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[†]

伊原 涼平* 望月 正人*

Effect of Processing Conditions on Residual Stress Distributions by Bead-on-plate Welding after Surface Machining

by

Ryohei IHARA* and Masahito MOCHIZUKI*

Residual stress is important factor for stress corrosion cracking (SCC) that has been observed near the welded zone in nuclear power plants. Especially, surface residual stress is significant for SCC initiation. In the joining processes of pipes, butt welding is conducted after surface machining. Residual stress is generated by both processes, and residual stress distribution due to surface machining is varied by the subsequent butt welding. In previous paper, authors reported that residual stress distribution generated by bead on plate welding after surface machining has a local maximum residual stress near the weld metal. The local maximum residual stress shows approximately 900 MPa that exceeds the stress threshold for SCC initiation. Therefore, for the safety improvement of nuclear power plants, a study on the local maximum residual stress is important. In this study, the effect of surface machining and welding conditions on residual stress distribution generated by welding after surface machining was investigated. Surface machining using lathe machine and bead on plate welding with tungsten inert gas (TIG) arc under various conditions were conducted for plate specimens made of SUS316L. Then, residual stress distributions were measured by X-ray diffraction method (XRD). As a result, residual stress distributions have the local maximum residual stress near the weld metal in all specimens. The values of the local maximum residual stresses are almost the same. The location of the local maximum residual stress is varied by welding condition. It could be consider that the local maximum residual stress is generated by same generation mechanism as welding residual stress in surface machined layer that has high yield stress.

Key words:

Residual stress, XRD, Surface machining, Bead on plate welding, Manufacturing processes, Austenitic stainless steel

1 緒 言

2011 年 3 月の東日本大震災以降、将来的な原子力発電のあり方が問われるようになったが、安定的な電力供給の観点から、プラントの安全性を確保した上で原子力発電の利用が再開されつつある。この原子力プラントにおける安全性向上のため原因解明が望まれる問題の一つとして、応力腐食割れ (Stress Corrosion Cracking: SCC) が挙げられる。SCC は沸騰水型原子力発電プラントの低炭素オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L 製の再循環系配管等の溶接部近傍に顕在化している¹⁾。SCC が顕在化した構造物に対しては維持規格²⁾に代表されるき裂進展解析により、その健全性が確保されている。SCC はその特性から、発生過程と進展過程に分けて考えられる場合が多く、この発生過程と進展過程の境界は 1 mm 程度のき裂深さであるとされている³⁾。さらに、構造物の寿命に対しては SCC の発生過程がより大きな影響を有するとされている⁴⁾ことから、原子力プラントの安全性向上のためには、SCC 発生に関して検討を行うことが重要となる。

SCC は材料、環境、力学的要因の重畳により発生するとされているが、非鋭敏化材として開発された SUS316L 鋼においては、以前まで主要因とされてきた鋭敏化はほ

ぼ確認されなかったことから、力学的要因としての残留応力に相対的な注目が集まっている。残留応力は配管施工である表面機械加工および溶接により発生することが知られており、配管の溶接接合過程では、表面機械加工後に突合せ溶接が施される。著者らは前報⁵⁾において、SUS316L 鋼製の板材に対して表面機械加工後にビードオンプレートを施した際の表面残留応力分布は、溶接金属近傍において 900 MPa 程度の極大残留応力を有することを明らかにした。また、この残留応力分布は、溶接金属近傍を除いて、表面機械加工、ビードオンプレート溶接のみにより発生する残留応力分布を加算したような分布を示したことから、両施工を施した後の残留応力分布はそれぞれの施工により発生する残留応力分布に影響を受けることが考えられる。ここで、高温高圧水環境中での SCC 発生応力のしきい値はおよそ 600 MPa であるとの報告⁶⁾がなされている。極大残留応力はこのしきい値を上回っていることから、SCC 発生に関して重要な因子であると考えられる。したがって、原子力発電プラントの更なる安全性向上のためには、SCC 発生応力のしきい値を下回る程度に極大残留応力を制御することが重要であり、そのためには、極大残留応力に及ぼす各施工条件の影響

[†] 原稿受理 平成 25 年 10 月 9 日 Received Oct. 9, 2013 ©2014 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 Graduate school of Eng., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565-0871

の把握, さらには極大残留応力の発生機構に関する検討が有用となる。

本研究では, 極大残留応力値およびその発生位置に及ぼす施工条件の影響を検討することを目的として, SUS316L 鋼製の板材に対して, 種々の施工条件のもと表面機械加工およびビードオンプレート溶接を施し, X 線回折法 (X-ray Diffraction Method: XRD) を用いた表面残留応力分布の測定を行った。さらに, 得られた結果を基に, 極大残留応力の発生機構に関して考察を行った。

