

低合金鋼の溶接残留応力解析の精度に及ぼす変態塑性の影響

Effect of Transformation Plasticity Behavior on Accuracy of Weld Residual Stress Analysis in Low Alloy Steel



橋場 大輔*

Daisuke Hashiba



博士(工学) 本間 祐太**

Dr. Yuta Honma



博士(工学) 柳沢 祐介*

Dr. Yusuke Yanagisawa



落合 朋之*

Tomoyuki Ochiai



博士(工学) 生島 一樹***

Dr. Kazuki Ikushima



河原 充***

Atsushi Kawahara



博士(工学) 柴原 正和***

Dr. Masakazu Shibahara

要 旨

鋼構造物に広く用いられる低合金鋼に溶接を施工すると、その溶接部では相変態が生じる。相変態が生じると、材料特性の変化や変態膨張に加えて変態塑性と呼ばれる現象が起きる。従来の有限要素法による溶接残留応力予測では、材料特性の変化や変態膨張のみを考慮する場合が多く、変態塑性を考慮した例は少なかった。本研究では、変態塑性を考慮した溶接残留応力解析を実施し、変態塑性が溶接残留応力に及ぼす影響を検証した。その結果、変態塑性を考慮することで低合金鋼の溶接残留応力の予測精度が向上することが示された。

— Synopsis —

Weld residual stresses are affected by phase transformation of low-alloy steels. When phase transformation occurs, transformation plasticity occurs in addition to transformation expansion. Conventional predictions of welding residual stress using the finite element method often consider only transformation expansion, and there are few cases in which transformation plasticity is taken into factor. In this study, welding residual stress analysis that factors in transformation plasticity was performed to verify the effect of transformation plasticity on welding residual stress. The results show that the prediction accuracy of welding residual stress due to transformation expansion of low-alloy steel is improved by factors in transformation plasticity.

1. 緒 言

溶接施工された鋼構造物には、トーチからの局所的な入熱に起因して不可避免的に溶接残留応力が生じる。溶接残留応力は疲労強度などに悪影響を及ぼすため⁽¹⁾、鋼構造物の

強度設計においては溶接残留応力の大きさを精度良く予測することが重要となる。

一般的に溶接残留応力を予測する手法には、有限要素法(FEM)に基づく熱弾塑性応力解析が用いられる。しかし、解析で低合金鋼を取り扱う場合には、相変態を考慮しなけれ

*: (株)日本製鋼所 イノベーションマネジメント本部 マテリアル技術研究所 /Material Technology Laboratory, Innovation Management Headquarters, The Japan Steel Works, Ltd.

** : 日本製鋼所 M&E (株) 室蘭製作所 機器製造部 /Steel Structure Manufacturing Department, Muroran Plant, Japan Steel Works M&E, Inc.

*** : 大阪公立大学大学院 /Graduate School of Engineering, Osaka Metropolitan University

ば溶接残留応力を精度良く予測できない⁽²⁾。相変態が生じると、材料特性の変化や変態膨張といった一般的によく知られている挙動に加えて、変態塑性と呼ばれる現象が起きる⁽³⁾。変態塑性とは、降伏点以下の負荷応力でも大きな非弾性ひずみが生じる現象である。村田らは熱サイクル試験および溶接試験の結果に基づき、溶接残留応力には変態膨張のみならず変態塑性も寄与することを報告している⁽⁴⁾。相変態を考慮した溶接残留応力解析はこれまでに多くの研究者が報告しているが、それらの多くは材料特性の変化や変態膨張を扱った事例^{(5)・(6)}である。また、変態塑性を含む解析手法に着目した事例⁽⁷⁾も見られるが、実物の溶接残留応力と比較した事例はなく、変態塑性が解析精度に及ぼす影響は明確になっていない。

そこで本報告では、まず溶接試験体を製作して溶接残留応力を測定した。つぎに、変態塑性を定義するための物性値である変態塑性係数 K を実測し、汎用 FEM コード ABAQUS で変態塑性を考慮するユーザーサブルーチンをコーディングした。さらに、コーディングしたサブルーチンを用いて非定常熱弾塑性解析を行い、溶接試験体における残留応力の実測値と解析値を比較して変態塑性が解析精度に及ぼす影響を明らかにした。

2. 溶接試験の方法

2.25Cr-1Mo-V 鋼を供試材とし、溶接試験体を製作して残留応力測定を行った。試験体の形状は Fig. 1 に示す $80\text{ mm} \times 80\text{ mm} \times 240\text{ mm}$ で、その 1 面に深さ 2.5 mm の溝を加工して 1 パス盛り溶接を施した。溶接条件を Table 1、試験材の化学組成を Table 2 に示す。溶接法は GMAW で、シールドガスには $80\% \text{ Ar} + 20\% \text{ CO}_2$ の混合ガスを用いた。溶接材料には JIS Z 3317 G62M-2C1M2 を用い、予熱温度は 190°C とした。溶接後には、ASTM E837 に準拠して Hole Drilling 法 (HD 法)⁽⁸⁾ で溶接施工表面の残留応力を測定した。このとき、ビードの余盛はひずみゲージを貼る都合で測定前にグラインダで除去した。残留応力の測定位置を Fig. 2 に示す。HD 法では隣り合う測定箇所が近すぎ

