

---

**ИЗЫСКАНИЕ, ПРОЕКТИРОВАНИЕ,  
СТРОИТЕЛЬСТВО И МОНТАЖ  
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ  
ОБЪЕКТОВ АТОМНОЙ ОТРАСЛИ**

---

УДК 621.791 : 621.039 : 620.18

**ЛИКВАЦИОННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И СВАРИВАЕМОСТЬ  
СТАЛИ 10ГН2МФА**

© 2019 Е.И. Колоколов\*, С.А. Томилин\*, М.Е. Жидков\*\*

*\*Волгодонский инженерно-технический институт – филиал Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ», Волгодонск, Ростовская обл., Россия*

*\*\*Филиал АО «АЭМ-технологии» «Атоммаш» в г. Волгодонск, Волгодонск, Ростовская обл., Россия*

В статье показано, что ликвационная неоднородность, свойственная заготовкам из стали 10ГН2МФА, вызывает образование в них участков, обогащенных легирующими элементами, примесями и неметаллическими включениями, что приводит к явно выраженной структурной неоднородности и различной склонностью к рекристаллизации при обработке давлением, образованию закалочных структур, а также горячих трещин в зонах термического влияния в ходе выполнения наружных валиков при автоматической сварке под флюсом. Подобное поведение может проявляться и в металле сварного шва при повышенном тепловложении, и других отклонениях в технологии, вызывающих образование крупнодендритной структуры.

*Ключевые слова:* ликвационная неоднородность, свариваемость стали, термокинетическая диаграмма, бейнит, мартенситно-аустенитная составляющая, горячие микротрещины ликвационного происхождения, склонность к рекристаллизации при обработке металлов давлением.

Поступила в редакцию: 27.09.2019

После доработки 28.10.2019

Принята к публикации 07.11.2019

При изготовлении корпусного оборудования реакторных установок типа ВВЭР, как правило, применяют стали двух типов: 15Х2НМФА и 10ГН2МФА. Первые используют для изделий более высокого класса прочности – корпусов и крышек реактора, а вторые для менее прочных – в основном для парогенераторов, компенсаторов давления и труб главного циркуляционного контура (ГЦК). Технологии обработки заготовок и полуфабрикатов из этих сталей, например, сварка и термическая обработка, подобны. Так, температуры их нагрева при отпуске практически не отличаются и обычно составляют 620–650<sup>0</sup>С; допускается проведение отпуска вплоть до 670<sup>0</sup>С [1]. Макро- и микроструктура, а также механические свойства этих сталей отличаются уже более заметно.

В поковках стали 10ГН2МФА заметна ликвационная неоднородность (рис. 1), выражающаяся в наличии участков различной степени травимости. При этом с уменьшением сечения заготовок формируется все более выраженная полосчатая структура, состоящая из таких участков.



Рисунок 1 – Ликвационная неоднородность поковок из стали 10ГН2МФА (более темные участки содержат больше углерода и сильнее легированы),  $\times 100$  [Liquidation heterogeneity of forgings from 10GN2MFA steel (darker sections contain more carbon and are more alloyed),  $\times 100$ ]

В поковках из стали 15Х2НМФА подобный эффект заметно слабее. Еще одно не достаточно выясненное различие – гарантированные значения  $T_{\text{ко}}$  основного металла и швов. Для стали 10ГН2МФА они одинаковы и составляют от минус 10 до плюс 15 $^{\circ}\text{C}$  для разных изделий, в то время как для основного металла стали 15Х2НМФА  $T_{\text{ко}}$  равна от минус 90 до минус 40 $^{\circ}\text{C}$ , а для швов – не ниже минус 25 $^{\circ}\text{C}$ . По содержанию углерода и типу легирования  $T_{\text{ко}}$  должны быть ниже у стали 10ГН2МФА. Поэтому причины ее более высоких нормативных температур и для швов и для основного металла по сравнению со сталью 15Х2НМФА не совсем понятны.

Рассмотрим причины появления ликвационной неоднородности в малоуглеродистых низколегированных сталях. Согласно Н.П. Бунину [2], очень сильно ликвируют *S* и *P*, слабее (в 3-5 раз) *C*, *As*, *V*, *Mo*, а для *Si*, *Cr*, *Mn* и *Ni* ликвация практически не выражена. На рисунке 2 показан участок диаграммы равновесия системы *Fe* – *C*, соответствующий температурам интервала кристаллизации мало- и среднеуглеродистых сталей. Для сплавов с концентрацией  $C \leq 0,1\%$ , к которым относится и сталь 10ГН2МФА, первичная кристаллизация (для сплава *K<sub>1</sub>* от точки 1 до точки 2) завершается на линии *A–H*. В этих сплавах формируется дендритная структура  $\delta$ -феррита. В процессе первичной кристаллизации избыточный углерод и содержащиеся в расплаве атомы легкоплавких примесей (в первую очередь *S* и *P*, а также *As* и содержащиеся в стали *V* и *Mo*) и неметаллические включения выталкиваются в остаточные объемы жидкости, в то время как *Si*, *Mn* и *Ni* распределены равномерно. К моменту окончания кристаллизации все ликвирующие элементы сосредоточены на границах дендритов. В этом заключается одно из проявлений дендритной ликвации. Для сплавов с  $C > 0,1\%$  на линии *H–J–B* первичная кристаллизация прерывается перитектическим превращением. Этот процесс осуществляется с выделением тепла, ускоряющего диффузию, и для сплава, соответствующего точке *J*, заключается в том, что выделившийся феррит взаимодействует с оставшимся расплавом, в результате чего во всем объеме сплава образуется аустенит, в котором растворяется избыточный углерод. Это приводит к тому, что дендритная ликвация в таких сплавах выражена значительно слабее. По содержанию углерода сталь 15Х2НМФА практически совпадает с точкой *J*, т.е. все сказанное выше о сплавах с  $C > 0,1\%$  относится и к ней.

