

## 論 文

UDC 621.785.616.019.9 : 620.192.5

## 丸棒鋼材の焼入変形の解析\*

利 岡 靖 継\*\*

## Theoretical Study of the Deformation of Quenched Steel Bar

Yasutsugu TOSHIOKA

## Synopsis:

The deformation of quenched steel bar was theoretically studied by the finite element method. The findings are as follows:

1) In the austenite steel, a convex type plastic deformation proceeds owing to shrinking of the case in the initial stage of the cooling where the temperature difference between the case and the core of the bar increases. As the cooling proceeds and the temperature difference decreases, a concave type plastic deformation proceeds, cancelling the convex, owing to the shrinking of the core. As the latter concave does not fully cancel the convex, some convex type deformation remains at room temperature.

2) Transformation to martensite and/or bainite enhance the concave type deformation of the latter stage because of their higher rigidity. Therefore, the concave type deformation results when the bar was water-quenched and the steel transformed into the low temperature products.

3) When the bar was quenched in oil the martensite transformation has less effect on the concave type deformation than in the case of water-quenching, because of smaller temperature difference at low temperature range.

The deformations obtained by theoretical and experimental study were in reasonable agreement.

## 1. 緒 言

熱処理を施す機械部品の寸法が大型化している現在、熱処理変形がコストや、場合によっては、品質の上での問題点となつてきていることは周知のとおりである。熱処理変形の原因には、相変化に伴う体積変化、熱応力およびクリープなどがあるが、熱処理変形が工学的研究の対象にとりあげられたのは1950年前後からである。当時の研究は、工具鋼の経年変寸を対象とした相変化による体積変化の研究が主であつた<sup>1)</sup>が、現在問題となつている変形は、相変化による変形というよりも、焼入れの際の熱応力にもとづく面が強い。この分野に関しては、事例報告的なものを除くと、研究例はきわめて少なく、著者の知るかぎり、直径200mmまでの丸棒鋼材の焼入変形を、鋼種、直径、および、冷却剤の面から体系的に求めた Wvss<sup>2)</sup>の実験的研究が唯一のものである。

焼入変形は、温度変化に伴う冶金的・力学的要因の作用した結果として発生し、また対象となる製品の鋼種・形状、あるいは寸法が多いため、変形量の予測や変形防

止対策につながる方法論を実験的に確立することはかなり困難である。この方法論を理論的に展開することができれば変形防止対策の指針が容易に得られるが、一般の工業製品を対象とした熱応力解析が可能となつたのは、1940年代からの有限要素法の発達、1968年の山田<sup>3)</sup>らによる塑性の応力-ひずみ関係式の誘導、そして、藤田<sup>4)</sup>、上田<sup>5)</sup>による熱応力解析の定式化以来である。広い温度範囲での熱応力解析は、主に、溶接力学の分野で研究が進められ、連続鍛造材の応力解析<sup>6)</sup>にも応用されているが、著者はこの手法を焼入変形の解析に適用した。本研究は、その最初のステップとして行なつた、丸棒鋼材の焼入変形の発生過程と原因の検討結果である。

## 2. 解析方法の概略

本解析は、温度の計算、変位と応力の計算、および、これらの計算に必要な物性値を導くための相変態の計算から成る。温度の計算には差分法を、変位と応力の計算には有限要素法を用いた。これらの計算方法については専門書<sup>4)~8)</sup>もあり、著者<sup>9)</sup>も別に報告してあるので、要

\* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和51年3月3日受付 (Received Mar. 3, 1976)

\*\* 石川島播磨重工業(株) 工博 (Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koutou-ku Tokyo 135-91)

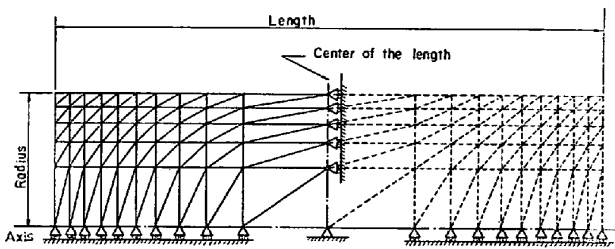


Fig. 1. Mesh pattern of elements for a round bar. Temperature change was calculated for square cells made with horizontal and vertical lines. Displacement and stresses were calculated for triangle elements. The part shown with dotted line was used just for the calculation of displacement of joints, otherwise it is symmetry with the part shown with solid line.

点だけを次に述べる。

物体は連続体であり、温度や変位は物体内で連続的に変化するが、物体を Fig. 1 に示すようなセルまたは要素の集合体として近似し、温度や変形をセルまたは要素ごとの個別的变化として表わす。温度変化はセルの熱の釣合から、変位は要素の剛性の釣合からそれぞれ求められる。

2-1 温度の計算

MARCHAL<sup>2)</sup>の方法を用いた。任意のセルに流入する熱と温度変化の関係は(1)式で与えられる。

$$\int_V \left( q - c \cdot \rho \frac{dT}{dt} \right) dV + \int_S \lambda \frac{\partial T}{\partial n} dS = 0 \dots (1)$$

- ここに、 $T$  : 温度 (°C)
- $t$  : 時間 (sec)
- $V$  : セルの体積 (cm<sup>3</sup>)
- $S$  : セルの境界面積 (cm<sup>2</sup>)
- $q$  : 変態などの潜熱 (cal/cm<sup>3</sup>/sec)
- $c$  : 比熱 (cal/g/°C)
- $\rho$  : 密度 (g/cm<sup>3</sup>)
- $\lambda$  : 熱伝導率 (cal/cm/sec/°C)
- $n$  : 境界の法線方向の距離 (cm)

セルの温度と物性値をその平均値で表わし、熱の流れをセルの中心から他のセルの中心へ流れるとして考えると(1)式は(2)式で近似できる。

$$V_i \left( q_i - c_i \rho_i \frac{dT}{dt} \right) + \sum_j D_j (T_j - T_i) = 0 \dots (2)$$

ここに、

$$D_j = \frac{S_j}{\frac{1}{\lambda_i} \frac{V_i}{S_j + S_{j''} + S_i} + \frac{1}{\lambda_l} \frac{V_l}{S_j + S_{j'} + S_k} + \frac{1}{\alpha_j}}$$

$\alpha_j$  :  $S_j$  における熱伝達率 (cal/cm<sup>2</sup>/sec/°C)

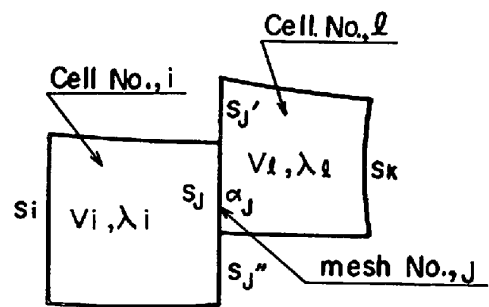


Fig. 2. Notation of cell number for two adjacent cells. Fig. 1 is a particular case in which  $S_{j'}$  and  $S_{j''}$  are zero.

