

СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ

М.Н. Сейдулов, А.С. Зубков

Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова, г. Барнаул

В работе представлена методика изучения условий формирования бейнитных структур в околошовной зоне с помощью экспериментальной установки для имитации термомеханических циклов сварки. Условия структурообразования значительно влияют на свариваемость высокопрочных низколегированных сталей. Установлено, что наличие никеля в исследуемых сталях повышает сопротивление хрупкому разрушению, а образование глобулярного карбида хрома улучшает свариваемость.

Ключевые слова: промежуточные структуры, мезоферрит, зернистый бейнит, высокопрочные низколегированные стали, холодные трещины.

WELDABILITY OF HSLA STEELS DURING THE FORMATION MEZOFERRITE AND GRANULAR BAINITE IN HAZ

M.N. Seidurov, A.S. Zubkov

The Altai state technical university of I.I. Polzunov, Barnaul

The paper presents a methodology for the study of conditions for the formation of bainitic structures in the HAZ with the help of the experimental apparatus to simulate the thermal and deformation welding cycle. Terms of structure significantly affect the weldability of HSLA steels. It is found that the presence of nickel in the investigated steels increases resistance to brittle fracture, formation of globular chromium carbide improves the weldability.

Keywords: intermediate structures, mezoferrite, granular bainite, HSLA steels, cold cracks.

При сварке высокопрочных низколегированных сталей (HSLA) основной проблемой является образование холодных трещин в околошовной зоне (ОШЗ) сварных соединений [1-3].

Известно [4], что микроструктуру и свойства металла ЗТВ окончательно определяет процесс превращения аустенита в сталях при охлаждении, анализ которого выполняют с помощью диаграмм анизотермического распада аустенита (АРА). Их строят на основе экспериментальных данных для конкретных плавок исследуемых сталей.

Для осуществления условий имитации термомеханических циклов сварки (ТДЦС) применяются, как правило, установки для физического моделирования [5, 6].

Результаты исследований, представленные в работах [7-15], позволили выявить особенности формирования бейнитных структур различной морфологии в ОШЗ сварных соединений из низкоуглеродистых низколегированных сталей.

В работах [16, 17] установлено, что промежуточные структуры зернистой морфологии представляют собой многофазную смесь из мезоферрита, зернистого бейнита, остаточного аустенита, цементита и спецкарбида хрома глобулярной формы.

Цель работы – исследование свариваемости высокопрочных низколегированных сталей при формировании промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений.

В качестве основного материала применялись промышленные плавки сталей 20Х2НАч, 28Х2НАч и 30ХН3А, используемые при создании сварных конструкций ответственного назначения.

Так как каждому участку ЗТВ присущи свои особенности структуры [2], условия формирования мезоферрита и зернистого бейнита рассматривались при двух ТДЦС:

- от 860 до 1100 °С, что соответствует участку полной перекристаллизации;
- от 1100 °С и выше, что соответствует участку перегрева.

Определение условий формирования промежуточных структур в ОШЗ выполняли с использованием термического метода анализа, основанного на регистрации эффекта выделения теплоты, сопровождающего фазовые превращения [4]. Отклонение полных кривых охлаждения, соответствующих ТЦС, от экспоненциальной зависимости характеризовалось точками перегиба, по которым устанавливали температуру начала и конца превращения аустенита. Дополнительно анализировали зависимость первой производной температуры по времени от температуры [18].

Для изучения механизма совместного влияния температуры аустенизации и пластической деформации на формирование мезоферрита и зернистого бейнита в ОШЗ исследования выполняли как непосредственно на сварных образцах, выполненных автоматической сваркой под флюсом, так и с применением физического моделирования. В последнем случае использовались образцы-имитаторы из основного металла, в которых воспроизводился ТДЦС.

Кинетику развития напряжений растяжения в жесткозакрепленном образце в процессе его охлаждения определяли согласно методике, изложенной в работе [19]. Указанная методика исследования давала возможность проводить оценку свариваемости высокопрочных низколегированных сталей в зависимости от условий формирования промежуточных структур в ОШЗ по следующим критериям: напряжению начала разупрочнения, релаксационному показателю разницы напряжений начала и конца разупрочнения и максимальной скорости релаксации напряжений при фазовом разупрочнении. 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.

Для определения условий зарождения очагов замедленного разрушения под действием ТДЦС, изучались особенности развития микропластической деформации переохлажденного аустенита в зависимости от уровня внутренних напряжений на каждом из участков ОШЗ по методикам [20, 21]. Кривые развития внутренних напряжений в ОШЗ при формировании промежуточных структур строились в координатах напряжение-температура.

