

円柱の焼入れにより生じる残留応力について

第2報 相変態で生じる応力の数値解析方法について

正員 寺崎 俊夫*
川上 博己**

正員 福谷 理明***
長谷川 弘毅****

Study on Residual Stress of Cylinder Generated by Quenching
Second Report Numerical Analysis Method of Stress Caused by Phase Transformation

by Toshio Terasaki, Member Michiaki Fukuya, Member
Hiroki Kawakami Kouki Hasegawa

Summary

The authors have established an accurate good analysis technique for presuming the experimental value of the stress and the deformation caused by phase transformation through the finite element method. Because it is necessarily method to prevent from the quenching crack which is dominated by stress and deformation caused by phase transformation accompanied with the heat treatment. By using the steel transforming to fully martensite during the quenching, the experiment of heat cycle, residual stress and transformation were carried out, followed by the comparative study of the experimental and the numerical analysis value concerned with the residual stress and the deformation. Consequently the notable factors were made clear on the numerical analysis. As a result, the following conclusion was obtained. The accurate good analysis of the temperature change, the linear expansion coefficient by considering the phase transformation strain and the yield stress of each phase during quenching process are important to analyze the phase transformation stress and the deformation by the numerical analysis.

Key words : axisymmetric cylinder quenching, phase transformation strain, residual stress, finite element method

1. 結 言

前報¹⁾において、円柱焼入れで生じる残留応力の発生原因である温度上昇を数値解析で精度良く取り扱う上での注意点を明確にした。本報告では舵の軸やプロペラシャフトの中間軸の材料を完全焼入れした場合に生じる残留応力を対象とする。

一般に焼入れ、焼戻しは鋼に高強度、高靱性を付与するために広く用いられている。熱処理中に発生する応力は、1)温度変化によって生じる熱収縮が原因で起こる熱応力と、2)組織の変態膨張・収縮により生じる相変態応力である。

鋼材を焼入れし、相変態を生じた時の残留応力に関する研究は多く存在するが²⁾⁴⁾、相変態による変位についても同時に検討した報告は少ない。また、残留応力の発生に大きく

影響を及ぼす線膨張係数、降伏応力の温度依存性の実験値を使用して、残留応力・変形を詳細に検討した研究報告もほとんどない。

本報告では焼入れ過程の残留応力分布を系統的に整理する研究の第2報として、焼入れ過程でマルテンサイト変態を生じる材料を使用して、焼入れ後の残留応力と変位を検討した。始めに相変態により生じる応力並びに膨張・収縮が相変態ひずみを考慮した熱弾塑性解析にて精度良く解析できるかどうかを理論解が得られる単純モデルで検討した。次に、相変態膨張量が大きいマルテンサイト変態を生じる中実円柱材を用いて焼入れの実験を行い、残留応力分布と変位に大きく影響を及ぼすと考えられる温度変化、膨張係数、及び降伏応力について検討し、相変態により生じる残留応力を数値解析で精度良く予測するための重要な因子を明らかにした。

2. 数値解析条件

2.1 相変態ひずみと線膨張係数

多くの鋼は室温からオーステナイト相(以下、 γ 相)に加熱

* 九州工業大学工学部物質工学科

** 九州工業大学工学研究科学生

*** 日本鑄鍛鋼株式会社

**** 九州工業大学工学研究科学生
(現 東プレ株式会社)

原稿受理 平成 17 年 10 月 26 日

し、 γ 相から冷却すると、熱膨張・熱収縮に伴い相変態を生じる。Fig.1 に γ 相から冷却した時に、マルテンサイト変態が生じると仮定した場合の温度と伸び・ひずみの関係を示す⁵⁾。図では相変態開始温度(θ_{ir}^s)300°Cから相変態終了温度(θ_{ir}^f)200°Cで、相変態により0.007の膨張のひずみが生じると仮定した。 γ 相から冷却すると、マルテンサイト変態の開始温度 Ms 点までは温度低下による熱収縮を生じるが、Ms 点より温度が下がるとマルテンサイト変態を生じ、結晶構造が fcc から bcc に変わるため、変態膨張によるひずみを生じる。マルテンサイト変態終了温度 Mf 点になるとマルテンサイト変態は終了し、それ以後は熱収縮のみが作用する。

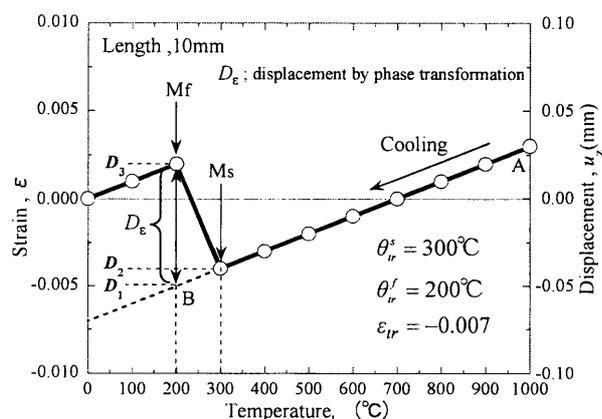


Fig.1 Relation between temperature and strain

数値解析にて相変態応力を解析するには、相変態により生じる膨張・収縮を考慮しなければならない⁶⁾。相変態により生じるひずみ(以下、相変態ひずみ)を、線膨張係数にて検討する手法について述べる。

鋼材を γ 相から冷却し、相変態を生じない場合を考えると、熱収縮のみが作用するため鋼材の伸びは A 点から B 点に変化する。しかし実際は相変態膨張により鋼材の伸びは D_3 点になるため、 D_1 点と D_3 点の伸びの差が相変態によって生じた膨張量 D_ϵ となる。

