

# 溶接金属部の X 線の弾性定数の異方性を考慮した X 線回折法による溶接残留応力評価

Evaluation of residual stress in weld metal by X-ray diffraction method  
in consideration of the anisotropy of the X-ray elastic constant

大阪大学大学院工学研究科	辻 明宏	Akihiro Tsuji	Nonmember
大阪大学大学院工学研究科	岡野 成威	Shigetaka Okano	Nonmember
大阪大学大学院工学研究科	望月 正人	Masahito Mochizuki	Member

## Abstract

In this study, we focused on the singular weld residual stress distribution could be seen when we evaluated by X-ray diffraction method. We used specimens welded under two heat input conditions, and so the weld metal of each specimen had a different solidification structure. In the specimen that had martensite in weld, the weld metal showed a clear difference between the residual stresses in longitudinal direction and transverse direction. However, in the specimen that had bainitic-ferrite in weld, residual stresses in longitudinal direction and transverse direction were almost the same value. So we evaluated the X-ray elastic constant of the weld on each specimen by four-point bending test. In the specimen that had bainitic-ferrite in weld, measured X-ray elastic constant had anisotropy, and that in longitudinal direction was different with estimated value by Kröner model. As conclusions, we could evaluate residual stress in weld more correctly by considering of the anisotropy of the X-ray elastic constant.

**Keywords:** weld residual stress, weld metal, phase transformation, X-ray diffraction, X-ray elastic constant

## 1. 緒言

原子力発電プラントの配管系や機器構造物の溶接部では疲労や応力腐食割れが問題となっており、原子力発電プラントの長期的な安全性・信頼性を確保するために溶接部の健全性を正確に評価することが重要である。特に、溶接に伴って生じる残留応力は疲労き裂や応力腐食割れの発生・進展を促す要因の1つであることから、溶接部に生じる残留応力を正確に評価することが求められる。今日までに溶接残留応力の評価のため、応力弛緩法などの破壊法やDHD法などの準破壊法、回折法などの非破壊法を用いた計測、あるいはコンピュータシミュレーションを活用した数値解析などの様々な方法が提案されている。これらの中でもX線回折法による応力測定は、損傷やき裂の発生起点となりやすい材料極表面の応力を高空間分解能かつ非破壊的に評価できる点で有用である。一

方で、粗大粒や集合組織などを生じ易い溶接部への適用に関しては測定精度・信頼性の面で困難であるとされてきたが、近年の積極的な取り組みもあり、溶接部への適用に関する成果も蓄積されつつある<sup>23)</sup>。

ところで、原子力発電所の配管系や圧力容器には炭素鋼系構造用鋼が多く使用されているが、一般に炭素鋼系構造用鋼の溶接部では熱サイクルに応じて生じる相変態によって複雑な残留応力場が形成される。相変態時の組織変化に伴う硬化は生じ得る最大引張残留応力値を上昇させ、一方、比較的低温におけるマルテンサイト変態に伴う膨張は引張応力を低下させる。これらの相変態に伴う応力変化挙動を溶接部の冷却速度と関連付けてモデル化することにより、相変態を伴う溶接部の残留応力を解析的に評価する試みがなされている<sup>49)</sup>が、相変態特性は種々の材料科学的因子によっても影響されることから、解析的アプローチのみによって正確な残留応力評価を行うことは必ずしも現実的ではない。そのため、X線回折法に代表される非破壊的手法による実験的アプローチを通じて、相変態を伴う溶接部の複雑な残留応力分布を詳