Экспериментальные кривые охлаждения наносились на диаграмму температура-время

с точки начала и конца превращения, интервалы одинаковых превращений объединялись в одну область. Для удобства изображения по горизонтали использовалась логарифмическая шкала. Средняя скорость охлаждения $\omega_{6/5}$ рассчитывалась в диапазоне температур наименьшей устойчивости аустенита (600...500 °C) по методике [4, 22].

Предварительные исследования полученных структур проводились методом световой микроскопии (НЕОРНОТ-32) с измерением твердости по Виккерсу (ТП-7р-1) и микротвердости (ПМТ-3). Химическое травление шлифов осуществляли травителем «Натан» (4%-ный раствор азотной кислоты в этиловом спирте). Просмотр микроструктур выполняли на металлографическом микроскопе «НЕОРНОТ-32М» при увеличениях $\times 100$, $\times 500$ и $\times 1000$, фотографирование проводили цифровым фотоаппаратом «NIKON 4300» в режиме микросъемки. Обработку полученных снимков микроструктур осуществляли по методике, изложенной в работе [23].

Диаграммы АРА дополнялись структурными диаграммами [15, 24], построенными на основании данных рентгеноструктурного анализа (ДРОН-2,0, ДРОН-5,0), просвечивающей электронной микроскопии методом реплик (УЭМВ-100К) и методом тонких фольг (ЭМ-125 и ЭМ-125К). На структурные диаграммы наносились графики изменения твердости по Виккерсу (HV).

Размер зерна определяли методом секущих по ГОСТ 5639-82 с использованием цифровой обработки [25]. Для выявления границ бывшего зерна аустенита в случае распада переохлажденного аустенита по сдвиговому и диффузионному механизму микрошлифы подвергали травлению в горячем насыщенном растворе пикриновой кислоты. Так как, после прохождения диффузионного превращения границ зерна аустенита выявить нельзя [26], то о них судили по выделившимся на них избыточным фазам, в частности по оторочке доэвтектоидного феррита в ОШЗ, в этом случае для определения действительного зерна микрошлифы травили «Натаном».

На завершающем этапе исследований определялся скоростной диапазон распада аустенита на мезоферрит и зернистый бейнит в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей.

Измерение параметров температурного и напряженно-деформированного состояния во времени осуществлялось через блок датчиков измерения по методике «in situ» [4], позволяющей исследовать превращение аустенита

непосредственно в заданной точке сварного соединения или образца-имитатора. В качестве датчиков измерения температуры применялись хромель-алюмелевые и платина-платинородиевые термопары, изолированные двухканальной керамикой от места горячего спая. Для получения данных о развитии внутренних напряжений использовались тензодатчики сопротивления.

Для получения и регистрации экспериментальной информации применялся комплекс сбора и обработки данных [12, 18]. В качестве модуля сбора данных выступал измеритель-регулятор «ОВЕН ТРМ 202 v2.025», имеющий температурную компенсацию «холодного» спая и позволяющий измерять температуру с точностью $\pm 1^\circ\text{C}$.

С помощью стандартного встроенного интерфейса программирования (блок настройки измерения) производилась настройка модуля сбора данных на работу с выбранным типом датчиков измерения, а также настройка обмена информации (блок настройки обмена) между модулем сбора данных и системным блоком компьютера по протоколу RS-485 с помощью конвертора интерфейсов RS232-RS485. Для управления модулем сбора данных и регистрации измеряемых параметров точки тела изделия (образца) во времени применялась прикладная программа «MasterSCADA».

Программный продукт генерировал запрос каждую секунду. Модуль сбора данных по этому запросу выдавал текущее значение измеряемых величин по каждому из двух каналов. Таким образом, удавалось получить необходимое количество экспериментальных точек в течение всего термо- и (или) деформационного цикла. По мере поступления информации от модуля сбора данных программный продукт строил соответствующий график изменения температуры и (или) электрического сопротивления в зависимости от заданного времени компьютера.

Стыковые сварные соединения листов толщиной 6–8 мм (горячекатаный прокат с исходной феррито-перлитной структурой), закрепленных в жесткой раме, выполняли под слоем флюса АН-47 на флюсовой подушке сварочными проволоками Св-08ХНМ, Св-10НМА за один проход с помощью сварочного трактора ТС-17М и трансформатора ТДФЖ-1002. ТЦС регистрировались комплексом сбора и обработки данных: по 4 термопары от оси шва с каждой стороны свариваемых пластин, расположенных на расстоянии 2,0 мм

друг от друга. Управление процессом структурообразования осуществлялось за счет охлаждения металла с различными скоростями $\omega_{6/5}$ при изменении погонной энергии сварки.

