



二重露光法による表面機械加工層を持つ多層盛溶接 SUS316 鋼の残留応力の研究

A Study on Residual Stresses of Multilayer Welded SUS316 Steel with
Surface Machining using Double Exposure Method

大阪大学	于 麗娜	Lina YU	Member
新潟大学	鈴木 賢治	Kenji SUZUKI	Member
高輝度光科学研究センター	豊川 秀訓	Hidenori TOYOKAWA	Non-member
大阪大学	麻 寧緒	Ninshu MA	Non-member
大阪大学	西本 和俊	Kazutoshi NISHIMOTO	Non-member
大阪大学	才田 一幸	Kazuyoshi SAIDA	Member

In this study, the influence of surface machining on the residual stress near the surface of multilayer welds of austenitic stainless steel SUS316 was investigated by measuring the residual stress using the double exposure method (DEM). The results revealed that the residual stress introduced by surface machining disappeared due to the heat of welding, and no influence remained on the residual stress near the weld metal. In addition, the results of the residual stress simulated by FEM analysis correspond to the measured results, and the location of the maximum tensile residual stress is found to be in good agreement with the occurrence of stress corrosion cracking (SCC) in the weld. It follows that surface machining has no obvious influence on the residual stress after multilayer welding, and our result supports that surface machining is not the cause of SCC in actual welds.

Keywords: Residual Stress, Double Exposure Method, Surface Machining, Austenitic Stainless Steel, SUS316, Multilayer Welding, Finite Element Method

1. 緒言

現在の日本における原子力発電プラントは稼働開始から数十年経過したものが多く、高経年化に伴う劣化現象が問題となっている。経年劣化現象の一つとしてオーステナイト系ステンレス鋼の応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking: SCC) が挙げられる。一般的にSCCは材料因子、力学因子、環境因子の三因子が重畳した場合に生じる現象で、いずれか一つの因子を除くことにより防止できる[1]。しかし、材料や環境に対する様々な対策を施しているにも関わらずSCCの顕在化が確認されていることから、力学因子としての引張残留応力への対策に注目が集まっている[2,3]。SCCの発生部位の多くはプラント構造部材の溶接部であるので、多層盛溶接部の残留応力の影響因子を明確化することが必要である。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接部の SCC について、表面機械加工は表面の引張残留応力が上昇するのみならず、母材内部の応力分布にも影響を与えるので、表面機械加工が SCC 発生の重要な因子であることが報告されている[4]。一方、溶融線近傍では溶接入熱の影響による再結晶により表面機械加工層の影響が無くなることも報告されている[5]。すなわち、表面機械加工が多層盛溶接部の残留応力に及ぼす影響が明らかになっていない。

応力測定について、シンクロトロン放射光を利用したひずみスキャン法および侵入深さ一定法は粗大粒材に対しては回折環が得られず、0次元・1次元の検出器による測定は困難となる。その解決策として、鈴木らは2次元検出器を利用した二重露光法 (Double Exposure Method: DEM) を提案した[6]。また高エネルギー領域でエネルギー識別ができる CdTe ピクセル検出器と DEM を組み合わせて白色 X 線による応力評価を検証した結果、粗大粒の X 線応力測定に適用できることも確認されている[7]。

連絡先: 于麗娜、〒565-087 大阪府吹田市山田丘 2-1
大阪大学大学院工学研究科
E-mail: yulina@mapse.eng.osaka-u.ac.jp

Table 1 Chemical composition of materials (mass%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Co	Fe
SUS316	0.04	0.60	0.93	0.034	0.004	10.16	16.83	2.06	0.20	Bal.
YS316	≤0.08	≤0.65	1.0~2.5	≤0.03	≤0.03	11.0~14.0	18.0~20.0	2.0~3.0	-	Bal.

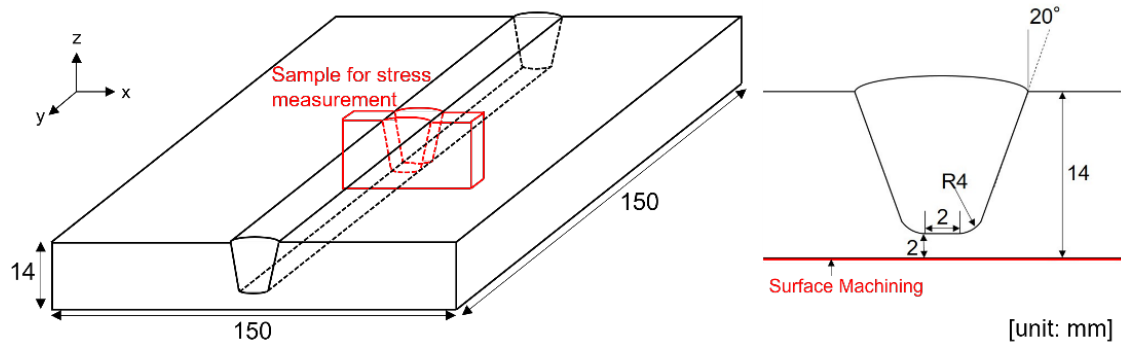


Fig. 1 Schematic diagram of specimen for welding and sample for stress measurement

