

複相組織鋼における変態塑性の計算モデル及び応力解析精度の検証

Modeling and Simulation of Transformation Plasticity
in a Multi-phase Transformation博士(工学) 柳沢 祐介
Dr. Yusuke Yanagisawa博士(工学) 細矢 隆史
Dr. Takafumi Hosoya南谷 昌弘
Masahiro Minamiya齊藤 数馬
Kazuma Saitoh

要 旨

大型鍛鋼品の熱処理時には温度変化に加えて相変態が生じるため、部材内の応力・ひずみ分布は複雑に変化する。特に空冷や炉冷を施した場合、表層が引張応力となる変態応力型の残留応力分布を示し、変態塑性挙動が残留応力に大きく影響する。本研究では、フェライト・ベイナイト変態における変態塑性挙動を、熱間加工試験及びEBSD測定を用いて詳細に調査し、複相組織鋼における変態塑性の構成式について検討した。また、大型試験材を用いてフェライト・ベイナイト変態後の残留応力を測定し、本構成式を反映した応力解析結果と比較した。その結果、部材表層における引張残留応力が両者で一致することを確認した。

— Synopsis —

During heat treatment of a large forging, both the thermal stress and transformation stress occur due to the temperature gradient in the steel. In air cooling or furnace cooling, the phase transformation stress greatly affects the residual stress, and tensile residual stresses are observed at the surface layer of the forging. In particular, the transformation plasticity greatly influences the stress distribution. In this study, the transformation plasticity in a multi-phase transformation was measured experimentally. The transformation plasticity tests were performed using a hot-working simulator, and the phase fractions were identified based on EBSD. The calculated transformation plasticity using a multi-phase model shows a good agreement with the measurements. And also, the residual stress measurements of the large shaft are compared with those of the simulations considering the multi-phase transformation. It is confirmed that the calculated residual stresses show a good agreement with the measurements on the outer surface.

1. 緒 言

大型鍛鋼品の熱処理過程で空冷や炉冷を施した場合、表層が引張応力となる変態応力型の残留応力分布を示し、特に変態塑性挙動が残留応力に大きく影響する⁽¹⁾。

これまで、変態塑性ひずみを実験的に測定した結果が多く報告されており⁽²⁻⁴⁾、一定応力下で生じる変態塑性ひずみと負荷応力の関係から変態塑性係数を求めている。これらの試験では、主にオーステナイト相からフェライト相などへの単相変態を対象としている。一方、複相変態では新相の析出挙動

が相ごとに異なるため、単相変態とは異なる挙動を示す可能性が考えられるが、複相変態における変態塑性挙動を詳細に調べた報告は少ない。

本研究では、フェライト・ベイナイト変態における変態塑性挙動の把握を目的とし、フェライト相分率を変化させたときのベイナイト変態における変態塑性ひずみを実験的に調査した。得られた結果から、複相組織鋼における変態塑性の構成式について検討した。また、大型試験材を用いてフェライト・ベイナイト変態後の残留応力を測定し、本構成式を用いた応力解析結果と比較することで、解析精度を検証した。

2. 試験手法

2.1 供試材

供試材には、圧力容器部材に使用されている ASME SA508 (MnMoNi 鋼) を用いた。供試材を用いて測定した連続冷却変態曲線を図 1 に示す。同図から、本鋼種のフェライト(+パーライト)変態は 600 ~ 730°C の温度範囲内で生じることが判る。