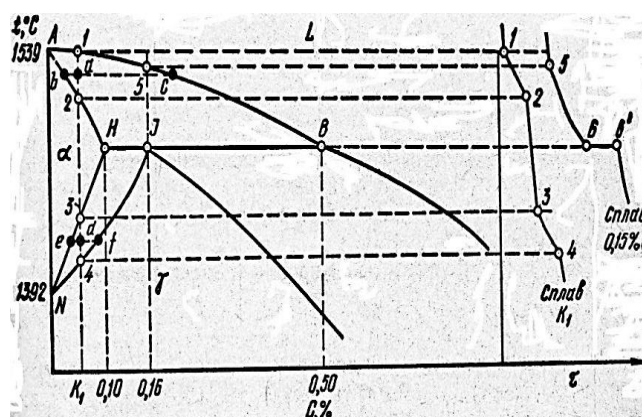


Рисунок 2 – Схема превращений в низко- и среднеуглеродистых сталях при кристаллизации согласно диаграмме равновесия  $Fe - C$  [The scheme of transformations in low- and medium-carbon steels during crystallization according to the  $Fe - C$  equilibrium diagram]

Приведенная схема превращений несколько упрощена, однако она показывает основную причину формирования дендритной ликвации в сталях 10ГН2МФА, а также мест сосредоточения примесей и неметаллических включений в закристаллизовавшемся металле. Последующая при охлаждении двойная перекристаллизация при полиморфных превращениях, а также аналогичные и другие превращения при обработке давлением, «размазывают» химическую и структурную неоднородность, которая приобретает вид, характерный для имеющих поковок. Более темные участки (см. рис. 1) из-за ликвации содержат большее количество таких карбидообразующих элементов, как  $V$  и  $Mo$ . Микротвердость более темных участков выше, так как здесь присутствуют различные формы бейнита. Для описания появления таких микроструктур удобно использовать термокинетические диаграммы (ТКД), на которых более легированные темные участки соответствуют появлению более легированных бейнитных структур. На рисунке 3 приведены термокинетические диаграммы, характерные для малоуглеродистых низколегированных сталей с различным содержанием легирующих элементов [3]. В стали 12ГН3МФ, более легированной  $Ni$ , устойчивость аустенита выше, больше твердость бейнита, критическая точка  $A_1$  – ниже.

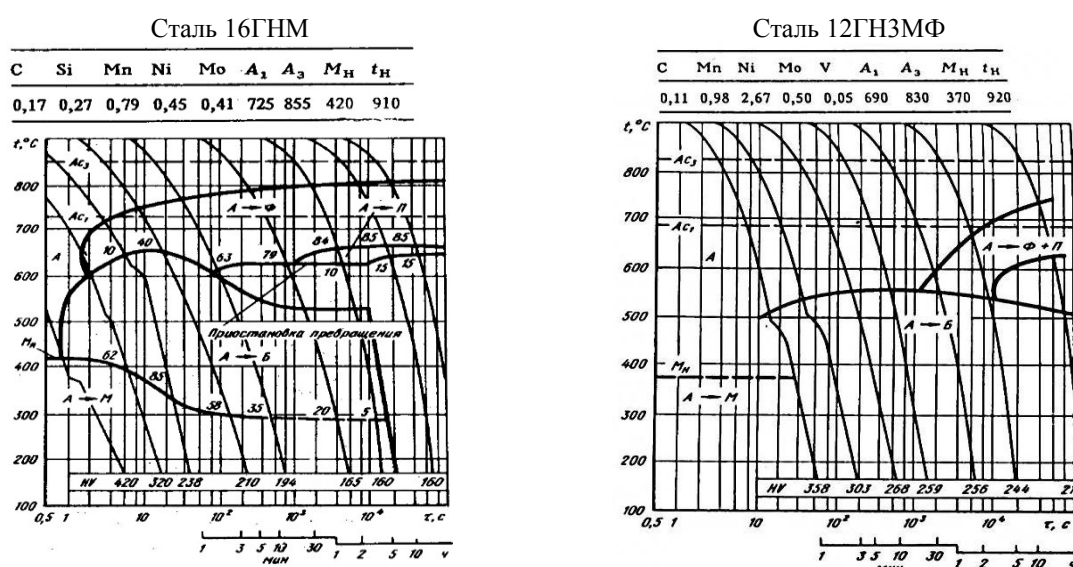
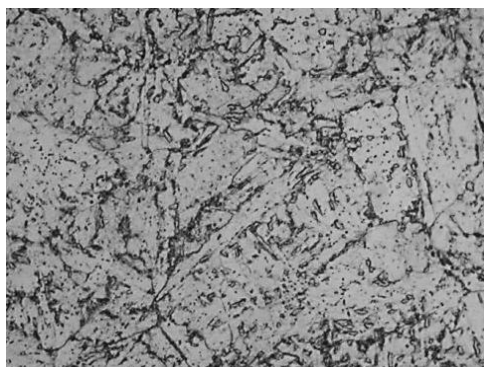
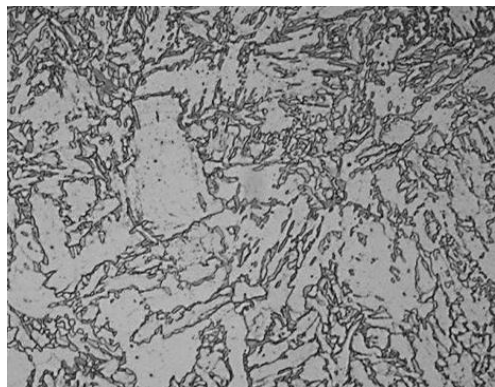