本研究では、DEM 法を用いてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 表層部の残留応力を測定することで、表面機械加工層が表層部の残留応力に及ぼす影響を調査した。また、有限要素法 (Finite Element Method: FEM) も利用して多層盛溶接部の残留応力を解析した。残留応力の実測結果と FEM 解析結果により表面機械加工層の影響を明らかにした。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料および溶接条件

本研究では、供試材料としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 を用いた。溶接ワイヤは YS316 ($\Phi 1.2$ mm) を使用した。材料の化学組成を Table 1 に示す。

表面機械加工層の影響を確認するため、表面機械加工層あり・なし SUS316 鋼板材 ($150 \times 150 \times 14$ mm³) に対し溶接を実施した。溶接試験片形状と切り出し箇所の模式図を Fig. 1 に示す。溶接する前に、Fig. 1 の試験片の底面に対して表面機械加工を施した。表面機械加工条件として、実機と近い条件を検討して切削速度を 45 m/min, 送り速度を 0.1 mm/rev, 切込みを 0.1 mm とした。さらに、試験片中央の長手方向に 1 層 1 パスと 7 層 13 パスの TIG (Tungsten Inert Gas) 溶接を施した。溶接条件は Table 2 に示す通り、溶接試験片 A~C の初層溶接条件を統一した。B と C の 7 層の溶接条件は

Table 2 Welding conditions

Layer	Pass	Current (A)	Voltage (V)	Wire feed rate (mm/s)	Welding speed (mm/s)
1	1	250	15~16	45	1.67
2	2	220	14~15	45	1.67
3	3~4	220	14~15	45	1.67
4	5~6	220	14~15	45	1.67
5	7~8	220	14~15	45	1.67
6	9~10	220	14~15	45	1.67
7	11~13	220	14~15	45	1.67

全て同一であり、表面機械加工層の有無によって異なる。作製した溶接試験片は下記の通りである。

A: 表面機械加工層ありの 1 層溶接試験片

B: 表面機械加工層ありの 7 層溶接試験片

C: 表面機械加工層なしの 7 層溶接試験片

1 層 1 パスと 7 層 13 パス溶接を実施した後、放電加工により Fig. 1 に示すように溶接試験片 A~C の中央部から $40 \times 14 \times 5$ mm³ の試験片を切り出し、残留応力測定試験を実施した。

2.2 残留応力測定方法

放射光実験は、大型放射光施設 (Super Photon Ring 8GeV: SPring-8) の高輝度光科学研究センターの共用ビームライン BL19B2 を用いた。X 線波長エネルギー 70 keV, 入射ビームサイズ 0.4×0.4 mm² とした。残留応力測定に利用した回折面は、Y-Fe 311 回折 ($2\theta = \pm 9.14^\circ$) である。

X 線の検出器は CdTe ピクセル検出器を用いた。CdTe ピクセル検出器の検出面積は 201×191 画素、画素寸法は $0.2 \times 0.2 \text{ mm}^2$ である。回折計の 2θ アームに自動ステージを取り付け、その上に検出器を搭載し、前方 (P1) と後方 (P2) の位置で回折を測定した。

一般的に、SCC の発生は試験片表面の残留応力分布と相関し、SCC の進展は試験片内部の残留応力分布と関係する。そのため本研究では、 $\sin^2\psi$ 法により溶接試験片表面の残留応力を測定し、溶接試験片の内部の残留応力を透過 X 線による DEM で測定した。

2.2.1 $\sin^2\psi$ 法による残留応力測定方法

$\sin^2\psi$ 法による応力測定における積分領域については、 2θ アームと自動ステージを移動して、検出器を $2\theta = 8.8^\circ$ 、カメラ長を 510 mm に設定した。Fig. 2 の 311 回折のスマッジングした領域 $\phi = \pm 7^\circ$ を 200 分割、回折角 $2\theta = 9.14 \pm 0.3^\circ$ を 40 分割して回折曲線を求めた。

$\sin^2\psi$ 法による溶接試験片表面の残留応力 σ_T の計算は、 $\sin^2\psi$ 線図の傾きを M (deg)、応力定数 K (MPa/deg) として計算する。

$$\sigma_T = KM \quad (1)$$

ただし、応力定数 K は次式で与えられる。

$$K = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cot \theta_0 \frac{\pi}{180} = -15195 \text{ MPa/deg} \quad (2)$$

E , ν は X 線の弾性定数であり、Kröner モデルにより計算し、 $E = 182 \text{ GPa}$, $\nu = 0.307$, $\theta_0 = 4.57^\circ$ とした[7]。

2.2.2 DEM による残留応力測定方法

DEM を用いて溶接試験片断面の残留応力を測定した。Fig. 3 に DEM の入射 X 線ビームおよび回折と検出器の配置を示す。DEM では、検出器位置 P1 と P2 との距離 $L = 400 \text{ mm}$ にした。また、P1 と P2 における回折半径が r_1 , r_2 になる。