同一物質内では  $1/\alpha_j = 0$  とおく。

- $i$  : セルの番号
- $l$  : セル  $i$  に隣接するセルの番号
- $J$  : メッシュ (境界) の番号
- 他の記号については Fig. 2 に示す。

(2)式の  $dT/dt$  を  $\Delta T/\Delta t$  におきかえることにより

$$\Delta T_i = [q_i V_i + \sum_j D_j (T_j - T_i)] \Delta t / (c_i \rho_i V_i) \dots (3)$$

が得られ、 $\Delta t$  後のセル  $i$  の温度は

$$T_i \Big|_{t=t+\Delta t} = T_i \Big|_{t=t} + \Delta T_i \quad (i=1, 2, \dots, m) \dots (4)$$

$m$  : セルの数

$\Delta t$  ごとに(3)~(4)式の計算を繰返すことにより、冷却過程の温度変化を求めることができる。 $\Delta t$  は、温度平衡を満足するため、次の範囲にあることが必要である。

$$\Delta t \leq \text{Min} (c_i \rho_i V_i / \sum_j D_j) \quad (i=1, 2, \dots, m) \dots (5)$$

2-2 変位と応力の計算

温度と相の変化によつて発生するひずみを初期ひずみという。初期ひずみから等価節点力を求め、等価節点力と要素剛性の釣合から変位と応力を求める。解析に用いた応力-ひずみ関係式および弾塑性の判定は次のようである。

応力-ひずみ関係式<sup>3)</sup>は、

弾性状態

$$\begin{aligned} \dot{\sigma}_{ij} = & \frac{\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} E \dot{\epsilon}_{\mu\mu} \delta_{ij} + \frac{1}{1+\nu} E \dot{\epsilon}_{ij} \\ & + \left\{ \frac{\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \dot{E} \epsilon_{\mu\mu} \delta_{ij} + \frac{1}{1+\nu} \dot{E} \epsilon_{ij} \right. \\ & \left. - \frac{1}{1-2\nu} \epsilon_0 \delta_{ij} \right. \dots \dots \dots (6) \end{aligned}$$

塑性状態

$$\begin{aligned} \dot{\sigma}_{ij} = & \frac{E}{1+\nu} \dot{\epsilon}_{ij} + \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \dot{\epsilon}_{\mu\mu} \delta_{ij} \\ & + \frac{E}{1+\nu} \dot{E} \epsilon_{ij}^e + \frac{\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \dot{E} \epsilon_{\mu\mu} \delta_{ij} \end{aligned}$$

$$-\frac{1}{1-2\nu} \epsilon_0 \delta_{ij} - \frac{E}{1+\nu} S_{ij}$$

$$S_{kl} \dot{\epsilon}_{kl} - \frac{1}{3G} \bar{\sigma} \frac{\partial Y}{\partial T} \dot{T} \frac{E}{E} S_{kl} \epsilon_{kl}^e \dots (7)$$

$$S_{kl} S_{kl} \frac{2}{9G} \bar{\sigma}^2 H$$

になる。弾塑性の判定は、3次元応力とひずみを1次元的に表わした相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当塑性ひずみ増分 $\dot{\epsilon}^P$ を用いて行なう。

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \{S_{ij} S_{ij}\}}^{1/2} \quad \dot{\epsilon}^P = \sqrt{\frac{2}{3} \{\dot{\epsilon}_{ij}^P \dot{\epsilon}_{ij}^P\}}^{1/2} \dots (8)$$

弾性→塑性の判定

$$f = \bar{\sigma} - Y \geq 0 \dots (9)$$

塑性→弾性の判定

$$\partial f / \partial S_{ij} \cdot \dot{S}_{ij} + \partial f / \partial T \cdot \dot{T} + \partial f / \partial \epsilon_{ij}^P \cdot \dot{\epsilon}_{ij}^P < 0 \dots (10)$$

ここに、 $\epsilon_0$ : 初期ひずみ  $\dot{\sigma}_{ij}$ : 応力の増分、 $\dot{\epsilon}_{ij}$ : ひずみの増分、 $S_{ij}$ : 偏差応力、 $Y$ : 降伏点、 $H$ : 加工硬化係数であるが、その他の記号や計算式の説明については文献<sup>4)9)</sup>にゆずる。

2.3 相変態の計算

鋼の物性値は温度と相の種類によつて変化する。それゆえ、焼入れの際の相変化を組込んで解析を進めることが、解析精度を向上させる上で必要である。冷却中の鋼の相は、温度計算の結果を連続冷却変態図に重ねることによつて求めた。変態温度域における変態相の量は、連続冷却試験片の変態温度域での膨脹曲線を近似的に表わす(10)式で表わした。

$$P_i = \Delta P_i \left\{ 1 - \left( \frac{T - T_{fi}}{T_{si} - T_{fi}} \right)^2 \right\}^{1/2} \quad (T_{fi} \leq T \leq T_{si}) \dots (10)$$

ここに、 $P_i$ : 相*i*の比

$\Delta P_i$ :  $T = T_{fi}$ における相*i*の比

*i*: 変態相 (フェライト, ベイナイト, マルテンサイト)

$T$ : 温度

$T_{si}$ : 相*i*の変態開始温度

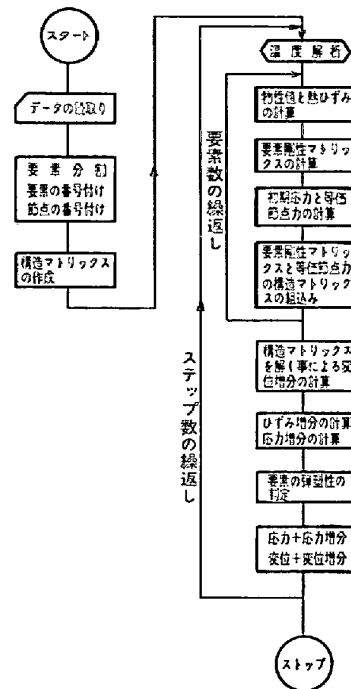
$T_{fi}$ : 相*i*の変態終了温度

相変態に伴う線膨脹は、Table 2のデータに示すように温度の関数として表わし、これに相の比率を乗ずることによつて与えた。

2.4 演算方法

要素分割を Fig. 1に示す。温度の計算は、直交分割線のできる4角形リングをセルとして行ない、変位と応力の計算は、セルの対角線を結んでできる3角形リングを要素として行なつた。同図の点線で示した部分は、変

(a) 熱応力解析



(b) 温度解析

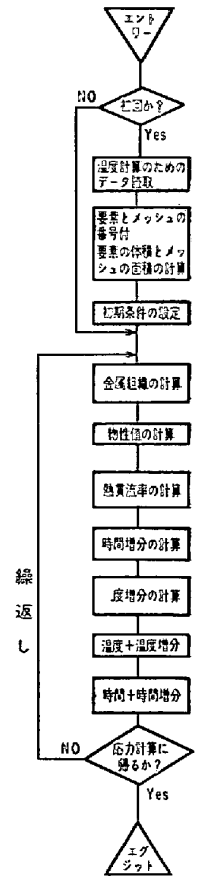


Fig. 3. Flow chart of quench-deformation calculation.

