X線回折法によるオーステナイト系ステンレス鋼円周多層溶接配管継手の 残留応力測定精度に対する溶接冶金学的検討[†]

橋本 匡史* 岡野 成威** 望月 正人*

Welding-Metallurgical Evaluation for Residual Stress Measurement Accuracy of Multi-Pass Girth Welded Pipe Joint in Austenitic Stainless Steel by X-Ray Diffraction

by

Tadafumi HASHIMOTO*, Shigetaka OKANO** and Masahito MOCHIZUKI*

In welded pipe joints of austenitic stainless steel, the mismatch of residual stress distribution often occurs between a variety of measurement method and the numerical simulation. It is especially known that non-destructive measurement such as X-ray diffraction method makes remarkable different due to the microstructure evolution by the welding. Meanwhile, the multi-pass girth welded pipe joints of austenitic stainless steel in this work were consistent with the thermal-elastic-plastic analysis and the typical stress distribution due to the welding was obtained. This reason was clarified from the welding metallurgical evaluation. The material of FA (ferrite to austenite) mode solidification with K-S relationship has the random and fine structure, compared with other systems. Therefore, specific systems facilitate the X-ray stress measurement in the welded zone of austenitic stainless steel and the pure stress by the welding could evaluate.

Key words: Welding residual stress, Austenitic stainless steel, Multi-pass girth welded pipe joint, X-ray stress measurement, Thermal-elastic-plastic analysis, Welding metallurgy, δ/γ transformation

1 緒 言

溶接により発生する残留応力は、構造物のぜい性破壊、疲労破壊、応力腐食割れなど様々の事象に大きな影響をおよぼすため、それを把握することは極めて重要である。一方、溶接配管継手における残留応力については多くの研究がなされ、数値計算に基づく手法も各所で行われている。すなわち固有ひずみに注目した簡易解析^{1)~3)}熱弾塑性解析による数値シミュレーション^{4)~6)}に大別され、両者とも種々の検討がなされている。ここで、多様な計測法との比較検討による精度検証が行われているが、解析結果との間に乖離が見受けられる場合が多い。特にオーステナイト系ステンレス鋼を溶融溶接で接合すると凝固過程で生じる配向・粗大粒子の影響を顕著に受けるため、X線回折法との整合性が低くなることが知られている。もちろん合致している例も報告されているが、測定精度に及ぼす溶接冶金学的な検討がなされている例はほとんどない。そこで、本報告はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L 製の大口径円周多層溶接配管継手を狭開先の TIG 溶接で作成し、従来から盛んに用いられている熱弾塑性解析による残留応力の解析結果と X 線回折法による測定結果の整合性検証および測定精度に対する溶接冶金学的検討を行う。

2 試 験 方 法

2・1 供試材

本報告では外径 610mm、板厚 10 および 17mm のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L 製配管を用いた。配管の組成は Fe-0.017C-0.62Si-0.82Mn-0.028P-0.001S-12.49Ni-17.39Cr-2.11Mo (mass%) であり、Fig. 1 に示す狭開先を設けた後に、Fig. 2 に示す突き合わせ溶接を実施した。位置合わせのため 4 箇所を TIG 熱源にて 70mm の仮付け溶接（溶加材を用いずビードオン溶接）し、仮付け溶接部を回転治具とともにポジショナーに固定した。そして、Ar 雰囲気のもと Table 1 に示す溶接条件にて LQ：大入熱および SQ：小入熱の 2 水準で施工した。パス間温度を 150℃以下とし、全層において一層一パスである。また、溶接金属は母材配管と強度を揃えるイーブンマッチングを狙い Fe-0.05C-0.46Si-1.83Mn-0.024P-0.001S-9.53Ni-19.80Cr (mass%) のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS308 を溶加材として採用した。

2・2 X線残留応力測定

X線残留応力測定は(株)リガク社製 MSF を用いた並傾法の ψ 一定法⁷⁾で行った。発散角 1deg 以下のソーラースリットを入・反射側に設け、回折角度の読み取りは 0.01deg とした。配向・粗大粒の考慮からビームサイズを拡張し 4 × 4mm とした。ちなみに母材の平均結晶粒径は 156 μ m である。線源は CrK β を用い、管電圧は

