突合せ溶接時の溶接高温割れ防止技術に関する検討*

前田 新太郎**, 柴原 正和***, 生島 一樹***, 三輪 剛士****, 山崎 圭****,
西原 健作*****, 武田 裕之*****, 麻 寧緒*****

Study on Prevention Method of Hot Cracking Under Butt Welding*

by MAEDA Shintaro**, SHIBAHARA Masakazu***, IKUSHIMA Kazuki***, MIWA Tsuyoshi****, YAMAZAKI Kei****,
NISHIHARA Kensaku*****, TAKEDA Hiroyuki***** and MA Ninshu*****

For the automation of butt welding, it has been considered to introduce tack welds instead of out-of-plane restraint jigs to perform welding with large heat input. However, the occurrence of hot cracking has been a significant issue in large heat input welding. In the previous report, the authors have developed a prediction method of hot cracking that can investigate the influence of not only the high temperature strain generated in the weld metal but also the phenomena related to solidification such as solidification shrinkage, latent heat of solidification and crystals growth direction. In this study, the conditions for prevention of hot cracking were investigated by numerical analysis and experiments through controlling the temperature gradient at solidification temperature using a trailing torch in tandem welding. As a result, it was confirmed that the large strain existing position predicted using proposed hot cracking analysis has a good agreement with the cracking position observed experimentally in tandem butt weld. It was also found that with increasing the electrode distance, both the columnar crystals associate angle became larger and the local strain became smaller. It can be concluded that the hot cracking can be successfully prevented in the practical experiments using the proposed large electrode distance.

Key Words: Hot cracking, Prevention of hot cracking, Thermal elastic plastic analysis, Crystals growth direction, Solidification shrinkage, Brittleness Temperature Range

1. 緒 言

近年、輸送コストの削減を目的とした船舶の大型化に伴う溶接施工数の増大と溶接作業員の確保が困難な状況などにより、造船業において溶接施工の自動化が試みられている¹⁾。自動溶接においては、作動性の観点から面外拘束板の面内仮付けへの変更が求められる。その際には、溶接品質の点から面内仮付けを再溶融することが必要となり、入熱量の大きな溶接が求められる。しかしながら、大入熱溶接時には、溶接高温割れの発生が懸念される²⁾。溶接高温割れは、溶接金属が凝固する際の融点直下の温度域において、大きな引張りひずみが作用した際に生じる溶接欠陥³⁻⁸⁾であり、溶接部の健全性を著しく低下させる恐れがある。そのため、溶接高温割れ発生の可能性が高い溶接部には溶接後に非破壊検査が行われ、割れが確認された場合には補修溶

接が施されるなど、製造コスト増大の一因となっている。このことから、溶接高温割れを防止することは重要な課題である。

溶接高温割れにおける引張りひずみの発生要因は大きく分けて二つあり、一つは熔融金属自体の凝固に伴う凝固収縮であり、もう一つは熔融金属周辺の拘束や変形である。つまり、高温域で受けたひずみ量が溶接高温割れの発生を評価する上で重要であり、そのひずみ量を低減できれば、溶接高温割れが防止できると考えられる。

溶接高温割れを防止する方法として、Branzaらは耐熱鋳鉄の補修溶接時に、母材を予熱することおよび開先表面にニッケルをバタリングすることで割れ発生が低減できることを実験的に確認している⁹⁾。Leeらは、拘束緩和式U型高温割れ試験において、溶接と同時に水冷を行うことで、割れが発生しないことを確認している¹⁰⁾。しかしながら、船舶外板のような数十メートルを超える部材を予熱することや溶接直後の溶接部を水冷することは現実的ではないと考えられる。またSchaeferらは、レーザ溶接時のレーザの出力条件を変化させることで、溶接速度ごとに割れ発生を大幅に低減できる周波数があることを示した¹¹⁾。Zhangらは、レーザスポット溶接時の溶込み形状を変化させ、溶込み形状のアスペクト比を制御することで、割れを防止できることを確認している¹²⁾。また、Oshitaらは、低炭素鋼の突合せ溶接において、柱状晶どうしの会合角度が割れ発生に大きく影

*受付日 2021年9月7日 受理日 2021年11月24日

**学生員 大阪大学大学院 Student member, Graduate School of Engineering, Osaka Univ.

***正 員 大阪府立大学大学院 Member, Graduate School of Engineering, Osaka Prefecture Univ.

****正 員 株式会社神戸製鋼所 Member, Kobe Steel, Ltd.
***** コベルコ溶接テクノ株式会社 Kobelco Welding TechnoSolutions Co., Ltd.

*****正 員 コベルコ溶接テクノ株式会社 Member, Kobelco Welding TechnoSolutions Co., Ltd.

*****正 員 大阪大学接合科学研究所 Member, Joining and Welding Research Institute, Osaka Univ.

響することを実験的に確認している¹³⁾。このように、溶融部の形状を変化させ、結晶の成長方向を制御することで溶接高温割れを防止できると考えられる。しかしながら、溶込み形状や結晶成長方向が溶接部のひずみに及ぼす影響について実験的に数多く検討することは高コストであり、その検討には、最低限必要な実験に加え溶接に伴う部材の変形および溶融金属部の凝固に伴うひずみを詳細に検討可能な数値シミュレーションが有効と考えられる。