ると測定結果に影響を及ぼす可能性があるため、本試験では測定位置の間隔が 20 mm 以上となるように計 11 か所の測定箇所を互い違いに配置した。残留応力測定後は断面マクロ観察を実施した。

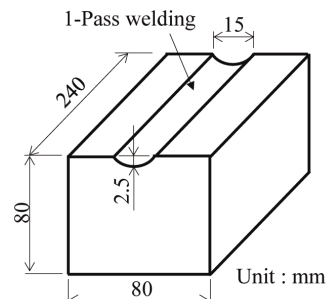


Fig. 1 Schematic illustration of welding test block for measuring residual stress.

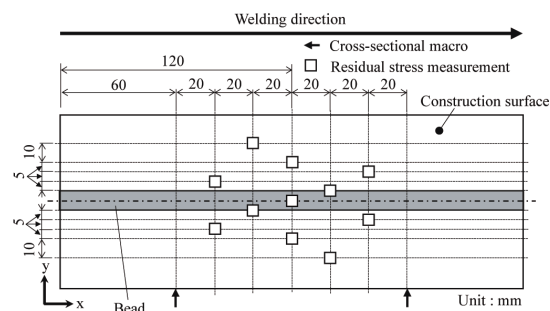


Fig. 2 Locations of residual stress measurement and cross-sectional macro-observation.

3. 変態塑性係数 K の測定

溶接残留応力解析に用いるための変態塑性係数 K は、熱間加工再現試験装置サーメックマスター Z (富士電波工機製) を用いて測定した。供試材は Table 2 に示した化学成分の 2.25Cr-1Mo-V 鋼母材 (調質材) と溶接金属の 2 種類とし、試験片形状は Fig. 3 に示す通りとした。Fig. 4 に測定条件を示す。試験片を高周波加熱で 1200°C まで加熱・保持したのち、 $-60\text{ MPa} \sim +60\text{ MPa}$ の応力を負荷しながらベイナイト変態させた。試験中は試験片の中央部 ($\Phi 8\text{ mm}$)

Table 1 Welding conditions.

Welding Method	Shield gas	Welding Material	Current, I (A)	Voltage, U (V)	Speed, v (mm/min)	Preheat temperature ($^\circ\text{C}$)
GMAW	$80\% \text{ Ar} + 20\% \text{ CO}_2$	Z 3317 G62M-2C1M2	280	33	270	190

Table 2 Chemical compositions of the test material.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al	Nb
Base metal	0.15	0.04	0.55	0.006	0.0008	0.20	2.50	0.06	1.09	0.31	<0.005	0.03
Weld metal	0.11	0.26	0.76	0.010	0.0070		2.3		1.08			

の直径変化量をレーザ変位計で計測し、それを径方向ひずみ ε_r へ換算した。Fig. 5 に計測した冷却時における径方向ひずみ ε_r と温度の関係を示す。両者とも、径方向の変態膨張は引張応力を負荷すると小さく、圧縮応力を負荷すると大きくなっており、変態塑性挙動が確認された。なお、作用応力 60 MPa の条件において、母材と溶接金属の ε_r に他の条件よりも大きな差が認められるが、これは試験の誤差によるものと考えられる。変態塑性ひずみ ε^{tp} は式 (1) のように無負荷条件 (0 kN) の径方向ひずみ ε_r^{0kN} から負荷条件の径方向ひずみ ε_r^{Load} を差し引くことで求めた。ただし、本試験は負荷方向が軸方向であるのに対してひずみの測定方向は径方向であることから、求めた径方向変態塑性ひずみ ε_r^{tp} を式 (2) のように軸方向変態塑性ひずみ ε^{tp} へ換算した。

$$\varepsilon_r^{tp} = \varepsilon_r^{0kN} - \varepsilon_r^{Load}$$
$$\varepsilon^{tp} = \varepsilon_r^{tp} / \nu$$

