

円柱焼入れの相変態を考慮した数値解析方法と  
焼割れの定量的評価に関する研究

2008年 3月

福谷 理明

# 目次

<b>第 1 章 緒論</b> .....	1
1.1 本研究の背景 .....	1
1.2 熱及び相変態を考慮した 熱弾塑性応力解析手法に関する従来の研究 .....	3
1.3 焼割れに関する従来の研究 .....	3
1.3.1 焼割れに及ぼす焼入れ条件 .....	4
1.3.2 焼割れに及ぼす冶金的因子 .....	5
1.4 本研究の目的 .....	6
1.5 本論文の構成及び内容の概説 .....	6
<b>第 2 章 焼入れ過程で生じる温度分布の数値解析方法</b> .....	9
2.1 緒言 .....	9
2.2 最小要素長を導出する基本式の提案 .....	10
2.2.1 要素分割上の重要点 .....	10
2.2.2 温度上昇の理論式 .....	10
2.2.3 最小要素長を決める基本式の提案 .....	12
2.2.4 最小要素長を決める基本式の検討 .....	14
2.3 円筒における最小要素長について .....	17
2.4 実験値と数値解析値の比較 .....	21
2.4.1 実験方法 .....	21
2.4.2 実験結果と数値解析結果の比較 .....	22
2.5 結論 .....	25
<b>第 3 章 相変態しない材料の残留応力分布の支配因子と系統的整理</b> .....	27
3.1 緒言 .....	27
3.2 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較 .....	27
3.2.1 実験方法 .....	27
3.2.2 数値解析方法 .....	28
3.2.3 実験値と数値解析値の比較 .....	31
3.3 残留応力分布の支配因子 .....	34

3.3.1	温度分布の因子	34
3.3.1.1	無次元熱放散係数	35
3.3.1.2	熱伝導率	36
3.3.1.3	比熱と密度	38
3.3.2	材料の因子	39
3.3.2.1	ヤング率	40
3.3.2.2	線膨張係数	41
3.3.2.3	降伏応力	42
3.4	残留応力分布の整理	45
3.5	結論	49
<b>第4章</b>	<b>相変態で生じる応力の数値解析方法</b>	<b>51</b>
4.1	緒言	51
4.2	数値解析条件	52
4.2.1	相変態ひずみと線膨張係数	52
4.2.2	両端固定棒モデルによる過渡応力	54
4.2.3	自由棒モデルによる過渡変形	58
4.2.4	実験材料の相変態ひずみの取り扱い方	60
4.2.5	熱弾塑性解析に必要な材料定数	63
4.3	実験	66
4.3.1	実験材料	66
4.3.2	実験方法	67
4.3.3	降伏応力の実験結果	67
4.4	実験値と数値解析値の比較と考察	69
4.4.1	温度変化	69
4.4.2	残留応力と変位	71
4.4.3	降伏応力と数値解析結果	73
4.5	結論	76
付録4.1	残留応力分布の実験値と数値解析値の比較	77
4.1.1	マルテンサイト変態(9%Cr鋼)	77
4.1.2	ベイナイト変態(3%Mn鋼)	81
4.1.3	フェライト+パーライト変態(SS400鋼)	85
4.1.4	2相混合組織	
	(マルテンサイト変態, フェライト+パーライト変態)	89

<b>第 5 章 焼割れに及ぼす諸因子の影響</b> .....	95
5.1 緒言.....	95
5.2 焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響.....	96
5.2.1 実験方法.....	96
5.2.2 実験結果.....	97
5.2.3 焼割れの破壊形態と焼割れ発生時期.....	99
5.3 焼割れに及ぼす試験材寸法の影響.....	102
5.3.1 焼割れに及ぼす軸方向長さの影響.....	102
5.3.2 焼割れに及ぼす円柱直径寸法の影響.....	104
5.4 焼割れに及ぼす粒界脆化元素(P)の影響.....	106
5.5 結論.....	109
<b>第 6 章 円柱焼入れ中の過渡応力と焼割れ発生の関係</b> .....	111
6.1 緒言.....	111
6.2 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較.....	112
6.2.1 実験方法.....	112
6.2.2 相変態ひずみ.....	113
6.2.3 降伏応力.....	115
6.2.4 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較.....	116
6.3 過渡応力による最大引張応力の求め方.....	119
6.4 焼割れの定量的評価.....	120
6.4.1 最大引張応力と円柱軸方向長さの関係.....	120
6.4.2 最大引張応力と円柱直径寸法の関係.....	122
6.4.3 焼割れ発生応力と粒界脆化元素量の関係.....	124
6.5 大形円柱鋼材の焼入れ.....	128
6.5.1 実験方法.....	128
6.5.2 大形円柱鋼材の焼入れ中の過渡応力解析.....	129
6.5.3 残留応力分布・変位の実験値と数値解析値の比較.....	131
6.6 大形段付き円柱鋼材の焼入れ.....	134
6.6.1 実験方法.....	134
6.6.2 大形段付き円柱鋼材の焼入れ中の過渡応力解析.....	135
6.6.3 残留応力分布・変位の実験値と数値解析値の比較.....	137
6.7 大形発電機軸用ロータ材の焼入れ.....	140
6.7.1 製品形状と油焼入れ時の熱伝達係数の見出し.....	140

6.7.2	大形発電機軸用ロータ材の焼入れ中の過渡応力解析	143
6.8	結論	146
付録 6.1	焼割れの定量的評価	147
6.1.1	3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼の焼割れ発生応力の Criterion	147
6.1.2	9%Cr 鋼の焼割れ発生応力の Criterion	150
付録 6.2	焼割れに及ぼす結晶粒度の影響	157
第 7 章	総括	163
謝辞		167
参考文献		169
論文		174

# 第 1 章 緒論

## 1.1 本研究の背景

一般に焼入れ，焼もどしは鋼に高強度・高靱性を付与するために広く用いられている．さらに，最近では機械的性質の向上並びに質量効果の改善を目的に種々の合金元素が添加され，同時に発電機軸用ロータ材等においては，求められる発電機能力の高付加価値化に伴い，製品寸法の大型化・高合金化へと品質要求は多様化しており，製品の最終品質を決める焼入れ，焼もどしにより高品質の材料開発が求められている．焼入れ時の重要な課題は，1) 目標とする材料特性を得るための冷却速度で製品を適切に冷却すること，2) 焼割れの発生を防ぐことの2点である．焼入れにより，焼入れ応力とひずみが発生し，これらが原因で起こる致命的問題として焼割れがある<sup>1)~6)</sup>．Fig.1.1 に実製品で発生した焼割れの事例を示す<sup>1)</sup>．しかしこれを防ぐための技術が確立されていないため，現場作業者の暗黙知である実績や経験に頼るしかなく，予期せぬ割れが発生させたり，或いは割れを回避するために必要以上の熱処理を実施しているのが現状である．また焼割れが発生した場合，その製品の多くは廃却となる．

焼割れは，コーナー部並びに切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在を除くと，熱処理中に発生する応力<sup>7),8)</sup>と材料特性(機械的，冶金的)<sup>9)-11)</sup>の因子が影響を及ぼしていると考えられる．焼割れ発生を未然に防止するためには焼入れ中に発生する応力を精度良く予測できる数値解析技術の確立，並びに冶金的観点から焼割れの発生現象を明らかにし，応力と焼割れの現象を定量的に評価できる

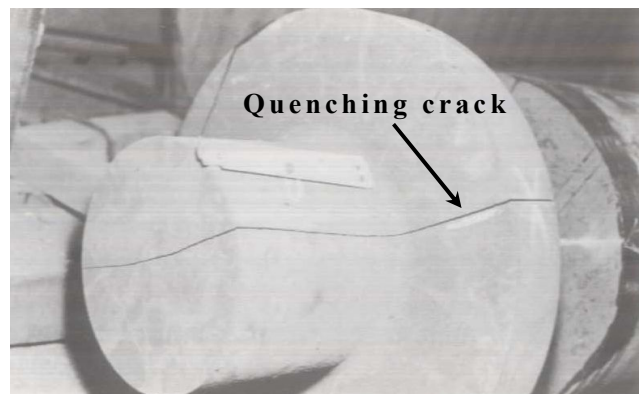
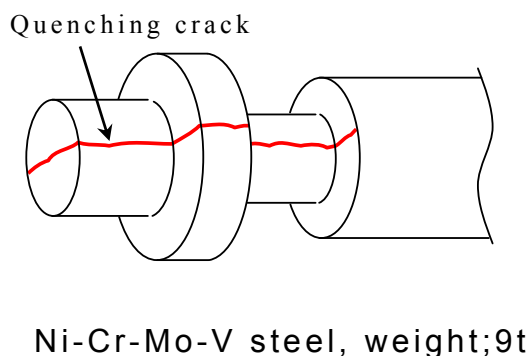


Fig.1.1 Example of quenching crack

技術が必要である。しかし焼割れに関する論文<sup>12)-17)</sup>は幾つか存在するが、焼割れの発生を定量的に評価した論文はほとんどない。したがって焼入れにより発生する応力と焼割れ現象の相関関係を明確にすることが焼割れ防止の重要な課題となる。

熱処理中に発生する応力は 1) 温度変化によって生じる熱収縮が原因で起こる熱応力と、2) 組織の変態膨張・収縮により生じる相変態応力がある。多くの研究者が焼入れ後の残留応力分布について実験値と数値解析値の比較検討を行ってきた<sup>18)-21)</sup>。熱処理後の残留応力分布については Sachs 法により求めるのが一般的であり、多くの実験値も報告されている<sup>22)-24)</sup>。しかし未だ確固たる熱処理中の応力変化を予測する数値解析技術が確立されていないのが現状である。また多くの焼割れの事例は、鋼に「焼き」を入れた場合に発生している。例えばオーステナイト系ステンレス鋼(SUS304)は高温から水冷しても焼割れは発生しない。つまり焼割れが発生するのはオーステナイト相から焼入れを行い、相変態が生じる(「焼き」が入る)場合であると考えられることから、熱処理中に発生する応力を精度良く数値解析にて予測するためには熱応力と相変態応力の両者を考慮する必要がある。そのため焼割れ発生の定量的評価を可能にするためには、焼割れ発生の主原因となる熱及び相変態応力の精度良い数値解析技術の確立が必要である。

一方、同一の形状並びに焼入れ条件にて焼入れを実施しても、条件下においては焼割れを生じたり、生じなかったりすることがある<sup>2), 5), 25), 26)</sup>。焼割れの冶金的因子は、化学成分、組織、結晶粒度、機械的性質等の種々の影響が考えられるが、未だ焼割れを完全に防ぐ方法は見出せていない。これは言い換えるとなぜ焼割れが発生するのか未だ割れ発生の諸因子等が明確になっていないためである。したがって焼割れの定性的評価については検討されているが、焼入れ時に発生する応力と焼割れ発生の定量的評価は現状では皆無である。

製品に焼割れが発生した場合、その多くは廃却となるためメーカーにとっては大きな損失となる。焼割れの定量的評価技術の確立は、焼割れの未然防止並びに焼割れ回避のための熱処理条件を見直し最適熱処理条件の検討を行うためにも重要な課題であると考えられる。

本節ではまず、有限要素法を用いた熱及び相変態応力解析技術の従来の研究内容について説明する。次に焼割れに関する従来の研究を、焼割れに及ぼす焼入れ条件と冶金的因子に分けて述べ、未だ焼割れの定量的評価が確立されていない現状について説明する。

## 1.2 熱及び相変態を考慮した熱弾塑性応力解析手法に関する従来の研究

熱及び相変態を考慮した数値解析を行う場合、まず応力の発生原因となる温度分布について精度良く解析できなければならない。有限要素法を用いた数値解析を行う場合、熱の問題では1ステップ当たりの温度変化が熱荷重の原因となる。したがって温度分布を精度良く数値解析にて求めることは荷重変化を精度良く数値解析することであり、荷重の精度が保証されない限り、荷重変化後の応力(ひずみ)である残留応力(変形)は保証されない。しかしこれらは重要な問題にも関わらず、数値解析を行う上での適正な要素分割並びに時間増分等について報告された事例はない。

焼入れにより相変態が生じる場合の応力やひずみを数値解析で精度良く推定するためには、相変態が生じる温度域での材料特性の取り扱い方が重要となる。相変態によって生じる応力の取り扱いについては過去多くの取組み<sup>27)-30)</sup>がなされてきたが、最近では(社)日本熱処理技術協会で論じられている手法が主に成りつつある。井上ら<sup>31),32)</sup>は相変態が生じる材料を対象とし熱処理過程では温度、変態による組織変化、応力/ひずみが互いに相互作用をするという立場から、連成効果の関係を提案している。これは相変態によって生じる応力を精度良く数値解析にて求めるために、相変態中の材料特性の取り扱い方について、各組織の組織分率を数値解析に取組み、相変態前並びに相変態後の各組織の固有の材料特性値から相変態中は両者の材料特性が組織分率に伴い複合的に変化すると仮定した手法<sup>30),31),33)</sup>を用いている。この手法は積極的に用いられているが、数値解析を行う場合には対象鋼種の材料特性、冷却材・冷却条件など多くのデータが必要となる。そのため(社)日本材料学会塑性工学部門委員会において、1995年に材料データベース研究分科会を設置し、材料データベース<sup>34),35)</sup>の構築に取り組んでいる。谷口ら<sup>36)</sup>はこれらのデータベースを用いて自動車用歯車の熱処理変形について数値解析を行っているが、ベイナイト変態の相変態が生じるにも関わらずパーライト変態の材料特性を用いた解析結果が最も実験値を予測できたと報告している。また実際にこれらのデータベースを用い、今日においても焼入れ後の残留応力分布や変形の解析において検討しなければならない課題が残るとの研究報告が多々ある<sup>37)-41)</sup>ことより、相変態が生じる場合の応力を予測する数値解析技術が未だ確立されていないのが現状である。

## 1.3 焼割れに関する従来の研究

焼割れに関する研究はこれまで多くの検討結果が報告されている。熱処理により発生する応力は、熱応力と相変態応力があるが、一般的に熱応力型の残留



応力分布は鋼材の表面に圧縮応力が残留し，中心部に引張応力が残留するため焼割れ防止には有効に作用する．しかし相変態応力型の残留応力分布は熱応力型とは反対に，鋼材の表面に引張応力が残留し，中心部に圧縮応力が残留する．そのため表面に引張応力が残留する相変態応力型の時，焼割れが発生すると言われている．過去の焼割れに関する多くの研究報告では焼入れによりマルテンサイト変態を生じる材料を対象にして論じている．これは，マルテンサイト変態が他の相変態組織に比べ変態膨張量が大きく，体積膨張に伴い大きなひずみを発生させるため残留応力分布は相変態応力型に成り易いこと，また相変態温度が低温であり機械的性質が脆く塑性変形能も低いため，焼割れが発生しやすいと考えられているからである．本節では，焼割れに関する研究を，1)焼入れ条件，2)焼割れに及ぼす冶金的因子に分類して従来の研究から得られた知見について説明する．

### 1.3.1 焼割れに及ぼす焼入れ条件

1988年に(社)日本熱処理技術協会の「鋼の焼割れ研究部会」<sup>42)</sup>で焼割れに及ぼす焼入れ条件が検討され，化学成分，水，油，攪拌水，水噴流にて焼割れとの関連性が調査されたが焼割れ発生との明瞭な因果関係は得られなかった．

磯村ら<sup>24)</sup>，米谷ら<sup>43)</sup>は焼入れによりマルテンサイト変態を生じる中実円柱材を用い，種々の焼入れ条件下での焼割れと残留応力の関係を求めている．ここで，焼割れは焼入れ温度が高い場合に起こり易いこと，油焼入れは水焼入れよりも焼割れが起こり難いことが示されている．また焼入れ後の円柱材の残留応力分布の測定結果から，焼割れは応力よりもマルテンサイトの強度低下が焼割れに起因しているとも述べている．つまり熱処理中の熱応力と相変態応力のどちらが応力分布を支配するか，並びに組織的要因も焼割れ発生に大きく影響を及ぼすことを示唆している．しかし，これらはあくまで焼入れ後に焼割れが生じなかった試験材の残留応力分布からの推定であり，焼入れ中の焼割れが発生する時期の応力について論じられてはいない．

Howard<sup>44)</sup>ら，F.Moreaux<sup>45)</sup>らは水焼入れ，油焼入れ時の焼割れが生じる円柱直径寸法を定量化している．但し定まった熱処理条件下の現象であること，また焼割れを生じる円柱試験材形状に応力集中部(切欠き)を作成していることより，やや限定された取り扱いであると言える．また三木田<sup>46),47)</sup>らは種々の熱処理条件下で焼割れ発生と焼割れ感受性について検討し焼割れ発生要因の明確化を試みているが，焼割れ発生に及ぼす各種明確な結論は得られていない．

焼割れの定量的評価では，内田ら<sup>48)</sup>が数値解析を使用し，焼割れ発生の解析を行っている．しかし数値解析結果と割れの評価に関しては，表面に起きた焼

割れに対し応力は相当応力で評価しており，かつ焼割れ発生の応力を材料が有する引張強さで評価している．数値解析にて予測される相当応力は絶対値が大きくなってもある任意温度での降伏曲線状を推移することを考慮すると，焼割れの定量的評価を相当応力と引張強さで評価することは必ずしも適切ではない．またこの手法を用いれば焼割れの発生箇所は特定出来ても焼割れの発生方向等は予測できない．

焼割れに関する定性的な検討より，焼割れの発生条件については明らかにされつつあるも，焼割れを評価する標準的試験法は無く，また焼割れを数値解析にて検討した報告も皆無のため，焼割れの定量的評価手法は未だ明確になっていないのが現状である．

### 1.3.2 焼割れに及ぼす冶金的因子

焼割れの発生には焼入れ時に発生する応力以外に，コーナー部並びに切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在を除くと，材料が有する冶金的因子も大きく影響を及ぼすと考えられる．

安部ら<sup>9)</sup>は焼割れに及ぼす合金元素の影響を検討し，P(リン)と水素が焼割れを著しく促進すると報告している．一方で小山ら<sup>10)</sup>はS(イオウ)含有量(硫化物系の非金属介在物)並びにMn(マンガン)，Cr(クロム)などの焼入れ性を向上させる成分が多いほど焼割れの発生率が高いとしている．またその焼割れも帯状偏析組織が焼割れに寄与しているとも論じている．しかし(社)日本熱処理技術協会の鋼の焼割れ研究部会<sup>42)</sup>で検討された焼割れに及ぼす鋼種の影響の結論でも，本質的に焼割れを起こす鋼種は見出すことができていない．

焼割れの破面については三木田ら<sup>26), 46)</sup>の擬へき開破面や粒界破面を呈していたとする報告以外にも，内田ら<sup>48)</sup>の粒界並びに粒内破壊を呈していたとする報告もある．特徴的なのは粒界割れが確認されていることである．擬へき開破面もしくは粒内破壊等が先に現出し粒界割れが後で生じることは考え難いため，焼割れは粒界割れを生じる特徴があると考えられる．また結晶粒度並びに粒界強度を低下させる粒界脆化元素等と焼割れを関連づけて論じた報告はほとんどなく，あくまで現象論的な取組みが主であり，定量的な考察にまでは至っていない．

先に述べたが，数値解析にて予測される相当応力は絶対値が大きくなってもある任意温度での降伏曲線状を推移する．しかし実際に焼割れが生じることを考えると，焼割れはその発生時に本来材料が持つべき降伏応力以下の応力にて割れが生じていることになる．磯村<sup>24)</sup>は，焼割れと残留応力分布の関係を検討

した報告にて、焼割れは意外に低い応力にて発生するのではないかと論じている。これは焼割れには応力以外に、冶金的因子の影響もあることを示唆している。焼割れの定量的評価が十分行われていないのは、熱処理中の応力変化が十分予測できないことに加え、焼割れの冶金的因子が未だ明らかになっていないためと考えられる。

#### 1.4 本研究の目的

焼割れの定量的評価技術の確立は、焼割れの未然防止並びに焼割れ回避のための熱処理条件を見直し最適熱処理条件の検討を行うためにも重要な課題である。そこで本研究の目的は、焼入れにより生じる熱及び相変態応力の精度良い数値解析方法を確立するとともに、焼割れに及ぼす種々の影響(焼入れ条件、試験材寸法、冶金的因子等)を明らかにし、焼割れの定量的評価方法並びに焼割れの定量値を明確にすることにある。

熱・相変態応力解析手法の確立では、まず円柱焼入れ時の温度変化を精度良く解析する手法を提案する。提案した数値解析方法を用い、相変態が生じない材料を使用して熱応力の解析手法を確立する。確立した数値解析方法より、残留応力分布に及ぼす材料的因子を温度上昇過程に関する因子と力学的因子に分けて検討し、残留応力分布に影響を及ぼす材料特性の影響を明確にする。次に相変態応力に及ぼす材料特性の温度依存性を明らかにし、円柱焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較検討から、相変態応力解析手法を確立する。

焼割れの定量的評価の検討では、焼入れによりマルテンサイト変態を生じる材料を用い、焼割れの実験結果と有限要素法を用いた焼入れ中の過渡応力の解析結果から、焼割れ発生と過渡応力の相関関係を検討し、焼割れを発生させる応力の定量値を明らかにする。

#### 1.5 本論文の構成及び内容の概説

本論文の構成及び流れを Fig.1.2 に示し、論文の概要を以下に説明する。

第1章では、熱弾塑性応力解析技術並びに焼割れの定量的評価技術の重要性を述べ、従来までの研究並びに本研究の目的及び意義を述べた。

第2章では、熱処理中の応力発生の原因となる温度変化を数値解析にて精度良く予測する数値解析方法を提案した。円柱温度上昇の理論式より、焼入れ中の温度変化が理論値と誤差 2%以内で解析できる要素分割と時間増分を求める

式を導出するとともに、円柱焼入れ時の温度変化を測定した実験より数値解析方法が妥当であることを実証した。

第3章では、熱処理中に発生する応力は1)温度変化によって生じる熱収縮が原因で起こる熱応力と、2)組織の変態膨張・収縮により生じる相変態応力であることより、1)の熱応力のみ为数値解析方法の検討を行った。相変態が生じない中実円柱材料を対象にし、焼入れ時の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較・検討から熱応力解析技術を確立した。確立した数値解析方法を用い、残留応力分布に及ぼす材料的因子を温度上昇過程に関する因子と力学的因子に分けて検討し、残留応力分布に影響を及ぼす材料特性の影響を明らかにした。また円柱直径寸法が変わっても残留応力分布を系統的に予測できるパラメータを提案した。

第4章では、第3章で述べた2)の相変態により生じる応力の数値解析方法を検討した。焼入れによりマルテンサイト変態を生じる材料を用い、残留応力分布に及ぼす相変態応力の影響について検討を行った。相変態ひずみを考慮した線膨張係数及び冷却中の確かな降伏応力の値を用いることにより、相変態により生じる応力、及び変形が精度良く解析できることを実験値と数値解析値で示すとともに、相変態応力に及ぼす材料特性の温度依存性の特徴を明らかにし、数値解析で残留応力分布を予測する場合の計算方法の注意点を明確にした。さらにマルテンサイト変態のみならずベイナイト、フェライト+パーライト変態の相変態条件においても残留応力分布が精度良く解析できることを示した。

第5章では、焼入れによりマルテンサイト変態を生じる高Cr鋼の材料を用い、焼割れ実験から焼割れに及ぼす諸因子(焼入れ条件、試験材寸法、粒界脆化元素量)の影響を明らかにした。また焼割れの破壊形態は粒界割れであること、並びに焼割れは相変態終了後の温度域にて発生していることを明らかにした。

第6章では、焼割れ発生の実験結果と数値解析により求めた焼入れ中の過渡引張応力の相関関係から、焼割れの発生は焼入れ中の過渡応力の最大引張応力にて評価できることを明らかにした。また高Cr鋼を用いたマルテンサイト組織の焼割れ発生応力のCriterionは約500MPa前後であり、これ以上の引張応力が発生した時、試験材に焼割れが発生することを明らかにした。最後に実大形製品である発電機軸用ロータ材の焼入れ中に発生する応力を数値解析にて求め、数値解析と実験より明らかにした焼割れ発生応力のCriterionの妥当性を実証した。

第7章では、第2章から第6章で得られた知見を纏めて本論文の総括とした。

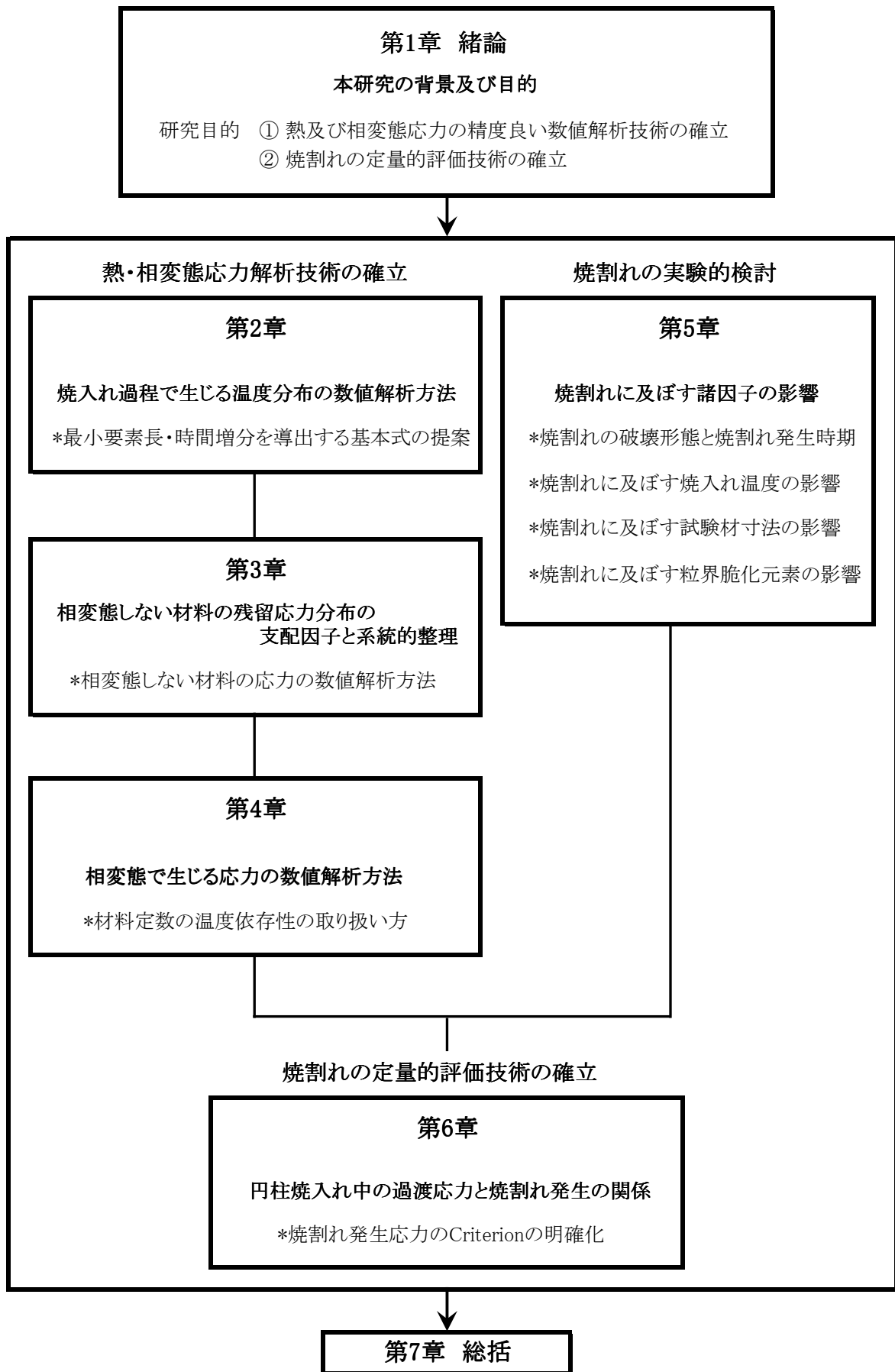


Fig.1.2 Flow chart of this study

## 第 2 章 焼入れ過程で生じる温度分布の数値解析方法

### 2.1 緒言

残留応力の発生原因は温度変化による熱応力と組織変態の膨張・収縮で生じる相変態応力である。そのため、熱応力の特徴と相変態の特徴に注目することにより、円柱半径をナノスケールからメートルスケールまで変化したときの残留応力を系統的に整理することは意義がある。

円柱を焼入れしたときに生じる残留応力に関する研究は過去に多く存在するが<sup>22),49)-52)</sup>、多くは小物の機械部品に関する実験値であり、寸法はセンチメートルスケールである。任意寸法の円柱残留応力が、センチメートルスケールで報告されている円柱焼入れ材の残留応力から類推する方法があれば、種々の研究成果が融合され、学際領域の研究となる。

熱に起因した問題は熱の性質、すなわち温度の性質を知ることが問題解決の重要点となる。円柱焼入れの温度変化は Carslaw<sup>53)</sup>により数式化されているから、熱応力に起因した残留応力も温度の数式に現れている因子の関数になるはずである。したがって相変態が生じない材料（例えば、オーステナイト系ステンレス鋼）の残留応力は数式に基づいた因子で系統的に整理できるはずである。

一方、円柱中心まで完全に焼入れされる場合には、相変態ひずみが円柱全体で同じであるから、相変態による残留応力の発生過程も単純と思われる。

過去の円柱の残留応力分布を求める研究では、Sacks 法を使用した実験が一般的であり、多くの実験値が報告されている<sup>22),50)</sup>。一方、数値解析に関する学問の向上とコンピュータの計算能力の向上により、数値解析手法によっても残留応力が計算できるようになった<sup>31),54)</sup>。

本章では焼入れ過程で生じる残留応力の発生原因である円柱の温度分布を数値解析で推定する場合の注意点を検討した。具体的には、温度分布の理論値と数値解析値を比較検討して、温度分布を計算する上での要素分割の方法、時間増分の方法について検討した。そして実験により円柱焼入れ時の温度変化を測定し、温度変化の実験値が数値解析で精度良く推定できることを示した。

## 2.2 最小要素長を導出する基本式の提案

### 2.2.1 要素分割上の重要点

有限要素法を使用して熱弾塑性数値解析する場合の重要点は次の2点である。  
(1)温度分布や温度変化を精度良く数値解析できる要素分割であること、  
(2)弾塑性数値解析で塑性状態での応力とひずみの関係が精度良く解析されていること、すなわち、降伏曲面上に相当応力と相当ひずみが載っていることである。上記の(2)については、鋼を対象としている場合には、1ステップ当たりの温度変化  $\Delta T$  が  $50^\circ\text{C}$  以下であれば問題なく計算できた<sup>55)</sup>。上記(1)は非常に重要であるが、多くの数値解析においてあまり報告されていない。熱の問題では温度変化  $\Delta T$  が熱荷重の原因である。したがって温度分布を精度良く数値解析することは荷重変化を精度良く数値解析することである。荷重の精度が保証されない限り、荷重変化後の応力（ひずみ）である残留応力（変形）は保証されない。したがって温度変化の理論値を精度良く推定できる要素分割が重要となる。

### 2.2.2 温度上昇の理論式

Fig.2.1 の断面を有する軸長が無大で、半径  $a(\text{mm})$  の円柱が熱放散係数  $h(\text{mm}^{-1})$  の条件で初期温度  $\Theta_0 (^\circ\text{C})$  から水温  $0^\circ\text{C}$  に水焼入れされた場合を考える。温度変化は Carslaw & Jaeger<sup>53)</sup>により次式のように与えられている。

$$T = (2h\Theta_0/a) \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-k\delta_n^2 t) J_0(r\delta_n) / \{(h^2 + \delta_n^2) J_0(a\delta_n)\} \dots\dots\dots (2.1)$$

ただし、 $\delta_n$  は次式を満足する固有値である。

$$\delta J_1(a\delta) - hJ_0(a\delta) = 0 \dots\dots\dots (2.2)$$

$J_0$  : 第一種のベッセル関数,  $J_0'(r) = -J_1(r)$   
 $h = \beta/\lambda$  : 熱放散係数,  $\beta$  ( $\text{J}/\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ ) : 熱伝達係数  
 $\lambda$  ( $\text{J}/\text{mm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ ) : 熱伝導率

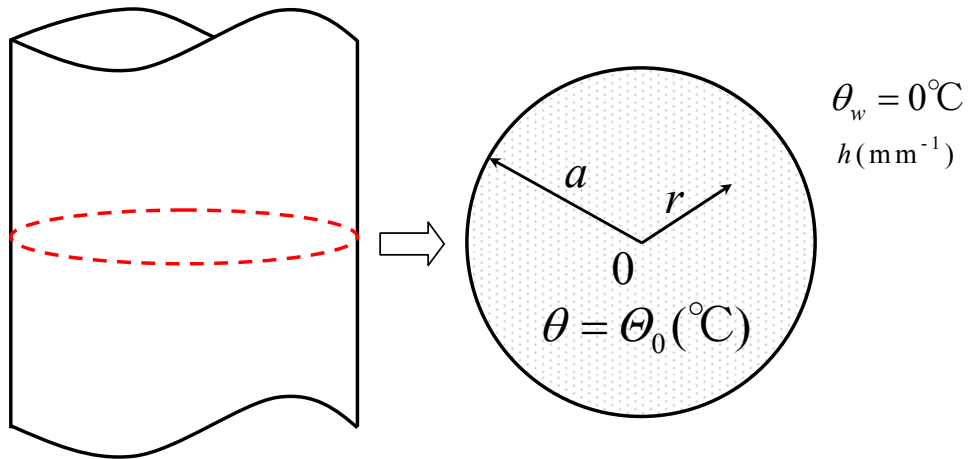


Fig.2.1 Cylinder

式(2.1)を次のパラメータを使用して

$$\tau \equiv \sqrt{kt}/a, \quad H \equiv ah, \quad A_n \equiv a\delta_n, \quad R \equiv r/a$$

無次元化すると次式が得られる.

$$T/\Theta_0 = 2H \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-A_n^2 \tau^2) J_0(RA_n) / \{(H^2 + A_n^2) J_0(A_n)\} \dots\dots\dots(2.3)$$

ただし、 $A_n$  は次式を満足する無次元化された固有値である.

$$AJ_1(A) - HJ_0(A) = 0 \dots\dots\dots(2.4)$$

式(2.4)より固有値は無次元化された熱放散係数  $H$  のみで決まること、式(2.3)より相似点  $R$  の無次元化された温度上昇  $T/\Theta_0$  は無次元化された時間  $\tau$  において、無次元化された熱放散係数  $H$  のみで決まることが分かる。したがって精度の良い数値解析値を得るために必要な要素長は因子  $H$  の影響を受けることが予想される。そこで、 $H$  を変化させて、式(2.3)の理論値と数値解析値を比較検討して要素長を決定する。



### 2.2.3 最小要素長を決める基本式の提案

熱伝導では熱拡散率  $k(\text{mm}^2/\text{s})$  の物体に熱を投与したとき、熱投与後の時間  $t(\text{s})$  での熱伝導距離は Shewmon<sup>56)</sup>が提案した平均熱拡散距離  $2\sqrt{kt}$  や佐藤<sup>57)</sup>が提案した投与熱の95%以上の熱が存在する熱拡散距離  $4\sqrt{kt}$  が要素分割に使用する寸法の基準となる。

そこで、温度変化  $\Delta T=50^\circ\text{C}$  から決まる時間増分  $\Delta t_{\min}$  より要素分割の最小要素長  $l_{\min}$  を

$$l_{\min} = 2\sqrt{k\Delta t_{\min}} \dots\dots\dots(2.5)$$

と決め、温度変化の数値解析精度を理論値と比較検討して、必要な要素分割長を決定する。

水焼入れでは焼入れ直後の温度変化は円柱表面で一番大きい。円柱表面の温度変化が一様温度  $\theta_0$  ( $^\circ\text{C}$ ) から  $\theta_0 - \Delta T$  ( $^\circ\text{C}$ ) となる時間  $\tau_{\min}$  は式(2.3)と  $R=1$  より次式で与えられる。

$$1 - (\Delta T / \theta_0) = 2H \sum_{n=1}^{\infty} \{ \exp(-A_n^2 \tau_{\min}^2) / (H^2 + A_n^2) \} \dots\dots\dots(2.6)$$

式(2.6)より  $\tau_{\min}$  は  $H$  と  $\Delta T / \theta_0$  で決定されるから、時間増分  $\Delta t_{\min}$  は

$$\Delta t_{\min} = (a\tau_{\min})^2 / k \dots\dots\dots(2.7)$$

より計算でき、式(2.5)より最小要素長  $l_{\min}$  が求まる。

式(2.6)から計算された結果を Fig.2.2 に示す。図には  $\Delta T / \theta_0$  の値が 0.005 ( $\Delta T$  を 50 とすると  $\theta_0$  は 10000), 0.0313 ( $\Delta T$  を 50 とすると  $\theta_0$  は 1600), 0.2 ( $\Delta T$  を 50 とすると  $\theta_0$  は 250) における無次元化熱放散係数  $H$ , 最小要素長  $l_{\min}$ , 最小時間増分  $\Delta t_{\min}$  の関係を示す。図を使用することにより、熱放散係数  $h$  が決まると、円柱の半径  $a$  や熱拡散率  $k$  より最小要素長  $l_{\min}$ , 最小時間増分  $\Delta t_{\min}$  が決まる。図中の直線は傾き  $-1$  であり、

$$\log(l_{\min} / a) = -\log(ah) + \log C_1 = \log(C_1 / ah)$$

$$\therefore l_{\min} = C_1 / h$$

となり、円柱の半径  $a$  が最小要素長  $l_{\min}$  に影響を与えないことを意味する。縦軸の値  $l_{\min} / a$  が 1 以上では要素長が半径  $a$  以上となり  $l_{\min}$  は意味をもたない。図より  $l_{\min} / a$  が 1 以下では  $H \geq 0.01$  の範囲で計算値は傾き  $-1$  の直線上にほぼ載っている。  $C_1$  は  $H=1$  での縦軸の値  $l_{\min} / a$  である。種々の  $\Delta T / \theta_0$  の値で  $C_1$  を計算する

と、次式が近似式として得られた。

$$C_1 = 1.8\Delta T / \Theta_0 \dots\dots\dots(2.8)$$

以上より、円柱表面の温度変化  $\Delta T$  より決まる最小時間増分  $\Delta t_{\min}$  及び最小要素長  $l_{\min}$  は式(2.5), (2.7), (2.8)より次式で与えられる。

$$l_{\min} = 1.8\Delta T / \Theta_0 h \dots\dots\dots(2.9)$$

$$\Delta t_{\min} = (0.9\Delta T / \Theta_0 h)^2 / k \dots\dots\dots(2.10)$$

ただし、適用範囲： $0.005 \leq \Delta T / \Theta_0 \leq 0.2$ ,  $H \geq 0.01$

$H$  が 0.01 未満の値の場合には、 $l_{\min}$ ,  $\Delta t_{\min}$  を式(2.6)から計算して求める。または、図から類推できるように、 $H$  が 0.01 未満での  $l_{\min}$ ,  $\Delta t_{\min}$  値は  $H=0.01$  の値より大きいので、 $H=0.01$  での  $l_{\min}$ ,  $\Delta t_{\min}$  を使用するのも一つの簡便な方法である。

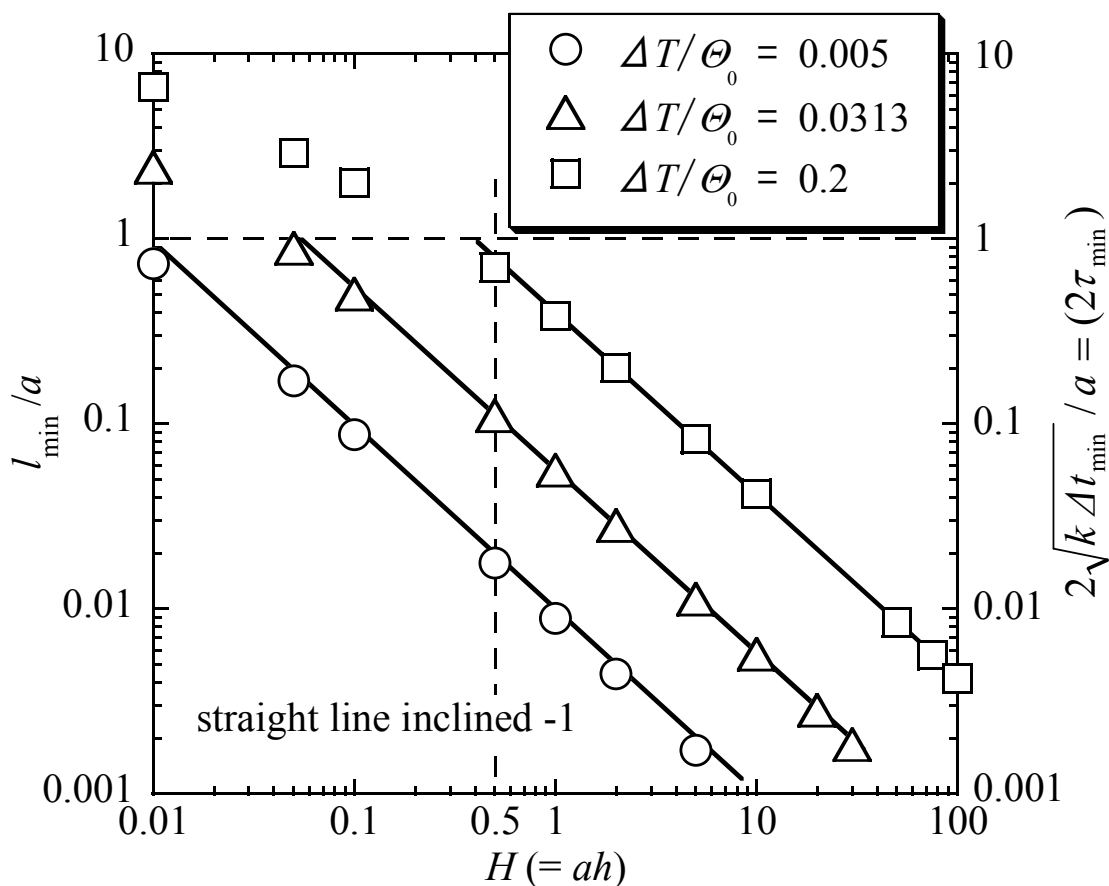


Fig.2.2 Relation among time increment, minimum length of element and coefficient of heat transfer

#### 2.2.4 最小要素長を決める基本式の検討

式(2.9),(2.10)で与えられた要素分割寸法と時間増分で精度良く温度変化が数値解析できるかを検討する。

鋼を水焼入れする場合を計算対象とした。鋼の初期温度  $\theta_0=1000^\circ\text{C}$ ，鋼の熱拡散係数  $k=10\text{mm}^2/\text{s}$ ，熱伝導率  $\lambda=0.03689\text{J}/\text{mm}\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$ ，水温  $0^\circ\text{C}$ ，円柱の半径  $25\text{mm}$  とし，熱放散係数  $h$  が小さい値  $0.02\text{mm}^{-1}$  と大きな値  $0.4\text{mm}^{-1}$  で検討した。焼入れで生じる円柱表面の温度変化  $\Delta T$  を  $50^\circ\text{C}$  とし，最小時間増分  $\Delta t_{\min}$  を式(2-10)で計算し，要素分割の最小要素長を変化させて，理論解と数値解析値を比較して計算誤差を検討した。

数値解析に使用した要素分割の1例を Fig.2.3 に示す。円柱の焼入れであるから，Fig.2.3 では最小要素は半径表面側に存在し，中心に向かっては要素比が2倍以下になるように要素分割している。最小要素の長さを  $l_s$  とする。軸方向に熱伝導しないから，軸長は  $1\text{mm}$  とした。

$h=0.02\text{mm}^{-1}$  の場合，式(2.9),(2.10)より温度変化  $\Delta T=50^\circ\text{C}$  から最小時間  $\Delta t_{\min}$  は  $0.506\text{s}$  となり，最小要素長  $l_{\min}$  は  $4.5\text{mm}$  となる。数値解析結果と式(2-3)の理論値を比較した結果の1例を Fig.2.4 に示す。円柱を水冷した瞬間を時間  $t(\text{s})$  の原点にとり，円柱表面の温度  $\theta(^\circ\text{C})$  を示している。図より，数値解析値と理論値が最も離れている点は計算開始直後の点であり，時間が経過すると数値解析値は理論値に一致している。最小要素長の寸法  $l_s$  として， $l_{\min}$  の半分，1倍，2倍，4倍と変化させて得られた計算誤差（理論値と数値解析値の差の絶対値を理論値の値で割った値）を Table 2.1 に示す。表より，熱放散係数が  $0.02$  から  $0.4$  と変化して， $l_{\min}$  が  $4.5\text{mm}$  から  $0.225\text{mm}$  と大きく変化しても， $l_s$  と  $l_{\min}$  の比  $l_s/l_{\min}$  が同じであれば，誤差もほぼ同じ値になっていること， $l_s/l_{\min}$  の比が大きくなるとともに誤差が増加していることが分かる。したがって， $l_{\min}$  は数値計算誤差を検討する場合の最小要素長  $l_s$  を決める基本寸法と考えることができる。

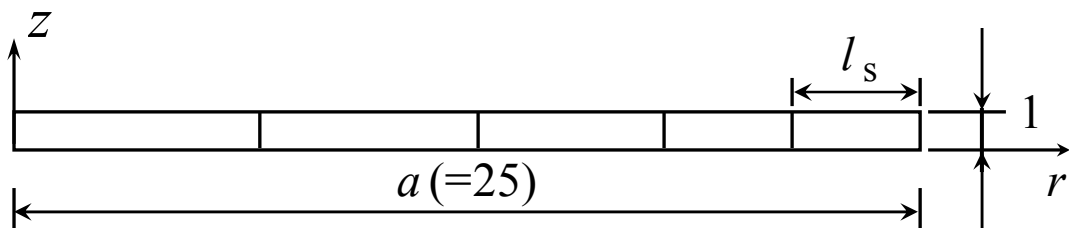


Fig.2.3 Element division

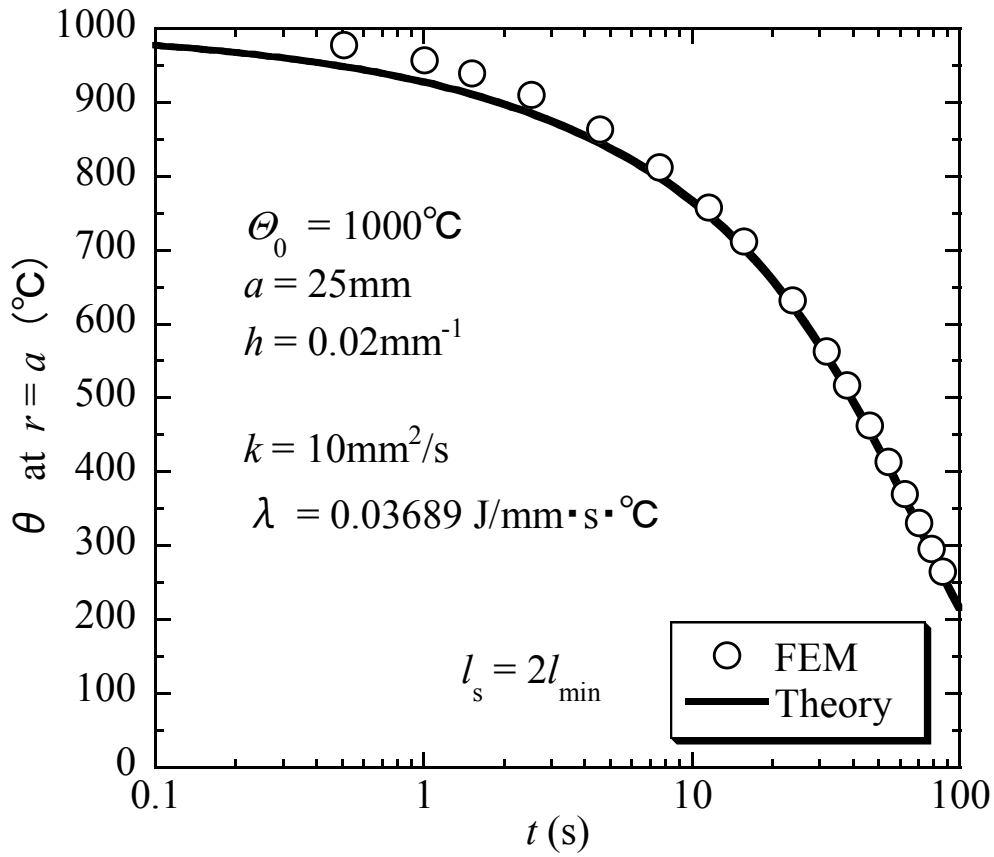


Fig.2.4 Comparison between theoretical value and numerical results of temperature

Table 2.1 Effect of element minimum length on accuracy of numerical result

$h$ ( $\text{mm}^{-1}$ )	$\Delta t_{\min}$ (s)	$l_{\min}$ (mm)	$l_s/l_{\min}$	$\theta_{\text{FEM}}$ ( $^\circ\text{C}$ )	$(\theta_{\text{FEM}}-950)/950$	Error (%)
0.02	0.506	4.5	0.5	959.3	0.010	1.0
			1	966.8	0.018	1.8
			2	977.5	0.029	2.9
			4	985.8	0.038	3.8
0.4	0.00127	0.225	0.5	961.4	0.012	1.2
			1	969.1	0.020	2.0
			2	980.1	0.032	3.2
			4	989.1	0.041	4.1

次に，最小要素長として式(2-9)で計算された $l_{\min}$ を選び，数値計算で使用する最小時間 $\Delta t_s$ が $\Delta t_{\min}$ より小さい場合と大きい場合の誤差を検討した．検討した結果を Table 2.2 に示す．計算は熱放散係数 $h=0.02\text{mm}^{-1}$ で行った． $\Delta t_s$ が $\Delta t_{\min}$ より小さい場合には，Table 2.1 と同様に $\Delta t_{\min}$ での温度の理論値 $\theta_T$ と数値解析値 $\theta_{\text{FEM}}$ の差の絶対値を理論値の値で割った値から誤差を計算した．表より $\Delta t_s$ が $\Delta t_{\min}$ より小さい場合には誤差が小さくなり，精度が向上しているが， $\Delta t_s$ を $\Delta t_{\min}$ の $1/2$ ， $1/4$ と小さくしている割には改善効果が小さい．表において， $\Delta t_s$ が $\Delta t_{\min}$ より大きい場合には， $\Delta t_{\min}$ での計算値が存在しないので， $\Delta t_s=0.759$ で $3\Delta t_{\min}$ での理論値 $\theta_T$ と数値解析値 $\theta_{\text{FEM}}$ から誤差を計算した． $\Delta t_s=1.012$ の行で“－”の記号があるが， $\Delta t_s=1.012(=2\Delta t_{\min})$ の条件では数値計算誤差が多いため，数値計算ができなかったことを意味する．また， $\Delta t_s$ が $\Delta t_{\min}$ の $1.5$ 倍になっただけで，誤差は大きくなっている．以上より， $l_{\min}$ で保証された計算誤差を守るためには， $\Delta t_s$ は $\Delta t_{\min}$ より小さいことが必要と考えられる．

Table 2.2 Effect of time increment on accuracy of numerical result  
in case of  $h=0.02\text{mm}^{-1}$

$\Delta t_{\min}$ (s)	$\Delta t_s$ (s)	$\Delta t_s/\Delta t_{\min}$	$\theta_T$ (°C)	$\theta_{\text{FEM}}$ (°C)	$(\theta_{\text{FEM}}-\theta_T)/\theta_T$	Error (%)
0.506	0.127	0.25	950.0	963.5	0.014	1.4
	0.253	0.50	950.0	964.7	0.015	1.5
	0.506	1.00	950.0	966.8	0.018	1.8
0.506	0.506	1.00	911.8	922.9	0.012	1.2
	0.759	1.50	911.8	925.0	0.014	1.4
	1.012	2.00	928.2	-	-	-

### 2.3 円筒における最小要素長について

Fig.2.5 に示す外半径  $a(\text{mm})$ , 内半径  $b(\text{mm})$  の円筒を焼入れする場合を考える. 円筒内面と外面の外気温度及び熱放散係数が同じ場合を対象とする. 焼入れにおける円筒の要素分割を行う場合には, 2.2 節で記したように, 最も冷却速度が大きい部分の要素長が最小となる. 円筒の焼入れで冷却速度が大きくなる部分は, 円筒の外表面 ( $r=a$ ) と内表面 ( $r=b$ ) である. 円筒内面の境界条件が円筒外面の温度に影響を与えない時間範囲内では, 外半径の表面における水焼入れ直後の温度変化は同じ外半径を持つ円柱の表面の温度変化と同じになる. 佐藤<sup>57)</sup> の熱拡散距離  $4\sqrt{kt}$  を使用すると, 円筒内面の境界条件が円筒外面の温度変化に影響を与える時間  $t_e$  は次式となる.

$$4\sqrt{kt_e} = a - b \quad \dots\dots\dots(2.11)$$

したがって,  $t < t_e$  の条件を満足すれば, 円筒外面の温度変化は円筒外面の境界条件のみにより決まり, 同じ半径を持った円柱の外面温度変化と同じになるはずである. 円筒の温度変化を求める式を次に示す.

$$\frac{T}{\Theta_0} = \pi H \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-A_n^2 \tau^2) \frac{\{A_n J_1(A_n) - HJ_0(A_n)\}}{(A_n^2 + H^2)E(A_n)} \cdot C_0(R, A_n) \quad \dots\dots\dots(2.12)$$

ただし,  $B \equiv b/a$ ,

$$C_0(R, A_n) = J_0(RA_n)[A_n Y_1(BA_n) + HY_0(BA_n)] \\ - Y_0(RA_n)[A_n J_1(BA_n) + HJ_0(BA_n)]$$

$$E(A_n) = \{A_n J_1(A_n) - HJ_0(A_n)\} \\ - \{A_n J_1(BA_n) + HJ_0(BA_n)\}$$

固有値  $A_n$  は次式を満足する.

$$[AJ_1(BA) + HJ_0(BA)][AY_1(A) - HY_0(A)] \\ - [AY_1(BA) + HY_0(BA)][AJ_1(A) - HJ_0(A)] = 0$$

式(2-3)から計算した外半径  $a=1000\text{mm}$  の円柱表面の温度変化と式(2.12)に示す円筒の温度計算式で, 外半径  $a=1000\text{mm}$ , 内半径  $b=500\text{mm}$  の条件で計算した円筒外半径表面の温度変化を Fig.2.6 に示す<sup>53)</sup>. 計算条件として熱放散係数  $h=0.02\text{mm}^{-1}$  と  $0.1\text{mm}^{-1}$  を選んだ. 図中の横軸 0.125 に引いた直線は式(2.11)から

計算された値であり， $t=t_e$  を意味している．図中の曲線は円柱の温度変化であり，記号○，△は円筒の温度変化である． $t < t_e$  の範囲において円筒と円柱の温度変化は完全に一致している．更に，Fig.2.4 に示したように，焼入れ直後の高温において，理論値と数値解析値で誤差が多く，低温になると誤差がなくなることを考慮すると，円筒における要素分割にも，式(2.9)が使用できると考えられる．

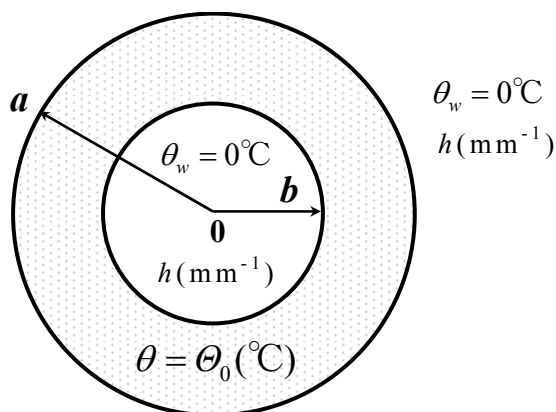


Fig.2.5 Pipe

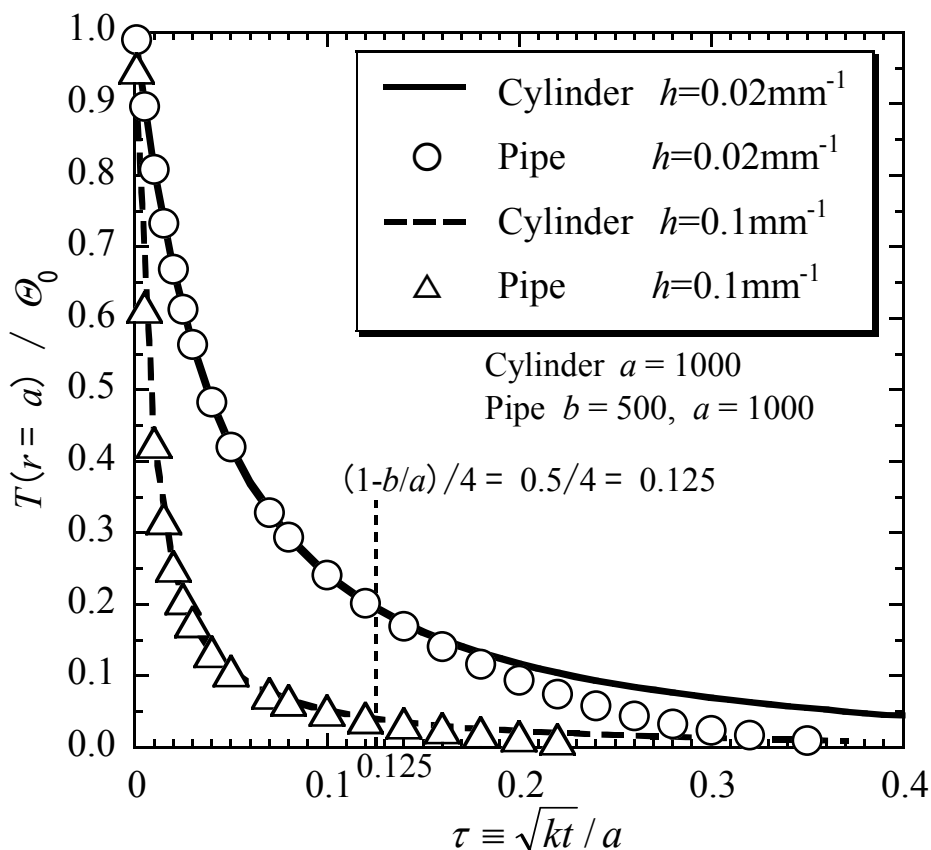


Fig.2.6 Comparison between surface temperature of cylinder and outer surface temperature of pipe

次に，円筒内面の要素分割を考える．内半径表面の焼入れ直後の冷却速度が外半径表面の冷却速度より大きければ，円筒の内面に使用する要素長として，式(2.9)で与えられる最小要素長は使用できない．しかし，冷却速度が逆であれば，式(2.9)で求められた最小要素長を円筒半径内面に適用できる． $B=0.5$ として  $h=0.02\text{mm}^{-1}(H=20)$ ， $h=0.4\text{mm}^{-1}(H=400)$ の条件で円筒内面と外面の温度変化を計算した一例を Fig.2.7 に示す．曲線が円筒外面の温度変化で，○，△が円筒内面の温度変化である．内面の冷却速度は外面の冷却速度と同じか，小さいことが図より分かる．

内面の冷却速度が外面の値より小さい定性的な理由を Fig.2.8 で説明する．図に示すように円筒に対する水領域は外半径表面 A 点では破線の直線より大きく，内半径表面 B 点では小さくなるため，A 点は B 点より水冷されやすくなる．そして，外表面である A 点での冷却速度は常に内表面である B 点の冷却速度より大きくなる．

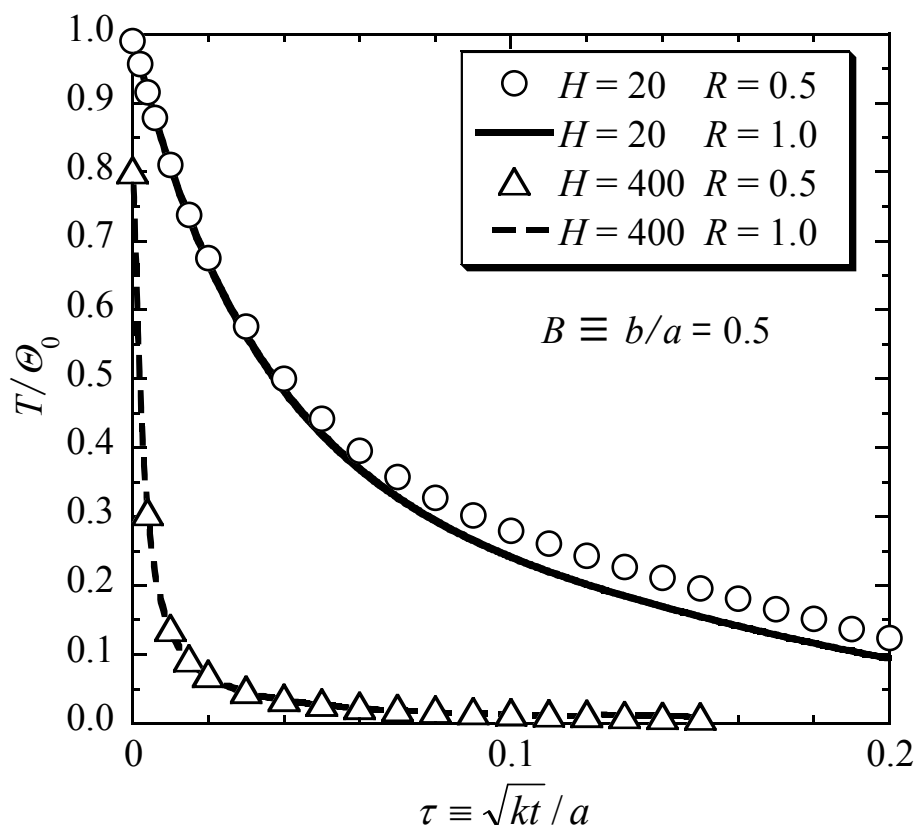


Fig.2.7 Comparison between inner surface temperature and outer surface temperature



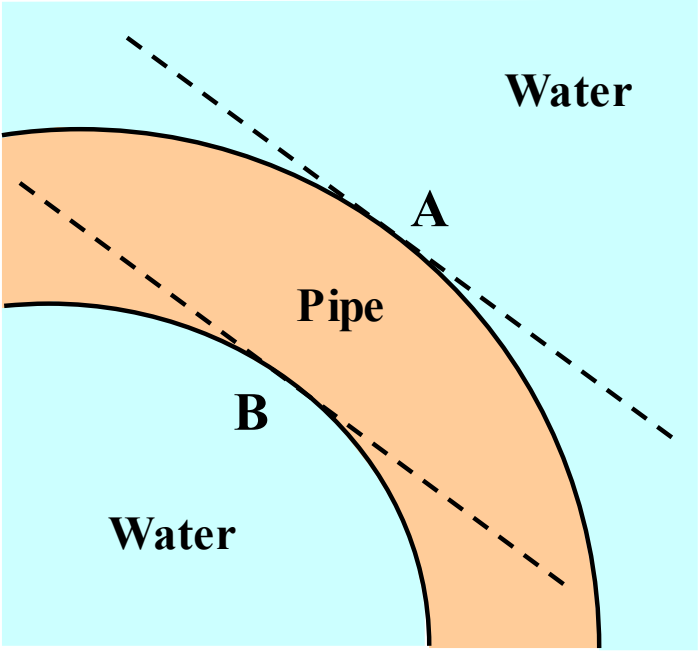


Fig.2.8 Surface shape of pipe

## 2.4 実験値と数値解析値の比較

### 2.4.1 実験方法

Fig.2.9 に示すように、直径 70mm、軸長 210mm の円柱を使用して、焼入れにおける温度変化を測定した。軸長を直径の 3 倍にして、軸長端面( $z=-105$ ,  $105$ )からの冷却が軸長中央の温度履歴に影響を与えない時間を多くして温度変化を測定した。端面の影響を受けない時間は、佐藤<sup>57)</sup>の熱拡散距離  $4\sqrt{kt}$  が 105mm になるまでの時間である。熱拡散距離が  $k=10\text{mm}^2/\text{s}$  のときは、69 秒を過ぎると端部の影響が少し表れる。

温度測定点は  $z=0$  断面上で、円柱表面に近い A 点( $r=26.25\text{mm}$ , 表面から 8.75mm)、半径の中点である B 点( $r=17.5\text{mm}$ )、中心である C 点( $r=0\text{mm}$ )である。温度測定はシース熱電対を使用し、 $z=-105$  の端面から穴径  $\phi 4$  を軸長中央まで空けて、直径  $\phi 4$  のシース熱電対を挿入して行った。

実験に使用した材料はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 と軟鋼の一般構造用鋼 SS400 である。供試材の化学成分を Table 2.3 に示す。実験では試験材を炉中で  $840^\circ\text{C}$  に 1 時間保持して、水冷の実験を行った。

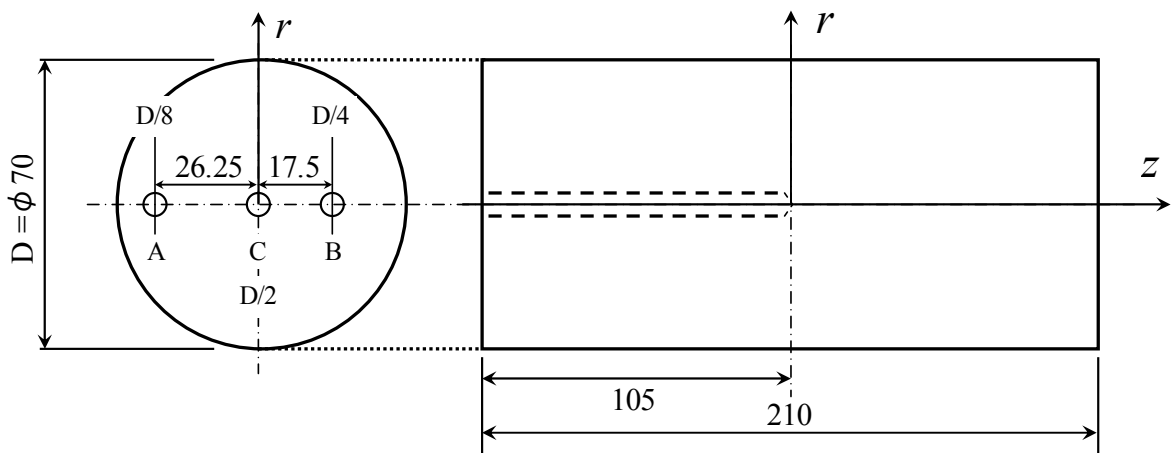


Fig.2.9 Specimen for measuring thermal history

Table 2.3 Chemical composition of steel used (mass%)

USED STEEL	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Nb
SUS304	0.06	0.37	1.29	0.031	0.027	8.23	18.28	0.24	0.069	0.004	0.006
Mild steel (SS400)	0.14	0.17	0.43	0.016	0.018	0.09	0.25	0.05	0.003	0.017	-

## 2.4.2 実験結果と数値解析結果の比較

SUS304 鋼の熱伝導の計算に必要な比熱  $c(\text{J/g}\cdot^{\circ}\text{C})$ ，熱伝導率  $\lambda(\text{J/mm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C})$  の温度依存性を Fig.2.10 に示す<sup>58)</sup>。また SS400 鋼の熱伝導の計算に必要な比熱  $c(\text{J/g}\cdot^{\circ}\text{C})$ ，熱伝導率  $\lambda(\text{J/mm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C})$  の温度依存性を Fig.2.11 に示す<sup>58)</sup>。

密度  $\rho(\text{g/mm}^3)$  に温度依存性を与えると数値計算精度が悪くなることと，鋼の密度の温度依存性による変化が小さいことから，密度は  $0.0078\text{g/mm}^3$  の一定とした。Fig.2.10 より熱拡散係数  $k(\text{mm}^2/\text{s})$  を計算すると，熱拡散係数は温度  $0^{\circ}\text{C}$  から  $850^{\circ}\text{C}$  の間で 4 から 6 と変化する。したがって平均の 5 を取ると，温度変化の実験値は  $4\sqrt{kt}=105$  より，137 秒までは，軸長端面の影響を受けないことになる。