位の計算だけに用い、温度と応力は実線部分と対称であるとした。演算の手順は Fig. 3 のフロチャートに示すようである。温度の計算は相の判定と併行して行ない、ステップごとに修正された物性値を演算に用いた。全部のセルの温度変化のうち最大の値が指定の温度に達した時間において、演算は変位と応力の計算に移る。演算はこの2つの計算を冷却の過程で繰返し、得た結果を加算する。相による物性値の変化は、相の量に比例するとした。

3. 計算結果

3.1 計算データ

温度の計算に用いたデータを Table 1 に、変位と応力の計算に用いたデータを Table 2 に示す。これらのデータのうち、降伏点や加工硬化係数など実験的確認が十分でないものについては推定値を用いた。降伏点は、通常の 0.2% 塑性ひずみの値ではなく、応力-ひずみ線図における弾性部分と塑性部分の交点である。

3.2 計算結果

例題計算は、変態のないオーステナイト鋼と変態のある鋼について行なつた。

Table 1. Physical data used for temperature calculation.  
Data at intermediate temperature are given by linear interpolation.

Heat transfer coefficient, $\alpha$ (cal/cm <sup>2</sup> /sec/°C)	Water	°C	0	100	110	300	500	1000	Ref. 10	
		$\alpha$	0.015	0.02	0.21	0.21	0.15	0.005		
	Oil	°C	0	200	750	1000	10			
		$\alpha$	0.005	0.005	0.045	0.045				
Heat conduction coefficient, $\lambda$ (cal/cm/sec/°C)	Ferrite Bainite Martensite	°C	0	200	400	800	1000	11, 12		
		$\lambda$	0.125	0.120	0.100	(0.065)	(0.035)			
	Austenite	°C	0	1000	11, 12, 13, 14					
		$\lambda$	0.035	0.065						
Specific heat, $c$ (cal/g/°C)	Ferrite Bainite Martensite	°C	0	420	700	800	1000	11, 12		
		$c$	0.110	0.150	0.200	0.240	0.450			
	Austenite	°C	0	500	1000	11, 12, 13, 14				
		$c$	0.120	0.150	0.155					
Density (g/cm <sup>3</sup> )	7.85									
Latent heat of transformation (cal/g)	Austenite→Ferrite : 18, Aus.→Bainite : Aus.→Martensite : 20								15, Except Aus.→Bainite	

Table 2. Physical data used for displacement and stress calculation  
Data at intermediate temperature are given by linear interpolation.

Young's modulus, $E$ (kg/cm <sup>2</sup> ) $\times 10^6$	°C	0	400	550	700	1000	Ref. 16
	$E$	2.15	1.88	1.68	1.40	0.60	
Yield strength (kg/cm <sup>2</sup> ) $\times 10^2$	Temp. °C	0	550	800	1000	*	
	Austenite	20	10	5	3		
	Ferrite	30	10	3			
	Bainite	40	35				
	Martensite	50	40				
Strain-hardening coefficient, $H$ ( $d\sigma/d\epsilon$ ), (kg/cm <sup>2</sup> )	Austenite	$0.02 \times E$					*
	Ferrite	$0.08 \times E$					
	Bainite	$0.5 \times E$					
	Martensite	$0.6 \times E$					
Linear thermal expansion coeff., $\alpha$ (1/°C)	Austenite	$\alpha = 11.9 \times 10^{-6} + 8.14 \times 10^{-9} T$					12
	Ferrite	$\alpha = 16.5 \times 10^{-6} + 7.06 \times 10^{-9} T$					
Linear transformation expansion, $\Delta\epsilon$ (mm/mm)	$\Delta\epsilon = 7.15 \times 10^{-3} - 0.460 \times 10^{-5} T_f + 0.540 \times 10^{-9} T_f^2$						*
	$T_f$ : Temperature of transformation finish						
Poisson's ratio	0.3						

\* These data were obtained experimentally, but were not refined.

#### (a) オーステナイト鋼

直径 200 mm, 長さ 400 mm のオーステナイト鋼丸棒を 850°C から水冷した. この際の温度, 形状, および応力分布の変化を Fig. 4 に示す. 形状の変化は, 軸長の中心および軸心に対して対称であるので, いずれに対しても片側だけを示してある. 図中の時間は冷却開始からの時間であり, ゼロ秒での寸法は加熱に伴う膨脹である. 温度の変化は, 軸端の角と軸長中央断面について示し, 応力分布の変化は同断面での軸方向応力分布を示し

である. 冷却の初期には表面部がまず急冷し, 表面部と中心部の間の温度差(以下, 温度差という)が拡大する. このとき, 表面部に引張りの, 中心部に圧縮の応力が発生し, 丸棒は凸型の変形をはじめ. 冷却の途中から応力分布が反転しはじめ, 温度差の縮小に伴って凹型の変形が生じる. この凹型の変形は, 冷却前半での凸型変形を相殺することになるが, 完全には相殺できず凸形変形が残留する. ここでいう凸型と凹型の変形は, Fig. 5 のような形状変化をさす. 応力分布は, 冷却の途中におい