ここで、 ν はポアソン比で、その値は文献を参考にして 0.5 を用いた⁽⁹⁾。Fig. 6 に変態塑性ひずみ ε^{tp} と応力 σ の関係を示す。変態塑性係数 K は式 (3) で示すように変態塑性ひずみ ε^{tp} と応力 σ の比例定数であるため、それらのデータを線形近似したときの傾きを K とした。

$$\varepsilon^{tp} = K \sigma$$

Table 3 に変態塑性係数 K を示す。なお本報では、引張応力負荷時の K を K_{ten} 、圧縮応力負荷時の K を K_{com} と表記する。母材では、 K_{ten} が $15.5 \times 10^{-5} / \text{MPa}$ 、 K_{com} が $6.9 \times 10^{-5} / \text{MPa}$ となり圧縮応力負荷時のほうが K 値は低下した。一方で、溶接金属でも母材と同様の傾向で、 K_{ten} が $15.4 \times 10^{-5} / \text{MPa}$ 、 K_{com} が $7.0 \times 10^{-5} / \text{MPa}$ であり、両者の K 値に大きな差はなかった。よって、後述する解析には、

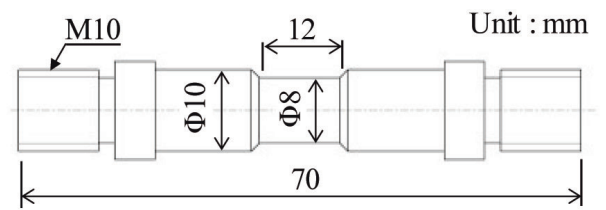


Fig. 3 Specimen shape for measuring transformation plasticity coefficient.

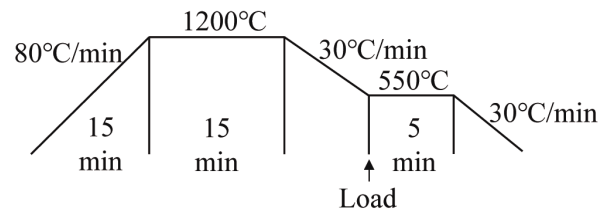


Fig. 4 Heating and cooling condition for measuring transformation plasticity coefficient.

溶接金属の K 値を用いた。また、本試験において、 K 値は圧縮応力下で小さくなる傾向を示したが、この傾向は井上の報告⁽³⁾と同様であり、測定結果は妥当と考えられる。

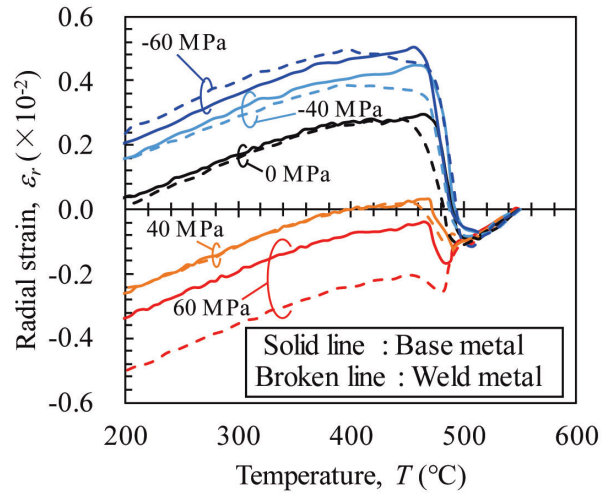


Fig. 5 Radial strain of base and weld metals measured at each loading condition.

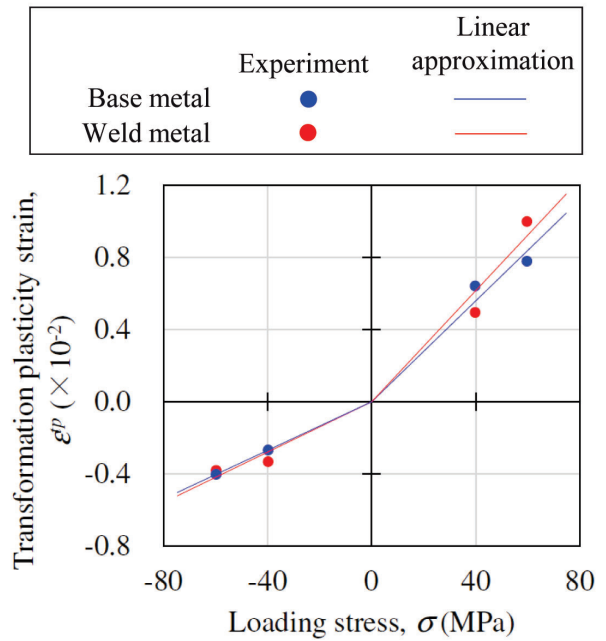


Fig. 6 Relationship between transformation plasticity strain and loading stress of base and weld metals.

Table 3 Transformation plasticity coefficient.