2 実験方法

2・1 供試材および施工条件

供試材は前報と同様, Table 1 に示した化学組成, および Table 2 に示した機械的特性を有する低炭素オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L であり, 試験体の寸法は 150 mm(*l*) × 100 mm(*w*) × 8 mm(*t*) である。試験体に対して, 1050°C で 1 h の溶体化処理を行った後に, 縦旋盤装置を用いた表面機械加工を施し, さらに, 試験体中央の長手方向に TIG アークを用いたビードオンプレート溶接を施した。本研究での施工を模式的に表した図を Fig. 1 に示す。表面機械加工条件として, 切削速度を 45, 100 m/min, 送り速度を 0.05, 0.1, 0.3 mm/rev, 切込みを 0.1 mm とした。溶接条件として, 電流 120, 200 A, 溶接速度 2 mm/s, 溶接長 130 mm, アーク長 3 mm とし, 溶接時のシールドガスは流量 15 l/min とした Ar ガスを用いた。施工条件をまとめたものを Table 3 に示す。簡便のため, 表面機械加工時の切削速度 V , 送り速度 f , および溶接入熱 Q を用いて, Table 3 に示すように M (V - f) + W (Q) と各試験体の名称を定めており, Q は溶接電流が 120 A の条件を SQ, 200 A の条件を LQ とした。また, 比較のため, 表面機械加工のみ, 溶接のみの場合に対しても残留応力測定を行っており, これらの名称はそれぞれ M (V - f), W (Q) とした。

2・2 残留応力測定法

各施工を施した後, 表面残留応力測定を行った。測定は 2D 法⁷⁾を用いた XRD により行い, 装置は Bruker AXS 社製の D8 discover with GADDS を用いた。測定条件を Table 4 に示す。この際, 測定精度向上のため, Fig. 1 に示

した座標系における x, ω 軸に対して多軸揺動を行った。本研究では平面応力状態を仮定しており, 解析に必要な弾性定数およびポアソン比は Kröner モデル⁸⁾により見積もった $E_{220}=209.78$ GPa, $\nu_{220}=0.278$ を用いた。測定領域は, Fig. 1 に示すように, 試験体長手方向の中央部である。測定間隔は, SQ の溶接条件に対して溶接中心から溶接直交方向に 20 mm までを 1 mm 間隔, その後は 5 mm 間隔で, LQ の溶接条件に対して溶接中心から溶接直交方向に 25 mm までを 1 mm 間隔, その後は 5 mm 間隔で行った。なお, EBSD 法により得られた試験体の平均結晶粒径は 47.3 μm であった。

Fig. 1 Preparation of test specimens.

Table 4 XRD conditions for residual stress measurement.

Wave length (nm)	0.2291 (CrK α)
Power (kV, mA)	36, 88
Beam size (mm)	$\phi 1$
Diffraction peak (deg)	128 (220)
Measuring time (s)	WM: 80 BM: 30 × 21 frame
Rocking	x axis: ± 2 mm, ω axis: $\pm 4^\circ$

WM: weld metal, BM: base metal

Table 1 Chemical composition of SUS316L (mass %).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
0.019	0.66	1.19	0.033	0.001	12.11	17.41	2.05	Bal.

Table 2 Mechanical properties of SUS316L.

Y.S. (MPa)	T.S. (MPa)	EL. (%)
278	540	61

Table 3 Surface machining and bead on plate welding conditions.

Case	Name	Surface machining using lathe machine			Bead on plate welding with TIG arc		
		Cutting speed (m/min)	Feed rate (mm/rev)	Cutting depth (mm)	Current (A)	Welding speed (mm/s)	Arc length (mm)
I	M(45-0.1)+W(SQ)	45	0.1	0.1	120	2	3
II	M(45-0.05)+W(SQ)	45	0.05		120		
III	M(45-0.3)+W(SQ)	45	0.3		120		
IV	M(45-0.1)+W(LQ)	45	0.1		200		
V	M(100-0.1)+W(LQ)	100	0.1		200		

