

技術論文



Technical Paper

浸炭材の熱処理ひずみにおよぼす 旧オーステナイト粒径の影響

田中優樹*¹, 神谷尚秀*¹, 井上圭介*²

Effect of γ -Grain Size on Distortion of Carburized Steel

Yuuki TANAKA, Naohide KAMIYA and Keisuke INOUE

Synopsis

In this study, the effect of γ -grain size on roundness variation of carburized steel was investigated using a ring specimen. It was found that the direct effect of γ -grain size on roundness variation is small. However, the γ -grain size gives an indirect effect on roundness variation through a change of phase transformation, when the phase transformation occurring during quenching changes with variation of γ -grain size. For example, in steel whose phase transformation changes with decreasing γ -grain size from simple martensitic transformation to combined transformations (ferrite/bainitic/martensitic transformations or bainitic/martensitic transformations), the decreasing γ -grain size brings about a decrease in the roundness variation resulting from the ferritic and bainitic transformations. It was demonstrated by simulation that the roundness variation of the present ring specimen originated in the difference of plastic and transformational plastic strains in the circumferential direction between the outer and inner sides. The decreasing roundness variation by the ferritic and bainitic transformations is due to the decrease in plastic strain.

1. 緒言

浸炭部品には、焼入時に不可避免的に熱処理ひずみが生じる。熱処理ひずみは、使用時の振動や騒音の原因となるため、その低減は浸炭部品における重要課題である。特に自動車におけるギアやシャフトなどにおいては、電動化に伴い静粛性への要求が高まっていることから、熱処理ひずみの低減が強く要望されている。

浸炭部品の熱処理ひずみに関しては、その低減を目的に、プロセス、鋼材両面から多くの研究がなされてきた。プロセス面においては、焼入れ媒体の物性やワーク内の冷却の不均一さなどが影響するとされ、焼入れ媒体の選定やワークのセッティング、焼入れ方法の工夫によりひずみは低減されることが報告されている^{1)~4)}。一方、鋼材面では、 casting断面における成分偏析やマルテン

サイト変態温度、鋼材の焼入性が影響するとされ、 casting時の凝固パターンの適正化や⁵⁾ マルテンサイト変態温度の低下⁶⁾、あるいは焼入性を低減しベイナイトやフェライト変態を起こさせることにより^{7)~8)}、ひずみは低減することが報告されている。

浸炭部品における旧オーステナイト粒（以下、 γ 粒）の形態は、浸炭品のさまざまな特性に影響することが知られている。例えば疲労特性においては、 γ 粒径が均一な場合、粒径が小さいほど高サイクル疲労強度（ $10^4 \sim 10^7$ 回強度）は向上し⁹⁾、一方で、低サイクル疲労強度（ $\sim 10^4$ 回強度）は粒径が大きいくほど向上することが報告されている¹⁰⁾。また、冷間鍛造や浸炭温度を高温化すると異常粒成長が発生し、局部的に粗大 γ 粒が形成される場合があるが、このような粒形態においては高サイクル強度¹¹⁾、低サイクル強度¹⁰⁾共に低下する。

2019年4月15日 受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博(Dr. Eng., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所(Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

熱処理ひずみも γ 粒形態に影響を受け、上述した異常粒成長が発生するとひずみは増大する傾向にあることが報告されている¹²⁾。しかしながら、熱処理ひずみに関しては、異常粒成長による局部粗大化の影響は報告されているものの、粒径が均一な場合の粒径の影響については報告されていない。そこで本研究では、リングギアを模擬したリング状試験片を用いて、整粒を有する部品の熱処理ひずみにおよぼす粒径の影響について調査を行った。なお、実際の浸炭処理では、鋼材が同じであったとしても各処理間において表層のC濃度分布に差が生じる。このC濃度分布差が評価の外乱となりうるため、本研究では浸炭処理ではなく疑似浸炭処理により評価を行った。

2. 実験方法

本研究では、Table 1 に示すような焼入性の異なる成分の2種類の鋼材を用いた。これら2鋼材について、真空溶解により150 kg インゴットを溶製し、その後、 $\phi 90$ に鍛伸した。本鍛造材から、切断、切削加工により、Fig. 1 に示す外径80 mm、内径70 mm、高さ20 mm のリング試験片を採取した。

Fig. 2 にリング試験片に施した熱処理条件を示す。本試験片には1173 Kの真空焼鈍で加工歪みを除去した後、疑似浸炭処理を行った。また、小さな γ 粒径を狙ったものは1153 Kで1時間の加熱保持した後、油焼入れを行った。一方、大きな γ 粒径を狙ったものは、いったん1273~1373 Kに加熱し γ 粒径を大きくした後、小さな粒径狙いのものと焼入温度を合わせるため、1153 Kで1時間保持し、その後焼入れた。ここでの疑似浸炭処理は真空中で行い、焼入油の油温は353 Kとした。

Fig. 3 に疑似浸炭処理における試験片の荷姿を示す。試験片は1処理につき1個をトレー中央に平置きにして処理した。また、 γ 粒、およびマイクロ組織観察はトレー中央位置の断面中心部とした。

今回のリング試験片における熱処理ひずみは、疑似浸炭処理の前と後における真円度の変化量とする。なお、真円度の測定位置は外径の高さ中央部とし、測定はJIS B0621 に準じて真円度測定機により行った。

3. 実験結果

3. 1 γ 粒径

Fig. 4 に各疑似浸炭処理後の γ 粒、および平均粒径を示す。Steel A, B 共にいずれの処理品についてもほぼ均一な γ 粒を呈し、加熱温度が高いほど粒径は大きい。以下、各試験片をSteel A, B と平均 γ 粒径で呼称する。

Table 1. Chemical composition of steels [mass.%].

Grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	Hardenability
Steel A	0.20	0.20	1.30	2.02	0.25	High
Steel B	0.20	0.21	0.81	1.15	-	Low

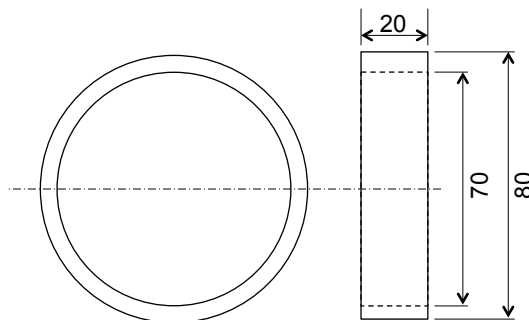


Fig. 1. Size of ring specimen.

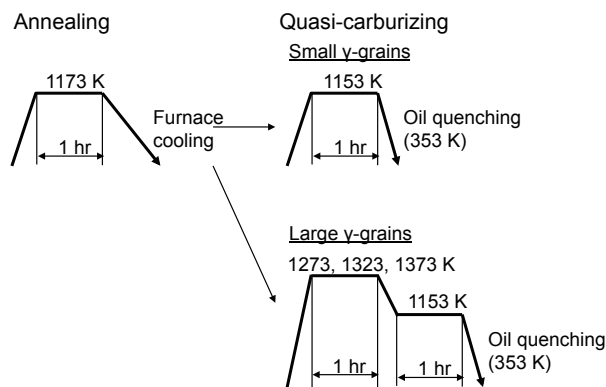


Fig. 2. Condition of heat treatment.

