The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	焼戻し時の塑性現象に関する研究
Author(s)	山崎, 陽介
Citation	大阪大学, 2020, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/77487
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

焼戻し時の塑性現象に関する研究

山崎　陽介

2020 年 6 月
大阪大学大学院工学研究科

目次

第1章 序 論 1
1.1 本研究の背景 1
1.2 本研究の目的 3
1.3 本論文の構成 3
参考文献 6

第2章 焼戻し塑性現象 8
2.1 緒 言 8
2.2 焼戻し塑性の現象論 8
2.3 供試材と試験方法 10
2.4 試験結果と考察 13
2.4.1 C量を変更した場合の試験 13
2.4.2 Si量を変更した場合の試験 17
2.5 結 言 20
参考文献 21

第3章 焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子の評価 23
3.1 緒 言 23
3.2 残留オーステナイトが焼戻し塑性に及ぼす影響 23
3.3 焼戻し昇温速度が焼戻し塑性に及ぼす影響 29
3.4 添加するC量が焼戻し塑性に及ぼす影響 32
3.5 変態塑性現象との関係性の考察 34
3.6 結 言 43
参考文献 44

第4章 高速フーリエ変換を用いた焼戻し塑性現象の結晶塑性解析 46
4.1 緒 言 46
4.2 高速フーリエ変換を用いた結晶塑性解析の定式化 46
4.3 焼戻し過程のモデリング 53
4.4 解析条件と解析結果 54
4.4.1 解析モデル 54
4.4.2 解析条件と応力-ひずみ曲線 56
4.4.3 各相の体積分率 59
4.5 体積収縮と焼戻し塑性の評価 62

4.6 結　言 67
参考文献 68

第5章 焼戻し塑性現象を考慮した残留応力予測の高精度化 70
5.1 緒　言 70
5.2 焼戻し塑性ひずみと焼戻し弾塑性特性 70
5.2.1 焼戻し塑性ひずみ速度とセメンタイトの体積分率 70
5.2.2 有限要素解析 73
5.3 焼戻しによる残留応力変化の予測 79
5.3.1 焼入焼戻し実験と残留応力の測定 79
5.3.2 FEM解析による評価 82
5.4 結　言 89
参考文献 90

第6章 結　論 92
6.1 総　括 92
6.2 今後の課題 94

学位論文に関する原著論文および口頭発表論文 96

謝　辞 98

第１章
序　論

1.1　本研究の背景

機械構造用部品には，ボルト，ねじ，リベットのような締結部品や，歯車，ベアリング，ワッシャー，ブレーキ装置のような摺動部品，鋼管，継手のような溶接部品等様々な部品がある．これらの部品の用途は，自動車，鉄道，造船，橋梁等，多種多様で，これらの設備の長寿命化を担う重要な部品であるため，高強度化が望まれる．

機械構造用部品の高強度化は，大別して形状の改善と材質の改善の 2 つがあり，形状に関しては，厚みを増やして剛性を上げる．あるいは，使用中に応力が集中する箇所に溝を設けて作用応力を低減する等が考えられる．一方，材質に関しては，合金元素を添加し，材料の成分を調整する．あるいは熱処理を施すなどが考えられる．

特に，熱処理に関しては，焼入れや浸炭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[1)-2)]．これらの部品の多くは，焼入れ後に焼戻しが施される．また，摺動部品の中には使用中に摺動面に急速加熱・急速冷却の熱履歴が生じ，その後の繰返しの使用によって摺動面が加熱・冷却され，いわゆる焼入焼戻しの状態になるものもある．溶接部品は，溶接個所を局所的に加熱するため焼入れ状態となり，高温環境下で使用する際には，焼戻された状態になる場合がある．このように，実稼働前の意図的な状態，稼働中の作用状態を問わず，焼入焼戻しの状態が生じる場合が多い．

機械構造用部品に焼入焼戻しの熱履歴が生じると，温度変化や組織変化に伴

ってひずみが発生するため，部品の形状寸法が大きく変化することがある．このため，機械構造用部品の最終的な寸法を決める際には，この形状寸法の変化を考慮する必要があるが，そのためには，焼入焼戻し後の塑性ひずみや残留応力を精度良く評価することが求められる．

これらのことから，熱処理された部品の高強度化には，焼戻し後の残留応力の評価が極めて重要になる．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ったり，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，焼入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させるとともに，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した金属組織変化を伴う熱・弾塑性の連成解析方法が確立されている[3)-6)]．焼戻しについては高温でのクリープを考慮した研究[7)]や，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[8)-10)]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，定量的な評価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[11)-12)]．この焼戻し時の塑性現象は，外力だけでなく，残留応力によっても生じる可能性があるため，焼戻し残留応力の予測精度を高めるためには，この現象を合わせて考慮しなければならない．しかしながら，この焼戻し時の塑性現象を考慮するためには，まず系統的に現象を理解し，その上で適切な構成

式を提案する必要がある.

なお，以後においては表現を簡略化するため，焼戻し時の塑性現象を，焼戻し塑性と呼ぶことにする.

1.2　本研究の目的

本研究の目的は，機械構造用部品の焼戻し後の残留応力を精度良く評価するため，焼戻し塑性のメカニズムを明らかにし，それを表現する構成式を提案することである．以下に詳細な項目を示す.

(1) 焼戻し過程での引張／圧縮試験により焼戻し塑性現象を実験的に確認するとともに，鋼材のC量およびSi量が焼戻し塑性に及ぼす影響を評価する.

(2) 上記試験の条件を変えて，焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子を評価し，その結果を基に焼戻し塑性ひずみ及び塑性ひずみ速度の定式化を行う.

(3) 焼戻し塑性の結晶塑性解析を行い，焼戻し塑性と類似した現象である変態塑性のメカニズムが焼戻し塑性でも成り立つことを示す.

(4) 定式化した焼戻し塑性ひずみを有限要素(FEM)解析に組み込み，焼入焼戻しを行ったブロック試験片の焼戻し残留応力を評価することで，本解析手法の妥当性を示す.

1.3　本論文の構成

第1章では，研究背景，研究目的を述べる.

第2章では,焼入れ鋼材を対象に焼戻し昇温過程での引張／圧縮試験を行い,無負荷および負荷条件でのひずみを測定し，そのひずみ差から焼戻し過程で生じる塑性ひずみを評価する．また，添加するC量を変更した鋼種を対象に引張／圧縮試験を行い，添加するC量の違いが焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響を調

査する．さらに添加するSi量を変化させた鋼材を対象に同様の試験を行い，添加するSi量の違いが焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響を評価する．

第 3 章では，焼入れ鋼材を対象に液体窒素を使用したサブゼロ処理を行い，残留オーステナイトを除去し，第 1 章で示した試験方法で焼戻し塑性ひずみを測定し，残留オーステナイトが焼戻し塑性に及ぼす影響を調査する．またサブゼロ処理後の焼入れ鋼材を対象に昇温速度を変えて焼戻しを行い，昇温過程での焼戻し塑性ひずみを測定し，昇温速度が焼戻し塑性に及ぼす影響を求める．さらにC量0.001wt%の極低炭素鋼を対象に上記と同様に焼戻し塑性ひずみを測定し，鋼材に添加する C 量が焼戻し塑性に及ぼす影響を評価する．最後に，上記で得られた試験結果を基に焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響因子を特定し，影響因子をパラメータとして焼戻し塑性ひずみ及び塑性ひずみ速度の定式化を行う．定式化にあたっては，Greenwood-Johnsonが提案する変態塑性現象のメカニズムを仮定し，変態塑性現象との類似性を示す．

第4章では，第3章で仮定したGreenwood-Johnsonのメカニズムが，焼戻し塑性現象で成り立つことを立証するため，焼戻し過程で生じる体積変化を考慮した高速フーリエ変換(FFT)を用いた結晶塑性解析を行う．まず，既存の変態塑性を対象とした結晶塑性解析を参考に焼戻し塑性の定式化を行い，次に焼戻し中の炭化物の析出を模擬するため，フェライト，セメンタイト，マルテンサイトの 3 相を考慮した焼戻し過程のモデリングを行う．最後に，上記モデルを対象に結晶塑性解析を行い，焼戻し時の体積収縮と焼戻し塑性ひずみを評価し，Greenwood-Johnsonメカニズムが成り立つことを示す．

第 5 章では，焼戻し残留応力評価への適用性と本手法の妥当性をそれぞれ検証するため，まず Greenwood-Johnson メカニズムを仮定した焼戻し塑性ひずみの構成式を構築し，従来の相変態を考慮した解析手法に組み込む．次に，局所

加熱したブロック試験片を焼戻して，残留応力を測定する．最後に，上記ブロック試験片を対象に焼戻し塑性を考慮したFEM解析を行い,残留応力を評価し,実験結果と比較することでモデルの妥当性を検証する.

第6章では，第2章から第5章で得られた結果を総括する.

参考文献

1) 鮒谷 清司, 野田 文好, “浸炭焼入れした鋼材の疲労強度と残留応力”, 材料, Vol.17-183, pp.1124-1127(1968)

2) 小田 哲, 宮近 幸逸, 三佐尾 昌邦, 藤尾 博重, “浸炭焼入れ薄肉平歯車の残留応力”, 日本機械学会論文集(C編), Vol.53-493, pp.1965-1971(1987)

3) T. Inoue, 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)

4) 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)

5) 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)

6) 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)

7) 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)

8) 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, Linkoping, Sweden Vol.1, pp.412-417 (1997)

9) 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)

10) X. Deng and D.Y. Ju, “Modeling and simulation of quenching and tempering process in steels”, Physics Procedia, Vol.50, pp.368-374(2013)

11) 伊藤篤, ”プレステンパ” 熱処理, Vol.8-4, pp.227-232(1968)

12) 山本 一道, 林 進, 三輪 敬之, 井口 信洋, “共析鋼の焼入れ・焼もどし熱サイクル中に発生する低作用応力下の動的塑性”, 熱処理, Vol.22-6, pp.327-333(1982)

第 2 章
焼戻し塑性現象

2.1　緒　言

焼入れ鋼材を焼戻す過程では，降伏応力より小さな外部応力を加えると応力の作用方向に塑性変形が生じる．この焼戻しにおける力学挙動である焼戻し塑性現象は，その事象については確認されている一方[1),2)]，実験的にこの挙動を検討した研究は少ない[3)]．

そこで本章では，焼戻し塑性を実験的に確認するため，引張または圧縮応力下で焼入れされた試験片を焼戻した際のひずみを測定し，負荷状態と無負荷状態のひずみの差から生じる塑性ひずみを評価した．また，C 量や Si 量を変えた試験片を用いて同様に引張／圧縮試験を行い，C 量や Si 量の違いが塑性ひずみに及ぼす影響について検討した．

2.2　焼戻し塑性の現象論

焼戻し塑性現象は，温度変化に伴う組織変化の過程で負荷がかかると塑性変形が生じることから，変態塑性現象と類似している．

変態塑性は，鋼材の焼入れ等で材料に相変態が生じる際，降伏応力より小さい外部応力を加えると応力の作用方向に塑性変形が生じる現象である．この変態塑性現象は，母相から新相への相変態が生じた際に，2 つの相の間の体積ひずみによって発生する内部応力と，外部から加えられる応力との重畳によって引き起こされる Greenwood-Johnson メカニズム[4)]としてモデル化されている．以下では，母相をオーステナイト，新相をマルテンサイトと仮定したときの変態塑

性のメカニズムを説明する．Fig. 2.1 に示す体積変化の模式図より母相領域の中で新相が成長すると，新相は母相と比べて密度が小さいため膨張する[5),6)]．このとき，外部から引張/圧縮応力が負荷されると，新相よりも降伏点が低い母相では内部応力と重畳され塑性変形が生じる．

上記メカニズムを焼戻し塑性に当てはめて考えると，焼戻し過程では，焼入マルテンサイト組織から，炭化物(セメンタイト)が析出され，焼戻マルテンサイト組織になる．このとき，セメンタイトが析出した周囲のマルテンサイト組織は固溶炭素がセメンタイトの成長に消費されるため，フェライト組織に変化すると考えられる．このため，母相をマルテンサイト，新相をセメンタイト(新相 1)とフェライト(新相 2)と仮定したとき，体積変化は Fig. 2.2 に示すような模式図となる．Fig. 2.2 より母相領域には，新相 1 とその周囲に新相 2 が形成され，新相 1, 2 が成長すると新相 1 は新相 2 と比べて密度が小さいため膨張し[6),7)]，さらに新相 2 は母相と比べて密度が大きいため収縮する[5),6)]．このとき，外部から引張/圧縮応力が負荷されると，母相や新相 1 よりも降伏点が低い新相 2 では内部応力と重畳され，塑性変形が生じることになる．

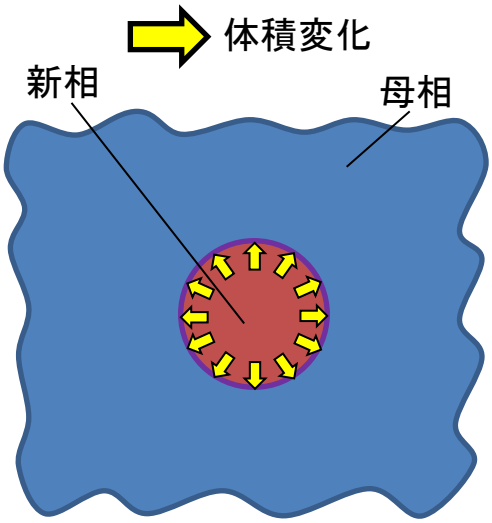


Fig. 2.1　Overview of volume change in phase transformation.

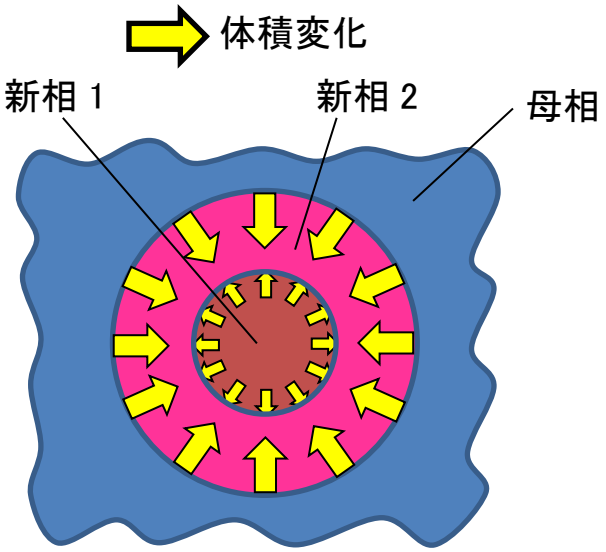


Fig. 2.2　Overview of volume change in tempering.

2.3　供試材と試験方法

前節で説明した焼戻し塑性現象を実験的に評価するため，降伏応力より小さな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 2.1 の機械的性質を持つ C 量 0.32wt%，Si 量 0.3wt%の機械構造用低合金鋼をベースに，C 量を 0.5wt%と 0.8wt%に増やした3鋼種の材料であり，試験片形状をFig. 2.3 (a)と(b)に示す．

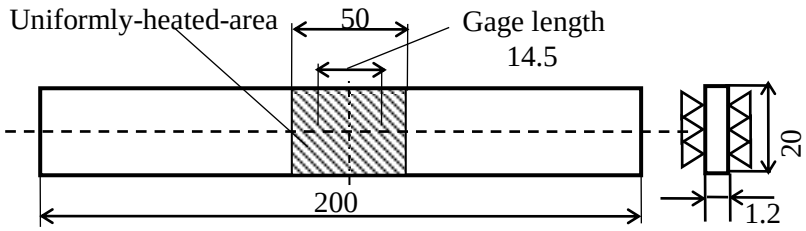
引張試験には変態塑性ひずみ測定に用いられた試験装置[8)]を，圧縮試験には富士電波工機製 Thermec mastor_z モデル FTMP-6 を用いた．試験中の温度は，試験片表面中心部にスポット溶接で付着した熱電対によって測定した．ひずみ計測は圧縮試験ではレーザー変位計によって試験片直径の変化を測定し，塑性変形での体積一定の条件から負荷方向のひずみに換算した．引張試験では，Fig. 2.4 に示すように，試験片側面に 14.5 mm 間隔で配した変位測定ロッドを 14.2N のばね力で押し当て，ロッド間隔の変化を島津製作所製高周波炉用差動トラン

ス式高温変位計で測定した.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ー加工した．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生じなかった．加熱方法は引張試験で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 の範囲に電極を当てる．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 の範囲で均熱され，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剤として厚さ 0.2mm の雲母板を挿入した.

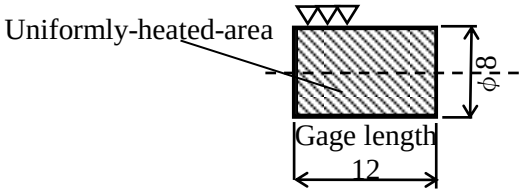
試験条件は，Fig. 2.5 と Table 2.2 に示すように，まず 1173K まで 50K/s の速度で加熱し(①)，30 秒間保持した後(②)に常温まで 30K/s の速度で急冷し焼入れする(③)．次に，Table 2.3 に示す条件にて，試験片に一定応力を負荷した状態で 773K まで 1K/s の速度で加熱して焼戻した(④)．その後，30 秒保持した後(⑤)に除荷し，常温まで 1K/s の速度で冷却した(⑥).

Table 2.1　Mechanical property of the specimen.
(Carbon 0.32wt%, Silicon 0.3wt%, JIS14A tension test piece)

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



(a) Tension test



(b) Compression test

Fig. 2.3 Shape and size of specimen.

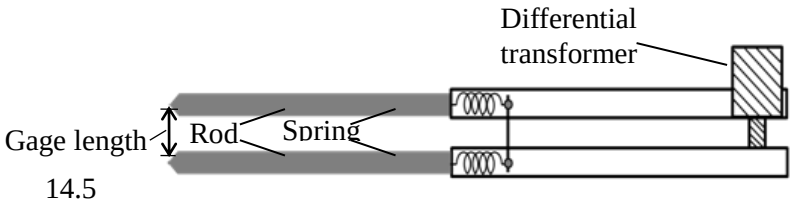


Fig. 2.4 Differential transformer type high temperature displacement meter.

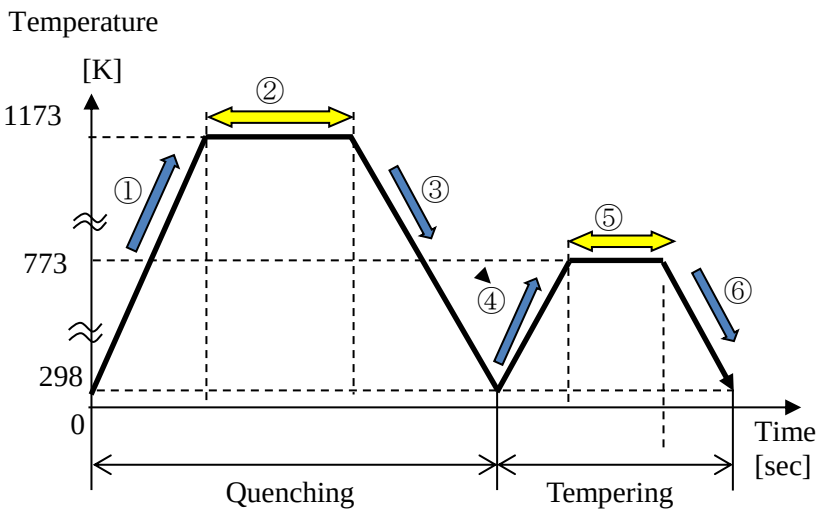


Fig. 2.5 Heat treatment.

Table 2.2　Heat treatment conditions.

condition	value
①Heating rate	50 [K/s]
②Holding time	30 [sec]
③Cooling rate	30 [K/s]
④Hearing rate	1 [K/s]
⑤Holding time	30 [sec]
⑥Cooling rate	1 [K/s]

Table 2.3　Applied stress conditions during tempering.

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

2.4　試験結果と考察

2.4.1　C 量を変更した場合の試験

C 量 0.32wt%の材料の焼戻し昇温過程における温度とひずみの関係を Fig. 2.6 に示す．縦軸のひずみは，横軸で示す温度に到達した時点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．なお，図中の A から G は Table 2.3 の異なる負荷応力の場合を示している．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 [7]，室温でのヤング率を 205GPa とすれば，300MPa の引張／圧縮応力でもヤング率低下によるひずみの算出誤差は高々 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. 2.6 から，全試験条件において温度の上昇とともに熱ひずみが発生し，さらに応力負荷時では無負荷時（図中 E 実験点）とはひずみが異なり，引張側，圧縮側ともに塑性ひずみが発生していることがわかる．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，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．

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. 2.7 に示す．図中には，負荷応力を x [MPa]，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，添加する C 量が多い材料ほど，大きな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．

つぎに，焼戻した供試材を，再度応力負荷しながら Table 2.2 に示す④の条件で加熱したときの温度とひずみの関係を Fig. 2.8 に示す．一旦焼戻された試験片を再加熱した場合，773K での 30 秒間保持においても焼入れ材を焼戻した際に見られた塑性現象は発現せず熱ひずみのみが発生する．このことから，773K までの焼戻しによるひずみ変化はクリープではなく，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であると推察される．また，添加する C 量が多い材料ほど焼戻し塑性が顕著であることから，焼入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低合金鋼であり，炭化物生成元素として Mn，Cr，Mo を微量に含んでいる．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ここでは称している．

Fig. 2.7 において単軸引張応力負荷の方が単軸圧縮応力負荷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．773K におけるセメンタイト密度は，Jablonka らの実験回帰式[9]を用いれば，C 量 0.32wt%の材

料の場合，7575kg/m^3 と算定される．この材料のマルテンサイト組織の 773K における密度は，参考文献 5)に記載の計算式を用いると，7655kg/m^3 であり，セメンタイトの析出によって固溶炭素が消費されたマルテンサイト組織すなわちフェライト組織の 773K の密度は参考文献 7)に記載の計算式を用いると 7713kg/m^3 と見積もられる．各組織の 773K における密度をまとめると Fig. 2.9 となる．Fig. 2.9 より，前節で説明した通り，母材マルテンサイトが焼戻されることによって，フェライト組織の領域はマルテンサイト組織よりも密度が大きく，体積が収縮するとともに，セメンタイトが析出する領域はフェライト組織よりも密度が小さく，体積が膨張することになる．このため，フェライト組織には引張応力が生じるはずである．フェラ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．

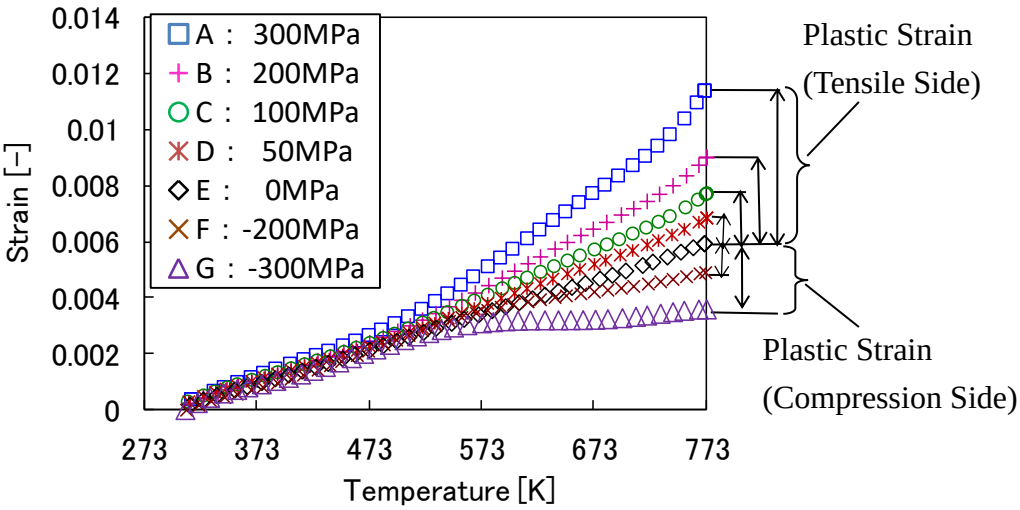


Fig. 2.6　Temperature-strain diagram (carbon 0.32wt%).

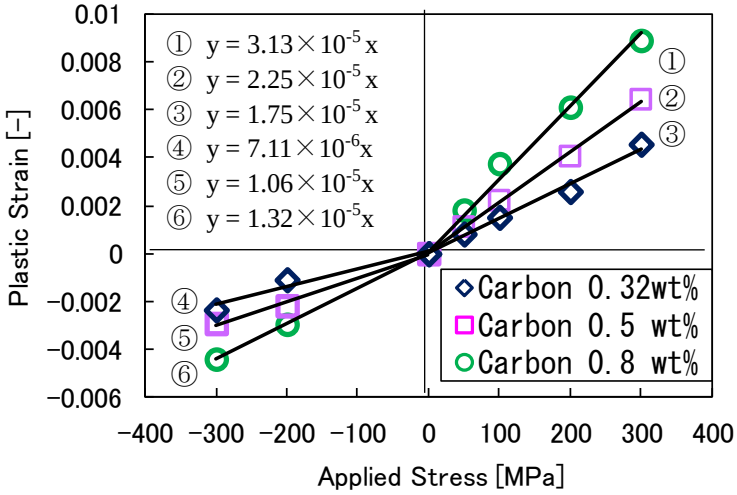


Fig. 2.7 Relationships between applied stress and plastic strain at tempering temperature of 773K

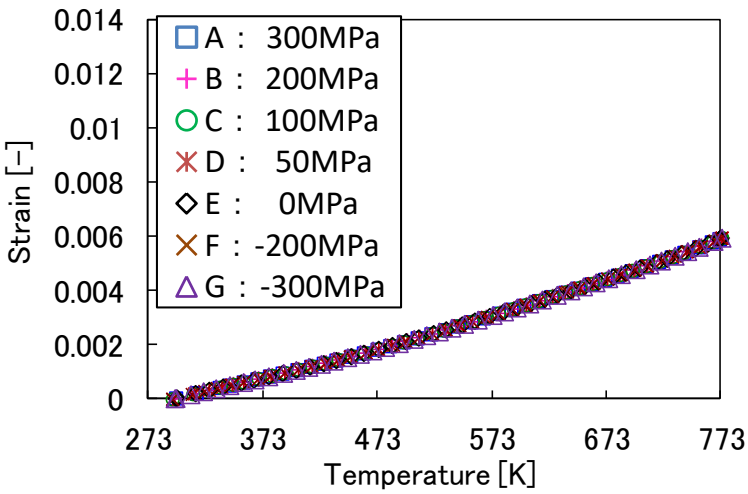


Fig. 2.8 Temperature-strain diagram of tempered specimen.

