенные изменения структуры и свойств наблюдаются в высокотемпературных участках ЗТВ из-за перегрева. Холодные трещины возникают в результате замедленного разрушения перегретого и закаленного в специфических условиях металла околошовной зоны под действием сложных напряжений, возникающих в этой зоне.

Влияние химического состава и структуры металла шва на сопротивляемость ЗТВ образованию холодных трещин основано на том, что физические свойства металла шва

и ход структурных превращений в нем существенно сказываются на развитии упруго-пластических деформаций в ЗТВ, а, следовательно, и на кинетике превращения аустенита в бейнитной и мартенситной областях. В результате изменяются структура и свойства ЗТВ, в частности ее стойкость к образованию холодных трещин. Установлено, что напряженное состояние сварных соединений сталей бейнитного класса характеризуется резким изменением продольных напряжений на границе шов – ЗТВ и, следовательно, значительными скалывающимися напряжениями на этой границе: малыми напряжениями растяжения в поперечном направлении в средней части шва (по длине) и сравнитель-

ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ЗТВ НА ОБРАЗОВАНИЕ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН

но большими напряжениями сжатия по его краям. Трещины зарождаются по границам зерен в участке крупного зерна и медленно развиваются сначала только по границам, а затем и по телу зерен. Зарождение и начальное развитие околошовных трещин происходят в результате локального пластического течения металла по границам зерен.

Таким образом, одной из основных причин образования зародышей трещин являются пиковые напряжения [15], возникающие вследствие локального скопления дислокации и других дефектов в сформированной структуре металла ЗТВ. Следует отметить, что чем выше объемный эффект бейнитомартенситного превращения аустенита, тем сильнее влияние такой структуры на металл ЗТВ. Релаксация пиковых напряжений происходит в процессе охлаждения сварного соединения под влиянием временных и односторонних напряжений, вызванных усадкой металла и фазовыми превращениями металла шва и ЗТВ. Полнота релаксации пиковых напряжений зависит от остаточных напряжений в сварном шве.

Выводы

1. Под действием напряжений на начальной стадии бейнитного превращения в условиях непрерывного охлаждения происходит интенсивное развитие пластической деформации, несколько понижающее реактивные сварочные напряжения, что способствует предупреждению трещин.

2. Ведущую роль в формировании промежуточных структур зернистой морфологии в ЗТВ играет скорость образования мезоферрита и скорость отвода углерода от фронта растущих кристаллов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра / В.И. Столяров, И.Ю. Пышминцев, Л.А. Ефименко и др. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. – № 3. – С. 39-47.

2. Чепрасов Д.П. Обеспечение качества и свойств сварных соединений сталей бейнитного класса / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров // Сварка и диагностика. – 2012. – № 3. – С. 30-33.

3. Microstructure and properties of Q345E lamellar tearing resistant steel saw welding joints / X.Q. Si, H.Y. Zhao, X.G. Song et al. // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Т. 628. – С. 48-52.

4. Влияние температуры распада аустенита на морфологию бейнита и свойства низкоуглеродистой стали после термомеханической обработки / В.М. Счастливцев, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева и др. // Физика металлов и материаловедение. – 2013. – Т. 114. – № 5. – С. 457-467.

5. Касаткин О.Г. Особенности водородного

охрупчивания высокопрочных сталей при сварке (Обзор) / Автоматическая сварка. – 1994. – №1. – С. 3-7.

6. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988. – 559 с.

7. Бернштейн М.Л. Структура и механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. – М.: Металлургия, 1970. – 335 с.

8. Радченко М.В. Исследование процессов сварки и наплавки с использованием современной методики сбора и обработки экспериментальных данных / Радченко М.В., Чепрасов Д.П., Шевцов Ю.О. и др. // Обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 7-10.

9. Сейдуров М.Н. Оценка и прогнозирование структуры и свойств сварных соединений из высокопрочных сталей бейнитного класса / М.Н. Сейдуров, Е.А. Иванайский, А.А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2009. – № 4. – С. 191-194.

10. Роль пиковых напряжений в образовании холодных трещин в сварных соединениях закаливаемых сталей / Ю.А. Стеренбоген, Д.В. Васильев, Э.Л. Демченко, Д.П. Новикова // Автоматическая сварка. – 2006. – № 4. – С. 11-20.

11. Сейдуров М.Н. Строение и механизм образования наноразмерных спецкарбидов хрома в сварных соединениях низколегированных сталей / М.Н. Сейдуров, С.В. Ковалев // Ползуновский альманах. – 2012. – № 1. – С. 39-40.

12. Чепрасов Д.П. Влияние термомеханических циклов на формирование зернистого бейнита в околошовной зоне при дуговой сварке стали 24Х2НАч / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2008. – № 4. – С. 86-91.

13. Чепрасов Д.П. Особенности формирования бейнитных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 7-11.

14. Чепрасов Д.П. Термомеханические циклы сварки и структурно-фазовые превращения в низколегированных сталях бейнитного класса / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2012. – № 1/1. – С. 337-341.

15. Касаткин Б.С. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей / Б.С. Касаткин, В.И. Бреднев // Автоматическая сварка. – 1985. – № 8. – С. 1-6, 18.

Сейдуров М.Н., к.т.н., доцент кафедры МБСП, ФГБОУ ВО «АлтГТУ им. И.И. Ползунова», e-mail: seidurov@mail.ru