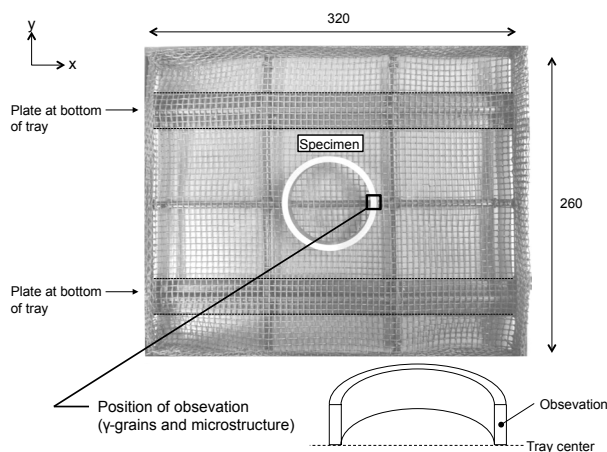


Fig. 3. Specimen setting at quasi-carburizing.

3. 2 ミクロ組織

Fig. 5 に疑似浸炭後のマイクロ組織を示す。ここでの腐食液はナイトールである。Steel A の組織は、疑似浸炭条件に関わらずマルテンサイト単一組織であった。一方、Steel B は、 γ 粒径 = 167 μm ではマルテンサイト単一組織であったが、 γ 粒径 = 103 μm ではマルテンサイト +

ベイナイト組織, γ 粒径 = 15 μm ではマルテンサイト + ベイナイト + フェライト組織であった。

3. 3 真円度変化量

Fig. 6 に疑似浸炭後の形状計測結果を真円からの変化量を 100 倍に拡大して示す。ここでの x, y 軸は, Fig. 3 中の x 軸 (トレー長手方向), y 軸 (トレー短手方向) に対応している。いずれの試験片も疑似浸炭前はほぼ真円であるが, 疑似浸炭後は共通して x 軸方向を長手とする楕円形状に変形した。

Fig. 7 に平均粒径と疑似浸炭前後の真円度変化量の関係を示す。プロット脇に各試験片の組織を付記する。

γ 粒径に関わらずマルテンサイト単一変態であった Steel A においては, 真円度変化量はいずれも 60 μm 前後であり, 粒径間での差異は小さい。一方, γ 粒径によって相変態が異なる Steel B においては, マルテンサイト単一変態であった γ 粒径 = 166 μm については真円度変化量は 60 μm 程度であり, Steel A とほぼ同じである。しかし, γ 粒径が小さいものほど真円度変化量は小さい。この真円度変化量の低下は Steel A の結果を考慮すると, 粒径そのものの影響ではなく, 相変態変化による影響, つまりベイナイト, フェライト変態によるひずみ低減効果^{7)~8)}によるものと考えられる。

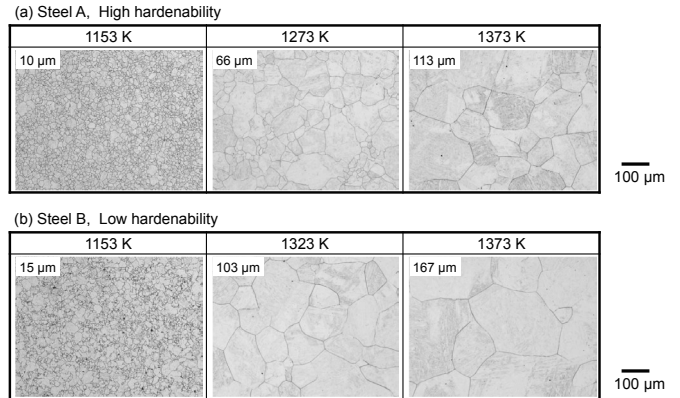


Fig. 4. γ grains and average grain size after quasi-carburizing.

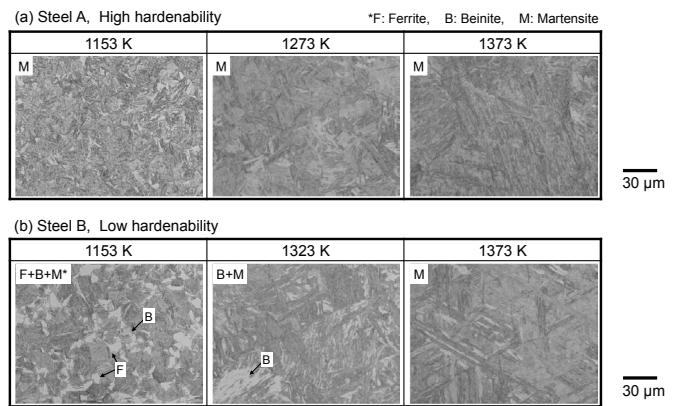


Fig. 5. Microstructures after quasi-carburizing.

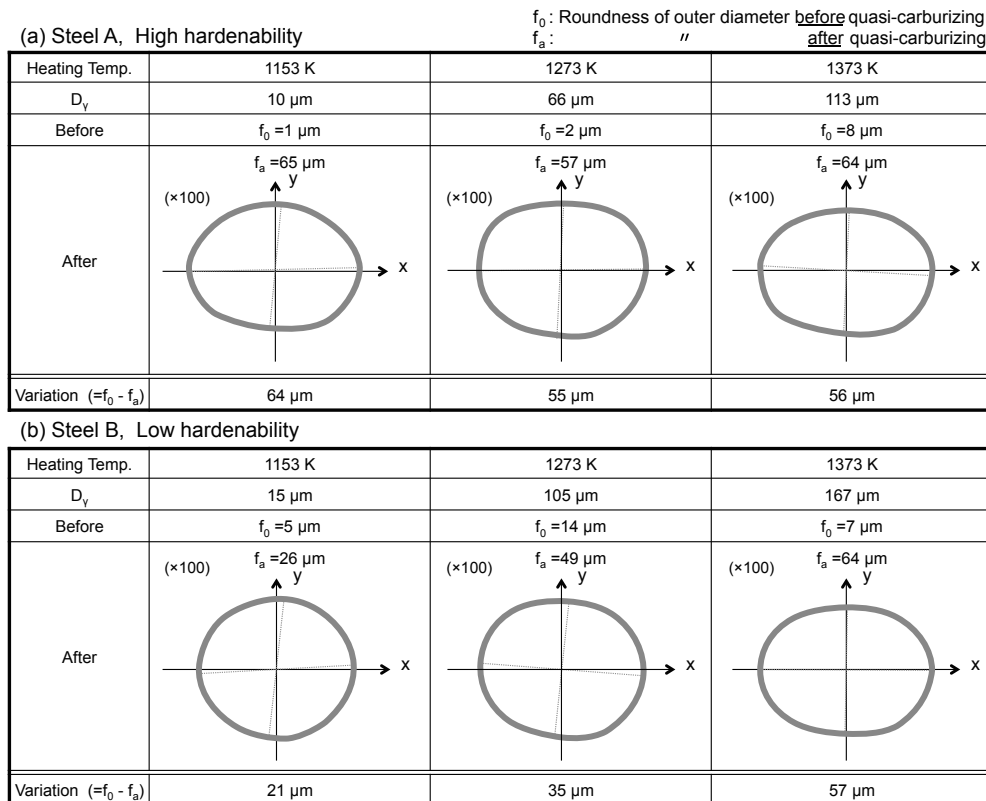


Fig. 6. Roundness before and after quasi-carburizing.

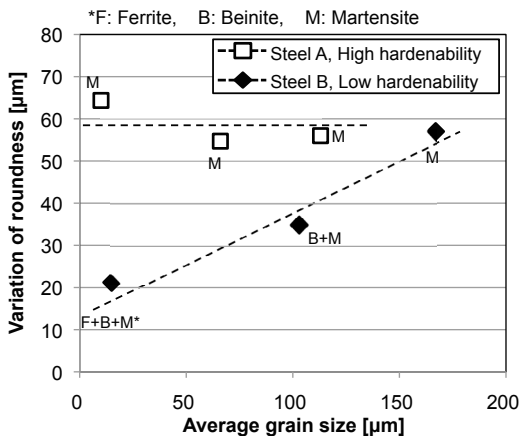


Fig. 7. Relationship between average γ -grain size and variation of roundness.

