

中性子回折法による高張力鋼突合せ溶接材の残留応力評価[†]

鈴木 裕 士* T. M. Holden ** 盛 合 敦*
皆 川 宣 明*** 森 井 幸 生*

Residual Stress Evaluation of Butt Weld Sample of High Tensile Strength Steel Using Neutron Diffraction

by

Hiroshi SUZUKI*, Thomas M. HOLDEN**, Atsushi MORIAI*, Nobuaki MINAKAWA*** and Yukio MORII*

Welding technique is utilized for many structures as a technique jointing some components. The residual stress, however, induced by welding affects the mechanical properties or failure mechanism. Therefore, it is important to know the residual stress states near the weld zone accurately for improving the reliability of structures. In this study, the residual stress distributions of a double-V butt weld plate were measured using neutron diffraction technique, and the generating mechanism of residual stresses was also discussed. The double-V butt weld plate was fabricated by using Ni-Cr steel (SNC631) which is one of the high tensile strength steel, and its residual stress distributions were measured using diffractometer for residual stress analysis (RESA) located in JRR-3 at Japan Atomic Energy Research Institute. At first, some coupon samples were cut from weld plate in order to measure the lattice constant in stress-free condition. As a result of measuring the lattice constant using coupon samples, the lattice constant was increasing near the weld zone because of some phase transformations such as martensitic transformation due to weld process. Secondly, the residual stress distributions of weld plate were measured with $\alpha\text{Fe}110$, $\alpha\text{Fe}200$, and $\alpha\text{Fe}211$. The residual stress distributions evaluated by each diffraction were almost the same profile throughout the welded plate since no plastic strain was observed near the weld zone. The residual stress near the weld zone was tensile stress of almost half value of yield strength of Ni-Cr steel. It might be reasons why we obtained these results that the tensile residual stresses did not reach yield strength since the transformation expansion of high tensile strength steel is larger than that of mild steel and the tensile residual stress starts to generate at low temperature. It was, therefore, confirmed that the neutron stress measurement can determine the residual stress distribution of welded sample of high tensile strength steel without consideration of the plastic deformation.

Key words : Neutron diffraction, Residual stress, Stress measurement, Welding, High tensile strength steel, Plastic deformation

1 緒 言

溶接技術は部材と部材を接合する方法として、多くの構造物に使用されている。しかし、溶接により発生する残留応力は、疲労寿命や材料強度といった機械的特性、さらには、き裂進展などの破壊メカニズムに影響を及ぼすことが知られている。¹⁾例えば、国内の沸騰水型原子炉の多くが、機器・配管材料の応力腐食割れ (SCC) により停止し、エネルギーの安定供給に支障を生じているが、この SCC 問題においては、材料表面に発生する引張残留応力が要因の一つであると言われている。また、き裂発生後におけるき裂進展には、材料内部に生じる残留応力が影響する。したがって、残留応力状態の把握と制御は、構造物の信頼性や機能性の向上に対して非常に重要である。

残留応力測定技術には、ひずみゲージや反り変形などを利用した機械的な計測法のほかに、X 線回折法や中性

子回折法のように、原子間を標点間距離とする物理的な計測法がある。^{2), 3)}特に中性子回折法は、材料内部に発生する残留応力を非破壊・非接触で測定できる唯一の手段であり、溶接材の残留応力評価に関しても数多くの報告例がある。^{4)~8)}しかし、溶接部近傍では、熱塑性ひずみの蓄積や相変態の発生、さらには結晶粒の成長などにより、複雑な組織形態をしているため、溶接部近傍における残留応力状態を正確に把握するのは困難である。例えば、塑性ひずみが発生すると、後述する第二種格子ひずみが結晶粒内に発生し、それが中性子回折による残留応力評価に影響を及ぼすことが知られている。^{9)~12)}P. J. Bouchard らは、溶接配管の残留応力評価において、第二種格子ひずみが発生する回折面を予め把握し、その影響の無い回折を用いて残留応力評価を行っている。⁷⁾また、T. M. Holden らは、Ni 基合金で作製された曲管について残留応力評価を行い、第二種格子ひずみを考慮することの重要性を報

[†] 原稿受理 平成 16 年 10 月 12 日 Received Oct. 12, 2004

* 正 会 員 日本原子力研究所中性子利用研究センター 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根, Neutron Sci. Res. Center, Japan Atomic Energy Res. Inst., Naka-gun, Ibaraki, 319-1195

** Northern Stress Technologies., Deep River, Ontario, CANADA

*** 正 会 員 (有) アドバンスト・マシン・工房 〒319-1231 日立市留町, Advanced Machine Factory Ltd., Tome-cho Hitachi, 319-1231

告している.¹²⁾したがって、塑性ひずみを伴う溶接部近傍の残留応力評価では、塑性ひずみの影響を考慮することにより、信頼性の高い残留応力評価が実現される.⁸⁾

そこで本研究では、高張力鋼 (SNC631 鋼) を用いて製作した溶接試験片について、塑性ひずみの影響を考慮した中性子応力測定を行い、高張力鋼に発生する溶接残留応力分布を明確にするとともに、残留応力発生メカニズムを検討した。