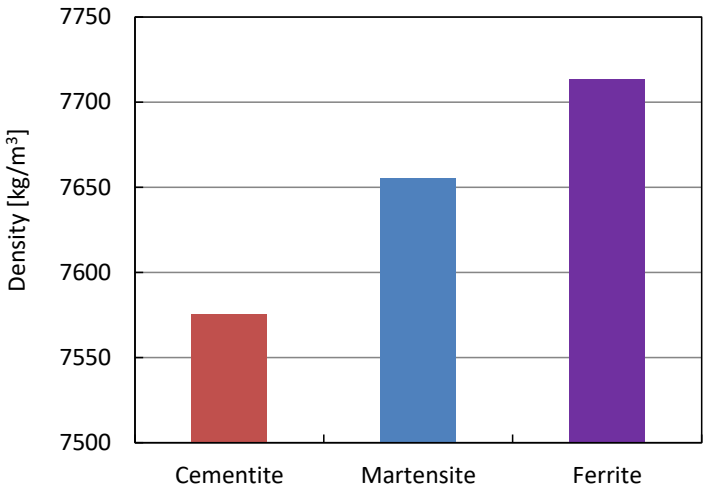


Fig. 2.9 Density of microstructure at 773K

2.4.2 Si 量を変更した場合の試験

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，2.4.1 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，2.4.1 と同様の試験を行い，焼戻し塑性ひずみを評価した．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 [5]．C 量 0.8wt%，Si 量 0.3wt%の材料と C 量 0.8wt%，Si 量 2.0wt%の材料の組織の FE-SEM(電界放射型走査電子顕微鏡)による写真を Fig. 2.10 に示す．本図(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．本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 0.3wt%の材料には炭化物の析出が多数見られるのに対し，Si 量 2.0wt%の材料での炭化物の析出は抑制されている．焼戻し昇温過程における C 量 0.32wt%，Si 量 2.0wt%の材料の温度とひずみの関係を Fig. 2.11 に示す．Fig. 2.6 と同様に，縦軸のひずみは，応力負荷時による弾性ひずみを除いている．本図より焼戻し温度の増加とともに焼戻し塑性ひずみは発生するものの，Fig. 2.6 と比べ，塑性ひずみの値は小さいことがわかる．

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 0.3wt%と 2.0wt%の場合で比較し Fig. 2.12 に示す．図中には，負荷応力を x [MPa]，塑性ひずみを y とした時の近似式を併記した．これらの結果から，Si 量 2.0wt%の材料はいずれも，0.3wt%の材料に比べて焼戻し塑性ひずみが小さいことがわかる．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．すなわち，焼戻し塑性現象は，焼戻し過程で生成する炭化物と，その周辺のマルテンサイト組織やフェライト組織の内部構造に起因する力学挙動に基づくことがわかる．

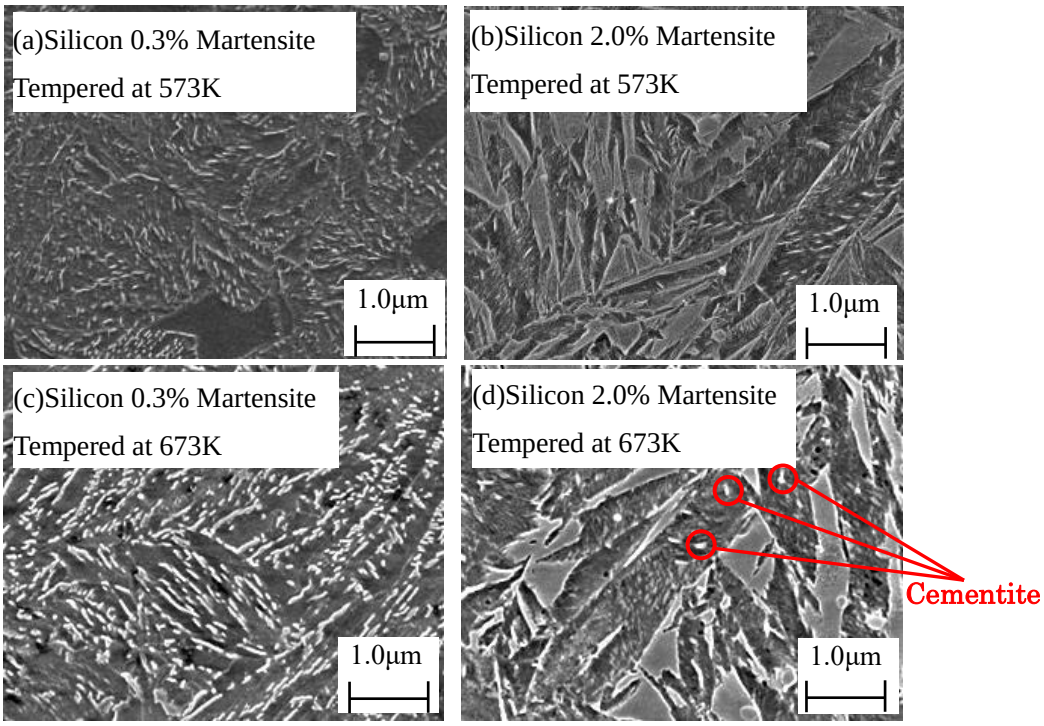


Fig. 2.10 SEM photos on cross sections of specimens (carbon 0.8%) : (a),(b) tempered at 573K, (c),(d) tempered at 673K (Matrix).

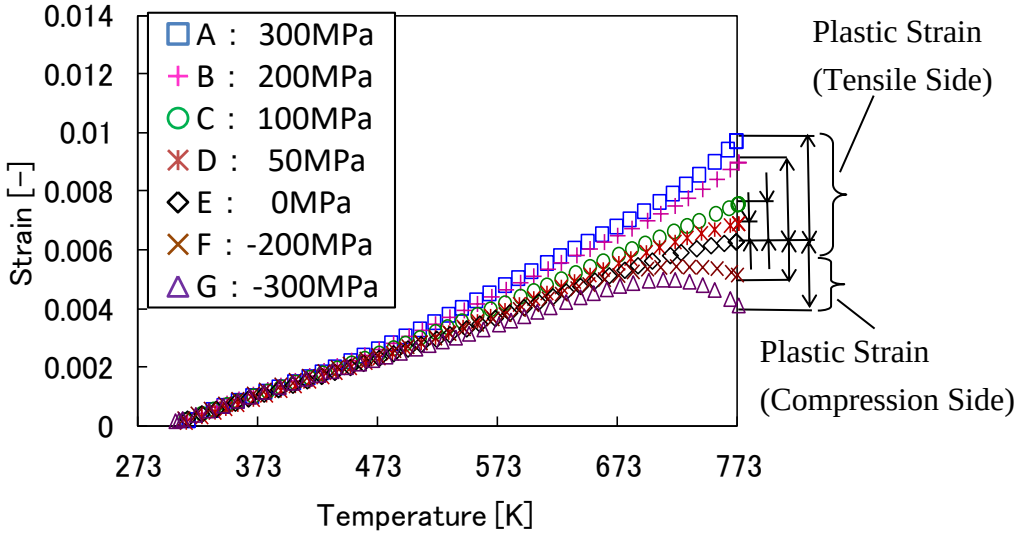


Fig. 2.11 Temperature-strain diagram(carbon 0.32wt%, silicon2.0wt%).

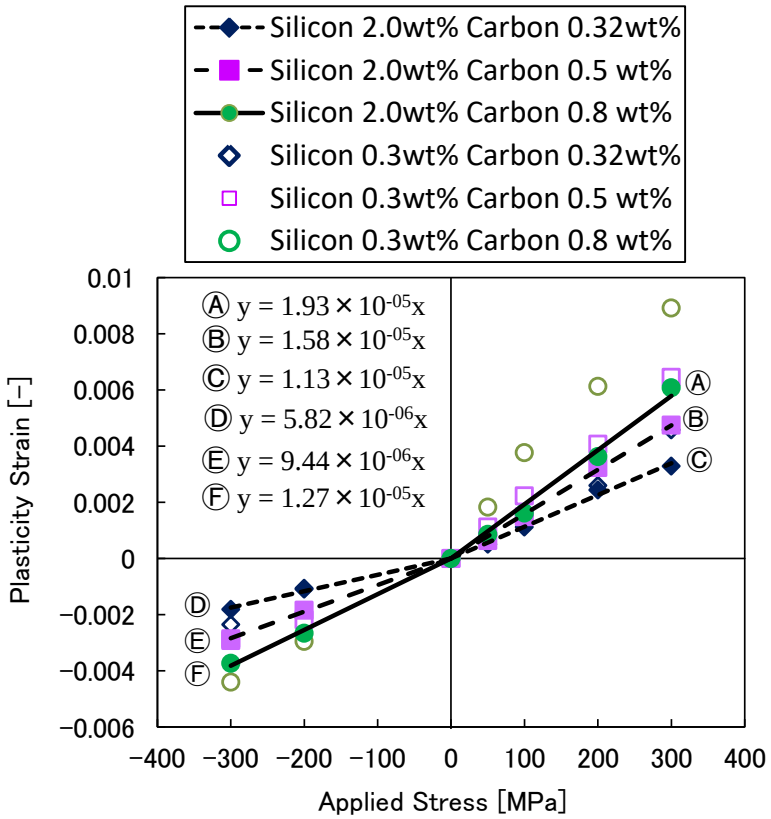


Fig. 2.12 Comparison of plastic strain between silicon0.3wt% and 2.0wt% specimen.

2.5 結　言

焼戻し塑性現象を実験的に確認するため，焼入れされた試験片を引張または圧縮応力負荷の下で焼戻した際のひずみを測定し，負荷状態と無負荷状態のひずみの差から生じる塑性ひずみを評価した．以下に主な結果を示す．

1) 焼戻し時の引張／圧縮試験ともに塑性ひずみが発生し，焼戻し塑性現象を実験的に確認できた．
2) 焼戻し時の引張／圧縮試験ともに負荷応力が大きい程，発生する塑性ひずみが大きいことを確認した．
3) 添加する C 量を変化させた材料では，C 量が多い程，発生する塑性ひずみが大きいことを確認した．
4) 添加する Si 量を変化させた材料では，Si 量が多いと炭化物の析出が高温側にシフトするため，焼戻し塑性ひずみが小さくなることを確認した．

以上の実験的知見により，焼戻し塑性現象は，焼戻し過程で生成する炭化物と，その周辺のマルテンサイト組織やフェライト組織の内部構造に起因する力学挙動に基づくメカニズムであるという重要な知見が得られた．

参考文献

1) 伊藤 篤, ”プレステンパ” 熱処理, Vol.8-4, pp.227-232(1968)

2) 山本 一道, 林 進, 三輪 敬之, 井口 信洋, “共析鋼の焼入れ・焼もどし熱サイクル中に発生する低作用応力下の動的塑性”, 熱処理, Vol.22-6, pp.327-333(1982)

3) D. Kaiser, B. de Graaff, A. M. Jung, S. Dietrich, V. Schulze, “A dilatometric study on the influence of compressive stresses on the tempering of martensitic AISI 4140 steel - Evidence of transformation induced plasticity during cementite precipitation”, Material Science & Engineering A, Vol.705, pp114-121(2017)

4) G. W. Greenwood and R. H. Johnson, “The deformation of metals under small stresses during phase transformation”, Proc Roy Soc London, Vol.283A, pp.403-422(1965)

5) J. Miettinen , “Calculation of Solidification-related Thermophysical Properties for Steels”, Metallurgical and Materials Transactions, Vol.28B, pp281-297(1997)

6) 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)

7) K. Okamura, “Material properties and database”, Journal of The Society of Materials Science, Vol.55-5, pp.529-535(2006)

8) K. Okamura, K. Yamamoto, T. Saitoh and M. Fukumoto, ”Meas- urement and identation of transformation plasticity character- istics”, NETSU SHORI, Vol.49, special issue, pp.701-704(2009)

9) 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)

10) 鈴木 健, 小野 芳樹, 宮本 吾郎, 古原 忠, “中炭素鋼のベイナイト組織に及ぼす Si, Cr の影響”, 鉄と鋼, Vol.96, pp.392-399 (2010)

第 3 章
焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子

3.1　緒　言

焼入れ鋼材の焼戻しにおいては，熱膨張に加えて 3 つの温度範囲で体積変化が生じることが知られている[1)]．第 1 段階は 353K から 433K までの温度域でのε炭化物の析出による体積収縮，第 2 段階は 503K から 553K までの温度域での残留オーステナイトの分解に伴うフェライトとセメンタイトの混合組織の生成による体積膨張，第 3 段階は 573K 以上の温度域でのθ炭化物(セメンタイト)の析出による体積収縮である．このことから，焼戻し時の体積変化には，残留オーステナイトの分解と炭化物の析出が大きく影響していることがわかる．

本章では，機械構造用低合金鋼を対象に，焼入れした試験片に一定の引張応力を負荷した状態で焼戻して，負荷応力毎に焼戻し温度と塑性ひずみの関係を実験的に調査する．このとき試験は次の 3 つの条件，①焼入れ直後のサブゼロ処理，②焼戻し時の昇温速度の変更，③極低炭素鋼の使用でそれぞれ行い，焼戻し時の体積変化に及ぼす影響因子である炭化物の析出や残留オーステナイトの分解が焼戻し塑性に及ぼす影響を定量的に評価する．

3.2　残留オーステナイトが焼戻し塑性に及ぼす影響

残留オーステナイトは，高炭素鋼あるいは合金鋼を焼入れした際に一部残存するオーステナイトであり，添加する C 量が多い鋼材ほど残留オーステナイト量が多くなる．残留オーステナイトが存在すると時間の経過とともに材料がマルテンサイト変態し，経年に伴う非可逆変形や，外力が加わることで材料がマルテンサイト変態する加工誘起マルテンサイト変態が発生することが知られて

いる．この残留オーステナイトが焼戻し塑性に及ぼす影響を評価するため，前章で用いた 3 鋼種を対象に焼入れ処理直後に液体窒素を使ってサブゼロ処理を行い，焼戻し中のひずみを評価した．ここで，サブゼロ処理とは 273K 以下の温度に冷却する熱処理であり，深冷処理とも呼ばれ，焼入れ後も残存する残留オーステナイトを除去する処理である．Fig. 3.1 と Table 3.1 に示すように，まず 1173K まで 50K/s の速度で加熱し(①)，30 秒間保持した後(②)に常温まで 30K/s の速度で急冷し焼入れする(③)．次に液体窒素で 77K まで急冷し，30 分間保持した後(④)，Table 3.1 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 1K/s の速度で加熱して焼戻した(⑤)．その後，30 秒間保持した後に除荷し(⑥)，常温まで 1K/s の速度で冷却した(⑦)．

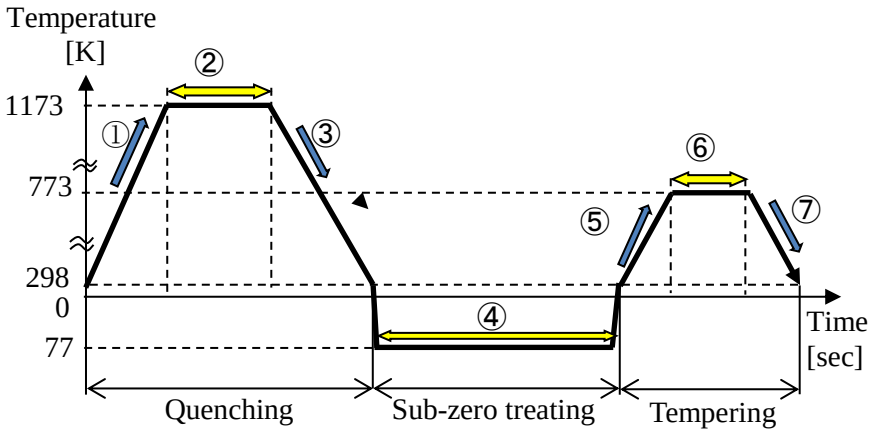


Fig. 3.1　Heat treatment with sub-zero treating.

Table 3.1　Heat treatment conditions.

condition	value
①Heating rate	50 [K/s]
②Holding time	30 [sec]
③Cooling rate	30 [K/s]
④Holding time	30 [min]
⑤Hearing rate	1 [K/s]
⑥Holding time	30 [sec]
⑦Cooling rate	1 [K/s]

焼入れした直後にサブゼロ処理を行った各鋼材(以下，サブゼロ材と表記)と焼入れままの各鋼材(以下，AsQ 材と表記)の残留オーステナイト量を Fig. 3.2 に示す．残留オーステナイト量は以下の式(3.1)を用いて算出した[2)]．

$$\xi_\gamma = \frac{V_\gamma}{V_\alpha + V_\gamma} \times 100 = \frac{100}{1 + \frac{V_\alpha}{V_\gamma}} = \frac{100}{1 + \frac{1}{n}\sum \frac{I_{\alpha(hkl)}}{I_{\gamma(h'k'l')}} \frac{R_{\gamma(h'k'l')}}{R_{\alpha(hkl)}}} \tag{3.1}$$

ここで，ξ_γは残留オーステナイト量%，$I_{\alpha(hkl)}$，$I_{\gamma(h'k'l')}$は X 線回折装置を用いて実測したマルテンサイト相(h，k，l)面とオーステナイト相 (h'，k'，l')面の X 線ピークの積分強度，$R_{\alpha(hkl)}$，$R_{\gamma(h'k'l')}$は各相の各面に対する理論回折 X 線ピーク強度，nはマルテンサイト相とオーステナイト相の面の総和，V_α，V_γは各相の体積である．今回の計算で用いた$I_{\alpha(hkl)}$，$I_{\gamma(h'k'l')}$を Table 3.2 に，$R_{\alpha(hkl)}$，$R_{\gamma(h'k'l')}$を Table 3.3 に示す．ここで，$R_{\alpha(hkl)}$，$R_{\gamma(h'k'l')}$は，オープンアクセスの結晶構造データベース Crystallography Open Database(COD)[3)]より取得した各相の結晶情報を基に，電子・核密度の解析ソフトウェア VESTA を用いて計算した．

Fig. 3.2 より，サブゼロ材は AsQ 材と比べて残留オーステナイトが減少していることがわかる．また，添加する C 量が多い鋼材ほど，残留オーステナイト量の減少率が大きいことがわかる．

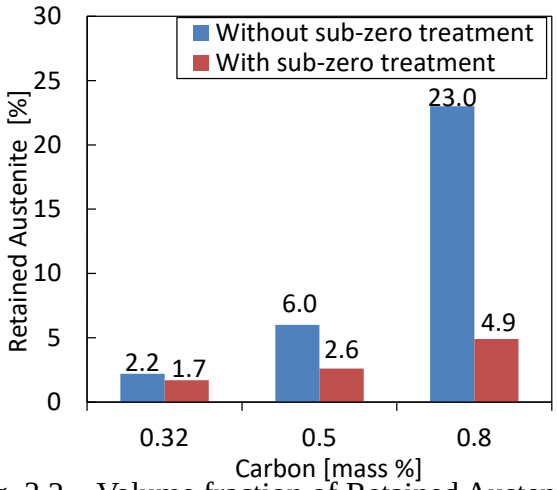


Fig. 3.2　Volume fraction of Retained Austenite.

Table 3.2　Integrated strength $I_{\alpha(hkl)}$ and $I_{\gamma(h'k'l')}$ by X-ray diffraction

		Martensite α(hkl) plane			Austenite γ(h'k'l') plane		
		α(110)	α(200)	α(211)	γ(111)	γ(200)	γ(220)
With sub-zero	Carbon 0.32wt%	224209	28159	58516	2352	2024	904
	Carbon 0.5wt%	224347	28728	59763	2268	1395	696
	Carbon 0.8wt%	215564	22586	54890	3993	4953	2801
Without sub-zero	Carbon 0.32wt%	222196	26415	56312	2335	2233	1125
	Carbon 0.5wt%	206781	30934	52192	2824	4294	2637
	Carbon 0.8wt%	175714	26007	44500	36529	17011	9298

Table 3.3　Theoretical intensity $R_{\alpha(hkl)}$ and $R_{\gamma(h'k'l')}$

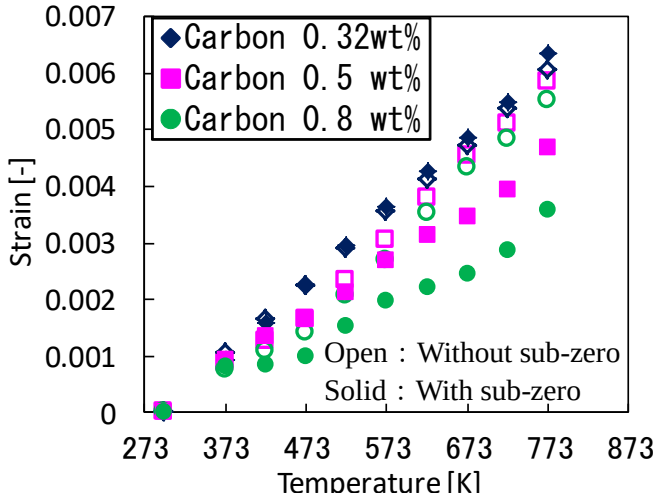
Martensite α(hkl) plane			Austenaite γ(h'k'l') plane		
α(110)	α(200)	α(211)	γ(111)	γ(200)	γ(220)
100	15.9	29.2	73.9	35.5	20.8

サブゼロ材および AsQ 材の無負荷状態と 300MPa 負荷状態における焼戻し昇温過程での温度とひずみの関係を Fig. 3.3 に示す．本図より C 量 0.5wt%，0.8wt% の AsQ 材は，サブゼロ材と比べて，ひずみが大きいことがわかる．サブゼロ材と AsQ 材の無負荷状態における焼戻し昇温過程での温度と焼戻し収縮ひずみの関係を Fig. 3.4 に示す．ここで，焼戻し収縮ひずみは無負荷の条件での各焼戻し温度に対して Fig. 3.3(a)に示すひずみから，Fig. 2.8 に一例を示した熱ひずみを除いて示している．サブゼロ材と AsQ 材の負荷状態における焼戻し昇温過程での温度と焼戻し塑性ひずみの関係を Fig. 3.5 に示す．ここで，焼戻し塑性ひずみは負荷条件での各焼戻し温度に対して Fig. 3.3(b)に示すひずみから，Fig. 3.4 に示す焼戻し収縮ひずみと Fig. 2.8 に示す熱ひずみを除いて示している．

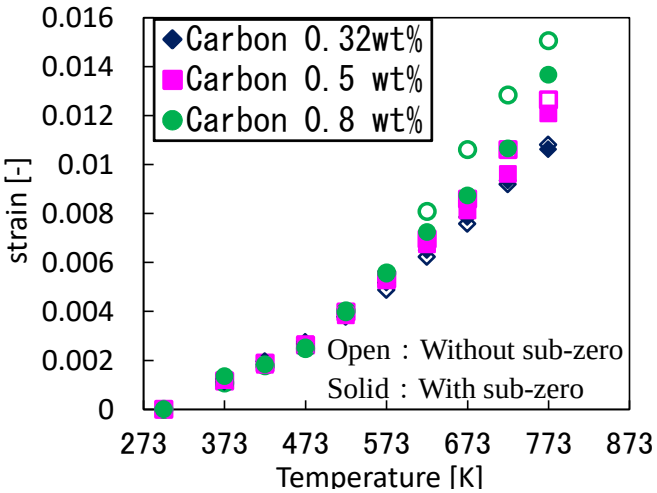
Fig. 3.4 より，C 量 0.32wt%の鋼材はサブゼロ処理の有無で，収縮ひずみはほとんど変わらない．これに対し，C 量 0.5wt%，0.8wt%のサブゼロ材は，AsQ 材と

比べて，温度の上昇とともに収縮ひずみの絶対値が大きくなっている．これは，高炭素鋼 AsQ 材の残留オーステナイト量が高く，マルテンサイト分率が低いために，炭化物析出による収縮ひずみが小さくなるためである．このとき，AsQ 材における残留オーステナイトの分解によるパーライト変態に伴う変態ひずみの影響も理由として挙げられるが，Fig. 3.5 より，残留オーステナイトの有無による焼戻し塑性ひずみの差がほとんどないことから，焼戻し昇温過程での残留オーステナイトの分解による変態塑性が焼戻し塑性に及ぼす影響は極めて小さいため，変態ひずみが収縮ひずみに及ぼす影響もほとんどないと考えられる．

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. 3.6 に示す．図中には，サブゼロ材の負荷応力を x [MPa]，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サブゼロ処理を行っていない場合と同様に線形に増加し，近似式の勾配もほぼ等しい．このことから残留オーステナイトの有無によって，負荷応力に対する焼戻し塑性ひずみの関係は変わらないことがわかる．



(a) Under no stress



(b) Applied stress 300MPa

Fig. 3.3 Strain diagram of tempered specimen.