Рисунок 3 – Термокинетические диаграммы, характерные для малоуглеродистых низколегированных сталей с различным содержанием легирующих элементов [3] [Thermokinetic diagrams characteristic of low-carbon low-alloy steels with different content of alloying elements [3]]

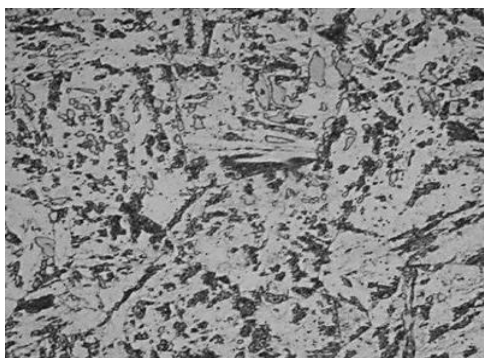
Ликвационная неоднородность может привести к локальному снижению критической точки  $A_1$  в обогащенных легирующими элементами-аустенитообразователями участках. При проведении отпуска в интервале 660-670<sup>0</sup>С сталей или их сварных соединений из-за пониженной критической точки  $A_1$  в сталях типа 10ГН2МФА в этих участках происходит частичное полиморфное превращение феррита в аустенит. При переходе в межкритический интервал образуются островки аустенита, которые при последующем охлаждении испытывают мартенситное превращение. Образуется так называемая мартенситно-аустенитная составляющая (МАС), наличие которой повышает прочность и ухудшает ударную вязкость [4]. На рисунке 4 приведены микроструктуры стали 10ГН2МФА с различной морфологией и содержанием МАС. Это обстоятельство необходимо учитывать при назначении режимов термической обработки данной стали и ее сварных соединений.



а



б



в

Рисунок 4 – Мартенситно-аустенитная составляющая (МАС): а) в виде цепочек, а также отдельных светлых вытянутых островков, x500; б) скелетная структура, x200; в) отдельные частицы МАС (светлые) и трооститная составляющая (темная) в ферритной матрице, x500 [The martensitic-austenitic component (MAC): a) in the form of chains, as well as individual light elongated islands, x500; b) skeletal structure, x200; c) individual MAC particles (light) and troostite component (dark) in a ferrite matrix, x500]

При проведении горячей обработки давлением изделий из стали 10ГН2МФА, например, штамповки донышек, гибки колен трубопроводов ГЦК, ликвационная неоднородность может привести к рекристаллизационным процессам, изменяющим их механические свойства. При нагреве под штамповку происходит частичное растворение микролегирующих частиц карбидов ванадия ( $VC$ ), в результате чего начинается неконтролируемый рост аустенитных зерен в участках обедненных легирующими элементами [5]. На рисунке 5 показан результат частичной рекристаллизации, выявленной при анализе микроструктуры после гибки колен. Для выработки технологических рекомендаций по данному вопросу необходимо проведение специального исследования.

