その場観察を利用した溶接凝固割れ感受性の高精度評価

High Accurate Evaluation of Weld Solidification Cracking Susceptibility by In-situ Observation Technique

門 井 浩 太*
Kota KADOI

Key Words: Solidification, Hot Cracking, Solidification Cracking Susceptibility, In-situ Observation

1. 緒 言

溶接中は、アークなどの溶接熱により、材料の熔融、蒸発、凝固、偏析、析出、固溶など短時間で様々な状態が変化する。溶接では加熱冷却が極めて早く、最高到達温度の保持時間が短い過度現象となる。また、最高到達温度や冷却速度が場所によって著しく異なる、溶接金属組織は、熱流の方向に沿った柱状晶を呈するなど、溶接特有の冶金現象、組織形成過程を経る。

溶接部に発生する割れは、発生時期(温度)によって分類される(Fig.1)。それぞれの割れ発生温度域で生ずる現象が要因となって割れが発生する。高温で生じる高温割れ、200℃程度以下で生じる低温割れ、応力除去焼鈍過程など後熱処理中に生じる再熱割れ、実機使用中に生じる再熱割れや応力腐食割れなどに分類される。高温割れには、溶接金属部での凝固割れ、熱影響部(HAZ)および再熱された溶接金属部(多層盛溶接部)での液化割れ、溶接金属部、HAZ部、

多層盛溶接部での延性低下割れがある。凝固割れおよび液化割れは液相が関与する割れであるため、固相線温度以上で生じる。一方、延性低下割れは、固相線温度以下で粒界移動が最も活発化する温度域付近にて粒界脆化に起因して生じる。Fig.1 からわかる様に、それぞれの温度領域で生じる諸現象が異なり、これが割れ発生に密接に関わる。そのため、割れ発生防止には、諸現象の影響因子を理解・制御することが必要となる。

溶接時の高温割れ感受性の定量的な指標として Fig.2 に示す高延性曲線がしばしば用いられる。一般的に金属材料は、液相線温度 T_L と固相線温度 T_S の間で延性が極めて低くなる温度領域と、さらなる温度低下とともに再び延性が低下する温度領域が存在する。前者は凝固脆性温度領域(BTR: Brittle Temperature Rang)と呼ばれ凝固割れの発生に該当し、後者は延性低下温度領域(DTR: Ductility-dip Temperature Range)と呼ばれ延性低下割れに該当する。

Fig.1 Schematic of relationship between temperature and time on weld cracks.

Fig.2 Schematic of hot ductility curve.

* 大阪大学 接合科学研究所 (〒 567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘 11-1)
Joining and welding research Institute, Osaka University (11-1 Mihogaoka, Ibaraki, Osaka, 567-0047 Japan)

本稿で対象とする凝固割れは、凝固の最終過程において溶質元素の濃化によって固相線温度（凝固完了温度）が低下することで、液相が膜状に残留し、ここに凝固収縮や拘束力に起因した熱ひずみが負荷されることで発生すると考えられている。そのため、凝固割れの発生は、化学組成に依存した凝固形態、SやPの偏析などの材料的因子と、溶接条件などに依存したひずみ負荷の量や速度などの力学的因子に影響を受けることとなる¹⁾⁶⁾。したがって、凝固割れ発生を予測、防止するには、これらの因子が凝固現象や高温延性曲線に対する影響を詳細かつ定量的に理解する必要がある。

著者らはこれまでに、近年適用拡大が進められているレーザ溶接を対象とし、高速溶接時の凝固現象の解明や凝固割れ感受性の高精度評価のため、高速度ビデオカメラを用いたその場観察による高精度な観察・測定評価の確立や割れ感受性評価を行ってきた。本稿では、凝固割れ発生限界ひずみを主として測定するための拘束緩和型U型高温割れ試験と、BTRを計測するためのトランスバレストレイン試験に対しその場観察を用いた凝固割れ感受性評価に関する成果⁶⁾⁸⁾について紹介する。