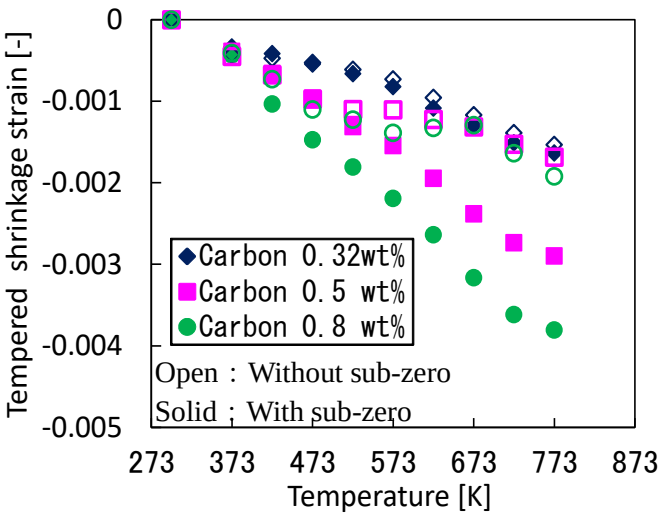


Fig. 3.4 Temperature-Tempered shrinkage strain diagram of tempered specimen.

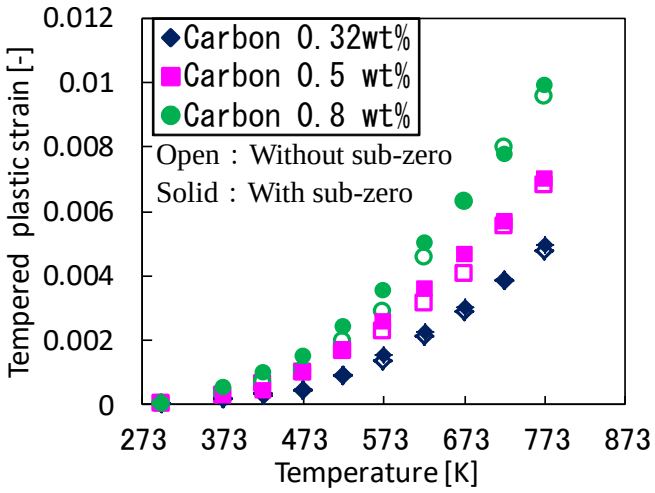


Fig. 3.5 Temperature-Tempered plastic strain diagram of tempered specimen with 300MPa.

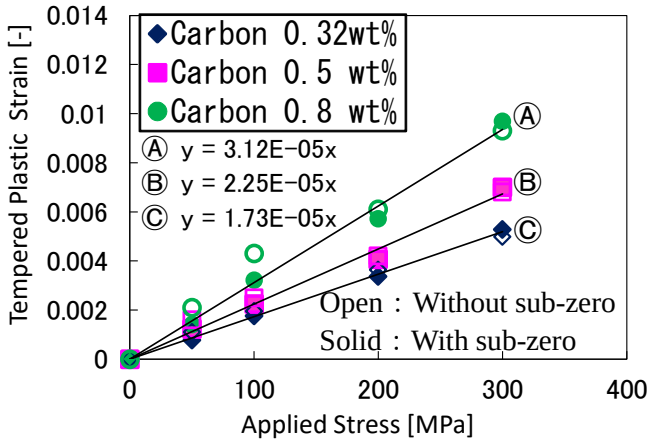


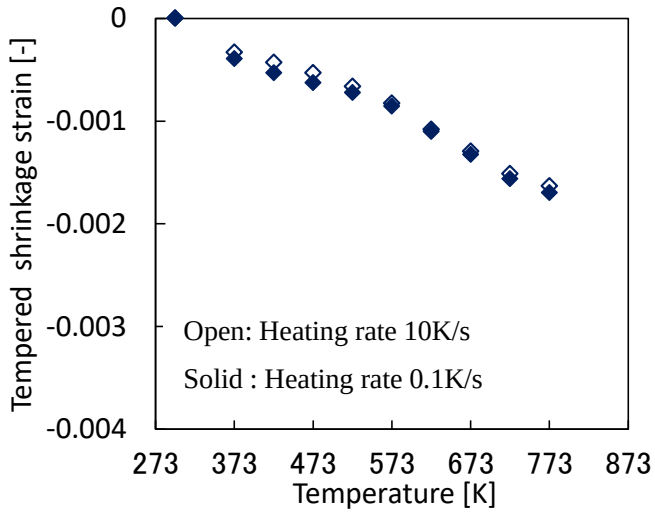
Fig. 3.6 Relationships between applied stress and plastic strain with 773K.

3.3 焼戻し昇温速度が焼戻し塑性に及ぼす影響

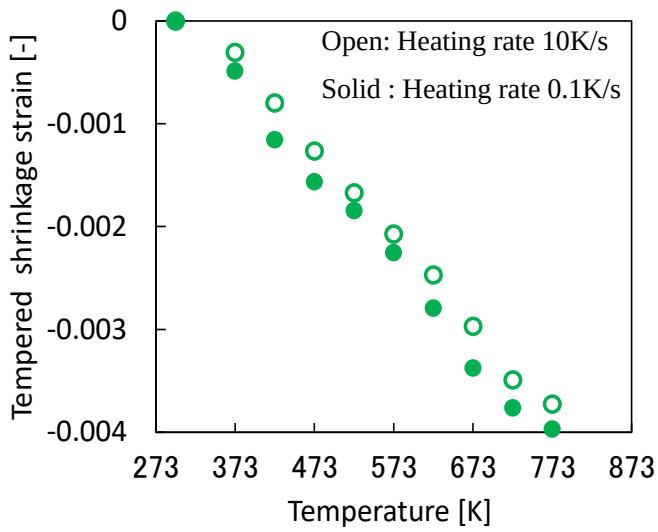
焼戻し時の炭化物の析出量や析出形態は昇温速度によって大きく変化することが知られている[4),5)]．そこで，焼戻し昇温速度が焼戻し塑性に及ぼす影響を評価するため，添加する C 量が異なる鋼材でのマルテンサイト分率をほぼ同等に保つために C 量 0.32wt%，0.8wt%の 2 鋼種のサブゼロ処理後の試験材を用いて，昇温速度 0.1K/s と 10K/s の 2 条件で焼戻しを行い，焼戻し中のひずみを評価した．焼戻し時の昇温速度を変更した鋼材 2 種の無負荷状態における焼戻し昇温

過程での温度と焼戻し収縮ひずみの関係を Fig. 3.7 に示す．本図より，C 量 0.32wt%の鋼材は焼戻し時の昇温速度を変えても収縮ひずみはほとんど変わらない．これに対し，C 量 0.8wt%の鋼材は焼戻し時の昇温速度が速いほうが収縮ひずみの絶対値は小さいことがわかる．これは，Fig. 3.8 に示す抽出残渣測定[6),7)]によって得られた各鋼材のセメンタイト量を比較した結果から，昇温速度が速いほうが炭化物の析出が少なく，その結果，材料の体積収縮が小さくなったと考えられる．C 量 0.8wt%の鋼材は，炭化物の析出量が多いため，その差が顕著に表れたと推定される．ここで，抽出残差測定には電解法を用いた．電解法とは，　電解槽に鋼試料を陽極，銅や白金を陰極として設置し，析出物を分解させずに試料を電解して，化合物を残渣として抽出する方法である．

焼戻し時の昇温速度を変更した鋼材 2 種の負荷状態における焼戻し昇温過程での温度と焼戻し塑性ひずみの関係をFig. 3.9に示す．本図より，C量0.32wt%の鋼材は焼戻し時の昇温速度を変えても塑性ひずみはほとんど変わらない．これに対し，C 量 0.8wt%の鋼材は焼戻し時の昇温速度が速いほうが塑性ひずみは小さいことがわかる．これは，収縮ひずみと同様に昇温速度が速いほうが炭化物の析出が少なく，その結果，塑性ひずみが小さくなったと考えられる．C 量 0.8wt%の鋼材は，炭化物の析出量が多いため，その差が顕著に表れたと推定される．よって，添加する C 量が多い鋼材ほど，焼戻し時の昇温速度が焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響は大きいことがわかった．ただし，炭化物の析出量は，焼戻し時の昇温速度だけでなく焼戻し温度の保持時間によっても変化するが，本章は炭化物の析出と焼戻し塑性の関係を定量化することに着目し，保持時間に関わる炭化物析出の速度論は議論の対象としない．



(a) Carbon 0.32wt%



(b) Carbon 0.8wt%

Fig. 3.7 Temperature-Tempered shrinkage strain diagram of tempered specimen with modified heating rate.

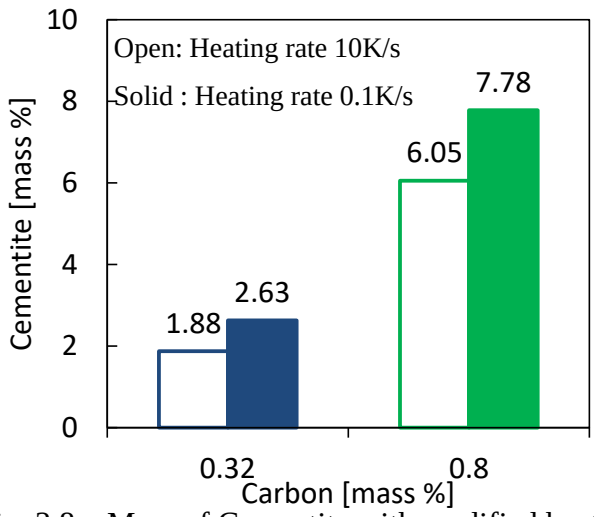
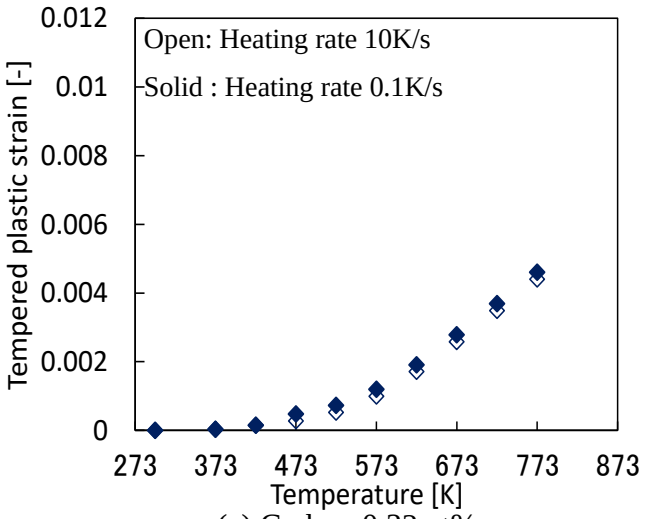
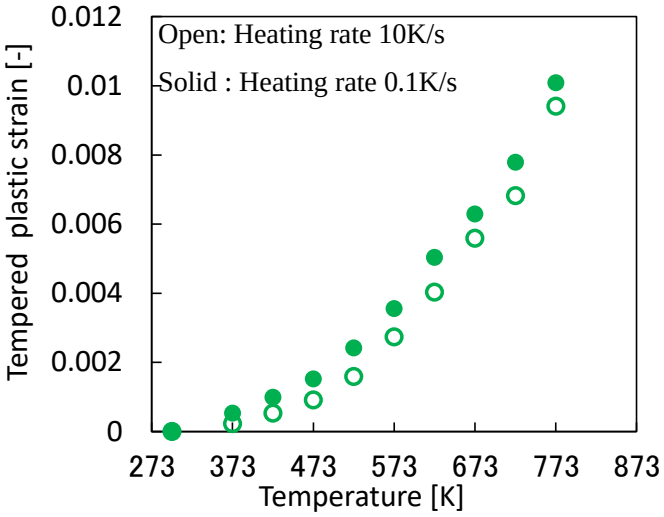


Fig. 3.8 Mass of Cementite with modified heating rate.



(a) Carbon 0.32wt%



(b) Carbon 0.8wt%

Fig. 3.9 Temperature-Tempered plastic strain diagram of tempered specimen with 300MPa.

3.4 添加するC量が焼戻し塑性に及ぼす影響

鋼材に添加する C 量が焼戻し塑性に及ぼす影響を評価するため，C 量が 0.001wt%の極低炭素鋼を対象に 3.3 節と同様の試験を実施した．ここで，今回試験する鋼材は添加された C 量が極めて低いため，焼入れ直後の残留オーステナイトは少ないと考え，焼入れ直後のサブゼロ処理は省いている．また，材料強度が低いため，負荷応力は 50，100，150MPa の 3 条件とした．

無負荷状態における焼戻し昇温過程での温度と焼戻し収縮ひずみの関係を

Fig. 3.10 に示す．また，参考として第 3 章で試験した 3 鋼種の結果も合わせて示す．本図より，C 量 0.001wt%鋼材の収縮ひずみは発生しないことがわかった．これは Fig. 3.11 に示す炭化物の析出量が小さいことに起因すると考えられる．負荷状態における焼戻し昇温過程での温度と焼戻し塑性ひずみの関係を Fig. 3.12 に示す．本図より，C 量 0.001wt%鋼材の塑性ひずみは他の鋼種と比べて極めて小さいことがわかった．これは収縮ひずみと同様に炭化物の析出量が小さいことに起因すると考えられる．

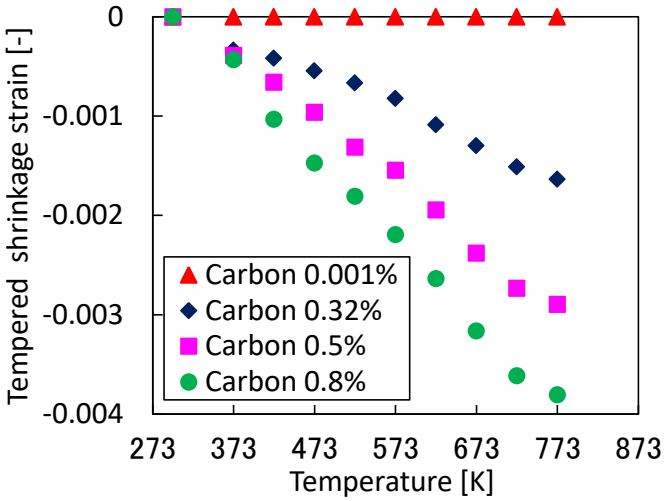


Fig. 3.10 Temperature-Tempered shrinkage strain diagram of tempered specimen.

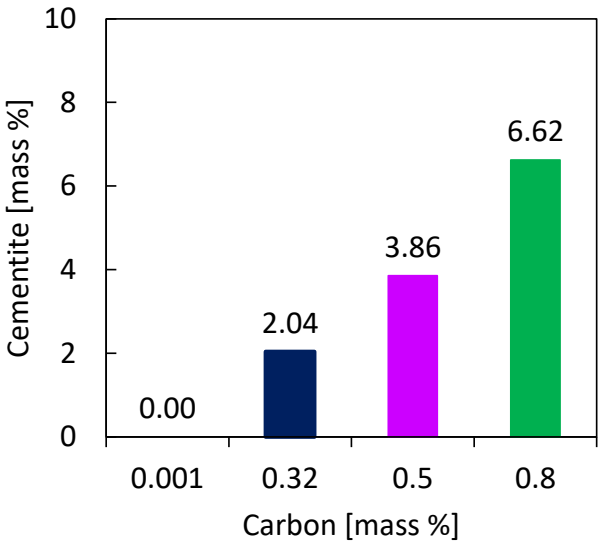


Fig. 3.11 Mass of Cementite with heating rate 1K/s.

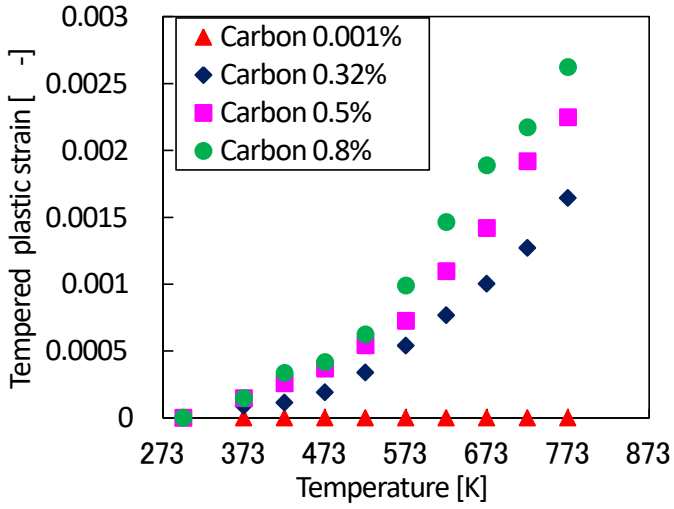


Fig. 3.12　Temperature-Tempered plastic strain diagram of tempered specimen with 100MPa.

3.5　変態塑性現象との関係性の考察

これまでの試験結果から，焼戻し塑性ひずみは，材料に添加する C 量と炭化物の析出量によって変化することがわかった．この点を踏まえて，変態塑性現象との類似性を仮定し，変態塑性係数に対応する焼戻し塑性現象における塑性係数の導出を試みた．

変態塑性現象は，相変態が進行している途中に応力を受けると，降伏応力より小さな応力であっても塑性変形が生じる現象である．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，これに外部からの微小応力が加わることによって，母相と新相のうち降伏応力の低い相で負荷方向に塑性変形が生じる．Denis ら[8]は，Greenwood-Johnson メカニズム[9]を仮定し，母相から新相への変態率をξとすると，ξに至るまでに生じる変態塑性ひずみε^{TP}は，Deasalos の提案式[10] $\varphi(\xi)=\xi(2-\xi)$を用いて次式で表される．

$$\varepsilon^{TP}=K_{TF}\varphi(\xi)\sigma=K_{TF}\xi(2-\xi)\sigma=2K_{TF}\,\xi(1-\frac{\xi}{2})\sigma \tag{3.1}$$

ここで，K_{TF}は変態塑性係数と呼ばれる．このとき，単軸応力σを偏差応力sで表

すと，σとsは以下の関係が成り立つ.

$$s = \sigma - \frac{1}{3}\sigma = \frac{2}{3}\sigma \tag{3.2}$$

よって，式(3.1)は，次式で表される.

$$\varepsilon^{TP} = 2K_{TF}\ \xi(1-\frac{\xi}{2})\ \frac{3}{2}s = 3K_{TF}\ \xi(1-\frac{\xi}{2})\ s \tag{3.3}$$

式(3.3)の時間微分をとり，多軸化すると，変態塑性ひずみの速度として次式が得られる[2),3),10)].

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{TP} = 3K_{TF}(1-\xi)\dot{\xi}s_{ij} \tag{3.4}$$

焼戻し塑性現象は，母相である焼入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，新相であるセメンタイトが析出することで体積ひずみが生じる．これによって生じる内部応力に外力を負荷することで塑性変形が生じる．この塑性変形は，母相と新相のうち降伏応力の低い母相であるマルテンサイト相内で発生し，この母相の中でも析出した炭化物の近傍で集中的に固溶炭素が抜け出したマルテンサイト相で生じると考えられる．このことから，焼戻し塑性ひずみε^{p}について，変態塑性ひずみε^{TP}と同様のメカニズムが仮定でき，式(3.1)を用いて次式のように表す.

$$\varepsilon^{p} = 2K_{T}\xi_{\theta}(T)(1-\frac{\xi_{\theta}(T)}{2})\sigma \tag{3.5}$$

ここで，σは負荷応力，$\xi_{\theta}(T)$は温度T(絶対温度)におけるセメンタイトの体積分率，K_T は焼戻し塑性係数である．式(3.5)をK_T について整理すると以下の式が得られる.

$$K_T = \frac{\varepsilon^p}{2\xi_\theta(T)(1-\frac{\xi_\theta(T)}{2})\sigma} \tag{3.6}$$

これより，焼戻し塑性係数K_Tを決定する際には，セメンタイトの体積分率$\xi_\theta(T)$を求める必要がある．

焼入れ後のマルテンサイトの質量をM とし，質量濃度C_0の炭素が過飽和に固溶されているものとすると，温度T で焼戻した際には，マルテンサイトから平均的に$\Delta C(T)$ wt%の炭素が析出し，セメンタイトが形成される．セメンタイト中に含まれる炭素の総質量を$M_{\theta C}$とすると，これは析出した炭素量と同じであり，以下の式で表される．

$$M_{\theta C} = \frac{\Delta C(T)}{100} M \tag{3.7}$$

セメンタイト中に占める炭素の質量割合は，析出したセメンタイトの総質量をM_θとすると

$$\frac{M_{\theta C}}{M_\theta} = \frac{\mathrm{C}}{\mathrm{Fe_3C}} = \frac{12.01}{55.485\times3+12.01} \cong 0.0669 \tag{3.8}$$

となり， M_θ は以下の式で表される．

$$M_\theta = \frac{M_{\theta C}}{0.0669} = \frac{\Delta C(T)}{6.69} M \tag{3.9}$$

ここで，セメンタイトの密度をρ^θとすると，セメンタイトの体積V_θは以下のように表される．

$$V_\theta = \frac{M_\theta}{\rho^\theta} = \frac{\Delta C(T) M}{6.69\rho^\theta(T)} \tag{3.10}$$

また，セメンタイトの密度式は以下の式を用いる[11)]．

$$\rho^{\theta}(T) = 7686.45 - 6.63810^{-2}T - 3.12810^{-4}T^2 \tag{3.11}$$

一方，セメンタイトの析出に伴い$\Delta C(T)$の炭素が消費されたマルテンサイトの質量は$M - M_{\theta}$となるので，マルテンサイトの密度をρ^{M}とすると体積V_Mは以下の式で表される．

$$V_M = \frac{M - M_{\theta}}{\rho^{M}} = \frac{(1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})M}{\rho^{M}(C_0 - \Delta C(T), T)} \tag{3.12}$$

ここで，マルテンサイトの密度式は以下の式を用いる[12]．

$$\rho^{M}(C,T) = \rho_{Fe}{}^{\alpha}(T) + (-152.3 + 6.79C)C + \rho_{sub}{}^{\alpha}(T) \tag{3.13}$$

$\rho_{Fe}{}^{\alpha}(T)$ は温度Tにおける純鉄密度，$\rho_{sub}{}^{\alpha}(T)$ は密度に及ぼす炭素以外の合金元素の影響を表す．以上より，セメンタイトの体積分率$\xi_{\theta}(T)$は，式(3.10)と式(3.12)から以下のように表される．

$$\xi_{\theta}(T) = \frac{V_{\theta}}{V_M + V_{\theta}} = \frac{1}{\frac{\rho^{\theta}(T)}{\rho^{M}(C_0 - \Delta C(T), T)}(\frac{6.69}{\Delta C(T)} - 1) + 1} \tag{3.14}$$

上記の体積分率$\xi_{\theta}(T)$を導出するためには，炭素濃度$\Delta C(T)$を同定する必要がある．そこで，焼戻マルテンサイトの平均的な密度を$\rho^{TM}(C_0, \Delta C(T), T)$ とすると，式(3.10)と式(3.12)から複合測に基づく平均密度は以下の式で表される．

$$\rho^{TM}(C_0, \Delta C(T), T) = \frac{M}{V_M + V_{\theta}} = \frac{1}{\frac{(6.69 - \Delta C(T))}{6.69\rho^{M}(C_0 - \Delta C(T), T)} + \frac{\Delta C(T)}{6.69\rho^{\theta}(T)}} \tag{3.15}$$

したがって，密度差のみから推定される焼戻し時のひずみ$\varepsilon^{\rho\theta}$は，室温T_Rにおける焼入マルテンサイトの体積をV_{MTR}と温度Tにおける焼戻マルテンサイトの体積をV_Mとして，両者の密度差から次式で表される

$$\varepsilon^{\rho\theta}(C_0,\Delta C(T),T)=\sqrt[3]{\frac{V_M+V_\theta}{V_{MTR}}}-1=\sqrt[3]{\frac{\frac{M}{\rho^{TM}(C_0,\Delta C(T),T)}}{\frac{M}{\rho^{M}(C_0,T_R)}}}-1$$

$$=\sqrt[3]{\frac{\rho^{M}(C_0,T_R)}{\rho^{TM}(C_0,\Delta C(T),T)}}-1 \qquad (3.16)$$

以上のことから，Fig. 3.3(a)の無負荷状態の温度T−ひずみε^{θ}線図の結果から得られるε^{θ}が$\varepsilon^{\rho\theta}$と一致する炭素濃度$\Delta C(T)$が式(3.11)，(3.13)，(3.15)，(3.16)から同定され，体積分率$\xi_\theta(T)$が推定される．

各鋼材を 500℃に焼戻した際にセメンタイトの析出で消失した炭素濃度ΔC(773K)とセメンタイトの体積分率ξ_θ(773K)を Table 3.4 に示す．また，焼戻し温度とセメンタイトの体積分率$\xi_\theta(T)$の関係を Fig. 3.13 に示す．Fig. 3.13 より，焼戻し温度T を x [K]，セメンタイトの体積分率$\xi_\theta(T)$を y とした時，以下の近似式が得られる．

① C 量 0.32wt%の場合：

$$y=-1.45x^4\times10^{-12}+2.92x^3\times10^{-9}-2.03x^2\times10^{-6}+5.99x\times10^{-4}-6.41\times10^{-2}$$

② C 量 0.5wt%の場合：

$$y=\ 9.37x^4\times10^{-14}-8.47x^3\times10^{-9}+1.25x^2\times10^{-6}-5.18x\times10^{-4}+6.41\times10^{-2}$$

③ C 量 0.8wt%の場合：

$$y=\ 1.02x^4\times10^{-12}+1.56x^3\times10^{-9}-6.87x^2\times10^{-7}+2.42x\times10^{-4}-4.58\times10^{-2} \qquad (3.17)$$

Table 3.4　Mass of Carbon and Volume fraction of Tempered Martensite.

