



АНАЛИЗ ФАКТОРОВ ОБРАЗОВАНИЯ ПОДСОЛИДУСНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-СТРУКТУРОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ (Обзор)

А. А. СЛИВИНСКИЙ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Дан терминологический анализ феномена подсолидусных трещин при сварке. Рассмотрены структурные и технологические факторы, влияющие на образование подсолидусных трещин при сварке различных материалов с ГЦК-структурой кристаллической решетки. Отмечена необходимость обобщения существующих представлений по данному вопросу с привлечением современных физических моделей из области дислокационной теории пластической деформации и механизмов хрупких разрушений при высокотемпературной ползучести.

Ключевые слова: сварка плавлением, подсолидусные трещины, аустенитные стали, сплавы никеля, алюминия, меди, терминологический анализ

В соответствии с общепринятыми представлениями подсолидусными трещинами при сварке называют отдельный вид хрупких межкристаллитных (межзеренных) разрушений металла шва и ЗТВ, которые возникают после окончательного завершения кристаллизации в полностью затвердевшем металле, но при высоких температурах, достаточных для преимущественного развития в нем вязкопластической деформации [1–5]. В зарубежных публикациях, в том числе ряде нормативных документов (DVS 1004-1, DIN 8524-3 и DIN EN ISO 6520-1), этот тип горячих трещин принято называть трещинами провала пластичности (ductility dip cracks, сокращенно DDC).

С позиций широко распространенной деформационно-кинетической теории технологической прочности Н. Н. Прохорова [6–11] называть подобным образом горячие трещины только некоторого определенного типа не совсем корректно, поскольку любые случаи возникновения трещин при сварке связаны с пребыванием соединяемого материала в соответствующем температурном интервале уменьшенной пластичности — так называемом температурном интервале хрупкости (ТИХ). В то же время явление резкого уменьшения пластичности пригодных к высокотемпературному пластическому деформированию сталей и сплавов во время их пребывания в температурном интервале $0,5 \dots 0,8 T_{пл}$ и вызванное тем самым трещинообразование при горячей обработке давлением (вальцевание, штамповка, кузнечно-прессовая обработка) или термической обработке известно уже на протяжении очень многих лет [12–14], что и обусловило включение термина «трещины провала пластичности» (DDC) в международную терминологию по сварке.

Несмотря на длительное исследование феномена трещин провала пластичности или подсолидусных трещин, механизм их образования при сварке пока окончательно не выяснен. На основе анализа литературных источников можно однозначно утверждать лишь о наличии ряда общих признаков, характерных для образования подсолидусных трещин. Так, многочисленные исследования фрактографии поверхности подсолидусных трещин [1, 15, 16] указывают на их возникновение при высоких температурах, а также хрупкий, межзеренный или межкристаллитный характер разрушения в момент зарождения и роста этих дефектов. Однако эти исследования, как правило, не дают основания утверждать о наличии жидких включений на границах зерен во время образования трещин.

Кроме того, наличие у определенного материала подсолидусного интервала хрупкости в отличие от «кристаллизационного» ТИХ не является объективно обусловленным самой спецификой процесса сварки плавлением. В то время, как потенциальную склонность к образованию кристаллизационных трещин обнаруживают все конструкционные сплавы при любых способах сварки плавлением, а также некоторых способах сварки давлением, сопровождающихся перегревом материала выше температуры солидуса, возникновение подсолидусных трещин требует протекания в твердом металле особых структурных и фазовых превращений, вероятность которых существенно зависит от его состава. Наиболее склонными к образованию подсолидусных горячих трещин при сварке или термической обработке являются металлические материалы с гранцентрированной кубической (ГЦК) кристаллической решеткой: стали аустенитного класса [16–18], сплавы на основе никеля [2, 4, 13, 19–24], алюминия [25], меди [26], золота и платины [27].

Результаты многочисленных исследований свариваемости этих материалов указывают на со-



вокупность определенных, преимущественно структурных факторов, влияющих на образование подсолидусных трещин при сварке. Среди них размер зерен, тип, геометрия и ориентация межзеренных границ относительно действующих напряжений, наличие выделений других фаз, сегрегации примесей или повышенной концентрации дислоцированных атомов на межзеренных границах, а также погонная энергия сварки и температурный темп деформации.