3 残留応力の測定結果および考察

3・1 残留応力測定結果

溶接条件を SQ とした, Case I ~ III の試験体に対して表面残留応力分布測定を行った結果を, それぞれ Fig. 2 ~ 4 に示す. SQ の溶接条件におけるビード幅は 6.1 mm であり, 図中に熔融境界として示した. Fig. 2 より, x 方向の残留応力分布は溶接金属において降伏応力程度の引張残留応力を示すとともに, 溶接中心からの距離とともに増加し, 6 mm の位置において 900 MPa 程度の極大残留応力を示した. そして, 距離とともに減少することにより, 溶接中心からの距離が 45 mm とした端部において 300 MPa 程度の引張残留応力を示した. y 方向の残留応力分布に関しても, 溶接中心からの距離とともに徐々に増加し, 15 mm 付近において 300 MPa 程度の極大値を有し, その後は距離とともに減少する結果が得られた. この結果は前報において得られた結果と同様の傾向を示している. Fig. 3, 4 においても, 同様の傾向が得られており, x 方向の残留応力分布は, 6 mm 付近において 900 MPa 程度の値を有する極大残留応力を示した. しかしながら, 極大残留応力が発生した 6 mm の位置から, 10 mm 程度までの残留応力分布に注目すると, その領域での減少勾配に相

違が生じていることが確認でき, その結果, 端部の残留応力では, $M(45-0.05) + W(SQ)$ の場合において 100 MPa 程度, $M(45-0.3) + W(SQ)$ の場合において 450 MPa 程度の引張残留応力を示す結果となった. y 方向の残留応力分布に関しては, 各施工条件において値が大きく異なっており, Fig. 3 に示した $M(45-0.05) + W(SQ)$ の結果では表面機械加工および溶接のみとした $M(45-0.05)$, $W(SQ)$ の残留応力分布と大きな差は見られない. また, Fig. 4 に示した $M(45-0.3) + W(SQ)$ の結果においては, $M(45-0.1) + W(SQ)$ の結果と同様, 溶接中心から 15 mm 付近において極大残留応力が確認できるが, その値は 550 MPa 程度と, $M(45-0.1) + W(SQ)$ の結果よりも大きな値を示した. この $M(45-0.3) + W(SQ)$ における σ_x , σ_y の結果は, 前報で示した $M(100-0.1) + W(SQ)$ の結果とほぼ同様の値および分布が得られた. Fig. 5, 6 に溶接条件を LQ とした, Case IV, V の表面残留応力の測定結果を示す. ここで, LQ の条件においては, 多軸揺動を用いても十分な回折が得られず, 溶接金属における残留応力の測定が困難であった. しかしながら, 本検討では, 溶接熱影響部近傍に発生する極大残留応力に関して主に検討を行っている. そのため, 溶接金属の残留応力測定は比較的重要でないことから,

(a) Residual stress in x direction

(b) Residual stress in y direction

Fig. 2 Comparison of surface residual stress distributions in specimens $W(SQ)$, $M(45-0.1)$ and $M(45-0.1)+W(SQ)$.

(a) Residual stress in x direction

(b) Residual stress in y direction

Fig. 3 Comparison of surface residual stress distributions in specimens $W(SQ)$, $M(45-0.05)$ and $M(45-0.05)+W(SQ)$.

(a) Residual stress in x direction

(b) Residual stress in y direction

Fig. 4 Comparison of surface residual stress distributions in specimens W(SQ), M(45-0.3) and M(45-0.3)+W(SQ).

(a) Residual stress in x direction

(b) Residual stress in y direction

Fig. 5 Comparison of surface residual stress distributions in specimens W(LQ), M(45-0.1) and M(45-0.1)+W(LQ).

(a) Residual stress in x direction

(b) Residual stress in y direction

Fig. 6 Comparison of surface residual stress distributions in specimens W(LQ), M(100-0.1) and M(100-0.1)+W(LQ).

溶融境界以降の残留応力の測定を行った。なお、LQ の条件におけるビード幅は 12.2 mm であり、同様に溶融境界として図中に示した。Fig. 5, 6 より、どちらの試験体においても、x 方向の残留応力は溶接中心からの距離とともに増加し、11 mm において 950 MPa 程度の極大残留応力を

示した。その後、残留応力分布は距離とともに減少するが、およそ 20 mm 以降の減少勾配は、Fig. 2~4 に示した溶接条件が SQ の場合と比較して大きな勾配を有していることが分かる。その結果、端部の残留応力は、M(45-0.1) + W(LQ) の条件において -100 MPa 程度、M(100-0.1) +

W(LQ) の条件において 100 MPa 程度の値を示す結果が得られた。y 方向の残留応力分布に関しては、溶接条件を SQ とした場合とほぼ同様の傾向が得られているが、極大残留応力の発生位置はおよそ 20 mm となった。

