鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考慮した FEM 解析手法*

山崎 陽 介^{*1}, 岡村 一 男^{*1}
牧 野 泰 三^{*1}, 瀬 羅 知 暁^{*2}

FEM Analysis Method with Phase Transformation and Tempering Effect

Yousuke YAMAZAKI^{*3}, Kazuo OKAMURA,
Taizo MAKINO and Tomoaki SERA^{*3} Sumitomo Metal Industries, Ltd.,
1-8 Fuso-cho, Amagasaki-shi, Hyogo, 660-0891 Japan

The objective of the present paper is to propose a new FEM analysis method which takes the phase transformation and the tempering effect into account. We developed an algorithm in which the tempering effect, that is shrinkage and mechanical properties change, is represented by the change of carbon concentration. The proposed FEM analysis method correctly estimates the volume shrinkage phenomenon during tempering. This method is applied to the evaluation of residual stress in a steel block subjected to locally heating and its variation due to tempering. The calculate results well explain the change of residual stress due to tempering than the conventional quenching simulation code, and the advantage of the proposed method is confirmed.

Key Words: Phase Transformation, Quenching, Tempering, FEM Analysis, Residual Stress

1. 緒 言

加熱と冷却の繰返し熱履歴を受ける鉄鋼機械部品において、しばしば熱疲労き裂が発生することはよく知られている。熱疲労き裂の発生を予測する上では、部材の熱弾塑性応力解析を行って非弾性ひずみ変化を求め、熱疲労試験結果と対照する方法^①が一般的である。しかし、オーステナイト化温度を超える高温域までの加熱や、その後の急速冷却といった過酷な熱履歴を受ける部材に関して、その応力履歴を明らかにしようとする場合、単なる熱弾塑性解析では不十分である^②。この場合には、オーステナイト化と焼入組織の生成などの相変態や焼入組織の焼戻しを考慮する必要がある。焼入れに関しては、金属組織変化と温度、応力の連成効果を考慮した解析方法が確立されているが^{③④}、焼戻しについては高温でのクリープを考慮した研究^⑤があるものの、低温での炭化物あるいはセメンタイトの析出によるひずみ変化を考慮したものは少ない。Jung ら^⑥は焼戻しに伴う収縮を焼戻しマルテンサイト率を導入することで解析しているが、力学的特性の変化までは考慮していない。

そこで本研究では、機械構造用低合金鋼を対象として、相変態・焼戻しによる寸法変化と力学特性変化を簡便かつ精度良く解析する手法を検討した。

2. 解析手法の検討

図1に焼入れ・焼戻し時の組織変化を模式的に示す。ここでは初期状態を高温焼戻しマルテンサイトとしたが、他の金属組織であっても以下の議論は本質的には変わらない。加熱過程で温度がAc1変態点を超えるとオーステナイト化が始まり、Ac3変態点以上で完全なオーステナイトになる。そして、冷却過程で温度がMs点を通ると焼入れマルテンサイトに変化する。この後再び加熱されると、Ac1未満の加熱過程では到達温度における焼戻しマルテンサイトとなる。焼戻しによってマルテンサイトは、Ⅰ：ε炭化物の生成、Ⅱ：残留オーステナイトの分解、Ⅲ：炭化物からセメンタイトの生成、という大きく分けて3段階の変化を示す。

Fig. 1 Microstructure change in quenching and tempering process.

* 原稿受付 2007年10月29日。

^{*1} 正員、住友金属工業(株)総合技術研究所(〒660-0891 尼崎市扶桑町1-8)。

^{*2} 住友金属工業(株)製鋼所(〒554-0024 大阪市此花区島屋5-1-109)。

E-mail: yamazaki-yus@sumitomometals.co.jp

本稿ではこれらの過程を高炭素マルテンサイトからの低炭素マルテンサイトの生成と簡略化して考える。すなわち、温度上昇によって炭化物が生成されマルテンサイト基地の炭素濃度が減少する。このとき、マルテンサイト基地の体積は収縮し密度は増加することになる。また、マルテンサイトの降伏応力や引張強度などの力学特性は含有炭素量に強く依存することが知られている。このようなことから、焼戻しによる体積変化と力学特性変化を解析上で表す数値パラメータとして、炭素濃度を活用することにした。

