

Title	力学および冶金学的因子を考慮した溶接高温割れ解析 技術に関する研究
Author(s)	前田,新太郎
Citation	大阪大学, 2022, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/88071
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

力学および冶金学的因子を考慮した
 溶接高温割れ解析技術に関する研究

前田 新太郎

2021年12月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第一章	至 糸	者論	1
1.1	本祖	研究の背景と目的	1
1.2	既征	主の研究および現状	2
1.	.2.1	高温割れとその評価指標	2
1.	.2.2	高温割れ防止策	5
1.	.2.3	高温割れ発生評価の解析技術	7
1.3	本語	論文の構成	8
第二章	重 済	容接高温割れ解析手法の開発⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯	11
第二 章 2.1	至 深 緒	容接高温割れ解析手法の開発⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯⋯ 言 ⋯⋯⋯⋯	11 11
第二章 2.1 2.2	重 深 緒 溶	容接高温割れ解析手法の開発	11 11 12
第二章 2.1 2.2 2.	重 深 緒 溶打 .2.1	容接高温割れ解析手法の開発 言 ・ 妄高温割れ解析手法の開発	11 11 12 12
第二章 2.1 2.2 2. 2.	至 洋 緒 溶打 .2.1 .2.2	済接高温割れ解析手法の開発 雪 済高温割れ解析手法の開発 廣高温割れ解析手法の開発 凝固偏析および固相率の温度依存性の導入 固液の強度差および凝固潜熱の導入	11 11 12 12 14
第二章 2.1 2.2 2. 2. 2.	重 深 緒 溶 .2.1 .2.2 .2.3	済接高温割れ解析手法の開発 雪 済高温割れ解析手法の開発 婆高温割れ解析手法の開発 凝固偏析および固相率の温度依存性の導入 固液の強度差および凝固潜熱の導入 凝固収縮ひずみの導入	 11 11 12 12 14 15
第二章 2.1 2.2 2. 2. 2. 2. 2.	至 深 緒 溶 え.1 .2.2 .2.3 .2.4	客接高温割れ解析手法の開発 (*)	11 11 12 12 14 15 15

第三章	開	発手法の高温割れ問題への適用	19
3.1	緒言	ŝ ·····	19
3.2	シン	イグル板継溶接時の凝固割れ解析	20
3.2	2.1	緒言	20
3.2	2.2	開発手法の突合せ溶接への適用・・・・・	20
3.2	2.3	高温降伏応力の影響に関する検討	22
3.2	2.4	高温割れ解析の妥当性検証・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・	24
3.2	2.5	凝固収縮ひずみと周囲の拘束/温度勾配の関係に関する検討	29
3.2	2.6	シングル板継溶接時の凝固割れ解析に関するまとめ	32
3.3	T 縦	*手完全溶込み溶接時の凝固割れ解析	33
3.3	3.1	大電流パルス MAG 溶接法による T 継手完全溶込み溶接実験	34
3.3	3.2	入熱量が凝固割れ発生に及ぼす影響	35
3.3	3.3	溶込み形状が凝固割れ発生に及ぼす影響	37
3.3	3.4	T 継手完全溶込み溶接時の凝固割れ解析に関するまとめ	40
3.4	アル	レミニウム合金 TIG アークスポット溶接解析	41
3.4	4.1	緒言	41
3.4	4.2	TIG アークスポット溶接試験	41
3.4	4.3	TIG アークスポット溶接試験の高温割れ解析	44
3.4	4.4	アルミニウム合金 TIG アークスポット溶接解析のまとめ	52
3.5	結言		53
第四章	言	5<>>> 温割れの防止法に関する検討	55
4.1	緒言	<u>≓</u>	55
4.2	凝固	国形態制御による高温割れ防止法	56
4.2	2.1	緒言	56
4.2	2.2	タンデム溶接時の電極間距離が割れ発生に及ぼす影響	57
4.2	2.3	タンデム溶接時の割れ防止条件に関する検討	63
4.2	2.4	凝固形態制御による高温割れ防止法のまとめ	69
4.3	溶扬	変施工条件による高温割れ防止	70
4.3	3.1	緒言	70
4.3	3.2	多電極片面サブマージアーク溶接時の2次元高温割れ解析	71
4.3	3.3	仮付け間隔が終端割れに及ぼす影響	71
4.3	3.4	タブ板形状が終端割れに及ぼす影響に関する検討	74

4.4 並這	進加熱による高温割れ防止法の提案	85
4.4.1	緒言	85
4.4.2	並進加熱の概要・・・・・	85
4.4.3	並進加熱によるひずみ低減効果の検証	86
4.4.4	入熱量および加熱位置の影響に関する検討	87
4.4.5	多電極片面サブマージアーク溶接への適用	89
4.4.6	並進加熱による高温割れ防止法に関するまとめ	93
4.5 最近	適化手法と高温割れ解析を用いた高温割れ防止システム	94
4.5.1	緒言	94
4.5.2	AI 強化学習を用いた高温割れ防止溶接条件最適化システム	94
4.5.3	遺伝的アルゴリズムを用いた高温割れ防止仮付け施工最適化システム …	98
4.5.4	最適化手法を用いた高温割れ防止システムのまとめ	104
4.6 結		105
第五章 福	高温割れ解析の高度化に関する検討	107

5.1 緒	言	107
5.2 FE	M 熱伝導解析を用いた柱状晶成長解析手法の開発	108
5.2.1	緒言	108
5.2.2	柱状晶凝固成長簡易解析手法	108
5.2.3	溶接速度が柱状晶成長に及ぼす影響	109
5.2.4	T 継手完全溶込み溶接への適用	114
5.3 T	Trans-Varestraint 試験時の凝固割れの解析	117
5.3.1	緒言	117
5.3.2	Trans-Varestraint 試験時の凝固割れの解析	118
5.3.3	Trans-Varestraint 試験における凝固割れの進展解析	121
5.3.4	ひずみ負荷速度が高温割れ発生に及ぼす影響に関する検討	123
5.4 养	*言	126
笹力音 :	絓論1	127

	市 古冊 · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·	/
謝辞		3
参考文献		5
研究業績	14	5

第一章

緒論

1.1 本研究の背景と目的

近年における日本の製造業では,軽量化や多機能化のために様々な合金¹⁴⁾が使用される 一方で,多電極溶接^{5,0}やレーザ・アークハイブリッド溶接^{7,8)}などのさまざまな溶接法の使 用などにより,日本の産業は高い競争力を有している.しかしながら,溶接施工現場にお いては,設備上の課題や施工上の問題点を有しており,その問題点の一つに,溶接高温割 れ^{9,10)}が挙げられる.

高温割れは、融点直下の温度域において生じる溶接欠陥であり、凝固の進行に伴い生じ る溶融金属の液膜に、周囲の熱収縮、凝固収縮および変形による引張りが作用する場合に 生じる現象¹¹⁾である.高温割れが発生した場合、溶接部の品質および構造物の強度が低下す る可能性や、様々な亀裂の基点となる危険性を有している.そのため高温割れ発生の可能 性が高い溶接部には、施工後に非破壊検査が行われ、割れが確認された場合には、手直し が行われるなど¹²⁾、製造時間・コストの増大をもたらしている.

そのため高温割れに関する研究は、古くから数多く行われており、実施工においては、 金属組成の改良や施工方法・条件の変更により、高温割れを防止する試みがなされている ¹³⁻¹⁵⁾. しかしながら金属の融点直下で生じる現象であり観察計測が困難なことから割れ発生のメカニズムは解明されておらず,金属の溶融・凝固現象といった冶金学的な因子と溶接部に生じる引張り変形や周囲の拘束といった力学的な因子が複雑に絡み合う現象であることから,高温割れを完全に防止するには至っていない.

近年、コンピュータの性能向上に伴い、シミュレーションを活用した研究開発、すなわ ちCAE(Computer Aided Engineering)が、産業界において積極的に活用されている.これによ り、生産性の向上や製品の高品質化が達成されており、試作回数の削減や、設計段階にお ける検討の迅速化により、設計から製作に至るまでのコストの短縮がなされている^{16,17)}.加 えてシミュレーションでは、実験的に計測が困難な応力やひずみの分布、凝固の成長など の可視化が可能となることから、溶接高温割れを対象として、シミュレーションを用いた 研究がいくつか存在し¹⁸、割れの発生可能性や防止策についての検討が行われている.

しかしながら、割れ発生の機構が不明確であることから定量的な検討は乏しく、加えて、 力学および冶金学的因子がどのように影響し合うのか、明確な結論は未だに得られていない.これは、従来の研究において、力学および冶金学双方を考慮した検討が少なく、また 定量化を見据えた検討がなされていないためであると考えられる.

そこで本研究では、溶接高温割れ問題に注目し、実構造物溶接時の高温割れの発生を良 好に再現でき、力学および冶金学的因子の影響についての検討が可能な新たな高温割れ解 析法の開発を目的とする.また、開発手法を種々の溶接高温割れ問題に対して適用するこ とで、開発手法が持つ基本的な性能を明らかにし、割れ防止法および防止条件について検 討する.

1.2 既往の研究および現状

本研究では、力学および冶金学的因子を考慮可能な解析手法の構築を目的としている. 本節では、高温割れの発生を評価する指標および溶接高温割れを防止する手法、高温割れ の数値解析に関して、それぞれの研究の歴史と現状について述べる.

1.2.1 高温割れとその評価指標

高温割れは、上述の通り融点直下の温度域で生じる割れであり、凝固割れ・液化割れ・ 延性低下割れの3つに分類される¹⁹.

凝固割れは、溶接金属部に生じる割れであり、完全に液体であった金属が凝固する際 に生じる割れである.液化割れは熱影響部の粗粒域において生じる割れであり、熱影響部 の金属が部分的に液化することで生じる割れである.延性低下割れは上記2つの割れとは 異なり、固相状態の粒界に生じる割れである.

凝固割れおよび液化割れは、金属が完全に液体になる液相線温度と完全に固体になる 固相温度の間の固体と液体が共存する融点直下の温度域で生じる現象である.延性低下割 れは、少し低温側の溶接部の結晶構造が変化する温度域において発生する現象である²⁰⁾.

凝固割れは、溶接金属に生じる割れで、凝固に伴う柱状晶の境界面において生じる薄 い液膜が、開口することで生じる割れであり、その破面には、デンドライト先端が確認で きる.割れ発生位置は、主として柱状晶同士の会合部および1次デンドライトどうしが会 合する位置が挙げられ^{21,22}、隣接する1次デンドライト間に観察される場合もある²³⁾.

液化割れは,熱影響部の粗粒域において,低融点化合物や共晶の生成あるいは,偏析 などにより,加熱時に粒界の一部が溶融し,生じた液膜が開口することで発生するもので ある²⁴⁾.また,多層溶接時など繰り返し加熱される場合などにも確認され,破面はデンド ライト会合部および粒界が混在した形態を示す²⁵⁾.

延性低下割れは、高温域において材料の延性が著しく低下する脆化温度域において、 引張りが生じた際に発生する割れであり、粒界脆性破面が確認される²⁵.

本研究では,液膜が開口して生じる凝固割れおよび液化割れを対象として,冶金学お よび力学双方の因子を解析可能な解析手法の構築により,高温割れの発生を予測すること を目的としている.

高温割れは、溶接部周辺の熱収縮や局所的な変形、また部材全体の変形により、液膜 が引張られることで開口する現象であるが、その発生機構に関しては、融点直下の高温域 であることや、凝固を伴うミクロな領域における現象であることから、明確な発生メカニ ズムは確認されておらず、いくつかの仮定を基に割れの発生クライテリアが提案されてい る.すなわち大きく分けて、それぞれ応力・ひずみ・融液供給のそれぞれを評価指標とし た、3つに大別される.以下では、高温割れのクライテリアに関して、それぞれの研究の 歴史と現状について述べる.

1.2.1.1 応力を基にした高温割れ評価

応力を指標とした高温割れの発生理論は、引張り応力が材料強度を超えた場合に、凝 固割れが半固体領域に形成されると想定している. 亀裂が生じるクライテリアの一つとし て、Lahaie らは、鋳造時に生じる高温割れを対象として、割れが発生する薄い液膜を引き 離す応力と液膜と空気との接触位置における表面張力との関係から応力のクライテリア を決定し、柱状晶および等軸晶の凝固成長を考慮した応力クライテリアを提案している²⁶.

また割れの進展クライテリアとして、柴原らは、割れを、界面同士の結合が破壊され

た際の、新たな表面の生成と捉え、応力を指標とした割れの進展解析を行った^{27,28)}.

1.2.1.2 ひずみを基にした高温割れ評価

ひずみを基にした評価は、半固体材料の破壊が、ひずみの限界値によるものだと想定し ている. 1952 年に Pellini らにより、高温割れは高温域で発生する凝固収縮によって蓄積し たひずみが、ある臨界値に達した時に起こるといった、ひずみに起因する現象であるとい う発生理論が提唱され²⁹⁾.また、Singer らをさきがけに、凝固割れの発生に関して凝固の 段階を分け、各区分において割れ発生の評価することが妥当であると主張されている³⁰⁾. そして、1962 年に Prokhorov は、高温域を固液共存領域である高温脆化温度域(Brittle Temperature Range : 以下 BTR と称す)と定め、割れが発生する最小のひずみを限界ひず みと定義し、高温域での材料の延性を用いて、BTR 中の溶接金属部に作用する変位または ひずみと高温延性直線によって割れの発生を評価するといった考えを提案している³¹⁾.さ らに、仙田・松田らは、溶融金属に外部から強制的に曲げひずみを与える試験法を考案し、 負荷したひずみ量と割れ長さを整理することで、高温延性曲線を提案した.この曲線から、 高温割れ(凝固割れ)を支配するパラメータとして、BTR や限界ひずみ Emin、それらを組み合 わせた CST(Critical Strain Rate for Temperature Drop)を提案している³²⁻³⁴.

また,液体の破壊に着目した結果,ひずみ量ではなく,ひずみ速度を基にした評価も提案されている.溶融金属に外部から強制的に与えるひずみの速度を変化させることで,割れが生じる限界ひずみ速度が存在することが確認されている³⁵⁻³⁷⁾.

1.2.1.3 融液供給を基にした高温割れ評価

ここでは、引張りによる液膜の開口を補う液体の流れを考慮した評価指標について述 べる.一つは、凝固の進行に伴い、溶接プールから離れた位置においては、十分な融液の 供給が受けられなくなることで、割れが生じると考えられたものである.Feurerは、結晶 のサイズや液体の粘性から決定した液体供給率(Rate Of Feeding: ROF)と、固相率と温度の 関係や固体・液体での密度差などから決定した凝固収縮率(Rate Of Shrinkage: ROS)を提案 し、ROS の値が ROF の値を超えた場合、すなわち凝固に伴う液膜の開口が、液体の供給 より大きい場合に割れが生じやすいといった評価法を提案している³⁸.

また Clyne と Davies は,固相率が 0.4 から 0.9 の領域を,十分な融液の供給が受けられる温度域,また固相率が 0.9 を超えた領域を,凝固の進行により融液の供給が受けられない温度域であると仮定し,それぞれの領域に滞留する時間の比から割れの可能性を評価す

る指標を提案している³⁹⁾.

Rappaz らは、高温割れの発生を、引張りひずみおよび凝固の収縮に伴う融液の不足を、 補うことができなくなった際に生じると考え、融液の供給を圧力降下と関連付け、液膜中 に気泡が生成するキャビテーション圧力を用いて、割れ発生可能性を評価する指標を提案 している⁴⁰⁾. このモデルは著者らの名前から Rappaz-Drezet-Gremaud: RDG モデルと呼ば れ、ひずみ速度を割れ発生のクライテリアとしている. Coniglio と Cross らは、RDG モデ ルをアルミニウム溶接時の割れ評価に適用し、その結果、溶融部において圧力降下による キャビテーションは、起こりえないことを示しており、代わりに、溶接金属内の水素が影 響し、気孔率に基づく亀裂発生が提案された⁴¹⁾. また Draxler らは、Coniglio の改良から 発想を得て、ポアズイユ平行平板流れとダルシー則を組み合わせて結晶粒界の圧力降下を 計算するモデルを提案している⁴²⁻⁴⁴⁾.

1.2.1.4 高温割れクライテリアを用いた割れ評価

Michel は、2011年、鋳造時の割れに対して有限要素法(Finite Element Method: FEM)を 用いた解析を実施し、上記の割れ評価指標の有用性を検証している.その結果、ひずみを 基にした基準が、実験結果と最も良い一致となることを報告している⁴⁵⁾.また 2017年に は、上記のクライテリアを、溶接高温割れの解析に適用し、高温割れの試験において、割 れが生じる条件と割れが生じない条件でのそれぞれの指標について、FEM 熱弾塑性解析を 用いて、その有用性を検討し、ひずみを指標とする評価は、実験の傾向を最もよく再現す る結果となったと報告している.そして、応力クライテリアでの評価は、実験の割れ傾向 を再現できず、圧力降下での評価は、おおよそ割れ発生傾向を表す結果となった⁴⁰.

以上のように、融点直下の温度域のミクロな領域において生じる割れは、実際の機構 を確認することが難しく、いくつかの仮定に基づいて、応力および圧力降下を基にしたモ デルが提案されているものの、実際に発生する高温割れを予測することは困難であるのが 現状である.このことから、実溶接継手の溶接高温割れの発生を予測可能な高温割れ評価 指標ならびに解析手法の開発が重要である重要であると考えられる.

1.2.2 高温割れ防止策

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溶融金属に作用する引張りの発生要因は大きく分けて二つあり, 一つは溶融金属自体の凝固に伴う凝固収縮であり,もう一つは溶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、冶金学的には、溶接金属の化学成分を変更するこ とにより BTR を小さくすることや入熱方法を変更し、結晶成長方向などの凝固形態を変化 させることなどが挙げられる.山下らは、炭素鋼溶接において溶接金属中の化学成分が凝 固完了温度に及ぼす影響について検討し、主要成分である C が割れ発生に大きく影響を及 ぼすと結論付けている⁴⁷⁾. 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⁴⁸⁾.また結晶成長方向を変化させる検討として、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響することを実験的に確認 している⁴⁹⁾.森らも、突合せ溶接時の溶込み形状について、ビード深さ P とビード表面の 幅 W の比 P/W が割れ発生に大きく影響し、P/W が 1.3 以上で割れ可能性が高くなると結論 付けている⁵⁰⁾.また 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⁵¹⁾.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、結晶の成長方向と溶接部に作用するひずみとの関係は 明らかになっていない.

カ学的な観点から,溶接条件を変更することによる割れ防止法として,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⁵²⁾.同様に柴原らは,割れが発生する溶接終端部に おいて溶接速度を変更することで,終端部の面内の回転変形を制御し,割れを防止できる ことを示した⁵³⁾.また溶接部に作用するひずみ量を低減することを目的として,特に船舶 外板の片面サブマージアーク溶接時の終端部における割れを防止することを目的に,継手 終端部にシーリングビードを層状に置き,裏ビードを形成させずに拘束ビードを残すこと で変形を抑制するシーリングカスケード法⁵⁴⁾や終端部のタブ板にスリットを設けることで, タブ板に熱源が到達した際に,タブ板が溶融することによって発生する急激な変形を抑制 し,アークがエンドタブに乗り上げてもエンドタブの拘束力を維持するスリットタブ法⁵⁵⁾ などが提案されているが,補修溶接が必須となることやすべての割れを防止できるわけで

6

はないことなど、改善が必要である.

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⁵⁰.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.

このように割れを防止する方法は,主に実験的に検討され,実構造物溶接に適用されて いる事例もあるが,割れ防止法は確立されておらず,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,実構造物溶接に適用可能な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.

1.2.3 高温割れ発生評価の解析技術

溶接高温割れの発生評価する解析手法は、少ないながら、いくつかの事例が報告され ており、上述の種々の評価指標に対応した解析が実施されている.

基本的には力学的な観点から,溶接時の応力/変形解析に用いられる熱弾塑性解析を用いた検討がほとんどであり,T.Zacharia らは,凝固割れが力学的因子と冶金学的因子の両方を考慮する必要があるとしながら,冶金学的な研究と比較して,あまり進められていない力学的な検討として,溶接時の高温域における応力およびひずみについて検討しており⁵⁷,液膜の存在や凝固収縮ひずみなどの冶金学的な因子の考慮が必要となると考えられる.

液膜の存在を考慮し、熱弾塑性解析を用いた事例として、Ploshikhin は溶融領域および 割れ発生領域に液体および気体の物性値を用いる熱弾塑性解析を用いて、割れが溶接開始 位置から進展する基礎試験に対して、溶融領域に液体の物性を与えることで固体と液体の 差を再現し、溶融池後端がある変位量以上に開いた場合に、液体の物性から気体の物性に 変化させることで、割れの進展を模擬する解析を行っている⁵⁸⁾. 同様に、柴原らは、界面 要素を用いて、事前に割れ発生位置を限定することで、高温域の応力を指標として凝固割 れの発生・進展・停止に至るプロセスを再現する解析を行っている⁵⁹⁻⁶²⁾. このように割れ 発生位置を限定することで、割れを進展させる解析が行われている.

液膜の圧力降下を割れ指標とした事例として、Niel らは、セルオートマンと熱応力解析 を組み併せることで、溶融池内の微細な結晶構造の粒界における圧力降下を計算している ⁶³⁾.また Rajani らは、溶融部に配置された結晶粒界の液体の流れから圧力降下を計算する 解析手法を提案し、割れ発生の評価を行っている^{64,65)}.同様に Draxler らも FEM の結果を 冶金学のモデルや粒界の液膜の挙動と組み合わせることで溶接部の液膜における圧力降 下を計算し、割れの発生長さを計算している⁴⁴⁾.このような溶融領域内の微細な結晶の構 造と液膜の破断の計算は、高温割れ発生のメカニズムの解明の一助となると考えられるが、 溶融領域のサイズは大きくても数百ミリであり、実構造物溶接時の割れ発生位置の予測や その防止法の検討を行うには適していないと考えられる.

以上のように様々な割れ評価指標に基づき,溶接中のひずみ挙動について検討が行わ れているが,実構造物溶接時の割れ発生位置の予測やするもの報告は見当たらず,一般的 に広く用いられる熱弾塑性解析においては,凝固偏析や溶融部の凝固収縮ひずみ,液膜の 存在などが考慮されていないため,力学的因子に加えて,冶金学的因子を考慮し,それら の影響について検討可能な解析手法の開発が望まれる.

1.3 本論文の構成

本研究の主たる目的は、実溶接継手に発生する溶接高温割れ発生の可能性を予測し、 防止法を検討可能な高温割れ解析手法を開発することである.本論文は、Fig. 1.3.1 に示す ように、そのための基礎的研究を行った成果をまとめたものである.本論文は序論も含め て6章から構成される.

第2章では,溶接高温割れの発生を評価し,力学および冶金学的因子の影響について 検討可能な高温割れ解析手法の開発について述べる.この手法では,FEM 熱弾塑性解析を 用いて,力学的因子として,溶融に伴う固液の強度差のモデル化および塑性ひずみの増分 を用いた高温割れ評価法を基礎としている.また,金属の凝固に伴う結晶成長方向や凝固 偏析,凝固収縮,凝固潜熱などの冶金学的因子のモデル化についても述べる.

第3章では、提案手法の妥当性を検証することを目的として、実構造物溶接を対象とした溶接高温割れ解析を実施する.これまで考慮されなかった凝固収縮ひずみや固液の強度差の影響に関する基礎的な検討を行うことで本手法の有用性を確認する.また凝固形態や溶込み形状が凝固割れ発生に及ぼす影響について、実験結果と比較することで、提案手法の妥当性を示す.