3・2 極大残留応力の発生に関する考察

著者らは前報において、表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った場合の表面残留応力分布に関して、溶接により生じる残留応力分布は表面機械加工により発生した残留応力分布の存在下において平衡を保つため、表面機械加工時の残留応力分布に溶接時の残留応力分布を加算した分布が成り立つと考えた。ここで、SQ の溶接条件に対してはおよそ 12 mm, LQ の溶接条件に対してはおよそ 20 mm 以降の残留応力分布に注目すると、表面機械加工条件の違いにより、それ以降の分布が異なることが確認できる。これは表面機械加工により発生した残留応力の影響によるものであり、これらの領域に関しては上述の残留応力分布の加算が成立しているものと考えられる。しかしながら、極大残留応力に注目すると、本報において表面機械加工時の残留応力 + 溶接時の残留応力 (約 300 MPa) = 極大残留応力 (約 900 MPa) が成立するのは、Fig. 4 に示した M(45-0.3) + W(SQ), Fig. 6 に示した M(100-0.1) + W(LQ) の条件における、 $\sigma_x = 600$ MPa の場合のみであり、このような考えでは説明できない。

一般に、ビードオンプレート溶接時の残留応力の発生機構は、両端固定棒モデル⁹⁾により考えることが可能である。両端固定棒に単調増加・減少する熱サイクルを付与した場合の、温度と溶接線方向 (x 方向) 応力の関係を表した模式図を Fig. 7 に示す。ここで、表面機械加工後に溶接を行った場合、溶接金属近傍においては溶接熱サイクルに伴う回復・再結晶により硬さが減少するが、極大残留応力が発生する領域では、300 HV 前後の値を有する、ほぼ表面機械加工ままの硬さが残存する⁵⁾。硬さは、一般に、降伏応力や相当塑性ひずみと相関関係を有することが示唆されている^{10,11)}ことから、高い硬さを示す表面加工層では、母材と比較して、高い降伏応力を有する領域と

考えることができる。このような領域を対象として、両端固定棒に上記の熱サイクルを付与した場合の溶接線方向における応力履歴を合わせて Fig. 7 に示している。Fig. 7 に破線で示した溶接のみの場合を考えると、まず、温度上昇とともに無応力状態から圧縮応力が発生することで降伏に至る。降伏後は温度上昇により低下する降伏応力とともに応力は減少するが、最高温度 T_{max} に達し、温度が低下することにより引張応力が発生する。この引張応力により再度降伏に達し、応力は温度低下により上昇する降伏応力に依存して増加する。一方、Fig. 7 に実線で示した表面機械加工後にビードオンプレート溶接を行った場合、表面機械加工により発生した引張残留応力、および高い降伏応力を有する表面加工層の影響により、温度上昇時の圧縮応力による降伏は、溶接のみの場合と比較して大きな温度上昇を要する。降伏後の応力は、表面加工層での降伏応力の温度依存性により減少し、最高温度 T_{max} に到達後は、溶接のみの場合と同様に温度低下とともに引張応力が発生することにより降伏が生じる。降伏後は温度低下に伴う表面加工層での降伏応力の上昇により引張応力が増加する。ここで、Fig. 7 における両端の剛体壁は、溶接時に急加熱・急冷された領域の熱膨張が、温度が上昇していない母材部に拘束される影響を表したものである。したがって、試験体全体が均一の温度となる平均温度上昇 T_{ave} に達すると剛体壁の効果はなくなり、 T_{ave} からの冷却はほぼ自由に収縮できる状態となる。すなわち、 T_{ave} 到達後は収縮に伴う応力は生じないため一点鎖線で示した降伏応力とともに上昇せず、温度低下によるヤング率の回復に起因する、比較的小さな応力の上昇のみが発生すると考えられる。したがって、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極大残留応力は、高い降伏応力を有する表面加工層において、溶接のみを施した際の残留応力と同様のメカニズムにより発生するものと推察される。

次に、本検討において得られたような初期残留応力が異なる場合、表面加工層での加工硬化が違う場合に関し

Fig. 7 Relationship between temperature and stress in welding direction by the both-ends-fixed bar model.

て検討を行う。まず、初期応力が異なる場合、温度上昇時の圧縮降伏に達する温度が異なるものの、溶接のみで生じる塑性ひずみは表面機械加工により導入される塑性ひずみと比較して十分に小さい。そのため、降伏応力に対してはほとんど影響せず、圧縮応力による降伏以降の挙動は、Fig. 7 に示した M+W の履歴とほぼ同様であると考えられる。材料の加工硬化が違う場合に関しては、圧縮降伏に達する温度、降伏以降の T_{max} に達するまでの挙動は異なる。しかしながら、高温では、応力-ひずみ関係が弾完全塑性挙動に近くなることから、 T_{max} 到達時の降伏応力に大きな差は生じないと考えられる。したがって、加工硬化が異なる場合においても、冷却時に引張応力が発生、増加する挙動に関してはほぼ差は生じないと考えられる。そして、引張応力による降伏が生じるが、降伏時の温度と T_{ave} に大きな差がない場合、また、降伏が生じずに T_{ave} に到達する場合を考えると、加工硬化の違いに起因した残留応力の差は生じないものと考えられる。以上のようなことが生じた結果、どのような条件で表面機械加工後を行った場合においても、溶接後の極大残留応力は同様の値を示したものと推察される。

