

.....
 論 文

焼入中の鋼の内部応力と残留応力の計算*

利岡靖継**・深川宗光***・雑賀喜規***

Computation of Internal Stress for Steel Bar during and after Quenching

Yasutsugu TOSHIOKA, Munemitsu FUKAGAWA, and Yoshinori SAIGA

Synopsis:

To draw benefits from fast quenching to strengthen and toughen as well as to increase the fatigue strength by taking advantage of residual stress, the stresses given rise to in steels during and after quenching were computed.

The quenching stress, which is due to thermal strain and transformation strain, was presented as a function of changes of temperature distribution, while the method of quenching and the sizes of steel articles were conceived as the factors that determined the temperature distribution. For the steel articles state during quenching, elastic parts and plastic parts were discriminated on the basis of the maximum shear stress theory, and the transient stress distributions were obtained by integrating the stress from the quenching temperature down to an instantaneous temperature.

The computations revealed:

- 1) The superficial tensile stress becomes maximum during quenching just before the transformation at the center is completed, whereas, in cases of imperfect quench, the central tensile stress becomes maximum when the steel as a whole is cooled to the room temperature.
- 2) For the case of perfect quench, the superficial tensile stress is the greater the severer the quenching, though it decreases beyond a certain limit of quenching speed even becoming compression.
- 3) For imperfect quench, the stress distribution, though much depends on the quenched structure and the severity of quenching, is generally such that the superficial stress is compressive and often a sharp peak of tensile stress exists at just below the surface.

A few practical applications have been presented and discussed.

(Received Feb. 13, 1971)

1. 緒 言

鋼を焼入れるときに生ずる内部応力は焼割れ、置割れなどの原因として有害である反面、残留応力を有効に利用することによって疲労強さを向上させるなどの効果も持っている。最近の機械装置の大型化、高能力化に伴って、合金鋼の中でもより強靱性にすぐれた鋼材が使われることが多くなつてきている。大型鍛鋼品の焼入れは油焼入れによることが多いが、著者らもすでに報告したように¹⁾、質量効果によつて実体強度は寸法の増大とともに低下する。質量効果については外国においても研究が進められ²⁾、この問題はほぼ明らかになつたと思われる。

機械構造用鋼の強靱性をさらに向上させるには、合金組成の操作、あるいはより急速な焼入れ法の採用によつて焼入れを完全に近づけること、および残留応力を利用することなどの方法が考えられる。焼入れを完全に近づけ

るには油焼入れよりも水焼入れ、あるいは空気・水のスプレー焼入れが効果的であることは言うにおよばないが、焼割れの発生が懸念され大径の機械構造用合金鋼に採用されることは現状ではまれである。残留応力を有効に利用することは高周波焼入れをした鋼材では行なわれているが、調質鋼については積極的な意味ではほとんど行なわれていない。焼割れや残留応力は鋼を焼入れたときに生ずる内部応力の結果であるが、焼入れ中の応力は実測不可能であること、残留応力測定のためのデータ蓄積は行なわれてはいるものの、大型鍛鋼品の場合測定に経済的負担が大きすぎて系統的知識を得ることが困難であることなどが焼入れ応力の積極的利用をさまたげている理由

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表
 昭和46年2月13日受付

** 石川島播磨重工業

*** 石川島播磨重工業 工博

と思われる。

そこで、著者らは焼入れ中に発生する内部応力を計算によつて求め、最初の段階として急激な焼入れの採用による鋼の強靱化を試みた。計算によつて求めた結果は他の研究者による残留応力の実測とくらべてよい一致をみることができたので、計算方法の概要と計算結果をここに報告する。

2. 焼入応力発生概念と計算の前提

鋼の焼入応力を計算によつて求める試みは1927年 Ed. MAURER³⁾が最初と言われ、わが国でも広根徳太郎⁴⁾、下田秀夫⁵⁾らによつてすでに行なわれている。仮定のおき方や計算手順は異なつていても、下田の方法と著者らの方法は本質的に同じ考え方に立つていられる。ただ、下田の方法では焼入れ中の弾塑性の分離を適当な温度を仮定することによつて行なつており、塑性状態での応力が取り入れられていない。著者らは最大剪断応力説を用いることによりこの二つを解決した。以下に述べる記号の意味はとくに注記しない限り次に示す。

鋼の焼入れ応力は焼入れ中の温度変化に伴つて発生する熱歪と変態歪の不均一によるものである。したがつて、冷却に要する時間とは直接の関係はなく、温度分布の変化量だけに依存すると考えてよい。いま、鋼の丸棒を焼入れてマルテンサイト一相に変態する場合を考える。焼入れ途中の任意の時点での温度分布が Fig. 1 の実線のようにあつたとし、微少時間後に点線のような温度分布

記号

- R : 丸棒の半径 (mm)
- r : 半径方向位置 (mm)
- n : 無次元化した弾塑性境界
- B : 無次元化した弾性状態部分の外周
- E : ヤング率 (kg/mm²)
- K' : 体積弾性率 (kg/mm²)
- m : ポアソン数
- T : 温度 (°C)
- T_0 : 中心温度 (°C)
- T_r : 位置 r の温度 (°C)
- T_s : 変態開始温度 (°C)
- T_f : 変態終了温度 (°C)
- ϵ : 歪 (mm/mm)
- $\Delta\epsilon$: 全変態歪 (mm/mm)
- τ : 変態中の剪断弾性限応力 (kg/mm²)
- $\Delta\tau$: 変態組織の剪断弾性限応力 (kg/mm²)
- A : 断面の温度分布を示す係数、冷却方法と直径から定まる
- J : 中心の焼入れ組織に占めるマルテンサイトの比
- K : 断面の焼入れ組織を示す係数
- $\sigma_r, \sigma_t, \sigma_z$: それぞれ半径、接線および軸方向応力 (kg/mm²)

添字 M, B : T_{Mf} のように M または B の添字が加わつていときはマルテンサイトまたはベイナイトの値を示す。

接頭字 d : $d\sigma_r$ などのように頭に d がついているときは微分量を示す。

に変化したとする。この温度変化に対して、温度変化に相当する熱収縮が全体に生じ、変態温度域 $T_{Ms} \sim T_{Mf}$ 間では変態の進行による膨張が生ずる。膨張が生ずるのは $T_{Ms} \sim T_{Mf}$ 間だけであるので、この時発生する内部応力は温度が T_{Ms} 以上の位置 (I) で引張り、 $T_{Ms} \sim T_{Mf}$ 間の位置 (II) で圧縮そして T_{Mf} 以下 (III) では引張りとなるであろう。オーステナイトの剪断弾性限応力は小さいが、 $T_{Ms} \sim T_{Mf}$ 間では変態が進行するため鋼の剪断弾性限応力はある値だけ増加する。以下に述べるように焼入れに伴う現象をモデル化して、この歪発生をもとに弾性計算を行なうと、変態開始位置に発生する剪断力は鋼の剪断弾性限応力の増加をはるかに越えており、変態終了位置では越えていないことが容易に知られ、弾性計算は成り立たないことがわかる。したがつて、 $T_{Ms} \sim T_{Mf}$ 間に存在する弾塑性境界を求め、しかるのち微少温度変化に対する歪発生をもとに弾塑性計算を行なわねばならない。このような考慮を払いながら、焼入

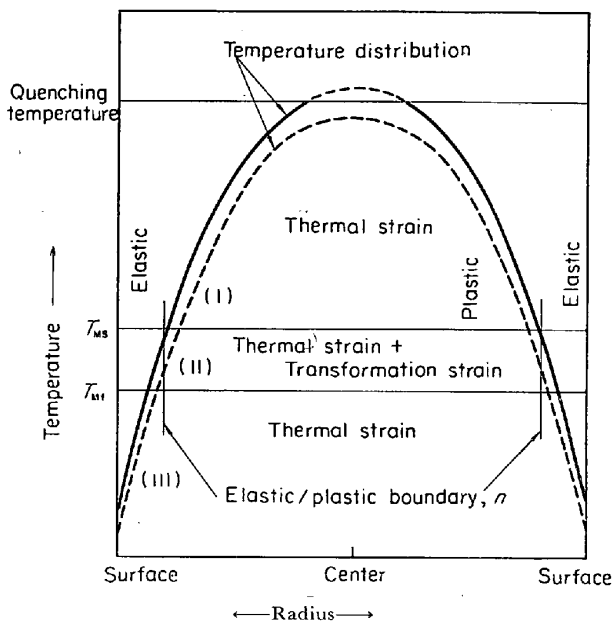


Fig. 1. Schematic diagram for temperature distribution and strain induced by change of temperature distribution.

