凝固割れ発生の高温延性曲線の解釈とその冶金的モデル化*

山下 正太郎**, 才田 一幸**

Interpretation and Metallurgical Modeling of Hot Ductility Curve for Solidification Cracking*

by YAMASHITA Shotaro** and SAIDA Kazuyoshi**

The aim of this study is to discuss and model the hot ductility curve during solidification in the welding from the metallurgical point of view. The contents in this study are as follows. The transverse Varestraint test was conducted to evaluate the solidification cracking, then the in-situ observation was applied on the Varestraint test in order to obtain the critical strain of solidification cracking occurrence. In addition, the U-type hot cracking test was also carried out for obtaining the critical strain, and the both critical strains were compared.

Moreover, the numerical modeling was also performed in order to quantitatively explain the tendency of the relationships between the temperature and the strain. The solidification starting temperature at the non-equilibrium state was estimated based on the K-G-T model. The solidification segregation on the non-equilibrium solidification was calculated based on the mathematical analysis method proposed by T. Matsumiya. In addition, R-D-G model that is firstly suggested by M. Rappaz was used in order to explain the change in the strain depending on the progress in solidification. This paper finally mentioned the possibilities of the prediction of hot ductility curve by numerical simulation.

Key Words: Solidification cracking susceptibility, hot ductility, metallurgical model, strain rate, critical strain, R-D-G model

1. 緒 言

高温割れは、溶接過程に生じる溶接欠陥の一つであり、発生温度と位置に応じて凝固割れ、液化割れ、延性低下割れに分類される。その分類は、1969年にB. Hemsworthらにより言及され、高温割れに関する高温延性曲線についても初めて提案された経緯がある¹⁾。実際の溶接施工において、高温割れの中で最も頻繁に発生するのは凝固割れである。現時点では、凝固割れの生じやすさ、すなわち凝固割れ感受性の厳密な定義はなく、多くの場合は凝固割れの生じる温度ならびに凝固割れが生じ得る限界の延性値（ひずみ）によって定性的に整理されている。高温割れ感受性の評価方法としては、自拘束式割れ試験と外部負荷式割れ試験の2つに大別される²⁾。この中で最も多く使用されているのは外部負荷式割れ試験のひとつであるバレストレイン試験である。バレストレイン試験は、1965年にW.F. Savageら³⁾により提案されて以降、凝固割れのみならず液化割れ、延性低下割れ感受性の評価に用いられている。トランスバレストレイン試験を用いた凝固割れ感受性の整理としては、最大凝固割れ長さから得られる凝固脆性温度範囲（BTR）と最低延性値（ ε_{min} ）、また最大凝固割れ長さを温度に換算して得られる曲線とその曲線から見積もられる限界ひずみ速度（限界変位率等、Critical strain rate for temperature drop, 以下CST）など多くの指標が提案されている⁴⁻⁷⁾。しかしながら、これら指標によっても凝固割れ感受性を完全には説明でき

ておらず、その評価指標の有効性に対して再考が必要であるとの指摘がある。さらに、バレストレイン試験は長年に渡り高温割れ感受性評価に使用されてきた実績はあるものの、その定量性や妥当性には課題があるとの指摘もある⁸⁾。一方で、凝固割れ感受性改善のための材料設計に対しては、バレストレイン試験により得られるBTRを評価指標に用いることで、これまでに不純物元素P, Sの影響⁹⁾、凝固形態の影響^{10, 11)}ならびに晶出物の影響^{12, 13)}等について実験結果ならびに溶接時の非平衡凝固を考慮した理論的な検討の双方から評価が行われており、その有用性も示されている。

バレストレイン試験以外の試験方法を用いて凝固割れ感受性を評価した例もある。松田らは1983年に、凝固割れが生じる際のひずみに着目し高温引張試験に対してその場観察を適用した。凝固割れ発生領域におけるひずみを画像解析より取得し、各種材料の凝固割れ感受性を延性値を用いて整理している^{14, 15)}。また、篠崎らは、拘束緩和式U型高温割れ試験に対して同様にその場観察を適用し、実験的に得られた凝固割れ発生ひずみ曲線と熱弾塑性解析から得られるひずみ履歴により凝固割れの発生を予測できることを示唆している¹⁶⁾。

このような固液共存状態における高温延性曲線とひずみ履歴を用いた凝固割れ発生の概念は、1962年のN.N. Prokhorovらの研究¹⁷⁾に端を発する。ひずみ履歴が高温延性曲線と交差することで凝固割れが発生すると理解されており、高温延性曲線は、凝固割れ発生の限界ひずみであると解釈されている。さらにW.S. Pelliniは1952年に固液共存下において生じる液膜関与の割れの延性について、液の変形能に着目し、固相線温度に近づくにつれて変形能が低下することを報告

*受付日 2020年8月6日 受理日 2020年9月25日

**正 員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

しており^{18,19)}，N.N. Prokhorov らも W.S. Pellini と同様な高温延性曲線を模式的に描いている。しかしながら，バレストレイン試験が開発されて以降，最大凝固割れ長さとひずみの関係から得られる曲線が凝固割れ発生の高温延性曲線であると見なされることが多い^{2,5,20)}。この理解に従うと，凝固割れ発生のひずみは温度低下に伴って増加することとなり，W.S. Pellini らが示す高温延性曲線とは一致しないこととなる。前述の通り，高温延性曲線は凝固割れ感受性を評価する上で重要指標であり，凝固割れ現象を正しく理解し，割れ発生を予測するためにも，高温延性曲線について，詳細に検討を行っていく必要があると言える。

本研究では，凝固割れ発生温度域における高温延性曲線への理解を深めることを目的として，まずトランスバレストレイン試験に対してその場観察法を適用して，凝固割れ挙動を観察するとともに凝固割れ発生ひずみについて評価した。その上で，その場観察を適用した拘束緩和式U型高温割れ試験における凝固割れ発生ひずみを計測した。両試験により得られた凝固割れ発生ひずみを，それぞれの試験のひずみ速度で整理することで，凝固割れ発生ひずみとひずみ速度の関係を明らかにした。凝固割れ発生ひずみがひずみ速度に依存する場合，その定量的評価には，いわゆる R-D-G モデルの適用が有効である^{21,22)}。R-D-G モデルは，製造分野において M. Rappaz らにより提案され²¹⁾，引け巢の発生予測のために利用されたモデルであるが，W. Rindler らによって改良が加えられた後に溶接分野へ展開され²²⁾，デンドライト樹間の液膜破断の限界ひずみ速度の推定などに現在では使用されている。本研究では，この R-D-G モデルを BTR 予測のための理論的検討へ組み込み⁹⁻¹²⁾，凝固割れ発生ひずみと温度の関係を解析的に導出した。その場観察から実験的に得られた凝固割れ発生ひずみと理論的に得られた発生ひずみを比較することで，凝固割れ発生的高温延性曲線に対する理論的検討を加えた。また，トランスバレストレイン試験にその場観察を適用することで得られた凝固割れ挙動とその延性曲線から，従来から用いられているトランスバレストレイン試験における凝固割れ感受性の整理手法の問題点について言及した。

2. 実験方法

2.1 供試材料

供試材料には，オーステナイト系ステンレス鋼である SUS310S を使用した。その化学組成を Table 1 に示す。本研究では，凝固割れ発生ひずみを計測するため，トランスバレストレイン試験と拘束緩和式U型高温割れ試験を実施し

た。トランスバレストレイン試験では， $100(1) \times 50(w) \times 5(t)$ mm，拘束緩和式U型高温割れ試験では $100(1) \times 50(w) \times 2(t)$ mm の試験片をそれぞれ使用した。

2.2 トランスバレストレイン試験方法

本研究では凝固割れを評価する目的でトランスバレストレイン試験を実施した。その模式図を Fig.1 に示している。トランスバレストレイン試験の詳細については，先行論文を参考にして頂きたいが^{4,8)}，試験方法を簡潔に説明すると以下のようなものである。バレストレイン試験は，ヨークと任意の曲率を持つ曲げブロックより構成される。試験片は曲げブロックとヨークの間に固定され，試験片幅方向に溶接した。溶融池後端が試験片中央に達した後，溶接を終了すると同時に，ヨークを落下させることで溶接金属部に曲げひずみを付与した。

トランスバレストレイン試験条件を Table 2 に示す。溶接熱源には TIG 溶接を用いて，試験片中央を TIG アークによりメルトラン溶接を実施した。Table 2(a) は溶接条件を示すが，試験片に対して溶込深さが板厚の約半分となる条件である。Table 2(b) にはトランスバレストレイン試験条件を示している。また，ひずみ値は，曲げブロックの曲率と試験片板厚より算出されたひずみ値 ($\epsilon_n = t/(2R+t)$) であり，本研究では実測されたひずみ値と区別するため公称ひずみと呼称する。バレストレイン試験の場合，溶接金属部へ付与される曲げひずみは，ヨーク落下速度に依存していると考えられる。本研究で使用したバレストレイン試験のヨーク落下速度は，高速度ビデオカメラによる撮影から 725 mm/s

Fig.1 Schematic illustration of Trans-Varestraint test.