3. 炭素濃度の導出方法

本章では、炭素濃度の導出方法について説明する。基本的な考え方は、焼戻しにおける焼入れマルテンサイトの体積収縮による密度の増加が、炭素濃度の減少に起因するというものである。具体的な手順を以下に示す。

まず、温度 T において、炭素濃度 C を固溶するマルテンサイトの密度 $\rho^M(C, T)$ は次式で表される⁷⁾。

$$\rho^M(C, T) = \rho_{Fe}^a(T) + (7.92C - 168.2)C + \rho_{sub}^a(T) \quad (1)$$

ここで、 $\rho_{Fe}^a(C, T)$ は温度 T における純鉄の密度であり、 $\rho_{sub}^a(T)$ は密度に及ぼす炭素以外の合金元素の影響を表す。

一方、焼準材（フェライト・パーライト組織）の密度 $\rho^{\alpha+C}(C, T)$ は次式で表される⁷⁾。

$$\rho^{\alpha+C}(C, T) = \left(\frac{6.69 - C}{6.69\rho_{Fe}^a(T)} + \frac{C}{6.69\rho^C(T)} \right)^{-1} + \rho_{sub}^a(T) \quad (2)$$

ただしここで、

$$\rho_{Fe}^a(T) = 787596 - 0.297T - 5.62 \times 10^{-5}T^2 \quad (3)$$

$$\rho^C(T) = 7686.45 - 0.0663T - 3.12 \times 10^{-4}T^2 \quad (4)$$

$$\begin{aligned} \rho_{sub}^a(T) = & -36.68X_{Si} - 7.24X_{Mn} + 30.78X_{Mo} \\ & + (-8.58 + 1.229 \times 10^{-3}T + 8.52 \times 10^{-8}T^2 \\ & + 1.8367 \times 10^{-2}X_{Cr})X_{Cr} + (-0.22 - 4.7 \times 10^{-4}T \\ & - 1.855 \times 10^{-7}T^2 + 0.104608X_{Ni})X_{Ni} \end{aligned} \quad (5)$$

であり、 $\rho^C(T)$ は温度 T におけるセメンタイトの密度を表す。なお、式(5)において、 X_a は化学成分 a の質量濃度である。また式(1)を用いて、マルテンサイトの室温 T_R から温度 T までの線膨張ひずみ $\varepsilon^M(C, T)$ は次式のように表すことができる。

$$\varepsilon^M(C, T) = \frac{\ell^M(C, T) - \ell^M(C, T_R)}{\ell^M(C, T_R)} = \sqrt[3]{\frac{\rho^M(C, T_R)}{\rho^M(C, T)}} - 1 \quad (6)$$

ここで、 $\ell^M(T)$ は温度 T におけるマルテンサイトの線素の長さである。パーライトについても式(2)から式(6)と同様にして線膨張ひずみを求めることができる。このようにして求めたマルテンサイトとパーライトの線膨張ひずみを図2に比較するが、両者はほとんど等しいことがわかる。すなわち、

$$\varepsilon^M(C, T) \approx \varepsilon^{\alpha+C}(C, T) = \sqrt[3]{\frac{\rho^{\alpha+C}(C, T_R)}{\rho^{\alpha+C}(C, T)}} - 1 \quad (7)$$