Термически активированное укрупнение зерен увеличивает протяженность ТИХ и уменьшает деформационную способность материала [28, 29], а также интенсифицирует процессы межзеренного проскальзывания [2] под действием сварочных напряжений, что в свою очередь способствует зарождению трещин. Вместе с тем результаты проведенных авторами работы [30] исследований с никелевыми сплавами разной структуры и состава не указывают на наличие строгой взаимосвязи между склонностью к образованию подсолидусных трещин и баллом зерна основного металла.

Увеличение размеров зерен вследствие выванной сварочным нагревом избирательной рекристаллизации вызывает спрямление межзеренных границ. По данным многочисленных источников, подсолидусные трещины преимущественно распространяются по прямолинейным «плоским» границам [2, 4, 31].

Напротив, искривленность, «волнистость» межзеренной границы препятствует проскальзыванию по ней соседних зерен и затрудняет возникновение трещины.

Неоднозначной и пока что полностью не выясненной остается роль в зарождении подсолидусных трещин микрохимической неоднородности межзеренных границ. Широко известным является негативное влияние на прочность межзеренных границ их загрязнение сегрегированными примесями, такими, как сера [32, 33], фосфор [33], кислород [34] и поверхностно-активными элементами бором, селеном и др. [35]. В то же время легирующие элементы, сегрегация которых по границам между зернами или кристаллитами способствует искривлению последних, увеличивают сопротивляемость сплава возникновению подсолидусных трещин. В стабильно аустенитных сталях и сплавах никеля подобный эффект обнаруживает ниобий [33, 36], в сплавах ниобия — цирконий и вольфрам [2]. По мнению авторов работы [33], легирование аустенитных сплавов элементами, атомный радиус которых больше, чем у элементов основы твердого раствора (железо, хром, никель), вызывает подавление избирательной рекристаллизации и содействует искривлению межзеренных границ, что позитивно влияет на стойкость металла сварного шва против подсолидусных трещин.

Отдельный дискуссионный вопрос представляет собой оценка роли в зарождении межзеренных трещин подсолидусного типа водорода, растворенного в металле шва. Несмотря на высокую растворимость и относительно небольшую скорость диффузии атомарного водорода в кристаллической структуре с ГЦК-решеткой из практики эксплуатации сварных конструкций, выполненных из сплавов меди, алюминия или никеля, известны случаи их разрушения вследствие водородной охрупчивающей, или так называемой водородной болезни металла сварного соединения [37–40]. Исследования свариваемости ряда никелевых сплавов показали, что разрушающее воздействие водорода не исчерпывается известными случаями коррозионного растрескивания, например, паропроводов первичного контура ядерных реакторов. Так, по данным работы [41], увеличение концентрации водорода в составе защитного газа при сварке ряда сплавов системы Ni–Cr–Fe вызывает существенное уменьшение стойкости металла шва против возникновения подсолидусных трещин. При этом с помощью фратографического анализа поверхностей трещин, кроме плоского характера излома, обнаружены также отдельные пустоты, напоминающие микропоры [42].

Повышенная склонность дисперсионно-твердеющих сплавов никеля к образованию подсолидусных трещин при сварке и термической обработке натолкнула ряд исследователей на поиск причин возникновения этих дефектов в процессах коагуляции, или растворения и повторного выделения, преимущественно по границам между зернами и кристаллитами, упрочняющих фаз, присутствующих в структуре этих сплавов, — карбидов и γ' -фазы типа $Ni_3(Al, Ti)$. Согласно работам [43, 44] зарождение подсолидусных трещин происходит на границе между фазой и зерном твердого раствора вследствие повышенной концентрации напряжений в этих областях, что вызывает образование микровыступов и их дальнейшее раскрытие в трещины в ходе межзеренного проскальзывания под действием температурных напряжений. С учетом результатов обработки многочисленных испытаний на трещиностойкость в работах [45, 46] склонность никелевых сплавов к образованию подсолидусных трещин предложено оценивать в зависимости от содержания в них главных γ' -образующих элементов — алюминия и титана. При этом принято считать, что в сплавах с незначительной интенсивностью дисперсионного упрочнения, когда общее содержание алюминия и титана не превышает 3...4 %, подсолидусные трещины при их сварочной обработке маловероятны.

