

ТЕХНОЛОГІЧНА МІЦНІСТЬ АУСТЕНІТНИХ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ В НАВКОЛОСОЛІДУСНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР

Проведен анализ существующих взглядов на характер изменения механических свойств металла сварного шва во время его первичной кристаллизации из жидкой фазы. Рассмотрены структурные и технологические факторы влияющие на стойкость высоколегированных сталей и сплавов никеля против образования кристаллизационных горячих трещин при сварке. Указано на необходимость обобщения существующих представлений и их дополнения с привлечением современных физических моделей механики высокотемпературного хрупкого разрушения двухфазного твердо-жидкого тела.

The analysis of existent looks is conducted to character of change of mechanical properties of metal of the weld during his primary crystallization from a liquid phase. Structural and technological factors are considered influencing on resistance of high-alloy steels and Ni-alloys against formation of liquation cracks at welding. It is indicated on the necessity of generalization of existent presentations and their addition with bringing in of modern physical models of mechanics of high temperature brittleness.

Найбільші проблеми під час зварювальної обробки високолегованих сталей аустенітного класу та жароміцних і жаростійких сплавів нікелю пов'язані з утворенням гарячих тріщин в металі шва та навколошовної зони. Можна констатувати наявність двох принципово різних за умовами виникнення типів гарячих тріщин [1, 2]: 1) тріщин, зародження яких відбувається в твердо-рідкому агрегатному стані матеріалу в процесі кристалізації зварювальної ванни або внаслідок оплавлення границь зерен в навколошовній ділянці зони термічного впливу; 2) гарячих тріщин, що утворюються дещо нижче температури солідусу в повністю твердому матеріалі по границях зерен, які не містять рідкої фази. Перший тип тріщин одержав у вітчизняній літературі назву кристалізаційних, а другий – підсолідусних.

Найчастіше умови утворення кристалізаційних гарячих тріщин описують за допомогою фізичної моделі, впроваджені М. Н. Прохоровим в деформаційно-кінетичній теорії технологічної міцності [3, 4]. Згідно останньої кристалізаційні тріщини утворюються, коли силовий фактор (температура наростання пружно-пластичної деформації) в процесі охолодження перебільшує спроможність матеріалу, що кристалізується, пластично деформуватись. Деформаційна спроможність в процесі кристалізації, відповідно до гіпотези Прохорова, визначається шириною (протяжністю) температурного інтервалу пониженої пластичності матеріалу – температурного інтервалу крихкості (ТІК), а також величиною пластичності в межах ТІК (рис. 1 а, б). Наявність у металів та сплавів температурного інтервалу підвищеної крихкості в процесі кристалізації є певною мірою аксіомою і розглядається, як один з факторів утворення кристалізаційних тріщин також багатьма іншими дослідниками [5 -8].

Механізм утворення тріщин в межах ТІК пов'язують з кінцевим етапом кристалізації металу шва, коли кількість незакристалізованого рідкого розплаву різко зменшується та він розташовується у вигляді «плівкових» прошарків між кристалітами (рис. 1, в). Метал шва, що в подібному твердо-рідкому стані зазнає дії зварювальних напружень, має мізерну міцність та вимушений в'язко-пластично деформуватись внаслідок зв'язку з іншими зонами зварного з'єднання, які мають більш високу опірність деформації. При цьому відбувається локалізація деформації по зонах заклинювання або зрощування твердих кристалітів. В роботах [6, 9] показано, що зародження кристалізаційних тріщин відбувається саме в подібних зонах, найчастіше в місцях зустрічі трьох сусідніх зерен, де, зрозуміло, має місце висока концентрація напружень.

Таким чином деформаційно-кінетична теорія технологічної міцності розглядає феномен утворення гарячої тріщини як наслідок вичерпання пластичності при високотемпературному деформуванні металу під дією поля власних зварювальних напружень. Вона дозволила теоретично обґрунтувати експериментальні методи визначення схильності металу до утворення гарячих тріщин при зварюванні, які передбачають накладання на метал, що кристалізується, зовнішньої (машинної) деформації, та визначення критичної швидкості деформації, за якої виникають тріщини [10, 11]. Швидкість створюваної випробувальним обладнанням деформації та інтенсивність наростання (температура) внутрішньої деформації матеріалу зварного з'єднання, що остигає, хоча і не є величинами тотожними, проте, внаслідок монотонності наростання внутрішньої деформації при зварюванні, пропорційні одна одній. Це дає підстави експериментально оцінювати вплив різних технологічних та металургійних факторів на темп внутрішньої деформації, як один з факторів, що визначає технологічну міцність матеріалу при зварюванні.