Table 1 Chemical compositions of the material (mass)%.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Co	Fe
SUS310S	0.05	0.68	0.84	0.024	<0.001	19.16	24.67	0.09	Bal.

Table 2 Trans-Varestraint test conditions.

(a) GTA welding conditions.	
Welding speed, mm/s (m/min)	1.67 (0.1)
Arc current, A	123
Arc length, mm	2
Shielding gas (Ar), L/min	20
Electrode diameter, mm	3.2

(b) Test conditions relevant to the strain.

York speed, mm/s	725			
Bending block width, mm	30			
Nominal strain, %	0.8	1.6	2.4	3.4
Bending radius, mm	300	150	100	70

Fig. 2 Schematic illustration of U-type hot cracking test.

であった。本研究では、ヨーク落下条件は各公称ひずみに関わらず一定とした。

バレストレイン試験の評価は、公称ひずみ4条件に対してそれぞれ計5回の試験を実施した。それぞれの公称ひずみにおいて生じた割れ数、割れ長さを整理するが、その中でも各試験において得られた最大凝固割れ長さの平均値を用いてBTRを算出した。

2.3 拘束緩和式U型高温割れ試験方法

凝固割れ発生ひずみを取得するため、トランスバレストレイン試験に加え、拘束緩和式U型高温割れ試験を実施した。拘束緩和式U型高温割れ試験の模式図をFig.2に示す。試験方法の詳細は、先行論文を参考にして頂きたいが²³⁾、以下に簡単に説明する。2つの梁を内側に曲げた状態で試験片を固定する。試験片を固定させた状態で梁にかかる荷重を除荷することで、試験片に引張荷重を付与した。その状態で、試験片中央を溶接することで、凝固割れを発生させた。

拘束緩和式U型高温割れ試験における溶接条件をTable 3に示す。バレストレイン試験と同様に、試験片板厚に対して、溶接金属部の溶込深さが板厚の約半分となる溶接条件とした。試験片に与える荷重については、梁の形状と強度(700MPa級高張力鋼)から算出し、12~16kNの間で変化さ

Table 3 Test conditions of U-type hot cracking test

Welding speed, mm/s	5.00
Arc current, A	110
Arc length, mm	1
Shielding gas (Ar), L/min	20

(a) Trans-Varestraint test setup and example image.

(b) U-type hot cracking test setup and example image.

Fig. 3 In-situ observation image at both test and obtained in-situ image at each procedure.

せ、各荷重に対して1回の試験を行った。

2.4 その場観察を用いた凝固割れ発生ひずみ値の計測方法

本研究では、トランスバレストレイン試験ならびに拘束緩和式U型高温割れ試験で生じる凝固割れの割れ発生ひずみを直接観察により取得した。Fig.3に、両試験に対して高速度ビデオカメラを適用した際の機器設置状況ならびに各

Table 4 Shooting conditions at both test.

(a) Trans-Varestraint test.		(b) U-type hot cracking test.	
Frame rate, fps	3400	Frame rate	1000
Exposure, μ s	3	Exposure, μ s	5
Resolution, pixel	1024 $\times$ 768	Resolution, pixel	1024 $\times$ 1200
Magnification, μ m/pixel	3	Magnification, μ m/pixel	2.4

試験におけるひずみ計測方法を示す。その場観察方向としては、TIG 溶接装置構成の都合上、溶接方向に対して後方より行った。

トランスバレストレイン試験では、熔融池が試験片中央に到達した後、溶接終了と同時に曲げひずみが付与されることから、あらかじめ観察位置を試験片中央に固定することで凝固割れ発生挙動を観察した。ひずみ挙動の整理は、各試験片において溶接金属中央に生じ、かつその場観察された計58個の割れに対して実施した。ひずみ計測の際に問題となる標点間距離は、観察画像の分解能ならびに凝固組織幅等を考慮し0.5mmとした。また、斜め後方よりその場観察していることから、ひずみ解析では、溶接進行方向に対して垂直方向の変位のみを計測し、凝固割れ発生時の履歴を整理した。

拘束緩和式U型高温割れ試験では、凝固割れの発生が溶接条件や荷重条件によって変化するため、TIG 溶接機と高速ビデオカメラを固定して、試験片を移動させることで、熔融池後端を観察した。本実験においても標点間距離は0.5mmと設定した。

その場観察条件を Table 4 に示す。トランスバレストレイン試験では、付加ひずみ速度が非常に速いことが推測されたため撮影速度は3400fpsとした。一方で、拘束緩和式U型高温割れ試験では、ひずみ速度がバレストレイン試験に比して低速であるため撮影速度は1000fpsとした。

2.5 溶接金属部の温度計測方法

バレストレイン試験ならびに拘束緩和式U型高温割れ試験の両結果を整理するために温度履歴が必要である。

バレストレイン試験では、熔融池界面に沿って放射状に生じる凝固割れを温度範囲へと換算するため、またバレストレイン試験における凝固割れ発生位置の温度履歴を取得するため、二色放射温度計測を用いて熔融池後方の温度分布ならびに履歴を計測した^{24,25)}。二色放射温度計測条件は、計測波長650, 800nmとした。なお、二色放射温度計測による出力温度は、標準光源を用いて温度補正されたタングステンフィラメントの温度と放射強度の関係により校正した。拘束緩和式U型高温割れ試験における溶接部の温度履歴の測定は、W-Re 熱電対 (ϕ 0.3mm) を使用した。溶接部の温度履歴は、熔融池内の溶接金属部中央へと W-Re 熱電対を直接挿入することで取得した。

Fig.4 Temperature distribution of Trans-Varestraint test.

各計測手法により得られた温度は、供試材料を熱分析することで得られた融点1396℃を熔融池界面温度と仮定して温度履歴ならびに温度分布を整理した。

3. 溶接時の温度計測結果

Fig.4は、バレストレイン試験のTIG 溶接終了後、曲げひずみ付加直前の熔融池後端に対して二色放射温度計測を用いることで得られた二次元温度分布と溶接方向に対する割れ発生角度に対応した温度勾配を計測した結果である。バレストレイン試験において熔融池周辺に生じた凝固割れは、溶接線方向に対する角度で整理して、Fig.4の溶接線方向に対する温度分布を用いて温度範囲へ変換した。また、バレストレイン試験においてその場観察により計測された凝固割れ発生ひずみを、温度に換算する場合には、Fig.4に示すPoint Aの位置の温度履歴を使用した。アーク消弧直後からのPoint Aの温度履歴をFig.5に示す。冷却速度は、凝固界面温度を1396℃、0sとして、0.4s後までに得られた計測結果を線形近似することで算出した。その結果、Point Aの冷却速度は436℃/sであった。

拘束緩和式U型高温割れ試験の溶接条件に対して温度履歴を測定した結果をFig.5に合わせて示す。温度履歴は熱電対を熔融池の中央に挿入することで取得され、トランスバレストレイン試験と同様に1396℃を熔融池界面と仮定して冷却速度を整理した。その冷却速度は396℃/sであった。

Fig.5 Temperature histories of Point A as shown in Fig.4 and weld metal of U-Type hot cracking test.

Fig.7 Ductility curve estimated from maximum crack length.