鋼材の長さを l とし、線膨張係数を e_c とする。温度が θ_{ir}^s から θ_{ir}^f になった時の、温度変化による鋼材の長さ変化は次式となる。

$$e_c(\theta_{ir}^s - \theta_{ir}^f) \cdot l = (D_2 - D_1) \quad (2.1)$$

相変態により生じた膨張量 D_ϵ は $D_3 - D_1$ であるため、相変態ひずみ ϵ_{ir} は次式となる。

$$\epsilon_{ir} = \frac{D_\epsilon}{l} = \left(\frac{D_3 - D_1}{D_2 - D_1} \right) \cdot (\theta_{ir}^s - \theta_{ir}^f) \cdot e_c \quad (2.2)$$

2.2 両端固定棒モデルによる過渡応力

式(2.2)で求まる相変態ひずみを用いて、理論とおりの応力変化が数値解析できるかを単純モデルである両端固定棒モデルで検討する。

温度変化により相変態が生じる材料について解析を行う場合、相変態ひずみ ϵ_{ir} を温度の関数として与え、相変態ひずみを線膨張係数に換算する必要がある。線膨張係数の温度変化を取り扱う方法として、基準温度から任意の温度までの全ひずみとして考慮する場合と、熱膨張ひずみの微分を考慮する2通りの方法がある。本研究では任意温度での全ひずみで線膨張係数を考慮する方法を使用した。

始めに相変態ひずみを考慮した線膨張係数を用いて加熱及び冷却過程の応力の過渡変化を検討した。0°Cから1000°Cまで加熱し、また1000°Cから0°Cまで冷却した時の鋼材に発生する応力変化を解析した。相変態温度範囲を加熱時は700°Cから800°C、冷却時はFig.1と同様に300°Cから200°Cの範囲とし、相変態ひずみは加熱及び冷却ともに0.007とした。相変態温度範囲以外では線膨張係数 $e_c = 1.0 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ にしたがって膨張及び収縮すると仮定した。相変態ひずみの膨張・収縮の影響を考慮した線膨張係数をFig.2に示す。

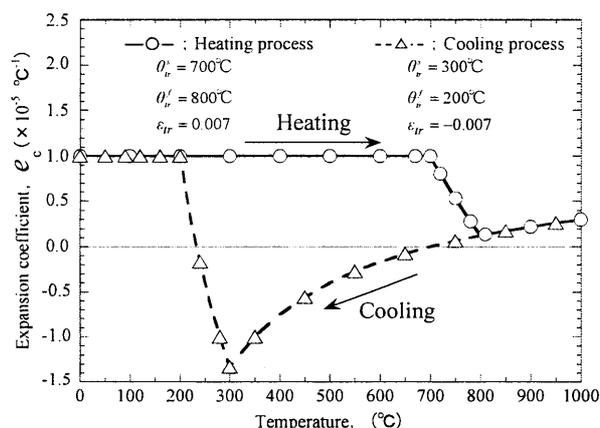


Fig.2 The linear expansion coefficient by considering the phase transformation strain

数値解析は有限要素法を使用した。解析は4節点1要素の軸対称要素を用い、半径5mm、軸長10mmの両端固定棒モデルとした。解析モデルをFig.3に示す。ヤング率は $E = 210000 \text{ MPa}$ の一定値とした。降伏応力はFig.4に太い線で示すように圧縮降伏応力と引張降伏応力の絶対値が同じで、0°Cから200°Cまで一定値240MPa、200°Cから力学的溶解温度の830°Cまで直線変化、830°C以上で20MPaとした。要素の温度変化はモデル全体が一様に加熱及び冷却されるとし、解析により軸方向の応力 σ_z 及び塑性ひずみ ϵ_{pz} の変化を求めた。0°Cから1000°Cまでの温度上昇過程の解析後、

1000℃から0℃までの冷却過程を解析したが、図が複雑になるため温度冷却過程の過渡応力及び過渡塑性ひずみの解析結果のみを Fig.4 に示す。

冷却過程の軸方向応力 σ_z の過渡変化は、温度の冷却に伴い引張応力が作用し、降伏曲線上を推移する。相変態温度範囲 300℃から 200℃で相変態による膨張により圧縮方向に応力が転じ弾性域で受け持つ。圧縮の降伏応力に達すると相変態による膨張を塑性域で受け塑性ひずみが圧縮側に移行している。

図中に示した細い実線(line1)は、1000℃からの冷却過程で圧縮降伏応力から引張降伏応力に移行し、傾き $-E e_c$

$(-210000\text{MPa} \times (1.0 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}))$ から与えられる -2.1 と一致しており、両端固定棒の理論予測線と一致している。また相変態後の 200℃以下の細い実線(line3)の傾きも -2.1 となっており、理論予測線に一致している。更に、相変態開始直後の細い破線(line2)の傾きは 1°C 当たりの熱膨張ひずみ -1.0×10^{-5} と相変態ひずみ $7.0 \times 10^{-5} (=0.007/100)$ より得られる 6.0×10^{-5} にヤング率を乗算した傾き 12.6 になっており、両端固定棒の理論予測線に一致している。これにより相変態を考慮した応力の過渡変化が両端固定棒モデルで表現できていることが分かる。

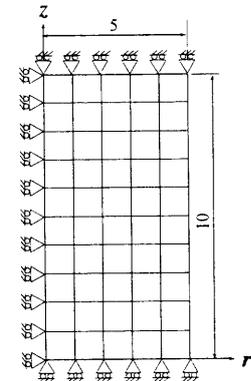


Fig.3 Analysis model of fixed bar

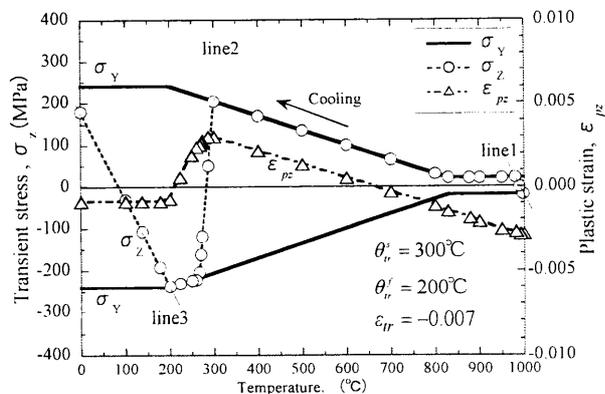


Fig.4 Transient stress and plastic strain produced by cooling process of fixed bar