Образцы-имитаторы подвергались воздействию ТДЦС (а именно, поперечных сварочных напряжений и упругопластических деформаций, возникающих в ОШЗ) при помощи экспериментальной установки (рисунок 1, а).

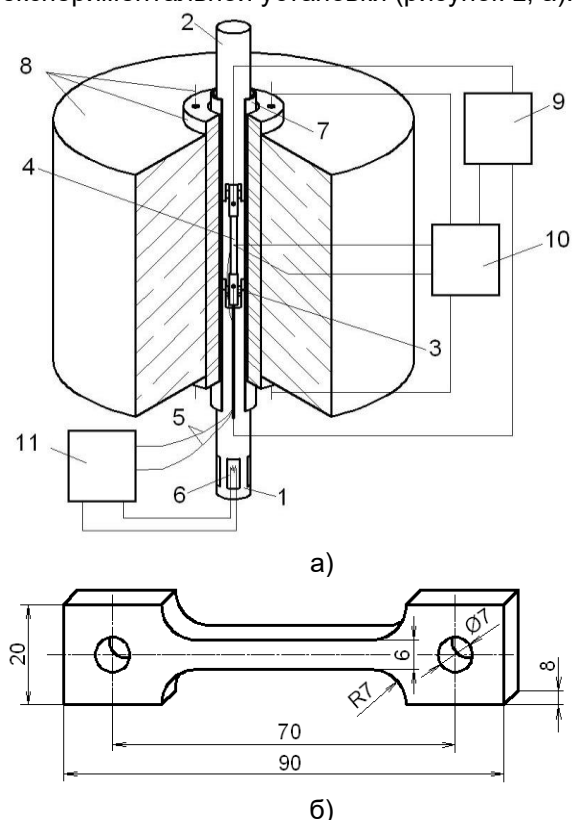


Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки (а); 1, 2 – неподвижный и подвижный захваты; 3 – палец; 4 – образец-имитатор (б); 5 – блок термопар; 6 – блок тензодатчиков сопротивления; 7 – жаропрочный тигель; 8 – электропечь; 9 – источник питания; 10 – блок управления; 11 – комплекс сбора и обработки данных

Для крепления образцов-имитаторов в состав установки на базе испытательной машины Р-20 входили два вертикально расположенных захвата, выполненных из стали 4Х10С2М. Надежную фиксацию в захватах обеспечивали пальцами 3 из стали той же марки. Реализацию условий воздействия ТЦС на металл при испытании осуществляли при неподвижном захвате 1 и подвижном захвате 2. Имитация условий пребывания металла при ТДЦС проводилась для жесткозакрепленных образцов-имитаторов 4 (рисунок 1, б).

Обработка образцов-имитаторов по режиму ТДЦС осуществлялась посредством пропускания электрического тока промышленной частоты низкого напряжения от источника питания 9 (сварочный трансформатор) с помощью блока управления 10. Блок управления, в свою очередь, состоял из измерительной и пускорегулирующей аппаратуры.

Температура нагрева и охлаждения рабочей зоны (рисунок 2) образцов-имитаторов измерялась комплексом сбора и обработки данных 11 при помощи блока термопар 5. Условия охлаждения изменяли как за счет использования электропечи 8 – диапазон низких скоростей охлаждения, так и путем охлаждения на спокойном воздухе с интенсивным обдувом рабочей зоны образцов-имитаторов защитным газом (аргоном) – диапазон высоких скоростей охлаждения. Данные о развитии напряжений в образцах-имитаторах при испытании получали с помощью блока тензодатчиков сопротивления 6, расположенных непосредственно на неподвижном охлаждаемом захвате 1.

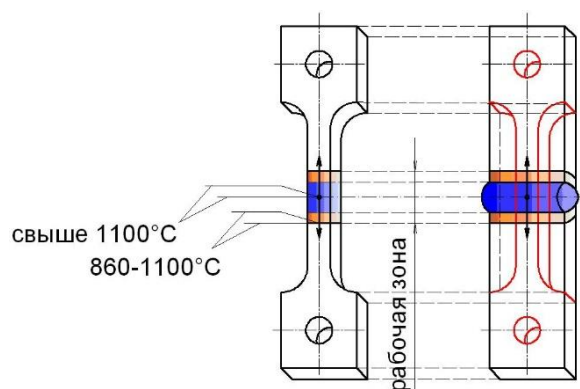


Рисунок 2 – Схема образования рабочей зоны образца-имитатора в экспериментальной установке

Влияние различной степени пластической деформации на область формирования мезоферрита и зернистого бейнита в ОШЗ исследовали при растяжении образцов-имитаторов в ходе протекания фазовых превращений за счет возможности перемещения захвата 2 с различными усилиями [24].