Аналогичное мнение высказывают авторы работы [47]. Исследуя трещиностойкость сплавов



системы Ni — 20...30 % Cr, они выдвинули гипотезу, что причиной возникновения подсолидных трещин при сварке этих материалов является добавление к макроскопическому воздействию сварочных напряжений дополнительных напряжений, локализованных по границам зерен. Последние обусловлены термическим старением сплавов с результирующим выделением по границам частиц карбидов типа $(Cr, Fe)_{23}C_6$, частично когерентных с кристаллической решеткой матрицы. При этом утверждается, что именно частично когерентные выделения карбидов $(Cr, Fe)_{23}C_6$ вызывают появление локальных упругих напряжений по границам между зернами матрицы и частицами карбидной фазы. Некогерентные выделения карбидов типа MeC или Me_7C_3 не обнаруживают подобного эффекта.

Вместе с тем существуют многочисленные публикации, в которых «карбидная гипотеза» зарождения подсолидных трещин опровергается. В работе [22] показано, что распределенные по межзеренным границам карбиды препятствуют спрямлению границ во время рекристаллизации и, таким образом, усложняют межзеренное проскальзывание и образование трещин. Эту точку зрения подкрепляют представленные в работе [30] результаты микроструктурных исследований берегов подсолидных трещин, образовавшихся в сварных швах ряда никелевых сплавов. Показано, что карбидные выделения вдоль границ тормозят распространение трещины вместо того, чтобы инициировать ее зарождение. Более того, в работах [30, 48] установлено, что у ряда сплавов подсолидные трещины образуются в интервале высоких температур, когда карбидная фаза полностью растворена или присутствует в крайне незначительном количестве.

Взвешенная точка зрения относительно роли карбидов типа $Me_{23}C_6$ и γ' -фазы в образовании подсолидных трещин изложена в работах [49, 50]. Авторы этих работ для разных дисперсионно-стареющих сплавов никеля показали, что локальное уменьшение пластичности этих материалов под действием сварочного тепла обусловлено диффузионным перераспределением между зерном и межзеренной границей легирующих элементов, задействованных в формировании карбидов и γ' -фазы. В результате в околосшовной зоне вблизи линии сплавления приграничные участки зерен разупрочняются вследствие их обеднения γ' -фазой, а границы зерен обогащаются карбидными выделениями и частицами поверхностно-активных примесей. В результате разница между показателями прочности межзеренной границы и зерна (вблизи таковой) приобретает критические значения, что и упрощает образование трещин подсолидного типа в ходе межзеренного проскальзывания.

Практически все исследователи проблемы подсолидных трещин при сварке поликристаллических материалов единодушны во мнении, что развитие этого вида межзеренного разрушения происходит преимущественно по границам, расположенным под углом 45...90° относительно продольной оси сварного шва [2, 3, 27, 36, 41]. Этот факт хорошо согласуется с решающей ролью в зарождении подсолидных трещин процесса межзеренного проскальзывания, в ходе которого воздействие максимальных скалывающих напряжений испытывают именно границы зерен, расположенные под углом 45...90° по отношению к направлению действия продольных сварочных напряжений.

Кроме «макроскопической» пространственной ориентации границ зерен по отношению к направлению действия сварочных напряжений, определенную роль в зарождении подсолидных трещин играет и кристаллографическая ориентация соседних зерен. Как известно, угол рассогласования кристаллических решеток соседних зерен определяет потенциальную энергию границы между ними и, таким образом, степень ее насыщенности примесями. Это приводит к тому, что различные границы кристаллитов обнаруживают разную сопротивляемость деформации, что в свою очередь и обуславливает неравномерное распределение межкристаллической деформации при сварке. По данным работ [2, 31] наиболее интенсивное межзеренное проскальзывание и образование подсолидных трещин происходит по сильно разориентированным, так называемым обычным границам, вдоль которых угол рассогласования сращенных кристаллических решеток превышает 15°. Отмеченное выше подтверждается экспериментальными исследованиями по влиянию типа межзеренных границ на стойкость металла сварного соединения жаростойкого никелевого сплава против образования подсолидных трещин, проведенными авторами работы [23]. Более того, использование перед сваркой специальной, ступенчатой термомодеформационной обработки основного металла, увеличивающей объемную долю специальных малоугловых границ с низким уровнем свободной энергии, позволило значительно увеличить запас пластичности материала в пределах предполагаемого подсолидного ТИХ.