Разом із цим сучасними експериментальними засобами досить складно визначити протяжність ТІК, а також мінімальні значення показників пластичності – відносного подовження або звуження для конкретних умов зварювання. Навіть якщо б вдалося в нерівноважних умовах кристалізації виміряти, наприклад, відносне подовження за певної температури, то і в цьому випадку за його величиною неможливо оцінювати деформаційні властивості

зварного шва. Це пояснюється тим, що деформація в шві накопичується не за фіксованої температури, а в усьому інтервалі високих температур, в якому, в свою чергу, змінюється в широкі межі і пластичність металу [12].

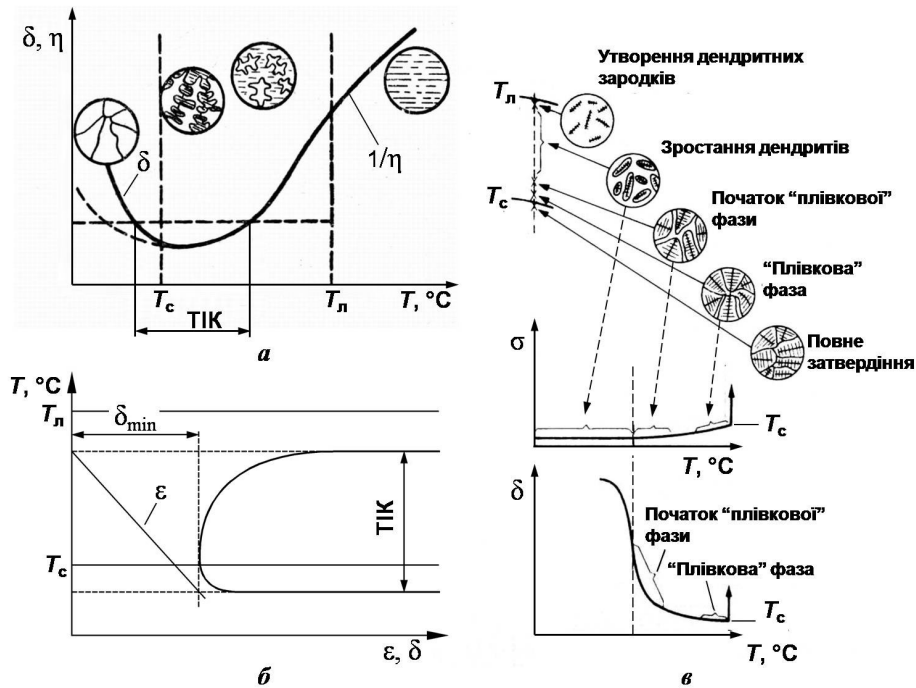


Рис. 1. Механічні властивості металу зварного шва на різних етапах його кристалізації та фактори технологічної міцності за гіпотезами Бочвара (а), Прохорова (б), Епблета та Пеліні (в) [4, 5]; δ, σ, η – показники пластичності, міцності та в’язкості; ϵ – деформація; $T_{л}, T_{с}$ – температури ліквідусу та рівноважного солідусу; ТИК – температурний інтервал крихкості

В результаті само поняття ТИК не є достатньою мірою чітким і відображає лише факт суттєвого зменшення пластичності матеріалу в деякому інтервалі температур. Більше того, пояснення різними дослідниками природи виникнення температурного інтервалу крихкості та його зв’язку з фізичними процесами в металі шва та навколошовної зони не виглядають однозначними. Так, автори робіт [4, 6, 13] наполягають, що за будь-якої температури зварювального циклу метал має деякий рівень пластичності (як завгодно малий, але відмінний від нуля) як у твердому, так і в рідкому стані (пластичність рідкого металевого розплаву пропонується розглядати як величину, обернену його в’язкості). За даними [13] сплав, який перебуває в межах ТИК в твердо-рідкому стані має хоч і незначну, але таку що може бути експериментально вимірюю пластичність біля десятків часток відсотку. Експериментально визначені в роботах [6, 14] температурні провали пластичності, хоч і мають найрізноманітнішу конфігурацію, але принципово не відрізняються від наведеного на рис. 1 а. Необхідно зазначити, що реєстрація температурних залежностей пластичності в згаданих роботах здійснювалась в ізотермічних умовах шляхом механічних випробувань зразків з досліджуваного сплаву за допомогою спеціального обладнання: машин РТЖ-1, РТЖ-3 – для розтягу в температурному інтервалі плавлення (під час нагрівання) та РТЖ-2 – для розтягу в температурному інтервалі кристалізації (під час охолодження від максимальної температури нагрівання). Загальним недоліком подібних методик є те, що швидкість охолодження металу в умовах ізотермічного розтягу виявляється значно меншою, ніж в реальних умовах зварювання, що відбивається на результатах. Таким чином, границі ТИК, визначені в ізотермічних умовах, можуть не співпадати з границями ТИК при зварюванні, внаслідок відхилення лінії солідусу від рівноважного положення.