第4章では、提案手法を用いて、力学および冶金学的な観点から凝固割れを低減、防止可能な溶接条件を導出することを目的として、実構造物溶接を対象とした溶接高温割れ防止策に関する検討する.温度勾配・凝固形態を制御することによる冶金学的な割れ防止法について、実験結果との比較を通してその有用性について検証する.また力学的な割れ防止防止法として、入熱条件や拘束条件を変更することや溶接熱源に追従する付加加熱を用い

ることにより溶接部を圧縮することによる高温ひずみの低減効果を確認する.加えて提案 した高温割れ解析手法と最適化手法を組み合わせた高温割れ防止条件導出システムおよ び高温割れ防止のための仮付け施工最適化システムを構築し,その適用性について検討す る.

第5章では、更なる高温割れ解析手法の高度化を目的として、凝固時の柱状晶の成長 を表現可能な解析法の提案および割れの進展解析を実施する.前者では、FEM 熱伝導解析 の結果を用いてアーク溶接部の柱状晶の成長を簡易化したモデリング手法について述べ た.そして溶接諸条件が結晶成長に及ぼす影響について検討し、本手法の妥当性について 検証する.後者では、提案手法を凝固割れの基礎試験である Trans-Varestraint 試験に適用 し、提案手法の有用性と本試験の力学的な意義について明らかにする.

以上の議論により得られた主要な結論を基に,第6章では本研究の成果についての総 括を行う.



Fig. 1.3.1 Framework of this research.

第二章

溶接高温割れ解析手法の開発

2.1 緒 言

本章では、力学および冶金学的因子を考慮した高温割れ解析手法について述べる.具体 的には、高温域におけるひずみ評価に加えて、柱状晶成長方向および凝固収縮ひずみを考 慮可能な解析手法を、FEMによる熱伝導解析および熱弾塑性解析を用いて実現する.

従来の有限要素法を用いた高温割れ解析の多くは、凝固割れを考慮する上で重要な冶金 学的な因子を考慮できておらず、凝固形態が割れ発生に及ぼす影響についての検討を行 うことは難しい.例えば、凝固時に生じる凝固潜熱および凝固収縮は、それぞれ凝固点 直下の温度分布およびひずみ分布に大きく影響し、高温割れ発生の有無に影響を及ぼす と考えられる.特に凝固収縮ひずみは、炭素鋼において、3.0%程度^{66,67)}であり、既存の 研究の割れ発生限界ひずみ⁶⁸⁾と比較しても、その影響を無視することはできない.また 高温割れの発生位置は、柱状晶どうしの会合部で生じやすいことが知られており、凝固 時の結晶成長方向が割れ発生位置および長さに影響すると考えられる.このような冶金 学的因子の影響が考慮可能となれば、仮付けや拘束の条件を変更するといった力学的な 対策のみでなく、溶接ワイヤの含有元素や溶接部の凝固形態を変更するといった冶金学的 な対策を併せて行えるようになり、実施工での高温割れ防止や高温割れ発生クライテリア の解明に繋がると考えられる.そこで、本研究では、力学的なひずみ挙動、および溶融部 の冶金学的な凝固現象を考慮可能な高温割れ解析手法を構築する.力学的因子として、塑 性ひずみの増分を用いた高温割れ評価法を提案し、冶金学的因子として、対象の金属組成 から決定したBTRおよび固相率の関係と、固相率から算出した凝固収縮ひずみおよび凝固潜 熱を、FEMによるBTR塑性ひずみ増分の評価において考慮する.また、温度勾配を用いて、 高温割れ発生位置に影響を及ぼす柱状晶の成長方向を簡易的に予測する手法を提案し、柱 状晶の会合位置における角度と高温割れ発生位置の評価に用いる.

2.2 溶接高温割れ解析手法の開発

2.2.1 凝固偏析および固相率の温度依存性の導入

本研究では、BTR 内における凝固の進行を表現するために、対象とする材料の温度と固 相率*f*sの関係を用いて、固相と液相の強度差、凝固収縮ひずみの量および凝固潜熱を決定す るために、対象とする材料の固相率の温度依存性を導入する.

固相率の温度依存性は、対象とする材料の化学成分により変化し、高温割れの発生に影響を及ぼす.ここでは、一例として JIS G 3106 SM490A を対象とする.Table 2.2.1 に、対象とした SM490A の化学成分を示す ⁶⁹.固相率の温度依存性は、様々な凝固モデルに基づき算出式が提案されている.ここでは一例として、式(1)に示す各成分の溶質濃度から液相線温度を算出する式を用いて固相率の温度依存性を導出する.固相率に対する各成分の溶質濃度は、式(2)を用いて算出した.BTR の決定には、簡易的に固相率 90%までの固相率fsに対する溶質濃度および温度を計算し、その温度を固相線温度と設定し、液相線温度から固相線までを BTR とした.

各含有元素の偏析量については、Table 2.2.2 に示す炭素 C, リン P, 硫黄 S を対象に、Clyne らにより提案された式(2)~(4)に示すミクロ偏析の簡易的な解析モデルを用いて算出した. 計算に用いた各種パラメータを Table 2.2.2 に示す⁷⁰⁾. 上記の計算により求めた各温度での 固相率 f_S を Fig. 2.2.1 に示す. 同図より、対象とした SM490A の BTR は 1390℃から 1500℃ までの 110℃となった. なお、本研究では、熱伝導解析で求めた温度分布から、各有限要素 の固相率 f_S を決定した.

12

Composition 【wt%】	С	Si	Mn	Р	S	Ni
	0.06	0.40	1.73	0.014	0.008	0.60

Table 2.2.1 Chemical composition of SM490A⁶⁹.

Table 2.2.2 Thermophysical data⁷⁰.

Element		k	D	α	m_i	<i>C</i> ₀	
С	δ	0.200	6.4×10^{-3}	64	90	0 160	
	γ	0.360	6.4×10^{-4}	6.4	70	0.100	
Р	δ	0.130	4.0×10^{-5}	0.4	50	0.012	
	γ	0.060	2.5×10^{-6}	0.025	50	0.012	
S	δ	0.060	1.6×10^{-4}	1.6	20	0.005	
	γ	0.015	3.9×10^{-5}	0.39	20	0.003	



Fig. 2.2.1 Relation between temperature and fraction of solid.

$$T_L = T_M - \sum_i m_i C_L^i \tag{1}$$

$$C_{L} = C_{0} \left\{ 1 - \left(1 - 2\Omega k\right) f_{S} \right\}^{\left\lfloor \frac{N}{1 - 2\Omega k} \right\rfloor}$$

$$\tag{2}$$

$$\Omega = \alpha \left\{ 1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right\} - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right)$$
(3)

$$\alpha = \frac{4D_S t_f}{\lambda^2} \tag{4}$$

ここで、 T_L は合金の液相線温度、 T_M は純鉄の溶融点、 m_i は溶質iの液相線勾配、 C_L^i は溶質 濃度である.また、 C_0 は各合金の初期溶質濃度、kは平衡分配係数、 f_S は固相率、 α 、 Ω は凝 固パラメータ、 D_S は固相内拡散係数、 t_f は凝固時間、 λ は二次デンドライトアーム間隔であ る.

2.2.2 固液の強度差および凝固潜熱の導入

溶融金属は凝固に伴う部分的な結晶の結合に伴い,BTR 内で 1.0 MPa 程度の応力を保持 可能なことが,高温引張試験で確認されている⁷¹⁾. そこで,本研究においても固相線温度 である 1390 ℃の降伏応力については, 1.0 MPa とした.また,液相線温度以上の温度域に おいては,溶融金属の強度はほぼゼロと考え,1.0 MPa より十分小さい値 $\sigma_{Y_{melt}}$ を用いるこ とにした.すなわち,BTR 内では,Fig. 2.2.2 に示すように固相率に比例した降伏応力を仮 定することで,固相と液相の強度差を考慮した.また,本研究では凝固潜熱の値を 270 J/g と仮定⁷²⁾し,Fig. 2.2.3 に示した高温域における比熱を用いて表現した.



Fig. 2.2.2 Yield stress in high temperature range.



Fig. 2.2.3 Temperature dependent material properties for JIS G3106 SM490A.

2.2.3 凝固収縮ひずみの導入

溶融金属の凝固時には、液体金属と固体金属の密度差に起因し凝固収縮ひずみ ϵ_{sh} が生じることで、液相は固相側に引張られる.具体的に、炭素鋼では、3.0%程度の密度差があることが知られている^{66,67)}.これにより一方向には、1.0%程度の凝固収縮ひずみが発生する. 固液共存領域における固相率が Δf_s 変化する際の、凝固収縮ひずみの増分値 $\Delta \epsilon_{sh}$ は、次式のように表される.

$$\Delta \varepsilon_{sh} = \Delta f_s \left(\frac{\rho_s}{\rho_L} - 1 \right) \tag{5}$$

ここで、 ρ_S は固体の密度、 ρ_L は液体の密度であり、右辺の $\left(\frac{\rho_S}{\rho_L}-1\right)$ は、凝固収縮係数^{40,67} である、本研究では、 $\left(\frac{\rho_S}{\rho_L}-1\right)=0.03$ とし、Fig. 2.2.1 に示す温度と固相率の関係から、凝固 収縮ひずみの増分値を、熱ひずみを用いて考慮した。

2.2.4 高温割れ発生指標「BTR 塑性ひずみ増分」の提案

凝固割れは、凝固が開始する液相線温度から凝固が完了する固相線温度の間の凝固脆性 温度域(BTR)と、液膜に作用する引張りのひずみに支配される. すなわち, Fig. 2.2.4 に 示すように、冷却中の BTR において溶接金属部に作用する変位またはひずみと凝固中の限



Fig. 2.2.4 Schematic illustration of initiation of hot cracking.

界延性曲線を用いて表現される⁷⁸⁾. 仙田・松田らは, 凝固割れの発生を割れ発生時の負荷 ひずみ量と温度を用いて整理を行い, 高温割れ(凝固割れ)を支配するパラメータとして, BTR および限界ひずみ*ɛ_{min}に加えて*, それらを組み合わせた CST(Critical Strain Rate for Temperature Drop)を提案し⁷³, それらは現在においても高温割れ感受性の評価パラメータと して用いられている. つまり, 高温域で受けたひずみ量が高温割れの発生を評価する上で 重要となる.

FEM 熱弾塑性解析を用いて、高温割れの発生を評価する指標について検討する.熱弾塑 性解析におけるひずみは、通常の弾塑性解析に熱ひずみの影響を考慮した形で定義される. これらのひずみに加えて、高温割れ解析においては、溶融金属の凝固に伴う凝固収縮ひず みを考慮することが必要であると考えられる.つまり、全ひずみ増分は、式(6)に示すよう に、弾性ひずみ増分 $\Delta \varepsilon^{e}$ 、塑性ひずみ増分 $\Delta \varepsilon^{p}$ 、熱ひずみ増分 $\Delta \varepsilon^{T}$ および凝固収縮ひずみ増分 $\Delta \varepsilon^{sh}$ の和で表される.

$$\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon^{e} + \Delta \varepsilon^{p} + \Delta \varepsilon^{T} + \Delta \varepsilon^{sh}$$
(6)

一方,凝固収縮は,液体金属が凝固時に収縮する現象である.よって式(6)中に示される 凝固収縮ひずみ増分Δε^{sh}は,BTR内において収縮を表す負のひずみとなり,高温割れ発生 を助長するものである.本研究では高温割れの発生指標として, Fig. 2.2.5 に示すような降



Fig. 2.2.5 Schematic illustration of plastic strain increment in BTR during cooling.

温過程において BTR 内で発生する塑性ひずみ増分(以後, BTR 塑性ひずみ増分 $\Delta \epsilon_{BTR}^p$ と称す) を考える.この値は、同図に示すように、降温過程において液相線温度に達した時点およ び固相線温度に達した時点での塑性ひずみの差を表すものである.本研究では、BTR 塑性 ひずみ増分を FEM 熱弾塑性解析により算出した.

$$\Delta \varepsilon_{BTR,i}^{p} = \sum_{I=n_{t_0}}^{n_{t_1}} {}^{(I)} \Delta \varepsilon_{ii}^{p} \left(i=x,y,z\right)$$
(7)

ここで、 t_0 は凝固開始時間、 t_1 は凝固完了時間、 n_{t0} は凝固開始時間ステップ、 n_{t1} は凝固完 了時間ステップ、 $(^{I})\Delta\varepsilon_{ii}^p$ は時間ステップ I における i 方向の垂直塑性ひずみ増分である.

高温割れは、デンドライトの先端が会合する位置の液膜で生じる割れと、隣り合うデン ドライトの間で生じる割れに大別できる. どちらの割れも、生じた液膜に対して垂直な方 向のひずみにより発生すると考えられる.本研究では、デンドライトの先端が会合する位 置において生じる割れを対象とし、降温過程の BTR における塑性ひずみ増分を用いて評価 した.

2.2.5 柱状晶成長方向簡易評価手法

溶接時の溶融金属の凝固形態は、その温度勾配と冷却速度により決定され、一般的には セルあるいはデンドライトの集合体からなる柱状凝固である⁷⁴⁾. 冶金学の分野では、凝固 時における溶融金属の結晶成長方向が凝固割れに及ぼす影響について検討されており、柱 状晶どうしの会合角度と割れ発生の関係については、粒界エネルギに基づき評価されており^{75,76},その会合角度が大きい場合に、凝固割れが生じやすいことが報告されている⁷⁷⁾. 本研究では、Fig. 2.2.6 に示すように、FEM 熱伝導解析を用いた柱状晶成長方向簡易評価手 法により、簡易的に溶接金属の凝固に伴う柱状晶の凝固成長方向および柱状晶どうしの会 合角度を算出する.すなわち、溶融池内の柱状晶の成長方向を、降温過程において各有限 要素が BTR に達した時点での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}*と定義し、次式のように算出する.

$$\boldsymbol{G}_{BTR} = \sum_{\alpha=1}^{m} \left(\frac{\partial N^{\alpha}}{\partial x} \boldsymbol{i} + \frac{\partial N^{\alpha}}{\partial y} \boldsymbol{j} + \frac{\partial N^{\alpha}}{\partial z} \boldsymbol{k} \right) T^{\alpha}$$
(8)

ここで、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.この BTR 温度勾配ベクトルを用いることで、柱状晶の成長方向 を簡易的に予測する.さらに、柱状晶どうしの最終会合位置における会合角度を用いて、 割れ発生位置の評価を行う.また、柱状晶の会合角度は、割れ発生に大きく影響するこ とが報告されており⁸²⁰、柱状晶どうしが平行に会合し、広い範囲に液膜が残留するよう な凝固形態では、割れが生じやすいことが知られている.本研究では、BTR 温度勾配 ベクトルG_{BTR}と溶接部に作用するひずみの関係から、割れが生じやすい凝固形態につい て検討する.



Fig. 2.2.6 Temperature gradient vector in BTR for columnar crystal growth direction and associate angle.

第三章

開発手法の高温割れ問題への適用

3.1 緒 言

本章では,提案手法の妥当性について検証することを目的として,実構造物溶接を対象 とした溶接高温割れ解析を実施する.また,これまで FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れ 解析において考慮されなかった冶金学的因子の影響に関する検討を行うことで本手法の有 用性について確認する.さらに,凝固形態や溶込み形状が凝固割れ発生に及ぼす影響につ いて,実験結果と比較することで,提案手法の妥当性を示す.

まず、シングル溶接による突合せ溶接解析を実施することで、固液の強度差の再現方法 および凝固収縮ひずみが高温割れ発生に及ぼす影響について議論する.続いて、T 継手完全 溶込み溶接の解析を行い、溶込み形状が凝固割れ発生に及ぼす影響について議論する.ま た、アルミニウム合金 TIG アークスポット溶接の解析においては、加熱条件が凝固割れお よび HAZ 液化割れ発生に及ぼす影響について検討する.

3.2 シングル板継溶接時の凝固割れ解析

3.2.1 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⁷⁸⁾.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⁷⁹⁾.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.

本節では、構築した高温割れ評価手法をシングルアークによる突合せ溶接に対して適 用し、実験結果との比較から提案手法の妥当性を示すとともに、力学的因子に影響を及 ぼすと考えられる高温域での降伏応力と、冶金学的因子である凝固収縮ひずみが高温割 れ発生に及ぼす影響について検討する.

3.2.2 開発手法の突合せ溶接への適用

2章で示した高温割れ解析手法の妥当性および諸因子の影響について検討するために, 突 合せ溶接に対して提案手法を適用した.供試鋼板として JIS G 3106 SM490A を用いて, GMAW による下向片面溶接を行った.ワイヤは JIS Z 3313 T49J 0 T5-1 C A-U の Flux Cored Wire を用いて,開先内には溶融池の安定化と高溶着化のために開先充填剤を散布した.Fig. 3.2.1 に示すように,長さ 600 mm,片幅 150 mm,板厚 25 mm の 2 枚の鋼板を突合せ溶接 により接合する過程を検討対象とした.始終端部には,長さ 150 mm,半幅 150 mm,板厚 25 mm のタブ板を用いている.また,x = 125 mm,425 mm および 725 mm の位置に,長さ 50 mm,厚さ 5 mm の仮付けが施されており,x = 200 mm,440 mm,および 680 mm の位置 に同図(b) に示すような拘束板が取り付けられている.拘束板は,幅 300 mm,高さ 200 mm, 厚さ 20 mm の U字型の形状を有している.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.溶接線 800mm の要素分割は溶接線方向に 800



Fig. 3.2.1 Shape and size of test plates on butt welding.



Fig. 3.2.2 Appearance of test plates and tack welds.

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.溶接部は開先角度 35 度の V開先で、ルートギャップは 5 mm である.また、溶接部のモデル形状は実験結果の断面 マクロ写真を基に作成した.節点数、要素数はそれぞれ 1,122,416, 1,059,664 である.また、 提案手法の妥当性を検証するため、電流、電圧、溶接速度および熱効率を、それぞれ、520 A、43 V、250 mm/min および 0.6、すなわち単位長さあたりの入熱量を 3219.8 J/mm とした 実試験結果との比較を行った.熱伝導解析の開始時には、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 バース法⁸⁰⁾を採用した.Fig.3.2.2 に実試験外観を示す.なお、室温は 20 ℃とした.

3.2.3 高温降伏応力の影響に関する検討

2.1節で述べた通り,降温過程において,溶融金属は凝固に伴い応力が回復することが知られており,炭素鋼では完全に凝固した時点で,1.0 MPa 程度となる¹⁴⁾.溶融温度のごく近傍で発生する現象である高温割れの解析を行う上では,固相線温度以上の温度域において, 強度が低下し,液相線温度以上で強度を持たないことを考慮する必要がある.熱弾塑性解析において液相線温度以上の降伏応力を極めて小さくすることで,溶融金属が強度を持たないことを再現できると考えられるが,降伏応力を小さくし過ぎると解析が不安定になるため,解析結果に影響がない範囲で適切な値に設定する必要がある.

そこで、本項では、液相線温度以上の高温降伏応力σ_{Ymelt}を変化させ、高温ひずみへの影響について検討し、溶融状態を考慮しながら安定した解を得るための、解析上の高温降伏応力を決定する. なお、ここでは、液相と固相の強度差を再現可能な高温降伏応力の大き さのみについて検討しており、凝固収縮ひずみについては考慮していない. 解析条件とし て、固相線温度での降伏応力を、高温引張試験時の応力に基づき 1.0 MPa と設定し、液相線 温度以上の降伏応力を 0.01~1.0 MPa の範囲で変化させ、BTR 塑性ひずみ増分に及ぼす影響 について検討した.

Fig. 3.2.3 に高温降伏応力を変化させた場合における溶接開始位置から 275 mm の横断面 での BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より,溶融金属が持つ強度の違いにより,計 算される BTR 塑性ひずみ増分の値が異なっていることが分かる. すなわち,高温降伏応力 が大きい 1.0 MPa の条件では,溶接部全域に引張りの BTR 塑性ひずみ増分が生じているこ



Fig. 3.2.3 Distribution of plastic strain increment in BTR on transverse cross section at x = 275 mm.



Fig. 3.2.4 Influence of yield stress above liquidus temperature $\sigma_{Y_{melt}}$ on plastic strain increment in BTR along A-A'.



Fig. 3.2.5 Influence of yield stress above liquidus temperature $\sigma_{Y_{melt}}$ on plastic strain increment in BTR along A-A'.

とが分かり、高温降伏応力の低下に伴い、溶接金属中央部で正の値となり、HAZ 部近傍で 負の値となることが分かる.

Fig. 3.2.4 に, 図中に示す A-A'線上における BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同様に, Fig. 3.2.5 に,図中に示すB-B'線上におけるBTR塑性ひずみ増分を示す.両図より,降伏応力を0.1 MPa 以下に設定し、固相と液相の強度に差を設けた条件では、 最終凝固位置の BTR 塑性ひずみ 増分の差がほとんどないことが分かる.

以上の結果より、本研究では、解析の安定性の観点も踏まえて、液相線温度以上の高温 降伏応力を 0.1 MPa とし、以降の検討で用いるものとした.

3.2.4 高温割れ解析の妥当性検証

3.2.4.1 柱状晶成長方向についての検証

本目では,柱状晶成長方向簡易評価手法の妥当性について検証を行う.実験および解析 の条件は 3.2.2 項と同じものを用いた. なお,本手法はあくまで巨視的なエピタキシャル成 長の方向を想定した簡易予測手法であり、母材の形態や優先成長方向の異方性や結晶のサ イズなどは想定していない. Fig. 3.2.6 (a)に溶込み形状および断面マクロ写真を, Fig. 3.2.6 (b) に熱伝導解析から得られる BTR 温度勾配ベクトルの分布を示す.同図より、溶込み形状が 実験結果と良好に一致していることが確認できる.

柱状晶どうしの会合位置である溶接線中心を通る鉛直方向の直線を板厚方向に14分割し, 実験で得られた会合角度と解析のBTR温度勾配ベクトルの会合角度の比較をFig. 3.2.7 に示 す. 実験結果は、同一試験の異なる 3 断面から得られた断面マクロ写真から導出した. 同 図より、実験結果のばらつきが少なく再現性がある結果であるとともに、会合部全域で会



(a) Experimental result.

(b) Analysis result.

Fig. 3.2.6 Comparison of penetration shape.



Fig. 3.2.7 Comparison of columnar crystal associate angle between analysis and experimental results along A-A'.

合角度が180度に近く、特に板の表面部において、真横に会合していることが分かる.

このことから、板表面部付近において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る.また、実験結果の凝固成長方向および解析結果のBTR 温度勾配ベクトルともに表面部の角度が180度に近く、裏面部に向かうと角度が小さくなる傾向が良好に一致していることが確認できることから、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の妥当性が確認でき、液相線温度到達時の温度勾配ベクトルを用いることで柱状晶の結晶成長方向および会合角を十分な精度で予測可能であることを示唆する結果が得られた.

3.2.4.2 割れ発生評価についての検証

本目では、凝固収縮ひずみが BTR 塑性ひずみ増分分布に及ぼす影響について検討する. 凝固収縮ひずみを考慮しない従来手法および凝固収縮ひずみを考慮した提案手法を用いた 解析を実施し、得られた解析結果と実験結果の割れ位置との比較を行った.なお、どちら の解析においても凝固潜熱を考慮した.実験および解析の条件は 3.2.2 項と同じものを用い た.Fig. 3.2.8 (a)と(b)に、x = 425 mm の位置での横断面における BTR 塑性ひずみ増分の分布 を示す.同図(a)は、凝固収縮ひずみを考慮しない解析結果を、同図(b)は凝固収縮ひずみを 考慮した解析結果を示している. Fig. 3.2.8 (c)に実験結果の x = 425 mm の位置における断面 マクロ写真を示す. 同図より, 凝固収縮ひずみを考慮した場合には, 凝固収縮ひずみを考 慮しない場合と比較して, 最終凝固位置付近で引張りの BTR 塑性ひずみ増分が増大し, そ の周辺では圧縮の BTR 塑性ひずみ増分が分布していることが分かる. これより, 凝固収縮 ひずみの影響は溶融部に均一に生じるものではなく, 各位置の冷却状態によりその影響度 が異なることが分かる. また, Fig. 3.2.8 (a)に示す凝固収縮ひずみを考慮しない従来手法で は溶接金属部で 0.2%未満の引張りの BTR 塑性ひずみ増分が分布していることが確認でき, 同図 (b)に示す凝固収縮ひずみを考慮した提案手法では, 板表面部に 3.0 %程度の高い引張 りの BTR 塑性ひずみ増分が確認できる. 同図 (c)に示すように, 実験では板表面部で割れ が発生していることが確認され, その位置は, 提案手法による解析結果における高い引張 りの BTR 塑性ひずみ増分の発生位置と良く一致していることが分かる.





