二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性評価と 計算機シミュレーションによる凝固偏析解析*

金 東助**, 小椋 智***, 田辺 祥大****, 山下正太郎***, 才田 一幸***

Hot Cracking Susceptibility and Solidification Segregation Analysis by Computer Simulation in Duplex Stainless Steels*

by KIM Dong Cho***, OGURA Tomo**, TANABE Yoshihiro****, YAMASHITA Shotaro** and SAIDA Kazuyoshi**

Solidification cracking susceptibility in arc & laser welding of DSSs (duplex stainless steels) was quantitatively evaluated and the numerical simulation of solidification cracking susceptibility has clarified the affecting factors. The BTRs (Brittle temperature range) of standard, lean and super DSSs in GTAW were 58 K, 60 K and 76 K, respectively. The solidification cracking susceptibilities of DSSs were lower than those of austenitic SSs with A mode solidification modes. The BTRs of standard, lean and super DSSs in LBW were 40 K, 45 K and 56 K in LBW, respectively. The BTRs in LBW were reduced by 15-20 K compared to those in GTAW. These results suggested that DSSs had a significantly low risk of solidification cracking in LBW as well as GTAW. In order to clarify the affecting factors of solidification cracking, numerical simulation of solidification cracking susceptibility was carried out. The segregated concentrations of P, S and C in LBW were slightly lower than those in GTAW, suggesting that the solidification cracking susceptibility in LBW was reduced to GTAW attributed to the inhibition of solidification segregation because of the rapid solidification in LBW. In addition, we discussed that there is a difference in the hot cracking susceptibility compared with the austenitic stainless steel having the A mode. To explain this phenomenon, the segregation amounts of S and P by arc, laser and solidification modes were investigated. The segregation of Standard DSS was lower than that of Type310S when using same amount of P and S. This clearly indicates that F mode solidification was less segregated than A mode solidification. This is because the equilibrium partition coefficient and the diffusion coefficient of the standard DSS are larger than that of Type 310S.

Key Words: Duplex stainless steel, hot cracking, Hot cracking susceptibility, Solidification crack, Solidification mode, Solidification segregation, BTR, Numerical analysis

1. 緒 言

二相ステンレス鋼は、オーステナイト+フェライトの二相組織とした高強度・高耐食ステンレス鋼であり、化学プラントやエネルギー関連プラント、海水環境機器、熱交換器など、高温・腐食環境下において優れた特性を有する材料として幅広く使用されている。二相ステンレス鋼には、従来二相ステンレス鋼（標準二相ステンレス鋼）に加え、新たに開発された省合金二相ステンレス鋼（リーン二相ステンレス鋼）や、スーパー二相ステンレス鋼、ハイパー二相ステンレス鋼などがある。リーン二相ステンレス鋼は、汎用オーステナイト系ステンレス鋼（SUS304, SUS316）の代替材料として、高価なNiおよびMo含有量を低減させ、汎用オーステナイト系ステンレス鋼と同等の耐食性を確保

しながら約2倍の強度を有するステンレス鋼である。このため薄肉設計が可能となり、一層のレアメタル使用削減と経済性に優れるステンレス鋼として非常に注目されている。一方、スーパー二相ステンレス鋼は、極めて厳しい腐食環境下での適用を想定したステンレス鋼であり、スーパーオーステナイトステンレス鋼と同等の耐食性を有しながら、強度が高くコストパフォーマンスに優れる材料である。近年、スーパー二相ステンレス鋼を越える耐食性と強度を兼ね備えるハイパー二相ステンレス鋼も開発されているが、現時点ではその適用は非常に限定的である。

二相ステンレス鋼を用いた構造物の製作には、溶融溶接が必要不可欠である。二相ステンレス鋼の溶接には、合金系溶加材を用いたアーク溶接が一般的に適用されているが、溶接熱サイクルにより溶接熱影響部における特性（耐食性および靱性）劣化を引き起こす可能性が指摘されていることから、低入熱溶接が望ましいとされている。また、近年の二相ステンレス鋼の適用分野拡大に伴い、二相ステンレス鋼に対するレーザ溶接の適用が期待され始めている。二相ステンレス鋼の溶接性に関しては、アーク溶接部の組織、強度、靱性および耐食性評価を中心に、多くの検討がなされているが¹⁻⁹⁾、レーザ溶接を適用した際の二相ステンレ

