

УДК 621.791.725

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА КРИОГЕННЫХ СТАЛЕЙ

Пересторонин Александр Владимирович⁽¹⁾, Мисюров Александр Иванович⁽²⁾

Аспирант 1-го года⁽¹⁾, доцент⁽²⁾,

Кафедра «Лазерные технологии в машиностроении»

Московский Государственный Технический Университет им. Н. Э. Баумана

Научный руководитель: А. И. Мисюров,

кандидат технических наук, доцент кафедры «Лазерные технологии в машиностроении»

Изучение и применение оборудования, производящего холод при температуре ниже 120 К, началось в конце XIX века. С середины XX века его развитие получило импульс в связи с необходимостью получения и использования газов при низких температурах в системах охлаждения, химии, металлургии и других областях [4]. Однако наибольшее значение на сегодняшний день приобрело использование криогенного оборудования для получения сжиженных газов, в частности, природного газа. Температура его кипения составляет минус 163 °С [8]. Как правило, транспортировка и хранение газа осуществляется в жидком состоянии, что обуславливает необходимость создания специальных резервуаров для водного и наземного транспорта, а также стационарных емкостей.

Условия работы емкостей для сжиженного природного газа диктуют необходимость применения специальных материалов. Большинство широко применяемых конструкционных сталей работоспособны лишь в условиях атмосферного холода и для создания таких емкостей не используются. К материалам, используемым в резервуарах для хранения и транспортировки сжиженного природного газа, предъявляются следующие основные требования:

- высокие прочность и пластичность, как при температуре окружающей среды, так и при рабочей температуре;
- обеспечение длительной работоспособности при низких температурах;
- высокая коррозионная стойкость;
- технологичность;
- невысокая стоимость.

При создании криогенной техники используются высоколегированные аустенитные стали, а также ферритные стали, легированные никелем. Несмотря на относительно невысокую стоимость, последние не применяются при создании резервуаров для сжиженного природного газа ввиду относительно низких механических свойств и неудовлетворительной коррозионной стойкости. Наиболее широко используются хромоникелевые стали типа 08X18H10, однако, ввиду их высокой стоимости в последнее время для этих целей находят применение хромоникельмарганцевые стали аустенитного класса, легированные азотом, в которых дорогостоящий никель частично заменен марганцем. Примером коррозионностойкой и хладостойкой стали, работающей в слабоагрессивных средах и при температурах до минус 196 °С, может служить сталь 03X21H5AG7.

Основными процессами при создании резервуаров являются сварка под флюсом и аргонодуговая сварка, обеспечивающие стабильность состава и свойств металла по всей длине шва при сварке как с разделкой, так и без разделки кромок при формировании соединений в изделиях с толщиной металла от 3 до 50 мм. При этом сварка аустенитных сталей имеет ряд технологических сложностей.

Главной и общей особенностью сварки данных сталей является склонность к образованию в шве и околошовной зоне горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер. Они могут наблюдаться как в виде мельчайших микронадрывов, так и видимых трещин. Образование горячих трещин связано с формированием при сварке крупнозернистой макроструктуры, особенно выраженной в многослойных швах, когда кристаллы последующего слоя продолжают кристаллы предыдущего слоя, и наличием напряжений усадки. Для предупреждения перегрева металла и связанного с этим укрупнения структуры, возможности появления трещин и снижения эксплуатационных свойств сварного соединения рекомендуется выполнять сварку на небольших погонных энергиях.

Хромоникельмарганцевые стали склонны к сигматизации и охрупчиваются в случае выдержки при температурах от плюс 700 до плюс 800 °С, в связи с чем необходимо ограничивать время пребывания металла при этих температурах.

Целью данной работы была оценка возможности использования лазерной сварки для изготовления крупногабаритных конструкций из новой азотосодержащей криогенной хромоникельмарганцевой аустенитной стали.

Рассматриваемая сталь, имеет высокие механические и коррозионные свойства. Такой комплекс свойств достигается для аустенитных сталей при значительном изменении хромоникелевого эквивалента и при дополнительном легировании раствора с ГЦК решеткой некоторыми элементами (Мо, Мп, N и др.), позволяющими получить достаточный уровень ряда показателей свариваемости, то есть пригодности сталей к формированию крупногабаритных сварных конструкций.

