

УДК 621.791:669.24

Сливінський О.А., Жданов Л.А.

Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут". Україна, Київ

## РОЗРАХУНКОВІ МЕТОДИ ОЦІНКИ ОПІРНОСТІ СТАЛЕЙ УТВОРЕННЮ ГАРЯЧИХ ТРІЩИН ПРИ ЗВАРЮВАННІ (Огляд)

### Анотація

*На підставі аналізу вітчизняних і зарубіжних джерел приведені параметричні рівняння, що дозволяють провести попередню оцінку стійкості сталей різних типів проти утворення гарячих тріщин. Вказано на необхідність подальшого розвитку методів математичного і фізичного моделювання деформаційної здатності металів і сплавів в процесі зварки.*

### Inhaltsangabe

*Ausgehend von Analyse internationaler Fachquellen werden die parametrischen Gleichungen zum vorläufigen Einschätzen der Heißrissbeständigkeit von Stählen unterschiedlicher Legierungstypen. Es wird darauf hingewiesen, dass die Methoden zur mathematischen und physikalischen Simulation der Verformungsvermögen von Metallen und Legierungen beim Schweißen weiter entwickelt werden sollen.*

Сукупний характер теплових, термомеханічних та фізико-хімічних процесів при зварюванні визначає технологічну міцність металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ), тобто стійкість металу зварного з'єднання до локальних руйнувань безпосередньо в процесі виготовлення

зварної конструкції. Одним із видів подібних руйнувань є гарячі тріщини — несущільності металу шва та ЗТВ, характерні для зварювання різноманітних конструкційних матеріалів, в тому числі і сталей будь-якого типу. В [1], виходячи із сукупності факторів, що супроводжують їх утворення, під гарячими тріщинами при зварюванні пропонується розуміти міжзеренні/міжкристалітні руйнування металу шва та ЗТВ, що відбуваються безпосередньо в процесі зварювальної технологічної операції при температурах не нижче температури пластичної течії, коли в металі можуть розвиватись переважно в'язко-пластичні деформації.

Серед фізичних підходів оцінки опірності металу утворенню гарячих тріщин найбільш опрацьованим та поширеним є деформаційний підхід, що спирається на деформаційно-кінетичну теорію технологічної міцності, запропоновану Прохоровим [2, 3] та розвинену в подальших роботах Якушина, Шоршорова та ін. [4–6]. Згідно цієї фізичної моделі умова технологічної міцності, тобто опірності утворенню гарячих тріщин, формулюється як перевищення пластичності металу над накопиченою в межах так званих температурних інтервалів крихкості (ТІК) деформацією. Недоліком подібного підходу для оцінки здатності до зварювання певного металу чи

сплаву є складність визначення відносного критерію технологічної міцності – критичного темпу деформації  $\beta_{кр}$  [% / °C], що вимагає проведення руйнівних випробувань зразків досліджуваного матеріалу шляхом примусового деформування в процесі зварювання за допомогою спеціальних випробувальних машин. На даний момент існує багато різноманітних методик подібних випробувань, найбільш поширеними з яких є ЛТП1 [6], ИМЕТ-ЦНИИЧМ [7], PVR [8], Vareststraint/Transvareststraint [9, 10] та HDR [10]. Зрозуміло, що ці дослідження завжди потребують додаткових витрат матеріалу та часу.

З іншого боку, прогнозування тріщиностійкості зварного з'єднання відповідного типу з певного матеріалу вимагає обчислення абсолютного критерію технологічної міцності зварної конструкції, тобто визначення величини темпу деформації для даних, конкретно взятих, умов з метою подальшого порівняння з результатами машинних випробувань. На даний момент не існує поширеної математичної моделі для вирішення подібної задачі. Це пов'язано із складним взаємним впливом різноманітних факторів, що визначають деформаційну спроможність металу в умовах зварювання. В загальному вигляді проблема аналізу високотемпературної деформації для конкретно взятих умов зварювання характеризується наступними факторами [11]:

1. Внутрішнім полем напружень, при якому внутрішні деформації неадекватні спостережуваним чи вимірюваним.
2. Високими градієнтами температури і великими швидкостями охолодження (до 1000 °/с).
3. Зміною агрегатного стану металу в досліджуваних зонах із одночасними нелінійними змінами його механічних та фізичних властивостей.
4. Структурно-механічною локалізацією деформацій в межах зони зварювання і в'язко-пластичним характером їх протікання.