溶接高温割れの数値シミュレーションについては、少ないながらもいくつかの事例が報告されており、Wenらは、拘束緩和式U型高温割れ試験時の板表面の高温ひずみ履歴を算出し、試験条件が高温ひずみに及ぼす影響について検討している¹⁴⁾。また、Heらはレーザ溶接時の溶接高温割れについて、溶接部に発生する応力を用いて解析的に評価している¹⁵⁾。また著者らの研究グループも、有限要素法(Finite Element Method: FEM)を用いた解析により、高温脆性温度域(Brittleness Temperature Range: BTR)内における塑性ひずみの増分を割れ発生指標とする溶接高温割れ解析手法を提案し、実大構造物の溶接に適用している¹⁶⁾。これらは、溶接に伴う溶接部材の応力・ひずみを対象とした解析事例であるが、溶融部の凝固に伴うひずみが考慮されていないため、溶込み形状や結晶成長に伴う溶接部のひずみを詳細に解析するのは困難であると考えられる。

そこで著者らは、凝固収縮ひずみや凝固潜熱、結晶成長方向などの凝固挙動と、溶接部に作用する高温ひずみを検討可能な溶接高温割れ解析手法を開発し、シングルアークによる突合せ溶接に対して適用した¹⁷⁾。その結果、本手法を用いることで、実験において発生した溶接部表面の溶接高温割れを良好に再現することができ、溶接高温割れ発生を予測可能であることを示した。また柱状晶どうしの会合位置における会合角と高温ひずみの関係を明らかにし、会合角が180度に近く、結晶どうしが平行に会合する位置においては、板幅方向の温度勾配が大きい、すなわち剛性が回復した固相の領域から固液共存領域までの距離が小さく拘束が大きいことから、凝固収縮ひずみの影響を大きく受け、割れが生じやすくなると結論づけた。それとは逆に、会合角が180度から大きく変化する位置においては、凝固収縮ひずみの発生する領域が小さくなることで、凝固収縮ひずみの影響が小さくなるため割れが生じにくいと考えられる。以上のことから、溶接部の温度勾配を制御し、溶接金属部全域における柱状晶どうしの会合角を変化させることで、溶接高温割れの発生を防止することができ、生産性の向上につながると考える。

本研究では、Fig.1に示す上述のシングルアーク溶接時に生じた溶接金属表面部における溶接高温割れに対して、Fig.2に示すタンデム溶接における後行極を用いて溶接部の凝固形態および温度勾配を制御することで、溶接高温割れを防止する方法について検討を行う。すなわち、タンデム溶接時の電極間距離 L_{Torch} が、柱状晶会合角および高温ひず

Fig.1 Hot cracking in transverse cross section during single arc welding.

Fig.2 Schematic illustration of tandem welding for preventing hot cracking.

みに及ぼす影響について溶接高温割れ解析を用いて検討し、高温割れ防止条件を明らかにする。また実験結果との比較から、タンデム溶接時における結晶成長方向および高温ひずみ予測についての妥当性を示すとともに、溶接高温割れ防止条件の有効性についても検討する。

2. 高温割れ解析手法

本研究では、力学および冶金学的因子を考慮したFEM溶接高温割れ解析¹⁷⁾を実施した。具体的には、固相率と温度の関係を用いて、固液の強度差、凝固潜熱および凝固収縮ひずみを考慮した。加えて、FEM熱伝導解析を用いた柱状晶成長方向の予測およびFEM熱弾塑性解析を用いた高温域におけるひずみ評価を実施した。本章ではそれらの解析手法の概略について述べる。

2.1 材料定数の設定

対象とする材料はJIS G 3106 SM490Aとする。材料定数の温度依存性はFig.3に示す通りとした¹⁸⁾。

また、BTR内における凝固の進行を表現するために、Fig.4に示すBTR内の温度と固相率の関係を用いて各要素における固相率を決定し^{17,19)}、それに基づき溶接過渡期における各要素の高温降伏応力、凝固潜熱および凝固収縮を設定

Fig. 3 Temperature dependent material properties of SM490A.

Fig. 4 Relation between temperature and fraction of solid.