При выборе способа и режима сварки данной стали следует учитывать, что упрочнение достигнуто смешанными карбидно-нитридными выделениями, а также марганцем. Этот же вид упрочнения должен иметь место и в металле шва. Пластичность стали при низкой температуре обеспечивается однофазной аустенитной структурой, однако при расплавлении дуговым источником и последующем охлаждении возможно наличие в металле шва δ -феррита. Повышение количества феррита, в отдельных случаях позволяющее повысить сопротивляемость образованию горячих трещин, недопустимо для швов в изделиях, применяемых при низких температурах, поскольку участки с объемноцентрированной решеткой при температурах ниже минус 100 °С склонны к хрупким разрушениям [3]. Поэтому для достижения высоких криогенных свойств металла шва в нем необходимо исключить наличие δ -феррита. Обычно этого добиваются путем увеличения никелевого эквивалента (Ni_3), однако увеличение Ni_3 за счет никеля или марганца способствует повышению склонности к образованию горячих трещин[9].

Однофазные аустенитные швы, как известно, обладают исключительной склонностью к горячим трещинам при сварке, что приводит к необходимости ограничения режимов сварки. Например, при использовании сварочных материалов типа 10X16H25M6, рекомендуемые параметры процесса дуговой сварки следующие:

сварочный ток от 440 до 480 А, напряжение дуги от 28 до 34 В, скорость сварки от 20 до 25 м/ч. Превышение указанных режимов приводит к появлению горячих трещин. При этом для обеспечения равнопрочности сварного соединения необходимо формирование больших усиленных швов, а также введение в сварочную проволоку элементов, обеспечивающих дополнительное дисперсионное упрочнение. Большое усиление шва и невысокие режимы сварки приводят к низкой производительности процесса при сварке больших толщин ввиду необходимости увеличения числа проходов.

Многослойные швы, также как и однослойные, имеют ярко выраженную направленную (транскристаллитную) макроструктуру. В случае многопроходной сварки кристаллиты каждого предыдущего слоя становятся основой кристаллизации последующих слоев. Вследствие этого наблюдается перерастание кристаллитов из одного слоя в другой. Существует непосредственная связь между величиной кристаллитов подложки и кристаллитов последующих слоев. Чем крупнее кристаллиты предыдущего слоя, тем крупнее кристаллиты последующих слоев, и наоборот.

Характерной особенностью микроструктуры сварных швов является их столбчатое ячеисто-дендритное или дендритное строение. Большая скорость кристаллизации обуславливает преимущественное развитие дендритной или микроскопической ликвации. Вследствие быстрого затвердевания и охлаждения сварного шва диффузия не успевает выровнять концентрацию легирующих элементов в осях и междусосновых пространствах дендритов. Периодичность процесса кристаллизации приводит к тому, что периоды роста столбчатого кристалла чередуются с остановками, из-за чего развивается послойная ликвация, а сварные швы отличаются слоистым строением и сравнительно слабо выраженной зональной ликвацией. Известно, что ликвация между кристаллизационными слоями наиболее сильно проявляется в периферийных участках шва, где скорость кристаллизации сварочной ванны наибольшая. Зональная же ликвация проявляется во внутренних объемах шва, затвердевающих в последнюю очередь и наименьшей скоростью.

В сварных высоколегированных швах с однородной аустенитной структурой после завершения кристаллизации в процессе охлаждения может развиваться физическая неоднородность в виде новых границ [6], что приводит к снижению высокотемпературной прочности и пластичности металла. Эти границы проходят как вдоль срастания кристаллитов и обогащения дендритов, так и пересекая их. В участках совпадения вторичных границ с зонами обогащения ячеек (дендритов), то есть в местах совпадения химической и физической неоднородностей металла шва, происходит наибольшее снижение его высокотемпературной пластичности и прочности.

Особую сложность представляет сварка больших толщин в изделиях из криогенных аустенитных сталей. При толщине более 5 мм выполнение сварки за один проход недопустимо из соображений минимизации погонной энергии. В тоже время, многопроходная сварка аустенитных сталей связана с проблемой возникновения трещин в предыдущих слоях при наложении последующих.

Анализ качества многопроходных швов показал, что в них имеют место две разновидности горячих трещин. Первая из них возникает в процессе кристаллизации металла шва; такие трещины выходят на поверхность шва, легко обнаруживаются современными методами контроля, могут быть удалены вырубкой или заваркой. В корневых проходах появление их обусловлено неблагоприятной схемой

кристаллизации, которая в случае полного провара близка к линейной. В последующих проходах появление кристаллизационных трещин может вызываться чрезмерным увеличением режимов сварки. Увеличение скорости сварки приводит к смене вида макроструктуры, например, объемной схемы кристаллизации на плоскую. Повышение сварочного тока вызывает огрубление структуры металла шва и увеличение ширины ликвационных прослоек. Такие изменения структуры снижают сопротивляемость металла шва образованию кристаллизационных трещин.

