炭素鋼の凝固割れ感受性に及ぼす溶質元素の影響*

－炭素鋼溶接金属の梨形ビード割れ対策－

山下正太郎**, 濱田 峻佑***, 小野 数彦****, 蘭 韋明*****, 浅田 毅*****, 小椋 智**, 才田 一幸**

Effect of Solute Elements on Solidification Cracking Susceptibility of Carbon Steel*

－ Prevention of Pear-Shaped Bead Cracking in Carbon Steel Weld Metal －

by YAMASHITA Shotaro**, HAMADA Ryosuke***, ONO Kazuhiko****, LAN Weiming*****,

ASADA Tsuyoshi*****, OGURA Tomo** and SAIDA Kazuyoshi**

Solidification cracking susceptibility of carbon steels was evaluated by the transverse-Varestraint test to reveal the fundamental effect of solute elements in the steel such as carbon, silicon, manganese, phosphorus and sulfur. Fracture surface of a pear-shaped bead cracking occurred in a weld metal of the carbon steel by GMAW exhibited the characteristic features of solidification cracking. The smallest solidification brittle temperature range was a chemical composition obtained by a flux cored wire, followed in order of SS400 and SM400. According to the EPMA results, a manganese sulfide was observed in weld metals of the pear-shaped bead cracking and Varestraint test weld metal.

Numerical simulation considering FA mode solidification and the solidification segregation in carbon steels was carried out in order to clarify the effect of solute elements on solidification cracking. The solidification analysis suggested that carbon steels used in this study were solidified as fully delta ferrite until the solidification rate of 95%. The solid-liquid coexistence temperature range calculated by solidification analysis indicated similar tendency to the BTR evaluated by the transverse-Varestraint test. Then, the influence of solute element was virtually simulated by using the numerical simulation. It could be concluded that the solidification cracking susceptibility of carbon steels was attributed to the carbon amount at the terminal stage in solidification.

Key Words: Carbon steel, Hot cracking, Solidification cracking, Pear-shaped bead cracking, Numerical analysis, Solidification analysis, Dual phase solidification model

1. 緒 言

炭素鋼溶接金属中に発生する溶接欠陥の一つに梨形ビード割れがある¹⁾。梨形ビード割れは、1950年代頃までは梨の実形割れとも呼ばれ既に溶接金属に生じる欠陥として認知されており、主に造船、鉄鋼業等において問題とされていたと記述がある²⁾。その対策としては、いくつかの書籍の中ではビード形状を変化させることで梨形ビード割れの防止が可能であると言及されていた³⁻⁵⁾。

炭素鋼の梨形ビード割れの防止に対する溶接金属溶込み形状制御の有効性を実験的に立証した例として森ら⁶⁾の研究がある。溶接金属深さPと溶接金属幅Wの比P/Wが1.3以上になると梨形ビード割れ発生確率が高くなることが報告されている⁷⁾。また、溶接金属の最大ビード断面幅と溶接金属表面におけるビード幅にも同様な関係性が成り立つこと

が示されている。このことから、溶接条件の適正化により扁平な溶接金属を得ることで梨形ビード割れが防止できると提案されている。一方、溶接金属形状制御だけでなく、溶加材の化学組成、主に炭素鋼の化学組成を中心とした梨形ビード割れに対する組成の影響について、1960年頃よりいくつかの研究論文⁸⁻¹⁰⁾がみられることから梨形ビード割れの抑制を化学組成の最適化より試みた経緯もあるようである。

既述のような溶接金属の形状制御により梨形ビード割れの防止が達成されていたようであるが、P/Wが1.3となるような扁平な溶接は施工能率が低いという問題点がある。近年は、生産性の向上に向けた高能率施工化に向けた取り組みが活発化している。すなわち、従来の梨形ビード割れ防止策は現在の高能率施工の取り組みに反しており、高能率化に向けた高溶着・狭開先溶接施工においては必然的に溶接金属形状が梨形に近似してしまうことから、梨形ビード割れの再発が懸念される¹¹⁻¹³⁾。特に、レーザ溶接のような局所入熱による深溶込み溶接への関心が高い今日において、炭素鋼溶接時の割れ発生リスクは、より高くなることが危惧される。

梨形ビード割れは溶接高温割れの中の凝固割れに分類される⁷⁾。凝固割れは、一般に溶接凝固過程の凝固偏析に起因した低融点残留液膜に対して凝固収縮ひずみが生じることで発生する¹⁴⁾。そこで、本研究では梨形ビード割れの抑制を

*受付日 2019年9月24 受理日 2020年8月12日

**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 コマツ) Student Member, Graduate School of Engineering, Osaka University (Present address: Komatsu Ltd.)