測定位置は Fig. 3 に示す通り、溶接線を中心 ($x = 0 \text{ mm}$) として $x = -15 \sim 15 \text{ mm}$ の範囲を 0.5 mm ステップで水平方向 (T 方向ひずみ) および垂直方向 (z 方向のひずみ) の回折を測定した。ひずみ、応力の計算に関係して座標系を Fig. 3 に示すように定義した。

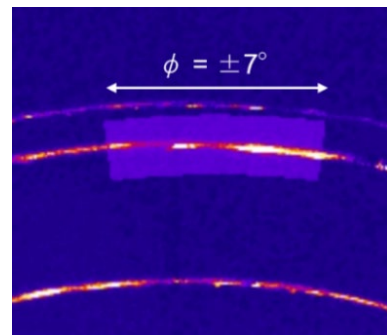


Fig. 2 Integral region of $\sin^2\psi$ method

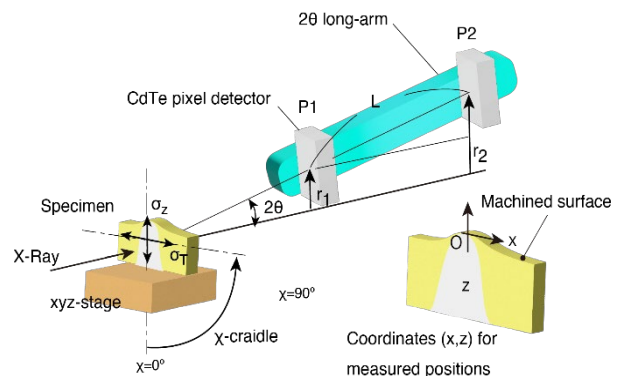


Fig. 3 X-Ray beam and configuration of detector for DEM

3. 実験結果および考察

3.1 溶接試験片底面の残留応力測定結果

$\sin^2\psi$ 法により得られた溶接試験片底面 (機械加工面) の残留応力の測定結果を Fig. 4 に示す。 $\sin^2\psi$ 法は底面の残留応力を測定しており、測定応力の方向は x 方向 (溶接線横断方向 T) なので、応力 σ_T とした。当然のことながら、測定表面の法線方向 (z) の応力は零で $\sigma_z = 0$ となる。板厚方向の応力も解放されているとみなして零と仮定できる。

溶接試験片 A では、回折斑点が現れ、回折角度がばらつき、残留応力が正しく測定されていない。これは後述するように、機械加工による塑性変形部が溶接入熱で焼きなまされ、粗大粒となった結果、 $\sin^2\psi$ 法の測定精度を低下させたことが原因であると考えられる。それに対して、溶接試験片 B と C の残留応力の値は大きな変動がなく、残留応力分布が測定されている。これは 7 層の溶接過程で、溶接熱応力により溶接底部に塑性変形が起きて組織の微細化が生じたためと考えられる。試験片 B と C では $x = \pm 5 \sim 10 \text{ mm}$ の範囲に大きな引張残留応力が生じていることが見られた。

次に、各試験片の回折像 ($x = 2.5 \text{ mm}$) の例を Fig. 5 に示す。Fig. 5 (a) の不連続環の様相から明らかのように、1 層溶接試験片 A の溶接底部は粗大粒の回折を呈している。試験片 A は機械加工を受けているが、溶接の熱影響で再結晶現象が発生し、機械加工による影響が消失している。これに対して、Fig. 5 (b)と(c)に示すように、7 層溶接した試験片 B, C の溶接底部の回折環はともに連続環の様相を呈しているため、粗大粒ではなく、微細な組織であることが分かった。以上のことから、溶接前の機械加工の影響は消失し、溶接熱応力による塑性変形が大きく影響していることが示唆された。

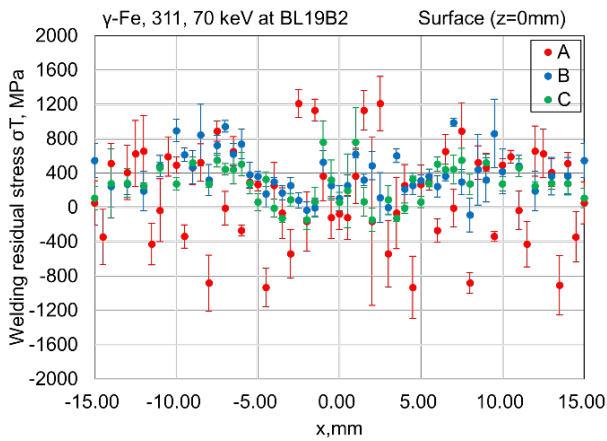
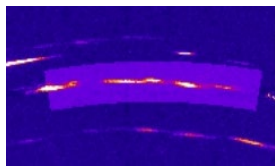
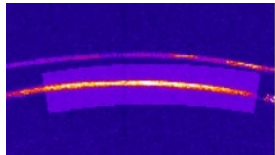