Трещины второго типа наблюдаются в металле предыдущих проходов и залегают от линии сплавления предыдущего шва с последующим вглубь предыдущего [7]. Трещины располагаются в пределах одного слоя шва и, как правило, не пересекают линию сплавления двух слоев (рисунок 1). Наибольшая частота их появления – в месте соприкосновения двух верхних слоев в нижележащем слое, то есть в зоне литого металла шва, который претерпел как минимум двухкратный термодеструкционный цикл от повторного воздействия сварочного источника тепла.



Рис. 1. Характер расположения трещин в зоне оплавления отдельных валиков (св. проволока типа Х15Н23М4В4)

При многослойной сварке происходит повторный дуговой нагрев ранее закристаллизовавшегося металла шва. Повторное термодеструкционное воздействие обуславливает развитие процессов термического и деструкционного старения в литом металле ранее уложенного шва. В волокнах, различно удаленных от зоны сплавления двух валиков и имеющих различную температуру нагрева, степень завершенности процессов старения будет различна, что приводит к существенному различию свойств этих зон. В общем случае при старении из пересыщенного твердого раствора выделяется фаза, отличающаяся от матрицы химическим составом и структурой.

Повторный дуговой нагрев литого металла шва при выполнении последующих проходов должен привести к выделению карбидов и карбонитридов по границам аустенитного зерна.

На рисунке 2 приведены фотографии участков околошовной зоны по мере удаления от линии сплавления. Вблизи линии сплавления происходит усиленное выделение карбидов и выстраивание их в стенки вдоль границ аустенитных зерен, сопровождающееся упрочнением. По мере удаления от линии сплавления эти

протяженные выделения приобретают прерывистый характер. В металле шва не подвергавшемуся высокотемпературному нагреву (приблизительно 2 мм от линии сварки) наблюдается их хаотичное расположение. Обнаруженные выделения могут служить очагами хрупкого разрушения при межзеренном скольжении и, по-видимому, способствуют появлению трещин при повторном дуговом нагреве.

Помимо возможности образования горячих трещин, при сварке аустенитных сталей имеются дополнительные сложности. Серьезной проблемой является снижение коррозионной стойкости в зоне термического влияния. Это вызывается возникновением межкристаллитной коррозии. При длительной выдержке металла в температурном интервале от плюс 400 до плюс 900 °С происходит выпадение карбидов хрома по границам зерен, что вызывает образование обедненных хромом пограничных областей с пониженной химической стойкостью [5].

Следует указать также такие проблемы сварки аустенитных сталей, как повышенные остаточные напряжения и деформации ввиду отсутствия фазовых превращений в твердом состоянии, а также, особенно при сварке азотосодержащих сталей, возможность порообразования.

Таким образом, при дуговой сварке хромоникельмарганцевых аустенитных сталей возможны следующие явления, отрицательно сказывающиеся на работоспособности конструкции резервуара: возникновение горячих трещин, коррозионное разрушение металла зоны термического воздействия, широкая область действия высоких остаточных напряжений, значительные деформации и возможность порообразования.

Одним из эффективных методов повышения качества сварных швов из аустенитных сталей в криогенном оборудовании может стать применение высококонцентрированных источников энергии, например, лазерного излучения.