Скорость нагрева в интервале температур фазовых превращений составляла $150\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Диапазон исследованных скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ от 0,35 до $17,0\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ полностью охватывал весь спектр структур от феррито-перлитной до мартенситной. Температура нагрева образца задавалась от 860 до $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ с шагом $50\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Разработанная методика изучения условий формирования промежуточных структур в ОШЗ под действием ТДЦС полностью соответствовала процессам, протекающим при распаде аустенита в сварном соединении с учетом совместного влияния температуры аустенизации и пластической деформации. Применение указанной методики дало возможность оценить скоростной диапазон распада аустенита на мезоферрит и зернистый бейнит.

В ходе исследований установлено, что наличие никеля в высокопрочных низколегированных сталях заметно улучшает комплекс механических свойств, а спецкарбид хрома играет значительную роль в улучшении свариваемости. Формирование промежуточной структуры зернистой морфологии способствовало снижению вероятности образования трещин во время сварки.

Для обеспечения высокой стойкости ОШЗ против образования холодных трещин необходимо смещать γ - α превращение в область высоких температур распада аустенита и замедлять охлаждение при мартенситном превращении, а также по возможности ограничивать перегрев ОШЗ, то есть способствовать смещению начальной стадии превращения аустенита из мартенситной области в бейнитную.

Результаты электронной микроскопии (рисунок 3) и рентгеноструктурного анализа показали, что тип и размер карбидов в бейнитной структуре является важным фактором, определяющим не только физико-механические свойства сварного соединения в целом, но и свариваемость стали в частности, так как устойчивость к распаду при нагреве у спецкарбидов выше, чем у карбида железа [27].

Таким образом, можно сделать вывод о том, что условия структурообразования в ОШЗ под действием ТДЦС оказывают серьезное влияние на свариваемость высокопрочных низколегированных сталей в условиях сварки плавлением. Применительно к рассматриваемым сталям для сварных конструкций ответственного назначения, структура с глобулярной формой карбидной фазы более предпочтительна, так как обладает лучшей свариваемостью.

Кроме того, выявлено, что формирование структур мезоферрита и зернистого бейнита в ОШЗ сварных соединений позволит обеспечить высокую стойкость против образования холодных трещин. Следовательно, повышение сопротивления хрупкому разрушению возможно путем формирования на

СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МЕЗОФЕРРИТА И ЗЕРНИСТОГО БЕЙНИТА В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ

участке перегрева промежуточной структуры зернистой, а не игольчатой морфологии, ко-

торая способна за счет пластической деформации релаксировать возникающие при сварке напряжения.