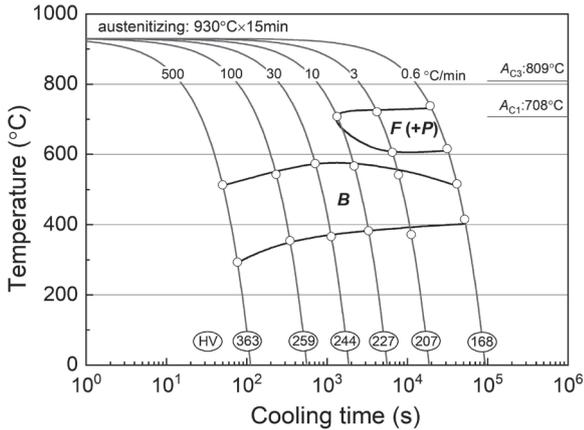


図 1 供試材の連続冷却変態曲線

2.2 変態塑性の測定

変態塑性挙動の測定は、熱間加工試験機(富士電波工機製 Thermec mastor_z)を用いて、図 2 に示す条件で行った。丸棒試験片を 930°C でオーステナイト化後にフェライト変態を生じない冷却速度(30°C/min)で冷却し、625°C での保持時間を変えることでフェライト相分率を調整した。その後、試験片の長手方向にオーステナイト相の弾性範囲内である 40MPa の引張応力を負荷し、ベイナイト変態温度域を荷重一定に制御したまま冷却した。冷却中に生じるひずみ変化には、熱ひずみ、変態ひずみ、変態塑性ひずみが含まれるが、冷却中の径方向変位をレーザー変位計で測定し、無応力下で生じる全ひずみ

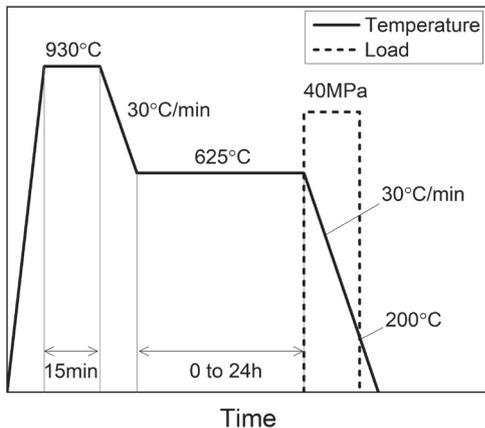


図 2 変態塑性の測定条件

と応力負荷時に生じる全ひずみの差から変態塑性ひずみを求めた。また、軸方向の変態塑性ひずみ ϵ_l^p は、径方向で測定された変態塑性ひずみ ϵ_d^p と塑性変形におけるポアソン比 $\nu_p = 0.5$ から以下の式で求めた。

$$\epsilon_l^p = -\epsilon_d^p / \nu_p \quad (1)$$

2.3 相分率の測定

試験後に、各測定条件におけるフェライト相分率を評価するため、Electron backscatter diffraction (EBSD) 測定を実施して Grain Average Misorientation (GAM) 値を評価した。GAM は、1 つの結晶粒(方位差 5° 以上の粒界で囲まれた領域で定義)内において、隣接するピクセル間の方位差を平均した値である。フェライト相の場合には、粒内の方位がほぼ均一なために結晶方位差が小さくなるのに対して、ベイナイト相では粒内に結晶方位の異なる微細構造をもつためフェライト相よりも結晶方位差が大きくなる⁽⁵⁾。このため、GAM 値の違いから組織を識別することで、相分率を定量的に評価できると考えられる。

3. 試験結果及び考察

3.1 変態塑性ひずみ

冷却過程における径ひずみの測定結果の一部を図 3 に示す。同図から、625°C での保持時間が増加するほどフェライト変態に伴う体積膨張量が大きくなる傾向であり、保持しない条件ではベイナイト単相組織、24h 保持ではフェライト単相組織と推定される。軸荷重を負荷した場合には径方向のベイナイト変態ひずみが減少しており、変態塑性挙動が確認された。保持時間と変態塑性ひずみの関係を図 4 に示すが、保持時間の増加に伴って変態塑性ひずみは減少する。これは、フェライト変態温度域では荷重を負荷していないため、ベイナイト相分率の減少に伴って変態塑性ひずみが減少したためである。