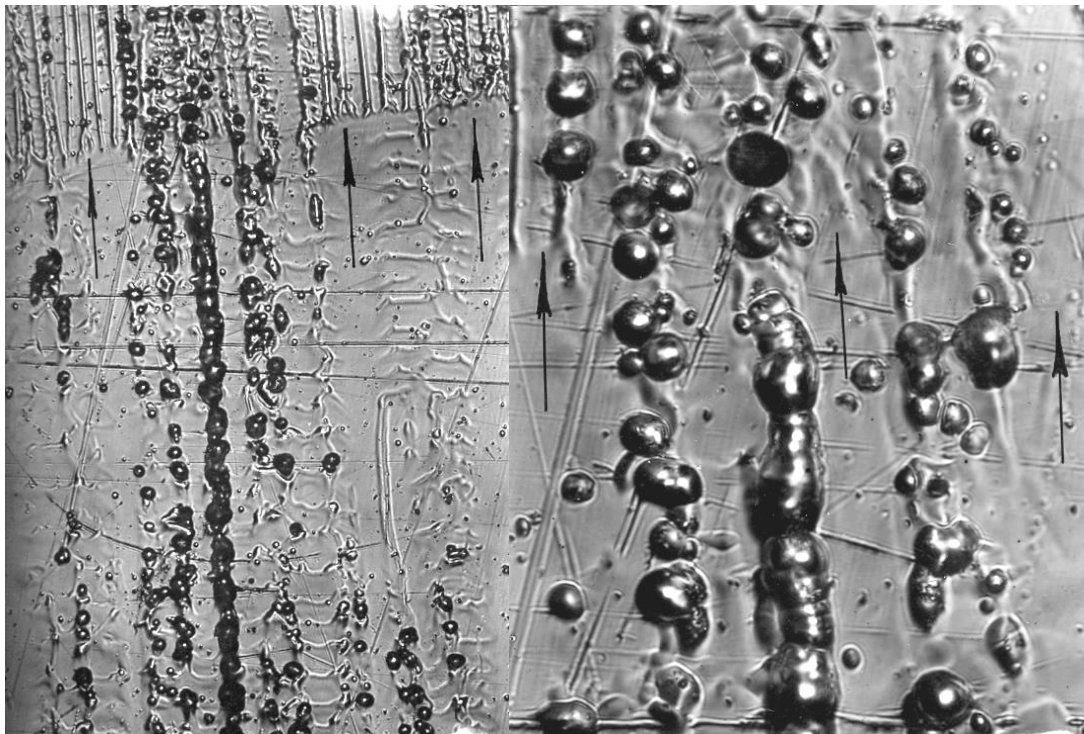
Известны данные о том, что измельчение структуры способствует повышению технологической прочности [2] и улучшению механических свойств при низких температурах [10].

Металлографические исследования показали, что расстояние между осями дендритов 1-го порядка при лазерной сварке сокращается почти в 4 раза по сравнению с его значением при дуговой сварке, расстояние между осями дендритов 2-го порядка – примерно в 2 раза (рисунок 3).

Важным преимуществом лазерной сварки является возможность выполнения шва за один проход, что позволит исключить возникновение трещин повторного нагрева.

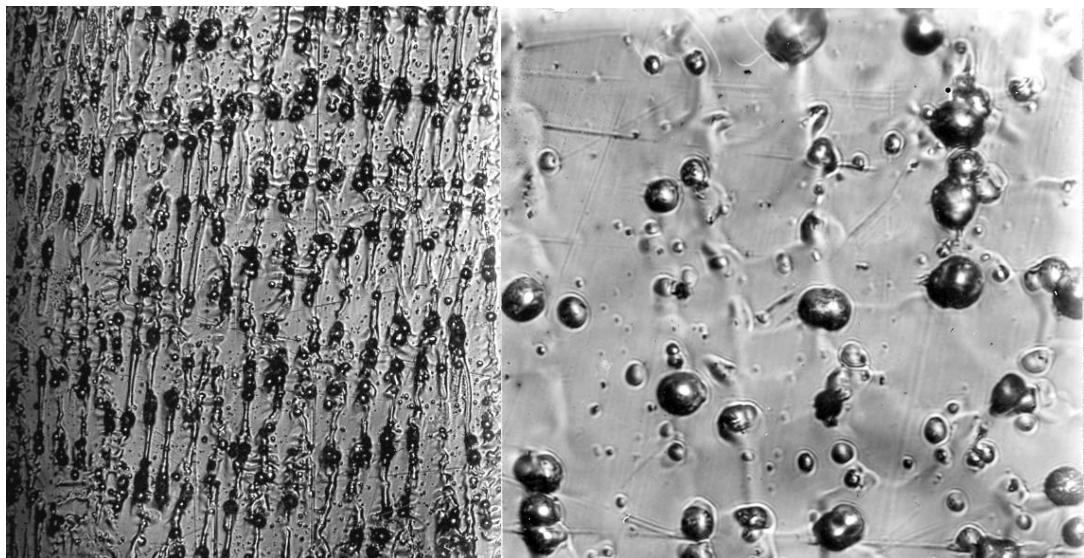
Применение лазерной сварки может позволить существенно повысить коррозионную стойкость зоны термического влияния, поскольку, с одной стороны, существенно снижается ее протяженность, с другой – время пребывания металла в интервале температур активного выпадения карбидов.