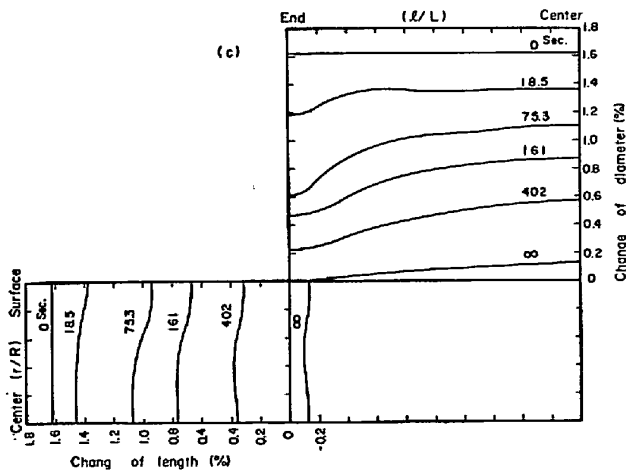
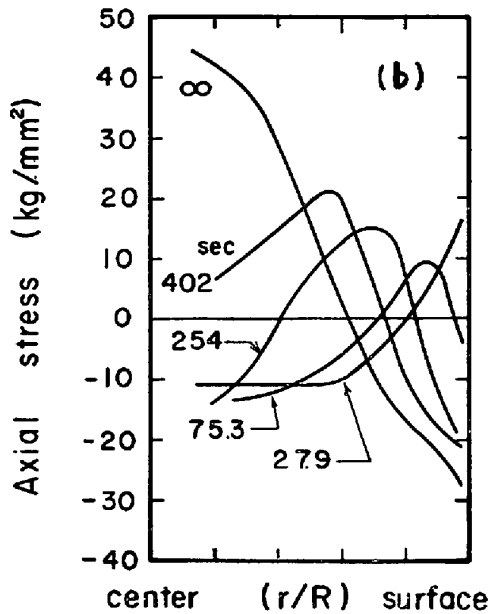
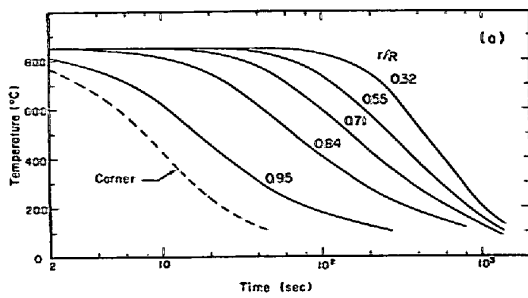


Fig. 4. Calculated results for water-quenched austenite steel bar of 200 mm in diameter and 400 mm in length.  
 (a) Temperature change at the corner and at the middle section of the bar.  
 (b) Axial stress distribution at the middle section.  
 (c) Deformation of the bar.  
 Numbers attached to curves are the elapsed time(sec) after dipping the bar into coolant.

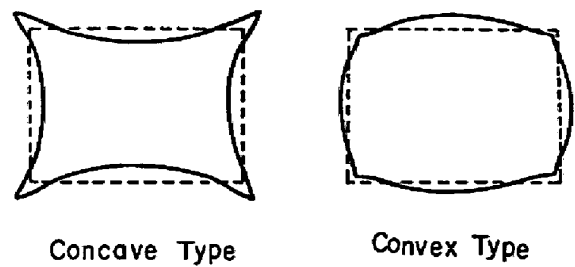


Fig. 5. Two expressions of quench-deformation.

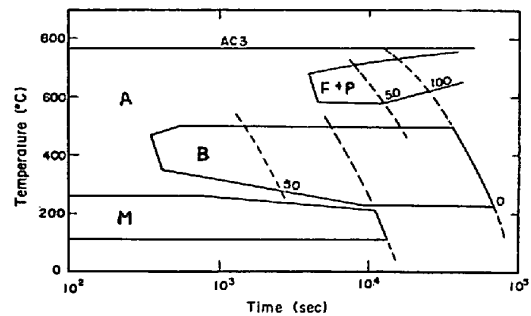


Fig. 6. Continuous cooling transformation diagram used for the calculation of Fig. 7.

て反転し、中心部で引張り、表面部で圧縮の応力が残留する。

(b) マルテンサイト1相に変態した鋼

「直径 200 mm, 長さ 400 mm の丸棒を 850°C から水冷したときの結果を Fig. 6 に示す。用いた連続冷却変態図を Fig. 7 に示す。表面部が変態を開始するまではオーステナイト鋼の場合と同じ変形と応力分布である。変態が進行しはじめると、変態部分に圧縮応力が生じ、この時点以降の軸長や軸端の直径の収縮量が小さくなる。冷却の途中から生ずる凹形変形量は大きく、最終的に凹形変形が残留する。残留応力の分布は、変態の影響を受けて、中心部でわずかの引張り、表面部で圧縮となっている。

直径 50 mm, 長さ 100 mm の丸棒を 850°C から油冷したときの結果を Fig. 8 に示す。用いた連続冷却変態図は Fig. 7 と同じである。この場合もマルテンサイト1相に変態するが、変態が始まるのは、温度差が小さくなった冷却の後期である。直径が小さく、また油冷であることによって、冷却中の温度差は Fig. 7 にくらべて小さく、変形としては凸形が残り、応力分布は変態によってふたたび反転して表面部で引張りとなっている。