Load Type	Base	Welded metal
Tensile	15.5	15.4
Comp	6.9	7.0

Unit : $\times 10^{-5} / \text{MPa}$

4. 溶接残留応力解析

4.1 相変態の定式化

非定常熱弾塑性解析で相変態を定式化するには、内部変数として時間の進行に伴う組織分率を計算する必要がある。Fig. 7 に相変化の扱い、Table 4 に変態温度を示す。本研究で取り扱う 2.25Cr-1Mo-V 鋼(調質材)は母相がベイナイトで、溶接入熱により A_{c1} 変態点以上に加熱されると母相がオーステナイト変態し、その領域は冷却過程でベイナイト変態して溶接熱影響部(HAZ)となる。母相と HAZ はいずれも広義ではベイナイトだが、両者は変態時の冷却速度が異なることから降伏強度が異なるため、組織分率を計算する際は両者を別の組織として扱った。具体的には、母相のベイナイト(B_0)、オーステナイト(γ)、HAZ のベイナイト(B_1) の 3 つに分類した。なお本報では、母相のベイナイトを母相、HAZ のベイナイトを単にベイナイトと呼び、溶接金属(WM)は HAZ と同様に扱った。2.25Cr-1Mo-V 鋼の溶接中において、新しい組織として出現するのはオーステナイトとベイナイトである。それらの組織分率は、昇温時のオーステナイト組織分率 ξ_γ が式(4)、冷却時のベイナイト組織分率 ξ_{B_1} は式(5)に示す Koistinen-Marburger 則⁽¹⁰⁾を修正した式で定義した。

$$\xi_\gamma = \frac{A_{c1} - T}{A_{c1} - A_{c3}} \quad (4)$$

$$\xi_{B_1} = \frac{1 - \exp[-a_{B_1}(B_s - T)]}{1 - \exp[-a_{B_1}(B_s - B_f)]} \quad (5)$$

ここで、 A_{c1} はオーステナイト変態開始温度、 T は現在温度、 A_{c3} はオーステナイト変態終了温度、 B_s はベイナイト変態開始温度、 B_f はベイナイト変態終了温度、 a_{B_1} は係数である。また、母相の組織分率 ξ_{B_0} は各組織分率の総和が 1 となるように式(6)を用いて計算した。

$$\xi_{B_0} = 1 - (\xi_\gamma + \xi_{B_1}) \quad (6)$$

次に、相変態で生じる変態膨張と変態塑性を定式化するために応力 - ひずみ関係式を導出した。変態膨張と変態塑性を定義するには弾性ひずみ ε^e 、塑性ひずみ ε^p 、熱ひずみ ε^{th} の他に変態膨張ひずみ ε^m と変態塑性ひずみ ε^{tp} を考慮する必要がある。それらを考慮すると、時間増分 Δt で生じる全ひずみ増分 $\Delta \varepsilon$ は式(7)で表される。

$$\Delta \varepsilon = \Delta \varepsilon^e + \Delta \varepsilon^p + \Delta \varepsilon^{th} + \Delta \varepsilon^m + \Delta \varepsilon^{tp} \quad (7)$$

ここで、 $\Delta \varepsilon^e$ は弾性ひずみ増分、 $\Delta \varepsilon^p$ は塑性ひずみ増分、 $\Delta \varepsilon^{th}$ は熱ひずみ増分、 $\Delta \varepsilon^m$ は変態膨張ひずみ増分、 $\Delta \varepsilon^{tp}$ は変態塑性ひずみ増分である。また、 $\Delta \varepsilon^{tp}$ は Denis らが提案した式(8)⁽¹¹⁾で定義した。

$$\Delta \varepsilon^{tp} = 3K(1 - \xi_{B_1})\Delta \xi_{B_1}S \quad (8)$$

ここで、 S は偏差応力、 K は変態塑性係数である。河原木らは $\Delta \varepsilon^{tp}$ を陽的に計算した場合、インクリメントあたりの最大温度変化許容量 ΔT_{max} が 100℃ を超えると正確な解析はできないが、陰的に計算すると ΔT_{max} が 200℃ でも誤差が小さく解析精度が良いと報告している⁽¹²⁾。そのため、本研究でも $\Delta \varepsilon^{tp}$ を陰的に計算し、式(9)に示すリターンマッピング方程式を用いた。

$$\frac{\bar{\sigma}^{trial} - 3G\Delta \varepsilon^p}{1 + 6KG(1 - \xi_{B_1})\Delta \xi_{B_1}} - \sigma^y = 0 \quad (9)$$

ここで、 $\bar{\sigma}^{trial}$ は試行相当応力、 $\Delta \varepsilon^p$ は相当塑性ひずみ増分、 G は横弾性係数、 σ^y は降伏応力である。一方で、変態塑性は弾性域でも起こる現象であるため、弾性域では式(10)のリターンマッピング方程式を用いた。

$$\bar{\sigma}^{trial} - 3G\Delta \varepsilon^{tp} - \bar{\sigma}_{n+1} = 0 \quad (10)$$