2.3 自由棒モデルによる過渡変形

次に、自由棒モデルを用い、相変態による膨張・収縮が解析できるか検討した。解析条件は前述と同じとし、加熱及び冷却中の自由棒モデルの軸方向変位 u_z を求めた。解析モデルを Fig.5 に示す。また解析結果を Fig.6 に示す。

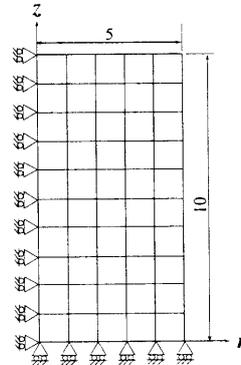


Fig.5 Analysis model of free bar

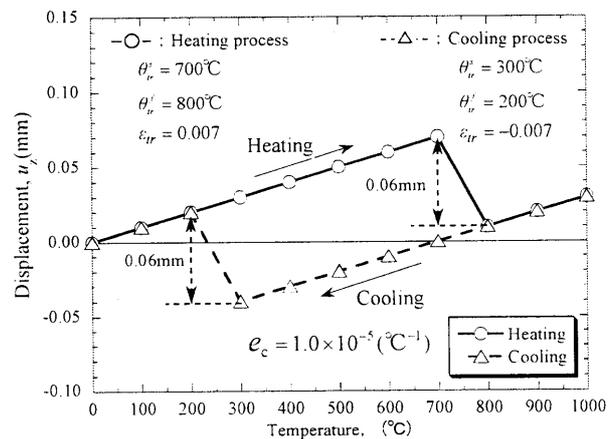


Fig.6 Expansion of free bar

加熱過程の 700℃から 800℃の自由棒モデルの膨張量の理論値は、相変態ひずみ $\epsilon_{tr} = -0.007$ に線膨張係数 $e_c = 1.0 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ によるひずみ 0.001 を加算し、軸長 10mm を乗算した値の $(-0.007+0.001) \times 10\text{mm} = -0.06\text{mm}$ となる。また、冷却過程においては、相変態温度範囲の 300℃から 200℃の膨張量は、加熱過程と同様にして 0.06mm となる。Fig.6 の結果より、相変態ひずみを考慮した線膨張係数を用いることにより、相変態による膨張・収縮の数値解析結果は理論値と一致しており、精度良く解析できていることが分かる。

2.4 実験材料の相変態ひずみの取り扱い方

本研究で残留応力及び変位を検討した供試鋼の相変態ひずみについて説明する。直径 3.5mm、軸長 12mm の試験片を用い、加熱及び冷却過程での膨張量を高周波加熱式全自動変態記録測定装置(Formaster-F)で測定した。試験片は 3.1 節

に示す 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い、 γ 域の 840°C に加熱後、マルテンサイト相(以下、 α_m 相)を生じさせるために 100°C/min の等速冷却にて膨張量を測定した。

実験結果よりフェライト相(以下、 α 相)の線膨張係数は $1.2 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ 、 γ 相の線膨張係数は $2.3 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ であった。また式(2.2)を用いて求めた相変態ひずみは、加熱過程で相変態ひずみ $\varepsilon_{tr}(\alpha \rightarrow \gamma) 0.0030$ であり、冷却過程で相変態ひずみ $\varepsilon_{tr}(\gamma \rightarrow \alpha_m) 0.0075$ であった。この値を用いて線膨張係数を求め、Formaster-F で使用した試験片の加熱及び冷却過程の膨張量の変化を数値解析にて求めた。実験値の膨張量と解析値を比較した結果を Fig.7 に示す。実験より求めた相変態ひずみは実験値の膨張量を精度良く解析できていることが分かる。

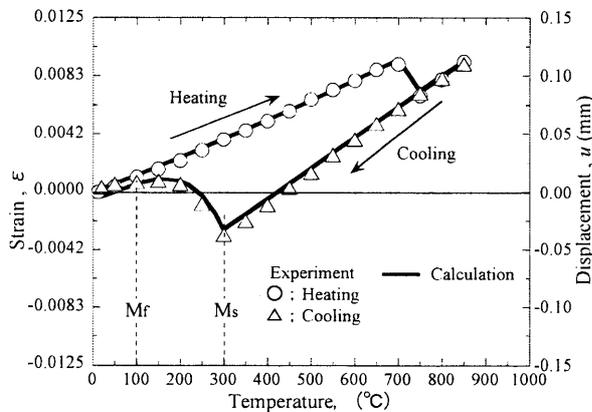


Fig.7 Expansion curve of 3.5%Ni-Cr-Mo-V steel

マルテンサイトは無拡散変態であるため、温度とマルテンサイト変態分率は比例関係で表すことはできない。マルテンサイト変態分率は、 M_s 点から M_f 点の間では Koistinen-Marburger 則⁷⁾⁻⁹⁾の式(2.3)で求めることができる。

$$f_m^K = 1 - \exp\{-0.011(M_s - T)\} \quad (T \leq M_s) \quad (2.3)$$

式(2.3)の f_m^K はマルテンサイト変態分率を示し、 M_s 点の温度より温度 T が小さくなるほど指数関数的に f_m^K は 100% に近づくことを意味する。Fig.7 及び CCT 図¹⁰⁾より供試鋼の M_s 点は 300°C、 M_f 点は 100°C であることから M_s 点以下のマルテンサイト変態分率を式(2.3)より求めた。一方、Fig.7 より実験値の相変態ひずみから相変態中のマルテンサイトの変態分率を求めた。実験及び Koistinen-Marburger 則より求めたマルテンサイトの変態分率の結果を Fig.8 に示す。

Koistinen-Marburger 則を用いマルテンサイト変態分率を計算した結果を実線で示す。実線は M_f 点にて 100%マルテンサイト変態を生じていないことを意味するが、本鋼種は相変態後に残留オーステナイトが無いことより M_f 点にて