На противагу вище сказаному, характерними особливостями температурних залежностей пластичності та міцності металів поблизу солідусу, представлених в роботах [15-18] є наявність температур «нульової» пластичності та міцності. Автори [18] вважають, що температура «нульової» пластичності та температура «нульової» міцності приблизно відповідають температурі солідусу та ліквідусу основного металу. Отже чим ширше буде інтервал між цими температурами (температурний інтервал кристалізації), тим триваліше метал зварного шва перебуватиме в твердо-рідкому стані, а отже і тим ширшим буде температурний інтервал крихкості. Порівняння

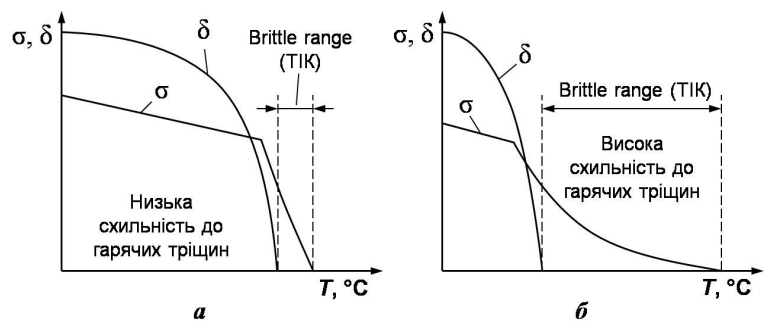


Рис. 2. Механічні властивості металічних матеріалів з низькою (а) та високою (б) схильністю до гарячих тріщин [15]

схематизованих температурних залежностей міцності та пластичності для матеріалів з низькою та високою схильністю до кристалізаційних тріщин за даними [15] показано на рис. 2.

Температурні залежності показників міцності та пластичності, подібні до представлених на рис. 2, є типовими для поширених в сучасній практиці дослідження технологічної міцності механічних випробувань, які передбачають нагрівання зразків за термічними циклами, що імітують термічні цикли металу в зварному шві або ЗТВ. Механічні випробування з імітацією дії на матеріал термічного циклу зварювання проводять за методами «HZ-Versuch», ИМЕТ-1, Gleeble та ін. Всі вони передбачають виготовлення серії зразків з досліджуваного металу, кожний з яких у спеціальній розривній машині нагрівається за термічними циклами, подібними до зварювальних, та миттєво розривається в різні моменти часу як на етапі нагрівання до максимальної температури, так і в ході охолодження. Для кожного зразка визначаються відносне звуження та міцність на розрив. Результати випробувань використовують для побудови графіків температурних змін показників міцності та пластичності (рис. 3).

Температура, за якої випробуваний зразок руйнується без відносного звуження на стадії нагрівання, вважається температурою «нульової» пластичності під час нагрівання (зразок 5). Згідно [20] різке падіння пластичності під час нагрівання викликано початковим плавленням на границях зерен. Зразок 6 вказує на температуру «нульової» міцності. Вважається, що за цієї температури майже всі границі зерен оплавлені, а розрив зразка відбувається за настільки незначних зусиль, що їх вважають рівними нулю. За даними [21] «нульова» міцність вказує на наявність декількох відсотків розплавленого об'єму металу. Під час випробування зразків, що охолоджуються від температури нульової міцності, встановлюється температура, за якої починає відновлюватись відносне звуження (зразок 9). Її вважають температурою «нульової» пластичності під час охолодження, що вказує на початок кристалізації границь зерен. Як кількісний критерій тріщинистості для порівняння різних матеріалів використовують критичний інтервал температур (рис. 3), що вважається тотожним ТІК. Чим більший цей інтервал, тим менша опірність утворенню гарячих тріщин.