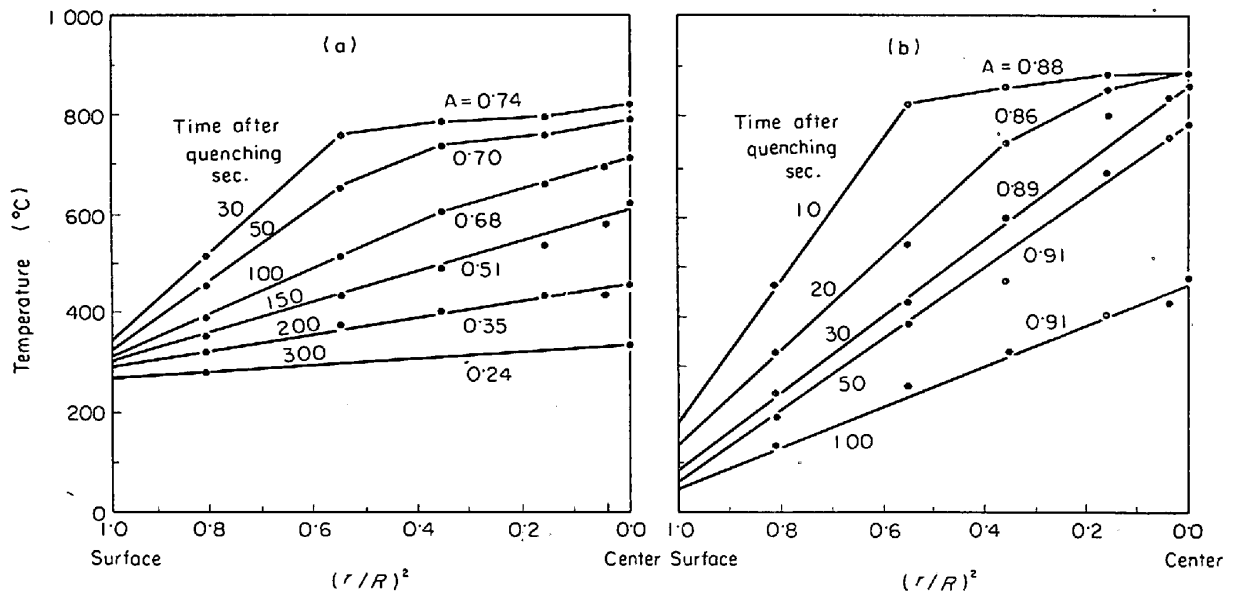


Fig. 2. Temperature distribution in the cross section of a steel quenched (a) in oil from 850°C. (b) in water from 900°C.

れ温度から任意の温度まで、発生する応力を積分して行けば焼入中の過渡的内部応力分布が求まるはずである。

この計算を行なうに当たって、焼入中の温度分布、変態の進行、変態による弾性限強さその他の物性値を数式化することが必要である。計算に先立つてこれらの数式化について述べる。

2.1 温度分布

焼入中の過渡的温度分布に対して厳密な理論式を適用することは、後の計算に無理があるし、また熱伝達率などの物性値に温度依存性があつて、實際上正確な答を得ることも困難である。それゆえ、実測をもとに作図的に温度分布を簡単な形に近似した。直径 100 mm の鋼を静止した水と油に焼入れたときの温度分布を Fig. 2(a), (b)に示す。実験の方法を簡単に述べると、試料は S45C の直径 100 mm 長さ 300 mm の鋼を用い、端面より 150 mm の深さまで断面位置 $r/R=0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.74$ および 0.9 に直径 5 mm のキリ穴をあけクロメル・アルメル熱電対を穴底に溶接して焼入中の温度を測定した。

Fig. 2 の横軸は $(r/R)^2$ として表わしてあるが、温度分布は次の形で近似できることを示している。

$$T_r = T_0 + \beta \cdot (r/R)^2 \dots \dots \dots (1)$$

ここで β は温度勾配を示す係数、 T_0 は中心温度である。(1)式をさらに次のようにおきかえる。

$$T_r = \{1 - A \cdot (r/R)^2\} T_0 \dots \dots \dots (2)$$

Fig. 2 に(2)式で近似したときの係数 A の値を記入しておいたが水焼入れの場合は $A=0.9$ とおくことができ

る。油焼入れは A の値が時間の経過と共に小さくなつて

いる。熱伝達率、熱伝導度などが温度によらず一定であるなら温度勾配を示す係数 A は k/hR (ただし、 k :熱伝導率、 h :熱伝達率、 R :丸棒の半径)、だけに支配され温度によらないが⁶⁾、油焼入れでは熱伝達率の温度依存性が大きいので、 A の値は低下すると考えられる。油焼入れの温度分布は文献 7) から求められる。この計算では(2)式を用い、実際問題への適応においては A の平均値で行なつた。直径 100 mm の鋼は水焼入れで $A=0.9$ 、油焼入れで 0.4 前後である。

2.2 変態の進行

SCM4 について実測したマルテンサイト変態の進行

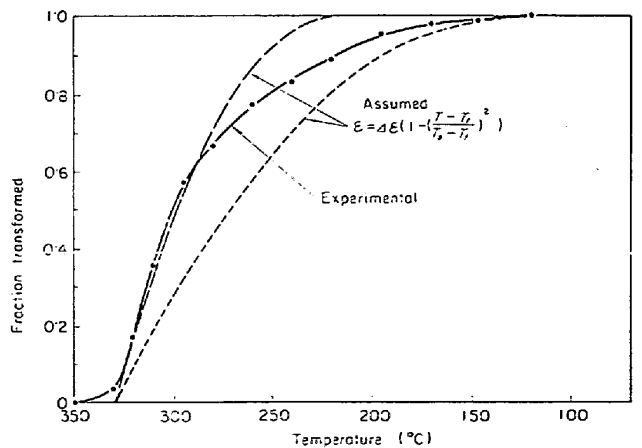


Fig. 3. Progress of martensite transformation and approximated equation used.

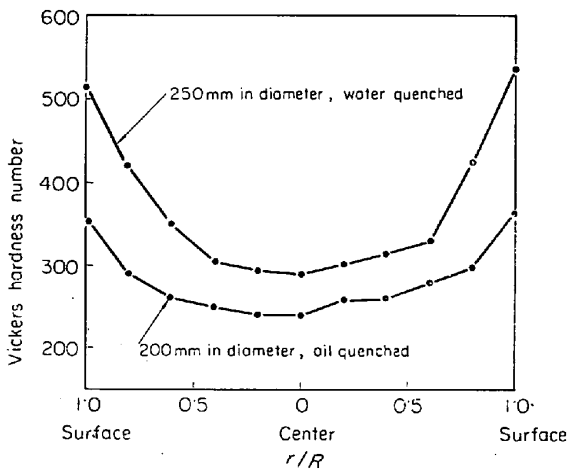


Fig. 4. Hardness distributions after quenching of medium carbon Cr-Mo steels.

を Fig. 3 に示す. 変態の進行は指数的な形となるようであるが, 後の演算の都合もあつて(3)式のように二乗で近似した. この近似では計算上の変態終了温度 T_f を実際の T_s と T_f のほぼ中間におくことが必要である.

$$\epsilon = \Delta\epsilon \left\{ 1 - \left(\frac{T - T_f}{T_s - T_f} \right)^2 \right\} \dots\dots\dots (3)$$

2.3 焼入組織

完全焼入の場合は焼入組織がマルテンサイト一相であるので問題はないが, マルテンサイトとベイナイトの二相に不完全焼入される場合は, 断面の組織分布を知る必要がある. SCM4 について実測した断面の焼入硬さ分布を Fig. 4 に示すが, この結果からマルテンサイトおよびベイナイトの量比 (M および B) を試片の相対位置 (r/R) に対して(4)式のように近似した.

$$\left. \begin{aligned} \text{マルテンサイト: } M &= J + K \cdot (r/R)^2 \\ \text{ベイナイト: } B &= 1 - J - K \cdot (r/R)^2 \\ M + B &= 1 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (4)$$

2.4 焼入中の鋼の剪断弾性強さ

オーステナイトでは弾性限強さは小さいのでゼロとおく. 変態開始後は変態量に比例して弾性限強さは高くなると仮定した. すなわち(5)式が成り立つとした.

$$\tau = d\tau \left\{ 1 - \left(\frac{T - T_f}{T_s - T_f} \right)^2 \right\} \dots\dots\dots (5)$$

2.5 降伏条件

多軸応力場における降伏条件として最大剪断応力説³⁾を用いた. すなわち, 接線方向応力と半径方向応力の差の1/2が鋼の剪断弾性限強さに達したとき, 鋼は降伏して塑性となるとおいた.