*受付日 2020年1月23日 受理日 2020年5月8日

**学生員 大阪大学大学院工学研究科 Student member, Graduate School of Engineering, Osaka University

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

****学生員 大阪大学大学院工学研究科（現：株式会社 IHI）
Student member, Graduate School of Engineering, Osaka University (Now : IHI Corporation)

鋼の溶接性に関する検討は非常に少ないのが現状である。また、これまでの二相ステンレス鋼の高温割れ感受性に関しては実験^{10,11)}および理論解析¹²⁾にていくつか報告されているが、溶接中の凝固過程では過冷現象と凝固偏析現象が生じるためこれらを考慮して検討する必要がある。また、レーザ溶接部における高温割れ感受性を評価した事例は皆無であるのが現状である。一方、著者らはこれまでに過冷現象と凝固偏析現象に基づき固液共存温度範囲を算出することで凝固脆性温度域：BTRとして凝固割れ感受性を評価する手法を確立し、オーステナイトステンレス鋼についてのアークおよびレーザ溶接部の高温割れ感受性を評価している¹³⁻¹⁶⁾。そのため、二相ステンレス鋼のアークおよびレーザ溶接部の高温割れ感受性をバレストレイン試験を用いた実験および計算機シミュレーションによる凝固偏析解析を用いて定量的に評価することは、他ステンレス鋼との比較検討することで二相ステンレス鋼の割れ感受性の相対的に評価することが可能になり、工業的にも意義のあるものと考えられる。

そこで本研究では、バレストレイン試験により各種二相ステンレス鋼の高温割れ（凝固割れ）感受性を定量的に評価することを目的とした。また、溶接金属中の凝固偏析挙動を計算機シミュレーションにより解析することにより、二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性に対して理論的考察を加えた。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

本研究に供試した二相ステンレス鋼の化学組成を Table 1 に示す。標準二相ステンレス鋼として SUS329J3L、リーニ二相ステンレス鋼として S32101、スーパー二相ステンレス鋼として SUS327L1 を用いた。いずれの鋼種も 100mm^L×50mm^W×4mm^t の板材に加工した。

2.2 実験方法

二相ステンレス鋼の高温割れ感受性は、トランスバレストレイン試験により評価した。アーク溶接によるバレスト

レイン試験では、GTA 溶接条件は溶接電流 100A、アーク電圧 14V、溶接速度 1.67mm/s にて行い、N₂ の離脱を抑制するために Ar+2%N₂ 混合ガスを用いてシールド流量 15L/mim とした。レーザ溶接によるバレストレイン試験には、これまで筆者らが開発したレーザバレストレイン試験^{13,14)}を適用した。レーザ溶接条件はレーザ出力 1.6kW、溶接速度 20mm/s、Ar+2%N₂ 混合ガスシールド流量 15L/mim とした。なお、バレストレイン試験における付加ひずみ量は、0.33～4.76% に変化させた。また、バレストレイン試験における溶接金属の冷却速度は、熱電対を溶融金属に挿入することにより実測した。

3 高温割れ発生挙動

3.1 高温割れ様相

標準二相ステンレス鋼のアーク溶接トランスバレストレイン試験後に発生した割れの様相および破面を Fig.1 に示す。いずれの高温割れも溶融池後端から発生しており、破面には明瞭なデンドライト模様が観察されることから、本鋼種で発生した高温割れは凝固割れであると判断できる。なお、レーザ溶接および他の鋼種においても、いずれも凝固割れが発生したことを確認している。

3.2 溶接金属の冷却速度

トランスバレストレイン試験において発生した割れ長さを割れ発生温度範囲に換算するために、溶接金属の温度履歴を測定した。各鋼種において、凝固温度範囲における冷却速度（平均値）を測定した結果を Table 2 に示す。アーク溶接における冷却速度は、鋼種により大差なく 400K/s 程度である。一方、標準二相ステンレス鋼のレーザ溶接における冷却速度が 1941K/s と測定されたことから、他の鋼種のレーザ溶接における冷却速度は、鋼種によらず同一と仮定した。

3.3 凝固割れ感受性評価

二相ステンレス鋼 GTA 溶接部の凝固割れ感受性を評価した。バレストレイン試験により求めた各鋼種の凝固割れの

Table 1 Chemical composition of duplex stainless steels and Type 310S.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
Standard DSS (type 329J3L)	0.008	0.56	1.82	0.025	0.0002	5.75	22.55	3.06	0.16	0.161	Bal.
Lean DSS (type 32101)	0.021	0.60	4.99	0.025	0.001	1.62	21.61	0.34	0.25	0.213	Bal.
Super DSS (type 327L1)	0.009	0.31	0.51	0.024	0.0009	6.56	25.11	3.72	0.21	0.259	Bal.
Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
Type 310S	0.05	0.69	0.81	0.021	0.001	19.18	24.88	-	-	-	Bal.