Общеизвестным технологическим фактором регулирования сопротивляемости металла сварного соединения образованию горячих трещин всех типов является погонная энергия сварки. Согласно многочисленным рекомендациям [27, 43, 44, 51] уменьшение погонной энергии вызывает сужение подсолидного ТИХ, увеличение запаса пластичности металла в пределах ТИХ и, таким образом, выступает рациональным приемом по



борьбе с подсолидусными трещинами. Поскольку погонная энергия сварки обратно пропорциональна скорости охлаждения металла сварного соединения, чаще всего позитивный эффект от уменьшения погонной энергии объясняют сокращением его пребывания в области температур преимущественного развития межзеренной пластической деформации. Например, по данным работы [27], интенсивность межзеренного проскальзывания линейно зависит от времени пребывания металла в области высоких температур. При сварке никелевых сплавов для эффективного уменьшения этого параметра и борьбы с трещинами в околошовной зоне иногда используют принудительное охлаждение [52].

В отличие от погонной энергии сварки роль скорости нарастания деформации в образовании подсолидусных трещин освещена в литературных источниках несколько противоречиво. Так, авторы работы [53], отталкиваясь от пропорциональности скорости охлаждения скорости деформации при сварке, отмечают, что уменьшение скорости деформации увеличивает межзеренное проскальзывание и способствует образованию подсолидусных трещин. Аналогично, по данным работы [44], деформационная способность металла сварного соединения в пределах подсолидусного ТИХ возрастает при увеличении скорости деформации.

Вместе с тем в работе [2] утверждается противоположное — с увеличением темпа деформации критическая скорость межзеренного проскальзывания, достаточная для зарождения подсолидусной трещины, уменьшается.

Таким образом, на базе проведенного анализа факторов образования подсолидусных трещин при сварке аустенитных сталей и сплавов можно отметить их разнообразие и неоднозначный, по разным литературным данным, характер влияния. В то же время, исходя из межзеренного характера локальных разрушений, которыми являются подсолидусные трещины в поликристаллических материалах, очевидно, что решающую роль в их зарождении играет межкристаллическая пластическая деформация в форме межзеренного проскальзывания.

Кроме интенсивного проскальзывания соседних зерен, к необходимым условиям для образования подсолидусных трещин следует отнести следующие: локализацию напряжений по отдельным участкам границ зерен, неравномерную деформацию приграничных участков зерен, ослабление межзеренных границ и прилегающих к ним участков зерен специфическим характером структурных и фазовых превращений при сварке и постепенное накопление вблизи границы раздела субмикродофектов — зародышей трещины. В свою очередь это позволяет спроецировать известные физические модели хрупких разрушений ме-

таллов и сплавов при высокотемпературной ползучести на механизм зарождения подсолидусных трещин при сварке или термической обработке сварных соединений.

Выводы

1. Подсолидусные трещины, исходя из совокупности признаков, таких, как хрупкий межзеренный (межкристаллитный) характер разрушения, а также температурно-временной интервал образования (ниже температуры солидуса, но выше $0,5 \dots 0,8 T_{пл}$), возникают непосредственно под влиянием на материал термодформационного цикла сварки и являются отдельным подвидом горячих трещин при сварке.

2. Повышенную склонность к образованию трещин подсолидусного типа обнаруживают металлы и сплавы с ГЦК-решеткой и отсутствием аллотропных превращений.