2. その場観察を用いた拘束緩和型U型高温割れ試験による凝固割れ感受性評価と凝固現象観察⁶⁾

2.1 実験方法

拘束緩和型U型高温割れ試験は、Fig.3に示す治具の2本の梁を外部荷重によりたわませた状態で試験片を設置した後、外部荷重を除荷し、試験片に引張荷重を負荷させる。この状態でレーザ溶接を行うことにより、凝固割れを強制的に発生させる。ズームレンズを取り付けた高速度ビデオカメラを試験片表面に対して、垂直方向に設置し、溶接中の凝固など諸現象のその場観察や凝固割れ発生時のひずみ計測を行った。

精緻な高温延性曲線を導出するためには、凝固割れ発生時のひずみや温度を精度高く計測する必要がある。ひずみはその場観察によって得られた動画を用い、Fig.4に示す様に、撮影画像中に観察される割れを挟む様にして、2つの評点（凝固組織や表面凹凸など）を選択した。割れ発生時の評点間距離 L_1 とし、凝固直後の評点間距離 L_0 からの増加分を初期評点間距離 L_0 で除すことで凝固割れ発生時のひずみ $(\varepsilon = (L_1 - L_0) / L_0)$ を導出した。なお、初期評点間距離 L_0 が0.5 mmとなる様に評点を選択した。一方、温度は熱電対に比べて応答速度が極めて高い浸漬型光ファイバ放射温度計を用いた。これは、レーザ溶接等の高速溶接の条件下では、従来のアーク溶接に比べ冷却速度が極めて速くなるためである。温度は、溶接中に溶融池後端部に光ファイバ温度計を直接投入し、計測した。

供試材料には、完全オーステナイト系ステンレス鋼SUS310Sを用いた。レーザ溶接には、熱源には定格出力3

Fig.3 Schematic Illustration of U-type hot cracking test.

Fig.4 Strain measurement method by U-type hot cracking test using in-situ observation.

kWのファイバーレーザ（スポット径：0.4 mm（ジャストフォーカス））を用いた。溶接速度の影響を検討するため、溶接速度を0.4～1.6 m/minと変化させ、貫通溶接となる様にレーザ出力を調整した。

2.2 高温延性曲線

各溶接速度においてひずみならびに温度履歴をそれぞれ計測し、得られた高延性曲線をFig.5に示す。いずれの溶接速度においても凝固割れ発生時のひずみと温度を得ることができた。0.8 m/minにおける割れ発生ひずみの値は、他の溶接速度に比べ高温側で得られている。また、0.8および1.6 m/minのひずみ値は、近い値を示し、ほぼ同一直線上に分布している。これに対し、0.4 m/minで得られたひずみ値は、他の溶接速度に比して大きな値を示していることがわかる。したがって、0.8 m/min以上の溶接速度では、凝固割れ発生ひずみ値は、小さく、溶接速度の増大は、凝固割れ感受性を増大させると考えられる。

2.3 液相の残留形態の高倍率その場観察

Fig.6に、溶接速度1.6 m/minでの画像を時系列で示す。t = 0 sの時点では、ビード中央部に、800 μm以上の幅で溶

Fig.5 Hot ductility curves⁶⁾.

融池が伸びている。 $t = 0.08 \text{ s}$ では、溶接ビード中央部に残された融液内に、固相が晶出し始め、液相は固相部よりも突出している様子が観察される。 $t = 0.1 \text{ s}$ では、液相は概ね消失し、溶接線の中央やこれに垂直に成長した柱状晶境界で残留している。 $t = 0.12 \text{ s}$ では、ほぼ全体が凝固を完了しているように見えるが、柱状晶会合部（溶接線中央方向）に沿って液相が点在して残留している様子が確認できる。以上のように、柱状晶会合部における凝固の進行の様子と液相の残留の仕方を直接観察することができ、高速溶接の条件下では、柱状晶は会合部において架橋されやすく、架橋後も液相は存在し続けることがわかる。