****正 員 コマツ Member, Komatsu Ltd.
***** コマツ Komatsu Ltd.

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

Materials	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti*	N*	Fe
SS400	0.1488	0.2299	0.4477	0.0191	0.0052	0.0801	0.1185	0.0433	0.1789	12	355	Bal.
SM400A	0.2032	0.0938	0.5800	0.0251	0.0057	0.0182	0.0343	0.0031	0.0080	11	670	Bal.
FCW1	0.0450	0.6085	1.2520	0.0147	0.0192	0.0063	0.0159	0.0030	0.0121	23	730	Bal.

*: ppm

化学組成の最適化から図ることを目的とした。

炭素鋼の凝固割れ性に及ぼす合金元素の影響についてはP, S, Mn, Ni等に対して検討されており、P, Sの凝固偏析による悪影響¹⁵⁾やMnS晶出によるS濃化軽減^{15,16)}、Ni添加によるP, Sの影響度^{17,18)}が増大すること等が報告されている。加えて、C含有量により各溶質元素が凝固割れ性に与える影響度が変化することが報告されており、C量に依存した凝固形態 δ/γ 相変態が凝固割れ感受性に影響を与えるともされる^{19,20)}。したがって、冶金学的観点より炭素鋼の凝固割れ感受性を評価するには、各溶質元素の凝固偏析を考慮するだけでなく、凝固時の δ/γ 相変態を考慮しなければならない。従来知見に基づく、P, S等の不純物元素の影響により割れが助長されることが考えられるが、近年の鋼中に含まれる不純物元素量は、数十年前に梨形ビード割れの発生が顕在化した頃に比較すると十分に低減されているとの報告もある²¹⁻²³⁾。すなわち、近年の炭素鋼溶接において梨形ビード割れは生じにくい傾向にあると言える。そのような背景のもとでも、改めて梨形ビード割れ発生が問題となってきたことを鑑みると、従来知見として得られている不純物元素のみならず、それ以外の組成的要因が梨形ビード割れの発生を助長しているとも推察される。

本研究では、炭素鋼溶接金属の梨形ビード割れに対する冶金学的要因を調査することを目的とし、3種の炭素鋼に対してトランスバレストレイン試験を実施することで、凝固割れ感受性の序列を明らかにした。化学組成が異なる炭素鋼の凝固割れ感受性に与える溶質元素C, Si, Mn, P, Sの影響を明確にするため凝固解析を実施した。凝固解析より得られた固液共存温度範囲ならびに溶質元素の凝固偏析挙動に基づき、炭素鋼の凝固割れ感受性に及ぼすC, Si, Mn, P, Sの影響を定量化するとともに、炭素鋼溶接金属における梨形ビード割れ発生に寄与する溶質元素の影響を明らかにした。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

供試材料は、母材SS400、SM400A板材ならびにフラックス入り溶加材AWS A5.18 E70C-6Mによる全溶着金属平板とした。その化学組成をTable 1に示す(以降、SM400AはSM400、溶加材はFCW1と呼称する)。試験片形状は100(1)×50(w)×5(t)mmとした。溶加材組成の試験片は、GMA溶接により多層肉盛溶接を実施し、肉盛溶接金属が溶加材

(a) Schematic illustration.

(b) Transverse type.

Fig.1 Schematic illustration of Trans-Varestraint test.