4. 考察

疑似浸炭処理で生じた真円度の変化，つまり真円から楕円への変形の要因について，シミュレーション計算を用いて考察する．以下にシミュレーション方法を示す．

4. 1 シミュレーション方法

ソフトとして DEFORMTM-HT を用い，リング試験片の 1/4 部分に対し $8 \times 10 \times 8$ (径方向 \times 円周方向 \times 高さ方向) に分割した六面体メッシュのモデルを対象とした．

Fig. 8 には今回のシミュレーションで用いた熱伝達係数の設定方法を示す．まず Steel B の γ 粒径 = $15 \mu\text{m}$ (1153 K 処理) の各部位硬さ (Fig. 8(a)) とフォーマスター試験機で求めた Steel B の 1153 K 加熱における冷却速度と硬さとの関係 (Fig. 8(b)) から，各部位の冷却

速度を算出した (Fig. 8(c))．ここでの対象を Steel B の 1153 K 処理品としたのは，焼入れ性が最も低く各部位の硬さの差が大きく現れ，より精度のいい設定が可能である．そして，Fig. 8(c) の冷却速度推定値と今回の焼入油の特性曲線 (Fig. 8(d)) から，各部位で推定される冷却曲線を策定した．具体的には，焼入油の特性曲線について 1073 ~ 673 K の平均冷却速度が Fig. 8(c) の推定値と一致するよう，全温度域の時間を等倍したものを各部位での冷却曲線とした．例えば，27 K/s の部位は特性曲線の時間を 4 倍，9 K/s の部位は 12 倍した曲線を各部位の冷却曲線とした．そして，これら冷却曲線が実現するような熱伝達係数曲線を集中熱容量法を仮定して導出した．Fig. 9 には熱伝達係数曲線とモデルへの設定を示す．

Table 2 にはシミュレーションに用いた材料パラメーターの導出方法をまとめている．機械的特性，熱物性，変態潜熱，変態体積変化は JMatPro の計算値を用いた．また，変態塑性係数は (一社) 日本熱処理技術協会の推奨値を用いた¹³⁾．さらに，TTT 特性，マルテンサイト変態温度 (M_s , M_f 温度) はフォーマスター試験による実験値を用いた．加熱条件は Steel A, Steel B 共に実際のリング試験片での条件と同じであり，マルテンサイト変態温度は 15 K/s で冷却した場合の測定値とした．なお，フォーマスター試験片の γ 粒径はリング試験片の γ 粒径とほぼ同じであることを確認している．Fig. 10 には TTT 線図を示すが，加熱温度が高く γ 粒径が大きくなるに伴い，フェライトノーズ，ベイナイトノーズが共に長時間側にシフトしており，鋼材の組織を反映している．また，Table 3 にはマルテンサイト変態温度 (M_s ,

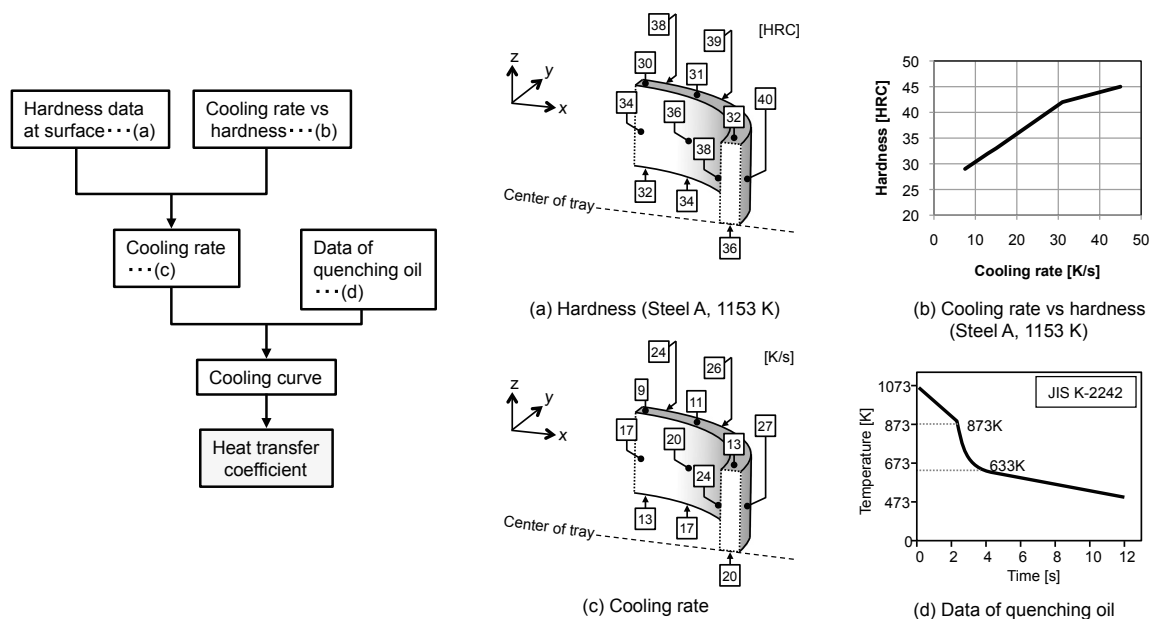


Fig. 8. Determination of heat transfer coefficient.

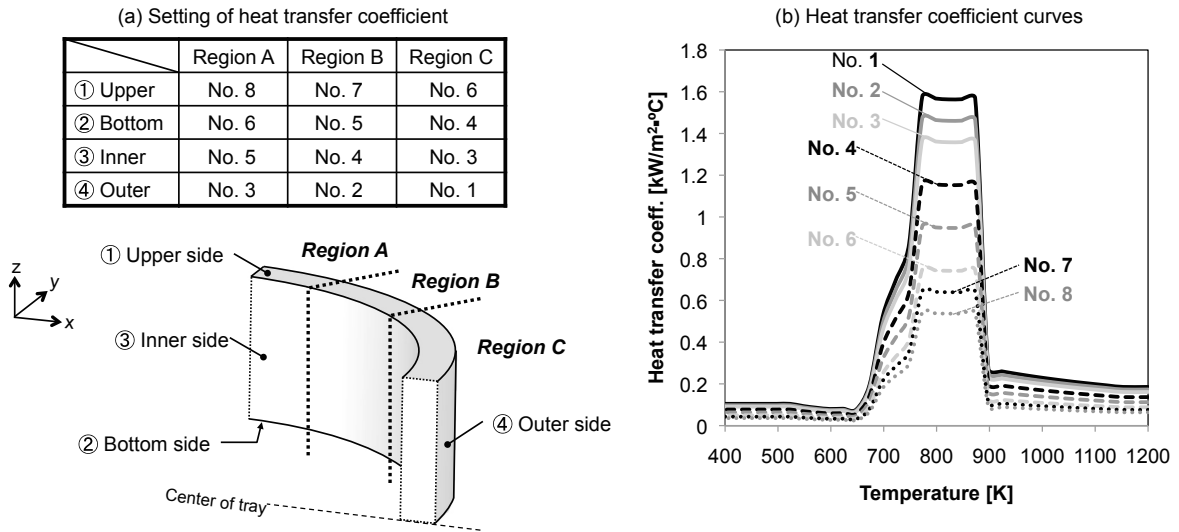


Fig. 9. Heat transfer coefficient used for simulation.