計算上の大きな前提は以上の通りであるが, 線膨張係数, ヤング率, ポアソン数の温度依存性は無視した.

3. 弾塑性性の分離

前節で述べた前提から中心温度の微小変化に対して各位置の温度変化が与えられ, 発生する歪がわかる. すでに述べたようにオーステナイトは塑性であり, 変態の進行する先端部に発生するせん断力が弾性限を越えていると推定されるので, Fig. 1 に示すように変態域の中に弾塑性境界 n を仮定し, 次に述べる方法で n を求めた. すなわち n より内部は塑性であり, n の外部は弾性である. n の内部に塑性歪, n の外部に弾性歪が発生したとき, 弾性側の n に剪断力を発生する. n は弾塑性境界であるから, n に発生する剪断力は鋼の剪断弾性強さの変化量に等しいはずである. 中心温度が dT_0 変化することによって塑性側に歪 ϵ_p が発生し, 静水圧 dP と位置 n に変位 v とが生じたとすると, 体積と圧力の関係が(6)式のようになるので, (6)式から v は(7)式で与えられる.

$$\pi (n+v)^2 (1 + \epsilon_z) = (\pi n^2 + \epsilon_p) \left(1 + \frac{dP}{K'} \right) \dots\dots (6)$$

(6)式より

$$v = \frac{1}{2n} \left(\frac{\epsilon_p}{\pi} + n^2 \frac{dP}{K'} - n^2 \epsilon_z \right) \dots\dots\dots (7)$$

ここで ϵ_z : 軸方向の変位

$$\epsilon_z = \frac{2}{1-n^2} \int_v^1 d\epsilon \cdot (r/R) \cdot d(r/R) - \frac{n^2}{1-n^2} \frac{dP}{E}$$

$$\epsilon_p = 6\pi \int_0^n d\epsilon \cdot (r/R) \cdot d(r/R)$$

弾性体側より計算すれば v は(8)式で与えられる.

$$\begin{aligned} v &= \frac{2(m+1)}{m} \cdot \frac{n^2}{1-n^2} \int_v^1 d\epsilon \cdot (r/R) \cdot d(r/R) \\ &\quad - \frac{(m+1)n}{mE(1-n^2)} \left(\frac{m-2}{m} n^2 + 1 \right) dP \\ &\quad - \frac{m}{m} \left(\frac{2}{1-n^2} \int_v^1 d\epsilon \cdot (r/R) \cdot d(r/R) - \frac{n^2}{1-n^2} \frac{dP}{E} \right) \end{aligned} \dots\dots\dots (8)$$

(7)式と(8)式は等しいはずであるので dP は(9)式のように与えられる.

$$dP = \frac{6n^2 \int_v^1 d\epsilon \cdot (r/R) \cdot d(r/R) - \frac{\epsilon_p}{\pi} (1-n^2)}{\frac{n^2(1-n^2)}{K'} + \frac{n^2}{mE} \left\{ \frac{(3m+2)(m-2)}{m} n^2 + 2(m+1) \right\}} \dots\dots\dots (9)$$

以上より, 中心温度の変化 dT_0 に対して位置 n に発生する剪断力は(10)式で与えられる.

$$\frac{1}{2} d\tau = d\sigma_t - d\sigma_r = \frac{mE}{m-1} \cdot$$

$$\left(\frac{2}{1-n^2} \int_v^1 d\epsilon \cdot (r/R) d(r/R) - d\epsilon \right) - \frac{2}{1-n^2} \frac{dP}{E}$$

$$\dots\dots\dots(10)$$

中心温度の変化 dT_0 に対して位置 n における素材の弾性限の増加 $d\tau$ は (5) 式に (2) 式, (4) 式を代入して, これを微分することにより与えられる. たとえばマルテンサイト変態域では (11) 式のとおりである.

$$d\tau_M = \frac{-2A\tau_M(J+K \cdot n^2)}{(T_{Ms} - T_{Mf})^2} \{ (1 - A \cdot n^2) T_0 - T_{Mf} \} \cdot (1 - A \cdot n^2) dT_0 \dots\dots\dots(11)$$

弾塑性境界においては発生する剪断力 $d\tau [= \frac{1}{2}(d\sigma_t - d\sigma_r)]$ と素材の弾性限の増加とは釣合っているから (10) 式と (11) 式を満足する n の値が微分的な弾塑性位置である. 微分的なという意味は素材の弾性強さがゼロから始まる場合は弾塑性の分離が行なわれても, ある値から始まる場合, すなわち, すでにベイナイト変態が行なわれて, ある弾性強さを持っている場合, マルテンサイト変態中に生ずる剪断力の微分値が素材強さの微分値を越えていても絶対値として越えていないこともあり得るからである. ゆえに, 最初の変態組織に対しては上の解は弾塑性を分離するが第二相, すなわち, ベイナイト変態先行後のマルテンサイト変態ではさらに発生する剪断力の積分を行ない, 素材の弾性限を越えるか否かによつて弾塑性の分離を行なわねばならない.

Table 1 のデータを用いて求めた焼入中の弾塑性の状態の例を Fig. 5 に示す. Fig. 5 は焼入組織が $M=0.1 + 0.4(r/R)^2$, $A=0.5$ の場合で縦軸に $(r/R)^2$, 横軸に中心温度をとり鋼の状態を示してある. 中心温度は焼入温度以上では仮想の温度であるが, 中心が 800°C まで低下したとき表面は 400°C となつており, $(r/R)^2=0.87$ の位置がベイナイト変態終了温度の 450°C , $(r/R)^2=0.75$ がベイナイト変態開始温度の 500°C である. T_{Bs} の線は中心温度に対してベイナイト変態開始温度の位置を示し, T_{Bf} , T_{Ms} , T_{Mf} も同様である. ベイナイト, マルテンサイトの変態温度域の実線が求めた微分的弾塑

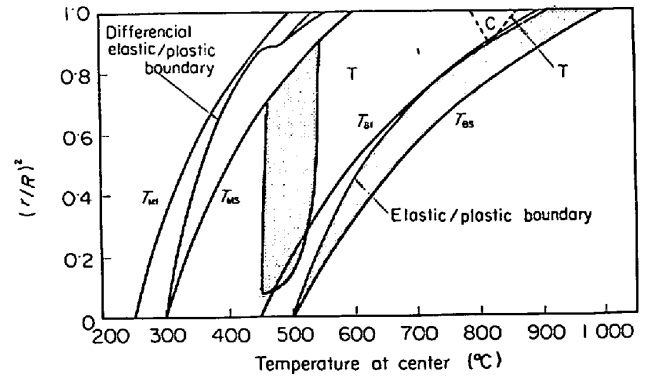


Fig. 5. Differential elastic and plastic boundary, and distributions of plastic regions. $A=0.5$, $J=0.1$, and $K=0.4$

性境界であつて, オーステナイトの位置と陰影をほどこしたところが塑性状態である. マルテンサイトとベイナイトの間に存在する塑性はベイナイト変態による膨張により生じた引張塑性である. 図中の T または C は剪断力の状態が引張または圧縮であることを示している. 鋼を焼入れたときの弾塑性の状態は完全焼入では比較的単純であるが, 不完全焼入ではこのように複雑である.

4. 焼入応力の計算

以上で弾塑性の区分ができたので応力の計算が可能である. 焼入してから表面が変態を開始するまでは全体がオーステナイトであるので応力分布はゼロである. 表面が変態を開始してのち中心温度をわずかずつ変化させ, 各位置に発生する応力を任意の中心温度まで積分する. すなわち, 次のような式を基本として演算手順を構成する.

4.1 変態を伴う塑性域に生ずる応力

最大剪断応力説より

$$d\sigma_t - d\sigma_r = 2d\tau$$

$$d\sigma_z = \frac{1}{2}(d\sigma_r + d\sigma_t)$$

Table 1. Physical data of steel for computation.