Через це і досі залишаються дуже поширеними непрямі методи оцінки опірності металів та сплавів утворенню гарячих тріщин в певних умовах зварювання за допомогою апарату математичної статистики, тобто використовуючи параметричні рівняння. При цьому самі рівняння враховують лише хімічний склад основного металу і можуть бути коректно застосованими лише в межах певних режимів зварювання і відповідних ним схем кристалізації металу шва. Вплив легуючих елементів та домішок на ймовірність виникнення гарячих тріщин при зварюванні сталей досліджується вже понад 60 років і для найважливіших хімічних елементів може бути зведений до наступного [12]:

Утворення евтектик  $\Rightarrow$  S, P, Sn, В, As, Cu та ін. здатні утворювати між собою або з

іншими елементами фази евтектичного типу з низькою температурою кристалізації. Можливі наслідки – розширення температурного інтервалу кристалізації металу шва, оплавлення границь зерен в ЗТВ.

Тип первинної кристалізації  $\Rightarrow$  Співвідношення феритоутворюючих (Cr, Mo, Al, V, Ti та ін.) та аустенітоутворюючих (C, N, Mn, Ni, Cu та ін.) елементів в шві визначає тип його первинної кристалізації.

Морфологія міжзеренної плівки  $\Rightarrow$  C, Si, Al, Ti, Ce, Y, O та ін. утворюючи включення здатні змінювати морфологію плівкових зернограничних виділень. Крім того вони можуть змінювати змочування кристалітів остаточною рідиною.

Розмір зерен  $\Rightarrow$  Ti, Ce та Y можуть виконувати роль модифікаторів, подрібнюючи литу структуру металу шва і збільшуючи тим самим його опірність до утворення гарячих тріщин.

За результатами аналізу вітчизняних та закордонних джерел можемо навести наступні параметричні рівняння для попереднього визначення опірності сталей різних типів утворенню гарячих тріщин в залежності від вмісту в основному металі легуючих елементів та домішок (%).

1. Рівняння, що використовують в якості абсолютного критерію тріщиностійкості вуглецевий еквівалент [13].

При вмісті в основному металі вуглецю в межах  $0,09 < C < 0,14\%$  використовують рівняння:

$$C_{екв} = C + 2S + P/3 + (Si - 0,4)/10 + (Mn - 0,8)/12 + Ni/12 + Cu/15 + (Cr - 0,8)/15.$$

Якщо  $0,14 < C < 0,25\%$ :

$$C_{екв} = C + 2S + P/3 + (Si - 0,4)/7 + (Mn - 0,8)/8 + Ni/8 + Cu/10 + (Cr - 0,8)/10.$$

Якщо  $0,25 < C < 0,35\%$ :

$$C_{екв} = C + 2,5S + P/2,5 + (Si - 0,4)/5 + (Mn - 0,8)/6 + Ni/6 + Cu/8 + (Cr - 0,8)/8.$$

Дані рівняння рекомендовано використовувати для оцінки тріщиностійкості низьковуглецевих конструкційних сталей. При цьому вважається, що коли  $C_{екв} > 0,45$  – сталь схильна до утворення гарячих тріщин, при  $C_{екв} < 0,15$  – сталь стійка проти гарячих тріщин.

2. Вілкінсоном, Котрелом та Хакслі запропоновано показник схильності до утворення гарячих тріщин (Hot Cracking Susceptibility – HCS) [14]:

$$HCS = \frac{C(S + P + 0,04Si + 0,01Ni) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V}.$$

Сталі з межею міцності  $\sigma_B > 700$  МПа при  $HCS < 2$  вважаються стійкими проти гарячих тріщин. Якщо  $\sigma_B < 700$  МПа, то за достатню умову тріщиностійкості сталі приймають  $HCS < 4$ .