Fig.7 に、溶接速度 1.6 m/min における高倍率観察画像と溶接ビード表面組織を示す。観察画像の点線内は残留融液が多く確認できる範囲であり、表面組織においてデンドライト 2 次枝の成長が顕著な範囲である。そのため、1 次枝が成長し、溶接線中央付近で会合した後でも柱状晶先端近傍および隣接する柱状晶境界に液相が残留し続け、その後 2 次枝が成長する示唆できる。また、溶接速度が高いほど、液相は広い範囲に渡って残留する傾向が確認された。

溶接線中央部において柱状晶が会合、連結し、固相が架橋されると、これより高温側では、凝固収縮に伴う熱ひずみ等の外部負荷が生じても、液相のヒーリング効果により凝固割れは発生しない。これに対し、架橋された箇所より低温側では、柱状晶先端近傍での液相の残留が生じるため、その存在形態は、凝固組織形態に依存することとなる。

溶接速度が高いとデンドライトが微細で、溶接線垂直方向に成長する傾向となり、柱状晶会合部は凹凸の少ない平滑な界面を呈していた。一方、溶接速度が遅くなると、デンドライトは粗大になり、溶接線方向に対して傾いて成長するため、凹凸が多い粗い会合部界面を形成していた。そのため、溶接速度が高いほど液相は凝固末期まで膜状に長く残留しやすい傾向であったと考えられる。

したがって、溶接速度の増大とともに凝固組織が変化することによって、柱状晶会合部での残留形態がフィルム状に遷移するため、凝固割れが発生するひずみ値が低下すると考えられる。

Fig.6 Solidification sequence obtained by high magnified in-situ observation⁶⁾. Fig.7 Comparison of image by in-situ observation with microstructure⁶⁾.

3. トランスバレストレイン試験によるレーザ溶接時の凝固割れ感受性評価^{7),8)}

3.1 実験方法

トランスバレストレイン試験では、Fig.8 に示すように溶接中に曲げひずみを負荷することで凝固割れを含む高温割れを発生させる。従来より熱源には TIG 溶接が用いられ、割れの数や長さ、BTR の導出により評価されてきた^{2),3)}。本試験にレーザ溶接を適用するには、溶融池がキーホール型となる、TIG 溶接と比して冷却速度が速い。また、溶接速度の増大により、溶融池形状が涙滴型になることなどを考慮しなければならない。そのため、温度計測法、さらには割れ長さからの BTR への換算など、レーザ溶接に適した評価方法の導出が求められる。

本試験では、溶融池後端部が試験片中央に到達したのと同時に、レーザ照射の停止、ヨークの落下を行う必要がある。レーザ溶接時の冷却速度は極めて速く、凝固完了まで

Fig.8 Schematic Illustration of laser Trans-Varestraint test.

に割れの発生・進展を完了するためには、レーザ照射の停止と同時に高速な曲げ荷重が求められる。そこで、レーザ発振機とバレストレイン試験機とを同期し、ヨークの落下速度は約 350 mm/s とした。曲率半径の異なる複数のベンディングブロックを用いることで、負荷ひずみを 0.8 ~ 4.3 % と変化させた。

BTR の導出には、トランスバレストレイン試験で発生した凝固割れの長さを温度に変換する必要がある。一般的に溶接凝固過程の温度計測は、熱電対を溶融池への直接投入することで実施されてきた。しかし、高速なレーザ溶接では、冷却速度の大幅な増大や溶融池形状の涙滴状への変化に伴う温度分布形態の変化が生じる。そのため、熱電対による測定では、応答速度が遅い、溶接線方向の温度履歴のみの計測となるなどが問題となり、精緻に BTR を求めることが困難となる。そこで、マルチセンサカメラ（3つのセンサを内蔵。2つのセンサで温度計測、1つのセンサで溶接現象を撮影）を用いた二色放射温度計測法⁹⁾による2次元温度分布を適用し、溶融池後端部近傍の温度分布を計測することで、BTR の測定を試みた。

試験片には、前項と同様にオーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S を、レーザ熱源にはファイバーレーザ（スポット径：0.4 mm）を用いた。溶接速度を 0.2 から 2.0 m/min と変化させ、板厚方向に約半分の溶け込みとなる様に、レーザ出力を調整した。