Strain due to bainitic transformation ($\Delta\epsilon_B$)	40×10^{-4} mm/mm
Strain due to martensitic transformation ($\Delta\epsilon_M$)	50×10^{-4} mm/mm
Starting point of bainitic transformation (T_{Bs})	500°C
Finishing point of bainitic transformation (T_{Bf})	450°C^*
Starting point of martensitic transformation (T_{Ms})	300°C
Finishing point of martensitic transformation (T_{Mf})	250°C^*
Linean expansion coefficient (α)	$14 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$
Elastic limit in shear of bainite ($\Delta\tau_B$)	20 kg/mm ²
Elastic limit in shear of martensite ($\Delta\tau_M$)	30 kg/mm ²
Quenching temperature (Q. T.)	850°C

* Although T_{Bf} and T_{Mf} were measured as 400°C and 200°C respectively, they were corrected as listed above for computation.

応力の釣合から

$$\frac{r}{R} \frac{d\sigma_r}{dr} = 2d\tau$$

以上より

$$d\sigma_r = 2d\tau \cdot J_1 \cdot \left[\frac{A1}{2} \log(r/R)^2/n^2 + \frac{A2}{2} \{(r/R)^2 - n^2\} + \frac{A3}{4} \{(r/R)^4 - n^4\} \right]$$

$$-2d\tau \cdot K_1 \cdot \left[\frac{A1}{2} \{(r/R)^2 - n^2\} + \frac{A2}{4} \{(r/R)^4 - n^4\} + \frac{A3}{6} \{(r/R)^6 - n^6\} \right]$$

$$\left. \begin{aligned} d\sigma_i &= d\sigma_r + 2d\tau \\ d\sigma_z &= \frac{1}{2}(d\sigma_r + d\sigma_i) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (12)$$

ここで J_1, K_1 はマルテンサイト組織に対しては(4)式の J, K に等しく、ベイナイト組織に対しては(4)式

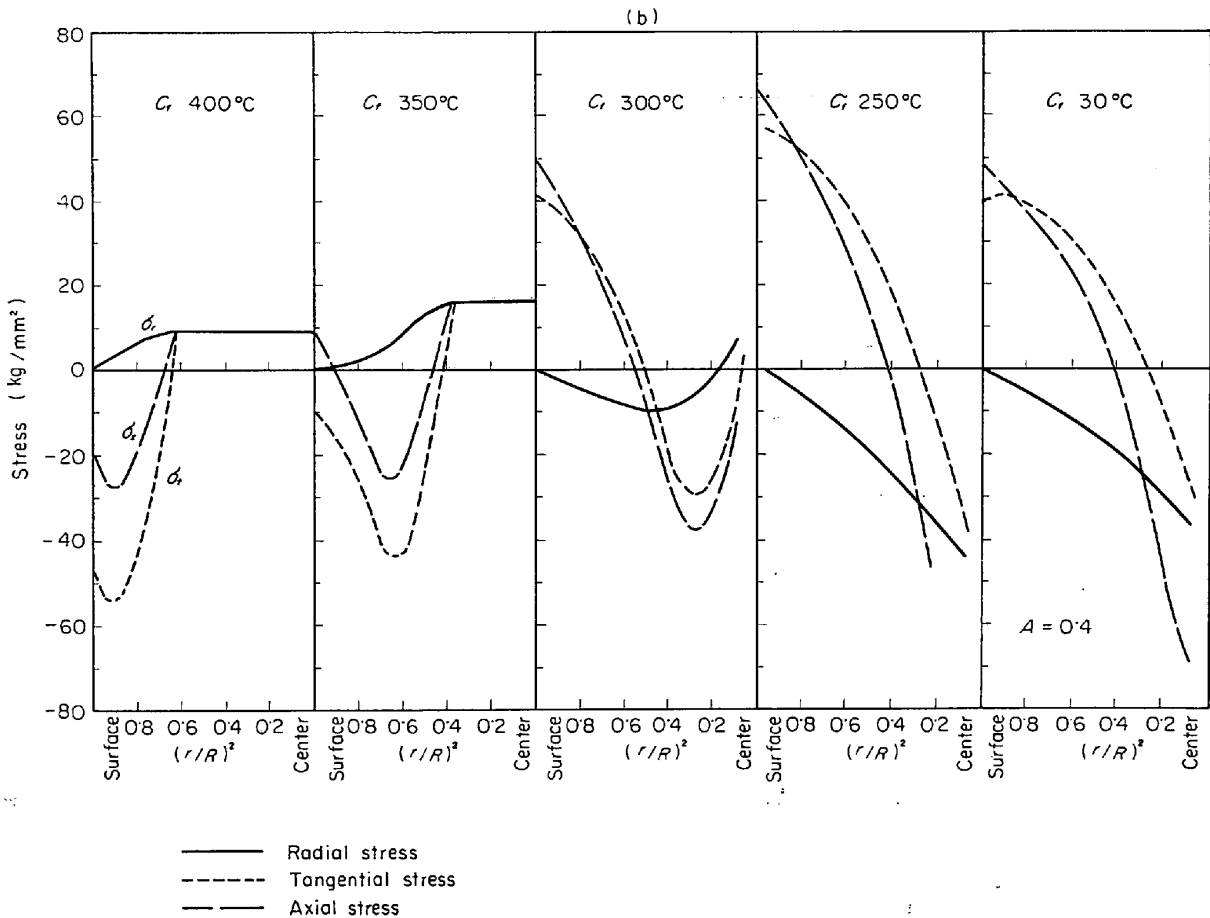
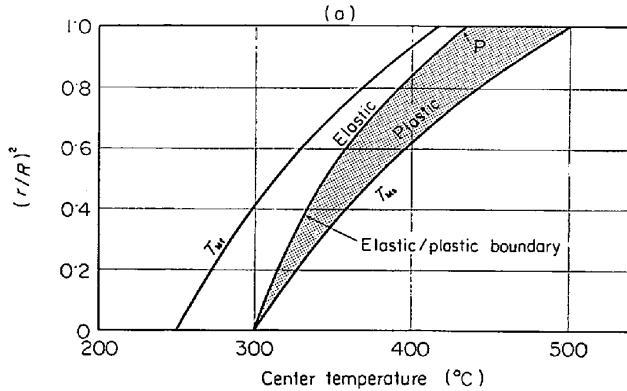


Fig. 6. Changes in distribution of states during quenching from 850°C (a) change in the elastic plastic boundary; and (b) stress distributions, each distribution presenting when the center temperature C_f has become as designated. The quenched structure is fully martensitic and data for computation are given in Table 1, with $A=0.4$.

の $(1-J)$, $-K$ に等しい.

$$A1 = -2(T_0 - T_f) / (T_s - T_f)^2$$

$$A2 = 2A(2T_0 - T_f) / (T_s - T_f)^2$$

$$A3 = -2A^2 T_0 / (T_s - T_f)^2$$

4.2 弾性体に生ずる応力

$$d\sigma_r = \frac{mE}{m-1} \left\{ -\frac{1}{(r/R)^2} \int_n^{r/R} d\varepsilon \cdot (r/R) d(r/R) \right. \\ \left. - \frac{(r/R)^2 - n^2}{(r/R)^2 (B^2 - n^2)} \int_n^B d\varepsilon \cdot (r/R) d(r/R) \right. \\ \left. + \frac{(r/R)^2 + n^2}{(r/R)^2 (B^2 - n^2)} \int_n^B d\varepsilon (r/R) d(r/R) - d\varepsilon \right\} \\ d\sigma_t = \frac{mE}{m-1} \left\{ \frac{1}{(r/R)^2} \int_n^{r/R} d\varepsilon \cdot (r/R) d(r/R) \right. \\ \left. + \frac{(r/R)^2 + n^2}{(r/R)^2 (B^2 - n^2)} \int_n^B d\varepsilon (r/R) d(r/R) - d\varepsilon \right\} \\ d\sigma_z = \frac{mE}{m-1} \left\{ \frac{2}{B^2 - n^2} \int_n^B d\varepsilon \cdot (r/R) d(r/R) - d\varepsilon \right\} \dots\dots\dots (13)$$

4.3 塑性体に生ずる静水圧からの応力

塑性域

$$d\sigma_r = d\sigma_t = d\sigma_z = dP \dots\dots\dots (14)$$

弾性域

$$\left. \begin{aligned} d\sigma_r &= \frac{n^2}{n^2 - B^2} \left(1 - \frac{B^2}{(r/R)^2} \right) dP \\ d\sigma_t &= \frac{n^2}{n^2 - B^2} \left(1 + \frac{B^2}{(r/R)^2} \right) dP \\ d\sigma_z &= \frac{n^2}{n^2 - B^2} dP \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (15)$$

5. 計 算 結 果

以上述べたような焼入応力発生 の概念と計算方法にも

とづいて求めた焼入中の応力分布は次のようであつた. 計算に必要なデータは Table 1 の値を標準として用いた.