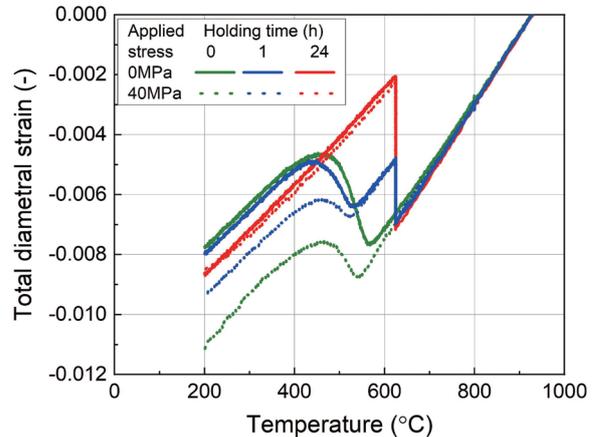


図 3 温度 - ひずみ線図

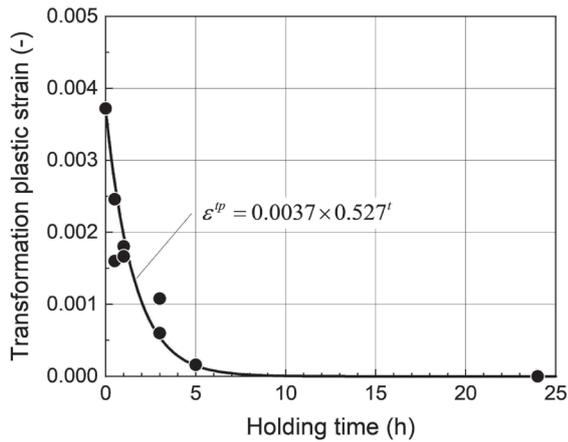


図4 保持時間と変態塑性ひずみの関係

3.2 フェライト相分率

EBSD 測定で得られた、Inverse pole figure (IPF)マップ及び GAM 値の分布を図5に示す。保持時間の増加に伴い、IPF マップにおける結晶粒内の色の濃淡が減少してほぼ均一な色(均一な方位)となり、GAM 値が低角度側に変化する。また、無負荷及び荷重負荷条件ともに GAM 値の分布に大きな違いは見られない。このとき、ベイナイト

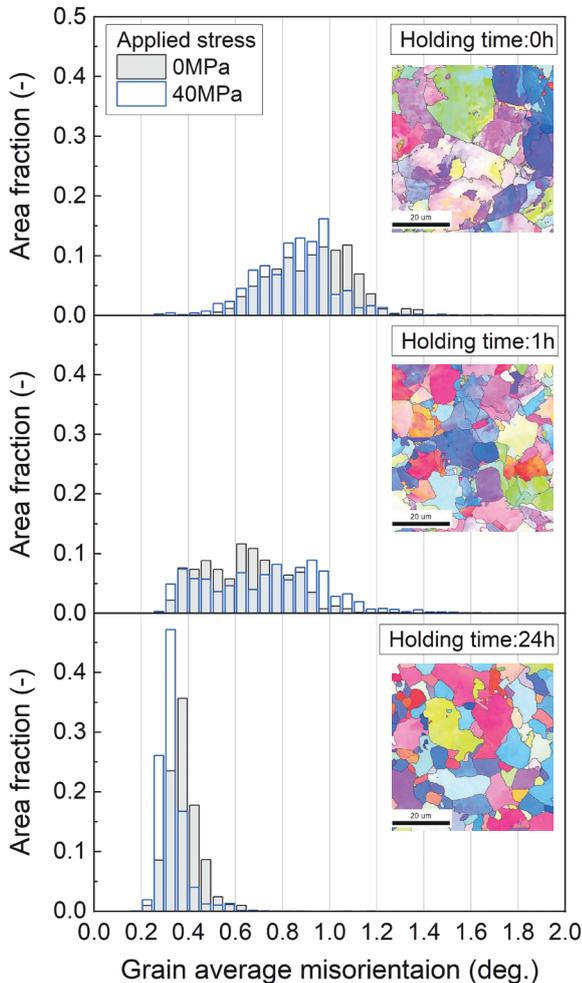


図5 IPF マップ及び GAM 値の分布

単相(保持なし)とフェライト単相(24h 保持)の大部分は、GAM 値 0.6°を境として分布していることから、GAM 値が 0.6°以下の領域をフェライト相と定義した。

得られたフェライト相分率の測定結果を図6に示す。保持時間の増加に伴ってフェライト相分率が増えており、図中に示すように Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) 型の等温変態速度式⁽⁶⁾を用いて良く近似できる。