2 塑性ひずみが残留応力評価に及ぼす影響

多結晶材料に生じる応力状態には、Fig. 1 に示すような三種類の応力尺度が存在する.⁹⁾第一種応力 (σ_I) は、材料の数 10mm の領域に広がる平均的な応力状態を示し、また、第二種応力 (σ_{II}) は、結晶粒間に相互的に発生する応力状態を示している。さらに、第三種応力 (σ_{III}) は、結晶粒内に分布する応力状態を示している。単相の多結晶材料中では、負荷初期や応力方向が急変する場合に、降伏した結晶粒と未降伏または除荷状態の結晶粒が共存する。そのため、塑性域に達した材料中では、塑性変形した結晶粒と塑性変形していない結晶粒間の相互関係により、結晶粒ごとに異なる第二種応力が発生する。中性子回折法により測定される hkl 回折の格子ひずみ ε_m は、回折に寄与する結晶粒群について、第二種応力により発生した hkl 回折の第二種格子ひずみ ε_{II} と、材料中の第一種応力により発生した hkl 回折の平均格子ひずみ ε_I の和であり、以下の式で表される.¹²⁾

$$\varepsilon_m = \varepsilon_I + \varepsilon_{II} \quad (1)$$

一般的に hkl 回折における残留ひずみとして求めるのは平均格子ひずみ ε_I であり、材料内部のある領域内に発生した残留応力を評価するためには、第二種格子ひずみ ε_{II} を予め把握しておく必要がある。塑性変形していない材料では、第二種応力が発生していないと仮定できるため、 $\varepsilon_m = \varepsilon_I$ となり測定ひずみ ε_m が残留ひずみとなる。一方、塑性変形した材料には、少なからず第二種応力が存在していると考えられるため、それを考慮に入れた残留応力評価が必要となる。B. Clausen らは、fcc 金属であるオーステナイト系ステンレス鋼の単軸引張試験により、本材料の塑性異方性について検討している。^{14), 15)} Fig. 2 に示す

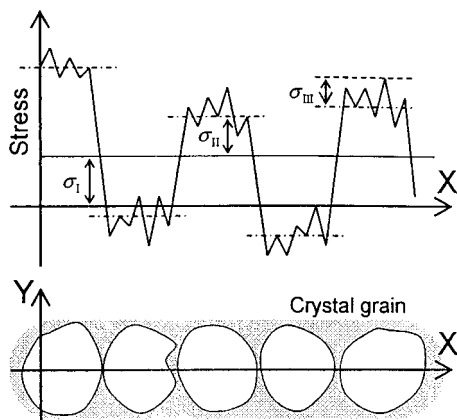


Fig. 1. Schematic illustration of the three kinds of residual stresses.⁹⁾

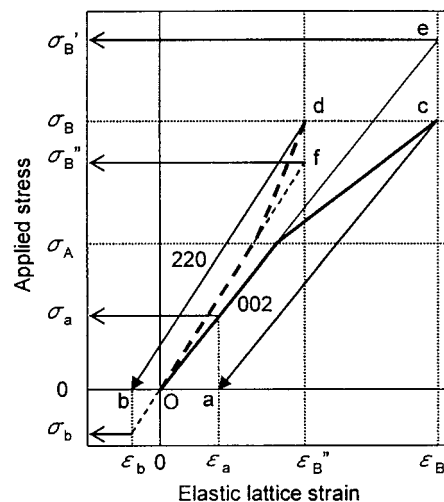


Fig. 2. Changes in elastic strain of each diffraction from elastic to plastic regions.^{14), 15)}

応力-ひずみ線図の概略図は、B. Clausen らの結果を簡略化したものであり、引張負荷方向に一致する各回折のひずみ変化挙動を示している。なお、これら各回折の格子ひずみ変化は、回折に寄与する結晶粒の平均的な挙動を示している。各結晶粒内では、負荷の増加に伴い、いくつかのすべり系が活動をはじめ、結晶粒間に第二種応力を発生させる原因となる。活動するすべり系の数やすべり系の活動し始める負荷は、負荷方向と結晶粒方位の関係に依存するため、塑性変形初期においては、降伏した結晶粒と未降伏の結晶粒が共存した状態となる。降伏した結晶粒は弾性ひずみが緩和され、それに対し未降伏の結晶粒は弾性ひずみを大きく負担し始めるため、Fig. 2 に示すように、220 回折 (太破線) と 200 回折 (太実線) のひずみ変化挙動が塑性域において大きく異なる結果となる。しかし、全ての回折で同様な現象が生じるわけではなく、第二種応力の影響を受け難い回折も存在し、B. Clausen らによれば、銅、アルミニウム、オーステナイト系ステンレス鋼といった fcc 金属では、311 回折がそれにあたると報告している。¹⁵⁾ 以上に示す検討は、他の結晶系のもも含め様々な材料 (例えば、アルミニウム合金,¹⁶⁾ Ni 基合金,¹²⁾ 炭素鋼,¹⁷⁾ 低合金鋼,¹³⁾ Zircaloy-2¹⁸⁾) についても行われており、その挙動は異なるものの、ほとんどの材料について塑性異方性の存在を報告している。

次に、Fig. 2 において、応力 σ_B まで負荷した後に除荷すると、弾性域の勾配と平行にひずみが減少するため、無負荷状態になっても、それぞれの回折面には粒内ひずみ ε_a および ε_b が残留する。これが残留第二種格子ひずみであり、式 (1) における ε_{II} を示している。B. Clausen らの指摘にもあるが、残留第二種ひずみ ε_a および ε_b から計算される応力は、各回折のヤング率 E_{hkl} との関係から $\sigma_a (= \varepsilon_a / E_{002})$ および $\sigma_b (= \varepsilon_b / E_{220})$ と計算され、a 点および b 点では無負荷状態であるにもかかわらず、あたかも応力が負荷されているかのように評価される。¹⁵⁾ また、応力 σ_B が負荷されて発生した各回折の格子ひずみ ε_B' および ε_B'' から計算される応力は、塑性変形を考慮しな