(c) マルテンサイトとベイナイトの2相に変態した鋼

直径 200 mm, 長さ 400 mm の鋼を 850°C から水冷したときの結果を Fig. 9 に示す。用いた連続冷却変態

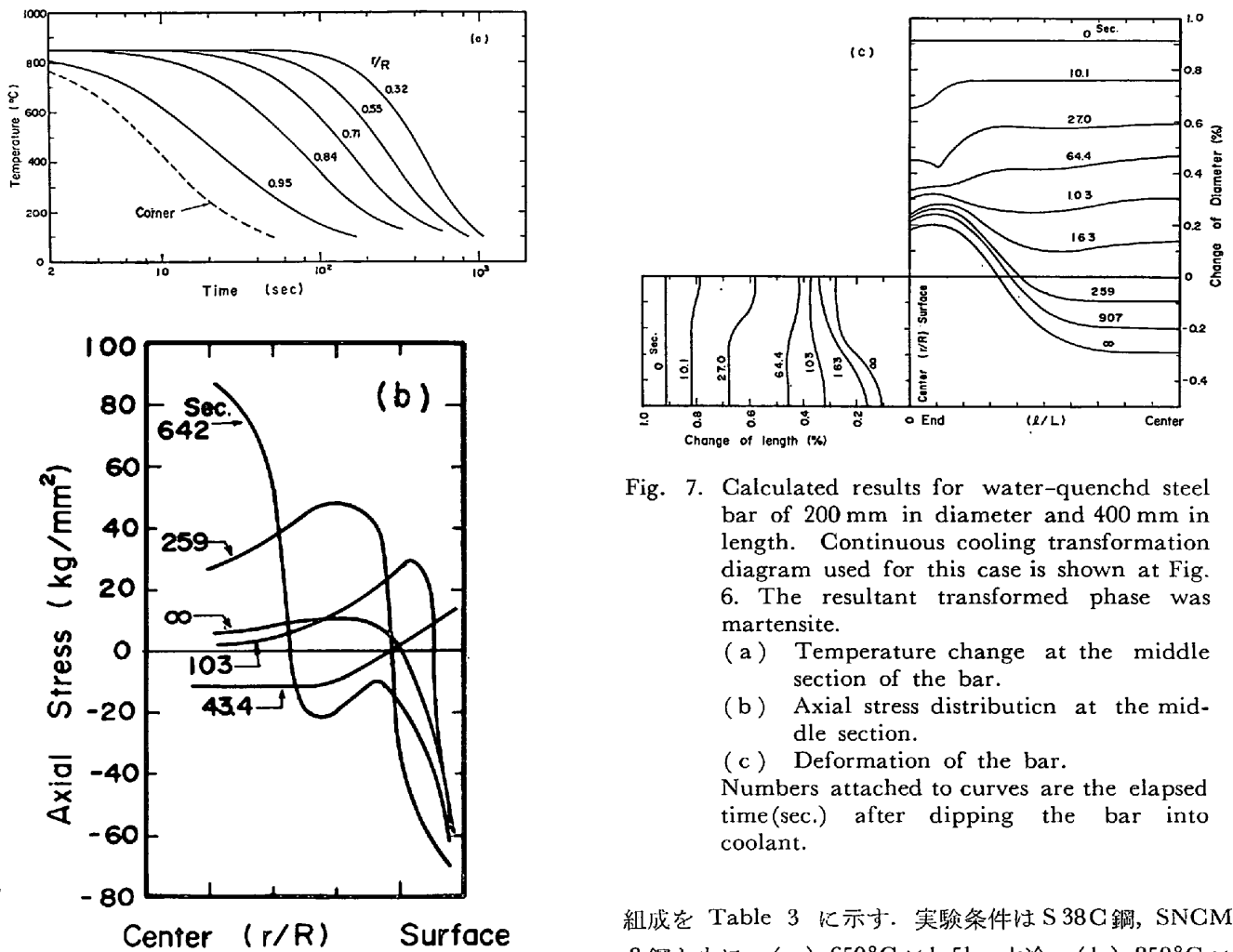


Fig. 7. Calculated results for water-quenched steel bar of 200 mm in diameter and 400 mm in length. Continuous cooling transformation diagram used for this case is shown at Fig. 6. The resultant transformed phase was martensite.

(a) Temperature change at the middle section of the bar.

(b) Axial stress distribution at the middle section.

(c) Deformation of the bar.

Numbers attached to curves are the elapsed time (sec.) after dipping the bar into coolant.

図は Fig. 9 の変態曲線を対数時間で 0.8 短時間側に移動したものである。変態相は Fig. 9 (c) のように、マルテンサイトとベイナイトの 2 相となる。この場合の変形と応力分布には、変態の影響が 2 回現われることになるが、マルテンサイト 1 相の場合にくらべて、変態相の影響の仕方には本質的な差はない。ただ、中心部の変態相にベイナイトが多く、低温での変態膨脹が少ないため残留応力分布は表面部で圧縮、中心部で引張りとなっている。

#### 4. 実験的に求めた焼入変形

直径 200 mm, 長さ 500 mm の S 38C 鋼と SNCM8 鋼を用いて、焼入変形を実験的に求めた。試験片の化学

組成を Table 3 に示す。実験条件は S 38C 鋼, SNCM8 鋼ともに、(a) 650°C × 1.5hr 水冷, (b) 850°C × 1.5hr 水冷, (c) 680°C × 2hr 炉冷である。前処理として、680°C × 2hr 空冷を行ない、(a)~(c)は連続して処理した。処理による変形は、処理前後の寸法差から求めた。実験結果を Fig. 10 と Fig. 11 に示す。650°C からの冷却は相変態がない場合の変形、850°C からの冷却は相変態がある場合の変形、そして 680°C からの空冷は焼入残留応力の解放に伴う変形をそれぞれ調べるために行なった実験である。相変態がない場合はいずれも凸型の変形であるが、相変態がある場合は S 38C 鋼で凸型、SNCM8 鋼で凹型の変形となっている。これらの試験片の変態相を直接調べてはいないが、経験および連続冷却変態図から判断して、前者はフェライトに、後者はベイナイトとマルテンサイトの 2 相に変態したと

Table 3. Chemical compositions (%) of quench-deformation test specimens.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
S 38C	0.37	0.27	0.76	0.016	0.033	0.053	0.140	0.029
SNCM8	0.39	0.27	0.77	0.015	0.031	1.73	0.80	0.17

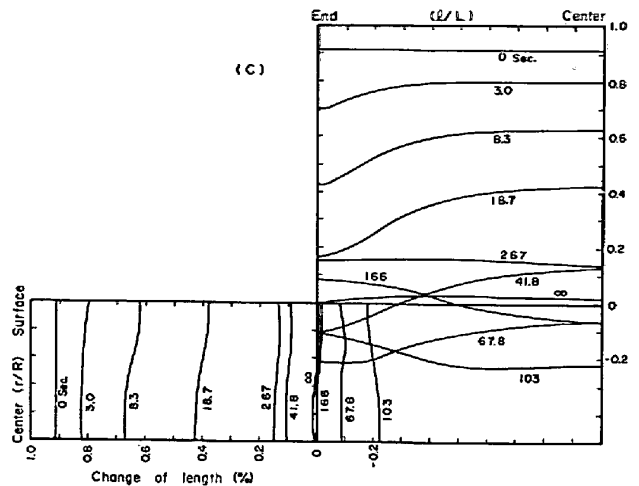
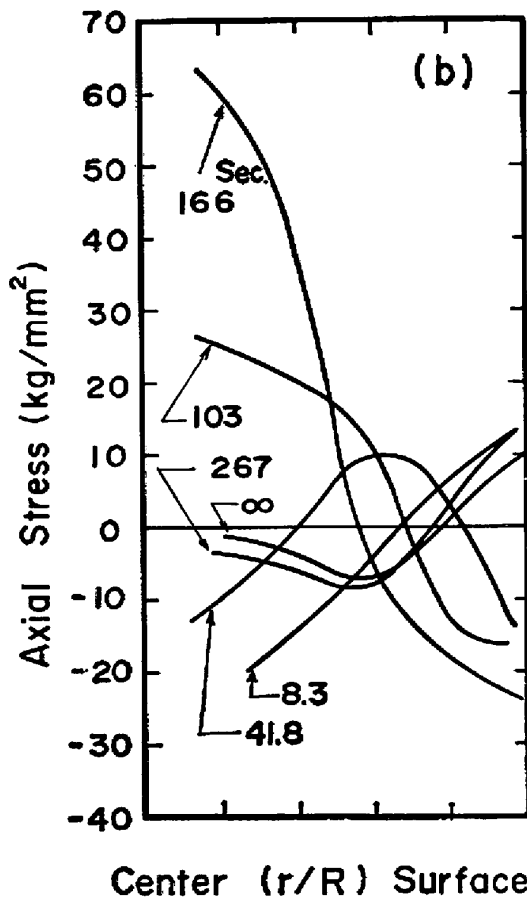
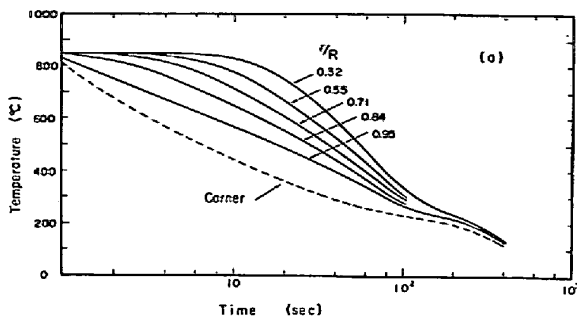