4 結 言

本研究では、原子力発電プラントに顕在化している SCC の重要な因子である残留応力に関して、配管の溶接接合過程である表面機械加工後の溶接により発生する残留応力分布に注目し、残留応力分布に及ぼす表面機械加工およびビードオンプレート溶接条件の影響に関して検討を行った。得られた主な結果を以下に示す。

- (1) どの条件を用いて表面機械加工を施した場合においても、後にビードオンプレート溶接を施すことにより、溶接熱影響部において極大残留応力が発生し、その値はどの条件においてもほぼ同等であることを示した。
- (2) 極大残留応力の発生位置は、表面機械加工条件にほぼ依存せず同様の位置に発生したが、溶接入熱の増加とともに溶接中心から離れた位置において発生することを示した。
- (3) SQ の溶接条件ではおよそ 12 mm 以上、LQ の溶接条件ではおよそ 20 mm 以上の領域において、溶接線および溶接直交方向の残留応力分布は、表面機械加工および溶接条件により影響を受けることを示した。
- (4) 両端固定棒モデルに対して、表面機械加工の影響を高い降伏応力を有する領域として考慮することにより、表面機械加工後のビードオンプレート溶接により生じる極大残留応力の発生を検討可能であると考えられる。

本研究は、研究拠点形成費補助金グローバル COE プログラム「構造・機能先進材料デザイン教育研究拠点」(大阪大学)、および、卓越した大学院拠点形成支援補助金(大

阪大学)の研究費支援のもとに実施された。ここに感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) Y. Okamura, A. Sakashita, T. Fukuda, H. Yamashita and T. Futami, "Latest SCC issues of core shroud and recirculation piping in Japanese BWRs", Transaction of the 17th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, WGO1-1 (2003).
- 2) The Japan Society of Mechanical Engineers, "Codes for Nuclear Power Generation Facilities - Rules on Fitness-for-Service for Nuclear Power Plants - ", JSME S NA 1-2008 (2008).
- 3) G. Nakayama, Y. Sakakibara, T. Fujii, Y. Shimamura and K. Tohgo, "The contribution of the fracture mechanics for testing method which evaluates stress corrosion cracks initiation to propagation process", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol. 59, No. 12, pp. 890-899 (2010).
- 4) R. N. Parkins, "Strain rate effects in stress corrosion cracking", Corrosion, Vol. 46, No. 3, pp. 178-189 (1990).
- 5) R. Ihara, T. Hashimoto and M. Mochizuki, "Variation behavior of residual stress distribution by manufacturing processes in welded pipes of austenitic stainless steel", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol. 61, No. 12, pp. 961-966 (2012).
- 6) K. Takeda, A. Taniyama, T. Kudo, H. Uchida and J. Mizuki, "SCC behavior at hardened surface layer of 316 (LC) in water on high temperature", Zairyo-to-Kankyo, Vol. 58, pp.228-233 (2009).
- 7) B. B. He, "Introduction to two-dimensional X-ray diffraction", Powder Diffraction, Vol. 18, pp. 71-85 (2003).
- 8) E. Kröner, "Berechnung der elastischen konstanten des vierkristalls aus den konstanten des einkristalls", Zeitschrift Physik, Vol.151, pp504-518 (1958).
- 9) K. Satoh and T. Ohnishi, "Transient thermal stresses of weld heat-affected zone by both-ends-fixed bar analogy", Journal of the Japan Welding Society, Vol. 38, No. 4, pp. 359-371 (1969).
- 10) S. Matsuoka, "Relationship between 0.2% proof stress and Vickers hardness of work-hardened low carbon austenitic stainless steel, 316SS", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol. 79, No. 698, pp. 1535-1541 (2004).
- 11) H. Mori, J. Katsuyama, M. Mochizuki, K. Nishimoto and M. Toyoda, "Study on mechanism of intergranular stress corrosion cracking and analysis of residual stress and work hardening in welds of low-carbon austenitic stainless steel with hard surface machining", Zairyo-to-Kankyo, Vol. 56, No. 12, pp. 568-575 (2007).