Так, при дуговой сварке рассматриваемых сталей ширина зоны термического влияния составляет по данным металлографических исследований 750 мкм, при лазерной – менее 30 мкм. На рисунке 4 представлены зоны термического влияния при лазерной и дуговой сварке.



а

б



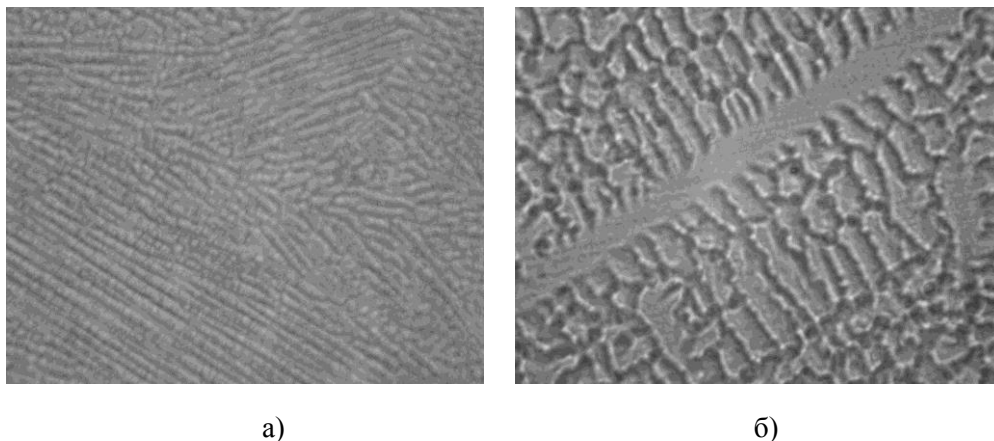
в

г

а – у линии сплавления (ЛС), х300; б – у ЛС, х1200

в – 2 мм от ЛС х300; г – 2 мм от ЛС х1200

Рис. 2. Сегрегации в зоне металла шва, подвергнутому повторному дуговому нагреву, по мере удаления от линии сплавления

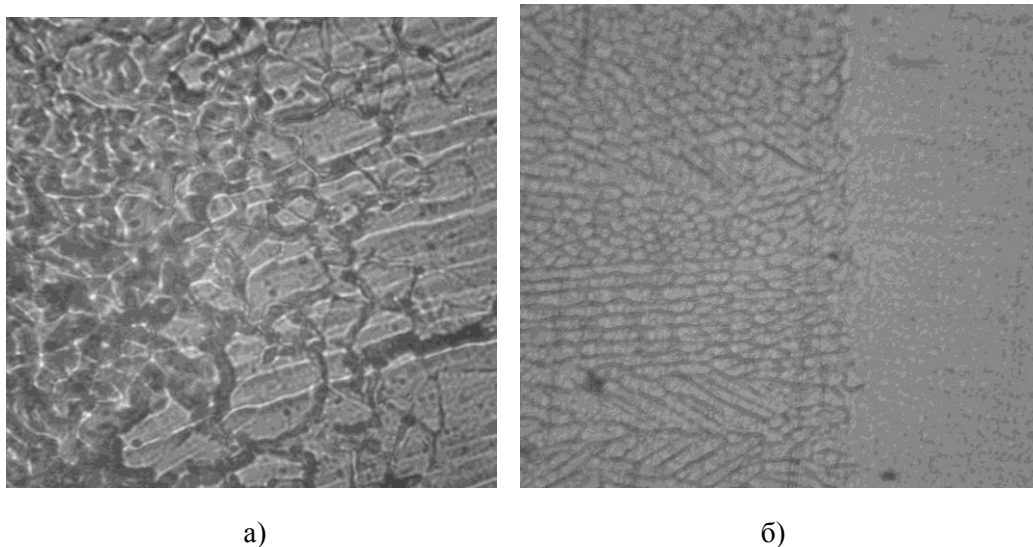


а)

б)

а) – лазерная сварка, увеличение $\times 500$; б) – дуговая сварка, увеличение $\times 500$

Рис. 3. Микроструктура металла шва криогенной аустенитной стали



а)

б)

а) – дуговая сварка, увеличение $\times 500$; б) – лазерная сварка, увеличение $\times 500$

Рис. 4. Граница основного металла и металла шва при дуговой и лазерной сварке аустенитной криогенной стали