Fig.6 Relationship between nominal strain and maximum crack length.

4. トランスバレストレイン試験結果

4.1 従来知見に基づく整理

その場観察結果について述べる前に、従来の知見に従ってトランスバレストレイン試験結果を整理した。Fig.6は、各公称ひずみにより得られた最大凝固割れ長さを整理した結果である。公称ひずみの増加にともない、最大凝固割れ長さが増加するが、公称ひずみ2.4%において最大凝固割れ長さが飽和した。各公称ひずみにおける最大割れ長さを温度に変換してFig.7に示す。この整理より、トランスバレストレイン試験から得られる凝固脆性温度範囲（BTR）が約122 Kであることがわかった。

従来知見に基づけば、Fig.7に示す曲線が凝固割れに対する延性曲線と定義されている^{8,20)}。しかしながら、公称ひずみと実際に溶接金属に負荷されるひずみの関係や、最大凝固割れ長さと割れ発生ひずみの関係など不明な点が多い。そこで、トランスバレストレイン試験に対してその場観察

を実施して得られたひずみ挙動を以下で詳細に述べる。

4.2 トランスバレストレイン試験における凝固割れ発生ひずみ

バレストレイン試験では、BTRが凝固割れ感受性評価指標の一つとして使用される。これまでに、BTRの大小により材料の持つ凝固割れ感受性が評価されており、その有用性が示されている^{4,5,9-12)}。バレストレイン試験におけるひずみに関する調査はいくつか報告されているものの^{8,26)}、凝固割れ発生時のひずみ挙動や凝固割れ発生ひずみについて定量的かつ詳細に議論されておらず、凝固割れ現象を説明するに至っていない。特に、バレストレイン試験の公称ひずみの算出には室温材料の曲げ問題を材料力学的に解くことで得られており、溶接時の不均一温度分布を考慮できておらず、バレストレイン試験中に溶接金属部へ実際に付与されたひずみ量については明確に議論がなされるべきである。このため、バレストレイン試験における凝固割れ発生挙動とひずみの関係を明確にすべく、トランスバレストレイン試験に対してその場観察法を適用することで得られた割れ発生挙動について整理した。

Fig.8は、トランスバレストレイン試験に対してその場観察を実施して得られた溶融池界面の可視化画像の一例である。公称ひずみ3.4%の試験条件の結果を示している。可視化動画から、曲げひずみの付与は、溶接終了時（0ms）から12.3msまでの非常に短い時間で完了していた。同図上に、凝固割れの発生位置を矢印で示しているが、凝固割れは固液界面付近から開口し、その後は曲げひずみ付与時間の増加とともに溶融池後方へ進展していく様子が観察された。この凝固割れ発生および進展の順序は公称ひずみに関係なく、全ての凝固割れ発生ひずみに対して同様であることを確認している。

Fig.8の結果を参考に、トランスバレストレイン試験における凝固割れの発生挙動を、曲げ付与開始から凝固割れ発生までの段階（Stage I）と凝固割れ発生から凝固割れ進展・

Fig. 8 In-situ observation image during loading strain at nominal strain 3.4% on Trans-Varestraint test.

Fig. 9 Classification of measured strain obtained by Trans-Varestraint test.

拡大の段階 (Stage II) に区別して整理することとした。各公称ひずみ ε_n において付与された全ひずみを ε_a とし、凝固割れ発生ひずみを ε_i 、凝固割れ進展・拡大に要したひずみを ε_{p-e} と区別して、Fig. 9 に各公称ひずみと実測ひずみの関係を整理した。全ひずみ ε_a は公称ひずみ ε_n の増加とともに増大していることがわかる。全ひずみ ε_a を凝固割れ発生ひずみ ε_i 、凝固割れ進展・拡大ひずみ ε_{p-e} へ分割してみると、凝固割れ発生ひずみ ε_i は公称ひずみによらず約 5.3% と一定値であることが明らかとなった。凝固割れ進展ひずみは、全ひずみ ε_a と同様、公称ひずみとともに増加する傾向を示した。

これらの事実に基づいて従来のバレストレイン試験の整理について考察すると、Fig. 6 で見られた公称ひずみの増大に伴った最大凝固割れ長さの増加は、凝固割れ進展・拡大ひずみ ε_{p-e} に支配され、凝固割れ発生ひずみには依存しない

Fig. 10 Strain histories at each nominal strain of Trans-Varestraint test.

ものと判断される。すなわち、Fig. 6 の整理から得られる Fig. 7 の延性値は、実際に割れに付与されるひずみ値に比べ数十分の一程度小さく、その各延性値を結ぶことで描かれる高温延性曲線が凝固割れ発生の限界を与えないことが明らかとなった。

Fig. 10 に各公称ひずみにおける凝固割れ発生部のひずみのその場計測例を曲げ開始から終了まで示す。各試験、各割れごとに多少のばらつきはみられるものの、凝固割れ発生の開始時間は 3.5～5.0 ms の間であった。凝固割れ発生後は、各試験条件によりひずみ履歴は異なる。Table 2(b) に示したように、本検討ではヨーク落下速度を変化させておらず、ストローク量を調整することで曲げブロックに沿わせるように溶接金属部にひずみを付与したことを考えると、いずれの公称ひずみにおいても凝固割れ発生ひずみ ε_i までは、ほぼ同程度のひずみ速度で溶接金属部にひずみが付与されているものと考えられる。したがって、バレストレイン試験において、凝固割れが発生するまでのひずみ速度は公称ひずみに関わらず一定であると考えることが妥当であるといえる。

5. 凝固割れ発生ひずみ ε_i のひずみ速度依存性

トランスバレストレイン試験および拘束緩和式 U 型高温割れ試験において得られた結果を総合して、凝固割れ発生ひずみのひずみ速度依存性について考察する。

トランスバレストレイン試験において得られたひずみ履歴と拘束緩和式 U 型高温割れ試験において得られたひずみ履歴を Fig. 11 にまとめて示す。同図には、各試験において得られた凝固割れ発生ひずみについても示している。拘束緩和式 U 型高温割れ試験に対してトランスバレストレイン試験のひずみ速度が非常に高いことがわかる。さらに、拘束緩和式 U 型高温割れ試験では、試験片に負荷される荷重

Fig. 11 Comparison of the strain history in both tests.

Table 5 Strain rate of each test.

Test	Strain rate, %/s
Vareststraint test	1370
U-type hot cracking test	4.2~19.2

の増加に伴ってひずみ速度は増加していた。凝固割れ発生ひずみは、バレストレイン試験が拘束緩和式U型高温割れ試験に対して高く、割れ発生時間は短いことがわかる。拘束緩和式U型高温割れ試験では、荷重が低下する、すなわち、ひずみ速度が低下するに従い、微々たる変化ではあるが割れ発生ひずみは減少しており、割れ発生にかかる時間は増加した。なお、荷重12kNでは凝固割れは発生しなかった。

トランスバレストレイン試験時の試験片に対する曲げ負荷条件を考慮した場合、ヨーク落下速度は公称ひずみに関わらず等しく設定していることからバレストレイン試験におけるひずみ速度は一定であると、U型高温割れ試験により得られた凝固割れ発生ひずみをひずみ速度の関係にまとめた。まず、それぞれの試験において得られたひずみ速度をTable 5に示す。バレストレイン試験では約1370%/sであるのに対して、拘束緩和式U型高温割れ試験では、荷重12~16kNでは4.2~19.2%/sとバレストレイン試験に比して明らかにひずみ速度は低い。Fig. 12は、両試験において得られたひずみ速度と凝固割れ発生ひずみの関係を示している。ひずみ速度の増加に伴い、凝固割れ発生ひずみは増大する傾向にあることがわかる。高温引張試験に対してMISO法を適用した松田らの研究結果においても、ひずみ速度1~100%/sの範囲においてFig. 12と同様の結果が得られている¹⁵⁾。また、同図中には凝固割れ発生箇所の温度とひずみ速度の関係についても示している。凝固割れの発生は、ひずみ速度が速い場合には高温側で割れが生じ、ひずみ速

Fig. 12 Relationship between strain rate and solidification crack occurrence strain.