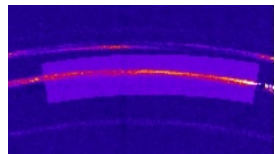
Fig. 4 Residual stress distribution on the surface in the transverse welding direction



(a) Sample A with surface machining (1 layer-1 pass)



(b) Sample B with surface machining (7 layer-13 pass)



(c) Sample C without surface machining (7 layer-13 pass)

Fig. 5 Diffraction image from surface of each specimen ($x = 2.5 \text{ mm}$)

以上の結果から、表面機械加工の影響は溶接時の熱により消失するが、多層盛溶接では溶接変形による塑性変形の影響が支配的になる。ただし、溶接による熱影響および溶接変形のない位置 ($x = \pm 15 \text{ mm}$ 付近) においては、機械加工の影響が残っている。

3.2 溶接試験片表層部の残留応力測定結果

DEM による応力測定の原理については、これまで多数の報告がある[6-8]。DEM を用いて溶接部の残留応力を測定する時は、回折斑点、連続環および集合組織が混在した複雑な回折像となるので、相互相関アルゴリズムを利用した回折角度決定法が適しており[9]、本研究においてもその手法を利用した。

DEM で得られた実験結果について、Fig. 3 に示す通り、DEM 体系では透過光が試験片に対して垂直方向に入射する。従って、実験結果は T 方向及び z 方向のひずみではなく、それらの軸に対して θ_0 だけ傾いた方向のひずみを測定することになる。測定されたひずみをそれぞれ ε'_T , ε'_z とする。また、各溶接試験片の厚さ方向の応力はなく平面応力状態と仮定すると、溶接線横断方向 (T 方向) および溶接体厚さ方向 (z 方向) の応力は、次式で与えられる[10]。

$$\sigma_T = \frac{E}{(1+\nu)\cos^2\theta_0} [\varepsilon'_T + S'(\varepsilon'_z + \varepsilon'_T)] \quad (3)$$

$$\sigma_z = \frac{E}{(1+\nu)\cos^2\theta_0} [\varepsilon'_z + S'(\varepsilon'_z + \varepsilon'_T)] \quad (4)$$

$$\text{ただし, } S' = \frac{\nu}{(1+\nu)\cos^2\theta_0 - 2\nu} \quad (5)$$

E および ν は 311 回折の X 線の弾性定数であり、それぞれヤング率とポアソン比である。

$\sin^2\psi$ 法により求めた底面の残留応力分布に DEM で測定された残留応力の値を加えて、底面から内部の $z = 0.0, -0.6, -0.9 \text{ mm}$ のデータにより残留応力マップを作成した。

Fig. 6 に各溶接試験片の溶接線横断 T 方向の残留応力マップを示す。残留応力マップの座標位置は Fig. 6 (a) に示す通り、横軸 $x = 0 \text{ mm}$ が溶接中心線になり、縦軸 $z = 0 \text{ mm}$ が裏波頂点でマイナス方向が板厚方向となる。Fig. 6 (a) には溶接金属 (Weld Metal: WM), 熱影響部 (Heat Affect Zone: HAZ) および母材部 (Base Metal: BM) の模式図も併せて示す。溶接試験片 A の 1 層の溶接では明確な溶接残留応力の発生は見られない。しかし、7

層の溶接試験片 B と C では、溶接底部の溶融線近傍の熱影響部 ($x = \pm 5 \sim 10$ mm) に大きな引張残留応力が発生している。この結果は、最終パスの影響により溶接底部の残留応力が形成されることを示している。この引張残留応力マップは、溶接部の SCC の発生の事例[11,12]とよく一致している。溶接試験片 B と C 両方とも溶融線近傍の熱影響部 ($x = \pm 5 \sim 10$ mm) に大きな引張残留応力が生じている。また、溶接試験片 B の熱影響部には溶接前の機械加工の影響は明確に残っていないが、溶接熱影響を受けていない領域 ($x = \pm 15$ mm 付近) では約 400 MPa の引張残留応力があり、表面機械加工の影響が残っているものと考えられる。

Fig. 7 に同様に溶接試験片 A~C 板厚 z 方向の残留応力マップを示す。Fig. 7 に示すように三つの試験片板厚 z 方向の残留応力はほぼ -400~400 MPa の範囲で変化しているため、あまり顕著な残留応力の発生は見られない。溶接試験片 A~C で顕著な差も確認されなかった。