(c) Experimental result.

Fig. 3.2.8 Distribution of plastic strain increment in BTR and cracking position on transverse cross section at x = 425 mm.



Fig. 3.2.9 Temperature history of plastic strain on point I and II.

Fig. 3.2.9 に, 凝固収縮ひずみを考慮した解析における, Fig. 3.2.8 (b)に示す *x* = 425 mm に おける断面内の点 I と点 II の 2 点での, BTR 内の冷却過程における *y* 方向塑性ひずみの履 歴を示す. 同図の横軸は降温過程における温度を,縦軸は *y* 方向塑性ひずみの増分を示して いる. 同図より,溶接金属表面部の点Iでは, 2000 ℃以下の降温中における塑性ひずみの増 分値が常に正の値となっていることが分かる. また, BTR に到達し,凝固収縮が生じ始め ると塑性ひずみが急激に増加していることが確認できる一方,溶接金属裏面部に位置する 点IIでは, 1600 ℃以下の降温過程において塑性ひずみの増分値は負の値となっていることが 分かる.

Fig. 3.2.10 に、図中に示す A-A'線上における BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図より、凝 固収縮ひずみを考慮することによる BTR 塑性ひずみ増分の変化量は、表面部で大きく、裏 面部で小さいことが分かる. 特に溶接金属裏面部から約3 mm までの溶接裏波部において、 凝固収縮ひずみの影響が小さく、BTR 塑性ひずみ増分は最大 0.3 %程度減少していることが 分かる. 加えて、溶接部表面から3 mm 程度の位置においては、凝固収縮ひずみの影響が大 きく、最大で 3.0 %程度増加していることが分かる. 以上より、凝固収縮ひずみは会合部の BTR 塑性ひずみ増分を均一に大きくするわけでなく、溶接金属表面部から少し内部の位置 で大きくなる点は興味深い.

Fig. 3.2.11 (a)に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し,同図(b)に 実験における割れ発生位置を示す.同図(a)より,今回の溶接条件では,溶接線中央部およ



Fig. 3.2.10 Influence of solidification shrinkage on plastic strain increment in BTR along A-A'.



び終端部の仮付け位置後方の広い範囲にかけて,高い BTR 塑性ひずみ増分が確認できる. また,同図(a)および(b)より,BTR 塑性ひずみ増分の高い位置と同様の位置において,割れ が発生していることから,提案手法は長手方向の割れ発生についても評価可能と考えられ, 本手法の妥当性が確認された.

以上の結果より,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高温 割れ評価において,溶融金属の凝固に伴う凝固潜熱および凝固収縮ひずみを考慮すること で,より高精度な解析が可能であり,長手方向および板厚方向における割れ発生位置の予 測が行える可能性が示された.

3.2.5 凝固収縮ひずみと周囲の拘束/温度勾配の関係に関する検討

本項では、周囲の拘束と凝固収縮ひずみの影響について整理する. Fig. 3.2.12 に、突合せ 溶接の溶接横断面における初層溶接時の母材と溶接金属および BTR 位置の概念図を示す. 同図より、溶接金属表面部では降温過程の BTR において凝固収縮が発生すると、その収縮 を剛性が高い母材が拘束することで、凝固収縮ひずみの影響により高い BTR 塑性ひずみ増 分が発生すると考えられる. それとは逆に、溶接金属裏面の裏波部においては、周囲の拘 束が小さいため、凝固収縮ひずみが BTR 塑性ひずみ増分に及ぼす影響は小さいと考えられ る.

Fig. 3.2.13 に,溶接開始から 84 秒後における, $x = 344 \sim 360 \text{ mm}$ の横断面での降温過程に おける温度の分布を示す.図中の各断面の間隔は 2 mm であり,赤色で示した範囲が BTR である.同図より,溶接金属表面の凝固が完了した後に,溶接金属裏面の凝固が完了する ことが分かる.



Fig. 3.2.12 Schematic illustration of influence of solidification shrinkage.


Fig. 3.2.13 Transient temperature distribution in transverse cross section.



Fig. 3.2.14 Transient distribution of plastic strain increment in BTR in transverse cross section.

同様に, Fig. 3.2.13 と同時刻, 同断面における BTR 塑性ひずみ増分の分布を Fig. 3.2.14 に示す. 同図より, 図中の断面②から断面③の間において溶接金属表面部付近が BTR に達し, 同時刻において BTR 塑性ひずみ増分が広い範囲で大きくなっていることが分かる.

Fig. 3.2.15 に, *x* = 358 mm および 354 mm の断面, すなわち Fig. 3.2.13 中に示した断面② および④における Fig. 3.2.15 中の A-A'および B-B'上の温度分布を示す. 同図より, 会合角度が 180度に近く,結晶どうしが平行に会合する溶接金属表面部が BTR に達する *x* = 358 mm の A-A'上では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 BTR までの距離が小さいことが分かり, 会合角度が小さい溶接金属裏面部が BTR に達する *x* = 354 mm の B-B'上では幅方向の温度勾配が小さい, すなわち固相の領域から BTR までの距離が 大きくなっていることが分かる. つまり, 会合部が BTR に到達し凝固収縮が発生する際に, 結晶の会合角度が 180 度に近い溶接金属表面部付近は, 固相域からの拘束が大きくなるため, 凝固収縮ひずみの影響が大きくなり割れやすくなると考えられる.

以上のことから,突合せ溶接の初層溶接時において,母材に挟まれ柱状晶どうしが平行 に会合する凝固形態となる位置では,周囲の拘束が大きく,凝固収縮ひずみの影響が大き くなることから,高温割れが発生しやすいと考えられる.



Fig. 3.2.15 Transient distribution of temperature in transverse cross section.

3.2.6 シングル板継溶接時の凝固割れ解析に関するまとめ

本節では、力学および冶金学の因子を考慮した FEM 熱弾塑性解析に基づく新しい高温割 れ発生評価法を提案した. 冶金学的因子として、凝固成長方向を BTR 温度勾配ベクトルを 用いて簡易的に予測し、柱状晶の会合角度から割れ発生位置を評価した. また、BTR と固 相率の関係から、凝固収縮ひずみおよび凝固潜熱を考慮した解析を実施した. 力学的観点 からは、BTR 塑性ひずみ増分を用いて、溶接部に生じるひずみを評価した. さらに提案手 法を突合せ溶接に適用した結果、以下の知見が得られた.

- 溶融金属が強度を持たないことを再現するため、固相線温度での降伏応力を 1.0 MPa と設定し、溶融金属の降伏応力を 0.01~1.0 MPa まで変化させた解析を実施した.その結果、溶融金属の降伏応力を 0.1 MPa 以下と設定した解析では、BTR 塑性ひずみ増 分が一致することを確認した.
- 2)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を確認した.このこと から、柱状晶成長方向簡易評価手法の妥当性が示された.
- 3)実験で得られる割れ発生位置と解析で得られる大きな BTR 塑性ひずみ増分の発生位置とが、良好に一致していることを確認した.このことから、提案手法を用いることで割れ発生位置が予測可能であることが示された.
- 4) 凝固収縮ひずみが割れ発生に及ぼす影響は、周囲の拘束状態により変化し、母材からの拘束が小さい溶接裏波部では、凝固収縮ひずみによる溶接部の引張りは小さく、母材からの拘束が大きい溶接金属表面部では、凝固収縮ひずみによる引張りは大きくなることが分かった。
- 5) 母材からの拘束が大きい溶接表面部の中でも、会合角度が180度に近く結晶どうしが 平行に会合する位置では、会合部がBTRに到達した時に、剛性が回復した固相との 距離が小さいため、凝固収縮に対する拘束が大きくなることから、溶接部の引張りが 大きくなる、すなわち高温割れが生じやすい凝固形態であることが分かった.

3.3 T 継手完全溶込み溶接時の凝固割れ解析

鋼橋部材の溶接では、耐震性および疲労強度の向上や作業コストの低減を目的として、 大電流パルス MAG を用いた T 継手完全溶込み溶接法⁸¹⁾の適用が検討されている. その様 子を Fig. 3.3.1 に示す.この溶接法では、表側 1 パスのみで裏はつりせずに 15~30 mm 程度 の板厚を溶接することが可能であり、特に 17 mm 以下の板厚なら欠陥が生じないことが確 認されている. しかしながら、厚板の溶接施工時においては、溶接条件や継手形状の選択 により、高温割れの一種である梨形ビード割れが発生する場合があり問題となっている. 凝固割れは製品品質に影響を及ぼす重大な欠陥であるが、事前にその発生を予測すること ができれば、防止策について検討する上で非常に有用であると言える. そこで本節では、凝 固収縮ひずみを考慮した FEM 高温割れ解析を用いて、T 継手完全溶込み溶接時の梨形ビー ド割れ問題に適用することで、入熱量および溶込み形状等の諸因子が割れに及ぼす影響に ついて検討を行った.



Fig. 3.3.1 Photo of full penetration welding experiment of T joints using high current pulsed MAG welding.

3.3.1 大電流パルス MAG 溶接法による T 継手完全溶込み溶接実験

入熱量 *Q* および溶込み形状のアスペクト比 *n* が割れに及ぼす影響について検討するため に、大電流パルス MAG 溶接法による T 継手完全溶込み溶接実験を実施した. なお、試験 体材料は SM490A を用い、溶接ワイヤーは YGW15 を用いた. また、試験体の始終端部に は立て板の姿勢を保つために拘束板を設け、小入熱で仮付け溶接を施した.

Fig. 3.3.2 に入熱量 *Q* および溶込み形状のアスペクト比ηが割れに及ぼす影響を示す.縦軸は入熱量 *Q* を示し,横軸は溶込み形状のアスペクト比ηを示す.溶込み形状のアスペクト比ηは,溶込み深さ *D* と溶込み幅 *W* を用いてη=*D*/*W* で表される.図中の〇印は割れが発生しない条件を示し、▲印はマクロ写真に示すような梨形ビード割れが発生した条件を示している.この実験結果より入熱量 *Q* が約 2400 J/mm 以上の場合には、割れが発生していないことが分かる.また、溶込み形状のアスペクト比ηに関しては、2.1 以上の条件と1.5 以下の条件において割れが発生していないことが確認できる.

完全溶込み溶接モデルの寸法を Fig. 3.3.3 に示す. 同図に示すように, 試験体の板厚を 25 mm, ウェブ高さを 200 mm, フランジ幅を 200 mm, 長さを 600 mm とした.

溶接線方向,板幅方向,板厚方向にそれぞれ x, y, z 軸を取り, x 軸上を正の方向に溶接するものとした.要素分割は x 軸方向に等分割で 600 分割とし, y 軸方向には溶接線から遠く



Fig. 3.3.2 Influence of heat input Q and aspect ratio of penetration shape η on occurrence of cracking.



Fig. 3.3.3 Shape and size of analysis model.

なるにつれて粗くなるような不等分割を採用した.節点数および要素数は,それぞれ 1,415,324 および 1,360,658 である.ルートフェイスは 2.0 mm で,ルートギャップを設けず, 開先角度を 45 度とした.

3.3.2 入熱量が凝固割れ発生に及ぼす影響

本項では入熱量 Q の影響について検討するために,溶接速度 v および熱効率を,それぞれ 5 mm/sec および 0.8 で一定とし,入熱量を 1800 J/mm から 3900 J/mm まで変化させた解析を実施した.FEM 熱伝導解析より算出された最高到達温度分布と実験結果の断面マクロ 写真の比較を Table 3.3.1 に示す.図中に示す黒色の破線で囲んだ領域は溶融領域を表している.同図より,両者の領域およびサイズが,概ね一致していることが確認できる.

Table 3.3.2 に溶接横断面における z 方向の BTR 塑性ひずみ増分 $\Delta \epsilon_{zBTR}^{p}$ の分布を示す.同 図より、入熱量 Q が小さい条件において大きな塑性ひずみ増分 $\Delta \epsilon_{zBTR}^{p}$ が発生していること が確認できる.また、実験結果と解析結果を比較から、実験結果の割れ発生位置と解析結 果の BTR 塑性ひずみが高い値をとる位置が、概ね一致していることから、提案手法を用い ることで、実験の割れ発生を良好に再現できることが確認できる.



 Table 3.3.1 Comparison of Maximum temperature distribution computed by proposed method and experimental photos of transverse cross section.

Table 3.3.2 Comparison of plastic strain increment in BTR of transverse cross section and experimental photos of transverse cross section.



Fig. 3.3.4 には、入熱量 Q を変化させた条件の冷却中の BTR 内における温度履歴を示して いる.縦軸に液相線以下の温度を、横軸には冷却過程における液相線温度に到達してから の時間を示している.同図より、入熱量 Q が小さい条件では、溶接部に局所的に入熱が行 われ、母材の温度が上がらないことから溶接金属内の冷却速度が大きいことが分かる.こ のことは溶接金属内に大きな温度の差を生むと考えられ、局所的に強度が小さい領域があ る状態で、凝固が進行することが推察される.それとは逆に、入熱量が大きい条件では、 溶接部周辺の温度が高くなることから溶接金属内の冷却速度が低下することが分かり、溶 接金属内の温度差が小さい状態で凝固が進行することが推察される.

入熱量 Q の増大は、溶接時の熱変形を大きくするため、割れの発生を助長する一因となるが、今回対象とした拘束板を有するモデルのように、拘束が大きく、変形が生じにくい 溶接時には、溶接部のひずみ量を低減する要因になると考えられる.

3.3.3 溶込み形状が凝固割れ発生に及ぼす影響

Table 3.3.3 に示すように、入熱量 *Q* および溶接速度 *v* を一定として、加熱領域を変更する ことで、溶込み形状のアスペクト比 *η* を変化させた. 同図より、アスペクト比が小さい条 件では、BTR 塑性ひずみ増分の最大値は 2.5 %未満となることが分かる. また、アスペクト 比が大きい、すなわち溶込みの幅に対して深さが比較的大きい 1.73 になると、3.0 %を超え る大きな BTR 塑性ひずみ増分が発生している. この原因について、検討するために、右列



Fig. 3.3.4 Temperature history during cooling.



Table 3.3.3 Influence of aspect ratio on plastic strain increment in BTR and temperature gradient of z-direction in BTR.

に各有限要素が液相線温度に到達した際のz方向の温度勾配の分布を示す.アスペクト比が 小さい、すなわち幅広く溶けている条件では、最終凝固位置付近に、BTR に到達した時点 での温度勾配が小さい領域が広く分布していることが分かる.BTR に到達した時点での温 度勾配小さいということは、凝固時に周囲との温度差が小さい、すなわち周囲の拘束が小 さいことを意味し、そのため、ひずみ量が小さくなったと考えられる.それとは逆に、ア スペクト比が大きく、幅方向に狭く溶けている条件では、BTR に到達した時点での温度勾 配が大きい領域が、最終凝固位置の近くにあることが分かる.このことは溶融金属の周囲 の拘束が大きいことを表し、そのため、ひずみ量が大きくなったと考えられる.

入熱量Qおよび加熱領域が異なる 72 通りの溶接条件を対象とし高温割れ解析を実施し, 入熱量Qおよび溶込み形状のアスペクト比 η について整理をした結果を Fig. 3.3.5 に示す. 図中の〇印は,ひずみ量の最大値が 2.5%未満の条件を示し,△印は, 2.5 から 3.0%の条件 を示す.また、▲印は 3.0%以上の条件を示している.また図中の赤色プロットは実験結果 を示し、〇印は割れが発生しなかった条件を、×印は割れが発生した条件を示す.同図よ り、FEM 熱伝導解析によって算出される最大 BTR ひずみ増分 $\Delta \epsilon_{zBTR}^{p}$ が高い条件領域が、上 述の通り、入熱量Qが小さく、溶込み形状のアスペクト比 η が大きいことが分かる.そし て、実験における割れ発生領域と概ね一致している事が確認でき、提案手法を用いること で、T 継手完全溶込み溶接時の凝固割れの発生を評価できる可能性を示唆する結果が得られ た.



Fig. 3.3.5 Influence of heat input and aspect ratio on plastic strain increment in BTR.

3.3.4 T 継手完全溶込み溶接時の凝固割れ解析に関するまとめ

T 継手完全溶込み溶接時における梨形ビード割れを対象に,実験および凝固収縮ひずみ を考慮した FEM 高温割れ解析を実施した結果,以下の結論が得られた.

- 1) 入熱量の影響を変化させた解析を実施した結果,入熱量が小さい条件では BTR 塑性 ひずみ増分が大きく,入熱量が大きい条件では BTR 塑性ひずみ増分が小さくなるこ とを確認した.
- 2) 溶込み形状のアスペクト比を変化させた解析を実施した結果、アスペクト比が小さい、すなわち溶込み幅が大きい条件では、BTR 塑性ひずみ増分が小さく、アスペクト比が大きい、すなわち溶込み幅が小さい条件ではBTR 塑性ひずみ増分が大きくなることを確認した。
- 3) 入熱量およびアスペクト比を変化させた結果,BTR に到達した時点での温度勾配が 大きい、すなわち溶融領域内で温度差が大きく、凝固時に周囲の拘束が大きい条件 で、BTR 塑性ひずみ増分が大きくなることを確認した、
- 4) 実験および解析の両者において、入熱量が大きく、アスペクト比が小さい場合、割れが発生しにくい結果が得られた.それとは逆に、入熱量が小さく、アスペクト比が大きい場合、割れが発生しやすい結果が得られた.

3.4 アルミニウム合金 TIG アークスポット溶接解析

3.4.1 緒 言

アルミニウム合金は、合金成分を調整することが可能であり、軽量かつ高強度に様々な 用途に使用されている.しかしながら、凝固収縮率が大きいことや種々の合金を含むこと から溶接高温割れ発生の可能性が高いことが知られている.A6005C材の溶接には、凝固割 れの防止や溶接性の向上のために、4043 材や 5356 材などの適切なフィラーの選択が行われ ている⁸²⁾が、フィラーによる希釈が小さい母材裏面の HAZ 部における HAZ 粒界液化割れ が問題となっている.凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れは、周辺の変形や拘束等の力学現 象と凝固収縮や粒界偏析等の冶金学的な現象が重畳して生じる現象であり、溶接部の健全 性を著しく低下させることから、溶接時における割れの発生を予測し、力学的因子や冶金 学的因子の影響について検討可能なツールの開発は重要である.

そこで本節では、アルミニウム合金溶接時の凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生を 評価することを目的に実験および解析を実施する.ここでは、A6005C 材の溶接時における 凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れに関する基礎的なデータの取得および比較を目的に、 TIG アークスポット溶接を実施した.さらに、高温割れ解析を用いて、フィラー送給および 点弧時間が割れ発生に及ぼす影響について検討すると共に、実験結果との比較を通して解 析手法の妥当性について検証する.

3.4.2 TIG アークスポット溶接試験

アルミニウム合金 A6005C 材溶接時には,溶接金属の内部において凝固割れが発生する場合があり,フィラーを送給することで,その凝固割れを防止している.しかしながら,フィラー送給時にも溶接金属周辺の HAZ 部において粒界液化割れが発生する場合があり問題となっている.本項では TIG アークスポット試験を行い,溶接時に発生する凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生条件について検討を行う.

3.4.2.1 試験条件

Fig. 3.4.1 に, TIG アークスポット試験装置の外観を示す. 周囲を拘束しない状態の平板 に TIG 溶接機を用いてアークを点弧することで凝固割れを発生させる. また溶融金属部に ワイヤーを送給することで,凝固割れの発生を防止し, HAZ 粒界液化割れのみを生じさせ

ることを試みた. 試験片の寸法は,一辺 57.5 mm の正方形で,板厚 3.0 mm である.また溶 接ワイヤーとして A4043 材と A5356 材を使用した.溶接条件は,電流を 150.0 A とし,点 弧時間を 2.0~4.0 秒とした.その後,フィラーを送給する条件では,同一入熱量で,1.0 秒 間かけてフィラーを送給した.

3.4.2.2 試験結果

Fig. 3.4.2 にアークを点弧し、フィラー送給を行わなかった条件での試験片断面マクロ写 真を示す. 同図より、フィラー送給を行わなかった条件では溶融領域内部に凝固割れが発 生していることが確認できる.

Fig. 3.4.3 (a)にアークの点弧時間を変化させ,A5356 材のフィラーを送給した条件における試験片断面マクロ写真を示し,同図 (b)に溶融境界の拡大写真を示す.同図(a)よりアークの点弧時間が大きくなるにつれて,溶融領域が試験片裏面側に拡がっていることが分かる.



Fig. 3.4.1 External view of TIG arc spot welding test.



Fig. 3.4.2 Photo of solidification cracking without filler feeding.

また,同図(a)(iii) よりアーク点弧時間が 3.0 秒の条件で,溶融領域から試験片裏面までの 距離 1.0 mm 未満となり,同図(a)(iv) より点弧時間 4.0 秒の条件では,裏面部まで溶融して いることが分かる.また同図(b)より,アーク点弧時間が 3.0 秒以上の条件で割れが発生して いることが確認できる.

Table 3.4.1 に,フィラーを送給した条件における点弧時間ごとの割れ発生の有無・種類および板裏面の溶融の有無を示す.同図より,A5356 材のフィラーを用いた条件では,点弧時間が 2.5 秒以下の条件において割れの発生は確認されず,点弧時間 3.0 秒および 4.0 秒の条件において HAZ 粒界液化割れが発生する結果が得られた.なお,本節では,割れ発生位置



Fig. 3.4.3 Photos of penetration shape and solidification / liquation cracking with filler feeding.

Filler	Arc time	Filler feeding	Type of crack	Condition on back side
A5356	2.0 s	1.0 s	No cracking	Not melted
	2.5 s		No cracking	Not melted
	3.0 s		Liquation cracking	Not melted
	4.0 s		Liquation cracking	Melted
A4043	3.0 s	1.0 s	Liquation cracking + Solidification cracking	Not melted
	4.0 s		Liquation cracking + Solidification cracking	Melted

Table 3.4.1 Influence of heating time on generation of cracking.



(a) Arc time= 3.0 s

(b) Arc time= 4.0 s

Fig. 3.4.4 Photo of both solidification and liquation cracking with A4043 filler.

によって割れの種類を判別しており,溶融領域内の割れを凝固割れ,溶融領域外の割れを HAZ 粒界液化割れとした.加えて,A4043 材のフィラーを用いた条件では,点弧時間 3.0 秒 および 4.0 秒の条件では,凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの両方の発生が確認された.

Fig. 3.4.4 に A4043 材のフィラーを送給し, アークの点弧時間が 3.0 秒と 4.0 秒とした条件における試験片断面マクロ写真を示す. 同図(a)よりアークの点弧時間が 3.0 秒の条件では,溶融領域の中央部において,溶融金属内から HAZ 部にかけて割れが発生しており,試験片裏面部で HAZ 粒界液化割れが発生していることが分かる. また同図(b) より, 点弧時間 4.0 秒の条件では,溶融領域の中央部において凝固割れが発生しており, 試験片裏面部の溶融境界において凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れが発生していることが確認できる.