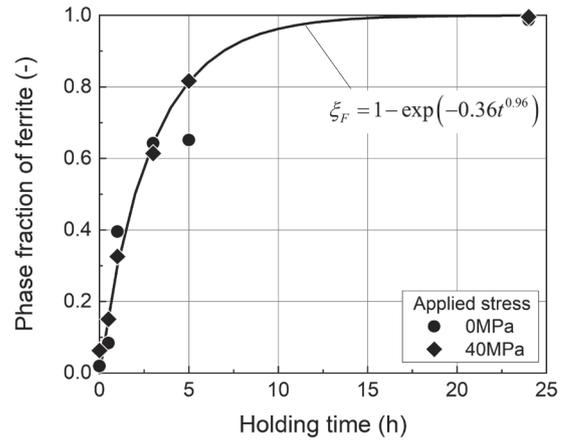


図6 保持時間とフェライト相分率の関係

3.3 複相変態における変態塑性ひずみ

フェライト相分率とベイナイト変態における変態塑性ひずみの関係を図7に示す。縦軸は、ベイナイト単相における変態塑性ひずみで規格化している。

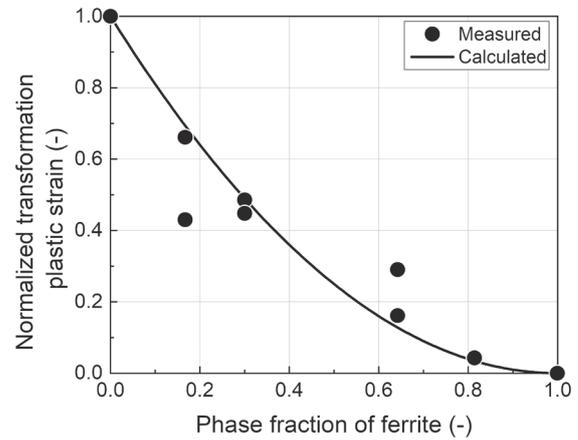


図7 変態塑性ひずみの実測値と計算値の比較

複相変態における変態塑性ひずみ速度の一般式として、次式が提案されている⁽⁷⁾。

$$\dot{\epsilon}^p = \sum_{I=1}^{N-1} \sum_{J=I+1}^N 3K_{IJ} \xi_I \dot{\xi}_J s \quad (2)$$

ここで、 N は相の数、 $\dot{\epsilon}^{lp}$ は変態塑性ひずみ速度、 K は変態塑性係数、 ξ は相分率、 s は偏差応力である。単相変態 ($N=2$ 、例えば γ 相 $\rightarrow B$ 相)の場合、式(2)は次式となる。

$$\dot{\epsilon}^{lp} = 3K_{\gamma-B} \xi_{\gamma} \dot{\xi}_B s \quad (3)$$

上式で、添え字は各相 (オーステナイト: γ 、フェライト: F 、ベイナイト: B)を示す。また、2相変態 ($N=3$ 、例えば γ 相 $\rightarrow F+B$ 相)の場合には次式となる。式(4)で右辺第1~3項は各相間の作用を表している。

$$\dot{\epsilon}^{lp} = 3K_{\gamma-F} \xi_{\gamma} \dot{\xi}_F s + 3K_{\gamma-B} \xi_{\gamma} \dot{\xi}_B s + 3K_{F-B} \xi_F \dot{\xi}_B s \quad (4)$$

本試験においては、フェライト変態時に荷重を負荷していないため式(4)の右辺第1項は0となる。また、フェライト相とベイナイト相の相互作用を表す右辺第3項の影響は未知であるが、影響がないものとして0と仮定すると、変態塑性ひずみは次式により算出できる。

$$\dot{\epsilon}^{lp} = 3K_{\gamma-B} \xi_{\gamma} \dot{\xi}_B s \quad (5)$$

一定応力下で、フェライト変態後にベイナイト変態が生じるとして式(5)をベイナイトの体積含有率について積分し、応力 σ を用いて表記すると式(6)となる。

$$\begin{aligned} \epsilon^{lp} &= 2K_{\gamma-B} \sigma \int_0^{1-\xi_F} (1-\xi_F - \xi_B) d\xi_B \\ &= K_{\gamma-B} \sigma (1-\xi_F)^2 \end{aligned} \quad (6)$$