ければ、Fig. 2 の Oe 間および Of 間の線形的な格子ひずみ変化と各回折のヤング率 E_{hkl} の関係から計算されるため、実際の応力 σ_B に見かけ上の応力 σ_a および σ_B が加算された状態で評価される。そのため、求められる応力は、002 回折では Fig. 2 に示す σ_B' 、220 回折では σ_B'' となり、 $\sigma_B' \neq \sigma_B \neq \sigma_B''$ の関係となる。このように、第二種格子ひずみを考慮せずに応力評価を行うと、実際の応力状態とは矛盾した結果を得ることになるため、その影響を考慮することが、正確な応力評価を行う上で重要である。Fig. 2 において第二種格子ひずみを考慮する場合、002 回折では a 点、220 回折では b 点における格子面間隔を $\varepsilon_I = 0$ における基準格子面間隔と定義し、そこからの相対的な格子面間隔変化から、それぞれの回折に発生する平均格子ひずみ ε_I を求める必要がある。

このように、塑性ひずみを有している、あるいは有している可能性のある材料の応力測定を行う場合、第二種格子ひずみを考慮した残留応力評価を行うことが必要となる。

3 第二種格子ひずみを考慮した格子定数の決定方法

これまでの残留応力評価では、測定対象物と同一ロット材から作製した粉末試料や焼なまし試料の格子定数を測定して、それを無ひずみ状態の格子定数としていた。もちろん、塑性ひずみを生じていない材料に対する残留応力評価においては、この方法により求めた格子定数を用いて残留応力を評価することができる。しかし、塑性ひずみを有する材料では、粉末試料を製作したり、部材を焼なまししたりすることは、材料内部に生じている第二種格子ひずみさえも除去してしまうことになる。これは、Fig. 2 における格子ひずみ O 点からの相対的なひずみ変化より残留応力を計算することに等しいため、残留応力を正確に求めることが困難となる。したがって、塑性ひずみを有する材料の残留応力評価では、以下の方法に従うことが望ましい。

前述したが、実際に測定される残留ひずみ ε_m は、平均格子ひずみ ε_I と第二種格子ひずみ ε_{II} の和であり、求めたい残留ひずみは平均格子ひずみである。そのため、基準となる第二種格子ひずみを正確に把握する必要がある。第二種格子ひずみを求めるには、平均格子ひずみを完全に除去する必要があるが、S. Spooner によれば、実際測定する部材あるいは測定対象物と同じロット材から小片試料を切り出し（例えば、D. G. Carr らは $2\text{mm} \times 2\text{mm} \times 2\text{mm}$ の小片試料を切り出している⁸⁾）、平均格子ひずみを除去することで、各回折の基準格子面間隔を求めることができると報告している。平均格子ひずみが除去されても、小片試料に対して結晶粒径が十分に小さければ、小片試料内部の第二種格子ひずみは残留したままとなる。予め、部材に対する小片試料の方向を把握しておき、その小片試料の直交三方向の基準格子面間隔を測定する。部材に塑性ひずみが生じていると、それぞれの方向、それぞれの回折面により基準格子面間隔が大きく異なる場合がある。それらの基準格子面間隔から計算される格子定数は、それぞれの方向における基準格子定

数 ($\varepsilon_I = 0$ のときの格子定数) となるため、それぞれの方向の平均格子ひずみは、これらの基準格子定数に対するひずみ変化から計算される。

4 中性子応力測定理論

Fig. 3 に示すように、ある試料に対する試料座標系 P_i を決定する。従来の中性子応力測定では、 P_1 、 P_2 、 P_3 方向の残留応力状態を計算するため、以下に示す三つの式を用いていた。

$$\sigma_{11}^P = \frac{E_{hkl}}{(1 + \nu_{hkl})} \left\{ \varepsilon_{11}^P + \frac{\nu_{hkl}}{(1 - 2\nu_{hkl})} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + \varepsilon_{33}^P) \right\} \quad (2.1)$$

$$\sigma_{22}^P = \frac{E_{hkl}}{(1 + \nu_{hkl})} \left\{ \varepsilon_{22}^P + \frac{\nu_{hkl}}{(1 - 2\nu_{hkl})} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + \varepsilon_{33}^P) \right\} \quad (2.2)$$

$$\sigma_{33}^P = \frac{E_{hkl}}{(1 + \nu_{hkl})} \left\{ \varepsilon_{33}^P + \frac{\nu_{hkl}}{(1 - 2\nu_{hkl})} (\varepsilon_{11}^P + \varepsilon_{22}^P + \varepsilon_{33}^P) \right\} \quad (2.3)$$

ここで、 E_{hkl} および ν_{hkl} は hkl 回折のヤング率およびポアソン比を示す。従来法では直交三方向のひずみ ε_{11}^P 、 ε_{22}^P 、 ε_{33}^P を測定し、それらを式 (2.1) から式 (2.3) に代入することで、直交三方向の応力状態 σ_{11}^P 、 σ_{22}^P 、 σ_{33}^P を求める。しかし、本理論では、直交する三軸方向全てにおいて、同指数の回折面の格子ひずみを測定した場合に成り立つため、集合組織を有する材料など、全ての方向で同指数の回折面を選択できない場合、従来法の適用は困難である。そこで、式 (2.1) から式 (2.3) を整理し直すことで得られる以下の三つの式を用いる。

$$\varepsilon_{11}^P = \frac{1}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{11}^P - \frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{22}^P - \frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{33}^P \quad (3.1)$$

$$\varepsilon_{22}^P = -\frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{11}^P + \frac{1}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{22}^P - \frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{33}^P \quad (3.2)$$

$$\varepsilon_{33}^P = -\frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{11}^P - \frac{\nu_{h_n k_n l_n}}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{22}^P + \frac{1}{E_{h_n k_n l_n}} \sigma_{33}^P \quad (3.3)$$