Fig. 1 SEM images of (a) appearance after transverse-Varestraint test and (b) crack surface of the maximum crack length in Type 329J3L.

Table 2 Conditions for GTAW and LBW transverse-Varestraint test.

Conditions	Welding speed (mm/s)	Cooling rate (K/s)
Type 329J3L (GTAW)	1.67	422
Type 32101 (GTAW)	1.67	407
Type 327L1 (GTAW)	1.67	362
Type 310S (GTAW)	1.67	240
Type 329J3L (LBW)	20.0	1941
Type 32101 (LBW)	20.0	1941
Type 327L1 (LBW)	20.0	1941
Type 310S (LBW) ¹⁴⁾	20.0	1200

高温延性曲線を Fig. 2 に示す。いずれの鋼種においても、付加ひずみ量が大きくなると、凝固割れ発生温度範囲は大きくなるが、一定値に飽和する傾向がみられる。この温度範囲を凝固脆性温度域（BTR）と定義すると、標準、リーンおよびスーパー二相ステンレス鋼の BTR は、それぞれ 58 K、60 K および 76 K と求められ、本研究で用いた二相ステンレス鋼のアーク溶接部における凝固割れ感受性は、標準二相ステンレス鋼とリーン二相ステンレス鋼はほぼ同じで、スーパー二相ステンレス鋼が少し高くなる傾向を示した。これらフェライト単相凝固（F モード凝固）である二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性は、A モード凝固するオーステナイト系ステンレス鋼（SUS310S では 120 K 程度¹⁵⁾）に比べて非常に低いことがわかる。一方、二相ステンレス鋼レーザー溶

Fig. 2 High-temperature ductility curves of (a) Type 329J3L, (b) Type 32101 and (c) Type 327L1 for solidification cracking from GTAW transverse-Varestraint test.

Fig.3 High-temperature ductility curves of (a) Type 329J3L, (b) Type 32101 and (c) Type 327L1 for solidification cracking from LBW transverse-Varestraint test.

Fig.4 Comparison of solid-liquid coexistence temperature range between GTAW and LBW in duplex stainless steel welds.

接部の凝固割れ感受性を評価した結果を Fig.3 に示す。なお、レーザバレストレイン試験では、BTR 下端温度に装置タイムラグによる補正を加える必要があることから^{13,14)}、図中の下端温度は範囲として示している。標準、リーンおよびスーパー二相ステンレス鋼のレーザ溶接部における BTR は、それぞれ 40 K、45 K および 56 K と求められ、アーク溶接部における凝固割れ感受性と同様の傾向を示している。これらの二相ステンレス鋼の BTR をアーク溶接部とレーザ溶接部で比較した結果を Fig.4 に示す。アーク溶接に比べレーザ溶接では、凝固割れ感受性が低くなる (BTR で 15~20 K 程度) ことが明らかとなった。

4. 凝固割れ感受性に対する理論的検討

4.1 溶接速度による凝固割れ感受性の変化原因

二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性に及ぼす溶接速度の影響を考察することを目的として、計算機シミュレーションによる凝固脆性温度域 (BTR) の理論的検討を実施した。

4.1.1 解析方法

一般に、BTR の上端温度は凝固開始温度 T_f にほぼ対応し、公称液相線温度 T_L とおおむね一致する。これまでの研究によると、凝固開始温度は近似的に dendrite 先端の過冷

により支配されることから、溶接凝固過程における dendrite 先端温度を過冷モデルにより計算することとした。一方、凝固脆性温度域の下端温度も凝固完了温度にほぼ対応するが、溶質元素の凝固偏析が生じるため、公称固相線温度 T_s とは一致せず、最終凝固域である残留液膜の凝固温度 (凝固完了温度 T_c) に相当する。そこで、溶接過程における溶質元素の凝固偏析の解析結果をもとに、固液共存温度範囲 (T_f - T_c) を算出し、溶接部の凝固脆性温度域を推定した。溶接凝固過程における溶質元素の凝固偏析挙動を解析し、凝固偏析量 (固相率 95% のときの残留液相中の溶質元素濃度) の計算値を熱力学計算ソフトウェア (ThermoCalc) に入力し、残留液相の凝固温度 (固相線温度) を計算した。この固相線温度を凝固完了温度 T_c とした。