ここで、 $\Delta \varepsilon^{tp}$ は相当変態塑性ひずみ増分、 $\bar{\sigma}_{n+1}$ は現在のインクリメント終点における相当応力である。式(9)および(10)のリターンマッピング方程式を Newton-Raphson 法で数値的に解き、 $\Delta \sigma^p$ および $\Delta \sigma^{tp}$ を決定して応力とひずみを更新した。

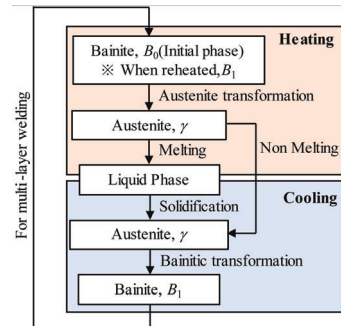


Fig. 7 Phase change treated in this study.

Table 4 Transformation temperatures of the test material.

A_{c1}	A_{c3}	B_s	B_f
820℃	875℃	500℃	400℃

4.2 解析方法

2章で示した溶接試験体の残留応力と比較するため、FEM 解析を行った。解析には有限要素解析ソフトウェア ABAQUS2019 を使い、前節の解析手法はユーザーサブルーチン UMAT をコーディングして実装した。溶接残留応力解析は非定常熱伝導解析と非定常熱弾塑性応力解析による弱連成解析で行い、溶接試験の余盛除去を考慮するため、非定常熱弾塑性応力解析の最終ステップでは余盛に相当する要素を削除して応力再配分の計算を行った。Fig. 8 に解析モデルを示す。メッシュモデルは溶接線直角方向(y 方向)の対称性を考慮して 1/2 モデルとし、電流 I

電圧 U および溶接速度 v は Table 1 の値を用い、初期温度は溶接試験の予熱温度 190 °C とした。また、入熱効率 η は 65 % とした。熱源モデルは移動熱源とし、断面形状を T 字型、長さを 5 mm とした。なお、 η と熱源モデルは後述する断面マクロ観察結果と合わせ込むことにより決定した。材料物性値には、Fig. 9, 10 および Table 5 に示す値を用いた。変態塑性係数 K には Table 3 に示した溶接金属の値を用いたが、本解析に用いたリターンマッピング方程式では引張・圧縮によって K を切り替えることができないため、(a) K_{com} (7.0×10^{-5} /MPa) を用いた場合、(b) K_{ten} (15.4×10^{-5} /MPa) を用いた場合の 2 通りで解析を行った。さらに、比較として $K=0.0$ /MPa とした (c) 変態塑性を考慮しない場合も実施した。なお、これらの材料特性は、母材と溶接金属で同じ値とした。

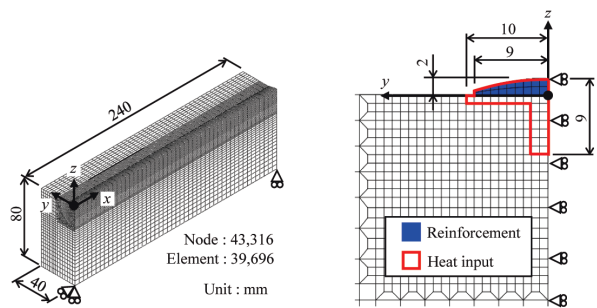


Fig. 8 FEM model.

Table 5 Other material properties.

Material properties	Phase	Value
Poisson's ratio, ν (-)	All Phase	0.3
Density, ρ (kg/m ³)	All Phase	7850
Transformation expansion strain, ε^m ($\times 10^{-3}$)	Bainite	6.26
	Austenite	-3.14
Thermal expansion coefficient, α ($\times 10^{-5}$ /°C)	Bainite	1.42
	Austenite	2.77
Transformation plasticity coefficient, K ($\times 10^{-5}$ MPa ⁻¹)	Bainite	Tensile : 15.4 Compression : 7.0
	Austenite	-

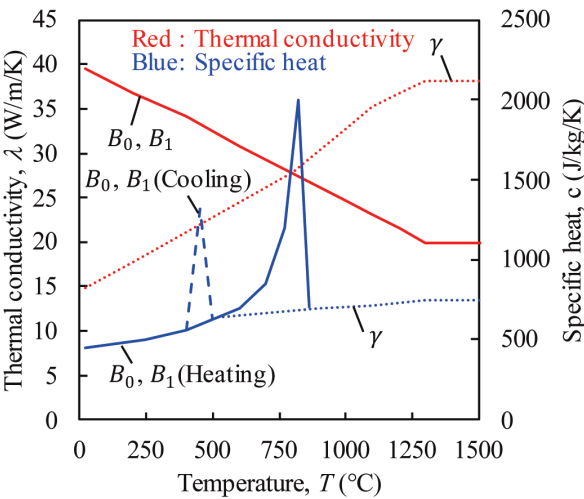


Fig. 9 Temperature dependence of thermal conductivity and specific heats.