Факт встановлення в результаті механічних випробувань з імітацією термічного циклу зварювання температури «нульової» пластичності вступає в протиріччя з головними положеннями деформаційно-кінетичної теорії технологічної міцності. Так в [13] наголошується, що «уявлення про те, що сплави в твердо-рідкому стані не володіють пластичністю, є хибним; воно неминуче приводить до висновку про невідворотність виникнення кристалізаційних тріщин при литті та зварюванні, що не відповідає дійсності».

Аналізуючи проблему визначення температурної залежності механічних властивостей металу зварного шва в процесі кристалізації автори [22] зазначають, що за умов ударного розтягу матеріалу нагрітого до високих температур твердо-рідкого стану, який має місце під час високотемпературних випробувань з імітацією термічного циклу зварювання, не вдається виміряти пластичність, що складає десять частки відсотку. Зменшення швидкості деформації розтягу з метою підвищення чутливості методу неможливе, оскільки при цьому стає невизначеною температура випробування. Внаслідок цього реальний термічний цикл зварювання не може бути імітований ні на апаратурі Gleeble, що вважається найсучаснішою на даний момент, ні на будь-якій іншій. Нагрівання зразка вище температури солідусу штучно уповільнюють в декілька разів в порівнянні з фактичною швидкістю нагрівання металу в зоні зварного шва, щоб запобігти «вибухоподібному» розтіканню або вибризуванню рідкого металу під час випробування [23]. Отже визначена за високотемпературних випробувань матеріалу температура «нульової» пластичності під час охолодження може як відповідати нижній границі ТІК, так і взагалі свідчити про неможливість встановлення мінімального рівня пластичності в межах ТІК для даної методики експерименту. Таким чином, пластичність та міцність металу, визначені за наведеною вище методикою, не характеризують деформаційну здатність металу реального зварного шва, термічний цикл якого імітує машина, а визначають деяку «інтегральну» деформаційну здатність зварного з'єднання з досліджуваного матеріалу, яку далі можна застосовувати в порівняльній характеристиці.

Як правило, для зразків, випробуваних в критичному інтервалі температур проводять мікроструктурні дослідження поверхонь зламу, які дають підстави стверджувати, що за температури «нульової» пластичності при нагріванні в матеріалі починається локальне оплавлення границь зерен збагачених легкоплавкими домішками. При цьому наявність нульової міцності вище температури «нульової» пластичності пояснюють дією капілярних сил від тонких плівок, що з'єднують кристали [24]. В той же час, суттєва різниця в розчинності в рідкій та твердій фазах присутніх у досліджуваному сплаві компонентів та домішок сприяє подальшому накопиченню легкоплавких елементів та з'єднань по границях, в той час як тіло зерна продовжує перебувати в твердому стані. В результаті, з ростом температури, об'єм рідкої фази по границях продовжує збільшуватись, що викликає падіння міцності «до нуля». В умовах виникнення в матеріалі суцільної рідкої міжзеренної сітки за температури «нульової» міцності,

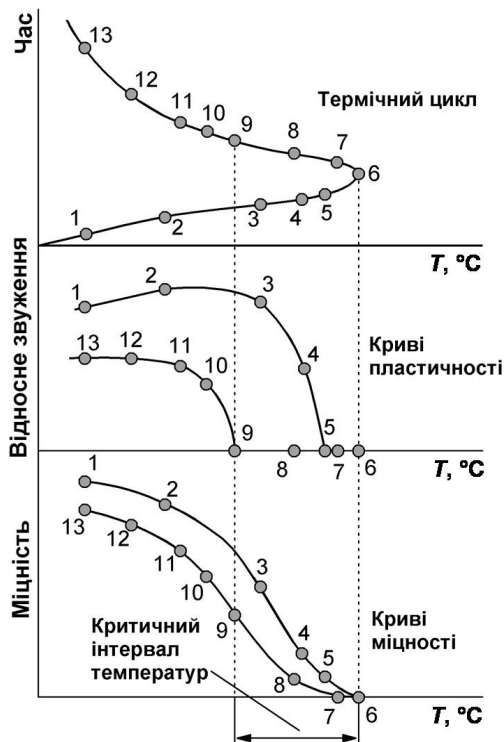


Рис. 3. Схема визначення критичного інтервалу температур під час механічних випробувань з імітацією термічного циклу зварювання [19]

інтенсифікуються процеси ліквідації, що і визначають тривалість існування рідкої фази вздовж міжзеренної границі на етапі охолодження [18].