式(2.9) から最小要素長を決めるためには，熱放散係数  $h=\beta/\lambda$  が必要であり，熱伝達係数  $\beta(\text{J/mm}^2\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C})$  の情報と熱伝導率の情報より計算される。過去の文献を調査したが，熱伝達係数  $\beta(\text{J/mm}^2\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C})$  の値に関する報告はあまりない<sup>37),59)</sup>。2.2 節の最小要素長は必要な情報が明確なときに意味がある。今取り扱っている円柱水焼入れでの熱伝達係数の値は明確でない。そこで，温度変化の実験値と数値解析値がほぼ一致するように，熱伝達係数を決定した。具体的には，円柱表面に近い A 点の温度変化の実験値が数値解析値にほぼ一致するように，試行錯誤した結果， $\beta=0.004\text{J/mm}^2\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$  が導かれた。

円柱の初期温度  $840^{\circ}\text{C}$ ，温度変化  $50^{\circ}\text{C}$  として，熱伝達係数  $0.004\text{J/mm}^2\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$ ， $840^{\circ}\text{C}$  での熱伝導率  $0.0264\text{J/mm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$  を使用して，式(2.9)から最小要素長を計算すると  $0.7\text{mm}$  となった。

最小要素長を使用して，SUS304 鋼の温度変化を数値計算した結果と実験値を比較した結果を Fig.2.12 に示す。記号○，△，□が実験値であり，曲線が数値解析値である。実験値と数値解析値はほぼ一致している。

Fig.2.13 は軟鋼 SS400 の実験値と数値解析値を示している。水冷の熱伝達係数は材料が SUS304 から SS400 と変更しても変化しないから，SUS304 と同じ値の  $\beta=0.004\text{J/mm}^2\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$  を使用した。式(2.9) から最小要素長を求めて要素分割を行い，数値解析を行った。記号○，△，□の実験値が数値解析値である曲線にほぼ一致している。

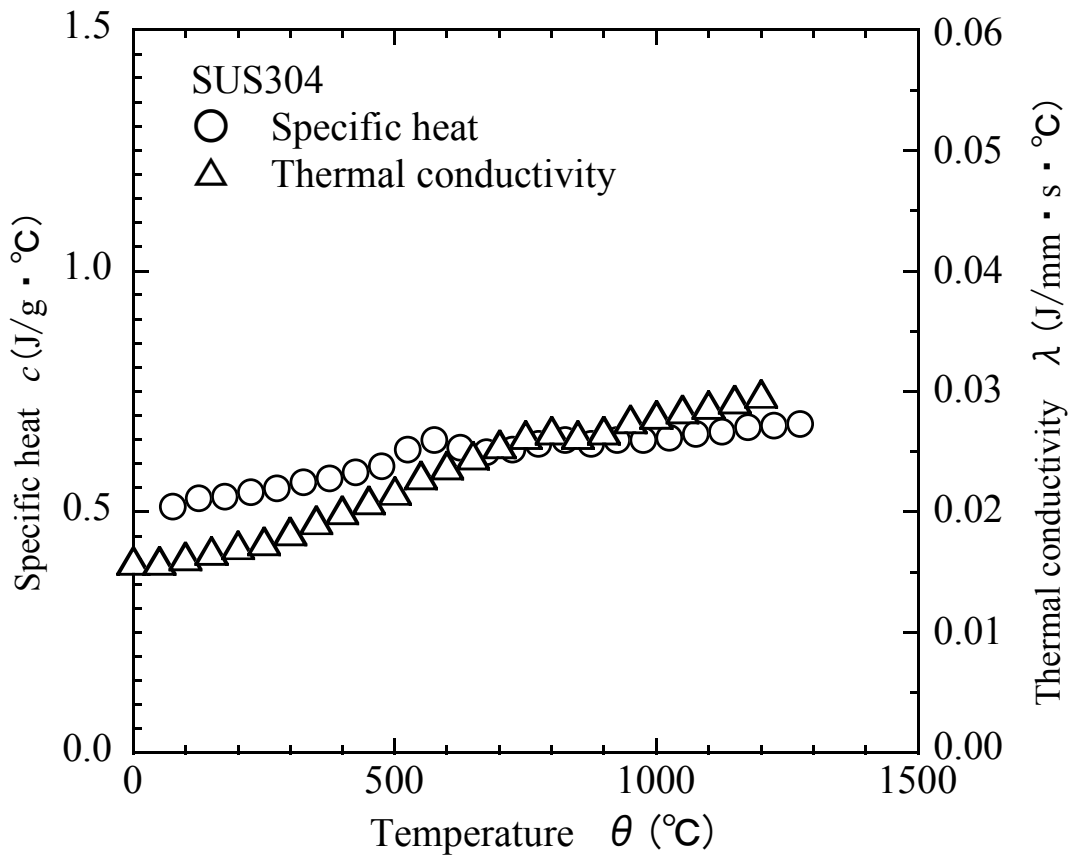


Fig.2.10 Temperature dependence of material properties

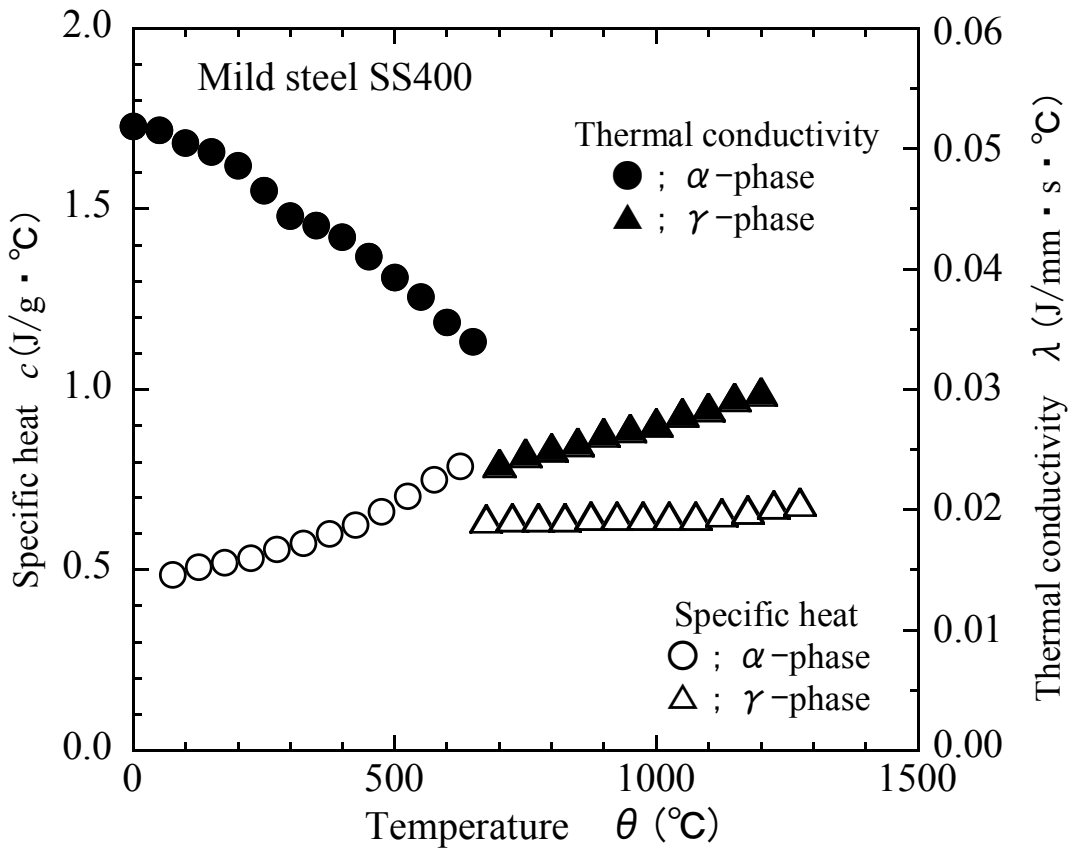


Fig.2.11 Temperature dependence of material properties

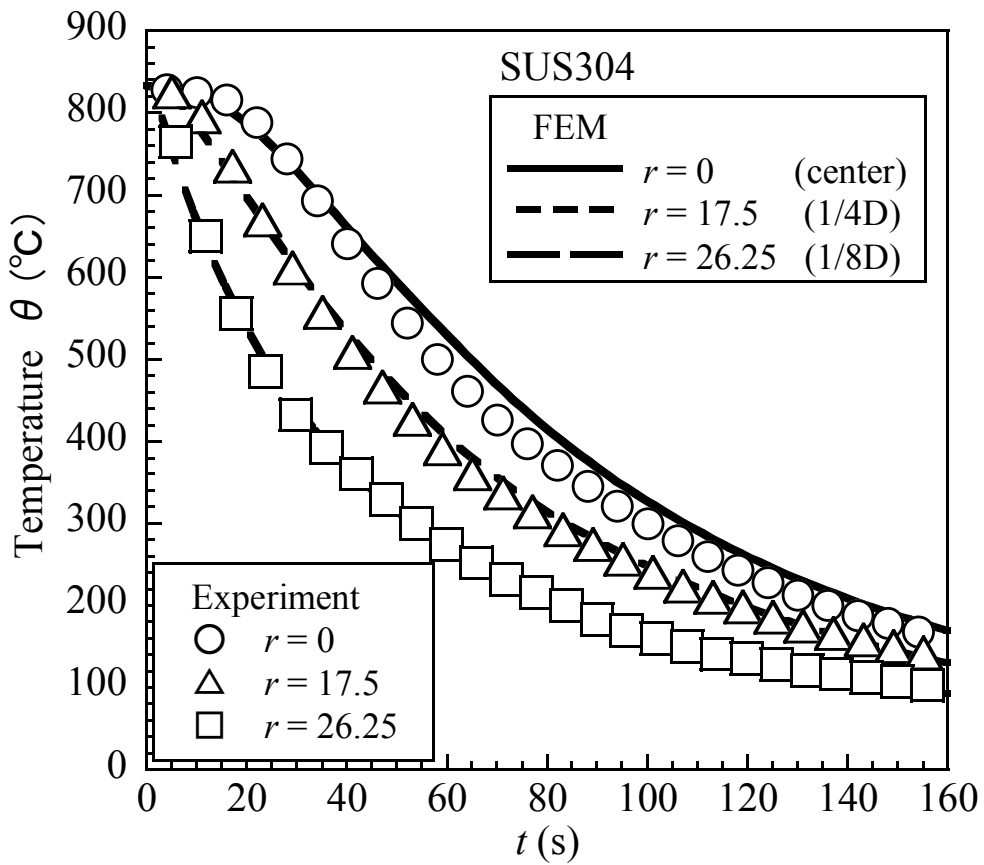


Fig.2.12 Comparison between experimental data and results of calculation

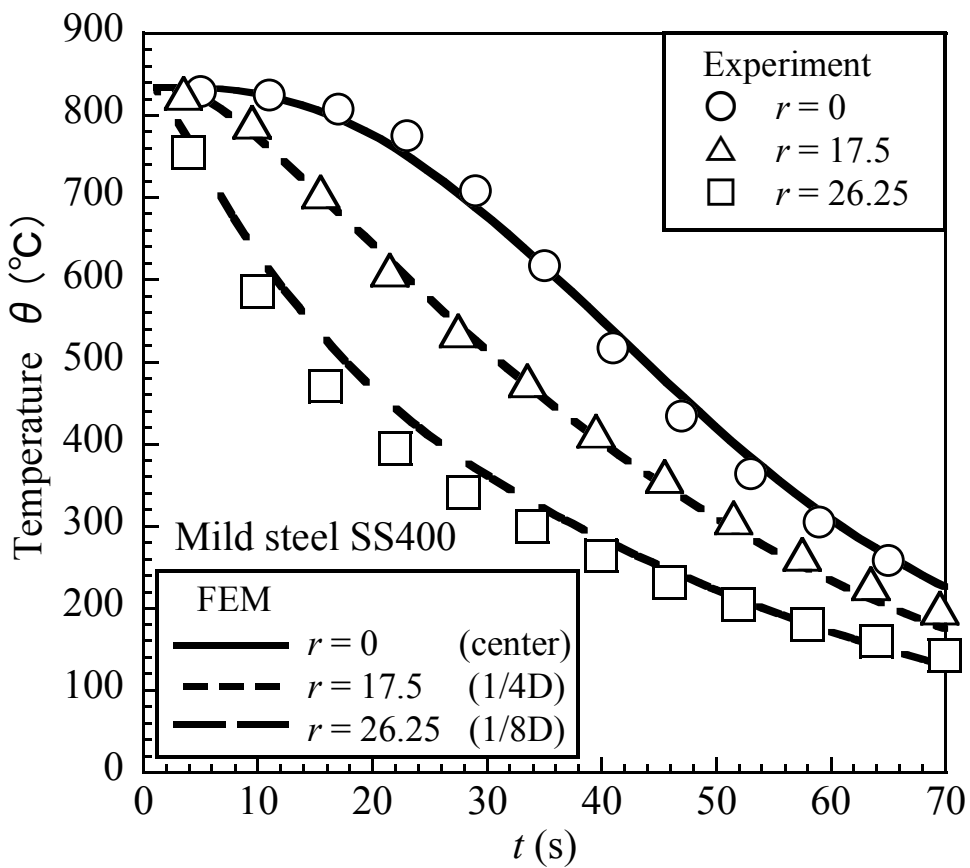


Fig.2.13 Comparison between experimental data and results of calculation

## 2.5 結論

本章では焼入れ過程で生じる残留応力の原因である円柱の温度変化を数値解析で推定する場合の最小要素長・時間増分について検討した。得られた主な結論を以下に示す。

(1) 円柱温度変化の理論式を使用して、円柱表面の温度変化  $\Delta T$  に対して、温度上昇推定の誤差が 2%以内で数値解析するのに必要な最小要素長  $l_{\min}$  が得られる式を導いた。

$$l_{\min} = 1.8\Delta T / \Theta_0 h$$

(2) 上記結論(1)で導かれた最小要素長  $l_{\min}$  を使用して、誤差 2%を満足する解を得るためには、理論的に導かれた次式の最小時間増分  $\Delta t_{\min}$

$$\Delta t_{\min} = (0.9\Delta T / \Theta_0 h)^2 / k$$

と同じか、より小さな時間増分  $\Delta t$  で数値解析することが必要であることを示した。

(3) 円筒の温度変化を数値解析する場合の最小時間増分、最小要素長として、円柱で導かれた式が使用できることを示した。

(4) 円柱水焼入れの実験を行い、導かれた最小要素長を使用した要素分割で数値解析した結果はほぼ実験値の温度変化を説明できることを示した。なお、水焼入れの熱伝達係数は  $0.004 \text{ J/mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$  となった。



## 第 3 章 相変態しない材料の残留応力分布の支配因子と系統的整理

### 3.1 緒言

第 2 章において、円柱焼入れにおける残留応力の発生源である温度上昇について、数値解析上の注意点と温度上昇を支配する因子を明確にした。本章では、相変態が冷却過程で生じない材料（例えば、オーステナイト系ステンレス鋼）を対象にして、円柱焼入れで生じる残留応力分布の検討を行った。鋼材を焼入れした時の残留応力分布を取り扱った論文<sup>23),24),52)</sup>は多く存在するが、残留応力分布の発生に大きく影響を及ぼす物性値の影響を検討した報告は少ない。また多くの検討事例は小物の機械部品が多く、対象物の寸法が大きく変わった場合の残留応力分布を検討した報告も少ない。

本章では焼入れ過程で相変態を生じない材料を使用して、水冷後の残留応力分布に及ぼす諸因子の影響を検討し、残留応力分布に及ぼす材料定数の影響を明らかにした。

最初に、残留応力に関する実験値と熱弾塑性による数値解析実験（数値実験と呼ぶ）値を比較検討して、数値実験方法を確立した。次に、確立された数値実験方法を使用して、円柱焼入れで生じる残留応力分布の支配因子を、温度上昇に関する因子と塑性力学に関する因子に分類して検討し、残留応力分布に大きな影響を与える因子を明らかにした。最後に、材料が決まった場合における残留応力分布を連続体力学が使用できるマイクロメータスケールからメータスケールまで統一的に取扱う上での基本因子を検討し、円柱直径寸法が変わっても残留応力分布を予測できるパラメータを明らかにした。

### 3.2 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較

#### 3.2.1 実験方法

焼入れにより発生する残留応力を種々の条件ですべて実験により求めることは大変であり労力も多くかかる。そこで実験値と数値解析結果が一致する数値実験手法を確立すれば、数値実験により残留応力を検討できると考えた。本章では残留応力分布を求める実験を二例行い、実験値を推定できる数値実験手法を検討した。

Fig.3.1 に実験に使用した円柱試験材を示す。第 2 章と同様に、直径 70mm、軸長 210mm の円柱を用い、オーステナイト系ステンレス鋼の SUS304 鋼と炭素



鋼の SS400 鋼の 2 つの材料を使用した。SUS304 鋼の試験材は炉中で 840℃に 2 時間保持し、炉出し後水冷した。SS400 鋼は  $A_{c1}$  温度が 750℃であった。そのため SS400 鋼の試験材は相変態が生じない場合の残留応力分布を取り扱うため、炉中で 700℃に 2 時間保持した後、炉出し後水冷した。水冷後の残留応力分布の測定は Sachs 法<sup>60)</sup>を用いた。また Sachs 法のみでは円柱表面の応力が測定し難いため、表面残留応力はひずみゲージ貼付切り出し法にて測定した。SS400 鋼については熱処理前後の軸長径方向の変位をレーザ変位計を用いて測定し、残留応力分布と変形についても測定を行った。

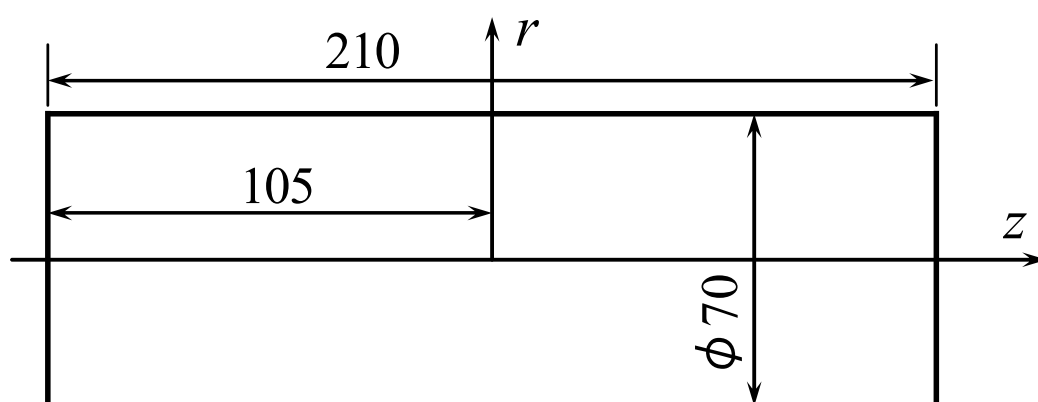


Fig.3.1 Specimen for measuring residual stress

### 3.2.2 数値解析方法

第 2 章において、有限要素法を使用した数値解析における、焼入れ過程の温度分布を精度良く推定するための要素分割の方法を示した。温度分布は熱応力の源であり、熱応力、残留応力の発生原因である。有限要素法を用いた熱弾塑性数値解析では、第 2 章で得られた要素分割を基本に、半径方向の隣り合う要素長比が 2 倍以下になるようにした。円柱では軸長は十分に長いので、軸長端面近傍以外では残留応力分布に軸長変数  $z$  はあまり寄与しない。そこで、長方形要素の縦横比であるアスペクト比を種々に変化させて予備計算を行った結果、アスペクト比 10 以下において、軸長中央近傍断面で同じ残留応力分布と残留塑性ひずみ分布が得られた。

Fig.3.1 の半径 35mm の円柱を水冷(熱伝達係数は  $0.004\text{J}/\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ )した時の最小要素長は約 0.5mm となった。Fig.3.1 では円柱の軸長が十分長い場合の残

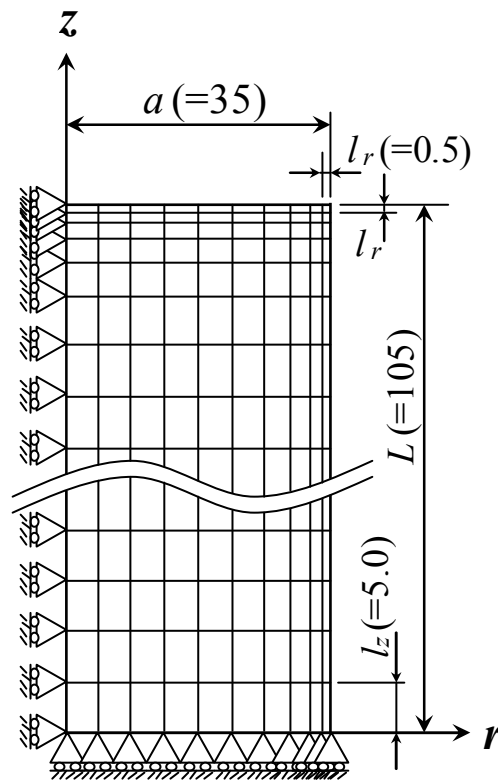


Fig.3.2 Mesh division

留応力を目的にして，Saint-Venant's の原理<sup>61)</sup>より軸長を直径の3倍とし，軸長中央部の残留応力を求めている．したがって，円柱軸端面( $z=\pm 105$ )における水冷により生じた軸長端面の存在により生じた残留塑性ひずみ(固有ひずみ)は軸長中央近傍の残留応力に寄与しない．Fig.3.2に要素分割の一例を示す．解析は4節点1要素とし，実験に使用した円柱寸法の軸対称1/4モデルを用いた．数値解析においては軸長端面の要素分割も温度変化の精度を考慮した要素分割方法を使用した．なお数値解析は熱弾塑性解析ソフトCOSMOSMを使用した．

焼入れ過程の温度を数値解析するのに必要な比熱，熱伝導率の温度依存性は第2章で用いた値と文献値<sup>58)</sup>を使用した．弾塑性解析に使用したヤング率( $E$ )，線膨張係数( $\alpha$ )の温度依存性は文献の値<sup>62),63),64)</sup>を使用した．降伏応力( $\sigma_Y$ )の温度依存性は塑性ひずみの生成に関連して重要であり，特に熱応力による塑性ひずみ発生温度(鋼では約 $300^\circ\text{C}$ 以下)の2倍以下の温度範囲での降伏応力は重要である<sup>55),65)</sup>．そこで，降伏応力の温度依存性は高温引張試験を行って実験により求めた．数値解析で使用した材料定数の温度依存性をSUS304鋼並びにSS400鋼についてそれぞれFig.3.3, Fig.3.4に示す．なお，数値解析では加工硬化による降伏応力の上昇は取扱わなかった．すなわち完全弾塑性体として計算している．

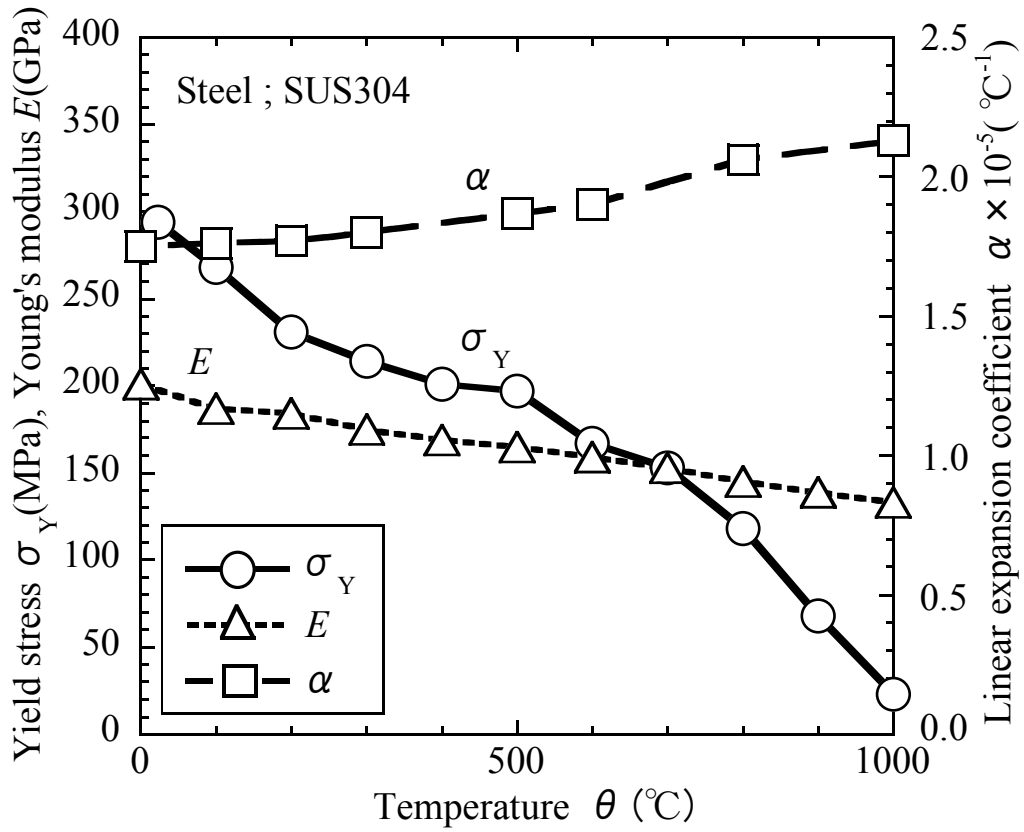


Fig.3.3 Temperature dependence of material properties for SUS304

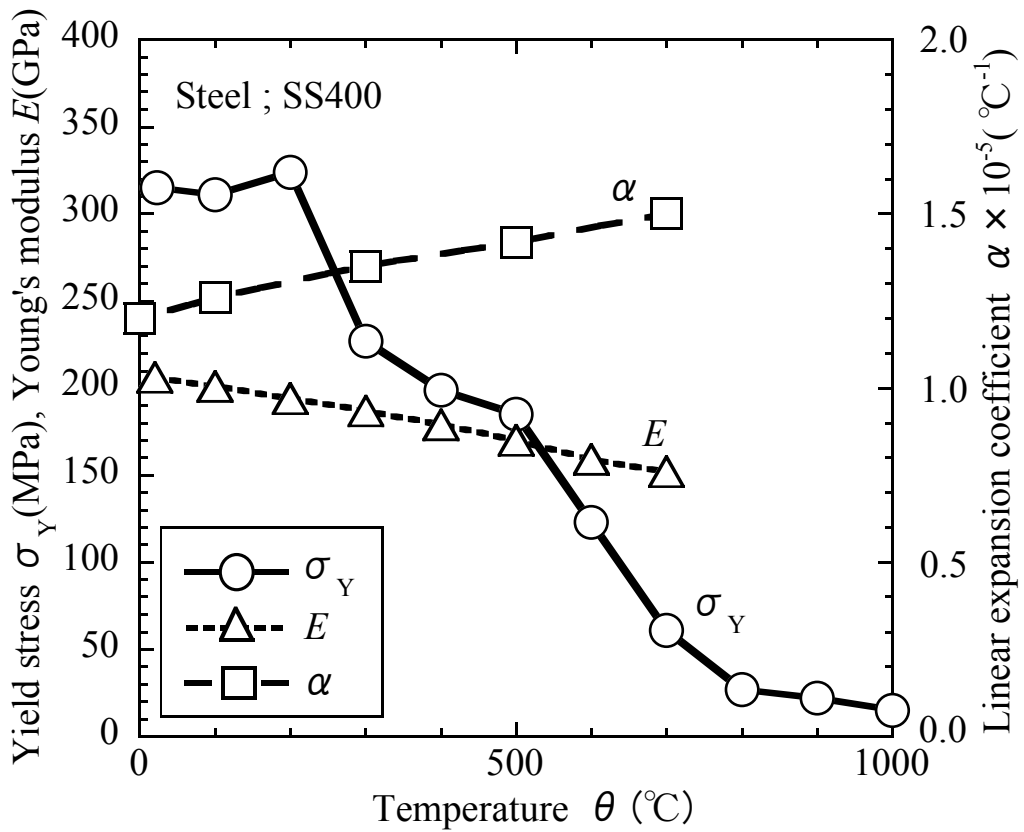


Fig.3.4 Temperature dependence of material properties for SS400

### 3.2.3 実験値と数値解析値の比較

Fig.3.5 に SUS304 鋼の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較図を示す。図中の○, △, □, ▲, ■印は実験値であり, 実線, 破線, 粗い破線は数値解析結果である。記号○, △, □印は Sachs 法による実験値, ▲, ■印は切り出し法による実験値である。半径方向応力 ( $\sigma_r$ ) の実験値○印と解析値である実線並びに円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) の実験値□, ■印と解析値である粗い破線はほぼ一致している。円柱中心部 ( $r=0$ ) 近傍での残留応力は約 265MPa であり, 室温での降伏応力 294MPa にほぼ等しい。

軸方向応力 ( $\sigma_z$ ) の実験値△印と解析値である破線も概ね一致している。なお, 計算では降伏応力曲面は Mises の等方硬化則を使用している。円柱中心部 ( $r=0$ ) 近傍での軸方向の残留応力は約 550MPa であり室温での降伏応力 294MPa の約 2 倍になっている。 $\sigma_r$ ,  $\sigma_z$ ,  $\sigma_\theta$  から求められる相当応力  $\bar{\sigma}$  は降伏応力になっており, 円柱中心部は降伏している。降伏には平均応力項が塑性に寄与しないため, 軸方向応力は 550MPa と大きな値になっている。

Fig.3.6 に SS400 鋼の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較図を示す。また Fig.3.7 に軸長に沿って測定した径方向の変位の実験値と数値解析値の比較図を示す。SUS304 鋼同様に残留応力分布は 3 軸方向全てにおいて概ね実験値と解析値は一致している。また熱処理前後の径方向の変位についても実験値と解析値は概ね一致した。

SUS304 鋼並びに SS400 鋼の残留応力分布の実験値と数値解析値の誤差を検討した。残留応力測定箇所の 3 軸応力の実験値と数値解析値の誤差の平均は各鋼種共に±10%であった。また SS400 鋼については変位の実験値と数値解析値の誤差を検討した。両端面から 30mm 箇所までの実験値と解析値の誤差の平均は約±40%と大きい, 両端面以外の軸長中央箇所では実験値と数値解析値の誤差の平均は±13%であり, ほぼ残留応力分布と同程度の解析精度を示した。

残留応力分布と数値解析結果の比較・検討を行った論文<sup>41),66)</sup>は多くあるが, 実験値と数値解析値の誤差は約±30%程度ある。試験材内外で温度差が大きく生じる焼入れ処理等を行った場合, 発生する応力は材料が有する降伏曲線上を推移しやすいことを考慮すれば, 残留応力分布の実験値と数値解析値は一致しやすい傾向にある。一方, 変位(見かけのひずみの積分値に対応)の実験値と解析値を比較・検討した論文<sup>38),41),66)</sup>は数例存在するが, 実験値と解析値は大きく異なっており誤差は検討されていない。変位と応力の相応を実験値と数値解析値で比較することは, 見かけのひずみと弾性ひずみを同時に比較しており, 焼入れにより生じる残留応力・変位の発生原因である残留塑性ひずみを間接的に検討していることになる。

本解析手法では，残留応力と変位の比較において，数値解析精度が約±10%程度の誤差にて解析が行えていることを考慮すると，残留応力分布の予測解析精度は十分にあると考えられる．

以上より，第2章で提案した熱サイクルの精度を保證した要素分割を使用し，降伏応力の温度依存性の実験値を求め，線膨張係数，ヤング率，比熱，熱伝導率は文献値を使用すれば，誤差10%程度で残留応力分布の実験値を予測できる．

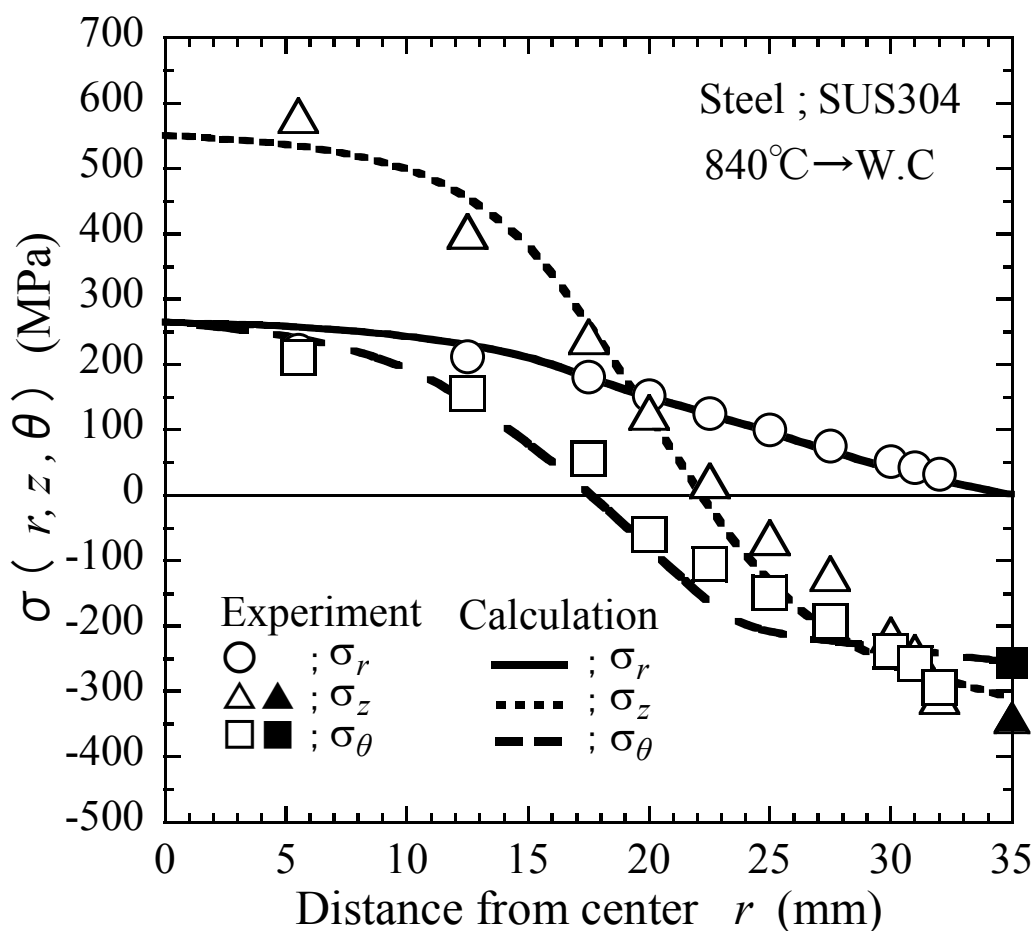


Fig.3.5 Comparison between experimental data and numerical results of residual stress for SUS304

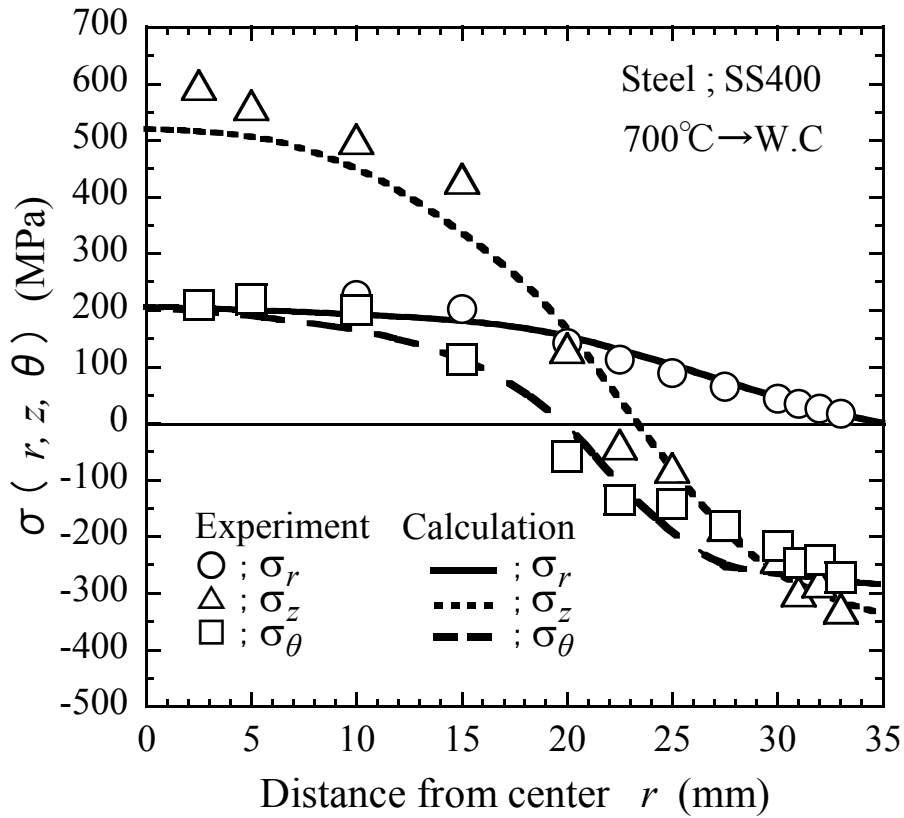


Fig.3.6 Comparison between experimental data and numerical results of residual stress for SS400

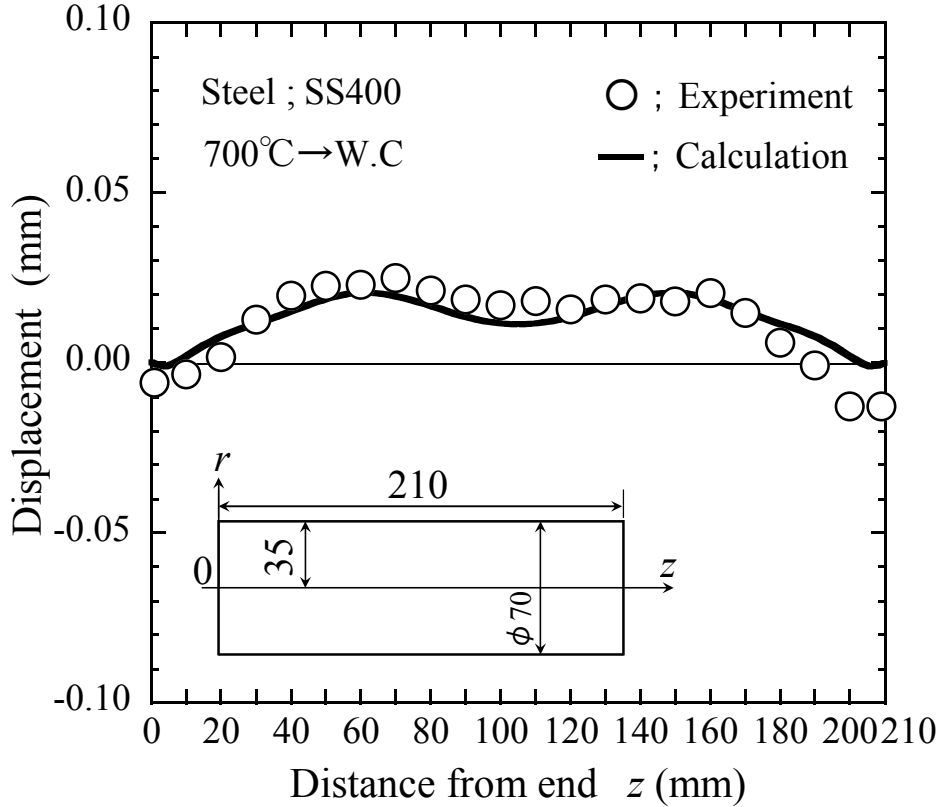


Fig.3.7 Comparison between experimental data and numerical results of radial displacement for SS400

### 3.3 残留応力分布の支配因子

この章では、3.2 節で明らかになった数値解析条件を基本として、数値実験を行っている。

#### 3.3.1 温度分布の因子

第 2 章で一様温度  $\theta_0$  (°C) (以後、円柱初期温度とする) の円柱を雰囲気温度  $\theta_w$  (°C) の温度に焼入れした場合の温度上昇  $T$  を取り扱い、無次元化変数

$$\tau = \sqrt{kt}/a, \quad H \equiv a\beta/\lambda, \quad R \equiv r/a$$

ただし、 $\lambda$ : 熱伝導率,  $t$ : 焼入れ後の時間,

$a$ : 円柱半径,  $k$ : 熱拡散率,  $\beta$ : 熱伝達係数

を使用した次式で円柱焼入れ時の温度上昇  $T$  が与えられることを示した。

$$T - \theta_w = 2H\theta_0 \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-A_n^2 \tau^2) J_0(RA_n) / \{(H^2 + A_n^2) J_0(A_n)\} \dots\dots\dots (3.1)$$

ただし、 $A_n$  は  $AJ_1(A) - HJ_0(A) = 0$  を満足する固有値

$J_0, J_1$ : 第一種ベッセル関数

したがって、焼入れ中の任意点  $R$  の温度  $\theta(R)$  (°C) は次式の関数

$$\theta(R) = \theta(R, \theta_0, \theta_w, H, \tau) \dots\dots\dots (3.2)$$

で与えられる。

無次元時間  $\tau$  は熱拡散率  $k$  の関数で、 $k = \lambda/c\rho$  であるから、熱伝導率  $\lambda$ 、比熱  $c$ 、密度  $\rho$  の関数となる。

焼入れ後の残留応力は温度変化で決まるから、残留応力  $\sigma_R$  は式(3.2)より温度上昇の整理因子の関数となる。

$$\sigma_R(R) = \sigma_R(R, \theta_0, \theta_w, H, \lambda, c, \rho) \dots\dots\dots (3.3)$$

以後の数値計算では、Fig.3.2 の解析モデルを用い、また Fig.3.5 の数値解析条件を基に、円柱の初期温度  $\theta_0$  を 840°C、雰囲気温度  $\theta_w$  を 25°C (水温相当) とした。この時の無次元熱放散係数は  $H=5.3$  となった。温度分布の因子の検討につ

いて降伏応力，線膨張係数，ヤング率の温度依存性は Fig.3.3 の値を使用した．  
 また密度は 3.3.1.3 節以外では  $0.0078\text{g/mm}^3$  の一定値を使用した．

### 3.3.1.1 無次元熱放散係数

無次元熱放散係数  $H$  は円柱半径  $a$ ，水焼入れや油焼入れなどの焼入れ条件で決まる熱放散係数  $h(=\beta/\lambda)$  で決まるため，焼入れ時の温度上昇を決める重要因子である．そこで材料一定 ( $\lambda, c, \rho$  や機械的性質の温度依存性が一定であることを意味する) として，無次元熱放散係数  $H$  で残留応力分布が一義的に決まるか検討した．

Fig.3.5 で数値解析を行った計算条件をもとに円柱直径寸法を変えて残留応力分布の数値実験を行った．Fig.3.8 に円柱半径 35mm と 70mm の 2 つの円柱を無次元熱放散係数  $H=5.3$  の条件で冷却したときの軸方向残留応力分布を示す．○印は半径 35mm の計算結果で，実線は半径 70mm の計算結果である．横軸は半径の無次元数  $R(=r/a)$  としている．両者の計算結果は完全に一致しており，無次元熱放散係数  $H$  で残留応力分布が整理できていることが分かる．(半径方向及び円周方向の計算結果も同じ結果であった．今後の議論においては，紙面の都合上，軸方向応力のみを示す．)

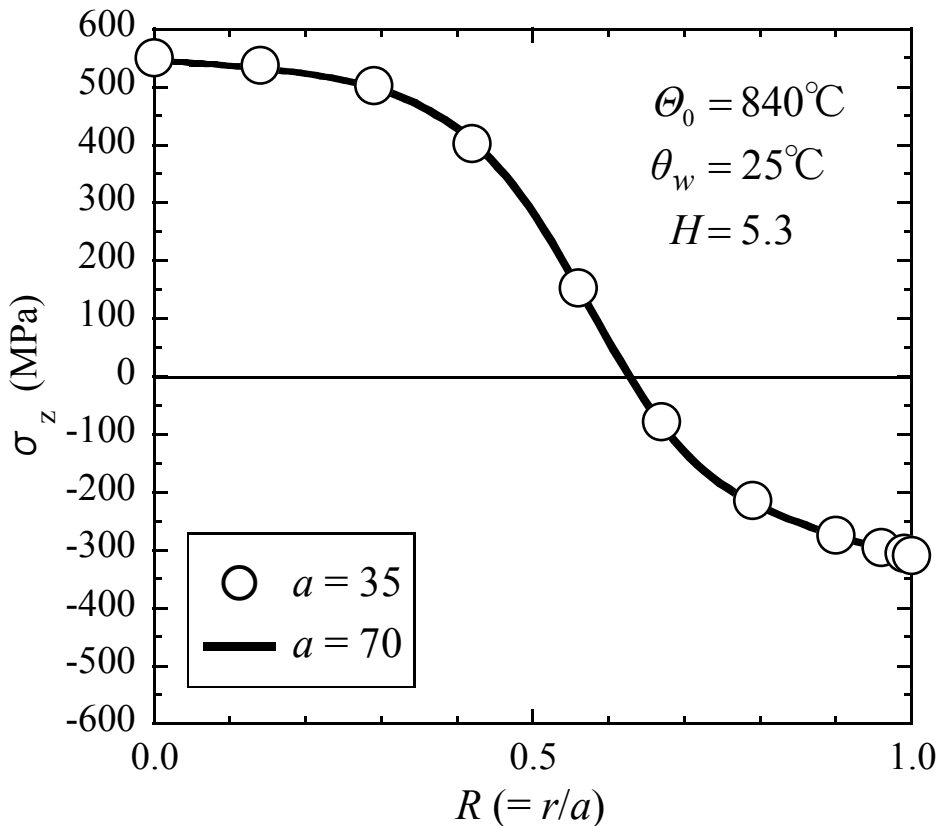


Fig.3.8 Effect of non-dimensional heat dissipation coefficient [ $H$ ] on residual stress distribution



### 3.3.1.2 熱伝導率

熱伝導率  $\lambda$  は温度を決める式(3.2)の因子である無次元熱放散係数  $H$  及び無次元時間  $\tau$  を決めている材料定数であり, 残留応力に影響を与える因子である. Fig.3.9 に数値実験で検討した熱伝導率の温度依存性の値を示す. Fig.3.9 の○印はオーステナイト系ステンレスの SUS304 鋼の熱伝導率の温度依存性の値を示している<sup>58)</sup>. 実線は円柱初期温度の高温での熱伝導率を, 破線は雰囲気温度での熱伝導率を用いた一定値である.

Fig.3.10 に数値実験結果を示す. 実線は熱伝導率の温度依存性を考慮した結果である. ○印の円柱初期温度である高温の熱伝導率で数値解析した結果は実線に一致しているが, △印の雰囲気温度での熱伝導率を使用した解析結果は, 温度依存性を考慮した実線の結果とは厳密には一致していない. Fig.3.5 の解析条件では  $H \geq 5.3$  となり焼入れの急冷効果が大きく, 円柱中心部の残留応力がほぼ降伏したため, ○印並びに△印の残留応力分布は 2.3 節で述べた数値解析精度  $\pm 10\%$  の誤差内にあったと考えた. 熱伝導率  $\lambda$  は無次元熱放散係数  $H$  を決める因子であり, 無次元熱放散係数  $H$  は残留応力分布を決める重要な因子である<sup>67)</sup>. そこで残留応力分布に及ぼす熱伝導率の影響を明確にするため, ここでは熱伝達係数の値を変え, 急冷効果が小さく円柱中心が降伏し難い条件である  $H \leq 2$  の条件で数値実験を行った. 数値実験結果を Fig.3.11 に示す.

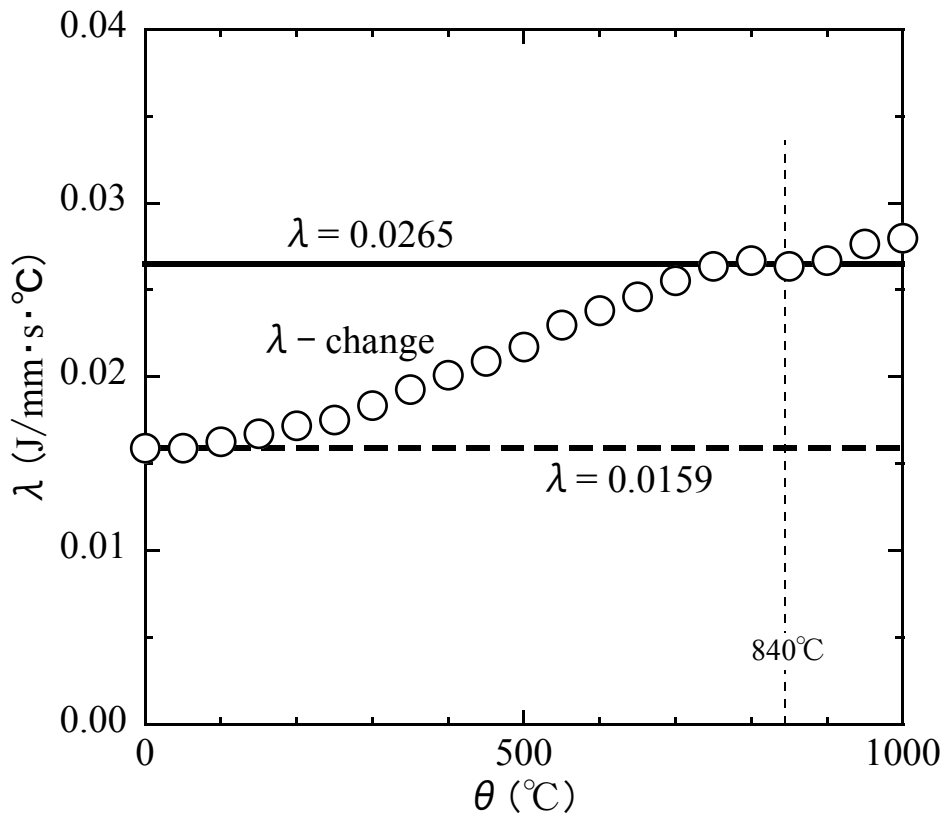


Fig.3.9 Temperature dependence of thermal conductivity

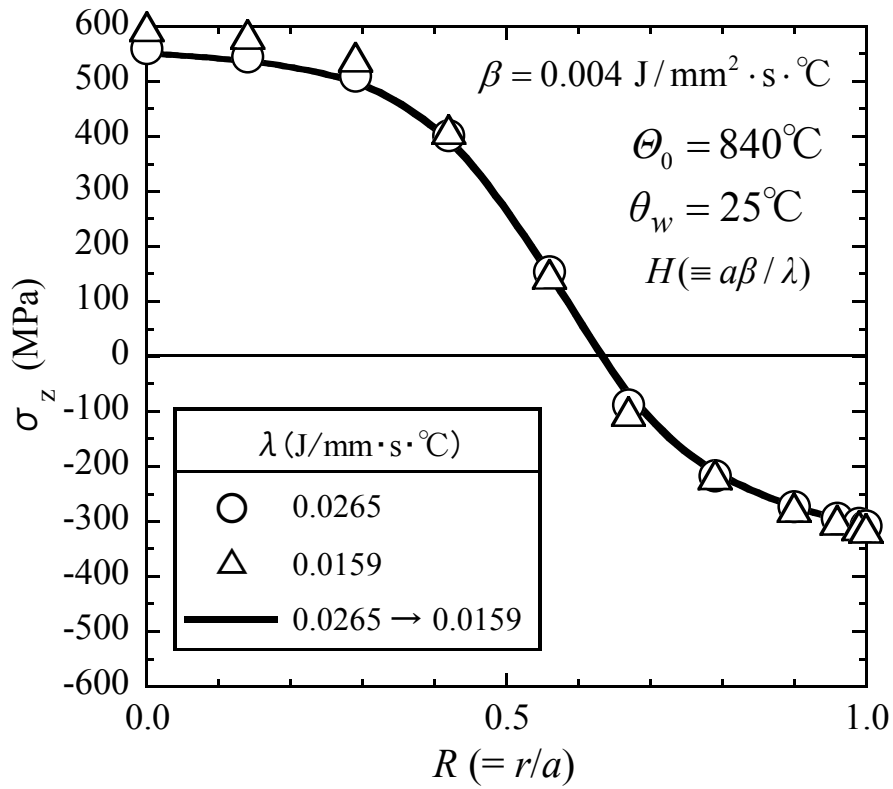


Fig.3.10 Effect of thermal conductivity on residual stress distribution in case of  $H \geq 5.3$

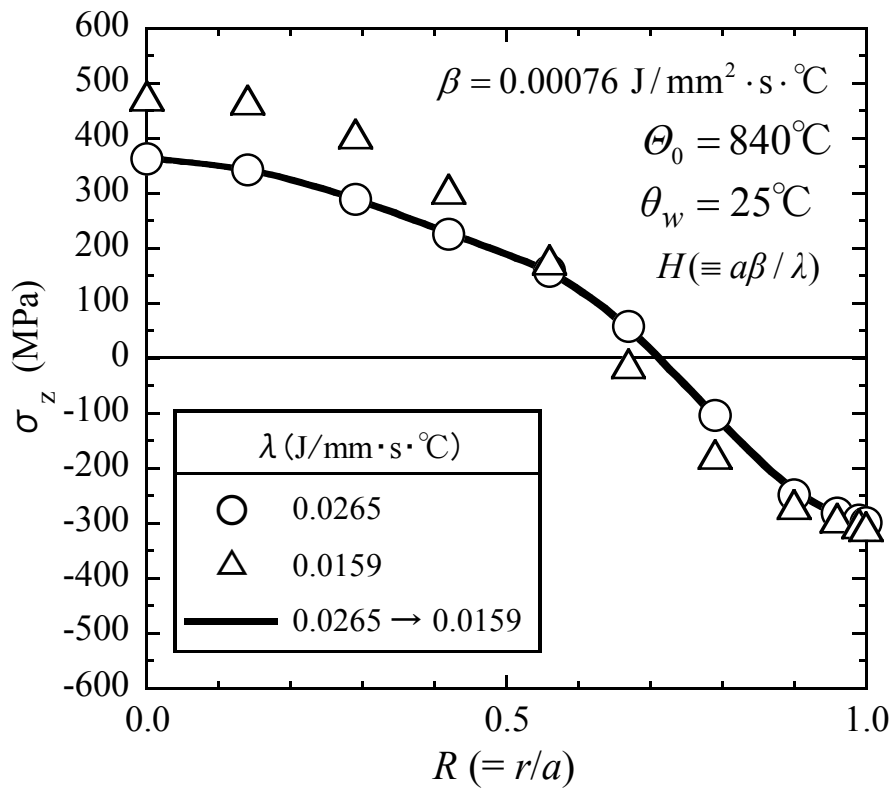


Fig.3.11 Effect of thermal conductivity on residual stress distribution in case of  $H \leq 2.0$

Fig.3.10 同様に○印の円柱初期温度である高温の熱伝導率一定で数値解析した結果は温度依存性を考慮した実線の結果と一致した。これらの数値実験結果は、熱伝導率は焼入れ直後における円柱表面の無次元熱放散係数  $H(=a\beta/\lambda)$  に大きく影響されていることを示している。

円柱焼入れで発生する塑性ひずみ(固有ひずみの発生源)は雰囲気温度と接する表面側の急冷により、表面近傍に発生し、残留応力を発生させる。したがって急冷時の熱放散係数が重要となったと考えられる。すなわち、円柱初期温度  $\theta_0$  (°C)での熱伝導率が残留応力を支配している。

### 3.3.1.3 比熱と密度

比熱と密度も熱拡散率を決める因子であるため、式(3.2)の温度を決める因子となり、式(3.3)に示すように残留応力の因子となる。そこで、比熱  $c$  の温度依存性のデータ<sup>58)</sup>から、円柱初期温度  $\theta_0$  での値  $0.65\text{J/g}\cdot^\circ\text{C}$ 、雰囲気温度  $\theta_w$  での値  $0.51\text{J/g}\cdot^\circ\text{C}$  及び比熱の温度依存性の値で数値実験を行った。

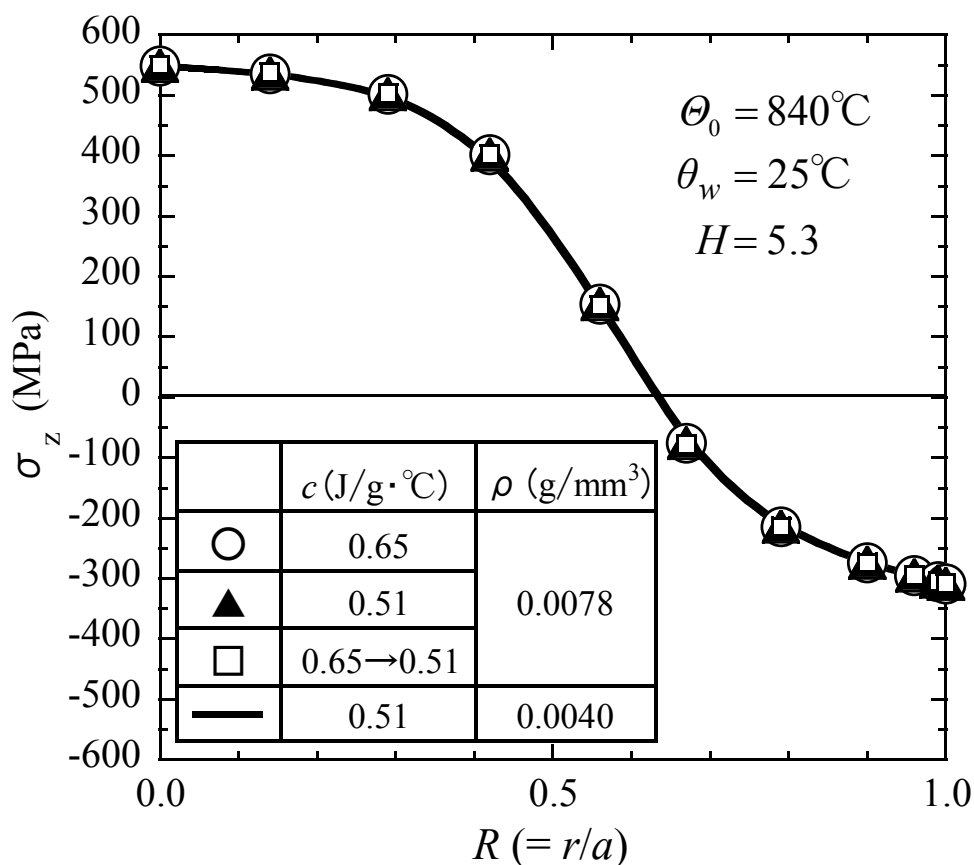


Fig.3.12 Effect of specific heat on residual stress distribution

一方，密度  $\rho$  ( $\text{g}/\text{mm}^3$ )は  $0.0078\text{g}/\text{mm}^3$  以外に， $0.0040\text{g}/\text{mm}^3$  として数値実験を行った．Fig.3.12 に数値実験結果を示す．数値実験結果では，残留応力分布はすべて同じ分布となり，比熱，密度は残留応力分布に影響しなかった．

比熱と密度は  $k=\lambda/c\rho$  を通して，ある時刻での温度分布に影響を与えるが，同じ無次元化時間  $\tau(=\sqrt{kt}/a)$  での温度分布は同じになるため<sup>67)</sup>，温度分布の変化で決まる弾塑性挙動に影響せず，残留応力に影響を与えなかったのである．

### 3.3.2 材料の因子

本節では弾塑性に影響を与える機械的性質が，残留応力に影響を与えるか否かを数値実験で検討する．以後の数値計算では，3.3.1 節の温度分布の因子を検討した時と同様に Fig.3.2 の解析モデル並びに残留応力分布が誤差約 $\pm 10\%$ 程度で解析できる Fig.3.5 の数値解析条件を基に，残留応力分布に及ぼす材料の因子を検討した．円柱の初期温度  $\theta_0$  を  $840^\circ\text{C}$ ，雰囲気温度  $\theta_w$  を  $25^\circ\text{C}$  (水温相当) とした．また材料定数は対象としている項以外は Fig.3.3 の値を使用した．密度は  $0.0078\text{g}/\text{mm}^3$  の一定値を使用した．3.3.2.3 節の降伏応力については降伏応力の値を大きく変えた場合も考慮するため，焼入れ効果が大きい 2 水準の無次元熱放散係数 ( $H=5.3$ ,  $H=20$ ) にて数値実験を行い，降伏応力が残留応力分布に与える影響について検討した．

### 3.3.2.1 ヤング率

Fig.3.3 に示されたヤング率の温度依存性を基礎にして、円柱初期温度  $\theta_0$  (= 840°C)でのヤング率の値 142GPa で一定、並びに雰囲気温度  $\theta_w$  (= 25°C)でのヤング率の値 200.9GPa で一定として、無次元化熱放散係数  $H=5.3$  の条件で残留応力分布の数値実験を行った。Fig.3.13 に数値実験結果を示す。

Fig.3.13 に示す実線は Fig.3.3 に示すヤング率の温度依存性を考慮した場合の残留応力分布である。○印は雰囲気温度 25°Cでのヤング率 200.9GPa 一定で解析した残留応力分布であり、△印は円柱初期温度 840°Cでのヤング率 142GPa 一定で解析した残留応力分布である。図より、ヤング率の温度依存性は残留応力分布に影響していることになる。数値解析精度±10%の誤差を考慮すると、○印並びに△印は誤差範囲内を示すが、誤差の程度は○印の雰囲気温度 25°Cでのヤング率 200.9GPa 一定で解析した結果の方が小さい。

溶接残留応力分布では、ヤング率の温度依存性を考慮した残留応力分布と室温のヤング率一定で解析した残留応力分布はほぼ一致した<sup>65)</sup>。しかし円柱焼入れではヤング率の温度依存性まで考慮した数値解析が必要である。

以上より、円柱焼入れの残留応力分布はヤング率の温度依存性を考えて数値解析する必要があるが、大略の残留応力を求める場合は雰囲気温度のヤング率一定で取扱えることになる。

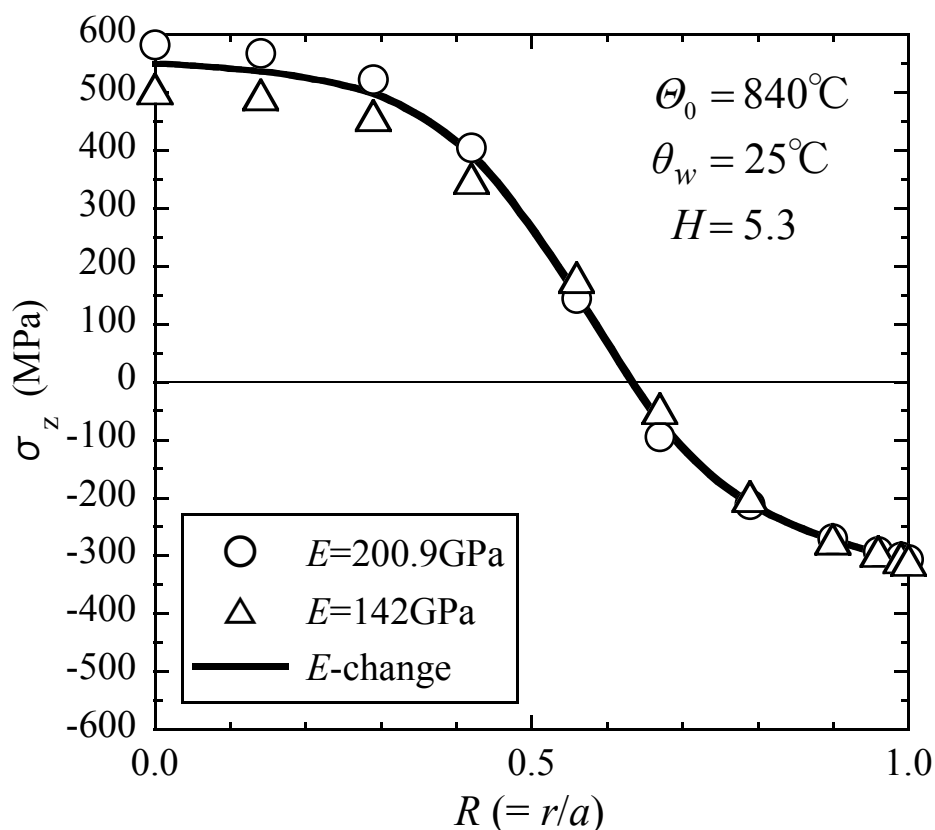


Fig.3.13 Effect of Young's modulus on residual stress distribution

### 3.3.2.2 線膨張係数

Fig.3.3 に示された線膨張係数 ( $\alpha$ ) の温度依存性を基礎にして、円柱初期温度  $\theta_0$  ( $=840^\circ\text{C}$ ) での値  $2.08 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  で一定及び雰囲気温度  $\theta_w$  ( $=25^\circ\text{C}$ ) での値  $1.75 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  で一定として、残留応力分布の数値実験を無次元熱放散係数  $H=5.3$  で行った。数値実験結果を Fig.3.14 に示す。図の実線は Fig.3.3 に示す線膨張係数の温度依存性を考慮した場合、○印は円柱初期温度  $840^\circ\text{C}$  での線膨張係数の一定値、△印は雰囲気温度  $25^\circ\text{C}$  での線膨張係数の一定値で計算した残留応力分布である。図より線膨張係数の温度依存性も残留応力分布に影響を与えており、3つの条件での数値実験結果は一致していない。しかし○印の円柱初期温度  $840^\circ\text{C}$  での線膨張係数の一定値を用いて解析した結果は、数値解析精度  $\pm 10\%$  の誤差範囲内を示し、また実線と比較した誤差の程度も△印の雰囲気温度  $25^\circ\text{C}$  での線膨張係数の一定値で計算した結果より小さく、実線に近い残留応力分布を示す。

以上より、円柱焼入れの残留応力分布は線膨張係数の温度依存性を考えて数値解析する必要があるが、大略の残留応力を求める場合には円柱初期温度の線膨張係数一定で取扱えることになる。

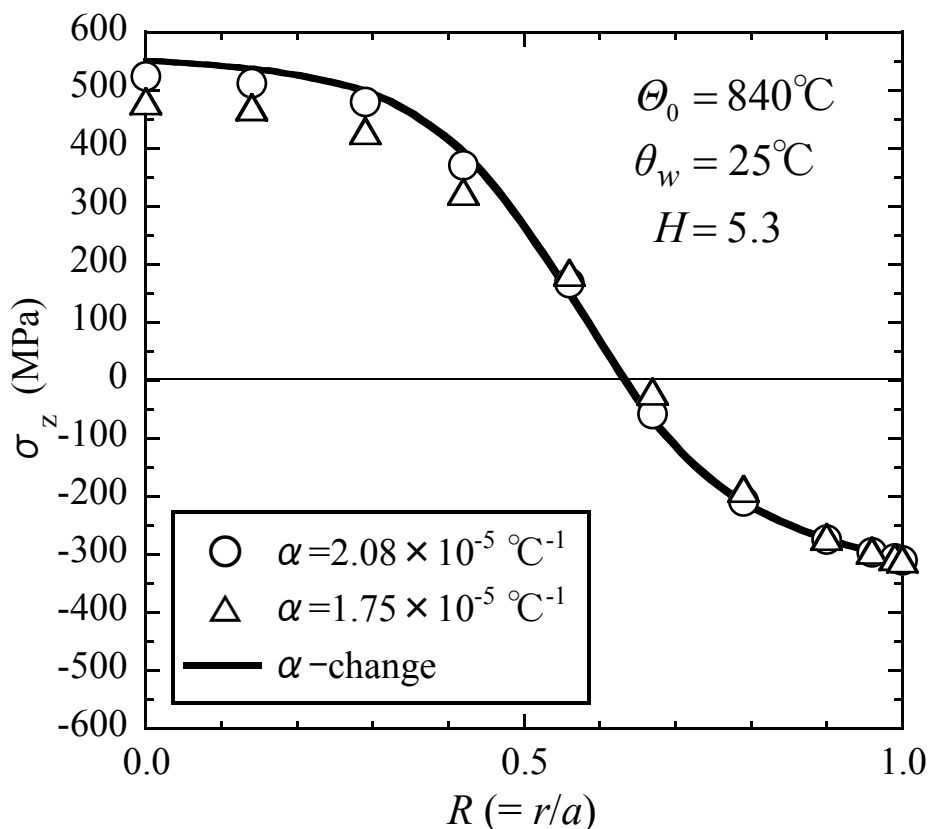


Fig.3.14 Effect of linear expansion coefficient on residual stress distribution

### 3.3.2.3 降伏応力

溶接残留応力分布並びに相変態を生じる円柱の焼入れ後の残留応力分布には、降伏応力の温度依存性が大きな影響を与えた<sup>55),68)</sup>。この原因は最高温度で降伏応力が小さくなるためである。Fig.3.3 に示す降伏応力の実験値を Fig.3.15 に○印と太い実線で再掲する。実験値を直線近似に置き換えた破線、雰囲気温度での降伏応力 294MPa で一定の温度依存性とした細い実線、粗い破線は雰囲気温度での降伏応力を仮の 500MPa として温度依存性を直線近似した。無次元熱放散係数  $H=5.3$  として数値実験した残留応力分布を Fig.3.16 に示す。実線は降伏応力の実験値を使用した解析結果であり、△印は実験値の降伏応力を直線近似した残留応力分布、○印は雰囲気温度の降伏応力 294MPa で一定とした残留応力分布である。図より実験で得られた降伏応力を使用した数値解析である曲線に、厳密に一致した結果は得られていない。△印である実験値の降伏応力を直線近似した残留応力分布は、数値解析精度 $\pm 10\%$ の誤差範囲内を示すが、雰囲気温度の降伏応力 294MPa で一定とした残留応力分布である○印の解析誤差は大きい。したがって大略の残留応力分布を数値解析で得る場合には、雰囲気温度の降伏応力の値と高温での降伏応力の値を直線近似とした降伏応力値で残留応力分布は、実線と概ね一致する。