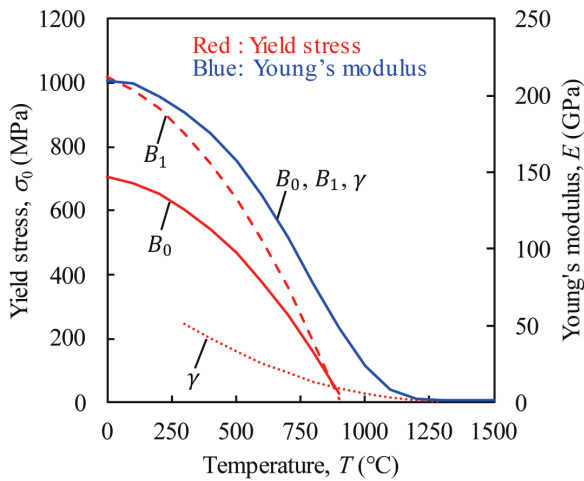


Fig. 10 Temperature dependence of yield stress and Young's modulus.

5. 結果および考察

5.1 非定常熱伝導解析の妥当性

非定常熱伝導解析で得られた最高到達温度分布と断面マクロ観察結果を Fig. 11 に示す。断面マクロ観察結果より、溶接試験の溶接金属は中央溶込み型⁽¹³⁾の形状を呈していた。1500 °C (融点) 以上に加熱された領域を溶接金属、820 °C (A_{c1}) 以上に加熱された領域を HAZ とすると、最高到達温度分布は断面マクロ観察結果と良好に一致しており、Fig. 8 に示した T 字型の熱源形状が妥当であることが示唆される。

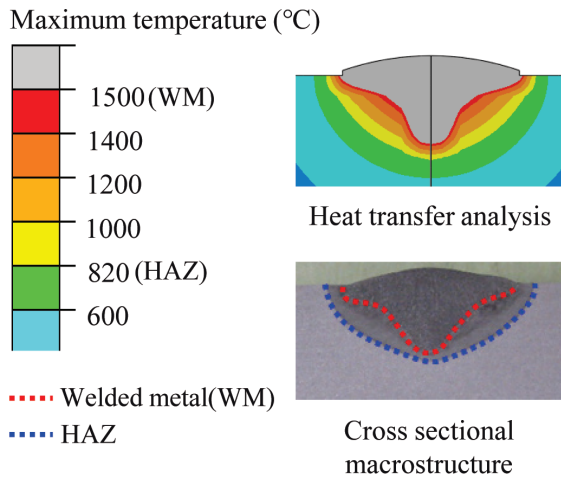


Fig. 11 Maximum temperature distribution and cross-sectional macrostructure.

5.2 残留応力分布の比較

実測値と解析値の残留応力分布の比較を Fig. 12、試験材断面における残留応力のコンタ図を Fig. 13 に示す。解析値は変態塑性の有無によって σ_x が大きく変化した。具体的には、溶接金属において変態塑性を考慮しない(c)は大きな圧縮応力となり、 K_{com} を用いた(a)では圧縮応力であったものの、(c)よりもその値は小さかった。また、 K_{ten} を用いた(b)の溶接金属中の残留応力は引張応力となった。これらの解析結果のうち、 K_{com} を用いた(a)が実測値と最も近い結果であった。

溶接金属の中央で圧縮残留応力が生じるのは、変態膨張が周囲の材料に拘束されるためであり、 K を大きくすると溶接金属の中央で残留応力が引張側にシフトするのは、変態膨張によって生じた圧縮応力によって変態塑性ひずみとして圧縮ひずみが生じるためと考えられる。一方で、 σ_y はいずれの条件も溶接金属および HAZ で圧縮応力となり、 K が大きくなると圧縮残留応力の領域が広がる傾向があったが、 σ_x のように変態塑性の有無による圧縮応力値の明確な差は認められなかった。これは、 y 方向は x 方向よりも温度勾配が大きく、変態塑性ひずみよりも熱応力で生じる塑性ひずみのほうが大きくなるためと考えられる。なお、HAZ の σ_y はいずれの条件も実測値より解析値のほうが圧縮側に大きくなったが、これはメッシュモデルの止端形状が実物よりも不連続であることが要因と考えられる。

本報では、熱弾塑性応力解析で溶接残留応力を予測する場合には、変態塑性を考慮することでその予測精度が向上すること、また変態中は変態膨張により圧縮応力が支配的となるため、 K_{com} を用いたほうが実現に近い解析結果が得られることを示した。さらなる解析精度の追求には、応力の負荷方向によって K を変更するリターンマッピング方程式を検討する必要がある。