さらに、ベイナイト単相に生ずる変態塑性ひずみとの比で表記すると最終的に次式を得る。

$$\begin{aligned} \frac{\epsilon^{lp}}{\epsilon_B^{lp}} &= (1-\xi_F)^2 \\ \epsilon_B^{lp} &= K_{\gamma-B} \sigma \end{aligned} \quad (7)$$

図7に示すように、フェライト相分率が変化するときのベイナイト変態塑性ひずみの実測値は計算値と良く一致する。実測値が式(7)を用いて表記できることから、式(4)の右辺第3項(フェライト相とベイナイト相の相互作用)の影響は無視できる程度に小さいと考えられる。これは、フェライト相とベイナイト相は、オーステナイト相に比べて十分硬いため、フェライト・ベイナイト間では変態塑性変形(塑性変形)が生じないためと理解できる。つまり、ベイナイト変態における塑性ひずみの進行において、周囲の組織がベイナイト+オーステナイトである場合(単相変態)とフェライト+ベイナイト+オーステナイト相である場合(2相変態)で、変態塑性挙動に大きな違いはないことを示している。このことは、Taleb

と Petit⁽⁸⁾が指摘しているように、複相変態における変態塑性ひずみの進行は、新相の相分率の和を用いて表記できることと一致する結果である。

一方、フェライト変態の進行に伴ってオーステナイト中の固溶炭素量は増加するため、ベイナイト変態速度はフェライト相分率の影響を受ける可能性が考えられる。式(5)に示すように、変態塑性ひずみ速度はベイナイト変態速度に依存するが、本試験では一定応力下で得られた変態塑性ひずみ量を評価しているため、式(6)に示すように変態速度の影響は含まれない。しかし、冷却中に負荷応力が変化する実際の熱処理工程では、変態速度の変化は変態塑性ひずみ及び残留応力に影響するため、この影響が無視できない可能性がある。

4. 大型試験材を用いた検証

4.1 供試材及び熱処理試験

試験には、2章と同様 ASME SA508 の鍛鋼品を用いた。 $\phi 460 \times 1600$ mm の丸棒試験材を 930℃ に加熱・保持後、フェライト・ベイナイト変態を生じるように徐冷した。冷却中の温度履歴を、軸方向中央位置で表層からの深さ D/2、D/4、D/8 (D は直径) の 3 箇所測定した結果を図8に示す。测温箇所による違いは見られず、部材がほぼ一様に冷却されていることが判る。

冷却後に軸方向中央位置の外表層でリングコア法⁽⁹⁾により残留応力を測定した結果を表1に示す。冷却中の部材内の温度差が小さいことから残留応力は比較的小さく、軸方向・周方向ともに 40MPa 前後の引張応力であった。

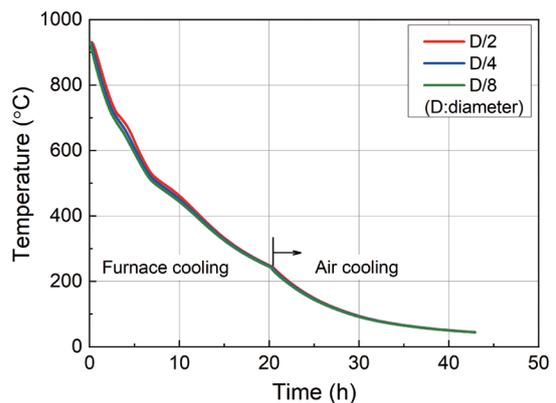


図8 大型試験材の测温結果

表1 残留応力測定結果

Direction	Residual stress (MPa)	
	0°	180°
Axial	36	42
Circumferential	47	48

次に、試験材を軸方向中央位置で切断し、断面のマイクロ組織を観察した。マイクロ組織はフェライト(+パーライト)相とベイナイト相の混合組織となっており、EBSD 測定による GAM 値を用いて評価したフェライト相分率及びビッカース硬さ測定結果を図 9 に示す。フェライト相分率は約 34% であったが、観察箇所によるばらつきが認められた。図 8 に示すように、本試験では部材内部の温度履歴にほとんど差は認められないことから、相分率のばらつきはマイクロ偏析などの組織的な不均一が残存していることで生じた可能性が考えられる。