3.4.3 TIG アークスポット溶接試験の高温割れ解析

本項では、A6005C 材の凝固の進行を表現するために、A6005C を対象とした Martikainen の研究を基に、Fig. 3.4.5 に示す固相率の温度依存性を用いた⁸³⁾. 高温降伏応力については、 アルミニウム合金の高温引張試験時に計測された応力⁸⁴⁾と同等の 1.0 MPa とし、応力が回 復し始める温度である固相率 0.6 以下において固相線温度と比べて十分に小さい 0.1 MPa と した. また、固相率 0.6~1.0 の範囲においては、固相率に応じた降伏応力を設定すること で、固相と液相の強度差を考慮した.

TIG アークスポット溶接試験において, 母材を加熱するのみの条件では凝固割れが発生し, フィラーを送給した条件では HAZ 部に HAZ 粒界液化割れが発生することを確認した.本 項では, TIG アークスポット溶接試験における凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生メ カニズムについて検討するため FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れ解析を適用し,溶接部 に作用するひずみについて検討する.すなわちアーク点弧時間を 2.5 秒とした条件でフィラ ーを送給せず,溶融部に凝固割れが生じた場合と,フィラー送給によって溶接金属部の凝 固割れが発生しない現象の再現を試みる.その後,割れ発生メカニズムについて検討を行 う.



Fig. 3.4.5 Temperature dependent solid fraction.

3.4.3.1 解析条件

3.4.2 項で示した凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生について検討するために, TIG アークスポット溶接試験に対して提案手法を適用した. Fig. 3.4.6 に示すように, 一辺 57.5 mm の正方形かつ板厚 3.0 mm の A6005C 材に対して, 母材中央部を TIG アーク溶接により 加熱する過程, および加熱直後にフィラーを送給する過程を解析対象とした. 母材中央の 加熱部の要素分割は, 1 要素を 0.025 mm×0.025 mm×0.050 mm とし, 加熱部ほど細かい不等 分割を採用した. 節点数, 要素数はそれぞれ 773,452, 733,400 である.

電流,電圧および熱効率を,それぞれ 150 A, 9.7 V および 0.8 とし,アーク点弧時間を 2.5 秒とした.また,フィラーを送給する条件では,フィラーに相当する要素を予め加熱し, 2.5 秒の母材加熱終了後,エレメントバース法を用いて,溶融状態にある境界の要素を有効 化し,フィラーの送給を再現した.なお,室温は 20 ℃ とした.



Fig. 3.4.6 Shape and size of test plates on TIG-arc spot welding.

3.4.3.2 アークスポット溶接時の凝固割れ解析

Fig. 3.4.7 (a)にアーク点弧のみの条件における最高到達温度分布を,同図(b)にフィラー送給をした条件における最高到達温度を示す.同図より,提案手法を用いることで Fig. 3.4.2 および Fig. 3.4.3 に示した実験における溶込み形状を良好に再現できていることが分かる. また同図(b)に示したフィラーを送給した条件では,同図(a)に示したフィラーを送給しない条件と比較して,試験片裏面部の温度が 50 ℃程度高いことが分かる.

Fig. 3.4.8 (a)にアーク点弧のみの条件での母材中央断面における BTR 塑性ひずみ増分を示 し、同図(b)に送給した条件における BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図(a)より、アーク点弧 のみの条件では、溶融部において 2.7 %を超える BTR 塑性ひずみ増分が発生していること が分かる.また、図(b)より、フィラーを送給することにより、溶接金属部において BTR 塑 性ひずみ増分が低下していることが分かる.Fig. 3.4.9 に同図中に示す A-A'線上における BTR 塑性ひずみ増分分布を示す.同図よりアーク点弧のみの条件においては、試験片裏面 から 2.2 mm 程度の位置で、最大 3.0 %程度の BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが 分かる.また、フィラーを送給することで、BTR 塑性ひずみ増分の最大値が 0.5 %程度小さ くなっていることが分かる.

フィラー送給の有無による BTR 塑性ひずみ増分の大きさの違いについて検討するため, Fig. 3.4.10 に,加熱が終了する 2.5 秒以降の冷却中温度履歴を示す.図中の●印は母材表面 中心の結果を示し,□印は母材裏面中心の結果を示している.また,赤色はフィラーを送 給しない条件の結果を示し,青色はフィラーを送給する条件の結果を示してる.同図より, フィラーを送給しない条件では,母材表面が冷却中の BTR に到達してから凝固が完了する



Fig. 3.4.7 Comparison of penetration shape.



Fig. 3.4.8 Comparison of distribution of plastic strain increment in BTR.



Fig. 3.4.9 Distribution of plastic strain increment in BTR along A-A'.



Fig. 3.4.10 Temperature history at top and bottom of plate during cooling.

2.6~2.7 秒において,母材裏面部の温度は上昇しており,加熱過程であることが分かる. そ れとは逆に,フィラーを送給した条件では,母材表面が冷却中のBTR に到達してから凝固 が完了する 3.0~3.2 秒において,母材裏面部の温度は下降しており,冷却過程であること が分かる.すなわち,Fig. 3.4.11 に示した概念図のように,母材表面部の溶融領域において, 冷却に伴う熱収縮と凝固に伴う凝固収縮が発生する間に,フィラーを送給しない条件では 母材裏面部が加熱により膨張するのに対して,フィラーを送給する条件では母材裏面部は 冷却により収縮することが分かる.これにより,フィラーを送給しない条件では,表面部 の収縮を裏面部の膨張が阻害するため,大きな BTR 塑性ひずみ増分が発生したと考えられ る.

以上の結果より,提案手法は, 3.4.2 項で示したフィラー送給の有無による溶融領域内の 凝固割れの発生の有無の実験結果を再現できていることが確認された.

3.4.3.3 点弧時間が HAZ 液化割れ発生に及ぼす影響に関する検討

アーク点弧時間が試験片裏面部における HAZ 粒界液化割れの発生に及ぼす影響について 検討するため、アーク点弧時間を 2.0~3.5 秒まで変化させた解析を実施した. Fig. 3.4.12 に アーク点弧時間を 2.0 秒, 2.5 秒, 3.0 秒および 3.5 秒の 4 通りに変化させた場合における 最高到達温度分布を示す. 同図より、アーク点弧時間が増大するほど、溶融領域が板裏面 部へ拡がることが分かり、アーク点弧時間が 3.0 秒の条件では裏面部から溶融領域までの 距離が 1.0 mm 未満になっていることが確認できる.また点弧時間が 3.5 秒の条件において、



(a) Without filler feeding.



(b) With filler feeding.

Fig. 3.4.11 Schematic illustration of influence of filler feeding.





裏面部が溶融していることが分かり,これらは Fig.3.4.3(a)に示した実験で確認された試験片 の溶融状態を良好に再現できていることが確認できる.

Fig. 3.4.13 に、アーク点弧時間を変化させた場合における BTR 塑性ひずみ増分の分布を 示す. 同図より、アーク点弧時間が大きいほど、溶融領域内の BTR 塑性ひずみ増分が大き くなっていることが確認でき、凝固割れ発生の可能性が高くなっていると考えられる. ま た HAZ 部においては、裏面まで溶融しない点弧時間 2.0~3.0 秒の条件においては溶融領域 の下部に正の BTR 塑性ひずみ増分が発生しており、点弧時間が 3.0 秒の条件で最も広くな っていることが分かる. さらに、裏面が溶融した点弧時間 3.5 秒の条件では、裏面部の溶 融境界に正の BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが分かる.

Fig. 3.4.14 に、図中に示す A-A'線上における BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図よ



Fig. 3.4.13 Influence of arc time on distribution of plastic strain increment in BTR during cooling.



Fig. 3.4.14 Influence of arc time on distribution of plastic strain increment in BTR along A-A'.

り, アーク点弧時間が大きいほど,大きな BTR 塑性ひずみ増分が発生しており,点弧時間 が 3.0 秒以上では 3.3 %を超える BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが確認できる.こ の結果は, Fig. 3.4.4 に示した A4043 材をフィラーとして用いた実験結果と対応しており, 溶融領域が広くなる条件では凝固割れの発生可能性が高くなると考えられる.

Fig. 3.4.15 に各アークの点弧時間条件において正の BTR 塑性ひずみ増分が発生した HAZ 領域の大きさを示す. 同図より,点弧時間が大きい条件では,HAZ 領域の広い範囲で正の BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが確認でき,HAZ 部に局所的な低融点領域が存在 した場合,高い引張りひずみが局所的に作用することで,HAZ 粒界液化割れが発生しやす くなると推察される. Fig. 3.4.16 に各アークの点弧時間条件における各有限要素が冷却中に BTR に滞留した時間の分布を示す.同指標は,各有限要素が割れ発生温度領域に滞留する時間を表すことから,値が大きくなるほど,割れ発生可能性が高まる危険性があることを意味するものである.同図より,点弧時間が 3.0 秒以上の条件では,試験片裏面部からの熱反射により,BTR に滞留する時間が大きくなることがわかる.このことから,HAZ 部に引張りのひずみが作用する可能性が高くなり,HAZ 粒界液化割れの発生可能性が高くなったものと考えられる.また,BTR に滞留する時間は,凝固速度と対応することから偏析への影響も考えられる.

以上の結果から,提案手法は, 3.4.2 項で示した実験結果におけるアーク点弧時間の変化 による試験片裏面部の HAZ 粒界液化割れの発生を良好に再現できており,本手法を用いる ことで,アルミニウム合金溶接時の HAZ 粒界液化割れの発生が評価可能であると考えられ る.



Fig. 3.4.15 Influence of arc time on maximum plastic strain increment in BTR in HAZ.



Fig. 3.4.16 Influence of arc time on time to stay in BTR during cooling.

3.4.4 アルミニウム合金 TIG アークスポット溶接解析のまとめ

本節では、凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生を評価することを目的に、A6005C 材を対象に TIG アークスポット溶接試験を実施した.また、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適用し、TIG アークスポット溶接試験時の凝固割れお よび HAZ 粒界液化割れの発生について検討した結果、以下の知見が得られた.

- TIG アークスポット溶接試験において、アーク点弧のみの条件では、溶融領域内に 凝固割れの発生が確認された.また、フィラーを送給した条件では、アーク点弧時 間が 3.0 秒より小さい条件で、割れの発生は確認されなかった.また、アーク点弧 時間が 3.0 秒以上の条件で、凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生が確認された.
- 2) TIG アークスポット溶接試験に高温割れ解析を適用し、アーク点弧時間を 2.5 秒とした解析において、アーク点弧のみの条件では、溶融領域内に 3.0 %程度の BTR 塑性ひずみ増分の発生が確認され、フィラーを送給した条件では、溶融領域内の BTR 塑性ひずみ増分が 0.5 %程度低下することを確認した.
- 3) アーク点弧時間を変化させた解析を実施し、点弧時間が大きいほど、溶融領域内の BTR 塑性ひずみ増分が大きくなることを確認した.このことから、点弧時間が大き い条件では、溶融内部に凝固割れ発生の可能性が高くなると推察される.
- 4) アーク点弧時間を変化させた解析を実施し、点弧時間が大きいほど、HAZ部において引張りの BTR 塑性ひずみ増分が発生する領域が大きくなることを確認した.このことから、HAZ部の結晶粒界に局所的な低融点化合物が存在する場合、高い引張りひずみが局所的に作用することで、HAZ粒界液化割れの発生可能性が高くなると推察される.
- 5) 解析で得られた BTR 塑性ひずみ増分が大きい溶接条件および,その発生位置は,実 験で得られた凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生結果と良好に一致している ことを確認した.このことから,提案手法を用いることで,アルミニウム合金溶接 時の凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れの発生が評価可能であることが示された.

3.5 結 言

本章では,提案手法の妥当性を検証することを目的として,実溶接継手を対象とした溶 接高温割れ解析を実施した.その結果,以下の知見が得られた.

- 溶融金属が強度を持たないことを再現するため、固相線温度での降伏応力を 1.0 MPa と固定したうえで、溶融金属の降伏応力を 0.01~1.0 MPa まで変化させた解析を実施 した.その結果、溶融金属の降伏応力を 0.1 MPa 以下と設定した解析では、BTR 塑性 ひずみ増分がほぼ一致することを確認した.
- 2)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を確認した.このこと から、柱状晶成長方向簡易評価手法の妥当性が示された.
- 3) 実験結果の割れ発生位置と BTR 塑性ひずみ増分を指標とした解析結果の比較から, 実験での割れ発生位置と解析結果として得られる BTR 塑性ひずみ増分の高い位置が 良好に一致していることを確認した.このことから,提案手法を用いることで割れ発 生位置が予測可能であることが示された.
- 4)提案手法を用いることで、結晶成長方向や溶込み形状など、凝固形態による割れ発生の評価および予測が行える可能性を確認した。
- 5) 提案手法は、アルミニウム合金溶接時の凝固割れおよび HAZ 粒界液化割れにも適用 が可能であることを確認した.

第四章

高温割れの防止法に関する検討

4.1 緒 言

前章までに,力学および冶金学的因子を考慮した高温割れ解析を開発することで,シン グルアークによる突合せ溶接,T継手完全溶込み溶接およびアルミニウム合金溶接時の溶接 高温割れ問題において,実験結果の割れ発生位置を良好に再現できることを確認した.そ こで本章では,割れ防止法について検討する.

溶接高温割れに対する冶金学的因子として,溶融領域が凝固する際の結晶成長の方向が 挙げられる.また,力学的因子として溶接部に作用する引張りひずみが挙げられ,溶接条 件の変更やタブ板・仮付けの形状や間隔を変更することでそのひずみ量を低減することが できると考えられる.また3章では,結晶成長の方向により凝固収縮ひずみの影響度が大 きく変化することを明らかにした.

本章では開発手法を用いて,力学および冶金学に基づく高温割れ防止条件および防止法 について検討し,その適用性について検証する.さらに,開発手法と最適化手法とを組み 合わせた高温割れ防止システムを構築し,その有用性について示す.

4.2 凝固形態制御による高温割れ防止法

4.2.1 緒 言

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⁵¹⁾.また、Ohshita らにより、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響すること が実験的に確認されている⁸⁵⁾.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.

3.2節では、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.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、割れが発生 しやすいことを示した.すなわち、板幅方向の温度勾配が大きい場合においては、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周囲の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、凝固収縮ひずみに対する拘束が小さ 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ると考えられる.

本節では、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. 4.2.1 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することで、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.



Fig. 4.2.1 Schematic illustration of tandem welding for preventing hot cracking.

4.2.2 タンデム溶接時の電極間距離が割れ発生に及ぼす影響

4.2.2.1 タンデム溶接による溶接高温割れ試験

本目では、本節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 ϕ 1.6 mm の JIS Z 3313 T49J 0 T5-1 C A-U を用い、後行電極に ϕ 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 ϕ 1.2 mm×1.4 mm の開先充填剤を散布した.

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. 4.2.2 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. 4.2.3 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.



Fig. 4.2.2 Cracked area obtained by experiment when electrode distance L_{Torch} is 30 mm.



Fig. 4.2.3 Shape of weld metal with hot cracking with LTorch = 30 mm on transverse cross section at x = 340 mm.

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) が小さく,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.

4.2.2.2 タンデム溶接時の溶接高温割れ解析の妥当性検証

本目では、電極間距離 L_{Torch}を 30 mm とした条件に対し提案手法を適用し、タンデム溶接時の柱状晶成長方向簡易評価および割れ発生評価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. 4.2.4 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. 4.2.5 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、熱効率を 0.6 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 828 J/mm である.



Fig. 4.2.4 Measurement points of temperature.



(b) Temperature history.

Fig. 4.2.5 Comparison of temperature history between analysis and experimental results.

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バース法⁸⁰⁾を採用した.また本節では、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. 4.2.6 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. 4.2.3 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. 4.2.3 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. 4.2.7 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, 図中の●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. 4.2.3 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. 4.2.8 に示す. Fig. 4.2.3 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. 4.2.8 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. 4.2.9 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. 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. 4.2.9 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、タンデム溶接時においても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.



Fig. 4.2.6 Computed penetration shape and temperature gradient vector in BTR for $L_{Torch} = 30$ mm on transverse cross section at x = 340 mm.



Fig. 4.2.7 Comparison of columnar crystals associate angle between analysis





Fig. 4.2.8 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation for $L_{\text{Torch}} = 30 \text{ mm}$ on transverse cross section at x = 340 mm.



Fig. 4.2.9 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation and cracked area obtained by experiment for $L_{Torch} = 30$ mm.

4.2.3 タンデム溶接時の割れ防止条件に関する検討

4.2.3.1 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

4.2.2 項の検討により、タンデム溶接時においても会合角度が 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.本項では、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方法について検討を行う.入熱量およ び溶接速度は、4.2.2 項に示す通り、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、前項で用いた入熱領域を使用した.

Fig. 4.2.10 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, 溶融領域(1500°C以上)が結合し1つになっているのに 対して, 同図(c), (d)および(e)に示す電極間距離 L_{Torch} = 50 mm 以上の条件では溶融領域が前 後に 2 つ存在することが確認できる.

Fig. 4.2.11 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溶融された領域が小 さくなっていることが分かる. Fig. 4.2.12 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)

[°C] 1500 1350 1200 1050 (c) $L_{Torch} = 50 \text{ mm}$ (b) $L_{Torch} = 30 \text{ mm}$ (a) L_{Torch}= 10 mm 900 750 600 450 300 150 0 (d) $L_{Torch} = 70 \text{ mm}$ (e) $L_{Torch} = 130 \text{ mm}$

Fig. 4.2.10 Temperature distribution for each electrode distance during welding.



Fig. 4.2.11 Computed penetration shape and temperature gradient vector in BTR for



Fig. 4.2.12 Distribution of plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch} (x = 340 mm)

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. 4.2.13 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 LTorch 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 LTorch = 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 LTorch 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9mm 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 LTorch が比較的大きい 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大きくなっていることが分かる.これは、電極間距離 LTorch 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畳が小さくなり、後行電極により溶融された領域が縮小するためであ る考えられる.



Fig. 4.2.13 Distribution of plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch} . (x = 340 mm)
Fig. 4.2.14 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}が比較的大きい 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}が 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.



Fig. 4.2.14 Maximum plastic strain increment in BTR for each electrode distance L_{Torch}.

4.2.3.2 割れ防止条件の検証

本目では、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、4.2.2 項 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. 4.2.15 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 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. 4.2.16 (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



Fig. 4.2.15 Distribution of plastic strain increment in BTR in longitudinal section with $L_{Torch} = 80$ mm.



Fig. 4.2.16 Distribution of plastic strain increment in BTR obtained by computation and cross-sectional macrostructure obtained by experiment with $L_{Torch} = 80$ mm on transverse cross section at x = 340 mm.

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. 4.2.9 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. 4.2.17 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. 4.2.16 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. また図中の〇印は解析結果を示し、●印は実験結果を示す.同図より,図中の●印で示す 実験結果の凝固成長方向および〇印で示す解析結果の BTR 温度勾配ベクトルが概ね一致し ていることがわかる.さらに,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.



Fig. 4.2.17 Comparison of columnar crystals associate angle between analysis and experimental results with $L_{Torch} = 80 \text{ mm}$ at x = 340 mm.

4.2.4 凝固形態制御による高温割れ防止法のまとめ

本節では,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.

- 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、簡易的にで 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 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.

4.3 溶接施工条件による高温割れ防止

4.3.1 緒 言

舶を構成する大型鋼板板継溶接の生産効率の向上を目的として,1933年に両面サブマージアーク溶接が開発された.この溶接法の最大の特徴は、フラックスの種類や多電極化などの組み合わせにより高溶着に施工可能である点である.さらに、溶込みが深く開先断面積が小さいことや、アーク発生点がフラックスに覆われているため大気中の酸素や窒素などの混入や風の影響を受けにくいなどの長所もある.しかしながら、短所として、母材の両側から1層溶接を行うため、板の反転作業が必要となる点が挙げられる⁸⁰.この大型鋼板の反転には多大な時間を要し、危険を伴うため、生産性が大きく低下する.そこで、1964年にFig. 4.3.1のような板を反転させる必要のない片側1層の自動溶接である多電極片面サブマージアーク溶接が開発された⁷⁸).

この溶接法は、船体外板の板継溶接において非常に生産効率の良い溶接方法である.し かしながら、多電極片面サブマージアーク溶接では、終端部に凝固割れが発生する場合が ある.従来から、クレーター会合法⁸⁷⁾やスリットタブ法⁸⁸⁾など多くの割れ防止策が提案さ れているが全施工条件に効果的な防止策はなく、未だ終端割れに及ぼす影響因子が明確で ないのが現状である.そのため、現在造船所においては、溶接継手に対する非破壊検査を 実施し、割れが検知された場合においては、その手直し^{89,90)}に多大な労力を費やし、生産性 向上の妨げとなっている.

そこで本節では,理論に基づいた終端割れの抑制・制御方法を開発するため,仮付け間隔,タブ板形状,溶接速度に着目し,BTR と塑性ひずみの発生タイミングおよび結晶成長 方向の観点から終端割れ防止策について検討する.



Fig. 4.3.1 Multiple electrode single-sided submerged arc welding.

4.3.2 多電極片面サブマージアーク溶接時の2次元高温割れ解析

多電極片面サブマージアーク溶接は、船殻など大型鋼板の板継溶接時に用いられるため、 実寸サイズは非常に大きく3次元解析では莫大な要素数となり、解析に長時間を要する. しかし、解析対象を終端部のみに限定すると、その周辺部の板の拘束が変化してしまうた め、解析対象を板全体にする必要がある.本項では凝固割れの主要因と考えられる面内回 転変形に着目し、実寸サイズの解析モデルを用いて2次元解析を行うことで、回転変形と 凝固割れとの関係を明らかにする.

Fig. 4.3.2 に対象とした試験体の形状と寸法および要素分割を示す. 長さ 20000 mm, 幅 4000 mm, 板厚 20 mm の鋼板 2 枚の板継溶接を行う. ルートギャップは 4 mm, 仮付け間隔 は 1000 mm, 仮付け長さは 48 mm である. 始終端には, 長さ 600 mm, 幅 300 mm, 板厚 20 mm のタブ板を設置している. 節点数, 要素数はそれぞれ 233,814, 116,564 である. 電極数 は 3 本であり, 溶接条件は第一電極 1400 A-34 V, 第二電極 1000 A-42 V, 第三電極 1000 A-42 V (第三電極 1000 A-42 V) (第二章 1000 A-42 V) (第三電極 1000 A-42 V) (第三電極 1000 A-42 V) (第三電極 1000 A-42 V) (第二章 1000 A-42 V) (第三電極 1000 A-42 V) (第三章 1000 A-42 V) (第二章 1000 A-42 V) (第三章 1000 A-42 V) (第三章 1000 A-42 V) (第二章 1000 A-42 V) (100 A-42 V) (1

4.3.3 仮付け間隔が終端割れに及ぼす影響

本項では、4.3.2項に示す基本条件の場合に対し、仮付けなしおよび仮付け間隔を200mm に変更した施工条件を用いて終端部の割れ易さを評価する.



Fig. 4.3.2 Analysis model of multiple electrode single-sided submerged arc welding.

Fig. 4.3.3 に過渡温度分布を示す. 同図より, 基本条件における第三電極が形成する BTR は第二電極から約 352 mm~384 mm 後方位置, すなわち長さは 32 mm となっていることが 確認される.

Fig. 4.3.4 に終端部における BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より, 仮付け間隔 が小さくなるほど BTR 塑性ひずみ増分が小さくなることが確認できる. また, Fig. 4.3.5 に 母材始端を原点 (x = 0 mm) とした場合の母材終端部 (x = 19600 mm~20100 mm) における x 軸上の BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 同図より, BTR 塑性ひずみ増分の発生位置は, どの条件でも x = 19640 mm~20020 mm であることが確認できる. さらに, 終端部における BTR 塑性ひずみ増分の発生開始位置は第一電極がタブ板に到達した瞬間に溶接線上に存在 する BTR 位置であることが分かる.