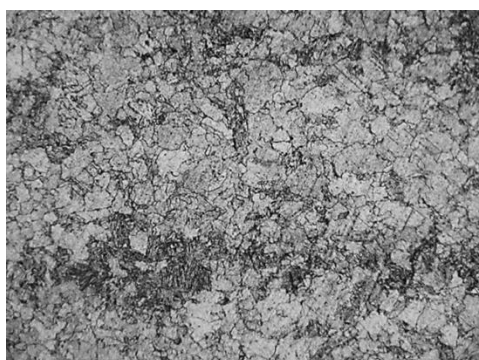
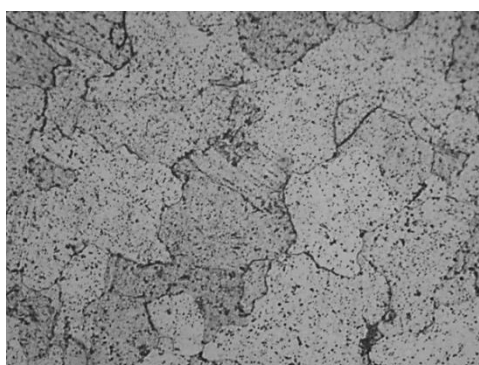
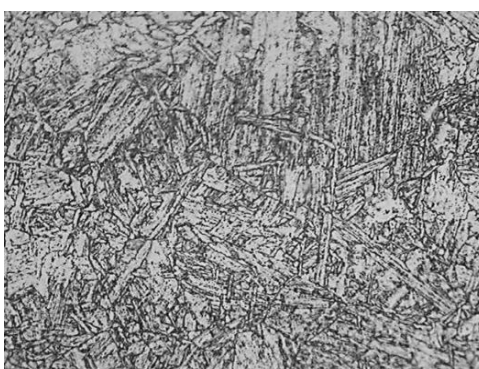
*a**б**в*

Рисунок 5 – Частичная рекристаллизация в структуре стали 10ГН2МФА после нагрева для гибки колен:

*a*) общий вид – светлые зерна, в которых прошла рекристаллизация, темные зерна в виде полос – рекристаллизации не было,  $\times 100$ ; *б*) бейнитная структура, выявляемая после рекристаллизации,  $\times 500$ ; *в*) игольчатый бейнит в не рекристаллизованных участках,  $\times 500$  [Partial recrystallization in the structure of 10GN2MFA steel after heating for bending: a) general view is light grains in which recrystallization took place, dark grains in the form of stripes mean no recrystallization,  $\times 100$ ; b) bainitic structure detected after recrystallization,  $\times 500$ ; c) needle bainite in unrecrystallized areas,  $\times 500$ ]

При сварке, попавшие в высокотемпературную область зоны термического влияния (ЗТВ) участки, обогащенные углеродом и легирующими элементами, а также примесями и неметаллическими включениями, могут вести себя по-разному [6, 7]. Как правило, эти участки более твердые и сильнее травятся. Если в таком участке, прилегающем к линии сплавления, присутствуют неметаллические включения (как правило, они комплексные), здесь произойдет подплавление и образуются горячие микротрещины ликвационного происхождения [8]. Они, в частности, могут образоваться при выполнении наружных горизонтальных валиков или приварке креплений вблизи кольцевых швов, если в соответствующей обечайке присутствуют такие включения, или в случае применения режимов сварки с повышенной погонной энергией [7]. На рис. 6 приведена макроструктура выявленного дефекта данного типа, а на рис. 7 – надрывы, образующиеся при вскрытии такого дефекта в процессе испытаний на загиб, и общий вид излома данного образца (горячая трещина – сверху).

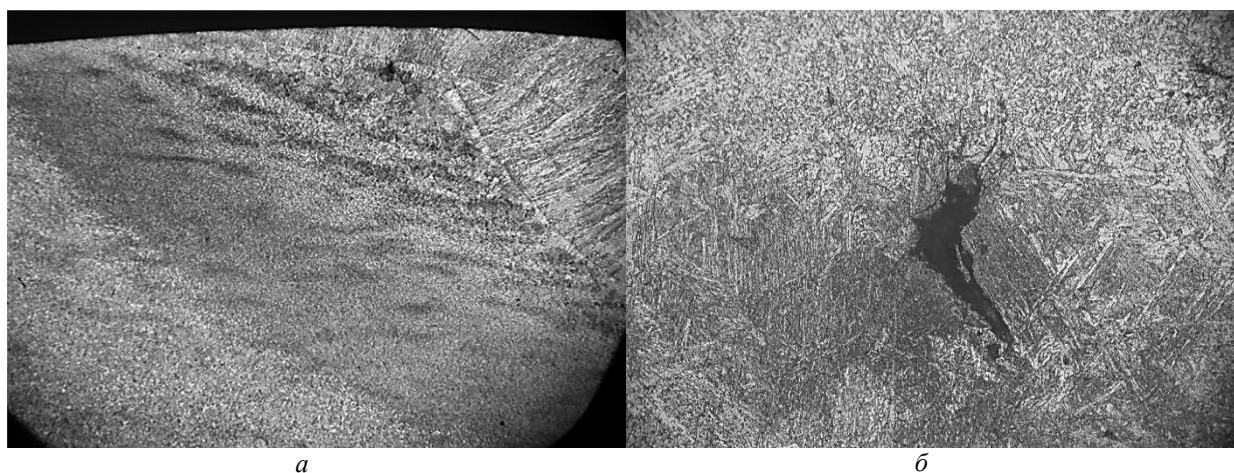


Рисунок 6 – Горячие микротрещины, которые могут образовываться на линии сплавления при наложении валика, параллельного поверхности поковки, а) общий вид (вверху - валик с дефектом на линии сплавления), x20; б) горячая микротрещина при большем увеличении (в верхней части трещины видны «усики» нераскрывшейся трещины, распространяющиеся в шов), x200 [Hot microcracks that can form on the fusion line when applying a roller parallel to the forging surface, a) general view (above is a roller with a defect on the fusion line), x20; b) a hot microcrack with a larger increase (in the upper part of the crack, “antennae” of an unopened crack propagating into the seam are visible), x200]