従って、焼入れマルテンサイトが仮に室温における炭素濃度を維持すると仮定すると、このときの温度伸び線図は焼準材の温度伸び線図で置換えることができる。実際には焼戻しマルテンサイトとなり、焼準材との間にひずみ差を生じる。焼準材に対する焼入れ材の線膨張差を $\beta(T)$ とし、これが炭化物形成によって C へ炭素濃度が減少したために生じると考えると、

$$\begin{aligned} \beta(T) &= \left(\frac{\ell^M(C', T)}{\ell^M(C, T_R)} - 1 \right) - \left(\frac{\ell^{\alpha+C}(C, T)}{\ell^{\alpha+C}(C, T_R)} - 1 \right) \\ &\approx \left(\frac{\ell^M(C', T)}{\ell^M(C, T_R)} - 1 \right) - \left(\frac{\ell^M(C, T)}{\ell^M(C, T_R)} - 1 \right) \\ &= \frac{\ell^M(C, T)}{\ell^M(C, T_R)} \left(\frac{\ell^M(C', T)}{\ell^M(C, T)} - 1 \right) \approx \frac{\ell^M(C', T)}{\ell^M(C, T)} - 1 \\ &= \sqrt[3]{\frac{\rho^M(C, T)}{\rho^M(C', T)}} - 1 \end{aligned} \quad (8)$$

と表すことができ、 $\beta(T)$ を温度 T において過飽和炭素を含むマルテンサイトから焼戻しマルテンサイトへの線収縮率と見なすことができる。

Fig. 2 Relationships between the temperature and linear expansion strain of pearlite or martensite structure.

Fig. 3 Difference of linear thermal expansion between normalized and quenched material.

Fig. 4 Relationship between the tempering temperature and estimated carbon concentration.

式 (8) に示す $\beta(T)$ を求めるため、各温度の焼準材と焼入れ材の体積膨張率の差を測定した。第 6 章の実験に用いたものと同じ低合金鋼の焼入れ材ならびに焼準材で作成した直径 6mm、長さ 20mm の試験片を昇温速度 3K/min で加熱し、二つの試験片の熱膨張ひずみ差、 $\beta = \text{焼入れ材の伸び} - \text{焼準材の伸び}$ を求めた結果を図 3 に示す。この結果と式 (7) を用いて推定した焼戻しマルテンサイトの炭素濃度と焼戻し温度の関係を図 4 に示す。これは焼戻し温度が高くなるにつれて炭素濃度が段階的に減少し、焼戻しによって炭化物が析出された状態を表していると考えられる。

4. 解析の流れと解析に用いる材料特性

焼入れあるいは焼戻しによる体積変化と変形抵抗等の材料特性の変化を、任意の熱履歴に対して考慮するため図 5 に示すアルゴリズムを考案し、相変態を考慮した焼入れ解析手法⁽⁴⁾をベースに改良して、相変態と焼戻しを考慮した解析手法を構築した。

本解析手法を図 5 を用いて説明する。まず初期状態としては、炭素濃度をパラメータとした焼入れマルテンサイトと焼戻しマルテンサイトの二つの状態を設定している。初期状態が焼入れマルテンサイトの場合、加熱過程で炭素濃度が減少した焼戻しマルテンサイトとなり、加熱終了時温度 $T_{\max}$ が A_{c1} 点以上でオース

Fig. 5 Flow chart of proposed analysis method with phase transformation and tempering effect.

テナイト化し、その後の冷却過程で M_s 点以下で焼入れマルテンサイトになる。また加熱終了時の温度 $T_{\max}$ が A_{c1} 未満の場合、加熱時には炭素濃度が減少した焼戻しマルテンサイトになり、冷却時には焼戻しマルテンサイトのままである。一方、初期状態が焼戻しマルテンサイトの場合、加熱過程における温度 T が焼戻し温度 T_m 以下の場合には組織変化は起こらないが、 T_m を超えると初期状態の炭素濃度からさらに濃度の減少が生じ、初期状態が焼入れマルテンサイトの場合と同じ流れで計算を行う。ただし、図 4 の結果において 723 K 以上では炭素濃度の変化はわずかであり、以下の解析では 723 K 以上では炭素濃度変化は生じないものと仮定した。