組成と同等となる部位より試験片を採取した。なお、Table 1に示す化学組成はバレストレイン試験に供した試験片の分析結果である。

2.2 トランスバレストレイン試験

炭素鋼溶接金属部における凝固割れ感受性を評価するためトランスバレストレイン試験を実施した。Fig.1にトランスバレストレイン試験の装置構成ならびに試験片設置方法を模式的に示している。試験片中央が曲げブロックの中心となるように試験片をヨークと曲げブロック間に固定した。試験片中央をGTAメルトラン溶接し、溶融池後端が試験片中央へと到達すると溶接を終了し、同時にヨークを落下させることで溶融池に対して曲げひずみを付与した。ひずみ量は曲げブロックの曲率半径により調整することができ、本研究では0.2~3.4%の曲げひずみを付与した。曲げひずみは、曲げブロックの曲率Rと試験片板厚tより $t/2(R+t)$ で算出した。

曲げひずみ付与後は、溶融池周辺に生じた凝固割れをSEMにより観察した。溶融池境界から凝固割れ後端までの

長さを測定し、溶融池に生じた最大凝固割れ長さを用いて整理した。R 熱電対により得られた溶接金属部の温度履歴測定結果から凝固脆性温度範囲 (BTR) を取得した。

バレストレイン試験の GTA メルトラン溶接条件は、溶込み深さが板厚半分程度となるアーク電流 150 A、溶接速度 1.67 mm/s、アーク長 2 mm とした。

2.3 破面および組織観察

梨形ビード割れが生じた溶接金属部の組織ならびに溶接金属部に対して元素分析を実施した。溶接部断面に対して粒度 $1\mu\text{m}$ まで琢磨を実施した後、3% ナイタールを用いて腐食を行い溶接金属組織を現出した。溶接部断面は光学顕微鏡、割れ破面は SEM を用いてそれぞれ観察した。実溶接継手の溶接金属、バレストレイン試験後の溶接金属に対して EPMA による元素分析を実施した。元素分析は、C, Si, Mn, P, S に対して実施した。

Fig. 2 Schematic illustration of weld joint.

Table 2 Welding conditions of GMA welding.

Welding speed, mm/s	7.5
Arc current, A	280
Arc voltage, V	28.5
Shielding gas	Ar+CO ₂

3. 実施工溶接金属中に発生した梨形ビード割れ

Fig. 2 に示すような母材 SS400 からなるレ型開先溶接継手に対して、溶加材 FCW1 を用いて GMA 溶接を行った。GMA 溶接条件は Table 2 に示した。その溶接金属部に生じた梨形ビード割れの外観を断面写真として Fig. 3 に示す。断面中の破線は、溶融境界線を示している。溶接金属部に生じた梨形ビード割れは、最終凝固にあたる柱状組織会合部の溶接金属部中央で発生していた。断面写真とともに梨形ビード割れ破面を示しているが、割れ破面全体はデンドライト形態を呈していた。したがって、本研究の炭素鋼溶接金属部に生じた梨形ビード割れは凝固割れであると判断した。

Fig. 3 中の凝固割れ近傍に対して EPMA による元素分析を実施した結果を Fig. 4 に示す。SEM 画像中に矢印で示される位置において、Mn と S および Mn, Si の濃化が確認された。一般に、炭素鋼の溶接金属において MnS の生成が報告されていることから^{15,16)}、本溶接においても溶接金属中に MnS が生成していると考えられる。C, P に関しては、Mn, S, Si のように明瞭な傾向を捉えることはできなかった。

Fig. 4 EPMA result of weld metal by CO₂ gas shielded arc welding.

Fig. 3 Observation result of fracture surface of pear-shaped bead cracking.

4. トランスバレストレイン試験による凝固割れ感受性評価

4.1 割れ破面観察

トランスバレストレイン試験により SS400, SM400, FCW1 に生じた割れ破面観察結果を Fig.5 に示す。図中の破線および一点鎖線は、トランスバレストレイン試験により溶接金属部にひずみを付与した際の溶融池界面、割れを開口することで得られた割れ破面領域をそれぞれ示している。図に示すように、割れは溶融池境界に沿って発生していた。各供試材料において溶融池周辺に発生した割れ破面を観察したところ、丸み帯びたデンドライト形態であることが確認された。従って、各供試材料において溶融池に沿って生じた割れは凝固割れであると考えられ、実施工において生じていた凝固割れをバレストレイン試験によって再現し、評価できたと判断した。