この理論を用いる場合、直交する三方向全てにおいて、異なる指数の回折の格子ひずみを測定したとしても、直交三方向の残留応力状態を評価することが可能になる。さらに、各方向において可能な限り多くの指数の回折の格子ひずみを測定し、得られた式 (3.1) から式 (3.3) の全てについて回帰分析を行えば、より精度の高い応力評価が可能になる。

次に、残留応力の信頼性を評価する方法を述べる。中性子回折により得られる回折強度曲線は、ガウス関数によりフィッティングを行うが、そのガウス関数に対する

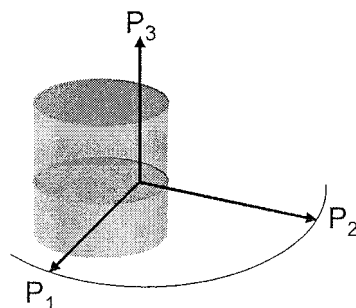


Fig. 3. Sample coordinate system related to the sample configuration.

測定値のばらつきから、回折角の誤差 $\Delta 2\theta_{\text{error}}$ が求められる。一般的に、格子ひずみの絶対値 $|\varepsilon|$ は回折角の変化量 $\Delta 2\theta$ から次式により求められる。

$$|\varepsilon| = \frac{|\Delta d|}{d_0} = \frac{|\Delta 2\theta|}{2} \cdot \cot \theta_0 \quad (4)$$

ここで、 Δd は格子面間隔の変化量を示し、 d_0 および $2\theta_0$ は無ひずみ状態における格子面間隔および回折角を示す。式 (4) の $|\Delta 2\theta|$ を $\Delta 2\theta_{\text{error}}$ に置き換えると、 Δd は次式で表される。

$$\Delta d = d_0 \cdot \frac{\Delta 2\theta_{\text{error}}}{2} \cdot \cot \theta_0 \quad (5)$$

ここで、 Δd は回折角誤差 $\Delta 2\theta_{\text{error}}$ に起因する格子面間隔誤差 Δd_{error} と見なせる。式 (5) では θ_0 や d_0 が必要となるが、これらは実測値であり、また無ひずみ状態の格子定数の精度が Δd に及ぼす影響は小さい。一方、無ひずみ状態の格子面間隔 d_0 を実測した場合の誤差を Δd_0 とする。式 (4) に示したように、格子ひずみが $\Delta d/d_0$ で表されることを基本にすれば、テーラー展開および $d \cong d_0$ という近似に基づき、格子ひずみの誤差 $\Delta \varepsilon_{\text{error}}$ は次式で表される。

$$\Delta \varepsilon_{\text{error}} = \frac{\Delta d_{\text{error}} + \Delta d_0}{d_0} \quad (6)$$

式 (6) は、R. A. Winholtz により示された方法¹⁹⁾の近似解といえる。ここで、 d_0 は実測値で明らかであるので、式 (6) を用いることで、格子ひずみの誤差 $\Delta \varepsilon_{\text{error}}$ を求めることが可能になる。試料直交三方向について $\Delta \varepsilon_{\text{error}}$ を求め、それらを式 (2.1) から式 (2.3)、あるいは式 (3.1) から式 (3.3) に代入すれば、三軸方向の応力誤差 $\Delta \sigma_{11}^P$, $\Delta \sigma_{22}^P$, $\Delta \sigma_{33}^P$ を求めることが可能になる。

5 溶接材の残留応力測定方法

5・1 供試材および試験片

5・1・1 溶接試験片および引張試験片 供試材として、Ni-Cr 鋼である SNC631 鋼 (Fe-0.32C-0.29Si-0.56Mn-0.009P-0.009S-2.54Ni-0.82Cr-0.07Cu) を用いた。本材料は 850℃ で一次焼入れをし、さらに 600℃ で焼戻した調質鋼であり、降伏強さは 802MPa、引張強さは 913MPa である。この SNC631 鋼のインゴット中心部から、ワイヤ放電加工により 50mm × 100mm × 10mm の板材を 2 枚製作し、その後、TGS-50 (神戸製鋼製: JIS 規格 YGT50 相当) の溶接材を用いて、TIG 溶接法により Fig. 4 に示す形状の X 開先突合せ溶接試験片を製作した。溶接プロセスは Fig. 4 中に示す通りである。本溶接による試料の反りはほとんど無く、ほぼフラットな形状であった。

一方、測定する各回折の弾性定数を測定するために、溶接試験片を製作したものと同一のロット材より、Fig. 5 に示す形状の引張試験片を製作した。

5・1・2 d_0 測定用試験片 マクロ応力を除去するために、本研究に用いた溶接試験片と同様な方法で製作した溶接試験片から、2mm × 2mm × 2mm の小片をワイヤ放電加工により切り出した。溶接中心部より 2mm, 4mm, 6mm, 10mm, 49mm の位置から、溶接線に平行に 27 個の小片を切り出した。全ての小片の方位と溶接

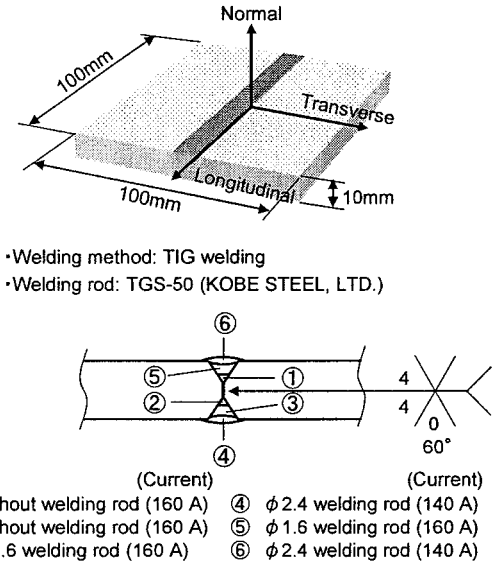


Fig. 4. Welded sample used in this study and welding process.