(1) 過冷現象の解析方法

過冷現象の解析には、溶接凝固過程での dendrite 先端における過冷現象の解析モデルとして提案されている Kurz-Giovanola-Trivedi モデル (K-G-T モデル) を多元系へと発展させた過冷モデル^{15,16)}を用いた。すなわち、溶接時の凝固開始温度は dendrite 先端温度に相当すると考えられることから、Fe-Cr-Ni 多元系モデルから dendrite 先端温度を求め、凝固開始温度を算出した。本解析では、dendrite 成長速度は溶融池の進行速度と同等であると仮定し、多元系合金の過冷度は、Fe と各溶質元素の二元系における過冷度を合算することで近似した。なお、過冷現象の解析方法の詳細は、前報^{15,16)}に示したとおりである。

(2) 凝固偏析の解析方法

本研究で用いた二相ステンレス鋼は、いずれもフェライト単相凝固 (F モード凝固) であることから、溶質元素の凝固偏析挙動を単相凝固モデル¹⁶⁾により解析した。すなわち、dendrite セルの断面形状を六角形と近似し、dendrite セルの中心から半径方向へ凝固速度にしたがって段階的に凝固が進行するものと仮定し、凝固過程における dendrite セル内の溶質分布を有限差分法により計算した。このとき、dendrite セル半径方向の固相内と液相内の拡散を考慮したが、その主軸方向の拡散は無視した。液相および固相内での溶質元素の拡散係数には温度依存性を考慮した。なお、同時に多元素の溶質拡散を取り扱ったが、

Table 3 Material constants used for numerical calculation of solidification initiation and completion temperature in binary systems of Fe-C, S, P, Cr, Ni, Mo, Si, Mn and N.

Constants	C	P	S	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	N
Equilibrium partition coefficient in δ	0.177	0.5	0.06	1.02	1.28	1.06	1.22	1.28	0.23
Equilibrium liquidus slope in δ (K/mass%)	-92.5	-36.8	-38.3	0.54	-4.68	0.79	-4.63	-5.35	-67.5
Diffusion coefficient in liquid ($10^{-7}\text{m}^2/\text{s}$)	5.2	0.43	41.4	2.67	4.92	0.61	0.51	4.6	2.59
Diffusion coefficient in δ ($10^{-3}\text{m}^2/\text{s}$)	0.002	29.0	0.14	3.7	0.97	15.0	0.17	0.15	0.0014
Activation energy for diffusion in liquid (kJ/mol)	41.9	33.5	87.9	67.2	68.0	42.0	38.4	70.6	50.4
Activation energy for diffusion in δ (kJ/mol)	51.3	203	271	267	262	283	229	234	79.1

Table 4 Summary of solidification initiation temperature (T_I), solidification completion temperature (T_C), and BTR of GTAW and LBW

Condition	Steel	T_I (K) (Initiation temp.)	T_C (K) (Completion temp.)	T_I-T_C (K)	BTR (K) (Experimental)
GTAW	Standard DSS (type 329J3L)	1740	1645	95	58
	Lean DSS (type 32101)	1736	1655	81	60
	Super DSS (type 327L1)	1735	1630	105	76
LBW	Standard DSS (type 329J3L)	1737	1647	90	40
	Lean DSS (type 32101)	1731	1658	73	45
	Super DSS (type 327L1)	1730	1632	98	56

各元素間の相互作用は無視した。なお、凝固偏析の解析方法の詳細は、前報^{15,16)}に示したとおりである。

4.1.2 解析条件

本解析で使用した材料定数および物理定数を Table 3 に示す¹⁷⁻¹⁹⁾。本解析で計算対象とした溶質元素は、C, P, S, Cr, Ni, Mo, Si, Mn, N および Cu である。平衡分配係数と平衡液相線温度については汎用熱力学計算ソフト Thermo-Calc を用いて算出した値を採用した。また、計算モデルの簡略化のため、デンドライトセル径は溶接方法によらず、実測値に基づき $10\mu\text{m}$ と近似し、最終残留液相（セル境界）の幅は固相率 95% に相当する幅に設定した。また、デンドライト成長速度は溶接速度に等しいと仮定し、冷却速度は実測に基づき設定した。