した。なお、BTRはFig.4で設定した凝固が開始する液相線温度1500℃から凝固が完了する固相線温度1390℃までの110℃とした¹⁷⁾。

固相線温度における高温降伏応力については炭素鋼の高温引張試験時に計測された応力²⁰⁾と同等の1.0 MPaとし、液相線温度以上では固相線温度と比べて十分に小さい0.1 MPaとした。また、BTR内においては、固相率に比例した降伏応力に設定することで、固相と液相の強度差を考慮した。同様に、固相率の増加に伴い発生する凝固潜熱については、Fig. 4に示す固相率と温度の関係に基づき高温域における比熱を用いて表現した。すなわち本研究においては270 J/g²¹⁾と仮定した。加えて、溶融金属の凝固時において、液体金属と固体金属の密度差により生じる凝固収縮ひずみ ϵ_{sh} を3.0%^{22,23)}とし、固相率に比例した凝固収縮ひずみを、線膨張係数を用いて考慮した。

2.2 BTR塑性ひずみ増分

溶接高温割れは、Fig.5に示すように、凝固過程におけるBTRにおいて限界ひずみ以上の引張りひずみが生じた際に発生すると考えられる³⁻⁸⁾。そこで本研究では、溶接高温割れの発生を評価する指標として、塑性ひずみを採用する。すなわち、Fig. 6に示すような降温過程において、液相線温度 T_L に達した時点における塑性ひずみ値と、固相線温度 T_S に達した時点における塑性ひずみ値の差を、BTR塑性ひず

Fig. 5 Schematic illustration of occurrence of solidification cracking from a view point of relationship between ductility of alloy and deformation proposed by Matsuda⁹⁾.

Fig. 6 Schematic illustration of plastic strain increment in BTR during cooling.

Fig. 7 Temperature gradient vector in BTR for columnar crystals growth direction and associate angle.

み増分と定義して、FEM熱弾塑性解析により算出する。

2.3 柱状晶成長方向簡易評価手法

本研究では、溶融池内の柱状晶の成長方向を、各要素が冷却中にBTRに達した時点における最大温度勾配の方向と仮定し、これをBTR温度勾配ベクトル G_{BTR} と定義する¹⁷⁾。これを、Fig.7に示すような会合位置に向かう凝固成長の角度と併せて、FEM熱伝導解析を用いて算出する。なお、図

中の式内の N^a はFEMにおける形状関数であり、 m は一要素あたりの節点数、 i, j, k は各方向の基底ベクトル、 T^a は各要素が降温過程においてBTRに達した時点における各節点の温度を示している。柱状晶どうしの会合部全域において柱状晶の会合角度を実験結果と比較するため、溶接横断面内の温度勾配を用いて会合角度を算出する。ここで、高温割れの発生には、溶接線方向の温度勾配も影響すると考えられるが、本研究では、溶接金属内部の溶接線方向の柱状晶の成長方向の取得が困難であったことに加え、溶接速度を一定とした検討を行うため、溶接横断面内の温度勾配のみを用いた。また、複数電極による入熱により再加熱され、液相線温度を再度超えた要素についてはBTR温度勾配ベクトルを再計算し、再冷却中にBTRに達した時点における最大温度勾配を基にBTR温度勾配ベクトル G_{BTR} を新たに算出する。なお、BTR温度勾配ベクトル G_{BTR} は、単位ベクトルを用いてその方向を表示する。本手法は柱状晶の核となる母材の組織形態や優先成長方向の異方性等を無視した簡易評価手法であるが、本研究ではこの手法により得られたおよその柱状晶成長方向と割れ発生位置との関係について検討する。

3. タンデム溶接時の電極間距離が溶接高温割れ発生に及ぼす影響

シングル溶接時には、溶接金属の表面部において、溶接高温割れが発生する場合があります¹⁷⁾。本章では、同様の突合せ溶接において、Fig.2に示したタンデム溶接を用いて、溶接高温割れを防止可能な溶接条件について検討を行う。すなわち先行電極によりビード表面部に生じた溶接高温割れを再溶融しながら、後行極の入熱によって

割れが生じにくい凝固組織を形成することが目的である。すなわちここでは、提案手法による解析結果と実試験の割れ発生位置から、本手法の有効性と割れ防止条件について検討を行う。