3.2 凝固割れ発生形態と割れ長さ

Fig.9 に溶接速度 0.2 および 1.5 m/min、負荷ひずみ 4.3 % におけるレーザ・トランスバレストレイン試験後の凝固割れ発生分布を示す。溶融池形状は、凝固収縮の影響を避けるため、ひずみ負荷時の高速度ビデオカメラ像から溶融池形状を求めた。0.2 m/min では、長い割れは溶融池後端中央から集中し、溶接線方向に発生しているのに対し、1.5 m/min では溶融池側面から溶接線垂直方向での発生が確認できる。前者は TIG 溶接での試験で得られる特徴と一致する。一方 1.0、2.0 m/min では後者とそれぞれ同様の傾向を示した。これは、0.2 m/min のレーザ溶接や TIG 溶接では、柱状晶は試験片表面とほぼ平行かつ溶融境界線垂直方向に

(a) 0.2 m/min

(b) 1.5 m/min

Fig.9 Distributions of solidification crack (hot crack).

成長することから、バレストレイン試験時のひずみ負荷方向に対して垂直となる溶融池後端中央部において割れが発生しやすかったと考えられる。これに対し、1.0 m/min 以上の高速なレーザ溶接では、柱状晶が溶融池後端中央部近傍では板厚方向表面に、溶融池の横側では溶融境界線と垂直方向へ成長することから、溶融池後端部ではヒーリング効果によって凝固割れは発生し難く、柱状晶が溶融境界線と直行する溶融池横側で発生しやすくなったためと考えられる。

最大凝固割れ長さを Fig.10 に示す。負荷ひずみ約 2 % 以上で一定値を示し、溶接速度 0.2 m/min が最も大きく、1.0 m/min 以上ではおおよそ同一の値を示す。

3.3 マルチセンサカメラを用いた2次元温度分布計測と凝固割れ発生温度範囲の導出

Fig.11 に溶接速度 2.0 m/min におけるマルチセンサカメラで撮影したその場観察像、2次元温度分布像の1コマと図中線 1、2 の温度勾配を示す。明瞭なその場観察や温度分布計測ができていることがわかる。溶接線方向（図中 line 1）、溶接線法線方向（図中 line 2）など、一つの画像内で異なる箇所、角度において温度勾配が計測できている。

マルチセンサカメラによる2次元温度分布計測時では、試験片にひずみを負荷していないため、トランスバレストレイン試験後と2次元温度分布像の溶融池形状は異なる。そのため発生した割れの長さを温度に変換するための補正が必要となる。そこで、温度勾配と割れ長さそれぞれを溶融境界から法線方向の値に補正した後、同一の角度の温度勾配を用いて割れ長さを温度範囲に変換することで、凝固割れの発生位置や方向にかかわらず、発生した全ての割れ

Fig.10 Maximum length of solidification crack⁷⁾.

の温度範囲を求めた⁸⁾。

Fig.9 (b) に示した溶接速度 1.5 m/min (負荷ひずみ 4.3 %) での凝固割れ長さと温度範囲を Fig.12 に示す。いずれの凝固割れにおいても温度範囲を導出できている。この条件における BTR は、最大の割れ発生温度範囲である 103 °C である。他の溶接速度においても同様にバレストレイン試験で発生した凝固割れの温度範囲を導出できた。いずれの溶接速度においても、BTR は約 100 °C をであった。Chun らはレーザ溶接速度 0.6 から 2.4 m/min の変化により、SUS310S の BTR は 133.0 から 123.6 °C に低下する。これは、溶接速度の増大に伴い、凝固偏析が緩和による固相線温度の上昇と、過冷却による液相線温度の低下によるものと報告している⁵⁾。この結果は、本研究での傾向とは異なるものの、溶接速度変化に対して、BTR の差は 10 °C と小さく、熱電対によって得られた温度履歴を用い、溶接線横方向に発生した凝固割れ方向に補正することで求められていることから測定値のばらつきの範囲内である可能性も考えられる。以上の結果より、レーザ溶接時の BTR に対する溶接速度の影響は小さいと考えられる。