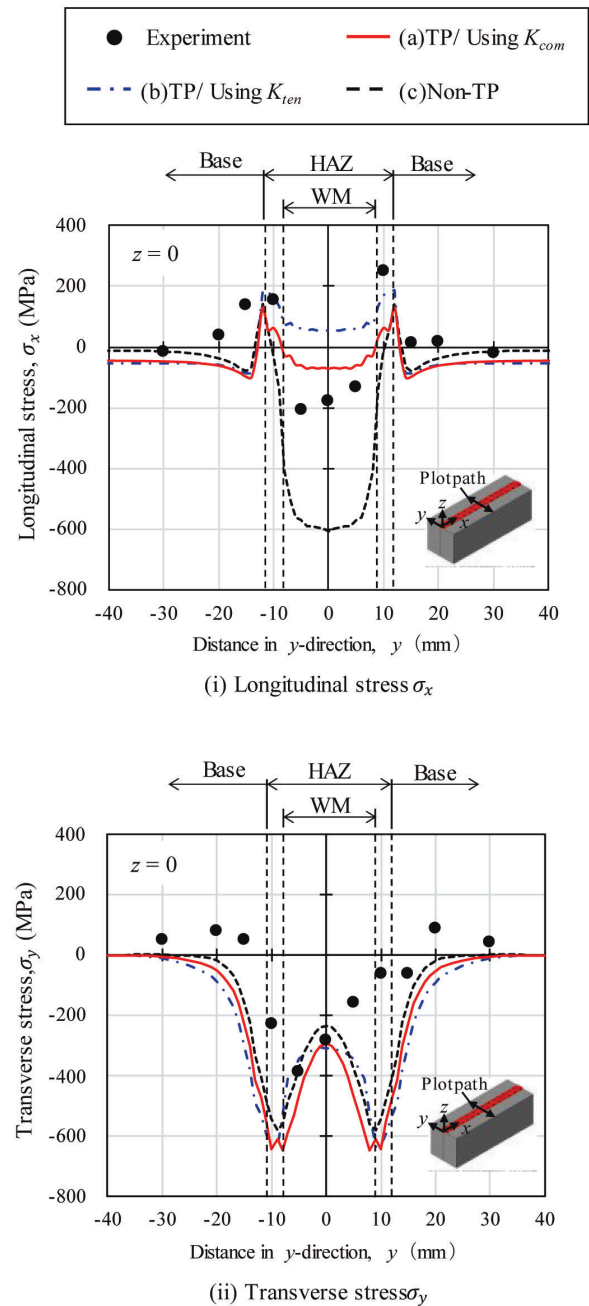


Fig. 12 Comparison of residual stress distributions after reinforcement removal between experiment and analysis.

6. 結 言

本研究では変態塑性を考慮した溶接残留応力解析手法について検討を行い、以下の結果を得た。

(1) 溶接残留応力解析において、変態塑性を考慮することで低合金鋼の変態膨張に起因する溶接残留応力の予測精度が向上した。一方で、変態塑性を考慮しない場合は、変態膨張時に生じる圧縮ひずみを過小に評価し、圧縮残留応力を実際よりも大きく評価することが明らかとなった。

(2) 変態中は変態膨張により圧縮応力が支配的となるため、解析には圧縮応力下で測定した K_{com} を用いたほうが実現に近い解析結果が得られた。さらなる解析精度の向上には、負荷方向に応じて K を変更しながら解析を進めることが必要と考えられた。