Fig. 8. Calculated results for oil-quenched steel bar of 50 mm in diameter and 100 mm in length. Continuous cooling transformation diagram used for this case is shown at Fig. 6. The resultant transformed phase was martensite.  
 (a) Temperature change at the corner and at the middle section of the bar.  
 (b) Axial stress distribution at the middle section.  
 (c) Deformation of the bar.  
 Numbers attached to curves are the elapsed time(sec.) after dipping the bar into coolant.

を Fig. 12 に示す。冷却の開始によつて表面部に引張応力が生ずるが、この応力はやがて降伏点に達し、表面部は塑性となる。冷却の進行に伴う温度差の拡大によつて、塑性域は内部に拡大するが、温度差が縮少する段階に達すると、応力分布が反転し、表面部は弾性に帰る。温度差の縮少に伴う圧縮応力の発生によつて表面部はふたたび塑性となるが、中心部についても応力に対応した同様の弾塑性の経過がある。鋼の剛性は、弾性の場合にはヤング率によつて、塑性の場合には加工硬化率によつて表わされるので、上記の弾塑性状態は鋼の剛性を決定する主要な要因となり、変形の発生に影響する。

冷却初期の温度差が拡大する過程においては、表面部の収縮が中心部よりも大きい。この場合には、閉じた容器に内圧を加えた状況となり、凸型の変形が生じる。表面部が降伏することによつて凸形の塑性変形が生ずることになるが、この際内部が塑性であると、内部の変位の増大によつて凸型変形の量が多くなる。温度差が縮小する冷却の後期においては、上記とは逆の理由で凹型の塑性変形が生じ、前期の凸型変形を相殺する方向に進むが、オーステナイト鋼の場合は、わずかの凸型変形が残留する。この理由としては、鋼の剛性に対する温度の影響があげられる。すなわち、温度差の拡大期と縮少期における表面部と中心部の温度差をくらべると、拡大期の温度

推定される。これらの焼入変形は、前処理による残留応力の解放による変形を両図の(c)程度含んでいるが量としては小さいため、鋼種のちがひによる変形の差は、変態相の差によるものである。

5. 考 察

以上の解析に用いたデータには実験的確認が十分でないものもあるが、解析と実験の結果は、変形の傾向や量においてほぼ一致していると見ることができる。変形の発生経過はすでに述べたので、ここではその原因を考察する。

5.1 冷却過程での鋼の弾塑性状態

Fig. 4 のオーステナイト鋼の場合の弾塑性状態の変化

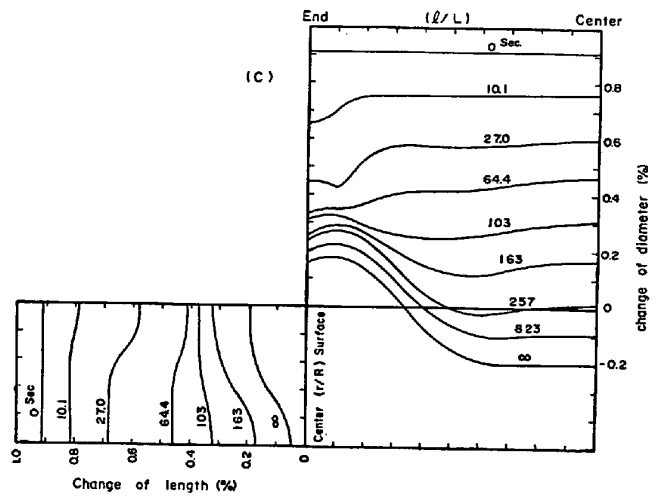
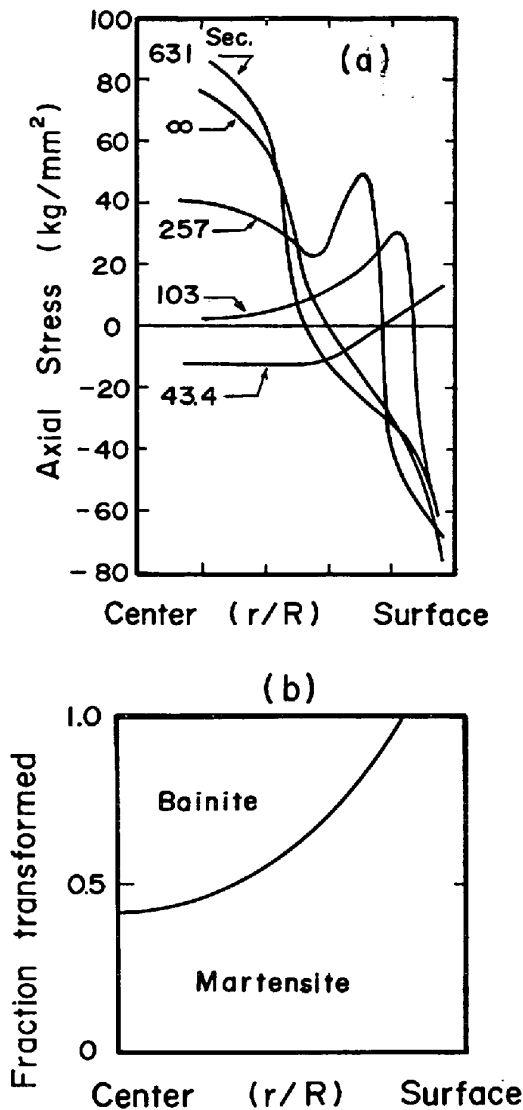


Fig. 9. Calculated results for water-quenched steel bar of 200mm in diameter and 400mm in length. Continuous transformation diagram used in this case was the one which transformation curves were moved left side by 0.8 in logarithmic time from these of Fig. 6. The resultant transformed phase was martensite and bainite as shown at figure (b).  
 (a) Axial stress distribution at the middle section  
 (b) Transformed phase ratio at the middle section  
 (c) Deformation of the bar  
 See Fig. 7 for the temperature change. Numbers attached to curves are the elapsed time(sec.) after dipping the bar into coolant.