以上より、厳密な残留応力を得るためには、降伏応力の温度依存性を高温の焼入れ温度まで、実験で求めておく必要がある。しかし、大略の残留応力分布を得るためには、降伏応力が力学の立場からゼロと見なせる 10MPa 程度になる温度と室温近傍の降伏応力の実験値を求めて、直線近似した降伏応力の温度依存性にて数値解析を行えばよい。

Fig.3.17 は焼入れ効果が大きい場合を対象として、無次元化熱放散係数  $H=20$  で数値実験した残留応力分布である。縦軸は軸方向応力  $\sigma_z$  を 25℃の降伏応力である  $\sigma_{Y0}$  で割って無次元化している。図中の実線は Fig.3.15 に示す 25℃で 500MPa の降伏応力を持つ粗い破線の降伏応力の温度依存性で解析した結果である。残留応力分布は概ね一つの曲線で整理できている。また円柱中心部は降伏状態になっていた(計算事実として、 $\sigma_z$  が降伏応力の 2 倍になっていると、残留応力は Mises の降伏曲線に載っていた)。焼入れ効果が大きい( $H$  が大きい)場合には、応力変化が激しく、残留応力が降伏曲面に達しやすいため、Fig.3.15 の実験値の降伏応力と 25℃で 500MPa の降伏応力を仮定し直線近似した降伏応力の相違は無次元化された残留応力分布に影響を与えなかった。

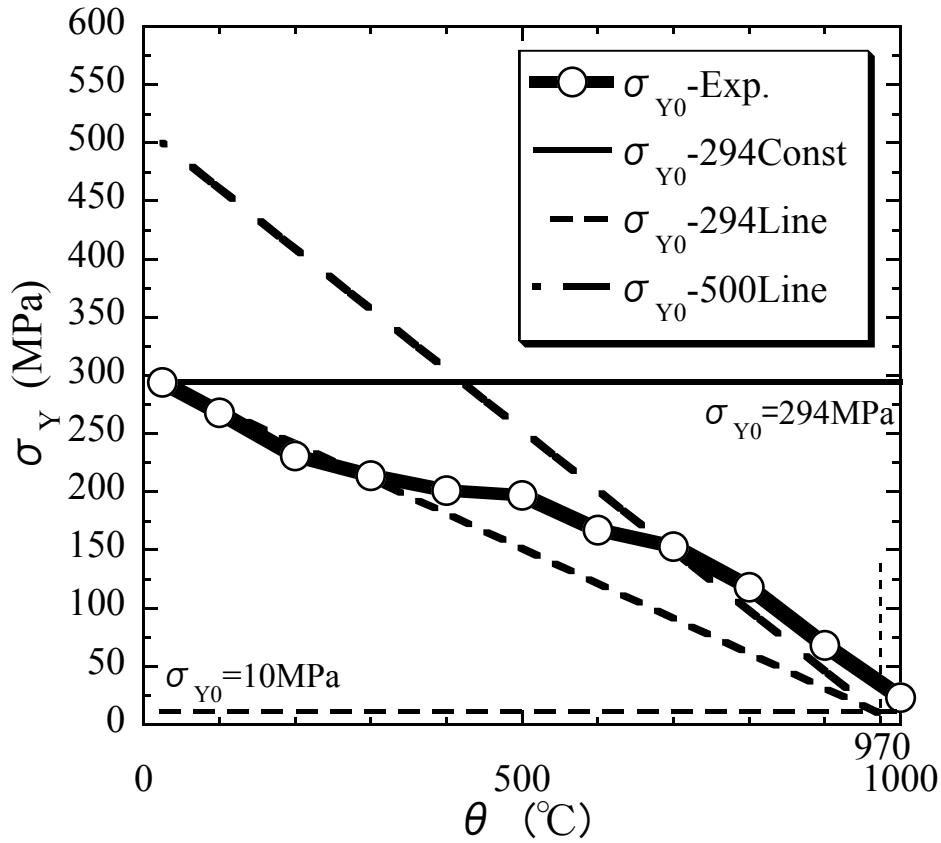


Fig.3.15 Temperature dependence of yield stress

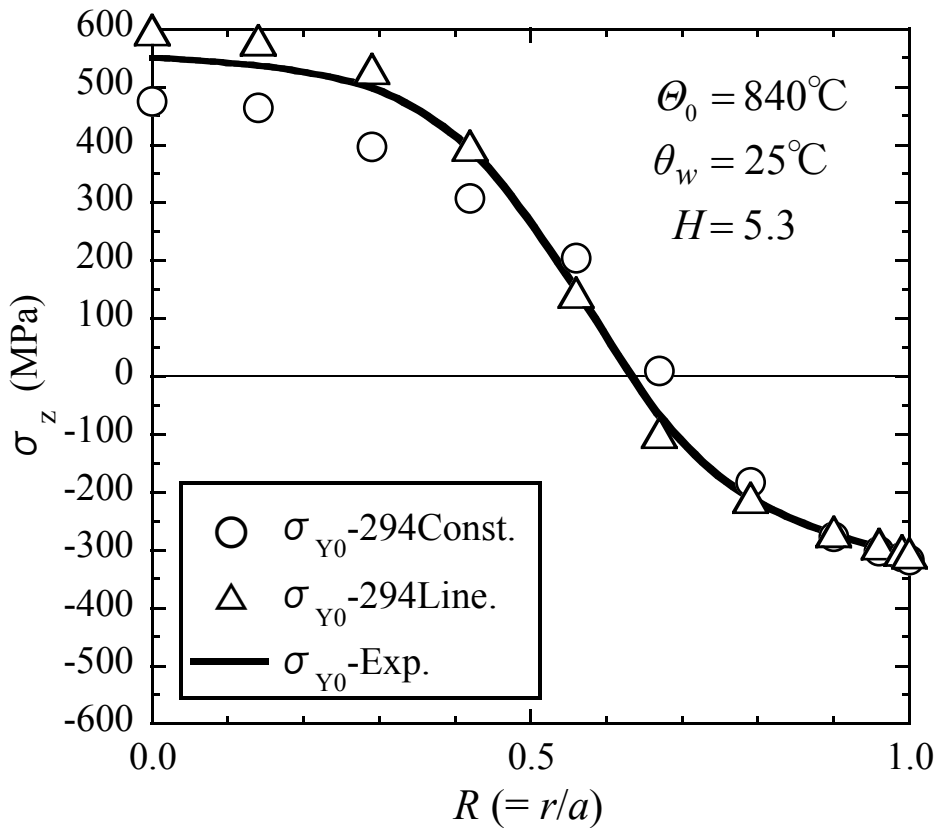


Fig.3.16 Effect of yield stress on residual stress distribution in case of  $H=5.3$



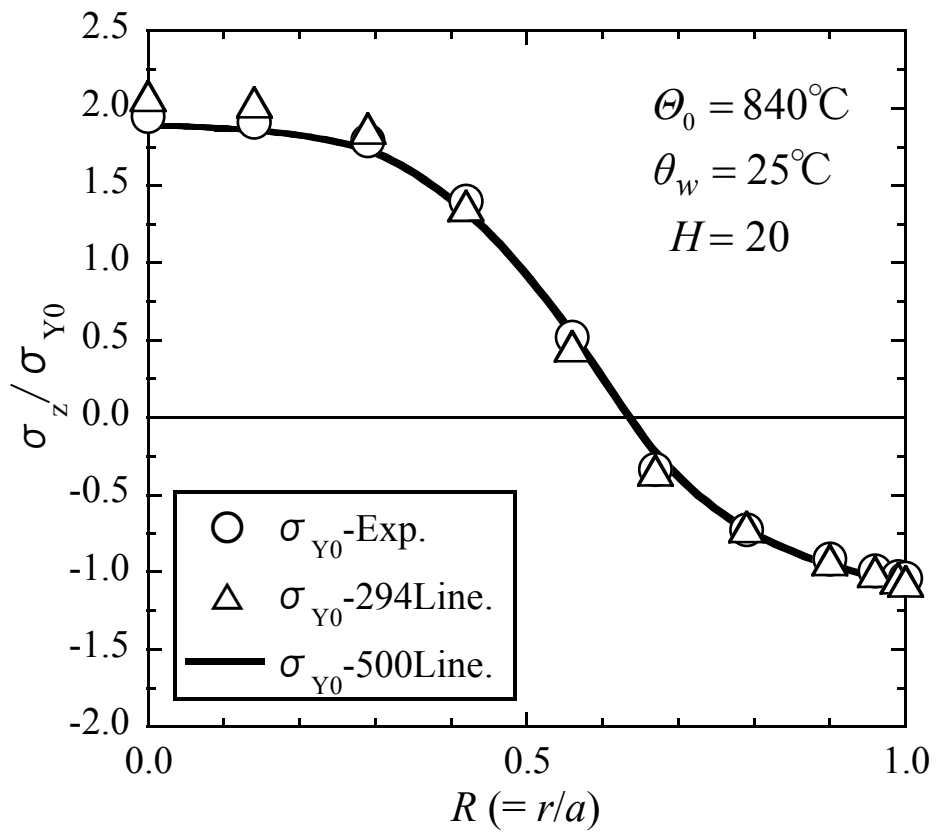


Fig.3.17 Effect of yield stress on residual stress distribution in case of  $H=20$

### 3.4 残留応力分布の整理

3.3 節の考察より，温度因子としては無次元熱放散係数  $H$  が重要であり，熱伝導率は高温の円柱初期温度での値が重要である．弾塑性解析に必要な機械的性質の因子は，線膨張係数，ヤング率，降伏応力のそれぞれの温度依存性が重要であることが示された．

円柱焼入れで残留応力をマイクロスケールからメータスケールで取り扱う場合には，材料は一定であるから弾塑性に関する機械的性質の温度依存性，熱因子である熱伝導率も同じとなる．マイクロスケールからメータスケールは寸法の問題であるから，無次元熱放散係数  $H(=a\beta/\lambda)$  で取り扱う．すなわち， $H$  を使用して残留応力分布は整理できる．したがって本節では残留応力分布が  $H$  によりどのように変化するかを検討した．

Fig.3.18 に無次元熱放散係数  $H$  を変化させたときの残留応力分布を示す．縦軸は軸方向応力  $\sigma_z$  を  $25^\circ\text{C}$  の降伏応力である  $\sigma_{Y0}$  で割って無次元化している．

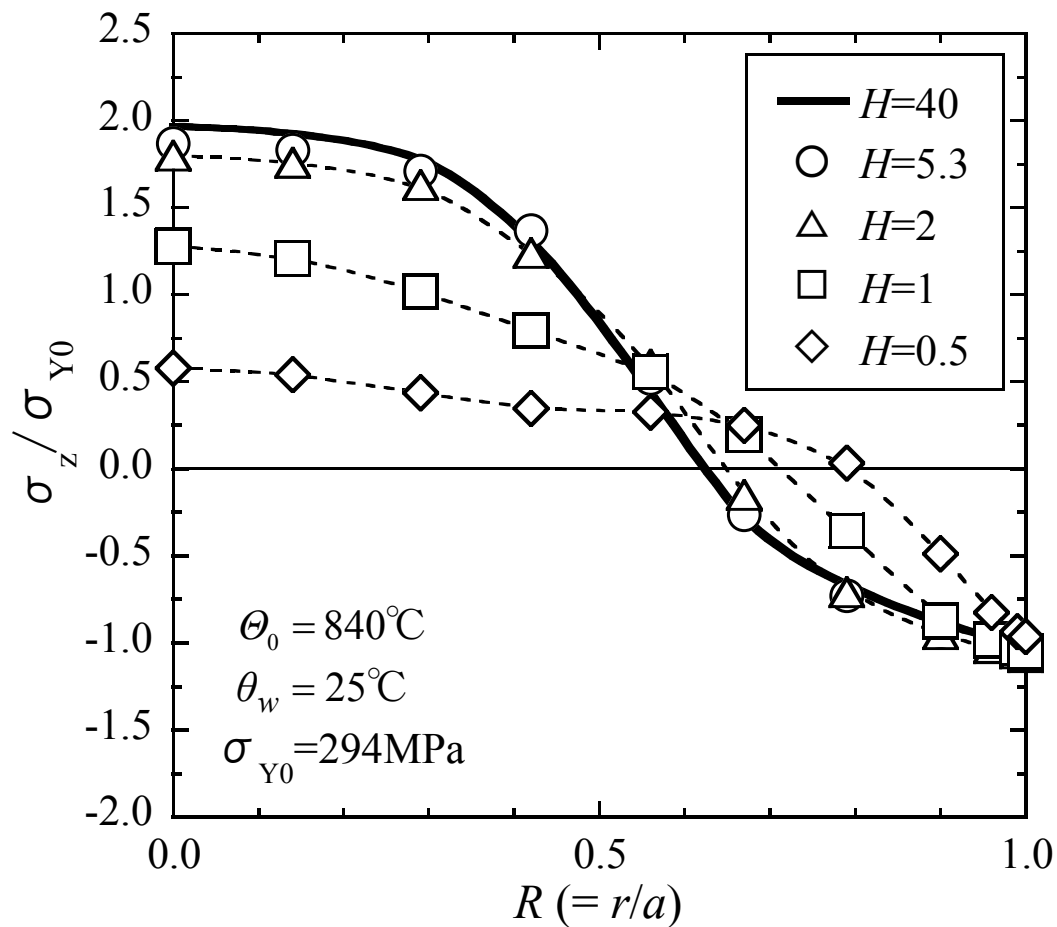


Fig.3.18 Arrangement of residual stress distribution used by  $H$

ヤング率，線膨張係数，降伏応力の温度依存性は Fig.3.3 を使用し，また解析モデルは Fig.3.2 を使用した．図より 25℃ の降伏応力が 294MPa の条件では， $H=5.3$  の○印と  $H=40$  の太い実線の残留応力分布はほぼ一致しており，円柱中心の残留応力は降伏している．また  $H=2$  (△印) 以上の値にてほぼ同様の傾向も示した． $H$  が 2 より小さくなるとともに残留応力分布は□，◇印となり，残留応力分布の絶対値は小さくなる．この原因は水冷における急冷効果の温度分布変化と考えられる．Fig.3.19 に無次元熱放散係数  $H=1$  の温度分布を細い実線，破線，粗い破線で， $H=5.3$  の温度分布を太い実線，破線，粗い破線で示す．無次元熱放散係数  $H=5.3$  では，無次元化時間  $\tau$  が 0.1 (半径 35mm の円柱 SUS304 鋼を水冷した場合は約 1.6 秒) になると円柱表面の温度は急激に低下し約 540℃ となっているが， $H=1$  では約 770℃ である．また無次元化時間  $\tau$  が 0.4 及び 0.7 の温度分布を比較すれば， $H$  が小さくなると，円柱表面と円柱中心の温度差が小さくなり，熱応力が発生し難いことが理解できる．

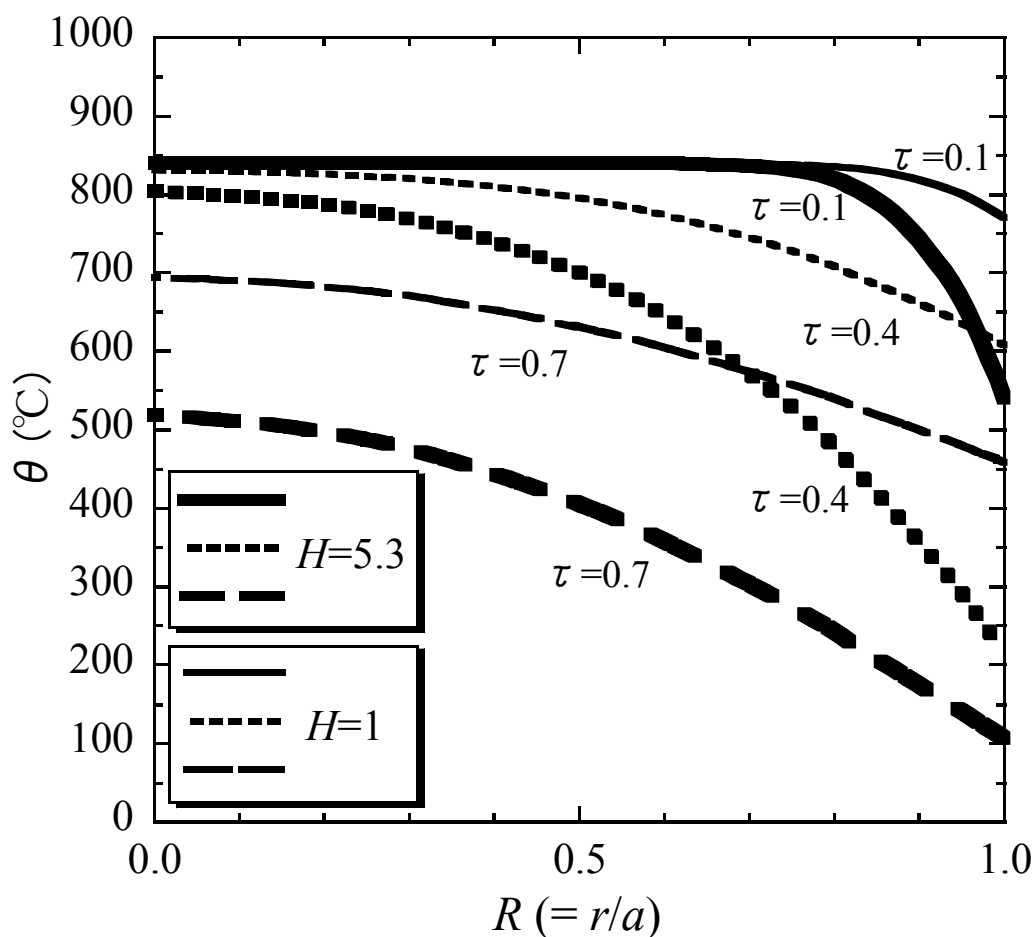


Fig.3.19 Effect of non-dimensional heat dissipation coefficient [ $H$ ] on temperature distribution

Fig.3.18 の効果を確認するために，直径 30mm，軸長 90mm の SUS304 鋼の円柱を用い，3.2.1 節同様に 840°C から水冷して残留応力分布を Sachs 法にて求めた．SUS304 鋼の 840°C での熱伝導率は 0.0265J/mm<sup>2</sup>・s・°C であり<sup>58)</sup>，水冷時の熱伝達係数は 0.004J/mm<sup>2</sup>・s・°C であるから，直径 30mm，直径 70mm では無次元化熱放散係数  $H$  はそれぞれ 2.3，5.3 となる．実験で測定した  $H=2.3$  及び  $H=5.3$  の残留応力分布を Fig.3.20 に示す．半径方向応力 ( $\sigma_r$ )，軸方向応力 ( $\sigma_z$ )，円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) を  $H=2.3$  (直径 30mm) では  $\circ$ ， $\triangle$ ， $\square$  印で示す．また  $H=5.3$  (直径 70mm) では実線，破線，粗い破線にて示す． $H=2.3$  も  $H=5.3$  も残留応力分布は概ね一致している．Fig.3.20 の  $H=2.3$  ( $\phi 30$ ) と  $H=5.3$  ( $\phi 70$ ) の実験誤差の平均は  $\pm 14\%$  であった．また Fig.3.18 の  $H=2$  と  $H=5.3$  の数値実験の誤差の平均は  $\pm 6\%$  であった．実験誤差は数値実験の誤差より大きい約  $\pm 10\%$  程度の誤差であるため数値実験値は実験値の残留応力分布を十分予測できている．このため Fig.3.18 の解析結果の妥当性が確認できたと考えられる．

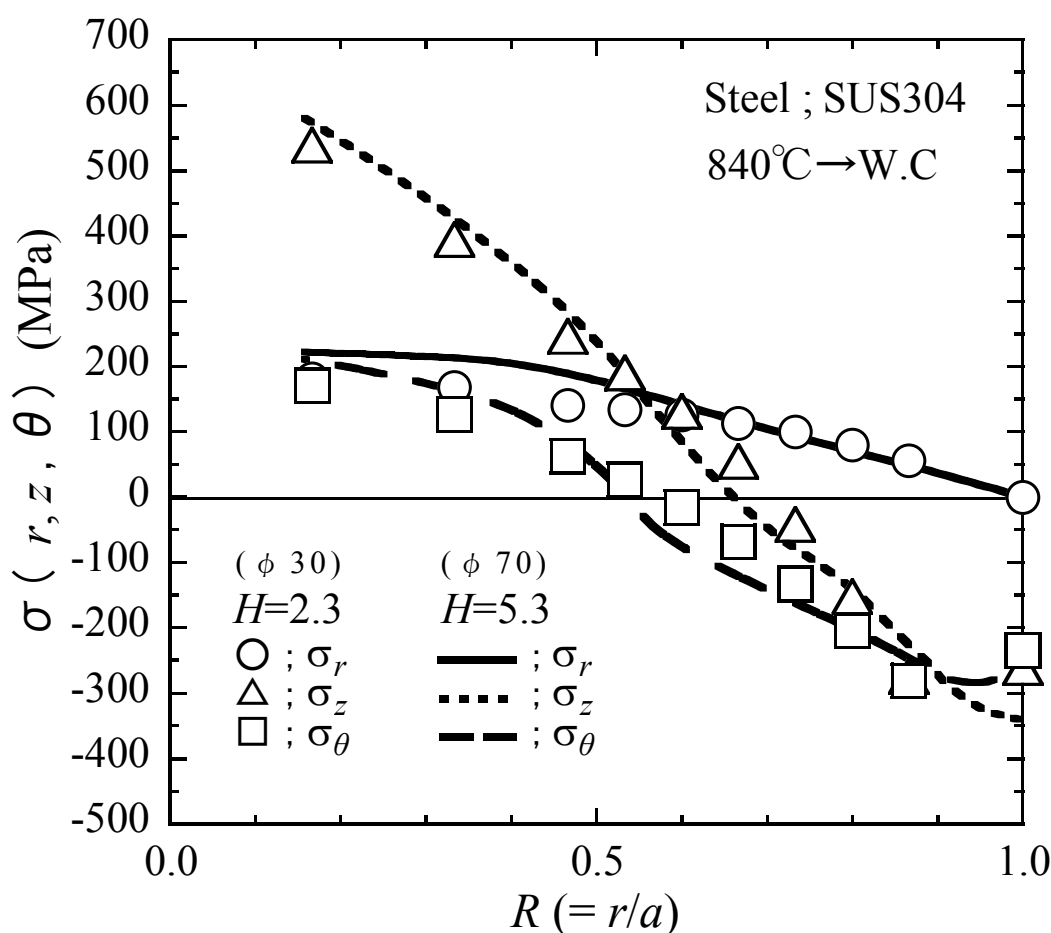


Fig.3.20 Effect of non-dimensional heat dissipation coefficient [ $H$ ] on residual stress distribution

Fig.3.18 より，焼入れ効果が小さい  $H=2$  の条件でほぼ円柱中心が降伏する条件となり  $H$  が 2 より大きくなっても残留応力分布は大きく変わらなかった．これは  $25^{\circ}\text{C}$  の降伏応力が  $294\text{MPa}$  と低く，残留応力が降伏曲面に達しやすいためであり，降伏応力の値が変わると円柱中心が降伏する  $H$  の条件も大きく異なると考えられる．そこで  $25^{\circ}\text{C}$  の降伏応力の値を大きく変化させて残留応力分布に影響を与えない  $H$  の値を数値実験により求めた．なお数値実験では円柱中心が降伏する  $H$  の条件を基準にし，残留応力分布の誤差が  $10\%$  以内となる  $H$  の値を求めた．Fig.3.21 に数値実験結果を示す．

降伏応力の値が高くなると，円柱中心に生じた残留応力が降伏し難い条件となるため，円柱中心の残留応力が降伏する条件から導かれた残留応力分布に影響を与えなくなる  $H$  の値も大きくなっている．図より  $25^{\circ}\text{C}$  の降伏応力の値から，残留応力分布に影響を与えない  $H$  の関係は直線で整理できる．

以上より材料一定の場合，マイクロスケールからメータスケールの残留応力分布は無次元熱放散係数  $H$  で取り扱うことができ，また室温近傍の降伏応力の実験値があれば，残留応力分布に影響を与えない円柱直径寸法が容易に推測できる．

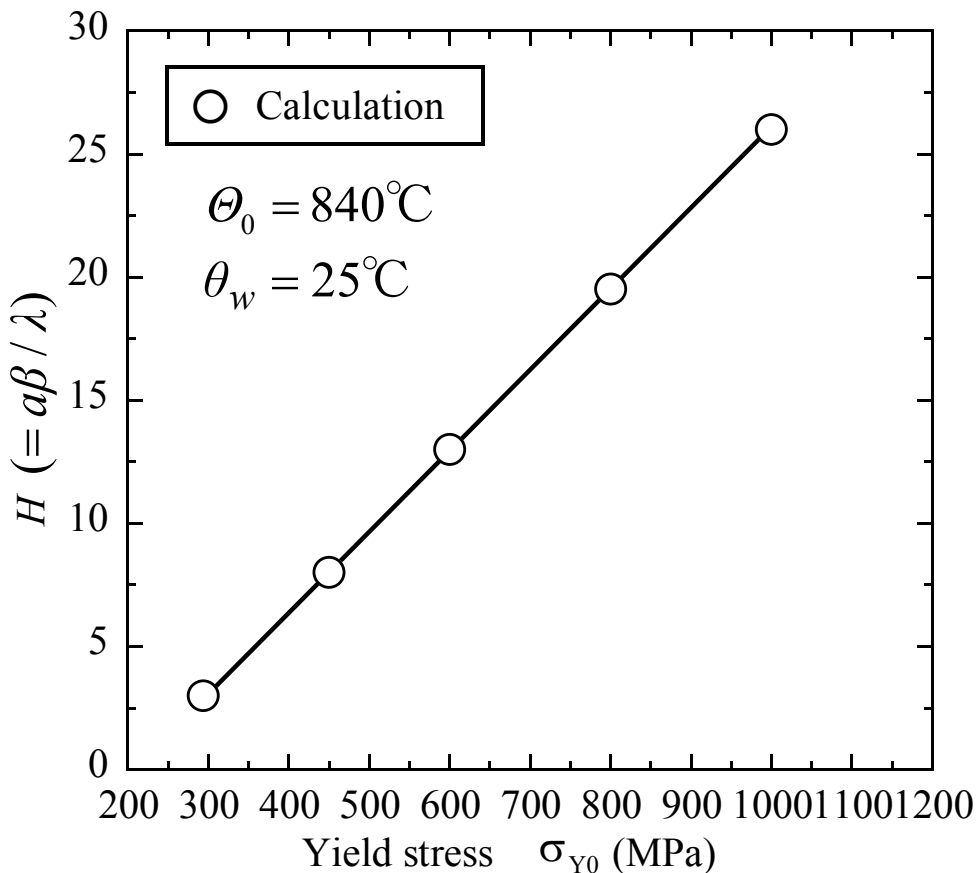


Fig.3.21 Relation between yield stress and non-dimensional heat dissipation coefficient [ $H$ ] which doesn't influence residual stress distribution

### 3.5 結論

本章では，円柱焼入れ過程で相変態が生じない材料を用い，残留応力分布に及ぼす材料定数及び機械的性質の影響を検討するとともに，円柱直径サイズが変化したときの残留応力分布を系統的に整理する因子を明らかにした．得られた主な結論を以下に示す．

(1) 温度変化を精度良く推定できる要素分割を使用すれば，円柱焼入れで相変態を生じない場合の残留応力分布の実験値を数値解析で誤差約 10%程度で精度良く推定できることを示した．

(2) 比熱と密度は残留応力分布に影響を与えない．

(3) 円柱の初期温度での熱伝導率を用いて計算される無次元熱放散係数が残留応力分布に大きな影響を与えた．

(4) 材料の機械的性質の温度依存性は残留応力分布に影響を与える．

(5) 材料が決まった場合の残留応力分布を決める因子は，円柱の焼入れ直前の最高温度，焼入れる雰囲気温度，無次元熱放散係数である．

(6) 材料が決まった場合には，マイクロスケールからメータスケールの残留応力分布は無次元熱放散係数  $H$  で取り扱える．また材料の降伏応力値が高くなると残留応力分布に影響を与えなくなる無次元熱放散係数  $H$  の値も大きくなる．



## 第 4 章 相変態で生じる応力の数値解析方法

### 4.1 緒言

第 2 章において、円柱焼入れで生じる残留応力の発生原因である温度上昇を数値解析で精度良く取り扱う上での注意点を明確にした。第 3 章では焼入れ過程で相変態が生じない材料を使用して、水冷後の残留応力分布に及ぼす諸因子の影響を検討し、残留応力分布に及ぼす材料定数の影響を明らかにした。本章では焼入れ過程で相変態が生じる場合の残留応力分布の数値解析方法について検討した。

鋼材を焼入れし、相変態を生じた時の残留応力に関する研究は多く存在するが<sup>20),28),29)</sup>、相変態による変位についても同時に検討した報告は少ない。また、残留応力の発生に大きく影響を及ぼす線膨張係数、降伏応力の温度依存性の実験値を使用して、残留応力・変形を詳細に検討した研究報告もほとんどない。

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



## 4.2 数値解析条件

### 4.2.1 相変態ひずみと線膨張係数

多くの鋼は室温からオーステナイト相(以下,  $\gamma$ 相)に加熱し,  $\gamma$ 相から冷却すると, 熱膨張・熱収縮に伴い相変態を生じる. Fig.4.1 に  $\gamma$ 相から冷却した時に, マルテンサイト変態が生じると仮定した場合の温度と伸び・ひずみの関係を示す<sup>34)</sup>. 図では相変態開始温度 ( $\theta_{tr}^s$ ) 300°C から相変態終了温度 ( $\theta_{tr}^f$ ) 200°C で, 相変態により 0.007 の膨張のひずみが生じると仮定した.  $\gamma$ 相から冷却すると, マルテンサイト変態の開始温度  $M_s$  点までは温度低下による熱収縮を生じるが,  $M_s$  点より温度が下がるとマルテンサイト変態を生じ, 結晶構造が fcc から bcc に変わるため, 変態膨張によるひずみを生じる. マルテンサイト変態終了温度  $M_f$  点になるとマルテンサイト変態は終了し, それ以後は熱収縮のみが作用する. 数値解析にて相変態応力を解析するには, 相変態により生じる膨張・収縮を考慮しなければならない<sup>31)</sup>. 相変態により生じるひずみ(以下, 相変態ひずみ)を, 線膨張係数にて検討する手法について述べる.

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

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

$$e_c(\theta_{tr}^s - \theta_{tr}^f) \cdot l = (D_2 - D_1) \dots\dots\dots(4.1)$$

相変態により生じた膨張量  $D_\varepsilon$  は  $D_3 - D_1$  であるため, 相変態ひずみ  $\varepsilon_{tr}$  は次式となる.

$$\varepsilon_{tr} = \frac{D_\varepsilon}{l} = \left( \frac{D_3 - D_1}{D_2 - D_1} \right) \cdot (\theta_{tr}^s - \theta_{tr}^f) \cdot e_c \dots\dots\dots(4.2)$$

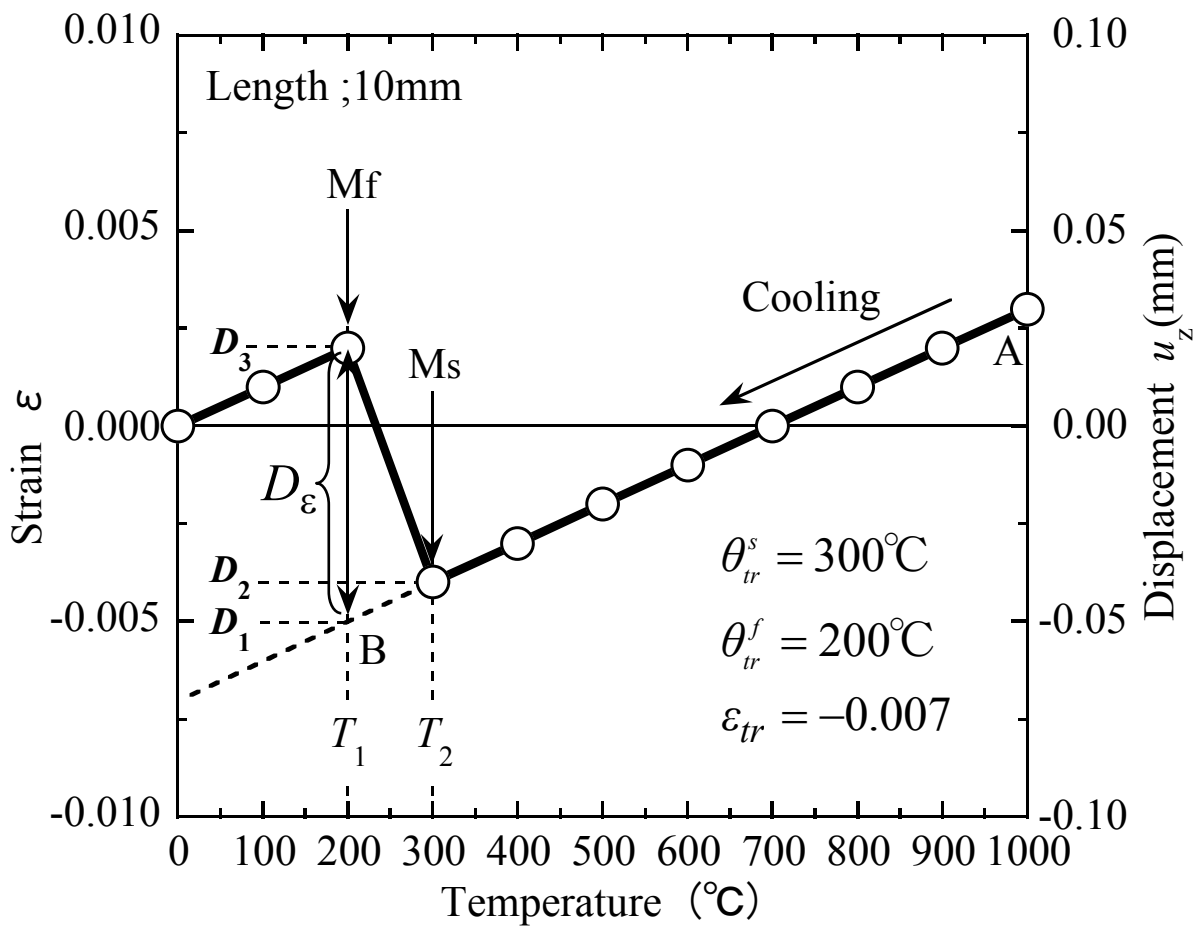


Fig.4.1 Relation between temperature and strain

#### 4.2.2 両端固定棒モデルによる過渡応力

式(4.2)で求まる相変態ひずみを用いて，理論とおりの応力変化が数値解析できるかを単純モデルである両端固定棒モデルで検討する．

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

始めに相変態ひずみを考慮した線膨張係数を用いて加熱及び冷却過程の応力の過渡変化を検討した． $0^{\circ}\text{C}$  から  $1000^{\circ}\text{C}$  まで加熱し，また  $1000^{\circ}\text{C}$  から  $0^{\circ}\text{C}$  まで冷却した時の鋼材に発生する応力変化を解析した．相変態温度範囲を加熱時は  $700^{\circ}\text{C}$  から  $800^{\circ}\text{C}$ ，冷却時は Fig.4.1 と同様に  $300^{\circ}\text{C}$  から  $200^{\circ}\text{C}$  の範囲とし，相変態ひずみは加熱及び冷却ともに  $0.007$  とした．相変態温度範囲以外では線膨張係数  $e_c = 1.0 \times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  にしたがって膨張及び収縮すると仮定した．相変態ひずみの膨張・収縮の影響を考慮した線膨張係数を Fig.4.2 に示す．

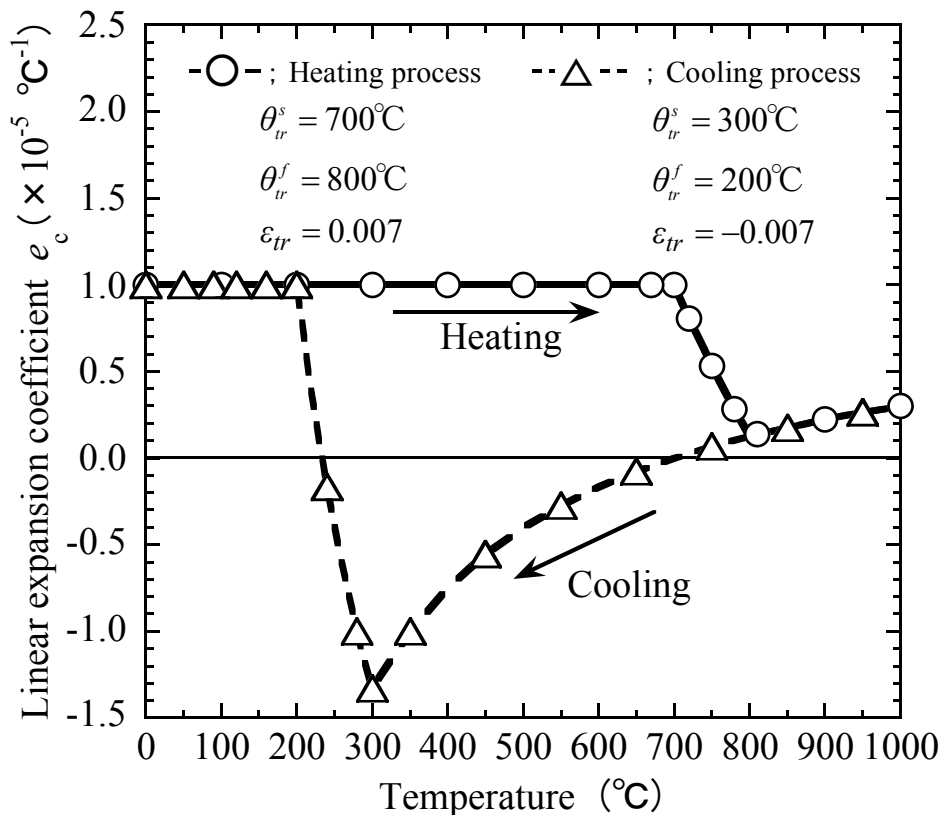


Fig.4.2 The linear expansion coefficient considered of the phase transformation strain

数値解析は有限要素法を使用した。解析は4節点1要素の軸対称要素を用い、半径5mm、軸長10mmの両端固定棒モデルとした。解析モデルをFig.4.3に示す。ヤング率は $E=210000\text{MPa}$ の一定値とした。降伏応力はFig.4.4, Fig.4.5に太い線で示すように圧縮降伏応力と引張降伏応力の絶対値が同じで、 $0^\circ\text{C}$ から $200^\circ\text{C}$ まで一定値240MPa、 $200^\circ\text{C}$ から力学的溶融温度の $830^\circ\text{C}$ まで直線変化、 $830^\circ\text{C}$ 以上で20MPaとした。要素の温度変化はモデル全体が一様に加熱及び冷却されるとし、解析により軸方向の応力 $\sigma_z$ 及び塑性ひずみ $\varepsilon_{pz}$ の変化を求めた。 $0^\circ\text{C}$ から $1000^\circ\text{C}$ までの温度上昇過程の解析後、 $1000^\circ\text{C}$ から $0^\circ\text{C}$ までの冷却過程を解析した。温度加熱過程の過渡応力及び過渡塑性ひずみの解析結果をFig.4.4に示す。また温度冷却過程の過渡応力及び過渡塑性ひずみの解析結果をFig.4.5に示す。

加熱過程の軸方向応力 $\sigma_z$ の過渡変化は、加熱に伴う膨張により圧縮応力が作用し降伏曲線上を推移する。相変態温度範囲 $700^\circ\text{C}$ から $800^\circ\text{C}$ で相変態による収縮を弾性域で受け持ち、応力は引張方向に転じている。収縮により引張応力が降伏応力に達すると塑性域で相変態による収縮を受け持ち塑性ひずみが引張方向に向かうことが分かる。

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

Fig.4.5の図中に示した細い実線(line1)は、 $1000^\circ\text{C}$ からの冷却過程で圧縮降伏応力から引張降伏応力に移行し、傾き $-E\alpha_c$  ( $-210000\text{MPa} \times (1.0 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1})$ )から与えられる-2.1と一致しており、両端固定棒の理論予測線と一致している。また相変態後の $200^\circ\text{C}$ 以下の細い実線(line3)の傾きも-2.1となっており、理論予測線に一致している。更に、相変態開始直後の細い破線(line2)の傾きは $1^\circ\text{C}$ 当たりの熱膨張ひずみ $-1.0 \times 10^{-5}$ と相変態ひずみ $7.0 \times 10^{-5}$  ( $=0.007/100$ )より得られる $6.0 \times 10^{-5}$ にヤング率を乗算した傾き12.6となっており、両端固定棒の理論予測線に一致している。加熱過程においても冷却過程同様にline1, line2, line3は理論予測線に一致している。これにより相変態を考慮した応力の過渡変化が両端固定棒モデルで表現できていることが分かる。

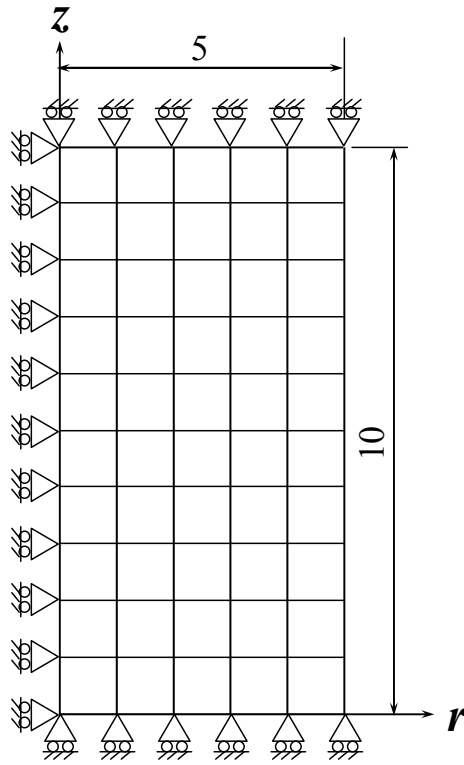


Fig.4.3 Analysis model of fixed bar

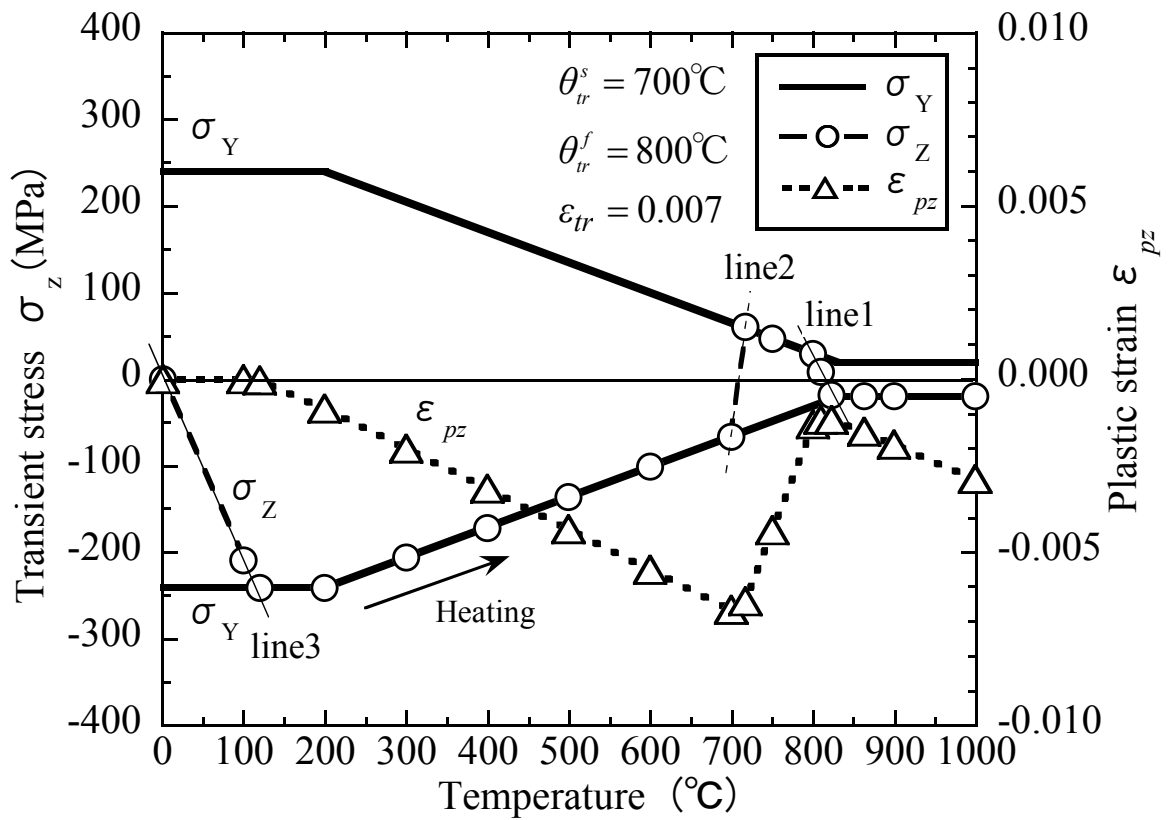


Fig.4.4 Transient stress and plastic strain produced by heating process of fixed bar

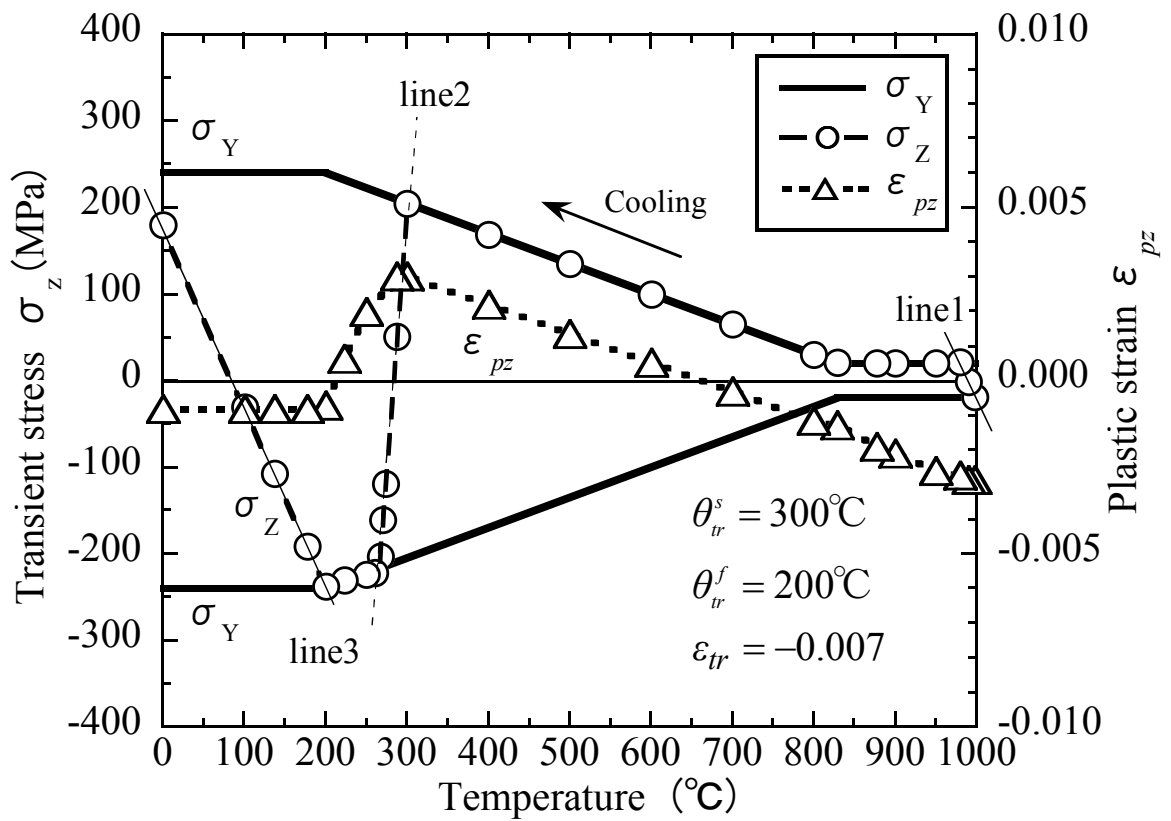


Fig.4.5 Transient stress and plastic strain produced by cooling process of fixed bar

### 4.2.3 自由棒モデルによる過渡変形

次に，自由棒モデルを用い，相変態による膨張・収縮が解析できるか検討した．解析条件は前述と同じとし，加熱及び冷却中の自由棒モデルの軸方向変位  $u_z$  を求めた．解析モデルを Fig.4.6 に示す．また解析結果を Fig.4.7 に示す．

加熱過程の  $700^{\circ}\text{C}$  から  $800^{\circ}\text{C}$  の自由棒モデルの膨張量の理論値は，相変態ひずみ  $\varepsilon_{tr}=-0.007$  に線膨張係数  $\alpha_c = 1.0 \times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$  によるひずみ  $0.001$  を加算し，軸長  $10\text{mm}$  を乗算した値の  $(-0.007+0.001) \times 10\text{mm} = -0.06\text{mm}$  となる．また，冷却過程においては，相変態温度範囲の  $300^{\circ}\text{C}$  から  $200^{\circ}\text{C}$  の膨張量は，加熱過程と同様にして  $0.06\text{mm}$  となる．Fig.4.7 の結果より，相変態ひずみを考慮した線膨張係数を用いることにより，相変態による膨張・収縮の数値解析結果は理論値と一致しており，精度良く解析できていることが分かる．

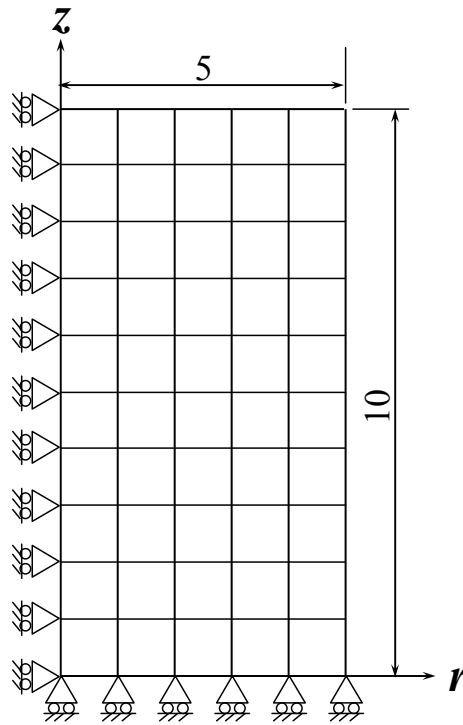


Fig.4.6 Analysis model of free bar

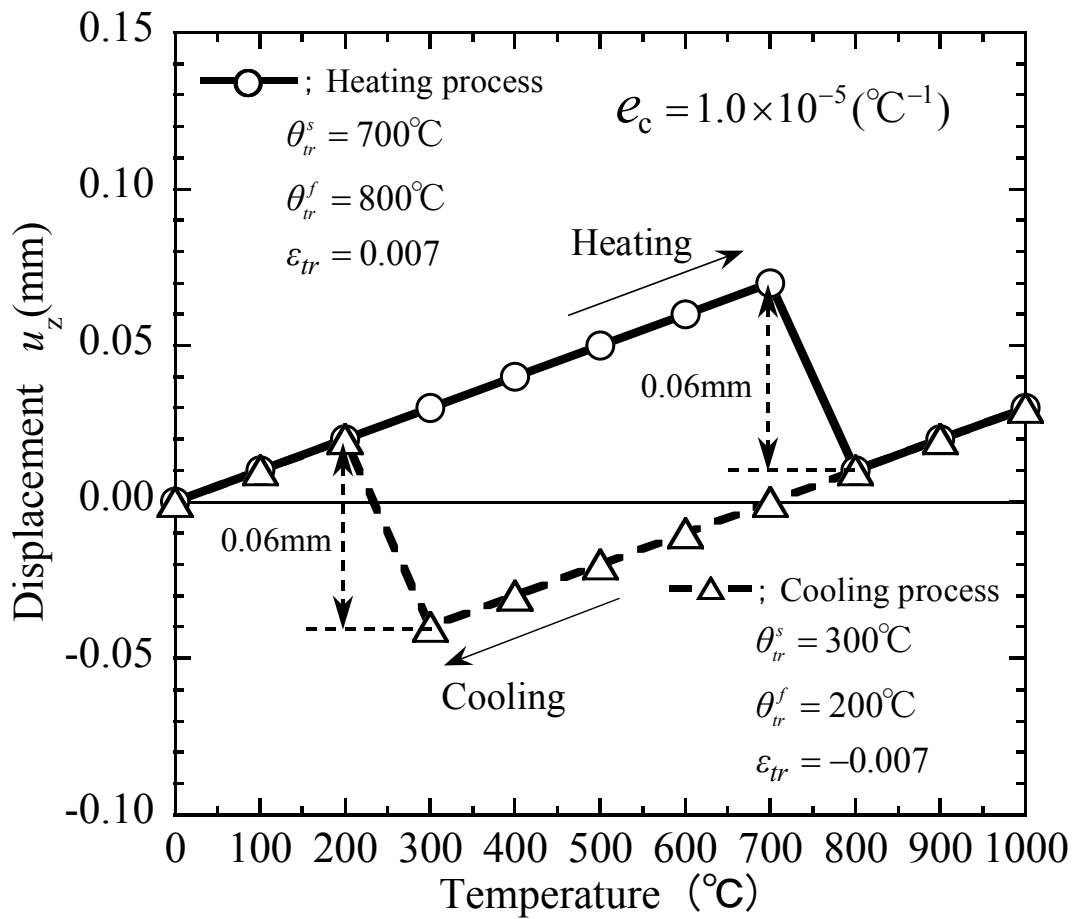


Fig.4.7 Expansion of free bar



#### 4.2.4 実験材料の相変態ひずみの取り扱い方

本章で残留応力及び変位を検討した供試鋼の相変態ひずみについて説明する。直径 3.5mm，軸長 12mm の試験片を用い，加熱及び冷却過程での膨張量を高周波加熱式全自動変態記録測定装置(Formaster-F)で測定した。試験片は 4.3.1 節に示す 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い， $\gamma$  域の 840°C に加熱後，マルテンサイト相(以下， $\alpha_m'$ 相)を生じさせるために 100°C/min の等速冷却にて膨張量を測定した。

実験結果よりフェライト相(以下， $\alpha$ 相)の線膨張係数は  $1.2 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ ， $\gamma$  相の線膨張係数は  $2.3 \times 10^{-5} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$  であった。また式(4.2)を用いて求めた相変態ひずみは，加熱過程で相変態ひずみ  $\varepsilon_{tr}(\alpha \rightarrow \gamma) 0.0030$  であり，冷却過程で相変態ひずみ  $\varepsilon_{tr}(\gamma \rightarrow \alpha_m') 0.0075$  であった。この値を用いて線膨張係数を求め，Formaster-F で使用した試験片の加熱及び冷却過程の膨張量の変化を数値解析にて求めた。実験値の膨張量と解析値を比較した結果を Fig.4.8 に示す。実験より求めた相変態ひずみは実験値の膨張量を精度良く解析できていることが分かる。

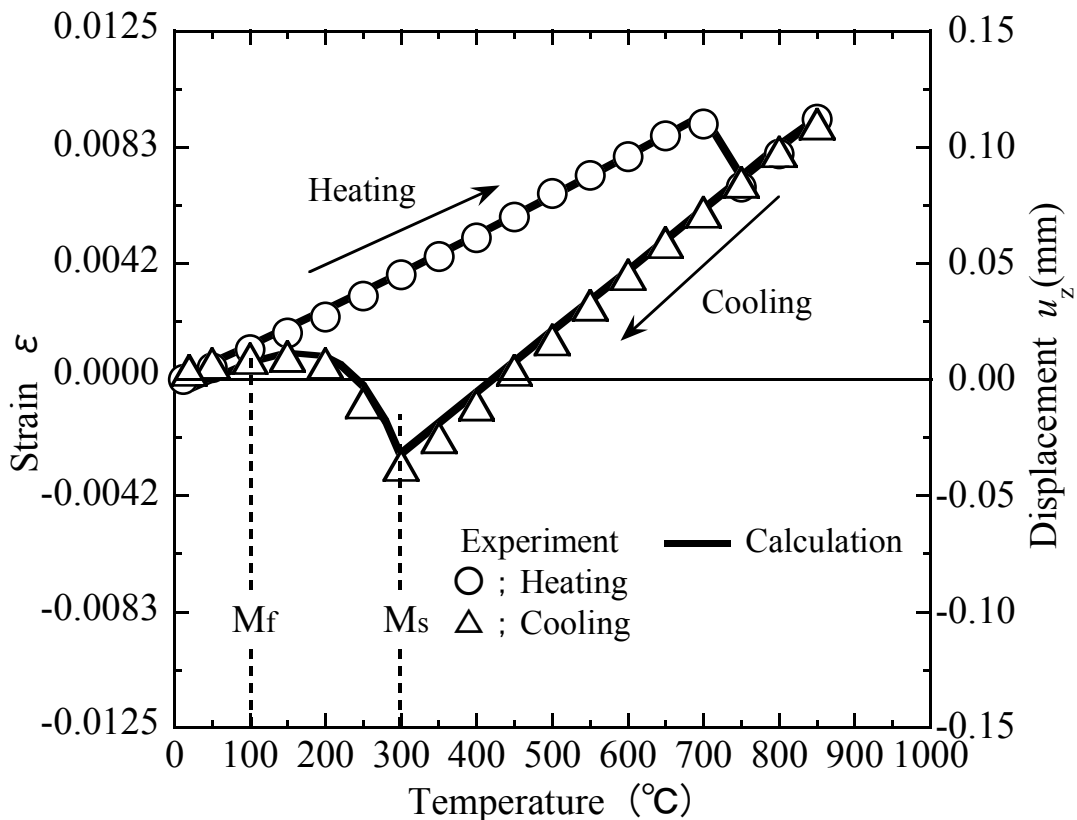


Fig.4.8 Expansion curve of 3.5%Ni-Cr-Mo-V steel

マルテンサイトは無拡散変態であるため、温度とマルテンサイト変態分率は比例関係で表すことはできない。マルテンサイト変態分率は、 $M_s$ 点から  $M_f$ 点の間では Koistinen-Marburger 則<sup>69)-71)</sup>の式(4.3)で求めることができる。

$$f_m^K = 1 - \exp\{-0.011(M_s - T)\} \quad (T \leq M_s) \dots\dots\dots(4.3)$$

式(4.3)の  $f_m^K$  はマルテンサイト変態分率を示し、 $M_s$ 点の温度より温度  $T$ が小さくなるほど指数関数的に  $f_m^K$  は 100%に近づくことを意味する。Fig.4.8 及び CCT 図<sup>72)</sup>より供試鋼の  $M_s$ 点は  $300^\circ\text{C}$ 、 $M_f$ 点は  $100^\circ\text{C}$ であることから  $M_s$ 点以下のマルテンサイト変態分率を式(4.3)より求めた。一方、Fig.4.8 より実験値の相変態ひずみから相変態中のマルテンサイトの変態分率を求めた。実験及び Koistinen-Marburger 則より求めたマルテンサイトの変態分率の結果を Fig.4.9 に示す。

Koistinen-Marburger 則を用いマルテンサイト変態分率を計算した結果を実線で示す。実線は  $M_f$ 点にて 100%マルテンサイト変態を生じていないことを意味するが、本鋼種は相変態後に残留オーステナイトが無いことより  $M_f$ 点にて 100%マルテンサイト変態を生じている。したがって  $M_f$ 点にて 100%マルテンサイト変態が生じていると仮定し、式(4.3)に  $1/[1 - \exp\{-0.011(M_s - M_f)\}]$ を乗じて、相変態中の変態分率の補正計算を行った。計算結果を破線にて示す。変態分率の補正計算に使用した modified Koistinen-Marburger 則を式(4.4)に示す。破線と実験値の相変態ひずみより求めた相変態中の変態分率はほぼ等しいことが分かる。これにより式(4.4)の modified Koistinen-Marburger 則を用いれば、相変態中の任意温度での相変態ひずみを容易に推測することができる。

$$f_m = [1 - \exp\{-0.011(M_s - T)\}] / [1 - \exp\{-0.011(M_s - M_f)\}] \dots\dots\dots(4.4)$$

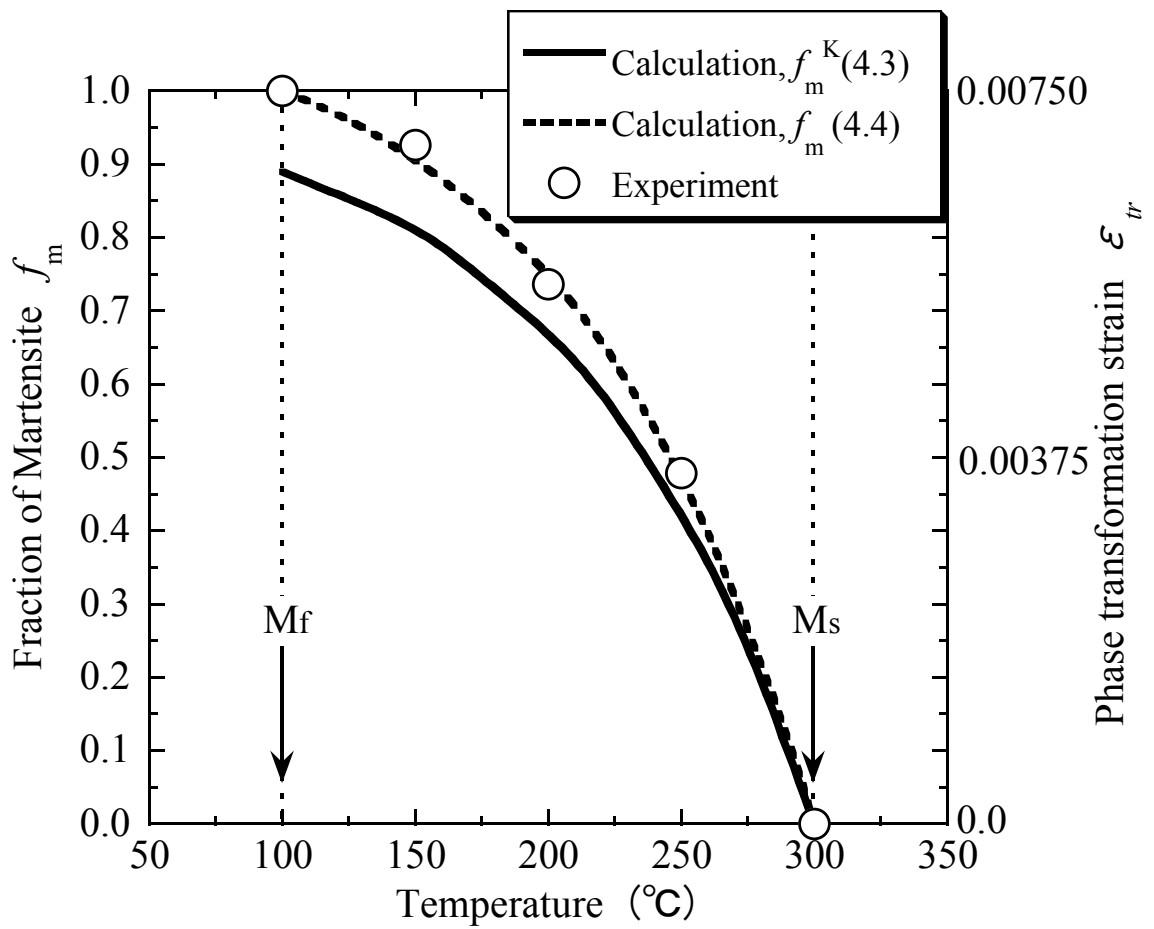


Fig.4.9 Relation between temperature and fraction of martensite

#### 4.2.5 熱弾塑性解析に必要な材料定数

熱弾塑性解析で熱伝導の計算に必要な物性値である比熱  $c(\text{J/g}\cdot^\circ\text{C})$ 、熱伝導率  $\lambda(\text{J/mm}\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C})$  の温度依存性について説明する。始めに、比熱の温度依存性を Fig.4.10 に示す。

破線で示した比熱の○印は 3.5%Ni 鋼の文献値<sup>58)</sup>であるが、比熱の値が約 700°C 前後にて上昇していることが分かる。これは冷却過程では  $\gamma$  相から  $\alpha$  相の相変態発熱を意味しているが、本研究で取扱う鋼種の冷却過程で生じるマルテンサイト変態には適していない。したがって、マルテンサイト変態発熱を考慮して冷却過程中の  $\gamma$  相並びに  $\alpha_m'$  相における比熱の値を次のように仮定した。

$\gamma$  相に加熱後、冷却開始から  $M_s$  点までは相変態を生じないことより、冷却中の  $\gamma$  相の物性値はオーステナイト系ステンレス(SUS304)の値を使用した。また相変態中の  $\alpha_m'$  相と  $\gamma$  相の混在域は  $M_s$  点から、 $M_s$  点と  $M_f$  点の間温度である 200°C まで SUS304 の値を用い、200°C 以下の温度範囲では 3.5%Ni 鋼の文献値を使用した。相変態温度範囲では変態発熱量を考慮するため、マルテンサイトの変態発熱量が約  $84\text{J/g}$ <sup>32)</sup> であることから、 $M_s$  点と  $M_f$  点の間では、 $M_s$  点から 200°C までの SUS304 の比熱の値及び 200°C から  $M_f$  点までの 3.5%Ni 鋼の文献値の値それぞれに、マルテンサイトの変態発熱量を考慮した。冷却過程のマルテンサイトの相変態を考慮した比熱の値を●、▲のプロット並びに実線で示す。

次に、熱伝導率の温度依存性を Fig.4.11 に示す。破線で示した熱伝導率の□印は 3.5%Ni 鋼の文献値<sup>58)</sup>であるが、比熱と同じく冷却過程ではマルテンサイト変態が考慮されていない。したがって、上述の比熱と同様にして、冷却過程において  $\gamma$  相から相変態中の  $\alpha_m'$  相と  $\gamma$  相の混在域の 200°C まで SUS304 の値を用い、200°C 以下の温度範囲では 3.5%Ni 鋼の文献値を用いてマルテンサイト変態を考慮した熱伝導率の値を仮定した。マルテンサイトの相変態を考慮した熱伝導率の値を■のプロット並びに実線で示す。

熱弾塑性の解析に用いた降伏応力及びヤング率の値を Fig.4.12 に示す。降伏応力は高温引張試験の実験値から求めた。常温から各所定の温度に加熱し、保た後、引張試験を行った。実験に使用した供試鋼は、円柱焼入れ前の母材である焼入・焼もどし処理された、焼もどしマルテンサイト組織の素材を用いた。またヤング率は文献値<sup>63)</sup>を用いた。