100%マルテンサイト変態を生じている。したがって、 M_f 点にて 100%マルテンサイト変態が生じていると仮定し、式(2.3)に $1/[1 - \exp\{-0.011(M_s - M_f)\}]$ を乗じて、相変態中の変態分率の補正計算を行った。計算結果を破線にて示す。変態分率の補正計算に使用した modified Koistinen-Marburger 則を式(2.4)に示す。破線と実験値の相変態ひずみより求めた相変態中の変態分率はほぼ等しいことが分かる。

これにより式(2.4)の modified Koistinen-Marburger 則を用いれば、相変態中の任意温度での相変態ひずみを容易に推測することができる。

$$f_m = \frac{[1 - \exp\{-0.011(M_s - T)\}]}{[1 - \exp\{-0.011(M_s - M_f)\}]} \quad (2.4)$$

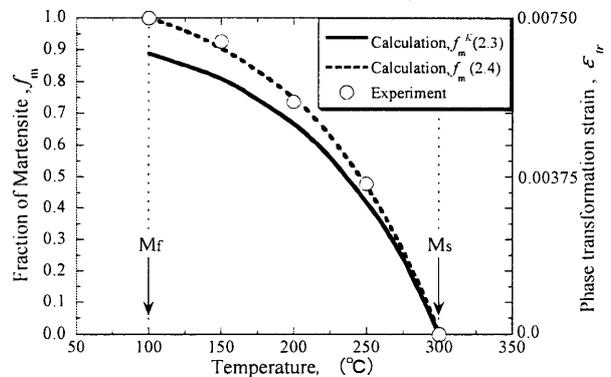


Fig.8 Relation between temperature and fraction of martensite

2.5 熱弾塑性解析に必要な材料定数

熱弾塑性解析で熱伝導の計算に必要な物性値である比熱 $c(\text{J/g}\cdot^\circ\text{C})$ 、熱伝導率 $\lambda(\text{J/mm}\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C})$ の温度依存性について説明する。始めに、比熱の温度依存性を Fig.9 に示す。

破線で示した比熱の○印は 3.5%Ni 鋼の文献値¹¹⁾であるが、比熱の値が約 700°C 前後にて上昇していることが分かる。これは冷却過程では γ 相から α 相の発熱を意味している。したがって、マルテンサイト変態発熱を考慮して冷却過程中の γ 相並びに α_m 相における比熱の値を次のように仮定した。

γ 相に加熱後、冷却開始から M_s 点までは相変態を生じないことより、冷却中の γ 相の物性値はオーステナイト系ステンレス(SUS304)の値を使用した。また相変態中の α_m 相と γ 相の混在域は M_s 点から、 M_s 点と M_f 点の中間温度である 200°C まで SUS304 の値を用い、200°C 以下の温度範囲では 3.5%Ni 鋼の文献値を使用した。相変態温度範囲では変態発熱量を考慮するため、マルテンサイトの変態発熱が約 84J/g¹²⁾であることから、 M_s 点と M_f 点の間では、 M_s 点から 200°C までの SUS304 の比熱の値及び 200°C から M_f 点までの 3.5%Ni 鋼の文献値の値それぞれに、マルテンサイトの変態

発熱量を考慮した. 冷却過程のマartenサイトの相変態を考慮した比熱の値を●, ▲のプロット並びに実線で示す.

次に, 熱伝導率の温度依存性を Fig.10 に示す. 破線で示した熱伝導率の□印は 3.5%Ni 鋼の文献値¹¹⁾であるが, 比熱と同じく冷却過程ではマartenサイト変態が考慮されていない. したがって, 上述の比熱と同様にして, 冷却過程においてγ相から相変態中のα_m相とγ相の混在域の200℃まで SUS304 の値を用い, 200℃以下の温度範囲では 3.5%Ni 鋼の文献値を用いてマartenサイト変態を考慮した熱伝導率の値を仮定した. マartenサイトの相変態を考慮した熱伝導率の値を■のプロット並びに実線で示す.

熱弾塑性の解析に用いた降伏応力及びヤング率の値を Fig.11 に示す. 降伏応力は高温引張試験の実験値から求めた. 常温から各所定の温度に加熱し, 保定後, 引張試験を行った.

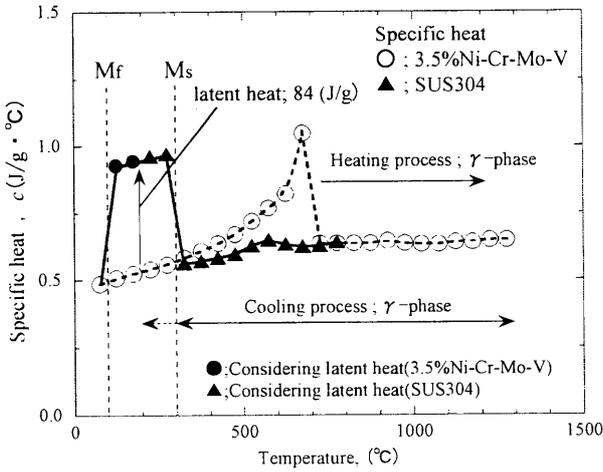


Fig.9 Temperature dependence of specific heat when considered phase transformation

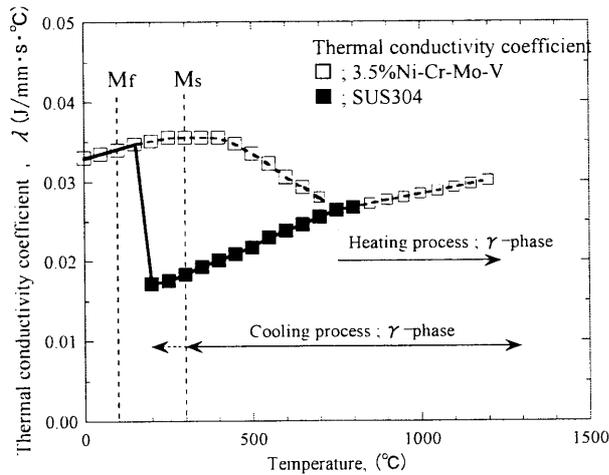


Fig.10 Temperature dependence of thermal conductivity coefficient when considered phase transformation