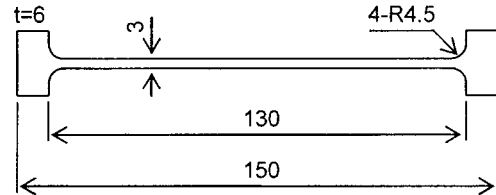


Fig. 5. Tensile specimen used for measuring the elastic constants of each diffraction plane.

試験片の方位の関係は事前に確認してあるため、それら 27 個の小片全ての方位が一致するように接着剤により貼り合わせ、6mm × 6mm × 6mm の立方体試験片を製作した (Fig. 6)。なお、溶接中心部から 4mm の位置における d_0 測定用試験片は、1.5mm × 1.5mm × 1.5mm の小片より、4.5mm × 4.5mm × 4.5mm の立方体試験片を製作した。

5・2 測定方法

本実験は、日本原子力研究所の研究用原子炉 (JRR-3) の中性子導管室 T2-1 ポートに設置された残留応力解析用中性子回折装置 (RESA) を使用した。本装置では、5 枚の Si (311) ベンディングモノクロメータ結晶を使用しており、入射ビームが試料位置に集光される機構となっている。格子定数が既知な Ni 粉末を用いて波長を測定

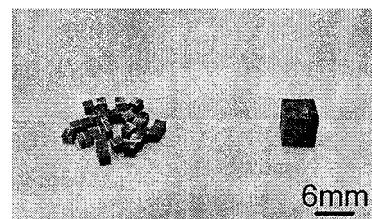


Fig. 6. Coupon sample used for measuring the stress-free lattice constant.

した結果、本実験における測定条件では約 $2.088\text{\AA}$ という結果が得られた。

5・2・1 弾性定数測定 測定には RESA 既存の単軸引張試験機を用いた。試験片を切り出したことにより生じた反りやねじれを除去するために 100MPa の予負荷を与えた。それを初期状態とし、 50 、 100 、 150MPa の3段階の引張応力を負荷した。本測定では、負荷方向およびそれと垂直方向のひずみ変化を測定し、各回折面における弾性定数を決定した。測定回折面は、 $\alpha\text{Fe}110$ 、 $\alpha\text{Fe}200$ および $\alpha\text{Fe}211$ の3回折とした。

5・2・2 格子定数測定 立方体試験片の3方向全てについて、 $\alpha\text{Fe}110$ 、 $\alpha\text{Fe}200$ 、 $\alpha\text{Fe}211$ の格子面間隔を測定し、それらから得られる3方向3種類の格子定数を決定した。用いたスリット系は、入射側を幅 3mm 、高さ 15mm とし、また、検出器側を幅 3mm 、高さ 6mm とした。ただし、溶接中心より 4mm の d_0 測定用試験片は、 $4.5\text{mm} \times 4.5\text{mm} \times 4.5\text{mm}$ と小さいため、入射側スリットを幅 2mm 、高さ 4mm 、検出器側スリットを幅 2mm 、高さ 10mm とした。

5・2・3 溶接試験片の残留応力測定 残留応力の測定深さは、試験片表面から 5mm (試験片板厚中心) とした。本測定では、 $\alpha\text{Fe}110$ 、 $\alpha\text{Fe}200$ および $\alpha\text{Fe}211$ の格子面間隔を測定した。入射側のスリットサイズは幅 3mm 、高さ 15mm で固定とした。一方、検出器側のスリットは、溶接部に平行な方向の応力状態を一定と仮定し、Fig. 4 に示す Transverse 方向および Normal 方向の格子ひずみ測定時には幅 3mm 、高さ 15mm のスリットを用い、Longitudinal 方向の格子ひずみ測定時には幅 3mm 、高さ 3mm のスリットを用いた。格子ひずみ測定位置は、溶接部を挟んで両側に、 2.5mm 、 5mm 、 10mm 、 15mm 、 20mm 、 25mm 、 30mm 、 35mm 、 40mm 、 45mm とした。

6 実験結果および考察

6・1 弾性定数測定結果

Fig. 7 に、負荷応力に対する各回折面のひずみ変化を示す。図中に示したエラーバー (標準誤差) を見ると、 $\alpha\text{Fe}110$ の負荷方向のひずみ変化のみ平均で $\pm 1.3 \times 10^{-4}$

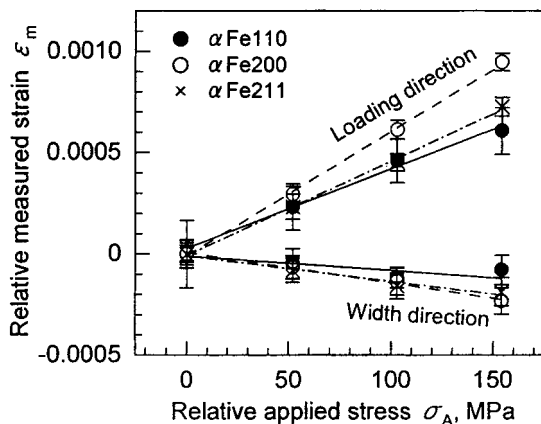


Fig. 7. Changes in the lattice strains of each diffraction in the loading and the width directions.