3.1 タンデム溶接による溶接高温割れ試験

本節では、本研究で実施したタンデム溶接による溶接高温割れ試験の詳細を示す。供試鋼板としてJIS G 3106 SM490Aを用いて、タンデムGMAWによる下向片面溶接を行った。溶接ワイヤとして、先行電極に $\phi 1.6$ mmのJIS Z 3313 T49J 0 T5-1 C A-Uを用い、後行電極に $\phi 1.4$ mmのJIS Z 3313 T49 2 T15-0 C A-G-Uを用いた。先行電極の極性をDCEPとし、後行電極の極性をDCENとすることによりアーク干渉を抑制した。また開先内には溶融池の安定化と高溶着化のために $\phi 1.2$ mm $\times$ 1.4 mmの開先充填剤を散布した。その際に用いた試験片の形状および寸法と実験結果について述べる。Fig.8(a)に試験片の外観写真を示し、同図(b)に試験片の寸法を示す。実験においては、同図(a)(i)に示すように溶接線の前後にタブ板を有する2枚の鋼板を突合せ溶接により接合する。2枚の鋼板の寸法は同図(b)(i)に示すように、長さ900 mm、半幅150 mm、板厚25 mmである。またタブ板の寸法は、長さ150 mm、半幅150 mm、板厚25 mmである。なお、同図(b)(i)に示すように x 軸を定義する。 $x=125$ mm、425 mmおよび725 mmの位置には、長さ50 mm、厚さ5 mmの仮付け溶接を施工した。また同図(a)(ii)に示すように母材の裏面部に拘束板を3枚設置し、拘束板の形状は、同図(a)(iii)に示すようにU字型とし、それらを同図(b)(ii)に示すように、 $x=200$ mm、440 mmおよび680 mmの位置に取り付けた。拘束板は、Fig.8(a)(iii),(b)(iii)に示す通り、

Fig.8 Detail of test specimen with butt joint for tandem welding.

幅 300 mm, 高さ 200 mm, 厚さ 20 mm である。溶接開始位置は $x = 50$ mm, 溶接終了位置は $x = 850$ mm, すなわち溶接長は 800 mm である。先行電極の溶接電流, 溶接電圧および溶接速度を, それぞれ 410 A, 32 V および 4.17 mm/s とした。また, 後行電極の溶接電流, 溶接電圧および溶接速度を, それぞれ 240 A, 24 V および 4.17 mm/s とした。なお, 電極間距離 L_{Torch} を 30 mm とした。

Fig. 9 に実験において X 線透過試験で得られた溶接中心線縦断面における割れ発生位置を示す。同図より, 仮付けに対して x 軸における負の方向, すなわち仮付け位置後方の広い範囲において割れが発生していることが確認できる。Fig. 10 に割れが確認された $x = 340$ mm における溶込み形状および断面マクロを示す。同図より溶接金属中央部において割れが生じていることがわかる。また柱状晶どうしの会合部全域において柱状晶の会合角度 (以下, 柱状晶会合角と称す) が 180 度に近く, 特に溶接金属中央部から表面部にかけて, 柱状晶どうしが真横に会合していることから, 割れが生じやすい凝固形態であることが分かる。

3.2 タンデム溶接時の溶接高温割れ解析の妥当性検証

本節では, 電極間距離 L_{Torch} を 30 mm とした条件に対し提案手法¹⁷⁾を適用し, 柱状晶成長方向簡易評価および割れ

発生評価¹⁷⁾について妥当性検証を行う。解析においては, 溶接線 800 mm の要素分割を 800 分割とし, 板幅方向には溶接部ほど細かい不等分割を採用した。節点数および要素数はそれぞれ 1,122,416 および 1,059,664 である。先行電極の溶接電流, 溶接電圧および溶接速度を, それぞれ 410 A, 32 V および 4.17 mm/s とし, 後行電極の溶接電流, 溶接電圧および溶接速度を, それぞれ 240 A, 24 V および 4.17 mm/s とした。熱効率は, 実験および解析結果の温度履歴の比較から 0.6 と設定した。Fig. 11 に示す全 6 点における実験および解析結果の温度履歴を Fig. 12 に示す。同図より, 実験結果と解析結果が良好に一致していることが確認でき, 溶接熱効率を 0.6 と設定したことが妥当であることが確認できる。熱効率を 0.6 とした場合, 先行電極の単位長さあたりの入熱量は 1880 J/mm であり, 後行電極の単位長さあたりの入熱量は 828 J/mm である。

熱伝導解析においては, トーチの移動方向を長手方向とする領域内に存在する要素を一様に加熱するような体積発熱モデルを用いた。先行電極および後行電極のそれぞれの溶接金属部の形状は, 実験結果の断面マクロを基に作成し, 実験結果の溶込み形状を再現できるように, 入熱領域を決定した。また溶接開始時には, 先行電極および後行電極の溶着金属に該当する要素は無効化された状態とし, 溶接中

Fig. 9 Cracked area in longitudinal section obtained by experiment when electrode distance L_{Torch} is 30 mm.

Fig. 10 Shape of weld metal with hot cracking with $L_{\text{Torch}} = 30$ mm on transverse cross section at $x = 340$ mm.

Fig. 11 Measurement points of temperature.

にトーチが到達した時点で、その要素を有効化するエレメントベース法¹⁶⁾を採用した。また本研究では、デンドライトの先端が会合する位置で生じる割れを解析対象とし、降温過程のBTRにおける板幅方向の塑性ひずみの増分値を用いて割れを評価した。

Fig. 13 に熱伝導解析から得られる BTR 温度勾配ベクトルを含む最高到達温度分布を示す。同図より、溶込み形状が

Fig. 12 Comparison of temperature history between analysis and experimental results.