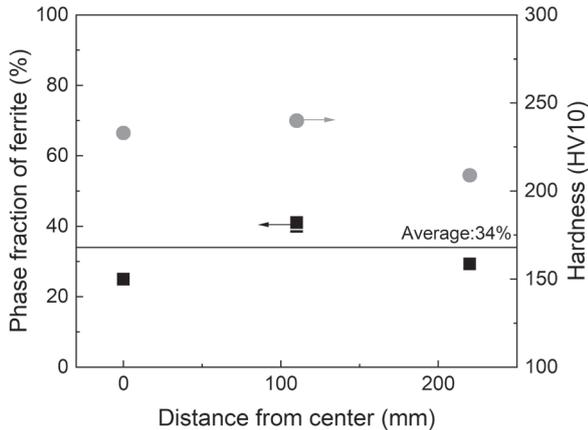


図 9 フェライト相分率及び硬さ

4.2 熱処理解析

既報⁽¹⁾で報告した解析プログラム(有限要素解析ソフト ANSYS に独自のプログラムを組み込み)を用いて、変態塑性及びクリープ変形を考慮した熱処理解析を実施した。解析に用いた本鋼種の各物性値は、オーステナイト相とフェライト相、ベイナイト相について定義し、混合相における材料特性は、各相の分率(体積率)から線形混合則により決定した。また、フェライト変態及びベイナイト変態ともに、変態の速度式は JMAK 型の変態速度式⁽⁶⁾を用いて定式化した。

変態塑性係数の測定には、熱間加工試験機を用いた。フェライト変態とベイナイト変態における測定条件を図 10 に示す。フェライト変態では 625°C で等温保持中に荷重を負荷し、ベイナイト変態では連続冷却下で荷重を負荷した。変態温度域における径方向ひずみの測定結果を図 11 に、負荷応力と変態塑性ひずみの関係を図 12 に示す。ベイナイト変態では、負荷応力と変態塑性ひずみに比例関係が認められ、変態塑性係数 K_B は $1.03 \times 10^{-4} \text{MPa}^{-1}$ となる。一方、フェライト変態に関してはベイナイト変態よりも大きなひずみ変化が生じており、変態塑性ひずみに加えてクリープひずみが重畳して生じたと考えられる。そこで、変態塑性ひずみ ϵ^{fp} 及びクリープひずみ ϵ^c が以下の式で表されるとして、測定結果に対して最小 2 乗近似により材料定数を同定した結果、変態塑性係数 K_F は $1.36 \times 10^{-4} \text{MPa}^{-1}$ と推定された。

$$\epsilon^{fp} = K_F \sigma \quad (8)$$

$$\epsilon^c = A \sigma^n t \quad (9)$$

$$A = 3.08 \times 10^{-14}, n = 4.18, K_F = 1.36 \times 10^{-4} \quad (10)$$

以上のようにして得られた変態塑性係数を、前項で示した構成式とともに熱処理解析に適用した。

外表層における相分率の時刻歴変化を図 13 に示す。オーステナイト単相からフェライト相とベイナイト相の混合組織となり、冷却後のフェライト相分率は 37% と評価された。応力解析は、(a)変態塑性及びクリープ変形を考慮しない条件、(b)変態塑性のみを考慮した条件、(c)変態塑性とクリープ変形を考慮した条件の 3 通りで実施した。残留応力の解析値と実測値の比較を図 14 に示す。変態塑性及びクリープ変形を考慮しない条件では、表層が圧縮応力となり実測値との差が大きい。変態塑性のみを考慮した条件とクリープ変形も考慮した条件では同等の結果であり、いずれも表層で引張の残留応力となり、実測結果に近い値が得られた。本試験でクリープ変形の影響が小さかった理由としては、徐冷したことで部材内の作用応力が小さかったためと考えられる。

複相組織鋼では、相の増加に伴って変態挙動及び変形挙動が複雑になる。本試験ではフェライト相とベイナイト相の物性値を個々に調査し、混合則を用いて評価する手法を試みたが、実測値に近い残留応力値が得られたことから概ね妥当な手法であると考えられる。