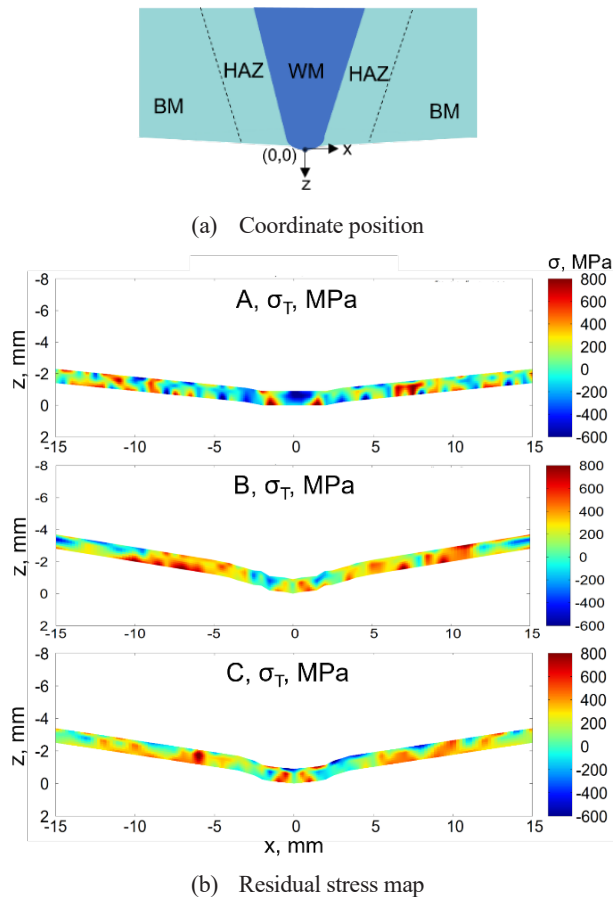


Fig. 6 Residual stress distribution near the surface in the transverse welding direction

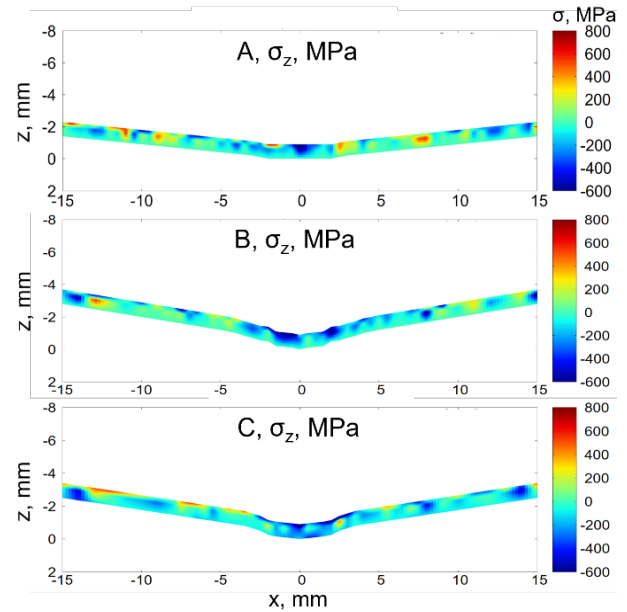


Fig. 7 Residual stress distribution near the surface in the plate thickness direction

3.3 FEM による残留応力の数値解析

近年、溶接残留応力についての数値解析の発展はめざましく、溶接時の変態による残留応力の解析[13]、多層盛溶接の解析[14]や初期残留応力と溶接残留応力との関係[15]の報告例がある。そこで本研究では、表面機械加工の影響を確認するため、FEM 解析も利用して多層盛溶接部の残留応力を解析した。

解析モデル作成にあたり、Fig. 1 に示す板材に対し Table 2 に示した溶接条件で 1 層 1 パスと 7 層 13 パスの多層溶接試験片の断面写真を参考にして作成した三次元解析モデルの全体図と断面図を Fig. 8 に示す。モデル寸法は Fig. 1 に示す実溶接試験片の寸法と同じである。表面機械加工により導入される極表面近傍での残留応力分布に対応するため、表面近傍には細かい要素を採用した。最小要素のサイズは深さ方向に 100 μm である。表面機械加工によって導入された初期残留応力は、実機の加工条件と文献[16]を参考して、溶接方向に 400 MPa、溶接垂直方向に 200 MPa の引張残留応力を設定した。剛体の変形を防ぐために境界条件として 3 点拘束を設定した。また SUS316 の融点は 1400 $^{\circ}\text{C}$ とし、そのほかの温度依存性を考慮した物性値は Fig. 9 に示す文献値[17]を用いた。