細に評価することは有意義であると考えられる。

本研究では、異なる相変態挙動が生じた 2 種類の溶接試験体に対して X 線回折法による応力測定を行い、相変態の影響に注目して残留応力分布を詳細に評価した。

## 2. 実験要項

### 2. 1 供試材料

本研究における供試材料は溶接構造用圧延鋼材 SM490YB であり、製作した試験体の模式図は Fig. 1 に示す通りである。試験体寸法は長さ 150 mm、幅 100 mm、板厚 6 mm である。板に存在する初期応力を除去するために溶接前に熱処理を行い、これによって生じた表面の酸化膜を研磨紙で削り落とした後、応力測定を実施する試験体中央部において電解研磨により表面の研磨層を除去した。これらの処理の後、X 線回折法によって板に存在する残留応力が最大でも 5 MPa 程度であることを確認している。溶接条件を Table 1 に示す。溶接は GTA 溶接によるビードオンプレートであり、溶接条件は Fig. 2 に示す SM490 の連続冷却変態線図 (Continuous Cooling Transformation [CCT] Diagram)<sup>6)</sup> と溶接シミュレーション<sup>7)</sup> によって得られた温度履歴を活用して、相変態に伴って溶接金属部に生じる主な金属組織がそれぞれマルテンサイトとフェライトとなる溶接電流の条件をそれぞれ 50 A、100 A と見積もることで決定した。本研究では、これらの 2 試験体をそれぞれ試験体 A、B と呼ぶ。なお、溶接電流以外の条件の設定に関しては、溶接速度 1.1 mm/s、アーク長 3 mm、シールドガス純 Ar、ガス流量 15 l/min として固定した。

### 2. 2 X 線回折法による残留応力測定条件

X 線回折法による残留応力測定条件を Table 2 に示す。応力測定には Rigaku 社製の AutoMATE を用いた。Cr 管球の K $\alpha$  線を用い、 $\psi_0$  一定法による側傾法によって応力測定した。用いた回折面は日本材料学会推奨の {211} 回折面である。X 線的ヤング率と X 線的ポアソン比の弾性定数は回折面依存性を有しているため、応力算出には回折面に応じた弾性定数を選択する必要がある。本研究では Kröner モデル<sup>8)</sup> と Fe 単結晶のスティッフネス<sup>9)</sup> より見積もった値を採用し、応力算出には  $2\theta \cdot \sin^2\psi$  法を用いた。測定では直径 1 mm のコリメータを用い、溶接中心から母材部にかけて 1 mm 間隔で測定した。比較的小さなコリメータを使用しているため、特に溶接金属部では比較的大きな結晶粒が生じ、照射領域内の回折に寄与する結晶粒が減少することで測定精度が低下する懸念がある。

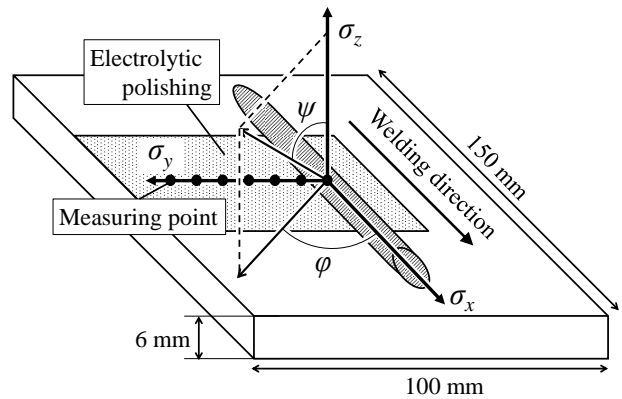


Fig. 1 Schematic illustration of specimen.

Table 1 Welding condition.

Specimen	SM490YB
Size	100 × 150 × 6 mm
Welding process	Gas tungsten arc welding
Welding speed	1 mm/s
Arc current	50A (Specimen A) 100A (Specimen B)
Arc length	3 mm
Shielding gas	Ar
Shield gas flow rate	0.25 l/s

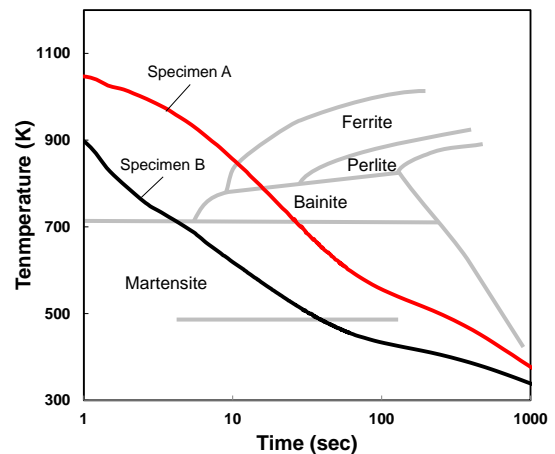


Fig. 2 CCT Diagram of SM490<sup>6,7)</sup>.