Table 2. Material parameter used for simulation.

γ : Austenite, F: Ferrite, P: Pearlite, B: Bainite, M: Martensite

Parameter		Steel A			Steel B			Source	
		10 μm	66 μm	113 μm	15 μm	103 μm	167 μm		
Mechanical property	Deformation resistance	γ : Different F, P, B, M: Same			γ : Different F, P, B, M: Same			JMatPro	
	Young's modulus	Same			Same				
	Poisson ratio	Same			Same				
Thermal property	Thermal expansion	Same			Same				
	Thermal conductivity	Same			Same				
Phase transformation	Transformation plasticity coefficient	Latent heat		Same			Same		
		Volume change		Same			Same		
		$\gamma \rightarrow \text{F}$	Same (1.6×10^{-4})			Same (1.6×10^{-4})			JSHT Recommendation ⁽¹³⁾
		$\gamma \rightarrow \text{P}$	Same (1.6×10^{-4})			Same (1.6×10^{-4})			
	$\gamma \rightarrow \text{B}$	Same (2.0×10^{-4})			Same (2.0×10^{-4})				
	$\gamma \rightarrow \text{M}$	Same (5.6×10^{-4})			Same (5.6×10^{-4})				
TTT		Different			Different			Experimental	
M_s and M_f temperatures		Different			Different				

M_f 温度) を示す。 M_s , M_f 温度は、加熱温度が低く γ 粒径が小さいと若干低くなる傾向にあるが、いわゆる粒径効果¹⁴⁾ と考える。

4. 2 シミュレーションの再現性

Fig. 11 には Steel A の γ 粒径 = 113 μm における焼入後の温度計算結果を示す。本図中には Fig. 8(c) の硬さからの冷却速度推定値も記してある。また、Fig. 12 の上図には同処理品、および Steel B の γ 粒径 = 15 μm , 167 μm の形状計算結果を示す。

Table 3. Martensitic transformation temperatures used for simulation.

Steel	Heating temperature [K]	Transformation	M_s [K]	M_f [K]
Steel A	1153	M	659	523
	1273	M	661	526
	1373	M	664	530
Steel B	1153	F+B+M	643	531
	1323	B+M	668	534
	1373	M	675	536

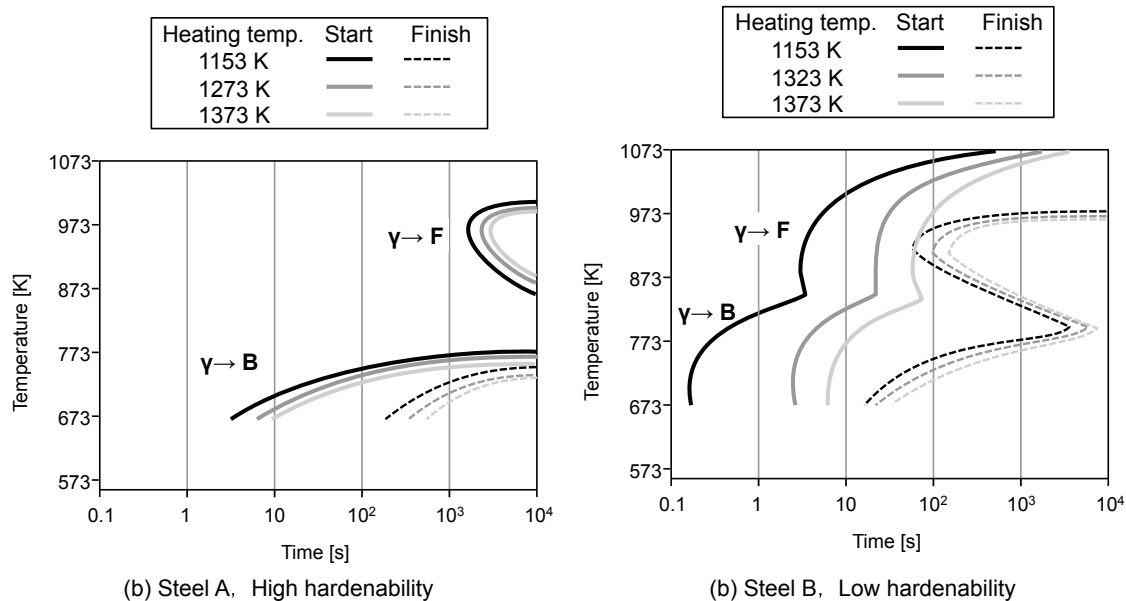


Fig. 10. TTT diagrams used for simulation.

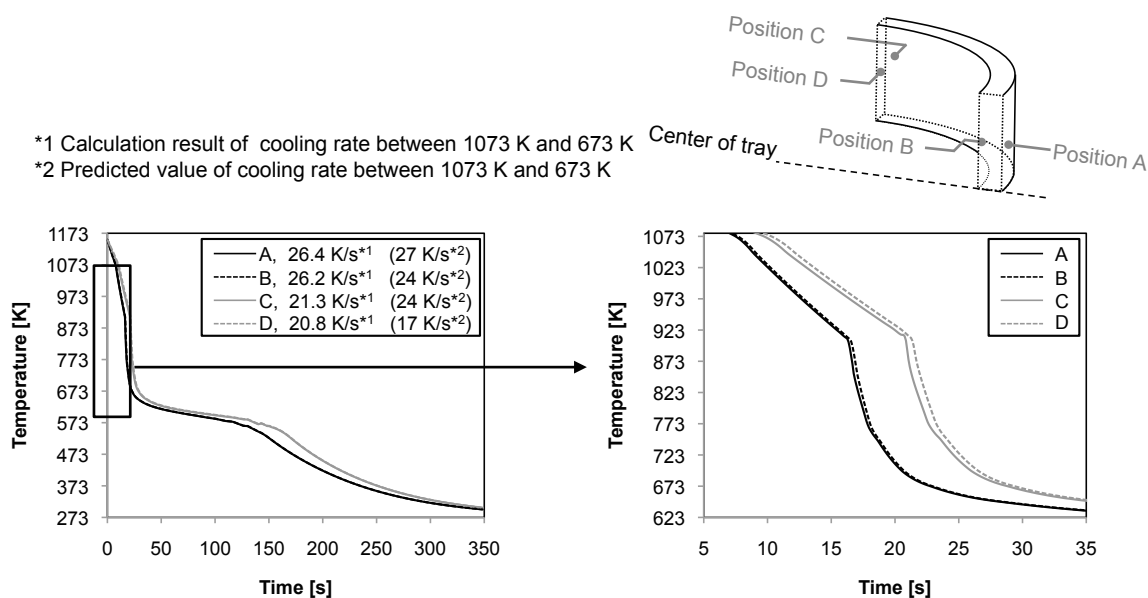


Fig. 11. Calculation result of temperature after quench starting in Steel A (1373 K, $D_v=113 \mu\text{m}$).