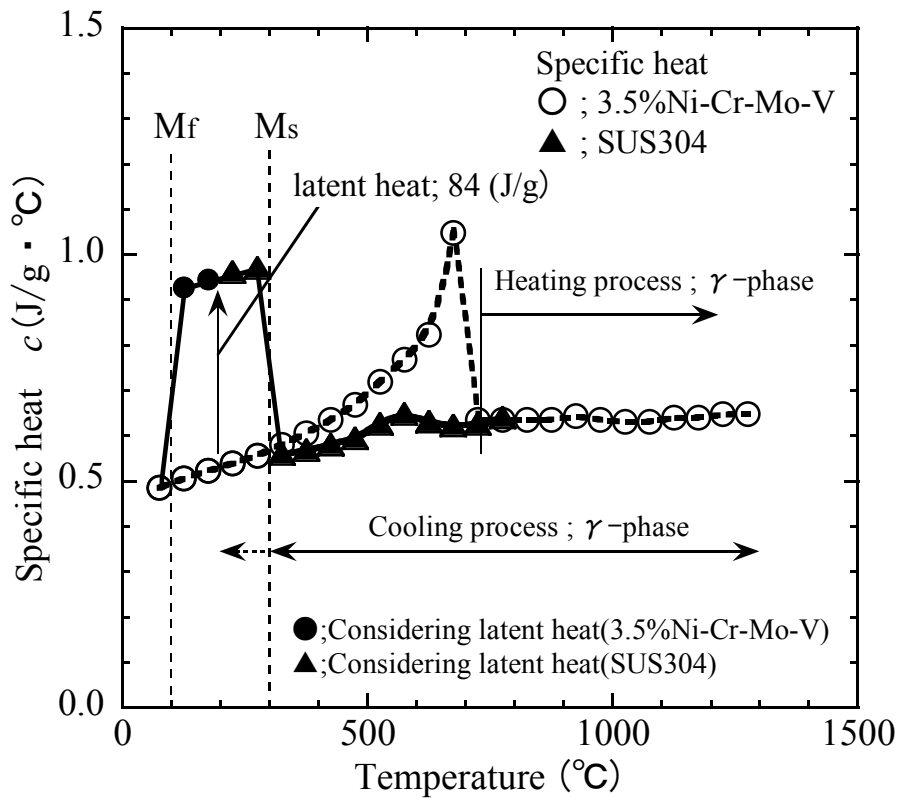


Fig.4.10 Temperature dependence of specific heat considered of phase transformation

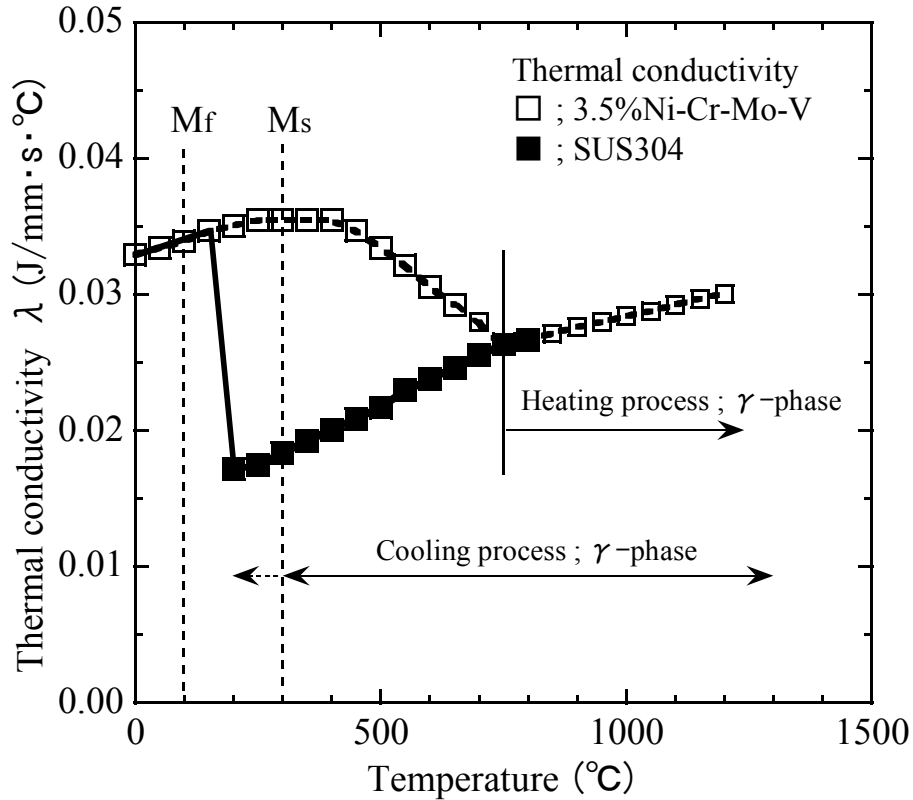


Fig.4.11 Temperature dependence of thermal conductivity considered of phase transformation

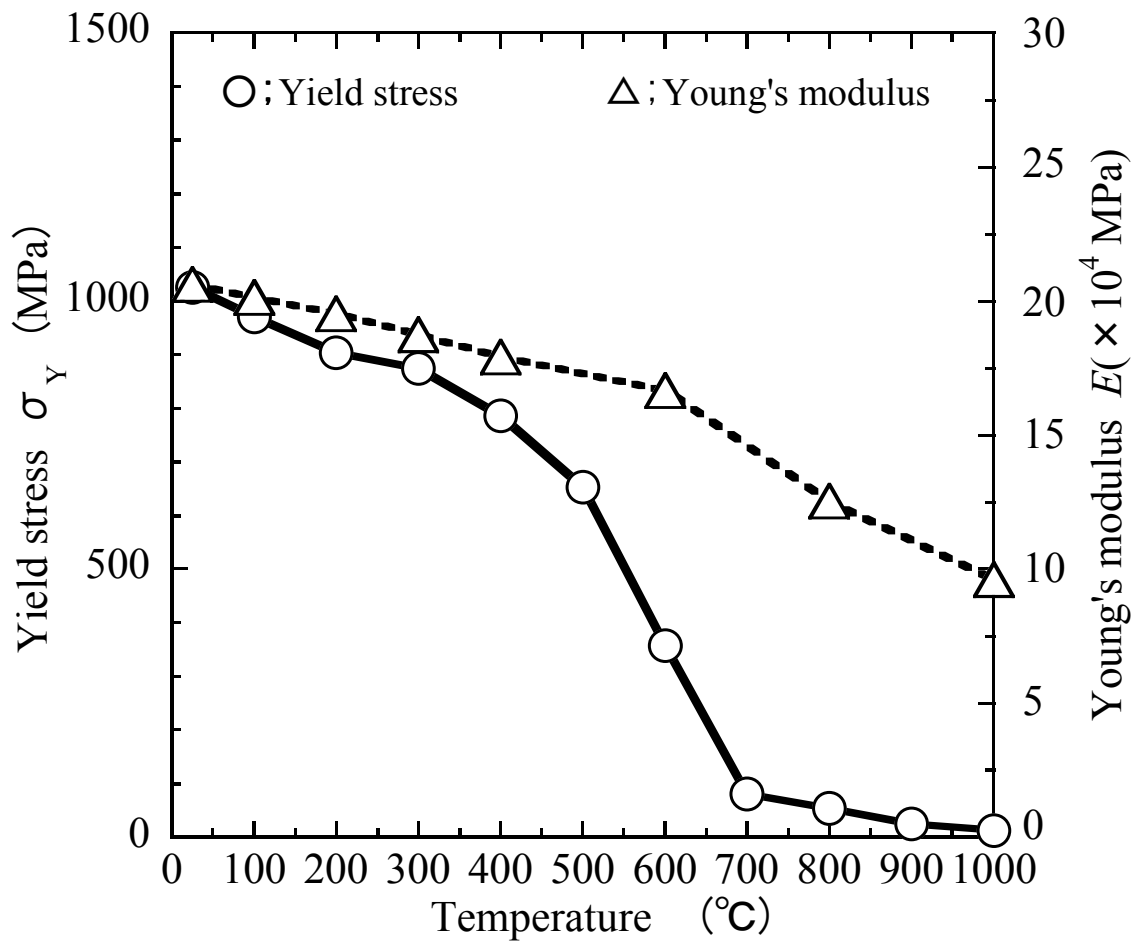


Fig.4.12 Temperature dependence of yield stress and Young's modulus

## 4.3 実験

### 4.3.1 実験材料

焼入れ後の残留応力及び変位を検討するために，本章では相変態膨張量が最も大きなマルテンサイト変態を生じる 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用いた．供試鋼の化学成分を Table 4.1 に示す．またマルテンサイト変態の相変態ひずみと冷却速度の影響を調べた結果を Fig.4.13 に示す．

実験に使用した直径 70mm，軸長 210mm の円柱試験材の水焼入れでは，円柱中心で 400℃から 100℃の平均冷却速度が 125℃/min であったことより，試験材全体に 100%マルテンサイト変態が生じている．またマルテンサイト変態によって生じる相変態ひずみは，冷却速度の影響をほとんど受けないことより，マルテンサイトの相変態応力解析では円柱全体で同じ相変態ひずみの値を用いて解析を行った．

Table 4.1 Chemical composition of steel used (mass%)

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

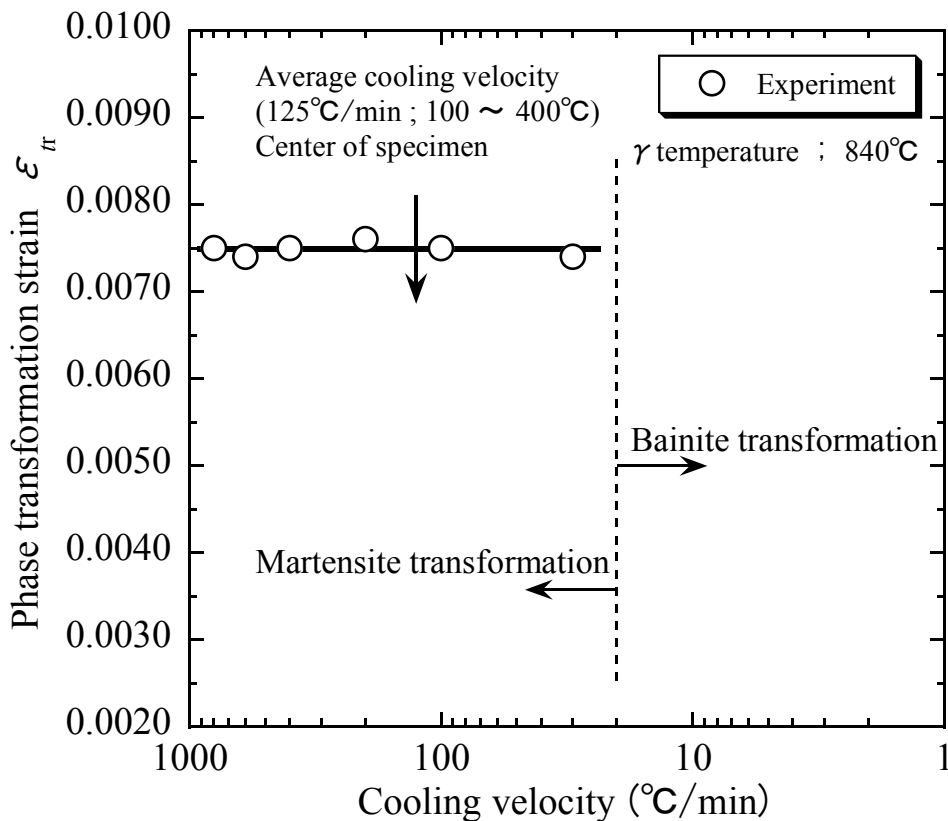


Fig.4.13 Relation between cooling velocity and phase transformation strain

### 4.3.2 実験方法

実験では冷却時の温度測定，及び冷却後の残留応力と変位を測定した．温度測定用の試験材を Fig.4.14 に示す．第 2 章，第 3 章と同様に，直径 70mm，軸長 210mm の円柱を用い，軸長は直径の 3 倍にして，軸長端面からの冷却が軸長中央に影響を与えないように端面を熱遮蔽のコーティングをして温度変化を測定した．温度測定はシース熱電対を使用し，軸長中央断面にて，円柱の中心 ( $1/2D$ )，中心から 17.5mm ( $1/4D$ )，中心から 26.25mm ( $1/8D$ ) の 3 か所の温度を測定した．試験材は炉中で 840℃ に 2 時間保持し，炉出し後水焼入れを行った．本鋼種の  $A_{C3}$  温度は約 750℃ であることより，840℃ 加熱で試験材は十分に化されている．

熱処理前後の試験材径方向の変位及び残留応力測定の実験でも，温度測定と同じ試験材で，同じ熱処理を行なった．ただし，シース熱電対の穴は設けず，しかも端面に熱遮蔽のコーティングは行わなかった．熱処理前後の軸長径方向の変位はレーザ変位計を用いて測定し，焼入れ後の残留応力の測定は Sachs 法<sup>22)</sup>を用いた．また Sachs 法のみでは円柱表面の応力が測定し難いため，表面残留応力はひずみゲージ貼付切り出し法にて測定した．

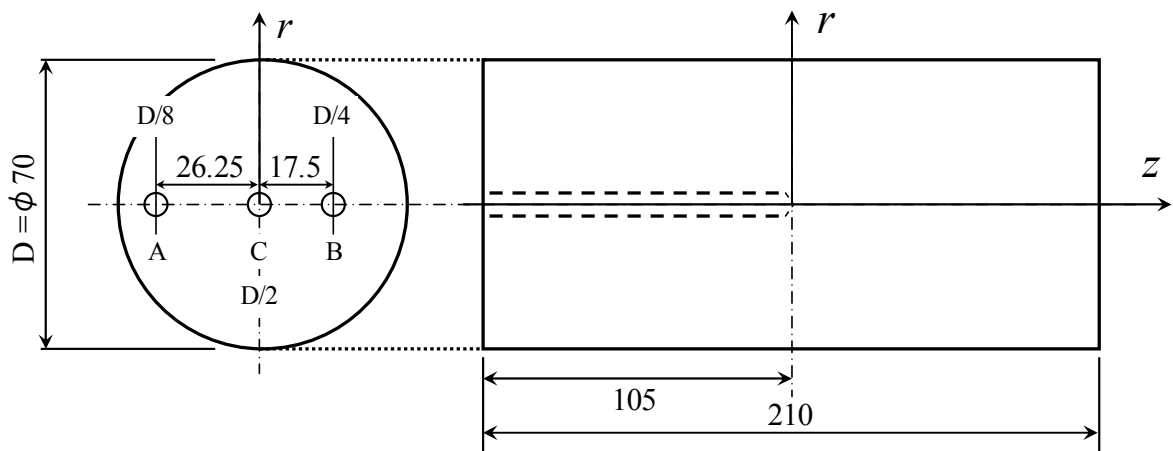


Fig.4.14 Shape of a specimen for measuring thermal history

### 4.3.3 降伏応力の実験結果

Fig.4.12 の降伏応力の実験値は，温度上昇過程での  $\alpha$  相から  $\gamma$  相へと変わる時の降伏応力の温度依存性を示している．冷却過程では  $\gamma$  相からマルテンサイトの  $\alpha_m$  相になることを考慮すると， $M_s$  点開始までは  $\gamma$  相であるため冷却過程の降伏応力の挙動は，Fig.4.12 に示した加熱過程とは大きく異なるはずである．



そこで、実験により供試鋼の冷却過程中の降伏応力を測定した。試験片を一旦 1000℃ の  $\gamma$  相まで加熱し、その後所定の温度に冷却して引張試験を行い、冷却過程中の  $\gamma$  相及び  $\alpha_m$ ' 相の降伏応力を求めた。実験より求めた供試鋼の  $\gamma$  相及び  $\alpha_m$ ' 相の降伏応力の値を Fig.4.15 に ● 印で示す。

また、降伏応力の実験値を使用した解析以外に、2 水準の降伏応力を用いた解析条件を仮定した。解析条件 1(condition1)は、冷却過程中の  $\gamma$  相の降伏応力としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の降伏応力を用い (Fig.4.15 の ○ 印)、相変態後 ( $M_s$  点以下) は、実験値の降伏応力が上昇しない 240℃ まで SUS304 の降伏応力を使用し、降伏応力が上昇する 240℃ 以下では実験値 (● 印) を用いた。解析条件 2(condition2)は、 $\gamma$  相での降伏応力としてオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の降伏応力 (Fig.4.15 の ○ 印) を用い、相変態開始後 ( $M_s$  点以下) では、マルテンサイト変態分率に伴い降伏応力が高くなると仮定し、水焼入れ後の常温強度 (1280MPa) と式(2.4)のマルテンサイトの変態分率より求めた降伏応力 (Fig.4.15 の △ 印) を用いた。

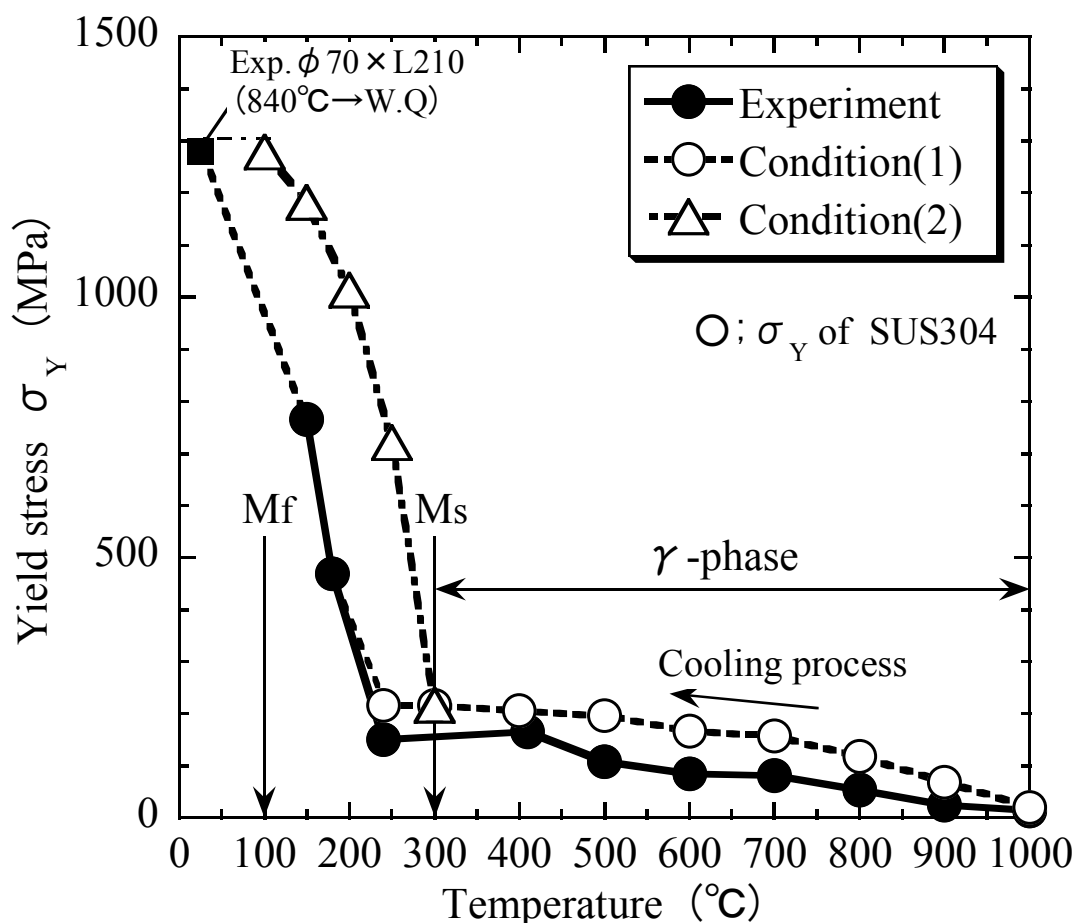


Fig.4.15 Experimental result of yield stress during cooling

## 4.4 実験値と数値解析値の比較と考察

### 4.4.1 温度変化

温度変化の解析は4節点1要素とし、実験に使用した円柱寸法の軸対称1/4モデルを用いた。解析モデルの要素分割をFig.4.16に示す。

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

供試鋼の熱伝導計算に必要な物性値である比熱と熱伝導率はFig.4.10とFig.4.11を用いた。文献値の物性値である比熱（Fig.4.10の○印）及び熱伝導率（Fig.4.11の□印）を用いて焼入れ時の温度変化を数値解析した結果をFig.4.17に示す。

記号○，△，□が実験値であり、曲線が解析値である。低温側にて特に実験値と解析値に大きな相違があることが分かる。この原因は使用した材料の相変を考慮した物性値を用いずに計算したこと、及びマルテンサイト変態を考慮しなかったためと考えられる。そこで、4.2.5節で記述したように、 $\gamma$ 相と $\alpha_m'$ 相並びにマルテンサイトの変態発熱を考慮したFig.4.10の比熱（●，▲印）とFig.4.11の熱伝導率（■印）の物性値を用いて温度変化を数値解析した結果をFig.4.18に示す。相変態発熱を考慮した解析結果と実験値は概ね一致していることが分かる。したがって相変態中の発熱は温度変化に大きな影響を及ぼし、マルテンサイト変態に関しては相変態発熱量約 $84\text{J}/\text{g}$ を考慮して解析を行わなければならない。また各相を考慮して $\gamma$ 相の領域はSUS304の値を代用することにより、温度変化は精度良く解析できている。温度変化は熱荷重であるから、熱応力の発生原因であり、非常に重要である。

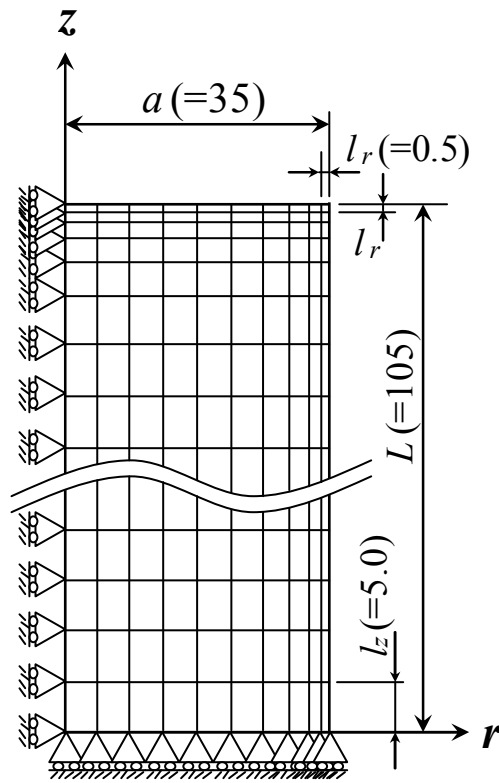


Fig.4.16 Analysis model and element division

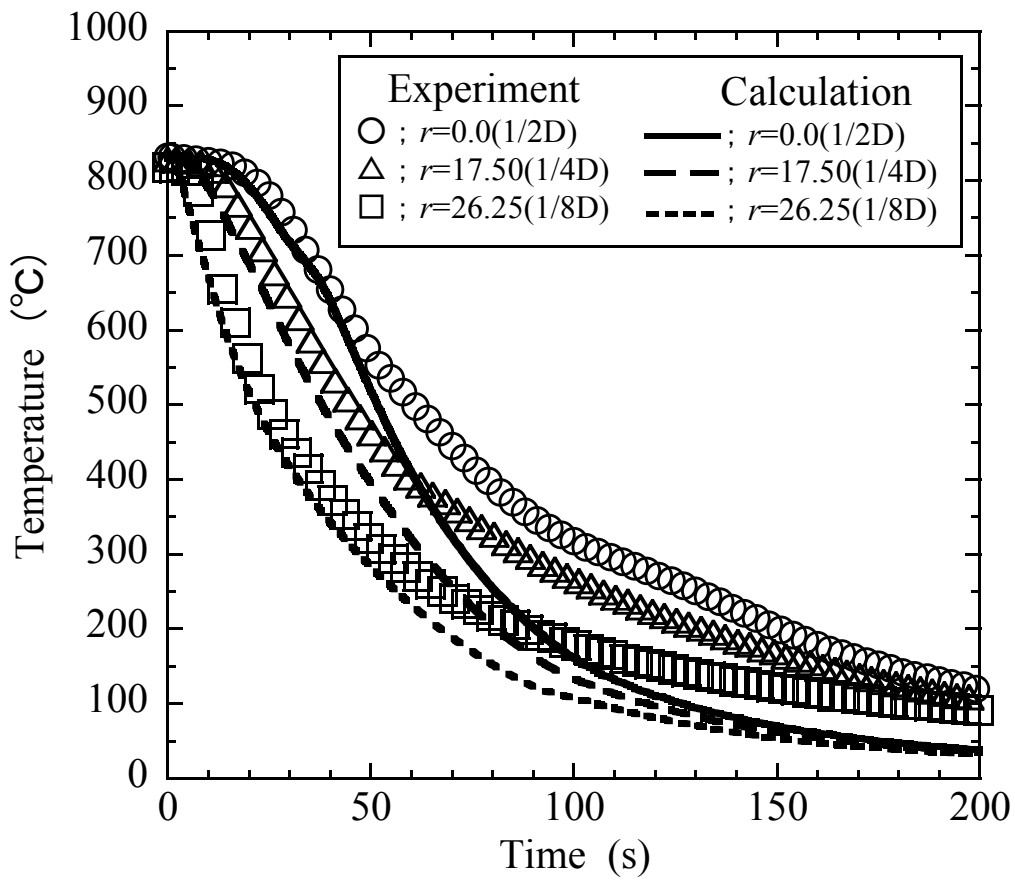


Fig.4.17 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change

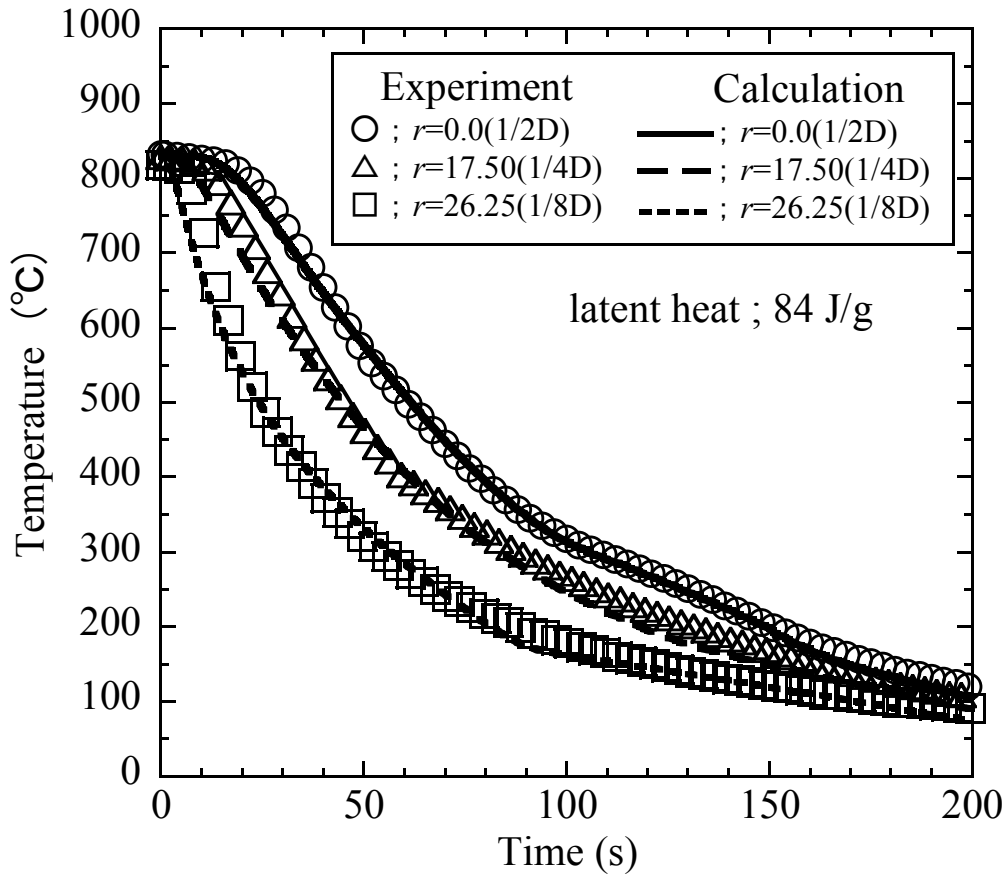


Fig.4.18 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change revised

#### 4.4.2 残留応力と変位

Fig.4.16 の解析モデルと Fig.4.8 で使用した線膨張係数及び Fig.4.12 の降伏応力，ヤング率を用いて水焼入れ後の残留応力分布を解析した．Sachs 法により求めた円柱の径方向，軸方向，円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4.19 に示す．また軸長に沿って径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4.20 に示す．

実験値では円柱の表層側は熱応力型の残留応力分布を示し，内部は変態応力型となっているが<sup>52)</sup>，解析結果は表層-圧縮，中心-引張の熱応力型の残留応力分布を示している．また変位の解析結果も実験値とは大きな相違があることが分かる．

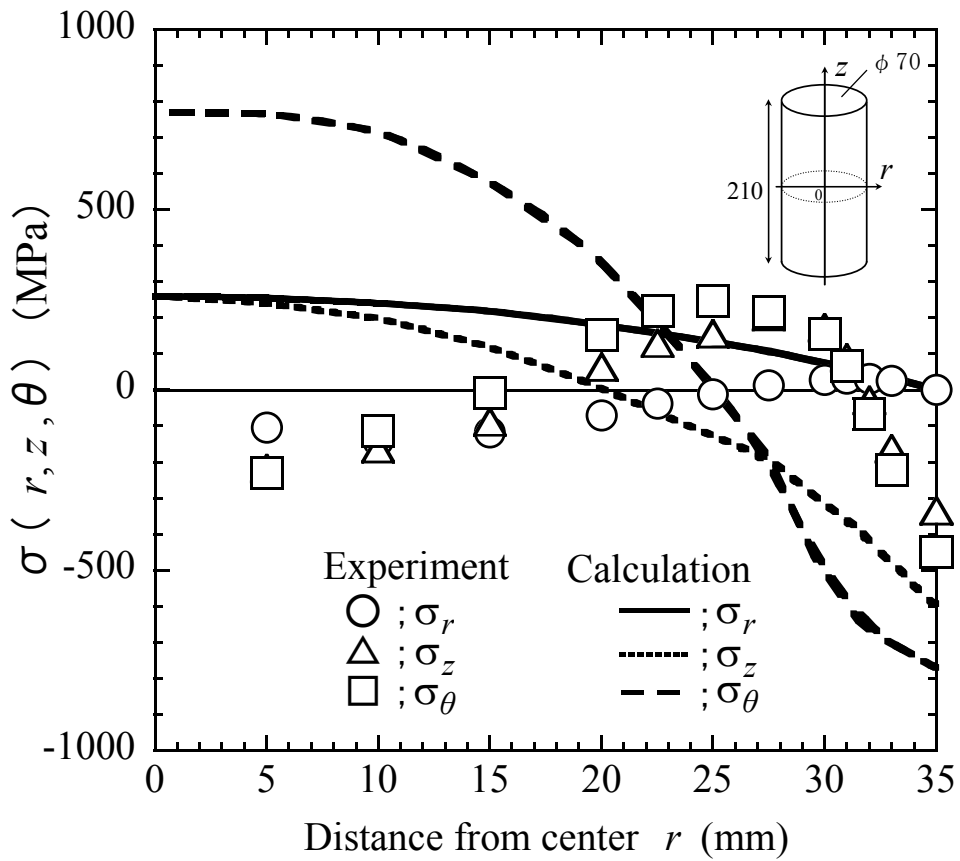


Fig.4.19 Residual stress distribution

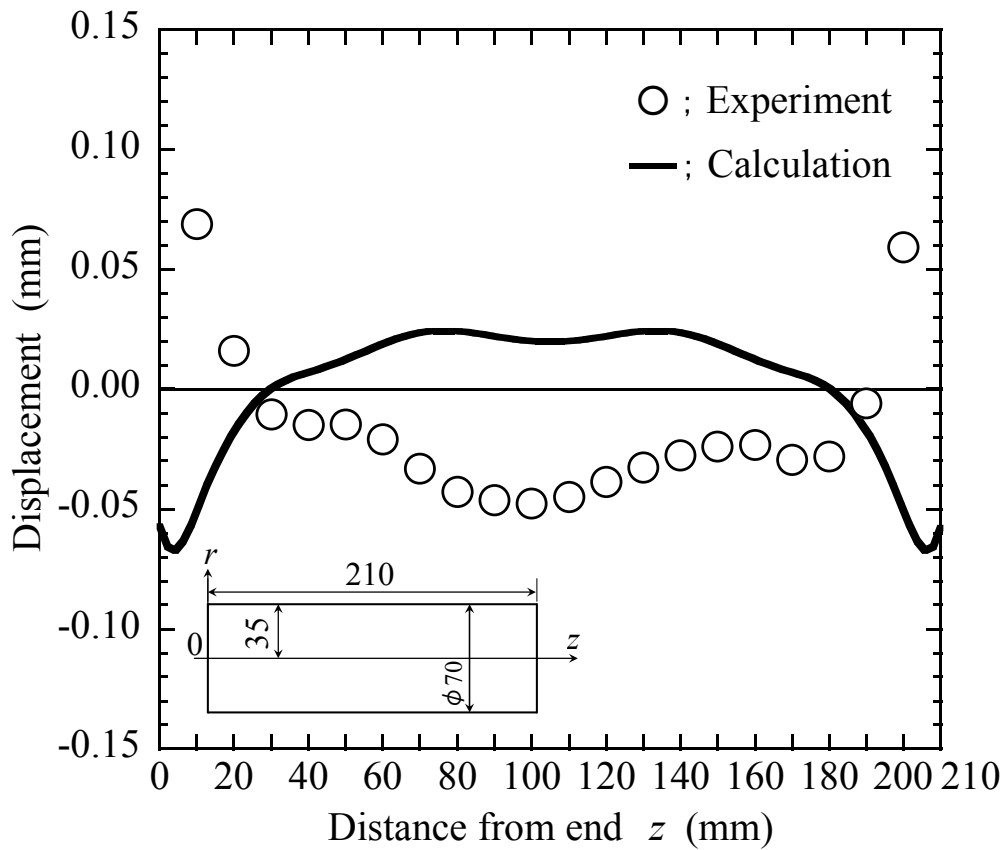


Fig.4.20 Radial displacement distribution

#### 4.4.3 降伏応力と数値解析結果

Fig.4.19 と Fig.4.20 にて実験値と数値解析値が合わなかった原因について考察を行う．残留応力分布に大きく影響を及ぼす因子は，主に温度変化，線膨張係数と降伏応力である．線膨張係数と温度変化に関しては Fig.4.8 と Fig.4.18 に示したように実験値を精度良く数値解析できている．したがって，降伏応力が解析結果に大きく影響を及ぼしていると考え，解析に用いた降伏応力について検討を行った．

解析に用いた Fig.4.12 の降伏応力の値は，マルテンサイト相の相変態による降伏応力の変化を考慮していないため実験値と解析値に大きな相違を生じたと考えられる．そこで，Fig.4.15 の降伏応力値を使用し解析を行った．3水準の降伏応力を用いて解析した時の軸方向応力 ( $\sigma_z$ ) と実験値の比較を Fig.4.21 に示す．また径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4.22 に示す．

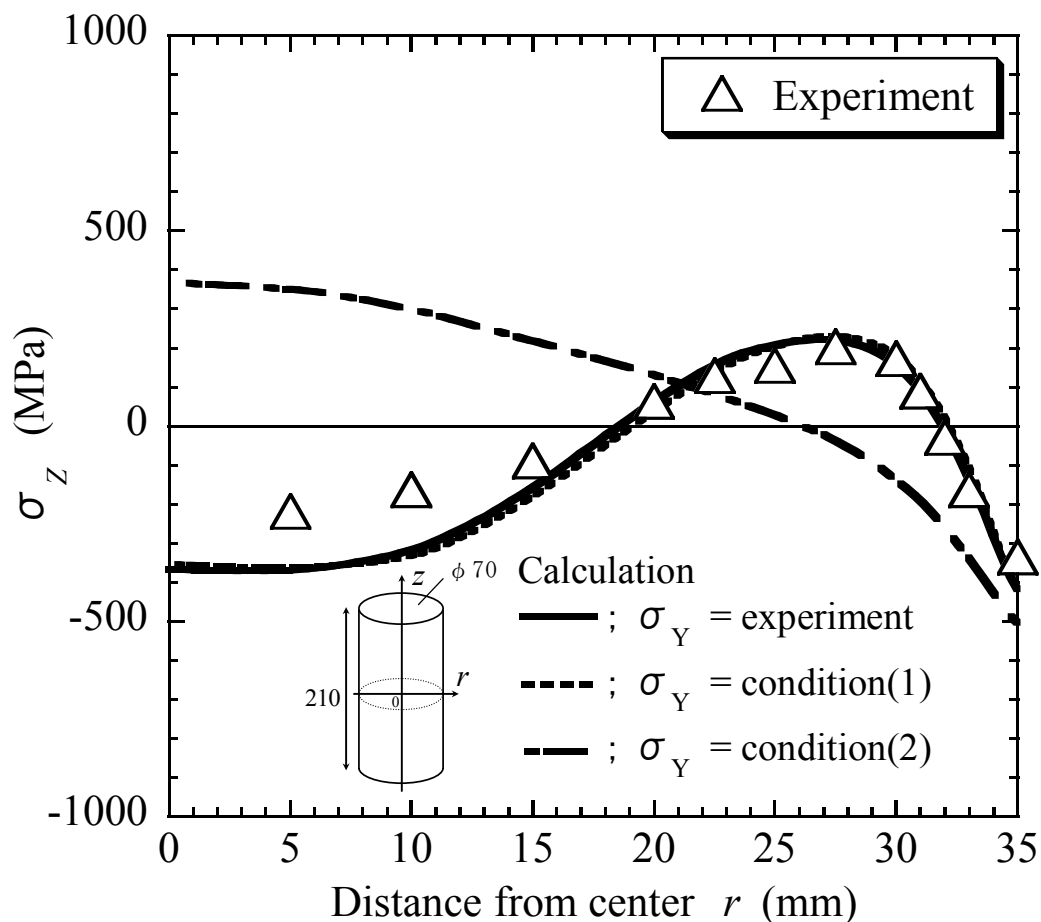


Fig.4.21 Residual stress distribution

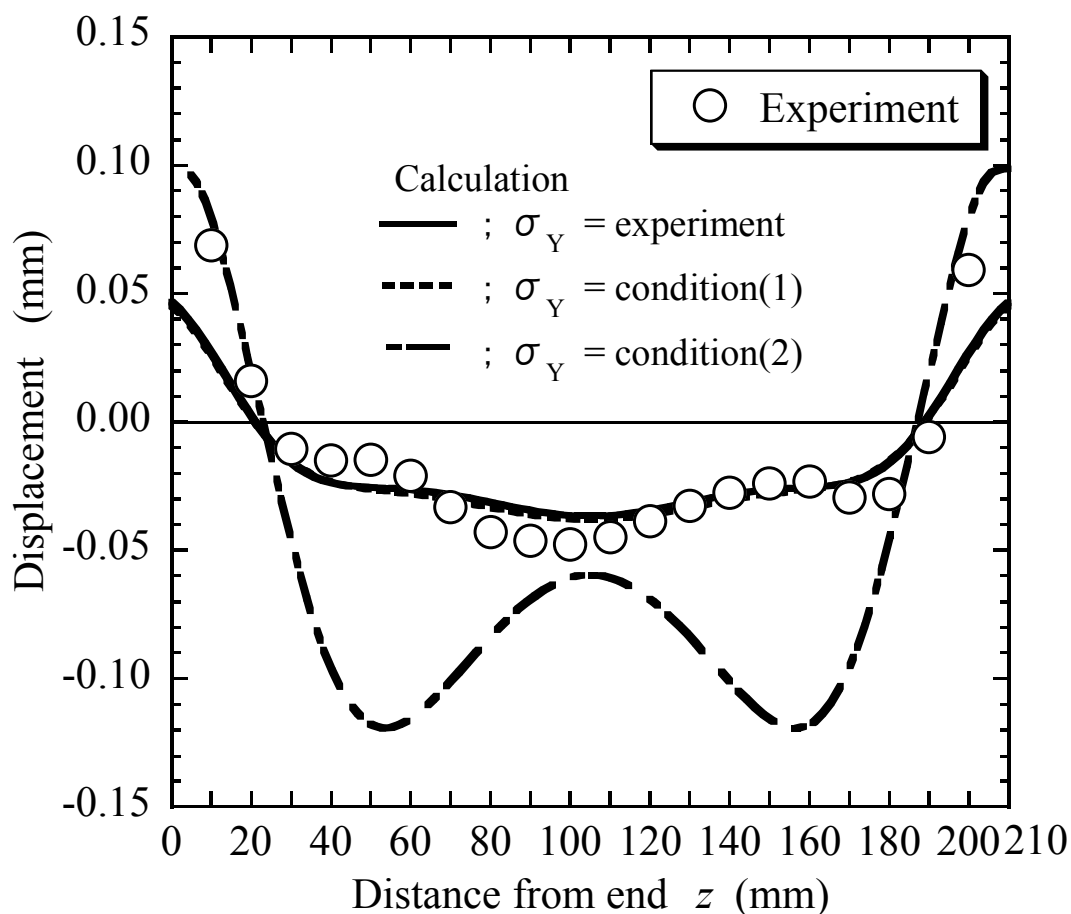


Fig.4.22 Radial displacement distribution

実験により求めた降伏応力値を用いて解析を行うと、残留応力、変位共に実験値と解析値は概ね一致している。また冷却過程において $\gamma$ 相ではオーステナイト系ステンレスの降伏応力を用い、降伏応力が高くなる温度を実験値と同じ $M_s$ 点より低い温度の $240^\circ\text{C}$ にした解析条件1(condition1)の残留応力と変位も概ね実験値に一致している。

しかし、 $\gamma$ 相はオーステナイト系ステンレスの降伏応力を用い、 $M_s$ 点以下の温度域ではマルテンサイト変態分率とオーステナイトの分率より modified Koistinen-Marburger 則の式(4.4)を用いて降伏応力を求めた解析条件2(condition2)の解析結果は、残留応力分布並びに変位共に実験値と大きな相違がある。この理由を以下のように考える。

実験値の降伏応力の特徴は、 $M_s$ 点以下でも低い降伏応力の値を推移していることである。冷却過程において、 $M_s$ 点までの $\gamma$ 相では、降伏応力はオーステナイト系ステンレスと同様に低い値を推移する。 $M_s$ 点以下では、マルテンサイト変態が生じるが、 $M_f$ 点に至るまでは完全には変態せず、未変態の $\gamma$ 相と $\alpha_m'$ 相とが混在した状態である。Modified Koistinen-Marburger 則より $250^\circ\text{C}$ 前後で

は未変態の  $\gamma$  相と  $\alpha_m'$  相が各々 50% 程度で推移していると考えられることから、 $M_s$  点から 250°C 前後までは  $\alpha_m'$  相よりも  $\gamma$  相の占める割合が大きい。このため降伏応力は降伏応力の低い  $\gamma$  相に依存するものと考え、変態開始直後でも降伏応力は高くなり、 $\gamma$  相の降伏応力の値を推移したものと考えられる。したがって、マルテンサイト変態開始直後からマルテンサイト変態分率に伴い降伏応力が高めに移行すると仮定し、式(4.4)の変態分率より求めた降伏応力を使用した解析条件 2(condition2)では実験値と解析値が合わなかったものと考えられる。

Fig.4.15 に示す実験値の降伏応力を用い、円柱の径方向、軸方向、円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4.23 に示す。焼入れ後の残留応力分布は 3 軸方向全てにおいて、概ね実験値と解析値は一致している。

以上より、温度変化の精度良い解析手法及び相変態ひずみを考慮した線膨張係数並びに加熱・冷却過程での各相の降伏応力と  $\alpha_m'$  相と  $\gamma$  相が混在した領域での確かな降伏応力の値を用いることにより、相変態を生じる焼入れ過程の応力変化は精度良く解析できた。冷却過程での降伏応力の値を精度良く求めることは熱弾塑性解析を行う上で非常に重要となる。

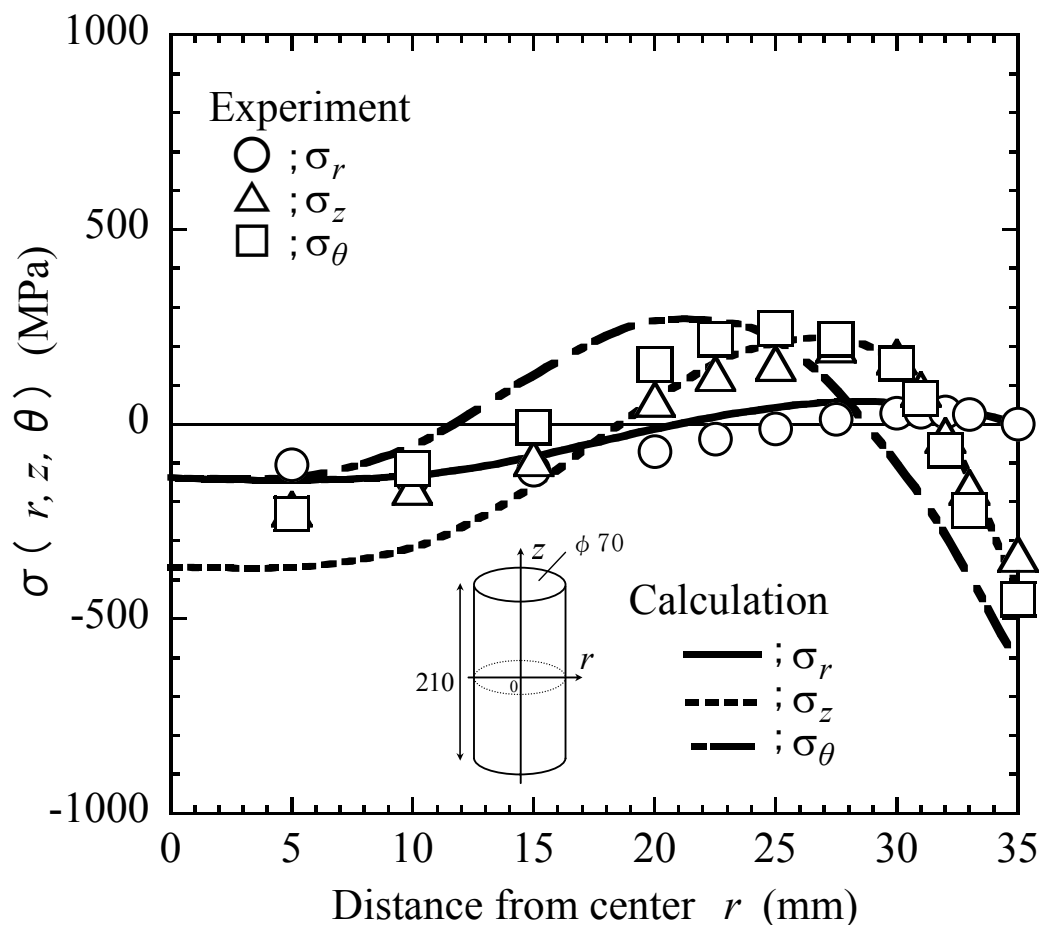


Fig.4.23 Residual stress distribution



## 4.5 結論

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

(1) 温度変化の解析では，相を考慮した相変態発熱を用いる必要がある．また  $\gamma$  相では SUS304 の物性値を用いることにより，残留応力に影響を与える熱荷重を精度良く解析できることを示した．

(2) 相変態ひずみを考慮した線膨張係数は，相変態により生じる応力変化及び膨張・収縮を精度良く解析できることを示した．

(3) 降伏応力は残留応力及び変位に大きな影響を与え，加熱・冷却過程で相を考慮した値を用いなければならない．また冷却過程の  $\alpha_m'$  相と未変態の  $\gamma$  相の混在域では， $\gamma$  相の占める割合が高い温度範囲において，降伏応力は  $\gamma$  相の降伏応力に近い値となった．

(4) 相変態ひずみを考慮した線膨張係数及び冷却中の確かな降伏応力の値を用いることにより，相変態により生じる応力，及び変位が精度良く解析できることを示した．

## 付録 4.1 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較

第 4 章では 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い焼入過程でマルテンサイトの相変態が生じる場合の残留応力並びに変位を予測する数値解析手法について検討した。ここでは他鋼種を用い，他相変態組織を生じた場合の残留応力並びに変位の実験値と数値解析値の比較・検討結果を示す。

### 4.1.1 マルテンサイト変態(9%Cr 鋼)

4.1.1 節では水焼入れによりマルテンサイト変態を生じる 9%Cr 鋼の残留応力分布並びに変位を検討した。供試鋼の化学成分を Table 4A.1 に示す。

実験では第 4 章 4.3.2 節同様に冷却時の温度測定，及び冷却後の残留応力と変位を測定した。9%Cr 鋼の Ac3 温度は約 900℃であった。そのため焼入れ温度は試験材が十分にア化されることを考慮し 950℃とした。950℃から水焼入れした時の温度変化の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4A.1 に示す。また温度解析に使用した冷却過程の比熱・熱伝導率の値を Fig.4A.2 に示す。なお本鋼種は冷却時にマルテンサイト変態を生じるのでマルテンサイト変態発熱量約 84J/g を考慮して解析を行った。

残留応力分布の解析では相変態ひずみを考慮した線膨張係数並びに降伏応力の温度依存性の値が重要となる。相変態ひずみについては第 4 章 4.2.4 節同様に供試材の膨張量を測定し実験結果より相変態ひずみを求めた。相変態ひずみは加熱過程では 0.0025(相変態温度範囲；840～870℃)，冷却過程では 0.0070(相変態温度範囲；240～370℃)となった。相変態ひずみを考慮して供試材の膨張量を解析した。膨張量の実験値と数値解析結果を Fig.4A.3 に示す。また降伏応力の温度依存性の実験結果を Fig.4A.4 に示す。

Sachs 法により求めた円柱の径方向，軸方向，円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4A.5 に示す。また軸長に沿って径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4A.6 に示す。

焼入れ時の温度変化並びに残留応力分布・変位共に実験値と数値解析値はほぼ一致した。

Table 4A.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.09	0.3	0.49	0.17	8.75	0.92	0.210

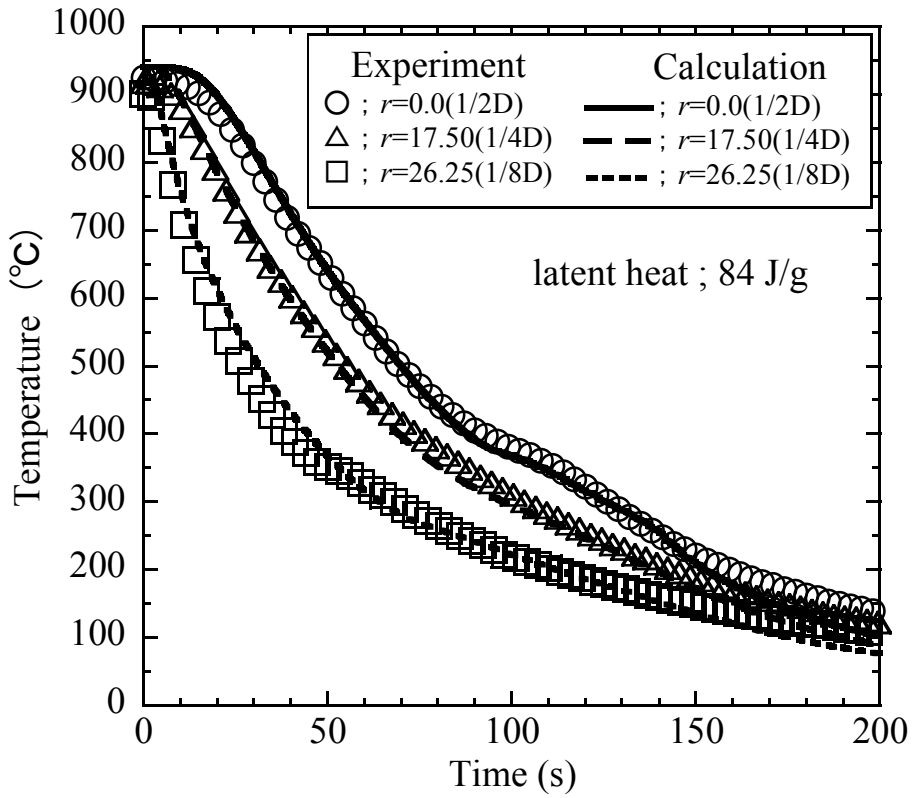


Fig.4A.1 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change

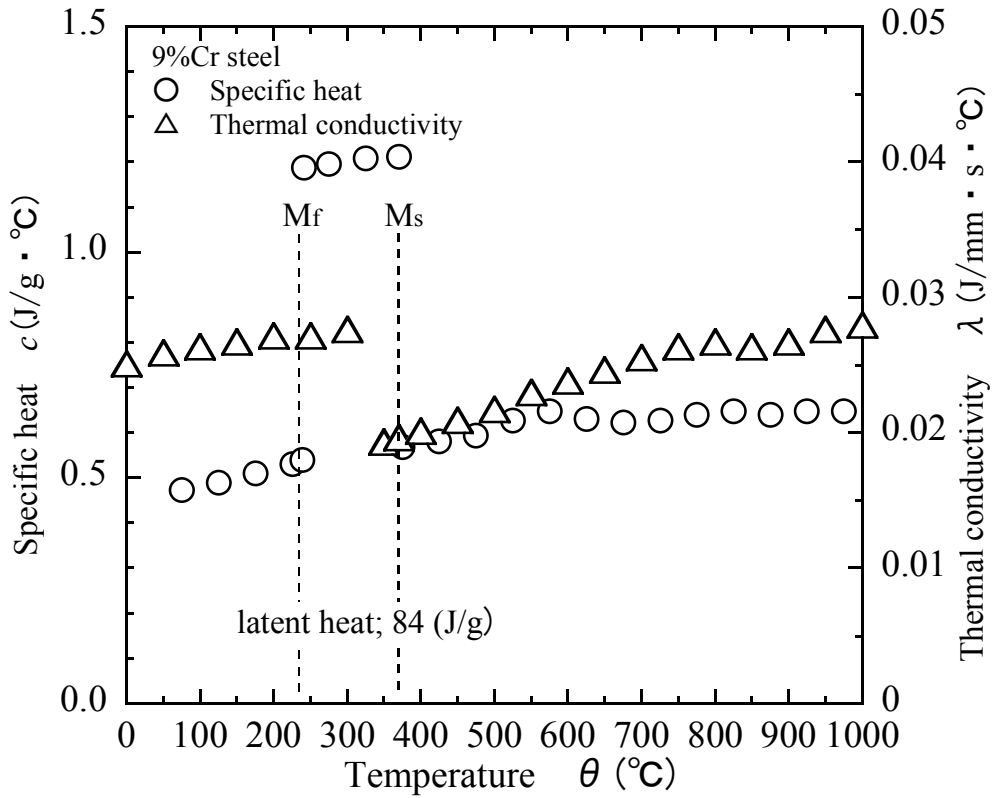


Fig.4A.2 Temperature dependence of specific heat and thermal conductivity considered of phase transformation

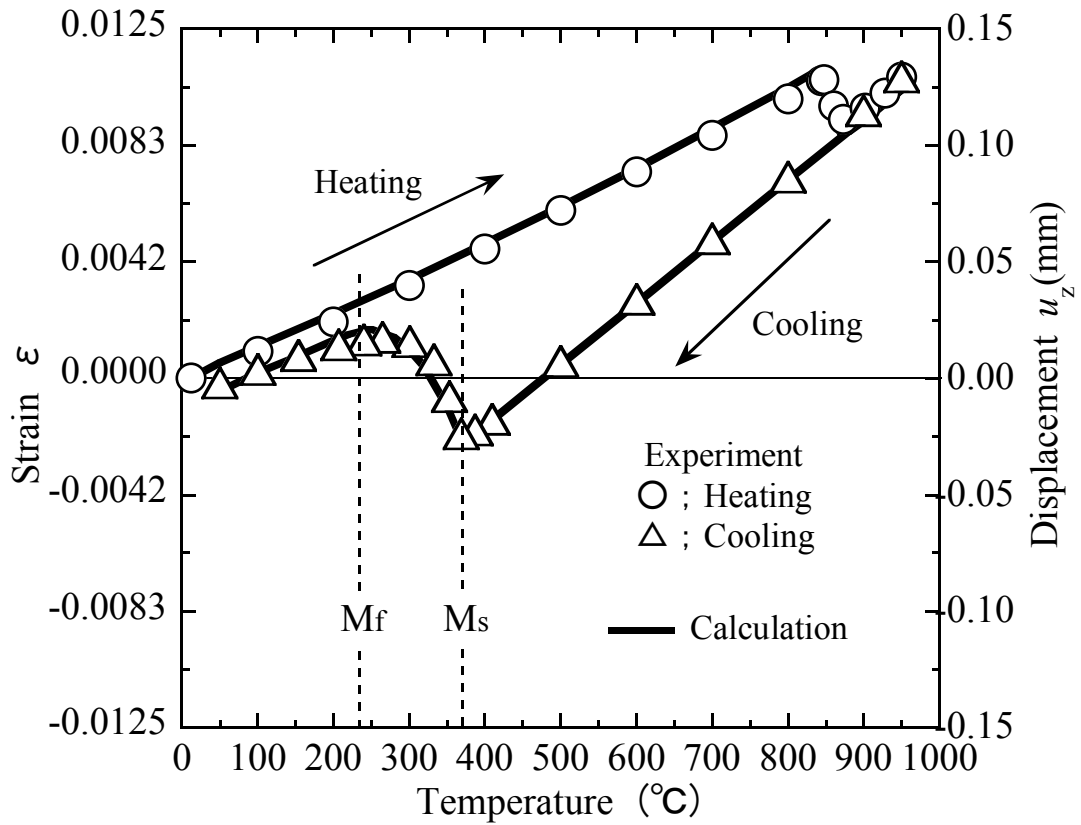


Fig.4A.3 Expansion curve of 9%Cr-steel

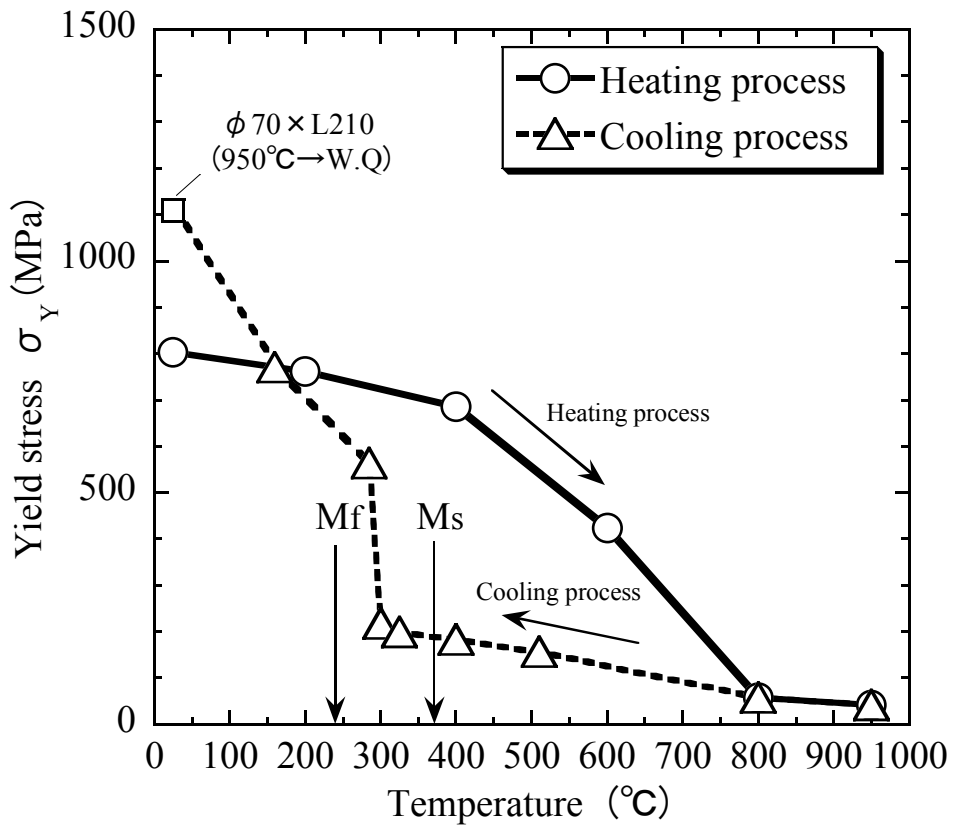


Fig.4A.4 Temperature dependence of yield stress

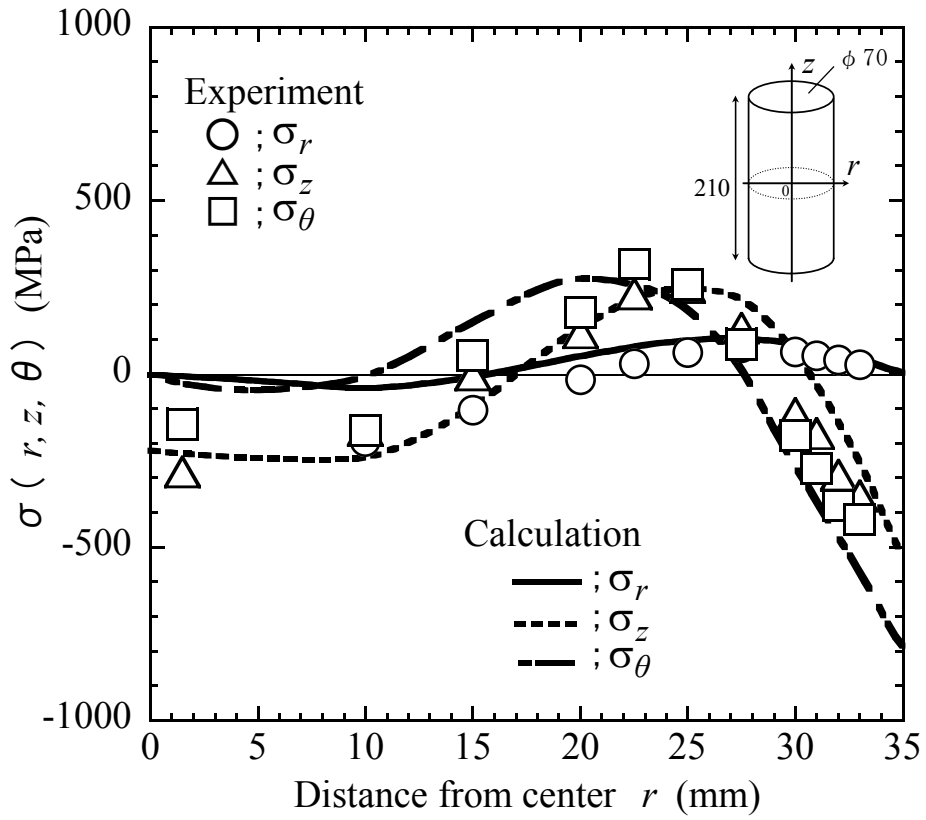


Fig.4A.5 Residual stress distribution

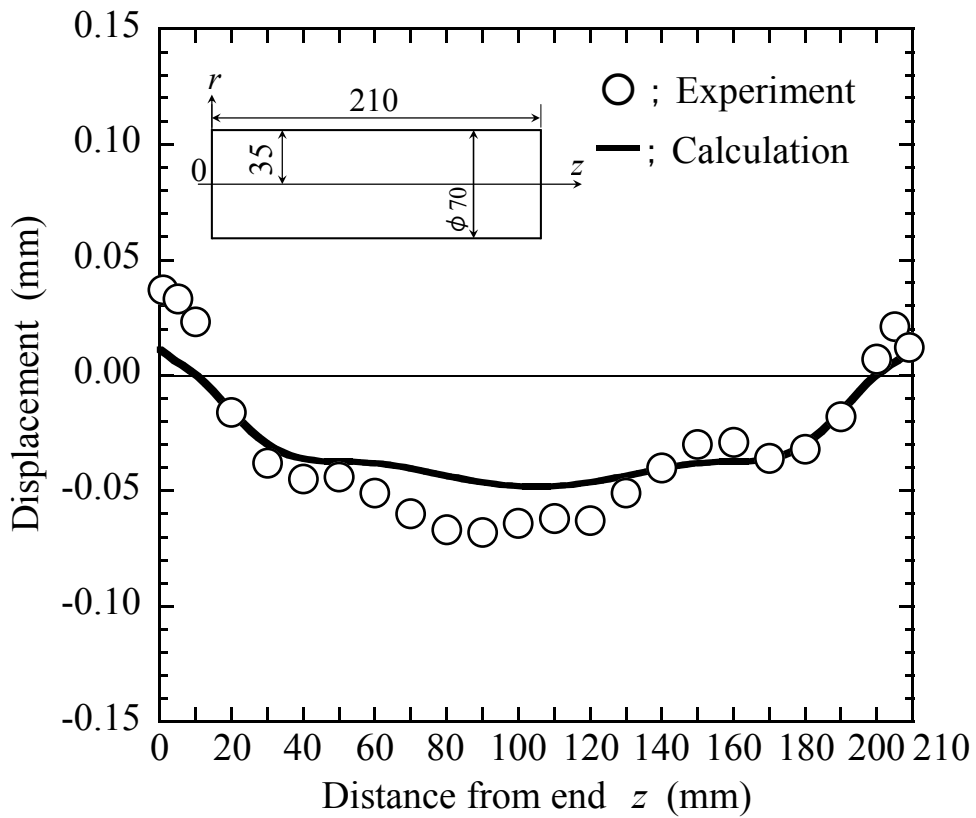


Fig.4A.6 Radial displacement distribution

#### 4.1.2 ベイナイト変態(3%Mn鋼)

4.1.2 節では水焼入れによりベイナイト変態を生じる 3%Mn 鋼の残留応力分布並びに変位を検討した。供試鋼の化学成分を Table 4B.1 に示す。

実験では第 4 章 4.3.2 節同様に冷却時の温度測定，及び冷却後の残留応力と変位を測定した。3%Mn 鋼の Ac3 温度は 846℃であった。そのため焼入れ温度は試験材が十分に化されることを考慮し 950℃とした。950℃から水焼入れした時の温度変化の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4B.1 に示す。また温度解析に使用した冷却時の比熱・熱伝導率の値を Fig.4B.2 に示す。なお本鋼種は冷却時にベイナイト変態を生じるのでベイナイト変態発熱量約 75J/g<sup>32)</sup>を考慮して解析を行った。

残留応力分布の解析では相変態ひずみを考慮した線膨張係数並びに降伏応力の温度依存性の値が重要となる。相変態ひずみについては第 4 章 4.2.4 節同様に供試材の膨張量を測定し実験結果より相変態ひずみを求めた。相変態ひずみは加熱過程では 0.0041(相変態温度範囲；760～820℃)，冷却過程では 0.0057(相変態温度範囲；400～470℃)となった。相変態ひずみを考慮して供試材の膨張量を解析した。膨張量の実験値と数値解析結果を Fig.4B.3 に示す。また降伏応力の温度依存性の実験結果を Fig.4B.4 に示す。

Sachs 法により求めた円柱の径方向，軸方向，円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4B.5 に示す。また軸長に沿って径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4B.6 に示す。

焼入れ時の温度変化並びに残留応力分布・変位共に実験値と数値解析値はほぼ一致した。

Table 4B.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.06	0.23	2.96	0.02	0.04	0.01	0.005