4.2 炭素鋼の凝固割れ感受性

各供試材に対し、トランスバレストレイン試験により溶接金属へ付与されたひずみと溶接金属に生じた最大凝固割れ長さの関係を図.6 に示す。トランスバレストレイン試験は各ひずみ値において2回実施し、割れ長さはその平均値とした。各材料において、ひずみが増加するにつれて最大凝固割れ長さは増加した。1%付近の低ひずみにおいては、SM400, FCW1, SS400 の順に最大凝固割れ長さが長くなった。ひずみ 2.4% で最大凝固割れ長さは飽和した。飽和した最大凝固割れ長さを比較すると FCW1, SS400, SM400 の順に大きくなり、ひずみ 1% での序列とは異なる傾向を示した。

最大凝固割れ長さの飽和値から凝固脆性温度範囲を導出するため、溶接金属部の温度履歴を測定したところ 435 K/s であった。温度履歴測定結果に基づき各材料の最大凝固割れ長さから凝固脆性温度範囲 (BTR) を算出した結果を図.7 に示す。BTR は、FCW1, SS400, SM400 の順に大きくなった。

Fig.5 Fracture surface of each specimen obtained by Trans-Varestraint test.

Fig.6 Relationship between augmented strain and maximum solidification crack length.

Fig.7 Comparison of solidification brittle temperature range of each specimen.

トランスバレストレイン試験の溶接条件で得られた溶接金属に対してEPMAを用いた元素分析を実施した。Fig.8は、FCW1溶接金属中央付近に対してEPMAを実施した結果である。GTAメルトラン溶接においても、Fig.4と同様に溶接金属中にはMn、SおよびMn、Siの明瞭な濃化がみられた。

5. 凝固割れ感受性に対する理論的検討

凝固割れ感受性に対する合金元素の影響を把握するため、溶接凝固時の過冷計算と凝固偏析計算を組み合わせた理論的な検討がある^{24,25)}。オーステナイト単相凝固材料に対しては単相凝固解析モデル、二相凝固する材料に対してはその凝固形態に応じて包共晶・分離共晶モデルが提案、適用され、凝固割れ性評価のための有用性が示唆されている²⁵⁻²⁷⁾。前述の通り、炭素鋼凝固過程においては δ/γ 相変態挙動を考慮する必要があるため、本研究の凝固解析モデルには包共晶モデルを適用した。

各炭素鋼に対してトランスバレストレイン試験による凝固割れ感受性を調査したところ、BTRには既述の差がみられた。本凝固解析に基づき得られた固液共存温度範囲がBTRと相関関係にあることを調査した上で、各溶質元素が凝固割れに及ぼす影響度を理論的結果から考察した。

5.1 包共晶凝固モデルによる炭素鋼溶接金属の凝固偏析シミュレーション

溶接中の凝固開始温度は、過冷現象により材料が持つ平衡液相線温度 T_L から低下する。また、凝固完了温度は、溶接凝固時の凝固偏析に基づく凝固点降下により平衡固相線温度 T_S から低下する。凝固開始温度 T_I と凝固完了温度 T_C の差で定義される固液共存温度範囲(T_I-T_C)が、バレストレイン試験により実験的に得られたBTRと相関することが知られている²⁸⁾。本研究では、包共晶凝固を考慮した二相凝固モデルを適用し、溶接凝固速度ならびに凝固偏析を考慮することで凝固開始温度 T_I ならびに凝固完了温度 T_C を理論計算した²⁵⁾。

凝固完了温度を算出するためには残留融液中への溶質元

Fig.8 EPMA result of FCW1 weld metal by GTA welding.