差が大きい。そのために、表面部と中心部の剛性の差が大である拡大期の凸型変形の量が、後者の凹型変形よりも大となり、最終的に凸型の変形が残ることになる。

5.2 変形に及ぼす変態相の影響

焼入れた鋼材の表面温度と直径の関係を、オーステナイト鋼とマルテンサイト変態鋼について、Fig. 13 に示す。同図の F L E の線は、鋼の自由線膨張である。直径の変化と F L E の線を比べるとわかるように、高温部、すなわち温度差の拡大期では、直径は引張側に變形しており、低温部では、圧縮側に變形している。これは 5.1 で述べた凸型、凹型の変形に対応するがマルテンサイト変態鋼とオーステナイト鋼の間には、圧縮方向の変形量に大差がある。この差は、Fig. 4 (c) と Fig. 7 (c) の変形進行過程を比較すればわかるように、表面部での変態開始以降に生じている。Fig. 7 (c) において変態が始まると、軸端での直径と表面部の軸長の収縮が小さくな

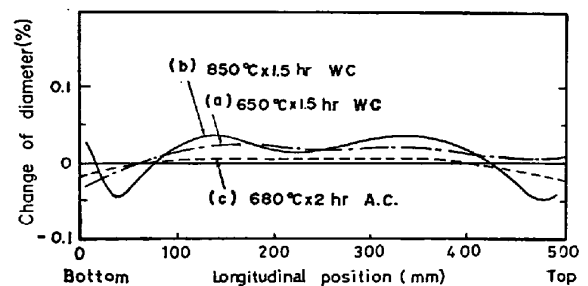


Fig. 10. Experimentally obtained deformation of S38C steel bar of 200mm in diameter and 500mm in length.  
 (a) Dipped into water from 650°C vertically.  
 (b) Dipped into water from 850°C vertically.  
 (c) Deformation due to the relieving of residual stresses induced by treatment (b)  
 Length changes of the bar were;  
 (a) -0.03%, (b) 0.04%, and  
 (c) -0.045%.



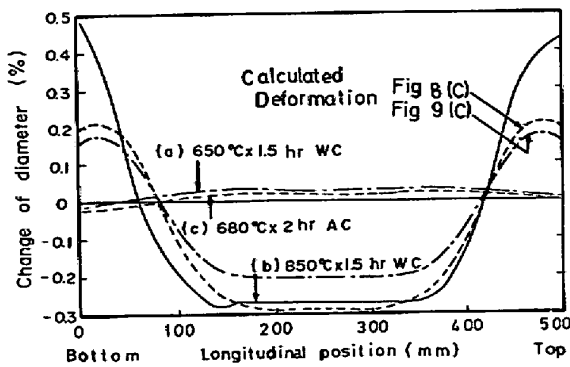


Fig. 11. Experimentally obtained deformation of SNCM8 steel bar of 200mm in diameter and 500mm in length.

- (a) Dipped into water from 650°C vertically.
- (b) Dipped into water from 850°C vertically.
- (c) Deformation due to the relieving of residual stresses induced by treatment (b).

Length changes of the bar were;

- (a) -0.03%, (b) 0.5%, and (c) -0.05%.

り、温度低下による中心部の体積の収縮が凹型変形に直接つながっている。Fig. 4 (c)のオーステナイト鋼では軸端の直径や表面部の軸長が中心部の収縮に応じて収縮している。この2つの場合における凹型変形量の差は、表面部の剛性の差、つまり、オーステナイトとマルテンサイトの剛性の差によることは明らかである。

降伏点と加工硬化率で表わされる鋼の剛性は、オーステナイト、フェライト、ベイナイト、そしてマルテンサイトの順に大となる。ベイナイトとマルテンサイトの2相に変態する場合は、マルテンサイト1相の場合にくらべて、高温から剛性の増加が始まるということ、および、剛性の値は小さいという2つの点で変形量の差となつて表われるが、変形の発生過程としては1相変態の場合と本質的に同じである。

Fig. 11における実験と解析による変形の比較は、上述の考察を裏づけているが、絶対値の差はTable 2に示す計算データの実験的確認の不足によるものと思われる。軸端近傍における直径については両者の差が大きい、これは降伏点および加工硬化率の温度依存性に対するデータの不充分によると考えている。

#### 5.4 直径と冷却剤の影響

直径と冷却剤は冷却過程での鋼材の温度分布を定め、変形の傾向と量に影響する。これらは、冷却速度を介して変態相にも影響するが、この点については5.2で述べた。冷却剤の熱伝達率は、Table 1のごとく、温度依存

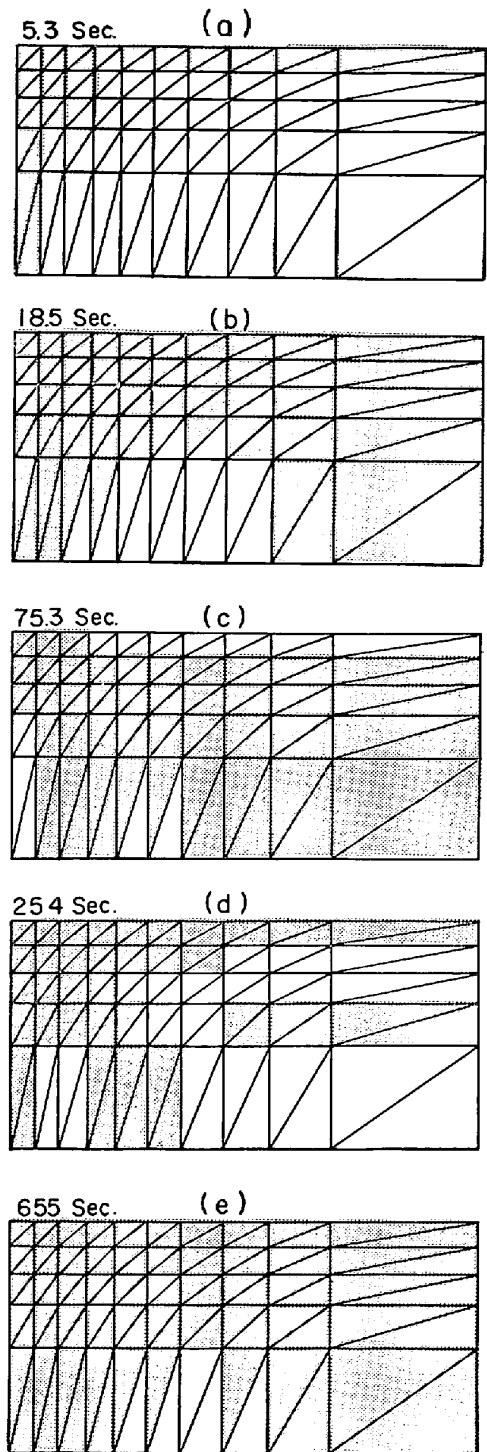


Fig. 12. Elastic or plastic state of elements of austenite steel bar during water-quenching. Shaded elements are plastic. See the explanation of Fig. 4 for detail.