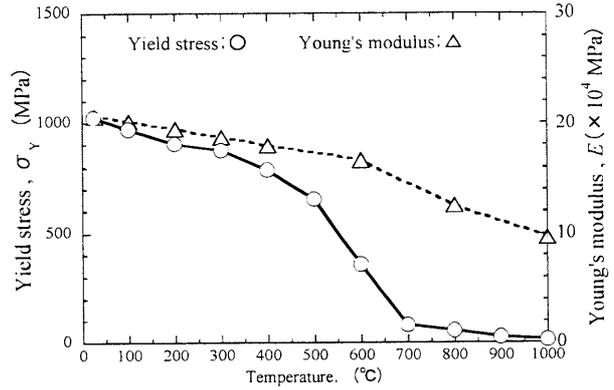


Fig.11 Temperature dependence of yield stress and Young's modulus

実験に使用した供試鋼は, 円柱焼き入れ前の母材である焼入・焼戻し処理された, 焼戻しマartenサイト組織の素材を用いた. またヤング率は文献値¹³⁾を用いた.

3. 実験

3.1 実験材料

水焼入れ後の残留応力及び変位を検討するために, 本研究では相変態膨張量が最も大きなマartenサイト変態を生じる 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用いた. 供試鋼の化学成分を Table 1 に示す. またマartenサイト変態の相変態ひずみと冷却速度の影響を調べた結果を Fig.12 に示す.

実験した直径 70mm, 軸長 210mm の円柱試験片の水焼入れでは, 円柱中心で 400℃から 100℃の平均冷却速度が 125℃/min であったことより, 試験片全体に 100%マarten

Table 1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.33	0.08	0.28	3.27	1.57	0.32	0.080

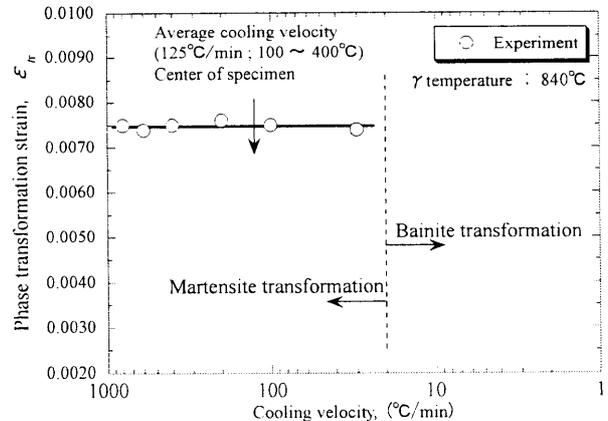


Fig.12 Relation between cooling velocity and phase transformation strain

サイト変態が生じている。またマルテンサイト変態によって生じる相変態ひずみは、冷却速度の影響をほとんど受けないことより、マルテンサイトの相変態応力解析では円柱全体で同じ相変態ひずみの値を用いて解析を行った。

3.2 実験方法

実験では冷却時の温度測定、及び冷却後の残留応力と変位を測定した。温度測定用の試験片を Fig.13 に示す。前報¹⁾と同様に、直径 70mm、軸長 210mm の円柱を用い、軸長は直径の 3 倍にして、軸長端面からの冷却が軸長中央に影響を与えないように端面を熱遮蔽のコーティングをして温度変化を測定した。温度測定はシース熱電対を使用し、軸長中央断面にて、円柱の中心、中心から 17.5mm (1/4D)、中心から 26.25mm (1/8D) の 3 か所の温度を測定した。供試鋼は炉中で 840℃に 2 時間保持し、炉出し後水焼入れを行った。本鋼種の A_{c3} 温度は約 750℃であることより、840℃加熱で試験片は十分に γ 化されている。

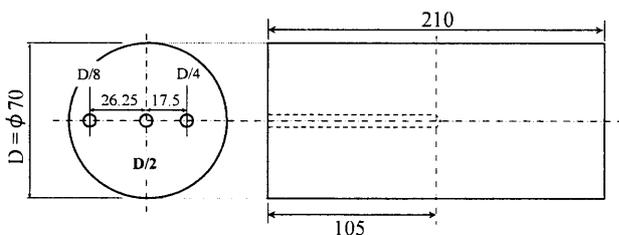


Fig.13 Shape of a specimen for measuring thermal cycle

熱処理前後の試験片径方向の変位及び残留応力測定の実験でも、温度測定と同じ試験片で、同じ熱処理を行なった。ただし、シース熱電対の穴は設けず、しかも端面に熱遮蔽のコーティングは行わなかった。熱処理前後の軸長径方向の変位はレーザ変位計を用いて測定し、焼入れ後の残留応力の測定は Sachs 法¹⁴⁾を用いた。また Sachs 法のみでは円柱表面の応力が測定し難いため、表面残留応力はひずみゲージ貼付切り出し法にて測定した。

3.3 降伏応力の実験結果

Fig.11 の降伏応力の実験値は、温度上昇過程での α 相から γ 相へと変わる時の降伏応力の温度依存性を示している。冷却過程では γ 相からマルテンサイトの α_m 相になることを考慮すると、 M_s 点開始までは γ 相であるため冷却過程の降伏応力の挙動は、Fig.11 に示した加熱過程とは大きく異なるはずである。

そこで、実験により供試鋼の冷却過程での降伏応力を測定した。試験片を一旦 1000℃の γ 相まで加熱し、その後所定の温度に冷却して引張試験を行い、冷却過程での γ 相及び