Fig. 13 Critical strain of solidification cracking obtained by both tests.

度の低下に伴って低温へと遷移していた。これらを踏まえると、凝固割れ発生ひずみがひずみ速度により整理できることが示唆され、それに伴い割れの発生温度が変化していることが明らかとなった。

6. 凝固割れ発生の延性曲線

トランスバレストレイン試験および拘束緩和式U型高温割れ試験における凝固割れ発生ひずみと温度の関係をFig. 13にまとめて示す。図中には、トランスバレストレイン試験で得られたBTRおよび拘束緩和式U型高温割れ試験で凝固割れの発生が認められなかった荷重12kNの時の温度とひずみ量についても示している。両試験で生じた凝固割れは、全てBTR内において生じており、凝固割れ発生の温度が低下することで、凝固割れ発生ひずみは減少していた。また、荷重12kNの条件で得られたひずみ履歴では凝固割れ

は生じなかった。

Fig.9に示した実測ひずみ（全ひずみ ϵ_a ）を用いてFig.7を再整理した結果をFig.14に示す。Fig.14は最大凝固割れ長さから得られる曲線になるが、実測のひずみにより再度整理した場合、ひずみ値は大幅に増加することがわかる。従来知見に基づけば、バレストレイン試験により得られる最大凝固割れ長さを温度範囲に換算し得られるFig.14の曲線を高温延性曲線として取り扱ってきた^{8,20}。しかし、凝固割れに付与されたひずみは公称ひずみに対して非常に大きく、かつFig.13にまとめたように、バレストレイン試験において得られた凝固割れ発生ひずみが固液界面近傍の一点を示すことから、Fig.14に示す最大割れ長さから得られた曲線は、凝固割れの発生を表す高温延性曲線でないとは断定された。

N.N. Prokhorovらは、凝固割れ発生領域における延性曲線とひずみ履歴の関係を以下のように示唆している¹⁷。凝固進行に伴ってひずみ値が増加し、ひずみ履歴が延性曲線と交差した時点で凝固割れが発生する。このことに基づけば、延性曲線は凝固割れの発生点を結ぶことで得られる曲線であり、Fig.13のような整理が実現象を反映するものと考えられる。また、Fig.13の温度低下を凝固率の変化と見なすと、凝固割れ発生ひずみが液相量の減少に伴い低下することになる。W.S. Pelliniは、凝固が進み、液膜量が減少することが液の変形能の低下に繋がるため、凝固割れが発生しやすくなることを提唱している^{18,19}。本検討で得られた結果も、固液共存状態では温度低下に伴い凝固割れ発生ひずみが低下しており、この説と良く一致している。さらに、Fig.12のように、凝固割れ発生ひずみがひずみ速度により整理可能であるならば、R-D-Gモデルの適用が可能であると推測される^{21,22}。以下では、本検討結果を理論的に考察するため、R-D-Gモデルを溶接凝固割れの理論モデルに組み込んだ結果について述べる。

Fig.14 Conventional curve with measured strain by Trans-Varestraint test.

7. 凝固割れの延性曲線に対する理論的検討

Fig.15にR-D-Gモデルを組み込んだ凝固割れに対する理論的アプローチ手法を模式的に示す。前述のようにR-D-Gモデルは、デンドライト樹間における物質収支に着目し、デンドライト樹間に存在する液相の内圧を境界条件として式展開されており、M. Rappaz等により提案された当初は引け巢の発生に対する理論モデルとして提案されていた²¹。その後W. Rindler等は、引け巢発生の限界圧力を表面張力へと代替することで、溶接凝固割れへの展開の可能性を示唆した²²。ただし、W. Rindler等の改良モデルには一部に温度依存性は考慮されているが、凝固偏析により刻々と変化する液相中の溶質濃度依存性については考慮されていない。これまでに凝固割れ感受性が凝固偏析現象に強く依存することが明らかとなっており、本解析を進めるにあたり凝固偏析の影響を考慮することは極めて重要である。そこで本検討では、R-D-Gモデルを改良して、凝固偏析による溶質濃度依存性を考慮した。本解析モデルは、K-G-Tモデル^{27,29}、凝固偏析計算²⁸、R-D-Gモデル^{21,22}により構成される。まず、凝固開始温度 T_i をK-G-Tモデルを用いて算出し、その後、松宮らにより提案された凝固偏析モデルにより凝固偏析量を算出した。凝固偏析計算時に得られる各セグメントにおける溶質元素の濃度と温度から粘性と界面張力（本研究では表面張力を代替して入力）を導出した。これらの物性値をR-D-Gモデルに入力することにより各セグメントの液相の延性を計算した。解析の詳細については以下で述べる。

7.1 K-G-Tモデルに基づく凝固開始温度の算出方法

溶接凝固時の凝固開始温度がデンドライト先端温度に相当すると仮定すると、デンドライト先端における過冷モデル（K-G-Tモデル）により凝固開始温度が計算できる^{27,29}。本研究では、K-G-Tモデルを多元系へと拡張することでデンドライト先端温度を算出した。凝固開始温度の計算には、以下の仮定を導入した。①溶質元素間の相互作用による影響は考慮しない。②凝固速度に応じてデンドライトの成長形態は変化しない。③デンドライト成長速度は溶融池の進行速度と等しいと近似した。

K-G-Tモデルでは、デンドライト先端温度 T_{Tip} と過冷度 ΔT は平衡液相線温度 T_L^{eq} を用いて式(1)で表される。

$$T_{Tip} = T_L^{eq} - \Delta T \quad (1)$$

$$\Delta T = \Delta T_C + \Delta T_R + \Delta T_K + \Delta T_{cell} \quad (2)$$

ここで、 ΔT_C は合金の組成差により生じる組成的過冷度、 ΔT_R はGibbs-Thomson効果に起因する過冷度、 ΔT_K はデンドライト界面の駆動により生じる過冷度、 ΔT_{cell} はセル過冷度であり、それぞれ以下の式で与えられる。

Fig. 15 Schematic illustration of theoretical approach for solidification cracking susceptibility.

$$\Delta T_R = -\frac{2\Gamma}{R} \quad (3)$$

$$\Delta T_K = \frac{V}{\mu_0} = \frac{R_g T_m^2}{\Delta H_f V_0} V \quad (4)$$

$$\Delta T_{cell} = \frac{GD}{V} \quad (5)$$

ΔT_C は、固液界面における液相中の溶質濃度と初期状態における溶質濃度差により次式で表される。

$$\Delta T_C = m_i^{eq} C_i^0 - m_i^V C_i^L \quad (6)$$

ここで、 m_i^{eq} は溶質元素 i に対する平衡液相線勾配、 C_i^0 は溶質初期濃度、すなわち合金組成である。また、 m_i^V はデンドライト成長速度依存性を考慮した液相線勾配であり、Boettinger らによって式 (7)、固液界面における溶質濃度 C_i^L は式 (8) でそれぞれ与えられる。

$$m_i^V = m_i^{eq} \left[1 + \frac{K_i^{eq} - K_i^V \{1 - \ln(K_i^V / K_i^{eq})\}}{1 - K_i^{eq}} \right] \quad (7)$$

$$C_i^L = \frac{C_i^0}{1 - (1 - K_i^V) I_V(P_i^C)} \quad (8)$$

ここで、 K_i^{eq} は溶質元素 i の平衡分配係数、 K_i^V はデンドライト成長速度依存性を考慮した分配係数であり、Aziz により、式 (9) で与えられる。

$$K_i^V = \frac{K_i^{eq} + (a_0 V / D_i^L)}{1 + (a_0 V / D_i^L)} \quad (9)$$

ここで、 D_i^L は溶質元素 i の液相中の拡散係数であり、 P_i^C は Peclet 数、 $I_V(P)$ は Ivantsov 関数であり、それぞれ以下の式 (10)、(11) で定義される。

$$P_i^C = RV / 2D_i^L \quad (10)$$

$$I_V(P) = Pe^P \int_P^\infty \frac{e^{-z}}{z} dz \quad (11)$$

デンドライト先端の曲率半径 R は、次式の解のうち小さい方の解で与えられる。

$$GR^2 + 2R \sum_i \{m_i^V P_i^C (1 - K_i^V) C_i^L \xi_i^C\} + 4\pi^2 \Gamma = 0 \quad (12)$$