また, Fig. 4.3.6 に仮付け間隔 200 mm と 1000 mm の溶接開始 1450 後秒における x = 19000 mm 地点の仮付けに生じる塑性ひずみを示す. 同図より, 仮付け間隔 1000 mm では 仮付けに大きな塑性ひずみが発生することが確認できる. すなわち, 仮付け間隔が小さい ほど回転変形を拘束する力が多くの仮付けに分散され, 仮付け一つあたりに生じる拘束力 が小さくなる. 同様に仮付け間隔が小さいほど, タブ板に生じる拘束力も小さくなるため 第一電極がタブ板に到達した時の回転変形が減少し, 前述の BTR 塑性ひずみ増分の低減に つながったと考えられる.





Fig. 4.3.3 Transient temperature distribution.



(b) Interval between tack welds : 1000 mm.

(c) Interval between tack welds : 200 mm.

Fig. 4.3.4 Distribution of plastic strain increment in BTR during cooling at base end and tab.



Fig. 4.3.5 Plastic strain increment in BTR during cooling.



4.3.4 タブ板形状が終端割れに及ぼす影響に関する検討

タブ板は、最も高温割れが発生しやすいクレーター部(クレーター割れ)をタブ板に逃 し、吸熱効果や拘束により終端割れを低減する可能性があるため、広く用いられている. また面外変形の抑制効果も高い.しかしながら、タブ板形状によっては凝固割れをうまく 防止できていない可能性が報告されている⁹⁰ため、本項ではタブ板が終端割れに及ぼす影響について詳細に検討する.

4.3.4.1 一体型タブ板が終端割れに及ぼす影響

Fig. 4.3.2 に示す解析モデルおよび、タブ板の板幅のみを 200 nm, 100 nm, タブ板なしに 変化させた施工条件を用いて終端部の割れ易さを評価する. Fig. 4.3.7 に終端部における BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図より、タブ板の板幅が BTR 塑性ひずみ増分に及ぼす影 響が大きく、母材の回転変形を拘束する力が弱い板幅の小さいタブ板ほど、終端部の BTR 塑性ひずみ増分は小さくなることが確認できる. また、Fig. 4.3.8 に母材終端部 (x = 19600 nm~20100 nm)における x 軸上の BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図より、BTR 塑性ひず み増分の発生位置は, x = 19600 nm~19960 nm までの広い範囲に発生するものと, x = 19960 mm~20000 nm までのタブ板直前の母材最終端部に発生するものが確認できる. タブ板の 板幅が大きい、すなわちタブ板の拘束が大きい条件では、終端部の広範囲に発生する BTR 塑性ひずみ増分が大きいことが分かる. このことから、終端部の広範囲に発生するひずみ は、回転変形を拘束するタブ板が溶融する際に急激に解放される変形により生じているも のと推察される. それとは逆に、タブ板直前の母材最終端部に発生するひずみは、タブ板 の板幅が小さい、すなわちタブ板の拘束が小さい条件において大きいことが確認できる. このことから、タブ板が拘束できなかった母材終端部の局所的な開き変形により発生した ものと考えられる.



Fig. 4.3.7 Distribution of plastic strain increment in BTR during cooling at base end and tab.



Fig. 4.3.8 Plastic strain increment in BTR during cooling.

4.3.4.2 二つ割りタブ板が終端割れに及ぼす影響

Fig. 4.3.2 に示す解析モデルおよび,長さ 600 mm,幅 150 mm,板厚 20 mm の鋼板 2 枚 を溶接線上の終端部のみを仮付けした二つ割りタブ板を用いた場合における終端割れにつ いて評価する.二つ割りタブ板は、母材-タブ板間において溶接開先が連続である特徴があ る.Fig. 4.3.9 に一体型タブ板および二つ割りタブ板の終端部における BTR 塑性ひずみ増 分分布を示す.同図より,二つ割りタブ板を用いた場合においては、終端部において BTR 塑 性ひずみ増分の大幅な減少が確認できる.

Fig. 4.3.10 および Fig. 4.3.11 に一体型タブ板および二つ割りタブ板の各々におけるタブ板 の端部での温度・変位(回転変形)・塑性ひずみの時間履歴を示す.Fig. 4.3.10 に示す一体 型タブ板を用いる場合においては,母材の回転変形を拘束する力が大きいため,最終的に 2.5 mm 程度の小さな回転変形が発生することが分かる.しかしながら,終端部に溶接トー チが接近する *t* =1900 sec あたりから回転変形が生じ始め,終端部が溶融する *t* =2050 sec あ たりで,回転変形を拘束していたタブ板の溶融により急激な開き変形が発生しており,そ れに伴い大きな塑性ひずみの増大が確認できる.それに対し,Fig. 4.3.11 に示す二つ割りタ ブ板を用いる場合においては,母材の回転変形を拘束する力が小さいため,最終的に 4.0 mm 程度の大きな回転変形が発生することが分かる.しかしながら,母材の回転変形を拘束す る部分が溶融されず拘束が一気に解放されることがない(溶接線上の開先内に不連続部分 が存在しない)ため,終端部における BTR 塑性ひずみ増分小さくなったと考えられる.

以上より、二つ割りタブ板は高温割れの低減・防止に有用であることが示された.



Fig. 4.3.9 Distribution of plastic strain increment in BTR during cooling at base end and tab.



Fig. 4.3.10 History of temperature, displacement and plastic strain (indiscrete tab).



Fig. 4.3.11 History of temperature, displacement and plastic strain (separate tab).

4.3.5 多電極片面サブマージアーク溶接時の3次元高温割れ解析

4.3.5.1 解析条件

凝固割れ発生位置の検討するにあたり重要となるデンドライト会合位置および会合角度 について検討するため、実寸サイズの大型モデルを用いて3次元高温割れ解析を行う. Fig. 4.3.12に対象とした試験体の形状と寸法を示す. 長さ2500 mm,幅3000 mm,板厚22.5 mm の鋼板2 枚の多電極片面サブマージアーク溶接を対象に高温割れ解析を行う. 仮付け間隔 は同図に示す通り、625 mm および565 mmであり、仮付け長さは60 mm である.始端に は、長さ400 mm,幅200 mm,板厚22.5 mm,終端には、長さ300 mm,幅300 mm,板厚 22.5 mm のタブ板を設置している.節点数、要素数はそれぞれ514,552、477,850 である. 電極数は4本で,4電極の総入熱量は、12.1 kJ/mmであり、全てのトーチの溶接速度を15.33 mm/secとし、これを基本条件とした.材料はSM490Aを対象とし、解析上では温度依存性 を考慮した材料定数を使用した.また、BTRを液相線温度を1500℃、固相線温度を1390℃ とした.Fig.4.3.13に過渡温度分布および溶込み形状を示す.同図より、基本条件における 第四電極が形成するBTRは第一電極から436 mm~469 mm後方位置、すなわち長さ33 mm となっていることが確認される.



Fig. 4.3.12 Analysis model of multiple electrode single-sided submerged arc welding.



Fig. 4.3.13 Transient temperature distribution and penetration shape.

4.3.5.2 溶接速度が終端割れに及ぼす影響

溶接速度を15.33 mm/sec とした基本条件および,溶接速度を7.66 mm/sec, 30.66 mm/sec に変 更した溶接条件を用いて終端割れについて評価する. Fig. 4.3.14 に終端部縦断面 (x-z 断面) にお ける BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より,どの溶接速度においても終端部で大きな BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが分かり,その位置は,速度が大きいほど溶接裏面に 近い位置で発生していることが分かる.また溶接速度の変化に伴い,BTR 塑性ひずみ増分の最 大値が変化しており,溶接速度15.33 mm/sec の場合に,BTR 塑性ひずみ増分が最大となること が確認できる.このことは,溶接速度を変化させることで終端部の変形履歴が変化していると推 察される.また,Fig. 4.3.15 に母材終端から 50 mm 内部の横断面における溶込み形状,BTR 塑 性ひずみ増分分布および BTR 温度勾配ベクトル分布を示す.同図より,溶接速度の増加に伴い, 第三および第四電極が形成する溶込み深さが大きくなることが確認できる.このことは,溶接速 度が大きい条件においては,熱の拡散よりも複数電極による入熱の重畳が大きくなるためと考え られる.また,溶接速度が大きく,溶込み深さが大きくなる条件では,第一電極ビード部におけ る結晶粒会合角が小さくなる,すなわち割れやすい状態になっていることが分かる.

4.3.5.3 極間距離が終端割れに及ぼす影響

ここでは,第一電極,第二電極および第三電極の溶接線全域における溶接速度を 30.66 mm/sec, 第四電極の溶接線全域における溶接速度を 15.33 mm/sec に設定した場合における終端割れにつ いて評価する.



Fig. 4.3.14 Distribution of plastic strain increment in BTR during cooling.



Fig. 4.3.15 Distribution of BTR temperature gradient vector for each speed.



Fig. 4.3.16 Distribution of BTR temperature gradient vector for each speed. (30.66 mm/sec + 15.33 mm/sec)

Fig. 4.3.16 に終端部の横断面における BTR 塑性ひずみ増分および BTR 温度勾配ベクトルの 分布を示す. 同図より, 第四電極のみ溶接速度が小さいため, 基本条件では2つのプールが形成 されていたのに対して、3 つのプールとなることにより、基本条件の場合と比べて BTR 塑性ひ ずみ増分および結晶粒会合角が大きく変化することが確認できる. 同図より,表面付近の BTR 塑性ひずみ増分は大きくなるがその部位における結晶粒会合角が非常に大きいため割れにくい と考えられる. また, Fig. 4.3.17 に全電極の溶接速度 30.66 mm/sec および, 第一電極・第二電極・ 第三電極の溶接速度を 30.66 mm/sec, 第四電極の溶接速度を 15.33 mm/sec に設定した場合におけ る z 軸上(母材終端から 50 mm 内側)の BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 同図より,結晶粒会 合角が小さくなるビード内部において BTR 塑性ひずみ増分が大幅に低下していることが確認 できる. BTR 塑性ひずみ増分が低減したビード内部に着目し回転変形と塑性ひずみについて検 討するため, Fig. 4.3.18 にアークスタート時を 0.0 秒とし, 溶接速度 30.66mm/sec でのビード内 部の地点(母材下部から 2.5 mm)における温度・回転変形・塑性ひずみの時間増分を示す.Fig. 4.3.19 に第一電極・第二電極・第三電極の溶接速度を 30.66 mm/sec, 第四電極の溶接速度を 15.33 mm/sec に変更した時間履歴を示す. 母材終端から 50 mm 内側地点を測定した. 同図より, BTR となる時間は変化しないことが分かる.第一電極の100mm前方で回転変形が生じ,全電極同一 の溶接速度 30.66 mm/sec では大きく変形し、塑性ひずみ増分も大きくなることが分かる. その ため,第三電極と第四電極の距離を大きくし,入熱を分散させることで,全体変形が小さくなり, BTR 塑性ひずみ増分が低下したと考えられる.

以上の結果より,全電極同一溶接速度ではなく,終端部において第四電極のみ溶接速度を小 さくすることが割れ防止策として有効である可能性が示された.



Fig. 4.3.17 Plastic strain increment in BTR during cooling.



Fig. 4.3.18 History of temperature, displacement and plastic strain (welding speed 30.66 mm/sec).



Fig. 4.3.19 History of temperature, displacement and plastic strain (welding speed 15.33+30.66 mm/sec).

4.3.6 溶接施工条件による高温割れ防止に関するまとめ

本節では、多電極片面サブマージアーク溶接時における終端割れに関する検討を行った. 2次元解析により仮付け間隔が終端割れに及ぼす影響、およびタブ板形状が終端割れに及ぼ す影響について面内回転変形に着目し検討を行った.さらに、結晶粒会合角についても検 討するため3次元解析により溶接速度が終端割れに及ぼす影響について検討を行った.そ の結果、以下の知見を得た.

- 仮付け間隔を変化させ解析を行った結果,仮付け間隔が小さいほど BTR 塑性ひず み増分は減少し,終端割れを引き起こす引張りの BTR 塑性ひずみ増分が生じる位 置は,第一電極がタブ板に到達した瞬間に存在する BTR 位置であることが分かった.
- 2) 仮付け間隔が終端割れに及ぼす影響について検討した結果、母材の回転変形を電極前方にある仮付けが拘束していることが分かった.また,仮付け間隔が大きい場合, 仮付けに塑性するほどの力が加わることが分かった.
- 3) タブ板の板幅が終端割れに及ぼす影響について検討した結果、タブ板の板幅が小さい場合には、母材終端部の広範囲でBTR 塑性ひずみ増分が低減する傾向を示すが、母材最終端部では増加することを確認した.それに対して、タブ板の板幅が大きい場合には、母材終端部の広範囲でBTR 塑性ひずみ増分が増加し、母材最終端部では低下することを確認した.
- 4) タブ板形状が終端割れに及ぼす影響について検討した結果、タブ板における終端部のみで拘束されている二つ割りタブ板を用いた場合においては、溶接線上に開先の不連続点がないため、BTR 塑性ひずみ増分が大幅に減少することが分かった. さらに、終端部における母材の面内回転変形と塑性ひずみの挙動が不連動な場合があることが確認された.
- 5) 溶接速度が終端割れに及ぼす影響について検討した結果,溶接速度により溶込み形 状が変化し,溶接速度が大きい条件で,大きな BTR 塑性ひずみ増分の発生位置が 裏面部に推移することが確認された.さらに,溶接速度が大きいほど結晶粒会合角 は小さくなり割れやすい状態になることが分かった.
- 6) 極間距離を変化させ解析を行った結果,第三電極と第四電極の距離を大きくすることで全体変形が小さくなり,BTR 塑性ひずみ増分が低減したことから,極間距離を変化させることは割れ防止策として有用である可能性が示された.

4.4 並進加熱による高温割れ防止法の提案

4.4.1 緒 言

溶接高温割れは重大な溶接欠陥の一つであり,非破壊検査と欠陥の手直しに多大な労力 を費やし,生産性向上の妨げになっている.そのため,事前に割れの発生を予測し,防止 策について検討することは重要であるといえる.本節では,溶接線に対して同時並行に加 熱を行い,その加熱により生じる熱膨張を利用することで高温割れ防止する新しい並進 加熱法を提案し,その有効性について検証する.

4.4.2 並進加熱の概要

並進加熱の低減メカニズムを Fig. 4.4.1 に示す. 同図に示すように,溶接トーチの後方に 溶接トーチを挟み込む形で加熱用のトーチを設置し,溶接トーチに追従させる形で溶接入 熱とは別の加熱を行う.これにより,加熱トーチの入熱による熱膨張が発生し,引張りの ひずみが発生する溶接部に対して,圧縮力を生じさせることで高温割れを低減するのが, 並進加熱法により高温割れを防止する基本コンセプトである.



Fig. 4.4.1 Schematic illustration of parallel heating.

4.4.3 並進加熱によるひずみ低減効果の検証

解析モデルを Fig. 4.4.2 に示す. 溶接長,板幅ともに 200 mm,板厚を 10 mm のモデルを 用いて解析を行った.溶接条件は、入熱量および溶接速度を、それぞれ 800 J/mm および 15 mm/s に設定した.また並進加熱トーチによる加熱条件は、それぞれ溶接速度を 15 mm/s で 一定として、入熱量を、50~300 J/mm の 6 通りに変化させ解析を行った.加熱位置として は、溶接トーチの進行方向に対し 25 mm 後方で、板幅方向に左右 15 mm の距離にて加熱し た.

Fig. 4.4.3(a)に溶接のみを行った条件での最高到達温度分布を示し、同図(b)に並進加熱を 行った条件における最高到達温度分布を示す. 同図より、加熱部の温度はおおむね 750 ℃ 以下になっていることが分かる.



Fig. 4.4.2 Overall view of mesh division.



Fig. 4.4.3 Maximum temperature distribution.

[%]



Fig. 4.4.4 Distributions of plastic strain increment in BTR in longitudinal cross section.



Fig. 4.4.5 Distributions of plastic strain increment in BTR on top plate.

Fig. 4.4.4(a)に溶接線上縦断面における溶接のみを行った条件での BTR 塑性ひずみ増分分 布を示し、同図(b)に並進加熱を行った条件での BTR 塑性ひずみ増分を表す. 同図より、並 進加熱を行わない条件で正の BTR 塑性ひずみ増分が発生していたほとんどの領域において、 並進加熱を行った条件では負の BTR 塑性ひずみ増分が広く分布していることが分かる. Fig. 4.4.5 に溶接線板表面の BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より、並進加熱を行うこと で最大 1.1 %程度の BTR 塑性ひずみ増分が低減できていることが分かる. 以上より、本節 で提案された並進加熱法のひずみ低減効果が示された.

4.4.4 入熱量および加熱位置の影響に関する検討

本項では、ひずみ低減効果への並進加熱の入熱量および加熱位置の影響について検討するために、入熱量および加熱トーチの位置を変化させた解析を実施した.解析に用いた溶



Table 4.4.1 Welding and heating condition.

Fig. 4.4.6 Influence of heat input and heating position of parallel heating on maximum plastic strain increment in BTR $\Delta \varepsilon_{BTR}^{p}$.

接条件を Table. 4.4.1 に示す. 溶接条件は,入熱量および溶接速度をそれぞれ 800 J/mm および 15 mm/s に設定した.また並進加熱の加熱条件は,溶接速度を 15 mm/s で一定として,入熱量を,50~300 J/mm まで変化させた解析を行った.また,加熱位置については,溶接ト ーチから見て溶接進行方向に対し,0~50 mm 後方で,板幅方向に 0~50 mm に変化させた.

Fig. 4.4.6 に入熱量および加熱位置が BTR 塑性ひずみ増分に及ぼす影響を示す. 同図の(a) ~(f)はそれぞれ入熱量を *Q* = 50 J/mm から *Q* = 300 J/mm まで変化させた結果を示しており, 各図の縦軸は溶接トーチから見た並進加熱トーチの板幅方向座標を示し、横軸は溶接線方向座標を示している. 図中の色は, その条件における解析結果の BTR 塑性ひずみ増分の最大値を示している. 同図より,入熱量が変化すると並進加熱位置によるひずみ低減効果が変化していることが分かるが, どの入熱量においても,幅方向に約 15 mm,溶接線方向に約 25 mm の位置で最も小さい BTR 塑性ひずみ増分となっていることが確認できる. また,

特に入熱量が大きい条件では、幅方向の位置が溶接トーチに近い条件で、大きな BTR 塑性 ひずみ増分が発生していることが分かる.

以上より,溶接入熱に対して 1/16~3/8 の入熱量を用いて,幅方向におおよび 15 mm,溶 接線方向に 25 mm 程度の位置を加熱することで,大きなひずみ低減効果が得られることを 確認した.

4.4.5 多電極片面サブマージアーク溶接への適用

本項では、並進加熱法を船舶外板板継溶接に用いられる多電極片面サブマージアーク溶 接へ適用し、ひずみ低減効果を検証した.対象としたモデルの形状および寸法を Fig. 4.4.7 に示す.長さ 2500 mm,幅 3000 mm,板厚 22.5 mm の鋼板 2 枚の多電極片面サブマージア ーク溶接モデルである.4 電極を用いた総入熱量 12.1 kJ/mm の溶接に対して、2 つの加熱ト ーチによる総入熱量 1.4 kJ/mm の後方加熱を行った.溶接速度および加熱トーチの移動速度 は、15.33 mm/s とした.

対象とした溶接では,第1電極と第2電極が形成する先行プールで形成される溶接部に おいて割れの発生が懸念される.そこで加熱トーチの位置を,Fig. 4.4.8 に示すように,第 二電極から板幅方向に 40 mm, 溶接線方向に 40 mm 後方に設置した.

Fig. 4.4.9 に,溶接過渡の温度分布を示す. 同図(a)に4 電極による溶接のみの条件における結果を示し,同図(b)に並進加熱を行った条件における結果を示す. 同図より,先行プールの BTR に相当する領域を挟みこむ形で,加熱が行えていることが分かる.



Fig. 4.4.7 Analysis model for multi-electrode single-sided submerged arc welding.



Fig. 4.4.8 heating position on welding torch.



Fig. 4.4.9 Temperature distribution during welding.



Fig. 4.4.10 Distributions of maximum temperature in transverse cross section.

Fig. 4.4.10 に定常部における横断面の最高到達温度分布を示す. 同図より,並進加熱を行うことで,溶接部周辺の最高到達温度がわずかに増大していることが確認できる. しかしながら,溶融領域の大きさおよび形状には,ほとんど影響しておらず,溶接性を確保できていることが確認できる.

Fig. 4.4.11 に母材終端部から 100 mm の位置における溶接部横断面における BTR 塑性ひず み増分および BTR 温度勾配ベクトル分布を示す. 同図より,並進加熱を行うことで断面内 の BTR 塑性ひずみ増分を最大で 1.0%程度低減し,溶接金属下部の会合部に全域で負の BTR 塑性ひずみ増分が発生していることが確認できる. また溶接部の BTR 温度勾配ベクトルに は違いがないことから,溶接部の凝固形態に影響を与えず,健全性を確保できていること が分かる.

Fig. 4.4.12 に中央仮付け部の縦断面における BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より, 仮付けの前方で発生していた正の BTR 塑性ひずみ増分が, 並進加熱を行うことで低減 できていることが分かる. また, Fig. 4.4.13 に溶接線終端部の縦断面における BTR 塑性ひ ずみ増分の分布を示す. 同図より, 溶接終端部の広い範囲で発生していた正の BTR 塑性ひ ずみ増分が, 並進加熱を行うことで低減できていることが分かる.

以上のことから,溶接部に対し付加熱源を用いて力学的に溶接部に圧縮力を与える本手 法の有用性が示された.



Fig. 4.4.11 Distributions of plastic strain increment in BTR in transverse cross section at end of plate.







(b) with backward heating.

Fig. 4.4.13Distributions of plastic strain increment in BTR in longitudinal cross section at end of base plate.

4.4.6 並進加熱による高温割れ防止法に関するまとめ

本節では、溶接高温割れに対する防止策として、付加加熱を用いた並進加熱法についての検討を行った.その結果以下の知見が得られた.

- 1) ビードオン溶接時において,後方加熱を行うことにより,始端部,中央部,終端部 において,BTR 塑性ひずみ増分値の低減効果が確認された.
- 2) 溶接トーチに近すぎると、BTR 塑性ひずみの低減効果は小さく、溶接入熱に対して 1/16~3/8の入熱量で、幅方向に25 mm程度、溶接線方向に15 mm程度離れた位置 で低減効果が高いことを確認した.
- 実大構造物を対象とした多電極サブマージアーク溶接に適用し、並進加熱は溶接部の溶込み形状にほとんど影響しないことを確認し、本手法が溶接性を確保できることを示した。
- 実大構造物を対象とした多電極サブマージアーク溶接に適用し、終端部のひずみ量 を低減できることを確認し、本手法の有用性を示した.

4.5 最適化手法と高温割れ解析を用いた高温割 れ防止システム

4.5.1 緒 言

溶接高温割れの発生には、溶接過渡の温度分布や変形挙動が影響することが知られており、溶接過渡の溶接速度、極間距離を変更することで、割れを防止・低減できることが確認されている.

一方で,近年急速に発展している AI 技術をはじめとして,最適化手法を用いることで, 数式化できないような非線形関係の利用が可能となることが知られている.例えば,強化 学習は,最終的な報酬を最大化するための最適な方策を決定することができる⁹¹⁾.また遺 伝的アルゴリズム⁹²⁾(以下,GA と称す)は,ある遺伝子をもつ個体の集団に対して,"選 択","交叉"および"突然変異"を繰り返すことで,環境に適合する度合いを高めながら最適 解を求める手法である.