Fig. 13 Computed penetration shape and temperature gradient vector in BTR for $L_{\text{Torch}} = 30$ mm on transverse cross section at $x = 340$ mm.

Fig. 14 Comparison of columnar crystals associate angle between analysis and experimental results for $L_{\text{Torch}} = 30$ mm at $x = 340$ mm.

Fig. 10 に示した溶込み形状と良好に一致することが確認できる。

次に柱状晶どうしの会合位置である溶接中心線を板厚方向に 14 分割し、BTR 温度勾配ベクトルから算出した柱状晶会合角と、Fig. 10 に示す実験における断面マクロ写真から得られた柱状晶会合角を比較し Fig. 14 に示す。同図の縦軸は溶接金属裏面からの距離を示し、横軸は柱状晶会合角の大きさを示す。また図中の○印は解析結果を示し、●印は実験結果を示す。同図より、図中●印で示す実験結果の凝固成長方向および○印で示す解析結果の BTR 温度勾配ベクトルがおおよそ一致していることから、タンデム溶接においても BTR 温度勾配ベクトルを用いた柱状晶成長方向簡易評価手法はある程度の精度で柱状晶の成長方向を評価可能であることが確認できた。

さらに、Fig. 10 で示した断面マクロ写真と同じ、 $x = 340$ mm の横断面における解析結果として得られた BTR 塑性ひずみ増分の分布を Fig. 15 に示す。Fig. 10 より、実験では溶接線中心線上において溶接高温割れが発生していることが確認でき、Fig. 15 に示す解析結果においても、実験と同様の位置において大きな引張りの BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが分かる。このことより、BTR 塑性ひずみ増分を評価指標とした FEM 熱弾塑性解析による溶接高温割れ評価を用いることで、溶接横断面内に発生する溶接高温割

Fig. 15 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation for $L_{\text{Torch}} = 30$ mm on transverse cross section at $x = 340$ mm.

Fig. 16 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation and cracked area obtained by experiment for $L_{\text{Torch}} = 30$ mm.

れ発生の可能性の高い領域を推定可能であると言える。次に、Fig. 16 に電極間距離 L_{Torch} を 30 mm とした場合の解析における溶接中心線縦断面内の BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す。なお、実験結果の割れ発生位置との比較のために図のコンターレンジを調整している。同図より、仮付け位置後方の広い範囲において高い BTR 塑性ひずみ増分が分布していることが確認できる。また、同図で得られた高いひずみ位置と同様の位置において、Fig. 9 の実験結果より割れが発生していることが確認できる。これらの結果より、本手法を用いることで、溶接中心線縦断面内に発生する溶接高温割れについても割れ発生の可能性の高い領域を推定可能であると考えられる。

4. タンデム溶接時の割れ防止条件に関する検討

4.1 電極間距離 L_{Torch} が柱状晶成長方向および BTR 塑性ひずみ増分に及ぼす影響

3.2 節の検討により、会合角度が 180 度に近く、高い BTR 塑性ひずみ増分が発生している位置で割れが発生していることが示されたことから、会合角度を変化させる、もしくは BTR 塑性ひずみ増分を低減することで、割れを防止することが出来ると考えられる。本節では、タンデム溶接における後行極を用いて溶接部の凝固形態および温度勾配を制御し、溶接高温割れを防止する条件について検討を行う。入熱量および溶接速度は、3.2 節に示す通り、先行電極および後行電極の入熱量をそれぞれ 1889.3 J/mm および 829.4 J/mm とし、溶接速度を 4.17 mm/s とした。これらの条件下において、電極間距離 L_{Torch} を 10 mm ～ 150 mm まで 20 mm 間隔で変化させ、電極間距離 L_{Torch} が溶接高温割れ発生に及

ぼす影響について検討した。実試験では電極間距離が変化すると後行電極により形成される溶接金属部の形状が変化するが、本解析においては、すべての電極間距離 L_{Torch} の条件において、前節で用いた入熱領域を使用した。

Fig. 17 に、電極間距離 L_{Torch} が 10 mm, 30 mm, 50 mm, 70 mm および 130 mm の場合の溶接中心線縦断面内における溶接過渡の温度分布を示す。同図 (a), (b) より電極間距離 L_{Torch} が 30 mm 以下の条件においては、熔融領域 (1500℃ 以上) が結合し 1 つになっているのに対して、同図 (c), (d), (e) に示す電極間距離 $L_{Torch} = 50$ mm 以上の条件では熔融領域が前後に 2 つ存在することが確認できる。