Кроме параметров микроструктуры, на технологическую прочность и механические характеристики сварного соединения влияют его размеры и форма, а также особенности кристаллизации металла. В работе [1] показано, что особенности формы сварочной ванны и затвердевания металла при лазерной сварке положительно влияют на технологическую прочность сварных швов. Кроме того, размеры шва при лазерной сварке существенно меньше, чем при дуговой. Так, ширина шва при сварке образцов толщиной 3 мм из аустенитной криогенной стали лазером составляет 600 мкм, дугой – 6500 мкм. На рисунке 5 показаны макроснимки швов, выполненных лазерной и дуговой сваркой на образцах из аустенитной криогенной стали толщиной 3 и 4 мм соответственно.

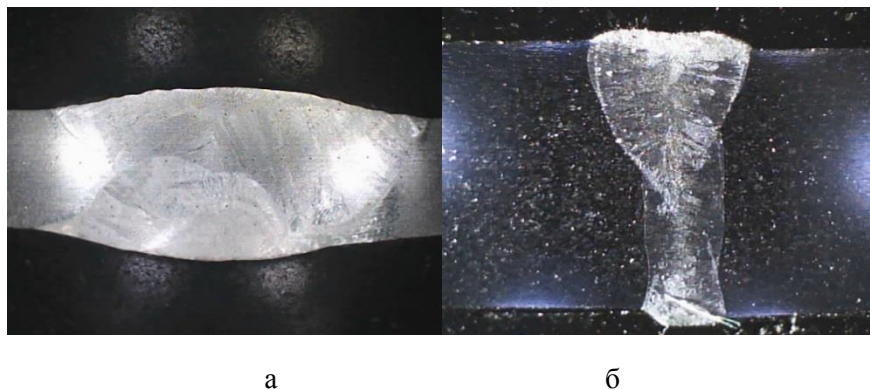


Рис. 5. Форма шва при дуговой (а) и лазерной (б) сварке аустенитной стали

На основе всего вышеизложенного можно сделать следующие основные выводы:

- при сварке хромоникельмарганцевых аустенитных сталей возможны образование кристаллизационных и подсолидусных трещин, снижение коррозионной стойкости зоны термического влияния и другие нежелательные явления;
- переход к применению процесса лазерной сварки, за счет снижения размеров шва и зоны термического влияния, выполнения шва за один проход, а также повышения дисперсности структуры металла должно позволить существенно повысить технологическую прочность и некоторые эксплуатационные параметры сварных соединений в конструкциях из хромоникельмарганцевых аустенитных сталей.

Литература

1. Гаврилюк В. С., Григорьянц А. Г., Иванов В. В., Щеглов М. Е. Особенности кристаллизации шва при лазерной сварке // Автоматическая сварка, 1983, № 6, с. 27 – 29.
2. Григорьянц А. Г., Грезев А. Н., Федоров В. Г. и др. Сравнение технологической прочности соединений, выполненных лучевыми и дуговыми способами сварки. // Автоматическая сварка, 1980, № 10, с. 11 – 14.
3. Каховский Н. И. Сварка нержавеющей сталей. – Киев, Техніка, 1968 – 312 с.
4. Новотельников В. Н., Суслов А. Д. Б., Полтараус В. Б. Криогенные машины: Учебник для вузов по спец. «Техника и физика низких температур». – Спб.: Политехника, 1991 г. – 335 с.: ил.
5. Смирнов И. В. Сварка специальных сталей и сплавов: Учебное пособие. 2-е изд., испр. и доп. – СПб.: Издательство «Лань», 2012. – 272 с.: ил.
6. Чернышова Т.А. Границы зёрен в металлах сварных соединений. М.: Наука, 1986. – 125 с.
7. Якушин Б.Ф. Мисюров А.И. Технологическая прочность многослойных швов со стабильно-аустенитной структурой. // Автоматическая сварка, 1983, №6, с.22 – 26.

8. ESAB Шведская промышленность, статья «Сварные танки для сталей 5 % и 9 % никеля для сжиженного природного газа»
9. *Jakhushin B.*, Morphology of hot cracks in single-phase weld metal. Hot cracking phenomena in welds, Berlin: Springer, 394 p.
10. *Motomichi Koyama*, Taekyung Lee, Chong Soo Lee, *Kaneaki Tsuzaki*. Grain refinement effect on cryogenic tensile ductility in a Fe–Mn–C twinning-induced plasticity steel. Materials and Design 49 (2013) – p. 234 – 241.