5.1 完全焼入

マルテンサイト相に焼入れる場合の焼入中の弾塑性の状態と過渡的応力分布を Fig. 6 に示す. Fig. 6 は焼入中の温度分布を示す係数 A が 0.4 の場合で 100 mm 径の丸棒を油焼入れした場合に相当する. 焼入れてから中心が 500°C まで低下したとき表面は 300°C (T_{Ms}) に達し, マルテンサイト変態を開始するが, 表面が弾性化するのは Fig. 6(a) に示されるように, P 点に達してからであり, このときの中心温度は 433°C で, 表面温度は 260°C である. Fig. 6(b) は内部応力の変化を示すが, 結果の表示は縦軸に応力, 横軸に $(r/R)^2$ をとつて行ない, それぞれの図の右端が中心, 左端が表面である. また, 図中の C_f は計算終了温度の意味で中心が C_f の温度まで低下したときの過渡的応力分布を示す. 中心温度 400°C では表面の温度は 240°C であつて, 変態開始位置は $(r/R)^2 = 0.64$ 変態終了位置は $(r/R)^2 = 0.94$ である. このときの応力分布は変態開始位置より内部はオーステナイト状態で三方向の各応力とも一様な引張りとなつており, 変態域では表面側ほど圧縮応力となる. 表面側の変態終了域では内部の変態膨張により応力は引張方向に移りはじめている. 温度が低下するに伴い, 応力分布は図のように変化し最終的には表面に引張応力, 内部に圧縮応力となる. 表面の引張応力が最大となるのは中心の変態が完了する直前であつて, 以後熱応力だけ

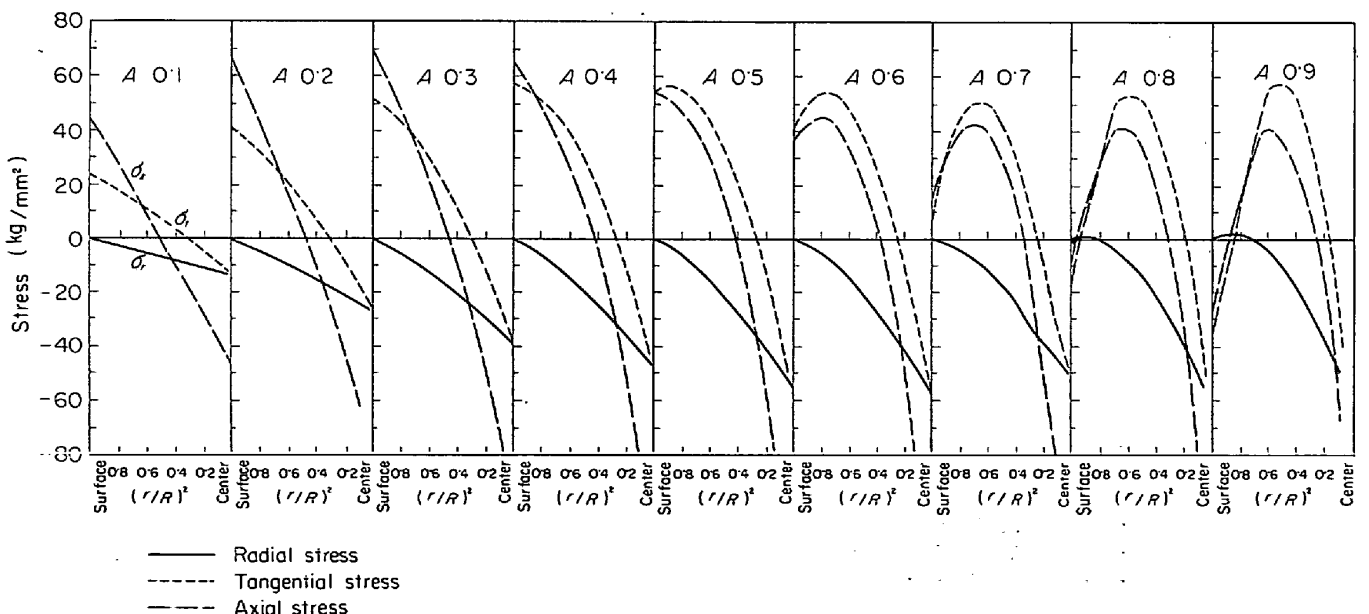


Fig. 7. Stress distributions as a function of A , the temperature gradient coefficient, for a case of complete quench. Center temperature = 250°C. Data for computation are given in Table 1.

Table 2. Thermal stresses induced in a steel as the temperature at center is lowered from 250°C to room temperature. Data for computation are given in Table 1.

Temperature gradient coefficient, A	Direction*	Position, (r/R) ²					
		1.0	0.8	0.6	0.4	0.2	0.0
		Stress (kg/mm ²)					
0.1	T	-4.8	-3.4	-1.9	-0.5	1.0	2.4
	Z	-4.8	-2.9	-1.0	1.0	2.9	4.8
0.2	T	-9.7	-6.8	-3.9	-1.0	1.9	4.8
	Z	-9.7	-5.8	-1.9	1.9	5.8	9.7
0.3	T	-14.4	-10.1	-5.8	-1.4	2.9	7.2
	Z	-14.4	-8.7	-2.9	2.9	8.7	14.5
0.4	T	-19.3	-13.5	-7.7	-1.9	3.9	9.7
	Z	-19.3	-11.5	-3.9	3.7	11.5	19.3
0.5	T	-24.1	-16.9	-9.7	-2.4	4.8	12.0
	Z	-24.1	-14.4	-4.8	4.8	14.4	24.0
0.6	T	-28.9	-20.2	-11.5	-2.9	5.8	14.4
	Z	-28.9	-17.3	-5.8	5.8	17.3	28.8
0.7	T	-33.8	-23.6	-13.5	-3.4	6.8	16.9
	Z	-33.8	-20.2	-6.8	6.8	20.2	33.7
0.8	T	-38.6	-27.0	-15.4	-3.9	7.7	19.3
	Z	-38.6	-23.1	-7.7	7.7	23.1	38.5
0.9	T	-43.4	-30.4	-17.3	-4.3	8.7	21.7
	Z	-43.4	-26.0	-8.7	8.7	26.0	43.3

* T : Tangential; Z : axial

が発生するため室温に達したときには多少減少した状態になる。

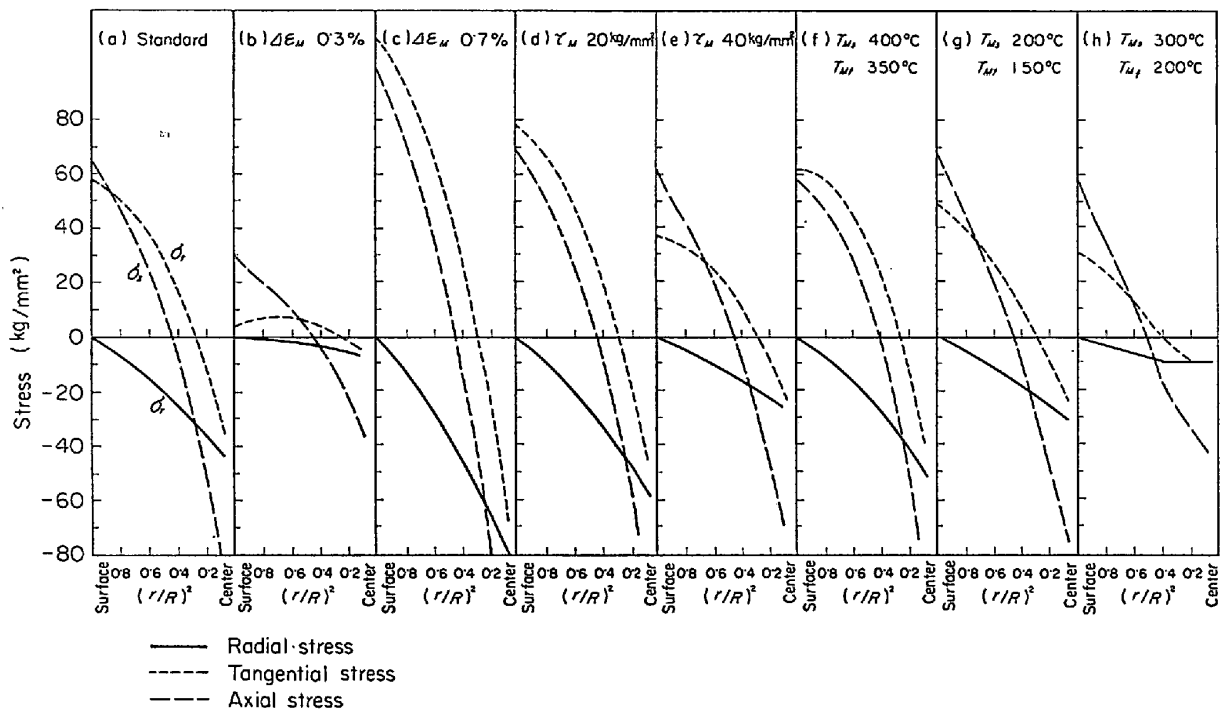
表面の引張応力が最大になるのは中心の変態が完了する直前であるので、中心が 250°C に達したときの応力分布を A=0.1~0.9 の場合について Fig. 7 に示す。A の値が大きくなることは同じ焼入方法の場合は鋼の直径が大きくなることを意味し、鋼の直径が同じならば冷却の方法が急激になることを意味するが A の値が大きくなると接線方向、軸方向ともに表面の応力は引張側に大となり、A=0.4~0.6 で最大に達し以後低下する。また応力のピークは A=0.5 以上になると表面より内部に移る。室温における応力分布、すなわち焼入残留応力は Fig. 7 の値に Table 2 の熱応力が加わるため A=0.65 以上で表面の応力は圧縮となる。