[†] 原稿受理 平成 22 年 11 月 5 日 Received Nov. 5, 2010 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 大阪大学大学院工学研究科 〒565-0871 吹田市山田丘, Dept. Mater. Manufacturing Sci., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565-0871

** 大阪大学大学院工学研究科 〒565-0871 吹田市山田丘, Dept. Mater. Manufacturing Sci., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565-0871

30kV, 管電流は10mAとした。オーステナイトの311反射を利用し, 回折角 2θ は半価幅法により決定した。 ψ 角は $0 \sim 45\text{deg}$ を等間隔で15点とし, 入射角を $\pm 3\text{deg}$ 揺動することによって, $\sin^2\psi$ 線図を平均化した。これもビームサイズの拡張と併せて, 配向・粗大粒対策である。また, 滑らかであるが溶接金属部は余盛をつけているため, その箇所のみ $4 \times 4\text{mm}$ のマスキングを実施した。溶接金属はSUS308であるが, 測定箇所の大半は母材のSUS316Lであることから, SUS316(低炭素材の物性値が見つからないため)の単結晶弾性スティフネス⁸⁾からKrönerモデル⁹⁾により見積もった $E_{311} : 182.47\text{GPa}$, $\nu_{311} : 0.3067$ を弾性定数として用いた。

2・3 熱弾塑性解析

本報告における数値解析は, 汎用の有限要素解析コードABAQUS Ver.6.7を用いた熱弾塑性数値シミュレーションにて行った。解析モデルは対称性を考慮して, Fig. 3に示すように溶接線を中心とした軸対象モデルとした。

溶融部近傍の要素分割は最小 $1 \times 1\text{mm}$ とし, 板厚が異なる場合でも変化しないものとした。溶接による入熱は, 溶接金属に対応する要素に一律な内部発熱量を与え模擬した。なお, 本数値解析ではオーステナイト系ステンレス鋼SUS316Lを想定した温度依存性を有する材料物性を用いた。また, 材料が力学的に変形抵抗を失う温度を 1000°C , 融点を 1500°C とし, 降伏応力およびヤング率を小さくすることで対応した。本解析に用いた物理定数の一例をFig. 4に示す。

3 結果および考察

3・1 円周多層溶接配管継手の残留応力分布

配管外面における溶接残留応力分布をFig. 5に示す。測定は溶接中心から端部にかけて実施し, 各配管において典型的な溶接残留応力分布を捉えている。溶接線方向残留応力 σ_x は溶接金属で最大引張応力を示し, 母材部で圧縮に変化していた。この遷移領域は入熱量の減少に伴い溶接中心側へと変化しており, 小入熱化に起因した

Table 1 Experimental conditions.

Mark	Welding current			Arc voltage			Travelling speed (mm/min)	Feeding speed (mm/min)	Heat input (J/cm)	Thickness (mm)	Diameter (mm)
	Peak	Base	Average	Peak	Base	Average					
H10-SQ	180	115	147.5	9.2	8	8.6	90	900	8457	10	610
H17-SQ	180	115	147.5	9.2	8	8.6	90	900	8457	17	610
H17-LQ	200	170	185	9.8	9.2	9.5	90	900	11717	17	610

Fig. 1 Geometry of the narrow grooves.

Fig. 2 Configuration of the welded pipe joint.

Fig. 3 Finite element model of the welded pipe joint.

Table 2 Conditions of $\sin^2\psi$ method.

Wave length : 0.208487nm (Cr K β)
Power : 30kV 10mA
Beam size : 4x4mm
Diffraction peak : {311} ($2\theta \doteq 148.52\text{deg}$)
Measuring frame : 15frame/measuring point
Measuring time : 1h/frame
Oscillation angle : $\angle\Psi$ ($\pm 3\text{deg}$)
Apparatus : MSF (Rigaku)

(a) Physical properties

(b) Mechanical properties

Fig. 4 Material properties used in thermal-elastic-plastic analysis.