	Carbon 0.001%	Carbon 0.32%	Carbon 0.5%	Carbon 0.8%
ΔC(773K)	0%	0.108%	0.359%	0.555%
ξ_θ(773K)	0	0.016	0.054	0.083

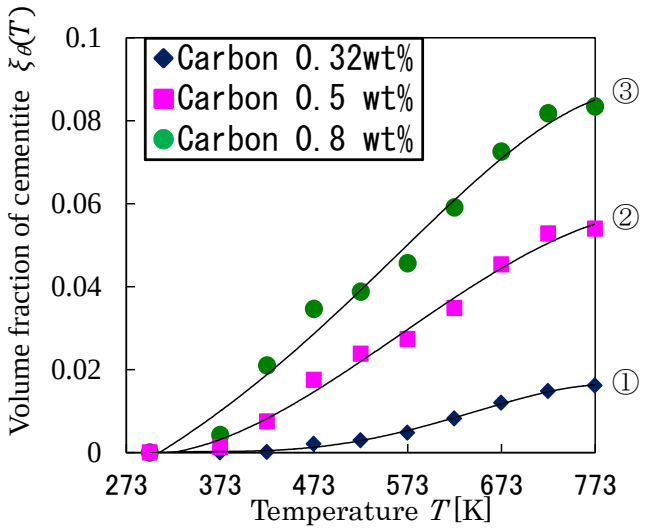


Fig. 3.13　Relationships between temperature and volume fraction of cementite

Fig. 3.13 で示した焼戻し温度とセメンタイトの体積分率$\xi_\theta(T)$の近似式(3.17)，Fig. 3.6 で示した負荷応力σと焼戻し塑性ひずみε^pの関係から，各鋼材の焼戻し塑性係数K_Tを求めた結果を Fig. 3.14 に示す．C 量 0.32wt% 鋼材の焼戻し温度 373K のK_Tは，ξ_θ(373K)がほぼゼロであり，他の値と比べて極めて大きな値となったので，グラフからは除外した．本図より，焼戻し塑性係数K_Tの値は，1×10^{-4}から5×10^{-4}の範囲内であることがわかった．

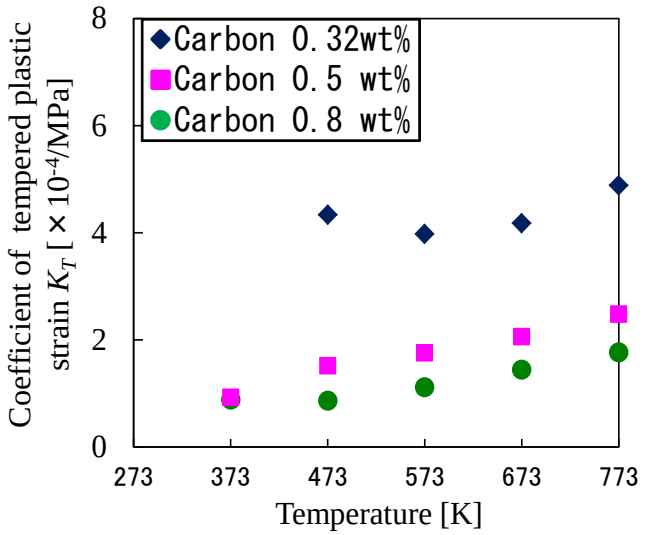


Fig. 3.14　Relationships between temperature and coefficient of tempered plastic strain.

この焼戻し塑性係数K_Tは，参考文献[13]に記載されている種々の鋼材の変態塑性係数よりも大きい．これは，セメンタイトの体積分率$\xi_\theta(T)$の変化量が相変態時の組織の体積分率の変化量に比べて小さいことに起因すると考えられる．また，Greenwood-Johnson によれば，変態塑性係数K_{TF}に関する以下の式(3.18)のように母相と新相の体積ひずみ$\Delta V(T)/V$に比例し，母相と新相の小さいほうの降伏応力$\sigma_{yL}(T)$ に反比例することが示されている[9]．

$$K_{TF} \propto \frac{\Delta V(T)}{V}\frac{1}{\sigma_{yL}(T)} \tag{3.18}$$

そこで，式(3.18)が焼戻し塑性現象でも成立するのを確認するため，降伏応力$\sigma_{yL}(T)$と体積ひずみ$\Delta V(T)/V$を導出した．降伏応力$\sigma_{yL}(T)$ は，焼戻し中に析出したセメンタイト近傍で固溶炭素が極めて少ないフェライト組織，すなわち前章で示した極低炭素鋼を373Kから773Kまで100K毎に昇温し，引張荷重を加え，その時に測定した降伏応力を用いた．得られた降伏応力をTable 3.5に示す．

体積ひずみ$\Delta V(T)/V$ は，焼入れ後のマルテンサイトの体積V，セメンタイトの析出に伴い$\Delta C(T)$wt%の炭素が消費されたマルテンサイトの体積V_M，セメンタイトの体積V_θを用いて，以下の式で表される．

$$\frac{\Delta V(T)}{V} = \frac{V_M + V_\theta - V}{V} \tag{3.19}$$

焼入れ後のマルテンサイトの体積Vは，質量Mと室温T_Rのマルテンサイト密度ρ^Mから以下の式で表される．

$$V = \frac{M}{\rho^M(C_0, T_R)} \tag{3.20}$$

さらに，式(3.19)に式(3.10)，式(3.12)，式(3.20)を代入し，整理すると以下の式で表される．

$$\frac{\Delta V(T)}{V} = \frac{\rho^M(C_0, T_0)}{\rho^M(C_0 - \Delta C, T)}\left(1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69}\right) + \frac{\rho^M(C_0, T_0)}{\rho^\theta(T)}\frac{\Delta C(T)}{6.69} - 1 \qquad (3.21)$$

導出した$\Delta V(T)/V$ を$\sigma_{yL}(T)$で除した値と各鋼材の焼戻し塑性係数K_Tとの関係をFig. 3.15に示す．また，$\Delta V(T)/V$と焼戻し塑性係数K_Tとの関係をFig. 3.16に，$1/\sigma_{yL}(T)$と焼戻し塑性係数K_Tとの関係をFig. 3.17にそれぞれ示す．これらの図から焼戻し塑性係数K_Tは体積ひずみ$\Delta V(T)/V$に比例し，降伏応力$\sigma_{yL}(T)$に反比例することがわかり，Greenwood-Johnsonが提案する変態塑性現象のメカニズムとの類似性を示しており，定式化における仮定が検証できたと考える．

Table 3.5　Yield stress of Carbon 0.001% material

	373K	473K	573K	673K	773K
σ_{yL} (MPa)	219	207	203	188	175

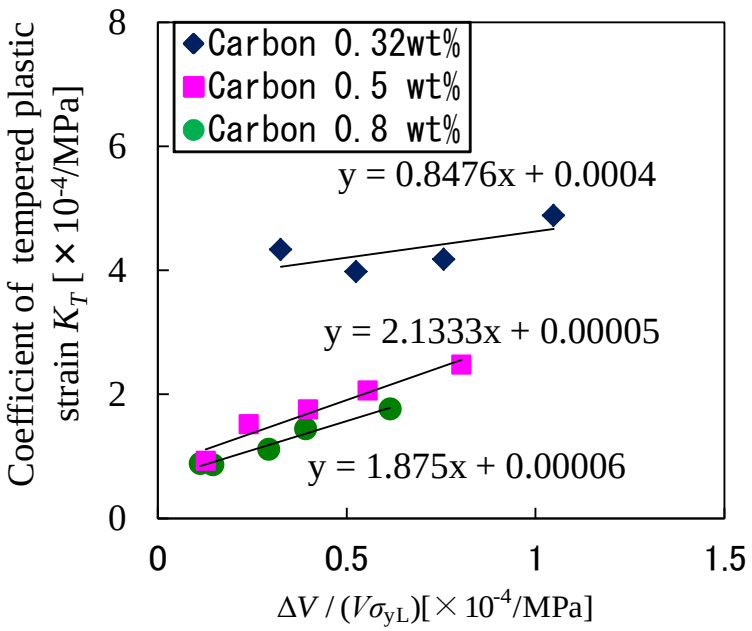


Fig. 3.15　Relationships between $\Delta V/(V\sigma_{yL})$ and coefficient of tempered plastic strain.

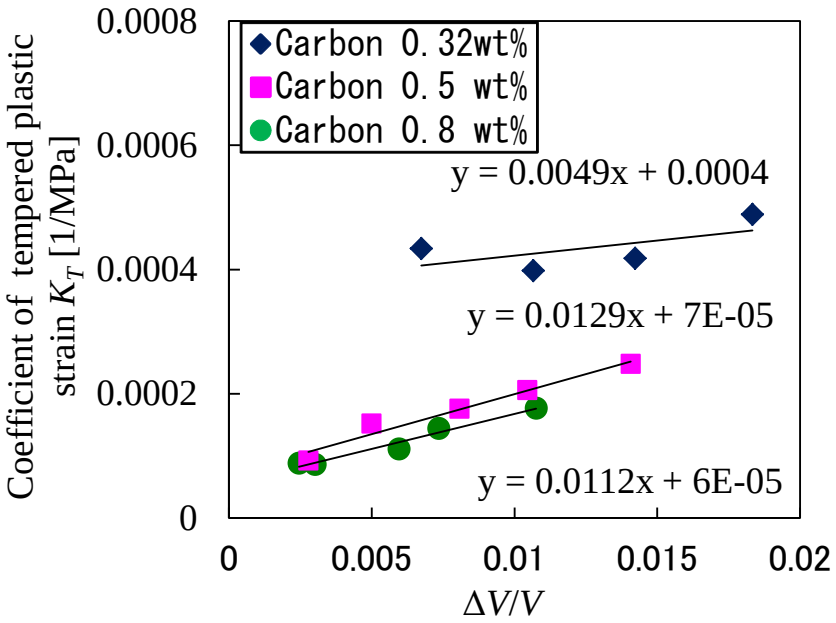


Fig. 3.16 Relationships between $\Delta V/V$ and coefficient of tempered plastic strain.

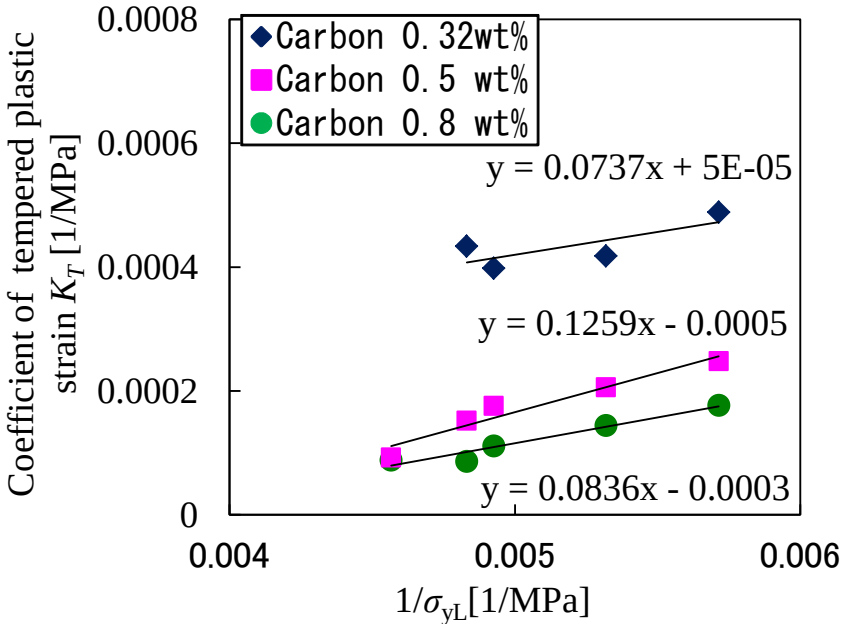


Fig. 3.17 Relationships between $1/\sigma_{yL}$ and coefficient of tempered plastic strain.

3.6 結　言

機械構造用低合金鋼を対象に，熱処理条件や固溶炭素を変えて，焼戻し塑性ひずみを測定し，焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子について評価した．さらに，焼戻し塑性ひずみと負荷応力との関係から，変態塑性現象との類似性について検証した．以下に主な結果を示す．

1) 焼入れ直後の鋼材にサブゼロ処理をして焼戻した場合，焼戻し収縮ひずみの絶対値は大きくなるものの，焼戻し塑性ひずみは変わらないことを確認した．このことから残留オーステナイトが焼戻し塑性現象に及ぼす影響は小さいことがわかった．

2) 焼戻し時の昇温速度が速い条件では，炭化物の析出が少なくなるため，焼戻し収縮ひずみの絶対値と焼戻し塑性ひずみはともに小さくなる．このため，添加する C 量が多い材料に対し，焼戻し昇温速度が焼戻し塑性現象に及ぼす影響は大きいことがわかった．

3) 添加する C 量が少ない極低炭素鋼は，炭化物の析出が少ないため，焼戻し収縮ひずみの絶対値と焼戻し塑性ひずみはともに小さくなることを確認した．このことから，添加する C 量が焼戻し塑性現象に及ぼす影響は大きいことがわかった．

4) 焼戻し塑性係数は，焼戻し前後の体積ひずみに比例し，焼戻し時の母相と新相の低いほうの降伏応力に反比例することがわかった．このことから Greenwood-Johnson が提案する変態塑性現象のメカニズムとの類似性が確認でき，本研究で提案する焼戻し塑性の構成式に関わる定式化の妥当性を示した．

参考文献

1) 日本熱処理技術協会, “熱処理ガイドブック—基礎編”, 大河出版, pp.123-124(1983)

2) B. D. Cullity, “Elements of x-ray diffraction second edition”, Addison-Wesley Series in Metallurgy and Materials (1978)

3) Crystallography Open Database, [http://www.crystallography.net/cod/](2019)

4) 今井 勇之進, 斎藤 利生, “高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出(オーステナイト高 Mn 鋼の研究-I)”, 鉄と鋼, Vol.6, pp.665-672(1959)

5) T. Furuhara, K. Kobayashi and T. Maki, “Control of cementite precipitation in lath martensite by rapid heating and tempering”, ISIJ Int, Vol.44, pp.1937-1944 (2004)

6) 神森 大彦, 田口 勇, “鋼中炭化物の抽出分離定量法”, 鉄と鋼, Vol.1, pp.158-168 (1971)

7) 成田 貴一, “鋼中の非金属介在物および析出物の観察同定および抽出分離定量法”, 鉄と鋼, Vol.13, pp.1820-1826 (1974)

8) 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)

9) G. W. Greenwood and R. H. Johnson, “The deformation of metals under small stresses during phase transformation”, Proc Roy Soc London, Vol.283A, pp.403-422 (1965)

10) Y. Desalos, J. Giusti, F. Gunsberg, ”Deformations et contraintes lors du traitement thermique de pieces en acier”,IRSID, Report No.902(1982)

11) J. Miettinen, ”Calculation of Solidification-related Thermo physical Properties for Steels”, Metallurgical and Materials Transactions, Vol.28B, pp.281(1997)

12) 岡村 一男, ”機械の研究”, 養賢堂, Vol.71-2, pp.139-144 (2019)

13) 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, Vol.42-5, pp.319-325(2002)

第 4 章
高速フーリエ変換を用いた焼戻し塑性現象の結晶塑性解析

4.1　緒　言

焼戻し塑性現象と類似した現象として変態塑性現象がある．変態塑性は，母相と新相の体積差により，外部から加えられる応力と内部応力の重畳によって引き起こされる．このメカニズムは，Greenwood-Johnson メカニズム[1)]として知られている．この変態塑性現象に関しては， Greenwood-Johnson メカニズムに基づいた結晶塑性解析により，変態塑性ひずみを正確に予測することが可能である．本章では，拡散型の変態塑性として提案された Greenwood-Johnson メカニズムを拡張して，焼戻し塑性現象に適用することを試みた．焼戻し過程で析出したセメンタイトの体積変化を考慮して，高速フーリエ変換（FFT）を用いた結晶塑性解析を行い，焼戻し塑性の定量的な検討を行った．

4.2　高速フーリエ変換を用いた結晶塑性解析の定式化

高速フーリエ変換(以下，FFTと称する)の手法は，MoulinecとSouquetによって提案され[2)]，結晶塑性問題に適用された[3),4)]．本手法の概要を以下に示す．

周期的境界値問題の場合，任意な物体点における変位は次のような摂動項と平均項の和で表すことができる．

$$\boldsymbol{u}(\boldsymbol{x}) = \boldsymbol{u}'(\boldsymbol{x}) + \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}\boldsymbol{x} \tag{4.1}$$

ここで，$\boldsymbol{u}'(\boldsymbol{x})$は周期的な摂動変位ベクトルであり，$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}$ は周期条件を持つ基本領域(ユニットセル)に一様に作用するひずみテンソルで，右辺の第 2 項は変位の

平均項を表す．式(4.1)よりひずみテンソルは，

$$\boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}(\boldsymbol{x})) = \boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}'(\boldsymbol{x})) + \bar{\boldsymbol{\varepsilon}} \tag{4.2}$$

となる．このとき，体積平均をとれば$\langle \boldsymbol{\varepsilon}(\boldsymbol{u}'(\boldsymbol{x})) \rangle = 0$ となり，ここで$\langle \quad \rangle$は代表体積素(Representative Volume Element; RVE)内の体積平均を示す．変態塑性を示す弾塑性体の場合，構成関係の速度式は以下のように表される．

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}(\boldsymbol{x}) = \boldsymbol{C}(\boldsymbol{x}) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{e}(\boldsymbol{x}) = \boldsymbol{C}(\boldsymbol{x}) : (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{x}) - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{p}(\boldsymbol{x}) - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{m}(\boldsymbol{x})) \tag{4.3}$$

ここで，$\boldsymbol{C}(x)$ は位置ベクトル$\boldsymbol{x}$における物質点の弾性定数テンソルであり，$\boldsymbol{\varepsilon}^{e}$, $\boldsymbol{\varepsilon}$, $\boldsymbol{\varepsilon}^{p}, \boldsymbol{\varepsilon}^{m}$ はそれぞれ弾性ひずみテンソル，全ひずみテンソル，塑性ひずみテンソル，変態ひずみテンソルである．均質な参照弾性定数マトリックス$\boldsymbol{C}^{0}$を導入することで，式(4.3)の構成式は以下の様に書き換えることができる．

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\sigma}}(\boldsymbol{x}) &= \boldsymbol{C}^{0} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{x}) + (\boldsymbol{C}(\boldsymbol{x}) - \boldsymbol{C}^{0}) : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{x}) - \boldsymbol{C}(\boldsymbol{x}) : \left(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{p}(\boldsymbol{x}) + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{m}(\boldsymbol{x})\right) \\ &= \boldsymbol{C}^{0} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{x}) + \dot{\boldsymbol{\tau}}(\boldsymbol{x}) \quad \forall \boldsymbol{x} \in V \end{aligned} \tag{4.4}$$

ここで，式(4.4)の第 2 式の右辺第 2 項$\dot{\boldsymbol{\tau}}(\boldsymbol{x})$は，第 1 式の第 2 項と第 3 項をまとめたものである．

平衡方程式は以下の通りである．

$$\mathrm{div}\dot{\boldsymbol{\sigma}} = 0 \quad \forall \boldsymbol{x} \in V, \quad \dot{\boldsymbol{u}}'\#, \quad \dot{\boldsymbol{\sigma}} \cdot \boldsymbol{n} - \# \tag{4.5}$$

ここで，# は周期境界条件，−# は反周期境界条件，$\dot{\boldsymbol{\tau}}(\boldsymbol{x})$ は弾性定数テンソル，塑性ひずみ，および変形ひずみ（固有ひずみ）に寄与する分極テンソルである．

フーリエ空間における連続体の場の方程式の構成式 (4.4)，平衡方程式(4.5)，そして変位ーひずみ関係式は，それぞれ速度形で次のように記述される．

$$\hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}(\boldsymbol{\xi}) = \mathrm{i}\boldsymbol{C}^{0} : \left(\hat{\dot{\boldsymbol{u}}}'(\boldsymbol{\xi}) \otimes \boldsymbol{\xi}\right) + \hat{\dot{\boldsymbol{\tau}}}(\boldsymbol{\xi}) \tag{4.6}$$

$$\mathrm{i}\hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}(\boldsymbol{\xi}) \cdot \boldsymbol{\xi} = 0 \tag{4.7}$$

$$\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}(\boldsymbol{\xi}) = \frac{\mathrm{i}}{2}\left(\boldsymbol{\xi}\otimes\hat{\boldsymbol{u}}'(\boldsymbol{\xi}) + \hat{\boldsymbol{u}}'(\boldsymbol{\xi})\otimes\boldsymbol{\xi}\right) = -\hat{\boldsymbol{\Gamma}}^0(\boldsymbol{\xi}):\hat{\boldsymbol{\tau}}(\boldsymbol{\xi}) \tag{4.8}$$

ここで，$\boldsymbol{\xi}$ は波数ベクトル，i は虚数であり，$\hat{\Gamma}^0$ は周期的なグリーン関数作用素である．式(4.8)の逆フーリエ変換により，不均質体におけるひずみ速度分布が得られる．これらの応力速度とひずみ速度の方程式の解は，Fig. 4.1 に示す数値解法[5)]で得られる．

(1) 初期条件

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^0 = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^n(\boldsymbol{x}),\ \dot{\boldsymbol{\sigma}}^n(\boldsymbol{x}) \quad \forall x \in V$$

(2) $\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n$の高速フーリエ変換

$$\hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n = FFT(\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n)$$

(3) $\hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n$の収束判定

① 負荷応力がない条件

$$e^n = \sqrt{\langle \|\mathrm{div}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n)\|^2 \rangle} = \sqrt{\langle \left\|\boldsymbol{\xi} \cdot \hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n(\boldsymbol{\xi})\right\|^2 \rangle} < \epsilon,\ \epsilon = 1.0 \times 10^{-5}$$

② 負荷応力がある条件

$$e^n = \frac{\sqrt{\langle \|\mathrm{div}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n)\|^2 \rangle}}{\|\langle \dot{\boldsymbol{\sigma}}^n \rangle\|} = \frac{\sqrt{\langle \left\|\boldsymbol{\xi} \cdot \hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n(\boldsymbol{\xi})\right\|^2 \rangle}}{\|\hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n(\boldsymbol{0})\|} < \epsilon,\ \epsilon = 1.0 \times 10^{-5}$$

(4) ひずみ速度$\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(\boldsymbol{\xi})$の計算

① 負荷応力がない条件

$$\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(\boldsymbol{\xi}) = \hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^n(\xi) - \hat{\boldsymbol{\Gamma}}^0(\boldsymbol{\xi}) : \hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n(\boldsymbol{\xi}) \quad \forall \xi \neq 0 \quad \text{and} \quad \hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(0) = \dot{\bar{\varepsilon}}$$

② 負荷応力がある条件

$$\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(\boldsymbol{\xi}) = \hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^n(\xi) - \hat{\boldsymbol{\Gamma}}^0(\boldsymbol{\xi}) : \hat{\dot{\boldsymbol{\sigma}}}^n(\boldsymbol{\xi}) \quad \forall \xi \neq 0 \quad \text{and} \quad \hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(0) = \langle \boldsymbol{\varepsilon}^n \rangle + \boldsymbol{C}^{0^{-1}} : \bar{\boldsymbol{\sigma}}^n - \langle \boldsymbol{\sigma}^{n-1} \rangle$$

(5) $\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}$の逆フーリエ変換

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{n+1} = FFT^{-1}(\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1})$$

(6) 応力計算

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^{n+1}(\boldsymbol{x}) = g\left(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{n+1}(\boldsymbol{x})\right) \qquad \forall x \in V$$

Fig. 4.1 Calculation flow of crystal plastic analysis.

まず，既知であるひずみ速度$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^n(\boldsymbol{x})$と応力速度$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n(\boldsymbol{x})$を初期条件とし，$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^n(\boldsymbol{x})$を高速フーリエ変換する．次に，負荷応力の有無に応じた平衡方程式を満足させるための収束判定を行い，ひずみ速度$\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}(\boldsymbol{\xi})$の計算を順に行う．さらに，ひずみ速度$\hat{\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{n+1}$を逆フーリエ変換し，構成式を介して応力速度$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^{n+1}(\boldsymbol{x})$を計算する．ただしここで，変数の上付き記号 n は計算のステップを表す．

これらの一連の計算を行い，Fig. 4.1 の(3)の収束判定の条件$e^n < \epsilon$（ここでは，ϵ ＝1.0×10^{-5}としている）を満足するまで，図中(2)～(6)の計算を繰り返し行う．

結晶塑性理論によれば，特定のすべり面で特定のすべり方向に転位が移動すると，結晶材料に塑性ひずみが発生する．このすべり面とすべり方向は，結晶構造によって決定される．このような組み合わせは，すべり系と呼ばれ，fcc 金属には 12 のすべり系があり，bcc 金属には 48 のすべり系がある． $\dot{\gamma}^\alpha$をαすべり系のひずみ速度とすると，塑性ひずみ速度はすべてのすべり系のすべり速度の和により決定される．

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \sum_\alpha \boldsymbol{p}^\alpha \dot{\gamma}^\alpha \tag{4.9}$$

ここで，$\boldsymbol{p}^\alpha$は次式で表されるαすべり系のシュミットテンソルである．

$$\boldsymbol{p}^\alpha = \frac{1}{2}(\boldsymbol{s}^\alpha \otimes \boldsymbol{m}^\alpha + \boldsymbol{m}^\alpha \otimes \boldsymbol{s}^\alpha) \tag{4.10}$$

$\boldsymbol{s}^\alpha$ と $\boldsymbol{m}^\alpha$は，Fig. 4.2 に示すようにαすべり系のすべり方向のベクトルとすべり面の法線ベクトルである．

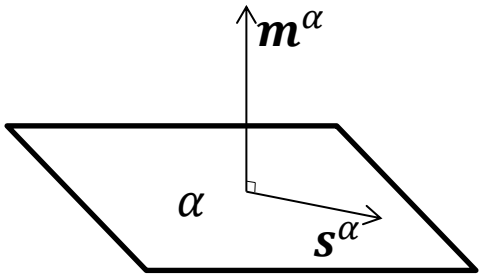


Fig. 4.2　Overview of $\boldsymbol{s}^\alpha$ and $\boldsymbol{m}^\alpha$.