4.1.3 解析結果

前述の溶接条件にて、アーク溶接およびレーザ溶接を行ったときの、各鋼種の凝固開始温度 T_I 、凝固完了温度 T_C および固液共存温度範囲 (T_I-T_C) を解析した結果を Table 4 にまとめて示す。なお、表中には、前述のバレストレイン試験による BTR 測定結果も比較して示す。いずれの鋼種においてもアーク溶接に比べレーザ溶接において、固液共存温度範囲が縮小する傾向が認められる。解析によって求めた固液共存温度範囲と BTR 測定値の相関関係を Fig. 5 に示す。両者の間におおむね良好な対応関係が確認できる。このこ

Fig. 5 Relationship between BTR and solid/liquid coexistence temperature range in GTAW and LBW duplex stainless steel welds.

とから、本解析により、二相ステンレス鋼の BTR を理論的に予測可能であることが明らかとなった。なお、F モード凝固である二相ステンレス鋼では N_2 は凝固割れ感受性を増加させることが報告されている²⁰⁾。本研究で用いた 3 鋼種間の N_2 含有量が異なるため、 N_2 量を 0 として理論解析を行った。その結果、 T_I-T_C 値は標準、リーンおよびスーパー二相ステンレス鋼でそれぞれ 68 K, 68 K, 80 K と算出されスーパー

二相ステンレス鋼が最も高い値を示した。そのため、各二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性は N_2 を含有することで増加するが、本研究で用いた鋼種の N_2 含有量の差は凝固割れ感受性の優劣を支配するものではないことが示唆された。

4.1.4 凝固割れ感受性の変化原因に関する考察

これまでの多くの検討により、ステンレス鋼の凝固割れ感受性は、主として、凝固完了温度、すなわち、溶接過程における合金元素および不純物元素（特に、PおよびS）の凝固偏析に支配されるものと理解されていることから、二相ステンレス鋼溶接部の凝固偏析挙動を解析した。一例として、標準二相ステンレス鋼のアーキおよびレーザ溶接金属における溶質元素の凝固偏析濃度を計算した結果をFig.6に示す。凝固割れ感受性に対する影響度が大きいC、PおよびS²¹⁻²⁴⁾の凝固偏析挙動についてみると、アーキ溶接に比べ

Fig.6 Comparison of the segregated concentration of phosphorus, sulfur and carbon in the residual liquid phase between GTAW and LBW in Type 329J3L.

レーザ溶接では、いずれの元素の凝固偏析濃度もわずかに低いことがわかる。このことから、レーザ溶接時にBTRが縮小するのは、アーキ溶接に比べレーザ溶接では冷却速度（凝固速度）が速く、これら有害元素の凝固偏析が軽減されたことによるものであると考えられる。しかしながら、本溶接条件範囲では、溶接速度（凝固速度）の上昇による凝固偏析の軽減程度は小さく、レーザ溶接による凝固割れ感受性の低減がわずかな程度に留まったものと推察される。

4.2 フェライト凝固とオーステナイト凝固による凝固割れ感受性の差異

前述のように、二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性は、オーステナイト凝固するステンレス鋼に比べ低いことが示唆された。そこで、フェライト凝固する二相ステンレス鋼の凝固脆性温度域（BTR）が一般に低い値に留まる理由を考察することを目的として、不純物元素（PおよびS）の凝固偏析挙動、ならびに、凝固偏析による固液共存温度範囲に及ぼす凝固モードの影響について計算機シミュレーションによる理論的検討を実施した。

4.2.1 解析方法および解析条件

不純物元素（PおよびS）の凝固偏析挙動および固液共存温度範囲の解析方法および解析モデル（単相凝固モデル）は、前項で述べた通りである。解析対象とした鋼種の基本組成は、フェライト単相凝固するステンレス鋼として、標準二相ステンレス鋼 SUS329J3L、オーステナイト単相凝固するステンレス鋼として、完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310Sであり、PおよびS含有量をそれぞれ2段階に変化させた仮想合金を設定した。これらの化学組成をTable 5に示す。また、本解析で使用したオーステナイト凝固鋼 310Sの材料定数¹⁷⁻¹⁹⁾をフェライト凝固鋼と対比してTable 6に示

Table 5 Chemical composition of Type 329J3L and Type 310S verifying P and S amount.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe
Standard DSS (type 329J3L)	0.008	0.56	1.82	0.015, 0.03	0.012, 0.021	5.75	22.55	3.06	0.16	0.161	Bal.
Type 310S	0.05	0.69	0.81	0.015, 0.03	0.012, 0.021	19.2	24.88	-	-	-	Bal.