解析に必要な材料特性のうち、熱線膨張係数や変態膨張係数は前章の結果から与えられる。また熱伝導率は合金元素と温度の関数として、比熱は鋼種によらない値として共に文献⁽¹⁾にしたがって定めた。応力-ひずみ関係は引張試験を実施して求めた。一般に炭素含有量が多いほど室温でのマルテンサイトの変形抵抗は増加することが知られており、焼戻しによるマルテンサイト中の炭素濃度の減少によって変形抵抗は低下する。図 6 に焼戻し温度を変えた材料での室温での引張試験結果を示すが、焼戻し温度の増加にともなって変形抵抗が減少している。図中に示した炭素濃度は図 4 から求めたものである。焼戻し材の高温での応力-ひずみ関係は 373 K 焼戻し材および 888 K 焼戻し材での高温変形抵抗を基準に炭素濃度で補間することで定めた。0.2%耐力で整理した結果を図 7 に示す。ただし焼戻し温度までの温度域では炭素濃度の変化は起きず、その試験片の高温での変形抵抗を有するものとした。

Fig. 6 True stress-plastic strain curve at room temperature.

Fig. 7 Relationship between 0.2% proof stress and testing temperature.

5. 焼戻しによる体積収縮の再現

本解析手法の信頼性を確認するため、焼戻しによる焼入れマルテンサイトの体積収縮を、FEM 解析で再現することを試みた。四面体 8 節点一次要素一個からなるモデルに 2 種類の異なる熱履歴を節点温度として与えて膨張収縮挙動を比較した。材料は初期状態において高温焼戻しマルテンサイトとした。熱履歴条件は図 8 に示すように、1 回目・2 回目とも加熱温度を 1173 K とした条件（焼入れ条件と記載）と、1 回目の加熱温度を 1173 K、2 回目の加熱温度を Ac1 以下の 773 K とした条件（焼戻し条件と記載）とした。なお、冷却温度は両条件共に 298 K であり、マルテンサイトの他の変態が生じない程度に冷却速度は十分に速いものと仮定した。

図 9 に解析で得られた立方体モデルの温度-ひずみ関係を示す。初期状態（焼戻しマルテンサイト、図中 A 点）から加熱によってオーステナイト化し、1 回目の冷却によるマルテンサイト変態膨張で B 点に至る。2 回目の加熱では両条件ともに焼戻し収縮挙動を示し、焼入れ条件では再びマルテンサイト変態し B 点に戻るが、焼戻し条件では A 点に戻る。本計算手法は焼戻しでの収縮と、最高到達温度によって起こるその後の膨張収縮挙動の差を表し得ることがわかる。

Fig. 8 Analysis condition for calculation of temperature-strain diagram.

Fig. 9 Temperature-strain diagram calculated by cubic model.

6. 局所加熱ブロック試験片の評価

6.1 試験片の製作と X 線による残留応力測定

本解析手法の精度検証を行うため、炭素量 0.3% の Ni-Cr-Mo 系機械構造用低合金鋼を用いて、図 10 に示す局所加熱ブロック試験片を製作し、その残留応力を X 線で測定した。表 1 にブロック試験片の機械特性を示す。まずブロック表面に部分的に組織変化層を生成させるため、TIG (Tungsten Inert Gas) 装置を用いた。表 2 にその使用条件を示す。次にブロック試験片表面に生成した組織変化層を焼戻しするため、表 3 に示す条件でブロック試験片全体を加熱・冷却した。このブロック試験片の局所加熱部中央の表面、深さ 0.1mm、0.5mm にて、局所加熱部の長手方向に対し垂直方向の残留応力を X 線で測定した⁽⁸⁾。このときの残留応力値

Fig. 10 Schematic illustration of locally heated block specimen.