3. Для порівняльної оцінки здатності до зварювання низьколегованих високоміцних сталей в

[15] наведено наступні параметричні рівняння для обчислення фактору схильності до утворення гарячих тріщин (Crack Susceptibility Factor – CSF):

$$CSF_1 = 36C + 12Mn + 5Si + 540S + 812P + 5Ni + 3,5Co - 20V - 13;$$

$$CSF_2 = 42C + 847S + 265P - 10Mo - 3042O + 19.$$

4. Для окремих груп низьколегованих сталей можуть бути також використані рівняння для розрахунків одиниць схильності до утворення гарячих тріщин (Unit of Crack Susceptibility – UCS). Порівняльну оцінку сталей феритного класу з вмістом вуглецю  $C > 0,08\%$  можна за даними [15] проводити за формулою:

$$UCS_1 = 223C + 197S + 100P + 48Nb - 14,3Si - 6Mn - 16Al - 1.$$

Для сталей мікролегованих Nb в [16] наведено схоже рівняння:

$$UCS_2 = 230C + 190S + 75P + 45Nb - 12,3Si - 5,4Mn - 1.$$

При цьому, якщо  $UCS_2 < 10$  – сталь стійка проти гарячих тріщин, а для випадку  $UCS_2 \geq 30$  сталь вважається схильною до їх утворення.

5. Параметричні рівняння для оцінки тріщиностійкості сталей, одержані на підставі статистичної обробки результатів машинних випробувань, пропонують в якості порівняльного критерію розрахункову критичну швидкість деформування матеріалу  $V_{кр}$  (мм/хв.). Чим більше отримане значення  $V_{кр}$ , тим вище опірність матеріалу утворенню гарячих тріщин.

В [17] для вуглецевих конструкційних сталей наведено наступне рівняння:

$$V_{кр} = 27,7 - 76C - 184S + 24(Mn)^2.$$

Для низьколегованих сталей автори [17] пропонують врахувати також вплив молібдену:

$$V_{кр} = 19 - 42C - 411S - 3,3Si + 5,6Mn + 6,7Mo.$$

При цьому зазначено, що при вмісті в низьколегованих сталях хрому та нікелю не більше ніж 2%, останні практично не впливають на ймовірність утворення гарячих кристалізаційних тріщин.

В роботі [18] параметричне рівняння одержано із врахуванням не тільки хімічного складу основного металу, але і технологічних параметрів. Для випадку зварювання низьковуглецевої сталі порошковим дротом карбонатно-фтористого типу вираз для розрахунків критичної швидкості деформування  $V_{кр}$  (мм/с) має наступний вигляд:

$$V_{кр} = 0,064 + 0,038b/h + 0,628V/p - 0,342C + 0,124Mn - 0,825S,$$

тут  $b/h$  – коефіцієнт форми шва (відношення ширини шва до глибини проплавлення),  $V$  – швидкість зварювання (мм/с),  $p$  – довжина зварювальної ванни (мм), що визначалась автором [18] як довжина окремих лусок на поверхні шва (рис. 1).

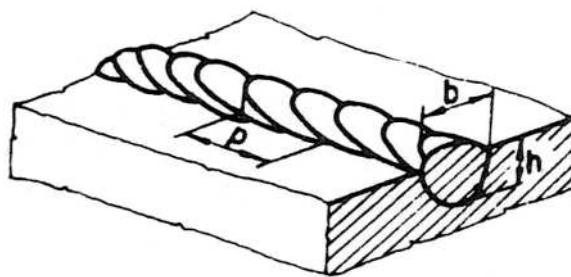


Рис. 1. Геометричні параметри зварного шва, використані в рівнянні для розрахунку критичної швидкості деформування  $V_{кр}$  [19]

Таким чином параметр  $V/p$  є величиною, оберненою часу існування зварювальної ванни. В свою чергу час існування ванни, а також ширина шва та глибина проплавлення можуть бути визначені розрахунковим шляхом, наприклад згідно методики, наведеної в [19].