すべり面に適用される分解せん断応力τ^{α}は，シュミット則により作用している応力テンソルから計算され，τ^{α}が限界応力を超えると塑性変形が発生する．この限界値が，臨界分解せん断応力(Critical resolved shear stress; CRSS) g^{α}であり，次式で表される．

$$|\tau^{\alpha}| = |(\boldsymbol{p}^{\alpha}:\boldsymbol{\sigma})| = g^{\alpha} \tag{4.11}$$

ここで，(:)はテンソルの内積を表す．塑性ひずみ速度の対称性と塑性変形の非圧縮性を考慮すると，塑性ひずみ速度には5つの自由度がある(フォン・ミーゼスの条件)．したがって，例えばfccにおける12のすべり系を全て考慮すると，特定の塑性ひずみ速度に到達するための各すべり系におけるすべり速度の組み合わせは無限に存在する．このため，粘塑性構成方程式を用いて，各すべり系のすべり量を決定する方法が一般的である[6)-9)]．

Hutchinson[6)]は，式(4.11)の速度形として，同時にすべるすべり系の数を5に限定した場合の解法を以下の式のように示している．

$$\dot{\tau}^{\alpha} = \mathrm{sgn}(\tau^{\alpha})\dot{g}^{\alpha} \tag{4.12}$$

シュミットテンソルがほとんど変化しない微小ひずみ問題の場合，応力のみ時間に依存し，式(4.12)は以下のように書き直すことができる．

$$\dot{\tau}^{\alpha} = \dot{\boldsymbol{\sigma}}:\boldsymbol{p}^{\alpha} = \dot{g}^{\alpha} \tag{4.13}$$

ここで，硬化則の一般的な式は以下の通りである．

$$\dot{g}^{\alpha} = \sum_{\beta} h^{\alpha\beta}\left|\dot{\gamma}^{\beta}\right| \tag{4.14}$$

式(4.14)の$h^{\alpha\beta}$は潜在硬化パラメータである．これらは加工硬化則を用いて現象論的に表現されるが，本研究では以下の式を採用した．

$$h^{\alpha\alpha} = h = H_0 \operatorname{sech}^2 \left[\frac{H_0 \sum_\beta \gamma^\beta}{\tau_s - \tau_0} \right] \tag{4.15}$$

$$h^{\alpha\beta} = qh + (1-q)h\delta_{\alpha\beta} \tag{4.16}$$

ここで，$h^{\alpha\alpha}$は自己硬化パラメータ，H_0は初期降伏時の硬化係数，τ_0は初期降伏応力，τ_sは飽和応力である．また，qは自己硬化$h^{\alpha\alpha}$と潜在硬化$h^{\alpha\beta}$の比率である．また，$\sum_\beta \gamma^\beta$はすべり系βのすべり速度の絶対値を時間積分したものである．

構成式を用いるとαすべり系に生じるせん断ひずみ速度は以下のように表現できる．

$$\dot{\gamma}^\alpha = \boldsymbol{f}^\alpha : (\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} - \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^m) \quad \text{with} \quad \boldsymbol{f}^\alpha = \sum_\beta Y^{\alpha\beta} \boldsymbol{C} : \boldsymbol{p}^\beta \tag{4.17}$$

ここで，

$$Y^{\alpha\beta} = \left(X^{\alpha\beta}\right)^{-1} \quad \text{and} \quad X^{\alpha\beta} = h^{\alpha\beta} + \boldsymbol{p}^\alpha : \boldsymbol{C} : \boldsymbol{p}^\beta \tag{4.18}$$

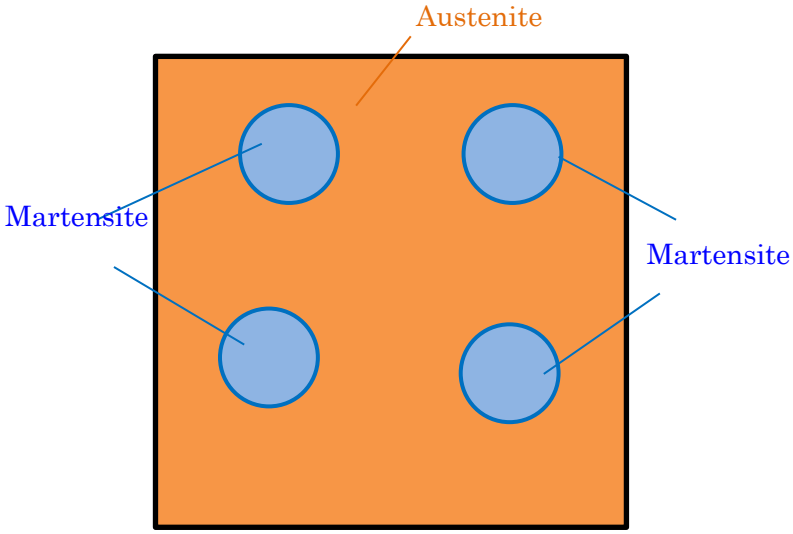
であり，母相の$X^{\alpha\beta}$は，逆テンソルが存在する非特異でなければならない．このため，活動すべり系の最大数，すなわち母相の$X^{\alpha\beta}$の階数は 5 に限定される．最終的には式(4.18)から，既存のすべり速度または応力速度に依存したせん断ひずみ速度$\dot{\gamma}^\alpha$が求められる．

FFT の数値解法の中で，上記結晶塑性を考慮するには，Fig. 4.1 の計算フローにおいて，まず手順(1)～(5)にて n+1 ステップの全ひずみ速度テンソル$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{n+1}(\boldsymbol{x})$を算出する．次に構成式(4.13)，(4.17)，(4.9)を用いて，n+1 ステップのせん断応力速度$\dot{\tau}^{\alpha n+1}(\boldsymbol{x})$，せん断すべりひずみ速度$\dot{\gamma}^{\alpha n+1}(\boldsymbol{x})$，塑性ひずみ速度テンソル$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}n+1}(\boldsymbol{x})$を順に算出する．さらに変態ひずみを考慮する際は n+1 ステップの変態ひずみ速度テンソル$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{m}n+1}(\boldsymbol{x})$を算出し，最後に計算フローの手順(6)として，算出した各ひずみ速度テンソル$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{n+1}(\boldsymbol{x})$，$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{p}n+1}(\boldsymbol{x})$，$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{\boldsymbol{m}n+1}(\boldsymbol{x})$ および弾性定数テンソル$\boldsymbol{C}(\boldsymbol{x})$を構成式(4.4)に代入することで，応力速度テンソル$\dot{\boldsymbol{\sigma}}^{n+1}(\boldsymbol{x})$が得られる．

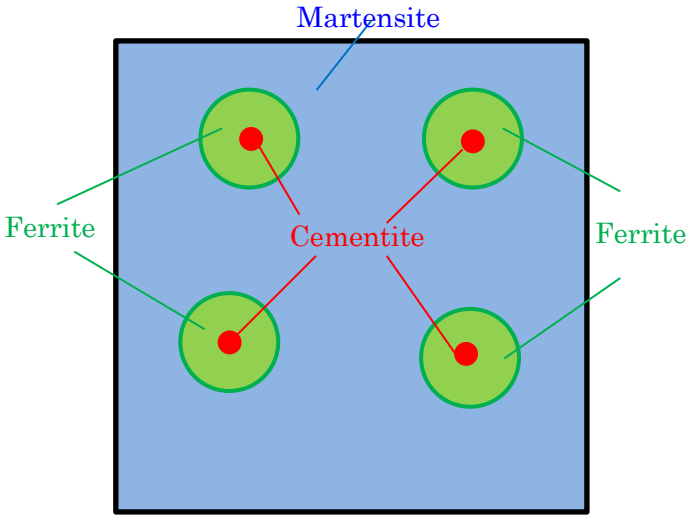
4.3　焼戻し過程のモデリング

焼戻し過程のモデリングは，参考文献 5)に示す焼入れ過程のモデリングを基に拡張した．焼入れ過程では，高温に加熱された材料が急冷された際にオーステナイト相からマルテンサイト相への相変態が生じる．このとき，マルテンサイト相の膨張によって，オーステナイト相との間で体積ひずみが生じる．この体積ひずみにより内部応力が発生し，内部応力にさらに外力が重畳し，塑性変形が発生する．この塑性変形は，降伏応力の低いオーステナイト相で発生するため，焼入れ過程のモデリングでは，Fig. 4.3(a)に示すようにマルテンサイト相とオーステナイト相の 2 相が考慮されている．

一方，焼戻し過程では，焼入マルテンサイト中の固溶炭素がセメンタイトとして析出する．このときセメンタイトの析出とマルテンサイトの収縮によって体積ひずみが生じる．この体積ひずみにより内部応力が発生し，内部応力にさらに外力が重畳し，塑性変形が発生する．この塑性変形は，降伏応力の小さい新相，特に析出したセメンタイトの周囲で固溶炭素が集中的に減少する低炭素マルテンサイト相で発生する．このため，焼戻し塑性を評価するための焼戻し過程のモデリングでは，Fig. 4.3(b)に示すように（1）析出したセメンタイトの相，（2）固溶炭素が極端に減少した低炭素マルテンサイト相（すなわちフェライト相），(3) 固溶炭素が保持されたままのマルテンサイト相の 3 相を考慮する必要がある．



(a) Quenching



(b) Tempering

Fig. 4.3　Overview of material model during quenching and tempering.

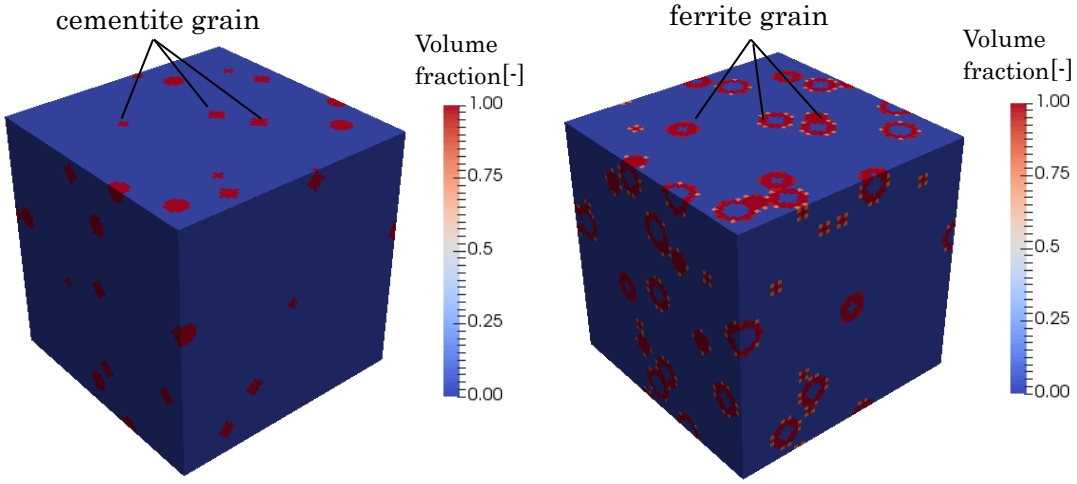
4.4　解析条件と解析結果

4.4.1　解析モデル

FFT による結晶塑性解析では，RVE 内で格子点（voxel）を等間隔に配置し，結晶方位を各 voxel に与え，応力とひずみを計算する．ここで，母相を焼入マルテンサイトとして RVE 内に 100 個の結晶粒を定義し，その結晶方位はランダムに与えた．また，セメンタイトとフェライトは初期体積をゼロとして各 100

個の核を同じ配置になるようにランダムに分散させ，計算ステップの経過に合わせてセメンタイトとその周囲のフェライトを成長させた．また分散させたセメンタイトが成長し始める計算ステップはランダムとした．マルテンサイトは軸比 c/a が 1 であるフェライトと同じ格子構造を持つものとした．このため，フェライトの結晶方位は母相マルテンサイトの結晶方位をそのまま引継ぐものとした．一例として 100 個の結晶粒が 64^3 個の格子点を持つ立方体の空間に配置された初期組織と，770K に急速加熱した後に初期組織から生成された 200 個の新しい粒（各粒にセメンタイトとセメンタイトの周囲のフェライト）を Fig. 4.4 に示す．

(a) Initial quenched martensite phase (martensite block)



(b) Volume fraction of cementite phase　　(c) Volume fraction of ferrite phase

Fig. 4.4　Growth of cementite and ferrite grain during tempering (100 grains in 64^3 cubic space);

4.4.2　解析条件と応力-ひずみ曲線

0.3%の炭素が初期組織のマルテンサイトに固溶し，初期組織の c/a 比が 1.0 に設定されていると仮定する[10]．新相の体積分率 ξ は $0 \leqq \xi \leqq 1$ の値をとり，母相と新相の間の中間層は新相の粒の周囲で定義される．この中間層内では，新相の体積分率は以下に示す KJMA（Kolmogolov-Johnson-Mehl-Avrami）型の方程式に従う[11]．

$$\xi = 1 - \exp(-bt^n) \tag{4.19}$$

ここで，bとnは，中間層の厚さを定義する温度に依存した材料パラメーターである．新相の境界が格子点に達すると，式（4.19）の時間tの値はゼロに設定され，式に従って変態が開始される．なお，結晶方位はランダムである．

570K，670K，770K までの急速加熱を想定した計算条件で使用される材料特性値パラメータをそれぞれ，Table 4.1，4.2，4.3 に示す．

セメンタイトの降伏応力は非常に大きい（1.0 GPa[12]）ため，弾性体として取り扱われ，パラメータは Umemoto らの文献[13]を参照して決定する．フェライトは，フェライト鋼の高温引張試験で得られた応力-ひずみ曲線$\sigma_{Fe}(\varepsilon_{Fe})$に基にパラメータを決定する．マルテンサイトは，セメンタイトの体積分率ξ_θ，フェライトの体積分率ξ_{Fe}，マルテンサイトの体積分率ξ_Mとした場合の焼戻マルテンサイト鋼の高温引張試験から得られた応力-ひずみ曲線$\sigma_{TM}(\varepsilon_{TM}, \xi_\theta, \xi_{Fe}, \xi_M)$と対応するようにパラメータを決定する．750K，760K，770K でのフェライトと焼戻マルテンサイトの応力-ひずみ曲線を Fig. 4.5 に示す．

Table 4.1 Parameters for crystal plasticity calculation at 570K

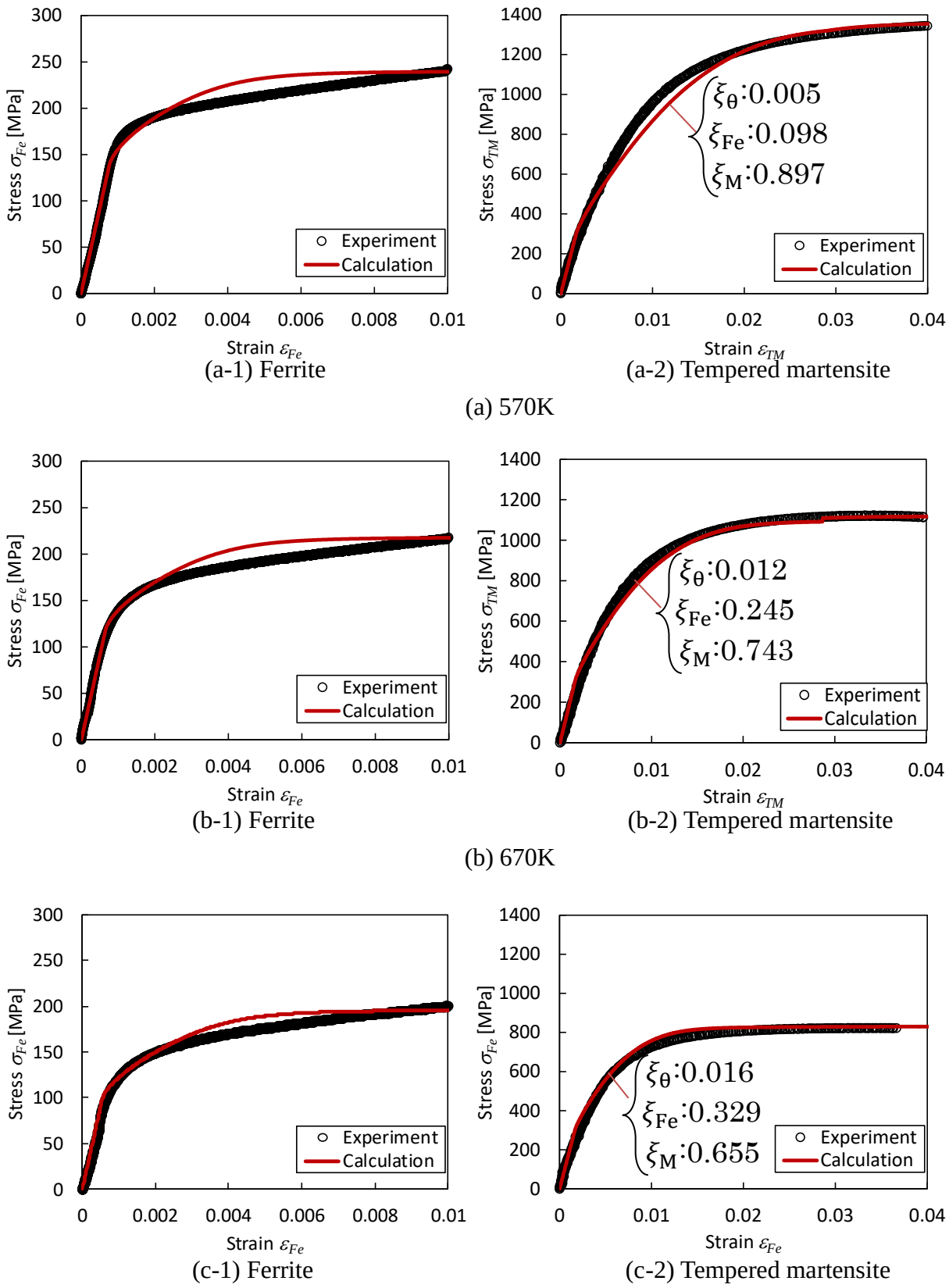
	Cementite	Ferrite	Martensite
Bulk modulus(GPa)	149	149	149
Shear modulus (GPa)	68.7	68.7	68.7
H_0 (GPa)		5	20
τ_0 (MPa)		70	160
τ_s (MPa)		100	600
q		1.0	1.0

Table 4.2 Parameters for crystal plasticity calculation at 670K

	Cementite	Ferrite	Martensite
Bulk modulus(GPa)	149	149	149
Shear modulus (GPa)	68.7	68.7	68.7
H_0 (GPa)		5	20
τ_0 (MPa)		60	150
τ_s (MPa)		90	480
q		1.0	1.0

Table 4.3 Parameters for crystal plasticity calculation at 770K

	Cementite	Ferrite	Martensite
Bulk modulus(GPa)	149	149	149
Shear modulus (GPa)	68.7	68.7	68.7
H_0 (GPa)		5	20
τ_0 (MPa)		50	150
τ_s (MPa)		80	380
q		1.0	1.0



(a-1) Ferrite (a-2) Tempered martensite

(a) 570K

(b-1) Ferrite (b-2) Tempered martensite

(b) 670K

(c-1) Ferrite (c-2) Tempered martensite

(c) 770K

Fig. 4.5 Macroscopic stress-strain curves (calculation and experiment)

4.4.3　各相の体積分率

次に，体積分率ξ_θ，ξ_{Fe}，およびξ_Mを以下のように計算する．急冷マルテンサイトの質量がM で，質量濃度C_0wt%の炭素が過飽和で固溶すると仮定する．このマルテンサイトが温度Tで焼き戻されると，平均質量濃度$\Delta C(T)$wt%の炭素はマルテンサイトから減少し，代わりにセメンタイトが析出する．セメンタイトに含まれる炭素の総質量が$M_{\theta C}$の場合，$M_{\theta C}$は析出した炭素量に等しく，次式で表される．

$$M_{\theta C}=\frac{\Delta C(T)}{100}M \tag{4.20}$$

セメンタイト中の炭素の質量比は約 0.0669 であるため，析出したセメンタイトの総質量M_θ は次の式で表される．

$$M_\theta=\frac{M_{\theta C}}{0.0699}=\frac{\Delta C(T)}{6.69}M \tag{4.21}$$

セメンタイト密度がρ^θの場合，セメンタイトの体積V_θは次のように表される．

$$V_\theta=\frac{M_\theta}{\rho^\theta}=\frac{\Delta C(T)M}{6.69\rho^\theta(T)} \tag{4.22}$$

なお，セメンタイトの密度方程式は参考文献 14)より以下の式で与えられる．

$$\rho^\theta(T)=7686.45-6.63810^{-2}T-3.12810^{-4}T^2 \tag{4.23}$$

したがって，$\{C_0-\Delta C(T)\}$ wt%を固溶するマルテンサイトの質量をM_αとすると，質量保存の法則と式(4.21)から次式が成り立つ．

$$M_\alpha=M-M_\theta=(1-\frac{\Delta C(T)}{6.69})M \tag{4.24}$$

焼戻し中の固溶炭素の減少は，炭化物が析出する領域の周辺でのみ発生し，濃度減少領域で完全なフェライト相に変化すると想定される．したがって，質量M_αは，フェライト相の質量M_{Fe}と C 量C_0wt%を固溶するマルテンサイトの質量M_Mに分けられ，以下のように表される．

$$M_\alpha=M_M+M_{Fe} \tag{4.25}$$

質量M_αに含まれる炭素量は，マルテンサイト質量M_Mに含まれる炭素量と等しいため，次式が成り立つ.

$$M_\alpha \times (C_0 - \Delta C(T)) = M_M \times C_0 \tag{4.26}$$

式(4.24)と（4.25）から，マルテンサイトの質量M_Mは次式で表される.

$$M_M = M_\alpha \frac{C_0 - \Delta C(T)}{C_0} = (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})(1 - \frac{\Delta C(T)}{C_0})M \tag{4.27}$$

マルテンサイトの密度をρ^Mとした場合，マルテンサイトの体積V_Mは式(4.26)より次のように表される.

$$V_M = \frac{M_M}{\rho^M} = (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})(1 - \frac{\Delta C(T)}{C_0})\frac{M}{\rho^M(C_0, T)} \tag{4.28}$$

なお，マルテンサイトの密度方程式は参考文献 15)より以下のとおりである.

$$\rho^M(C,T) = {\rho_{Fe}}^\alpha(T) + (-152.3 + 6.79C)C + {\rho_{sub}}^\alpha(T) \tag{4.29}$$

式(4.28)中の${\rho_{Fe}}^\alpha(T)$は温度Tにおける純鉄の密度，${\rho_{sub}}^\alpha(T)$はフェライト密度に対する炭素を除く合金元素の影響を示す.

式(4.24)，(4.27)から，フェライト質量M_{Fe}は次の式で表される.

$$M_{Fe} = M - M_\theta - M_M = (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})(\frac{\Delta C(T)}{C_0})M \tag{4.30}$$

フェライトの体積分率V_{Fe}は，上式とフェライトの密度ρ^{Fe}から次式のようになる.

$$V_{Fe} = \frac{M_{Fe}}{\rho^{Fe}} = (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})(\frac{\Delta C(T)}{C_0})\frac{M}{\rho^{Fe}(T)} \tag{4.31}$$

ここで，フェライトの密度は，温度Tにおける純鉄の密度とフェライト密度に対する炭素を除く合金元素の影響の和として与えられる[14].

$$\rho^{Fe}(T) = {\rho_{Fe}}^\alpha(T) + {\rho_{sub}}^\alpha(T) \tag{4.32}$$

以上の式(4.22)，(4.27)，(4.30)から，各相の体積分率ξ_θ, ξ_{Fe}, ξ_M は次式で求められる.

$$\xi_\theta = \frac{V_\theta}{V_\theta + V_{Fe} + V_M}, \xi_{Fe} = \frac{V_{Fe}}{V_\theta + V_{Fe} + V_M}, \xi_M = \frac{V_M}{V_\theta + V_{Fe} + V_M} \tag{4.33}$$

なお，体積分率ξ_θ，ξ_{Fe}，ξ_M を計算するには，平均質量濃度$\Delta C(T)$wt%の炭素を同定する必要がある．以降に，その算出方法について述べる．

焼戻マルテンサイトの平均密度$\rho^{TM}(C_0, \Delta C(T), T)$は，式(4.22)，(4.28)，(4.31)で表される．

$$\rho^{TM}(C_0, \Delta C(T), T) = \frac{M}{V_\theta + V_{Fe} + V_M}$$

$$= \frac{1}{\frac{\Delta C(T)}{6.69\rho^\theta(T)} + (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})\frac{\Delta C(T)}{C_0\rho^{Fe}(T)} + (1 - \frac{\Delta C(T)}{6.69})(1 - \frac{\Delta C(T)}{C_0})\frac{1}{\rho^M(C_0, T)}} \tag{4.34}$$

以上を用いて，焼き戻し中のひずみ$\varepsilon^{TM}(C_0, \Delta C(T), T)$は第 3 章の式(3.16)と同様に次のように得られる．

$$\varepsilon^{TM}(C_0, \Delta C(T), T) = \sqrt[3]{\frac{\rho^M(C_0, T_{\mathrm{RT}})}{\rho^{TM}(C_0, \Delta C(T), T)}} - 1 \tag{4.35}$$

ここで，$\rho^M(C_0, T_{\mathrm{RT}})$は，焼戻し前の室温$T_{\mathrm{RT}}$でのマルテンサイトの密度である．そのため，炭素質量濃度の平均減少量$\Delta C(T)$wt%は，Fig. 4.6 に示す温度T-伸びε^{TM}線図の結果から得られるε^{TM}と式(4.23)，(4.28)，(4.31)，(4.33)，(4.34)から求められる．以上の方法により得られた 570K，670K，770K でのセメンタイト，フェライト，マルテンサイト相の体積分率を Table 4.4 に示す．

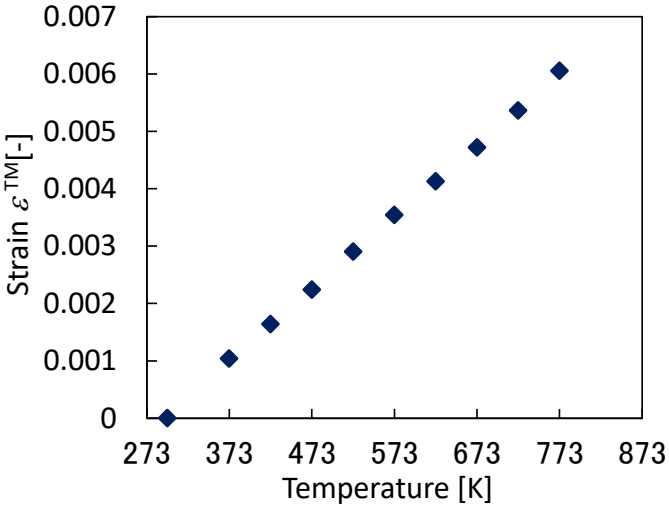


Fig. 4.6　Temperature-strain diagram of quenched martensite material (C_0:0.32wt%)

Table 4.4　Volume fraction of cementite, ferrite and martensite phase

Temperature [K]	Cementite ξ_θ	Ferrite ξ_{Fe}	Martensite ξ_M
570	0.005	0.098	0.897
670	0.012	0.245	0.743
770	0.016	0.329	0.655

4.5　体積収縮と焼戻し塑性の評価

前節の焼戻し過程のモデルを用いて，結晶塑性解析を行い，セメンタイトの析出を含むマルテンサイトの収縮ひずみである$\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{m}}$を与えることにより，焼戻し時の昇温過程の体積収縮を評価した．収縮ひずみ$\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{m}}$は，$\xi_\theta$の関数として定義される．

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{m}} = \beta\xi_\theta \mathbf{I}, \tag{4.36}$$

$$\beta = \frac{d\varepsilon_{M\to F+C}}{d\xi_\theta}, \tag{4.37}$$

ここで，βは炭化物の析出に伴うマルテンサイトの収縮率，$\mathbf{I}$ は 2 階の恒等テンソルである．パラメータβは，Table 4.5 の測定データを用いて，セメンタイト

の体積分率ξ_θに対する収縮ひずみ$\varepsilon_{M\to F+C}$の勾配－0.07 とした[16),17)].

Table 4.5　Volume fraction of cementite, and measured shrinkage strain.

Temperature [K]	Cementite ξ_θ	Measured shrinkage strain $\varepsilon_{M\to F+C}$
570	0.005	-0.73×10^{-3}
670	0.012	-1.17×10^{-3}
770	0.016	-1.53×10^{-3}

各相（セメンタイト，フェライト，マルテンサイト）の機械的特性には Table 4.1，4.2，4.3 の値を用いた．材料は焼入マルテンサイトであり，温度は 570K，670K，および 770K に急速に加熱され，保持されることを想定している．570K，670K，および 770K で保持した後のフェライト，セメンタイト，およびマルテンサイトの体積分率は Table 4.4 に示した通りである．

セメンタイトの体積分率と計算から得られた平均収縮ひずみの関係を Fig. 4.7に示す．この図の実験的な収縮ひずみは，第2章で示したものである[15)]．結晶塑性解析で得られたセメンタイトの体積率と収縮ひずみは RVE の平均値である．そして，すべての相の平均体積分率が Table 4.4 と対応するように，各焼戻し温度に対して異なる条件下で計算されている．Fig. 4.5 から，変態ひずみが負，すなわち体積収縮がセメンタイトの体積分率の増加とともに発生していることがわかる．また，巨視的な収縮ひずみは 770K で-0.0019 である．

無負荷状態での 770K 焼戻しにおける相当塑性ひずみ分布を Fig. 4.8 に示す．析出したセメンタイト分布は，Fig. 4.4（b）に示した通りである．セメンタイトの析出による内部応力により，セメンタイトの周囲のフェライト相で 0.69 までの局所的な塑性ひずみが生じている．

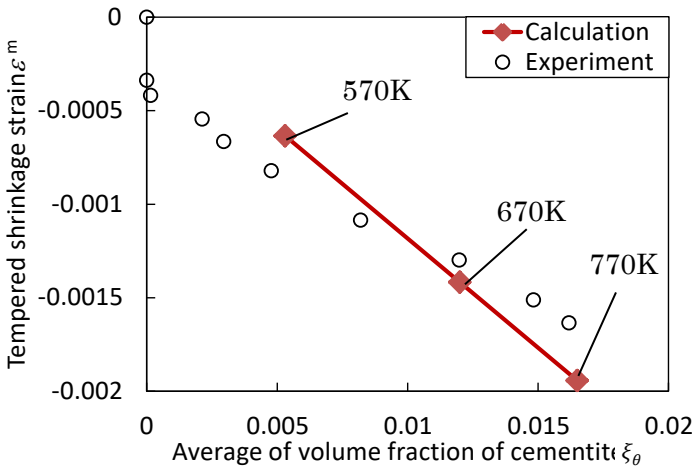


Fig 4.7　Evolution of the macroscopic strain with the volume fraction of cementite.

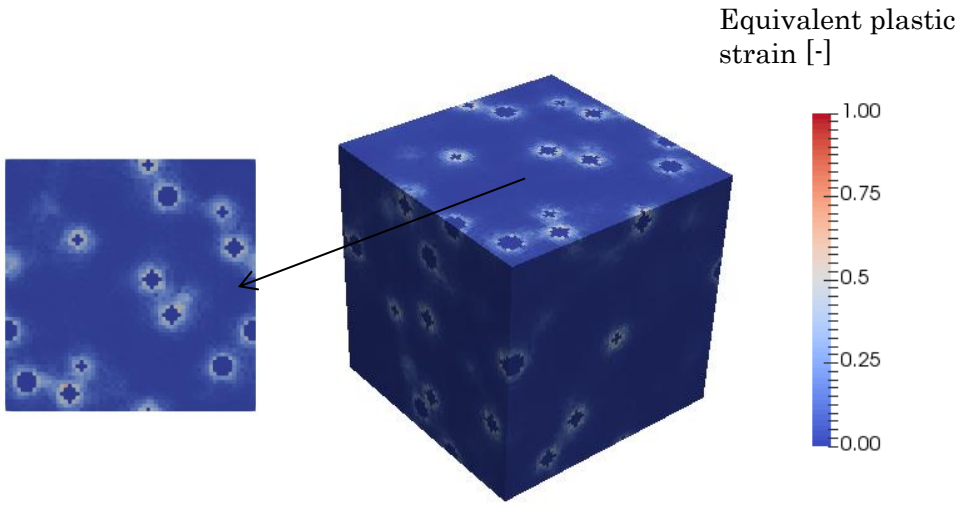


Fig. 4.8　Equivalent plastic strain distribution without applied stress at 770K

焼戻しプロセスモデルに引張応力を与え，結晶塑性解析を行い，焼戻し塑性ひずみを評価した．負荷された引張応力は，100，200，および 300MPa である．引張応力 300MPa でのセメンタイトの体積分率と塑性ひずみの関係を Fig. 4.9 に示す．図中の測定した塑性ひずみは，第 2 章の結果を参照している [8),16)]．本図から，計算された塑性ひずみは，セメンタイトの体積分率とともに増加し，

測定したひずみと定量的に対応することがわかる.

300MPa の応力が負荷された場合の相当塑性ひずみ分布を Fig. 4.10 に示す. Fig. 4.10 に示すように, 770K での平均的な相当塑性ひずみは 0.005 である. 一方, セメンタイトの周囲のフェライト相の局所的な相当塑性ひずみは非常に大きく, Fig. 4.10 の 300MPa では約 1.0 である. これは, セメンタイトの周囲の局所的な塑性ひずみが全体の塑性ひずみに影響を与えていることを示している. また, 無負荷状態で局所的な収縮ひずみが発生する領域で, 局所的な塑性ひずみが発生することがわかる. つまり, 収縮ひずみと外部応力による内部応力の重畳により, 焼戻し塑性ひずみが生じる. これは, Greenwood-Johnson の変態塑性と同じメカニズムである.

負荷応力と塑性ひずみの関係を Fig. 4.11 に示す. この図から, 計算された塑性ひずみは負荷応力とともに増加し, 実験値と対応することがわかる. これらの結果から, 結晶塑性解析により焼戻し塑性現象が再現でき, 定量的な評価が可能であることを確認した.

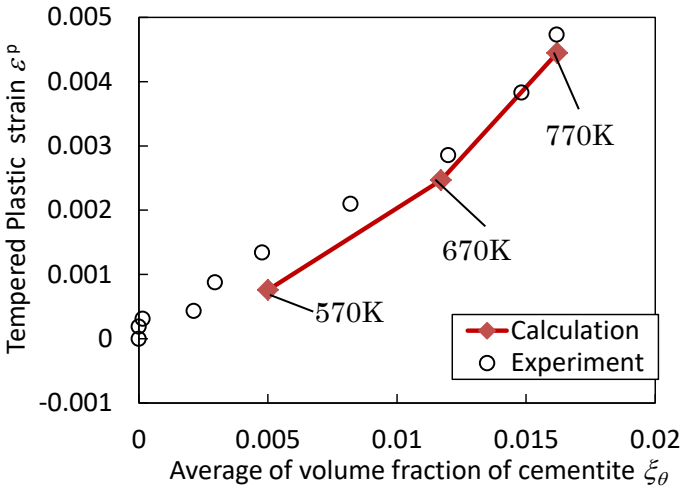


Fig. 4.9 Evolution of macroscopic tempered plastic strain under a 300Mpa stress.

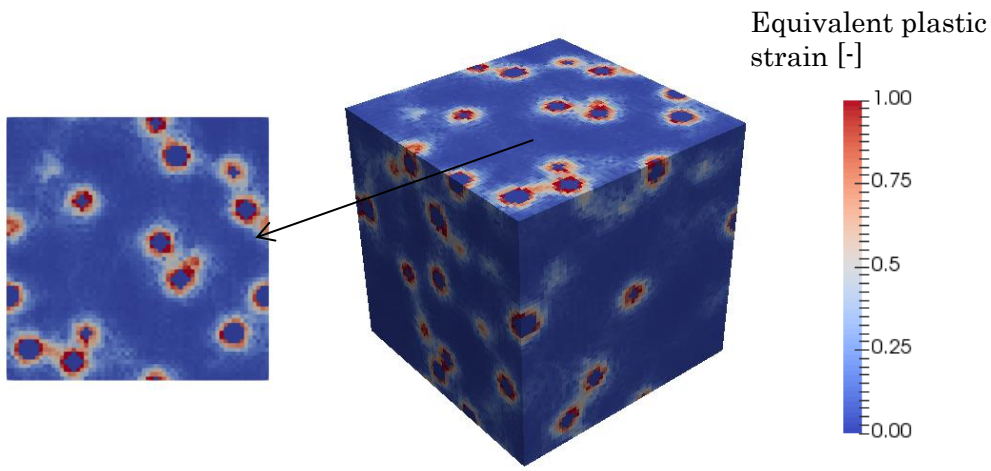


Fig. 4.10 Equivalent plastic strain distribution under a 300MPa stress at 770K.

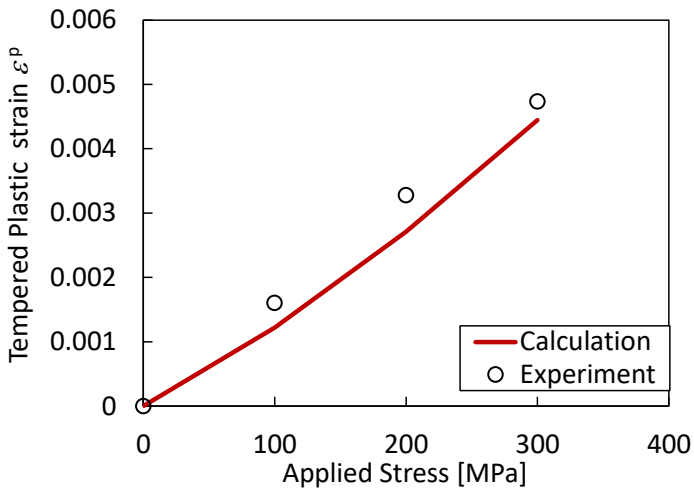


Fig. 4.11 Relationships between applied stress and plastic strain at 770K.

4.6 結　言

FFT 結晶塑性解析に必要な 3 相（セメンタイト，フェライト，マルテンサイト）を考慮した焼戻し塑性を評価する焼戻し過程のモデルを構築し，さらに，このモデルを用いて結晶塑性解析を行い，体積収縮ひずみと焼き戻し塑性ひずみを評価した．以下に主な結果を示す．

1) 体積収縮はセメンタイトの体積分率の増加に比例して発生し，塑性ひずみはセメンタイトの体積分率と負荷応力とともに増加する．

2) セメンタイトの体積分率と負荷応力が平均的な焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響について FFT 計算と実験はほぼ対応しており，これらの結果から，結晶塑性解析により構築した焼戻し塑性現象のモデル化は妥当であることがわかった．

3) 変態塑性における変態ひずみと変態塑性ひずみの関係は，焼戻し塑性における収縮ひずみと焼き戻し塑性ひずみに対応することから，変態塑性の Greenwood-Johnson メカニズムが，焼戻し塑性でも成り立つことを確認した．

参考文献

1) G. W. Greenwood and R. H. Johnson, “The deformation of metals under small stresses during phase transformation”, Proc Roy Soc London, Vol.283A, pp.403-422(1965)

2) H. Moulinec, P. Suquet, “A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure”, Comput Method Appl, Vol.157, pp.68-94(1998)

3) M. Knezevic, HF. Al-Harbi, SR. Kalidindi, “Crystal plasticity simulations using discrete Fourier transforms “, Acta Mater, Vol.57, pp.1777-1784(2009)

4) P. Eisenlohr, M. Diehl, RA. Lebensohn, et al. “A spectral method solution to crystal elasto-viscoplasticity at finite strains “, Int.J.Plast, Vol.46, pp.37-53(2013)

5) T. Otsuka, T. Brenner, B. Bacroix, “FFT-based modelling of transformation plasticity in polycrystalline materials during diffusive phase transformation”, Int.J.Eng.Sci, Vol.127, pp.92-113 (2018)

6) J. W. Hutchinson, “Bounds and Self-consistent Estimates for Creep of Polycrystalline Materials”, Proc R Soc Lond Ser A, Vol.A348, pp.101(1976)

7) J. Pan, J. R. Rice, “Rate Sensitivity of Plastic Flow and Implications for Yield-surface Vertices”, Int.J.Solids Struct, Vol.18, pp.973 (1983)

8) D. Peirce, R. J. Asaro, A. Needleman, “Material Rate Dependence and Localized Deformation in Crystalline Solids”, Acta Metall, Vol.31-12, pp.1951(1983)

9) R. J. Asaro, A. Needleman, “Texture Development and Strain Hardening in Rate Dependent Polycrystals”, Acta Metall, Vol.33-6, pp.923(1985)

10) O. Sherby, J. Wadsworth, D. Lesuer, C. Shin, “Revisiting the Structure of Martensite in Iron-Carbon Steels”, Materials Trunsactions, Vol.49-9,

pp.2016-2027(2008)

11) 有本 享三, “熱処理シミュレーションとその検証”, Arimotech Ltd. Publishment (2006)

12) T. Terashima, Y. Tomota, M. Isaka, T. Suzuki, M. Umemoto, Y. Todaka, “Strength and deformation behavior of bulky cementite synthesized by mechanical milling and plasma-sintering”, Scripta Materialia, Vol.54, pp.1925-1929(2006)

13) M. Umemoto, Z.G. Liu, K. Masuyama, K. Tsuchiya, ”Influence of alloy additions on production and properties of bulk cementite”, Scripta Materialia, Vol.45, pp.391-397(2001)

14) J. Miettinen, ”Calculation of Solidification-related Thermo physical Properties for Steels”, Metallurgical and Materials Transactions, Vol.28B, pp.281(1997)

15) 岡村 一男, “機械の研究”, 養賢堂, Vol.71-2, pp.139-144 (2019)

16) 山崎 陽介, 岡村 一男, 鈴木 崇久, “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”, 材料, Vol.64-4, pp.266-273(2015)

17) 山崎 陽介, 岡村 一男, 牧野 泰三, 瀬羅 知暁, “ 鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考慮したFEM解析手法”, 日本機械学会論文集(A編), Vol.74-743, pp.926-932(2008)

第 5 章
焼戻し塑性を考慮した残留応力予測の高精度化

5.1　緒　言

焼入焼戻しによる残留応力の数値解析による予測は，疲労寿命の推定精度の向上につながる．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，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した金属組織変化，温度，そして応力の連成解析方法がすでに提案されている[1)-4)]．一方，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，低温での炭化物の析出によるひずみ変化を考慮したモデル[6)-8)]があるが，定量的評価には十分とは言えない．

そこで本章では，機械構造用低合金鋼を対象として，第 2 章で示した負荷応力と焼戻し塑性ひずみの関係を従来の相変態を考慮した解析手法に組込んだ．そして，局所加熱したブロック試験片を対象に FEM による焼戻し解析を行い，従来の方法と比較することにより，残留応力評価の高精度化を検討した．

5.2　焼戻し塑性ひずみ速度と焼戻し弾塑性特性

5.2.1　焼戻し塑性ひずみ速度とセメンタイトの体積分率

第 3 章，第 4 章で示した変態塑性現象との類似性に着目し，以下のように焼戻し塑性に関わる構成式を提案した．全ひずみε は，弾性ひずみε^e，塑性ひずみε^p，熱ひずみε^{th}，変態ひずみε^m，変態塑性ひずみε^{TP}，焼戻しに伴う収縮ひずみε^c，焼戻し塑性ひずみ用いて，以下の式で表される．

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p + \varepsilon^{th} + \varepsilon^m + \varepsilon^{TP} + \varepsilon^c + \varepsilon^{tp} \tag{5.1}$$

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[9)]

$$\varepsilon^{TP} = \frac{5\sigma}{6\sigma_{yL}}\frac{\Delta V}{V} \tag{5.2}$$

ここで，σは負荷応力，σ_{yL}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．また Denis らは第 3 章の式(3.1)で示したように任意の変態率ξまでに生じる変態塑性ひずみを以下のように表した．[2)]

$$\varepsilon^{TP}=2K_{TF}\,\xi(1-\frac{\xi}{2})\sigma \tag{5.3}$$

係数K_{TF}は式(5.2)においてσを除く部分をまとめたものであり，変態塑性係数である．また，変態塑性ひずみの速度$\dot{\varepsilon}_{ij}^{TP}$は，第 3 章の式(3.4)で示したように偏差応力s_{ij}を用いて以下のように表した．

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{TP} = 3K_{TF}(1-\xi)\dot{\xi}s_{ij} \tag{5.4}$$

一方，焼戻し塑性の場合は，第 3 章の第 5 節で説明したように，内部応力の観点から変態塑性と類似性があるため，焼戻し塑性ひずみ速度についても式(5.4)と同形の式を用いることにした．

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = 3K_T(1-\xi_c)\dot{\xi}_c S_{ij} \tag{5.5}$$

ここで，K_Tは定数であり，ξ_cは焼戻し温度 773K で 1.0 となるように正規化したセメンタイトの体積分率であり焼戻し温度T に依存しているため，ξ_cの速度は形式的に以下の式で表される．

$$\dot{\xi}_c = \dot{\xi}_c(T) \tag{5.6}$$

各温度における正規化したセメンタイトの体積分率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セメンタイトの質量M_θを導出するため，残渣測定を行った．セメンタイトの生成元素 Fe の質量を求め，1mol 当たりの各元素の質量から，セメンタイトの質量M_θを計算した．次に，試験片からセメンタイトの質量を引いた母材の質量をM,母材の密度をρ^{Ma}，セメンタイトの密度をρ^θとしてセメンタイトの体積分率ξ_θを次式から導出する．

$$\xi_\theta = \frac{M_\theta/\rho^\theta}{M/\rho^{Ma} + M_\theta/\rho^\theta} \tag{5.7}$$

そして，次式により焼戻し温度 773K でのセメンタイトの体積分率$\xi_{\theta773}$で正規化し，ξ_cを導出した．一例として C 量 0.32%材の焼戻し温度に対するセメンタイトの体積分率を Table 5.1 に示す．

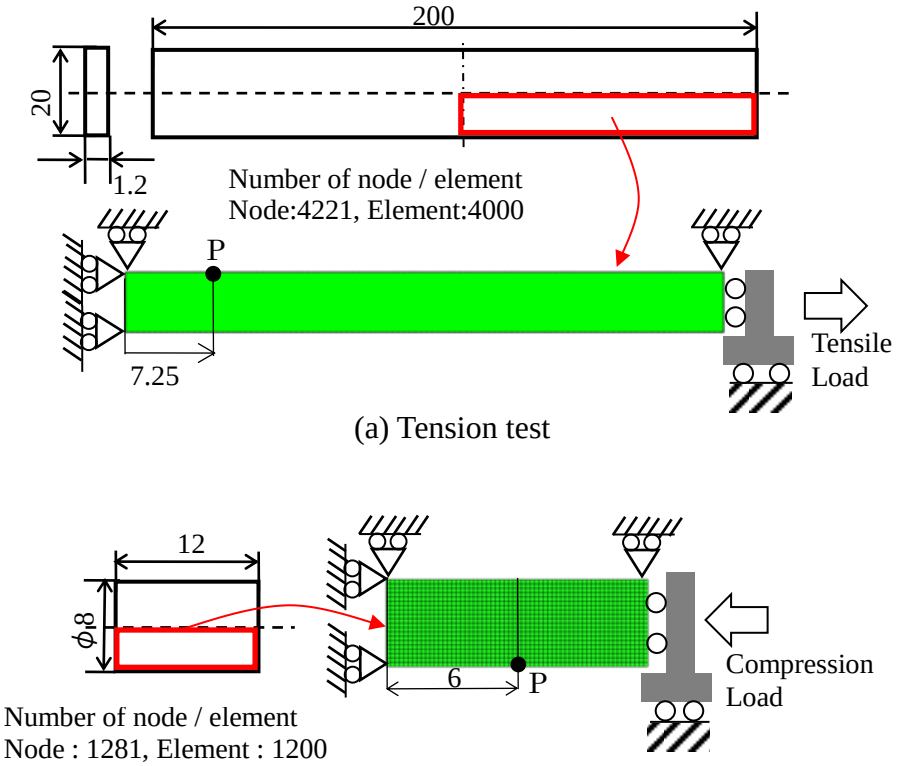
$$\xi_c = \frac{\xi_\theta}{\xi_{\theta773}} \tag{5.8}$$

Table 5.1　Volume fraction of cementite.

T [K]	373	473	573	673	773
ξ_θ [-]	0.0002	0.0021	0.0048	0.0120	0.0162
ξ_c [-]	0.01	0.13	0.30	0.74	1.00

5.2.2　有限要素解析

式(5.5)をFEMソフトウェアABAQUSのユーザーサブルーチンUEXPANに組込み，異方性熱膨張オプションを用いて，焼戻し昇温過程の解析を行った．Fig. 5.1に示すように対称性を仮定して，引張の場合には四角形4節点平面応力要素を用いて試験片全体の1/4領域を，圧縮の場合には四角形4節点軸対称要素を用いて試験片全体の1/2領域をそれぞれモデル化し，第2章のTable 2.3で示した負荷応力を与え，加熱する解析を行った．Fig. 5.1の黒丸(●)点Pで示した部位は，ひずみを評価する節点位置を示す．



(a) Tension test

(b) Compression test

Fig. 5.1　FEM model of tesnsion and compression test specimen.