Розглянутий алгоритм досліджень дозволяє для різних сплавів встановлювати причини утворення гарячих тріщин внаслідок оплавлення границь зерен в навколошовній ділянці зони термічного впливу. Спектральний аналіз оплавлених ділянок міжзеренних границь (рис. 4 а) допомагає визначити склад легкоплавкої фази. На протигагу навколошовним ділянкам, метал в зоні зварного шва перегрівається значно вище за температуру «нульової» міцності, яка для аустенітних сталей та сплавів нікелю знаходиться в межах 1350...1450 °С. Адже метал зварювальної ванни розплавляється повністю і на етапі охолодження відбувається його первинна кристалізація. Внаслідок цього, фрактографічні дослідження берегів кристалізаційних тріщин, що утворюються в реальних зварних швах не завжди дозволяють відокремити частку рідкої фази поміж твердих кристалітів, яка існувала під час утворення тріщини (рис. 4 б). Відповідно, встановити ліквідація яких саме компонентів сплаву спричинила збільшення інтервалу кристалізації, що сприяло утворенню гарячої тріщини доволі складно.

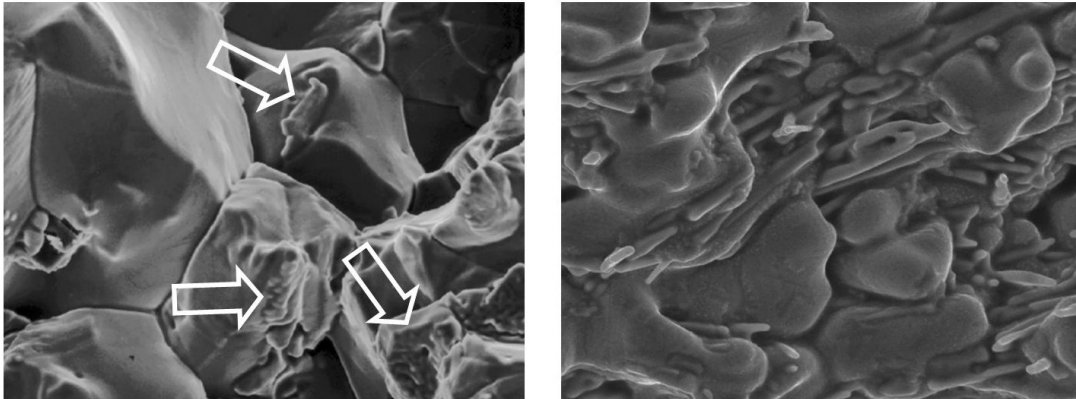


Рис. 4. Електронні фрактограми кристалізаційних тріщин: а) в навколошовній зоні зварного з'єднання нержавіючої сталі типу 18-9 [25], стрілками показані оплавлені ділянки; б) в зварному шві сплаву системи Ni-Cr-Fe-Al-Y

Пошук шкідливих для технологічної міцності компонентів в металі зварного з'єднання ускладнюється тим, що розширення номенклатури легувальних елементів з метою підвищення експлуатаційних властивостей сплавів приводить до збільшення неврахованих домішок в їх складі. Так, за даними [26], в складі жароміцних сплавів нікелю може міститись до 13 основних та 12 домішкових елементів, таких як марганець, кремній, сірка, фосфор та ін. В поєднанні з основними легувальними елементами з обмеженою розчинністю – титаном, алюмінієм, бором, цирконієм, РЗМ – наявність в сплавах підвищеної кількості домішок створює передумови внутрикристалітної та міжкристалітної ліквідації в залізному або нікелевому розплаві, що разом із високою ймовірністю утворення легкоплавких евтектик зумовлює розширення інтервалу кристалізації [27]. Крім цього, на думку авторів [6, 9, 28, 29] тривале існування системи залишкових об'ємів розплаву, особливо в потрібних стиках між кристалітами, сприяє ефекту адсорбційного зниження міцності. В основі цього явища лежить зниження вільної поверхневої енергії, тобто роботи утворення нових поверхонь міжкристалітної тріщини за умови змочування границь твердої фази розплавом [30]. Кінетична умова проявлення ефекту адсорбційного окрихчення полягає в тому, щоб температура твердої та рідкої фази та швидкість деформації твердого металу лежали в таких інтервалах, коли швидкість росту мікронадриву в твердому металі дорівнює швидкості поверхневої дифузії розплаву [31].