6. При проведенні машинних випробувань з примусовим деформуванням досліджуваного металу в процесі зварювання, крім критичної швидкості деформування  $V_{кр}$  також використовується критерій критичного темпу розтягування –  $\beta_{кр}$  (мм/°C). Останній являє собою відношення деформації в межах ТІК, вимірюваної в абсолютних переміщеннях (мм) до протяжності ТІК (°C). В [20], з метою порівняльної оцінки зварності низьколегованих високоміцних сталей, що містять азот, наведено параметричне рівняння для розрахунку  $\beta_{кр}$ :

$$\beta_{кр} \cdot (10^4) = 65,8 - 0,053q/V - 1,041C \cdot I + 0,12C \cdot q/V,$$

де  $q/V$  – погонна енергія зварювання (кал/см),  $C$  – вміст вуглецю в основному металі (%),  $I$  – зварювальний струм (А).

7. Для оцінки тріщиностійкості високолегованих аустенітних сталей типу 18-10 японськими дослідниками Морішиге, Курібаяші та Окабаяші запропоновано використання розрахункового параметру високотемпературної (не вище 1300°C) пластичності [21]:

$$\Delta H = -700C + 17Cr - 37Ni - 117Nb + 29Mo - 188.$$

Як відомо, утворення гарячих тріщин при зварюванні відбувається під час перебування металу в температурних інтервалах провалу пластичності або ТІК. Якщо розрахована високотемпературна пластичність сталі  $\Delta H > 100$ , її гарячеламкість вважається низькою і матеріал, таким чином, має високу опірність гарячим тріщинам. Параметричне рівняння для розрахунку  $\Delta H$  одержане на підставі статистичної обробки високотемпературних випробувань на гарячеламкість і, виходячи із умов цих випробувань, може бути використане лише для прогнозування ймовірності виникнення гарячих тріщин в навколошовній зоні.

8. Різноманітні методики експериментальної оцінки тріщиностійкості матеріалів при зварюванні часто-густо використовують в якості порівняльного критерію сумарну довжину утворених гарячих тріщин ( $L$ ), іноді віднесену до загальної довжини шва або діючого під час випробувань параметру навантаження (деформації, переміщення і т.п.). Обробивши результати подібних випробувань із використанням аргоно-дугового зварювання неплавким електродом, Морішиге та ін. (див. вище) запропонували наступну формулу для розрахунку схильності високолегованих Cr-Ni-сталей до утворення гарячих тріщин [21]:

$$L = 299C + 8Ni + 142Nb - 5,5(\delta_{Fe})^2 - 105,$$

де  $\delta_{Fe}$  – вміст дельта-фериту в металі шва (%).

При  $L > 0$  сталь вважається схильною до утворення гарячих тріщин.

9. Для оцінки опірності високолегованих аустенітних сталей кристалізаційним тріщинам автори [22] пропонують порівняння відношення еквівалентних концентрацій хрому та нікеля за формулою Шеффлера:

$$\frac{Cr_{екв}}{Ni_{екв}} = \frac{Cr + 1,37Mo + 1,5Si + 2Nb + 3Ti}{Ni + 0,31Mn + 22C + 14,2N + Cu}$$

з сумарним вмістом сірки та фосфору в основному металі (рис. 2).

З зображеної на рис. 2 залежності легко бачити, що при сумарному вмісті сірки та фосфору  $P + S > 0,02...0,04\%$  стійкими проти утворення кристалізаційних тріщин можуть вважатись зварні шви, які виказують співвідношення  $Cr_{екв}/Ni_{екв} > 1,5$ . Разом із цим, при  $P + S < 0,01...0,015\%$  співвідношення феритоутворюючих та аустенітоутворюючих елементів в шві суттєво не впливає на його тріщиностійкість.