最適化手法の利用には学習データが必要となり,強化学習を用いる場合には,AI が選択した"行動"により決定される"状態"と"報酬"が得られる"環境"が必要となる.

そこで本節では、高温割れ問題において高温割れを防止することを目的に、AI強化学習・ GA と FEM 高温割れ解析を統合したシステムを構築した.そして、構築したシステムを突 合せ溶接解析時における高温割れ問題に適用し、高温割れ問題への有用性について検証した.

4.5.2 AI 強化学習を用いた高温割れ防止溶接条件最適化システム

本項では、突合せ溶接時の溶接位置・溶接速度とBTR 塑性ひずみ増分の関係を自動的に 学習するシステムを構築するため、学習方法として強化学習を用いる.強化学習とは、試 行錯誤の過程から自立的に学習する方法である.強化学習では、一つ一つの事項について の正解不正解は与えず、代わりに出力値に対する報酬を与える事によって、AI 自身が最適 な行動を探索しながら学習が進む.本項では、強化学習の一つである Q 学習 ⁹³をベースと して用いた.

Fig. 4.5.1 に本システムの概要図を示す.強化学習では、"エージェント"が"環境"に対して "行動"をとった際の"状態"の変化から"報酬"を算出し価値関数として学習することから、こ れらを定義する必要がある.本システムにおいて、環境は高温割れ解析とし、エージェン トにおいて価値関数の学習および行動の選択(探索)を行う.溶接線上の溶接位置を状態 に用いて,エージェントが選択した行動,すなわち選択した溶接速度が環境に渡されると, 高温割れ解析から導出される各位置のBTR 塑性ひずみ増分を報酬とし,これがエージェン トに返される.エージェントは,この"状態","行動","報酬"の関係を価値関数に学習させ る.探索と学習を繰り返すことによって価値関数が"状態","行動","報酬"の適切な関係を 表現できるようになり,価値関数が最大となる行動,すなわち,もっとも割れが生じにく い溶接条件の履歴が選択可能となる.

4.5.2.1 突合せ溶接における学習

Fig. 4.5.2 に対象とした試験体の形状および寸法を示す. 長さ 300 mm,幅 50 mm,板厚 10 mm の鋼板 2 枚の突合せ溶接を対象に 2 次元解析を行う. ルートギャップは 1 mm である. 溶接線の全長 300 mm を 4 分割し,各位置での溶接条件の履歴を最適化する.解析における節点数,要素数はそれぞれ 20,212,9,996 である.材料は SM490A を対象とし,解析上では,温度依存性を考慮した材料定数を使用し,液相線温度を 1500℃,固相線温度を 1390 ℃,すなわち BTR を 110 ℃と設定した. Table 1 に,本学習で設定した溶接条件を示す.本学習では,入熱量を 700 J/mm で一定とし,溶接速度を 2 mm/s, 4 mm/s, 6 mm/s および 8 mm/s の 4 条件から各位置における溶接条件を選択する.すなわち,最適化すべき場合の数は, $4^4 = 256$ 通り存在する.そして,高温割れ発生の評価指標として,冷却時における BTR 内で発生するひずみ量である BTR 塑性ひずみ増分を目的関数として,それを最大化するように強化学習の"報酬"を決定した.



Fig. 4.5.1 Schematic illustration of FEM and AI Reinforcement Learning system.



300mm

Fig. 4.5.2 Entire view of analysis model.

Table 4.5.1 Welding conditions as "action".

Condition	Heat input	Welding
Number		speed
1	700 J/mm	2 mm/sec
2		4 mm/sec
3		6 mm/sec
4		8 mm/sec

4.5.2.2 学習結果

AIの学習を行い, 突合せ溶接時の BTR 塑性ひずみ増分の最大値を小さくする溶接速度履 歴を学習させた.

Fig. 4.5.3 に,学習を15回,35回,70回,120回行った AI が導出した BTR 塑性ひずみ増 分分布を示す.同図より学習が進むにつれて,BTR 塑性ひずみ増分が低減していることが 確認できる.

Fig. 4.5.4 に、学習を 15 回、35 回、70 回、120 回行った AI が導出したそれぞれの最適溶 接履歴における、図中の A-B 上の BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 同図より、学習初期で、 始終端に発生していた 1.0 %程度の BTR 塑性ひずみ増分が、120 回行った AI が導出した行 動履歴に従えば、溶接線全域で、0.6 %未満の BTR 塑性ひずみ増分となることが分かる. さ らに学習回数と BTR 塑性ひずみ増分の最大値の関係を Fig. 4.5.5 に示す. 同図から、学習の 進行に伴い、AI が BTR 塑性ひずみ増分の最大値を低減する行動を選択(溶接条件の選択) できていることが分かる. このように、本システムを用いることで、溶接線上の BTR 塑性 ひずみ増分の最大値を大幅に低減できていることが分かる.



Fig. 4.5.3 Distribution of plastic strain increment in BTR.



Fig. 4.5.4 Distribution of plastic strain increment in BTR along line A-B.



Fig. 4.5.5 Learning progress in maximum plastic strain increment in BTR.

4.5.3 遺伝的アルゴリズムを用いた高温割れ防止仮付け施工最適化シ

ステム

高温割れを防止するための実施工での力学的な対策は溶接諸条件を変更することが挙げ られる.本項では、この中でも仮付けやタブ板の取り付けに注目して最適化を行った.

高温割れの発生と仮付け、タブ板の関係についての概要を述べる. Fig. 4.5.6 に示すよう に仮付けやタブ板は溶接中の変形・開先の挙動を拘束する役割を担っており、例えば板全 体が開くような変形が生じるような溶接においては仮付けはその開き変形を拘束している. 溶接が進行し、仮付けが溶融した場合には、仮付けによる拘束が解放され、溶接部が瞬間 的に大きく開くことで、溶接部に引張りのひずみが作用することから割れが生じる可能性 が高いと考えられる. そのため、溶接終端部での高温割れを防止する観点から、急激な開 き変形を起こさないために拘束を弱めた二つ割りタブや、逆に開き変形を生じさせないよ うに拘束を強めたシーリングカスケード法など、さまざまな対策が提案されている.

しかしながら高温割れを防止する最適な仮付け施工条件は確立されておらず,高温割れ を防止可能な仮付け・タブ板施工の検討は重要である.

そこで本項では,高温域でのひずみを低減し,高温割れを防止可能な仮付け施工条件を 決定するシステムを構築する.



Fig. 4.5.6 Schematic illustration of Genetic Algorithm.

4.5.3.1 高温割れ防止仮付け施工最適化システムの概要

本目では、突合せ溶接時の高温割れを防止する仮付け施工を導出するシステムを構築す るため、最適化手法として遺伝的アルゴリズムを用いる.遺伝的アルゴリズムとは、生物進 化にヒントを得た、最適化のためのアルゴリズムの一つであり、「選択」、「交叉」、「突然変 異」、「世代交代」という概念を用いてシステムをモデル化した効率的な探索アルゴリズム である⁹⁴⁾.

遺伝的アルゴリズムでは、一つ一つの個体が持つ遺伝子を用いて、最適化を行う.本シ ステムでは、2進数の遺伝子表記で、各位置における仮付けの有無を表現した.交叉につい ては、2点交叉を用いて、ランダムに選んだ2か所に挟まれている部分の仮付けを入れ替 えることで、子孫の遺伝子を決定した.選択では、評価値である適応度が最も高い個体に 加えて、トーナメント選択を用いることで、比較的適応度の高い個体を残した.突然変異 は、一定確率で、各個体の遺伝子の一部を変化させることで、さらに適応度の高い個体を 探索し、評価では、FEM 高温割れ解析において各要素に冷却中の BTR 内で生じる塑性ひず みの増分値である BTR 塑性ひずみ増分を割れ評価指標とし、溶接線上の BTR 塑性ひずみ増 分の最大値が小さいほど、良い評価を与えた.この仮付け位置を表す遺伝子を持つ個体の 集団に対して、遺伝的アルゴリズムの選択・交叉・突然変異・評価を繰り返すことで最適 化を行った.

4.5.3.2 構築システムの有用性の検証

Fig. 4.5.7 に対象とした試験体の形状および寸法を示す. 長さ 200 mm, 幅 25 mm, 板厚 1 mm の鋼板 2 枚の突合せ溶接を対象に 2 次元解析を行う. ルートギャップは 1 mm であ る. 溶接線の全長 200 mm を 10 分割し, 各位置での仮付けの有無を最適化する. すなわち, 最適化すべき場合の数は $2^{10} = 1024$ 通り存在する. 解析における節点数, 要素数はそれぞれ 10,780, 5,300 である. 材料は SM490A を対象とし, 解析上では, 温度依存性を考慮した材料定数を使用し, 液相線温度を 1500 °C, 固相線温度を 1390°C, すなわち BTR を 110°Cと 設定した. 入熱量を 60 J/mm とし, 溶接速度は 10 mm/s とした. そして, 高温割れ発生の評価指標として, 冷却時における BTR 内で発生するひずみ量である BTR 塑性ひずみ増分を目 的関数として, それを最大化するように GA の"適応度"を決定した.

4.5.3.3 学習結果

GA を用いて, 突合せ溶接時の BTR 塑性ひずみ増分の最大値を小さくする仮付け施工条件を導出させた. Fig. 4.5.8 に, 溶接線全域に仮付けを施した場合, 仮付けがない場合, 始終端と中央部の3点に仮付けを施した場合および150世代後のGA が導出した最適な仮付け条件における BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 図中の水色■は仮付け位置を示す. 同図(a)および(c)より溶接線全域に仮付けを施した場合および始終端と中央部の3点に仮付けを施した場合には, 仮付けが溶融し, 変形が解放される際に, 仮付けの前方や終端部に高いひずみが生じているとことが確認できる. また同図(b)に示す仮付けがない場合には, 始端部で引張りのひずみが発生していることが分かる. そして, 同図(d)に示す GA が導出した最適な仮付け条件では, 仮付けがない条件で発生している始端部の引張りひずみが低減されていることが確認できる.



Fig. 4.5.7 Overall view of analysis model.

Fig. 4.5.9 に、図中の A-B 上の BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 同図より,溶接線全域に 仮付けを施した場合および始終端と中央部の 3 点に仮付けを施した場合には、局所的に 2.0 %を超える高い引張りの BTR 塑性ひずみ増分が生じていることが確認できる. また, GA が導出した最適な仮付け条件は,溶接線全域で,1.1%未満の BTR 塑性ひずみ増分とな ることが分かり、全域で高い塑性ひずみ増分を生じさせない仮付け施工になっていること



Fig. 4.5.8 Distribution of plastic strain increment in BTR and tack welds position.



Fig. 4.5.9 Distribution of plastic strain increment in BTR along line A-B.
が分かる.このように、本システムを用いることで、溶接線上の BTR 塑性ひずみ増分の最 大値を低減できていることが分かる.

4.5.3.4 突合せ溶接における仮付け施工の最適化

Fig. 4.5.10 に示すように溶接始終端にタブ板を設けた全長 2000 mm の板継溶接モデルを 対象として,溶接終端部の仮付け最適化を行った.同図に示すように,始終端 100 mm を除 いて,始端部のタブ板から終端部のタブ板までの 1800 mm に溶接を行う.母材からタブ板 までの溶接終端部の 400 mm における仮付けを対象として 20 ヶ所の仮付けの有無を検証し た.

Fig. 4.5.11 に,溶接線終端部における BTR 塑性ひずみ増分を示す. 図中の黄色は仮付けの 位置を示し,同図(a)に基本的なケースとして終端部 300 mm シーリングビードを設けた条件 の結果を示し,同図(b)に母材終端部のみ 1 点仮付けを行った条件の結果を示し,同図(c)に 60 世代目の最適な仮付け条件の結果を示している. 同図(a)および(b)より,シーリングビー ドおよび 1 点仮付けの条件では,仮付けが溶融した際に BTR が存在する位置において高い 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. Fig. 4.5.12 に溶接終端部の BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図より,本システムが導出した仮付け条件では,シーリングビ ードおよび 1 点仮付けの条件と比較して,BTR 塑性ひずみ増分の最大値が小さくなってい ることが確認できます.以上より,提案システムの有用性が示された.



(a) Overall view of analysis model. (b) Tack welds installation at weld end

Fig. 4.5.10 Analysis model for butt welding.



(c) Tack welds of 60th generation.

Fig. 4.5.11 Distribution of plastic strain increment in BTR and tack welds position.



Fig. 4.5.12 Distribution of plastic strain increment in BTR along line A-B.

4.5.4 最適化手法を用いた高温割れ防止システムのまとめ

本節では, AI 強化学習と FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れ防止システムを構築し, 突合せ溶接解析に適用した.また GA と FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れを防止する仮付け施工条件選定システムを構築し, 突合せ溶接解析に適用した.その結果,以下の知見を得た.

- 1) AI 強化学習と FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れ防止システムを用いることで、溶接 部に生じる高温ひずみを低減する溶接条件履歴の導出が可能であることを示した.
- 2) GA と FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れを防止する仮付け施工条件選定システムを 用いることで溶接部に生じる高温ひずみを低減する仮付け施工条件の導出が可能であ ることを示した.

4.6 結 言

本章では、高温割れの防止策および防止条件を導出することを目的として、実溶接継手を対象とした溶接高温割れ解析を実施した.その結果、以下の知見が得られた.

- 温度勾配・凝固形態を制御することによる冶金学的な割れ防止法について検討し、溶 接部の柱状晶どうしが会合する角度を制御し、結晶どうしが向かい合う形で会合する 凝固形態を避けることで溶接部に作用するひずみ量が低減することを確認した.
- 2) 実験結果との比較から、会合角度を制御する割れ防止法の、有用性を示した.
- 3) 力学的な割れ防止法として、多電極片面サブマージアーク溶接時の仮付け間隔やタブ 形状、溶接条件について検討し、溶接部の凝固形態が改善する条件およびひずみ量が 小さくなる条件を示した。
- 力学的な割れ防止法として溶接熱源に追従する付加加熱を用いることにより溶接部 を圧縮することによる高温ひずみの低減効果を明らかにした.
- 5) 高温割れ解析手法と最適化手法を組み合わせた高温割れ防止条件導出システムおよび高温割れ防止のための仮付け施工最適化システムを構築し, 突合せ溶接時のひずみ 量を低減できることを示し, それらの適用性を明らかにした.

第五章

高温割れ解析の高度化に関する検討

5.1 緒 言

凝固時の結晶成長は、凝固偏析や残留液膜厚さなどの影響を受け変化することが知られている.また割れの高温割れの発生は、局所的に大きな応力の集中を引き起こす可能性があることから、割れの発生および進展を評価可能な高温割れ解析が求められる.

本章では,更なる高温割れ解析手法の高度化を目的として,凝固時の柱状晶の成長を表 現可能な解析法の提案および割れの進展解析を実施する.前者では,FEM 熱伝導解析の温 度分布,温度勾配およびそれらの履歴から,溶接金属の凝固過程における柱状晶の成長方 向を簡易的に可視化する手法を提案する.

後者では、溶接部に外力を与えることで強制的に割れを発生進展させる凝固割れの基礎 試験である Trans-Varestraint 試験^{92,93)}に開発手法を適用し、本試験の力学現象を明らかにし ながら、凝固割れの進展解析を実施する.

5.2 FEM 熱伝導解析を用いた柱状晶成長解析手法の

開発

5.2.1 緒 言

溶接高温割れは,溶接施工時における重大な溶接欠陥であり,その発生を予測・防止す ることは非常に重要と言える.高温割れは,溶接金属の融点直下の温度域である固液共存 温度域(BTR)で生じる現象であり,凝固に伴う冶金学的な因子と周囲の変形や拘束により 生じる力学的な因子により生じる現象である.本節で対象とする凝固時の結晶成長は,凝 固偏析や残留液膜厚さなどに影響し,高温割れの発生に影響を及ぼすことが知られている. 本節では,溶接部に作用するひずみ量の算出に使用される FEM 熱伝導解析で得られる温度 分布,温度勾配および温度履歴から,溶接金属の凝固過程における柱状晶の成長方向を簡 易的に予測する簡易解析手法を提案する.

5.2.2 柱状晶凝固成長簡易解析手法

凝固の初期を除けば、凝固における結晶成長の方向は、最大温度勾配方向とほぼ一致すると考えられる.そこで温度勾配ベクトルの中でも冷却過程において液相線温度に達した際の温度勾配ベクトルをBTR 温度勾配ベクトル*G*_{BTR}と定義し、この温度勾配ベクトルの向きを凝固成長方向と仮定することで、簡易的に柱状晶の成長方向を決定する.また、柱状晶の成長速度Vは、成長方向の温度勾配*G*_{BTR}と温度の変化量ΔTを用いて表すことができ、温度範囲が*L*_{BTR}である BTR 内で成長方向が一定であるとすると、その成長速度は、以下の通りに表すことができる.

$$V = \frac{\Delta T}{G_{BTR}} \tag{9}$$

式(9)に従い,各要素が凝固する際の凝固成長速度を算出できる.この式を用いることで, 優先的に成長する柱状晶が導出可能であると考えられる.そこで,Fig.5.2.1 に示すように, 熱伝導解析から得られる溶接過渡の温度分布から,新たに凝固した要素を判定し,その要 素に向かって成長可能な周辺に存在する既凝固部の有限要素の中から,凝固成長速度Vが 大きい柱状晶を新たに凝固した要素とすることで,溶接線全域の柱状晶成長を再現した.



Fig. 5.2.1 Schematic illustration of definition of columnar crystal growth in FEM thermal conduction analysis.

5.2.3 溶接速度が柱状晶成長に及ぼす影響

長さ 80 mm, 幅 50 mm, 板厚 10 mm の平板のビードオン溶接を対象に 3 次元解析を行った. 溶融部を詳細に解析するために, 溶融部には一辺の大きさが 0.2 mm の要素を用いた. 入熱量を 48 J/mm で一定とし, 溶接速度を 2 mm/s, 5 mm/s, 10 mm/s および 20 mm/s とした.

Fig. 5.2.3 に最高到達温度分布と BTR 温度勾配ベクトル分布を示す. 同図より, 溶接速度 が小さい場合には, 溶融部全域で溶接方向への温度勾配が卓越していることがわかり, 溶 接速度が大きい場合には幅方向への温度勾配が大きくなっていることがわかる. Fig. 5.2.4 に BTR 温度勾配ベクトルの大きさの分布を示す. 同図より, 溶融境界付近では温度勾配ベ クトルが大きい, すなわち凝固成長速度が小さく, 溶融部中央においては, 温度勾配ベク トルが小さい, すなわち凝固成長速度が大きくなっていることがわかる. また溶接速度が 大きい条件では内外での差が大きく, 中央部において, より大きい凝固成長速度となって いることがわかる.

Fig. 5.2.5 に提案手法により得られた板表面部の柱状晶成長分布を示す. 同図より,溶接 速度が小さい条件では溶接方向に向かって成長し,溶接速度が大きい条件では溶融部中央 に向かい,ほぼ一定方向に成長していることがわかる. これは Fig. 5.2.6 に示した松田らの 報告⁹⁵⁾等,実験的に確認される溶接ビードの凝固挙動と同様の傾向であることがわかる.



Fig. 5.2.2 Influence of welding speed v on distribution of maximum temperature and temperature gradient in BTR during cooling.



Fig. 5.2.3 Influence of welding speed v on distribution of magnitude of temperature gradient in BTR during cooling.



Fig. 5.2.4 Distribution of magnitude of temperature gradient in BTR during cooling along line L-R.



Fig. 5.2.5 Influence of welding speed v on direction of columnar crystals growth on top surface.

Fig. 5.2.7 に溶接線上縦断面における柱状晶の成長分布を示す. 同図より溶接速度が小さ い条件では裏面部から溶接方向への成長が支配的であることが分かる. また Fig. 5.2.8 に溶 接線中央部の横断面における柱状晶の分布を示す. 同図より溶接速度が大きい条件では, 溶接横断面内へ成長する柱状晶の領域が大きくなることが分かる. これらの結果も Fig. 5.2.9 に示した福井らが行った実験結果 %と同様の結果であり,提案手法を用いることで FEM 熱 伝導解析を基に,溶融部の柱状晶成長挙動を解析可能である可能性を示した.



(a) Welding speed v = 4.16 mm/s

(b) Welding speed v = 250 mm/s





(d) Welding speed v = 20 mm/s.

Fig. 5.2.7 Influence of welding speed on direction of columnar crystals growth on longitudinal cross section.



Fig. 5.2.8 Influence of welding speed on direction of columnar crystals growth on transverse cross section.



(a) Transverse cross section.

- (a) Longitudinal cross section.
- Fig. 5.2.9 Photos of columnar crystal growth obtained by Fukui⁹⁶⁾.

5.2.4 T継手完全溶込み溶接への適用

本解析で使用したモデルを Fig. 5.2.10 に示す. 上板は 100 mm×50 mm であり, 下板は 100 mm×30 mm である. また, 板厚は共に 16 mm である. 開先角度が 45 度, ルートギャップ なしの T 継手完全溶込み溶接を対象とした. なお, 本モデルの節点数および要素数はそれ ぞれ, 344,112 および 325,600 である. 溶接条件は, 入熱量を 2560 J/mm で一定とし, 溶接 速度を 2.0 mm/s から 20.0 mm/s まで 4 通りに変化させた解析を実施した.

Fig. 5.2.11 に柱状晶成長解析の結果の外観を示す. 同図より, Fig.5.2.5 に示したビードオン溶接時の結果と比較すると, どの溶接速度においてもビード表面部における柱状晶の成長が, 溶接線直角方向に向いていることがわかる. これはビードオン溶接と比較して, T 継手完全溶込み溶接時には母材による冷却効果が大きいためであると考えられる.

Fig. 5.2.12 に溶接線中央横断面における柱状晶の成長方向を示す. 同図に示すように溶接 速度が小さい場合は横断面内への成長領域が小さく,溶接速度が大きい 20 mm/s の条件の結 果では,ほとんどの領域で横断面内への成長となっていることが分かる. Fig.5.2.13 に溶接 線中央横断面における BTR 塑性ひずみ増分の分布を示す. 同図より,最終凝固部における ひずみは溶接横断面内への成長が大きい溶接速度 20 mm/s の条件において最も大きくなる ことが確認できる.

以上の議論より、本手法を用いることで、柱状晶成長方向のモデル化に加え、溶接金属 内部の微細組織をモデル化することでより詳細な割れ解析が行えると考えられる.



Fig. 5.2.10 Analysis model for Single bevel groove joints in full penetration welding.



Fig. 5.2.11 Overall view of direction of columnar crystals growth.



Fig. 5.2.12 Influence of welding speed on direction of columnar crystals growth on transverse cross section.



Fig. 5.2.13 Distribution of plastic strain increment in BTR ε_{BTR}^{p} on transverse cross section.

5.3 Trans-Varestraint 試験時の凝固割れの解析

5.3.1 緒 言

材料の高温割れ感受性を評価する試験は、大きく分けて自拘束試験と外部拘束試験に分類され、さまざまな高温割れ評価指標が提案されている⁹⁹⁾. Trans-Varestraint 試験は、外部 拘束試験に分類され、溶接中の試験片に曲げ変形を付与することにより、板表面部に割れ を発生させる試験法である. "純粋な曲げ変形が発生する"という仮定に基づき、試験片の板 厚と曲げ曲率から、板表面の溶接部に作用する負荷ひずみ量が決定される. その結果、割 れ感受性の重要な指標である限界ひずみ、凝固脆性温度領域(BTR)、高温延性曲線および限 界ひずみ速度 (CST) などを定量的に決定できる試験である¹³⁾. また、Trans-Varestraint 試 験では、ほとんどすべての場合に溶接の中心線に沿って凝固割れが生じるため、他の高温 割れ試験法よりも優れていると考えられている.