急峻な温度勾配により最高到達温度 150°C 程度の箇所が溶接中心に遷移したことによる。また、最大引張残留応力は材料の降伏応力程度で飽和すると知られているが、大入熱化に伴い、H17-LQ のみ溶接金属で低い値を示した。これは溶接部の収縮と溶接サイクルによりその塑性ひずみが緩和する回復、弾性ひずみの緩和に寄与するクリープとの釣り合いにより低下したものと考えられる。それに併せて、大入熱化による母材の希釈が顕著となることから、溶接金属におけるオーステナイト安定傾向が強固となるため、今後の詳細な検討が必要である。

一方、溶接線直交方向応力 σ_y は試験体端部（溶接中心から 200mm の位置）から溶接部（溶接金属および熱影響部）にかけて引張残留応力から圧縮へと変化している。これは角変形と縦収縮の一種により溶接部が半径方向に落ち込んだため、それに起因する曲げモーメントの影響を受けて圧縮応力を示したと考えられる。この挙動は薄肉配管溶接継手における残留応力分布の典型的な特徴として知られた傾向である。

3・2 X 線回折法と熱弾塑性解析の比較

熱弾塑性解析により得られた残留応力の解析結果を X 線残留応力測定と同じ空間分解能 (4mm 平均) および測定箇所に合わせて比較したものを Fig. 6 に示す。溶接熱により固有ひずみが発生する溶接金属および熱影響部

(a) H10-SQ

(b) H17-SQ

(c) H17-LQ

Fig. 5 Residual stress distribution in axial direction evaluated by X-ray diffraction method.

においては良い整合を得られたが、それよりも端部側では乖離しており H10-SQ において顕著であった。この要因は配管製造時に付与された初期残留応力が影響していると考えられる。また溶接部ではその影響が希薄であり、溶接熱サイクルによる応力除去焼鈍的な効果が付加された結果、冷却過程における溶接部の収縮により発生する残留応力のみで支配されるためと推察する。溶接構造物における種々の問題は溶接金属および熱影響部で生じることが多いため、その領域を詳細に評価できることは非常に有意である。

Fig. 6 Comparison of X-ray diffraction method with thermal-elastic-plastic analysis.

3・3 溶接金属部の測定精度に及ぼす溶接冶金学的検討

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は集合組織を形成するため、揺動を併用してもX線残留応力測定は難しいとされている。しかしながら、本報告ではFig. 7に示すように、溶接金属部においてもその効果が顕著であり、標準偏差はすべて $\pm 10\text{MPa}$ 程度であった。それは用いたFe-0.05C-0.46Si-1.83Mn-0.024P-0.001P-9.53Ni-19.80Cr (mass%)の溶加材が下記のSchaeffler等量式¹⁰⁾

から $\text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} = 1.72$ となり $\text{L} \rightarrow \text{L} + \delta \rightarrow \text{L} + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$ の過程を経てFAモード (Ferrite-Austeniteの生成順序) 凝固¹¹⁾する成分系であることに起因すると考えられる。この系におけるFAモードは初晶フェライトの晶出後に第二相オーステナイトが晶析析出する凝固過程であり、冷却中にオーステナイトへと相変態する。

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = (\text{Wt}\% \text{Ni}) + 0.5(\text{Wt}\% \text{Mn}) + 30(\text{Wt}\% \text{C}) + 30(\text{Wt}\% \text{N} - 0.06) \quad (1)$$

(a) $\text{Sin}^2\psi$ Plots without rocking (b) $\text{Sin}^2\psi$ Plots with rockingFig. 7 Effect of oscillation on linearity for $\text{Sin}^2\psi$ Plots at the weld metal.