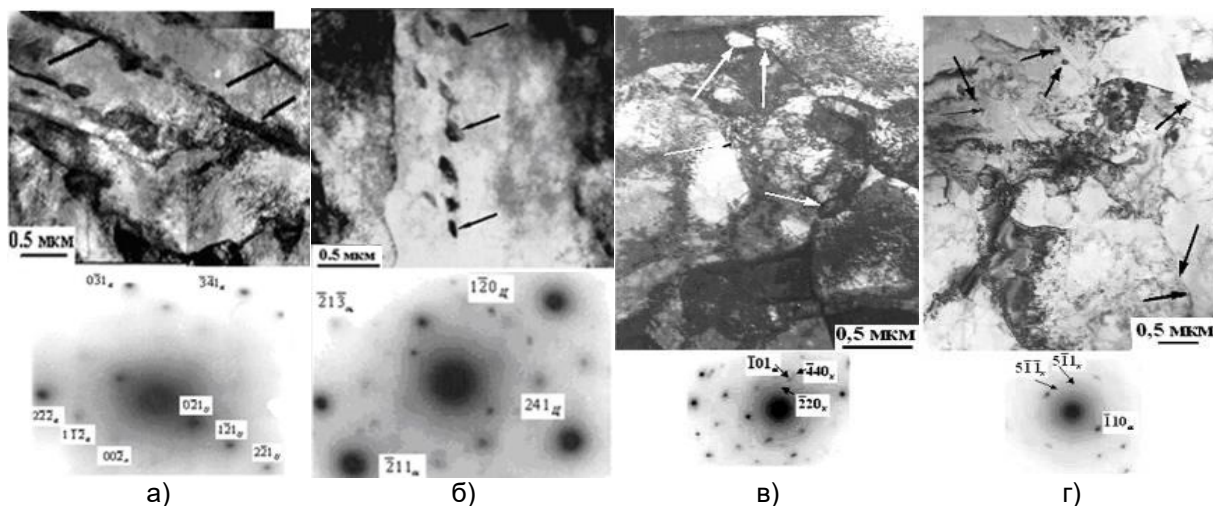


Рисунок 3 – Бейнитные структуры, сталь 20X2H4ч (электронная микроскопия с дифракционными картинками): а) верхний бейнит; б) нижний бейнит, частицы цементита отмечены стрелками; зернистый бейнит, крупнозернистые (в) и мелкозернистые (г) карбиды хрома (Fe,Cr)₂₃C₆ отмечены стрелками

На основании полученных экспериментальных данных установлен скоростной диапазон образования промежуточных структур зернистой морфологии $\omega_{6/5}$ в ОШЗ сварных соединений для каждой из исследованных плавок сталей и рассчитаны параметры режима автоматической сварки под флюсом стыковых соединений по формулам:

$$q_u = v_{св} \cdot \delta \cdot \sqrt{\frac{\pi \cdot \lambda \cdot c \gamma \cdot [(600 - T_0)^3 + (500 - T_0)^3]}{\omega_{6/5}}}, \quad (1)$$

$$I_{св} = \frac{q_u}{(\eta \cdot U_d)}, \quad (2)$$

где q_u – эффективная тепловая мощность, Вт; $v_{св}$ – скорость сварки, см/с; δ – толщина свариваемой пластины, см; λ – коэффициент теплопроводности, Вт/см·°C; $c\gamma$ – объемная теплоемкость, Дж/см³·°C; $I_{св}$ – сварочный ток, А; U_d – напряжение дуги, В; η – коэффициент полезного действия.

Для автоматизации расчета режимов и математического моделирования процессов протекания ТЦС при автоматической сварке под флюсом с заданным тепловложением по прямолинейному участку применялась программа «Среда моделирования автоматической сварки (AWS)» [28].

По завершению исследований были разработаны режимы автоматической сварки под

флюсом на пониженных погонных энергиях несущих узлов буровых установок.

Выводы

1. Представленная в настоящей работе методика дает возможность оценить скоростной диапазон распада аустенита на мезоферрит и зернистый бейнит в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей и рассчитать параметры режимов автоматической сварки под флюсом.
2. Условия структурообразования оказывают значительное влияние на свариваемость высокопрочных низколегированных сталей, при сварке плавлением более предпочтительно формирование в околошовной зоне структуры мезоферрита и зернистого бейнита с глобулярной формой карбидной фазы.

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. Cherpasov D.P. Special features of the formation of bainitic structures of granular morphology in the weld zone of welded joints in high-strength low-alloy steels / D.P. Cherpasov, M.N. Seidurov, A.A. Ivanaiskii //