На підставі випробувань за методикою Vareststraint, проведених на зразках товщиною 3 мм, автори [23] дещо модифікували наведену вище залежність. Використовуючи в якості порівняльного критерію сумарну довжину тріщин (Total Crack Length – TCL) в досліджених зразках. Вони встановили, що область гарантовано стійких проти кристалізаційних тріщин зварних швів повинна бути дещо зсунута в бік більших значень співвідношення  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ , в порівнянні з наведеними вище (рис. 3).

Згідно методики випробувань, використаної авторами [23], гарантовано опірними утворенню кристалізаційних тріщин можуть вважатись зварні шви, випробування яких показали  $TCL < 1,5$  мм. При  $1,5 \text{ мм} < TCL < 2,5$  мм зварні шви вважаються небезпечними з точки зору виникнення цих дефектів, а при  $TCL > 2,5$  мм матеріал є гарантовано схильним до кристалізаційних тріщин при зварюванні.

Як можна бачити з вище наведеного, існують істотні розбіжності між вказаними критеріями для оцінки впливу хімічного складу сталей навіть одного класу на їх опірність гарячим тріщинам при зварюванні. При цьому одна частина рівнянь одержана на підставі аналізу

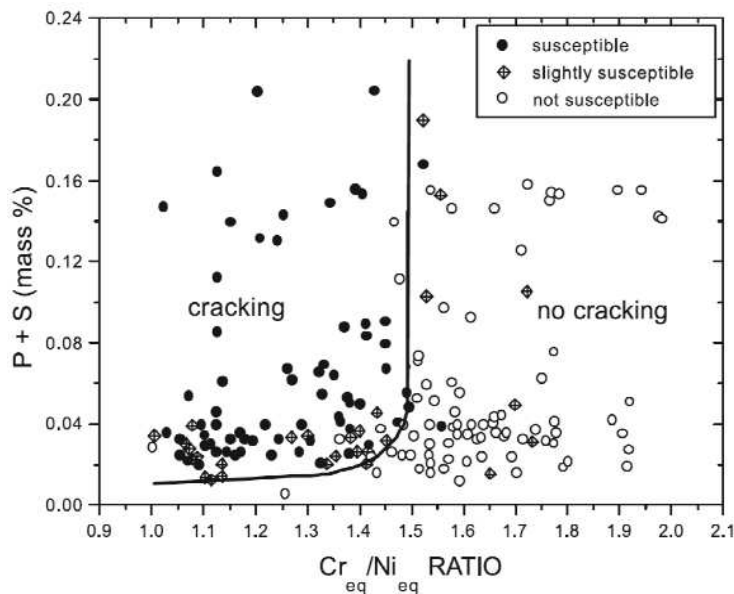


Рис. 2. Опірність аустенітних зварних швів утворенню кристалізаційних тріщин, як функція  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$  та сумарного вмісту S та P згідно [22]

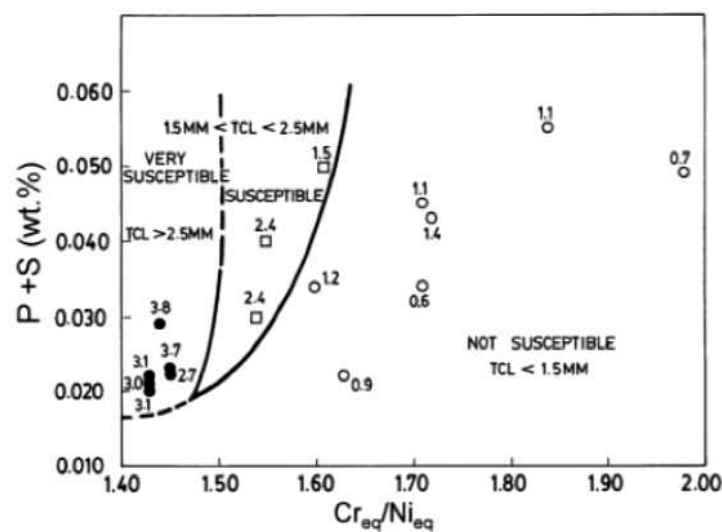


Рис. 3. Опірність аустенітних зварних швів утворенню кристалізаційних тріщин, як функція  $Cr_{екв}/Ni_{екв}$  та сумарного вмісту S та P згідно [23]

умов виникнення кристалізаційних, а інша — ліквідаційних тріщин. Зрозуміло, що механізми утворення рідких прошарків між кристалітами на завершальному етапі затвердіння металу шва та при оплавленні приграничних ділянок зерен навколошовної зони — принципово різні.