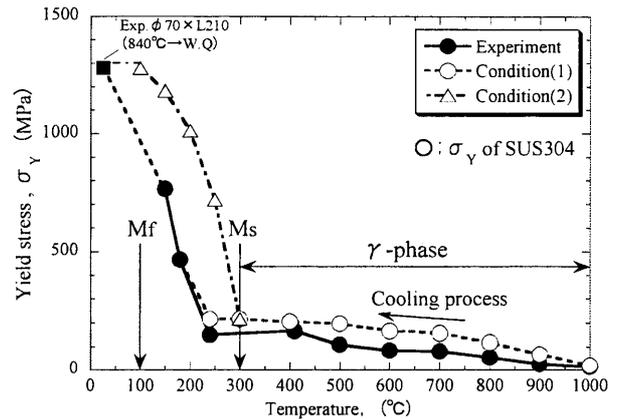


Fig.14 Experimental result of yield stress during cooling

α_m 相の降伏応力を求めた。実験より求めた供試鋼の γ 相及び α_m 相の降伏応力の値を Fig.14 に ●印で示す。

また、降伏応力の実験値を使用した解析以外に、2水準の降伏応力を用いた解析条件を仮定した。解析条件 1(condition1)は、冷却過程での γ 相の降伏応力としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の降伏応力を用い (Fig.14 の○印)、相変態後 (M_s 点以下) は、実験値の降伏応力が上昇しない 240℃まで SUS304 の降伏応力を使用し、降伏応力が上昇する 240℃以下では実験値(●印)を用いた。解析条件 2(condition2)は、 γ 相での降伏応力としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の降伏応力 (Fig.14 の○印) を用い、相変態開始後 (M_s 点以下) では、マルテンサイト変態分率に伴い降伏応力が高くなると仮定し、水焼入れ後の常温強度 (1280MPa) と式(2.4)のマルテンサイトの変態分率より求めた降伏応力 (Fig.14 の△印) を用いた。

4. 実験値と数値解析値の比較と考察

4.1 熱サイクル

温度変化の解析は 4 節点 1 要素とし、実験に使用した円柱寸法の軸対称 1/4 モデルを用いた。解析モデルの要素分割を Fig.15 に示す。

前報¹⁾において焼入れ過程の温度分布を精度良く推定するための要素分割方法を提案した。解析では、前報で得られた要素分割方法を用い、半径方向の隣り合う要素長比が 2 倍以下になるようにした。円柱を水焼入れした時の熱伝達係数は前報で明らかになった $0.004\text{J}/\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ とし、要素分割の最小要素長は 0.5mm となった。また密度 ρ は $0.0078\text{g}/\text{mm}^3$ の一定とした。

供試鋼の熱伝導計算に必要な物性値である比熱と熱伝導率は Fig.9 と Fig.10 を用いた。文献値の物性値である比熱 (Fig.9 の○印) 及び熱伝導率 (Fig.10 の□印) を用いて焼

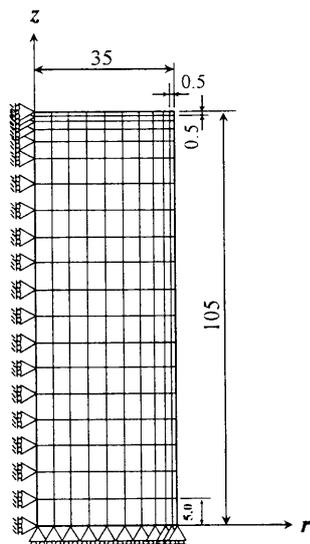


Fig. 15 Analysis model and element division

入れ時の温度変化を数値解析した結果を Fig.16 に示す。

記号○, △, □が実験値であり, 曲線が解析値である。低温側にて特に実験値と解析値に大きな相違があることが分かる。この原因は使用した材料の相変化を考慮した物性値を用いずに計算したこと, 及びマルテンサイト変態を考慮しなかったためと考えられる。

そこで, 2.5 節で記述したように, γ 相と α_m' 相並びにマルテンサイトの変態発熱を考慮した Fig.9 の比熱 (●, ▲印) と Fig.10 の熱伝導率 (■印) の物性値を用いて温度変化を数値解析した結果を Fig.17 に示す。変態発熱を考慮した解析結果と実験値はおおむね一致していることが分かる。したがって, 相変態中の発熱は温度変化に大きな影響を及ぼし, マルテンサイト変態に関しては発熱量約 84J/g を考慮して解析を行わなければならない。また各相を考慮して γ 相の領域

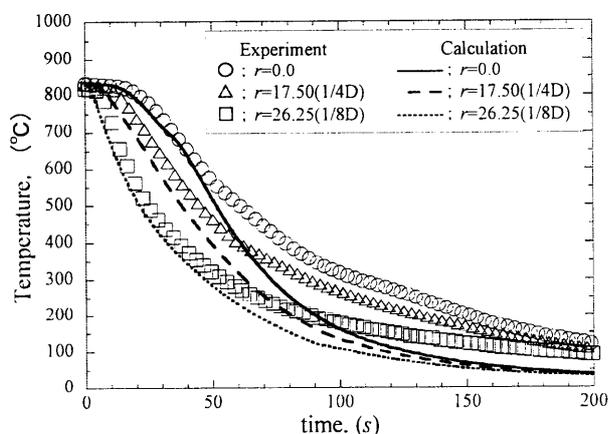


Fig. 16 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal cycle

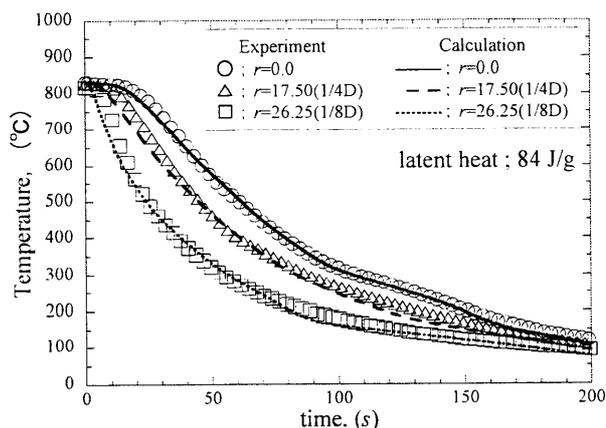


Fig. 17 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal cycle revised

は SUS304 の値を代用することにより, 温度変化は精度良く解析できている。温度変化は熱荷重であるから, 熱応力の発生原因であり, 非常に重要である。

4.2 残留応力と変位

Fig.15 の解析モデルと Fig.7 で使用した線膨張係数及び Fig.11 の降伏応力, ヤング率を用いて水焼入れ後の残留応力分布を解析した。Sachs 法により求めた円柱の径方向, 軸方向, 円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.18 に示す。また軸長に沿って径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.19 に示す。