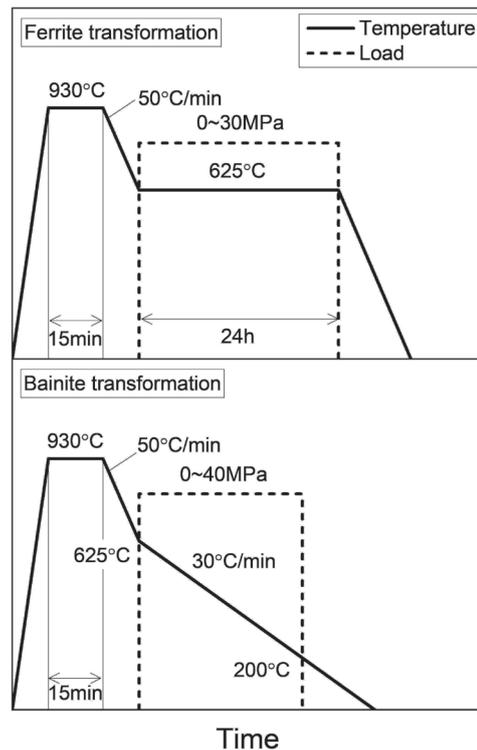
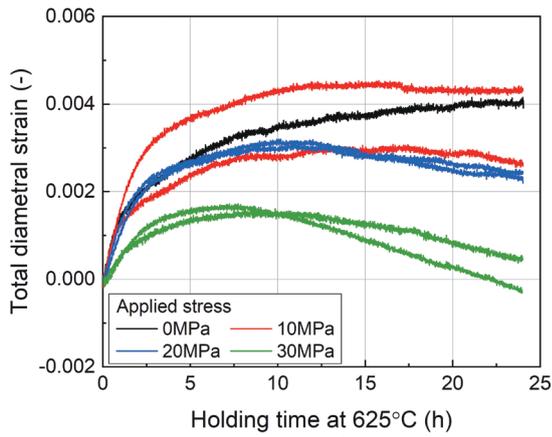
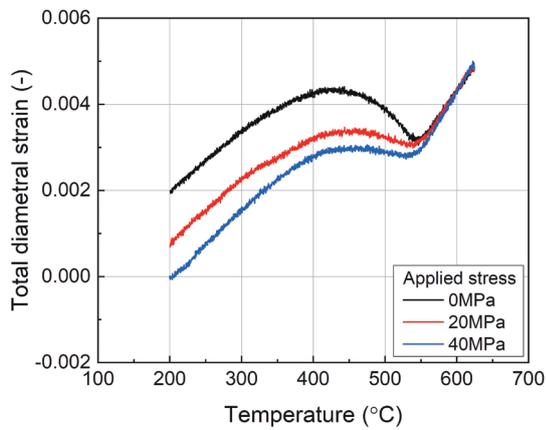