Більшість дослідників проблеми кристалізаційних тріщин при зварюванні вважають, що найбільш негативно на високотемпературну пластичність впливає утворення в металі, що твердіє комплексних сульфідів [32], фосфідів [33], силіцидів [34], ніобідів [35] та боридів [36]. Разом із цим існують результати дослідів, які свідчать про різке зменшення високотемпературної пластичності високочистих сплавів спричинене наявністю в їх складі непередбачених домішок «гомеопатичної» концентрації. Так в роботі [37] критичною для гарячеламкості бінарного сплаву Al-5%Mg виявилась концентрація соди вище від всього лише 0,01 ppm. Джерелом соди виявилась гетерогенна реакція між рідким Al-Mg-розплавом та домішками Na₂O в складі матеріалу тиглу, що відбувалась на етапі виготовлення сплаву.

Факт утворення кристалізаційних тріщин як крихких руйнувань, що зароджуються та розвиваються виключно по міжкристалітних (міжзеренних) границях без ознак видимої пластичної деформації розглядається деякими дослідниками як передумова для впровадження «недеформаційних» теорій технологічної міцності [38, 39]. Як правило йдеться про трансформацію класичних положень механіки твердого тіла про еквікогезивну температуру при високотемпературній повзучості до умов зварювання (рис. 5). Між тим вираз теоретичного інтервалу крихкості через показники міцності, а не пластичності не усуває необхідності оцінки рівня зварювальних напружень для визначення умови неруйнівності металу зварного з'єднання (рис. 5 б).

Сучасні погляди характеризують зварювальні напруження як накопичення енергії в мікро- та макрооб'ємах, внаслідок висококонцентрованого нерівномірного за простором та часом нагріву, яке визначається хімічним та фазовим складом, силою міжатомного зв'язку та теплофізичними властивостями зварюваного матеріалу [27]. При цьому, автори роботи [40] зародження гарячих тріщин пов'язують з мікронапруженнями, тобто такими база взаємного зрівноваження яких згідно усталених поглядів не перебільшує 10⁻⁷...10⁻⁸ см. В свою чергу розвиток гарячих тріщин відбувається під дією поля макронапружень [40], тобто таких, що зрівноважуються в об'ємі від одного мікрону та більше.

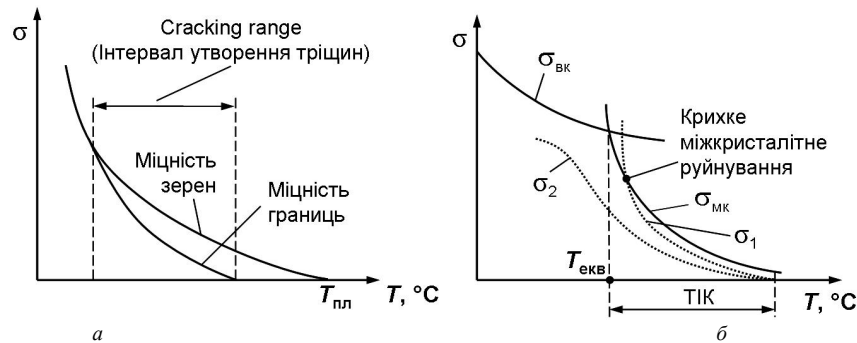


Рис. 5. Характер зміни міцності сплавів та напружень в процесі кристалізації за Тамурою (а) та Шоршоровим (б) [38, 39]:
 $\sigma_{вк}$, $\sigma_{мк}$ – внутрішньокристалічна та міжкристалічна міцність, σ_1 , σ_2 – варіанти розвитку зварювальних напружень,
 $T_{пл}$, $T_{екв}$ – температури плавлення та еквигоезивна

До вищесказаного слід додати, що досі не вдається в ході прямого експерименту спостерігати зародження та розвитку гарячих тріщин. Більше того, існують чисельні досліді, що наголошують на можливості «заліковування» зародків гарячих тріщин за певних сприятливих умов [41, 42]. Все це, разом із недосконалістю існуючих методів розрахунку напружено-деформованого стану зварного з'єднання не дозволяє безумовно прийняти будь-яку з розглянутих нами гіпотез утворення гарячих тріщин в метали, що кристалізується.