3. Наиболее изучено влияние на образование подсолидусных трещин следующих структурных и технологических факторов: размер зерен, тип, геометрия и ориентация межзеренных границ относительно действующих напряжений, наличие выделений других фаз на межзеренных границах, химическая неоднородность, а также погонная энергия сварки и температурный темп деформации. Вместе с тем влияние этих факторов не обобщено и по литературным данным различных источников порой противоречиво.

4. Необходимыми условиями зарождения подсолидусных трещин выступают межкристаллическая пластическая деформация в форме межзеренного проскальзывания и локализация напряжений по отдельным участкам границ зерен, ослабленным специфическим характером структурных и фазовых превращений при сварке. Для создания обобщенной физической модели образования подсолидусных трещин необходимо привлечение современных представлений из области дислокационной теории пластической деформации и механизмов хрупких разрушений при высокотемпературной ползучести.

1. *Hemsworth B., Boniszewski T., Eaton N. F.* Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys // *Metal Const. and British Welding J.* — 1969. — № 2. — P. 5–16.
2. *Шориоров М. Х., Ерохин А. А., Чернышова Т. А.* Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. — М.: Машиностроение, 1973. — 224 с.
3. *Nissley N. E., Lippold J. C.* Ductility-dip cracking susceptibility of austenitic alloys // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM International, 2003. — P. 64–69.
4. *Lippold J. C., Nissley N. E.* Further investigations of ductility-dip cracking in high chromium Ni-base filler metals // *Welding in the World.* — 2007. — 51, № 9/10. — P. 24–30.
5. *Lancaster J. F.* Metallurgy of welding. — London: Chapman & Hall, 1993. — 389 p.