素の濃化を考慮する必要がある。鋼の凝固時には、合金組成に依存して δ/γ 相変態することが知られている。本研究では、松宮モデルを拡張した包共晶二相凝固モデルを用いた。包共晶二相凝固モデルの模式図をFig.9に示す。本モデルでは、デンドライトセルの断面形状を六角形近似し、デンドライトセルの中心から半径方向へ凝固速度に従って段階的に凝固が進行すると仮定した。凝固過程およびその後の冷却過程におけるデンドライトセル内の溶質分布は有限差分法により計算した。固相内での拡散係数は温度依存性を考慮し、液相内の溶質濃度は完全に均一であると仮定した。同時に多元素の溶質拡散を取り扱ったが、各元素間の相互作用は無視した。第2相のオーステナイト晶出条件については小薄ら²⁹⁾の解析方法を参考にした。その他詳細な解析条件については、小薄らの参考文献を参照されたい²⁵⁾。

実験結果に依ると溶接金属部においてMnSの生成が確認され、いくつかの論文においては溶融凝固中にMnSが晶出することが指摘されている^{15,16)}。そこで本計算では、溶接凝固偏析に伴った液相中の溶質濃度変化から液相中のMn、Sの溶解度積を算出することでMnSの生成を考慮した。MnS晶出条件は、M. E. Valdezらの研究で用いられた平衡時のMnS溶解度積を参考とした³⁰⁾。Fig.9に示した計算モデルの各セグメントで得られる液相中のMn、Sの溶解度積が、MnSの平衡溶解度積を超える場合にMnSが晶出するものと仮定した。

5.2 解析条件

本解析で使用した材料定数、解析条件をTable 3、4に示す³¹⁻³⁵⁾。本解析においては、C、Si、Mn、P、S、Ni、Cr、Mo、NおよびTiを計算対象とした。なお、平衡分配係数と平衡液相線勾配については、Feと各溶質元素の二元系状態図より得られる値を使用した。凝固完了温度 T_C は、凝固率95%（残留液相幅 $0.2\mu\text{m}$ に相当）までで得られた液相中の濃化組成を

Fig.9 Schematic illustration of FA mode solidification for computer simulation (peritectic-eutectic solidification model).

Table 3 Materials constants used for calculation.

(a) Physical constants.

Constants	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Ti
Equilibrium partition coefficient in γ	0.40	0.61	0.85	0.11	0.02	0.95	0.88	0.61	0.50	0.30
Equilibrium partition coefficient in δ	0.20	0.62	0.74	0.14	0.05	0.77	0.90	0.86	0.25	0.40
Diffusion coefficient in liquid, $\times 10^{-7} \text{m}^2/\text{s}$	5.20	0.510	4.60	0.430	41.4	4.92	2.67	0.610	2.59	0.320
Diffusion coefficient in γ , $\times 10^{-4} \text{m}^2/\text{s}$	0.23	0.30	0.16	8.7	0.75	0.77	0.17	0.036	0.91	0.15
Diffusion coefficient in δ , $\times 10^{-3} \text{m}^2/\text{s}$	0.0020	0.17	0.15	29	0.14	0.97	3.7	15	0.0014	210

(b) Diffusion coefficients.

Constant	Value
Length scale for solute trapping, m	5.0×10^{-9}
Gas constant, J/mol K	8.31446
Liquidus temperature of pure Fe, K	1803
Sonic velocity in liquid [m/s]	2000
Gibbs-Thomson coefficient, Km	$\gamma: 3.2 \times 10^{-7}$
	$\delta: 2.6 \times 10^{-7}$
Enthalpy of fusion, J/kg	$\gamma: 237201$
	$\delta: 221381$

Table 4 Calculation conditions.

Constant	Value
Dendrite radius, μm	10.0
Number of mesh divisions	100
Welding speed, mm/s	1.67
Cooling rate, K/s	435

熱力学計算ソフトウェア (Thermo-calc, データベース: TCFE6) へ入力して平衡計算することで得られた固相線温度とした. Thermo-calcを用いた計算では, Liquid, δ (BCC_A2), γ (FCC_A1), MnSを考慮した.

6. 凝固割れ感受性に及ぼす溶質元素の影響

6.1 固液共存温度範囲

各材料に対して包共晶凝固モデルを適用した結果, 凝固率95%まで δ 単相凝固であった. 本計算にはMnS晶出も考慮したが, 凝固率95%までにおいて液相中からのMnSの晶出は確認されなかった. 95% δ 単相凝固時における濃化組成をThermo-calcを用いた平衡計算で得られた固相線温度を用いて固液共存温度範囲を算出した. 包晶凝固モデルを用いて凝固解析を実施することで得られた固液共存温度範囲をFig.10に示す. 固液共存温度範囲は, FCW1, SS400, SM400の順に大きくなり, これはFig.7に示したバレストレイン試験結果と同様の傾向であった. 固液共存温度範囲差を考察する目的で, 各材料において計算された凝固開始温度 T_i な

Fig. 10 Calculated solid and liquid coexistence temperature range. **Fig. 11** Solidification starting temperature and completed temperature of each material.