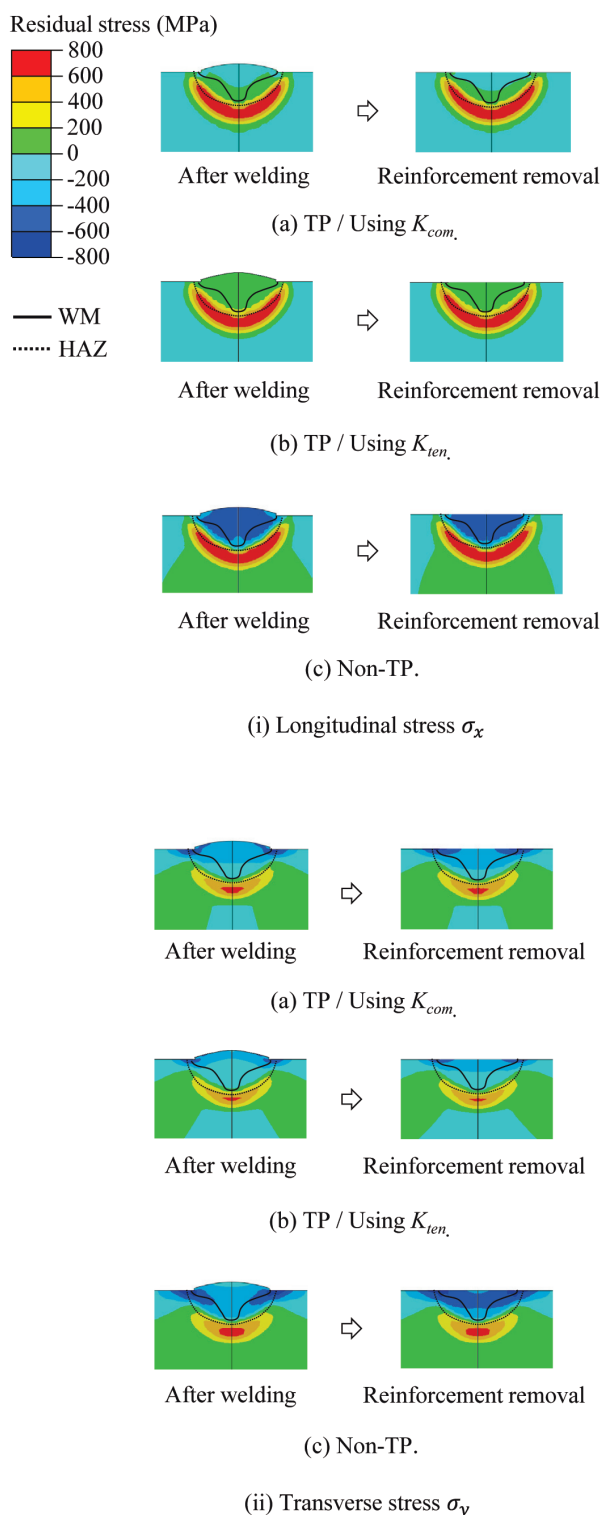


Fig. 13 Residual stress distributions of analysis using K_{com} , K_{ten} and Non-TP.

本論文は、溶接学会論文集 第42巻 第1号 p.29-39 (2024)に掲載された同名の論文の一部を修正して転載したものである。

参考文献

- (1) T. Terasaki, T. Akiyama, K. Wada and T. Okamoto : "Effect of Welding Residual Stress on Fatigue Strength of Welded Joint" , Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.36 (1988) , Issue.410, pp.90-96
- (2) K. Satoh, T. Terasaki : "Effect of Transformation Expansion on Welding Residual Stresses Distributions and Welding Deformations" , Journal of the Japan Welding Society, Vol.45 (1976) , Issue.7, pp.560-566
- (3) T. Inoue : "Transformation Plasticity" , Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.64 (2015) , No.4, pp.247-257
- (4) H. Murata, N. Kato and H. Tamura : "Proportion of Transformation Superplasticity and Expansion on Stress Release - Stress Release by Transformation Superplasticity (Part 1) - " , Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.8 (1990) , Issue.2, pp.85-90
- (5) M. Mochizuki, Y. Mikami, S. Okano and M. Shibahara : "Simulation of Welding Deformation and Residual Stress" , Journal of the Japan Welding Society, Vol.84 (2015) , Issue.1, pp.66-74
- (6) Y. Mikami, Y. Morikage, M. Mochizuki and M. Toyoda : "Measurement and Numerical Simulation of Angular Distortion of Fillet Welded T-joints - Welding Angular Distortion Control by Transformation Expansion of Weld Metals (Report 1) - " , Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.24 (2006) , Issue.4, pp.312-323
- (7) J. Yamamoto, S. Meguro, Y. Muramatsu, N. Hayakawa and K. Hiraoka : "Analysis of Martensite Transformation Behavior in Welded Joint of Low Transformation-Temperature Materials" , Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol.25 (2007) , Issue.4, pp.560-568
- (8) ASTM E873-13a : "Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Afnor Editions Gage Method" , (2013)
- (9) Y. Yanagisawa : Ph.D. thesis, Hokkaido University, (2018) .
- (10) D. P. Koistinen, R. E. Marburger : "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite

- transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels” , Acta Metallurgica, Vol.7 (1959) , pp.59-60
- (11) S.Denis, E.Gautier, A.Simon and G.Beck : “Stress-phase-transformation interactions – basic principles, modeling, and calculation of internal stresses” , Materials Science and Technology, Vol.1 (1985) , No.10, pp.805-814
- (12) Y. Kwaragi, M. Fukumoto and K. Okamura : “Effect of Implicit Integration Scheme in Residual Stress Analysis of Quenching Considering Transformation Plasticity and Kinematic Hardening” , Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.64 (2015) , No.4, pp.258-265
- (13) K. Ando, J. Nishikawa and H. Wada : “A Consideration on the Mechanism of Penetration in Arc Welding” , Journal of the Japan Welding Society, Vol.37 (1968) , Issue.4, pp.359-366