そのため、回折に寄与する結晶粒の数を増やすことを目的とした面外揺動と溶接線方向への並進揺動を併用した多軸揺動を採用した。その結果、溶接金属部や熱影響部においても測定誤差は最大でも  $\pm 30$  MPa 程度であった。

Table 2 Measuring condition.

Apparatus	AutoMATE (Rigaku)
Wave length	0.229100 nm (Cr-K $\alpha$ )
Tube voltage and current	40 kV 40 mA
Diffraction plane	{211}
Collimater	1 mm in diameter
Measuring frame	10 frame/mesurering point
Measuring time	50 s, 100 s/frame
Oscillating	$\omega$ ( $\pm 1$ deg)
	x ( $\pm 10$ mm)
Analysis model	$2\theta$ - $\sin^2\psi$ model

### 3. 実験結果

#### 3. 1 組織観察結果および硬さ分布

各試験体における溶接中心から母材部にかけての Vickers 硬さ試験結果を Fig. 3 に、溶接金属部の金属組織を光学顕微鏡によって観察した結果を Fig. 4(a), (b) に示す。Vickers 硬さ試験結果はいずれの試験体においても溶接金属部(試験体 A : 0~1.7 mm, 試験体 B : 0~3.8 mm)で最大値を示し、試験体 A 試験体 B の順に高い値を示す結果となった。Vickers 硬さ試験結果と組織観察結果より、試験体 A ではマルテンサイトが、試験体 B ではベイニティックフェライトが大部分を占めていることが確認でき、意図した通りに異なった凝固組織が生じていることが確認できた。また、各試験体において硬さは溶接金属内においてほぼ同一の値を示しており、同一断面の溶接金属部内において極端な組織変化が生じていないことも確認できる。

#### 3. 2 溶接残留応力分布

試験体 A, B で測定された溶接残留応力分布を Fig. 5(a), (b) に示す。図中の熱影響部(HAZ)は溶接金属部(WM)を除いて溶接後に金属組織が変化した領域として定義した。図より、相変態挙動が異なる 2 つの試験体で残留応力分布はそれぞれ異なっている。溶接線方向応力  $\sigma_x$  が引張応力である範囲は入熱量に依存することが知られているが、図より、溶接電流 (入熱量に対応する) が大きくなる試験体 B においてより広い範囲で引張応力となっていることが確認できる。また、溶接線中央部の溶接線方向応力  $\sigma_x$  は、材料の降伏応力に依存して決まるのが一般的であるが、冷却速度が最も大きく、降伏応力がより高いマルテンサイト組織を有する試験体 A の溶接線中央部の溶接線方向応力  $\sigma_x$  は、試験体 B に比べ小さい結果となっている。これは、比較的低温でマルテンサイト変態が生じたこと