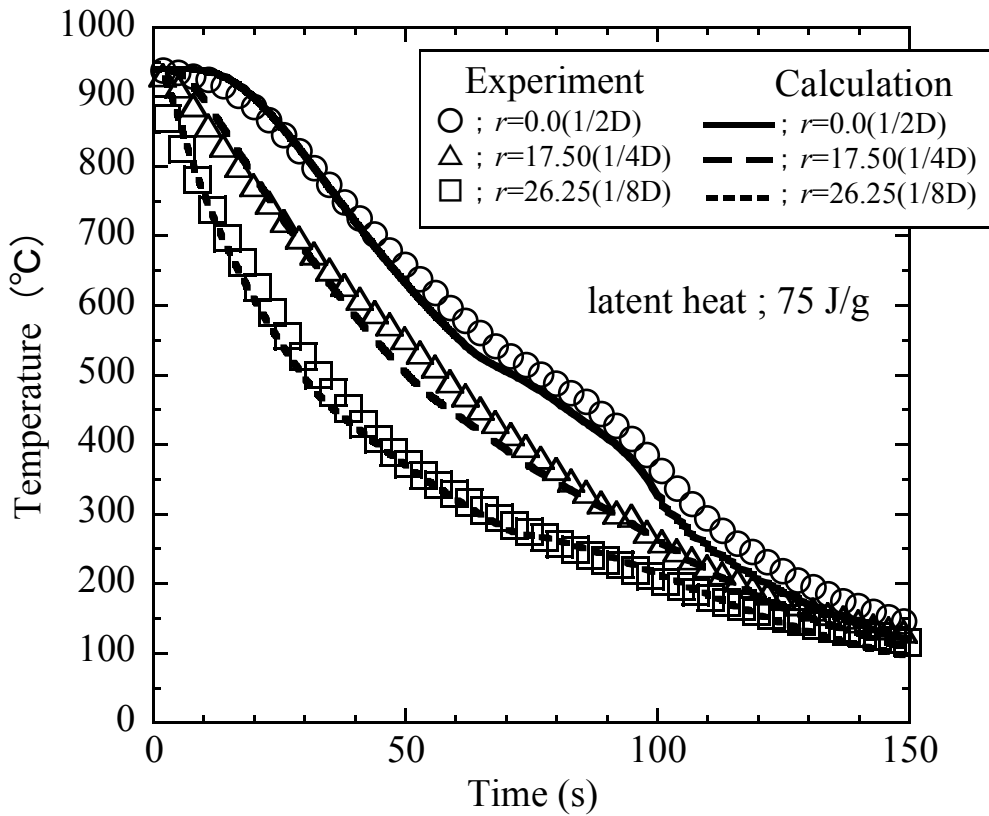


Fig.4B.1 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change

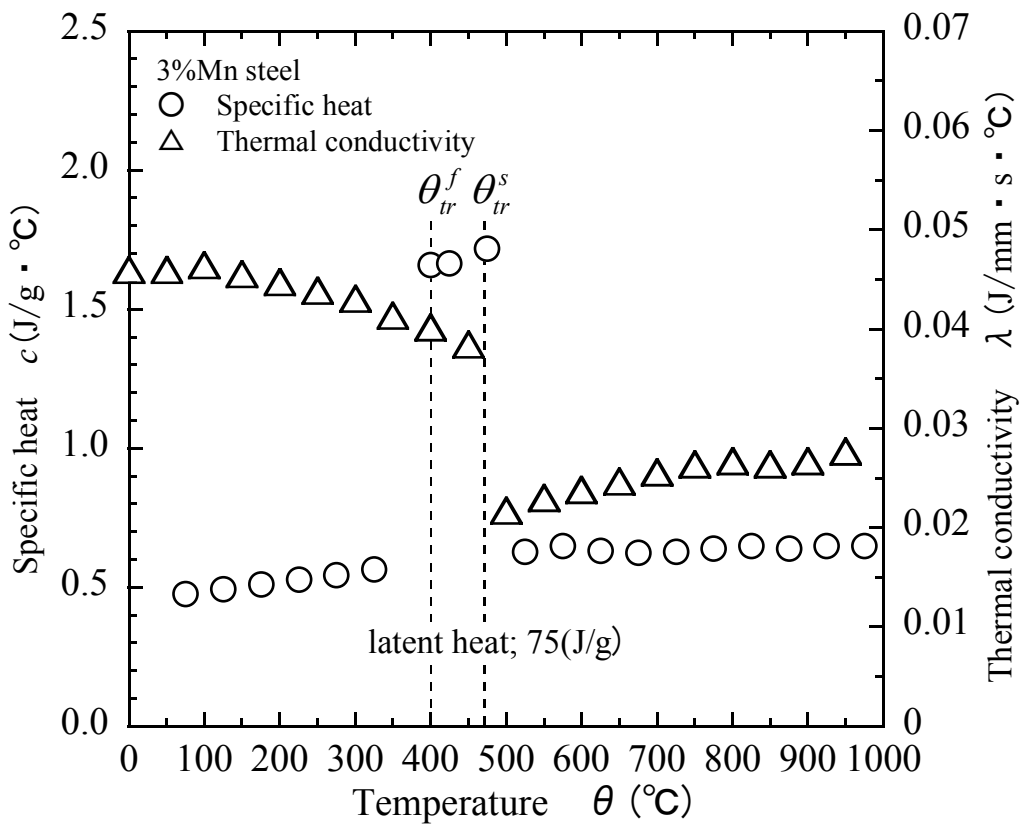


Fig.4B.2 Temperature dependence of specific heat and thermal conductivity considered of phase transformation

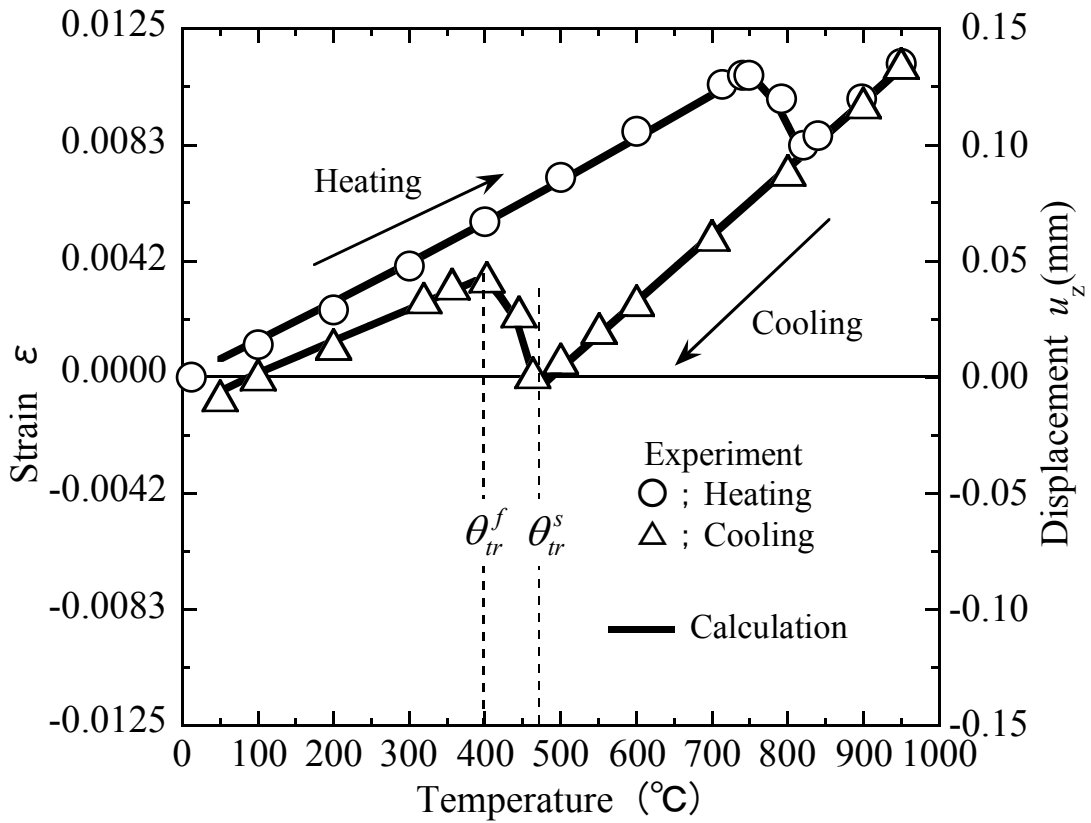


Fig.4B.3 Expansion curve of 3%Mn-steel

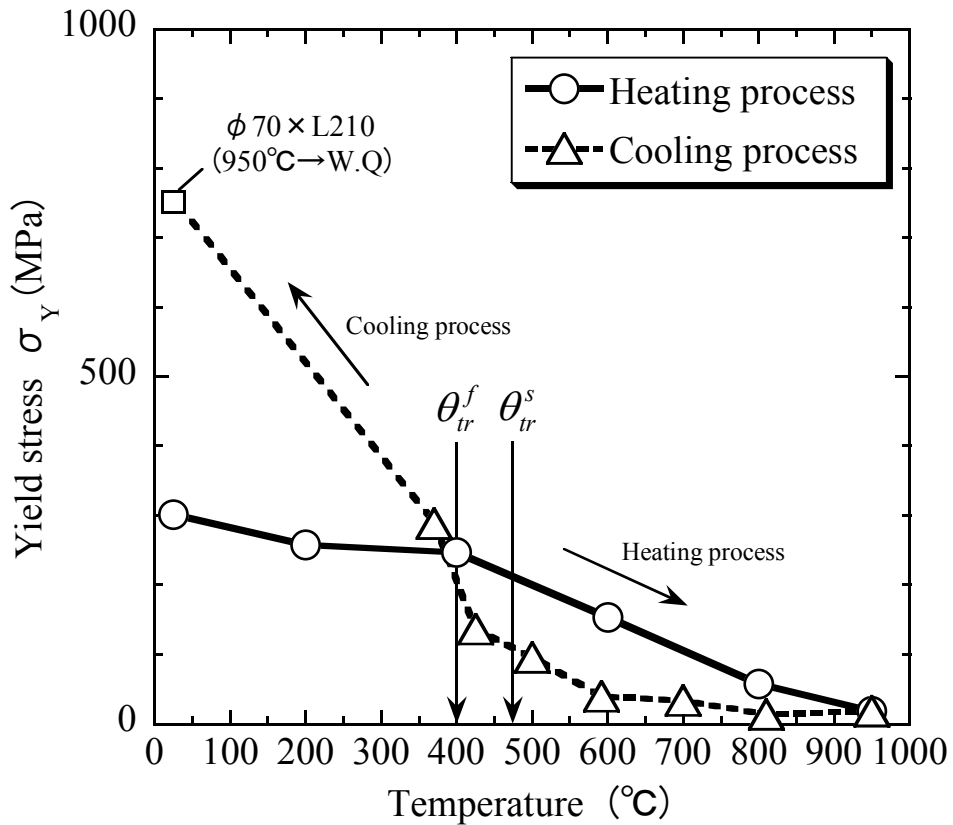


Fig.4B.4 Temperature dependence of yield stress



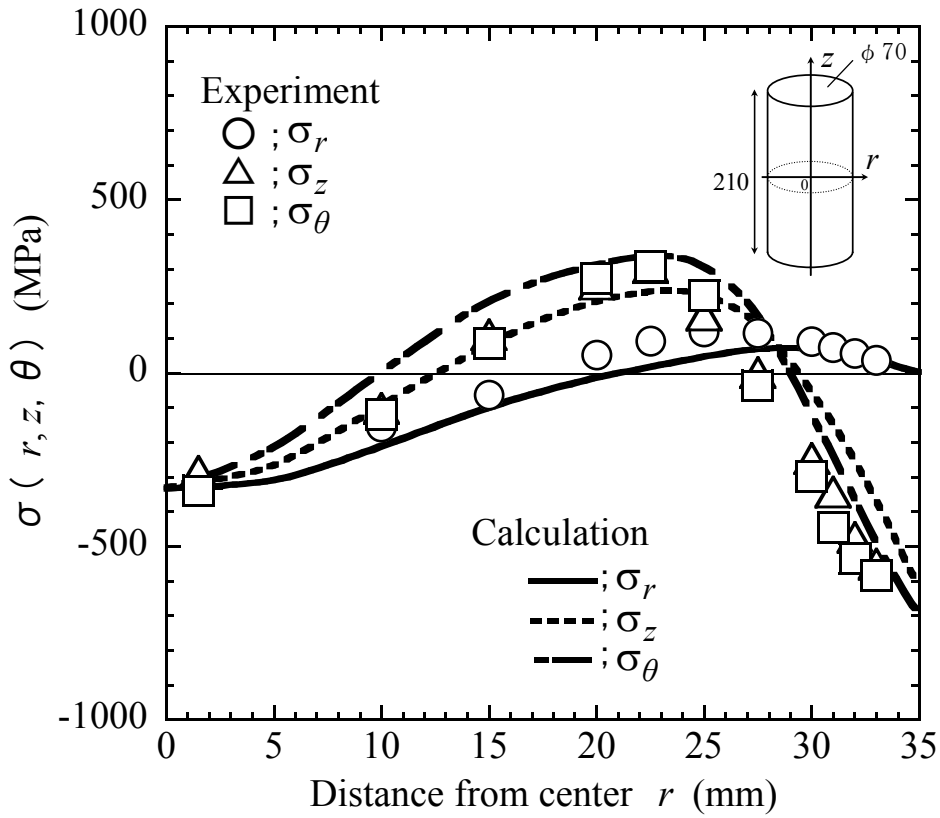


Fig.4B.5 Residual stress distribution

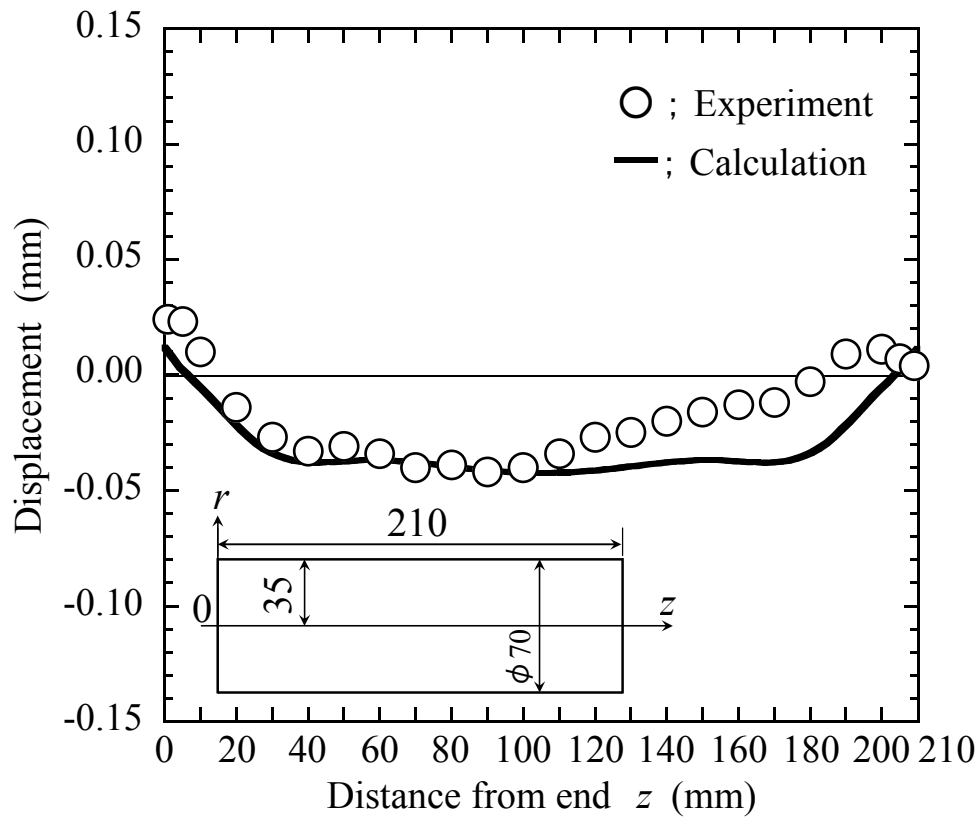


Fig.4B.6 Radial displacement distribution

### 4.1.3 フェライト+パーライト変態(SS400鋼)

4.1.3 節では水焼入れによりフェライト+パーライト変態を生じる SS400 鋼の残留応力分布並びに変位を検討した。供試鋼の化学成分を Table 4C.1 に示す。

実験では第 4 章 4.3.2 節同様に冷却時の温度測定，及び冷却後の残留応力と変位を測定した。SS400 鋼の Ac3 温度は 894℃であった。そのため焼入れ温度は試験材が十分に化されることを考慮し 950℃とした。950℃から水焼入れした時の温度変化の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4C.1 に示す。また温度解析に使用した冷却時の比熱・熱伝導率の値を Fig.4C.2 に示す。なお本鋼種は冷却時にフェライト+パーライト変態を生じるのでフェライト+パーライト変態発熱量約 36J/g<sup>32)</sup>を考慮して解析を行った。

残留応力分布の解析では相変態ひずみを考慮した線膨張係数並びに降伏応力の温度依存性の値が重要となる。相変態ひずみについては第 4 章 4.2.4 節同様に供試材の膨張量を測定し実験結果より相変態ひずみを求めた。相変態ひずみは加熱過程では 0.0035(相変態温度範囲；700～850℃)，冷却過程では 0.0041(相変態温度範囲；620～750℃)となった。相変態ひずみを考慮して供試材の膨張量を解析した。膨張量の実験値と数値解析結果を Fig.4C.3 に示す。また降伏応力の温度依存性の実験結果を Fig.4C.4 に示す。

Sachs 法により求めた円柱の径方向，軸方向，円周方向の残留応力分布の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4C.5 に示す。また軸長に沿って径方向の変位の実験値と解析値を比較した結果を Fig.4C.6 に示す。

焼入れ時の温度変化並びに残留応力分布・変位共に実験値と数値解析値はほぼ一致した。

Table 4C.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
0.14	0.17	0.43	0.09	0.25	0.05	0.003

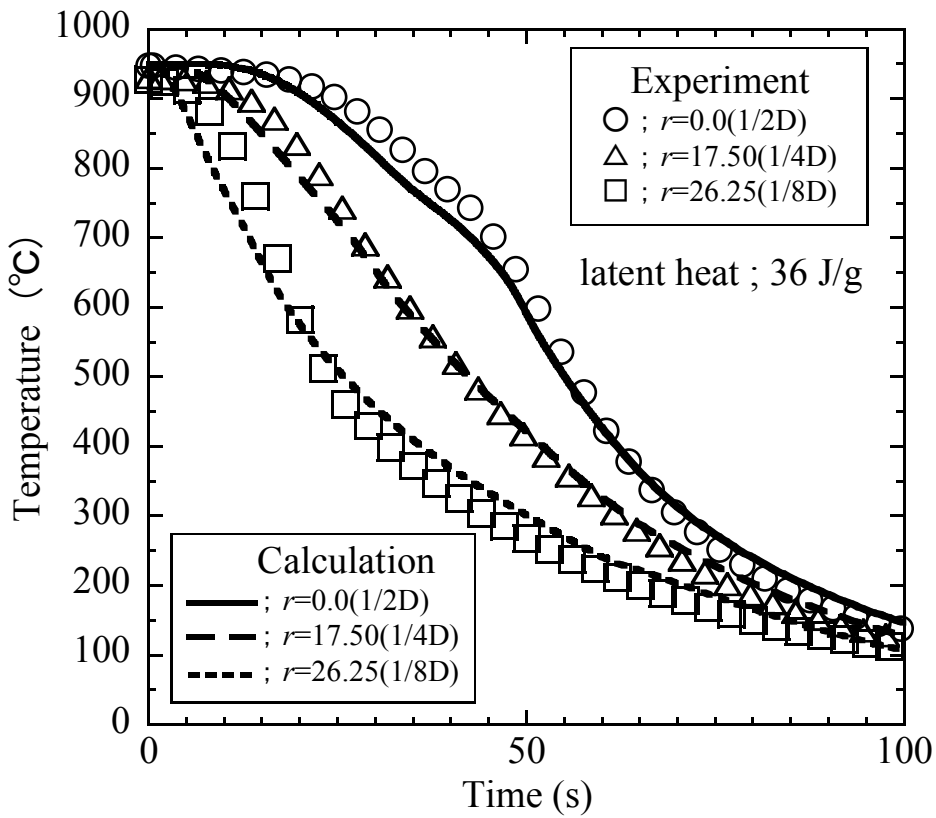


Fig.4C.1 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change

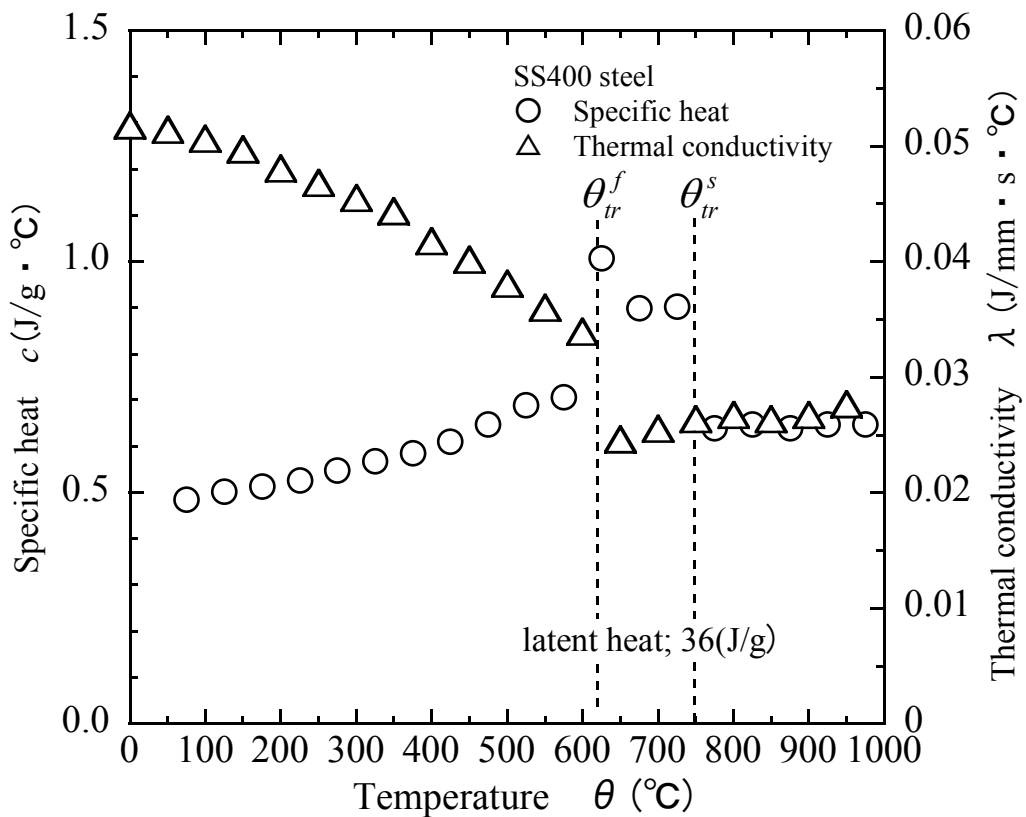


Fig.4C.2 Temperature dependence of specific heat and thermal conductivity considered of phase transformation

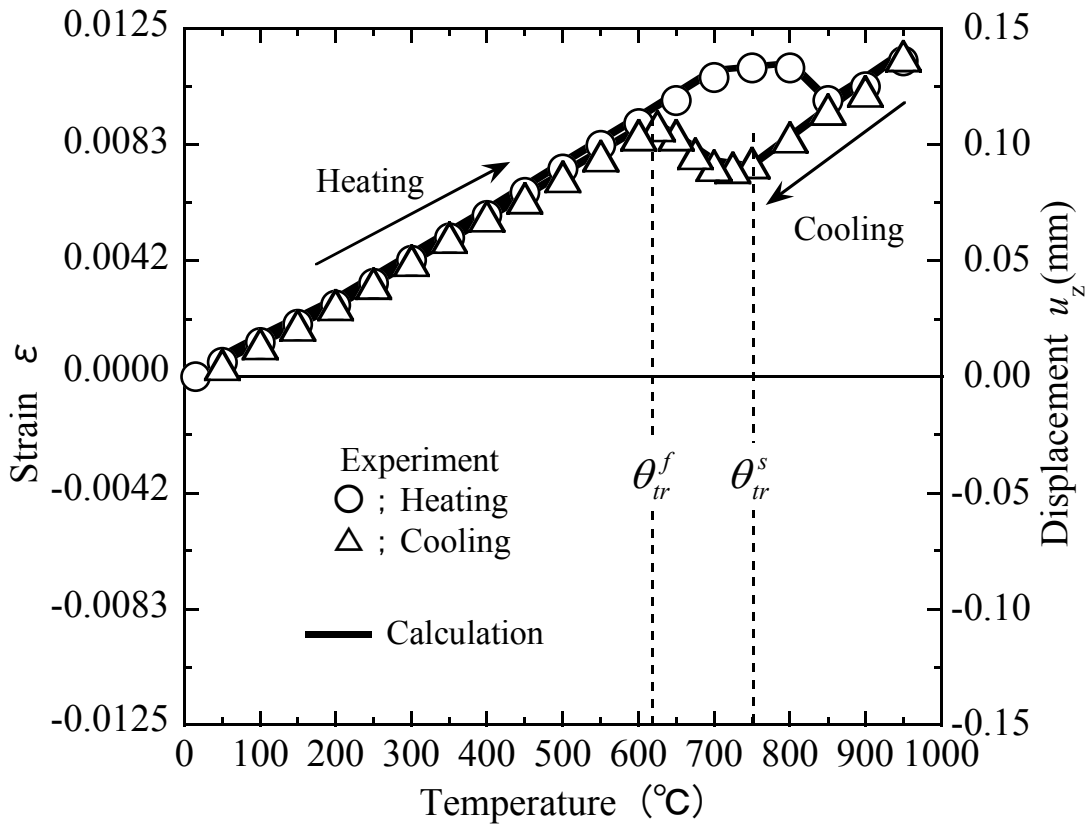


Fig.4C.3 Expansion curve of SS400 steel

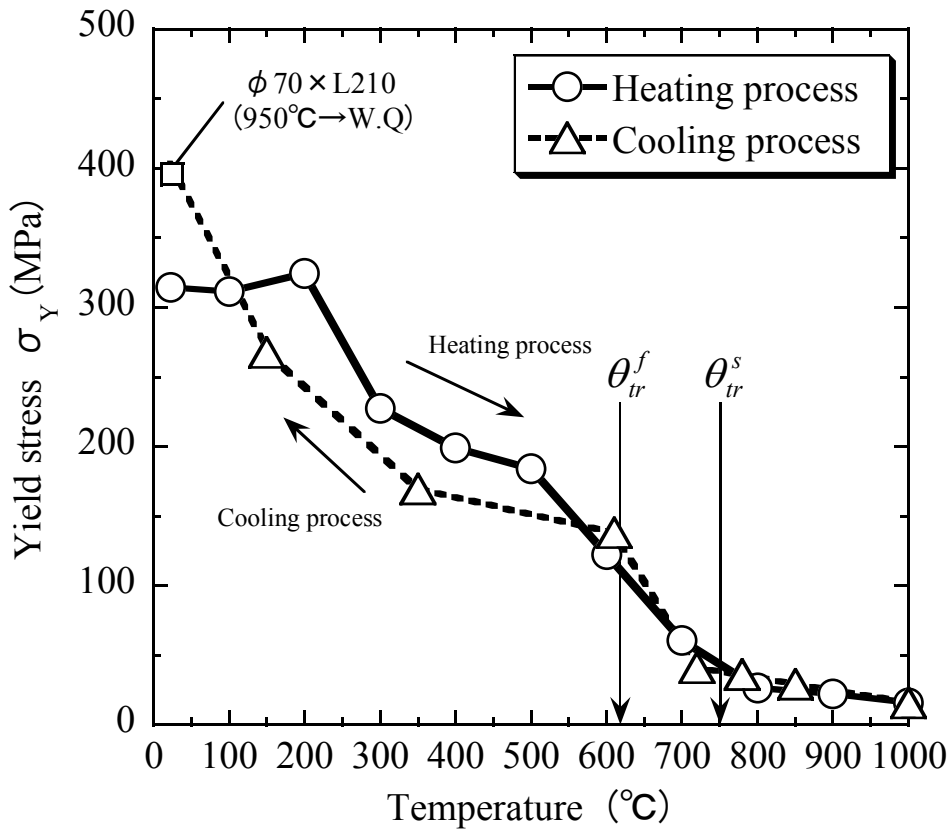


Fig.4C.4 Temperature dependence of yield stress

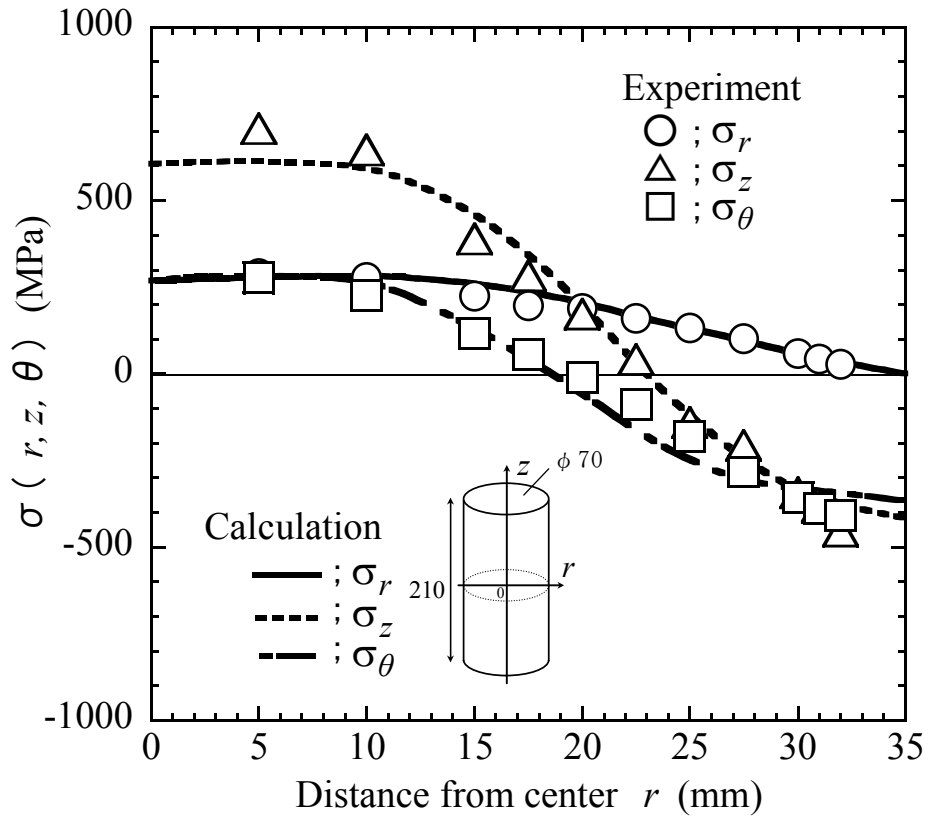


Fig.4C.5 Residual stress distribution

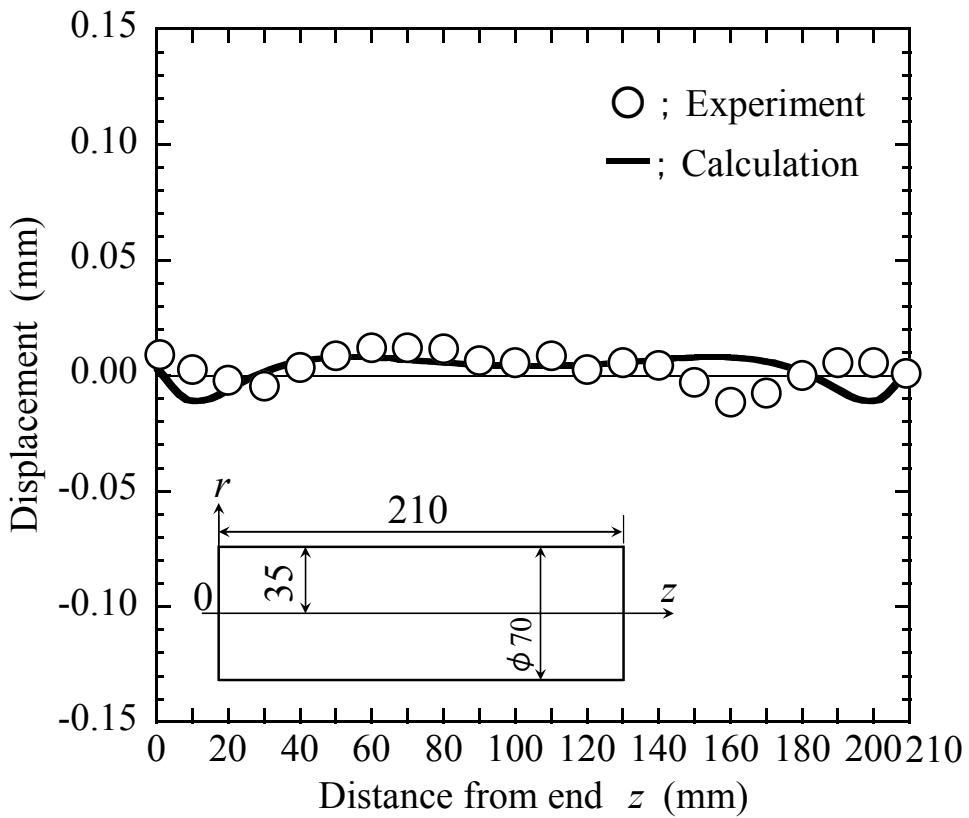


Fig.4C.6 Radial displacement distribution

#### 4.1.4 2相混合組織(マルテンサイト変態, フェライト+パーライト変態)

4章では水焼入れにより円柱全体に焼きが入り、単一組織(マルテンサイト)となる場合を対象に残留応力分布の実験値と数値解析値の比較・検討を行った。中心まで焼きが入る単一組織であれば、残留応力分布を精度良く数値解析にて予測できることは明らかになったが、中心まで焼きが入らない場合(例えば、表層マルテンサイト組織, 中心フェライト+パーライト組織等)の2相組織を有する円柱試験材の残留応力分布が現在まで確立した数値解析方法を用いて精度良く残留応力分布を予測できるかどうかは明らかになっていない。そこで、異なる二つの組織を有する円柱試験材の焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較・検討を行った。

実験室で行う円柱試験材の焼入れ実験では試験材寸法が小さく冷却速度が大きくなるため、2相組織を有する材料の作成は容易ではない。そのため水焼入れによりフェライト+パーライト変態が生じる円柱試験材(SS400鋼)の周囲に、成分が異なり水焼入れによりマルテンサイト変態が生じる材料を肉盛溶接にて溶接し、異なる組織を有する円柱試験材を作成した。円柱試験材の作成要領をFig.4D.1に示す。また円柱試験材の周囲に肉盛溶接を行った溶接材の化学成分をTable 4D.1に示す。

円柱周囲に肉盛溶接後、溶接残留応力除去焼鈍(600°C×20h)を行い、円柱試験材( $\phi 40 \times L120$ )を作成した。作成した試験材は950°Cから水焼入れを行い、焼入れ後の残留応力分布をSachs法にて測定した。また同様の試験材を別途作成し、水焼入れ後に軸長さ中央箇所( $L=60\text{mm}$ )を切断し、円柱中心から表層までの硬さ測定並びに組織観察結果から、二つの組織の存在領域を明確にした。円柱軸長さ中央箇所の円柱中心から表層までのヴィッカーズ硬さ測定結果をFig.4D.2に示す。Fig.4D.2の結果より $\phi 40$ の中心から7mm( $\phi 14\text{mm}$ )箇所まではフェライト+パーライト組織であり、それよりも表層側はマルテンサイト組織であることが分かる。

数値解析にて残留応力分布を求める場合、線膨張係数、降伏応力の温度依存性のデータは重要となる。SS400鋼の解析に必要な物性値は第4章付録4.1.3節より既知であるが、溶接材の物性値は明確ではなかった。ここでは数値解析を精度良く行うため溶接材の物性値を実験並びに第4章の数値解析方法をもとに作成した。

線膨張係数については、膨張量の測定試験片が $\phi 3.5 \times L12\text{mm}$ と小さいため、肉盛溶接部から試験片を加工し950°C加熱ならびに急速冷却(600°C/min)にて膨張量の測定を行った。測定した結果から相変態ひずみを考慮した線膨張係数を求め、数値解析に使用した。なお相変態ひずみは加熱過程では0.0032(相変態

温度範囲；800～840℃)，冷却過程では0.0085(相変態温度範囲；160～340℃)となった。膨張量の実験値と数値解析値の比較を Fig.4D.3 に示す。

溶接部位の降伏応力の温度依存性について，溶接部位の水焼入れ後の降伏応力を測定した結果，1234MPaであった。第4章4.2.4節の modified Koistinen-Marburger 則よりマルテンサイト変態率を計算した結果，マルテンサイト変態率が50%となる温度は約280℃前後であったことより冷却中の降伏応力の温度依存性は950℃から280℃まではオーステナイト系ステンレス鋼（SUS304）の値を用い，それ以下の温度の降伏応力値は常温の強度と直線近似した。解析に使用した冷却過程の降伏応力の温度依存性の値を Fig.4D.4 に示す。

熱伝導率ならびに比熱に関してはデータがないため，第4章4.2.5節の手法にて3.5%Ni鋼の物性値をもとに相変態発熱ならびに相変態温度範囲を考慮し作成した。上述の各物性値を使用し2相組織を有する円柱試験材の950℃から水焼入れした時の残留応力分布を解析した。Sachs法にて求めた残留応力分布の実験値と数値解析値の比較を Fig.4D.5 に示す。数値解析の残留応力分布は比較的精度良く実験値の残留応力分布を予測できている。

以上により円柱中心まで焼きが入らない異なる2相組織を有する円柱試験材でも，各相の相変態を考慮した物性値を用いれば，確立した数値解析手法にて精度良く残留応力分布を予測できることが明らかになった。

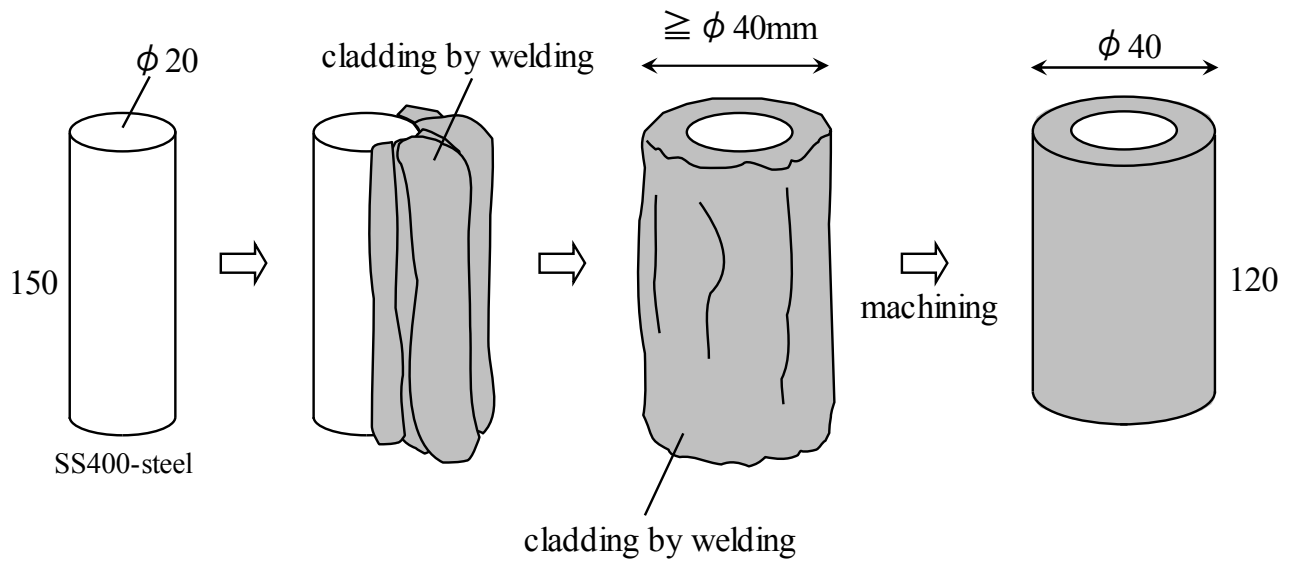


Fig.4D.1 Method of making examination material

Table4D.1 Chemical composition of welding material (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al
0.30	0.67	0.89	0.010	0.006	0.02	0.06	3.10	0.52	0.019	0.005

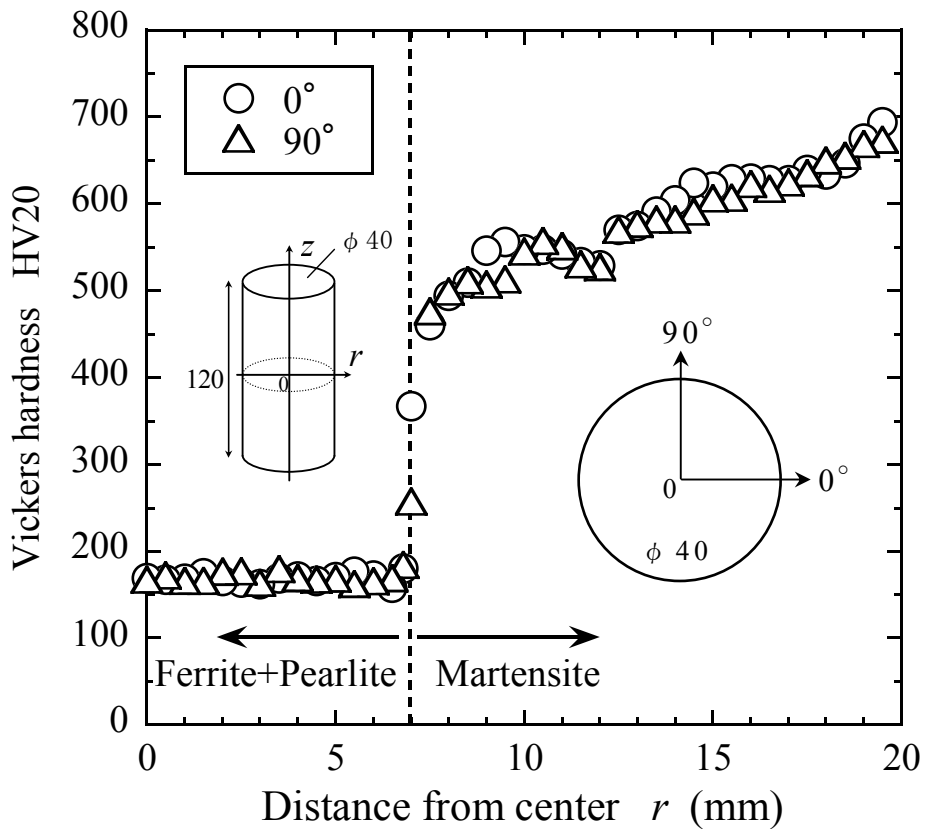


Fig.4D.2 Vickers hardness measurement result



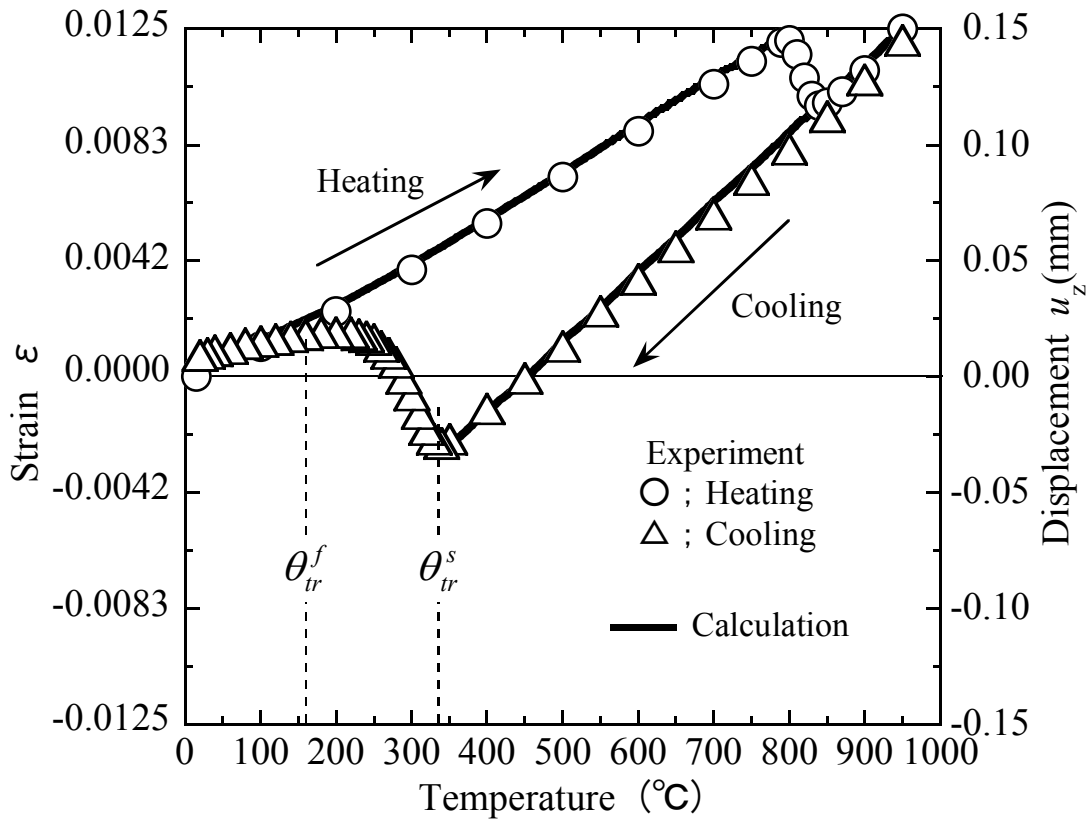


Fig.4D.3 Expansion curve of welding material

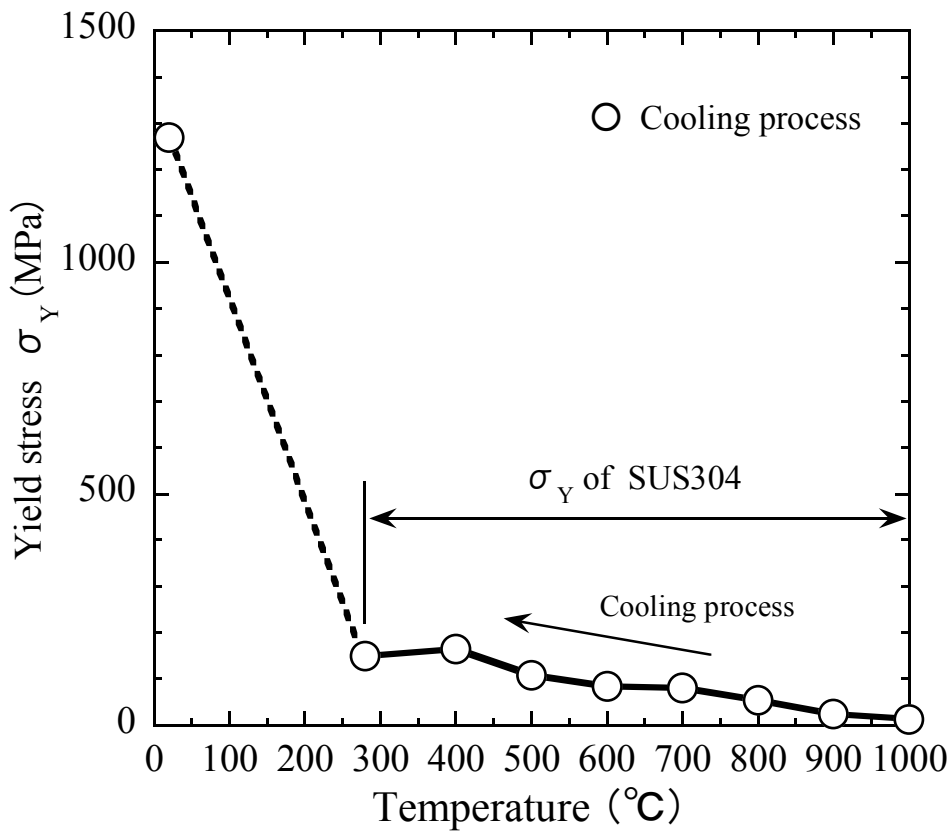


Fig.4D.4 Temperature dependence of yield stress

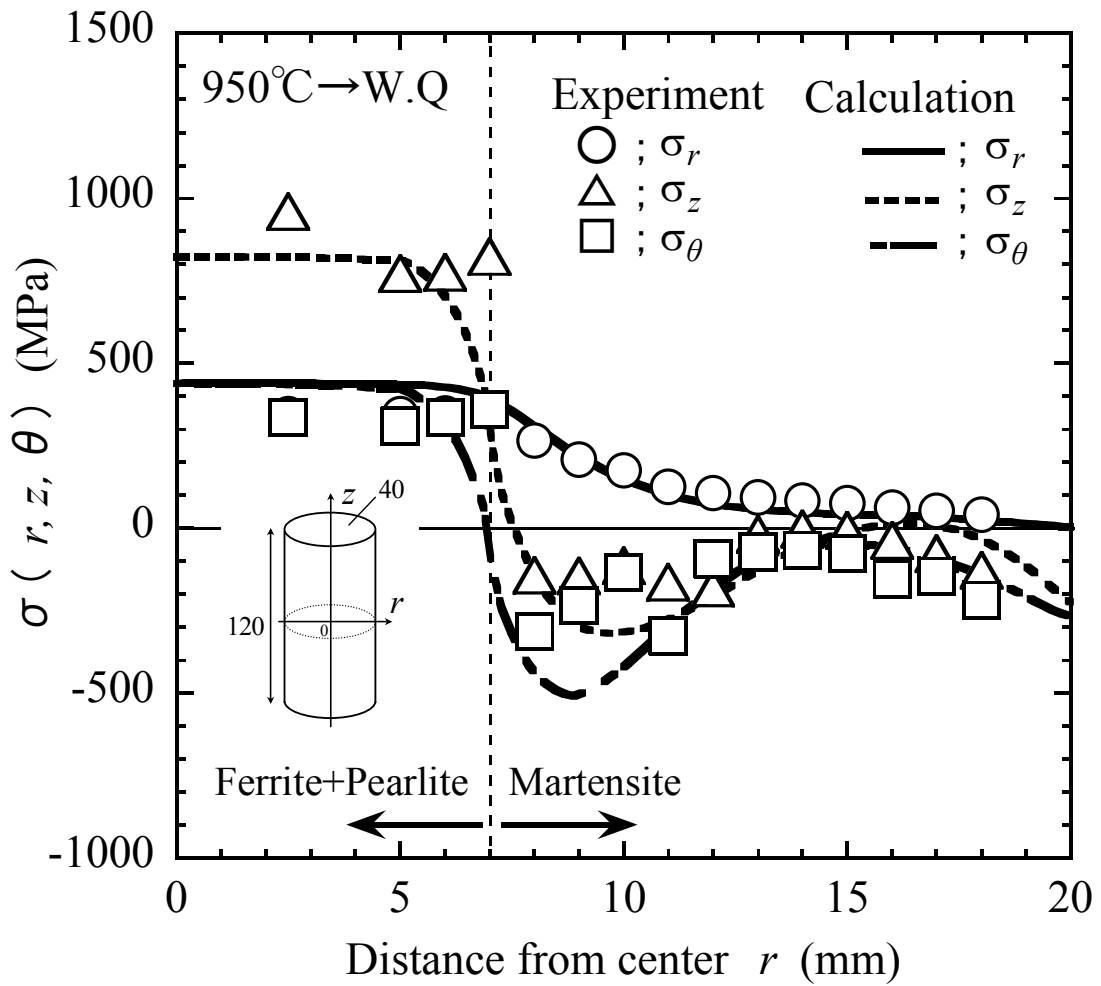


Fig.4D.5 Residual stress distribution



## 第 5 章 焼割れに及ぼす諸因子の影響

### 5.1 緒言

焼割れは、コーナー部並びに切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在を除くと、熱処理中に発生する応力<sup>15),16)</sup>と材料特性(機械的, 冶金的)<sup>2),3),17)</sup>の因子が相互影響を及ぼしていると考えられている。焼割れの定量的評価を可能にするためには、焼入れ中に発生する応力と焼割れの現象を定量的に評価できる技術が重要となる。第 2 章, 第 3 章, 第 4 章では焼入れ中に発生する応力を精度良く予測するための数値解析方法について検討した。本章では実験にて焼割れに及ぼす諸因子の影響について検討した。

焼割れは過去の経験並びに多くの文献より<sup>2),3),5)</sup>マルテンサイト変態が生じる場合に発生し易いと考えられている。これはマルテンサイト変態の相変態温度が低く(機械的性質が脆く塑性変形能も低い条件)かつ変態膨張量が他の相変態組織よりも大きく体積膨張に伴い大きなひずみが発生し易いため<sup>7)</sup>と考えられているが、その発生メカニズム及び冶金的因子の影響<sup>9)</sup>等は未だ明確になっていない。焼割れの発生と焼入れにより発生する応力の定量的評価を行うためには、焼割れ発生時期(温度範囲)を明らかにし、その時期で発生する過渡応力を検討する必要がある。そこで単純試験材形状にて焼入れによりマルテンサイト変態を生じる鋼を用い、種々の焼入れ条件下で焼割れを発生させることができれば、焼割れの破壊形態から焼割れ発生時期が特定できると考えた。

本章では焼入れ過程でマルテンサイトの相変態を生じる小形円柱材料を用い焼割れに及ぼす諸因子の影響について検討した。まず始めに焼入れにより焼割れが発生する焼入れ温度を明確にするとともに、焼割れが発生した試験材の割れ部顕微鏡観察から焼割れの破壊形態と焼割れ発生時期について検討した。次に小形円柱試験材の試験材寸法を種々変えて焼割れ発生箇所と焼割れを引き起こす応力との相関関係を検討するとともに、焼割れ発生有無の試験材直径寸法を明らかにした。最後に焼割れ破面の顕微鏡観察から得られた結果をもとに、焼割れには粒界強度が大きく影響を及ぼしていると考え、粒界強度を支配する粒界脆化元素量と焼割れの相関関係を検討した。

## 5.2 焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響

### 5.2.1 実験方法

本節では小形円柱試験材を用い、焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響を調べるとともに、焼割れの破面観察から焼割れの破壊形態と焼割れ発生時期について検討を行った。実験では焼入れによりマルテンサイト変態を生じる高Cr鋼を供試材とした。実験に使用した供試材の化学成分を Table 5.1 示す。焼割れの実験では直径 30mm、軸長 30mm の円柱試験材を用い、950℃から 1350℃までの各加熱温度で炉中に 2 時間保持し、炉出し後水冷した。また同一の加熱条件で焼入れを行う試験材の個数は 3 個とし、焼割れの判定は目視にて行った。実験に使用した試験材形状を Fig.5.1 に示す。また熱処理条件を Fig.5.2 に示す。なお以下は円柱試験材の端面箇所を edge、円柱試験材の側面箇所を side として表記する。

Table 5.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al
0.12	0.04	0.56	0.005	0.001	0.02	0.62	10.26	1.43	0.170	0.044	0.003

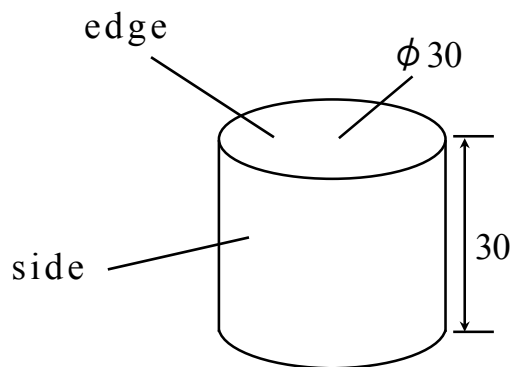


Fig.5.1 Shape of specimen

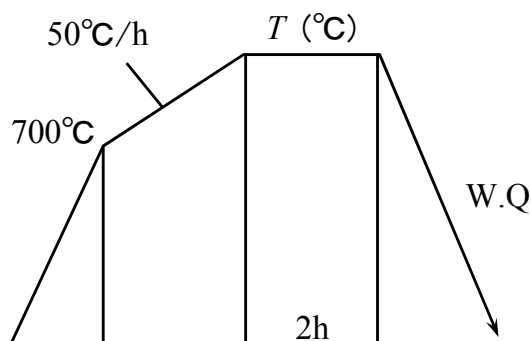


Fig.5.2 Heat treatment

### 5.2.2 実験結果

焼割れ発生有無の実験結果を Table 5.2 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印，焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。1000℃以上の加熱温度からの焼入れにおいて，焼割れが発生することが分かる。しかし1250℃以上の温度域から焼入れをしても焼割れは発生しない。

代表的な試験材の焼割れの外観写真を Fig.5.3 に示す。焼割れの発生状況については Fig.5.3 に示すように円柱 side の表面に発生し，主に円周方向応力と軸方向応力が作用したと考えられる2種類の割れ形態があった。またそれ以外の割れでも円柱 edge を起点に割れた形態も確認でき，必ずしも焼割れ発生の方向(箇所)が一定でないことが明らかになった。

Table 5.2 Quenching crack examination results

Quenching Temperature $T$ (°C)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack
950	○, ○, ○
1000	●, ●, ○
1050	●, ●, ○
1100	●, ●, ○
1125	●, ●, ●
1150	●, ●, ●
1175	●, ●, ●
1200	●, ●, ○
1225	●, ○, ○
1250	○, ○, ○
1350	○, ○, ○



Fig.5.3 Photographs of quenching crack

### 5.2.3 焼割れの破壊形態と焼割れ発生時期

Table 5.2 の焼割れが発生した試験材を用い、焼割れ部位の顕微鏡観察を行った。Fig.5.4 に割れの断面を光学顕微鏡にて観察した結果を示す。焼割れは円柱 side の表面側に発生し割れの形態は粒界割れであることが分かった。また Fig.5.5 に割れ破面の試験材表面側を SEM 観察した結果を示す。破面においても割れは粒界割れを呈していることが分かった。

以上の結果より、焼割れは試験材表面側に発生し、コーナー部及び切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在が無い場合、強度的に脆い粒界を起点に発生する。また焼割れの破面が粒界割れを呈していたことは本来材料が有する強度以下にて焼割れが発生するものと考えられる。

供試材の  $M_s$  温度(マルテンサイト変態開始温度)は  $330^{\circ}\text{C}$  であり、 $M_f$  温度(マルテンサイト変態終了温度)は  $180^{\circ}\text{C}$  であった。焼入れ中の焼割れ発生時期については、マルテンサイト変態開始前の  $\gamma$  相(オーステナイト相)の状態では焼割れが発生することは考え難く、また焼割れの破面が粒界割れを呈していたことから、焼割れは相変態終了後( $M_f$  温度以下)の温度域で発生したのと考えられる。したがって  $M_f$  温度以下で発生する引張応力が焼割れ発生に起因するものと考えられる。これにより数値解析で焼入れ中の温度・応力過渡変化を求め、円柱表面にて  $M_f$  温度以下で発生する引張応力を精度良く求めることができれば、焼割れと応力の定量的評価が可能であると考えた。

以上の観察結果より、焼割れの破壊模様を推定した。焼割れの発生は、1) 焼入れにより試験材円柱表面に相変態終了後、引張応力が発生する、2) 引張応力が粒界割れを引き起こす、3) 粒界割れが更に応力集中部となり、最終的に巨視的割れを発生させると考えられる。

したがって焼割れの起点は粒界割れであり、粒界割れが発生しなければ焼割れは発生しないのではないかと考えられた。そこで粒界強度を向上させた場合、焼割れが発生し難くなるのかを実験で検証した。ここでは焼割れ実験を行う前に、 $1250^{\circ}\text{C}$  で 20h 加熱拡散処理を行い、粒界脆化元素を基地中に拡散させ粒界強度を向上させた試験材を作成した。試験材の加熱拡散処理後、5.2.1 節同様の焼割れ実験を実施した。加熱拡散の熱処理条件を Fig.5.6 に示す。また焼割れ試験結果を Table 5.3 に示す。Table 5.3 より、Table 5.2 の実験では焼割れが発生した焼入れ条件でも、焼入れ前に加熱拡散処理を行うと同じ焼入れ条件でも焼割れが発生しないことが分かる。試験材寸法並びに焼入れ条件が同じため、焼入れ中に発生する引張応力の程度は同じと考えられる。しかし加熱拡散処理により粒界脆化元素を基地中に拡散させ、粒界強度を向上させた試験材では焼割れは発生しない。これは焼割れの発生には引張応力以外に粒界強度(冶金的因



子)も影響することを示唆している。

Table 5.2 より 1250℃以上の高温域から焼入れした材料には焼割れが発生しなかった。これは焼入れ温度が高いため、加熱拡散処理の効果により粒界強度が向上したためであると考えられる。

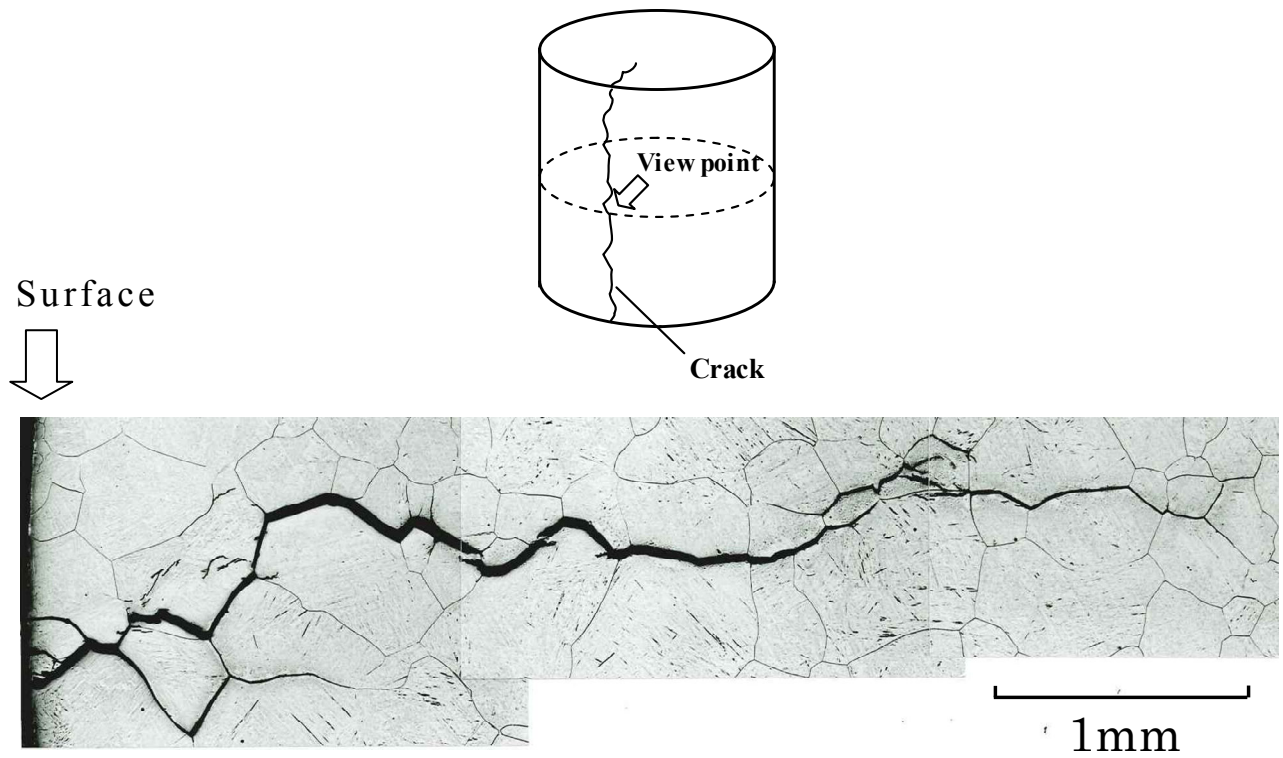


Fig.5.4 Optical micrograph of quenching crack after water quenching

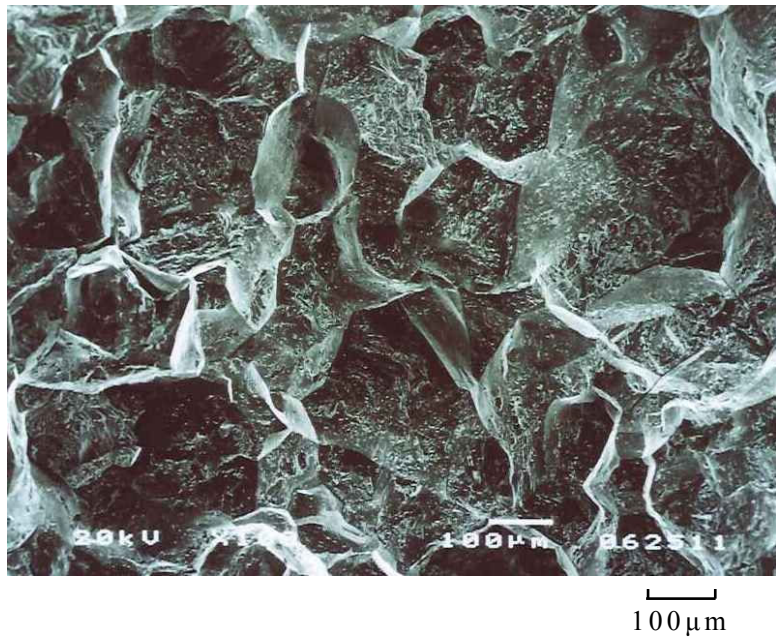
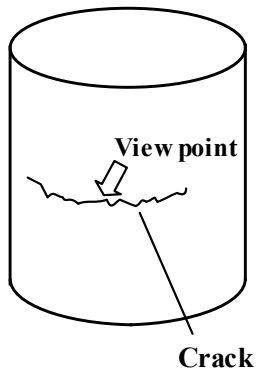


Fig.5.5 SEM microstructure of quenching crack after water quenching

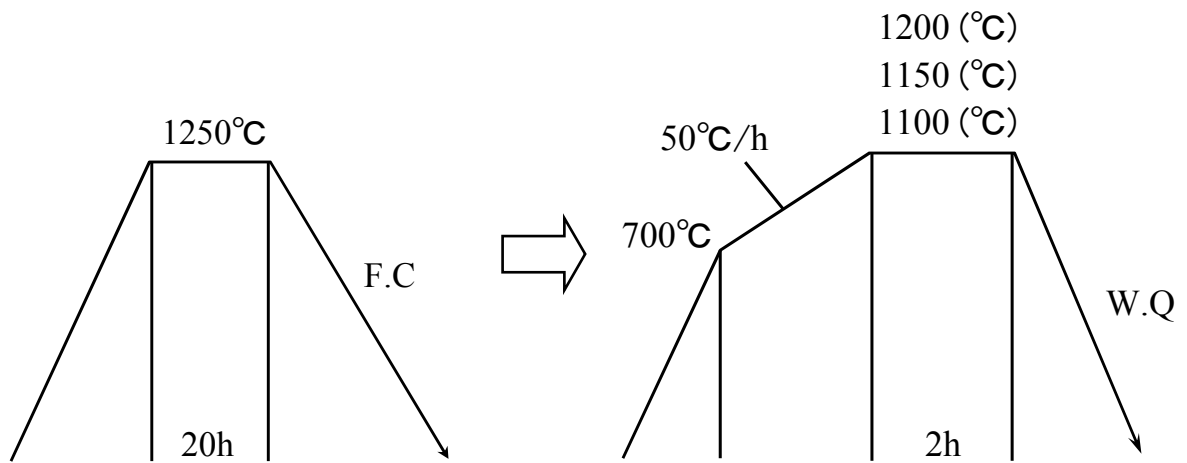


Fig.5.6 Heat treatment

Table 5.3 Quenching crack examination results

Quenching Temperature $T$ (°C)	Heating diffusion	Non heating diffusion
	● ; Crack ○ ; No Crack	● ; Crack ○ ; No Crack
1100	○, ○, ○	●, ●, ○
1150	○, ○, ○	●, ●, ●
1200	○, ○, ○	●, ●, ○

### 5.3 焼割れに及ぼす試験材寸法の影響

試験材寸法は焼入れにより生じる過渡応力の発生に大きく影響を及ぼす。したがって試験材寸法と焼割れ発生の関係が明確にできれば、過渡応力と焼割れの相関関係が検討できると考えた。本節では焼割れに及ぼす試験材寸法の影響を実験により調べた。