Table 6 Material constants used for numerical calculation of solidification initiation and completion temperature in binary systems of Fe-C, S, P, Cr, Ni, Mo, Si and Mn.

Constants	C	P	S	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	N
Equilibrium partition coefficient in γ	0.3	0.06	0.01	0.88	0.95	0.61	0.5	0.7	-
Equilibrium liquidus slope in γ (K/mass%)	-39.6	-20.6	-21	-1.96	-2.2	-2.76	-12.1	-3.71	-
Diffusion coefficient in liquid ($10^{-7}m^2/s$)	5.2	0.43	41.4	2.67	4.92	0.61	0.51	4.6	-
Diffusion coefficient in γ ($10^{-3}m^2/s$)	2.3	8.7	0.75	0.17	0.77	0.036	0.3	0.16	-
Activation energy for diffusion in liquid (kJ/mol)	41.9	33.5	87.9	67.2	68.0	42.0	38.4	70.6	-
Activation energy for diffusion in γ (kJ/mol)	148	273	236	264	281	240	252	262	-

Table 7 Condition for numerical calculations of Type 329J3L and Type 310S in Table 5.

(a) Type 329J3L (standard DSS)

Condition	(1)	(2)
Dendrite cell diameter (μm)	10	7
Mesh number	100	100
Welding speed ($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	1.67	20
Cooling rate ($\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)	422	1940
Welding method assumption	GTAW	LBW

(b) Type 310S

Condition	(1)	(2)
Dendrite cell diameter (μm)	10	7
Mesh number	100	100
Welding speed ($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	1.67	20
Cooling rate ($\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)	240	1200
Welding method assumption	GTAW	LBW

す。また、解析条件を Table 7 に示す。溶接速度に応じて、デンドライトセル径を実測値に基づき変化させた。

4.2.2 解析結果

溶接速度およびそれに伴うデンドライトセル径を変化させ、P および S の凝固偏析濃度に及ぼす初期含有量および溶接速度の影響を解析した。Fig. 7 は、それぞれ SUS329J3L および SUS310S について、初期濃度を変化させた P および S の凝固偏析濃度の計算結果を示したものである。P および S のいずれも、初期含有量に比例して凝固偏析濃度が増加することがわかる。しかしながら、同一の初期含有量であっても、SUS329J3L の方が SUS310S に比べ、P および S の凝固偏析濃度が低いことが明らかとなった。なお、溶接速度が増加するほど P および S の凝固偏析濃度がわずかに低くなる傾向（前述の 4.1.4 項参照）は、本鋼種の計算結果でも確認できる。これらの凝固偏析結果に基づき、固液共存温度範囲を計算した結果を Fig. 8 に対比して示す。P および S の初期含有量が減少すると、固液共存温度範囲が縮小する傾向が認められるが、同一の初期含有量であっても、SUS329J3L

Fig. 7 The segregated concentration of phosphorus and sulphur in the residual liquid phase of arc welding and laser welding in Type 329J3L and Type 310s. (a) P: 0.015%, S: 0.012%, and (b) P: 0.03%, S: 0.021%.

Fig. 8 Comparison of solid-liquid coexistence temperature range between GTAW and LBW in Type 329J3L and Type 310s. (a) P: 0.015%, S: 0.012%, and (b) P: 0.03%, S: 0.021%.

Fig.9 Comparison of liquids (T_L), solidus (T_S), solidification initiation (T_I) and completion (T_C) temperatures in GTAW Type 329J3L and Type 310S welds. (a) P:0.015%, S: 0.012%, and (b) P:0.03, S: 0.021%.