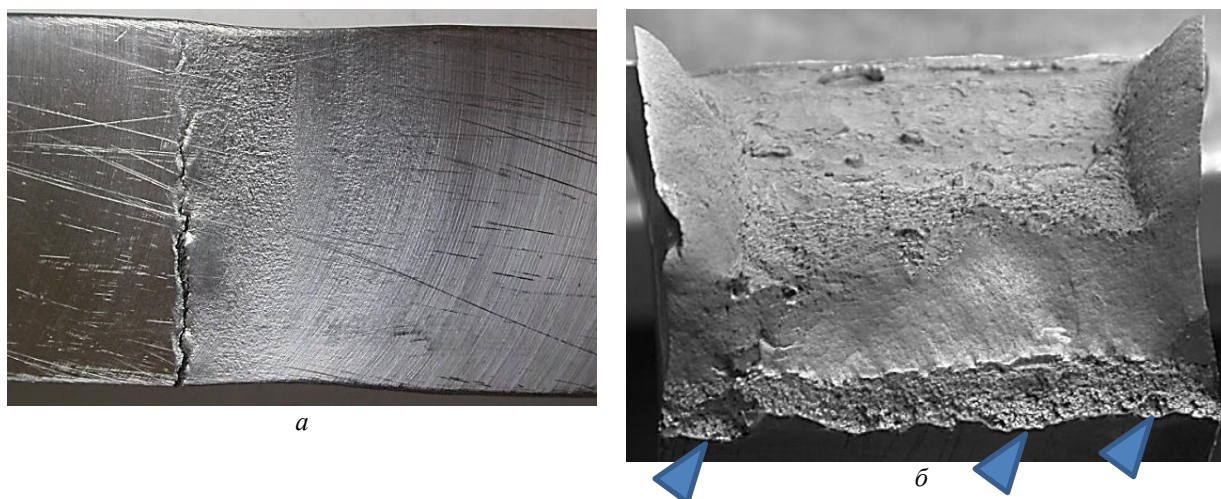


Рисунок 7 – Трещина на гибовом образце: а) место образования трещины; б) вскрытая в результате изгиба трещина (стрелками указаны очаги горячих трещин) [Crack on the bending sample: a) the place of crack formation; b) crack opened as a result of bending (arrows indicate hot spots)]

На рисунке 8 приведены микрофрактографические признаки выявленной трещины. Общий вид дефекта представлен на рисунке 8а и имеет общее крупнозернистое межзеренное строение, отражающее структуру зоны перегрева, характерную для основного металла у линии сплавления. Очагами являются объемные микродефекты в виде оплавленных полостей в области скопления неметаллических включений (рис. 8б). Прилегающие к очагу участки с межзеренным строением покрыты разветвленными включениями вырожденной эвтектики (рис. 8в). Эти эвтектики образовались в результате растворения сульфидной части комплексных включений или глобулярных сульфидов, расположенных в прилегающей зоне. Образовавшаяся по границам крупных зерен пленка расплава снижает когезивную прочность таких границ и они раскрываются под воздействием усадочных напряжений [9, 10]. Отсутствие признаков деформации на вскрывшихся границах (рис. 8, в) свидетельствует о наличии в расплаве сегрегирующих легкоплавких элементов, ослабляющих эти границы [8, 10]. Периферийная часть дефекта представлена участками вязкого межзеренного разрушения (рис. 8, г), частично образовавшегося при температурах высокого отпуска, частично при вскрытии дефекта перед исследованием.