- Welding International. – 2011. – Т. 25. – № 2. – С. 105-109.
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. Теория сварочных процессов / под ред. В.В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988 – 559 с.
5. Ермаков С.И. Установка для моделирования сварочных термомеханических циклов / С.И. Ермаков, В.А. Винокуров, А.Г. Григорьянц // Сварочное производство. – 1978. – № 2. – С. 56-57.
6. Лебедев Ю.М. Методика моделирования сварочных термомеханических циклов / Ю.М. Лебедев, Л.П. Кравченко, Н.М. Данилюк // Автоматическая сварка. – 1978. – № 12. – С. 31-33.
7. Чепрасов Д.П. Условия формирования зернистого бейнита в ОШЗ при дуговой сварке низкоуглеродистых низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров // Сварка и родственные технологии в третье тысячелетие: Тез. стенд. докл. / Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. – Киев, 2008. – С. 117-118.
8. Сейдуров М.Н. Обеспечение качества и свойств сварных соединений высокопрочных сталей целенаправленным формированием бейнитных структур зернистой морфологии / автореферат дис. ... канд. техн. наук. – Барнаул, 2009. – 20 с.
9. Сейдуров М.Н. Условия формирования глобулярных наноразмерных карбидов в околошовной зоне сварных соединений / Горизонты образования. – 2010. – Выпуск 12. – электронный ресурс [доступ свободный]. – <http://edu.secna.ru/media/f/mbasp.pdf>. – С. 6-7.
10. Улучшение механических свойств сварных соединений путем формирования структур бейнита зернистой морфологии / С.В. Ковалев, К.Г. Артюшкин, И.С. Гончаренко, М.Н. Сейдуров // Горизонты образования. – 2010. – Выпуск 12. – электронный ресурс [доступ свободный]. – <http://edu.secna.ru/media/f/mbasp.pdf>. – С. 8-10.
11. Сейдуров М.Н. Производство сварных конструкций из высокопрочных сталей по инновационной технологии за счет получения наноструктур / М.Н. Сейдуров, Д.П. Чепрасов // Молодежь – Барнаулу: материалы XII городской научно-практической конференции молодых ученых в 2 томах. Барнаул, 2011. – Т. 2. – С. 69-71.
12. Сейдуров М.Н. Хладостойкость околошовной зоны сварных соединений низколегированных сталей, работающих при отрицательных температурах / М.Н. Сейдуров, С.В. Ковалев // Горизонты образования. – 2011. – Выпуск 13. – электронный ресурс [доступ свободный]. – http://edu.secna.ru/media/f/mbasp_2011.pdf. – С. 14-15.
13. Сейдуров М.Н. Условия формирования благоприятных хладостойких структур в низколегированных сталях / М.Н. Сейдуров, С.В. Ковалев // Горизонты образования. – 2012. – Выпуск 14. – электронный ресурс [доступ свободный]. – http://edu.secna.ru/media/f/mbasp_2012_.pdf. – С. 26-27.
14. Ковалев С.В. Строение и механизм образования наноразмерных спецкарбидов хрома в сварных соединениях низколегированных сталей / С.В. Ковалев, М.Н. Сейдуров // Ползуновский альманах. – 2012. – № 1. – С. 39-40.
15. Чепрасов Д.П. Влияние термомеханических циклов на формирование зернистого бейнита в околошовной зоне при дуговой сварке стали 24Х2Н4С / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2008. – № 4. – С. 86-91.
16. 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.
17. 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.
18. Исследование процессов сварки и наплавки с использованием современной методики сбора и обработки экспериментальных данных / М.В. Радченко, Д.П. Чепрасов, Ю.О. Шевцов и др. // Обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 7-10.
19. Определение термомеханических зависимостей, характеризующих склонность сталей к образованию холодных трещин при сварке / Б.С. Касаткин, В.И. Бреднев, Г.Н. Стрижиус и др. // Автоматическая сварка. – 1988. – № 3. – С. 1-5.

20. 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.
 21. Структурные превращения в зоне термического влияния при сварке стали 20ХНЗМА / Б.С. Касаткин, А.К. Царюк, Ю.М. Лебедев, Л.П. Кравченко // Автоматическая сварка. – 1986. – № 2. – С. 6-9.
 22. 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.
 23. Проведение количественного металлографического анализа с использованием компьютерной технологии / Е.Е. Бадиян, А.Г. Тонкопряд, Н.А. Сахарова и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2005. – Том 71. – № 2. – С. 32-34.
 24. Сейдуров М.Н. Влияние пластической деформации на структуру ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей / М.Н. Сейдуров // Ползуновский альманах. – 2011. – № 4. – С. 122-125.
 25. Хлусова Е.И. Влияние химического состава, термической и деформационной обработок на размер аустенитного зерна в низкоуглеродистой стали / Е.И. Хлусова, А.А. Круглова, В.В. Орлов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2007. – № 12. – С. 3-8.
 26. Денисенко А.В. Условия выявления границ бывшего зерна аустенита и их связь с продуктами распада в шве и ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей / А.В. Денисенко, В.Ф. Грабин // Автоматическая сварка. – 1997. – № 1. – С. 51-52.
 27. Сейдуров М.Н. Наноструктуры в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей / Проблемы социального и научно-технического развития в современном мире: материалы XI всероссийской научно-технической конференции 23-24 апреля 2009 г./ г. Рубцовск: Рубцовский индустриальный институт, 2009. – С. 97-100.
 28. Сейдуров М.Н. Исследование структуры мезоферрита в высокопрочных низколегированных сталях / Ползуновский вестник. – 2016. – № 4 Т 2. – С. 53-57.
- Сейдуров М.Н., к.т.н., доцент кафедры МБСП, ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова», e-mail: seidurov@mail.ru;**
Зубков А.С., магистрант кафедры МБСП, ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова».