焼戻し時の塑性現象を考慮した焼戻し残留応力予測の高精度化[†]

山崎 陽介* 岡村 一男** 鈴木 崇久***

High Accurate Prediction of Residual Stress Considering Plasticity during Tempering Process

by

Yosuke YAMAZAKI*, Kazuo OKAMURA** and Takahisa SUZUKI ***

During tempering process of steel materials, a plastic strain occurs along loading direction even if the macroscopic stress is less than yield stress. The authors name this phenomenon “*tempering plasticity*”. The tempering plasticity may occur by not only external force but also residual stress. It can be expected, therefore, to improve the precision of prediction of residual stress by taking account of the tempering plasticity. In this paper the plastic strain is experimentally investigated by tempering of quenched specimen under tensile or compressive stress and a mathematical model of tempering plastic strain rate is formulated by using an analogy between transformation plasticity and tempering plasticity. The newly developed formulation of tempering plasticity is implemented in commercial FE code and is applied to evaluate the residual stress after tempering in the locally quenched steel block. It is confirmed that the new model predicts the residual stress in high precision.

Key words:

Plasticity, Phase transformation, Quenching, Tempering, FEM analysis, Residual stress,

1 緒 言

機械構造用部品の中には、焼入れや浸炭等の熱処理によって表層を硬化するとともに圧縮残留応力を付与することで、疲労強度を向上させているものがある。これらの部品の多くは焼入れ後に焼戻しが施される。したがって、疲労強度の確保には、焼戻し後の残留応力の評価が重要になる。しかしながら被熱処理部品の形状が複雑な場合は、残留応力の測定を必要な精度で行うことが困難であり、部品寸法によっては測定が不可能な場合もある。このために、焼入れ焼戻しによる残留応力を数値解析によって予測することができれば、疲労寿命の推定精度を向上するとともに、焼戻しプロセス条件の適正化に大いに寄与すると期待される。

焼戻し残留応力を予測するためには、まず、焼入れ残留応力を予測する必要がある。焼入れ残留応力の予測に対しては、母相（オーステナイト）からの相変態によって生じる新相（パーライトやベイナイト、マルテンサイト）の体積分率を内部変数とし、相変態の進行に伴う材料特性の変化、変態潜熱や変態膨張、変態塑性の発生を考慮する、金属組織変化と温度、応力の連成解析方法が確立されている^{1)~4)}。

焼戻しについては高温でのクリープを考慮した研究⁵⁾や、低温での炭化物あるいはセメントイトの析出によるひずみ変化を考慮したもの^{6)~8)}があり、これらによって

残留応力の予測精度が向上するものの、定量的には十分とは言えない。一方で、焼戻し過程において降伏応力未満の応力を外力として負荷することで、応力の作用方向に塑性変形が生じる現象が知られている^{9),10)}。この現象は外力だけでなく、残留応力によっても生じ、焼戻し過程における微小応力での塑性変形の発生を考慮することで焼戻し残留応力の予測精度を向上できると考えた。

そこで本研究では、機械構造用低合金鋼を対象として、焼入れした試験片に一定の引張りあるいは圧縮応力を負荷した状態で焼戻して、負荷応力と塑性ひずみの関係を実験的に調査した。これから得られる関係を従来の相変態を考慮した解析手法に組み込むことによって、焼入れに引続き焼戻しの有限要素解析を行った。なお、以後においては表現を簡略化するため、焼戻し過程での塑性現象を、焼戻し塑性と呼ぶことにする。

2 焼戻し塑性ひずみの測定

降伏応力未満の一定応力を負荷した状態と無負荷状態のそれぞれについて焼戻し処理を行って、焼戻し塑性ひずみを測定した。供試材は Table 1 に示す機械的性質を持つ C 量 0.32%, Si 量 0.3% の機械構造用低合金鋼をベースに、C 量を 0.5% と 0.8% に増やした計 3 鋼種の材料であり、試験片形状は Fig. 1 (a) と (b) に示すものを用いた。引張試験には変態塑性ひずみ測定に用いた試験装置¹¹⁾を、圧縮試験には富士電波工機製 Thermec mastor_z モデル

† 原稿受理 平成26年9月10日 Received Sep. 10, 2014 ©2015 The Society of Materials Science, Japan

* 新日鐵住金(株) 技術開発本部 鉄鋼研究所 〒660-0891 尼崎市扶桑町

Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation., R & D Laboratories, Steel Research Laboratories, Fuso-cho, Amagasaki, 660-0891

** 正 会 員 新日鐵住金(株) 技術開発本部 〒293-8511 富津市新富

Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation., R & D Laboratories, Shintomi, Futtsu, 293-8511

*** 新日鐵住金(株) 技術開発本部 室蘭技術研究部 〒050-8550 室蘭市仲町

Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation., R & D Laboratories, Muroran R & D Lab., Nakamachi, Muroran, 057-0087

FTMP-6 を用いた。試験中の温度は、試験片表面中心部にスポット溶接で付着した熱電対によって測定した。ひずみ計測は圧縮試験ではレーザー変位計によって試験片直径の変化を測定し、塑性変形での体積一定の条件から負荷方向のひずみに換算した。引張試験では Fig.2 に示すように、試験片側面に 14.5 mm 間隔で配した変位測定ロッドを 14.2N のばね力で押し当てて、ロッド間隔の変化を島津製高周波炉用差動トランス式高温変位計を用いて測定した。変位測定ロッドには直径 3mm のアルミナ棒を用い、試験片側面と接する先端は両テーパ加工した。なお、引張試験片の幅端面には研磨を施さず機械切断ままの状態とした。幅端面に溝加工等を施さなくとも試験片とロッド先端とのすべりは起こらなかった。加熱方法は引張試験の場合は直接通電加熱であり、長さ 200mm の試験片両端のそれぞれ 35mm の範囲を電極で挟持する。したがって試験範囲は長さ 130mm の範囲となるが、試験片中央部 50mm の範囲では均熱が保たれ、試験後の幅収縮が一定であることを確認している。圧縮試験の加熱は高周波加熱で行い、試験片と圧縮治具であるアンビルとの間に潤滑材として厚さ 0.2mm の雲母板を挿入した。

引張り／圧縮試験とも、まず 1173K まで速度 50K/s で加熱し、30 秒間保持した後に常温まで急冷し焼入れする。次に Table 2 に示す条件にて、試験片に一定の負荷応力を加えた状態で 773K まで速度 1K/s で加熱して焼戻した。その後、30 秒間保持した後に除荷し、常温まで冷却した。

Fig. 3 に C 量 0.32%材の焼戻し昇温過程における温度とひずみの関係を示す。ここで示すひずみは横軸で示す温度に到達した時点の実験で測定されたひずみから、室温で応力負荷時に発生した弾性ひずみを除いて示している。温度の増加とともにヤング率は低下し弾性ひずみ

は増加するが、室温でのヤング率に対し 773K でのヤング率は 0.83 倍程度であり¹²⁾、室温でのヤング率を 205GPa とすれば、300MPa の引張り／圧縮応力でもヤング率低下によるひずみ差は高々 2.4×10^{-4} 程度であるので、ヤング率の温度依存性の影響は無視して整理した。Fig.3 から、全試験条件において温度の上昇と共に熱ひずみが発生し、更に応力負荷状態では無負荷時とはひずみが異なり、引張側、圧縮側共に塑性ひずみが発生していることが分かる。無負荷時の試験結果と負荷時の試験結果との差が焼戻し塑性ひずみである。なお、773K に到達後 30 秒間保持したが保持時間の中でひずみ変化はわずかであり、300MPa 負荷の場合で 1×10^{-3} 、すなわち、焼戻し塑性ひずみ 5×10^{-3} の 2 割程度である。このことから、この温度域までの焼戻しによるひずみ変化はクリープモデルでは表し得ないと考えられる。

焼戻し温度 773K における焼戻し塑性ひずみと負荷応力との関係を Fig. 4 に示す。図中には、負荷応力 x 、塑性ひずみを y とした時の近似式を併記した。300MPa までの負荷応力に対して焼戻し塑性ひずみは線形に増加し、C 量が多い材料程、大きな焼戻し塑性ひずみが発生する。また、圧縮応力下よりも引張応力下の方が負荷応力に対する塑性ひずみの発生感度が高い結果が得られた。

次に、焼戻した供試材を、再び Table 2 に示す条件で応力負荷しながら加熱したときの、温度とひずみの関係を Fig. 5 に示す。一旦焼戻された試験片を再加熱した場合、焼入れ材の焼戻しで見られた塑性現象は発現しない。このことから、焼戻し過程において材料内部に生じる変化が、焼戻し塑性を起こす要因となっていることが推察される。炭素濃度が高い材料ほど焼戻し塑性が顕著

Fig.1 Shape and size of specimen.

Fig.2 Differential transformer type high temperature displacement meter.

Table 1 Mechanical property of the specimen.
(Carbon 0.32%, Silicon 0.3%, JIS14A tension test piece)

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

Table 2 Applied stress conditions during tempering.

	A	B	C	D	E	F	G
Applied Stress [MPa]	300	200	100	50	0	-200	-300

Fig.3 Temperature-strain diagram (carbon 0.32%).

Fig. 4 Relationships between applied stress and plastic strain.

Fig. 5 Temperature-strain diagram of tempered specimen.

であることから、焼入れマルテンサイトからの炭化物の析出と成長が、この要因として考えられる。なお、実験に用いた供試材は合金鋼であり、炭化物生成元素として Mn, Cr, Mo を微量含む。セメンタイト(Fe_3C)に加え、上記微量元素の炭化物をまとめて炭化物と称している。

Fig. 4 において単軸引張応力下の方が単軸圧縮応力下よりも焼戻し塑性ひずみの発生感度が高くなった理由は以下のように考えられる。炭化物として例えばセメンタイト(Fe_3C)を代表として考えることにする。その 773K における密度は、Jablonka らの実験回帰式¹³⁾を用いれば、C 量 0.32% 鋼の場合、 7575kg/m^3 と算定される。この鋼のマルテンサイト組織の密度は、著者らの先行研究⁷⁾に記載の計算式を用いると、773K で炭化物を形成しないとすれば 7650kg/m^3 であるが、実際には炭化物を形成し母材マルテンサイト中の炭素濃度は 0.15% 程度にまで低下するので⁷⁾、密度は 7678kg/m^3 と見積もられる。すなわち母材マルテンサイトが焼戻されることによって、マルテンサイト組織の体積は収縮するとともに、セメンタイトが析出する領域は母材マルテンサイトよりも密度が小さく膨張することになる。このため、母材マルテンサイトには引張応力が生じるはずである。母材マルテンサイト中に生じる内力が引張応力であるために、圧縮応力下よりも引張応力下の方が焼戻し塑性ひずみの発生感度が高くなるものと考えられる。

3 炭化物が焼戻し塑性ひずみに与える影響

炭化物が焼戻し塑性ひずみに与える影響を評価するため、前章で用いた 3 鋼種の材料をベースに Si 量を 2.0% まで添加し、前章と同様の試験を行い、焼戻し塑性ひずみを評価した。ここで、Si を添加した理由は、Si 量の増加によって、焼戻し時に炭化物が析出する温度の下限値

が高温側にシフトし、同じ焼戻し温度でも炭化物の析出量が少なくなることが一般的に知られているからである¹⁴⁾。

Fig. 6 に C 量 0.8%, Si 量 0.3% 材と C 量 0.8%, Si 量 2.0% 材の組織の FE-SEM(電界放射型走査電子顕微鏡)による写真を示す。Fig. 6(a),(b)は、573K での焼戻し組織、(c),(d)は、673K での焼戻し組織をそれぞれ示している。図より焼戻し温度が 573K の場合は、両材料ともに炭化物の析出はわずかである。673K の場合では、Si 量 0.3% の材料には炭化物の析出が多数見られるのに対し、Si 量 2.0% の材料での炭化物の析出は抑制されている。

Fig. 7 に焼戻し昇温過程における C 量 0.32%, Si 量 2.0% 材の温度とひずみの関係を示す。Fig. 2 と同様に、ひずみからは、応力負荷時による弾性ひずみを除いている。

図より焼戻し温度の増加と共に焼戻し塑性ひずみは発生するものの、Fig. 2 と比べ、塑性ひずみの値は小さいことが分かる。

Fig. 8 に焼戻し温度 773K での焼戻し塑性ひずみと負荷応力の関係を、Si 量 0.3% と 2.0% の場合で比較した。これらの結果から、Si 量が 2.0% の鋼種はいずれも、0.3% の鋼種に比べて焼戻し塑性ひずみが小さいことが分かる。これは、Si 量を増やすことにより、温度 573~773K 付近で析出される炭化物が抑制されたことが原因であると推定される。

Fig. 6 SEM photos on cross sections of specimens (carbon 0.8%) : (a),(b) tempered at 573K, (c),(d) tempered at 673K (Matrix).

Fig. 7 Temperature-strain diagram(carbon 0.32%, silicon 2.0%).

Fig. 8 Comparison of plastic strain between silicon 0.3% and 2.0% specimen.

4 焼戻し塑性ひずみ速度の構成式

構成式を構築するに当たり、筆者らは変態塑性現象に注目した。この現象は Fig. 9(a)に示すように相変態が進行している途中に応力を受けると、降伏応力未満の応力であっても塑性変形が生じる現象であり、Fig. 9(b)に示す焼戻し塑性現象と類似している。変態塑性では母相から新相への相変態で生じる体積ひずみが内部応力を発生させ、これに微小な外部からの応力が加わることによって、負荷方向に塑性変形が生じる。Greenwood-Johnson は相変態が完了するまでに生じる変態塑性ひずみ ε^{tp} について、次式を導いた¹⁵⁾。

$$\varepsilon^{tp} = \frac{5\sigma}{6\sigma_Y} \frac{\Delta V}{V} \quad (1)$$

ここで、 σ は負荷応力、 σ_Y は新相と母相の降伏応力の小さいほうの値、 $\Delta V/V$ は母相から新相への変態による体積ひずみである。任意の変態率 ξ までに生じる変態塑性ひずみについて、Denis ら²⁾は式(1)を次のように拡張した。

$$\varepsilon^{tp} = K(2 - \xi)\xi\sigma \quad (2)$$

ここで係数 K は式(1)において σ を除く部分をまとめたものであり、変態塑性係数と呼ばれる。式(2)において垂直応力 σ を偏差応力 S_{ij} で表し、応力一定の条件において時間微分して

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = 3K(1 - \xi)\dot{\xi}S_{ij} \quad (3)$$

が変態塑性ひずみの速度として用いられる^{2),3)}。

焼戻しの場合は、母相である焼入れマルテンサイトから固溶炭素が抜け出し、マルテンサイトが収縮することに加えて、新相である炭化物が析出することで体積ひずみ差が生じる。これによって生じる内部応力に外力を負荷することで生じる塑性変形が焼戻し塑性であると考えられる。このように、変態塑性和焼戻し塑性には内部応力の観点からアナロジーが成立つことから、焼戻し塑性ひずみ速度についても、式(3)と同形の式で表し得ると考え、以下の構成式を用いることにした。

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{temper} = 3K_c(1 - \xi_c)\dot{\xi}_c S_{ij} \quad (4)$$

ここで ξ_c は焼戻し温度 773K で 1.0 となるように正規化して表した炭化物の体積分率、 K_c は定数である。

Fig. 9 Comparison of plasticity between phase transformation and tempering.

Fig. 10 FEM model of tension and compression test specimen.

式(4)をFEMソフトウェアABAQUSのユーザーサブルーチンUEXPANに組み込み、異方性熱膨張オプションを用いて、焼戻し塑性ひずみの測定試験の解析を行った。Fig. 10に示すように対称性を仮定して、引張試験片を四角形4節点平面応力要素を用い試験片全体の1/4領域を、圧縮試験片を四角形4節点軸対称要素を用い、試験片全体の1/2領域をそれぞれモデル化し、Table 2の応力となるように、引張り/圧縮力を負荷した状態で、加熱する解析を行った。Fig. 10において●で示した部位は、ひずみを評価するために変位を検出した節点位置を示す。各温度における正規化した炭化物の体積分率 ξ_c は、以下の手順で求めたものを温度 T の関数として定義した。

まず、焼戻し後の試験片に含まれる炭化物の質量 m を導出するため、残渣測定を行い、炭化物生成元素(Fe, Mn, Cr, Mo等)の質量を求め、1mol当たりの各元素の質量から、炭化物の質量 m を計算した。次に試験片から炭化物の質量を引いた母材の質量を M 、母材の密度を ρ_M 、炭化物の密度を ρ_m 、として炭化物の体積分率 ξ_{cem} を式(5)から導出し、式(6)にて焼戻し温度 773K での炭化物の体積分率 ξ_{cem773} で正規化し、 ξ_c を導出した。Table 3に焼戻し温度に対する炭化物の体積分率を示す。

$$\xi_{cem} = \frac{m / \rho_m}{M / \rho_M + m / \rho_m} \quad (5)$$

$$\xi_c = \frac{\xi_{cem}}{\xi_{cem773}} \quad (6)$$

Fig. 11 に焼戻し昇温実験の解析結果を測定結果と比較して示す. 計算結果においても実験結果と同様に室温で応力負荷したときの弾性ひずみを除いて示している. なお, 鋼種は C 量 0.32% 鋼であり, 計算に用いた K_c は Fig. 4 に示した負荷応力に対する塑性ひずみの勾配から, 引張りでは $K_c = 1.75 \times 10^{-5}$ を, 圧縮では $K_c = 7.11 \times 10^{-6}$ を用いた. 本図より焼戻し温度 673K 以上で若干差が見られるものの両者がほぼ対応することを確認した. Fig. 12 に焼戻し温度 773K, 負荷応力 300MPa にて試験後の引張りおよび圧縮試験片の各方向のひずみ(引張り試験では長さ, 板幅, 板厚, 圧縮試験では直径, 長さ)を測定し, その絶対値を計算結果と比較したものを示す. 本図より両者の対応は良好であることを確認した.

Table 3 Volume fraction of cementite.

T [K]	373	473	573	673	773
ξ_{cem} [-]	0.0024	0.0027	0.0054	0.0146	0.0148
ξ_c [-]	0.16	0.18	0.36	0.98	1.00

Fig. 11 Comparison between experimental strain and calculated strain.

Fig. 12 Comparison of the strain magnitude of each direction(300MPa).

5 焼戻しによる残留応力変化の予測

5・1 焼入れ焼戻し実験と残留応力測定

Fig. 13 に示す局所加熱ブロック試験片の一部に焼入れ硬化層を形成し, ブロック試験片を焼戻すことで, 焼入れ残留応力の変化を調査した. 実験に用いたブロック試験片素材は, Table 1 に示した機械特性を持つ C 量 0.32%, Si 量 0.3% の機械構造用低合金鋼である. 焼入れ硬化層形成のための局所加熱には, TIG (Tungsten Inert Gas) 溶接熱源を用い, Table 4 に示す条件で加熱した. ブロック試験片表面に生成した組織変化層の焼戻は, Table 5 に示す条件でブロック試験片全体を加熱することによって施した. 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. このときの残留応力値は, X 線回折によって得られた $2\theta - \sin^2\psi$ 線図を直線近似して求めており¹⁶⁾, 測定誤差は最大で $\pm 55\text{MPa}$ であった. Fig. 14 に局所加熱後のブロック試験片表面付近の光学顕微鏡写真を示す. 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. Fig. 15 に組織変化層中央部と母相組織の FE-SEM による写真を示す. (a)は, 焼戻しを行っていない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. Fig. 15(a)の未焼戻し組織と(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. Fig. 16 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た. これは, 焼戻し時の降伏や軟化および焼戻し塑性の影響によるものだと考えられる.

Fig. 13 Schematic illustration of locally heated block specimen.

Table 4 Conditions of locally heating by TIG heat apparatus.

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

Table 5 Tempering temperature conditions.

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

Fig.14 Microstructure on cross section of block specimen.

 Fig. 15 SEM photos on vertical sections of specimens :
 (a) quenched, (b) tempered at 573K, (c) tempered at 773K
 (d) tempered at 888K (Matrix).

Fig.16 Relationships between tempering temperature and residual stress.

5・2 FEM 解析による評価

局所加熱をした領域の体積に比べてブロック全体の体積が十分に大きいことから、ブロック試験片の中央横断面では平面ひずみ状態が仮定できる。Fig. 17 に示すようにブロック試験片の長さ方向中央横断面を四角形 8 節点平面ひずみ二次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。局所加熱部は、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。熱伝導計算に必要となる比熱と熱伝導率については温度依存性を考慮し、比熱は断熱法によって測定し、熱伝導率はレーザーフラッシュ法によって測定した Fig. 18 に示す値を用いた。密度は 7805 kg/m^3 の一定値とした。

Fig.17 FEM model of locally heated block specimen.

Fig.18 Physical properties (Specific Heat and Thermal conductivity).

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 Ac_1 と Ac_3 の二点間の平均温度 ($763^\circ\text{C}=1036\text{K}$) となるように加熱・冷却条件を設定した。加熱条件は加熱時間を 4 秒とし、表面熱流束を入熱開始時の 0 W/mm^2 から 2 秒後に 12.5 W/mm^2 へ線形的に増大させ、この後、4 秒で 0 W/mm^2 に減少させた。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 $3.13 \times 10^{-5} \text{ W/(mm}^2 \cdot \text{K)}$ を設けている。焼戻し過程では、全節点を Table 4 に示す焼戻し温度まで均一に温度上昇させ、再び室温まで温度低下させた。

従来の焼戻し収縮のみを考慮した解析手法⁷⁾と、焼戻し収縮に加えて、本稿で提案した焼戻し塑性ひずみを考慮した解析手法の二つの解析手法について、残留応力の解析精度を比較した。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^{4),7)}。すなわち降伏関数は、焼入れ過程においてはオーステナイト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの各金属組織の体積分率の関数であり⁴⁾、焼戻し過程においてはマルテンサイト中の炭素濃度の関数である⁷⁾。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。Fig. 19 に局所加熱後のオーステナイト分布を示す。Fig. 19 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 Fig. 14 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%以上の領域と定義

した. Fig. 20 に残留応力分布の解析結果を Fig. 16 に示した実験結果と比較して示す.

従来の焼戻し収縮のみを考慮した解析手法では焼戻し温度の上昇に伴って残留応力が減少するが, 実験で得られる程の圧縮残留応力の低下は説明できなかった. これに対し, 焼戻し塑性を考慮した本解析手法では焼戻し温度が 473K から 573K に上昇すると急激な残留応力の低下が生じ, 測定結果と良く対応した. また各焼戻し温度の残留応力値は, 実測値により近く, 従来手法に比べ良好な解析精度を得ることができた. ただし, 本解析手法による解析結果でも, 実験結果に対し多少の差異がある. 解析結果は計測点が浅いほど残留応力の絶対値が大きいが, 実験結果は計測点の深さと残留応力の大きさが必ずしも焼戻し温度で一定していない. 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る. また, 焼戻し温度 773K では表面の圧縮残留応力の解析結果は実測結果よりも 100MPa 弱大きい. これは, 第 2 章にて, 焼戻し試験において 773K で 30s 保持する間に 1×10^{-3} のクリープひずみが生じることを述べたが, 本論文では焼戻し塑性のみを扱い, クリープを無視した影響があったと考えられる.

Fig.19 Contour of volume fraction of austenite at maximum elevated temperature.

Fig.20 Effect of tempering temperature on residual stress.

6 結 言

機械構造用低合金鋼を対象に, 焼戻し塑性ひずみを測定し, 焼戻し塑性を考慮した解析手法を提案し, その解析精度を検証した. 以下に主な結果を示す.

- 1) 焼戻し時の引張り・圧縮試験より焼戻し塑性ひずみに対する焼戻し温度, 負荷応力, 炭化物との関係を示した.
- 2) Si を添加し, 炭化物の析出を高温側にシフトさせた材料にて, 上記 1) と同様の引張り・圧縮試験を行った結果, 焼戻し塑性ひずみが小さくなることを確認した.
- 3) 炭化物の体積分率をパラメータとして, 焼戻し塑性の構成式を変態塑性ひずみの構成式を基に提案し, 実験における焼戻し温度-ひずみの関係を再現できることを確認した.
- 4) 上記 3) の構成式を FEM に組み込んだ解析手法を用いて, 局所加熱ブロック試験片の焼入れ焼戻し応力解析を行い, 実験と比較して良好な解析精度が得られることを確認した.

参 考 文 献

- 1) T. Inoue, and Z.G. Wang, "Coupling between stress, temperature and metallic structures during processes involving phase transformation", Materials Science and Technology, Vol.1, pp.845-850 (1985)
- 2) S.Denis, E .Gautier, A.Simon and G. Beck, "Stress-phase-transformation interactions – basic principles, modeling, and calculation of internal stress", Materials Science and Technology, Vol.1, pp.805-814 (1985)
- 3) K. Miyao, Z.G. Wang, and T. Inoue, "Analysis of temperature, stress and metallic structure in carburized-quenched gear considering transformation", Journal of The Society of Materials Science, Vol.35-399, pp.1352-1357 (1986)
- 4) K. Okamura, and H. Kawashima, "Analysis of residual deformation of a gear during quenching", Proceedings of the Japan Congress on Materials Research., Vol.32, pp.323-329 (1989)
- 5) D.Y. Ju, and T. Inoue, "Residual stress and distortion of a ring in quenching-tempering process based on metallo-thermo-mechanics", Proceedings of the 2nd International Conference on Quenching and Control of Distortin, pp.249-257 (1996)
- 6) C. Aubry, S. Denis, P. Archambault, A. Simon and F. Ruckstuhl, "Modeling of tempering kinetics for the calculation of heat treatment residual stresses in steels", The Fifth International Conference on Residual Stresses, Linköping, Sweden Vol.1, 412-417(1997)
- 7) Y. Yamazaki, K. Okamura, T. Makino and T. Sera, "FE analysis method with phase transformation and tempering effect", Proceedings of the 17th International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering Congress, NETSU SHORI Vol.49 Special Issue Vol.2 pp.745-748 (2009).
- 8) X. Deng and D.Y. Ju, "Modeling and simulation of quenching and tempering process in steels", Physics Procedia, Vol.50, pp.368-374(2013).
- 9) A. Itou, "Press temper" NETSU SHORI, Vol.8-4, pp.227-232 (1968).

- 10) K. Yamamoto, S. Hayashi, Y. Miwa and N. Iguchi, "Dynamic superplasticity during quenching and tempering under low applied stress in an eutectoid steel", NETSU SHORI, Vol.22-6, p.327-333 (1982).
- 11) K.Okamura, K.Yamamoto, T.Saitoh and M.Fukumoto, "Measurement and identification of transformation plasticity characteristics", NETSU SHORI, Vol.49, special issue, p.701-704(2009)
- 12) K. Okamura, "Material properties and database", Journal of The Society of Materials Science, Vol.55-5, pp.529-535(2006)
- 13) A. Jablonka, K. Harste and K. Schwerdtfeger, "Thermomechanical properties of iron and iron-carbon alloys: density and thermal contraction", Steel Research, Vol.62-1, pp.24-33(1991)
- 14) T. Suzuki, Y. Ono, G. Miyamoto, and T. Furuhashi, "Effects of Si and Cr on bainite microstructure of medium carbon steels" Tetsu-to-Hagane, Vol.96, pp.392-399 (2010)
- 15) G.W. Greenwood and R.H. Johnson, "The deformation of metals under small stresses during phase transformations", Proceedings of the Royal Society, 283A, pp.403-422(1965)
- 16) The Society of Materials Science, Japan, "Standard method for X-ray stress measurement" (in Japanese), (1973)