ここでは、 Γ は Gibbs-Thomason 係数であり、 G は温度勾配である。 ξ_i^C は、Peclet 数に依存して次式で与えられる安定化係数である。

$$\xi_i^C = 1 - \frac{2K_i^V}{\sqrt{1 + (2\pi/P_i^C)^2 - 1 + 2K_i^V}}, \left(P_i^C \leq \frac{\pi^2}{\sqrt{K_i^V}} \right) \quad (13-a)$$

$$\xi_i^C = \frac{\pi^2}{K_i^V P_i^C}, \left(P_i^C > \frac{\pi^2}{\sqrt{K_i^V}} \right) \quad (13-b)$$

以上をまとめると、溶接凝固過程における凝固開始温度 T_l は次式 (14) で表される。

$$\begin{aligned} T_l &= T_{Tip} \\ &= T_L^{eq} - \sum_i \left[m_i^{eq} C_i^0 \left\{ 1 - \frac{1 + \frac{K_i^{eq} - K_i^V \{1 - \ln(K_i^V/K_i^{eq})\}}{L}}{1 - (1 - K_i^V)_{IV}(P_i^C)} \right\} \right] \\ &\quad - \frac{2\Gamma}{R} - \frac{R_g T_m^2}{\Delta H_f V_0} V - \frac{GD}{V} \end{aligned} \quad (14)$$

7.2 凝固偏析モデルに基づく凝固完了温度の算出方法

オーステナイト単相凝固を仮定した場合の凝固偏析理論を説明する。固液界面における溶質濃度は、局部平衡が成り立つと仮定すると、以下の式 (15) で表される。

$$C_j^S = K_{nes}^{S/L} C_{j+1}^L \quad (15)$$

ここで、 j は固液界面の固相側の要素番号、 C_i^S は固液界面の固相の溶質濃度、 C_{i+1}^L は固液界面の液相側の溶質濃度、 $K_{nes}^{S/L}$ は固液界面における非平衡分配係数であり、次式で与えられる。

$$K_{nes}^{S/L} = \frac{K_{es}^{S/L} + \beta}{1 + \beta} \quad (16)$$

ただし、 β は Peclet 数であり、次式で与えられる。

$$\beta = R_V \frac{\lambda}{2D^L} \quad (17)$$

ここで、 R_V はデンドライト成長速度（凝固速度）、 D^L は液相内の溶質の拡散係数、 λ は原子間距離である。なお、固液界面は凝固時の冷却速度によって決定される凝固速度に従って移動するものと仮定した。

また、質量保存の法則により次式 (18) が得られる。

$$C_j^S S_j + C_{j+1}^L (A_n - A_j) = C_{j-1}^L (A_n - A_{j-1}) \quad (18)$$

ここで、 S_j は第 j 要素の断面積、 A_x は第 $1 \sim x$ 要素までの断面積の総和、 $C_i^{S or L}$ は微小時間 Δt 前の第 j 要素の溶質濃度、 n は要素分割数である。

第 j 要素から第 $(j+1)$ 要素への拡散流束は、次式の Fick の第 1 法則に従うものとした。

$$J_j = D^S \frac{C_{j+1}^S - C_j^S}{\Delta x_j} \quad (19)$$

ここで、 D^S は固相内の溶質の拡散係数、 C_j^S と C_{j+1}^S はそれぞれ第 j 要素、 $j+1$ 要素の溶質濃度である。

第 1 要素における時間 Δt_1 での拡散による溶質濃度の変化 ΔC_1^S は次式で表される。

$$\frac{\Delta C_1^S}{\Delta t_1} = D^S \frac{(C_2^S - C_1^S) L_1}{A_1 \Delta x_1} \quad (20)$$

ここで、 L_j は第 j 要素における三角形の高さである。同様に、第 j 要素 ($2 \leq j \leq n-1$) における時間 Δt_j での溶質濃度の変化 ΔC_j^S は次式で表される。

$$\frac{\Delta C_j^S}{\Delta t_j} = D^S \frac{(C_{j+1}^S - C_j^S) L_j - (C_j^S - C_{j-1}^S) L_{j-1}}{A_j \Delta x_j} \quad (21)$$

さらに、質量保存則が常に成立するため、次式が得られる。

$$\sum_{k=1}^j C_k^S S_k + C_{j+1}^L (A_n - A_j) = C_0 A_n \quad (22)$$

ただし、 C_0 は初期溶質濃度である。

また、各要素 j における液相の温度 T_j は、各要素 j まで凝固した際に得られる液相中の溶質濃度 C_i^L を次式に代入することで算出した³⁰⁾。

$$\begin{aligned} T_j &= 1535 - 200[\%C] - 12.3[\%Si] - 6.8[\%Mn] \\ &\quad - 124.5[\%P] - 183.9[\%S] - 4.3[\%Ni] \\ &\quad - 1.4[\%Cr] \end{aligned} \quad (23)$$

7.3 R-D-G モデルに基づく凝固割れ発生限界ひずみの算出方法

R-D-G モデルは、デンドライト樹間における液相内圧変化と、デンドライト樹間における物質収支の関係から液膜の剥離条件を算出した式であると考えられる。デンドライト樹間における物質収支は次式で与えられる。

$$\text{div} < \rho v > - V_T \frac{\partial < \rho >}{\partial x} = 0 \quad (24)$$

詳細な導出過程は、参考文献に譲るが、最終的にひずみ速度に関する次式が得られる。

$$\dot{\epsilon} = \frac{\lambda_2^2 G P_{krit}}{180(1+\beta)\mu_{i,T_i} B(T)} - \frac{V\beta H(T)}{(1+\beta)B(T)} \quad (25)$$

ここで、 λ_2 はデンドライト二次アーム間隔、 G は温度勾配、 P_{krit} はキャビテーション発生の限界圧力、 V は凝固速度、すなわち溶接速度、 μ は温度ならびに組成依存性を持つ粘性である。 β は収縮率であり、以下の式で表される。

$$\beta_j = \rho_S(T_j)/\rho_L(T_j) - 1 \quad (26)$$

ρ_S と ρ_L はそれぞれ固相と液相の密度であり、H. Mizukamiらの研究結果を参考にして密度にも温度依存性を持たせた³¹⁾。

式 (25) 中の $B(T)$ 、 $H(T)$ はそれぞれ式 (27)、(28) で与えられる。

これらの式は、Carman-Kozeny 方程式による透過率 K に基づいて定義されており³²⁾、凝固率 $f_s(T)$ より構成される。

$$B(T) = \int_{T_i}^{T_l} \frac{f_s(T)^2 E(T)}{(1-f_s(T))^3} dT \quad (27)$$

$$H(T) = \int_{T_i}^{T_l} \frac{f_s(T)^2}{(1-f_s(T))^2} dT \quad (28)$$

式(27)中の $E(T)$ は以下の式(29)で与えられる。

$$E(T) = \frac{1}{G} \int_{T_i}^{T_l} f_s(T) dT \quad (29)$$

凝固率 $f_s(T)$ は、デンドライト六角形モデルを用いた凝固偏析計算仮定で得られる固相部の面積変化と各セグメントでの液相温度計算結果より見積もった。

ここで、W. Rindler による改良を参考にすると、キャピテーション発生限界圧力として定義される P_{krit} は、界面張力 P_s で置換しており、溶融金属内の静水圧力 P_m と合わせて、次式で表現している。

$$P_s = \frac{2\sigma_i T_i}{r(T)} \quad (30)$$

$$P_{krit} = P_s + P_m = \frac{2\sigma_j(C_i, T_j)}{r(T)} + \rho_L g h \quad (31)$$