変態に関する物性値の影響を調べた結果を Fig. 8 に示す。標準として Table 1 のデータによる結果を (a) に示し、変態歪、マルテンサイトの剪断弾性限および変態点を独立に変化して計算した結果を (b)~(h) に示す。Fig. 8 は A=0.4 の場合で中心の変態が完了した

時点での応力分布である。(b),(a)および(c)図は変態歪を0.3, 0.5 および 0.7% にした場合で、変態歪が大なるほど表面の応力は引張側に大となり、接線方向応力が軸方向応力よりも大となることを示している。(d),(a)および(c)図はマルテンサイトの剪断弾性限を20, 30 および 40 kg/mm² にした場合で、剪断弾性限が大となるほど表面の応力は小となる。この理由は変態歪のうち塑性となる割合が少くなることによる。(f),(a)および(g)図は T_{Ms} と T_{Mf} の温度差を一定にして T_{Ms} を 400, 300 および 200°C とした場合である。この場合は同じ A でも変態点が低いと、変態点における温度勾配が小さくなるので、A を小さくすることと同じ結果になる。(f),(g)図はそれぞれ Fig. 7 の A=0.5, 0.3 とほとんど等しい。(h)図は T_{Ms} と T_{Mf} の温度差を 100°C とした場合で熱歪に対する変態歪の割合が小さくなり応力として小さくなる。

5.2 不完全焼入

ベイサイトとマルテンサイトの二相に焼入れたときの応力分布の変化を Fig. 9 に示す。Fig. 9 の応力は焼



(a) : Standard as shown in Table 1;
 (b) and (c) : Transformation strain is varied, 0.3% vs 0.7%;
 (d) and (e) : Elastic shearing strength is varied, 20kg/mm² vs 40kg/mm²;
 (f) and (g) : T_{Ms} and T_{Mf} are varied, while keeping the difference constant, 400°C and 350°C vs 200°C and 150°C;
 (h) : The difference between T_{Ms} and T_{Mf} is varied, $T_{Ms}=300^{\circ}\text{C}$ and $T_{Mf}=200^{\circ}\text{C}$.

Fig. 8. Influence of physical properties of steel on the stress distribution as the transformation at the center is completed.

入組織の比が右端に示したような場合で $A=0.5$ である。完全焼入と異なつて応力分布が複雑になっているが、マルテンサイト量が多いときは変態終了直前に表面近くの引張応力が最大になることは同じである。Table 1 のデータを用いて、多くの焼入組織に対し、中心の変態が完了する時点での応力分布を Fig. 10 に示す。不完全焼入の場合は全体としてのベイナイトとマルテンサイトの比、表面と中心の組織の差などが影響するため応力分布は単純ではないが傾向を整理すれば次のとおりである。(1) 全体としての焼入組織にベイナイトのしめる割合が多くなると表面に圧縮、内部に引張応力となる。これはベイナイト変態終了後の熱応力と、マルテンサイト変態の影響が小さくなるためである。(2) 表面と内部の組織の差が大きくなると表面は圧縮応力となる。(3) A の値が 0.5 以上になると表面よりやや内部に引張応力のピークが存在するようになり、 A の増大とともに内部に移つてゆく。(4) 接線方向と軸方向応力には大きな差はない。

6. 考 察

Fig. 7 と Fig. 10 は鋼の中心温度が変態終了温度

(T_{Mf}) まで低下したときの過渡的応力分布であるので、鋼全体が室温まで冷却したときの応力分布、すなわち、焼入残留応力は Table 2 に示す熱応力をおのこの図の応力に加えることによつて求められる。焼入中の鋼の断面における温度勾配を示す係数 A と、表面と中心の焼入組織の差には、何らかの関係があるはずなので、たとえば、小さな A と大きな焼入組織の差というような極端な組み合わせは実際の焼入では存在しないことを念頭におく必要がある。

計算に用いた Table 1 の値は SCM4 の実測値を基本としたものである。計算結果の検討は今までに発表された焼入残留応力の実測値⁹⁾¹⁰⁾と比較することによつて行なつた。H. BÜLER らは直径 100 mm までの鋼について焼入残留応力を系統的に整理している⁹⁾ので、ここでは主として彼らの報告と比較を行なう。油焼入においては、鋼全体が 450°C 以下で変態する組織だけに焼入れられた場合、焼入残留応力は表面で引張応力、中心で圧縮応力となるが、焼入組織中に高温変態組織が多くなるほど、また、鋼の直径が大きくなるほど表面応力は圧縮側に移つて行き、また、水焼入の場合は、高温変態組織が多くなるほど、また試片の直径が大きくなるほど表面応力