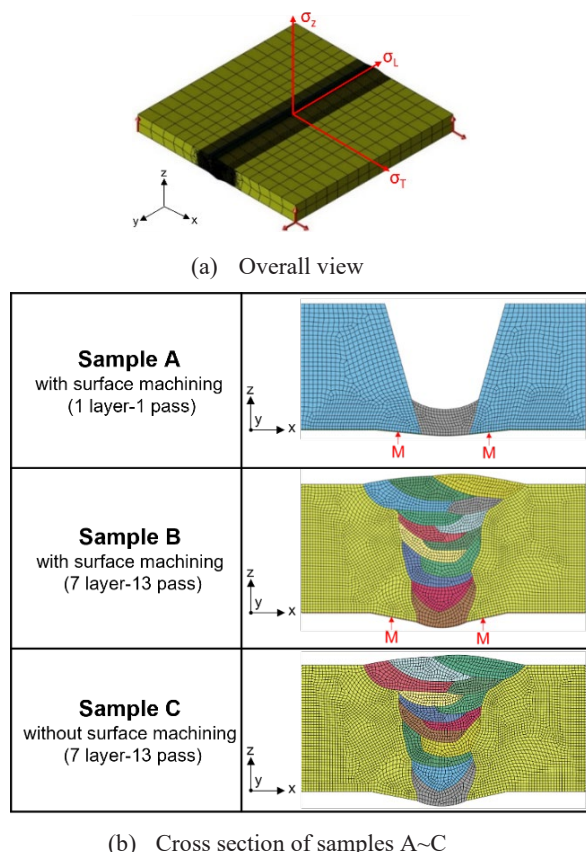


Fig. 8 FEM analysis model of 1-layer and 7-layer welding
(M in the figure indicates the surface machining)

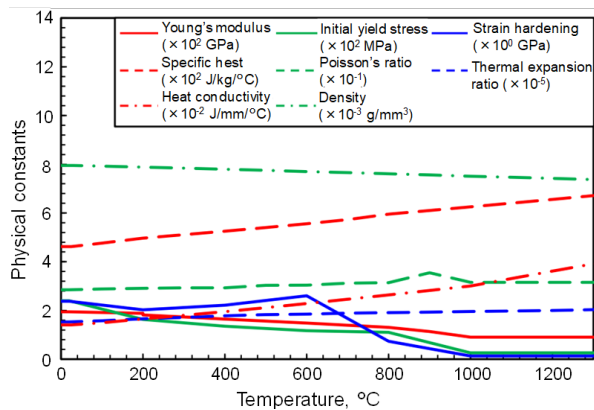


Fig. 9 Temperature dependence of material properties of SUS316

多層盛溶接部の熱履歴解析により得られた最高到達温度分布と、実際の試験片断面写真と合わせて Fig. 10 に示す。図中の赤色部分は最高到達温度が 1400 °C 以上の部分、つまり解析により得られた溶接部を示す。解析により得られた溶接金属の形状は実溶接部の溶融池形状と概ね一致していることから、本解析により得られる結果は妥当なものであると判断した。

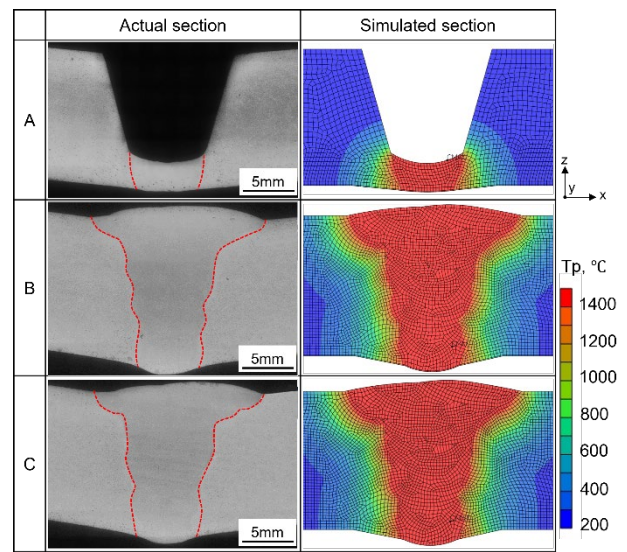


Fig. 10 Comparison between actual sections and simulated results after 1-layer and 7-layer welding

解析した溶接試験片 A~C の中央断面の溶接L方向、溶接垂直T方向および板厚z方向の残留応力分布を Fig. 11 に表す。全体的な残留応力分布を比較すると、溶接試験片 A に対して、1 層 1 パス溶接後溶接L方向の大きな残留応力が生じたが、溶接垂直T方向と板厚z方向の残留応力はほとんどないことが見られた。これに対して 7 層の溶接試験片 B と C では、13 パス溶接後溶接L方向と溶接垂直T方向ともに大きな残留応力が生じた。溶接部では、溶接L方向の残留応力が最終パスの影響で最終パス側に大きな応力が生じた。溶接垂直T方向の残留応力は主に底面付近に溶融線近傍に大きな引張残留応力が生じたことが確認できた。これは実機溶接部における割れ発生の箇所[11,12]と良く一致することが分かった。また、板厚z方向の応力は 7 層 13 パス溶接後にもかかわらずほとんどないことが見られた。表面機械加工層あり・なしの溶接試験片 B・C の溶融線近傍の残留応力分布はほぼ同じであり、溶接前の表面機械加工の影響は溶接の熱により消失しほとんど残っていないことが分かった。

溶接試験片 A~C 溶接L方向の残留応力は放電加工で切断したときに解放されたので、実測結果がない。溶接垂直T方向の残留応力分布の実測結果と解析結果を比較すると、両方とも溶接試験片 A では明確な溶接残留応力の発生は見られないが、溶接試験片 B と C では溶融線近傍の熱影響部 ($x = \pm 5 \sim 10$ mm) に大きな引張残留応力が発生し