#### 5.3.1 焼割れに及ぼす軸方向長さの影響

5.2.2 節の焼割れ実験結果では、同じ試験材形状及び同じ焼入れ条件でも焼割れの発生方向(箇所)は一定ではなく種々様々であった。試験材寸法と焼割れの相関関係が明確になれば、焼割れの発生状況から焼割れを発生させる応力の特定が可能となり、焼割れの定量的評価が容易に行えると考えた。ここでは焼割れに及ぼす軸方向長さ寸法の影響について検討を行った。

実験に用いた試験材形状を Fig.5.7 に示す。試験材は直径寸法( $D$ )を  $\phi 30\text{mm}$  一定とし、試験材軸方向長さ( $L$ )を  $20\text{mm}$  から  $150\text{mm}$  まで変えて 5.2.1 節同様に焼割れの実験を行った。また焼入れ温度は、焼割れが発生する温度である  $1150^\circ\text{C}$  とした。焼割れ発生有無の実験結果を Table 5.4 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。実験では全ての試験材寸法の条件にて焼割れが発生した。

軸方向長さ  $L$  が  $20\text{mm}$  ( $L/D=0.7$ ) の試験材については side を起点とした焼割れは発生せず、 $\phi 30\text{mm}$  の edge に焼割れが発生した。したがって焼割れを発生させた応力は試験材端面に発生した円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) 及び半径方向応力 ( $\sigma_r$ ) であると考えられる。

軸方向長さ  $L$  が  $30\text{mm}$  ( $L/D = 1.0$ ) の試験材の焼割れは 5.2.2 節で述べたように複雑であり、side にて軸方向長さに平行、または軸方向長さに垂直に焼割れが発生し、それぞれ円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) 並びに軸方向応力 ( $\sigma_z$ ) により焼割れが発生したと考えられる。また一部、円柱端面の edge にて円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) 及び半径方向応力 ( $\sigma_r$ ) によって生じた焼割れも確認できた。

軸方向長さ  $L$  が  $45\text{mm}$  より大きな試験材 ( $L/D \geq 1.5$ ) の焼割れは side のみに発生し、割れ方向も常に一定な軸方向長さに平行であり、焼割れを発生させる応力は円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) のみであると考えられる。

以上の結果より、焼割れには円柱直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) との相関関係があり、直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) の比が  $L/D \geq 1.5$  を満足する時、円柱の side に軸方向長さに平行な焼割れが発生し、割れを発生させる主な応力は円周方向応力 ( $\sigma_\theta$ ) のみであることが明らかになった。

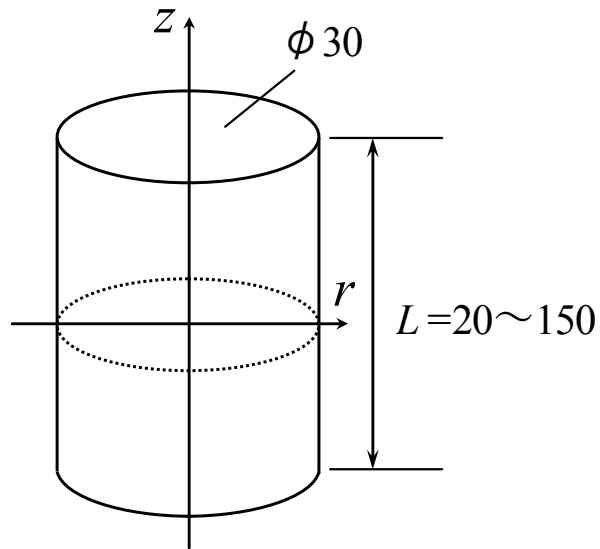


Fig.5.7 Shape of specimens

Table 5.4 Quenching crack examination results

Length $L$ (mm)	$L / D$ $\phi D=30$ (mm)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack	Surface place of quenching crack	Principal stress of quenching crack
20	0.7	●, ●, ●	edge	$\sigma_r, \sigma_\theta$
30	1.0	●, ●, ●	edge, side	$\sigma_r, \sigma_z, \sigma_\theta$
45	1.5	●, ●, ○	side	$\sigma_\theta$
60	2.0	●, ●, ●	side	$\sigma_\theta$
75	2.5	●, ●, ●	side	$\sigma_\theta$
90	3.0	●, ●, ●	side	$\sigma_\theta$
120	4.0	●, ●, ●	side	$\sigma_\theta$
150	5.0	●, ●, ●	side	$\sigma_\theta$

### 5.3.2 焼割れに及ぼす円柱直径寸法の影響

本節では Table 5.4 の実験結果をもとに、円柱試験材の side に円周方向応力のみにより焼割れが発生する試験材形状を用い、焼割れに及ぼす試験材直径寸法の影響を検討した。

円柱 side に円周方向応力により焼割れを発生させるため軸方向長さ( $L$ )と円柱直径寸法( $D$ )の関係が常に  $L/D=3.0$  を満足するように、円柱直径寸法( $D$ )を  $\phi 4\text{mm}$  から  $\phi 40\text{mm}$  まで変えた試験材を作成し、5.3.1 節同様に  $1150^\circ\text{C}$  からの焼入れ実験を行った。実験に用いた試験材形状を Fig.5.8 に示す。また焼割れ発生有無の実験結果を Table 5.5 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。

焼割れは全て円柱試験材の side に発生し、円周方向応力によって発生したと考えられる軸方向長さに平行な割れが生じた。Fig.5.9 に円柱直径寸法  $\phi 6\text{mm}$  で焼割れが発生した試験材の外観写真を示す。実験結果より円柱直径寸法  $\phi 6\text{mm}$  以上の試験材に焼割れが発生し、 $\phi 5\text{mm}$  以下及び  $\phi 40\text{mm}$  の試験材には焼割れは発生しなかった。したがって試験材の直径寸法  $\phi 5\text{mm}$ 、 $\phi 40\text{mm}$  と  $\phi 6\text{mm}$  で発生する引張円周方向応力の相違が、マルテンサイト変態を生じる供試材の焼割れ発生応力の Criterion を示唆しているものと考えられる。

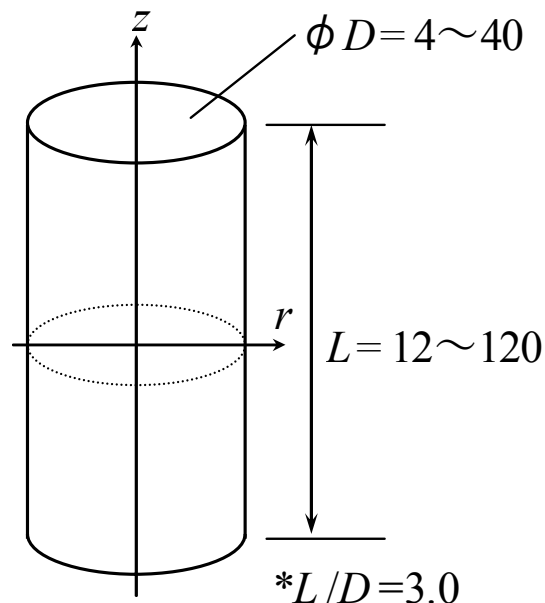


Fig.5.8 Shape of specimens

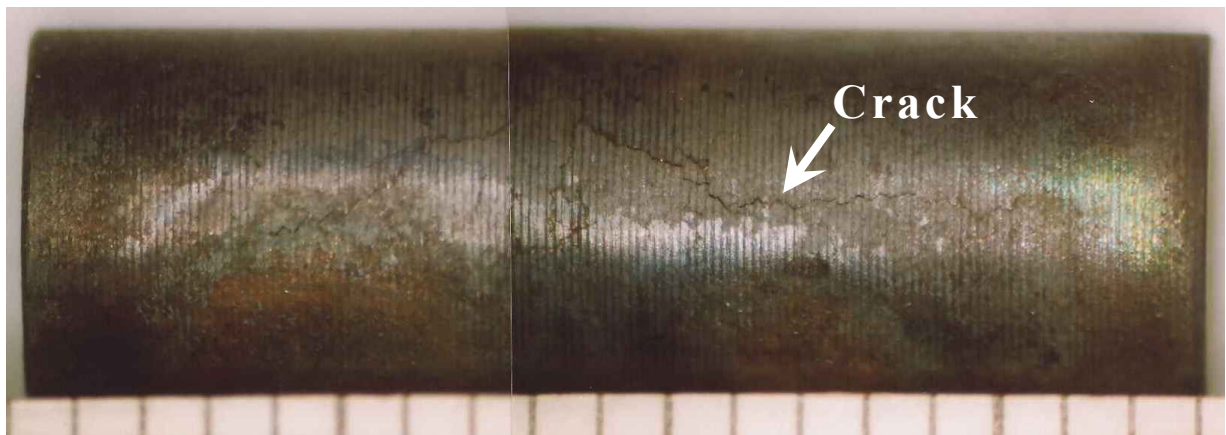


Fig.5.9 Photograph of quenching crack  
(Specimen size ;  $\phi 6 \times L18$  (mm))

Table 5.5 Quenching crack examination results

Diameter $\phi D$ (mm)	Length $L$ (mm)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack	Surface place of quenching crack	Principal stress of quenching crack
4	12	○, ○, ○	-	-
5	15	○, ○, ○	-	-
6	18	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
7	21	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
8	24	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
9	27	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
10	30	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
11	33	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
12	36	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
15	45	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
17	51	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
20	60	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
25	75	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
30	90	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
40	120	○, ○, ○	-	-

## 5.4 焼割れに及ぼす粒界脆化元素(P)の影響

5.2.3 節にて焼割れの起点は粒界割れであり、また加熱拡散処理により粒界脆化元素の基地中への拡散を行えば焼割れは発生し難くなることが明らかになった。そのため焼割れには粒界強度に作用する粒界脆化元素が大きく影響していると考え、本節では焼割れに及ぼす粒界脆化元素量の影響を検討した。本章で取扱った高 Cr 鋼をベースに粒界脆化元素である P 量を変えた鋼種(4 水準)を 50kgVIM(Vacuum Induction Melting)にて溶製し、鍛造後、各円柱試験材を作成し焼割れ実験を行った。供試鋼の化学成分を Table 5.6 に示す。まず焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響を明確にするため、 $\phi 30 \times L30\text{mm}$  の試験材を用い、Table 5.2 同様に焼入れ温度を変えて焼割れ実験を行った。次に焼割れが生じない最小限界直径寸法を明確にするため、5.3.2 節同様に試験材の直径寸法と軸長さの比を 1:3 とし、試験材の直径寸法を変えて焼割れ実験を行った。焼割れ実験は各焼入れ条件の n 数を 3 とし、焼入れ温度は 5.2.3 節同様に 1150℃とした。 $\phi 30 \times L30\text{mm}$  試験材の焼割れ実験結果を Table 5.7 に示す。焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。粒界脆化元素である P の量が増えるにともない、多少のバラツキはあるものの同じ焼入れ温度で評価すると、焼割れが発生し易い傾向を示していることが分かる。また焼割れが発生する焼入れ温度も P 量の増加にともない広範囲になるのが分かる。

次に円柱 side に円周方向応力により焼割れを発生させるため、軸方向長さ(L)と円柱直径寸法(D)の関係が常に  $L/D = 3.0$  を満足するように、試験材の直径寸法を変えて 1150℃からの焼入れによる焼割れ実験を行った。焼割れ実験結果を Table 5.8 に示す。P 量の増加にともない焼割れが発生する試験材直径寸法が小さくなることが分かる。

以上の結果より粒界脆化元素 (P) の増加は焼割れ発生に大きく影響を及ぼし、粒界強度を低下させ同じ焼入れ条件下でも焼割れを容易に起こす傾向があると考えられる。

Table 5.6 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al
0.13	0.03	0.56	0.001	0.001	0.01	0.63	10.31	1.46	0.172	0.046	0.005
0.13	0.04	0.56	0.003	0.001	0.01	0.61	10.32	1.45	0.168	0.046	0.008
0.13	0.04	0.56	0.006	0.001	0.01	0.62	10.31	1.47	0.170	0.046	0.008
0.13	0.04	0.56	0.011	0.001	0.01	0.62	10.31	1.44	0.173	0.047	0.007

Table 5.7 Quenching crack examination results

Quenching Temperature <i>T</i> (°C)	Experimental results			
	P (0.001%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.003%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.006%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.011%) ● ; Crack ○ ; No Crack
1000	○, ○, ○	●, ○, ○	●, ○, ○	●, ○, ○
1050	●, ●, ○	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ●
1100	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ●	●, ●, ●
1125	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ●	●, ●, ●
1150	●, ○, ○	●, ●, ○	●, ○, ○	●, ○, ○
1175	○, ○, ○	○, ○, ○	●, ●, ○	●, ●, ●
1200	○, ○, ○	○, ○, ○	●, ○, ○	●, ●, ○
1225	○, ○, ○	●, ○, ○	○, ○, ○	●, ●, ○
1250	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○
1350	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○



Table 5.8 Quenching crack examination results

Diameter $\phi D$ (mm)	Length $L$ (mm)	Experimental results			
		P (0.001%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.003%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.006%) ● ; Crack ○ ; No Crack	P (0.011%) ● ; Crack ○ ; No Crack
4	12	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○
5	15	○, ○, ○	○, ○, ○	○, ○, ○	●, ○, ○
6	18	○, ○, ○	○, ○, ○	●, ●, ○	●, ●, ○
7	21	○, ○, ○	○, ○, ○	●, ●, ●	●, ●, ○
8	24	○, ○, ○	●, ●, ●	●, ●, ○	●, ●, ○
9	27	○, ○, ○	●, ○, ○	●, ●, ○	●, ●, ○
10	30	●, ●, ●	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ○
12	36	●, ●, ●	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ○
15	45	●, ●, ○	●, ●, ●	●, ●, ●	●, ●, ●

## 5.5 結論

本章では、焼入れ過程でマルテンサイトの相変態を生じる材料を用い、焼割れの実験結果より焼割れに及ぼす諸因子の影響について検討した。得られた主な結論を以下に示す。

(1) 焼割れは試験材表面側に発生し、コーナー部及び切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在が無い場合、強度的に脆い粒界を起点に発生する。また焼割れの破面が粒界割れを呈していたことから、焼割れは相変態終了後の温度域で発生する。

(2) 加熱拡散処理により粒界脆化元素を基地中に拡散させ粒界強度を向上させると、焼入れ条件が同じでも焼割れは発生し難くなる。

(3) 円柱の直径寸法と軸方向長さの比は焼割れ発生箇所並びに焼割れの発生方向に大きな影響を与える。

(4) 試験材の直径寸法と軸方向長さの比を 1:3 とし、焼割れの実験を行うと焼割れは試験材表面の側面箇所に円周方向応力により発生する。また円柱直径寸法を種々変えて焼入れの実験を行うと焼割れが発生する試験材寸法と発生しない試験材寸法を明らかにすることができる。これは試験材寸法により過渡応力の最大引張応力が異なるためである。

(5) 粒界脆化元素(P)量の増加は焼割れ発生に大きく影響を及ぼし、粒界強度を低下させ同じ焼入れ条件下でも焼割れを発生し易くする傾向がある。



## 第 6 章 円柱焼入れ中の過渡応力と焼割れ発生の関係

### 6.1 緒言

第 2 章から第 4 章において、円柱焼入れにおける残留応力の発生源である温度上昇の精度良い数値解析方法並びに実験の残留応力分布を数値解析で推定する上での重要な材料定数の温度依存性と計算方法の注意点を明確にした。また第 5 章では焼割れに及ぼす諸因子の影響を検討し焼割れに及ぼす焼入温度、試験材寸法並びに粒界脆化元素量の影響を明確にした。本章では確立した数値解析方法と焼割れの実験結果を用い、円柱焼入れ時に発生する過渡引張応力と焼割れの相関関係を検討した。

焼入れ時の重要な課題は、1)目標とする材料特性を得るための冷却速度で製品を適切に冷却すること、2)焼割れの発生を防ぐことの 2 点である。焼入れにより、焼入れ応力とひずみが発生し、これらが原因で起こる致命的問題として焼割れがあるが、これを防ぐための技術が確立されていないため、現場作業者の暗黙知である実績や経験に頼るしかなく、予期せぬ割れを発生させたり、或いは割れを回避するために必要以上の熱処理を実施しているのが現状である。また焼割れが発生した場合、その製品の多くは廃却となる。焼割れ発生を未然に防止するためには熱処理中に発生する応力と焼割れの現象を定量的に評価できる技術が重要となる。しかし焼割れに関する論文<sup>73)-83)</sup>は幾つか存在するが、焼割れの発生を焼入れ中の過渡応力に注目して定量的に評価した論文は皆無である。

本章では第 5 章で検討した焼割れの実験結果と有限要素法を用いた焼入れ中の過渡応力の解析結果から、焼割れ発生と引張応力の相関関係を検討し、焼割れ発生応力が過渡応力にて評価できることを明らかにした。まず前章までに確立した数値解析方法を用い、焼入れ中の過渡応力変化が精度良く解析できていることを傍証するため、焼割れの実験に用いた小形円柱試験材の残留応力分布の実験値と数値解析値を比較した。次に第 5 章の各焼入実験で用いた試験材寸法の焼入れ中の過渡応力変化を数値解析で求め、焼割れの実験結果と焼入れ中の過渡引張応力の相関関係から、焼割れを発生させる応力の定量値を検討した。最後に求めた焼割れ発生応力の Criterion をもとに、焼入れによりマルテンサイト変態を生じる大形試験材(重量約 1t)の水焼入れの可能性について検討すると共に、実大形製品の焼入れ中の過渡応力評価から、本章で求めた焼割れ発生応力の Criterion の妥当性を実証した。

## 6.2 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較

焼割れ発生と応力の定量的評価を行うためには、焼入れ中に発生する応力の過渡変化を精度良く解析する必要がある。特に焼入れ中に円柱試験材表面にて、 $M_f$ 温度以下で発生する引張応力を精度良く数値解析にて求めることが、焼割れ発生と応力の定量的評価を行う上で重要となる。しかし焼入れ中に発生している時々刻々の応力変化を実験で求めるのは非常に困難である。そのため焼入れ後の残留応力分布と変形形状が精度良く解析できれば、焼入れ中の応力変化も精度良く解析できていると考えた。そこで焼入れ中の過渡応力変化が精度良く解析できているかを間接的に検証するため、前章までに確立した焼入れ後の残留応力分布・変位を精度良く求めることができる数値解析方法を用い、焼割れの試験で使用する小形円柱試験材にて、焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較検討を行った。なお焼割れが発生した試験材では残留応力分布の確かな実験値を得ることはできない。焼入れ後の残留応力分布を精度良く測定するため、試験材の焼入れ温度は第5章 Table 5.2の実験結果を考慮し、焼割れが発生しない  $950^{\circ}\text{C}$ とした。また第4章にて焼入れ後の残留応力分布及び変形を精度良く解析するためには、相変態ひずみを考慮した線膨張係数と降伏応力の温度依存性の値が重要であると述べた。そこで本節では数値解析で必要となる供試材の相変態ひずみと降伏応力の温度依存性についても検討を行った。

### 6.2.1 実験方法

Fig.6.1に実験に使用した円柱試験材を示す。直径  $30\text{mm}$ 、軸長  $90\text{mm}$ の円柱材を用い、炉中で  $950^{\circ}\text{C}$ に2時間保持し、炉出し後水冷による焼入れを行った。焼入れ後の残留応力分布は試験材軸長さ中央箇所(端面より  $45\text{mm}$ 箇所)を Sachs法にて測定した。第5章 5.2.3節より焼割れは試験材円柱の表面で発生することを考慮すると、以後の焼割れと応力の定量的評価を行うためには円柱表面の応力分布が重要となる。そのため Sachs法のみでは円柱表面の応力が測定し難いため、X線残留応力測定にて表面残留応力分布を測定した。

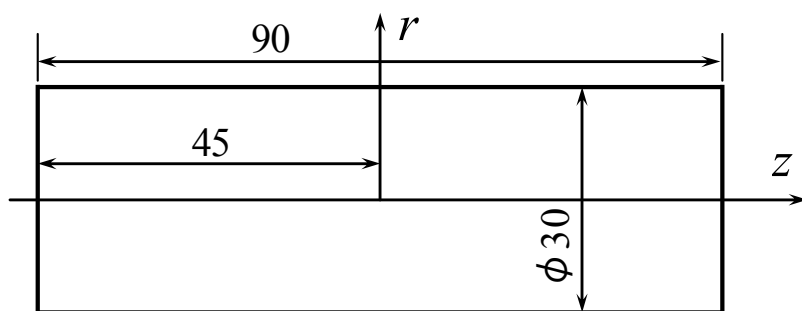


Fig.6.1 Specimen for measuring residual stress

### 6.2.2 相変態ひずみ

第4章にて相変態により生じる応力変化及び膨張・収縮を精度良く解析するためには相変態ひずみを考慮した線膨張係数が重要であると述べた。ここでは供試材の相変態ひずみについて検討した。供試材の加熱及び冷却過程の膨張量を測定した。試験材は $\gamma$ 域の $1000^{\circ}\text{C}$ に加熱後、 $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の等速にて冷却しマルテンサイト変態が生じる場合の膨張量を測定した。膨張量の実験結果より求めた相変態ひずみは、加熱過程で相変態ひずみ $\epsilon_r$ (マルテンサイト $\rightarrow\gamma$ 相) $0.0018$ であり(相変態温度範囲； $840\sim 910^{\circ}\text{C}$ )、冷却過程で相変態ひずみ $\epsilon_r$ ( $\gamma$ 相 $\rightarrow$ マルテンサイト) $0.0077$ (相変態温度範囲； $180\sim 330^{\circ}\text{C}$ )であった。この値を用いて線膨張係数を求め、試験材の加熱及び冷却過程の膨張量の変化を数値解析にて求めた。実験値と解析値の膨張量を比較した結果を Fig.6.2 に示す。第4章 4.2.4 節同様に相変態ひずみを考慮した線膨張係数を用いて数値解析を行うと、実験値の膨張・収縮の挙動を精度良く解析できていることが分かる。

またマルテンサイト変態の相変態ひずみに及ぼす冷却速度の影響を調べた。加熱温度は前述同様に $1000^{\circ}\text{C}$ とし、等速冷却速度は最大 $1250^{\circ}\text{C}/\text{min}$ から最小 $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ までの範囲でマルテンサイト変態の膨張量から相変態ひずみを求めた。実験より求めた相変態ひずみと冷却速度の関係を Fig.6.3 に示す。マルテンサイト変態によって生じる相変態ひずみは、冷却速度の影響をほとんど受けないことが明らかになった。したがって以後の数値解析では円柱全体で同じ相変態ひずみの値を用いて解析を行った。

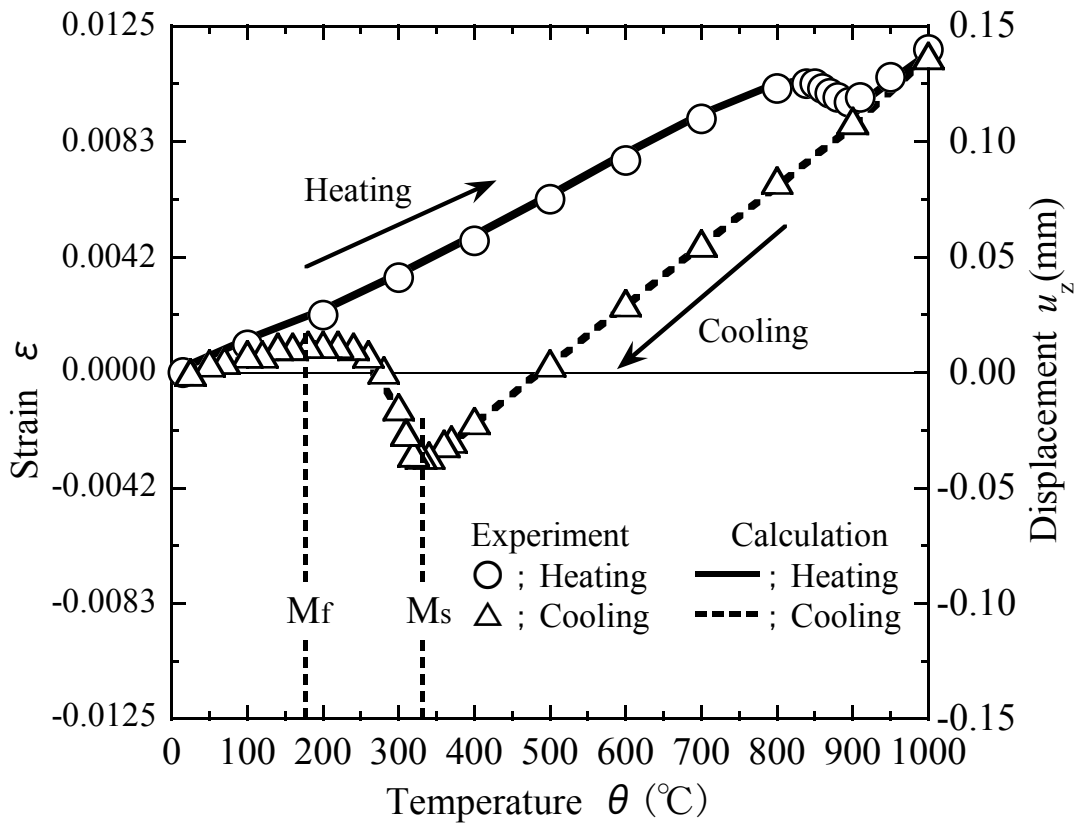


Fig.6.2 Expansion curve of High-Cr steel

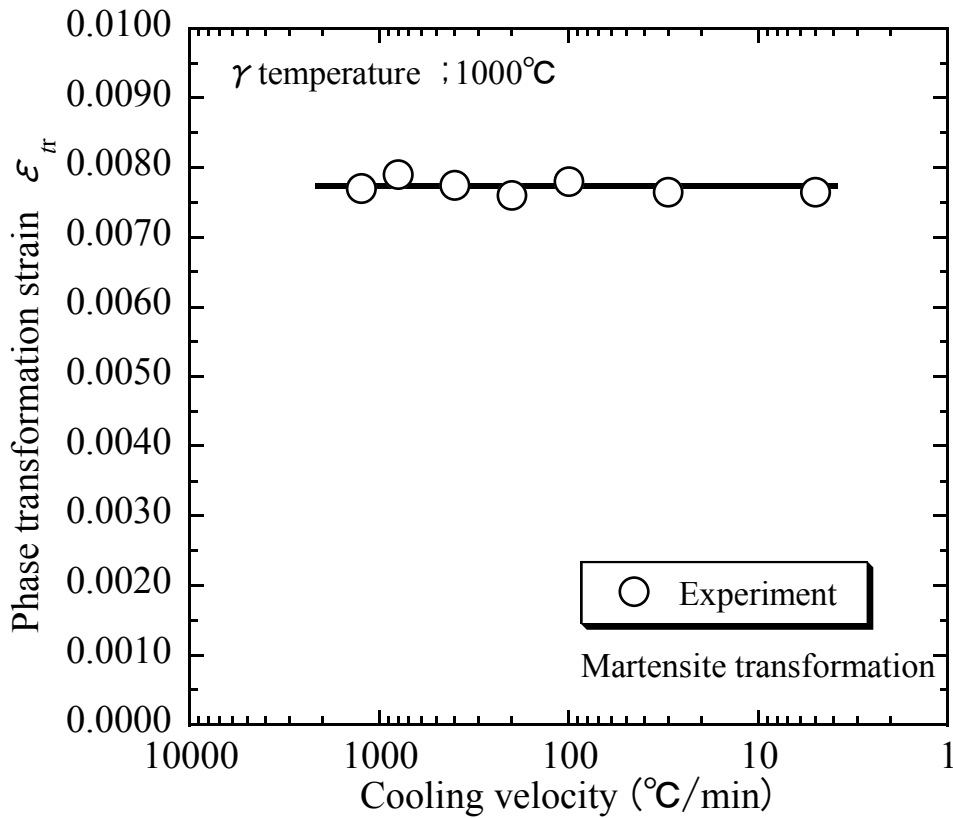


Fig.6.3 Relation between cooling velocity and phase transformation strain

### 6.2.3 降伏応力

第4章より、相変態により生じる応力を数値解析にて精度良く求めるためには加熱・冷却過程で相を考慮した確かな降伏応力の値が重要であると述べた。ここでは供試材の降伏応力を実験により求めた。供試材の加熱・冷却過程の降伏応力の温度依存性の値を Fig.6.4 にそれぞれ○, ●印で示す。冷却過程の降伏応力は引張試験片を 950℃ の  $\gamma$  相まで加熱し、その後所定の温度に冷却して引張試験を行い、冷却過程中の  $\gamma$  相及びマルテンサイト相の降伏応力を求めた。第4章にて  $\gamma$  相の降伏応力の温度依存性はオーステナイト系ステンレス鋼の SUS304 の値が代用できることを明らかにした。そこで冷却過程における  $\gamma$  相の降伏応力 (△印) は SUS304 の値を用いた。加熱・冷却過程では降伏応力の値が大きく異なること、そして冷却過程における相変態中の降伏応力の温度依存性の挙動については第4章同様に  $M_s$  温度 (330℃) 以下にて直ぐに降伏応力の値は上昇せず約 250℃ の温度域まで低い降伏応力の値を推移していることが分かる。

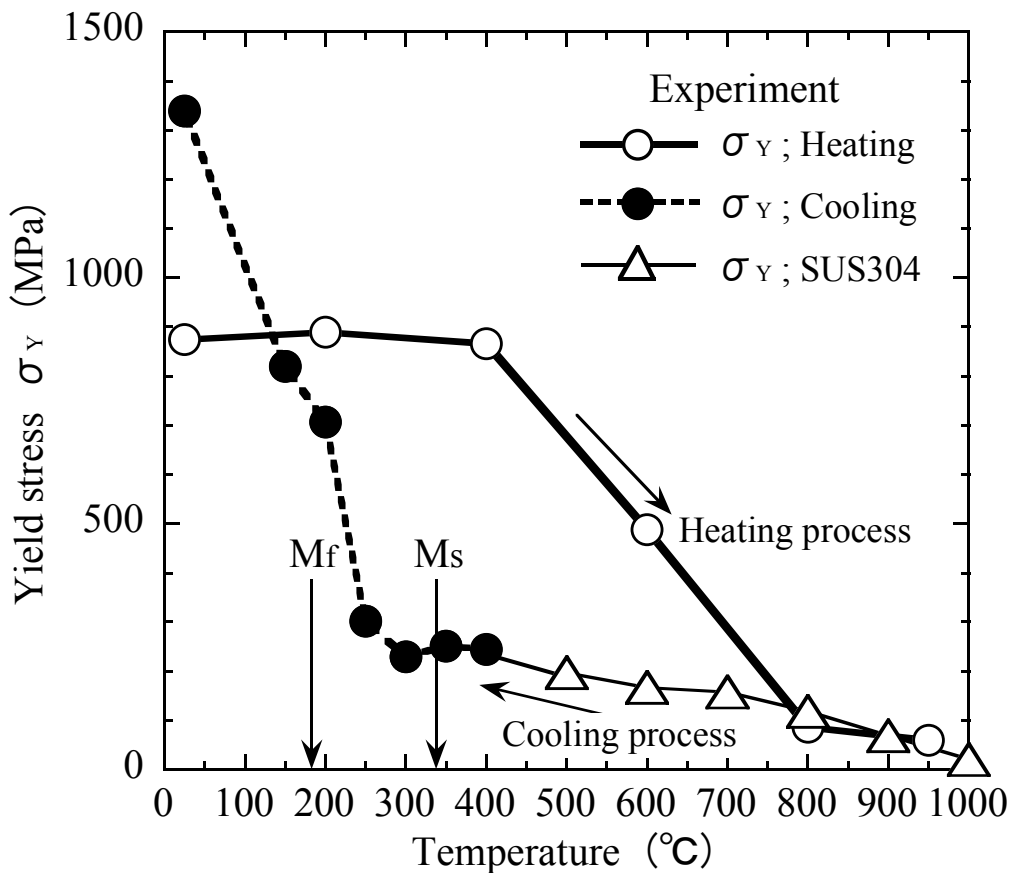


Fig.6.4 Experimental result of yield stress of High-Cr steel



#### 6.2.4 残留応力分布の実験値と数値解析値の比較

解析は4節点1要素とし、実験に使用した円柱寸法の軸対称1/4モデルを用いた。解析モデルの要素分割をFig.6.5に示す。第2章で確立した要素分割方法を用い、軸長端面の要素分割も温度変化の精度を考慮した要素分割方法を使用した。なお数値解析は熱弾塑性解析ソフトCOSMOSMを使用した。

焼入れ過程の温度変化を数値解析するのに必要な比熱、熱伝導率の温度依存性は第2章の方法と文献値<sup>58)</sup>を使用した。ここでは冷却過程で用いる比熱、熱伝導率の値をそれぞれFig.6.6, Fig.6.7に示す。弾塑性解析に使用したヤング率( $E$ )の温度依存性は文献の値<sup>63)</sup>を使用した。Fig.6.8に残留応力分布の実験値と数値解析値の比較図を示す。図中の○, △, □, ▲, ■印は実験値であり、実線, 破線, 粗い破線は数値解析結果である。記号○, △, □印はSachs法による実験値, ▲, ■印はX線残留応力測定による実験値である。残留応力分布は半径方向応力( $\sigma_r$ ), 軸方向応力( $\sigma_z$ ), 円周方向応力( $\sigma_\theta$ )の3軸方向全てにおいて概ね実験値と解析値は一致している。

以上の結果より前章までに述べた数値解析方法を用いれば、小形の円柱試験材でも精度良く焼入れ後の残留応力分布が解析できる。焼入れ中の過渡応力変化を実験で求めるのは困難であるので、以後は数値解析により焼入れ中の過渡応力変化を推定した。

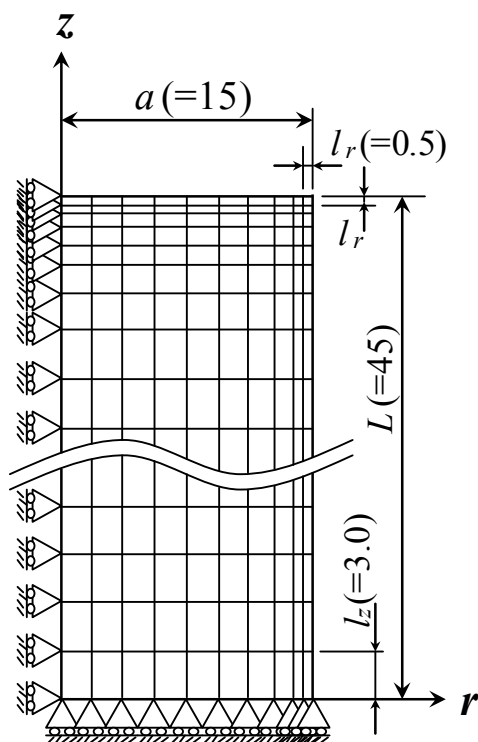


Fig.6.5 Analysis model and element division

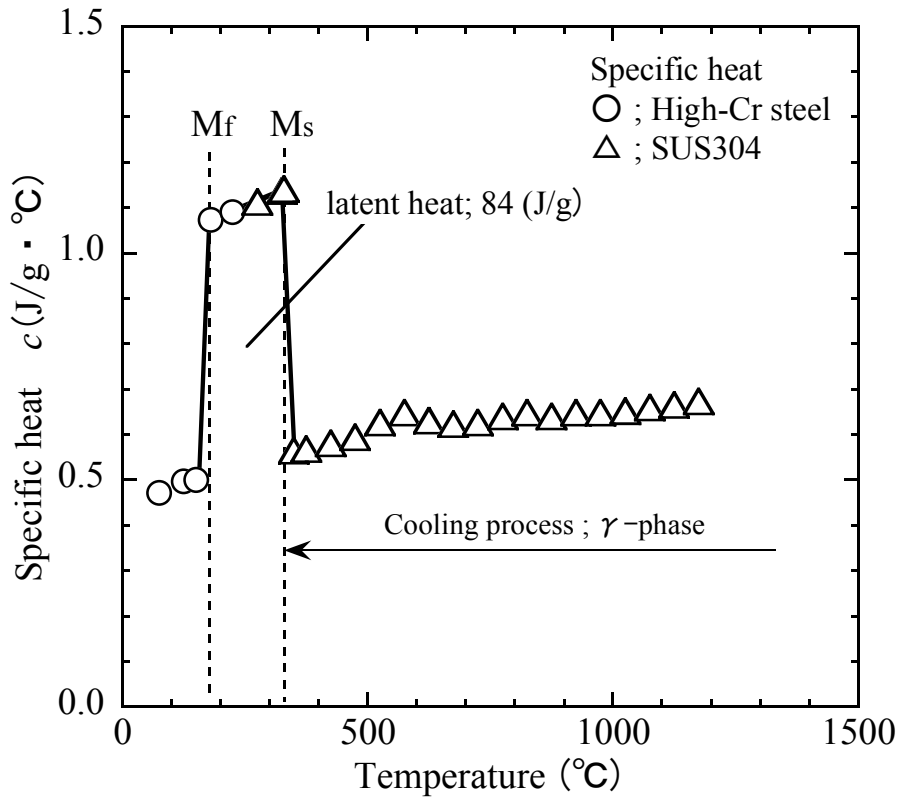


Fig.6.6 Temperature dependence of specific heat considered of phase transformation

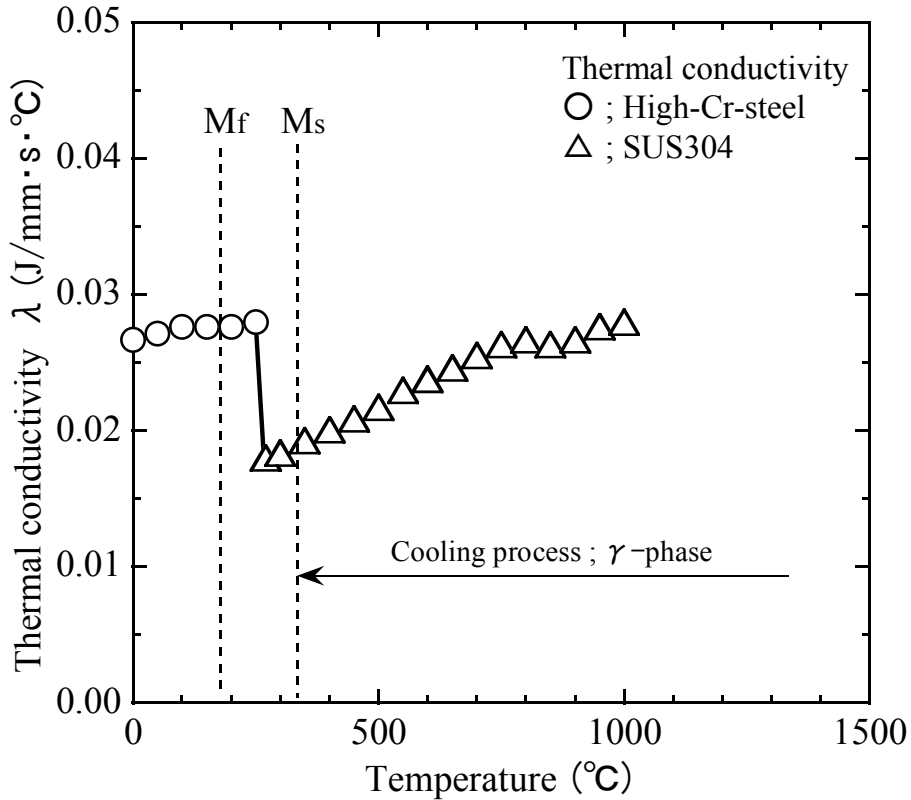


Fig.6.7 Temperature dependence of thermal conductivity considered of phase transformation

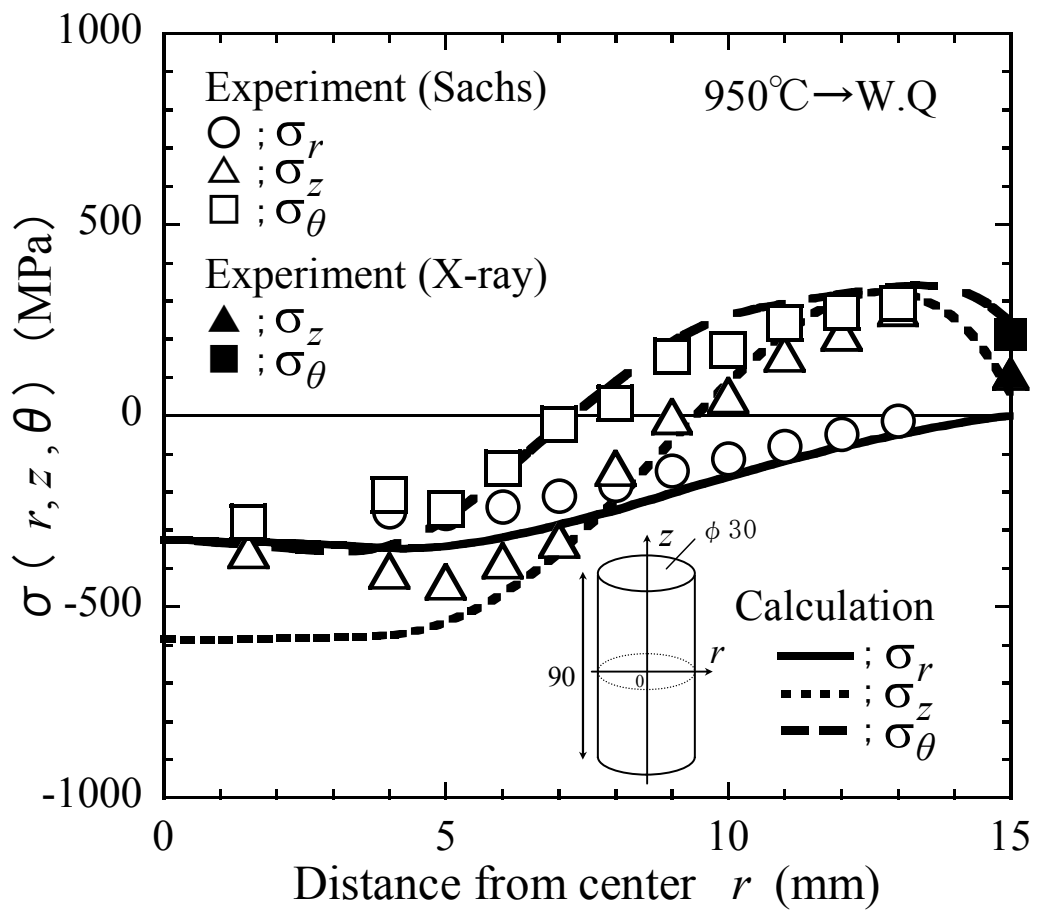


Fig.6.8 Residual stress distribution

### 6.3 過渡応力による最大引張応力の求め方

焼割れの定量的評価を行うためには、焼入れ中に発生する最大引張応力を求める必要がある。6.2 節にて確立した数値解析条件を用い、第 5 章の焼割れ実験で行った種々の円柱試験材形状にて、 $M_f$  温度以下で発生する最大引張応力を数値解析にて求めれば、焼割れの発生と引張応力の関係が明確になり、焼割れ発生応力の Criterion を求めることができる。ここでは円柱焼入れ中の過渡応力から最大引張応力を求める方法について説明する。

第 5 章の 5.3.2 節にて行った実験を例に説明する。一例として円柱直径寸法  $\phi 10\text{mm}$ 、軸方向長さ  $L=30\text{mm}$  の円柱試験材を  $1150^\circ\text{C}$  から水焼入れした場合の応力解析結果を以後に示す。第 5 章 5.3.2 節の実験結果から焼割れを発生させた応力は円周方向応力であると考えられるため、焼入れ後に円柱 side で最も高い引張円周方向応力が残留する箇所を特定し、その箇所の焼入れ中の過渡応力・過渡温度変化を求めた。過渡応力並びに過渡温度変化の解析結果を Fig.6.9 に示す。また Fig.6.9 には円柱中心の過渡応力及び過渡温度変化も合わせて示

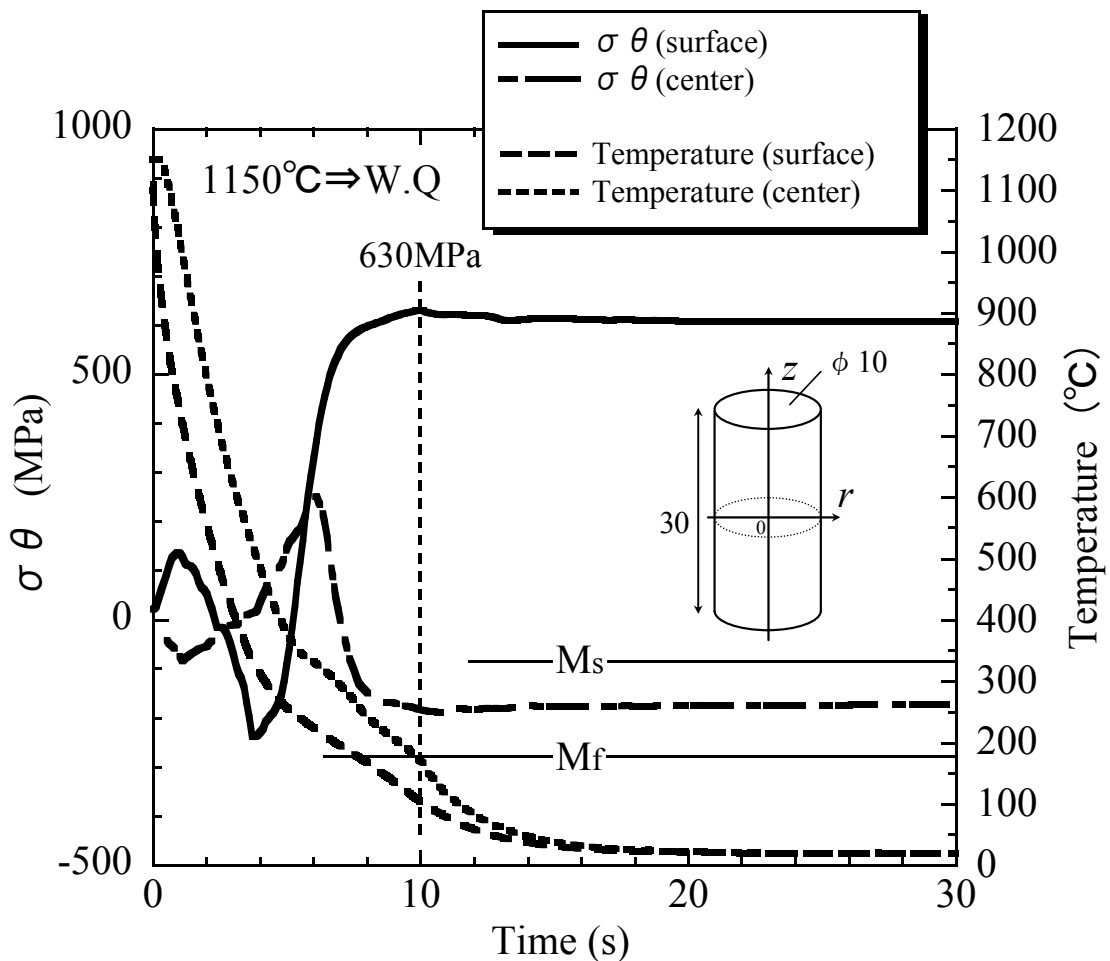


Fig.6.9 Relation between time and transient circumferential stress

す。解析結果より焼入れ後には、円柱 side に高い引張応力が発生するのが分かる。また円柱中心部の過渡温度変化より、表面の引張応力が最も高くなるのは、中心部のマルテンサイト変態が終了した時であり、これは中心部の相変態による膨張(圧縮応力)の影響を受け表面に引張応力が作用するためと考えられる。第 5 章 5.2.3 節よりマルテンサイト変態開始前の  $\gamma$  相の状態では焼割れが発生することは考え難く、また焼割れの破面が粒界割れを呈していたことから、焼割れは相変態終了後 ( $M_f$  温度以下) の温度域で発生したものと考えられる。したがって円柱表面が相変態終了後 ( $M_f$  温度以下) に最大引張応力を示す、焼入れ開始 10 秒後の応力 (630MPa) が焼割れに影響を及ぼす最大引張応力であると考えられる。

以後は確立した数値解析条件を用い第 5 章 Table 5.4, Table 5.5 に示す各試験材寸法にて、1150℃ から焼入れした場合の応力解析を行った。そして円柱表面に発生する過渡応力の解析結果から各試験材寸法で発生する最大引張応力を求め、焼割れ発生と引張応力の相関関係を検討した。

## 6.4 焼割れの定量的評価

この節では焼割れ発生の実験結果と数値解析により求めた焼入れ中の過渡引張応力から、焼割れと過渡引張応力の相関関係並びに焼割れを発生させる応力の定量値を検討した。

### 6.4.1 最大引張応力と円柱軸方向長さの関係

第 5 章 5.3.1 節の Table 5.4 の実験結果をもとに、円柱直径寸法  $\phi D=30\text{mm}$  一定とし、軸方向長さ  $L$  を 20mm から 150mm まで変えた試験材の焼入れ中の過渡応力を求め、 $M_f$  温度以下で発生する最大引張応力の値を数値解析より求めた。Table 5.4 の実験結果では  $L/D \leq 1.0$  の試験材では円柱 side 以外に円柱 edge でも焼割れが発生した。したがって円柱 side に発生する応力以外に edge で発生する最大引張応力も求めた。なお焼割れには全ての条件で円周方向応力が関与していると考えられたため、side 及び edge とともに最大引張円周方向応力にて評価した。各試験材寸法にて焼入れ中に発生する最大引張円周方向応力と焼割れの相関図を Fig.6.10 に示す。Table 5.4 の結果より side と edge に焼割れが発生した条件を ●, ▲ 印、焼割れが発生しなかった条件を ○, △ 印にて示す。

軸方向長さ ( $L=20\text{mm}$ ) が短く  $L/D=0.7$  の条件では円柱 side に焼割れは発生せず edge に焼割れが発生したが、解析結果でも side に発生する引張応力は小さく、edge に発生する引張応力が高いことが分かる。また  $L/D=1.0$  の条件では焼

割れは side 並びに edge の両箇所が発生した．解析結果でも両箇所共に高い引張応力が発生しているのが分かる． $L/D \geq 1.5$  の条件では焼割れは円柱 side にのみ発生した． $L/D \geq 1.5$  の解析結果では発生する最大引張応力は円柱 side が edge より常に高いことが分かる．したがって過渡応力より求めた引張円周方向応力の最大値は焼割れ発生箇所の実験結果と良い相関関係が認められ，過渡応力により求めた引張応力が高い箇所に焼割れが発生していることになる．

以上より  $M_f$  温度以下の過渡応力における最大引張応力は焼割れ発生の原因と考えられる．

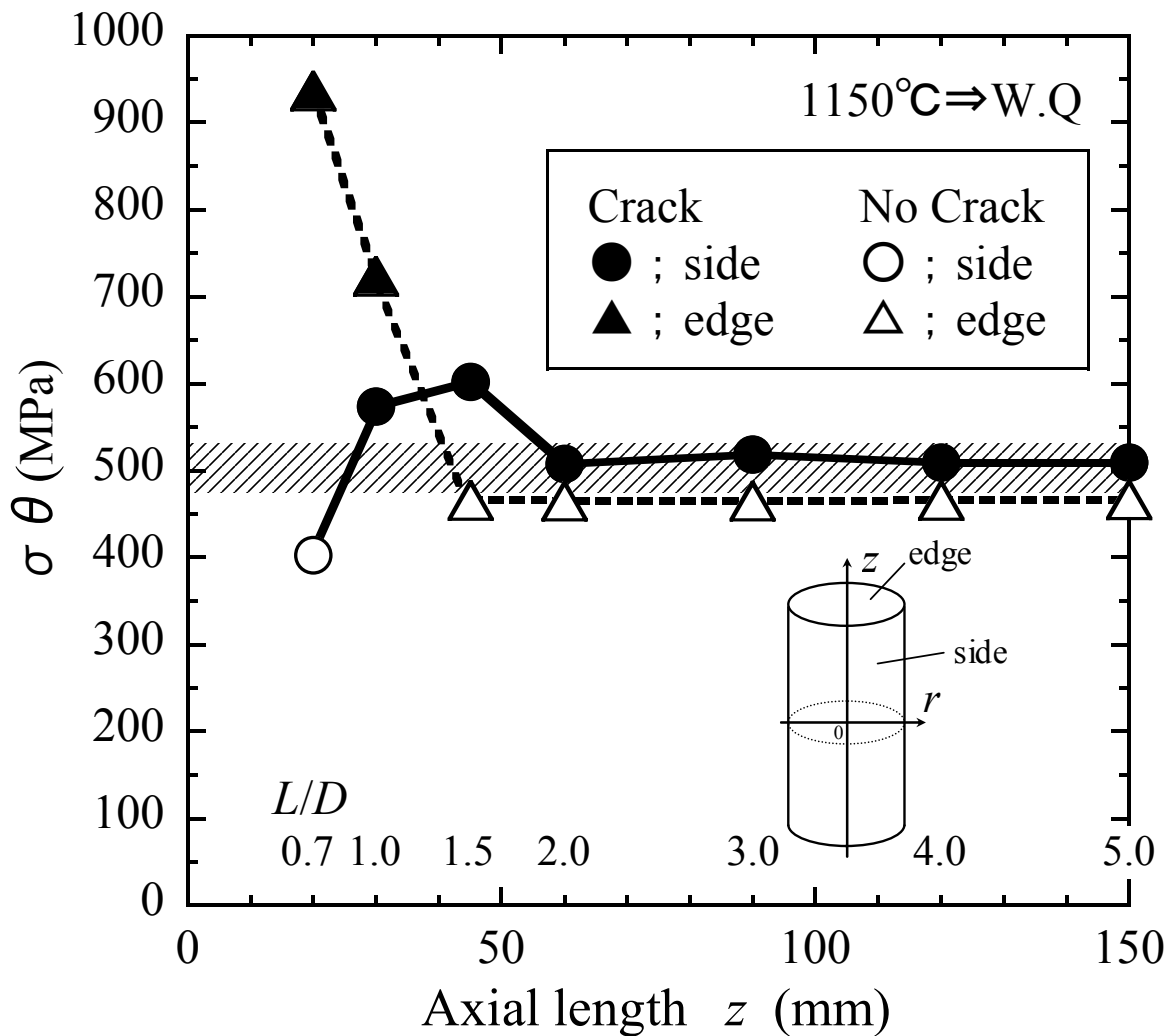


Fig.6.10 Relation between maximum tensile stress and axial length on quenching crack

#### 6.4.2 最大引張応力と円柱直径寸法の関係

第5章 Table 5.5 の実験結果をもとに、円柱直径寸法を変えた試験材の焼入れ中の過渡応力を求め、円柱 side に発生する最大引張円周方向応力を数値解析より求めた。焼入れにより発生する最大引張円周方向応力と円柱直径寸法との相関図を Fig.6.11 に示す。Fig.6.11 の図中に Table 5.5 の実験結果をもとに、焼割れが発生した条件( $\phi$  6mm 以上)を●印、焼割れが発生しなかった条件( $\phi$  5mm 以下及び  $\phi$  40mm)を○印にて示す。高い引張応力が発生している条件にて焼割れが発生しており、数値解析にて求めた過渡応力の最大引張応力は、焼割れの実験結果と良い相関関係が認められる。また図より、約 500MPa 前後以上の引張応力が作用した条件にて焼割れが発生していることが分かる。これは Fig.6.10 にて求めた焼割れ発生応力の Criterion と同じである。

Fig.6.4 の降伏応力の温度依存性の実験結果では、 $M_f$  温度以下にて約 700MPa 以上の降伏応力を有している。つまり焼割れ発生応力の 500MPa は  $M_f$  温度以下の降伏応力の値よりも小さい。この原因について以下に考察する。

Fig.6.4 で示される降伏応力は本来材料が保有する各温度での強度を示している。しかし第5章 5.2.3 節で述べたが、焼割れの破面は引張試験で得られる延性・脆性破面と異なり粒界割れを呈していた。焼割れの破面と引張試験で得られる破面とでは破壊の形態が異なること、また粒界割れが生じれば本来の材料が有する強度以下にて破断することを考慮すれば、材料が本来有する降伏応力よりも焼割れ発生応力は低くなると考えられる。

小形円柱試験材にて焼割れが発生する焼入れ温度を明確にすること、また焼割れが発生する焼入れ温度にて、試験材の円柱直径寸法を種々変えた焼割れ実験を行い焼割れが発生しない試験材寸法を明らかにすること、そして前章までに明らかにした熱及び相変態応力を精度良く予測できる確かな数値解析方法を用いれば、焼割れの実験と数値解析よりマルテンサイト変態を生じる供試材の焼割れ発生応力を推定することができる。

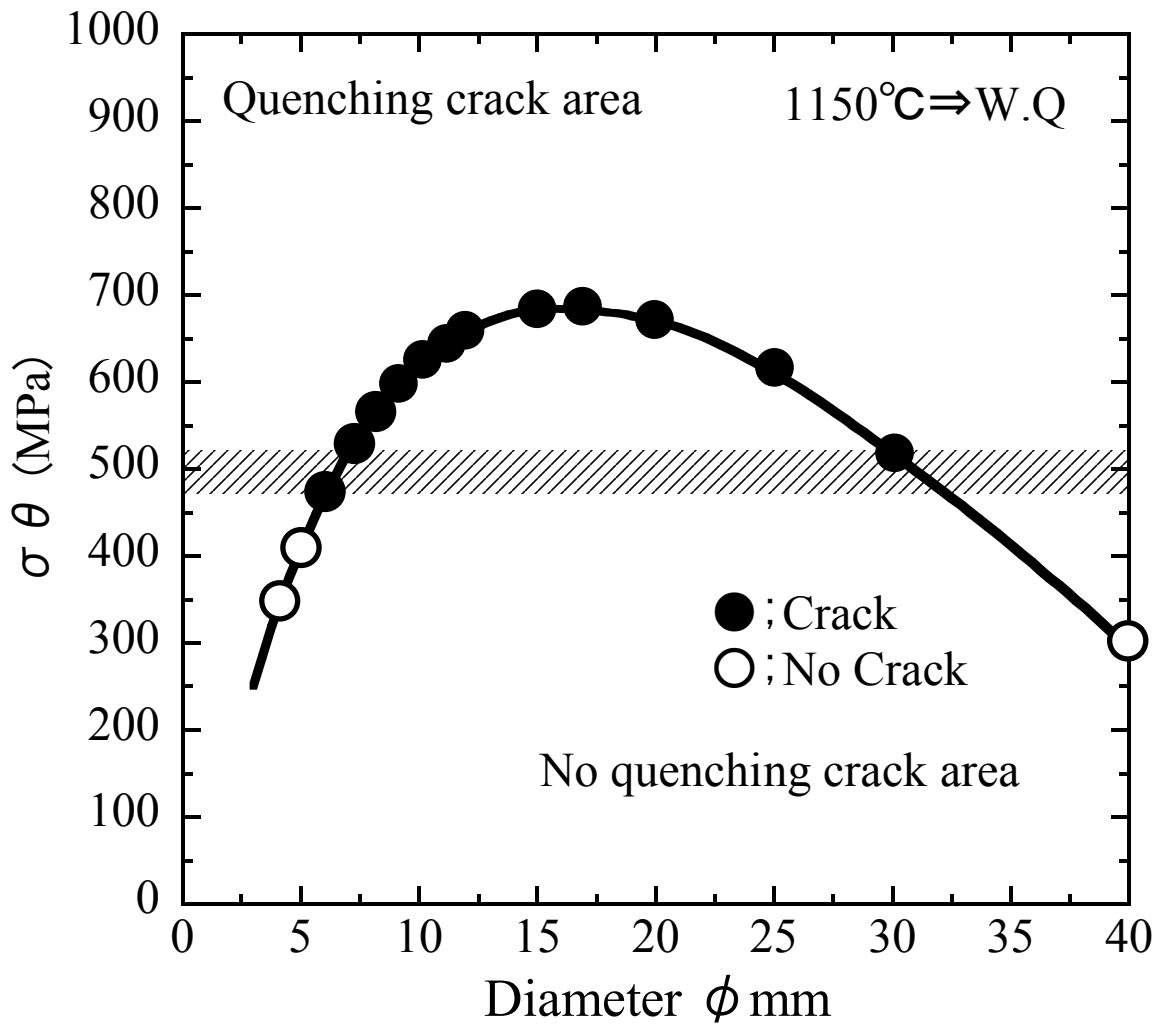


Fig.6.11 Circumferential stress for quenching crack



### 6.4.3 焼割れ発生応力と粒界脆化元素量の関係

第5章 Table 5.8 の実験結果をもとに、焼割れに及ぼす粒界脆化元素(P)量の関係を検討した。焼入れ中に  $M_f$  温度以下にて円柱 side に発生する最大引張円周方向応力と円柱直径寸法との相関図は Fig.6.11 と同じため同図に Table 5.8 の実験結果をもとに焼割れが発生した条件を●印、焼割れが発生しなかった条件を○印にて、各 P 量の結果をそれぞれ Fig.6.12 から Fig.6.15 に示す。

P 量が増加するに伴い焼割れ発生応力の Criterion が低下することが分かる。図より各 P 量の焼割れ発生応力の Criterion を求め、P 量と焼割れ発生応力の相関関係を求めた。P 量と焼割れ発生応力の Criterion の関係を Fig.6.16 に示す。粒界脆化元素である P 量の増加は焼割れ発生応力の Criterion を大きく低下させ、P 量の増加は焼割れ発生の危険性を増すと考えられる。

以上の結果より焼割れ発生の未然防止は、焼割れ発生の原因となる引張応力を低減すること以外に、粒界脆化元素の鋼中含量を低減することも有効な手段であると考えられる。

第5章 5.2.3 節より粒界脆化元素の基地中の拡散は、粒界強度を向上させ耐焼割れ性が改善できると考えられることから、引張応力の低減並びに焼割れの起点となる粒界強度の改善は焼割れ防止に有効である。たとえ粒界脆化元素である P の鋼中含量が多くとも適切な加熱拡散処理等により粒界強度を向上(粒界脆化元素の基地中への拡散)させることが出来れば、低 P 量と同等の耐焼割れ性を有することができ、焼入れ条件を変えずに焼割れの未然防止が行える可能性もある。したがって粒界強度を向上させるための加熱拡散処理条件と焼割れの相関関係を明確にすることが、残された今後の課題であると考えられる。

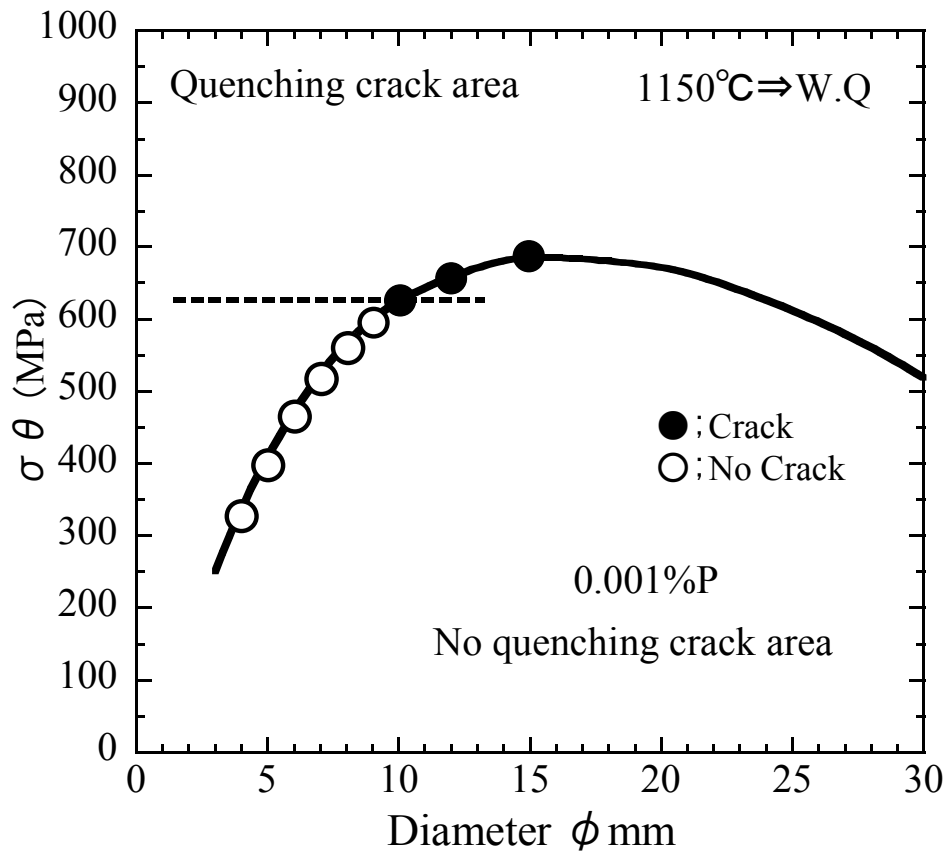


Fig.6.12 Circumferential stress for quenching crack (0.001%P)

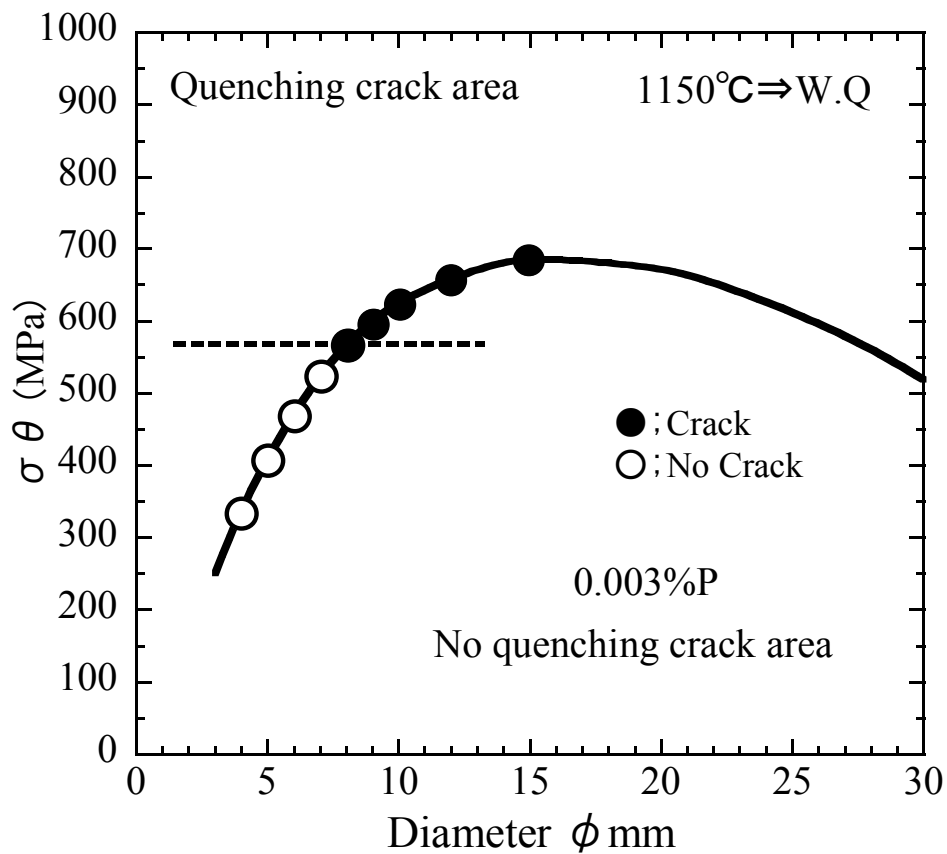


Fig.6.13 Circumferential stress for quenching crack (0.003%P)