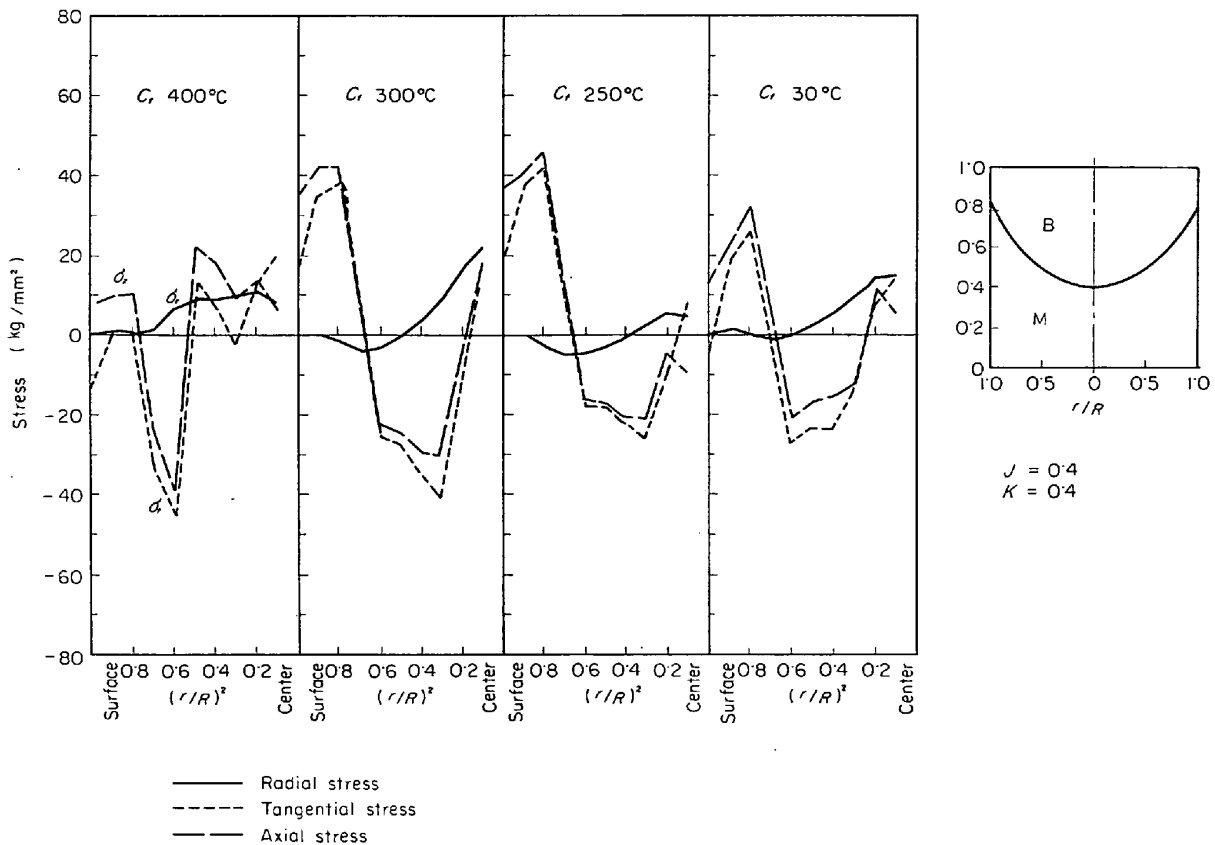


Fig. 9. Transient stress distributions in the case of incomplete quenching from 850°C as the center temperature C_f becomes as designated. Data for computation are given in Table 1 with $A=0.5$, $J=0.4$, and $K=0.4$.

は圧縮になる傾向のあることが知られている。鋼の直径を増加することは本計算の A を増加することと同じであり、Fig. 7 と Fig. 10 にみられる傾向は上述の実測値にみられる傾向と一致している。Fig. 10 にみられるせまい引張応力のピークは、実測ではほとんど報告されていない。しかし、この引張応力のピークについては後節で述べる焼割れ試験において定性的ではあるが、その存在が証明された。実測では鋭い引張応力の存在がみとめられないのは、残留応力を連続的に測定することがむずかしく、ある厚さごとの平均値として求めることによると考えられる。

マルテンサイト変態開始温度が応力分布に与える影響として H. BÜLER は直径 50 mm の Fe-Ni 合金を水焼入した場合について報告⁹⁾している。 T_{Ms} を 450°C から 250°C まで低下すると表面の残留応力は圧縮から引張に変わってくる。すでに Fig. 8 の説明で述べたように、 T_{Ms} を低下することは A の値を低下することと同じである。 Fig. 7 にみられるように T_{Ms} のかわりに A を変化させた計算結果は同様の傾向を示している。

7. 内部応力計算結果の熱処理への応用

すでに述べたように焼割れの原因は焼入鋼の破壊強さを越えるような内部応力の発生とこの応力を塑性変形によつて吸収しえない鋼の低い塑性能である。焼入れた鋼の塑性能は主として炭素含有量によつてきまり、炭素量の増加と共に塑性能は低下し、0.47%以上の炭素を含むことによつて焼入れた鋼の塑性能はゼロとなる。大型鍛鋼品の焼入に水焼入を採用する可能性を調べるため Fig. 11 に示す 3 コの中炭素クロム・モリブデン鋼を 850°C より水焼入れた。これらの品物は寸法と化学成分より、わずかにベイナイトを含む不完全焼入組織からフェライトを含むベイナイトの不完全焼入組織までに焼入れられることを予想したもので、内部応力と鋼の塑性能から焼割れに対して安全であると予想した。焼入れた結果、焼割れを生じたのは直径 400 mm の部分だけであつたが、この状態を Photo. 1 に示す。焼割れは (b)、(c) にみられるように表面よりわずかに内部に発生しており、さらに内部の灰色の部分は中心部における引張残留応力により 2 週間ほどの放置中に割れたものである。外

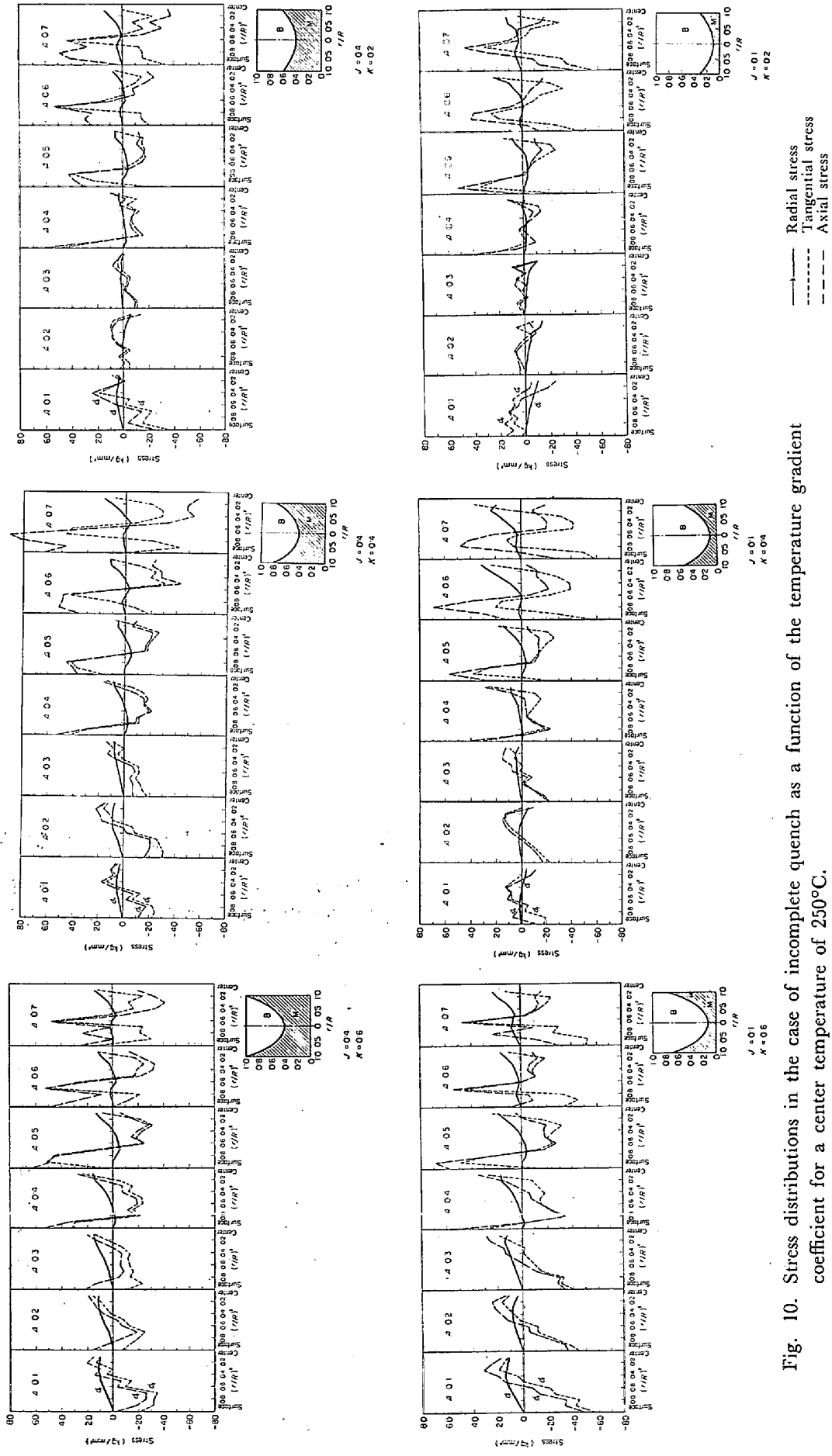
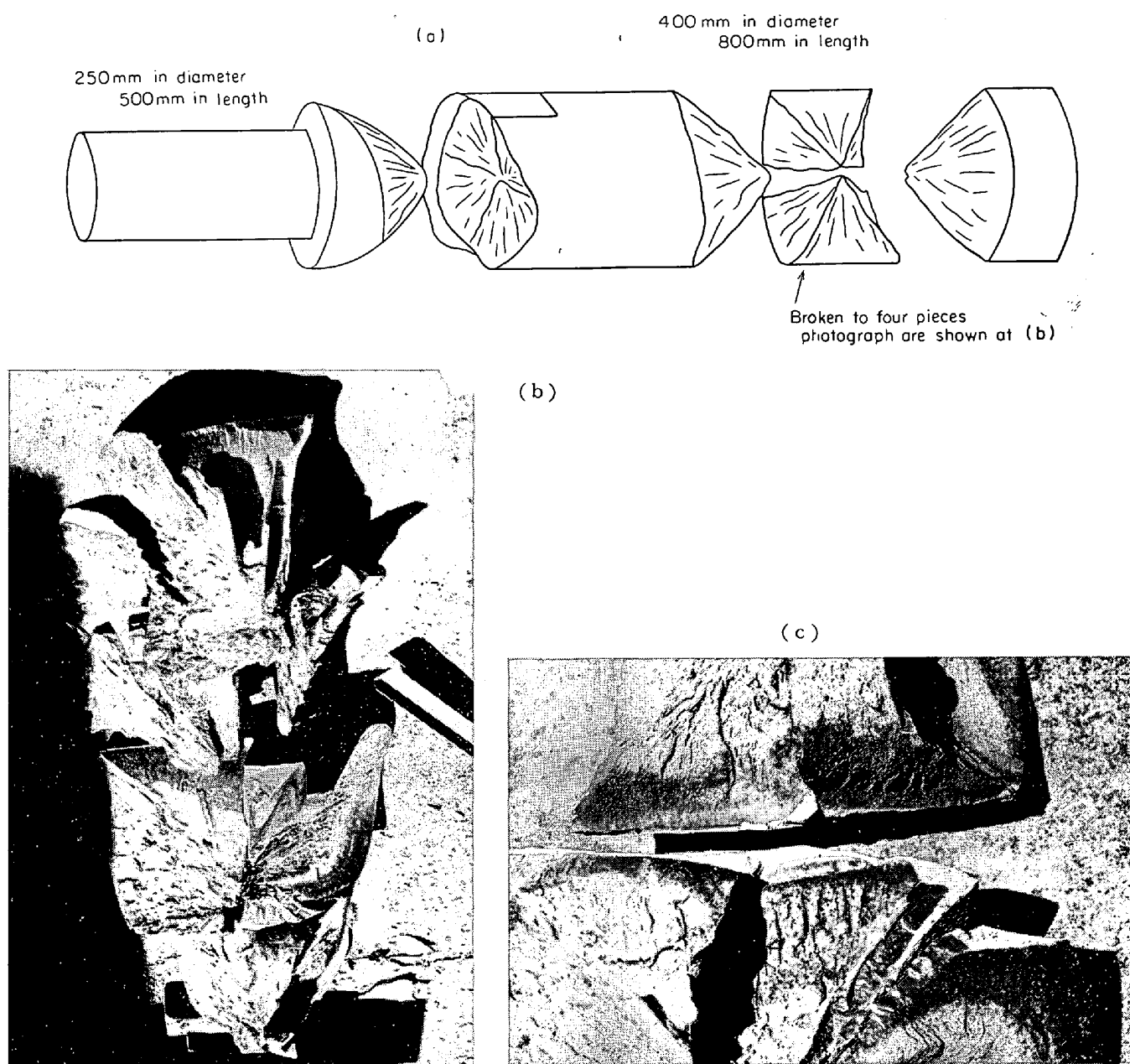