6. Прохоров Н. Н. Проблема прочности металлов при сварке в процессе кристаллизации // Свароч. пр-во. — 1956. — № 6. — С. 5–11.
7. Прохоров Н. Н. Прочность металлов при сварке // Тр. Всесоюз. науч.-техн. совещания по проблемным вопросам сварки / Под ред. К. В. Любавского. — М., 1958. — С. 134–164.
8. К вопросу о «горячих» (кристаллизационных) трещинах / А. А. Бочвар, Н. Н. Рыкалин, Н. Н. Прохоров и др. // Свароч. пр-во. — 1960. — № 10. — С. 3–4.
9. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке // Там же. — 1962. — № 4. — С. 1–5.
10. Состояние и задачи развития технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке / Н. Н. Рыкалин, Н. Н. Прохоров, М. Х. Шоршоров, Б. А. Мовчан // Там же. — 1971. — № 6. — С. 3–5.
11. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
12. Bengough G. D. A study of the properties of alloys at high temperatures // Institute of Metals. — 1912. — № 7. — P. 123–174.
13. Yenisevich W. A. Correlation of Ni–Cr–Fe alloy weld metal fissuring with hot ductility behavior // Welding J. — 1966. — 45, № 8. — P. 344–356.
14. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 422 с.
15. Matsuda F., Nakagawa H. Some fractographic features of various weld cracking and fracture surfaces with scanning electron microscope. Report I: Studies on fractography of welded zone // Trans. of JWRI. — 1977. — 6, № 1. — P. 81–90.
16. Fractographic investigation on solidification crack in the restraint test of fully austenitic stainless steel. Pt III. Studies on fractography of welded zone / F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Ogata, S. Katayama // Trans. of JWRI. — 1978. — 7, № 1. — P. 59–70.
17. Nissley N. E., Lippold J. C. Development of the strain-to-fracture test // Welding J. — 2003. — 82, № 12. — P. 355–364.
18. Lippold J. C., Kotecki D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. — A John Wiley & Sons, Inc., Publ., 2005. — 357 p.
19. Стойкость сварных соединений жаропрочного никелевого сплава типа Хастеллой Н против образования горячих трещин / К. А. Ющенко, В. Н. Липодаев, М. В. Бельчук и др. // Автомат. сварка. — 1986. — № 9. — С. 10–12.
20. Багдасаров Ю. С., Якушин Б. Ф. Влияние микрохимической неоднородности на околошовное растрескивание сварных соединений никелевых сплавов при дисперсионном твердении // Свароч. пр-во. — 1991. — № 8. — С. 37–40.
21. Collins M. G., Lippold J. C., Kikel J. M. Quantifying ductility-dip cracking susceptibility in nickel-base weld metals using the strain-to-fracture test // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM Intern., 2003. — P. 586–590.
22. Ramirez A. J., Lippold J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal. Pt II: Insight into the mechanism for ductility-dip cracking // Materials Sci. and Eng. A. — 2004. — 380. — P. 245–258.
23. Dave V. R., Cola M. J., Kumar M. Grain boundary character in alloy 690 and ductility-dip cracking susceptibility // Welding J. — 2004. — 83, № 1. — P. 1–5.
24. Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Л. В. Червякова и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 6. — С. 3–6.
25. Horikava K., Kuramoto S., Kauno M. Sources of a trace amount of sodium, and its effect on hot ductility of an Al-5 mass % Mg alloy // Light Metals Review. — 2000. — № 7. — P. 18–23.
26. Wilken K., Bauer S. Eignung von MVT- und PVR-Versuch zur Bestimmung der Mikrorissanfaelligkeit // Schweissen und Schneiden. — 1998. — 50, № 3. — S. 160–165.
27. Степанов В. В., Чернышова Т. А., Швелев В. В. О межзеренном проскальзывании при сварке сплавов платины и локальных интеркристаллитных разрушениях в околошовной зоне // Свароч. пр-во. — 1975. — № 8. — С. 1–3.
28. Ozgovicz W. The relationship between hot ductility and intergranular fracture in an CuSn6P alloy at elevated temperatures // Proc. of 13th Intern. scientific conf. on achievements in mechanical and materials eng., 16–19 May, 2005, Gliwice-Wisla. — 2005. — P. 503–508.
29. Казеннов Ю. И., Степанков В. Н., Проценко Л. Н. Рекристаллизация и тонкое строение металла околошовной зоны сварных соединений из тонколистовой аустенитной стали // Свароч. пр-во. — 1982. — № 5. — С. 7–9.
30. Noecker II F. F., DuPont J. N. Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys. Pt II: Microstructural and microchemical development is characterized during simulated weld reheat thermal cycle and correlated to ductility dip cracking susceptibility // Welding J. — 2009. — 88, № 3. — С. 62–77.
31. Collins M. G., Ramirez A. J., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt III. The characteristics of weldmetal grain boundaries associated with elevated-temperature fracture are investigated // Ibid. — 2004. — 83, № 2. — P. 39–49.
32. Nakao Y., Shinozaki K., Ogawa T., Sakurai H. Effect of Cr and S on ductility-dip cracking susceptibilities in the reheated weld metals of Ni–Cr–Fe ternary alloys. Pt 2: Study on microcracks in multipass weld metals of Ni-base alloys // Trans. of JWS. — 1993. — 24, № 2. — P. 101–106.
33. Казеннов Ю. И., Ревизников Л. И. Влияние примесных и легирующих элементов на свариваемость стали со стабильно аустенитной структурой // Свароч. пр-во. — 1978. — № 11. — С. 29–32.
34. Ющенко К. А., Старуценко Т. М. Роль кислорода в образовании трещин при сварке инвара // Автомат. сварка. — 1981. — № 8. — С. 21–24.
35. Yushchenko K. A., Savchenko V. S. Classification and mechanism of cracking in welding high-alloy steels and nickel alloys in brittle temperature ranges // Hot cracking phenomena in welds II / Eds: Th. Bollinghaus, H. Herold, C. E. Cross, J. C. Lippold. — Berlin; Heidelberg: Springer, 2008. — P. 147–170.
36. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Лосева Г. И. О миграции границ зерен и межзеренном проскальзывании в металле шва сварных соединений никелевых сплавов // Свароч. пр-во. — 1973. — № 4. — С. 6–8.
37. Quadri E., Mengucci P. Influence of microstructure on the hydrogen embrittlement of Al–Li–Cu–Mg–Zr alloys // J. Mater. Sci. — 1992. — 27. — С. 1391–1396.
38. Hicks P. D., Altstetter C. J. Hydrogen-enhanced cracking of superalloys // Metall. Trans. A. — 1992. — 23. — P. 237–249.
39. Symons D. M. Hydrogen embrittlement of Ni–Cr–Fe alloys // Ibid. — 1997. — 28. — P. 655–663.
40. Lynch S. P. A fractographic study of hydrogen-assisted cracking and liquid-metal embrittlement in nickel // J. Mater. Sci. — 1986. — 21. — P. 692–704.
41. Collins M. G., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt I: The strain-to-fracture test has been used to develop temperature-strain relationship for ductility dip cracking // Welding J. — 2003. — 82, № 10. — P. 288–295.
42. Collins M. G., Ramirez A. J., Lippold J. C. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials. Pt II. Fracture behavior and fracture surface morphology are related to microstructure, composition, and temperature // Ibid. — 2003. — 82, № 12. — P. 348–354.
43. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4 т. — М.: Машиностроение, 1979. — Т. 3 / Под ред. В. А. Винокурова, 1979. — 567 с.
44. Якушин Б. Ф. Современное состояние проблемы горячих трещин в сварных соединениях // 1-й симпозиум «Трещины в сварных соединениях сталей», ЧССР, 13–17 апр.