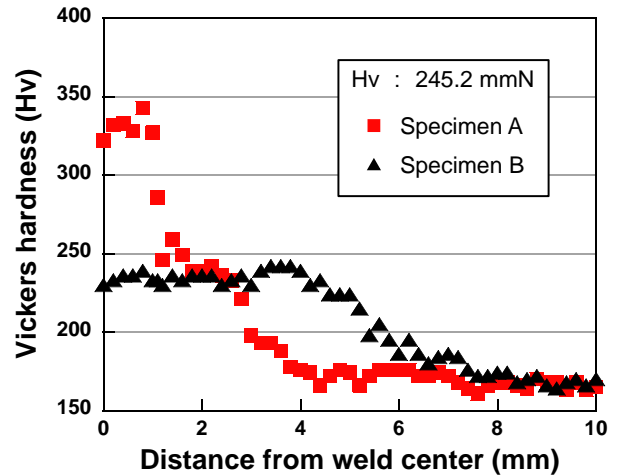
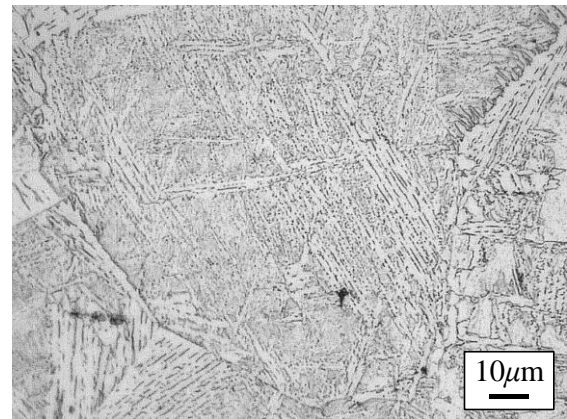
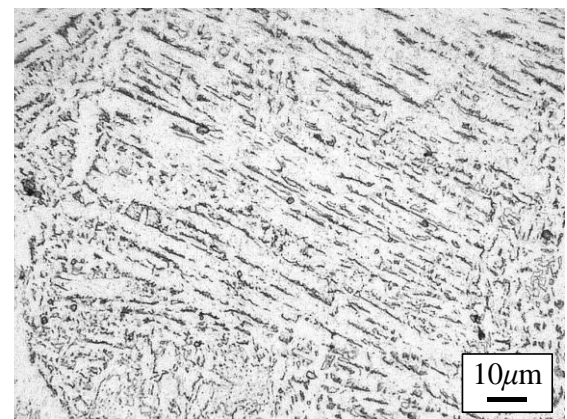


Fig. 3 Vickers hardness distribution in each specimen.



(a) Specimen A



(b) Specimen B

Fig. 4 Microstructure of weld metal in each specimen.

で変態膨張によって引張応力が軽減されたことに因るものと考えられる。以上は、相変態を伴う溶接部の残留応力分布に関する従来知見に従う結果といえる。

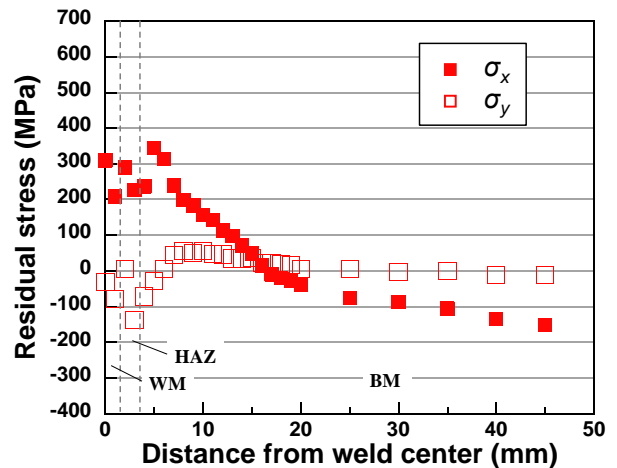
一方、溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  は、溶接中央部で降伏応力の 1/2 程度の引張応力となることが一般的に知られているが、どちらの試験体においてもこのような知見とは異なる結果を得ている。試験体 A では、マルテンサイト変態に伴う変態膨張によって応力が軽減された結果として圧縮応力となったと考えられる。一方、試験体 B では、降伏応力程度の高い応力を生じる溶接線方向応力  $\sigma_x$  と同程度の溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  を生じ、溶接金属部において高い等 2 軸引張応力状態となり、必ずしも従来知見に従わない結果となった。