ここで、 σ_j は各セグメントにおける液相の界面張力、 g は重力加速度、 h は溶融金属の溶込み深さである。 $r(T)$ はデンドライト一次アーム間隔 λ_1 と凝固率 f_s によって式(32)で表されるデンドライト樹間の液相幅である。

$$r(T) = (1 - f_s(T)) \frac{\lambda_1}{2} \quad (32)$$

凝固割れ感受性に及ぼす凝固偏析の影響は大きく、粘性、界面張力の温度依存性のみならず、溶質濃度依存性を考慮する必要がある。そこで本研究では、粘性の推定には、Hirai らにより提案された粘性の温度・溶質濃度依存性を考慮可能な式を適用した^{33,34)}。また、界面張力の推定には、Butler により提案された表面張力の温度・溶質濃度依存性の式を代替し、適用することとした^{35,36)}。

Hirai によると溶融合金の粘性は以下の式(33)~(35)により表される。

$$\mu_j(T_j, C_j) = C \exp(D/RT) \quad (33)$$

$$C = \frac{1.7 \times 10^{-4} \rho^{2/3} T_m^{1/2} M^{-1/6}}{\exp(D/RT)} \quad (34)$$

$$D = 2.65 T_m^{1.27} \quad (35)$$

ここで、 ρ は溶融合金の密度、 T_m は溶融合金の液相線温度、 M は単位モルあたりの溶融合金の質量、 R はガス定数、 T は溶融合金の温度であり、この場合は T_j に相当する。各セグメントにおける液相の溶質濃度ならびに温度に基づき、粘性を導出した。

表面張力の温度・組成依存性の考慮には、Butler の式を用いた。Butler の式を以下の式(36)に示す。

$$\sigma_{j,(T_j, C_{i,j})} = \sigma_A^{Pure} + \frac{RT}{A_A} \ln \left(\frac{N_A^{Surf}}{N_A^{Bulk}} \right) + \frac{1}{A_A} \{ G_A^{E,Surf}(T, N_B^{Surf}) - G_A^{E,Bulk}(T, N_B^{Bulk}) \}$$

$$\sigma_{j,(T_j, C_{i,j})} = \sigma_B^{Pure} + \frac{RT}{A_B} \ln \left(\frac{N_B^{Surf}}{N_B^{Bulk}} \right) + \frac{1}{A_B} \{ G_B^{E,Surf}(T, N_B^{Surf}) - G_B^{E,Bulk}(T, N_B^{Bulk}) \} \quad (36)$$

ここで、添字 A, B は二元系の合金元素、 σ^{Pure} は純金属 A, B の表面張力、 A はモル表面積、 N^{Bulk} と N^{Surf} はバルク（物質内部）と表面における各成分のモル分率、 $G^{E,Bulk}$ と $G^{E,Surf}$ はバルクと表面における各成分の部分モル過剰自由エネルギーである。Butler の式は、金属元素により構成される二元系合金の表面張力の推定に用いられる。そこで、本研究では、Fe-X（Si, Mn, Cr, Ni）の二元合金を想定し、各セグメントで得られた液相の溶質元素濃度を用いて各二元系における表面張力を算出した。Si, Mn, Cr, Ni については Butler の式を用いて表面張力の推定が可能であるが、C, P, S の非金属元素については Butler の式を適用することが困難である。そこで、C³⁷⁾、P^{38,39)}、S⁴⁰⁾ については、温度・溶質濃度依存性を考慮した表面張力の実験式を用いて、各セグメントにおける溶質濃度と温度を代入することで表面張力を算出した。

上記検討により、Fe-X（C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni）の二元合金と仮定した際の表面張力が得られるが、解析に使用する表面張力は各二元系合金を想定して得られた全ての元素の表面張力の平均値に相当すると仮定し、R-D-G モデルへ二元合金表面張力の平均値を代入することで延性値を計算した。以降、この Butler の式から得られた表面張力を界面張力と呼称して結果を述べる。

各パラメータに温度依存性ならびに溶質濃度依存性を持たせることで計算される各セグメントにおけるひずみ速度（式(25)）は、最終的に以下の式(37)のようにひずみ値へと変換される。

$$\varepsilon_{i,T_i} = \dot{\varepsilon} \frac{(T_l - T_j)}{CR} \quad (37)$$

ここで、 T_l は K-G-T モデルから算出される凝固開始温度、 T_j は各セグメントにおける温度、 CR は冷却速度を表している。

7.4 解析条件

解析条件を Table 6 にまとめて示す。平衡分配係数、液相線勾配、固体・液体のそれぞれの活性化エネルギーと拡散係数はいくつかの研究結果⁴¹⁻⁴⁵⁾ならびに拡散データベース⁴⁶⁾を参考にした。液相線温度は熱力学計算ソフトウェア Thermo-calc（データベース:TCFE9）を用いて計算した。

Table 6 Calculation condition for ductility curve of solidification cracking.

(a) Material constants at each solute element.

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Equilibrium partition coefficient, k	0.4	0.61	0.85	0.11	0.02	0.95	0.88
Gradient of equilibrium liquidus temperature, K/mass%	-39.6	-1.96	-3.17	-20.6	-21.0	-0.58	-1.57
Diffusion coefficient in liquid $D=D_0\exp(-Q/RT)$, $\times 10^{-7}$ m ² /s	5.2	0.51	4.6	0.43	41.4	4.92	2.67
Activation energy in liquid, KJ	19.1	38.4	70.6	33.5	87.9	68.0	67.2
Diffusion coefficient in solid $D=D_0\exp(-Q/RT)$, $\times 10^{-4}$ m ² /s	0.35	0.3	0.16	8.7	0.75	0.77	0.17
Activation energy in solid, KJ	300	252	262	273	236	281	264

(b) Material constants related material and austenite phase.

Liquidus temperature of material (T_L), K	1677
Liquidus temperature of pure Fe (T_m), K	1811
Gibbs free energy, $\times 10^{-8}$ K·m	32
Enthalpy of S/L interface, J/kg	237201
Gas constant, J/mol·K	8.31429
Sonic velocity, m/s	2000
Thickness of S/L interface, $\times 10^{-9}$ m	1.0

(c) Solidification conditions.

Solidification rate, mm/s (Welding speed, mm/s)	1.67
Primary dendrite arm spacing, $\times 10^{-6}$ m	50.0
Secondary dendrite arm spacing, $\times 10^{-6}$ m	10

8. R-D-G モデルから算出される凝固割れ発生限界ひずみ

K-G-T モデルに基づいて計算された凝固開始温度は、1399℃であった。Fig. 16 は、各溶質元素の凝固偏析量の計算結果を示したものである。いずれの溶質元素も、凝固率が増加するとともに濃化する傾向にあり、特に凝固率が80%を超えてから急激に濃化が進行する。この計算では、溶質元素の相互作用を考慮していないなど、解析するにあたり種々の仮定を立てているものの、初期組成に対して凝固末期における液相中の溶質元素の濃化が著しいことから、凝固率の変化、つまり凝固偏析に伴う液の物性（界面張力、粘性）の変化を考慮する必要があると言える。この凝固偏析量を用いて各要素ごとに液相の温度を算出し、各要素における凝固率を算出し、凝固率と液相温度の関係に整理してFig. 17に示す。凝固偏析による液相中への溶質元素の濃化が小さい凝固率においては、緩やかに温度低下しており、凝固率80%付近までは温度変化がほとんどみられない。一方、凝固偏析の影響が大きく液相中への溶質元素の濃化が顕著になる凝固率80%以降から、温度は凝固率の変化に大きく依存しており、著しく温度が低下した。最終要素（99

Fig. 16 Calculation result of solidification segregation at all elements.

Fig. 17 Relationship between solid fraction and temperature.

Fig. 18 Estimated surface tension and viscosity based on the temperature and solidification segregation.

Fig. 19 Simulation result of theoretical approach for solidification crack.

Fig. 20 Relationship between the calculated critical strain rate and critical strain.