本手法を用いることで、溶接速度に起因した熔融池形状、凝固割れの発生方向にかかわらず、割れ方向等の補正を行わずに割れ発生温度範囲を直接測定できる。加えて、少数回の実験で多数の割れ発生温度の測定が可能となる。

そこで、得られた割れ発生温度範囲と、それぞれの割れに負荷されたひずみを用いた高温延性曲線の導出を検討した。一例として溶接速度 1.5 m/min、負荷ひずみ 4.3 % での結果を Fig.13 に示す。全てのプロットを高温度範囲側で包含するように線を引くことでそれぞれの負荷ひずみ値で割れが発生し得る温度範囲を網羅する、すなわち高温延性曲線が導ける。高ひずみ側の割れ温度範囲はほぼ一定となることから、ある一定の値以上の負荷ひずみが負荷されれば、割れ発生温度範囲は一定値、すなわち BTR が導出される。なお、負荷ひずみは、ひずみゲージを用いて常温で測定した値を凝固割れが発生した方向に補正して求めた⁸⁾ため、

Fig.11 In-situ observation image, 2D temperature distribution image and temperature gradient at welding speed of 2.0 m/min.

(a) Solidification crack length

(b) Temperature range

Fig.12 Distributions of solidification crack and temperature range at welding speed of 1.5 m/min.

割れ発生に実際に負荷ひずみ値を示すものではない。そのため、溶接方向に対して垂直に近い角度で発生した割れであるほど、負荷ひずみ値が低くなりやすくなる。今後の検討課題となるが、トランスバレストレイン試験中での直接測定などによって凝固割れ発生時の負荷ひずみを精度高く

Fig.13 Relationship between temperature range of solidification crack and augmented strain (1.5 m/min).

測定することができれば、数回の試験によってより高精度な高温延性曲線の導出が可能となることが示唆される。

4. まとめ

凝固などの冶金現象は、割れなどの欠陥発生や組織形成、溶接継手の機械的特性に対して極めて大きな影響を及ぼす。高速度ビデオカメラを用いたその場観察法の適用や計測方法の高度化により、従来に比して高精度かつ詳細に、溶接高温割れ感受性や、凝固などの冶金現象を評価することができるようになってきた。これらの技術を用いることで従来にない高精度かつ普遍的な物性値の計測や、未だ解明されていない現象を明らかにしていくことは極めて重要である。これらの手法を更に発展させ、知見や理論の拡充を図ることは、生産性の向上やマルチマテリアル化など、今後ますます要求が高くなる溶接技術や機械製品の高度化には必要不可欠である。

謝 辞

本稿で紹介した成果は、著者の前所属機関である広島大学大学院工学研究院 材料接合工学研究室に在籍時に行ったものである。これらの研究を遂行するにあたりご指導いただいた篠崎賢二教授、山本元道准教授、ならびに種々の実験を共に実施してくれた卒業生に謝意を表する。

引用文献

- 1) S. Kou. "Welding Metallurgy 2nd edition", John Wiley & Sons Inc., (2003).
- 2) J. C. Lippold and D. J. Kotecki: "Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels", John Wiley & Sons Inc., (2005).
- 3) Y. Arata, F. Matsuda, K. Nakata and I. Sasaki: Transactions of JWRI, **5** (1976) 153- 167.
- 4) S. Katayama, T. Fujimoto and A. Matsunawa: Transaction of JWRI, **14** (1985) 123- 138.
- 5) E. J. Chun, H. Baba, K. Nishimoto and K. Saida: Metals Materials International, **21** (2015) 534- 553.
- 6) K. Kadoi, A. Fujinaga, M. Yamamoto and K. Shinozaki: Welding in the World, **57** (2013) 383- 390.
- 7) D. Wang, S. Sakoda, K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto: Quarterly J. Japan Welding Society, **33** (2015) 39s-43s.
- 8) D. Wang, K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto: ISIJ-International, **56** (2016) 2022-2028.
- 9) S. Yamashita, M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, K. Mitsui and H. Usui: Quarterly Journal of the Japan Welding Society, **33** (2015) 93- 97.

代表者メールアドレス

門井浩太 kadoi@jwri.osaka-u.ac.jp