の方がSUS310Sに比べ固液共存温度範囲が小さいことがわかる。

4.2.3 二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性に関する考察

得られた解析結果に基づく、二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性が、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ、一般に低い値に留まる理由は以下のように考察される。Fig.9にTable 5の化学組成の熱力学計算ソフトウェアによる液相線温度 T_L および固相線温度 T_S ならびに本解析で得られた凝固開始温度 T_I 、凝固完了温度 T_C を示す。フェライト凝固(Type329J3L)における固相線温度 T_S と凝固偏析に伴う凝固完了温度 T_C の差はオーステナイト凝固(Type310S)の差に比べて小さいことがわかる。このことから、二相ステンレス鋼溶接金属がフェライト単相凝固であることに起因して、不純物元素(PおよびS)の凝固偏析が抑制され、固液共存温度範囲がオーステナイト凝固のものに比べて縮小していることがわかる。そして、その結果として二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性が低くなったものと推察される。また、二相ステンレス鋼溶接金属において不純物元素の凝固偏析が抑制されるメカニズムは、フェライト単相凝固の方が、オーステナイト単相凝固に比べPおよびSの分配係数および固溶限が大きく、固相中の拡散定数も大きい(逆拡散が速い)ためであると推察される。

5 結 言

本研究では、バレストレイン試験により各種二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性を定量的に評価するとともに、溶接金属中の凝固偏析挙動を計算機シミュレーションにより解析することにより、二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性に対して理論的考察を加えた。以下に得られた結果を要約する。

- (1) 二相ステンレス鋼GTA溶接部の凝固割れ感受性を評価した結果、標準、リーンおよびスーパー二相ステンレス鋼のBTRは、それぞれ58K、60Kおよび76Kと求められ、二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性は、Aモード凝固するオーステナイト系ステンレス鋼に比べて低いことがわかった。
- (2) 二相ステンレス鋼レーザ溶接部の凝固割れ感受性を評価した結果、標準、リーンおよびスーパー二相ステンレス鋼のレーザ溶接部におけるBTRは、それぞれ40K、45Kおよび56Kと求められ、アーク溶接に比べレーザ溶接では、凝固割れ感受性が低くなる(BTRで15~20K程度)ことが明らかとなった。
- (3) 二相ステンレス鋼溶接部の凝固割れ感受性の影響因子を考察することを目的として、凝固偏析シミュレーションによる理論的検討を実施した。アークおよびレーザ溶接

金属におけるC、PおよびSの凝固偏析濃度を計算した結果、アーク溶接に比べレーザ溶接では凝固偏析濃度がわずかに低いことが明らかとなった。このことから、レーザ溶接時にBTRが縮小するのは、アーク溶接に比べ冷却速度（凝固速度）が大きく、これら元素の凝固偏析が軽減されたことによるものであると推察された。

- (4) 二相ステンレス鋼の凝固割れ感受性が、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ、一般に低いのは、二相ステンレス鋼溶接金属はフェライト単相凝固のため、不純物元素（PおよびS）の凝固偏析が抑制されるためであると推察された。