### 3. 3 4点曲げ試験による X 線の弾性定数の実測

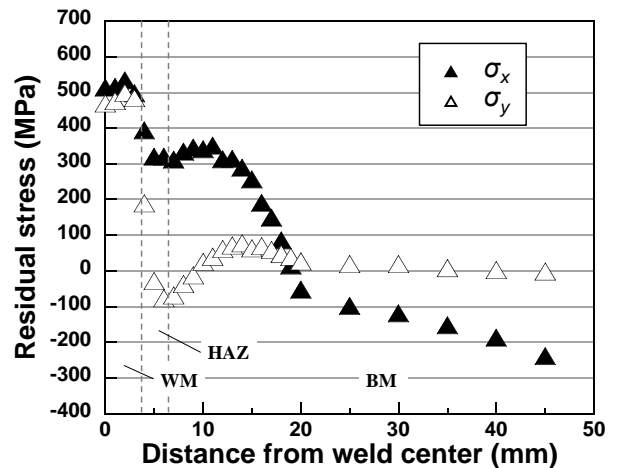
使用した SM490YB は炭素量が低い鋼種であり、試験体 A に生じたマルテンサイトも bct 構造でなく、試験体 B に生じたベイニティックフェライト同様 bcc 構造をとっていると考えられる。そのため、2つの相は降伏応力は異なるもののヤング率、ポアソン比はほとんど同じであるため、3.2 節では X 線の弾性定数として Kröner モデルより見積った値を用いた。しかし、試験体 B において X 線応力測定法で測定された結果が、従来知見に従わない傾向を示したことから、溶接部に生じた X 線の弾性定数について実測し検討する余地はあると考えられる。そこで、4点曲げ試験より X 線のヤング率、ポアソン比について検討し、相の違いによる差と X 線の弾性定数の異方性について検討を行った。

試験体 A, B の X 線の弾性定数を測定するため、Fig. 6 に示すように溶接試験体の溶接線方向(Longitudinal direction)と溶接線直交方向(Transverse direction)の4点曲げ試験体を放電加工により作成した。試験体寸法は 10 mm × 60 mm × 2 mm とし、Fig. 7 に示すように試験体中央にひずみゲージを張り付け、4点曲げ試験により任意の負荷を加え、Tanaka<sup>10</sup>らの手法で測定した。負荷応力は4点曲げ試験の負荷装置により負荷されたひずみに機械的な試験より予め測定した機械的ヤング率を乗じることで算出し、機械的ヤング率は  $2.05 \times 10^2$  GPa を用いた。

4点曲げ試験結果より得られた X 線のヤング率と X 線のポアソン比を Kröner モデルより見積った値を Table 3 に示す。マルテンサイトが生じていた試験体 A では、溶接線方向と溶接線直交方向の X 線のヤング率と X 線のポアソン比はほぼ同じ値であり、溶接金属部において X 線の弾性定数に異方性はほぼ生じておらず、その値も Kröner モデルより見積った値に近い値となった。しかし、ベイニティックフェライトが生じていた試験体 B では、溶接線方向と溶接線直交方向の X 線のヤング率と X 線



(a) Specimen A



(b) Specimen B

Fig. 5 Residual stress distribution with estimated X-ray elastic constant by Kröner model in each specimen.

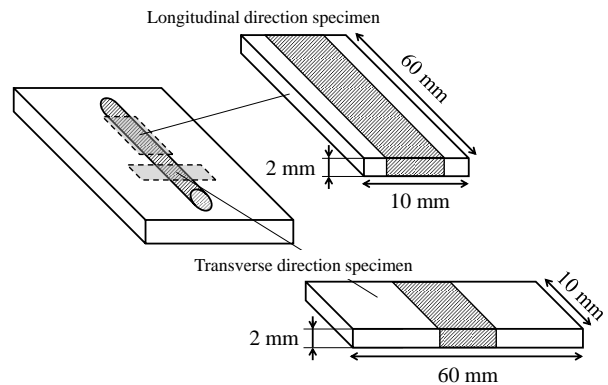


Fig. 6 Schematic of specimen for four-point bending test.

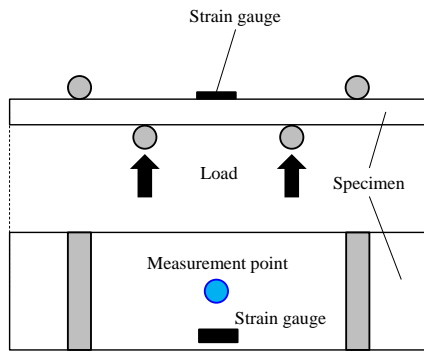


Fig. 7 Schematic of four-point bending test.

Table 3 Measured and estimated X-ray elastic constant in each weld.