Fig. 18 に、FEM 熱伝導解析により得られる BTR 温度勾配ベクトルを含む最高到達温度分布を示す。同図 (a), (b) に示す電極間距離が比較的小さい $L_{Torch} = 10$ mm, 30 mm の条件においては溶接金属表面部の柱状晶会合角が 180 度に近く割れが生じやすい凝固形態となっていることが確認でき、同図 (c) に示す $L_{Torch} = 50$ mm の条件においては、後行電極の影響により溶接金属表面部の柱状晶会合角が改善されていることが分かる。同図 (d), (e) に示す電極間距離が比較的大きい $L_{Torch} = 70$ mm, 130 mm の条件においては、後行電極の影響により柱状晶会合角が 180 度より小さくなっており、割れが生じにくい凝固形態であることが確認できる。また、電極間距離 L_{Torch} が大きくなるほど後行電極により熔融された領域が小さくなっていることが分かる。Fig. 19 に、 $x = 340$ mm の横断面における BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す。同図 (a), (b), (c) に示す電極間距離 L_{Torch} が比較的小さい条件では、後行電極による溶接金属内部における BTR 塑性ひずみ増分が大きくなっており、同図 (d), (e) に示す電極間距離 L_{Torch} が比較的大きな 70 mm および 130 mm の条件において

Fig. 17 Temperature distribution for each electrode distance L_{Torch} during welding.

Fig. 18 Computed penetration shape and temperature gradient vector in BTR for each electrode distance L_{Torch} . ($x = 340$ mm)

は、その領域のひずみ量は小さくなっていることが分かる。

Fig.20に、図中に示すA-A'線上におけるBTR塑性ひずみ増分分布を示す。同図の縦軸は、溶接金属裏面からの距離を示し、横軸はBTR塑性ひずみ増分を示している。また図中の○印、□印、◇印、△印および▽印は、それぞれ電極間距離 L_{Torch} が10 mm, 30 mm, 50 mm, 70 mmおよび130 mmの結果を示している。同図より、溶接金属裏面からの距離が11 mm程度の溶接金属表面部付近においては、電極間距離 L_{Torch} が小さいほどBTR塑性ひずみ増分が大きく、電極間距離 L_{Torch} が最小である10 mmの条件において最大3.2 %以上の大きなBTR塑性ひずみ増分が発生している。一方、電極間距離が比較的大きな $L_{Torch} = 70$ mm, 130 mmの場合においては、BTR塑性ひずみ増分の最大値が比較的小さく抑えられていることが確認できる。このことから、溶接金属表面部付近における割れを防止するためには、電極間距離 L_{Torch} が大きい条件を用いることが適切であると考えられる。しかしながら、裏面から9 mm程度の溶接金属中央部におけるBTR塑性ひずみ増分について、電極間距離 L_{Torch} が比較的大きな70 mm および 130 mmの結果を比較すると、電極間距離 L_{Torch} が大きい130 mmの条件の方がひずみ量が小さくなっていることが分かる。これは、電極間距離 L_{Torch} が大きい場合、先行電極によって置かれた溶接ビードの冷却が進むことにより、後行電極到達時における熱の重量が小さくなり、後行電極により溶融された領域が縮小するためであ

ると思われる。

Fig.21に電極間距離 L_{Torch} と $x = 340$ mmの断面におけるBTR塑性ひずみ増分の最大値との関係を示す。同図の縦軸は、BTR塑性ひずみ増分の最大値を示し、横軸は電極間距離 L_{Torch} を示している。同図より、電極間距離 L_{Torch} が比較的小さい条件では3.0 %以上の大きなBTR塑性ひずみ増分が発生している。また電極間距離 L_{Torch} が比較的大きな90 mm以上では、電極間距離 L_{Torch} が大きいほど後行電極により溶融される領域が小さくなるために、BTR塑性ひずみ増分の最大値がわずかに増加していることが確認できる。以上より、電極間距離 L_{Torch} : 70 mm ~ 90 mm程度の条件を用いることで、本試験体の拘束条件においては溶接高温割れを低減することができると考えられる。

4.2 割れ防止条件の検証

本節では、4.1節で示した割れ防止条件 L_{Torch} : 70 ~ 90 mmの有効性についての検証することを目的として、電極間距離 L_{Torch} が80 mmの条件において解析を行った。溶接条件としては、3.2節に示す通り、先行電極および後行電極の入熱量をそれぞれ1880 J/mmおよび828 J/mmとし、溶接速度は4.17 mm/sとした。また実験結果と溶込み形状を合わせるために入熱領域を調整した。Fig.22に電極間距離 L_{Torch} を80 mmとした解析での溶接中心線縦断面におけるBTR塑性ひずみ増分の分布を示す。同図より、溶接線全域に亘りBTR

Fig. 19 Distribution of plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch} ($x = 340$ mm)

Fig. 20 Distribution of plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch} ($x = 340$ mm)

Fig. 21 Maximum plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch}

Fig. 22 Distribution of plastic strain increment in BTR in longitudinal section with $L_{\text{Torch}} = 80$ mm.