らびに凝固完了温度 T_c をFig.11にそれぞれ示す. 解析結果より, 各材料の凝固開始温度に変化がみられない一方で, 凝固完了温度は大きく変化していた. なお, Thermo-calcによる計算結果からは, 全ての材料においてMnSの晶出が示

唆された。そのMnS晶出量は、SS400、SM400に比較して、FCW1で多い結果を示した。

6.2 凝固割れ感受性に及ぼす各溶質元素の寄与

BTRと固液共存温度範囲に相関がみられたことから、溶質元素C、Si、Mn、P、Sの寄与度を包晶凝固モデルにより明らかにした。SS400の化学組成を基準として、各溶質元素を変量することで仮想組成に対する固液共存温度範囲を算出した。各溶質元素を変量させた場合の固液共存温度範囲をFig. 12に示す。全ての変量組成の計算結果は、凝固率95%まで δ 単相凝固であることを示し、さらに凝固率95%までにおいてMnSが晶出することはなかった。固液共存温度範囲は、C、Si、P、Sの添加量の増加に伴って増大することがわかる。特に、C量の寄与が高いことが伺える。Mnに関しては、固液共存温度範囲はMn量が増加すると一度減少するが、0.2%Mn以降は固液共存温度範囲に影響を及ぼさないことが示唆された。Fig. 12の各元素変量による固液共存温度範囲から単位質量当たりの固液共存温度範囲の変化量を算出した結果をFig. 13に示す。C、S、Pの順に固液共存温度範囲を増大させるが、Siの影響が微小であることがわかる。Mnは、固液共存温度範囲を縮小させることが示唆された。

上述の検討において、唯一、固液共存温度範囲を縮小させたMn添加の影響を考察するため、解析上におけるMn添加とMnS晶出量の関係をFig. 14に示している。Mn添加に

より、MnSの晶出量が増加することがわかる。MnS晶出量の増加は、液相中におけるMn、S量が減少することに同様であり、MnSの添加による固液共存温度範囲の縮小は、MnS晶出に伴う液相中からのS量軽減効果によるものと推察される。

単位質量当たりの各溶質元素の寄与度に基づき、本研究で使用した供試材料の各元素の化学組成差から見積もられる最大の固液共存温度範囲差 $\Delta(T_1 - T_c)$ を算出してFig. 15に示す。各元素の単位質量当たりの寄与度を示したFig. 14とは異なり、Fig. 15は本研究で使用した供試材料の組成範囲差に基づいて得られた温度範囲差であるため、 $\Delta(T_1 - T_c)$ が

Fig. 13 Increasing ratio per unit mass of each element in steel.

(a) Effect of carbon, silicon and manganese.

(b) Effect of phosphorus and sulfur.

Fig. 12 Calculated solid and liquid coexistence temperature range by virtual chemical compositions based on SS400.

Fig. 14 Amount of MnS after solidification associated with manganese content obtained by calculation.

Fig. 15 Effect of difference of chemical compositions on solidification cracking susceptibility in this study.

大きくなる元素が供試材料の凝固割れ性を高めた元素と見なすことができる。凝固割れ感受性に及ぼすP, S, Siの寄与は両鋼において、約30K程度であった。Mnに関しては、MnSを生成するため改善する傾向を示した。凝固割れ感受性を最も悪化させる、つまり固液共存温度範囲差を拡大させる元素としてCがあげられ、従来より問題とされてきたP, Sに比して約5倍の影響を示すことが示唆された。