	$E_{hkl}$ (GPa)	$\nu_{hkl}$
Specimen A Longitudinal direction	221.84	0.29
Specimen A Transverse direction	212.91	0.32
Specimen B Longitudinal direction	299.81	0.38
Specimen B Transverse direction	219.32	0.31
Kröner model	224.70	0.28

的ポアソン比はそれぞれ異なる値となり、溶接金属部における X 線の弾性定数に異方性が生じていることが分かった。また、溶接線方向の X 線のヤング率は Kröner モデルより見積った値と比べ大きい値となった。

### 3. 4 X 線の弾性定数の実測値を用いた再評価

実測した X 線の弾性定数を用いて試験体 A, B の溶接金属部近傍の残留応力分布を再評価した結果を Fig. 8(a), (b)に示す。実測した X 線の弾性定数を用いた結果、溶接金属部にマルテンサイトが生じた試験体 A では、X 線の弾性定数の異方性は生じておらず、実測した X 線の弾性定数は Kröner モデルより見積った値に近かったため、残留応力分布の変化はほとんど確認できない。しかし、溶接金属部にベイニティックフェライトが生じた試験体 B では、X 線の弾性定数の異方性が生じており、X 線の弾性定数は Kröner モデルより見積った値と異なる値であったため、溶接線方向応力  $\sigma_x$  は Kröner モデルを適用した値より大きな値に、溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  は先ほどとほぼ同じ値となった。

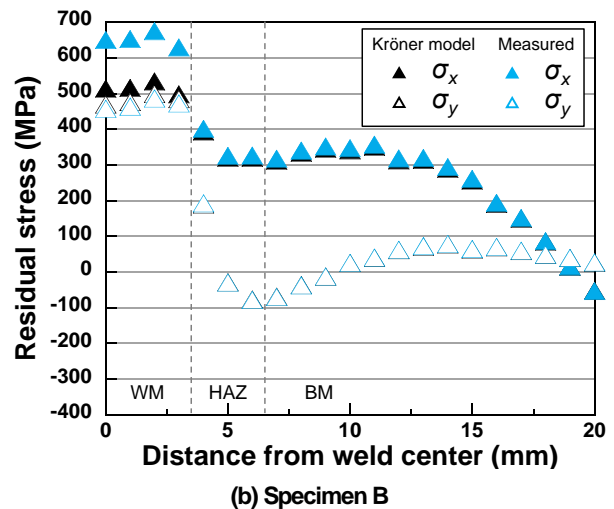
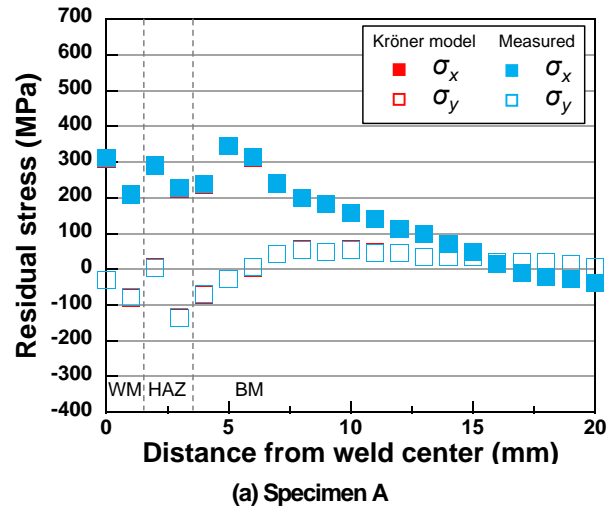


Fig. 8 Residual stress distribution with measured X-ray elastic constant in each specimen.

X 線の弾性定数の異方性が生じた原因についてはさらなる検討が必要であるが、試験体 B においては、3.2 節で示した溶接金属部における溶接線方向応力  $\sigma_x$  の値は溶接金属部の降伏応力未満であったと考えられる。一方、3.4 節では X 線の弾性定数の異方性を考慮し実測値を用いたことで、溶接線方向応力  $\sigma_x$  は硬化した溶接金属部の降伏応力と同程度の高い引張応力となったと考えられ、溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  は降伏応力未満の値となり、溶接金属部近傍の残留応力分布は、従来知見に近い結果となったと考えられる。

以上より、相変態挙動によっては X 線の弾性定数の異方性が生じることが示され、その場合でも、X 線の弾性定数の異方性を考慮することで、溶接線方向応力  $\sigma_x$  は降伏応力程度、溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  は降伏応力未満となる従来知見に近い残留応力分布を得ることが示された。