セグメント目)の温度は、1235℃であり、本計算では、この値を凝固完了温度と定義した。

本解析過程で計算された界面張力、粘性と凝固率の関係をFig. 18に示す。界面張力、粘性は、凝固率の変化に伴い減少しており、凝固偏析ならびに温度の影響を受け凝固率80%を超えてから著しく減少していた。

凝固率、界面張力、粘性を計算し、R-D-Gモデルへ入力することで得られたデンドライト樹間の液相の限界ひずみ、すなわち、凝固割れ発生限界ひずみをFig. 19に示す。同図には、凝固開始温度 T_I と凝固完了温度 T_C も示す。解析により予測された凝固割れ発生の限界ひずみは、温度低下とともに減少した。このことは、固液共存領域内の溶融池近傍の高温側は割れが生じにくく、凝固割れ発生にかかるひずみが非常に高いが、凝固が進み、液相中へ溶質元素が濃化し、かつ液相が少なくなると凝固割れが生じやすくなり、割れ発生ひずみが減少することを意味している。解析により得られたひずみ速度と限界ひずみの関係をFig. 20に示す。ひずみ速度、限界ひずみともに対数整理して示すが、ひずみ速度の増加に伴って、凝固割れ発生に関わる限界ひずみが

増大することがわかり、Fig. 12に示した実験結果と同様に、凝固割れ発生の限界ひずみがひずみ速度に依存していることが示唆された。

9. バレストレイン試験による凝固割れ発生領域の高温延性曲線に関する解釈

本研究で得られた結果を整理してFig. 21に示す。トランスバレストレイン試験において凝固割れに負荷されるひずみを実測したところ、凝固割れが発生して割れ進展が停止するまでに、公称ひずみの数十倍のひずみが付与されていることがわかった。この実測ひずみとトランスバレストレイン試験での最大凝固割れ長さをもとに従来通り整理した結果についてもFig. 21に示している。また、同図中にはトランスバレストレイン試験ならびに拘束緩和式U型高温割れ試験から得られた凝固割れ発生ひずみと、凝固割れに対する理論的アプローチに基づく解析から得られた限界ひずみについても合わせて記している。実験、解析の両結果は、

Fig. 21 Summary of hot ductility curve for solidification cracking.

凝固割れ発生に関わるひずみが温度の低下に伴い減少することを示唆している。トランスバレストレイン試験において得られた凝固割れ長さから得られる曲線は、実測ひずみを用いると、凝固割れ発生ひずみに対して、遥かにひずみ値が高く、凝固割れが停止した箇所を温度へと換算して整理していることを考えると、凝固割れの発生の限界延性値とは言い難い指標であると推察される。さらに、このことから従来整理により得られるCSTについても凝固割れ発生の限界ひずみ速度を示さないことがわかる。ただし、トランスバレストレイン試験は、凝固割れが生じ得る最大範囲まで瞬間的に割れを進展させることができるため、凝固脆性温度範囲（BTR）の実験的取得方法としては、最も有効な手段であると考えられる。

本検討を通して、固液共存状態における液相の延性変化について考察でき、実験結果と合わせて高温延性曲線の傾向を示唆することができたと考えているが、現状のモデルでは実現象を完全には再現できていない。凝固割れ発生箇所に沿った残留液膜の形態を考慮できていない、表面張力や粘性などの物性値の不確かさなど、本モデルを用いた凝固割れ領域の高温延性曲線の予測までを考慮すると課題は多い。また、実測ひずみと解析結果の差や、実溶接におけるひずみ挙動なども含めたより詳細な凝固割れ発生メカニズムの解明は、今後の検討課題としたい。

10. 結 言

本研究では、トランスバレストレイン試験に対してその場観察法を適用することで凝固割れ挙動を観察した。凝固

割れ発生現象を捉えた可視化動画から、凝固割れ発生部のひずみを計測した。同様に、拘束緩和式U型高温割れ試験に対してもその場観察法を適用し、凝固割れ発生現象を捉えることで凝固割れ発生ひずみを評価した。上記検討より、凝固割れ発生ひずみをひずみ速度で整理し、凝固割れに関する延性曲線を実験的に取得した。

凝固脆性温度範囲（BTR）に対する理論モデルに対して、残留液相の延性予測が可能なR-D-Gモデルを組み込むことで、凝固割れ発生に関わる限界ひずみを理論的に導出した。理論解析結果と実験により得られた凝固割れ発生ひずみを比較し、トランスバレストレイン試験の凝固割れ発生現象を合わせることで、以下の結論を得た。

- (1) トランスバレストレイン試験において溶接金属部に生じる凝固割れは、凝固界面付近から割れが開口していた。その後のひずみの増加に伴って、凝固割れは溶融池後方に進展・拡大することが明らかとなった。
- (2) トランスバレストレイン試験における凝固割れは、公称ひずみに比して遥かに高いひずみが溶接金属部に付与されることで発生していた。
- (3) トランスバレストレイン試験において溶接金属部に付与されるひずみを、全ひずみ、凝固割れ発生ひずみ、凝固割れ進展・拡大ひずみの3つに大別した。公称ひずみの増加に伴い、全ひずみならびに凝固割れ進展・拡大ひずみは増加するが、凝固割れ発生ひずみは公称ひずみに関わらず一定であった。
- (4) 拘束緩和式U型高温割れ試験において得られた凝固割れ発生ひずみは、トランスバレストレイン試験に比して低く、荷重の増加と共に凝固割れ発生ひずみは増加した。

- (5) トランスバレストレイン試験と拘束緩和式U型高温割れ試験のひずみ速度を算出した。バレストレイン試験のひずみ速度が1370%/sであるのに対して、拘束緩和式U型高温割れ試験では約4～19%であり、バレストレイン試験のひずみ速度が遥かに大きい。
- (6) 実験および温度・溶質濃度依存性を考慮したR-D-Gモデルにより計算された解析結果に基づけば、凝固割れ発生ひずみは温度低下とともに減少する傾向を示した。
- (7) 実験および温度・溶質濃度依存性を持たせたR-D-Gモデルにより計算された解析結果は、凝固割れ発生ひずみがひずみ速度に依存していることを示唆した。
- (8) トランスバレストレイン試験において公称ひずみと最大凝固割れ長さから得られる曲線は、凝固割れ発生の限界延性値でないことが明らかとなった。
- (9) トランスバレストレイン試験は、ひずみ速度1370%/sほどの瞬間的なひずみを負荷できることから凝固脆性温度範囲(BTR)の実験的取得方法として最も有効な手段であると考えられる。