と大きい誤差であったが、その他は $\pm 4 \times 10^{-5}$ から $\pm 6.5 \times 10^{-5}$ 程度であった。しかし、全てのひずみ変化は、ほぼ直線的であることから、比較的精度良く弾性定数を決定できる。本測定により得られた弾性定数は以下に示す通りである。

$$E_{110} = 255 (\pm 19) \text{ GPa}, \quad \nu_{110} = 0.18 (\pm 0.1)$$

$$E_{200} = 163 (\pm 4) \text{ GPa}, \quad \nu_{200} = 0.25 (\pm 0.02)$$

$$E_{211} = 215 (\pm 8) \text{ GPa}, \quad \nu_{211} = 0.27 (\pm 0.05)$$

これらの弾性定数を溶接試験片の応力評価に用い、括弧内に示した標準誤差は無視した。

6・2 格子定数測定結果

第二種格子ひずみが存在する場合、回折面や測定方向により格子定数の値が大きく異なる場合がある。多くの材料において、その傾向は 200 回折に顕著に見られる。^{12)~17)} Fig. 8 に格子定数の測定結果を示すが、 6mm 、 10mm および 49mm の格子定数は、測定方向や回折面によらずほとんど同じであり、第二種格子ひずみは存在していないと推測できる。熱影響部 (HAZ 部) と推定される 2mm および 4mm の位置における格子定数は、マルテンサイト変態などの影響により、 6mm から 49mm の格子定数と比較して大きくなる傾向が見られた。また、 6mm から 49mm のデータと比較し、ばらつき範囲が大きく、標準誤差で $\pm 0.00005\text{nm}$ 程度であった。この誤差は第二種格子ひずみに起因している可能性もあるが、それぞれの回折面でまとめた残留応力分布を比較することで、その第二種格子ひずみの有無を明確にすることができる。それぞれの位置における、各方向、各回折の格子定数を、それぞれの標準誤差で重みを付けて平均化した平均格子定数分布を Fig. 9 に示す。マルテンサイト変態などの相変態の影響により、溶接部近傍において格子定数が大きくなる傾向が確認できた。残留応力測定では、この平均格子定数分布から内挿した値を用いた。なお、溶接による熱影響部 (溶接中心より 2mm および 4mm の位置) では、2相あるいはそれ以上の複合相になっている可能性があるが、本研究では、マルテンサイト相以外の相に関しては、その体積率は極小さいものと判断し、マルテンサイト単相という仮定のもとで格子定数を評価した。

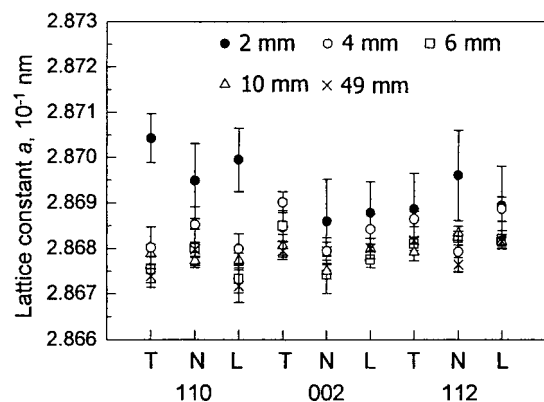


Fig. 8. Result of measurement of lattice constant in each position.

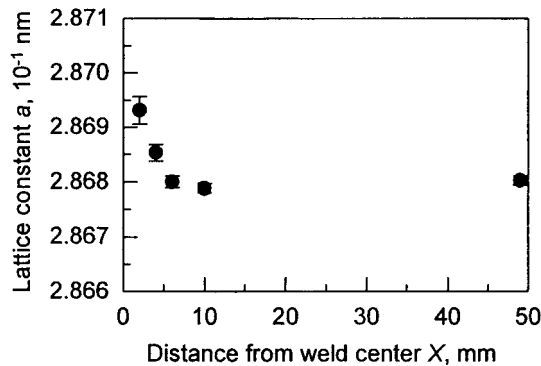


Fig. 9. Changes in lattice constant of welded sample used in this study.