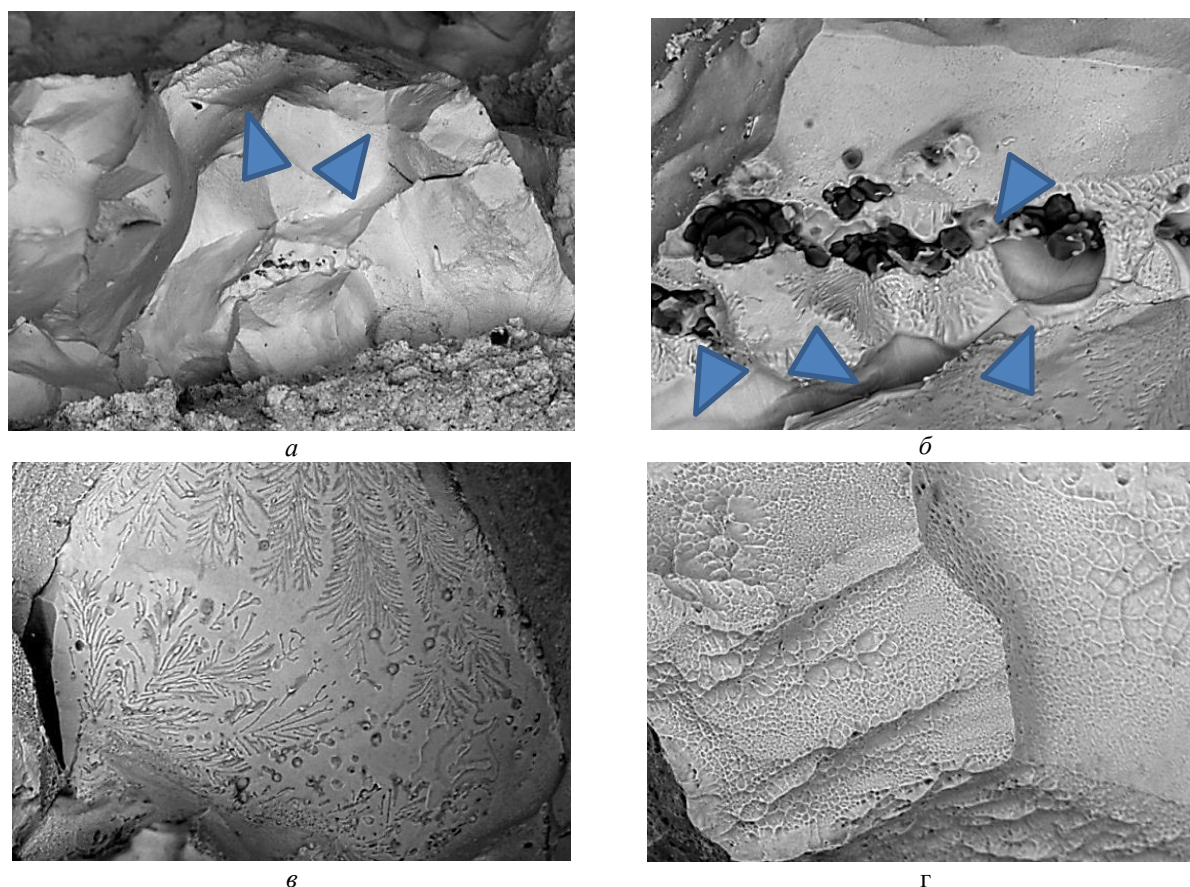


Рисунок 8 – Микрофрактография горячих трещин ликвационного происхождения в ЗТВ у линии сплавления валика, выполненного автоматической сваркой под флюсом при сварке стали 10ГН2МФА:  
 а) общий вид горячей трещины, имеющей межзеренное строение (в центре – очаг в виде скопления неметаллических включений; внизу – участок вязкого разрушения металла шва (см. рис. 5а), x180;  
 б) очаг горячей трещины (стрелками показаны оплавленные поверхности), x1800;  
 в) дендриты вырожденной сульфидной эвтектики на оплавленных границах зерен, x1500;  
 г) вязкое межзеренное разрушение на периферии горячей трещины в зоне, указанной стрелками на рисунке 8а, x1800 [Microfractography of hot seams of liquidation origin near the roll fusion line, performed by automatic submerged arc welding when welding 10GN2MFA steel: a) a general view of a hot crack having an intergranular structure (in the center there is a focus in the form of accumulation of non-metallic inclusions; below is a section of viscous fracture of weld metal (see Fig. 5a), x180; b) hot crack area (arrows indicate melted surfaces), x1800; c) dendrites of a degenerate sulfide eutectic at the fused grain boundaries, x1500; d) viscous intergranular fracture at the periphery of a hot crack in the zone indicated by arrows in Figure 8a, x1800]

Еще один фактор, отрицательно влияющий на свариваемость, – наличие примесей легкоплавких составляющих во флюсах, применяемых при автоматической сварке под флюсом (АСФ). В настоящее время нормативная документация (НП-104-18) не предусматривает такого контроля сварочных материалов [11]. В результате, вследствие ликвации при формировании крупных дендритов при сварке, может произойти снижение ударной вязкости из-за междендритного хрупкого разрушения образцов, испытанных после проведения послесварочного отпуска (рис. 9). Это выявляется при микрофрактографических исследованиях на растровом электронном микроскопе.