Fig. 10. Stress distributions in the case of incomplete quench as a function of the temperature gradient coefficient for a center temperature of 250°C. Structures are shown at right hand of each figure.



(a) Sketch of the fracture.
 (b) A portion that was broken into four blocks; and
 (c) A close-up view; where the dark areas are the primary quench-cracks.

Photo. 1. Fracture of a medium carbon Cr-Mo steel. The steel was water-quenched from 850°C. No quench-crack was observed with naked eye, but after laying it outdoors about two weeks, severe cracks grew in it.

周の白い部分は最後まで破壊せずハンマーで破壊したときの破面である。この部分の焼入かたさは中心部で H_B 260 であり多量のフェライトを含んでいたことが示されている。この焼割試験から定性的ではあるが次のことがわかった。

(a) 表面からわずかに内部に引張応力のピークが存在することは計算の結果を裏付けている。

(b) 計算上引張応力のピークが存在し、たまたま危険と思われる値となることがあるが、鋼の塑性が十分に

ない場合はやはり焼割れは発生する。

以上のような考慮に立つて焼割れに対する安全域を確立し、著者らは 40 t を越える鋼材を今までの油焼入にかえて水焼入を行ない鋼材の引張強さの値を 15~20 kg/mm² 程度増加せしめることができた

8. 結 言

大型鋼材の強靱化と残留応力利用による疲労強さ向上を計るための基礎として焼入応力を計算によつて求め

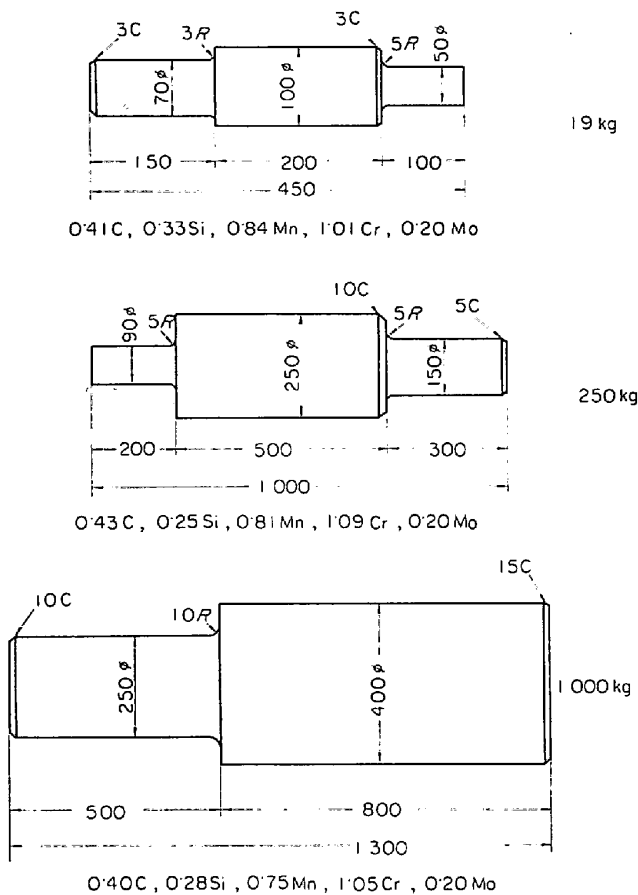


Fig. 11. Profiles and chemical compositions of test pieces for quench-cracking test.

た。

本計算方法の要点は次のとおりである。

- 1) 従来未解決であった焼入中の弾塑性の分離を最大剪断応力説を用いて解決した。
- 2) 焼入応力の発生を冷却の時間としてではなく、温

度分布の変化としてとらえた。鋼の大きさは焼入中の温度勾配としてとらえ、鋼の大きさを無次元化した。

計算結果は次のようであった。

- 3) 焼入の過渡状態において表面側に引張応力の最大が生ずるのは中心部の変態が完了する直前である。
- 4) 完全焼入において高い引張応力が現れるのは $A = 0.4 \sim 0.6$ の中間的急冷の場合である。
- 5) 不完全焼入では焼入組織や冷却方法にもよるがおおむね表面には圧縮応力が残留する。そして表面直下に引張応力の鋭いピークを持つことがある。
- 6) 変態点、変態歪そして弾性限強さなどの鋼の物性値は焼入応力の値に大きく影響する。

これらの計算結果は文献による残留応力の実測とくらべてよく一致しており、焼割りによる定性的裏付けを行なった。

文 献

- 1) 利岡, 雑賀, 栗山: 鉄と鋼, 54(1968) 4, p. 416
- 2) G. BANDEL and H. C. HAUMER: Stahl u. Eisen, 84 (1964) 15, p. 932
- 3) Ed. MAURER: Stahl u. Eisen, 47 (1927), p. 1323 文献4) より
- 4) 広根: 理研彙報, 14 (1935) 7, p. 525., 15 (1936) 5, p. 243., 16 (1937) 11, p. 1230
- 5) 下田: 日本金属学会誌, B-14 (1950) 3, p. 13
- 6) W. H. GIEDT, 横堀訳: 基礎伝熱工学 (1955), p. 260, 丸善
- 7) F. HENGERER, B. STRÄSSLE, and P. BREMI: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 12, p. 641
- 8) A. NADAI: Theory of Flow and Fracture of Solids, (1950), p. 211 McGRAW-Hill N.Y.
- 9) H. BÜHLER and A. ROSE: Arch. Eisenhüttenw., 40(1969) 5, p. 411
- 10) 磯村: 鉄と鋼, 47 (1964) 7, p. 936