Fig. 23 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation and cross-sectional macrostructure obtained by experiment with $L_{\text{Torch}} = 80$ mm on transverse cross section at $x = 340$ mm.

Fig. 24 Comparison of columnar crystals associate angle between analysis and experimental results with $L_{\text{Torch}} = 80$ mm at $x = 340$ mm.

塑性ひずみ増分は2.7%以下と小さく抑えられていることが分かる。

Fig. 23 (a)に、 $x = 340$ mmの位置での溶接横断面内におけるBTR塑性ひずみ増分の分布を示す。また同図(b)に実験結果の $x = 340$ mmの位置における断面マクロ写真を示す。同図(a)より後行電極による溶接金属内部におけるBTR塑性ひずみ増分は小さく、Fig. 16に示した電極間距離 L_{Torch} を30 mmとした場合と比較して、溶接高温割れ発生の可能性は小さいと考えられる。また、同図(b)より溶接高温割れは発生していないことが確認できる。さらに、実験に用いた溶接継手全長を対象としたX線透過試験においても割れが確認

されなかった。

Fig. 24に電極間距離 L_{Torch} が80 mmの条件において、柱状晶どうしの会合位置である溶接中心線を板厚方向に14分割し、BTR温度勾配ベクトルから算出した柱状晶会合角と、Fig. 23に示す実験における断面マクロ写真から得られた柱状晶会合角の比較を示す。同図の縦軸は溶接金属裏面からの距離を示し、横軸は柱状晶会合角の大きさを示す。また図中の○印は解析結果を示し、●印は実験結果を示す。同図より、図中●印で示す実験結果の凝固成長方向および○印で示す解析結果のBTR温度勾配ベクトルがおおよそ一致していることがわかり、後行極の影響により、溶接金属表面部の柱状晶会合角が180度よりも小さくなっており、割れが生じにくい凝固形態であることが確認できる。

以上より、本手法を用いることで、溶接高温割れが発生しない溶接条件を導出可能であることが分かった。また、会合角度が180度より小さく、高いBTR塑性ひずみ増分が発生する位置に生じていた溶接高温割れに対して、タンデム溶接を用いて溶接部の温度勾配を制御することで、割れが生じにくい会合角度を形成できることも分かった。さらに、ひずみ量を低減することで、割れが生じない溶接施工が可能であることが示された。

5. 結 言

本研究では、溶接高温割れを防止することを目的に、力学および冶金学的因子を考慮したFEM溶接高温割れ解析手

法を突合せ溶接に適用し、タンデム突合せ溶接時の電極間距離が溶接高温割れ発生に及ぼす影響について検討した。また解析結果および実験結果を比較した結果、以下の知見が得られた。

- 1) 実験で得られた断面マクロ写真とBTR温度勾配ベクトルを用いて決定された凝固成長方向の比較から、実験結果と解析結果が良好に一致することが確認された。このことから、タンデム溶接時においてもBTR温度勾配ベクトルを用いることで簡易的にはあるが結晶成長が予測可能であることが示された。
- 2) 解析結果として得られた縦断面におけるBTR塑性ひずみ増分が大きい位置で、溶接高温割れの発生が確認された。このことにより、本手法を用いることで溶接高温割れの発生の可能性の高い領域を推定可能と考えられる。また、溶接高温割れは、横断面において会合角度が180度に近い、すなわち柱状晶どうしが真横に会合しており、高いBTR塑性ひずみ増分が発生している位置で発生していることが確認された。
- 3) 電極間距離 L_{Torch} が小さい場合においては、溶接金属中央部から表面部にかけて柱状晶会合角が180度に近くなり、割れが生じやすい凝固形態になることが分かった。一方、電極間距離 L_{Torch} が大きい場合においては、溶接金属表面部での柱状晶会合角が180度より小さくなり、割れが生じにくい凝固形態になることが分かった。このことから、電極間距離が比較的大きい条件においては、割れが生じにくい凝固形態が形成されることが確認された。
- 4) 電極間距離 L_{Torch} が小さい場合においては、溶接金属表面部で3.0%以上の高い引張りのBTR塑性ひずみ増分が生じており、電極間距離 L_{Torch} が大きい場合においては、2.7%以下となることが確認された。このことから、今回の溶接条件においては、電極間距離 L_{Torch} が比較的大きい条件を用いることで、溶接金属表面部における割れを低減できる可能性が高いことが確認された。また電極間距離が比較的大きい $L_{Torch} = 80 \text{ mm}$ の実験において溶接高温割れは発生せず、溶接高温割れ防止条件の有効性が示された。