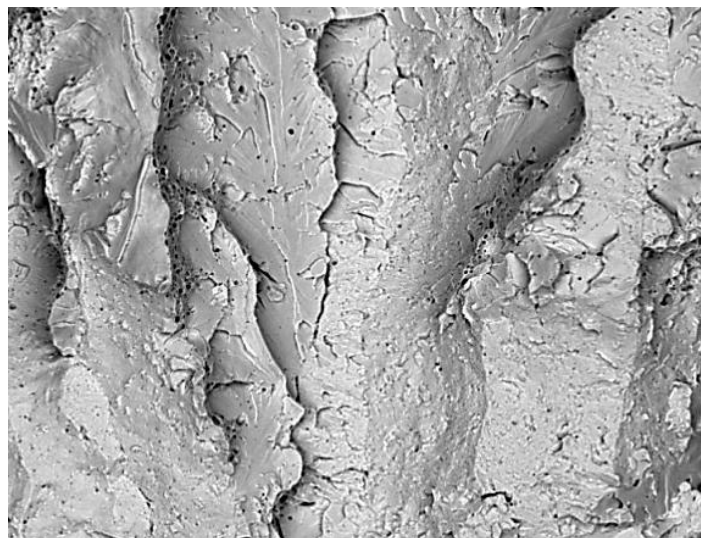


Рисунок 9 – Появление в изломе металла шва междендритного хрупкого разрушения наряду со сколом: РЭМ, x500 [The appearance of the dendritic brittle fracture along with the chip in the fracture of the weld metal: x500]

Существует два способа предотвращения указанного явления. Первый – уменьшение размера первичных дендритов, снижающее концентрацию охрупчивающих примесей с одновременным повышением прочности путем измельчением зерна. Этого можно добиться технологическими приемами, направленными на снижение тепловложения или путем перемешивания металла сварочной ванны, а также модифицированием шва. Еще более радикальные способы – замена применяемого флюса на чистый керамический, применение порошковых проволок с модифицирующими добавками [12].

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Баландин, Ю. Ф.* Конструкционные материалы АЭС / Ю.Ф. Баландин [и др.]. – Москва : Энергоатомиздат, 1984. – 280 с.
2. *Бунин, Н. П.* Металлография / Н. П. Бунин, А. А. Баранов. – Москва : Металлургия, 1970. – 256 с.
3. *Попов, Л. Е.* Диаграммы превращений аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / Л. Е. Попов, А. А. Попова. – Москва : Металлургия, 1991. – 503 с.
4. *Колоколов, Е. И.* Обеспечение хрупкой прочности листов из стали 10ГН2МФА / Е. И. Колоколов, А. М. Паук // Методы анализа брака при производстве изделий машиностроения: тезисы докладов отраслевой научно-технической конференции. – Волгодонск, 1990. – С. 40-41.
5. *Частухин, А. В.* Закономерности процессов рекристаллизации аустенита совершенствование технологии контролируемой прокатки микролегированных трубных сталей повышенной хладостойкости : автореферат диссертации кандидата технических наук / А. В. Частухин. – Москва, 2017. – 24 с.
6. *Гладштейн, Л. И.* Слоистое разрушение сталей и сварных соединений / Л. И. Гладштейн, П. Д. Одесский, И. И. Ведяков. – Москва : Интермет Инжиниринг, 2009. – 256 с.

7. Носов, С. И. Исследование склонности сварных соединений перлитных сталей к растрескиванию при термической обработке для снятия напряжений / С. И. Носов, А. В. Федоров, Ю. В. Нечаев, А. С. Зубченко // Тяжелое машиностроение. – 2017. – № 6. – С. 2-10.
8. Явойский, В. И. Неметаллические включения и свойства стали / В. И. Явойский, Ю. И. Рубенчик, А. П. Окенко. – Москва : Metallurgiya, 1980. – 176 с.
9. Гривняк, И. Свариваемость сталей / И. Гривняк; перевод со словацкого Л. С. Гончаренко; под редакцией Э. Л. Макарова. – Москва : Машиностроение, 1984. – 216 с.
10. Губенко, С. И. Неметаллические включения в стали / С. И. Губенко, С. П. Ошкадеров. – Киев : Наукова Думка, 2016. – 528 с.
11. НП-104-18 Сварка и наплавка оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Москва: Ростехнадзор, 2018. – 260 с.
12. Колоколов, Е. И. Обеспечение конструктивной прочности сварных соединений реакторных установок посредством применения новых сварочных материалов и технологий / Е. И. Колоколов, С. А. Томилин, В. В. Шишов // Глобальная ядерная безопасность. – 2017. – № 3(24). – С. 77-90.