Висновки

1. Утворення кристалізаційних тріщин під час зварювання відбувається в навколосолідусному інтервалі температур, в якому метал зварного з'єднання має недостатню спроможність чинити опір зварювальним напруженням та деформаціям.
2. На даний момент не існує єдиної теорії технологічної міцності, що для умов зварювання запропонувала б такі універсальні критерії неруйнівності матеріалу під впливом термодформаційного циклу зварювання, які вдалося безумовно встановити експериментальним або розрахунковим методами.
3. Жодна з існуючих сьогодні методик механічних випробувань з імітацією дії на матеріал термічного циклу зварювання не дозволяє повною мірою відтворити всі особливості реальних теплових та термомеханічних процесів зварювання.
4. Для розвитку теорії технологічної міцності в умовах зварювання необхідне створення нової об'єднаної фізичної моделі поведінки металу зварного шва в твердо-рідкому стані шляхом інтеграції модельних уявлень механіки та фізики твердого тіла, механіки руйнування, фізичного металознавства та фізичної хімії.

Список літератури

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. – February (s). – p. 5-16.
2. 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.
3. Прохоров Н. Н. Проблема прочности металлов при сварке в процессе кристаллизации // Свароч. пр-во. – 1956. – № 6. – С. 5-11.
4. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке // Там же. – 1962. – № 4. – С. 1-5.
5. Apblett W. R., Pellini W. S. Factors which influence weld hot cracking // Welding J. – 1954. – 33, №2. – p. 83-90.
6. Новиков, И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. – М.: Наука, 1966. – 299 с.
7. Senda T., Matsuda F., Takano G., Watanabe K., Kobayashi T., Matsuda T. Fundamental investigations on solidification crack susceptibility for weld metals with transvarestraint test // Trans. Of JWS – 1971. – 2, № 2. – p. 45-66.
8. Якушин Б. Ф. Современное состояние проблемы горячих трещин в сварных соединениях // 1-й Симпозиум «Трещины в сварных соединениях сталей», ЧССР, 13-17 апреля 1981 г. / Доклады МВТУ. Москва. – М.: МВТУ им. Баумана, 1981. – С. 22-36.
9. Лосева Г. И., Булатов Ю. В. Влияние легирования молибденом никельхромового сплава на его стойкость против образования горячих трещин // Свароч. пр-во. – 1973. – № 3. – С. 51-53.
10. Якушин Б. Ф., Прохоров Н. Н., Новиков Н. Н. Машина для определения склонности металлов к горячим трещинам при сварке // Автомат. сварка. – 1970. – № 10. – С. 47-49.
11. ГОСТ 26389-84 Соединения сварные. Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке плавлением. – М.: ГК СССР по стандартам, 1984. – 19 с.
12. Якушин Б. Ф. О достоверности критериев и способов оценки технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке // Свароч. пр-во. – 1971. – № 6. – С. 11-14.
13. Бочвар А. А., Рыкалин Н. Н., Прохоров Н. Н., Новиков, И. И. Мовчан Б. А. К вопросу о «горячих» (кристаллизационных) трещинах // Там же. – 1960. – № 10. – С. 3-4.
14. Прохоров Н. Н., Бочай М. П. Механические свойства алюминиевых сплавов в интервале температур кристаллизации при сварке // Там же. – 1958. – № 2. – С. 1-6.
15. Lancaster, J. F. Metallurgy of welding. – London: Chapman & Hall, 1993. – 389 p.
16. Woo I., Horinouchi T., Kikuchi Y. Liquation cracking susceptibility in the HAZ of high nitrogen-containing austenitic stainless steel welds // Trans. of JWRI. – 2001. – 30, № 2. – p. 53-58.
17. Ющенко К. А., Савченко В. С., Червякова Л. В., Девид С., Витек Дж. Исследование свариваемости никелевых суперсплавов и разработка технологии ремонта лопаток газовых турбин // Автомат. сварка. – 2005. – № 6. – С. 3-6.