Table 1 Mechanical property of the block specimen (JIS14A tensile test piece)

0.2% proof stress [MPa]	Tensile strength [MPa]	Elongation [%]	Reduction of Area [%]
803	935	23.7	69.8

Table 2 Conditions of locally heating by TIG heat apparatus

Current	100A
Torch distance	7mm
Torch feed	240mm/min
Heated length	80mm

Table 3 Tempering temperature conditions

Tempering temperature [K] (2hour keep, Air-Cooled)				
273(as quenched)	473	573	673	773

は、X線回折によって得られた 2θ - $\sin^2\psi$ 線図を直線近似して求めており、測定誤差は最大で ± 55 MPa であった。図 11 に局所加熱ままのブロック試験片表面付近の光顕写真を示す。これより局所加熱部に厚さ 0.91mm、幅 5.94mm の組織変化層が生成しているのがわかる。図 12 に組織変化層中央部と母相組織の FE-SEM (電界放射型走査電子顕微鏡) による写真を示す。(a)は、局所加熱直後の組織変化層中央の組織、(b)、(c)は、局所加熱後それぞれ、573K、773K で焼戻された組織変化層中央の組織、(d)は、母材 (888 K 焼戻し材) の組織をそれぞれ示している。図 12(a)の局所加熱直後と(b)、(c)の焼戻し温度 573K、773K の組織を比較すると、焼戻し温度が上昇するに従って、炭化物が多く生成されているのがわかる。また、(c)に示す焼戻し温度 773K の組織には、(d)に示す母層の組織に見られる、線状の炭化物が確認された。図 13 に焼戻し温度と残留応力の関係を示す。この結果から、焼戻し温度の上昇とともに圧縮残留応力が減少しているのがわかる。これは、焼戻し時の降伏および軟化の影響によるものだと考えられる。

Fig. 11 Microstructure on cross section of block specimen.

Fig. 12 SEM photos on vertical sections of specimens : (a) quenched, (b) tempered at 573K, (c) tempered at 773K (d) tempered at 888K (Matrix).

Fig.13 Relationships between tempering temperature and residual stress.

6・2 FEM 解析による評価 FEM 解析では、上記ブロック試験片を四角形 8 節点二次平面ひずみ要素でモデル化した。モデル化部分は、対称性を仮定してブロック試験片中心の横断面の 1/2 部分とした。局

Fig. 14 FEM model of locally heated block specimen.

Fig. 15 Physical properties (Density and Thermal conductivity)

Fig. 16 Contour of austenite distribution of the surface after locally heating.

Fig. 17 Effect of tempering temperature on residual stress.

所加熱部については、解析精度確保のため分割を細かくしており、最小節点間寸法を深さ方向0.01mm、幅方向0.5mmとした。また、計算のためにはこれまで述べた材料特性に加えて密度と熱伝達率が必要であるがこれらについては温度依存性を考慮し図15に示す値を用いた。

解析は、焼入れと焼戻しの2つの過程からなり、焼入れ過程では、モデルの局所加熱部中央の表面温度を

初期温度298Kから1473 Kまで加熱し、モデル全体を室温まで冷却する。このとき局所加熱部の母層と組織変化層の境界面温度が変態点Ac1とAc3の二点間の平均温度($763^{\circ}\text{C}=1036\text{K}$)となるように、加熱・冷却条件を設定し、加熱条件では、熱流束の平均値を、加熱時間4秒のうち、入熱開始時に $0\text{ J}/(\text{mm}^2\text{ sec})$ とし、2秒後に $12.5\text{ J}/(\text{mm}^2\text{ sec})$ まで増大させ、この後、4秒後に $0\text{ J}/(\text{mm}^2\text{ sec})$ に減少させている。

また、冷却条件では、ブロック試験片外表面に、放冷相当の熱伝達係数 $3.13 \times 10^7\text{ J}/(\text{mm}^2 \cdot \text{K})$ を設けている。焼戻し過程では、全節点をTable3に示す焼戻し温度まで加熱し、再び室温まで冷却した。

本解析では、解析精度を比較するため、従来の相変態のみを考慮したもの⁽⁴⁾と本稿で提案した相変態・焼戻しを考慮したものの二つの解析手法を用いている。これら二つの手法は、降伏関数を温度、塑性ひずみ経路に加えて、金属組織の関数として定義した非定常の温度-変位連成解析である。