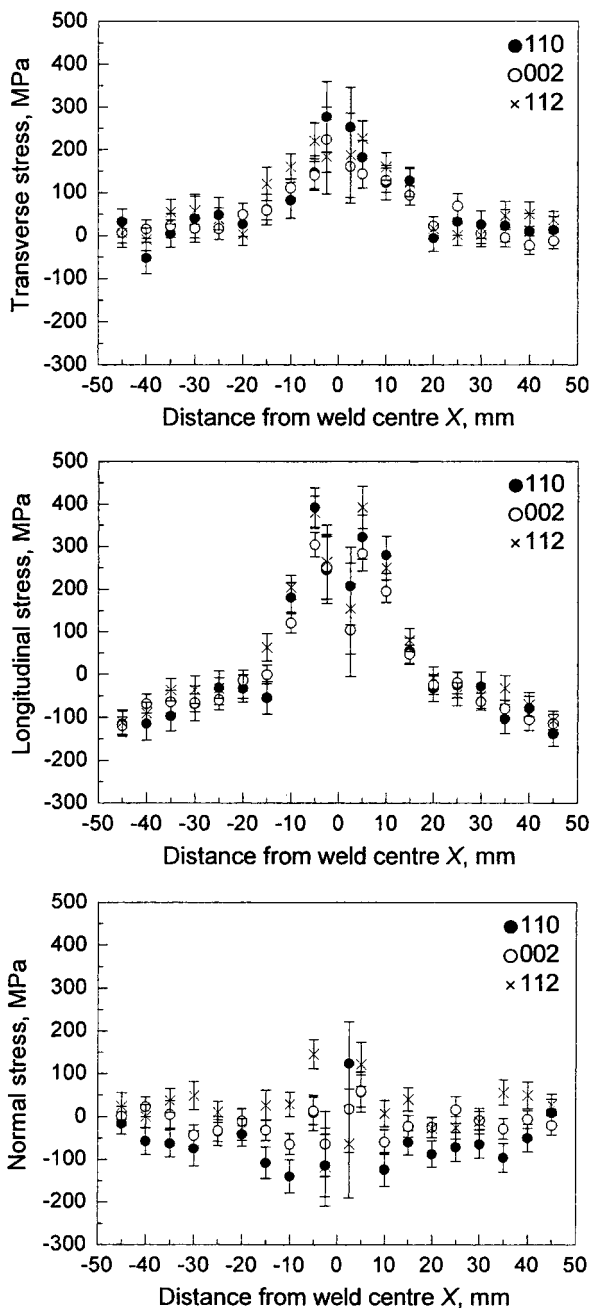


Fig. 10. Residual stress distributions of welded sample in each direction.

6・3 残留応力分布測定結果

Fig. 10 に、各方向の残留応力分布を示す。Transverse 方向および Longitudinal 方向の残留応力分布は、選択した回折面によらず全て同じ傾向を示しており、さらに、その値もほとんど同じである。「2. 塑性ひずみが残留応力評価に与える影響」に示したように、第二種格子ひずみが生じている場合は、それぞれの回折面でまとめた応力値に大きな差を生じることがある。しかし、Transverse 方向および Longitudinal 方向の残留応力測定結果にはその傾向が見られない。一方、Normal 方向の残留応力分布は、選択した回折面ごとに異なる応力分布を示しているが、Fig. 8 に示した格子定数測定結果のように、溶接部から離れた位置における格子定数にほとんどばらつきが無いにも関わらず、応力分布に差を生じていることから、Normal 方向の残留応力分布の差は第二種格子ひずみ以外に原因があると考えられる。したがって、Transverse 方向および Longitudinal 方向の残留応力分布から、塑性ひずみの影響はほとんど無いものと判断できる。

次に、全ての回折面の情報を用いて、格子ひずみの標準誤差による重み付き回帰分析により残留応力分布を確認した。Fig. 11 にその結果を示す。多くの回折データを用いて回帰分析を行ったことにより、残留応力決定精度は向上し、標準誤差は $\pm 10\text{MPa}$ から $\pm 40\text{MPa}$ 程度であった。Transverse 方向の残留応力分布は、溶接部より 20mm 以上離れた位置ではほとんど無応力状態であったが、溶接部に近づくにつれて徐々に引張残留応力が大きくなる傾向が見られた。一方、Longitudinal 方向の残留応力分布は、試験片端部では圧縮残留応力であったが、溶接部に近づくにつれて徐々に引張残留応力が大きくなる傾向が確認できた。これら残留応力分布の傾向は、平板の突合せ溶接材料における典型的な応力状態を示しており、^{8), 20)} 本実験により比較的精度良く残留応力分布が決定できたと推測される。溶接部近傍における Transverse 方向と Longitudinal 方向の引張残留応力は、SNC631 鋼の降伏応力である 802MPa と比較すると、その半分以下であった。これまでの報告では、高張力鋼の溶接材では、相変態前の冷却過程に生じる引張応力の増加が小さい

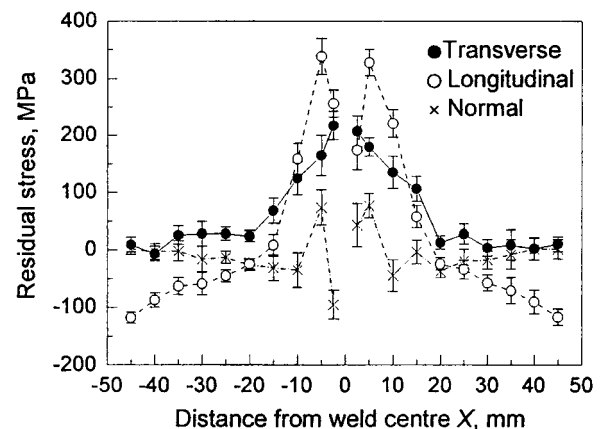


Fig. 11. Residual stress distributions evaluated by the regression analysis.

こと、また、相変態による膨張量が大きいために変態点付近で大きな応力低下を起こすこと、さらに、室温付近における降伏強さが高いことなどが起因して、溶接部近傍に生じる引張残留応力は降伏応力よりもかなり低い値にとどまると言われている。²¹⁾本測定結果においても、同様な結果が得られたほか、溶接による塑性ひずみの発生が認められなかったことから、これまでの報告と同じ過程で残留応力が導入されたと推測される。一方、Normal方向の残留応力は、溶接部に近づくにつれて圧縮残留応力が徐々に大きくなる傾向が見られたが、溶接部近傍では $\pm 100\text{MPa}$ の範囲で大きくばらついている。この傾向を示す主要因は不明であるが、溶接部近傍における相変態が少なからず影響しているものと推測される。ところで、高温域では降伏強さが低下するために、溶接部近傍では、溶接後の冷却過程の高温中において、常に降伏強さを上回る応力が負荷されている可能性がある。そのため、冷却過程における第二種格子ひずみの発生が予測されるが、現在のところ、高温中における第二種格子ひずみの変化挙動を検討した例はほとんど無く、溶接直後の冷却過程に発生した第二種格子ひずみが、室温中の材料特性にどのような影響を及ぼすかは全く明らかではない。しかし、本実験において塑性ひずみの発生が確認されなかった結果から判断すると、その影響は僅かであると推測される。