材料はC量0.32%鋼であり，今回の解析で用いた応力-ひずみ関係は焼戻し温度を変えたC量0.32%鋼の室温での引張試験から求めた．引張試験の結果として，

公称応力-公称ひずみの関係をFig. 5.2に，真応力-真ひずみの関係をFig. 5.3に，塑性ひずみ-公称ひずみの関係をFig. 5.4に，塑性ひずみ速度-公称ひずみの関係をFig. 5.5にそれぞれ示す．Fig. 5.2，5.3より　焼戻し温度の増加に伴い変形抵抗が減少していることがわかる．また，Fig. 5.4，5.5より焼戻し温度の増加に伴い公称ひずみに対する塑性ひずみの割合が大きくなっており，塑性変形しやすくなっていることがわかる．これは，一般に炭素含有量が多い材料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が低下するからである．

焼戻し温度に対するマルテンサイト中の炭素濃度の減少量$\Delta C(T)$wt%を Fig. 5.6に示す．ここで$\Delta C(T)$wt% は，第3章の式(3.5)から式(3.13)までの式を用いて導出した．Fig. 5.6 より焼戻し温度の増加とともにマルテンサイト中の炭素濃度は減少しており，焼戻し温度373K(点A),523K(点B)でそれぞれ，炭素濃度減少率が変化していること，723K(点C)以降で炭素濃度減少率はごくわずかである．

Fig. 5.6 の焼戻し温度と炭素濃度減少率の関係から，高温引張試験で得られた Fig. 5.3 の真応力-真ひずみ曲線を炭素濃度減少率が変化する焼戻し温度373K(点A)，523K(点B)，723K(点C)を代表値として，真応力-塑性ひずみの関係で整理した結果を Fig. 5.7 に示す．また，焼戻し材の高温での応力-ひずみ関係は，373K焼戻し材および888K焼戻し材(母材)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Fig. 5.8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．

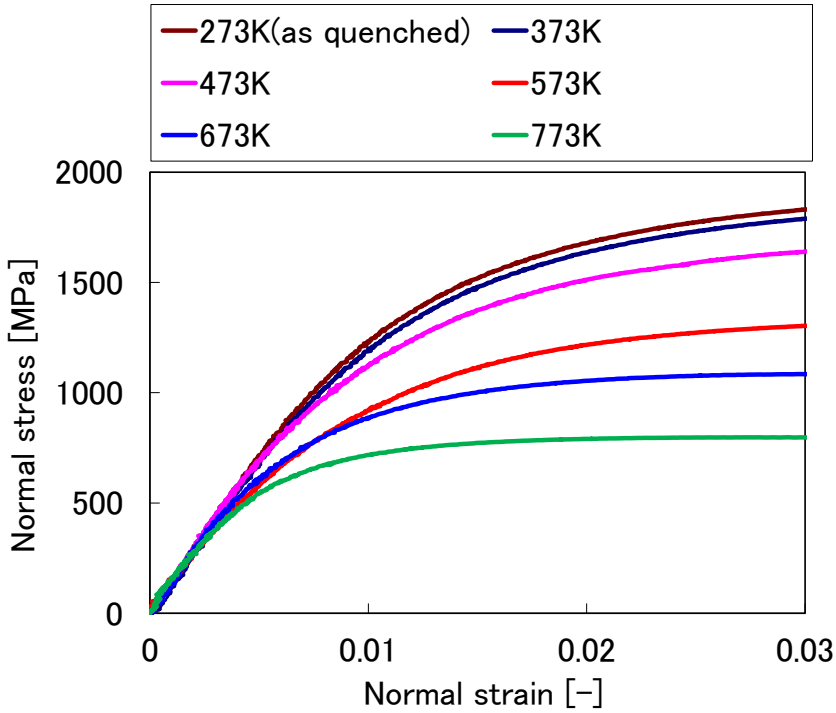


Fig. 5.2 Normal stress - Normal strain Curves for each tempering temperature

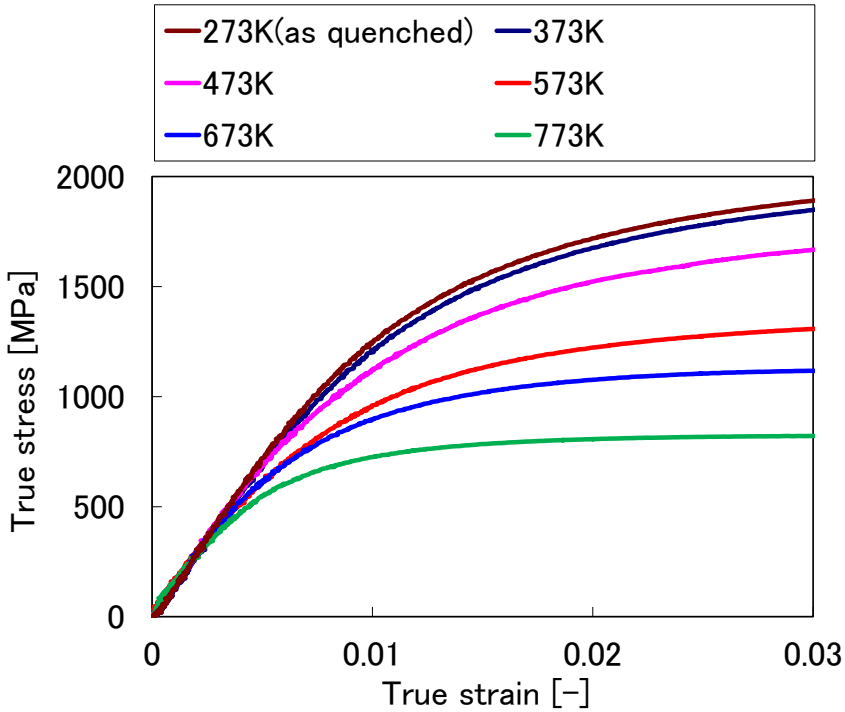


Fig. 5.3 True stress - True strain Curves for each tempering temperature

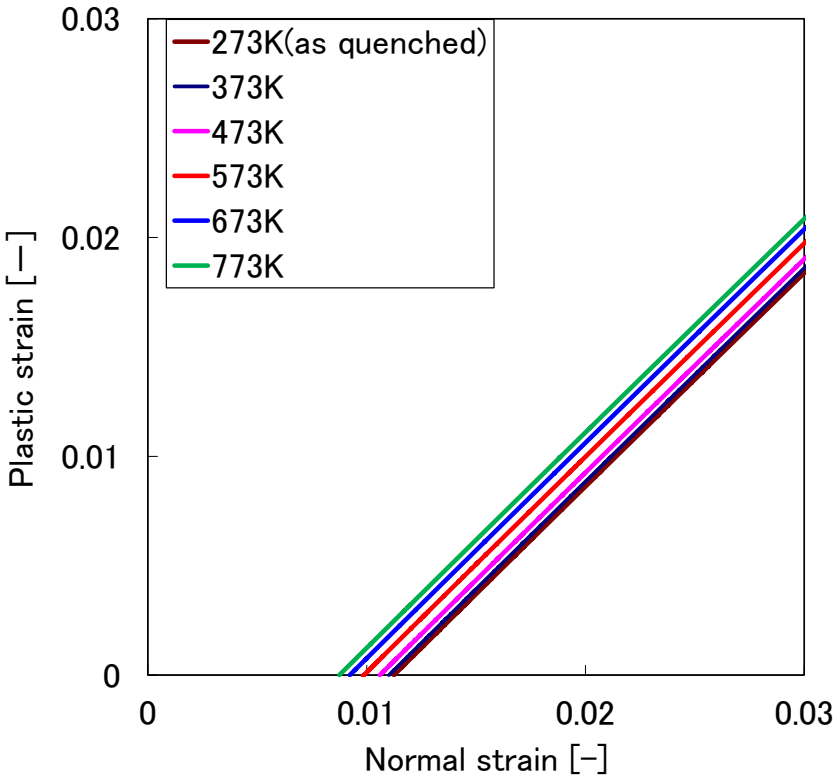


Fig. 5.4 Relationships between Normal strain and Plastic strain for each tempering temperature

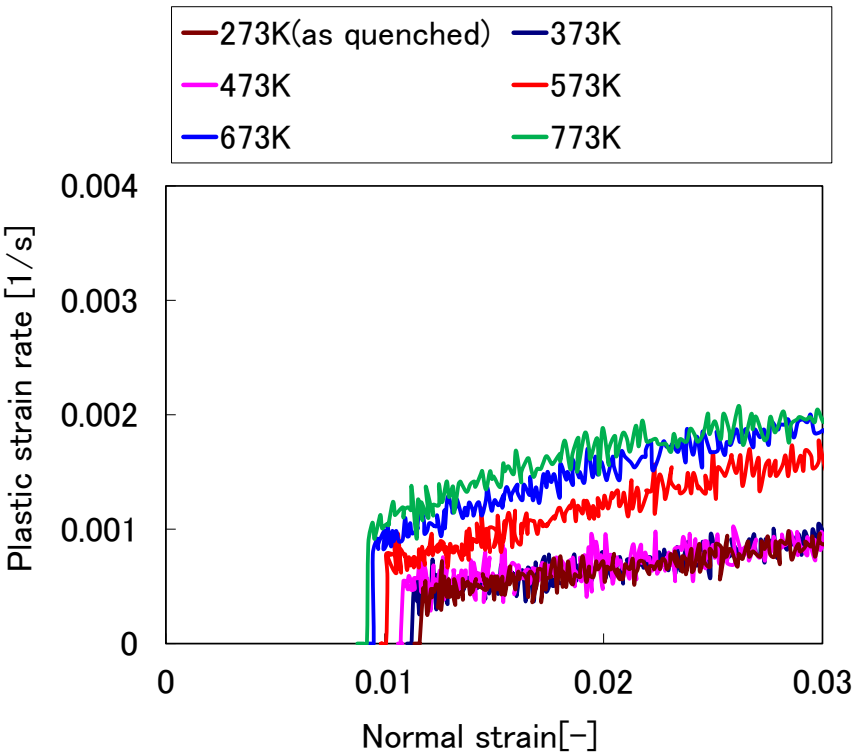


Fig. 5.5 Relationships between Normal strain and Plastic strain rate for each tempering temperature

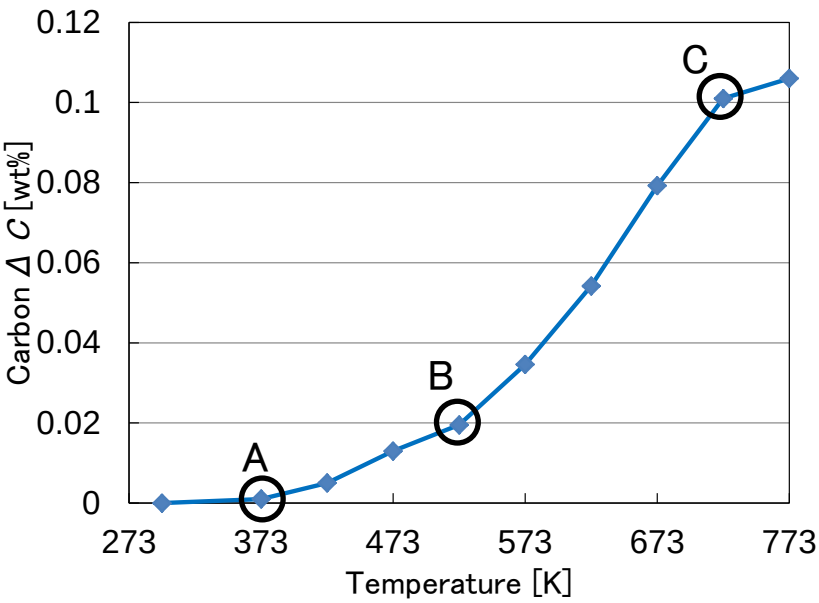


Fig. 5.6 Relationship between tempering temperature and Carbon $\Delta C(T)$

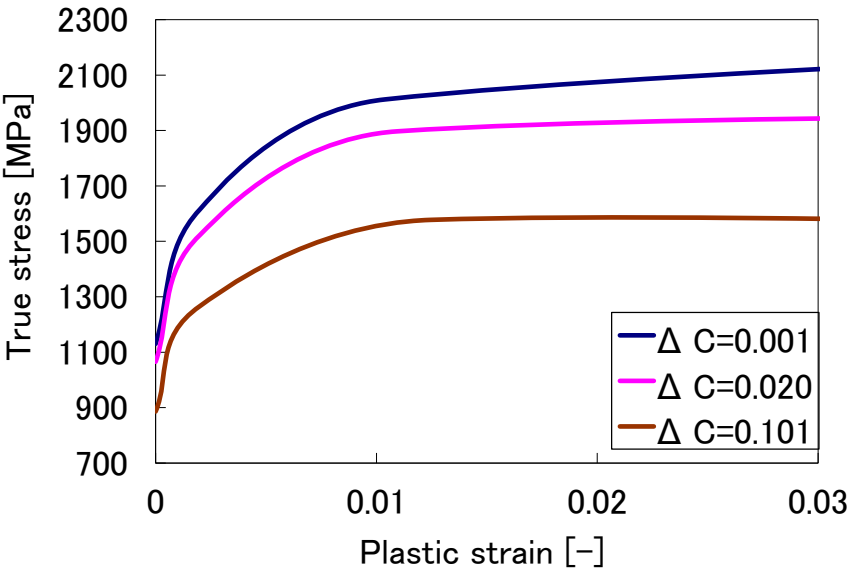


Fig. 5.7 True stress-plastic strain curve for each Carbon $\Delta C(T)$

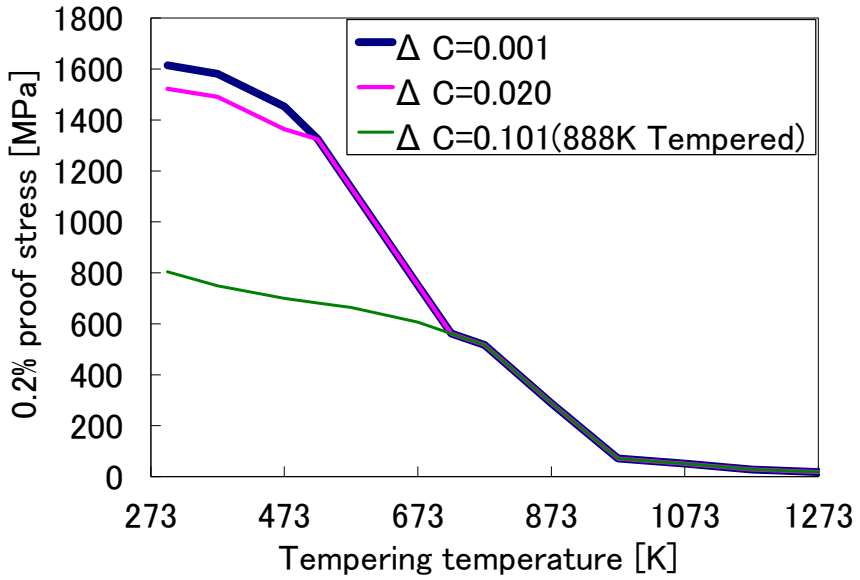


Fig. 5.8　Relationship between 0.2% proof stress and testing temperature

焼戻し昇温過程の有限要素解析結果と測定結果を比較して示したのが Fig. 5.9 である．解析結果においても，測定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，計算に用いたK_cは第 2 章の Fig. 2.7 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$K_c = 1.75 \times 10^{-5}$ [1/MPa] を，圧縮では$K_c = 7.11 \times 10^{-6}$ [1/MPa] 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はほぼ対応している．

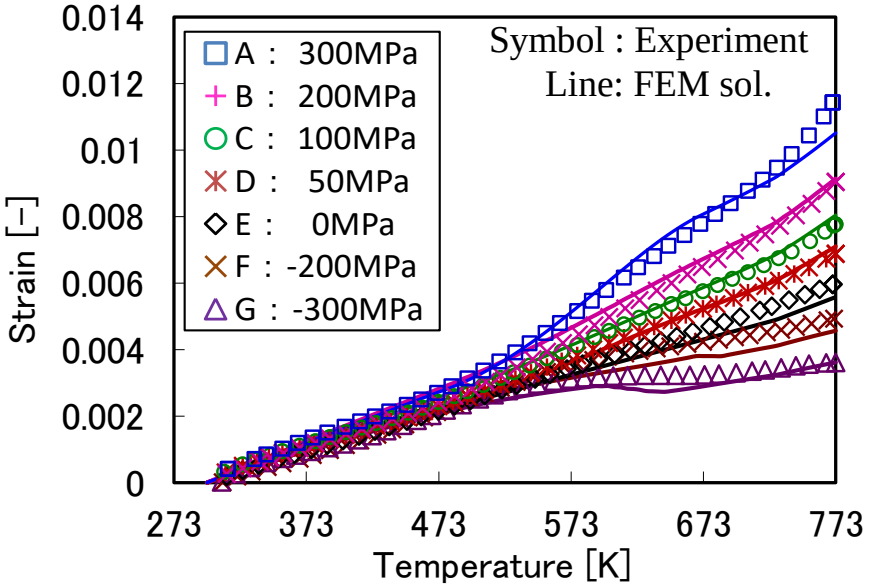


Fig. 5.9　Comparison between experimental strain and calculated strain.

5.3　焼戻しによる残留応力変化の予測

5.3.1　焼入焼戻し実験と残留応力の測定

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(Fig. 5.10参照)．実験に用いたブロック試験片は，第2章のTable 2.1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 5.2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しは，Table 5.3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2θ-sin2ψ線図を直線近似して求めており[10]，測定誤差は最大で±55MPa であった．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Fig. 5.11に示す．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．組織変化層中央部と母相組織の電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM)による写真を Fig. 5.12 に示す．Fig. 5.12(a)は焼戻しを行っていない組織変化層中央の組織，(b)と(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. 5.12(a)の未焼戻し組織と，(b)と(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，セメンタイト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．焼戻し温度と残留応力の関係を Fig. 5.13 に示す．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によって，

局所加熱部位に圧縮の塑性ひずみが生じ，さらに焼戻し温度に応じた焼戻し塑性ひずみが発生し，残留応力が解放されたと考えられる．

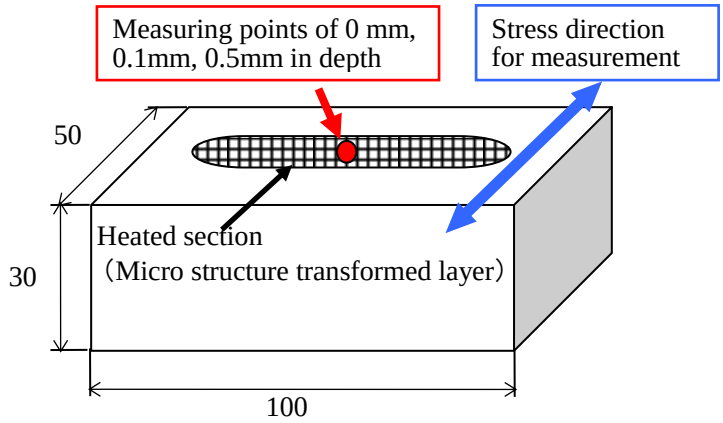


Fig. 5.10　Schematic illustration of locally heated block specimen.

Table 5.2　Conditions of locally heating by TIG heat apparatus.

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

Table 5.3　Tempering temperature conditions.

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

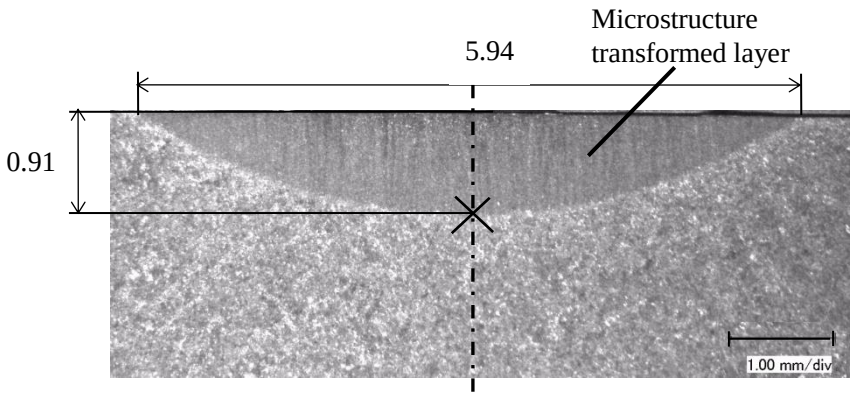


Fig. 5.11　Microstructure on cross section of block specimen.

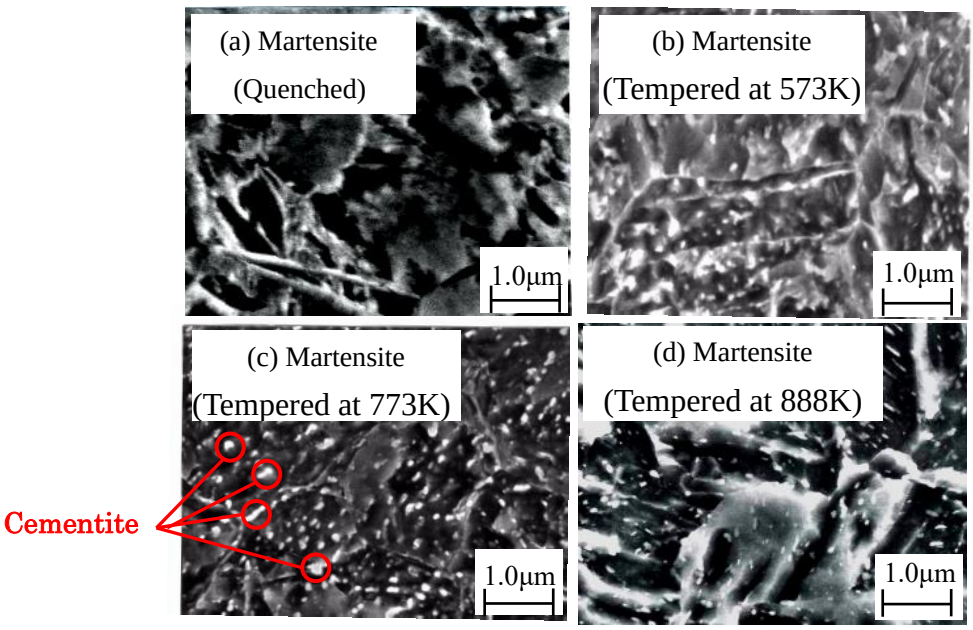


Fig. 5.12 SEM photos on vertical sections of specimens :
(a) quenched, (b) tempered at 573K, (c) tempered at 773K
(d) tempered at 888K (Matrix).

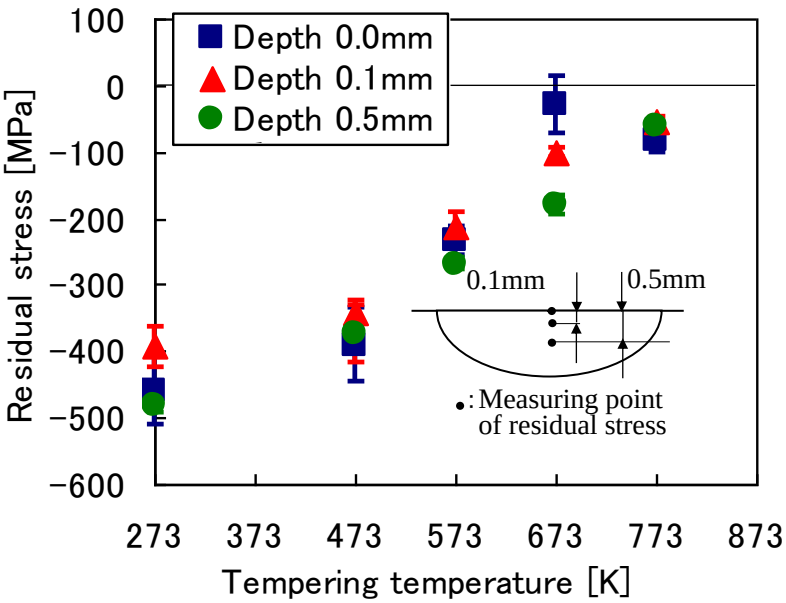


Fig. 5.13 Relationpships between tempering temperature and residual stress.

5.3.2　FEM 解析による評価

(a) 解析モデルと解析条件

前項の試験結果を再現するため，局所加熱したブロック試験片を対象に FEM 解析を行った．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は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．このため，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(Fig. 5.14 参照)．解析領域は，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にはブロック厚さ 30mm に対して 0.01mm，幅方向にはブロック幅 50mm に対して 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する．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. 5.15 に示す値を用いた．密度は 7805 kg/m^3 の一定値とした．

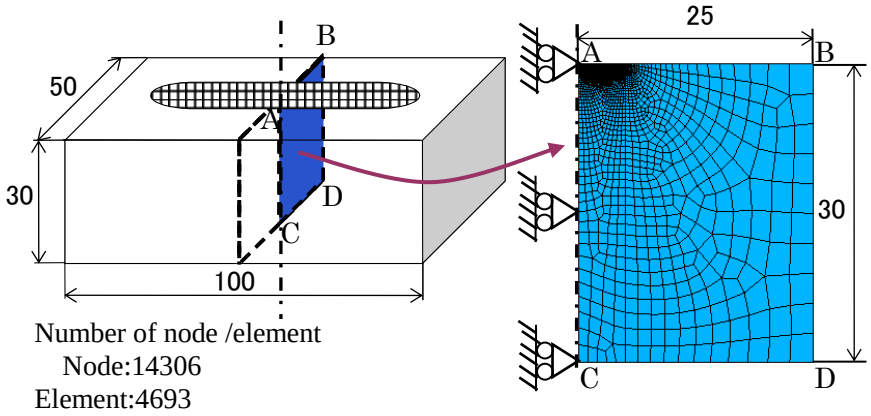


Fig. 5.14　FEM model of locally heated block specimen.

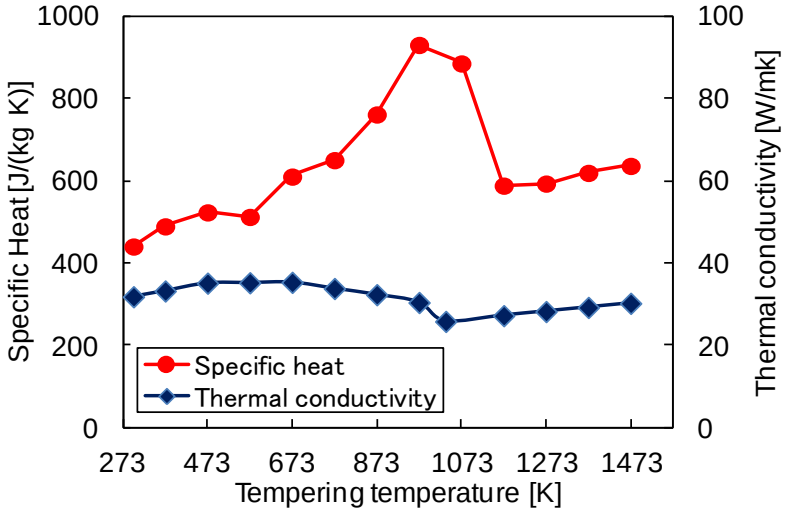


Fig. 5.15　Physical properties (Specific Heat and Thermal conductivity).

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 Ac1 と Ac3 の二点間の平均温度(763℃=1036K)となるように加熱・冷却条件を設定した．

FEM 解析の加熱・冷却時の境界条件を模式的に Fig. 5.16 に示す．局所加熱部領域表面を入熱面，対称面を断熱面，残りの外表面を放冷面としている．加熱条件は加熱時間を 4 秒とし，Fig. 5.17 に示すように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，2 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 3.13×10^{-5} W/(mm^2 K)を設けている．焼戻し過程では，全節点を Table 5.3 に示す焼戻し温度まで温度上昇率 1K/s で均一に上昇させ，再び室温まで温度低下率-1K/s で均一に低下させた．

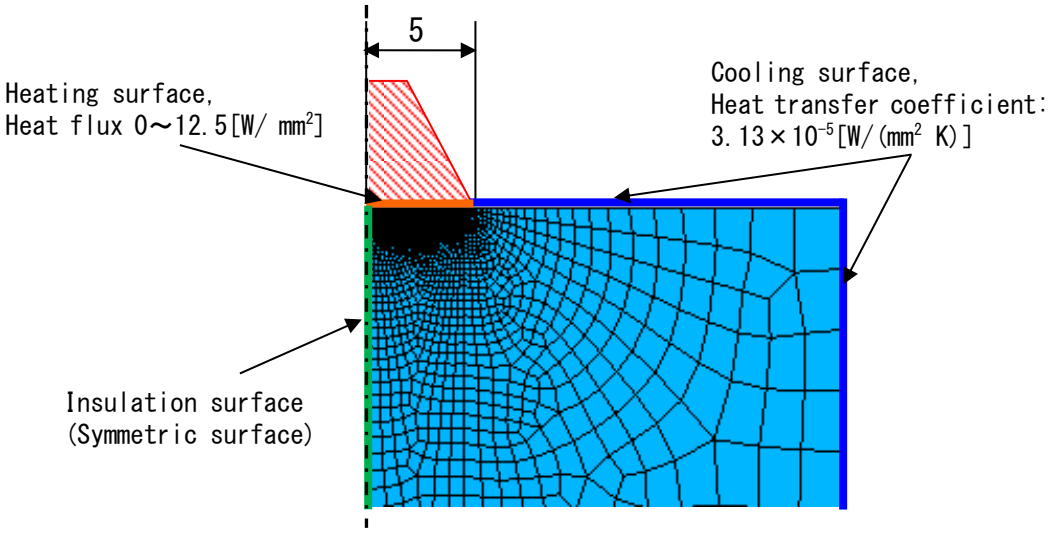


Fig. 5.16　Boundary condition during heating and cooling in FEM analysis.