## 4. 結論

相変態挙動の異なる溶接部を対象として X 線回折法による応力測定を行い、相変態挙動と残留応力分布の関係について考察した。以下に得られた知見を示す。

- 1) 従来通り Kröner モデルより見積った X 線的弾性定数を用いた場合、マルテンサイトが生じた試験体 A では、X 線応力測定の結果はマルテンサイト変態時の変態膨張に伴う応力軽減が確認できるなど、従来知見に従う結果となった。一方、ベイニティックフェライトが生じた試験体 B では、X 線回折法による応力測定の結果は、溶接金属部でのみ溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  が溶接線方向応力  $\sigma_x$  と同様に降伏応力程度の高い引張応力となり、必ずしも従来知見に従わない結果となった。
- 2) 4 点曲げ試験により溶接金属部の溶接線方向と溶接線直交方向の X 線的弾性定数を測定した結果、試験体 A では X 線的弾性定数の異方性はほとんどなく、X 線的弾性定数は Kröner モデルより見積った値とほぼ同じ値であった。しかし、溶接金属部にベイニティックフェライトが生じた試験体 B では X 線的弾性定数の異方性が確認され、溶接線方向の X 線的弾性定数は試験体 A や Kröner モデルより見積った値より大きな値となることが分かった。
- 3) 相変態挙動によっては X 線的弾性定数の異方性が生じることが示され、その場合でも、X 線的弾性定数の異方性を考慮することで、溶接線方向応力  $\sigma_x$  は降伏応力程度、溶接線直交方向応力  $\sigma_y$  は降伏応力未満となる従来知見に近い残留応力分布を得ることが示された。

## 参考文献

- [1] A. Todoroki and H. Kobayashi, "Prediction of Fatigue Crack Growth Rate in Residual Stress Field (Application of Superposition Technique)", Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers A, Vol.54, 1986, pp.30-37.
- [2] T. Hahimoto, Y. Osawa, S. Hirano, M. Mochizuki and K. Nishimoto, "Accuracy improvement of X-ray residual

stress", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.16, No.3, 2011, pp.261-266.

- [3] K. Akita, Y. Yoshioka, Y. Sano, K. Ogawa, T. Kubo, M. Obata and H. Tnaka, "X-Ray Residual Stress Measurement on Weld Metal of Nickel Based Alloy", Journal of the Society of Materials Science, Vol.54, No.7, 2005, pp.710-716.
- [4] M. Mochizuki, S. Matsushima, Y. Kubo and M. Toyoda, "Study on Residual Stress Reduction by Using Phase Transformation Phenomena in Welding Material", Journal of the Japan Welding Society, Vol.23, No.1, 2005, pp.112-121.
- [5] H. Murata, N. Katoh and H. Tamura, "Effect of Transformation on Residual Stress in Welding-Stress Release by Transformation Superplasticity (Part 5)", Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.11, No.4, 1993, pp.545-550.
- [6] 独立行政法人物質・材料研究機構 NIMS, "CCT 線図データベース"  
<<http://mits.nims.go.jp/matnavi/Preview.do?searchPhrase=%22Micrograph%22&systemCode=08&class=&language=EN&dougigoFlg=&partWordMatch=&upperFlg=ON&searchType=&crowid=60&getRow=20&sort=&searchMode=1>>
- [7] S. Okano, M. Tanaka and M. Mochizuki, "Arc physics based heat source modelling for numerical simulation of weld residual stress and distortion", Science and Technology of Welding and Joining, Vol.16, No.3, 2011, pp.209-214.
- [8] E.Kröner, "Berechnung der elastischen konstanten des vierkristalls aus den konstanten des einkristalls", Zeitschrift physic, Vol.151, 1958, pp.504-518.
- [9] "金属データブック", 日本金属学会, 2004.
- [10] K. Tanaka, T. Kurimura, E. Matsui, Y. Akiniwa, "X-Ray Measurement of Residual Stresses in Sintered Silicon Nitride", Journal of the Society of Materials Science, Vol.36, 1987, pp.817-822.

(平成 25 年#月##日)