Fig. 11 に示すように、冷却速度には推定値と計算値とで乖離があり、特に外径/内径 (Position A/B 間、Position/D 間) における冷却速度の差が小さくなった。しかしながら、Fig. 12 の上図に示すように、試験片はシミュレーション計算においても実験結果と同様に、x 軸方向が長手とする楕円形状に変形した。Fig. 13 に真円度変化量の計算値を Fig. 7 上にプロットしたものを示す。プロット脇にはシミュレーション計算上で起こった相変態を記している。いずれの計算についても相変態は実験と一致しており、また、真円度変化量も実験値とよく一致していた。以上の結果から、今回のシミュレ-

ーションは、冷却速度においては推定値と乖離があったものの、変形の仕方と真円度変化量については実験を十分に再現していたことから、以下に示す計算値も妥当であるとし考察に供した。

4. 3 真円度変化の要因

鋼軸の焼曲がりに関する先行研究では、曲がりの要因は冷却速度が速い側と遅い側において生じた軸方向の全ひずみ量、 ϵ^{Total} の差であることがシミュレーション計算により示されている^{1), 6)}。今回のリング試験片についても、冷却速度の早い外径側と遅い内径側とで生じた円周

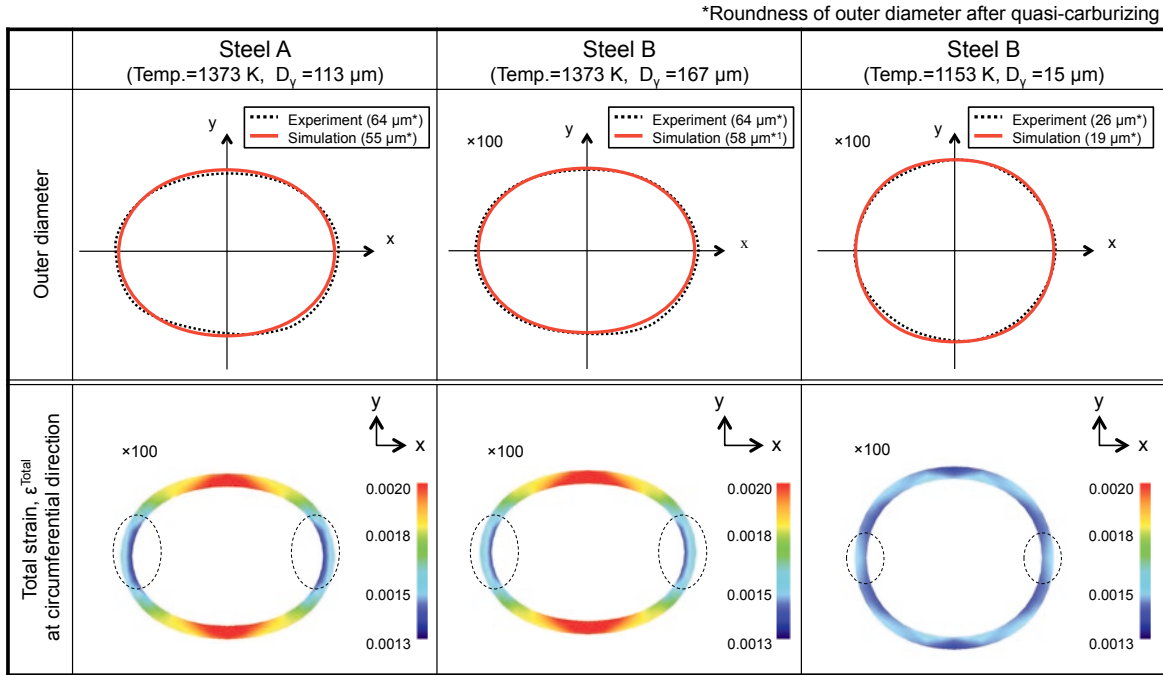


Fig. 12. Calculation result of total strain, ϵ^{Total} of circumferential direction and roundness by simulation.

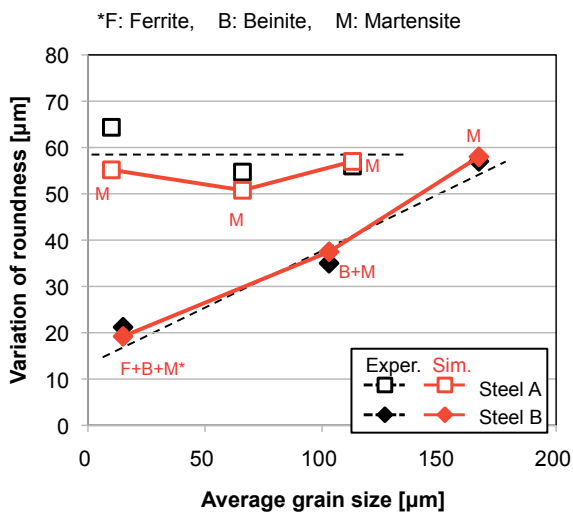


Fig. 13. Calculation result of roundness variation by simulation.

方向の、 ϵ^{Total} の差が変形の要因であることが想定される。

Fig. 12 の下図に焼入完了後の高さ方向中央部、つまり真円度を評価した位置の断面における円周方向の ϵ^{Total} の計算結果を示す。真円度変化量の大きい Steel A の γ 粒径 = 113 μm と Steel B の γ 粒径 = 167 μm では、曲率の大きい部位 (図中の点線囲い部) において、外径側が内径側よりも ϵ^{Total} は大きい。一方、真円度変化量の小さい Steel B の γ 粒径 = 15 μm では、外径側と内径側の差は小さい。Fig. 14 にはシミュレーション計算において曲率最大であった部位の外径側表層 (Fig. 14,

Position A) と内径側表層 (Fig. 14, Position B) の ϵ^{Total} の差分、 $\Delta \epsilon^{\text{Total}}$ と真円度変化量の計算値をプロットしたものを示す。Fig. 14 から、 $\Delta \epsilon^{\text{Total}}$ と真円度変化量には強い相関があることが分かる。以上の結果から、今回の真円度変化は外径側と内径側で生じた円周方向の ϵ^{Total} の差が要因であると言える。

真円度変化量の大きかった Steel A に関して、 ϵ^{Total} のひずみ成分について解析する。熱処理ひずみは、下記式 (1) のように全 5 種のひずみ成分で構成される¹⁾。また、外径側と内径側の ϵ^{Total} の差分、 $\Delta \epsilon^{\text{Total}}$ についても各ひずみ成分の差分により以下の式で表わされる。

$$\epsilon^{\text{Total}} = \epsilon^{\text{E}} + \epsilon^{\text{P}} + \epsilon^{\text{TH}} + \epsilon^{\text{TR}} + \epsilon^{\text{TP}} \quad (1)$$

$$\Delta \epsilon^{\text{Total}} = \Delta \epsilon^{\text{E}} + \Delta \epsilon^{\text{P}} + \Delta \epsilon^{\text{TH}} + \Delta \epsilon^{\text{TR}} + \Delta \epsilon^{\text{TP}} \quad (2)$$

ここで、

ϵ^{E} , $\Delta \epsilon^{\text{E}}$: 弾性ひずみ, 弾性ひずみの差分

ϵ^{P} , $\Delta \epsilon^{\text{P}}$: 塑性ひずみ, 塑性ひずみの差分

ϵ^{TH} , $\Delta \epsilon^{\text{TH}}$: 熱ひずみ, 熱ひずみの差分

ϵ^{TR} , $\Delta \epsilon^{\text{TR}}$: 変態ひずみ, 変態ひずみの差分

ϵ^{TP} , $\Delta \epsilon^{\text{TP}}$: 変態塑性ひずみ, 変態塑性ひずみの差分

である。

Fig. 15 に Steel A の外径側表面 (Fig. 15, Position A) と内径側表面 (Fig. 15, Position B) のひずみ成分、および差分の計算値を示す。 $\Delta \epsilon^{\text{Total}}$ への寄与は、 γ 粒径に関わらず $\Delta \epsilon^{\text{E}}$, $\Delta \epsilon^{\text{P}}$, $\Delta \epsilon^{\text{TP}}$ で生じ、中でも $\Delta \epsilon^{\text{P}}$ と $\Delta \epsilon^{\text{TP}}$ の影響が大きい。つまり、Steel A の真円度変化は、外径側と内径側で生じた ϵ^{P} と ϵ^{TP} の差が主因である。ここで、 ϵ^{P}