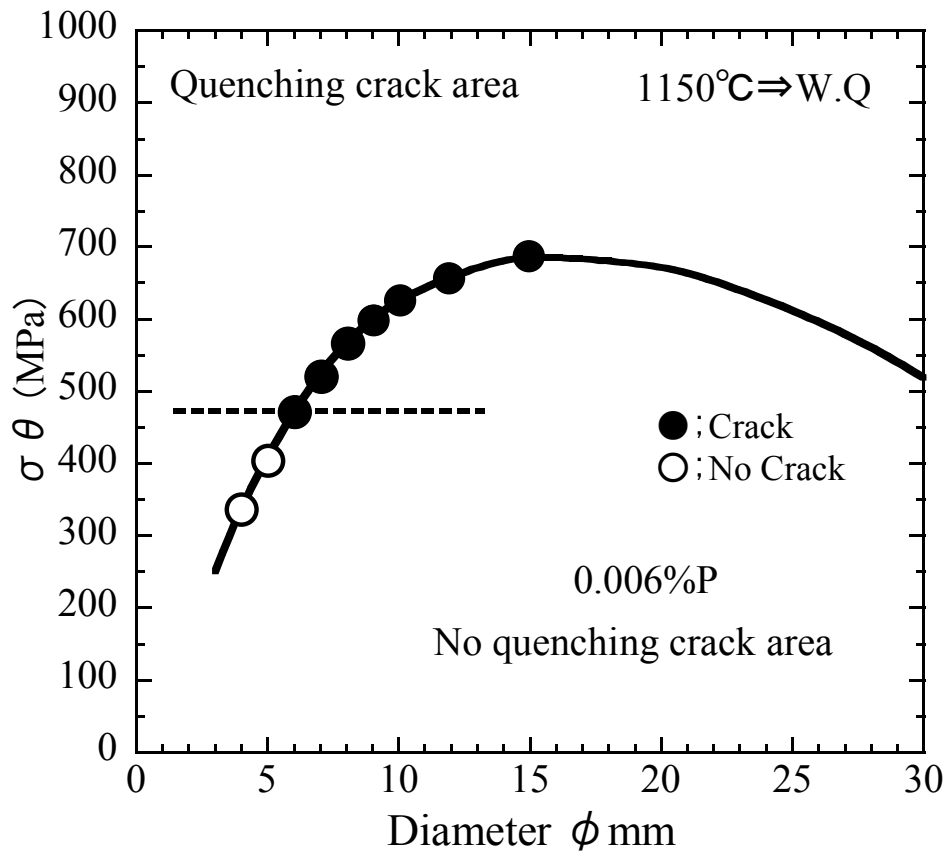


Fig.6.14 Circumferential stress for quenching crack (0.006%P)

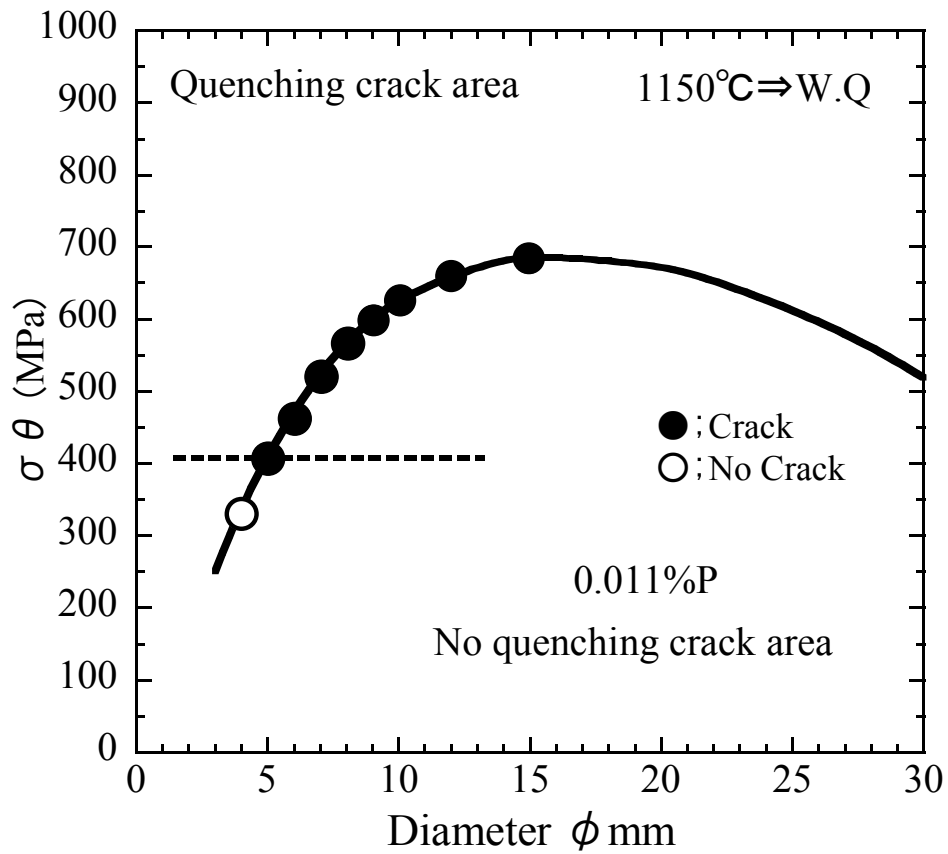


Fig.6.15 Circumferential stress for quenching crack (0.011%P)

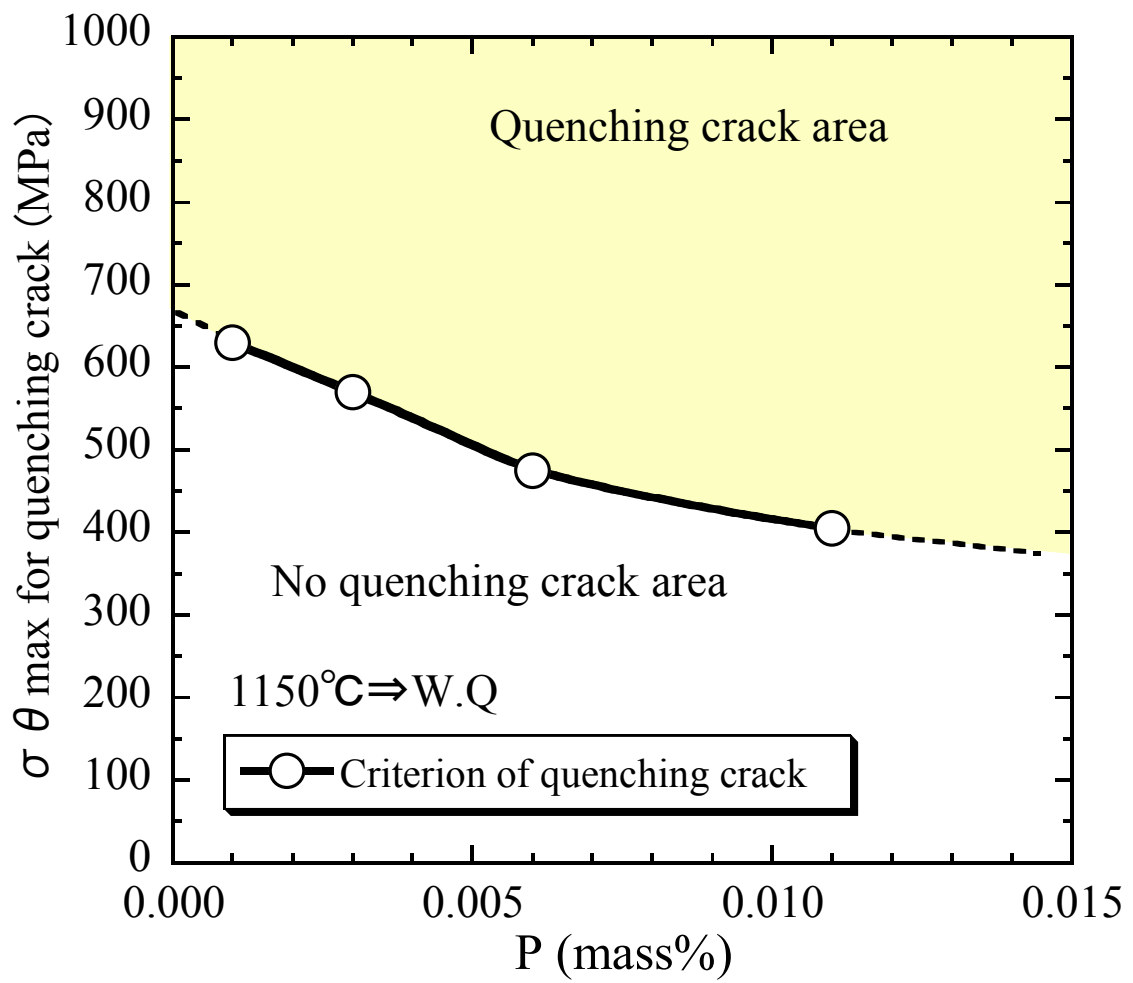


Fig.6.16 Relation between amount of P and circumferential stress for quenching crack

## 6.5 大形円柱鋼材の焼入れ

本節では 6.4 節で明らかになった供試材の焼割れ発生応力の Criterion をもとに、大形円柱鋼材の焼入れが可能かどうかを検討した。

### 6.5.1 実験方法

Fig.6.17 に実験に使用した大形円柱鋼材の試験材形状を示す。直径  $\phi 490\text{mm}$ 、軸長  $670\text{mm}$ 、重量約  $1\text{t}$  の円柱材を用い、第 5 章 Table 5.1 と同様の化学成分を有する材料を供試材とした。試験材は炉中で  $1000^\circ\text{C}$  に 10 時間保持し、炉出し後水冷した。焼入れ後目視にて焼割れが発生したかどうかを確認した。また焼割れ発生有無の検討以外に大形円柱鋼材においても精度良く残留応力分布が解析できているかどうかにも検討した。焼入れ後の残留応力分布の測定は X 線残留応力測定を用い、円柱試験材の軸長中央箇所から軸端面までの 5 箇所の表層残留応力分布を測定した。ここでは残留応力分布の検討以外に焼入れにより生じる変形も検討するため、熱処理前後の試験材の直径寸法を測定した。なお試験材には焼入れ後、全周にスケールが生成していた。そのため焼入れ後、スケールを除去しスケールが無い状態での試験材の直径寸法を測定するとともに、除去したスケールの厚みをマイクロメーターにて測定した。スケールの厚みは約  $0.30\text{mm}$  であった。数値解析ではスケールが円柱鋼材の全周囲に均一に付着していたと仮定し、測定したスケール厚みを熱処理前後の変位の数値解析結果に考慮した。

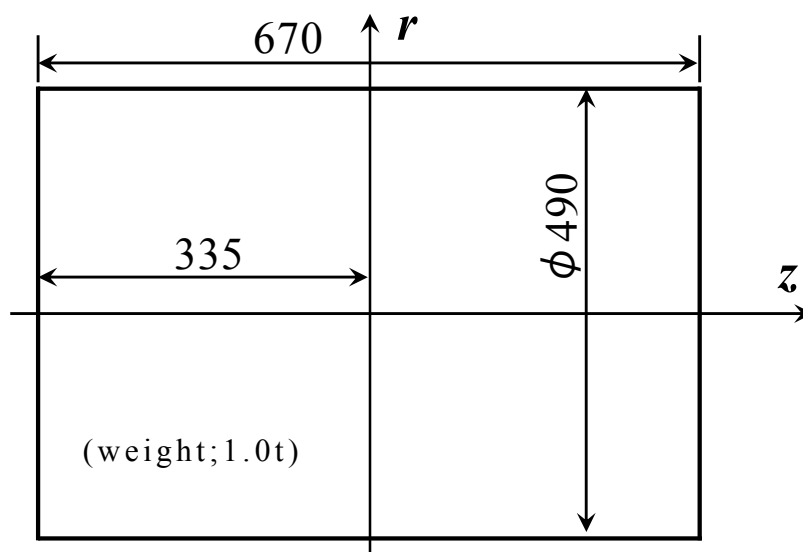


Fig.6.17 Specimen for measuring residual stress

### 6.5.2 大形円柱鋼材の焼入れ中の過渡応力解析

大形円柱鋼材の焼入れを行う前に 6.2 節にて確立した数値解析条件を使用し、1000℃から焼入れを行った場合の残留応力分布を解析した。また大形円柱鋼材の焼入れ時の温度変化を解析した結果、円柱中心部の相変態温度区間(330℃～180℃)の冷却速度は 5℃/min であった。Fig.6.3 の結果より円柱全体でマルテンサイト変態が生じていること、及び円柱全体で同じ相変態ひずみの値を用いて解析できることが分かる。大形円柱鋼材の軸方向長さ( $L$ )と円柱直径寸法( $D$ )の  $L/D$  は 1.37 のため、Fig.6.10 の結果より円柱 side と edge の焼割れが懸念された。そこで円柱 side 及び edge の両箇所の焼入れ中の過渡応力を求めた。過渡応力並びに過渡温度変化の解析結果を Fig.6.18 と Fig.6.19 に示す。Fig.6.18 は焼入れ開始から 90 秒までの解析結果を示す。また Fig.6.19 は焼入れ開始から 3 時間までの解析結果を示し、図中には円柱中心の温度変化も併わせて示す。

Fig.6.18 より焼入れ開始直後、円柱表面側には side 並びに edge とともに熱収縮による引張応力が発生するが最大引張応力は約 220MPa 程度であり焼割れ発生応力である約 500MPa より低い。また最大引張応力が発生する時期も  $M_s$  温度直前であり、この時の組織は  $\gamma$  相であるため引張応力が発生したとしても焼割れが発生するとは考え難い。

Fig.6.19 の解析結果では、円柱表面において  $M_f$ (マルテンサイト変態終了)温度以下の時に焼割れ発生応力である約 500MPa 以上の引張応力は発生しない。Fig.6.9 では円柱内部の相変態膨張の影響により円柱表面に高い引張応力が発生した。しかし Fig.6.19 では円柱内部の相変態膨張による影響が円柱表面側の応力変化に作用するが、温度差によって生じた熱応力の効果が大きいため、円柱表面に高い引張応力を発生させるには至っていない。したがって大形円柱鋼材を焼入れしても表面から焼割れは発生しないと考えられる。また円柱鋼材内部に発生する最大引張応力の値も過渡応力より求めたが、最大引張応力は約 430MPa であり、内部においても焼割れ発生応力以上の引張応力は発生しない。

以上の結果より、大形円柱鋼材を 1000℃から焼入れしても表層及び内部共に焼割れ発生応力の約 500MPa 以上の引張応力は発生しないため、マルテンサイト変態を生じる大形円柱鋼材の焼入れは可能であると考えた。

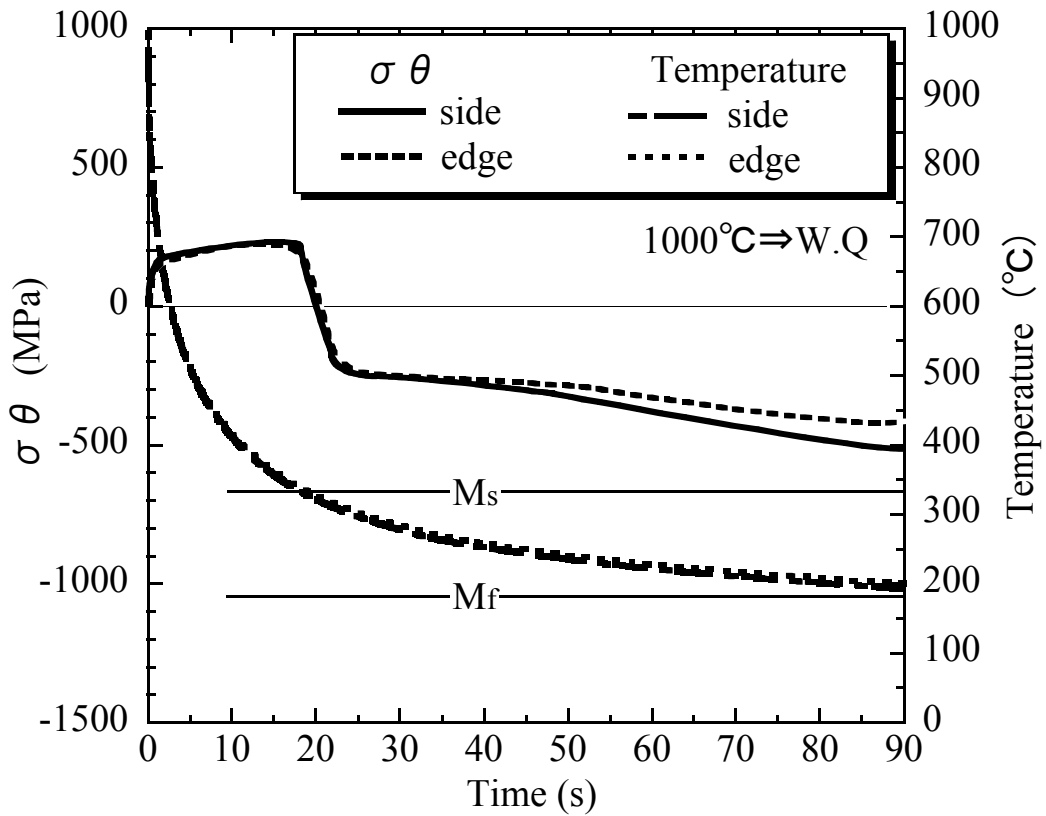


Fig.6.18 Relation between time and transient circumferential stress

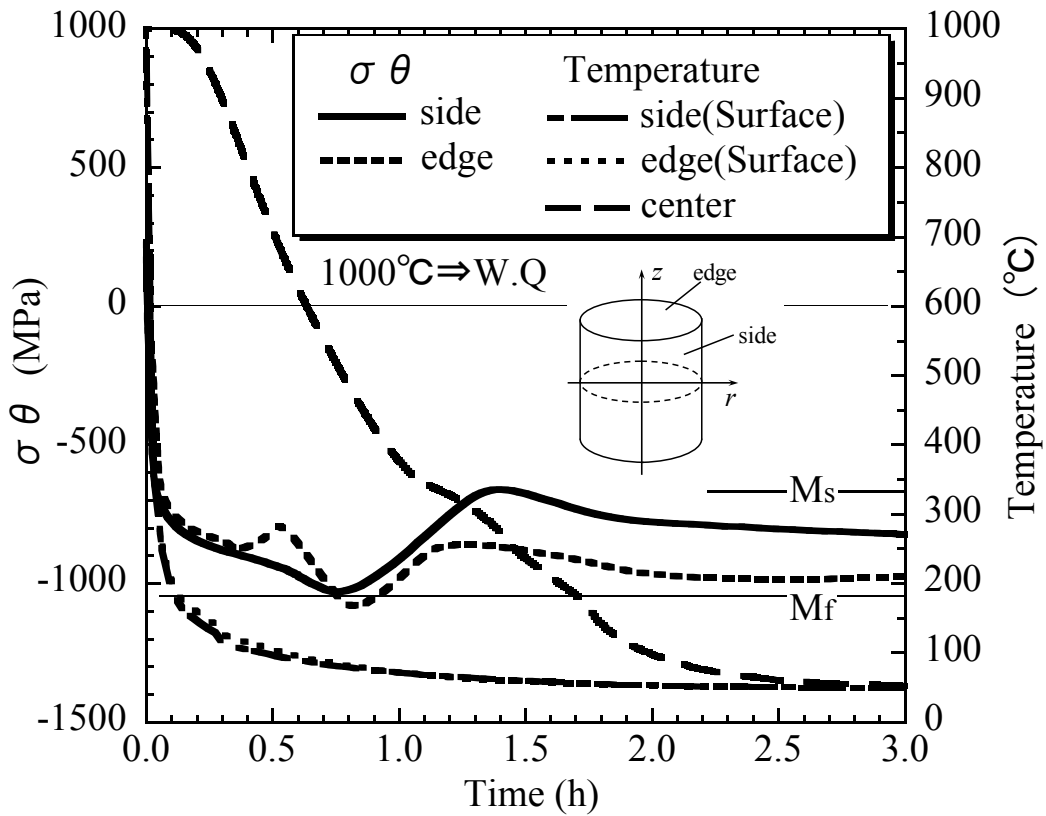


Fig.6.19 Relation between time and transient circumferential stress

### 6.5.3 残留応力分布・変位の実験値と数値解析値の比較

6.5.2 節の検討結果より，大形円柱鋼材の焼入れを行った．1000℃から焼入れを行い約 4h 後，水中から引上げ目視にて焼割れ発生有無を調べたが，焼割れは発生しなかった．

焼割れが発生しなかったため，円柱表面の残留応力分布を測定し，また焼入れ前後の円柱直径寸法の測定から焼入れによる直径寸法の変位を求めた．焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値を比較した結果を Fig.6.20 に示す．焼入れ前後での直径寸法の変位の実験値と数値解析値を比較した結果を Fig.6.21 に示す．残留応力分布並びに変位ともに実験値と数値解析値は概ね一致した．これにより Fig.6.19 の過渡応力解析結果の妥当性が証明されマルテンサイト変態を生じる大形円柱鋼材でも焼割れ発生応力以上の応力が発生しない限り，焼割れが発生しないことを実証できた．また本解析手法を用いれば小形の円柱材のみならず大形の円柱材でも比較的精度良く残留応力分布を解析できることが明らかになった．



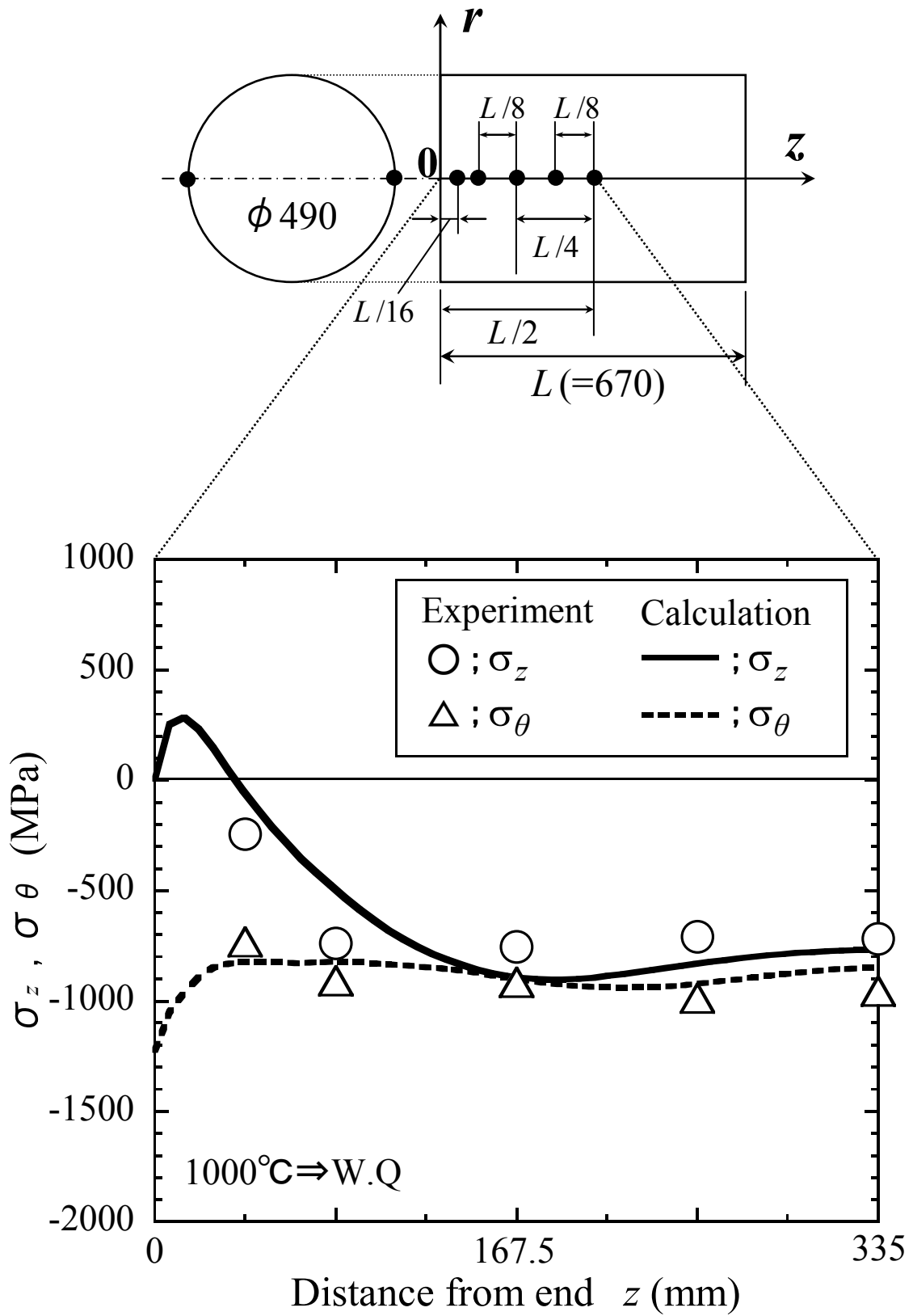


Fig.6.20 Residual stress distribution

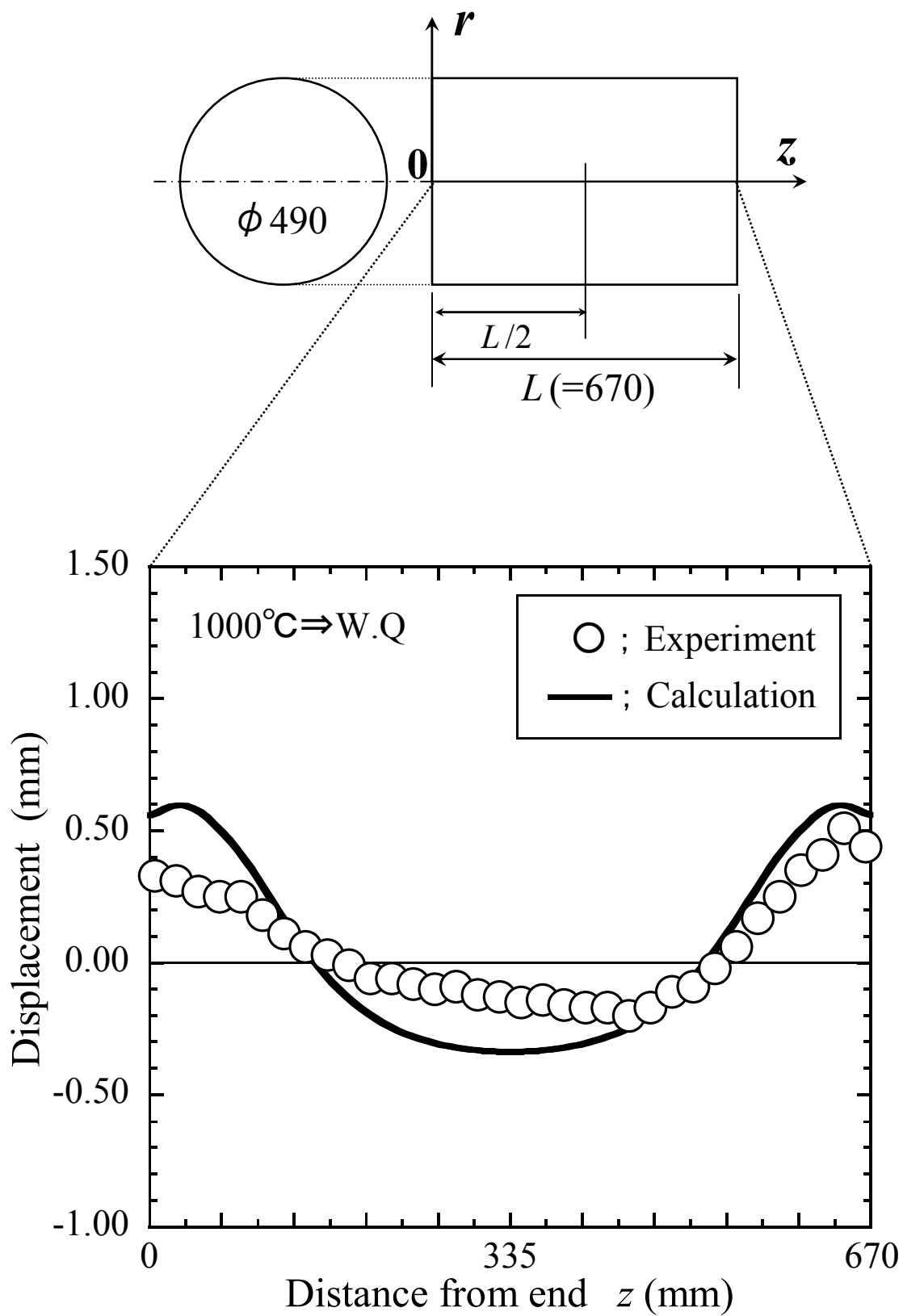


Fig.6.21 Radial displacement distribution

## 6.6 大形段付き円柱鋼材の焼入れ

6.5 節では大形円柱鋼材の焼入れの検討を行った。しかし発電機軸用ロータ材の実製品等は異なる直径寸法が種々結合した形状(後述の Fig.6.29 参照)であり単純な円柱形状ではない。また単純円柱では焼割れが発生しなかったが、異なる円柱直径寸法を有する段付きの円柱形状ではコーナー部が応力集中部となり焼割れが発生するのではないかと懸念があった。そのため本節では実製品形状に近くコーナー部(応力集中部)が存在する試験材での焼割れ評価並びに 6.5 節同様に単純円柱形状以外の形状でも精度良く残留応力・変位が数値解析で予測できるかを検討した。

### 6.6.1 実験方法

6.5 節の実験で用いた円柱を、異なる直径寸法を有した多段の円柱材に加工した。加工後の試験材寸法は直径  $\phi 490\text{mm}$ 、軸長  $315\text{mm}$  と直径  $\phi 250\text{mm}$ 、軸長  $315\text{mm}$ 、重量約  $0.6\text{t}$  とした。Fig.6.23 に実験に使用した大形段付き円柱鋼材の試験材形状を示す。試験材は 6.5 節同様に炉中で  $1000^\circ\text{C}$  に 10 時間保持し、炉出し後水冷した。焼入れ後目視にて焼割れが発生したかどうかを確認した。

焼入れ後の残留応力分布の測定は X 線残留応力測定を用い、直径  $\phi 490\text{mm}$ 、と直径  $\phi 250\text{mm}$  それぞれの部位での軸長中央箇所から軸端面までの計 8 箇所の表層残留応力分布を測定した。ここでは残留応力分布の検討以外に焼入れにより生じる変形も検討し、熱処理前後の試験材の直径寸法を測定した。焼入れ後、スケールを除去しスケールが無い状態での試験材の直径寸法を測定するとともに、除去したスケールの厚みをマイクロメーターにて測定した。スケールの厚みは約  $0.23\text{mm}$  であった。数値解析ではスケールが試験材の全周囲に均一に付着していたと仮定し測定したスケール厚みを熱処理前後の変位の数値解析結果に考慮した。

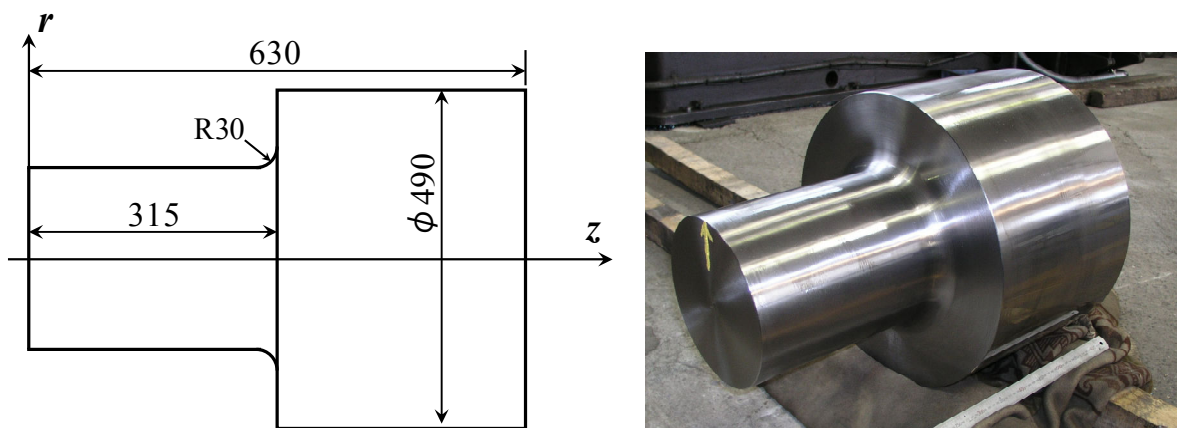


Fig.6.23 Specimen for measuring residual stress

### 6.6.2 大形段付き円柱鋼材の焼入れ中の過渡応力解析

大形段付き円柱鋼材の焼入れを行う前に 6.2 節にて確立した数値解析条件を使用し、1000℃から焼入れを行った場合の残留応力分布を解析した。解析では 6.5.2 節同様に円柱全体でマルテンサイト変態が生じているとし、円柱全体で同じ相変態ひずみの値を用いて解析を行った。直径寸法  $\phi 490\text{mm}$  の大形円柱鋼材では焼入れ中に円柱表面に焼割れを引起こす引張応力は発生しなかった。そのため同様の直径寸法 ( $\phi 490\text{mm}$ ) 並びにそれ以下の直径寸法 ( $\phi 250\text{mm}$ ) を有する円柱表面でも 6.5.2 節同様に表面に焼割れを引起こす引張応力は発生しないと考えられる。したがって大形段付き円柱鋼材で最も焼割れが懸念されるのは応力集中部となる段付き部である。そこで異なる胴径である  $\phi 250\text{mm}$  と  $\phi 490\text{mm}$  の境界箇所(段付き部)の焼入れ中の過渡応力を求めた。解析モデルを Fig.6.24 に示す。また過渡応力並びに過渡温度変化の解析結果を Fig.6.25, Fig.6.26 に示す。Fig.6.25 は焼入れ開始から 90 秒までの解析結果を示す。また Fig.6.26 は焼入れ開始から 3 時間までの解析結果を示す。解析結果より 6.5.2 節同様に段付き部表面において  $M_f$ (マルテンサイト変態終了)温度以下の時に焼割れ発生応力である約 500MPa 以上の引張応力は発生しない。したがって大形段付き円柱鋼材を焼入れしても表面から焼割れは発生しないと考えられた。

以上の結果より、大形段付き円柱鋼材を 1000℃から焼入れしても応力集中部となる段付き部では焼割れ発生応力の約 500MPa 以上の引張応力は発生しないため、マルテンサイト変態を生じる大形段付き円柱鋼材の焼入れは可能であると考えた。

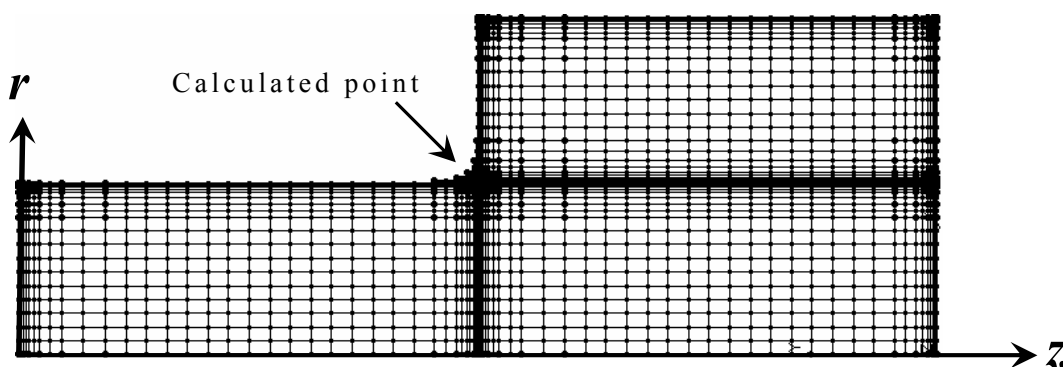


Fig.6.24 Analysis model and element division

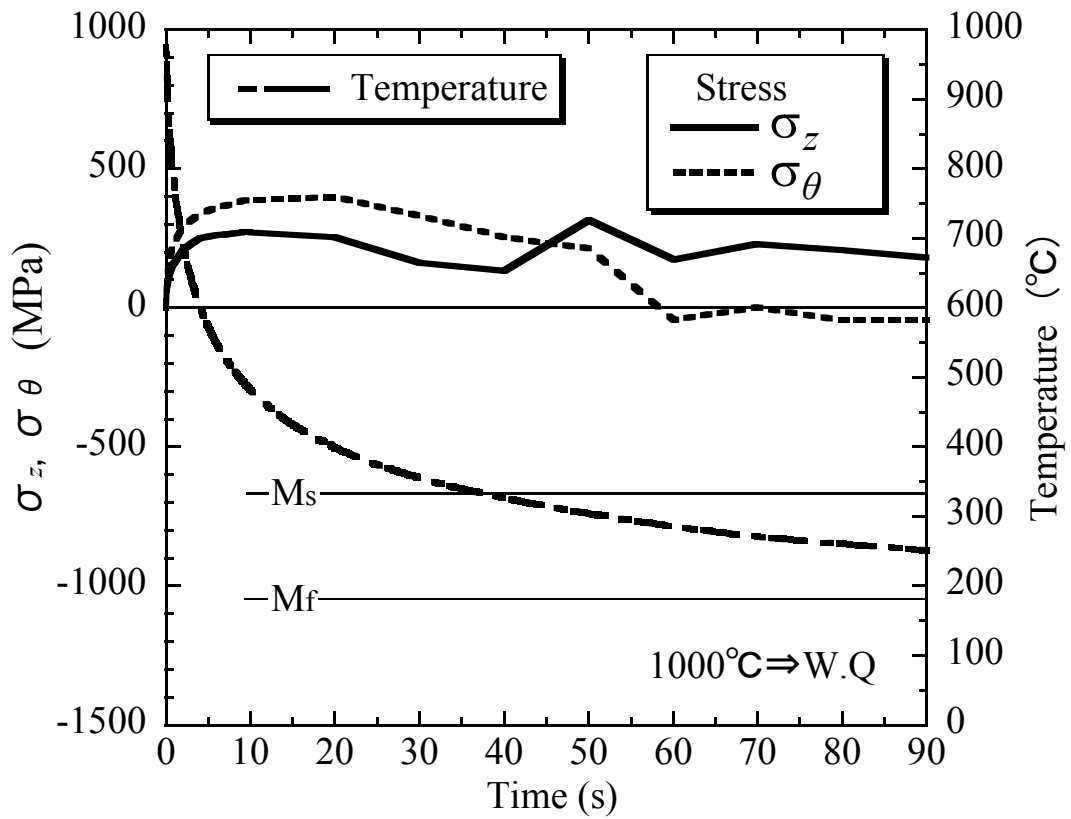


Fig.6.25 Relation between time and transient circumferential stress

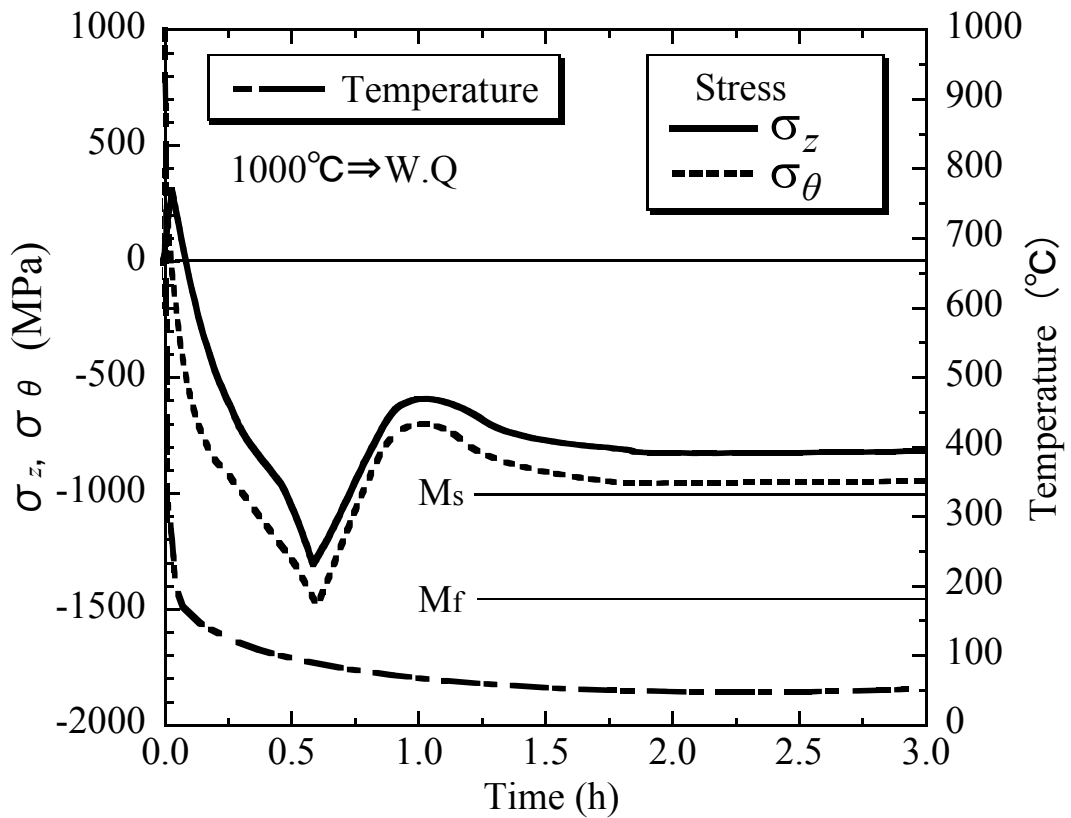


Fig.6.26 Relation between time and transient circumferential stress

### 6.6.3 残留応力分布・変位の実験値と数値解析値の比較

6.6.2 節の検討結果より，大形段付き円柱鋼材の焼入れを行った．1000℃から焼入れを行い約 4h 後，水中から引上げ目視にて焼割れ発生有無を調べたが，焼割れは発生しなかった．

焼割れが発生しなかったため，円柱表面の残留応力分布を測定し，また焼入れ前後の円柱直径寸法の測定から焼入れによる直径寸法の変位を求めた．焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値を比較した結果を Fig.6.27 に示す．焼入れ前後での直径寸法の変位の実験値と数値解析値を比較した結果を Fig.6.28 に示す．残留応力分布並びに変位ともに実験値と数値解析値は概ね一致した．

Fig.6.26 の過渡応力解析結果の妥当性が証明されたとともに，応力集中部となるコーナー部近傍の残留応力分布も精度良く解析でき，また応力集中部が存在しても焼割れ発生応力以上の応力が発生しない限り焼割れは発生しないことを実証できた．

以上により本解析手法を用いれば単純円柱形状材のみならず複雑な形状が種々結合した多段を有する円柱材においても焼入れにより生じる応力・変位を精度良く数値解析にて予測することができると考えられる．

本解析手法は小形製品に限らず大形製品である発電機軸用ロータ材等の実製品を対象にした熱弾塑性応力解析を行う場合においても，非常に有益な解析手法に成り得ると考えられる．

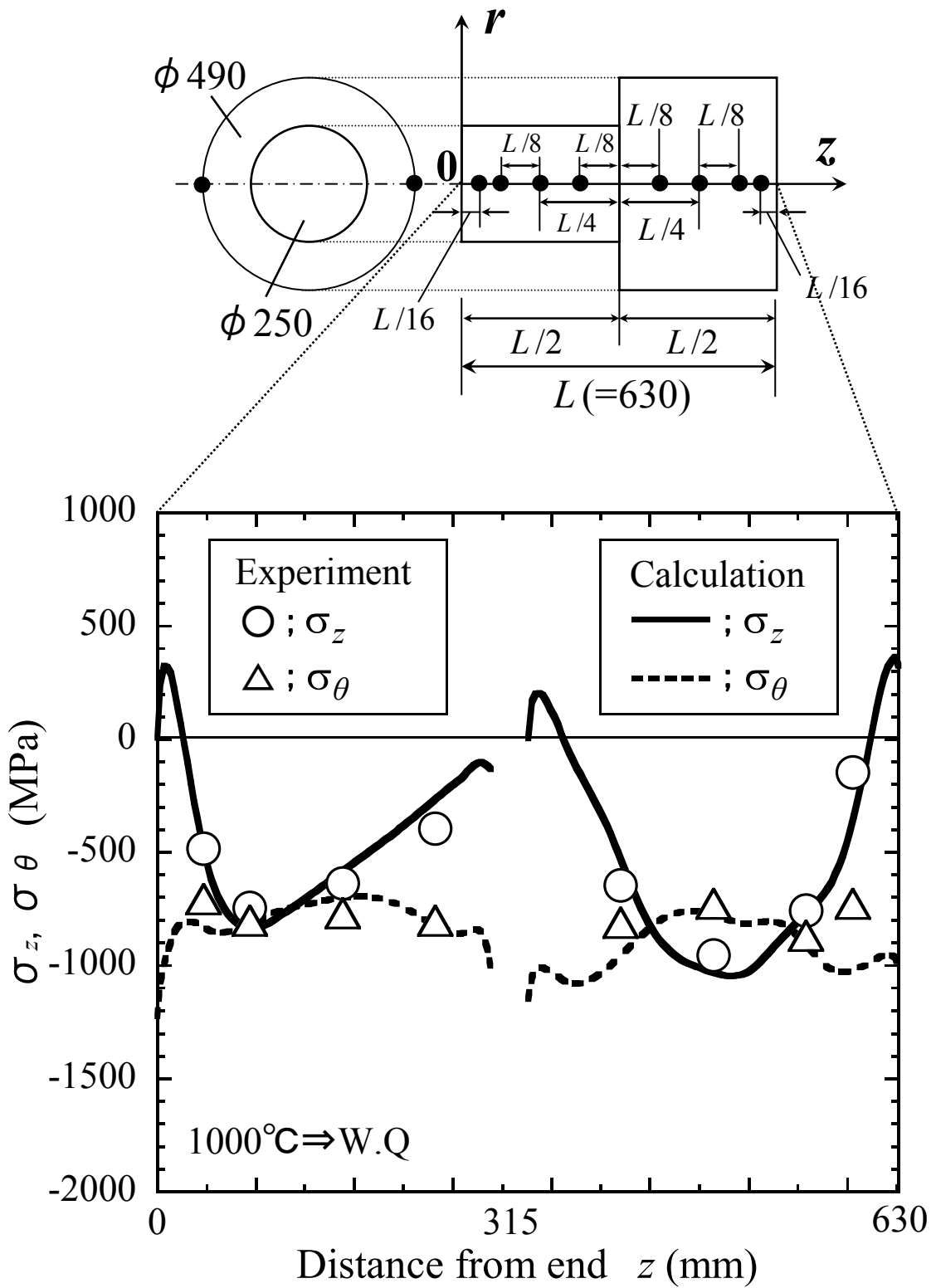


Fig.6.27 Residual stress distribution

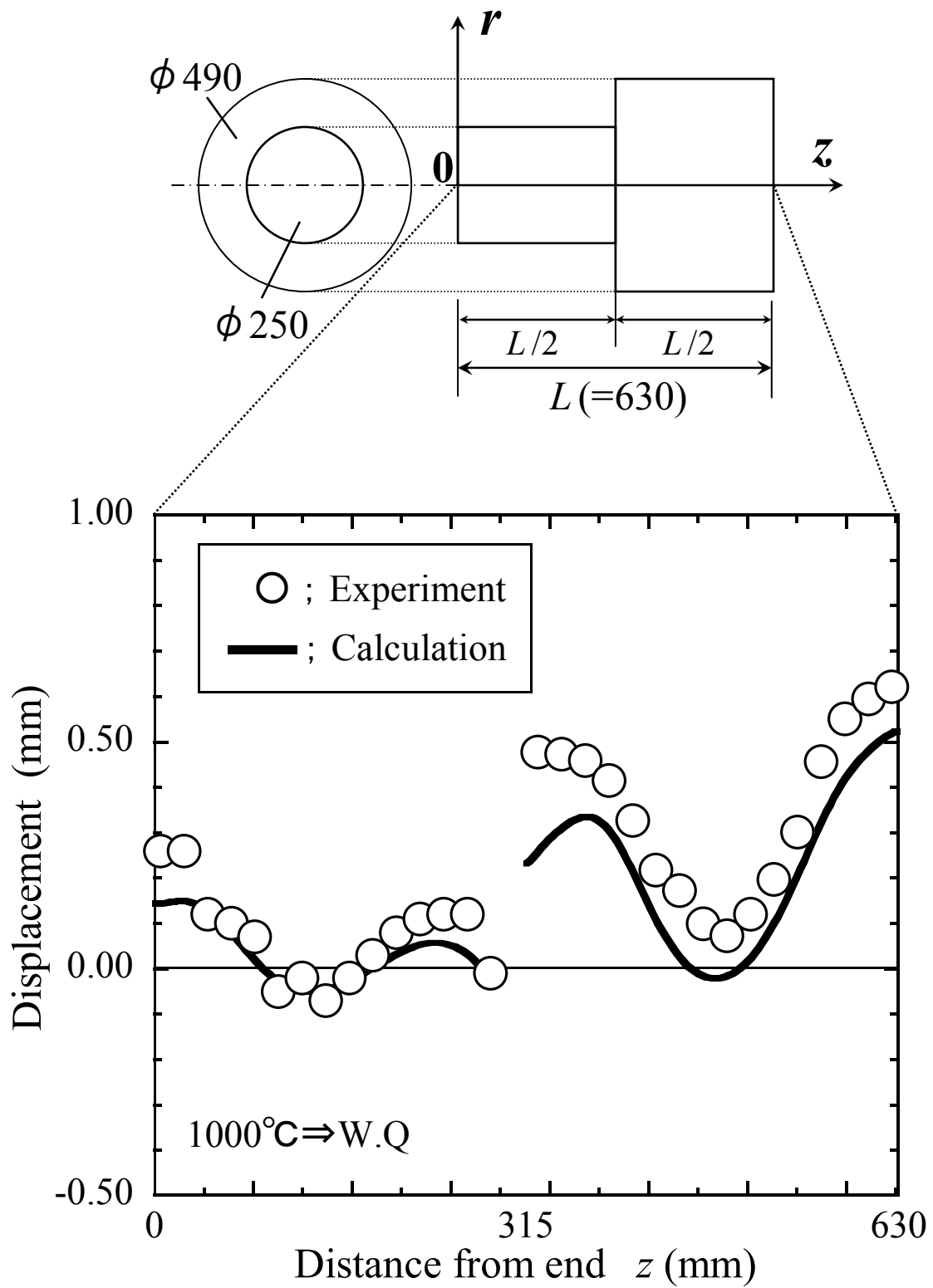


Fig.6.28 Radial displacement distribution



## 6.7 大形発電機軸用ロータ材の焼入れ

6.4.2 節にてマルテンサイト変態を生じる場合の焼割れ発生応力の Criterion を明確にした。本節では実製品である大形発電機軸用ロータ材の焼入れを対象とし、焼入れ中に発生する最大引張応力と焼割れ発生応力の Criterion の関係を検討した。

### 6.7.1 製品形状と油焼入れ時の熱伝達係数の見出し

本節では焼入れによりマルテンサイト変態を生じる高 Cr 鋼を対象鋼種とした。また対象製品は軸物(軸対象材)である大形発電機軸用ロータ材(製品重量；約 36t)とした。対象製品の外観写真を Fig.6.29 に示す。

本製品の焼入れは加熱温度 1090℃ から油焼入れ(Oil Quenching)が実施されている。水焼入れ時の熱伝達係数は第 2 章にて明らかにしたが、油焼入れ時の熱伝達係数は明確でなかった。熱処理により発生する応力を数値解析にて精度良く求めるためには、焼入れ中の温度変化を精度良く解析できる数値解析条件が必要である。そこで油焼入れ時の熱伝達係数を明らかにするため、大形試験材( $\phi 644\text{mm}$ )を用い油焼入れ時の温度変化を測定した。温度測定用の大形試験材の形状及び外観写真を Fig.6.30 に示す。

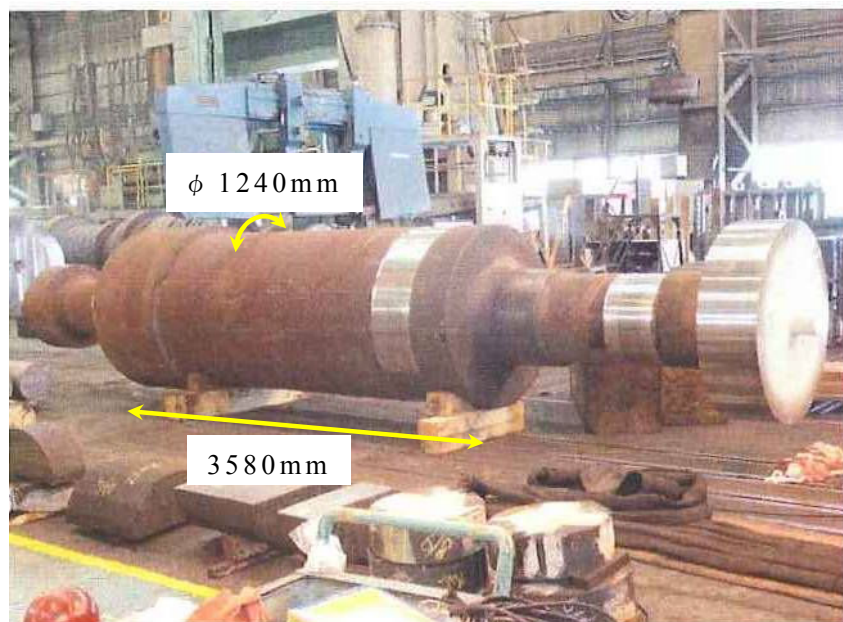


Fig.6.29 High-Cr steel rotor

油焼入れ中の温度測定はシース熱電対を使用し、 $\phi 644\text{mm}(=D)$ 部位にて表面から50mm, 161mm( $1/4D$ ), 310mm( $\approx 1/2D$ )箇所の3箇所の温度を測定した。焼入れ条件は実製品と同じとし、1090℃から油焼入れを行い、焼入れを行う油は停留させず油の温度上昇を抑える目的で攪拌を行った。

油焼入れにより測定した温度変化の実験値と数値解析値がほぼ一致するように、熱伝達係数 $\beta$ を決定した。3箇所の温度変化の実験値が数値解析値にほぼ一致するように、試行錯誤した結果、熱伝達係数 $\beta = 0.00052\text{J}/\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ が導かれた。温度変化の実験値と数値解析結果の比較をFig.6.31に示す。なおロータ材の化学成分は第5章Table 5.1とほぼ同じため数値解析では本章で確立した物性値(Fig.6.6, Fig.6.7)を使用した。実験値と数値解析結果は良好な一致を示しており、以後の実製品での焼入れ時の応力解析では求めた熱伝達係数を使用した。

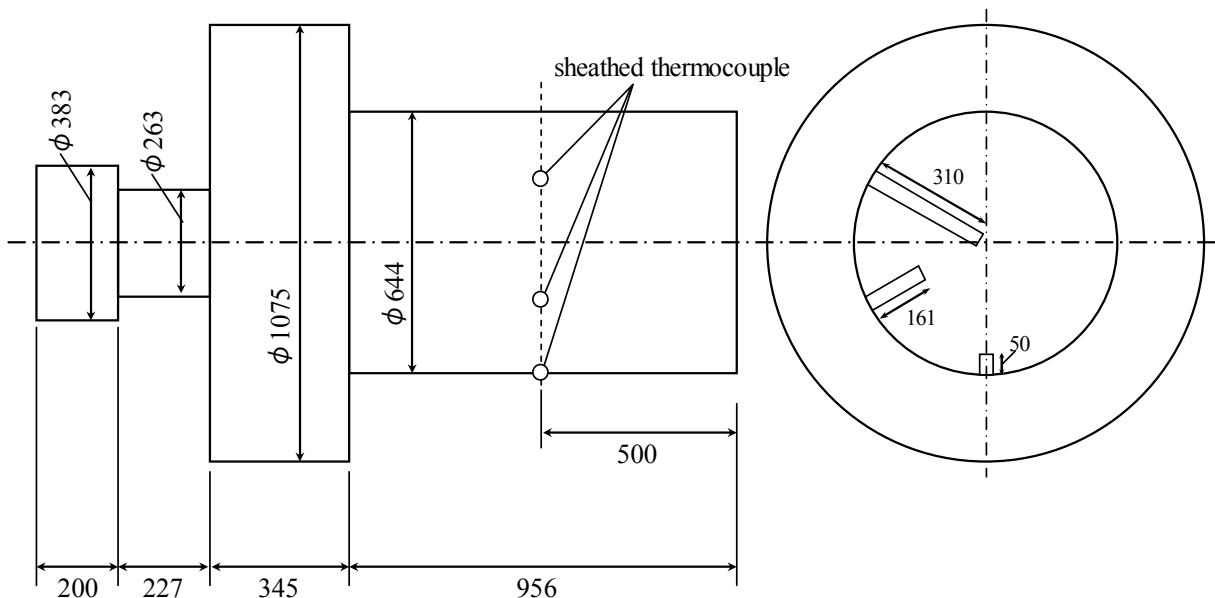


Fig.6.30 Specimen for measuring thermal history

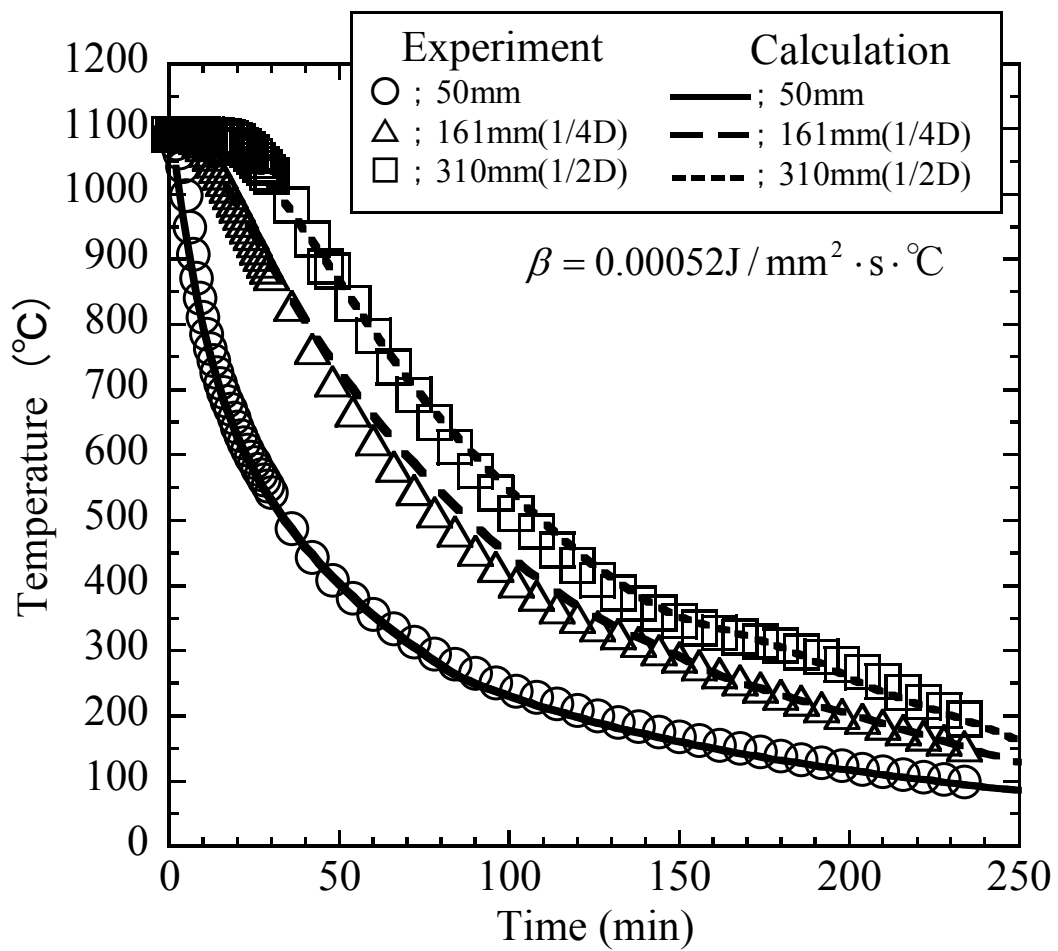


Fig.6.31 Comparison between experimental data and results of calculation for thermal change

### 6.7.2 大形発電機軸用ロータ材の焼入れ中の過渡応力解析

前節で求めた熱伝達係数を使用し、Fig.6.29 に示す実大形発電機軸用ロータ材の 1090℃からの油焼入れ時に発生する過渡応力変化を数値解析にて求めた。Fig.6.29 に示す製品は長手方向で胴部  $\phi 1240\text{mm}$  を基準にすると、ほぼ左右対称形状のためここでは、解析モデルを 4 節点 1 要素、軸対称 1/4 モデルとした。解析モデルの要素分割を Fig.6.32 に示す。解析は Fig.6.32 に示すロータ製品の各表面(Point;A~J)で発生する過渡応力・過渡温度変化を求めた。ここでは各直径に対し長手方向(z 方向)が比較的長いため、6.4.1 節を考慮し応力は円周方向応力( $\sigma_{\theta}$ )にて評価した。解析箇所 A 点から E 点までの円周方向応力の過渡応力並びに過渡温度変化の解析結果を Fig.6.33 に示す。また解析箇所 F 点から J 点までの円周方向応力の過渡応力並びに過渡温度変化の解析結果を Fig.6.34 に示す。

各大きさの直径(胴部)を有する表面箇所並びに応力集中部となる段差箇所等全てにおいて、焼割れ発生応力である約 500MPa 以上の引張応力は発生していない。相変態終了後( $M_f$  温度以下)の温度域にて最大でも、発生する引張応力は約 340MPa 程度である。実製品は焼入れ後、焼割れが発生していないため解析結果の妥当性が確認できたと考えられる。

本章で求めたマルテンサイト変態の焼割れ発生応力の Criterion は、焼割れが発生するかしないかの一つの指標に成り得る。そのため今後、実製品の最適な品質設計(熱処理条件変更、製品形状変更等)を行う場合、焼割れ発生応力の Criterion は、焼割れ発生を未然に防ぐ品質設計の適否を左右する重要な因子として、また品質設計そのものの検討を容易にするものとして期待できる。

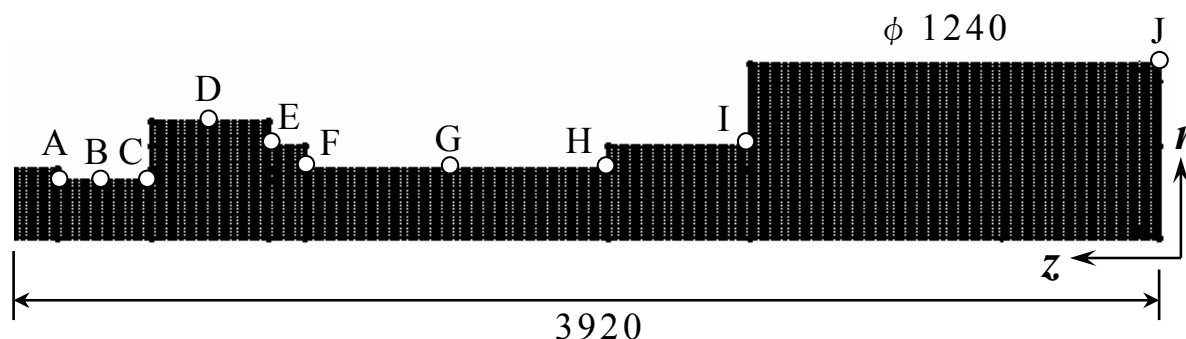


Fig.6.32 Analysis model and element division

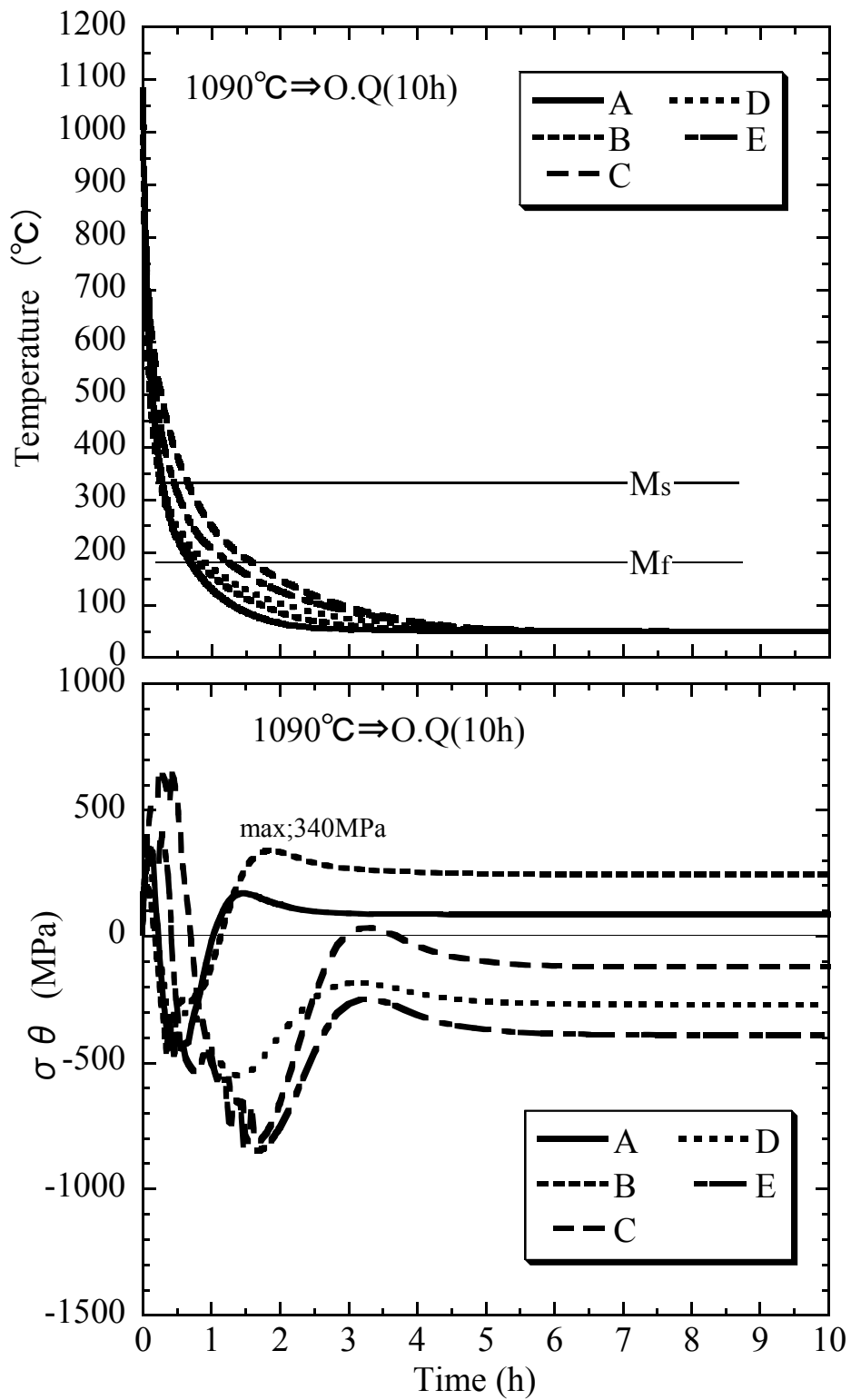


Fig.6.33 Relation between time and transient circumferential stress

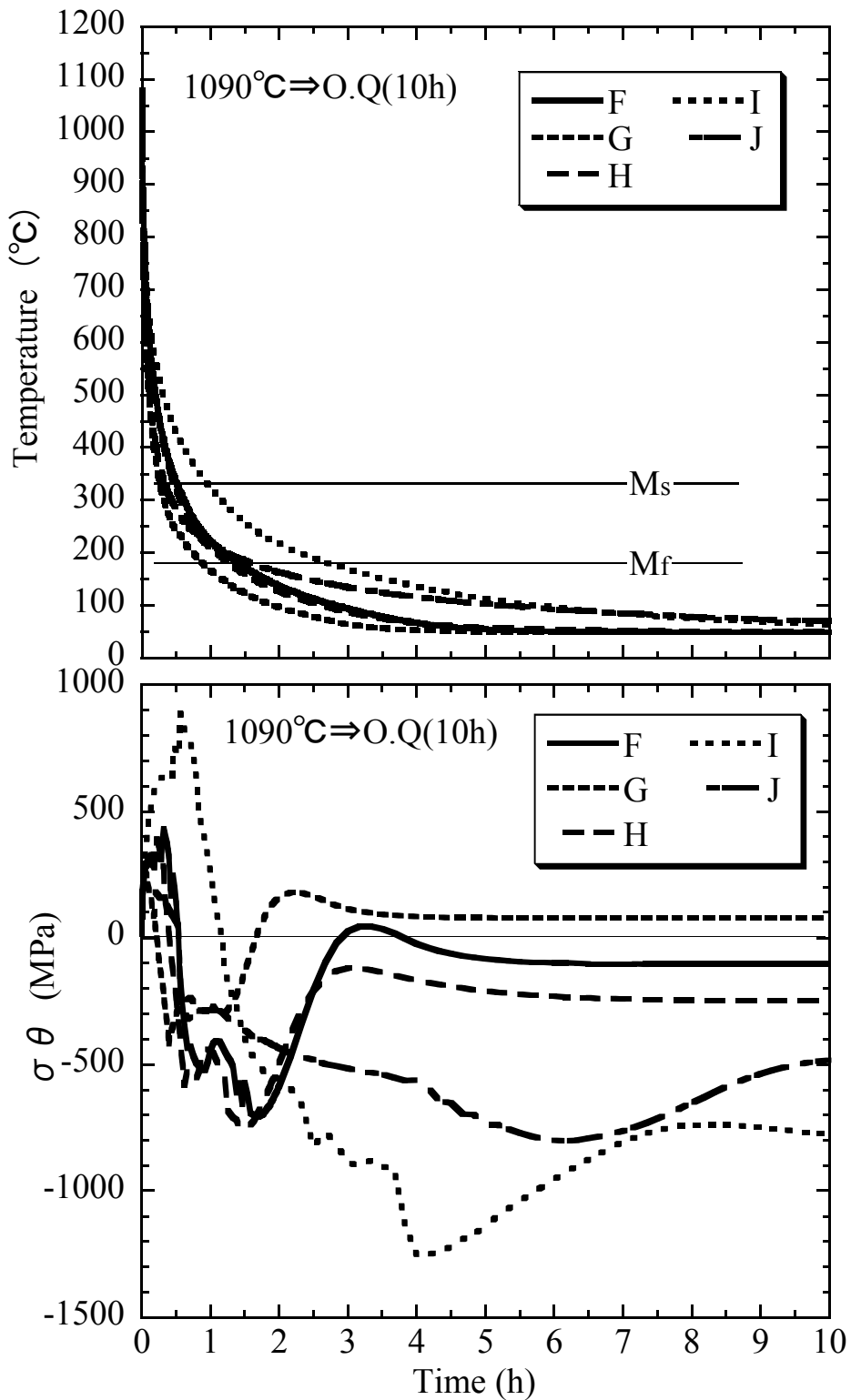


Fig.6.34 Relation between time and transient circumferential stress

## 6.8 結論

本章では、焼入れ過程でマルテンサイトの相変態を生じる材料を用い、焼割れの実験結果と有限要素法を用いた焼入れ中の過渡応力の解析結果から、焼割れ発生と引張応力の相関関係を明確にするとともに、焼割れ発生応力の定量値を明らかにした。得られた主な結論を以下に示す。