В першому випадку властивості металу, що знаходиться в двофазному твердо-рідкому стані складаються заново в процесі зварювання і основний метал виконує функцію підкладки, на яку нарощуються дендрити [2, 24]. Природно, що основний метал також впливає і на склад зварювальної ванни. При цьому параметри зварювання та теплофізичні властивості основного металу визначають також розміри та форму зварювальної ванни і, відповідно, схему кристалізації металу шва.

Для другого випадку форма і розмір кристалітів задаються заздалегідь структурою та властивостями основного металу, що в свою чергу були сформовані до процесу зварювання та змінюються в певних межах під впливом зварювального тепла. Для випадку оплавлення зерен основного металу, істотну роль відіграють ступінь гомогенності основного металу, а також спосіб та кінетика розкислення сталі [16].

Практично всі наведені параметричні рівняння одержані для умов виконання стикових швів на пластинах невеликої товщини (3...6 мм). При цьому не враховуються супутні фактори, що впливають на тріщиностійкість оброблюваного металу при багатопрхідному зварюванні. Більше того, досі не існує жодного рівняння для попередньої оцінки опірності металу т. зв. тріщинам внаслідок втрати деформаційної спроможності матеріалу — ductility-dip cracks (DDC), які у вітчизняній літературі частіше називають тріщинами полігонізаційного типу [25].

Таким чином, подальше дослідження проблеми деформаційної спроможності металів та сплавів в умовах зварювання плавленням повинно бути спрямованим на уточнення природи та механізмів утворення тріщин перш за все в підсолідусних ТІК. Існує потреба розвитку модельних уявлень про кінетику таких процесів, як міграція границь зерен, полігонізація та формування тонкої структури, ріст мікрозародкових порожнин руйнування в ході міжзеренного ковзання тощо. Для успішного вирішення цієї задачі необхідне створення універсальної математичної моделі технологічної міцності, із врахуванням всього різноманіття значущих факторів, що визначаються характером теплових, термомеханічних та фізико-хімічних процесів при зварюванні.

## Література

1. Сливінський О. А., Красноручий С. Ю. Аналіз сучасних теорій утворення гарячих тріщин при зварюванні // Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали міжнародної міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників. — Київ: НТУУ "КПІ", 2008. — С. 58—59.
2. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при сварке / Н. Н. Прохоров // Сварочное производство, 1962. — 304, № 4. — С. 1—5.
3. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации. — М.: Металлургия, 1979. — 248 с.
4. О достоверности критериев и способов оценки технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке / Б. Ф. Якушин // Сварочное производство, 1971. — 440, № 6. — С. 11—14.
5. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов / М.Х. Шоршоров, А.А. Ерохин, Т.А. Чернышова и др. — М.: Машиностроение, 1973. — 224 с.
6. Якушин Б.Ф. Современное состояние проблемы горячих трещин в сварных соединениях // Сб. докл. I симпозиума СЭВ "Трещины в сварных соединениях сталей" (Высокие Татры, ЧССР, 13—17 апр. 1981 г.): Доклады МВТУ. Москва. — Братислава: 1981. — С. 22—36.
7. Сварка в машиностроении: Справ. в 4 т. / Под ред. В. А. Винокурова. — М.: Машиностроение, 1979. — Т. 3. — С. 402—411.
8. Beitrag zur quantitativen Beurteilung der Heißrißanfälligkeit von hochlegierten Schweißzusatzwerkstoffen aus den Ergebnissen der Heißrißprüfung mit dem PVR-test / P. Klug // Schweißtechnik (Wien). — 1981. — 35, №3. — С. 33—39.
9. The V restraint Test / W.F. Savage, G.D. Lundin // Welding Journal. — 1965. — 44, №10. — С. 433—442.
10. Merkblatt DVS 1004 — 1 Heißrißprüfverfahren. Grundlagen. — Ausgabe November 1996. — Düsseldorf: Deutscher Verlag für Schweißtechnik DVS-Verlag GmbH, 1996. — 4 с.
11. Якушин Б.Ф., Желев А.Н., Махненко В.И. Состояние и перспективы применения математических методов для повышения сопротивления сварных соединений образованию горячих трещин // Сб. докл. II симпозиума СЭВ "Применение математических методов при изучении свариваемости" (Созополь, НРБ, 3—5 окт. 1983 г.). — София: ВМЭИ им. В.И. Ленина, 1983. — С. 42—69.
12. Erfahrungen zum Heißrißverhalten von unlegierten Stählen des Apparatebaus / F. Hanus, H.-W. Häring, A. Heuser, K.-H. Klappert // DVS-Berichte. — 1993. — 151. — С. 60—68.
13. К оценке стали по стойкости против образования кристаллизационных трещин в