Fig. 14によると各溶質元素はMn, Si, C, S, Pの順に凝固割れ感受性に対して悪影響を及ぼすが、本研究で使用した組成範囲においてはSi, S, Pの影響は同等であった。凝固割れ感受性へのS, Pの影響は、Fig. 14ならびに従来知見からも明らかであるが、SはMnSとして晶出するため、本研究で使用した組成範囲においては凝固割れ感受性をほとんど増加させないものと言える。またMnの添加もMnSの生成を促進するため凝固割れ感受性に悪影響を及ぼさない。Si, Pはそれぞれが凝固末期までに凝固偏析することにより凝固完了温度の低下を助長するが、これらの含有量が低いことから、大きな影響を与える元素でないことが示唆された。一方で、炭素鋼の主要元素であるCは、単位質量当たりの影響としてはP, Sより下回るが、炭素鋼中の含有量ならびに溶接金属部の組成差を考慮すると、不純物元素P, Sに比して大きな寄与を示すことが明らかとなった。

7. 結 言

炭素鋼溶接金属部に生じた梨形ビード割れ破面を観察したところ凝固割れであることが示唆されたことから、炭素鋼の凝固割れ感受性をトランスバレストレイン試験により評価した。溶接金属に対する元素分析ならびに包共晶凝固を考慮した凝固解析より以下の知見を得た。

- (1) 炭素鋼溶接金属の柱状組織会合部において梨形ビード割れが発生した。割れ破面観察から炭素鋼溶接金属部に生じた梨形ビード割れは凝固割れであると考えられる。
- (2) 炭素鋼の凝固割れ感受性をトランスバレストレイン試験により評価した。凝固脆性温度範囲からFCW1, SS400, SM400の順に凝固割れ感受性が高いことがわかった。
- (3) 梨形ビード割れが生じた溶接金属ならびにバレストレイン試験で評価した溶接金属において、元素分析からMnSの生成が示唆された。
- (4) 包共晶凝固を考慮して凝固解析を行うことで得られた固液共存温度範囲は、FCW1, SS400, SM400の順に大きくなり、BTRと同様の傾向を示した。
- (5) 凝固解析結果からもMnSの生成が示唆されたことから、炭素鋼の溶接凝固におけるSの濃化はMnにより抑制されると考えられる。
- (6) 凝固解析を用いて炭素鋼中の溶質元素の凝固完了温度に及ぼす影響を調査したところ、Mn, Si, C, S, Pの順に凝固完了温度を低下させることが示唆された。
- (7) 本研究において使用した炭素鋼の初期組成差から、炭素