FEM解析結果として得られた、オーステナイト分布、残留応力をそれぞれ以下に示す。図16に相変態・焼戻しを考慮した解析手法で得られた局所加熱後のオーステナイト分布を示す。図16からオーステナイト分布の深さ、および幅が、前節で示した図11の組織変化層厚さ、および幅とほぼ一致していることがわかる。なお、ここでの組織変化層は、オーステナイト率50%以上と定義した。図17に残留応力分布の解析結果を図13に示した実験結果と比較して示す。これより、解析結果は焼戻し温度が低い領域(473 K付近)では実験結果とほぼ対応するが、焼戻し温度が高い領域では圧縮側に大きいことがわかる。さらに解析手法間の比較では、相変態・焼戻しを考慮した本研究の手法の方が、従来の相変態のみを考慮した手法よりも、各焼戻し温度の残留応力値が実験結果により近く、従来手法に比べ比較的良好な解析精度が得られていることがわかる。この違いは、本解析手法で図6にS-S曲線で示したように、焼戻しによる軟化を考慮できていることに起因すると考えられる。ただし、本解析手法による解析結果でも、焼入れまま(図17中の273 K)と焼戻し温度が高い領域で、実験結果に対し多少の差異があることや、図17から実験結果が解析結果のように必ずしも計測点が浅いほど残留応力の絶対値が高い傾向になっていない。その理由としては、①局所加熱時のブロック試験片の温度変化とTIG装置の熱源の移動を考慮していない2次元のブロック試験片モデルで推定した温度変化との差異、②解析に用いた図4に示した炭素濃度と、実際の試験片で実測される炭素濃度と

の差異, ③組織変化層内の残留応力のばらつきや測定制度の誤差が推定され, 解析精度を向上させる上で, 今後, 解決すべき課題と考えられる。

7. 結 言

機械構造用低合金鋼を対象として, 相変態・焼戻しを考慮した解析手法を検討し, 本手法の解析精度を検証した。以下に主な結果を示す。

- (1) 炭素濃度をパラメータとする相変態・焼戻しを考慮した解析手法を開発した。
- (2) 上記(1)の解析手法を用いて, 温度-ひずみの関係の評価し, 焼戻しによる体積収縮を再現できることを確認した。
- (3) 上記(1)の解析手法を用いて, ブロック試験片を対象に局所焼入れ・焼戻しを仮定した FEM 解析を行い, 比較的良好な解析精度が得られることを確認した。

文 献

- (1) The Japan Society of Mechanical Engineers ed., Residual life prediction evaluation technology of power plant and constructure (in Japanese), (1973)
- (2) Rohde, J. and , Jeppson, A. "Literature review of heat treatment simulations with respect to phase transformation, residual stresses and distortion", Journal of Metallurgy (2000), pp.47-62
- (3) Inoue, T. and Wang, Z.G., "Coupling between Stress, Temperature and Metallic Structures during Processes Involving Phase Transformation", Mater. Sci. Technol., Vol.1(1985), pp.845-850
- (4) Okamura, K. and Kawashima, H., "Analysis of Residual Deformation of A Gear During Quenching", Proc. Jpn Congr. Mat. Res., Vol.32(1989), pp.323-329
- (5) Ju, D.Y. and Inoue, T., "Residual Stress and Distortion of a Ring in Quenching-Tempering Process Based on Metallo-Thermo-Mechanics", Proc. 2nd Int. Conf. Quenching and Control of Distortion, (1996), pp.249-257
- (6) Jung, M., Lee, S.-J., and Lee, Y.-K., "Application of Dilatometric Analysis for Tempering Kinetic Model of S45C Martensitic Steel", Proc. 3rd Asian Conf. Heat Treatment of Materials(2005), pp.359-361
- (7) Okamura, K., "Material Properties and Database", J. Soc. Mat. Sci. Jpn, Vol.55, No.5(2006), pp.529-535
- (8) The Society of Materials Science, Japan, "Standard Method for X-Ray Stress Measurement" (in Japanese), (1973)