図 10 変態塑性の測定条件



(a) フェライト変態



(b) バイナイト変態

図 11 温度 - ひずみ線図

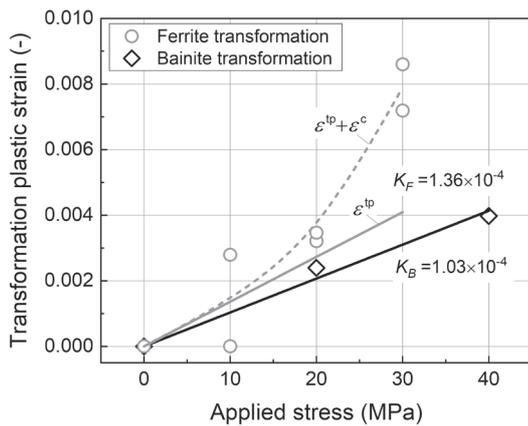


図 12 負荷応力と変態塑性ひずみの関係

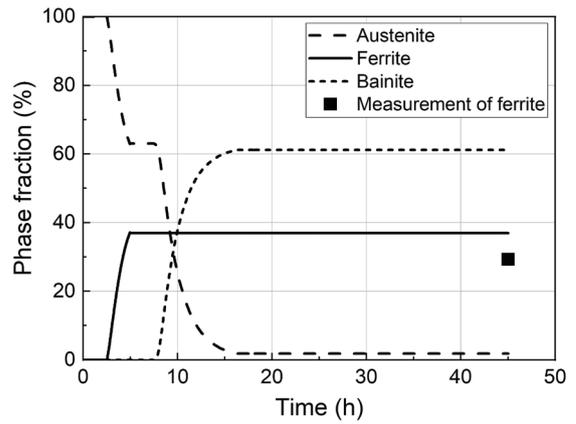


図 13 外表層における相分率の時刻歴変化

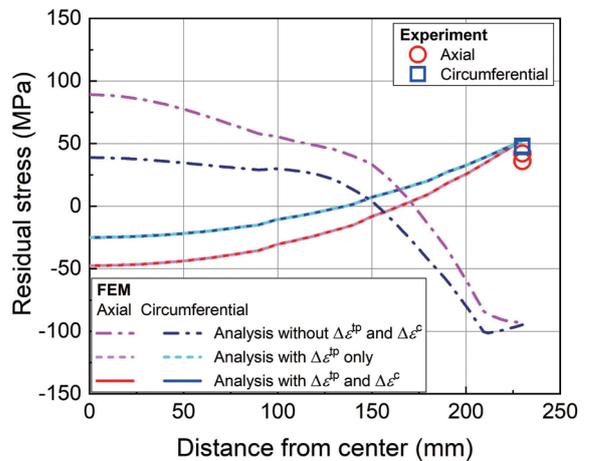


図 14 残留応力の実測値と解析値の比較

5. 結 言

本研究では、フェライト・ベイナイト変態を生じる ASME SA508 鋼を用いて、複相変態における変態塑性の構成式について検討した。また、大型試験材を用いて応力解析精度を検証した。主な結果を以下に示す。

- (1) フェライト・ベイナイト変態における変態塑性ひずみは、複相組織における変態塑性ひずみ速度の一般式で整理でき、フェライト相とベイナイト相の相互作用の影響が小さいことを示した。
- (2) 大型試験材の残留応力を、実験的に測定したフェライト変態とベイナイト変態の変態塑性係数を用いて解析した結果、部材表層における引張残留応力が一致することを確認した。

謝 辞

本研究を遂行するに当たり、懇切丁寧なる御指導を頂いた北海道大学大学院工学研究院 佐々木克彦教授に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- (1) 柳沢祐介, 岸恭弘, 南谷昌弘, 齊藤数馬: “変態塑性及びクリープ変形を考慮した大型鍛鋼品の熱処理解析”, 日本製鋼所技報, No.69 (2018), pp.1-8.
- (2) T. Otsuka, Y. Wakasu and T. Inoue: “A simple identification of transformation plastic behavior and some data for heat treating materials”, International Journal of Materials and product Technology, Vol.24 (2005), pp.292-305.
- (3) M. Dalgic and G. Lowisch: “Transformation plasticity at different phase transformations of bearing steel”, Materials Science & Engineering Technology, Vol.37 (2006) No.1, pp.122-127.
- (4) 田中友浩, 井上達雄: “パーライト変態における変態塑性係数の同定とその化学成分依存性”, 材料, Vol.57 (2008) No.10, pp.1036-1042.
- (5) S. Zaeferrer, P. Romano and F. Friedel: “EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels”, Journal of Microscopy, Vol.230 (2008), pp.499-508.
- (6) 梅本実, 堀内一也, 田村今男: “ベイナイトの等温変態挙動とその連続冷却変態への適用”, 鉄と鋼, Vol.68 (1982) No.3, pp.461-469.
- (7) 井上達雄: “統合型変態・熱塑性構成式理論とその応用”, 材料, Vol.56 (2007) No.4, pp.352-356.
- (8) L. Taleb and S. Petit: “New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity”, International Journal of Plasticity, Vol.22 (2006), pp.110-130.
- (9) W. Böhm, E. Stücker and H. Wolf: “Principles and potential applications of the ring-core method for determining residual stresses”, RAM, Vol.4 (1988) No.1, pp.5-10.