18. Звягинцева А. В., Ющенко К. А., Савченко В. С. Влияние структурных изменений при высокотемпературном нагреве на характеристики пластичности никелевых сплавов // Там же. – 2001. – № 4. – С. 14-18.
19. Merkblatt DVS 1004 – 2 Heißprüfverfahren mit fremdbeanspruchten Proben. – Ausgabe November 1996. – Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, 1996. – 8 s.
20. Weiss B., Grotke G. E., Stickler R. Physical metallurgy of hot ductility testing // Welding J. – 1970. 49, № 10. – p. 471-487.
21. Lee C. H., Lundin C. D. Relationship between hot ductility behavior and microstructural changes in TP347 stainless steel // Там же. – 1998. 77, № 1. – p. 29-37.
22. Шоршоров М. Х., Соколов Ю. В., Руссиянов А. В., Мацневич Э. П., Куркина Н. И. Влияние состава и структуры хромоникелевых сталей и сплавов на образование горячих трещин в околосварочной зоне // Свароч. пр-во. – 1962. – № 4. – С. 12-17.
23. Mandziej S. T. Testing for susceptibility to hot cracking on Gleeble™ physical simulator // Hot cracking phenomena in welds / Th. Böllinghaus, H. Herold (Eds.). – Berlin: Springer-Verlag, 2005. – S. 347-376.
24. Rogberg B. An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on “in situ solidified” samples // Scand. J. of Met. – 1983. – № 2. – p. 51-66.
25. Blind D., Weber G., Kussmaul K. Liquation cracking and chromium depletion in austenitic welds of light water reactors // Proc. SMiRT15 (PCS-2), The University of Tokyo, 1999, August 23-25. – p. 205-213.
26. Sims C., Stoloff N., Hagel W. Superalloys II. – New York: John Wiley & Sons, 1987. – 615 p.
27. Сорокин Л. И. Образование горячих трещин при сварке жаропрочных никелевых сплавов (обзор) // Свароч. пр-во. – 2005. – № 7. – С. 29-33.
28. Сливинский А. А. Механизм адсорбционной хрупкости разнородных сварных соединений меди со сталью // Прогресивна техніка і технологія машинобудування, приладобудування і зварювального виробництва. Том IV – Київ – 1998. – С. 253-256.
29. Рунов А. Е. Исследование склонности к образованию горячих трещин хромоникелевой аустенитной и аустенитно-ферритной сталей // Свароч. пр-во. – 1971. – № 6. – С. 24-28.
30. Лихтман В. И., Шукин Е. Д., Ребиндер П. А. Физико-химическая механика металлов. – М.: Изд-во АН СССР, 1962. – 304 с.
31. Ребиндер П. А., Шукин Е. Д. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформирования и разрушения // Успехи физич. наук. – 1972. – 108, № 1. – С. 3-42.
32. Nakagava H., Matsuda F., Senda T. Effect of sulphur on solidification cracking in weld metal of steel // Trans. of JWRI. – 1974. – № 1. – p. 39-46.
33. Li L., Messler R. W. Segregation of phosphorus and sulfur in heat-affected zone hot cracking of type 308 stainless steel // Welding J. – 2002. – 81, № 5. – p. 78-84.
34. Каховский Н. И., Савченко В. С., Фартушный В. Г., Евсюков Ю. Г. Природа образования горячих трещин в аустенитных хромоникелькремнистых сварных швах // Автомат. сварка. – 1975. – № 7. – С. 1-4.
35. DuPont J. N. Microstructural development and solidification cracking susceptibility of a stabilized stainless steel // Welding J. – 1999. – № 7. – p. 253-263.
36. Ющенко К. А., Пинчук Н. И., Наконечный А. А., Даниляк А. Г. Исследование свариваемости литых жаропрочных никелевых сплавов с 6 % алюминия // Автомат. сварка. – 1985. – № 10. – С. 18-24.
37. Horikawa K., Kuramoto S., Kanno M. Sources of a trace amount of sodium, and its effect on hot ductility of an Al-5mass%Mg alloy // Light Met. Rev. – 2000. – № 7. – p. 18-23.
38. Tamura H., Kato N., Watanabe T. Hot cracking in synthetic weld heat-affected zone on Ni-Cr-Mo type higher strength steel // Trans. Of JWS. – 1974. – 5, № 2. – p. 72-83.
39. Шоршоров М. Х. Свариваемость металлов. Сер.: МАШПРОМ Общественный университет. – М.: Профиздат, 1960. – 38с.
40. Рыкалин Н. Н., Прохоров Н. Н., Шоршоров М. Х., Мовчан Б. А. Состояние и задачи развития технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке // Свароч. пр-во. – 1971. – № 6. – С. 3-5.
41. Медовар Б. И., Чекотило Л. В., Пинчук Н. И., Лушок-Худин В. А. Межкристаллические околосварочные трещины при сварке аустенитных сталей и сплавов // Там же. – 1962. – № 4. – С. 17-20.
42. Savage W. F., Dickenson S. W. Electron microanalysis of backfilled hot cracks in Inconel 600 // Welding J. – 1972. – 51, № 11. – p. 555-561.