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = (\text{Wt}\% \text{Cr}) + 1.5(\text{Wt}\% \text{Si}) + (\text{Wt}\% \text{Mo}) + 0.5(\text{Wt}\% \text{Nb}) + 2(\text{Wt}\% \text{Ti}) \quad (2)$$

この等量比における室温組織は5%程度の初晶フェライトが残留し、その大部分をレーシー、一部にバミキュラーといわれる形態を採り混在することが知られている。¹²⁾ Fig. 8にレーシーおよびバミキュラー状に初晶フェライトが残留する機構を模式的に示す。両形態ともに固相変態直前における各 δ フェライトのサブグレインは稠密面 $\{110\}$ の成長に律速するため $\langle 100 \rangle$ 配向¹³⁾している。そして、バミキュラー状に δ/γ 変態が進行する過程は、初晶フェライトと独立して第二相オーステナイトが溶融線で先に核生成し、 $\langle 100 \rangle$ 配向で初晶を追従するため、 $\gamma \langle 100 \rangle // \delta \langle 100 \rangle$ の優先成長方位の平行関係が成立¹⁴⁾するものの、両相間に特定の結晶方位関係は存在しない。そのため、室温において主要な相であるオーステナイトは $\langle 100 \rangle$ 配向が強く、バミキュラー状のフェライトが多量に存在する溶接部はX線残留応力測定が困難となる傾向が予測される。この凝固過程はオーステナイト系ステンレス鋼の溶融溶接でのみ生じる特異な分離共晶である。次にレーシー状に δ/γ 変態する過程は $\gamma \{111\} // \delta \{110\}$, $\gamma \langle 110 \rangle // \delta \langle 111 \rangle$ のK-S (Kurdjumov-Sachs) 関係¹³⁾を満足し、24通りのバリエーションのもと、それぞれが個々に析出する。そのため、一つのサブグレイン内(場合によっては旧オーステナイト粒内)で比較的にランダムな方位群が形成され

Fig. 8 Schematic illustration of the formation mechanism of different residual ferrite morphologies.

ることになる。すなわち、残留フェライト形態におけるレーシー状の割合が増加するとオーステナイト系ステンレス鋼溶接部のX線残留応力測定精度が向上すると推察する。

そこで、H17-SQの溶接金属部に対し、FE-SEM/EBSDによる結晶方位解析を実施した。レーシーおよびバミキュラー状の組織に対して得られた各相の逆極点方位マップをFig. 9に、 δ/γ の方位関係を解析するため各領域(バミキュラー:1, 2 レーシー:3, 4)におけるフェライトの優先成長方位: $\langle 100 \rangle$ 、稠密面: $\{110\}$ 、稠密方向: $\langle 111 \rangle$ およびオーステナイトの優先成長方位: $\langle 100 \rangle$ 、稠密方向: $\langle 110 \rangle$ 、稠密面: $\{111\}$ を極点図としてFig. 10に示す。バミキュラー状のフェライトが残留する組織は分離共晶型の痕跡である $\gamma \langle 100 \rangle // \delta \langle 100 \rangle$ を満たし、測定視野におけるオーステナイトはすべて同方位を有していた。その他の面方位も平行であるが、これに意味はなく偶然である。それに対してレーシー状のそれは $\gamma \{111\} // \delta \{110\}$, $\gamma \langle 110 \rangle // \delta \langle 111 \rangle$ のK-S関係を満足し、各オーステナイトがランダムな方位に入り組んだ結晶粒界(この系は δ/γ 境界が粒界となる)を成していた。粒界は15deg以上の大傾角で定義している。またバミキュラー状に比して、オーステナイト粒が細分化されており、これも測定精度の向上に寄与したと推察する。

さて、フェライト/オーステナイト両相間で核生成時にK-S関係が満足する要因をBramfittの不整合度¹⁵⁾から考察する。この理論は介在物からフェライトが不均質核生成する際の核生成臨界過冷度を見積もり、核生成の容易さを定量化するものである。これをフェライト/オーステナイト量相間に用い、レーシー状フェライトで満足するK-S関係に適用した。

$$S_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \sum_{i=1}^3 \frac{1}{3} \frac{|d[uvw]_s \cos \theta_d - d[uvw]_n|}{d[uvw]_n} \times 100 \quad (3)$$

Fig. 9 Inverse pole figure maps of Austenite and ferrite for different residual ferrite morphologies.