## REFERENCES

- [1] Balandin Yu.F. [and others] Konstrukcionny`e materialy` AE`S [NPP Structural Materials]. Moskva: E`nergoatomizdat [Moscow: Energoatomizdat,]. 1984. 280 p. (in Russian).
- [2] Bunin N.P., Baranov A.A. Metallografiya [Metallography]. Moskva: Metallurgiya [Moscow: Metallurgy]. 1970. 256 p. (in Russian).
- [3] Popov L.E., Popova A.A. Diagrammy` prevrashhenij austenita v stalyax i beta-rastvora v splavax titana [Diagrams of Austenite Transformations in Steels and Beta-Solution in Titanium Alloys]. Moskva : Metallurgiya [Moscow: Metallurgy]. 1991. 503 p. (in Russian).
- [4] Kolokolov E.I., Pauk A.M. Obespechenie xrupkoj prochnosti listov iz stali 10GN2MFA [Ensuring Brittle Strength of 10GN2MFA Steel Sheets]. Metody` analiza braka pri proizvodstve izdelij mashinostroeniya: tezis` dokladov otraslevoj nauchno-texnicheskoj konferencii [Methods of Analysis of Defects in the Production of Mechanical Engineering Products: Abstracts of the Industry Scientific and Technical Conference]. Volgodonsk. 1990. P. 40-41 (in Russian).
- [5] Chastukhin A.V. Zakonomernosti processov rekristallizacii austenita sovershenstvovanie tehnologii kontroliruemoj prokatki mikrolegirovanny`x trubny`x stalej pov`shennoj xladostojkosti : avtoreferat dissertacii kandidata texnicheskix nauk [Regularities of Austenite Recrystallization Processes Improvement of Technology of Controlled Rolling of Micro-Alloyed Tube Steels of Increased Cold Resistance: Thesis Abstract of PhD in Engineering]. Moskva [Moscow]. 2017. 24 p. (in Russian).
- [6] Gladshtein L.I., Odessky P.D., Vedyakov I.I. Sloistoe razrushenie stalej i svarny`x soedinenij [Layered Destruction of Steels and Welded Joints]. Moskva: Internet Inzhiniring [Moscow: Internet Engineering]. 2009. 256 p. (in Russian).
- [7] Nosov S.I., Fedorov A.V., Nechaev Yu.V., Zubchenko A.S. Issledovanie sklonnosti svarny`x soedinenij perlitny`x stalej k rastreskivaniyu pri termicheskoj obrabotki dlya snyatiya napryazhenij [Investigation of the Tendency of Welded Joints of Pearlite Steels to Cracking during Heat Treatment for Stress Relief]. Tyazheloe mashinostroenie [Heavy Engineering]. 2017. № 6. P. 2-10 (in Russian).
- [8] Yavoysky V.I., Rubenchik Yu.I., Okenko A.P. Nemetallicheskie vklyucheniya i svoystva stali [Nonmetallic Inclusions and Properties of Steel]. Moskva: Metallurgiya [Moscow: Metallurgy]. 1980. 176 p. (in Russian).
- [9] Grivnyak I. Svarivaemost` stalej [Weldability of Steels]. Perevod so slovackogo L.S. Goncharenko; pod redakciej E`L. Makarova [Translated from Slovak by L.S. Goncharenko; edited by E.L. Makarov]. Moskva: Mashinostroenie [Moscow: Mashinostroenie]. 1984. 216 p. (in Russian).
- [10] Gubenko S.I., Oshkaderov S.P. Nemetallicheskie vklyucheniya v stali [Nonmetallic Inclusions in Steel]. Kiev: Naukova Dumka. 2016. 528 p. (in Russian).
- [11] NP-104-18 Svarka i naplavka oborudovaniya i truboprovodov atomny`x e`nergeticheskix ustanovok [Welding and Surfacing of Equipment and Pipelines of Nuclear Power Plants]. Moskva: Rostekhnadzor [Moscow: Rostekhnadzor]. 2018. 260 p. (in Russian).
- [12] Kolokolov E.I. Tomilin S.A., Shishov V.V. Obespechenie konstruktivnoj prochnosti svarny`x soedinenij reaktorny`x ustanovok posredstvom primeneniya novy`x svarochny`x materialov i texnologij [Ensuring Structural Strength of Welded Joints of Reactor Plants through the Use of New Welding Materials and Technologies]. Global`naya yadernaya bezopasnost` [Global Nuclear Safety]. 2017. № 3(24). P. 77-90 (in Russian).

## Liquation Heterogeneity and Weldability of 10GN2MFA Steel

© 2019 E.I. Kolokolov <sup>\*1</sup>, S.A. Tomilin <sup>\*2</sup>, M.E. Zhidkov <sup>\*\*3</sup>

*\*Volgodonsk Engineering Technical Institute the branch of National Research Nuclear University «MEPhI»,  
Lenin St., 73/94, Volgodonsk, Rostov region, Russia 347360*

*\*\*“Atommash” branch of “AEM Technologies” JSC in Volgodonsk, Volgodonsk, Rostov Region, Russia*

*<sup>1</sup> ORCID iD: 0000-0003-2134-3638*

*e-mail: E.I.Kolokolov@yandex.ru*

*<sup>2</sup> ORCID iD: 0000-0001-8661-8386*

*Wos Researher ID: G-3465-2017*

*e-mail: SATomilin@mephi.ru*

*<sup>3</sup> e-mail: Zhidkov\_ME@atommash.ru*

**Abstract** – The article shows that the segregation heterogeneity inherent in 10GN2MFA steel preforms causes the formation of sections enriched with alloying elements, impurities and nonmetallic inclusions, which leads to a pronounced structural heterogeneity and different tendency to recrystallize during pressure treatment, the formation of quenching structures, and hot cracks in the heat affected zones during the execution of the outer rollers during automatic submerged arc welding. Such behavior can also appears in the weld metal with increased heat input, and other deviations in technology that cause the formation of a large dendrite structure.

**Keywords:** segregation heterogeneity, steel weldability, thermokinetic diagram, bainite, martensitic-austenitic component, hot microcracks of segregation origin, a tendency to recrystallization during metal forming.