以上の結果から、高張力鋼の溶接材では熱塑性ひずみの発生を考慮する必要がないため、塑性ひずみの影響を特に受けやすい αFe200 回折を含め、いずれの回折面を用いたとしても、ほぼ正確な残留応力状態が測定できることを確認した。しかし、軟鋼やオーステナイト系ステンレス鋼、さらにアルミニウム合金のように降伏強さが比較的低い材料では、溶接後の冷却過程において強い塑性変形を生じること予想され²¹⁾第二種格子ひずみの影響を考慮に入れた残留応力評価が必要になると考えられる。

7 結 言

本研究では、塑性ひずみの影響を考慮した残留応力評価の一例として、SNC631鋼を用いて製作した溶接材料の残留応力評価を行った。その結果、平板突合せ溶接材の典型的な残留応力分布を測定することができた。また、溶接部に並行な方向および直交方向の残留応力は、降伏強さの半分以下の引張残留応力を示し、さらに、溶接による塑性ひずみの発生は確認されなかった。これは、高張力鋼の溶接材では、相変態前の冷却過程に生じる引張応力の増加が小さいこと、また、相変態による膨張量が大きいために変態点付近で大きな応力低下を起こすこと、さらに、室温付近における降伏強さが高いことなどが起因して、溶接部近傍における引張残留応力が降伏強さに至らなかったためと推測される。ただし、降伏強さの低い高温中において、塑性ひずみが発生すると予想されるが、本実験において塑性ひずみの発生が確認されなかった結果から判断すると、その影響は僅かであると考えられる。したがって、高張力鋼の溶接材では、熱塑性ひずみの発生を考慮する必要がないため、塑性ひずみの

影響を特に受けやすい αFe200 回折を含め、いずれの回折面を用いたとしても、ほぼ正確な残留応力状態が測定できることを確認した。

参 考 文 献

- 1) 佐藤邦彦, 上田幸雄, 藤本二男, “溶接変形・残留応力”, p.9 (1994) 産報出版.
- 2) 日本材料学会編, “X線応力測定法” (1990) 養賢堂.
- 3) A. J. Allen, M. T. Hutchings and C. G. Windsor, *Adv. in Physics*, **34**, 445 (1985).
- 4) K. Tanaka, Y. Akiniwa and M. Hayashi, *Mater. Sci. Res. Int.*, **8**, 165 (2002).
- 5) S. Ganguly, M. E. Fitzpatrick and L. Edwards, *Proc. 7th Int. Conf. on Residual Stresses*, CD-ROM (2004).
- 6) S. Spooner, “Analysis of Residual Stress by diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation”, Edited by M. E. Fitzpatrick and A. Londini, p.296 (2003) Taylor & Fancis.
- 7) P. J. Bouchard, M. T. Hutchings and P. J. Withers, *Proc. 6th Int. Conf. on Residual Stresses*, 1333 (2000).
- 8) D. G. Carr, M. I. Ripley, T. M. Holden, D. W. Brown and S. C. Vogel, *Acta Materialia*, **52**, 4083 (2004).
- 9) T. M. Holden and A. W. Bowen, “Measurement of Residual and Applied Stress Using Neutron Diffraction”, Edited by M. T. Hutchings and A. D. Krawitz, p.223 (1992) Kluwer Academic Publisher.
- 10) T. M. Holden, R. R. Hosbons, S. R. MacEwen, E. C. Flower, M. A. Bourke and J. A. Goldstone, “Measurement of Residual and Applied Stress Using Neutron Diffraction”, Edited by M. T. Hutchings and A. D. Krawitz, p.93 (1992) Kluwer Academic Publisher.
- 11) M. R. Daymond, M. A. Bourke and R. B. Von Dreele, *J. Appl. Phys.*, **82**, 1554 (1997).
- 12) T. M. Holden, R. A. Holt and A. P. Clarke, *Mater. Sci. Eng.*, **A246**, 180 (1998).
- 13) J. W. L. Pang, T. M. Holden and T. E. Mason, *J. strain analysis*, **33**, 373 (1998).
- 14) B. Clausen, T. Lorentzen, M. A. M. Bourke and M. R. Daymond, *J. Mater. Sci. Eng.*, **A259**, 17 (1999).
- 15) B. Clausen, T. Lorentzen and T. Leffers, *Acta Mater.*, **46**, 3087 (1998).
- 16) J. W. L. Pang, T. M. Holden and T. E. Mason, *Acta Mater.*, **46**, 1503 (1998).
- 17) E. C. Oliver, M. R. Daymond and P. J. Withers, *Acta Mater.*, **52**, 1937 (2004).
- 18) J. W. L. Pang, T. M. Holden, P. A. Turner and T. E. Mason, *Acta Mater.*, **47**, 373 (1999).
- 19) R. A. Winholtz, “Analysis of Residual Stress by diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation”, Edited by M. E. Fitzpatrick and A. Londini, p.60 (2003) Taylor & Fancis.
- 20) 佐藤邦彦, 上田幸雄, 藤本二男, “溶接変形・残留応力”, p.117 (1994) 産報出版.
- 21) 佐藤邦彦, 松井繁朋, 町田 隆, *溶接学会誌*, **35**, 780 (1966).