металле шва / С. А. Островская // Автомат. сварка. — 1964. — 130, №1. — С. 7–12.

14. *Wilkinson F. J., Cottrell C. L. M., Huxley H. V.* // *British Welding Journal*. — 1958. — 12. — С. 557–562.

15. *Bailey N.* *Weldability of Ferritic Steels*. — Cambridge: Woodhead Publishing, 1994. — 286 с.

16. *Бернасовски П.* Чехословацкие конструкционные стали с точки зрения образования горячих трещин // Сб. докл. I симпозиума СЭВ "Трещины в сварных соединениях сталей" (Высокие Татры, ЧССР, 13–17 апр. 1981 г.). — Братислава: 1981. — С. А17–А26.

17. *Влияние* температурного интервала кристаллизации на склонность сталей к образованию кристаллизационных трещин при сварке / Ю. А. Стеренбоген, П. Ф. Петров // Автомат. сварка. — 1979. — 316, № 7. — С. 10–13.

18. *Комочин М.* Влияние химического состава сталей и технологических параметров на сопротивляемость кристаллизационным трещинам металла шва // Сб. докл. I симпозиума СЭВ "Трещины в сварных соединениях сталей" (Высокие Татры, ЧССР, 13–17 апр. 1981 г.). — Братислава: 1981. — С. А1–А10.

19. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1954. — 296 с.

20. *Калев Л.* Технология на машиностроительные материалы. — София: Техника, 1974. — 512 с.

21. *Morishige N., Kuribayashi M., Okabayashi H.* Effects of Chemical Compositions of Base Metal on Susceptibility to Hot Cracking in Austenitic Stainless Steel Welds // *IIW Doc. IX-1114-1979*.

22. *Correlation* Between Solidification Cracking and Microstructure in Austenitic-Ferritic Stainless Steel Welds / V. Kujanpaa, N. Suutala, T. Takalo, T. Moisio // *Welding Research International*. — 1979. — 9. — С. 55–76.

23. *Lundin C. D., Lee C. H., Qiao C. Y.* P. Group Sponsored Study — Weldability and Hot Ductility Behaviour of Nuclear Grade Austenitic Stainless Steels. Final report, University of Tennessee, Knoxville, TN. — 1988.

24. *Проблема* прочности металлов при сварке в процессе кристаллизации / Н.Н. Прохоров // Сварочное производство. — 1956. — №6. — С. 5–11.

25. *Гривняк И.* Свариваемость сталей — программа 2-го поколения // Сб. докл. I симпозиума СЭВ "Трещины в сварных соединениях сталей" (Высокие Татры, ЧССР, 13–17 апр. 1981 г.). — Братислава: 1981. — С. 38–53.