Fig. 10 Crystallographic orientation relationships for different residual ferrite morphologies.

$$\Delta T = 0.07 \left\{ S_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} \right\}^2 \quad (4)$$

ここで、 $(hkl)_s$ = 初晶フェライトの低次指数面、 $[uvw]_s$ = $(hkl)_s$ 面の低次指数方向、 $(hkl)_n$ = 第二相オーステナイトの低次指数面、 $[uvw]_n$ = $(hkl)_n$ 面の低次指数方向、 $d[uvw]_s$ = $[uvw]_s$ に沿う原子間距離、 $d[uvw]_n$ = $[uvw]_n$ に沿う原子間距離、 θ_d = $[uvw]_s$ と $[uvw]_n$ の角度である。また、第二相が核生成する凝固中の高温域では結晶格子が膨張しており、Yonemura ら¹⁶⁾がオーステナイト系ステンレス鋼に対し時間分解 X 線回折で測定した固液共存温度範囲での初晶フェライトの格子定数 $2.8904\text{\AA}$ 、第二相オーステナイトのそれは $3.70241\text{\AA}$ を用いた。EBSD により観察された $\gamma\{111\}/\delta\{110\}$ および $\gamma\langle 110 \rangle/\delta\langle 111 \rangle$ の結晶方位関係では格子歪パラメータが 5.92%、 ΔT は 2.44K となり比較的小さな過冷度で第二相は核生成できる。よって K-S 関係を満足してオーステナイトが析出するのは核生成の観点から自然であるとわかった。

3・4 その他の凝固過程による影響

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属は成分系によって異なる 6 種の組織を形成する。そのうち 2 種は上記で説明したレーシーおよびバミキュラーであり FA モードで

凝固が進行する系である。そして、 $Cr_{eq}/Ni_{eq} \geq 1.95$ では $L \rightarrow L + \delta \rightarrow \delta$ の過程を経て液相消失の後に δ/γ 変態に至る F モード (Ferrite) で凝固する。この系も K-S 関係を満足するため X 線残留応力測定が容易であると考えられるが、アシキュラー状は 10% 以上、ウィッドマン状では 20% 以上のフェライトが残留することから、フェライト相の振る舞いも考慮する必要がある。しかしながら、フェライト相は初晶として $\langle 100 \rangle$ 配向しているため、この点に注意が必要である。

一方で、 $Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.48$ では $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + \delta \rightarrow \delta + \gamma$ の過程を経て 5% 以下のフェライトが初晶の樹間にインターセルラー状で晶出する AF モード (Austenite-Ferrite の生成順序) 凝固や、 $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$ の A モード (Austenite) 凝固のように初晶がオーステナイトであり、室温組織は液相消失の段階でほぼ決定される。よって、室温組織のオーステナイトはすべてにおいて $\langle 100 \rangle$ 配向の影響を直接受け、 $\sin^2\psi$ 線図がうねり、標準偏差が非常に大きくなると考えられる。しかしながら、AF モードの場合は樹間に晶出するフェライトが、凝固完了後から冷却中に生じる結晶粒成長をピンニングするため、A モードに比べて扱い易いと考えられる。

すなわち、オーステナイト系ステンレスと称する鋼において X 線回折法により残留応力を測定することは困難であるが、成分範囲を細分化することによって、溶接部の測定方法を確立できる可能性が示唆される。

4 結 言

大口径の円周多層溶接配管継手を作成し、従来から盛んに用いられている熱弾塑性解析による残留応力の解析結果と X 線回折による残留応力測定結果の整合性検証および X 線残留応力測定に及ぼす溶接冶金学的考察の検討を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) X 線残留応力測定により大口径の円周多層溶接配管継手の残留応力分布を得ることができ、溶接部において熱弾塑性解析と整合していることから、従来の溶接力学の知見を反映していた。