しかしながら、Trans-Varestraint 試験における"純粋な曲げ変形が発生する"という仮定は、 溶接による局所的な入熱および材料の軟化のため、実現することはできず、溶接部には想 定される負荷ひずみ量よりも大きな局所ひずみが作用する可能性があることが、Wei らによ り報告¹⁰⁰されている.

一方で、Trans-Varestraint 試験にその場観察を適用することで、割れの進展挙動が明らか にされた事例について報告されている. Aucott らは X 線を用いて、Trans-Varestraint 試験時 の板内部の割れ発生位置を時系列的に観察し、割れが板内部の溶融池下部から発生し、板 表面部に進展することを確認している¹⁰¹⁾. このような割れの発生位置および進展方向は、 材料の限界ひずみや BTR を評価する上で重要である. 特に、Trans-Varestraint 試験時のひず みの負荷速度が割れ発生に影響を与えることが知られており¹⁰²⁾、Trans-Varestraint 試験時の ひずみ負荷速度の影響を明らかにすることは、割れ発生のクライテリアについて検討する 上で重要である.

そこで、本節では、開発手法を用いて Trans-Varestraint 試験時のひずみ挙動について検討 を行う.また、簡易的な高温割れ進展解析を行い、本試験の力学的な意義について明らか にする.

5.3.2 Trans-Varestraint 試験時の凝固割れの解析

Fig. 5.3.1 に示す 3 次元モデルを用いて, Trans-Varestraint 試験時における凝固割れの解析 を実施した. 節点数および要素数はそれぞれ 1,072,015 および 1,025,066 である. 本節では ステンレス鋼 SUS304 を対象とし, BTR は 1435℃から 1500℃までの 65℃とした. また試験 片は, 350 mm×150 mm×9 mm の平板であり, 溶接条件として入熱量および溶接速度をそ れぞれ 1800 J/mm および 2.5 mm/s とした. 図中の点 A から点 C まで溶接を行い,途中,溶 接トーチが点 B に達した際に,曲げブロックに沿わせる形で変形させるものとした. 曲げ ブロックの曲率半径は 450 mm であり,曲げによる表面の負荷ひずみ量は 1.0 %である. 曲 げ変形は試験片と曲げブロックの間の接触を考慮した. 試験片の曲げを負荷しない側の端 部から 100 mm までを完全拘束し,試験片端部に強制変位を与えることで再現している.

Fig. 5.3.2 に,曲げ負荷速度を 20.0 %/sec で,曲げ負荷のみを行った条件における試験片表 面における全ひずみの履歴を示す. 〇印, □印, ◇印, △印および▽印は,曲げブロック の曲率半径がそれぞれ 125 mm, 167 mm, 250 mm, 500 mm および 1000 mm の場合を示す. 同図より曲げブロックの半径を変更することで試験片表面に負荷されるひずみ量が変化し, 曲げ負荷により, $\varepsilon = \frac{t}{2R}$ から算出される公称ひずみ量を付与できていることが分かる.また, 公称ひずみに比例する形で曲げ完了までの時間が増加していることが分かる.

Fig. 5.3.3 に曲げ負荷時の温度分布を示す. 同図より, 溶融領域後方の BTR の長さは 1.4 mm となっていることが分かる.



Fig. 5.3.1 Analysis model of Trans-Varestraint test.



Fig. 5.3.2 Influence of radius of bending block on time history of total strain by bending.



Fig. 5.3.3 Temperature distribution at start time of bending.

Fig. 5.3.4 に曲げ負荷前後の試験片表面部における、板幅方向の全ひずみ分布を示す.同 図より、溶接を伴う場合においては、曲げ負荷により与えられると想定された 1.0%のひず みを大幅に超える 2.5%のひずみが負荷されていることが確認できる.

Fig. 5.3.5 に入熱量を変化させた際の,曲げ負荷に伴う全ひずみの増分値を示す.同図の 横軸は入熱量を示し,縦軸は曲げ負荷による全ひずみの増分値を示す.また,図中にそれ ぞれの入熱量で溶接を行った場合における溶接線縦断面上における溶接過渡の温度分布を 示す.同図より,どの入熱量においても想定される 1.0%のひずみより大きなひずみが負荷



Fig. 5.3.5 Influence of heat input on total strain in welds by bending load.

されており,入熱量が異なると負荷ひずみ量が異なることが分かる.これは入熱量が異なると試験片の溶融領域が異なることで,試験片の中立軸が変化するためであると考えられる.

Fig. 5.3.6 に、板表面部の温度分布と、曲げ負荷後の試験片裏面部の位置ならびに曲げブ ロックの位置を示す. 同図の横軸は、試験片固定位置端部からの板幅方向の距離を示し、 縦軸はz方向の位置ならびに温度を示す. 同図より、曲げを負荷した試験片裏面部が曲げブ ロックに沿わずに変形していることがわかる. これは、試験片の局所的な溶融により中立 軸の変化に加えて試験片の熱膨張により、曲げブロックに沿わずに試験片が折れ曲がるこ



Fig. 5.3.6 Displacement in z-direction of back surface of specimen and temperature distribution on top surface.

とを示している.以上のようなことから,Trans-Varestraint 試験時には想定された公称ひず み量よりも大きなひずみが作用している可能性が示された.

5.3.3 Trans-Varestraint 試験における凝固割れの進展解析

本項では、開発手法の妥当性検証を目的として、Trans-Varestraint 試験時の割れ進展挙動 を再現するため、溶接高温割れの進展解析を実施した.割れの進展は、各要素のBTR 塑性 ひずみ増分が設定した限界ひずみを超えた際に要素を無効化することで再現した.対象と する SUS316L と SUS304 の限界ひずみは、Trans-Varestraint 試験を用いて、それぞれ 0.25 % および 0.6 %であると報告³¹⁾されている.前項の検討において、本試験では想定される負荷 ひずみの 3 倍程度のひずみが試験片表面に負荷されることが示された.そこで本検討では、 SUS316L と SUS304 の限界ひずみをそれぞれ 0.75 %および 1.8 %として割れの進展解析を実 施した.また割れの発生領域は、実験での割れ発生位置から溶接線中心線上の要素に限定 して解析を行った.

Fig. 5.3.7 に、曲げを負荷した際の試験片内部および表面の割れ発生および進展分布を示 す. 同図(a)板内部に割れが発生した状態を示し、同図(b)は割れ進展初期の状態を示し、同 図(c)に割れ進展中期の状態を示し、同図(d)に最終的な割れ進展状態を示す. 同図より割れ は、板内部の固相線温度付近から発生し、板内部の液相線温度方向に進展していることが 確認できる. これは、Aucott らがシンクロトン放射光に依る X 線マイクロトモグラフィを



(c) Midium stage growth.

(d) Final stage growth

Fig. 5.3.7 Hot crack initiation and propagation behavior in plate.



Fig. 5.3.8 Relationship between bending strain and maximum crack length.

用いて観察されたバレストレイン試験時の割れ発生および進展挙動と同様の傾向である¹⁰¹⁾. Fig. 5.3.8 に,曲げブロックを変化させた際の公称ひずみと最大割れ長さ最大割れ長さの 関係を示す.同図より,公称ひずみの増加に伴い,最大割れ長さが増加していることが分 かる.また,最大割れ長さは一定値に収束していることが確認でき,BTR 全域に割れが進 展していることが分かる.Fig. 5.3.9 に,解析結果から得られる高温延性曲線を示す.同図 より, Trans-Varestraint試験で導出される高温延性曲線が本解析を用いることで得られるこ とが分かった.



Fig. 5.3.9 High temperature ductility curve obtained from analysis results.

5.3.4 ひずみ負荷速度が高温割れ発生に及ぼす影響に関する検討

本項では、負荷ひずみ量を 1.0%とし、曲げ負荷速度を変化させた際に溶接部に作用する ひずみ量について検討を行う. 高温割れに対しては、溶接部に作用するひずみ速度が影響 すると考えられており、松田らは、Trans-Varestraint 試験時の曲げ負荷速度を変化させるこ とで、ひずみ速度が高温割れ発生に及ぼす影響について検討している¹⁰². 曲げ負荷速度は、 3.0%~∞ %/sec とした. また、入熱量および溶接速度は、それぞれ 1800 J/mm および 5.0 mm/s とした.

Fig. 5.3.10 に曲げ速度が(a) ∞ %/sec, (b) 12 %/sec, (c) 6 %/sec および(d) 3 %/sec の場合に おける曲げ完了時の溶融部近傍温度分布を示す. 同図より,曲げ負荷速度が異なると曲げ 開始時と曲げ完了時の BTR の位置が大きく異なることが確認できる. Fig. 5.3.11 に,溶接速 度を 5.0 mm/s とした場合の曲げ負荷に必要な時間から算出される曲げ負荷中の BTR 領域の 移動量を示す. 同図より, 5.0 mm ある BTR の長さに対して,曲げ中の移動量を 10.0 %未満, すなわち 0.5 mm 以下にするためには,曲げ負荷速度を 10.0 %/sec 以上に設定する必要があ ることが分かる.



Fig. 5.3.10 Position of BTR after bending load (v = 5.0 mm/s).



Fig. 5.3.11 Amount of movement of BTR during bending load.

Fig. 5.3.12 に曲げ負荷速度を変化させた際の BTR 塑性ひずみ増分分布を示す. 同図より, ひずみ負荷速度が大きい条件では, 7.0%を超える BTR 塑性ひずみ増分が,密に分布してい ることが確認できる. ひずみ負荷速度が小さい条件では,広い範囲に 2.8~4.2 %の BTR 塑 性ひずみ増分が分布していることが確認できる.

Fig. 5.3.13 に図中の*x-y*上における 3 %/sec ~∞ %/sec の負荷ひずみ速度を負荷した場合に おける BTR 塑性ひずみ増分を示す. 同図より,溶接部に作用するひずみ量の最大値は,瞬 時に曲げを負荷した場合と比較して, 6.0 %/sec の場合には 30 %程度減少し, 3.0 %/sec の場 合には 50 %程度減少することが確認できる. このことから曲げの負荷速度は, BTR のみな らず限界ひずみの算出の際にも影響すると考えらる. 以上より,定量的な高温割れ試験に は,ひずみの負荷速度が重要な因子であることが示された.



Fig. 5.3.12 Distribution of Plastic strain increment in BTR.



Fig. 5.3.13 Influence of strain rate on strain of welds by bending load.

5.4 結 言

本章では、更なる高温割れ解析手法の高度化を目的として、凝固時の柱状晶の成長を表 現可能な解析法の提案および Trans-Varestraint 試験時の力学挙動の検討および割れの進展解 析を実施した.その結果、以下の知見を得た.

- 柱状晶成長簡易解析手法をビードオン溶接に適用し、溶接速度が柱状晶の成長方向 に及ぼす影響について検討した.溶接速度が小さい条件では、溶接進行方向への成 長が大きく、溶接速度が大きい条件では面内への成長が大きい結果が得られた.こ れは、実験的に確認される溶接速度ごとの柱状晶成長挙動と同様の結果となった.
- 3) T継手完全溶込み溶接時の会合部における BTR 塑性ひずみ増分は,柱状晶の面内への成長が大きい溶接速度が大きい条件で最も大きい値となった.
- 4) 局所的な溶融を伴う TransVarestraint 試験では、板厚と曲げブロックから算出される 曲げひずみと溶接部に作用する負荷ひずみに差があり、本解析条件では、想定され る曲げひずみより3倍程度大きな負荷ひずみが作用することが示された.
- 5) 溶融に伴い試験片の中立軸が変化することと,試験片が熱膨張することにより試験 片が曲げブロックに沿わずに変形することが,曲げひずみと負荷ひずみ量の差が生 じる原因であると示唆された.
- 6) BTR 塑性ひずみ増分を用いて割れ進展解析を行い,進展挙動ならびに高温延性曲線 について,実際の TransVarestraint 試験で確認されるものと同様の結果が得られるこ とを確認した.
- 7) 曲げ負荷速度を変化させた解析を実施し、曲げ負荷完了までに時間を要することで、 BTR の位置が移動することで、本試験が適切に行える条件が限られることを示し、 曲げ負荷速度が定量的な高温割れ試験の重要な因子であることを示した.

第六章

結 論

本研究では、実溶接継手の高温割れ発生を予測可能な解析手法の確立を目的に、溶接部の変形・応力状態をシミュレートすることができる溶接力学解析を用いられる FEM 熱弾塑 性解析を用いて、力学および冶金学的因子を考慮した高温割れ解析手法の開発を行った.

力学的因子として,溶融に伴う固液の強度差のモデル化を行い,塑性ひずみの増分を用 いた高温割れ評価法を提案した.金属の凝固に伴う結晶成長方向や凝固偏析,凝固収縮, 凝固潜熱などをモデル化することで,冶金学的因子の影響を検討可能な解析手法を開発し, その妥当性について検証を行った.また開発手法を用いて,並進加熱法をはじめとする割 れ防止技術,開発手法を組み合わせた割れ防止システム,柱状晶の成長方向予測簡易解析 手法を構築し,それぞれの基礎的性能を示すとともに,溶接高温割れに関する工学的問題 における有用性を示した.

以上に関して,具体的に次に示す研究を実施した.

- 1. FEM 熱弾塑性解析を用いて冶金学的な因子および力学的な因子の影響について考慮 可能な溶接高温割れ解析手法の開発
- シングル突合せ溶接時の溶接凝固割れ問題への開発手法の適用による割れ発生評価の妥当性の検証

- 3. シングル突合せ溶接時の溶接凝固割れ問題への開発手法の適用による柱状晶成長方 向簡易評価手法の妥当性の検証
- T継手完全溶込み溶接時の溶接凝固割れ問題における入熱量および溶込み形状が溶接 凝固割れに及ぼす影響に関する検討
- アルミニウム合金 TIG アークスポット溶接試験に適用によるアルミニウム合金への 適用性の検証および溶接条件が凝固割れ・HAZ 液化割れ発生に及ぼす影響についての 検討
- タンデム溶接による凝固形態制御による冶金学的な溶接凝固割れ防止技術の提案と その有用性についての検証
- 7. 溶接条件および仮付け・タブ板による力学的な溶接凝固割れ防止条件の検討
- 8. 並進加熱法を用いた溶接高温割れ防止法の提案と突合せ溶接への適用性の検討
- 最適化手法と高温割れ解析を組み合わせた高温割れ防止システムの構築とその有用 性に関する検討
- 10. FEM 熱伝導解析を用いた柱状晶成長解析手法の開発
- 11. Trans-Varestraint 試験への割れ進展解析の適用と試験時のひずみ挙動およびひずみ負 荷速度の影響についての検討

以上の研究で得られた主な結論は、各章において詳細に述べられているが、成果として 得られた主な知見は次の通りである.

第一章では、溶接高温割れの評価指標、溶接高温割れ防止法、および溶接高温割れの発 生を評価する解析に関する歴史と現状について調査を行った.

高温割れの発生評価指標に関しては多くの研究がなされており、その中には、応力、ひ ずみといった力学的な観点に基づいた評価指標や、凝固収縮や凝固偏析、凝固結晶の微細 構造を考慮して液膜の破断、圧力降下を用いる冶金学的な観点に基づく評価指標が提案さ れているが、割れ発生のクライテリアを定量的に評価可能な明確な指標は提案されていな いのが現状である.以上のことから、実溶接継手の割れ発生予測が可能な評価指標ならび に解析手法の開発の重要性と必要性を述べた.

高温割れ防止策に関してはいくつか提案されているが、用途が限定されており、実施工 に適用可能な割れ防止法は確立されていない.以上のことから、複数の施工条件について 低コストで検討可能な数値シミュレーションの有用性について述べた.

高温割れの発生を評価する解析については、少ないながら、いくつかの事例が報告されている.上述の種々の評価指標に対応した解析が実施されており、主に高温割れ試験に対

して検討が行われている.しかしながら,実溶接継手へ適用されて事例は少なく,力学的 因子のみを考慮した検討が行われている.以上のことから,変形や拘束といった力学的な 因子に加えて,凝固偏析や溶融部の凝固収縮ひずみ,液膜の残留などの冶金学的因子の影 響についての検討が可能であり,かつ溶接継手全体の溶接高温割れの発生予測が可能な解 析手法の開発の重要性と必要性を述べた.また,以上の議論を通して,本研究において開 発される解析手法が実現するべき目標について示した.

第二章では、FEM 熱弾塑性解析を用いて、力学および冶金学的因子を考慮した高温割れ 解析手法を開発した. 冶金学的因子として、対象とする材料の化学成分に応じた固相率の 温度依存性を用いることで凝固偏析の考慮が可能になった. さらに、固相率の温度依存性 に基づき各要素の凝固の進行を決定することで、凝固収縮ならびに凝固潜熱を考慮可能と した. マクロな凝固形態について検討するために、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を開発した. また力学的因子として、固液の強度差については高温 降伏応力を用いてモデル化した. FEM 熱弾塑性解析を用いた高温割れの評価指標として BTR 内で発生する塑性ひずみの増分値を用いた評価法を提案し、その有用性について述べ た.

第三章では,提案手法の妥当性を検証することを目的として,実溶接継手を対象とした 溶接高温割れ解析を実施した.

開発手法をシングル突合せ溶接に適用し、実験結果の割れ発生位置と解析結果の BTR 塑 性ひずみ増分を用いた高温割れ発生評価の比較を通して、開発手法を用いて割れ発生位置 を予測可能であることを確認した.また実験結果と BTR 温度勾配ベクトルを用いた柱状晶 成長方向簡易評価との比較を通して、断面内の結晶成長方向を概ね再現できることを示し た.また凝固収縮ひずみの影響が大きい位置では、結晶同士が向かい合う形で会合するこ とを確認した.

開発手法を T 継手完全溶込み溶接に適用し,入熱量および溶込み形状の影響について検 討し,実験結果の割れ発生位置と解析結果の BTR 塑性ひずみ増分を用いた高温割れ発生評 価の比較を通して,開発手法の有用性について確認した.また BTR 塑性ひずみ増分が大き い位置は,BTR に到達した際の温度勾配が大きく,凝固時に溶融部に対する拘束が大きい 条件であることを示した.

開発手法をアルミニウム合金 TIG アークスポット溶接に適用し,加熱時間が凝固割れお よび HAZ 液化割れ発生におよぼす影響について検討し,実験結果との比較から,開発手法 の妥当性を確認し,アルミニウム合金への適用性を示した.また板厚に対して溶込み深さ が大きくなる溶接条件では,凝固割れおよび HAZ 液化割れの発生の可能性が高くなること を示した.

第四章では,提案手法を用いて,力学および冶金学的な観点から凝固割れを低減,防止 可能な溶接条件を導出することを目的として,実溶接継手を対象とした溶接高温割れ防止 策について検討した.

冶金学的な割れ防止技術として、タンデム溶接を用いて溶接部の凝固形態を改善する溶 接法について、開発手法を用いてその有用性について検証した.電極間距離を変化させた 解析を実施し、ひずみが小さくなる溶接条件を導出した.同条件を用いた実験を通して、 凝固割れが生じないことを確認することで、本手法の有用性を示した.

力学的な凝固割れ防止の観点から,開発手法を用いて多電極片面サブマージアーク溶接 時の仮付け,タブ板,入熱条件の影響について検討した結果,割れ発生を低減できる施工 条件をそれぞれ示した.

新たな割れ防止法として,並進加熱を用いた割れ防止法を提案し,適用範囲ならびに施 工条件について,解析的に検討した.並進加熱を行うことで実溶接継手においても大幅な ひずみ低減効果が得られることを示し,割れ防止法としての有用性を示した.

開発手法の高温割れ解析と最適化手法とを組み合わせた溶接割れ防止システムを構築し、 その適用性ならびに有用性について検討した.複数条件での学習データを容易に得られる 本手法と最適化手法を組み合わせることで、割れを低減・防止できる溶接施工条件を自動 的に導出できることを示した.

第五章では,更なる高温割れ解析手法の高度化を目的として,凝固時の柱状晶の成長を 表現可能な解析法の提案および割れの進展解析を実施した.

微細構造を考慮した高温割れ解析に向けて, FEM 熱伝導解析の結果を用いて溶接部の柱 状晶の成長の可視化を行える手法を構築した. さらに,溶接速度が柱状晶の成長方向に及 ぼす影響について,本手法を用いることで再現できることを示した.

割れ発生のクライテリアの解明に向けて,高温割れの進展解析を実施し,高温割れの基礎試験である Trans-Varestraint 試験に適用することで,BTR 塑性ひずみ増分を用いた解析手法の妥当性を示した.また本試験法のひずみ挙動ならびにひずみ負荷速度の影響について検討し,適切な割れ試験を達成するための試験条件を示した.

以上のように、本研究では、一連の解析技術の開発ならびに実溶接継手への適用を通し て、溶接高温割れの発生位置の予測が可能となり、また、力学的因子および冶金学的因子 が高温ひずみに及ぼす影響について、検討が可能となった.このことにより、実施工での 高温割れ問題に対する防止技術について検討が容易に行えるようになったことから、今後、 産業界において問題とされている高温割れ問題への適用が期待される.さらに、過渡現象 を可視化できる本手法を用いることで、未だ明らかになっていない高温割れのクライテリ アを明らかにする一助になることが期待される.よって、その適用可能性について詳細に 検討した本研究は、溶接高温割れ解析における先駆的な役割を果たしたと言える.

謝 辞

本研究は、大阪大学接合科学研究所 教授 麻寧緒 博士のご指導の下で行われました.麻 教授からは、研究全般にわたり、終始たえまない御指導、御鞭撻を賜りました.ここに、 心より深甚の謝意を表します.

本研究の審査にあたり,有益な御教示,御検討を賜った,大阪大学大学院工学研究科地 球総合工学専攻教授 藤久保昌彦 博士,大阪大学大学院工学研究科地球総合工学専攻教授 大沢直樹 博士,大阪府立大学大学院工学研究科航空宇宙海洋系専攻准教授 柴原正和 博士 に厚く御礼申し上げます.

本研究の遂行に際し、大阪府立大学大学院工学研究科航空宇宙海洋系専攻准教授 柴原正 和 博士には、研究の計画、実施および結果の検討など、研究の細部にわたり御指導、御討 論を頂きました.大阪府立大学大学院工学研究科航空宇宙海洋系専攻准教授 生島一樹 博 士には、絶え間なく温かい励ましと親身なご指導をいただきました.研究者としてのあり 方を教えていただきましたこと、万謝の念に堪えません.

大阪大学接合科学研究所 准教授 芹澤久 博士,大阪大学大学院工学研究科特任教授 森 裕章 博士,大阪府立大学大学院工学研究科航空宇宙海洋系専攻特認准教授 伊藤真介 博士, 大阪府立大学大学院工学研究科航空宇宙海洋系専攻プロジェクト研究教員 河原充 氏から は,適切なご指導,ならびに暖かい励ましを頂きました.溶接学会関係者の皆様,日本船 舶海洋工学会関係者の皆様には,学会をはじめとする様々な場において非常に有益な御議 論を賜りました.ここに謹んで感謝の意を表します.

本研究を遂行するにあたり、神戸製鋼所株式会社 山崎圭 博士、神戸製鋼所株式会社 三

輪剛士 氏, コベルコ溶接テクノ株式会社 武田裕之 博士, コベルコ溶接テクノ株式会社 西原健作 氏, 高田機工株式会社 永木勇人 氏, 軽金属溶接協会 福田敏彦 氏からは, 研 究に関する有益な情報を御提供頂きました. ここに感謝の意を表します.

本研究の一部は,軽金属溶接協会における「異材接合研究委員会 HAZ 割れワーキンググ ループ」の活動の一環として実施されました.当グループにおいては,多くの関係者から の御支援を頂きました.ここに感謝の意を表します.