- 1981 г. // Докл. МВТУ им. Н. Э. Баумана. — М.: МВТУ им. Н. Э. Баумана, 1981. — С. 22–36.
45. *Сорокин Л. И., Тушкин В. И.* Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 5. — С. 23–25.
 46. *Сорокин Л. И.* Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч. 2 // Свароч. пр-во. — 2004. — № 10. — С. 8–17.
 47. *The mechanism of ductility dip cracking in nickel-chromium alloys / G. A. Young, T. E. Capobianco, M. A. Penik et al. // Welding J. — 2008. — 87, № 2. — P. 31–43.*
 48. *Noecker H F. F., DuPont J. N.* Metallurgical investigation into ductility dip cracking in Ni-based alloys. Pt I: Quantifying cracking susceptibility during the first thermal cycle using the Gleeble(r) hot ductility test // Ibid. — 2009. — 88, № 1. — С. 7–20.
 49. *Сливинский А. А., Файт П.* Структура и свойства сварных соединений жаропрочного сплава на основе никеля // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 7–13.
 50. *Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Там же. — 2004. — № 8. — С. 35–40.*
 51. *Aoh J. N., Yang C. H.* Cracking susceptibility study of incol 600 alloy using vareststraint and hot ductility test // 6th Intern. trends in welding research conf. proc., 15–19 Apr. 2002, Pine Mountain. — ASM International, 2003. — P. 597–602.
 52. *Влияние технологических приемов на стойкость сварных соединений никелевых сплавов против образования трещин при термической обработке / Ю. С. Багдасаров, Л. И. Сорокин, Б. Ф. Якушин, С. Ф. Морящев // Свароч. пр-во. — 1983. — № 4. — С. 23–26.*
 53. *О влиянии временных деформаций на снижение сопротивляемости околосшовной зоны локальным разрушениям / О. С. Мнушкин, Б. В. Потапов, Л. А. Копельман, Г. Л. Петров // Там же. — 1974. — № 2. — С. 1–3.*

The paper gives terminological analysis of the phenomenon of subsolidus cracking in welding. Structural and technology factors affecting formation of subsolidus cracks in welding of various materials with fcc-structure of the crystalline lattice are considered. The need for generalizing the current concepts on this issue with application of modern physical models from the field of dislocation theory of plastic deformation and brittle fracture mechanisms at high-temperature creep is noted.

Поступила в редакцию 04.12.2009

Межгосударственная ассоциация

Titan

Генеральный спонсор Конференции:
ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»

КОРПОРАЦИЯ **ВСМПО АВИСМА**

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

Ti-2010 в СНГ

Май 16-19, 2010

г. Екатеринбург

Основные темы конференции:

- ✦ обзор рынка титана в странах СНГ и мире
- ✦ национальные программы развития отрасли
- ✦ динамика развития сфер применения титана
- ✦ новые достижения в области металловедения и металлургии титана
- ✦ развитие сырьевой базы титановой отрасли
- ✦ анализ рынка ферротитана

Регистрация на сайте: <http://titan-association.com/conference.html>