と ϵ^{TP} のそれぞれの発生機構についてさらに解析を行う。

Fig. 16にSteel Aの γ 粒径=113 μm における外径側表面と内径側表面の焼入開始以降の温度、応力、 ϵ^P 、 ϵ^{TP} の推移を示す。同図の(a)～(d)が焼入完了まで全時間推移、(e)～(h)が ϵ^P 、 ϵ^{TP} の変動が大きかった初期の時間域を拡大したものである。

まず ϵ^P の発生機構について言及する。Fig. 16(c)、(g)が示すように、外径側の ϵ^P は終始ほとんど生じていない。一方、内径側の ϵ^P は沸騰段階最初期で大きな圧縮の ϵ^P が発生し(Fig. 16(g)-①)、その後沸騰段階後期の引張の ϵ^P 発生により若干キャンセルされるが(Fig. 16(g)-②)、そのほとんどが残存する。つまり、内径側で生じる ϵ^P は、沸騰段階最初期で発生する ϵ^P ほぼそのものであるが、この発生機構はFig. 16(f)の応力推移と合わせて以下のように説明される。

焼入開始直後の蒸気膜段階では、外径側は内径側よりも冷却速度が速く、熱収縮量も大きい。このため、内径側では外径側の熱収縮量の緩和のため圧縮応力が発生する(Fig. 16(f)-①')。一方、外径側では内径側からの拘束により引張応力が発生する。次に、同部位の下部側(トレイ接触側)で蒸気膜段階から沸騰段階への移行に伴う急速冷却が起こる。この下部側の急冷に伴う熱収縮量を緩和するため、外径側、内径側共に圧縮の応力が発生する(Fig. 16(f)-②')。この時、内径側では圧縮応力はさらに高くなるため、Fig. 16(g)-①の大きな圧縮の ϵ^P が生じる。つまり、沸騰段階最初期における内径側の ϵ^P は、外径側と内径側の冷却速度差、および下部側との冷却速度差に起因して生じる熱応力を緩和するために生じたものである。

次に、 ϵ^{TP} の発生機構について言及する。Fig. 16(d)、(h)に示すように、 ϵ^{TP} は $M_s \sim M_f$ 温度域で外径側では圧縮、内径側では引張のひずみが発生し(Fig. 16(h)-③、④)、これが残存することで生じる。内径側に関しては、沸騰段階最初期の ϵ^P (Fig. 16(g)-①)をキャンセルするように生じる。これら ϵ^{TP} は、沸騰段階後期で発生した圧縮、引張の各応力(Fig. 16(f)⑤'、⑥')を緩和するために生じるが、これら応力の発生機構は以下のように説明される。

沸騰段階後期で外径側の応力はいったんゼロとなる(Fig. 16(f)-④')。この時、外径側の ϵ^P はほぼゼロである。しかし、内径側、および断面中心部では沸騰段階最初期で発生した圧縮の ϵ^P が残存している。この ϵ^P の差異により、外径側は内径側と中心部から拘束を受け、圧縮応力が発生する(Fig. 16(f)-⑤')。一方、内径側では外径側の圧縮を緩和するため、引張応力が発生する(Fig. 16(f)-⑥')。

以上より、 ϵ^{TP} の発生機構について総じると、 ϵ^{TP} は、内径側、外径側共に沸騰段階最初期で発生する内径側と中心部の ϵ^P に起因して発生する各応力を緩和するために生じる。

4. 4 リング試験片の真円度変化量低減方案

以上の解析を基にSteel Aの真円度変化量を低減する方案について検討する。Fig. 14に示すように、真円度変化量を小さくするには $\Delta\epsilon^{\text{Total}}$ を小さくすればよい。このためには、外径側の ϵ^{Total} を小さくするか、内径側の ϵ^{Total} を大きくすればよい。本節では後者について検討するが、内径側の ϵ^{Total} 大きくするには、全節で解析した ϵ^P (圧縮ひずみ)と ϵ^{TP} (引張ひずみ)に関して言うと、 ϵ^P は小さく、 ϵ^{TP} は大きくすればよい。このための方案としては、以下が考えられる。

- (1) 内径側の ϵ^P (圧縮ひずみ)を小さくする
 - (a) 蒸気膜段階における下部側との冷却速度差を小さくし、沸騰段階最初期に内径側で発生する圧縮応力(Fig. 16(f)-②')を小さくする。
 - (b) 沸騰段階最初期にフェライト変態を起こさせ、ここでの熱応力の緩和を塑性変形ではなく、フェライト変態による変態塑性により行う。

本方案の事例がフェライト変態の起きたSteel Bの粒径=15 μm と言える。Fig. 15(d)～(f)にSteel Bにおける外径側表面と内径側表面のひずみ成分、およびその差分の計算値を示す。Fig. 15(e)に示すように、Steel Bの粒径=15 μm における内径側の ϵ^P は、マルテンサイト単一変態が起きたSteel A、あるいはSteel Bの粒径=167 μm と比べ著しく小さくなっている。また、Fig. 17に同処理品における外径側表面と内径側表面の温度、応力、 ϵ^P 、 ϵ^{TP} の時間推移を示す。Fig. 17(f)、(g)に示すように、内径側では、沸騰段階最初期で大きな圧縮応力が発生しているが(Fig. 17(f)-①')、 ϵ^P は生じていない。一方で、Fig. 17(h)に示すように、フェライト変態による大きな圧縮の ϵ^{TP} が生じており(Fig. 17(h)-①)、これによる応力緩和が起こっている。本処理品の計算値から、内径側の ϵ^P 低減においてフェライト変態は有効であることが分かる。なお、Steel Bの粒径=15 μm については、マルテンサイト単一変態のもの対比、内径側の ϵ^P だけでなく、外径側、内径側共に ϵ^E 、 ϵ^{TH} 、 ϵ^{TR} 、 ϵ^{TP} も変化している。つまり、Steel Bの粒径=15 μm における真円度変化量低減は、フェライト変態の ϵ^P 低減によるものだけではないが、上記4ひずみ成分の変化は小さいことから、 ϵ^P 低減がその主因であると考えられる。

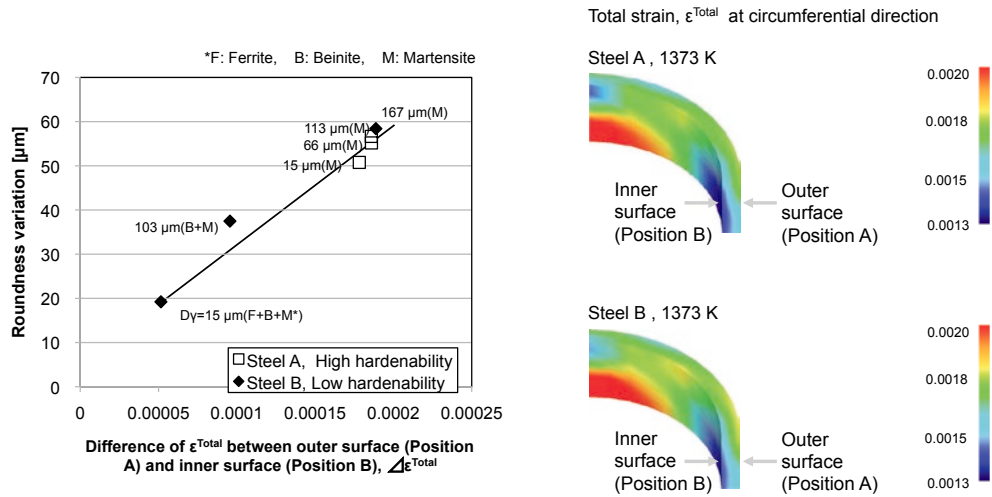


Fig. 14. Relationship between roundness variation and difference of ϵ^{Total} between outer surface (Position A) and inner surface (Position B), $\Delta\epsilon^{Total}$ in calculation.