鋼溶接部の凝固割れ感受性がC量に依存していることが考えられる。

参 考 文 献

- 1) T. Yoshida, W. Matsunaga and K. Terai: Restraint Cracking in Automatic Welding Process, J. JWS, 25(1956), pp.486-492 (In Japanese).
- 2) 上田修三: 鉄鋼技術の流れ 第9巻 構造用鋼の溶接, 日本鉄鋼協会, 地人書館(1997), p.40.
- 3) 奥村敏恵: 溶接の設計, 株式会社オーム社(1965)
- 4) 鈴木春義, 田村博: 溶接金属学, 産報出版株式会社(1978)
- 5) 佐藤邦彦, 向井喜彦, 豊田政男: 溶接工学, 理工学社(1979)
- 6) Y. Mori and I. Masumoto: Considerations about the Forming of the Pear-Shaped Bead, J. JWS, 48(1979), pp.1041-1047 (In Japanese).
- 7) Y. Mori and I. Masumoto: Considerations about the Forming of the Pear-Shaped Bead Crack, J. JWS, 49(1980), pp. 19-23 (In Japanese).
- 8) P. W. Jones: An Investigation of Hot Cracking in Low-Alloy Steel Welds, British Welding Journal, Vol.6(1959), pp.282-290.
- 9) W.K.B. Marshall: A note on the Relationship between Chemical composition and Hot Cracking in Mild and Alloy Steels, British Welding Journal, Vol.7(1960), pp.451-453
- 10) J. C. Borland: Suggested Explanation of Hot Cracking in Mild and Low Alloy Steel Weld, British welding Journal, Vol.8(1961), pp.526-540.
- 11) R. Phaoniam, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, S. Tsuchiya and A. Nishijima: Development of a highly efficient hot-wire laser hybrid process for narrow-gap welding – welding phenomena and their adequate conditions, Weld. World, 57(2013), pp.607-613.
- 12) R. Phaoniam, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, A. Nishijima and M. Yamamoto: Solidification cracking susceptibility of modified 9Cr1Mo steel weld metal during hot-wire laser welding with a narrow gap groove, Weld. World, 58(2014), pp.469-476.
- 13) M. Todo, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, M. Yamamoto, R. Phaoniam and T. Okagaito: Hot-wire Laser Welding Process Using Laser Diod for Large-Diameter Pipe with Narrow Gap Joint, Quar. J. JWS, 33(2015), pp.107s-110s.
- 14) K. Shinozaki: Hot Cracking in Weld Zone, J. JWS, 71(2002), pp. 455-459 (In Japanese).
- 15) T. Senda, F. Matsuda, H. Nakagawa and S. Nishino: Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld Metal of Steel (Report 5), J. JWS, 43(1974), pp.57-65 (In Japanese).
- 16) T. Senda, F. Matsuda, H. Nakagawa, K. Watanabe and T. Matsusaka: Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld Metal of Steel (Report 4), J. JWS, 42(1973), pp.1194-1203 (In Japanese).
- 17) T. Senda, F. Matsuda, H. Nakagawa and A. Sakai: Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld Metal of Steel (Report 6), J. JWS, 43(1974), pp.282-289 (In Japanese).
- 18) T. Senda, F. Matsuda, H. Nakagawa and T. Hamanaka: Sulphide and Its Effect on Solidification Cracking in Weld Metal of Steel (Report 8), J. JWS, 43(1974), pp.1024-1031 (In Japanese).
- 19) K. Tamaki, H. Kawakami and J. Suzuki: Effect of Carbon Content and Peritectic Reaction on Hot Cracking of Weld Metal of High Carbon Steel, Quar. J. JWS, 20(2002), pp.266-275 (In Japanese).
- 20) T. Amaya, T. Yonezawa, K. Ogawa, M. J. Peltonen and H. Hanninen: Solidification Cracking Mechanism of Carbon Steel Weld Metal, Weld. Journal, 97(2018), pp.55s-64s.
- 21) 電炉鉄筋棒鋼品質調査報告書, 普通鋼電気炉工業会, 東京, (2008)
- 22) K. Tunoyama: Purification and Development of Iron and Steel, Materia Japan, 33(1994), pp.20-23.
- 23) T. Daicho, K. Abiko: Purification of Electrolytic Iron, Materia Japan, 34(1995), pp.279-281.

- 24) K. Saida, Y. Okabe, K. Hata, K. Nishimoto, K. Kiuchi and J. Nakayama: Hot cracking behavior and susceptibility of extra high purity type 310 stainless steels, *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(2010), pp.87-96.
- 25) 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, *Quar. J. JWS*, 33(2015), pp.295-308 (In Japanese).
- 26) E. J. Chun, H. Baba, K. Nishimoto and K. Saida: Theoretical Analysis for Solidification Cracking Susceptibility in Type 316FR Stainless Steel Laser Welds, *Quar. J. JWS*, 33(2015), pp.20s-24s.
- 27) T. Ogura, S. Ichikawa and K. Saida: Numerical Analysis on Solidification Cracking Susceptibility of Type 316 Stainless Steel Considering Solidification Mode and Morphology, *Quar. J. JWS*, 34(2016), pp.197-203 (In Japanese).
- 28) 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, *Science and Technology of Welding and Joining*, 18(2013), pp.616-623.
- 29) T. Osuki, H. Hirata and K. Ogawa: Numerical analysis of solidification process of austenitic stainless steel weld metal with dependence of welding velocity, *Quar. J. JWS*, 25(2007), pp.140-148 (In Japanese).
- 30) Martin Emiliano Valdez, Yan Wang and Seetharaman Sridhar: In-Situ Observation of the Formation of MnS during Solidification of High Sulphur Steels, *Steel Research international*, 75(2004), pp.247-256.
- 31) 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).
- 32) Y. Ono: Diffusion in Liquid Iron and Its Alloys, *Tetsu-to-Hagane*, 63(1977), pp.1350-1361 (In Japanese).
- 33) 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).
- 34) 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).
- 35) 日本金属学会編：改訂4版 金属データブック, 丸善株式会社 (2004).
- ~~~~~