参 考 文 献

- 1) B. Hemsworth, T. Boniszewski, and N. F. Eaton: Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys, Metal construction and british welding journal, 16(1969), p.5-16.
- 2) T. Kannengiesser and T. Boellinghaus: Hot cracking tests-an overview of present technologies and applications, Welding in the world, 58(2014), DOI 10.1007/s40194-014-0126-y, p.397-421.
- 3) W. F. Savage and C. D. Lundin: The Vareststraint test, Welding Journal, 44(1965), p.433s-442s.
- 4) T. Senda, F. Matsuda, G. Takano, K. Watanabe, T. Kobayashi and T. Matsuzaka: Studies on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Vareststraint test (1) -Investigation for Commercially Used Constructional Metals and Alloys-, Journal of Japan Welding Society, 41(1972), p.709-723. (in Japanese)
- 5) T. Senda, F. Matsuda, G. Takano: Studies on Solidification Crack Susceptibility for Weld Metals with Trans-Vareststraint test (2) -Investigation for Commercially Used Aluminum and Aluminum Alloys-, Journal of Japan Welding Society, 42(1973), p.48-56. (in Japanese)
- 6) S. Mukae, M. Katoh, K. Nishio, Y. Tsukamoto and S.S. Chui: Evaluation of the Susceptibility of the Weld Solidification Cracking by Threshold Strain Method (Report 1), Journal of Japan Welding Society, 51(1982), p.922-928. (in Japanese)
- 7) K. Nakata and F. Matsuda: Ductility Characteristics during Weld Solidification of Al Alloys and Evaluation of Weld Cracking Susceptibility, Quarterly journal of Japan Welding Society, 13(1995), p.106-115. (in Japanese)
- 8) K. Kadoi, S. Okano, S. Yamashita, D. Abe, A. Takemori, S. Yamada, A. Takada and J. Kawata: Investigation of Standarizing for Evaluation Method of Transverse Vareststraint Test, Quarterly journal of Japan Welding Society, 37(2019), p.200-207. (in Japanese)
- 9) K. Saida, H. Matsushita, K. Nishimoto, K. Kiuchi and J. Nakayama: Quantitative Influence of Minor and Impurity Elements on Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steel, Quarterly journal of Japan Welding Society, 31(2013), p.56-65. (in Japanese)
- 10) T. Ogura, T. Masaki, K. Saida, K. Nishimoto, K. Kiuchi and J. Nakayama: Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 304 and 316 Stainless Steels -Feasible Study of Ferrite Free Welding-, Quarterly journal of Japan Welding Society, 33(2015), p.295-308. (in Japanese)
- 11) T. Ogura, S. Ichikawa and K. Saida: Numerical Analysis on Solidification Cracking Susceptibility of Type 316 Stainless Steel Considering Solidification Mode and Morphology -Computer Simulation of Hot Cracking by Solidification/Segregation Models-, Quarterly journal of Japan Welding Society, 34(2016), p.197-203. (in Japanese)
- 12) S. Yamashita, K. Kamimura, T. Niki, T. Ogura and K. Saida: Hot Cracking Susceptibility of Commercial Filler Metals for Alloy 617 by Vareststraint Test -Study of Hot Cracking of Alloy 617 in Multipass Welds-, Quarterly journal of Japan Welding Society, 38(2020), p.1-10. (in Japanese)
- 13) T. Osuki, M. Yonemura, and K. Ogawa: Analysis of crystallization and growth behaviour of NbC on solidification process of SUS347H weld metal, Science and Technology of Welding and Joining, 15(2010), p.343-353.
- 14) F. Matsuda and H. Nakagawa et al.: Quantitative Evaluation of Solidification Brittleness of Weld Metal during Solidification by In-Situ Observation and Measurement (Report II), Transactions of JWRI, 12(1983), p.73-80.
- 15) F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Tomita: Effect of Strain Rate on Critical Strain Required for Investigation of Solidification Crack -Investigation on Weld Solidification Cracking by MISO Technique (Report III), Quarterly Journal of Japan Welding Society, 7(1989), p.100-105. (in Japanese)
- 16) P. Wen, K. Shinozaki, M. Yamamoto et al.: In-situ Observation of Solidification Cracking of Laser Dissimilar Welded Joints, Quarterly Journal of Japan Welding Society, 27(2009), p.134s-138s.
- 17) N. N. Prokhorov: The Technological Strength of Metals while Crystallising during Welding, Star. Proiz., 4(1962), pp. 1-5.
- 18) W. S. Pellini: Strain Theory of Hot Tearing, Foundry, 80(1952), p.124-133, 192, 194, 196, 199.
- 19) W.R. Applett and W.S. Pellini: Factors Which Influence Weld Hot Cracking, Welding Journal, 33(1954), p.83s-92s.
- 20) C.E. Cross: On the Origin of Weld Solidification Cracking, Hot Cracking Phenomena in Welds, 2005, p.3-18.
- 21) M. Rappaz, J. M. Drezet and M. Gremaud: A New Hot-Tearing Criterion, Metallurgical and Materials Transactions A, 30A(1999), p.449-455.
- 22) W. Rindler, E. Kozeschnik, N. Enzinger and B. Buchmayr: A modified hot tearing criterion for steels, Mathematical modeling of Weld Phenomena VI (2002), p.819-835.
- 23) K. Shinozaki, X. Luo, H. Ariyoshi, H. Kuroki and M. Shirai: Comparison of Hot Cracking Susceptibilities of Various Ni-base Superalloys by U-type Hot Cracking Test -A study on Laser Weldability of Ni-base Superalloys (Report 2)-, Quarterly Journal of Japan Welding Society, 17(1999), p.286-293. (in Japanese)
- 24) S. Yamashita, M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, K. Mitsui, H. Usui: In-situ Temperature Measurement using a Multi-sensor Camera during Laser Welding, Quarterly Journal of Japan Welding Society, 33(2015), p.93s-97s.
- 25) D. Wang, K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto: Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility for Austenitic Stainless Steel during Laser Trans-Vareststraint Test Using Two-dimensional Temperature Measurement, ISIJ international, 56(2016), p.2022-2028.
- 26) D. Abe, F. Matsuzaka, Y. Murakami, T. Matsuoka and H. Yamaoka: Determining the BTR by conducting a Trans-Vareststraint test using a high-speed camera and two-color pyrometry, Welding in the World, 62(2018), p.1237-1246.
- 27) W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi: Theory of microstructural

- development during rapid solidification, *Acta Metallurgica*, 34(1986), p.823-830.
- 28) T. Matsumiya, H. Kajioaka, S. Mizoguchi, Y. Ueshima and H. Esaka: Mathematical Analysis of Segregations in Continuously cast Slabs, *Transactions ISIJ*, 24(1984), p.873-882.
- 29) S. Fukumoto and W. Kurz: Prediction of the δ to γ Transition in Austenitic Stainless Steels during Laser Treatment, *ISIJ International*, 38(1998), p.71-77.
- 30) O. Martiník, B. Smetana, J. Dobrovská et al.: Prediction and Measurement of Selected Phase Transformation Temperatures of Steels, *J. Min. Metall. Sect. B-Metall.*, 53B(2017), p.391-398.
- 31) H. Mizukami, Y. Shirai, A. Yamanaka and T. Watanabe: Prediction of Density of Stainless Steel, *ISIJ International*, 40(2000), p.987-994.
- 32) K. Kubo and R. D. Pehlke: Mathematical Modelling of Porosity Formation in Solidification, *Met. Mater. Trans.*, 16B(1985), p.359-366.
- 33) S. Gao, K. Jiao and J. Zhang: Review of viscosity prediction models of liquid pure metals and alloys, *Philosophical Magazine*, 2019, DOI :10.1080/14786435.2018.1562281.
- 34) M. Hirai: Estimation of Viscosities of Liquid Alloys, *ISIJ International*, 33(1993), p.251-258.
- 35) J.A.V. Butler: The thermodynamics of the surfaces of solutions, *Proc. Roy. Soc.*, 135A(1932), p.348.
- 36) T. Tanaka and M. Suzuki: Prediction of Surface Tension of Liquid Alloys and Molten Ionic Mixtures, *Int. J. Microgravity Sci. Appl.*, 30(2013), p.36-41. (in Japanese)
- 37) J. Lee and K. Morita: Effect of carbon and Sulphur on the surface tension of molten iron, *Steel Research*, 73(2002), p.367-372.
- 38) X.M. Xue, H.G. Jiang, Z.T. Sui, B.Z. Ding and Z.Q. Hu: Influence of Phosphorus Addition on the Surface Tension of Liquid Iron and Segregation of Phosphorus on the Surface of Fe-P Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 27B(1996), p.71-79.
- 39) H. S. Kim, Y. Kobayashi and K. Nagai: Modeling of the surface tension of liquid Fe-P alloy by calculation of liquidus line in Fe-P binary system, *J. Mater. Res.*, 21(2006), p.1399-1408.
- 40) Y. Su, Z. Li and K.C. Mills: Equation to estimate the surface tensions of stainless steels, *Journal of Materials Science*, 40(2005), p.2201-2205.
- 41) Z. Morita and T. Tanaka: Thermodynamics on the Equilibrium Distribution Coefficients of Solute Element between Solid and Liquid Phases in Iron Alloys, *Tetsu-to-Hagane*, 74(1988), pp.1210-1218 (In Japanese).
- 42) Y. Ono: Diffusion in Liquid Iron and Its Alloys, *Tetsu-to-Hagane*, 63(1977), pp.1350-1361 (In Japanese).
- 43) Y. Ono and S. Matsumoto: Diffusion of Chromium, Manganese, and Nickel in Molten Iron, *J. Japan Inst. Metals*, 38(1974), pp.752-757 (In Japanese).
- 44) Y. Ono and T. Shigematsu: Diffusion of Vanadium, Cobalt, and Molybdenum in Molten Iron, *J. Japan Inst. Metals*, 41(1977), pp.62-68 (In Japanese).
- 45) Edited by the Japan Institute of Metals and Materials, Revision 4th edition, *Kinzoku data book [Metal Data Book]*, Maruzen Publishing Co., Ltd., 2004 (In Japanese).
- 46) Diffusion Database (Kakusan), <https://diffusion.nims.go.jp/diffusion/search>, [accessed 2020-05-30].
- ~~~~~