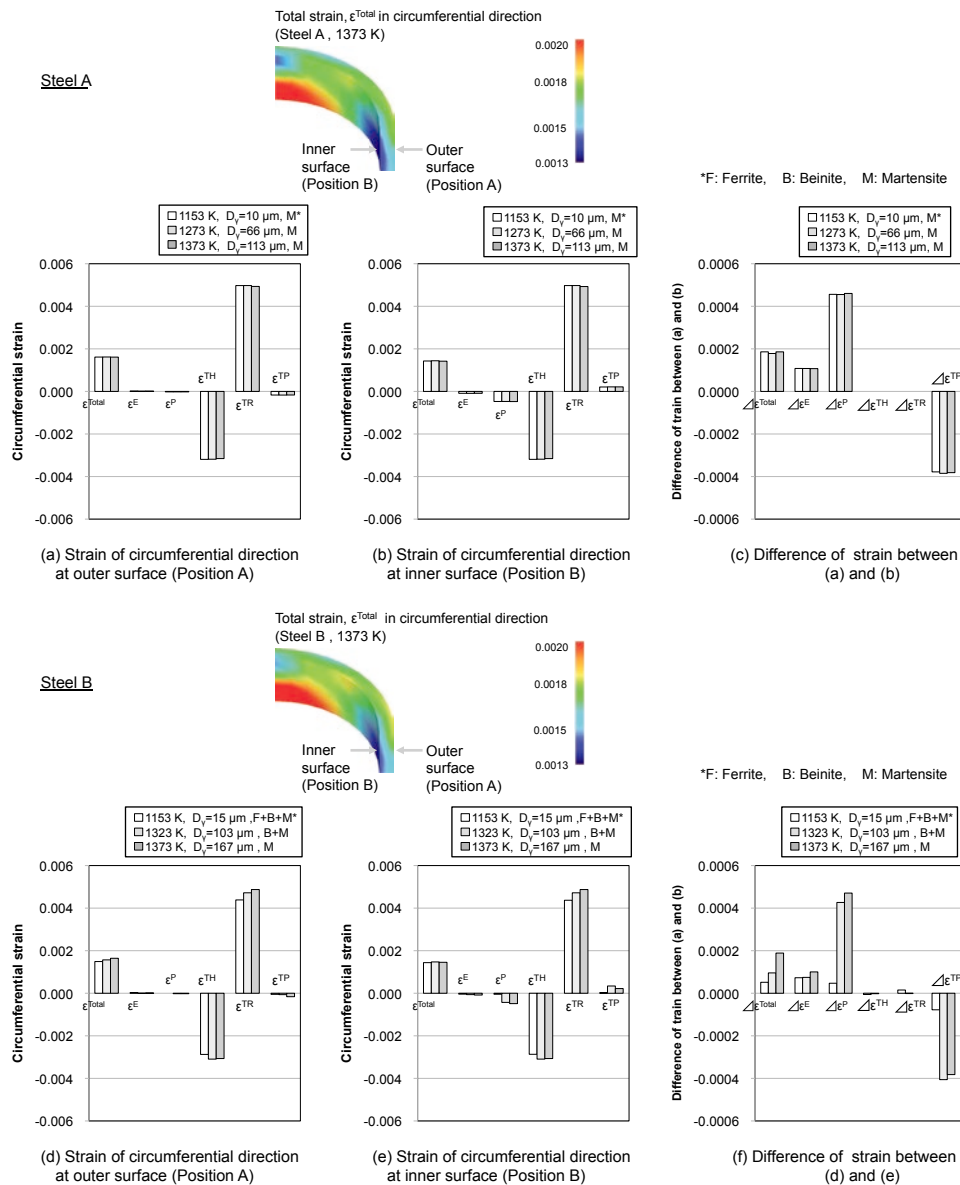


Fig. 15. Calculation result of strain in circumferential direction in Steel A((a) ~ (c)) and Steel B((d) ~ (f)).

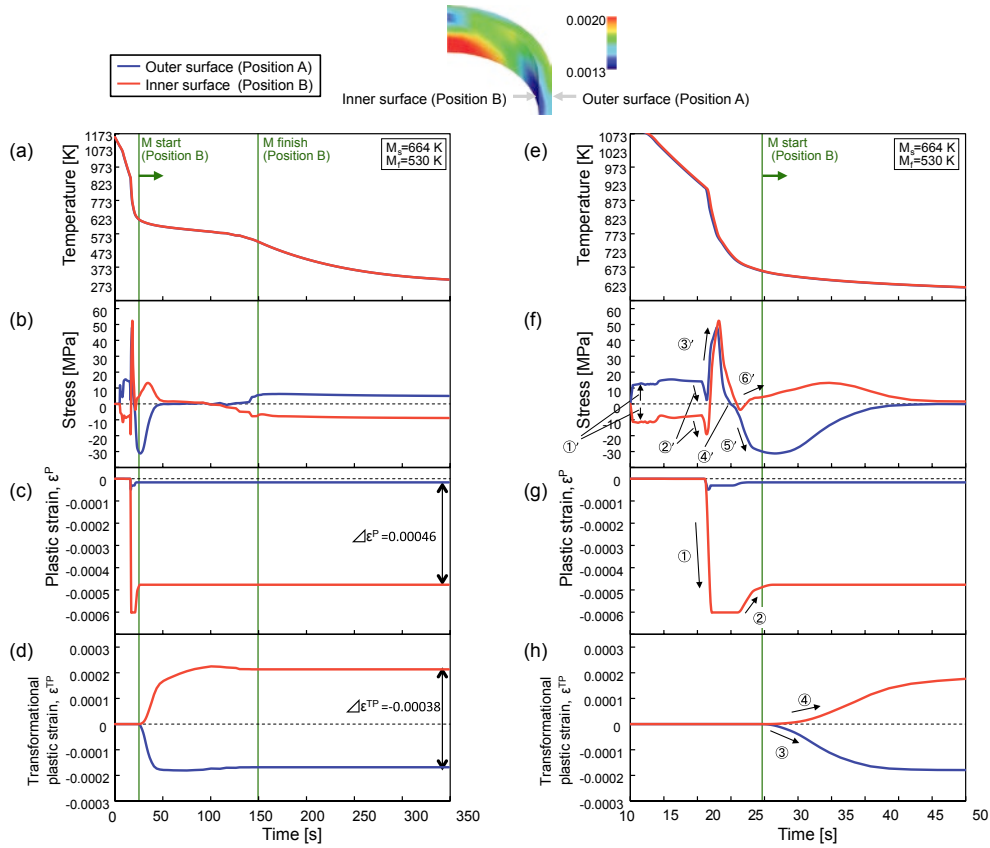


Fig. 16. Calculation result of temperature, stress and strain at circumferential direction after quench starting in Steel A (1373 K, $D_v=113 \mu\text{m}$).