(2) 配管製造時の初期残留応力が存在しても溶接中の熱サイクルにより動的な応力除去焼鈍が生じるため、固有ひずみの発生する領域は正確に評価できる。

(3) フェライト初晶凝固し、K-S 関係を満足しながら第二相オーステナイトが核生成するオーステナイト系ステンレス鋼は比較的ランダムで、細分化された室温組織を形成するため、X 線応力測定が容易である。

(4) 等量比が $1.48 \geq \text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} \geq 1.95$ の FA モード凝固系で、尚且つ K-S 関係を満足するオーステナイトが室温組織の大部分を占める場合には、X 線回折法で精度良く溶接部を扱うことができる。

本研究の一部は経済産業省 平成 21 年度革新的原子力技術開発費補助金の援助を受けた。また、試験体の製作には(株)東芝の関係各位のご高配を賜った。記して謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) K. Satoh, M. Toyoda, K. Nohara, Y. Suita and M. Tanaka, "Stresses and deformations arised from uniform inherent strains in thin-walled pipes", Journal of the Japan Welding Society, Vol.51, pp.142-148 (1982).
- 2) K. Matsuoka and T. Naoi, "An analytical method on residual stresses due to circumferential welds of pipes", Journal of the Japan Welding Society, Vol.51, pp.148-155 (1982).
- 3) M. Mochizuki and M. Hayashi, "A simplified method for residual stress analysis in welded structures with complicated shape", Journal of High Pressure Institute of Japan, Vol.37, pp.27-37 (1999).
- 4) Y. Ueda and T. Yamakawa, "Analysis of thermal-elastic-plastic stress and strain during welding by finite element analysis", Transactions of the Japan Welding Society, Vol.2, pp.90-100 (1971).
- 5) T. Muraki, J. J. Bryan and K. Masubuchi, "Analysis of thermal stresses and metal movement during welding-Part I : analytical study", Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.97, pp.81-84 (1975).
- 6) E. F. Rybicki, D. W. Schmueser, R. W. Stonesifer, J. J. Groom and H. W. Mishler, "A finite-element model for residual stresses and deformations in girth-butt welded pipes", Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol.100, pp.256-262 (1978).
- 7) JSMS Committee on X-ray Study on Mechanical Behavior of Materials, "Standard method for x-ray stress measurement -steel-", JSMS-SD-5-02, pp.5-16 (2002).
- 8) H. M. Ledbetter, "Predicted single-crystal elastic constants of stainless-steel 316", British Journal of Non-Destructive Testing, Vol.23, pp.286-287 (1981).
- 9) E. Kröner, "Berechnung der elastischen konstanten des vierkristalls aus den konstanten des einkristalls", Zeitschrift Physik, Vol.151, pp.504-518 (1958).
- 10) A. L. Schaeffler, "Constitution diagram for stainless steel weld metal", Metal Progress, Vol.56, pp.680 (1949).
- 11) N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio, "Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol.11, pp.717-725 (1980).
- 12) S. Katayama, T. Fujimoto and A. Matsunawa, "Correlation among solidification process, microstructure, microsegregation and solidification cracking susceptibility in stainless steel weld metals", Transactions of JWRI, Vol.14, pp.123-138 (1985).
- 13) M. Rappaz, S. A. David, J. M. Vitek and L. A. Boatner, "Development of microstructures in Fe-15Ni-15Cr single crystal electron beam welds", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol.20, pp.1125-1138 (1989).
- 14) H. Inoue, T. Koseki, M. Fuji and S. Ohkita, "Formation mechanism of vermicular ferrite and lacy ferrite in an austenitic stainless steel weld metals", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.5, pp.385-396 (2000).
- 15) B. L. Bramfitt, "The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron", Metallurgical and Materials Transactions B, Vol.1, pp.1987-1995 (1970).
- 16) M. Yonemura, T. Osuki, H. Terasaki, Y. Komizo, M. Sato and H. Toyokawa, "In-situ observation of microstructure formation process of weld metals by time-resolved X-ray diffraction", Tetsu-to-Hagane, Vol.93, pp.138-144 (2007).