性を持つので、平均熱伝達率の値と変形を直接的に関連づけることはできないが、一般的にいつて、直径が大きいほど、熱伝達率が大きいほど鋼材の温度勾配は大きくなる。5.1で述べた理由によつて、温度勾配が大きいほど、冷却過程での変形が大きいことは、Fig. 4 (c)と

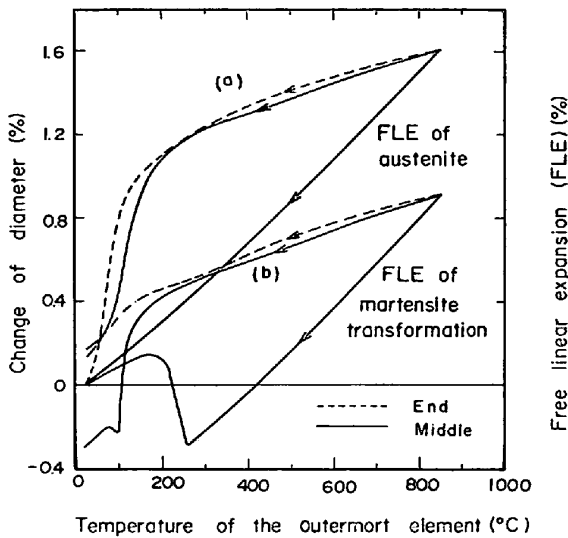


Fig. 13. Calculated diameter changing at the edge and at the middle of the bar vs. temperature of the outermost element.  
 (a) Austenite steel bar.  
 (b) Steel bar transformed to martensite.  
 See the explanations of Fig. 4 and Fig. 7 for detail.  
 FLE is the abbreviation of 'Free Linear Expansion'.

Fig. 8 (c)の比較に見られるとおりである。

水の熱伝達率は  $300\sim 100^{\circ}\text{C}$  の範囲で値が大きくなり油では高温部における値が大きいが、温度分布について見ると、前者の場合は冷却の全温度範囲で温度勾配が大きく、後者では低温部での温度勾配が小さくなる。低温部、すなわちベイナイトやマルテンサイト変態温度域での温度勾配が小さくなることは、5.2 で述べた変態相の影響が現われにくくなることにつながる。Fig. 8 (c) に見るように、変態が始まるまでの変形はオーステナイトの凸型変形である。マルテンサイト変態によつて拡大される凹型変形が生ずる過程では、温度勾配はすでに小さくなっており、低温部で生ずる変形はほとんどない。そのため、たとえ変態相が同じでも、油焼入れした直径の小さい鋼材では凸型変形が現われ、水焼入れした場合は凹型の変形が表われる。油焼入れの場合でも、直径が大きくなると凹型の変形の方に進むことは以上の考察から容易に理解できよう。

以上に変形の発生原因を考察し、変形の原因は相の剛性と温度勾配であることを述べたが、見方を変えれば、鋼の種類、すなわち、焼入性、変態温度、および変態相の機械的性質、鋼材の形状と寸法、それに冷却剤の種類と冷却方法が焼入変形の傾向と量に影響する。変形防止対策を確立することが今後の課題であるが、有限要素法

を用いた理論解析は、一つの有力な研究手法であることが本研究によつて確認できた。なお、フェライト変態の場合の解析結果を省略したが、フェライトの剛性はオーステナイトに近いため、変形は凸型となる。

## 6. 結 言

丸棒鋼材の焼入変形を有限要素法によつて解析し、変形の発生過程を検討した。その結果は次のようであった。

1) オーステナイト鋼では、表面部と中心部の温度差が拡大する冷却の前半において凸型の変形が生ずる。冷却の後半では温度差の縮小によつて凹型の変形が生じ、前半での凸型変形を相殺するが、完全には相殺できず凸型変形が残留する。

2) マルテンサイトおよびベイナイトの剛性は大きいいため、それらの変態によつて冷却後半の凹型変形は拡大する。そのため、それらの変態温度域で大きな温度差がある場合は凹型変形が残留する。

3) 油冷の場合、水冷の場合にくらべて、低温域での温度差が小さく、マルテンサイト変態の凹型変形に及ぼす影響は小さい。

4) 焼入変形は上記の変形の和である。理論的に求めた変形は、実験的に求めた変形の傾向や量をおおむねよく再現しており、理論解析は焼入変形の研究手法として有効であると考えられる。

おわりに、理論解析の指導を戴いたマサチューセッツ工科大学増淵興一教授、同大学村木豊彦博士（現在カナダ原子力研究所）に謝意を表す。

## 文 献

- 1) 田中実：鋼の熱処理変形，熱処理技術シリーズ2 p. 161, 日刊工業新聞社 (1970)
- 2) U. WYSS: Sonderdruck aus MICROTÉCNIC, (7/1969) Vol. 23, p. 1~5
- 3) Y. YAMADA, N. YOSHIMURA, and T. SAKURAI: Inst. J. Mech. Sci., 10 (1968), p. 343
- 4) 藤田, 野本: 日本造船学会論文集, 130 (1971) 12, p. 155
- 5) 上田, 山川: 溶接学会誌, 42 (1973) 6, p. 567
- 6) たとえば, 安西ら: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 514
- 7) M. MARCHAL: Sulzer Technical Review, 3 (1964), p. 155
- 8) O. C. ZIENKIEWICZ: The Finite Element Method in Engineering Science, (1971) McGraw-Hill (London)
- 9) 利岡: 熱応力解析, 第35回西山記念技術講座 (1975), p. 67, 日本鉄鋼協会
- 10) 利岡: 未発表
- 11) 日本学術振興会製鋼第19委他編: 鉄鋼熱計算用

数值 (1966) 日刊工業新聞社

12) C. J. SMITHELLS: Metals Reference Book (1967) 3, Butterworths, London

13) R. KOHLHAAS and W. KIERSPE: Arch. Eisenhüttenw., 36 (1965) 4, p. 301

14) K. BUNGARDT and W. SPYRA: Arch. Eisenhüt-

tenw., 36 (1965) 4, p. 257

15) F. HENGER, B. STRÄSSLE, and P. BREMI: Stahl u Eisen., 89 (1969) 12, p. 641

16) 日本機械学会編: 金属材料の弾性係数に関する資料 (1968), 日本機械学会