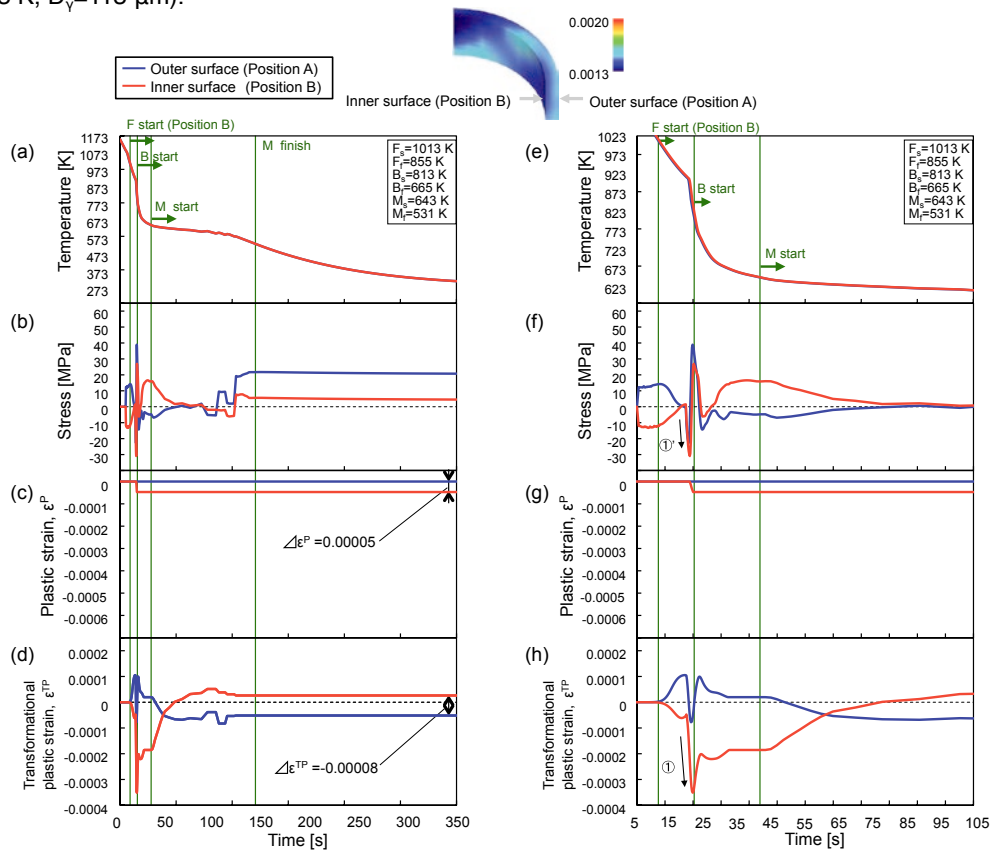


Fig. 17. Calculation result of temperature, stress and strain at circumferential direction after quench starting in Steel B (1153 K, $D_v=15 \mu\text{m}$).

- (2) 内径側の ϵ^{TP} (引張ひずみ) を大きくする
 (c) 変態塑性係数の大きなベイナイト変態を起こさせる。

本方案の事例がベイナイト変態の起きた Steel B の粒径 = 103 μm である。Fig. 15(e) に示すように、同処理品の内径側の ϵ^{TP} は大きくなっており、計算からもベイナイト変態の有効性が分かる。なお、本処理品についてもマルテンサイト単一変態対比、内径側の ϵ^{TP} だけでなく ϵ^E , ϵ^P , ϵ^{TH} , ϵ^{TR} も変化している。よって、その真円度変化量低減の要因は ϵ^{TP} の増大によるものだけではないが、上記 4 ひずみ成分の変化は小さいため、 ϵ^{TP} 増大がその主因と考える。

4. 5 真円度変化において粒径の影響が小さい要因

最後に Steel A の真円度変化量において粒径の影響が小さい要因について考察する。この要因については、外径側と内径側のひずみ成分、 ϵ^E , ϵ^P , ϵ^{TH} , ϵ^{TR} , ϵ^{TP} に対して、粒径の影響が小さく、その結果、 $\Delta\epsilon^{Total}$ にも粒径の影響が現れなかったためと推察する。なお、Table. 3 に示すように、今回のシミュレーション計算で用いた Steel A の材料パラメーターで粒径間で差異があったのは、TTT, γ 相の変形抵抗、およびマルテンサイト変態温度である。これら材料パラメーターの違いで計算値に差異が出るひずみ成分は ϵ^P と ϵ^{TP} である。Fig. 15(a)(b) に示されるように、 ϵ^P と ϵ^{TP} の計算値において粒径間の差異はほとんどない。つまり、本計算から、ひずみ成分のうちで少なくとも ϵ^P と ϵ^{TP} に関しては、粒径の影響は小さいと考えられる。

5. 結 言

均一な γ 粒径を有するリング試験片の疑似浸炭による真円度変化量を調査し、以下のことが分かった。

- (1) 粒径に関わらずマルテンサイト単一変態をする場合、粒径間における真円度変化量の差は小さかった。つまり、粒径変化により相変態が変化しない場合、真円度変化量におよぼす粒径の影響は小さい。
- (2) 粒径が小さくなるに伴いベイナイトやフェライト変態が起こった場合、真円度変化量は小さくなった。つまり、粒径は相変態を変化させることで熱処理ひずみに影響を与える。
- (3) シミュレーション計算から、今回のリング試験片における真円度変化は、外径側と内径側における塑性ひずみ、および変態塑性ひずみの差が主因であることが示された。

- (4) マルテンサイト単一変態の場合、塑性ひずみは沸騰段階最初期の熱応力を緩和するために生じる。一方、変態塑性ひずみは上記塑性ひずみに起因する応力を緩和するために生じる。
- (5) 今回のリング試験片の真円度変化量を低減するには、沸騰段階最初期に生じる塑性ひずみを低減することが有効である。
- (6) フェライト変態により真円度変化量が低減するのは、フェライト変態の変態塑性により上記塑性ひずみが低減することによる。また、ベイナイト変態により真円度変化量が小さくなるのは、ベイナイト変態の変態塑性係数が大きいことに起因しており、ベイナイトの変態塑性によって上記塑性ひずみがより多くキャンセルされ、その結果、低減することによる。

(文 献)

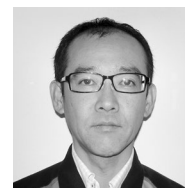
- 1) 有本享三, 奈良崎道治: 熱処理, 42(2002), 5, 346.
- 2) 鮎谷清司: 熱処理, 43(2003), 4, 204.
- 3) 渡辺陽一: 熱処理, 43(2003), 4, 244.
- 4) 下里吉計: 熱処理, 43(2003), 4, 252.
- 5) 木村利光, 中村貞行: 電気製鋼, 71(2000), 1, 13.
- 6) 藤松威史, 中崎盛彦: 山陽特殊製鋼技報, 21(2014), 1, 28.
- 7) 上原紀興, 磯川憲二, 田中良治, 柳谷敏夫: 電気製鋼, 53(1982), 1, 19.
- 8) 福岡和明, 富田邦和, 白神哲夫: JFE技報, 23(2009), 24.
- 9) 越智達郎, 久保田学, 田中洋一: 鉄と鋼, 97(2011), 11, 52.
- 10) 中山恭平, 宮崎貴大, 井上圭介: 電気製鋼, 85(2014), 2, 133.
- 11) 瓜田龍実, 並木邦夫, 飲久保知人: 電気製鋼, 59(1988), 1, 33.
- 12) 松島義武, 安部聡: 熱処理, 43(2003), 4, 214.
- 13) 熱処理シミュレーション実用化研究部会活動成果報告会概要集, (一社) 日本熱処理技術協会, 2018, 32.
- 14) 西山善次: マルテンサイト変態 基礎編, 丸善, 1971, 206.



田中優樹



神谷尚秀



井上圭介