謝 辞

本研究の供試材料は日鐵ステンレス(株) 及川雄介氏よりご提供頂きました。本研究の遂行にご協力いただきました高原一暢工学士（大阪大学）に対し、厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) M.Miura, M.Koso, T.Kudo and H.Tsuge: "Effect of Nickel and Nitrogen on Microstructure and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Weldment", *Quarter. J. JWS*, 7-1 (1989), p.94-100 (in Japanese).
- 2) O.Kamiya, K.Kumagai, T.Enjo and Y.Kikuchi: "Effect of Microstructure on Fracture Toughness of SUS329J1 Duplex Stainless Steel Welds", *Quarter J. JWS*, 8-1 (1990), p.105-111 (in Japanese).
- 3) N.A.McPherson, Y.Li and T.N.Baker: "Microstructure and Properties of As Welded Duplex Stainless Steel", *Sci. & Technol. Welding & Joining*, 5-4 (2000), p.235-244.
- 4) R.Badji, M.Bouabdallah, B.Bacroix, C.Kahloun, B.Belkessa and H.Maza: "Phase Transformation and Mechanical Behavior in Annealed 2205 Duplex Stainless Steel Welds", *Mater. Characterization*, 59 (2008), p.447-453.
- 5) J.W.Abtibol Menezes, H.Abreu, S.Kundu, H.K.D.J.Bhadeshia and P.M.Kelly: "Crystallography of Widmanstätten Austenite in Duplex Stainless Steel Weld Metal", *Sci. & Technol. Welding & Joining*, 14-1 (2009), p.4-10.
- 6) R.J.Ramirez, S.D.Brandi and J.C.Lippold: "Secondary Austenite and Chromium Nitride Precipitation in Simulated Heat Affected Zones of Duplex Stainless Steels", *Sci. & Technol. Welding & Joining*, 9-4 (2004), p.301-313.
- 7) J.-O.Nilsson, T.Huhtala, P.Jonsson, L.Karlsson and A.Wilson: "Structural Stability of Super Duplex Stainless Weld Metals and Its Dependence on Tungsten and Copper", *Metall. Mater. Trans.*, 27A-10 (1996), 2196-2208.
- 8) R.Badji, M.Bouabdallah, B.Bacroix, C.Kahloun, K.Bettahar and N.Kherrouba: "Effect of Solution Treatment Temperature on the Precipitation Kinetic of σ -Phase in 2205 Duplex Stainless Steel Welds", *Mater. Sci. Eng.*, A 496 (2008), p.447-454.
- 9) K.Nishimoto, K.Saida and O.Katsuyama: "Prediction of Sigma Phase Precipitation in Super Duplex Stainless Steel Weldments", *Welding in the World*, 50-3/4 (2006), p.13-28.
- 10) 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)-, *Quar. J. JWS*, 5-3 (1987), p.329-335 (in Japanese).
- 11) I.Varol, W.A.Baerlack III, J.C.Lippold, "Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel", *Metallography*, 23(1989), p.1-19.
- 12) F.Matsuda, H.Nakagawa, J.B.Lee: Numerical Analysis on Solidification Brittleness Temperature Reange in Stainless Steel, -Weld Crack Susceptibility of Duplex Stainless Steel (Report V)-, *Quar. J. JWS*, 9-1 (1991), p.93-99 (in Japanese).
- 13) E.J.Chun, H.Baba, K.Nishimoto and K.Saida: "Development of Laser Beam Welding Vrestraint Test for Assessment of Solidification Cracking Susceptibility in Laser Welds", *Metals and Materials International*, 21-3 (2015), p.543-553.
- 14) E.J.Chun, H.Baba, K.Nishimoto and K.Saida: "Evaluation of Solidification Cracking Susceptibility in Austenitic Stainless Steel Welds Using Laser Beam Welding Transverse-Vrestraint Test", *Cracking Phenomena in Welds IV*, ed. by T.Böllinghaus, J.C.Lippold and C.E.Cross, Springer-Verlag, (2016), p.161-206.
- 15) T.Ogura, S.Ichikawa and K.Saida: "Theoretical Approach to Influence of Nitrogen on Solidification Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels, - Computer Simulation of Hot Cracking by Solidification/Segregation Models -", *Quarter. J. JWS*, 34-3 (2016), p.189-196 (in Japanese).
- 16) 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 -", *Quar. J. JWS*, 33-3 (2015), p.295-308 (in Japanese).
- 17) A.Ernstein, A.J.Carlen, L.Rick: "Welding Influence of Phosphorus and Sulfur on the Properties of the Weld Metal in Certain Austenitic Stainless Steels", *W. J.*, 44-11 (1965), p.504-508.
- 18) T.Osuki, M.Yonemura and K.Ogawa: "Analysis of Crystallization and Growth Behavior of NbC on Solidification Process of SUS347H Weld Metal", *Quarter. J. JWS*, 26-3 (2008), p.242-251 (in Japanese).
- 19) Y.Ono: "Diffusion in Liquid Iron and Its Alloys", *Tetsu-to-Hagane*, 63-8 (1977), p.122-133 (in Japanese).
- 20) F.Matsuda, H.Nakagawa, J.B.Lee and Y.Nishio: Effects of Nitrogen and Molybdenum on Weld Solidification Crack Susceptibility, -Weld Crack Susceptibility of Duplex Stainless Steel (Report VI)-, *Quarter. J. JWS*, 91-1 (1991), p.99-104 (in Japanese).
- 21) K.Nishimoto, K.Saida, Y.Okabe, K.Hata, K.Kiuchi and J.Nakayama: "Hot Cracking Behaviour and Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steels", *Sci. & Technol. Welding & Joining*, 15-1 (2010), p.87-96.
- 22) 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", *Quarter. J. JWS*, 31-1 (2013), p. 56-65 (in Japanese).
- 23) K.Saida, H.Matsushita, K.Nishimoto, K.Kiuchi and J.Nakayama: "Quantitative Influence of Minor and Impurity Elements on Solidification Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steel", *Sci. & Technol. Welding & Joining*, 18-7 (2013), p.616-623.
- 24) K.Saida, Y.Nishijima, K.Nishimoto, K.Kiuchi and J.Nakayama: "Contribution of Phosphorus and Sulfur on Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity 25Cr-35Ni Stainless Steels", *W. J.*, 92-11 (2013), p.322s-331s.