本研究の遂行において,大阪大学接合科学研究所麻研究室の先輩および研究当時に在籍 しておられた大学院生,4年生の皆様からも多くの御協力を頂きました.また,大阪大学接 合科学研究所ならびに大阪大学大学院工学研究科地球総合工学専攻船舶海洋工学コースの 皆様には,多くの御支援を頂きました.また,大阪大学接合科学研究所麻研究室事務 赤路 三紀 氏,大阪大学接合科学研究所麻研究室事務 菊地路子 氏,大阪府立大学大学院工学研 究科航空宇宙海洋系専攻海洋システム工学分野柴原研究室事務 桃木めぐみ 氏には事務手 続き全般において,幾度となく御協力頂きました.ここに感謝の意を表します.

博士課程における研究生活を温かく見守り,支え,励ましてくれた家族に心より感謝いたします.

本論文を終えるにあたり、これら関係者各位に対して心からの深い謝意を表します.

参考文献

- Y. Funatsu: Structural Steels for Ships (Materials), Journal of the Japan Welding Society, 81-4 (2012), 257-263. (in Japanese)
- N. Hiramatsu: Aviation and Space (Materials), Journal of the Japan Welding Society, 83-2 (2014), 117-123. (in Japanese)
- K. Sakurai: 10 years review of lightweight technology for automotive -Alloy development-, Journal of the Japan Institute of Light Metals, 71-7 (2021), (in Japanese)
- 4) Y. Katayama, T. Minemura: Nuclear Power (Materials), Journal of the Japan Welding Society, 83-4 (2014), 275-279. (in Japanese)
- N. Okui: Active Control of Welding Parameters in Deviating Weld Groove -Automatic Control System for 3-electrode One-side Submerged Arc Welding with Flux Copper Backing (Report 1)-, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 18-2 (2000), 288-294.
- N. Okui: Practical Development of Fully Automated Welding System -Automatic Control System for 3-electrode One-side Submerged Arc Welding with Flux Copper Backing (Report 2)-, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 18-2 (2000), 295-301.
- H. Koga, H. Goda, S. Terada, K. Hirota, S. Nakayama and S. Tsubota: First Application of Laser Arc Hybrid Welding to Commercial Ship, Mitsubishi Heavy Industries technical review, 47-3 (2010), 86-91.
- 8) K. Goto, T. Uemura, S. Tsumura, R. Takeshita, I. Uchino and A. Moriyama: Study on

Application of Laser-Arc Hybrid Welding to Hull Construction Stage of General Merchant Ships, Journal of the Japan Society of Naval Architects and Ocean Engineers, 32 (2020), 231-245. (in Japanese)

- 9) S. Yamada, R. Suzawa, H. Matsumura, S. Muramatsu, T. Yamamoto, K. Yasuda and H. Kitada: A Study on HAZ Cracking of Welding Practice for TMCP HT50 Steel Plates at Shipyard, Transactions of the West-Japan Society of Naval Architects, 74-0 (1987), 121-128. (in Japanese)
- I. Tsuji: Thermal Elasto-plastic Analysis on Hot-cracking Formation in Initial-bead of Butt-welded Joints, Journal of the Society of Naval Architects of Japan, 162 (1987), 449-460. (in Japanese)
- 11) F. Matsuda: Hot Cracking in Welded Joints of Steels, Sanyo Technical Report, 5-1 (1998), 8-19. (in Japanese)
- 12) N. Okuda and K. Tanaka: Mechanism and Prevention of the End Cracking in One Side Submerged Arc Welding (2nd Report)-Observation of Rotative Distortion and It's Prevention with the Tab Plate-, Journal of the Japan Welding Society, 51-5 (1982), 423-429. (in Japanese)
- F. Matsuda, H. Nakagawa, I. Kato and Y. Murata: Effects of Ferrite Content and Microsegregation on Solidification Crack Susceptibility of Duplex Stainless Steel Weld Metals: Weld Crack Susceptibility of Duplex Stainless Steels (Report 1), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 5-3 (1987), 43-49. (in Japanese)
- 14) S. Koga, M. Inuzuka, H. Nagatani, T. Iwase and H. Masuda: Influence of Impurity Elements to Hot Crack Occurrence in Electron Beam Welding of Pipeline Steel-Study on all position electron beam welding of large diameter pipeline joints (Report 3)-, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 18-3 (2000), 397-402. (in Japanese)
- 15) M. Suzuki, T. Maruyama, S. Nanba and H. Takeda: Research for the Quantitative Evaluation of Solidification Cracking Susceptibilities in Ni-base Alloy Weld Metals, Research and Development KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 54-2 (2004), 43-46. (in Japanese)
- 16) 三浦 正美,河野 隆之,井上 好章:造船現場への CAE 適用について:曲がりブロック 建造における CAE 適用について(第2章造船における CAE), 876 (2003), 757-762.
- 17) 西脇 眞二:最適設計ソフトの動向(第1章 CAE 概論), Techno marine 日本造船学会誌,
 876-0 (2003), 748-752.
- K. Shinozaki, M. Yamamoto, P. Wen and T. Tamura: Prediction of Occurrence of Solidification Cracking in Weld Metal, Journal of the Japan Welding Society, 77-4 (2008), 284-289. (in

Japanese)

- 19) K. Shinozaki: Hot Cracking in Weld Zone, Journal of the Japan Welding Society, 71-6 (2002), 43-47. (in Japanese)
- H. Homma: High Temperature Cracking in Weldments, Journal of the Japan Welding Society, 57-7 (1998), 496-501. (in Japanese)
- Y. Mori and I. Masumoto: Considerations about the Forming of Pear-Shaped Bead Crack, Journal of the Japan Welding Society, 49-1 (1980), 19-23. (in Japanese)
- K. Hosoi and N.Hara: Cracking of Welded Joint, Journal of the Japan Welding Society, 78-6 (2009), 555-561. (in Japanese)
- H. Mori: For establishment of preventive maintenance and repair technique based on laser beam welding: prediction of solidification cracking in laser welds of stainless steels, Manufacturing & technology, 60-4 (2008), 73-75 (in Japanese)
- H. Tamura and T. Watanabe: Mechanisms of grain-boundary liquation cracking in weld heat-affected zone of high strength steel (1st report), Journal of the Japan Welding Society, 42-10 (1973), 966-977. (in Japanese)
- 25) H. Nakagawa and F. Matsuda: SEM Fractographs of Various Weld Cracking and Fracture Surfaces, Journal of the Japan Welding Society, 45-12 (1976), 993-1000. (in Japanese)
- D. J. Lahaie and M. Bouchard: Physical modeling of the deformation mechanisms of semisolid bodies and a mechanical criterion for hot tearing, Metallurgical and Materials Transactions B, 32 (2001), 697–705.
- 27) M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa: Finite Element Method for Hot Cracking Using Interface Elemerat (1st Report) : Development of Temperature Dependent Interface Element, Journal of the Kansai Society of Naval Architects, Japan, 232-0 (1999), 135-144.
- 28) M. Shibahara, H. Serizawa, H. Murakawa and Z. Wu: Finite Element Method for Hot Cracking Using Interface Element(2nd Report) : Quantitative Modeling of Temperature Dependent Interface Element, Journal of the Kansai Society of Naval Architects, Japan, 232-0 (1999), 135-144.
- 29) W. S. Pellini: Strain Theory of Hot Tearing, Foundry, 80 (1952), 124-133, 192, 194, 196, 199.
- A.R.E Singer and S.A. Cottrell: Properties of the Aluminum-Silicon Alloys at Temperatures in the Region of the Solidus., Journal of the Institute of Metals., 73 (1947), 33-54.
- N. N. Prokhorov: The technical strength of metals while crystallizing during welding., Welding Production, 9-4 (1962), 1-8.
- 32) T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi and T. Matsuzaka: Fundamental Investigations on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint Test :, Transactions of the Japan Welding Society, 2-2 (1971), 141-162.
- 33) 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 the Japan Welding Society, 41-6 (1972), 709-723.
- 34) T. Senda, F. Matsuda and G. Takano: Studies on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint Test (2) : Investigation for Commercially Used Aluminum and Aluminum Alloys, Journal of the Japan Welding Society, 42-1 (1973), 48-56.
- 35) Y. Arata, F. Matsuda, K. Nakata and K. Shinozaki: Solidification Crack Susceptibility of Aluminum Alloy Weld Metals (Report II) : Effect of Straining Rate on Cracking Threshold in Weld Metal during Solidification, Transactions of JWRI, 6-1 (1977), 91-104.
- 36) Y. Arata, F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama and S. Ogata: Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels (Report III) : Effect of Strain Rate on Cracking Threshold in Weld Metal during Solidification, Transactions of JWRI, 6-2 (1977), 197-206.
- 37) Y. Arata, F. Matsuda, K. Nakata and K. Shinozaki: Solidification Crack Susceptibility of Aluminum Alloy Weld Metals (Report III) : Effect of Straining Rate on Crack Length in Weld Metal, Transactions of JWRI, 6-2 (1977), 207-212.
- 38) U. Feurer: Influence of Alloy Composition and Solidification Conditions on Dendrite Arm Spacing, Feeding, and Hot Tear Properties of Aluminum Alloys., Proceedings of the international symposium on engineering alloys, Delft, 131-145.
- 39) T.W. Clyne and G.J. Davies: Comparison between Experimental Data and Theoretical Predictions relating to Dependence of Solidification Cracking on Composition., Proceedings of the Conference on Solidification and Casting of metals, (1979), 274-278.
- M. Rappaz, J. M. Drezet and M. Gremaud: A New Hot-Tearing Criterion., Metallurgical and Materials Transactions A, 30 (1999), 449–455.
- N. Coniglio and C. E. Cross: Mechanisms for solidification crack initiation and growth in aluminum welding, Metallurgical and Materials Transactions, 40A (2011), 2718–2728.
- 42) J. Draxler, J. Edberg, J. Andersson and L. E. Lindgren: Modeling and simulation of weld solidification cracking part I A pore-based crack criterion, Welding in the World, 63 (2019),

1489-1502.

- 43) J. Draxler, J. Edberg, J. Andersson and L. E. Lindgren: Modeling and simulation of weld solidification cracking part II: A model for estimation of grain boundary liquid pressure in a columnar dendritic microstructure, Welding in the World, 63 (2019), 1503-1519.
- 44) J. Draxler, J. Edberg, J. Andersson and L. E. Lindgren: Modeling and simulation of weld solidification cracking part III: Simulation of solidification cracking in Varestraint tests of alloy 718, Welding in the World, 63 (2019), 1883-1901.
- 45) M. Bellet, O. Cerri, M. Bobadilla and Y. Chastel: Modeling Hot Tearing during Solidification of Steels: Assessment and Improvement of Macroscopic Criteria through the Analysis of Two Experimental Tests, Metallurgical and Materials Transactions A, 40 (2009)
- 46) M. Bellet, G. Qiu and J. M. Carpreau: Comparison of two hot tearing criteria in numerical modelling of arc welding of stainless steel AISI 321., Journal of Materials Processing Technology, 230 (2016), 143-152.
- 47) S. Yamashita, R. Hamada, K. Ono, W. Lan, T. Asada, T. Ogura and K. Saida: Effect of Solute Elements on Solidification Cracking Susceptibility of Carbon Steel:– Prevention of Pear-Shaped Bead Cracking in Carbon Steel Weld Metal –, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 38-4 (2020), 316-324.
- 48) 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.
- 49) 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.
- 50) Y. Mori and I. Masumoto: Consideration about the forming of the pear-shaped bead crack, Journal of the Japan Welding Society, 49-1 (1980), 19-23. (in Japanese)
- 51) 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
- 52) 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.
- 53) M. Shibahara, S. Kon, A. Kawahara, K. Ikushima, M. Komura, D. Sugiyama and Y. Yamashita: Effect of Various Factors on Solidification Crack Under FCB Welding, 溶接構造シンポジウ ム講演論文集, (2014), 247-254.
- 54) 佐藤 邦彦, 向井 喜彦, 豊田 政男: 溶接工学, 理工学社, (1979), 131-132.

- 55) 奥田 直樹,田中 和雄:片面自動溶接の終端われ防止"スリットタブ法"(特許 No.899769), Research and Development KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 28-4 (1978), 79-82.
- 56) 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.
- 57) T. Zacharia: Dynamic Stresses in Weld Metal Hot Cracking.: Welding Journal, 73 (1994), 164-172.
- 58) V. Ploshikhin, A. Prikhodovsky, M. Makhutin, A. Ilin and H. W. Zoch: Integrated Mechanical-Metallurgical Approach to Modeling of Solidification Cracking in Welds, Hot Cracking Phenomena in Welds, (2005), 223-244.
- 59) M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa: Finite Element Method for Hot Cracking Using Interface Element(3rd Report) : Development of Static-Dynamic Hybrid Method, Journal of the Kansai Society of Naval Architects, Japan, 235 (2001), 161-169.
- 60) M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa: Finite Element Method for Hot Cracking Using Interface Element(4th Report) : Analysis of Hot Cracking on Transverse Cross Section, Journal of the Kansai Society of Naval Architects, Japan, 236 (2001), 229-238.
- 61) M. Shibahara, H. Serizawa and H. Murakawa: Finite Element Analysis for Hot Cracking on Transverse Cross Section Using Temperature Dependent Interface Element and Quantification of Parameters Included in Proposed Method, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-1 (2004), 94-100.
- 62) M. Shibahara, S. Ito, K. Nakata, S. Takaba, H. Serizawa, K. Masaoka and H. Murakawa: Prediction of Pear-shaped Bead Cracking Under Full Penetration Welding of T-Joints Using Temperature Dependent Interface Element, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27-1 (2009), 73-80.
- 63) A. Niel, C. Bordreuil, F. Deschaux-Beaume and G. Fras: Modelling hot cracking in 6061 aluminium alloy weld metal with microstructure based criterion, Science and Technology of Welding and Joining, 18-2 (2013), 154-160.
- 64) H.R. Z. Rajani and A.B. Phillion: 3D multi-scale multi-physics modelling of hot cracking in welding, Materials and Design, 94 (2016), 536-545.
- 65) H.R. Z. Rajani and A.B. Phillion: 3-D multi-scale modeling of deformation within the weld mushy zone, Materials and Design, 144 (2018), 45-54.
- 66) P. J. Wray: Predicted Volume Change Behavior Accompanying the Solidification of Binary Alloys, Metallurgical Transactions B, 7 (1976), 639-646.

- 67) T. Yokoyama, Y. Ueshima, Y. Mizukami, H. Kakimi and 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)
- 68) N. Coniglio and C.E. Cross: Towards Establishment of Weldability Testing Standards for Solidification Cracking, Cracking Phenomena in Welds IV, (2016), pp.37-66.
- 69) 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 Saftety Organization, 120-128. (in Japanese)
- 70) 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.
- 71) H. Mizukami, S. Hiraki, M. Kawamoto and T. Watanabe: Tensile Strength of Carbon Steel during and after Solidification, Tetsu-to-Hagane, 84-11 (1998), 763-769. (in Japanese)
- 72) 機械工学便覧 B-2-5, B-2-7, 日本機械学会
- F. Matsuda: Hot Cracking in Welded Joints of Steels, Sanyo Technical Report, 5-1 (1998), 8-19. (in Japanese)
- 74) M. Gaumann and W. Kurz: Why is it so difficult to produce an equiaxed microstructure during welding?, presented at the Mathematical Modelling of Weld Phenomena Conference, 4 (1997), 125–136.
- 75) P. Rong, N. Wang, L. Wang, R.N. Yang and W.J. Yao : The influence of grain boundary angle on the hot cracking of single crystal superalloy DD6, Journal of Alloys and Compounds, 676 (2016), 181-186.
- 76) N. Wang, S. Mokadem, M. Rappaz, and W. Kurz : Solidification cracking of superalloy singleand bi-crystals, Acta Materialia, 52 (2004), 3173-3182.
- 77) J. Mellenthin, A. Karma and M. Plapp : Phase-field crystal study of grain-boundary premelting, Physical Review B, 78 (2008), paper no.184110.
- 78) Y. Okumoto: Applications of Welding and Joining Technology (Shipbuilding), Journal of the Japan Welding Society, 79-6 (2010), 593-598. (in Japanese)
- 79) K. Hosoi and N. Hara: Cracking of Welded Joint, Journal of the Japan Welding Society, 78-6 (2009), 555-561. (in Japanese)
- 80) 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.
- 81) O. Yasuda, H. Nagaki and T. Mita: Full Penetration Welding Process of T joints of Thick Plates Without Gouging or Backing Material Using High Current Pulsed MAG Welding, International Institute of Welding, (2005), Doc.XII-1857-05
- 82) JIS Z 3604-2016. 溶接材料の識別及び管理, p.7
- 83) J. Martikainen, E. Hiltunen, F. Brhane, V. Karkhin and S. Ivanov : Prediction of Liquation Crack Initiation in Al-Mg-Si Alloy Welded Joints, Hot Cracking Phenomena in Welds III, (2011), 71-86.
- 84) E. Giraud, M. Suéry, J. Adrien, E. Maire and M. Coret : Hot Tearing Sensitivity of Al-Mg-Si

Alloys Evaluated by X-Ray Microtomography After Constrained Solidification at High Cooling Rate, Hot Cracking Phenomena in Welds III, (2011), 87-99.

- 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.
- Y. Muranishi: Highly-efficient High Heat Input Submerged Arc Welding Process., Research and Development KOBE STEEL ENGINEERING REPORTS, 63-1 (2013), 27-31.
- 87) K. Terai, T. Toyooka, S. Yamada and H. Matsumura: On the End Cracking in One Side Automatic Welding: Journal of the Japan Welding Society, 40-12 (1971), 1242-1248. (in Japanese)
- 88) (社)日本溶接協会 船舶・鉄構海洋構造物部会溶接施工委員会編及び発行:溶接施工 "Q &A", 第 2-5 項, 1991, 36-42
- N. Okuda and K. Tanaka: Mechanism and Prevention of the End Crack in One Side Submerged Arc Welding (Report 1)
- 90) N. Okuda and K. Tanaka: Mechanism and Prevention of the End Crack in One Side Submerged Arc Welding (Report 2), Journal of the Japan Welding Society, 51-5 (1982), 423-429. (in Japanese)
- M. Asada: Emergent Behaviors of Multi Robot Systems Based on Reinforcements Learning, Journal of the Japan Welding Society, 69-8 (2000), 649-655. (in Japanese)
- J. H. Holland: Adaptation in Natural and Artificial Systems, The University of Michigan Press, (1975).
- 93) C. J. C. H. Watkins and Peter Dayan: Q-learning, Machine Learning, (1992), 279-292.
- 94) K. Izui: Optimization Methods Using Genetic Algorithms and Their Applications in Initial Design Stage, Journal of the Japan Welding Society, 73-3 (2004), 155-160. (in Japanese)
- 95) W. F. Savage and C.D. Lundin: The Varestraint Test, Welding Journal, 44-10 (1965), 433-442.
- 96) T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi and T. Matsuzaka: Fundamental Investigations on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Varestraint Test., Transactions of the Japan Welding Society, 2-2 (1971), 141-162.
- 97) F. Matsuda: Solidification and Crystal Growth in Weld Metal, Journal of the Japan Welding Society, 40-4 (1971), 276-296. (in Japanese)
- 98) T. Fukui and K. Namba: Formation of feather structure in aluminum alloy welds and its effect on some properties:Basic studies on solidification of welds (5th report), Journal of Japan Institute of Light Metals, 22-11 (1972), 651-660.

- 99) N. Coniglio and C. Cross: Towards Establishment of Weldability Testing Standards for Solidification Cracking, Cracking Phenomena in Welds IV, 33-66.
- 100) Y. Wei, Z. Dong, E. Liu and Z. Dong: Modeling the Trans-Varestraint test with finite element method, Computational Materials Science, 35 (2006), 84-91.
- 101) L. Aucott, D. Huang, H. B. Dong, S. W. Wen, J. A. Marsden, A. Rack and A. C. F. Cocks: Initiation and growth kinetics of solidification cracking during welding of steel, Scientific Reports, 7 (2017), No.40255.
- 102) Y. Arata, F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Katayama and S. Ogata: Solidification Crack Susceptibility in Weld Metals of Fully Austenitic Stainless Steels (Report III) : Effect of Strain Rate on Cracking Threshold in Weld Metal during Solidification, Transactions of JWRI, 6-2 (1977), 197-206.

本研究に関連した査読論文

- S. Maeda, M. Shibahara, K. Nishihara, H. Takeda, T. Miwa, K. Yamazaki and N. MA: Study of Hot Cracking on Automatic Tandem Butt Welding, Proceedings of the 39th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE2020), 19208.
- 前田 新太郎, 生島 一樹, 柴原 正和, 麻 寧緒: 力学および冶金学的因子を考慮した溶 接高温割れ解析手法の開発, 溶接学会論文集, 39-4 (2021), pp.386-395.
- 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: 突合せ溶接時の溶接高温割れ防止技術に関する検討, 溶接学会論文集, 39-4 (2021), pp.396-405.

本研究に関連した受賞

- 前田新太郎,理想化陽解法 FEM を用いた溶接高温割れシミュレーション,軽金属溶接 協会 2019 年度年次講演大会優秀ポスター賞,2018.
- Shintaro MAEDA: Study of Solidification Cracking under FCB Welding of Butt Welding, 日本船舶海洋工学会秋季講演会若手優秀ポスター賞(優秀), 2019.
- 3) 前田新太郎: 溶接高温割れの力学解析, 溶接学会 2020 年度溶接冶金委員会優秀研究賞,
 2021.

本研究に関連した発表

- 前田 新太郎 ,本藤 祐佑 ,生島 一樹 ,柴原 正和 ,麻 寧緒 ,才田 一幸: Trans-Varestraint 試験の熱弾塑性解析,2018年度溶接学会秋季全国大会,2018.
- Shintaro MAEDA, Ninshu MA, Kazuki IKUSHIMA and Masakazu SHIABHARA: Prediction of solidification cracking on welding considering metallurgical and mechanical behavior, 12th International Seminar Numerical Analysis of Weldability., 2018.
- 前田 新太郎,沖見 優衣,芦田 崚,生島 一樹,柴原 正和,麻 寧緒: 拘束が高温 割れ発生に及ぼす影響に関する検討,2019 年度溶接学会秋季全国大会,2019.
- 前田 新太郎 , 麻寧緒 , 柴原 正和 , 吉岡 優馬 , 福元 成雄: 高温割れ解析の高度化 に関する検討, 2020 年度溶接学会春季全国大会, 2020.
- 5) 前田 新太郎, 麻寧緒, 生島 一樹, 柴原 正和: 遺伝的アルゴリズムを用いた高温割 れ防止仮付け施工に関する検討, 2020 年度溶接学会秋季全国大会, 2020.
- 前田 新太郎,麻寧緒,織田 祐輔,生島 一樹,柴原 正和:溶接高温割れ問題に対 する AI 強化学習の応用,2020 年度溶接学会秋季全国大会,2020.
- 7) 前田 新太郎 ,伊藤 貴哉 ,織田 祐輔 ,麻 寧緒 ,生島 一樹 ,柴原 正和: TransVarestraint 試験の高温割れ解析, 2021 年度溶接学会春季全国大会, 2021.
- 前田 新太郎,麻 寧緒,生島 一樹,柴原 正和:溶接時の柱状晶凝固成長簡易解析 手法の開発,2021 年度溶接学会春季全国大会,2021.
- 9) 前田 新太郎,麻寧緒,生島一樹,柴原 正和:凝固収縮ひずみを考慮した溶接高温 割れ解析手法の開発,2021年度溶接学会秋季全国大会,2021.
- 10)前田新太郎,麻寧緒,生島一樹,河原充,三輪剛士,山崎圭,西原健作, 武田裕之,柴原正和:タンデム下向突合せ溶接時における高温割れ防止についての 検討,2021年度溶接学会秋季全国大会,2021.