参 考 文 献

- 1) Y. Okumoto: Applications of Welding and Joining Technology (Shipbuilding), Journal of the Japan Welding Society, 79-6 (2010), 593-598. (in Japanese)
- 2) K. Hosoi and N. Hara: Cracking of Welded Joint, Journal of the Japan Welding Society, 78-6 (2009), 555-561. (in Japanese)
- 3) T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi and T. Matsuzaka: Studies on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint test (1) -Investigation for Commercially Used Constructional Metals and Alloys-, Journal of Japan Welding Society, 41-6 (1972), 709-723. (in Japanese)
- 4) N. N. Prokhorov, The technical strength of metals while crystallizing during welding, Welding Production, 9-4 (1962), 1-8
- 5) W. S. Pellini, Strain Theory of Hot Tearing, Foundry, 80 (1952), 125-199.
- 6) F. Matsuda: Hot Cracking in Welded Joints of Steels, Sanyo Technical Report, 5-1 (1998), 8-19. (in Japanese)
- 7) P. WEN, K. SHINOZAKI, M. YAMAMOTO, Y. SENDA, T. TAMURA and N. NEMOTO: In-situ Observation of Solidification Cracking of Laser Dissimilar Welded Joints., Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27-2 (2010), 134s-138s
- 8) J. H. Lee, Y. Itasaka, S. Yamashita, T. Ogura, K. Saida: Prediction of solidification cracking during arc welding of 310S stainless steel in U-type hot cracking test, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 38-2 (2020), 68-75.
- 9) T. Branza, F. Deschaux-Beaume, G. Sierra and P. Lours: Study and Prevention of cracking during weld-repair of heat-resistant cast steels., Journal of Materials Processing Technology, Elsevier, 209, (2009), 536-547.
- 10) J. H. Lee, S. Yamashita, T. Ogura and K. Saida: Solidification cracking prevention by thermal strain control via water-cooled gas tungsten arc welding., Materials Today Communications, 23, (2020), No.101109.
- 11) M. Schaefer, S. Kessler and P. Scheible: Modulation of the laser power to prevent hot cracking during laser welding of tempered steel., Journal of Laser Applications, 29 (2017), No.042008.
- 12) X. Zhang, Z. Cao and P. Zhao, Investigation on solidification cracks in pulsed laser spot welding of an AZ31 magnesium alloy., Optics & Laser Technology, 126 (2020), No.106132.
- 13) S. Ohshita, N. Yurioka, N. Mori and T. Kimura: Prevention of Solidification Cracking in Very Low Carbon Steel Welds, WJ Research Supplements, (1983), 129s-136s.
- 14) P. Wen, K. Shinozaki, M. Yamamoto, Y. Senda, T. Tamura and N. Nemoto: Prediction of Solidification Cracking by In-situ Observation and 3D FEM-Analysis, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27-2 (2009), 139s-143s.
- 15) Q. He, H. Wei, J. S. Chen, H. P. Wang and B. E. Carlson, Analysis of hot cracking during lap joint laser welding processes using the melting state-based thermomechanical modeling approach, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 94 (2018), 4373-4386.
- 16) T. Harada, K. Ikushima, M. Shibahara, F. Kimura and T. Morimoto : Study on Solidification Cracking Under High-speed Narrow Gap Welding with Tandem Torches, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 33-2 (2015), 190s-194s.
- 17) S. Maeda, K. Ilushima, M. Shibahara, N. Ma: Development of Analysis Method for Hot Cracking Considering Mechanical and Metallurgical Factors, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 39-4 (2021), 386-395.
- 18) Project of Integrity Assessment of Flawed Components with Structural Discontinuity (IAF) Material Properties Data Book at High Temperature for dissimilar metal welding in Reactor Pressure Vessel, Japan Nuclear Energy Safety Organization, 120-128. (in Japanese)
- 19) T. W. Clyne, M. Wolf and W. Kurz: The Effect of Melt Composition on Solidification Cracking of Steel, with Particular Reference to Continuous Casting, Metallurgical and Materials Transactions B, 13 (1982), 259-266.
- 20) H. Mizukami, S. Hiraki, M. Kawamoto, T. Watanabe: Tensile Strength of Carbon Steel during and after Solidification, Tetsu-to-Hagane, 84-11 (1998), 763-769. (in Japanese)
- 21) 機械工学便覧B-2-5, B-2-7, 日本機械学会.
- 22) P. J. Wray: Predicted Volume Change Behavior Accompanying the Solidification of Binary Alloys, Metallurgical Transactions B, 7 (1976), 639-646.
- 23) T. Yokoyama, Y. Ueshima, Y. Mizukami, H. Kakimi, M. Kato : Effect of Cr, P and Ti on Density and Solidification Shrinkage of Iron, Tetsu-to-Hagane, 83-9 (1997), 557-562. (in Japanese)