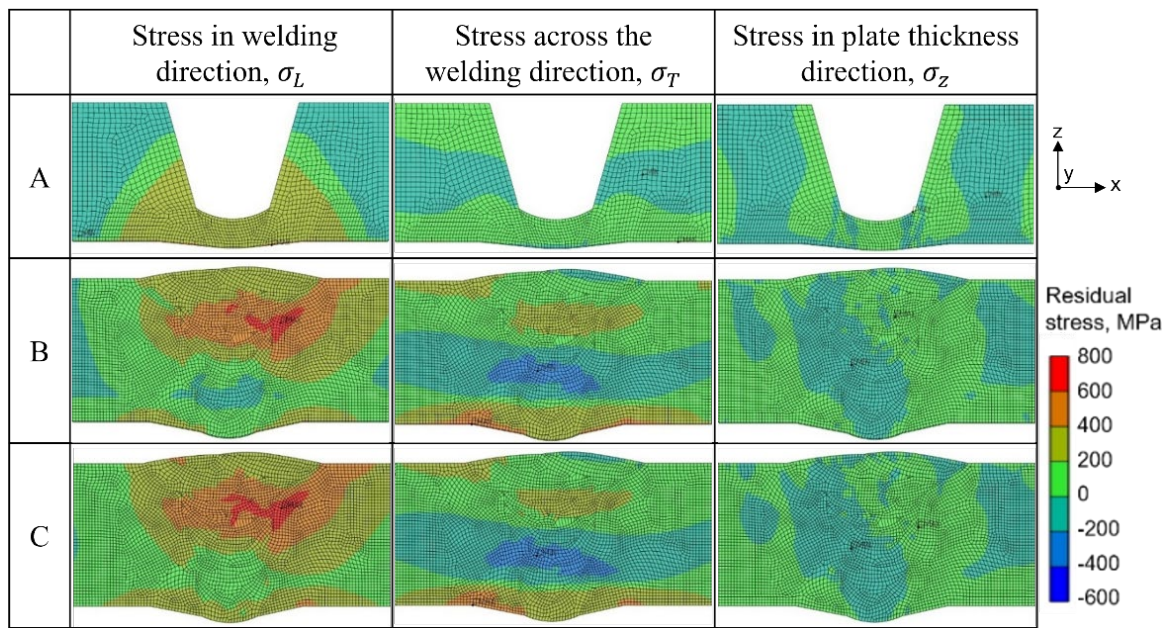


Fig. 11 Simulated residual stress distribution at the cross section in 3 directions

ていることが見られた．代表として，表面機械加工層を持つ溶接試験片 B の溶接垂直 T 方向 $z = -0.6 \text{ mm}$ 箇所の残留応力分布の解析結果と実測結果の比較を Fig. 12 に示す．解析結果は実測結果と良い対応関係があり，両方とも溶融線近傍の熱影響部 ($x = \pm 5 \sim 10 \text{ mm}$) に大きな引張残留応力が生じたことが確認できた．この引張残留応力分布は，実機溶接部における SCC が溶融線近傍で発生する事例[11,12]とよく一致している．また，板厚 z 方向残留応力の実測結果と予測結果は両方とも顕著な残留応力の発生は見られない．

以上の結果から，溶接前の表面機械加工の残留応力の影響については，A, B および C 溶接試験片を比較しても溶接部付近の残留応力には，その影響は明確に残っていない．したがって，実機溶接部溶融線近傍 SCC 発生要因である引張残留応力の形成は表面機械加工に依存しないことが示唆された．

4. 結論

- (1) 二重露光法を用いて，粗大粒があるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316 鋼多層盛溶接部の残留応力を測定することができた．

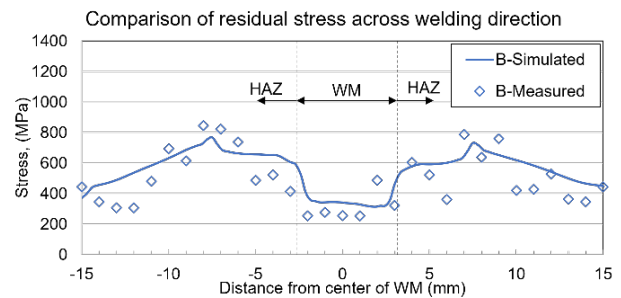


Fig. 12 Comparison between simulated residual stress and measured result across the welding direction

- (2) 機械加工層を持つ溶接試験片底面付近で溶接垂直方向の残留応力を測定したところ，1 層溶接後明確な溶接残留応力の発生は見られないが，7 層溶接後には溶融線近傍の熱影響部に大きな引張残留応力が発生した．この引張残留応力マップは，実機溶接部における SCC の発生箇所とよく一致している．
- (3) 板厚方向残留応力分布を測定したところ，顕著な残留応力の発生は見られない．
- (4) FEM 解析した残留応力は実測結果と良い対応関係があり，どちらの結果において溶接部付近の残留応力に溶接前の表面機械加工の明確な影響は見られなかった．以上の結果から，実機溶接部における溶融線近傍 SCC 発生要因である引張残留応力の形成は表面機械加工に依存しないことが示唆された．