(1) 小形の円柱材のみならず大形の円柱材においても本解析手法を用いれば精度良く残留応力分布を解析できる。

(2) 焼入れ中の過渡応力の最大引張応力から焼割れの発生箇所並びに焼割れ発生方向は概ね推定できる。

(3) 焼割れ発生の有無を過渡応力の最大引張応力にて評価することができ、マルテンサイト組織の焼割れ発生応力の **Criterion** を求めることができることを示した。

(4) 粒界脆化元素である P 量の増加は焼割れを発生し易くするとともに焼割れ発生応力の **Criterion** を大きく低下させる。

(5) 焼割れの実験結果と数値解析より明らかにした焼割れ発生応力の **Criterion** を考慮すれば、マルテンサイト変態を生じる大形円柱鋼材でも水焼入れは可能であることを示した。

(6) 実大形製品である発電機軸用ロータ材の焼入れ中に発生する応力は、本研究で明らかにした焼割れ発生応力以下であり、実製品に焼割れが発生していないことより求めた焼割れ発生応力の **Criterion** の妥当性が実証できた。

(7) 大形試験材を用いた油焼入れ時の温度変化測定結果から、油焼入れ時の熱伝達係数  $0.00052\text{J}/\text{mm}^2\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$  を導き出し、温度変化が精度良く解析できることを明らかにした。

## 付録 6.1 焼割れの定量的評価

第 6 章では高 Cr 鋼を用い焼割れの実験結果と有限要素法を用いた焼入れ中の過渡応力の解析結果から，焼割れ発生と引張応力の相関関係を明確にするとともに，焼割れ発生応力の Criterion を明らかにした．ここではマルテンサイト変態を生じる他鋼種を用い，焼割れ発生応力の Criterion を検討した．

### 6.1.1 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼の焼割れ発生応力の Criterion

本節では第 4 章にて使用した焼入れによりマルテンサイト変態を生じる 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼を用い焼割れ発生応力の Criterion を検討した．供試鋼の化学成分を Table 6A.1 に示す．

まず焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響を調べ，焼割れ発生有無について検討した．焼割れの実験では直径 30mm，軸長 30mm の円柱試験材を用い，1100℃，1150℃，1200℃の各加熱温度で炉中に 2 時間保持し，炉出し後水冷した．また同一の加熱条件で焼入れを行う試験材の個数は 3 個とし，焼割れの判定は目視にて行った．

焼割れ発生有無の実験結果を Table 6A.2 に示す．試験材に焼割れが発生した場合は●印，焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す．1200℃からの焼入れについては焼割れが発生しなかったが，1100℃と 1150℃からの焼入れにおいては全ての試験材に焼割れが発生した．したがって以後の焼割れに及ぼす試験材直径寸法の影響調査については，焼入れ温度を 1150℃とした．

第 5 章 5.3.1 節の実験結果より，焼割れには円柱直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) との相関関係があり，直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) の比が  $L/D \geq 1.5$  を満足する時，円柱の side に軸方向長さに平行な焼割れが発生し，割れを発生させる主な応力は円周方向応力 ( $\sigma_{\theta}$ ) のみであることが明らかになった．そこで円柱 side に円周方向応力により焼割れを発生させるため軸方向長さ ( $L$ ) と円柱直径寸法 ( $D$ ) の関係が常に  $L/D = 3.0$  を満足するように，円柱直径寸法 ( $D$ ) を  $\phi 3\text{mm}$  から  $\phi 30\text{mm}$  まで変えた試験材を作成し，1150℃からの焼入れ実験を行った．

焼割れ発生有無の実験結果を Table 6A.3 に示す．試験材に焼割れが発生した場合は●印，焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す．焼割れは全て円柱試験材の side に発生し，円周方向応力によって発生したと考えられる軸方向長さに平行な割れが生じた．実験結果より円柱直径寸法  $\phi 9\text{mm}$  以上の試験材に焼割れが発生し， $\phi 8\text{mm}$  以下並びに  $\phi 30\text{mm}$  の試験材には焼割れは発生しなかった．したがって試験材の直径寸法  $\phi 8\text{mm}$  と  $\phi 9\text{mm}$ ， $\phi 30\text{mm}$  で発生する引張円周方向応力の相違が，マルテンサイト変態を生じる供試材の焼割れ発生応力の



Criterion を示唆しているものと考えられる。

Table 6A.3 の実験結果をもとに，円柱直径寸法を変えて焼入れ中に円柱 side に発生する最大引張円周方向応力を数値解析より求めた．数値解析条件は第 4 章で確立した手法を用いた．焼入れにより  $M_f$  温度以下で発生する最大引張円周方向応力と円柱直径寸法との相関図を Fig.6A.1 に示す．Table 6A.3 の結果より焼割れが発生した条件 ( $\phi 9\text{mm}$  以上) を ● 印，焼割れが発生しなかった条件 ( $\phi 8\text{mm}$  以下， $\phi 30\text{mm}$ ) を ○ 印にて示す．高い引張応力が発生している条件にて焼割れが発生しており，数値解析にて求めた過渡応力の最大引張応力は，焼割れの実験結果と良い相関関係が認められる．また焼割れの実験結果と数値解析結果より，約 550MPa 前後以上の引張応力が作用した条件にて焼割れが発生していることが分かる．これによりマルテンサイト変態を生じる 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼の焼割れ発生応力の Criterion は約 550MPa 程度であり，高 Cr 鋼の焼割れ発生応力である 500MPa より僅かに高いが，同じマルテンサイト組織の焼割れ発生応力はほぼ同程度であると考えられる．

Table 6A.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
0.33	0.08	0.28	0.005	0.001	0.01	3.27	1.57	0.32	0.080

Table 6A.2 Quenching crack examination results

Quenching Temperature $T$ (°C)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack
1100	●, ●, ●
1150	●, ●, ●
1200	○, ○, ○

Table 6A.3 Quenching crack examination results

Diameter $\phi D$ (mm)	Length $L$ (mm)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack	Surface place of quenching crack	Principal stress of quenching crack
3	9	○, ○, ○	-	-
5	15	○, ○, ○	-	-
6	18	○, ○, ○	side	$\sigma \theta$
7	21	○, ○, ○	side	$\sigma \theta$
8	24	○, ○, ○	side	$\sigma \theta$
9	27	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
10	30	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
15	45	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
20	60	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
30	90	○, ○, ○	-	-

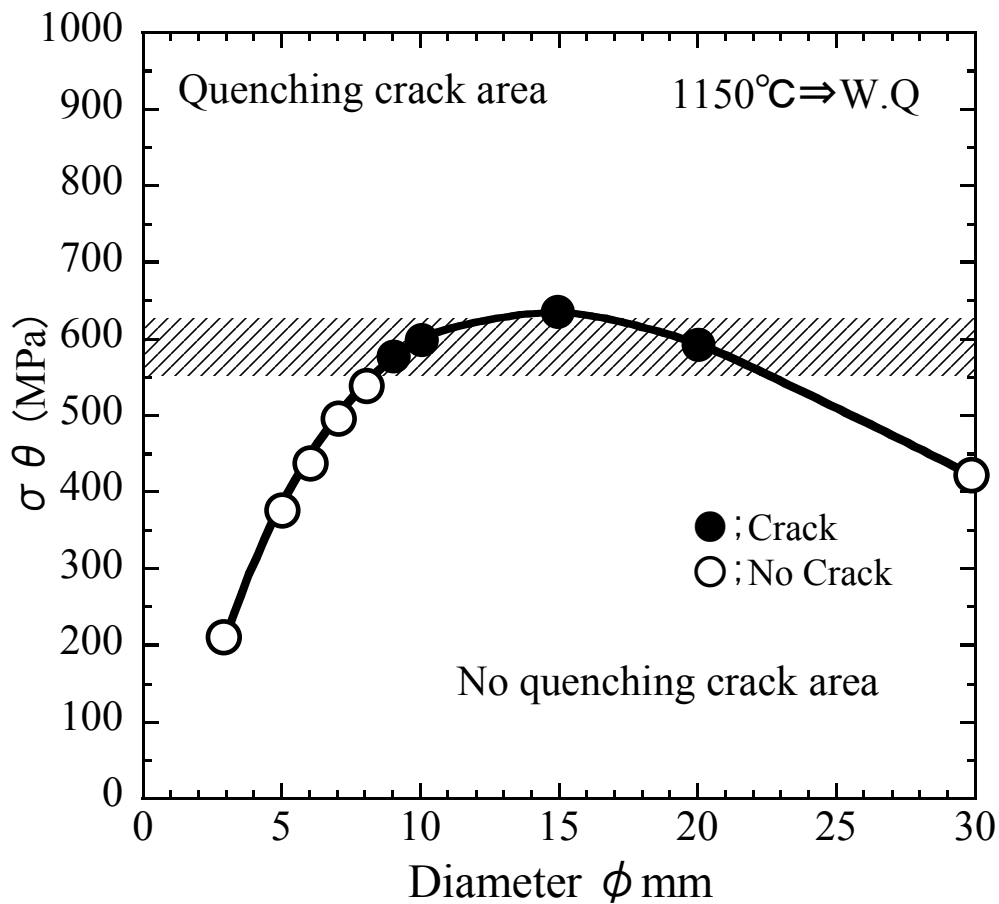


Fig. 6A.1 Circumferential stress for quenching crack

### 6.1.2 9%Cr 鋼の焼割れ発生応力の Criterion

本節ではマルテンサイト変態を生じる他鋼種として 9%Cr 鋼を用い焼割れ発生応力の Criterion を検討した。供試鋼の化学成分を Table 6B.1 に示す。

まず焼割れに及ぼす焼入れ温度の影響を調べ、焼割れ発生有無について検討した。焼割れの実験では直径 30mm、軸長 30mm の円柱試験材を用い、1000℃から 1300℃の各加熱温度で炉中に 2 時間保持し、炉出し後水冷した。また同一の加熱条件で焼入れを行う試験材の個数は 3 個とし、焼割れの判定は目視にて行った。

焼割れ発生有無の実験結果を Table 6B.2 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。実験結果より 1100℃から 1225℃の温度範囲での焼入れにおいて試験材に焼割れが発生した。したがって以後の焼割れに及ぼす試験材直径寸法の影響調査については、試験材 3 個に焼割れが発生した、焼入れ温度 1175℃とした。

第 5 章 5.3.1 節の実験結果より、焼割れには円柱直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) との相関関係があり、直径寸法 ( $D$ ) と軸方向長さ ( $L$ ) の比が  $L/D \geq 1.5$  を満足する時、円柱の side に軸方向長さに平行な焼割れが発生し、割れを発生させる主な応力は円周方向応力 ( $\sigma_{\theta}$ ) のみであることが明らかになった。そこで円柱 side に円周方向応力により焼割れを発生させるため軸方向長さ ( $L$ ) と円柱直径寸法 ( $D$ ) の関係が常に  $L/D = 3.0$  を満足するように、円柱直径寸法 ( $D$ ) を  $\phi 4\text{mm}$  から  $\phi 30\text{mm}$  まで変えた試験材を作成し、1175℃からの焼入れ実験を行った。

焼割れ発生有無の実験結果を Table 6B.3 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。焼割れは全て円柱試験材の side に発生し、円周方向応力によって発生したと考えられる軸方向長さに平行な割れが生じた。実験結果より円柱直径寸法  $\phi 8\text{mm}$  以上の試験材に焼割れが発生し、 $\phi 7\text{mm}$  以下の試験材には焼割れは発生しなかった。したがって試験材の直径寸法  $\phi 7\text{mm}$  と  $\phi 8\text{mm}$  で発生する引張円周方向応力の相違が、マルテンサイト変態を生じる供試材の焼割れ発生応力の Criterion を示唆しているものと考えられる。

Table 6B.3 の実験結果をもとに、円柱直径寸法を変えて焼入れ中に円柱 side に発生する最大引張円周方向応力を数値解析より求めた。数値解析条件は第 4 章で確立した手法を用いた。焼入れにより  $M_f$  温度以下で発生する最大引張円周方向応力と円柱直径寸法との相関図を Fig.6B.1 に示す。Table 6B.3 の結果より焼割れが発生した条件 ( $\phi 8\text{mm}$  以上) を●印、焼割れが発生しなかった条件 ( $\phi 7\text{mm}$  以下) を○印にて示す。高い引張応力が発生している条件にて焼割れが発生しており、数値解析にて求めた過渡応力の最大引張応力は、焼割れの実験結

果と良い相関関係が認められる。また焼割れの実験結果と数値解析結果より、約 450MPa 前後以上の引張応力が作用した条件にて焼割れが発生していることが分かる。これによりマルテンサイト変態を生じる 9%鋼の焼割れ発生応力の Criterion は約 450MPa 程度であり、高 Cr 鋼の焼割れ発生応力である 500MPa と近い値となった。

ここでは実験的に割れ発生応力の検討も行った。Table 6B.2 にて 1200℃ から焼入れした素材を用い、焼割れが発生しなかった箇所から  $W8 \times L26 \times t2$ (mm) の試験材を 2 個作成し、3 点曲げ試験により破断時に発生する曲げ応力を求めた。3 点曲げ試験片の加工要領を Fig.6B.2 に示す。また 3 点曲げ試験の支持間距離は 20mm とし常温にて破断時までの荷重を測定した。

3 点曲げ試験結果を Table 6B.4 に示す。実験結果より試験片に発生する曲げ引張応力を求めたが試験片 2 個のそれぞれの曲げ引張応力は約 480MPa と 3500MPa となった。1200℃ から焼入れした素材のヴィッカーズ硬さ測定結果は約 HV480 のため、引張強さは約 1760MPa 程度と推察される。3 点曲げ試験より得られる引張強さ ( $\sigma_B$ ) と曲げ応力 ( $\sigma_T$ ) の相関関係は  $\sigma_T \doteq 2\sigma_B$  のため、3 点曲げ試験より得られた曲げ応力  $3500\text{MPa} \doteq 1760\text{MPa} \times 2$  となり、試験材の引張応力を考慮すると妥当な曲げ応力の値が得られていることが分かる。それに対し曲げ応力が約 480MPa となった試験材の引張応力は極端に低い。曲げ応力が 480MPa となった試験材の破断部の SEM 破面観察結果を Fig.6B.3 に示す。破面には一部粒界割れが確認できた。したがって 3 点曲げにより得られた破面が焼割れ破面と同様に粒界割れを呈していたこと及び曲げ応力が約 480MPa であり、焼割れの実験と数値解析より求めた 9%Cr 鋼の焼割れ発生応力である約 450MPa とほぼ同じであることより、実験データの数は少ないが 3 点曲げ試験により実験的に直接焼割れ発生応力を求めることができるのではないかと考えられる。

3 点曲げ試験を用いた各相変態組織・熱処理条件での割れ発生応力および焼割れ実験と数値解析を用いて求める焼割れ発生応力の Criterion との相関関係を明確にすることは今後の課題であると考えられる。

Table 6B.1 Chemical composition of steel used (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
0.09	0.30	0.49	0.004	0.001	0.02	0.17	8.75	0.92	0.210

Table 6B.2 Quenching crack examination results

Quenching Temperature $T$ (°C)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack
1000	○, ○, ○
1050	○, ○, ○
1100	●, ●, ○
1150	●, ●, ○
1175	●, ●, ●
1200	●, ●, ●
1225	●, ○, ○
1250	○, ○, ○
1300	○, ○, ○

Table 6B.3 Quenching crack examination results

Diameter $\phi D$ (mm)	Length $L$ (mm)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack	Surface place of quenching crack	Principal stress of quenching crack
4	12	○, ○, ○	-	-
5	15	○, ○, ○	-	-
6	18	○, ○, ○	-	-
7	21	○, ○, ○	-	-
8	24	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
9	27	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
10	30	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
11	33	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
12	36	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
15	45	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
17	51	●, ●, ○	side	$\sigma \theta$
20	60	●, ○, ○	side	$\sigma \theta$
25	75	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$
30	90	●, ●, ●	side	$\sigma \theta$

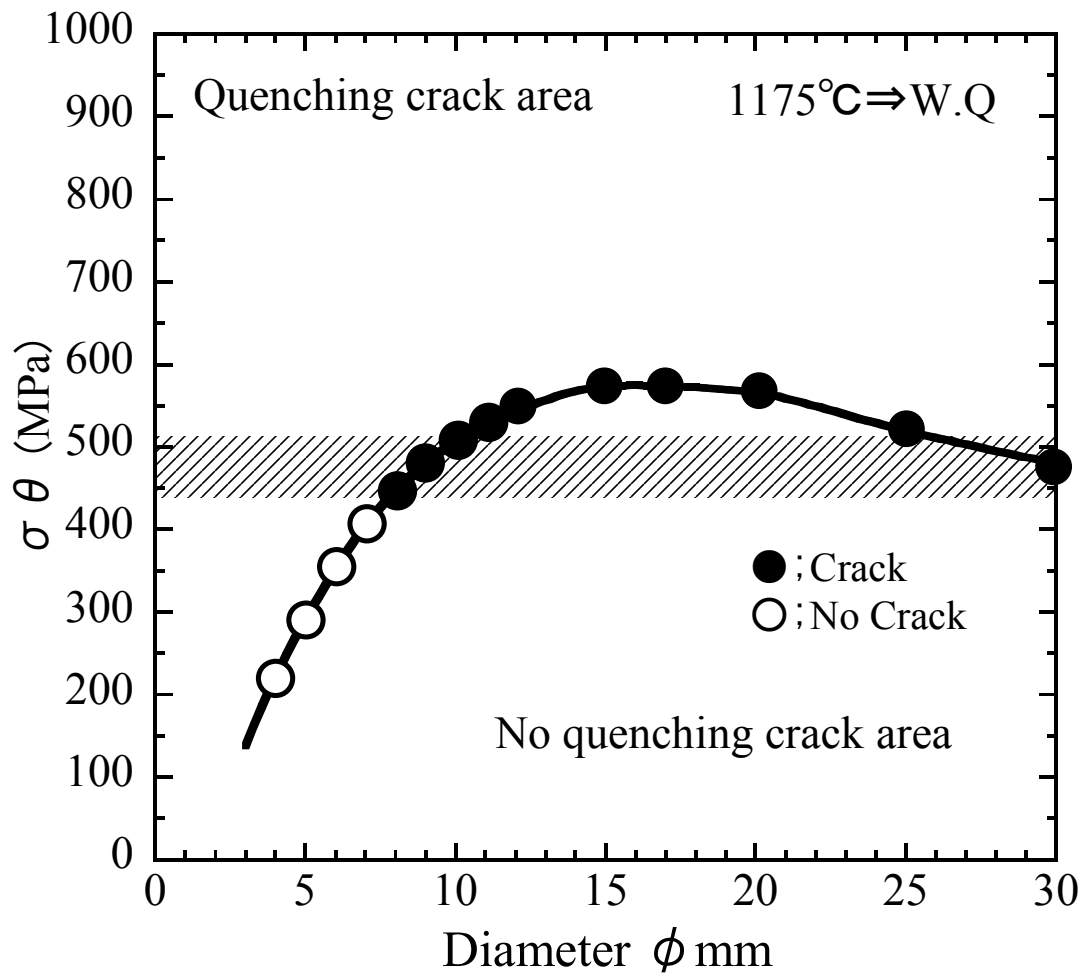


Fig.6B.1 Circumferential stress for quenching crack

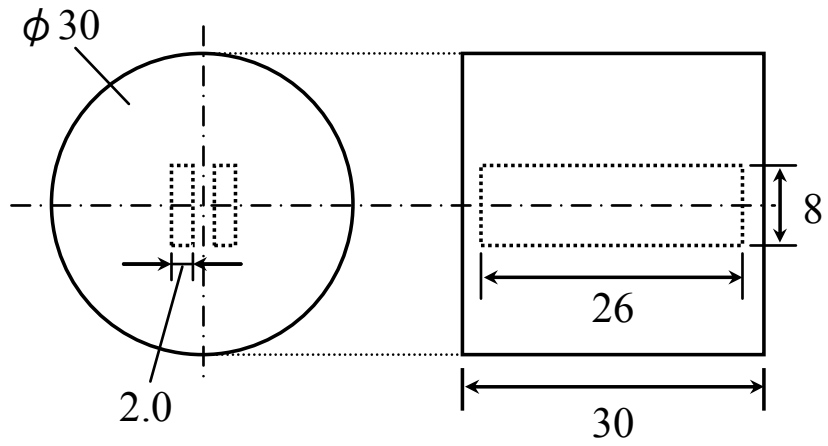


Fig.6B.2 Method of making three-point bend specimen

Table 6B.4 Three-point bending examination results

No.	Span (mm)	Thickness (mm)	Width (mm)	Load (kg·f)	Deflection (mm)	Bending Stress (MPa)
1	20	2.00	7.98	52	0.34	479
2	20	1.99	7.98	377	2.64	3510



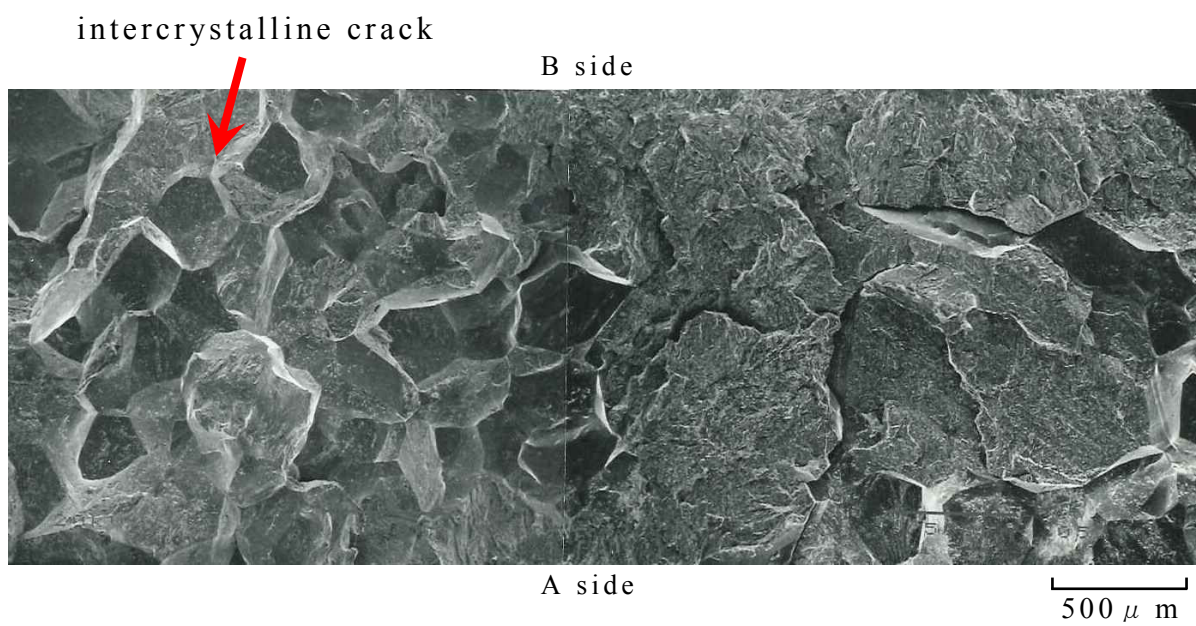
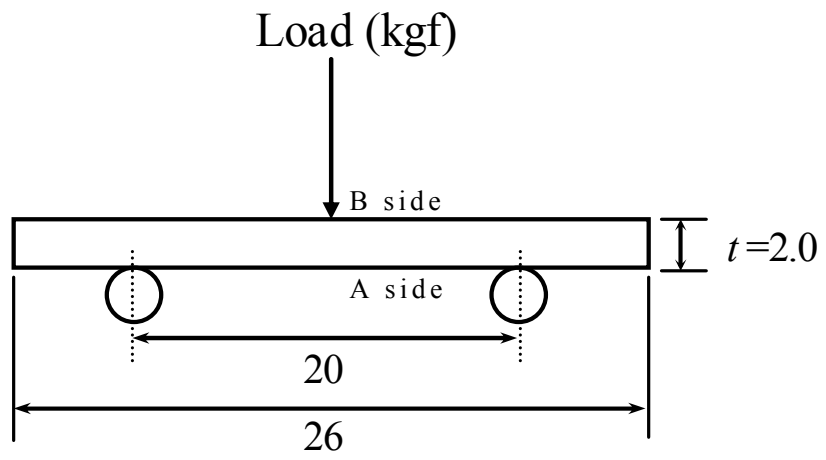


Fig.6B.3 SEM microstructure of fracture surface after three-point bending examination

## 付録 6.2 焼割れに及ぼす結晶粒度の影響

第 5 章では高 Cr 鋼を用い焼割れ破面の観察から、コーナー部および切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在が無い場合、焼割れは強度的に脆い粒界を起点に発生することを明らかにした。また粒界強度の向上(焼入れ処理前に加熱拡散処理を実施)及び粒界脆化元素の低減は、同じ焼入れ条件でも焼割れ発生を抑制・防止することを実験で実証し、焼割れ発生には粒界強度が大きく影響を及ぼしていることも明らかにした。焼割れには粒界の存在が大きく影響を及ぼしているため、ここでは焼割れに及ぼす結晶粒度の影響を検討した。

第 5 章 Table 5.2 の実験結果をもとに焼入れ温度 950℃から 1250℃までの試験材の焼入れ後の結晶粒度を測定した。なお結晶粒度は試験規格 JIS G0551 に準じて測定した。また焼入れ温度を 1350℃とした試験材の結晶粒度は粗大のためここでは検討対象外とした。焼入れ温度と結晶粒度の相関関係を Fig.6C.1 に示す。各焼入れ温度にて焼割れが発生した条件(焼入れ温度 1000℃から 1225℃)を●印、焼割れが発生しなかった条件(焼入れ温度 950℃, 1250℃以上)を○印にて示す。焼入れ温度の上昇に伴い結晶粒径が大きくなっていることが分かる。

焼入れ温度 1250℃の焼割れ実験では、結晶粒径は大きいが生焼割れは発生しなかった。これは第 5 章 5.2.3 で述べたが、焼入れ温度が高いため粒界脆化元素が基地中に拡散し粒界強度が向上したためと考えられる。しかし焼入れ温度 950℃の実験でも焼割れは発生しなかった。この温度では焼入れ温度 1250℃の場合に比べ加熱拡散効果は小さいため粒界強度が有利に作用したとは考え難い。そのため焼割れが発生しなかったのは、1)焼割れの起点となる結晶粒径の影響、2)焼入れ温度の違いによる最大発生引張応力の相違の 2 点が考えられる。そこで以下は 1)、2)について実験及び数値解析にて検証した。

焼割れに及ぼす結晶粒径の影響を調べるため、焼入れにより発生する応力は同じ条件とし、異なる結晶粒度を有する試験材を作成し焼割れの実験を実施した。実験では第 5 章 5.2.1 節同様の試験材を用いた。焼割れの実験は、試験材を一旦 950℃から 1250℃まで加熱し、各加熱温度にて 10min 保持した。保た終了後、炉内にて冷却を行い、試験材を 950℃で 1h 保持した後、炉出し後水冷した。熱処理条件を Fig.6C.2 に示す。焼割れ発生有無の実験結果を Table 6C.1 に示す。試験材に焼割れが発生した場合は●印、焼割れが発生しなかった場合は○印にて示す。また各加熱温度  $T(℃)$  と結晶粒度の相関図を Fig.6C.3 に同様のプロットにて示す。実験結果より、焼入れ温度は同じ 950℃であるが、結晶粒度番号(AGS.No.)が約 2.0 以下を有する試験材にて焼割れが発生した。したがって Table 5.2 の実験結果で焼入れ温度 950℃の条件にて焼割れが発生しなかつ

たのは結晶粒度番号が約 2.0 よりも大きく，結晶粒が細粒のため割れ抵抗性が向上していたものと考えられる。

数値解析にて各焼入れ温度から水冷した時の試験材円柱 side に発生する最大引張円周方向応力を求めた。なお数値解析は第 5 章 Table 5.2 の実験で使用した直径 30mm，軸長 30mm の試験材を解析モデルとした。焼入れ温度と最大引張応力の関係を Fig.6C.4 に示す。数値解析結果では焼入れ温度を種々変えても最大発生引張応力は大きく変わらないことが分かる。そこで Table 6C.1 の実験結果と数値解析結果の相関関係を検討した。各加熱温度の結晶粒度並びに焼入れ温度 950℃ の条件で生じる最大引張円周方向応力との相関図を Fig.6C.5 に示す。これにより焼入れ温度が低い場合(焼入れ温度が 950℃ 以下の条件)においても，結晶粒度番号(AGS.No.)約 2.0 以下にて，引張応力が約 570MPa 以上発生する条件であれば焼割れ発生の可能性があることを予め予測できる。

焼割れ発生応力の Criterion 並びに焼割れに及ぼす粒界脆化元素量，結晶粒度と引張応力の影響は概ね明らかになった。残された課題として，粒界強度に及ぼす加熱拡散時間の影響があるが，これらを今後明らかにすることにより種々の熱処理条件下での焼割れ発生応力が推定でき，簡便に焼割れ発生を未然に防止できる品質設計が行えると考えられる。

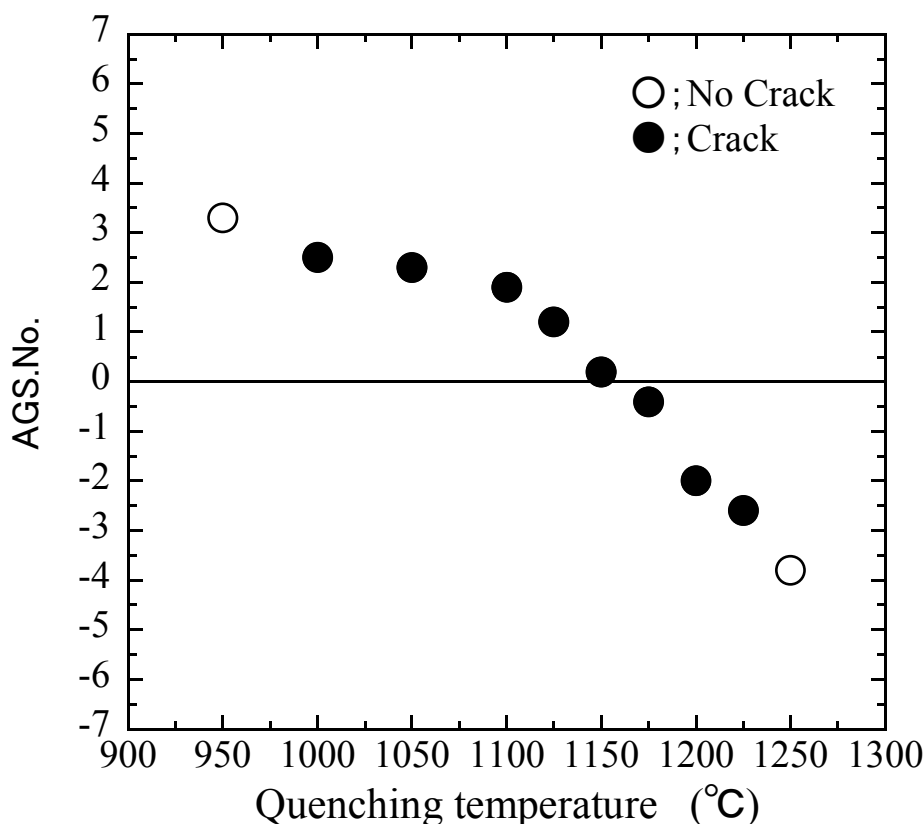


Fig.6C.1 Relation between quenching temperature and actual grain size

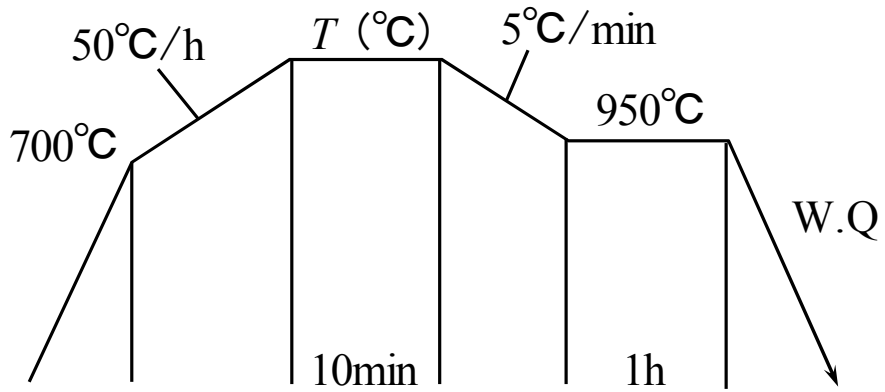


Fig.6C.2 Heat treatment

Table 6C.1 Quenching crack examination results

Quenching Temperature $T$ (°C)	Heating Temperature $T$ (°C)	Experimental results ● ; Crack ○ ; No Crack	AGS.No.
950	950	○, ○, ○	3.3
	1050	○, ○, ○	2.3
	1100	●, ●, ●	1.9
	1150	●, ●, ●	0.2
	1200	●, ●, ●	-2.0
	1250	●, ●, ○	-3.8

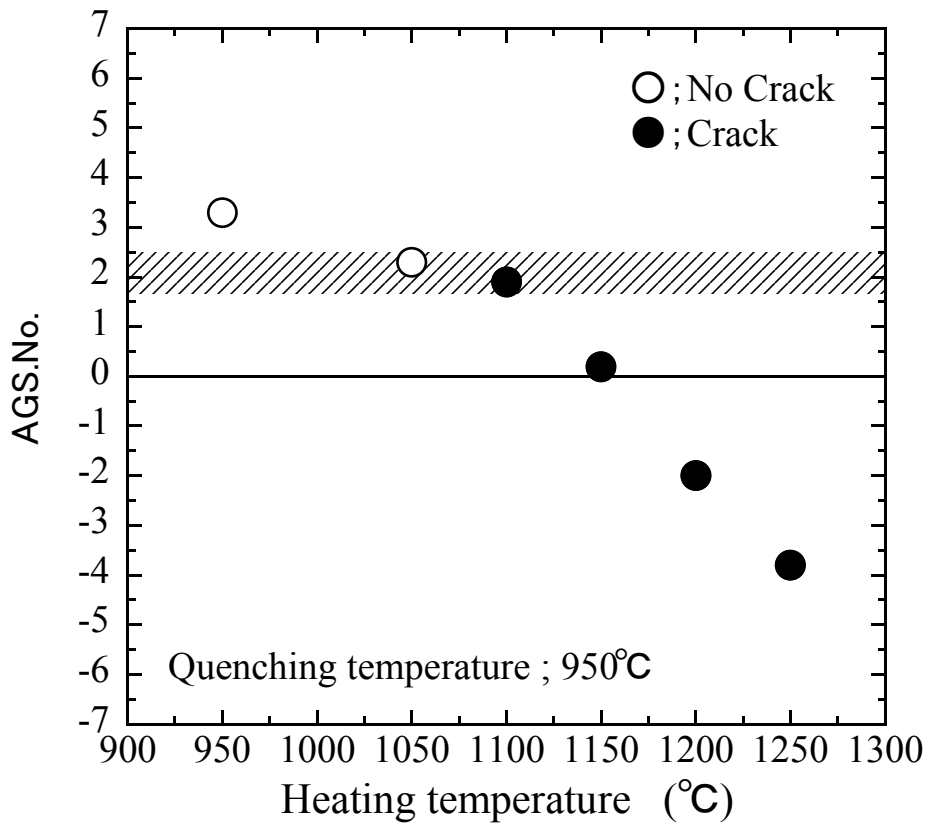


Fig.6C.3 Relation between actual grain size and quenching crack

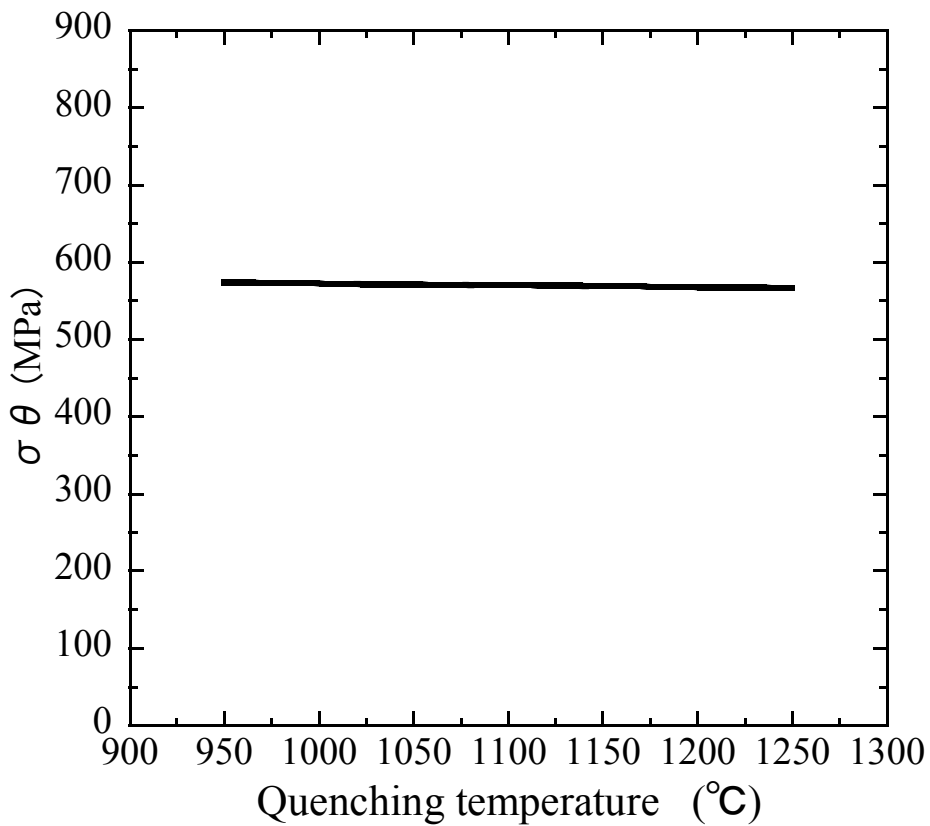


Fig.6C.4 Relation between quenching temperature and circumferential stress

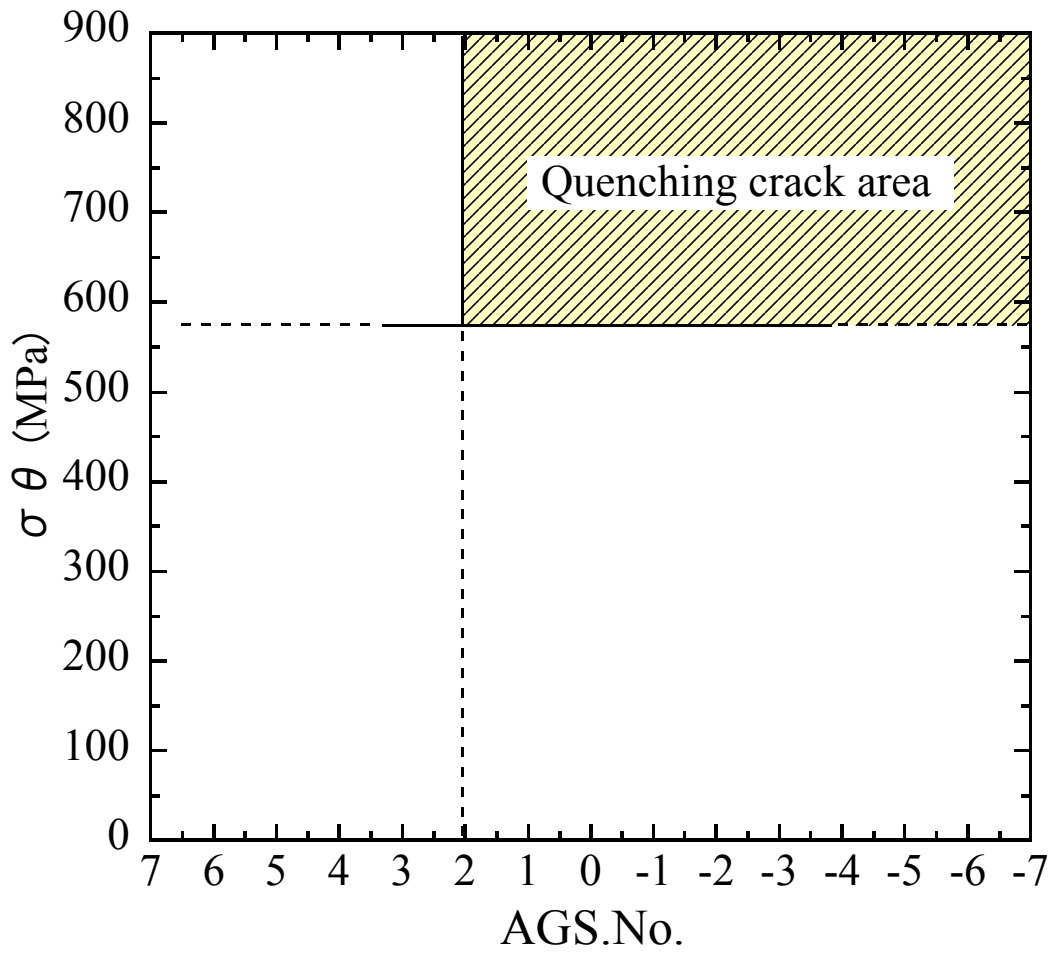


Fig.6C.5 Relation of actual grain size on quenching crack



## 第 7 章 総括

焼入れ時の重要な課題は、1)目標とする材料特性を得るための冷却速度で製品を適切に冷却すること、2)焼割れの発生を防ぐことの2点である。焼入れにより、焼入れ応力とひずみが発生し、これらが原因で起こる致命的問題として焼割れがある。しかしこれを防ぐための技術が確立されていないため、現場作業者の暗黙知である実績や経験に頼るしかなく、予期せぬ割れを発生させたり、或いは割れを回避するために必要以上の熱処理を実施しているのが現状である。また焼割れが発生した場合、その製品の多くは廃却となる。

焼割れ発生を未然に防止するためには熱処理中に発生する応力と焼割れの現象を定量的に評価できる技術が重要となる。しかし熱処理中に発生する熱・相変態応力を精度良く解析できる確固たる数値解析技術が確立されていないこと、及び焼割れに及ぼす諸因子(焼入れ条件、冶金的因子等)の影響等が未だ明確になっていないため、焼割れの定量的評価についての論文は皆無であった。そこで本研究では、熱・相変態応力の数値解析技術の確立並びに焼割れの諸因子の影響を明確にし、焼割れ発生の実験結果と数値解析により求めた過渡引張応力の相関関係からマルテンサイト変態が生じる材料の焼割れ発生応力の定量値を検討した。

熱・相変態応力解析手法の確立では、まず円柱焼入れ時の温度変化を精度良く解析する手法を提案し、円柱焼入れ時の温度変化を測定した実験より数値解析手法が妥当であることを明らかにした。確立した温度変化の数値解析方法を用い、相変態が生じない材料を対象に残留応力分布に及ぼす材料的因子を温度上昇過程に関する因子と力学的因子に分けて検討し、残留応力分布に影響を及ぼす材料特性の影響を明確にすると共に熱応力解析手法を確立した。次に相変態応力に及ぼす材料特性の温度依存性を明らかにし、円柱焼入れ後の残留応力分布の実験値と数値解析値の比較検討から、相変態応力解析手法を確立した。

焼割れの諸因子の検討では焼入れ過程でマルテンサイトの相変態を生じる高Cr鋼の材料を用い、焼入れにより焼割れが発生する焼入れ温度を明確にするとともに、焼割れの破壊形態と焼割れ発生時期を明らかにした。

最後に、実験により焼割れに及ぼす試験材形状の影響を明らかにし、焼割れ発生の実験結果と数値解析により求めた焼入れ中の過渡引張応力の相関関係から、焼割れの発生は焼入れ中の過渡応力の最大引張応力にて評価できることを明らかにするとともに、焼割れを発生させる応力の定量値を明確にした。

本研究の成果として得られた結論を以下に纏めて示す。



(1) 円柱温度変化の理論式を使用して，円柱表面の温度変化  $\Delta T$  に対して，温度上昇推定の誤差が 2%以内で数値解析するのに必要な最小要素長  $l_{\min}$  が得られる式を導いた．また導かれた最小要素長  $l_{\min}$  を使用して，誤差 2%を満足する解を得るためには，理論的に導かれた最小時間増分  $\Delta t_{\min}$  と同じか，より小さな時間増分  $\Delta t$  で数値解析することが必要であることを明らかにした．

$$l_{\min} = 1.8\Delta T / \Theta_0 h$$

$$\Delta t_{\min} = (0.9\Delta T / \Theta_0 h)^2 / k$$

(2) 円柱水焼入れの実験を行い，導かれた最小要素長を使用した要素分割で温度変化を数値解析した結果は，ほぼ実験値を説明できることを示した．なお水焼入れの熱伝達係数は  $0.004\text{J}/\text{mm}^2 \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$  となった．

(3) 温度変化を精度良く推定できる要素分割を使用すれば，円柱焼入れで相変態を生じない場合の残留応力分布の実験値を数値解析で誤差約 10%程度にて精度良く推定できることを示した．

(4) 残留応力分布に及ぼす材料的因子を温度上昇過程に関する因子と力学的因子に分けて検討し，残留応力分布に影響を及ぼす材料特性の影響を明確にした．温度上昇に関する因子である比熱と密度は残留応力分布に影響を与えない．これは比熱と密度は  $k = \lambda / c\rho$  を通して，ある時刻での温度分布に影響を与えるが，同じ無次元化時間  $\tau (= \sqrt{kt} / a)$  での温度分布は同じになるため，温度分布の変化で決まる弾塑性挙動に影響せず，残留応力に影響を与えなかった．しかし熱伝導率は焼入れ直前の円柱の初期温度での値が残留応力分布に大きな影響を与えた．また材料の機械的性質の温度依存性は残留応力分布に影響を与えた．

したがい材料が決まった場合の残留応力分布を決める因子は，円柱の焼入れ直前の最高温度，焼入れる雰囲気温度，そして試験材寸法と熱伝達係数と熱伝導率から求められる無次元熱放散係数  $H$  である．そして材料が決まった場合には，マイクロスケールからメータスケールの残留応力分布は無次元熱放散係数  $H$  で取り扱える．また材料の降伏応力値が高くなると残留応力分布に影響を与えなくなる無次元熱放散係数  $H$  の値も大きくなる．

(5) 相変態を対象とした温度変化の解析では，相を考慮した相変態発熱量を用いる必要がある．また  $\gamma$  相では SUS304 の物性値を用いることにより，残留応力に影響を与える熱荷重を精度良く解析できる．

(6) 相変態ひずみを考慮した線膨張係数は、相変態により生じる応力変化及び膨張・収縮を精度良く解析できる。また降伏応力の温度依存性の値は残留応力及び変位に大きな影響を与え、加熱・冷却過程で相を考慮した値を用いなければならない。また冷却過程の $\alpha_m'$ 相(マルテンサイト相)と未変態の $\gamma$ 相(オーステナイト相)の混在域では、 $\gamma$ 相の占める割合が高い温度範囲において、降伏応力は $\gamma$ 相の降伏応力に近い値となった。

相変態ひずみを考慮した線膨張係数及び冷却中の確かな降伏応力の値を用いることにより、相変態により生じる応力、及び変位が精度良く解析できる。

(7) 焼割れは試験材表面側に発生し、コーナー部および切欠き(欠陥)などの応力集中部の存在が無い場合、強度的に脆い粒界を起点に発生する。また焼割れの破面が粒界割れを呈していたことから、焼割れは相変態終了後の温度域で発生する。

(8) 加熱拡散処理により粒界脆化元素を基地中に拡散させ粒界強度を向上させると焼入れ条件が同じでも焼割れは発生し難くなる。また粒界強度に影響を及ぼす粒界脆化元素(P)量の増加は焼割れ発生に大きく影響を及ぼし、粒界強度を低下させ同じ熱処理条件下でも焼割れを容易に引き起こす傾向がある。

(9) 円柱の直径寸法と軸方向長さの比は焼割れ発生箇所並びに焼割れ発生方向に大きな影響を与える。試験材の直径寸法と軸方向長さの比を1:3とし、焼入れの実験を行うと焼割れは試験材側面に軸方向長さに平行に生じ、円周方向応力により発生する。また円柱直径寸法を種々変えて焼入れの実験を行うと焼割れが発生する試験材寸法と発生しない試験材寸法を明らかにすることができる。これは試験材寸法により過渡応力の最大引張応力が異なるためである。

(10) 焼割れの発生は焼入中の過渡応力の最大引張応力にて評価することができる。高Cr鋼を用いたマルテンサイト組織の焼割れ発生応力のCriterionは、約500MPa前後であり、これ以上の引張応力が発生した時、試験材に焼割れが発生する。また粒界脆化元素であるPは焼割れ発生応力に大きく影響を及ぼし、P量の増加に伴い焼割れ発生応力のCriterionは大きく低下する。

(11) 焼割れの実験結果と数値解析より明らかにした焼割れ発生応力のCriterionを考慮すれば、マルテンサイト変態を生じる大形円柱鋼材でも水焼入れは可能である。また実大形製品である発電機軸用ロータ材の焼入れ中に発生

する応力は，本研究で明らかにした焼割れ発生応力以下であり実製品に焼割れが発生していないことより求めた焼割れ発生応力の **Criterion** の妥当性が実証できた．

(12) 焼入れ中に発生する応力を精度良く推定できる確かな熱弾塑性応力解析技術並びに数値解析と焼割れの実験より求めることができるマルテンサイト変態の焼割れ発生応力の **Criterion** を用いれば，焼割れの発生を未然に防ぐ熱処理技術の選定が可能である．

実製品の最適な品質設計(熱処理条件変更，製品形状変更等)を行う場合，本研究の成果であるマルテンサイト変態の焼割れ発生応力の **Criterion** は，焼割れが発生するかしないかの一つの指標に成り，焼割れ発生を未然に防ぐ品質設計の適否を左右する重要な因子として，また品質設計そのものの検討を容易にするものとして期待できる．

## 謝辞

本研究を遂行するにあたり，長年に亘り惜しめない御指導と御鞭撻を賜った九州工業大学工学部 寺崎俊夫教授に心より感謝の意を表します。

本論文を纏めるにあたり，数々の有益な御指導，御助言を頂いた九州工業大学工学部 長谷部光弘教授，野田尚昭教授，秋山哲也准教授に謹んで謝意を表します。

多くの貴重な御指導と惜しめない御協力を頂いた九州工業大学工学部 北村貴典助教に厚く感謝の意を表します。

本研究は数多くの卒業生ならびに研究室学生の皆様の協力のもとに実施できたものである。特に，本論文第2章，第3章については長谷川弘毅修士，第4章については川上博己修士，藤田敦学士，第5章，第6章に関しては今村博行学士には多大な御協力を頂き，心より感謝申し上げます。

日本鑄鍛鋼(株)取締役 宮本立三氏には数々の有益な御指導，御助言を頂き，ここに厚くお礼を申し上げます。

日本鑄鍛鋼(株)技術開発部 大小森義洋氏には終始適切な御助言ならびに研究成果を纏める上で適切な御指導を賜り，ここに厚くお礼を申し上げます。

日本鑄鍛鋼(株)技術開発部 内野耕一氏ならびに 中村祐也氏には研究活動の面において御協力頂き，お礼を申し上げます。

また本研究は上記の方々以外にも多数の方々の協力を頂き，遂行できたものである。御協力頂いた皆様にはこの場をお借りして，お礼を申し上げます。

最後に，本論文を纏めるにあたり，研究活動の日々に惜しめない理解と協力をしてくれた妻 裕子と息子 颯に心から感謝します。

2008年 福谷 理明



## 参考文献

- 1)鍛鋼品の欠陥，日本鑄鍛鋼会(1983)，63
- 2)大和久重雄，焼割れを考える，鑄鍛造と熱処理，Vol.37, No.5(1984) 25-27
- 3)坂本卓，熱処理現場改善事例(2)，鑄鍛造と熱処理，Vol.37, No.2(1984) 37-44
- 4)坂本卓，熱処理現場改善事例(6)，鑄鍛造と熱処理，Vol.37, No.8(1984) 25-29
- 5)山本誠次，形状不均衡の金型と焼割れの関係は，プレス技術，Vol.19 No.10(1981) 25-27
- 6)守谷英明，若手現場技術者のためのやさしい熱処理(第3回) 焼入れ変形と焼割れ，熱処理，第45巻1号，16-23
- 7)鋼の焼割れ，金属材料，Vol.17 No.9(1977)，66-67
- 8)三木田嘉男，河野良明，SUJ2のフィン付き試験片の焼割れに及ぼす水及び水溶性焼入れ液の影響，第15回日本熱処理技術協会講演大会予稿集，(1982) 37-38
- 9)阿部隆，三瓶哲也，大鈴弘忠，焼割れに及ぼす冶金的因子の影響，鉄と鋼，Vol.69, No.5(1983) 641
- 10)小山博，小沢広昭，ばね鋼 SUP9 平鋼の焼割れについて，ばね論文集，No.19(1974) 6-9
- 11)A.S.M, The Selection of Steel for Minimum Quench Cracking, Metals Hand Book, 8th EDITION Vol.1(1961) 316-319
- 12)内田富士夫，後藤正治，進藤亮悦，永田新，熱処理シミュレーションを活用した低合金鑄鋼材の焼割れ発生の解析，鑄造工学，第77巻，第7号(2005) 437-444
- 13)奈良崎道治，田中浩和，白寄篤，淵澤定克，梅崎敦，焼入応力シミュレーションによる鋼の焼割れ発生についての検討，第51回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集(2000) 3-4
- 14)三木田嘉男，中林一朗，高炭素クロム軸受鋼の焼割れに関する研究 第1報 焼割れに及ぼすオーステナイト化温度およびポリマー液特性の影響，日本機械学会論文集(A編)，53巻489号(1987) 884-889
- 15)三木田嘉男，中林一朗，高炭素クロム軸受鋼の焼割れに関する研究 第2報 焼割れに及ぼす引き上げ焼入れと遅らせ焼入れの影響，日本機械学会論文集(A編)，53巻490号(1987) 1007-1011
- 16)大和久重雄，鋼の焼割れ研究部会報告，熱処理29巻4号(1988) 239-243
- 17)奈良崎道治，淵澤定克，小河原稔，鋼の焼割れに及ぼす表面粗さおよび表面微細形状の影響，熱処理33巻1号(1993) 56-63

- 18)戎嘉男, 関根和喜, 葉山益次郎, 相変態を考慮した粘塑性構成式による低合金鋼鑄塊の熱応力及び残留応力の解析, 鉄と鋼, Vol.78 No.6(1992) 894-901
- 19)生田文昭, 堀野孝, 鋼円柱の高周波焼入れシミュレーションとその実験検証, 熱処理, 第42巻5号(2002) 359-364
- 20)井上達雄, 田中喜久昭, 変態を考慮した焼入れの解析, 材料, 第22巻, 234号(1973) 218-223
- 21)J.E.Campbell, H.O.Mcintire, FAVORABLE STRESS PATTERNS, Iron Age, 172(1953), 20, 185-188
- 22)磯村良蔵, 鋼の熱処理と残留応力, アグネ技術センター(1996) 7-38, 39-147
- 23)有本享三, 熱処理シミュレーションと Sachs 法, 機械の研究, 第55巻 第3号(2003) 42-47
- 24)磯村良蔵, 佐藤初吉, 焼入れ応力より見た焼割れ現象について, 日本金属学会誌, 25(1961) 360-364
- 25)久保田俊夫, ポリマー焼入液による焼割れ試験, 熱処理, Vol.25, No.1(1985) 34-37
- 26)三木田嘉男, 河野良明, 中村一郎, 三橋尊志, 焼入れの繰り返しによる焼割れの発生と割れ感受性との関係について, 第21回日本熱処理技術協会講演大会予稿集, (1985) 23-24
- 27)井上達雄, 鋼の焼入れにおける相変態と熱弾塑性応力, 材料, 26巻, 289号(1977) 935-940
- 28)門河昌宏, 長岐滋, 井上達雄, 鋼の焼入れと低温焼もどしにおける組織変化と応力の解析, 材料, 29巻, 327号(1980) 1173-1179
- 29)王志剛, 井上達雄, 相変態の応力依存性を考慮した鋼の焼入れにおける温度, 組織および応力の解析, 材料, 32巻, 360号(1983) 991-996
- 30)T. Inoue, S.Nagaki, T.Kishino and M.Monkawa, Description of Transformation Kinetics, Heat Conduction and Elastic-Plastic Stress in the Course of Quenching and Tempering of Some Steels, Ingenieur-Archiv., Vol.50, No.5(1981) 315-327
- 31)井上達雄, 熱処理シミュレーションの歴史と現状, 熱処理, 第42巻5号(2002) 304-311
- 32)井上達雄, 熱処理 CAE の現状と将来, 第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集, (2005) 59-68
- 33)巨東英, 熱処理変形シミュレーションの基礎, 熱処理, 第42巻5号(2002) 326-332
- 34)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, 第42巻5号(2002) 319-325

- 35)岡村一男，焼入れシミュレーションの現状と展望，日本鉄鋼協会九州支部春季講演会概要集(2005) 1-12
- 36)谷口光一，林達志，上野完治，自動変速機部品における熱処理シミュレーションとその検証，第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集，(2005) 31-32
- 37)奈良崎道治，熱処理変形シミュレーションと冷却，熱処理，第42巻5号(2002) 333-340
- 38)七野勇人，GRANTASによる浸炭焼入れ歯車の解析とその検証，第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集，(2005) 49-50
- 39)渡辺陽一，DEFORM-HTによる浸炭歯車のシミュレーションとその検証，第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集，(2005) 51-52
- 40)奈良崎道治，鋼の焼入れシミュレーションと焼入れ時の熱伝導率，第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集，(2005) 39-40
- 41)生田文昭，堀野孝，福田忠生，SCr420鋼円柱の高周波焼入れシミュレーションとその検証，第60回日本熱処理技術協会講演大会概要集，(2005) 47-48
- 42)鋼の焼割れ(Q.C.)研究部会研究発表会，(社)日本熱処理技術協会(1988) 1-1 - 9-5
- 43)米谷茂，篠原俊英，安念信博，焼入れによる残留応力と焼割れについて，鉄と鋼，Vol.61, No.12(1975) 263
- 44)Howard Scott, ORIGIN OF QUENCHING CRACKS, Sci. Pap. Bur. Stand, 20(1925) 399-444
- 45) F.Moreaux, A.Simon and G.Beck, SIMULTANEOUS INCREASE OF HARDNESS DEPTH AND DECREASE OF QUENCH DEFECTS IN STEEL PARTS BY ADAPTING THE COOLING PROCESS, Proceedings of the 18<sup>th</sup> International Conference on Heat Treatment of Materials(1980), 95-109
- 46)三木田嘉男，河野良明，SUJ2のフィン付き試験片に生ずる焼割れとその防止策，第19回日本熱処理技術協会講演大会予稿集，(1984) 39-40
- 47)三木田嘉男，河野良明，水溶性焼入液によるSUJ2のタイム・クエンチングと焼割れの関連性，第17回日本熱処理技術協会講演大会予稿集，(1983) 29-30
- 48)内田富士夫，後藤正治，進藤亮悦，永田新，熱処理シミュレーションを活用した低合金鋳鋼材の焼割れ発生の解析，鋳造工学，第77巻，第7号(2005) 437-444
- 49)渡辺正紀，佐藤邦彦，溶接力学とその応用，朝倉書店(1965) 337-347
- 50)残留応力，日本熱処理技術協会ひずみ研究部会編，共立出版(1963) 90-104
- 51)米谷茂，熱応力の発生と対策，養賢堂(1975) 115-162
- 52)須藤一，残留応力とゆがみ，内田老鶴圃(2003) 115-153



- 53)H.S.Carslaw and J.C.Jaeger. OXFORD.SECOND EDITION(1959) 201-203, 332-334
- 54)有本亨三, 奈良崎道治, 熱処理シミュレーションによる鋼軸焼曲りメカニズムの解明, 熱処理 42 卷(2003) 346-352
- 55)寺崎俊夫, 山川大祐, 藤内俊平, ビードオンプレート溶接で生じる残留応力・溶接変形の高精度数値解析手法に関する研究, 日本造船学会論文集, 第 191 号(2002) 249-255
- 56)P.G.Shewmon. Diffusion in Solids, 固体内の拡散, 笛木, 北澤訳, コロナ社(1976) 14
- 57)佐藤邦彦, 大阪大学溶接工学科講義資料, (1968)
- 58)鉄鋼熱計算用数値, 日刊工業新聞社(1966), 15, 17, 19, 47, 48, 49
- 59)熱伝導論, 川下研介, オーム社(1966) 13-14
- 60)磯村良蔵, 鋼の熱処理と残留応力, アグネ技術センター(1996) 7-38, 52
- 61)村上敬宜, 弾性力学, 養賢堂 (1985) 35-41,
- 62)ステンレス鋼便覧(第 3 版), ステンレス協会編, 日刊工業新聞社 (1995) 1431-1432
- 63)金属材料の弾性係数, 日本機械学会 (1980) 66-77
- 64)金属データブック, 日本金属学会編 (1984) 116
- 65)佐藤邦彦, 寺崎俊夫, 構造用材料の溶接残留応力・溶接変形におよぼす溶接諸条件の影響, 溶接学会誌, Vol.45 (1976), 42-50
- 66)巨東英, COSMAP による SCr420 材の浸炭焼入れシミュレーションとその検証, 焼入れ変形のシミュレーション第 60 回日本熱処理技術協会講演概要集(2005) 37-38
- 67)寺崎俊夫, 長谷川弘毅, 福谷理明, 北村貴典, 円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第 1 報 焼入れ過程で生じる温度分布の数値解析方法について, 日本造船学会論文集, 第 196 号 (2004) 17-23
- 68)寺崎俊夫, 福谷理明, 川上博己, 長谷川弘毅, 円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第 2 報 相変態で生じる応力の数値解析方法について, 日本船舶海洋工学会論文集, 第 2 号 (2005) 169-177
- 69)G.Krauss, Principles of Heat Treatment of Steel. Materials Park, Ohio, ASM International.
- 70)D.P.Koistinen and R.E. Marburger, A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon Alloys and Plain Carbon Steels, Acta Metallurgica, Vol.7, (1959) 59-60
- 71)Deng De-an, Murakawa Hidekazu, Horii Yukihiro, FEM Simulation of Welding

Residual Stress in Multi-pass Butt-welded Modified 9Cr-1Mo Steel Pipe Considering Phase Transformation Effects, Transaction of JWRI, (2004) Vol.33(2), 167-176

72)日本鑄鍛鋼(株)社内技術資料, 連続冷却変態曲線図集

73)利岡靖継, 深川宗光, 雑賀喜規, マルテンサイト変態過程における鋼の塑性と焼割れに対する考察, 鉄と鋼, 第2号(1973) 126-130

74)石田茂樹, 徳増まりこ, 藤原将伸, 焼割れ原因に関する一考察, 住友重機械技報, Vol.38(No.114), (1990) 53-57

75)金子輝雄, 焼割れ発生時期と変態との関連の基礎的検討, 日本鉄鋼協会第95回春季講演大会概要集(1978) 453

76)邦武立郎, 杉沢精一, 焼割れに及ぼす化学成分の影響, 日本鉄鋼協会第78回秋季講演大会概要集(1969) 262

77)鈴木信一, 鋼材の焼割れ予測, 熱処理 31 卷 3 号(1990) 143-147

78)大和久重雄, 焼割れと焼歪みのコントロール, 熱処理 35 卷 4 号(1995) 227-230

79)大和久重雄, 焼割れを考える一その原因と対策, 熱処理 30 卷 2 号(1990) 63-67

80)三木田嘉男, 河野良明, 中林一朗, 森年史, 坂巻清司, 焼割れ感受性に及ぼす試験片の形状効果, 徳島大学工学部研究報告(No.33, 1988), 39-49

81)鈴木健司, 工藤績, 失敗しない熱処理「焼割れ対策」<1>, 鑄鍛造と熱処理(1997), 25-28

82)鈴木健司, 工藤績, 失敗しない熱処理「焼割れ対策」<2>, 鑄鍛造と熱処理(1997), 13-16

83)内田富士夫, 後藤正治, 麻生節夫, 進藤亮悦, 永田新, 低合金鑄鋼の焼割れに及ぼす鋼材厚さの影響, 鑄造工学, 第77卷, 第10号(2005) 696-703

## 論文

### 本論文に関連した論文

- 1)寺崎俊夫，長谷川弘毅，福谷理明，北村貴典，円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第1報 焼入れ過程で生じる温度分布の数値解析方法について，日本造船学会論文集，第196号（2004） 17-23
- 2)寺崎俊夫，福谷理明，川上博己，長谷川弘毅，円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第2報 相変態で生じる応力の数値解析方法について，日本船舶海洋工学会論文集，第2号（2005） 169-177
- 3)寺崎俊夫，福谷理明，川上博己，長谷川弘毅，円柱の焼入れにより生じる残留応力について 第3報 相変態しない材料の残留応力分布の支配因子と系統的整理，日本船舶海洋工学会論文集，第4号（2006） 71-80
- 4)福谷理明，寺崎俊夫，今村博行，藤田敦，円柱焼入れ中の過渡応力と焼割れ発生の関係，日本船舶海洋工学会論文集，第6号（2007） 119-129
- 5)福谷理明，寺崎俊夫，川上博己，長谷川弘毅，機械的性質の温度依存性を考慮した相変態応力解析方法，溶接構造シンポジウム 2006 講演論文集(2006) 585-592
- 6)M.Fukuya, T.Terasaki, K.Hasegawa and T.Kitamura, Numerical Analysis Method for Temperature Distribution in Cylindrical Steel during Quenching Process, Solid State Phenomena Vol.118 (2006) 355-362