実験値では円柱の表層側は熱応力型の残留応力分布を示し, 内部は変態応力型となっているが¹⁵⁾, 解析結果は表層-圧縮, 中心-引張の熱応力型の残留応力分布を示している。また変位の解析結果も実験値とは大きな相違があることが分かる。

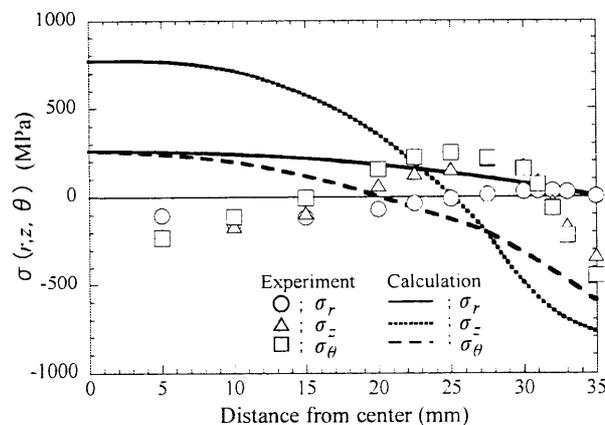


Fig. 18 Residual stress distribution

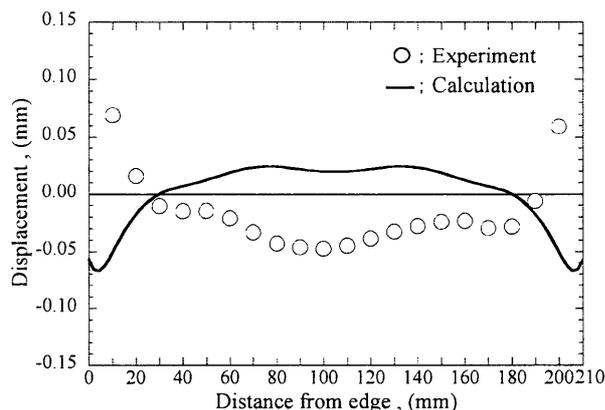


Fig.19 Radial displacement distribution

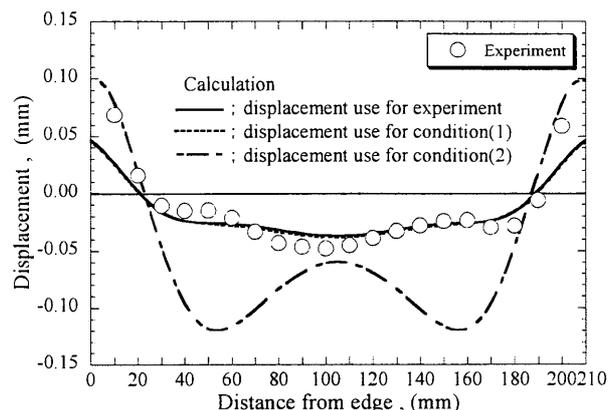


Fig.21 Radial displacement distribution

4.3 降伏応力と数値解析結果

Fig.18 と Fig.19 にて実験値と数値解析値が合わなかった原因について考察を行う。残留応力分布に大きく影響を及ぼす因子は、主に温度変化、線膨張係数と降伏応力である。線膨張係数と温度変化に関しては Fig.7 と Fig.17 に示したように実験値を精度良く数値解析できている。したがって、降伏応力が解析結果に大きく影響を及ぼしていると考え、解析に用いた降伏応力について検討を行った。

解析に用いた Fig.11 の降伏応力の値は、マルテンサイト相の相変態による降伏応力の変化を考慮していないため実験値と解析値に大きな相違を生じたと考えられる。そこで、Fig.14 の降伏応力値を使用し解析を行った。3水準の降伏応力を用いて解析した時の軸方向応力(σ_z)と実験値の比較を Fig.20 に示す。また径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.21 に示す。

実験により求めた降伏応力値を用いて解析を行うと、残留応力、変位共に実験値と解析値はおおむね一致している。また冷却過程において γ 相ではオーステナイト系ステンレスの降伏応力を用い、降伏応力が高くなる温度を実験値と同じ Ms 点より低い温度の 240°C にした解析条件 1(condition1)の

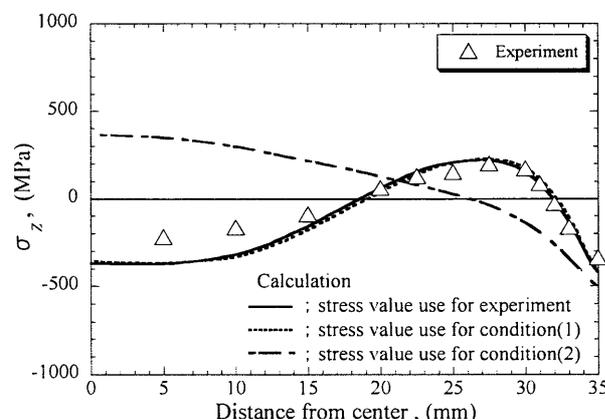


Fig.20 Residual stress distribution

残留応力と変位もおおむね実験値に一致している。しかし、 γ 相はオーステナイト系ステンレスの降伏応力を用い、Ms 点以下の温度域ではマルテンサイト変態分率とオーステナイトの分率より modified Koistinen-Marburger 則の式(2.4)を用いて降伏応力を求めた解析条件 2(condition2)の解析結果は、残留応力分布並びに変位共に実験値と大きな相違がある。この理由を以下のように考える。