謝辞

放射光実験に際して SPring-8 利用研究課題(No. 2023B1991)の支援を受けた。ここに記して感謝申し上げます。

参考文献

- [1] 高守謙郎, 鈴木俊一, 熊谷克彦: “高温純水中における低炭素ステンレス鋼の SCC の発生と進展”, 保全学, Vol. 3, No. 2, pp. 52-58 (2004).
- [2] 越石正人, 岡田昌哉, 藤森治男, 平野明彦: “応力腐食割れに対する材料・溶接技術の開発”, 日立評論, Vol. 91, No. 2, pp. 214-217 (2009).
- [3] 鈴木俊一, 高守謙郎, 熊谷克彦, 大木 俊, 福田俊彦, 山下裕宣, 二見常夫: “BWRにおける低炭素ステンレス鋼のSCC形態の評価”, 圧力技術, Vol. 42, No. 4, pp. 12-22 (2004).
- [4] 竹田貴代子, 谷山 明, 工藤赳夫, 内田 仁, 水木純一郎: “表面硬化層を有する低炭素 316 ステンレス鋼の高温水中での SCC 挙動”, 材料と環境, Vol. 58, No. 6, pp. 228-233 (2009).
- [5] 伊原涼平, 橋本匡史, 望月正人: “オーステナイト系ステンレス鋼製配管の溶接施工過程に伴う残留応力分布の変化挙動”, 材料, Vol. 61, No. 12, pp. 961-966 (2012).
- [6] 鈴木賢治, 菖蒲敬久, 城 鮎美: “二重露光法による粗大粒材の応力測定”, 材料, Vol. 68, No. 4, pp. 312-317 (2019).
- [7] 鈴木賢治, 山田みなみ, 城 鮎美, 菖蒲敬久, 豊川秀訓, 佐治超爾: “高エネルギー放射光単色 X 線による二重露光応力測定”, 材料, Vol. 71, No. 4, pp. 347-353 (2022).
- [8] 鈴木賢治, 三浦靖史, 城 鮎美, 豊川秀訓, 佐治超爾, 菖蒲敬久, 諸岡 聡: “放射光 X 線と中性子を相補的に用いた小口径突合せ溶接配管の実応力解析”, 材料, Vol. 72, No. 4, pp. 316-323 (2023).
- [9] 鈴木賢治, 三浦靖史: “二重露光法のための相互関連アルゴリズムによる回折角度決定”, 材料, Vol. 73, No. 4, pp. 286-292 (2024).
- [10] 鈴木賢治, 倉 己萌, 三浦靖史, 城 鮎美, 豊川秀訓, 佐治超爾, 梶原堅太郎, 菖蒲敬久: “二重露光法による溶接部の応力測定の研究”, 材料, Vol. 71, No. 12, pp. 1005-1012 (2022).
- [11] 岡村祐一, 山下裕宣, 福田俊彦, 二見常夫: “SCCが発生した炉心シュラウド, PLR配管の構造健全性評価”, 圧力技術, Vol. 43, No. 1, pp. 4-14 (2005).
- [12] Y. Okamura, A. Sakashita, T. Fukuda, H. Yamashita and T. Futami: “Latest SCC Issues of Core Shroud and Recirculation Piping in Japanese BWRs”, Transactions of the 17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology (2003).
- [13] D. Dean and H. Murakawa: “Prediction of welding residual stress in multi-pass butt-weld modified 9Cr-1Mo steel pipe considering phase transformation effects”, Computational Material Science, Vol. 37, No.3, pp. 209-219 (2006).
- [14] D. Dean and H. Murakawa: “Numerical simulation of temperature field and residual stress in multi-pass welds in stainless steel pipe and comparison with experimental measurements”, Computational Material Science, Vol. 37, No. 3, pp. 269-277 (2006).
- [15] D. Dean, H. Murakawa and W. Liang: “Numerical and experimental investigations on welding residual stress in multi-pass butt-welded austenitic stainless steel pipe”, Computational Material Science, Vol. 42, No. 2, pp. 234-244 (2008).
- [16] 伊原涼平, 望月正人: “表面機械加工後のビードオンプレート溶接により発生する残留応力分布に及ぼす加工条件の影響”, 材料, Vol. 63, No. 7, pp. 551-556 (2014).
- [17] 生島一樹, 伊藤真介, 西川聡, 柴原正和: “理想化陽解法FEMによる円筒多層溶接継手の3次元移動熱源残留応力解析”, 溶接学会論文集, Vol. 33, No. 1, pp. 69-81 (2015).

(2024年5月13日受理, 2024年9月30日採択)