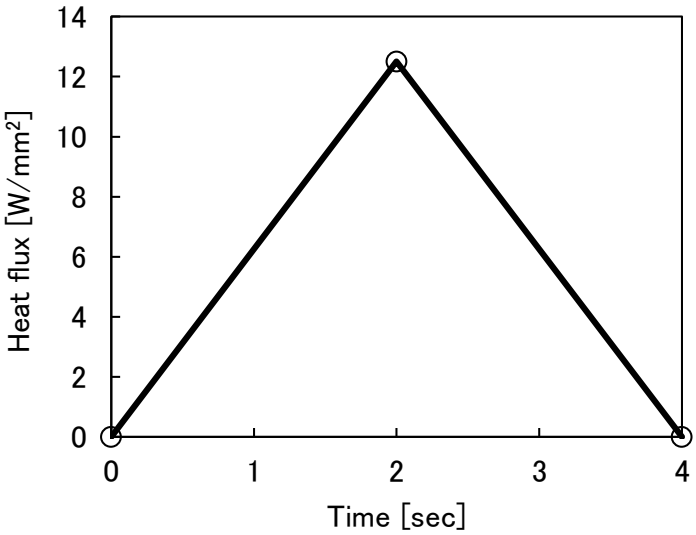


Fig. 5.17　Heat flux condition.

(b) 解析結果

従来の焼戻し収縮のみを考慮した解析手法[7)](以下，従来法とする)と，その従来法に本研究で提案した焼戻し塑性ひずみを考慮した解析手法(以下，提案法とする)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，そして各相の体積分率の関数として定義した非定常熱弾塑性解析である[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相の

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局所加熱後のオーステナイト分布をFig. 5.18に示す．Fig. 5.18より，オーステナイト分布の深さおよび幅が，前節で示したFig. 5.11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，加熱時にオーステナイト相，冷却時にマルテンサイト相となっていることが，Fig. 5.11の光学顕微鏡写真とFig. 5.12(a)の焼入れ時のFE-SEM画像から明らかであるため，オーステナイト率50%以上の領域と定義した．

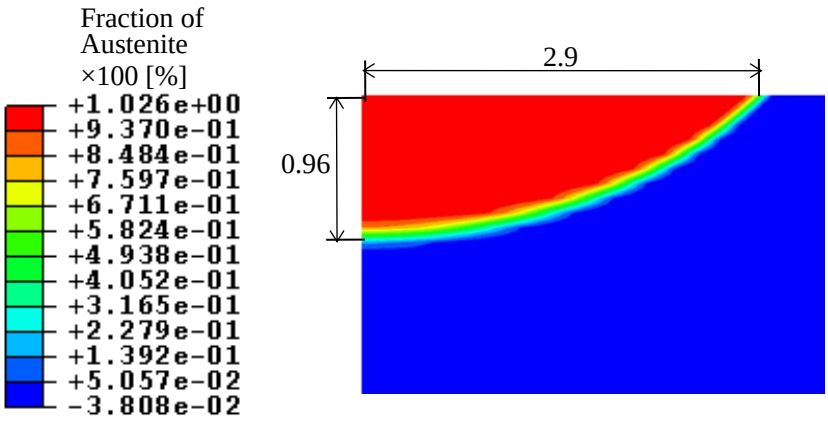


Fig. 5.18　Contour of volume fraction of austenite at maximum elevated temperature.

残留応力分布の解析結果をFig. 5.13の実験結果と比較してFig. 5.19に示す．従来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，提案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．これは焼戻し塑性の効果により圧縮残留応力がより解放されたと推定される．

従来法と提案法のモデル局所加熱部表面のひずみと温度の関係をFig. 5.20に示す．ここで，図中のひずみは熱ひずみと塑性ひずみの総和であり，相変化

を示した領域の表面中心点Pでのひずみである．Fig. 5.20より，2つの解析手法とも加熱時には熱膨張によりひずみが増加し，加えて従来法では焼戻し収縮によってひずみが減少し，提案法では焼戻し収縮に加え，焼戻し塑性によりひずみがさらに減少していることがわかる．

従来法と提案法のモデルの組織変化層表面(点 P)における応力とひずみの関係をFig. 5.21に示す．Fig. 5.21より，2つの解析手法とも加熱時には温度上昇に伴う降伏点の低下により応力の絶対値は減少し，加えて従来法では焼戻し収縮による圧縮側の塑性変形によって応力の絶対値は減少し，提案法では焼戻し収縮と焼戻し塑性による圧縮側の塑性変形によって応力の絶対値はさらに減少していることがわかる．以上のことから，圧縮残留応力の解放は，焼戻し塑性が大きく寄与しているものと考えらえる．

Fig. 5.22に焼戻し温度773Kでの組織変化層表面(点P)からの深さと残留応力との関係を示す．Fig. 5.19およびFig. 5.22より，提案法で求めた各焼戻し温度の残留応力値は実測値により近く，従来法に比べ良好な解析精度を得ることができた．ただし，本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は大きいが，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，(ⅰ)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，(ⅱ)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考えられる．そして，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絶対値100MPa程度大きい．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この一因と考えられる．

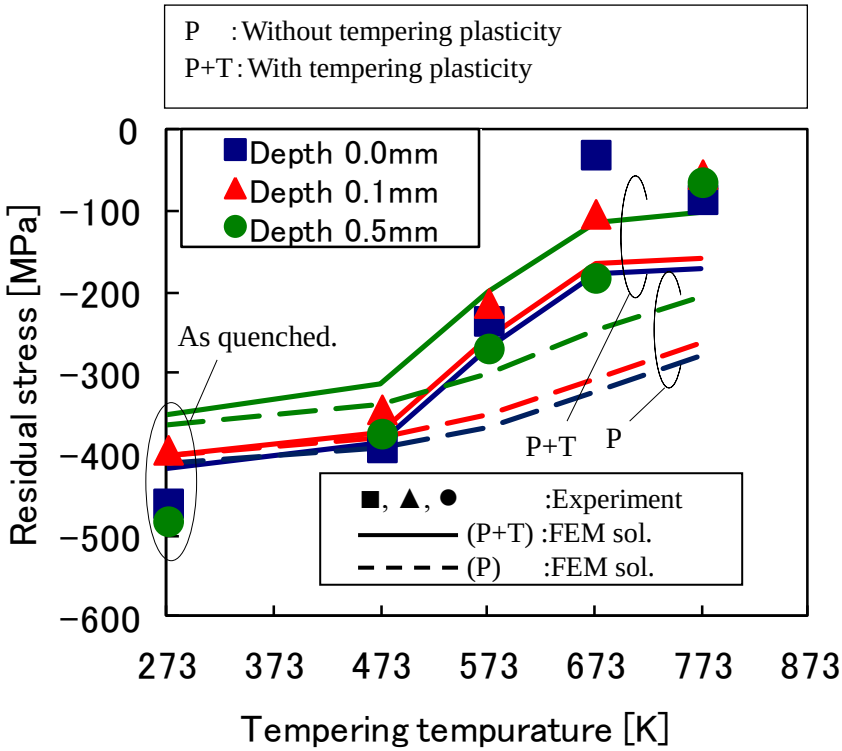


Fig. 5.19 Effect of tempering temperature on residual stress.

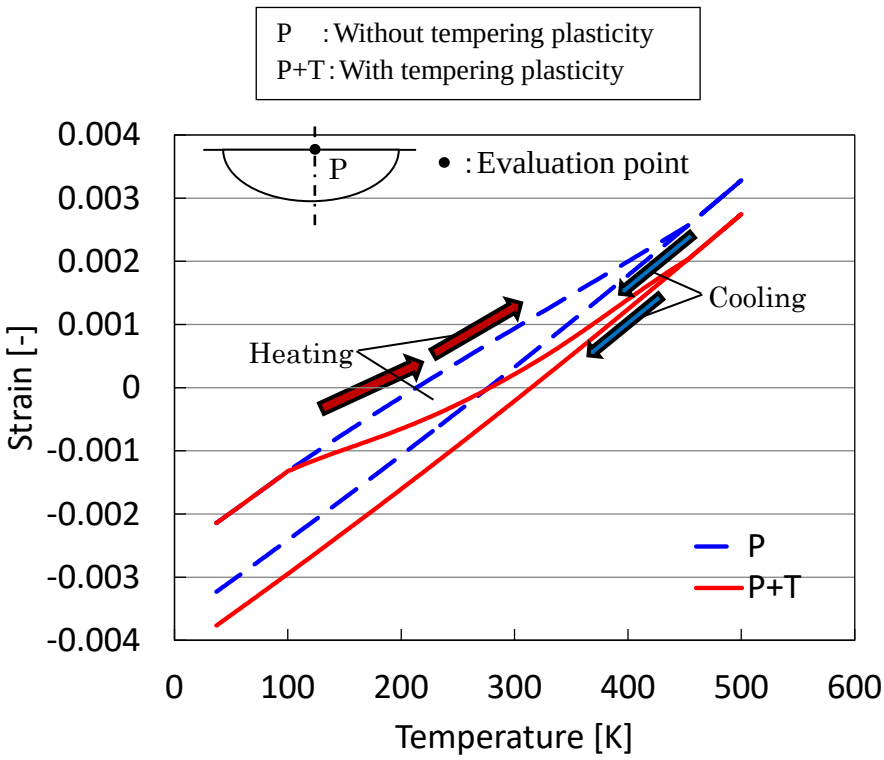


Fig. 5.20 Relationships between temperature and strain.

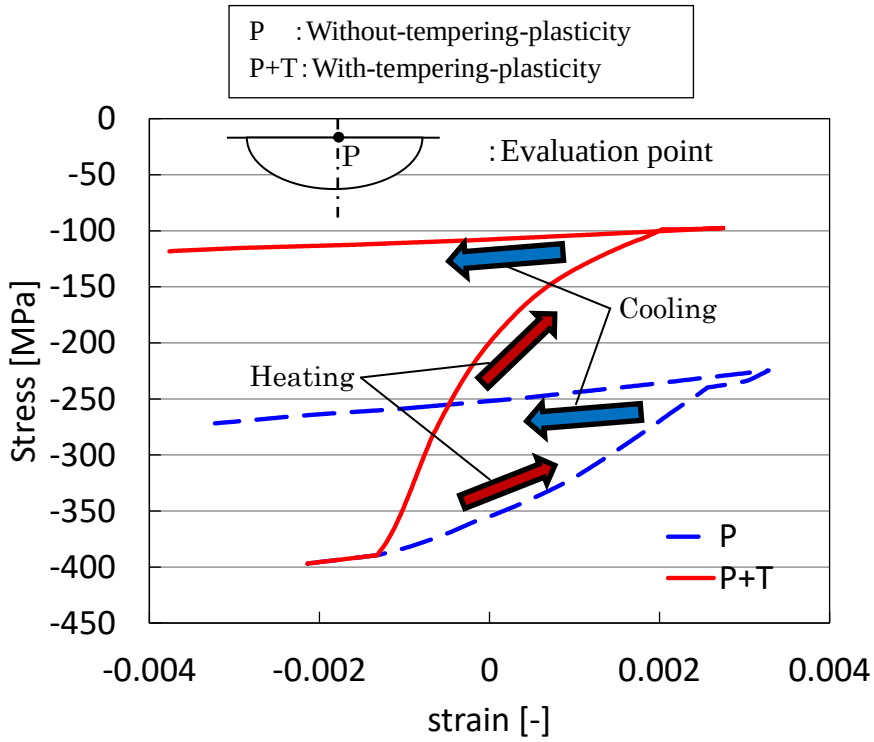


Fig. 5.21 Relationships between strain and stress.

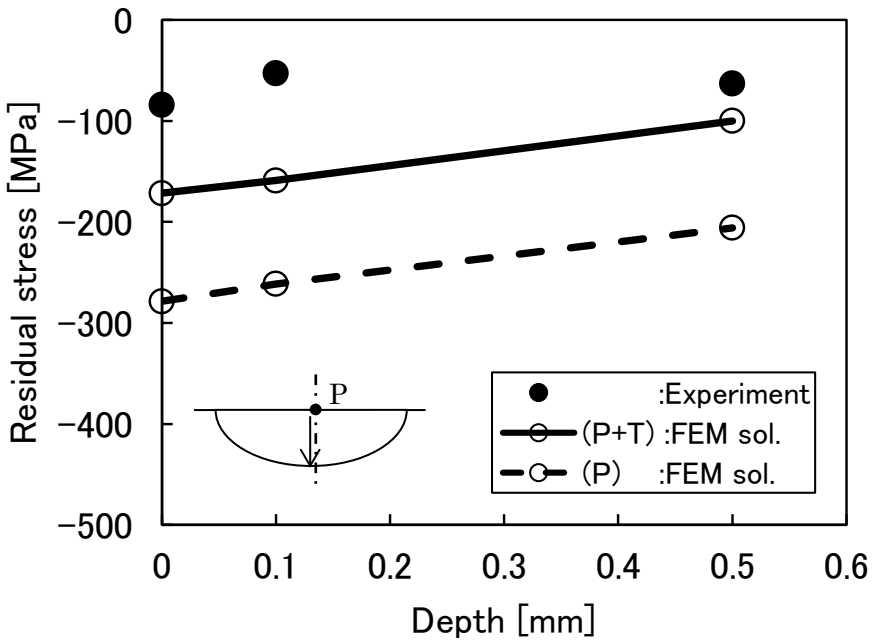


Fig. 5.22 Relationships between depth from the surface of phase transformation layer and residual stress.

5.4　結　言

機械構造用低合金鋼を対象に，本研究で提案した焼戻し塑性を考慮した解析手法を用いて，局所加熱によるブロック試験片に生じる焼入焼戻しの弾塑性解析に適用して，その解析精度を検証した．以下に主な結果を示す．

1）変態塑性ひずみの構成式を基に，焼戻し塑性ひずみ速度を$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}$，焼戻し塑性係数を$K_T$，正規化したセメンタイトの体積分率を$\xi_c$，偏差応力を$S_{ij}$，としたときの焼戻し塑性の構成式 $\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = 3K_T(1-\xi_c)\dot{\xi}_c S_{ij}$ を新たに提案した．

2）局所加熱ブロック試験片の焼入焼戻し応力解析において，従来法と新たな本手法で得られた焼戻し残留応力を比較した結果，本手法は焼戻し塑性を考慮したことにより，従来法よりも圧縮残留応力が解放されていることが分かった．

3）局所加熱ブロック試験片の焼入焼戻しの残留応力評価において，実験との対応が良好であることから，圧縮残留応力が解放される要因は焼戻し塑性によるものであることがわかった．

参考文献

1) T. Inoue, 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, 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, Linkoping, Sweden, Vol.1, pp.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, D.Y. Ju, “Modeling and simulation of quenching and tempering process in steels”, Physics Procedia, Vol.50, pp.368-374(2013)

9) G.W. Greenwood and R.H. Johnson, “The deformation of metals under small stresses during phase transformations”, Proceedings of the Royal Society, Vol.283A, pp.403-422(1965)

10) 日本材料学会,“X 線応力測定法標準”(1973)

第 6 章
結　論

6.1　総　括

(1) 焼戻し塑性現象を実験的に確認するため，引張または圧縮応力下で焼入れされた試験片を焼戻した際のひずみを測定し，負荷状態と無負荷状態のひずみ差から生じる塑性ひずみを評価した．焼戻し時の引張／圧縮試験ともに塑性ひずみが発生し，焼戻し塑性現象が実験的に確認できた．そして，以下の実験事実を得た；

（ｉ）負荷応力が大きい程，発生する塑性ひずみは大きい．

（ii）添加する C 量を変化させた材料では，C 量が多い材料程発生する塑性ひずみは大きい．

（iii）添加する Si 量を変化させた材料では，Si 量が多いと炭化物の析出が高温側にシフトするため，焼戻し塑性ひずみは小さい．

(2) 機械構造用低合金鋼を対象に，熱処理条件や添加する C 量を変えて，焼戻し塑性ひずみを測定し，焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子について評価した．さらに，焼戻し塑性ひずみと負荷応力との関係から変態塑性現象との類似性について検証した結果，以下の知見を得た；

（ｉ）焼入れ直後の鋼材にサブゼロ処理をして焼戻した場合，焼戻し塑性ひずみの値は変わらないことから残留オーステナイトが焼戻し塑性現象に及ぼす影響は小さい．

（ii）焼戻し時の昇温速度が速い条件では，炭化物の析出が少なく，焼戻し塑性ひずみは小さくなることから，焼戻し昇温速度が焼戻し塑性現象に

及ぼす影響は大きい.

（iii）添加するC量が少ない極低炭素鋼は，炭化物の析出が少なく，焼戻し塑性ひずみは小さくなることから，添加するC量が焼戻し塑性現象に及ぼす影響は大きい．そして，焼戻し塑性係数は，焼戻し前後の体積ひずみに比例し，焼戻し時の母相と新相の低いほうの降伏応力に反比例することから，Greenwood-Johnson が提案する変態塑性現象のメカニズムとの類似性が示せた.

(3) 高速フーリエ変換(FFT)を用いた結晶塑性解析に必要な3相（セメンタイト，フェライト，マルテンサイト）を考慮した焼戻し塑性を評価する焼戻しプロセスモデルを構築した．そして，このモデルを用いた結晶塑性解析を行い，体積収縮ひずみと焼き戻し塑性ひずみを評価した結果，以下の事項を得た；

（ｉ）体積収縮は，セメンタイトの体積分率の増加に比例して発生し，塑性ひずみは，セメンタイトの体積分率と負荷応力とともに増加する.

（ii）セメンタイトの体積分率と負荷応力が平均的な焼戻し塑性ひずみに及ぼす影響は，FFT計算と実験と対応し，これらの結果から，結晶塑性解析により焼戻し塑性現象を再現できる.

（iii）変態塑性における降伏応力の低い相，変態ひずみ，変態塑性ひずみは，それぞれ，焼戻し塑性におけるフェライト相，収縮ひずみ，焼き戻し塑性ひずみに対応することから，変態塑性のGreenwood-Johnsonメカニズムは，焼戻し塑性でも成り立つ.

(4) 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残留応力評価のための解析手法を提案し，その解析精度を検証した結果，以下の事項を得た；

（ｉ）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た.

（ⅱ）提案した構成式を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.

（ⅲ）局所加熱ブロック試験片の焼入焼戻しの残留応力評価において，圧縮残留応力が解放される要因は，焼戻し塑性によるものであることを上記FEM解析により示した.

6.2　今後の課題

6.1の総括に対する今後の展開として，焼戻し時の塑性現象に関しては，焼戻し時の引張／圧縮試験を様々な鋼種で行い，焼戻し塑性ひずみの材料データベースを構築することがあげられる．データベースは，今後増々活用される機械学習や深層学習の学習元データとなり，AI を利活用したインテリジェント材料試験への展望が考えられる.

焼戻し塑性現象に及ぼす影響因子に関しては，炭化物の析出速度が焼戻し塑性に及ぼす影響を評価していくことが考えられる．この影響を評価することで，焼戻し温度に対する焼戻し塑性ひずみの関係を動的に表現でき，焼戻された対象物の塑性変形挙動をより正確に見積ることが可能となる.

結晶塑性解析に関しては，連続的な加熱に対する塑性ひずみを評価するため，熱ひずみを結晶塑性解析に取り入れることによって，各温度で焼戻しが完了した後の塑性ひずみだけでなく，焼戻し中の塑性ひずみを見積もることが可能になる.
これにより，結晶塑性解析における焼戻し温度と焼戻し塑ひずみの関係をより明確に表すことができる.

焼戻し残留応力の予測については，今回の熱弾塑性解析で見積もっている焼

入焼戻し時の全ひずみ(弾性ひずみ，塑性ひずみ，熱ひずみ，変態ひずみ，変態塑性ひずみ，焼戻し収縮ひずみ，焼戻し塑性ひずみの総和)にクリープひずみの影響を考慮することで，焼戻し残留応力を更に高精度に予測することが可能である．また，今回提案した焼戻し塑性を考慮した解析手法を用いて，様々な鋼種や構造物を対象に残留応力を精度よく評価することが可能になり，対象物の疲労寿命予測に大きく貢献できる．また，本手法をより高精度化できれば，焼入焼戻しのような熱履歴を受ける構造製品の変形を予測することが可能となり，製品の最終仕上げの切削量を低減することができ，歩留まりや生産性の向上に大きく貢献できる．

学位論文に関する原著論文および口頭発表論文

1. 定期刊行誌掲載論文（学位論文に関する原著論文）

(1) 山崎 陽介, 岡村 一男, 鈴木 崇久, “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”, 材料, Vol.64-4, pp.266-273(2015)

(2) 山崎 陽介, 岡村 一男, 渋谷 陽二, “焼戻し時の塑性現象に及ぼす影響因子の評価”, 材料, Vol.69-7(2020)

(3) Y. Yamazaki, T. Otsuka, K. Okamura, Y. Shibutani, “Plastic Behaviors during Tempering by Crystal Plasticity Analyses Using Fast Fourier Transform”, Material Science and Technology, Vol.36-6, pp.750-758 (2020)

2. 定期刊行誌掲載論文（その他の論文）

(1) 山崎 陽介, 岡村 一男, 牧野 泰三, 瀬羅 知暁, ” 鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考慮したFEM解析手法”, 日本機械学会論文集(A編), Vol.74-743, pp.926-932 (2008)

3. 国際会議論文(査読付きの full-length papers)

(1) Y. Yamazaki, K. Okamura, T. Makino, 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)

4. 国内講演会発表

(1) 山崎 陽介, 岡村 一男, 牧野 泰三, 瀬羅 知暁, ” 鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考慮したFEM解析手法”, 日本機械学会2006年度年次大会,(日本機械学会, 熊本 2006)

(2) 山崎 陽介, 岡村 一男, 牧野 泰三, 瀬羅 知暁, ” 鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考

慮したFEM解析手法”，材料力学談話会，（日本機械学会，大阪， 2006）

(3) 山崎 陽介，岡村 一男，”焼戻し塑性ひずみを考慮した解析手法の開発”，第56回日本学術会議材料工学連合講演会，（日本材料学会，京都，2012）

(4) 山崎 陽介，岡村 一男，”焼戻し塑性挙動の測定および焼戻し残留応力予測への適用”，第71回材料データベース研究分科会，（日本材料学会，京都，2013）

(5) 山崎 陽介，岡村 一男，” 焼戻し塑性ひずみを考慮した解析手法の開発”，第8回若手シンポジウム，（日本材料学会，大阪，2012）

(6) 山崎 陽介，岡村 一男，牧野 泰三，瀬羅 知暁，” 鉄鋼材料の相変態・焼戻しを考慮したFEM解析手法”，日本機械学会関西支部第84期定時総会講演会，（日本機械学会，大阪，2009）

(7) 山崎 陽介，岡村 一男，渋谷陽二，” 焼戻し塑性メカニズムの一考察”， 日本材料学会第67期学術講演会，（日本材料学会，高知，2018）

(8) 山崎 陽介，大塚貴之，岡村 一男，渋谷陽二，”焼戻し塑性のFFT結晶塑性解析”， 日本材料学会第68期学術講演会，（日本材料学会，北海道，2019）

(9) 山崎 陽介，大塚貴之，岡村 一男，渋谷陽二，” フェライトとセメンタイト生成を考慮した焼戻し塑性のFFT 結晶塑性解析”， 日本材料学会第69期学術講演会，（日本材料学会，東京，2020）

謝 辞

本論文をまとめるにあたり，御指導と御鞭撻を賜りました大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻の渋谷陽二 教授に深く感謝申し上げます.

本論文の作成に当たり，ご査読いただき多くの有益な御討論と貴重な御助言を賜りました大阪大学大学院マテリアル生産科学専攻の宇都宮裕 教授，並びに大阪大学大学院機械工学専攻の箕島弘二 教授に厚く御礼申し上げます.

本研究の遂行に深いご理解とご支援を賜り，研究をまとめる機会を与えてくださった日本製鉄株式会社　鉄鋼研究所　所長　藤田展弘　博士，前鉄鋼研研究所所長　高橋学博士(現 九州大学教授)に心より御礼申し上げます.

平素より多大なる御指導，ご鞭撻をいただきました日本製鉄株式会社　岡村一男　博士，大阪大学工学研究科　山本三幸　博士，日鉄工材株式会社　宮原光雄　博士，に深く感謝の意を表します．さらに直接の上司として常に温かい御指導いただきました日本製鉄株式会社　上村隆之　博士，田村憲司　博士，牧野泰三　博士，樋口良太　博士，加藤孝憲　博士，藤本隆裕　氏，日鉄テクノロジー株式会社　井坂和実　博士，瀬戸厚司　博士，近藤修　氏に深く感謝の意を表します.

結晶塑性解析に関して，解析並びに論文作成に多大なる御指導，御協力をいただいた日本製鉄株式会社　大塚貴之 博士，に心よりお礼申し上げます.

実験の遂行にあたり多大なる御協力をいただいた中手雅則 氏，日本製鉄株式会社　鈴木崇久　博士，瀬羅知暁　氏，佐谷大輔　氏，木場健児　氏に心よりお礼申し上げます.

本論文は，以上の方々に加え，ここに名前を列挙していない多くの方々の御支援，御協力によって完成させることができたことを，ここに深く感謝いたします.

最後に，本論文をまとめる長い間，著者を支えてくれた，両親，弟，そして妻　真美に深く感謝いたします.

2020年6月　山崎　陽介