実験値の降伏応力の特徴は、Ms 点以下でも低い降伏応力の値を推移していることである。冷却過程において、Ms 点までの γ 相では、降伏応力はオーステナイト系ステンレスと同様に低い値を推移する。Ms 点以下では、マルテンサイト変態が生じるが、Mf 点に至るまでは完全には変態せず、未変態の γ 相と混在した状態である。Koistinen-Marburger 則より 250°C 前後では未変態の γ 相と α_m '相が各々 50% 程度で推移していると考えられることから、Ms 点から 250°C 前後までは α_m '相よりも γ 相の占める割合が大きい。このため降伏応力は降伏応力の低い γ 相に依存するものと考え、変態開始直後でも降伏応力は高くなり、 γ 相の降伏応力の値を推移したものと考えられる。したがって、マルテンサイト変態開始直後からマルテンサイト変態分率に伴い降伏応力が高めに移行すると仮定し、式(2.4)の変態分率より求めた降伏応力を使用した解析条件 2(condition2)では実験値と解析値が合わなかったものとする。

Fig.14 に示す実験値の降伏応力を用い、円柱の径方向、軸方向、円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.22 に示す。焼入れ後の残留応力分布は 3 軸方向全てにおいて、おおむね実験値と一致している。

以上より、温度変化の精度良い解析及び相変態ひずみを考慮した線膨張係数並びに加熱・冷却過程での各相の降伏応力と α_m '相と γ 相が混在した領域での確かな降伏応力の値を用いることにより、相変態を生じる焼入れ過程の応力変化は精度良く解析できた。冷却過程での降伏応力の値を精度良く

求めることは熱弾塑性解析を行う上で非常に重要となる。

今後の課題として、簡便に数値解析を行えるようにするために、変態膨張率と降伏応力の相関関係を明確にすることが残っている。

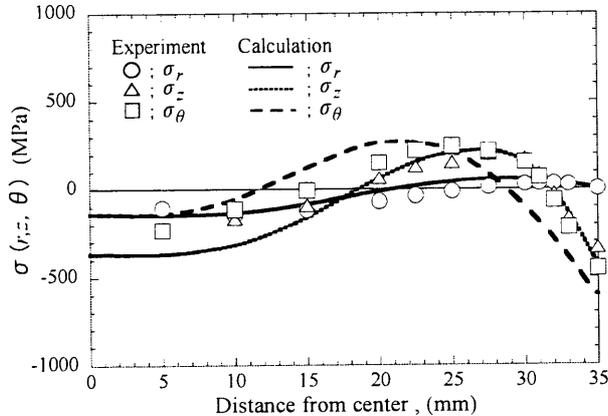


Fig.22 Residual stress distribution

5. 結論

本報告では、焼入過程で相変態が生じる場合の残留応力並びに変位を予測する数値解析手法について検討した。得られた結論を以下に示す。

- (1) 熱サイクルの解析では、相を考慮した相変態発熱を用いる必要がある。また γ 相では SUS304 の物性値を用いることにより、残留応力に影響を与える熱荷重を精度良く解析できることを示した。
- (2) 相変態ひずみを考慮した線膨張係数は、相変態により生じる応力変化及び膨張・収縮を精度良く解析できることを示した。
- (3) 降伏応力は残留応力及び変位に大きな影響を与え、加熱・冷却過程で相を考慮した値を用いなければならない。また冷却過程の α_m 相と未変態の γ 相の混在域では、 γ 相の占める割合が高い温度範囲において、降伏応力は γ 相の降伏応力に近い値となった。
- (4) 相変態ひずみを考慮した線膨張係数及び冷却中の確かな降伏応力の値を用いることにより、相変態により生じる応力、及び変位が精度良く解析できることを示した。

参考文献

- 1)寺崎俊夫, 長谷川弘毅, 福谷理明, 北村貴典, 円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第1報 焼入れ過程で生じる温度分布の数値解析方法について, 日本造船学会論文集, 第196号 (2004), 17-23

- 2)井上達雄, 田中喜久昭, 変態を考慮した焼入れの解析, 材料, 第22巻, 234号, (1973), 218-223
- 3)門河昌宏, 長岐滋, 井上達雄, 鋼の焼入れと低温焼戻しにおける組織変化と応力解析, 材料, 第29巻, 327号, (1980), 1173-1179
- 4)王志剛, 井上達雄, 相変態の応力依存性を考慮した鋼の焼入れにおける温度, 組織および応力の解析, 材料, 第32巻, 360号, (1983), 991-996
- 5)岡村一男, 熱処理シミュレーションに必要な材料特性とデータベース, 熱処理42巻 (2002), 319-325
- 6)井上達雄, 熱処理シミュレーションの歴史と現状, 熱処理42巻 (2002), 304-311
- 7)G.Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel. Materials Park, Ohio, ASM International.
- 8)D.P.Koistinen and 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), 59-60
- 9)Deng De-an, Murakawa Hidekazu, Horii Yukihiko, FEM Simulation of Welding Residual Stress in Multi-pass Butt-welded Modified 9Cr-1Mo Steel Pipe Considering Phase Transformation Effects, Transaction of JWRI, (2004), Vol.33(2), 167-176
- 10)日本鑄鍛鋼(株)社内技術資料, 連続冷却変態曲線図集
- 11)鉄鋼熱計算用数値, 日刊工業新聞社 (1996)
- 12)井上達雄, 熱処理 CAE の現状と将来, 日本熱処理技術協会講演大会講演概要集, (2005), 59-68
- 13)金属材料の弾性係数, (1980), 日本機械学会
- 14)磯村良蔵, 鋼の熱処理と残留応力, (1996), アグネ技術センター
- 15)須藤一, 残留応力とゆがみ, (2003), 115-153, 内田老鶴園