

極低炭素鋼における高速変形応力の Kocks–Mecking モデルによる予測

朴 鍾皓*・友田 陽*²・高木 周作*³・石川 伸*³・清水 哲雄*³

Estimation of Flow Stress by the Kocks–Mecking Model at Strain Rate of $10^3/s$ for an Ultra Low Carbon Steel

Jong-Ho PARK, Yo TOMOTA, Shusaku TAKAGI, Shin ISHIKAWA and Tetsuo SHIMIZU

Synopsis : Tensile flow stress of an ultra low carbon steel was investigated at temperatures between 77K and 293K with strain rates from $2 \times 10^{-2}/s$ to $2 \times 10^3/s$. Stress–strain curves were described by using the Kocks–Mecking model in which several parameters were determined from the experimental data obtained by conventional tensile tests with lower strain rates less than $2 \times 10^0/s$. It is found that the flow stress at $2 \times 10^3/s$ estimated by the Kocks–Mecking model agrees well with the stress measured by Hopkinson-bar method. The decrease in work-hardening rate at $2 \times 10^3/s$ was discussed from the viewpoints of temperature rise and microstructural evolution during high speed tensile deformation, leading to a conclusion that the former was a main reason.

Key words: flow stress; ultra low carbon steel; Kocks–Mecking model; strain rate; Hopkinson-bar method.

1. 緒言

自動車衝突や地震による材料の高速変形に対する安全性が重要な問題になり、高速変形における変形応力を調べるためにいろいろな試験法が研究されている。しかし、この高速変形領域での引張試験は、精度や再現性が不十分で信頼性の高い試験方法の規格化に至っていない¹⁾。自動車衝突事故において鉄鋼材料が受ける変形のひずみ速度は $10^2 \sim 10^3/s$ と考えられている²⁾。多くの金属材料において、変形応力はひずみ速度が $10^4/s$ 以上になると急に増大する³⁾。ひずみ速度が $10^3/s$ 以下の塑性変形では主に転位運動の熱活性化過程によって、一方 $10^4/s$ 以上では粘性抵抗によって支配されると考えられる。したがって、自動車衝突などで問題となる $10^3/s$ 程度の高速変形（以後、本論文ではひずみ速度 $10^2/s \sim 10^4/s$ 程度の引張試験を高速変形と呼ぶ）における変形機構は、転位運動の熱活性化過程に支配される低速引張試験（本論文ではひずみ速度 $10^0/s$ 以下の引張試験を低速変形と呼ぶ）の変形機構の範囲内で取り扱えると予想される。そこで、われわれは実験精度が良い低速引張試験領域でさまざまなひずみ速度と温度における実験を行って変形構成式を構築し、転位の運動による塑性変形が熱活性化過程に支配される範囲の高速変形応力を予測しようと考えた。このような変形構成式の構築に関してはいくつかの手法がある⁴⁾が、本研究では、温度・ひずみ速

度の影響および強化機構（加工硬化を含む）を簡略に表現できる Kocks–Mecking（以下、KMと称する）モデルを基にして定式化を行った。KMモデルは今までに Cu⁴⁾、Ti–6V–4Al⁵⁾、 α -Ti⁶⁾、SUS310S 鋼⁷⁾などへ適用され良好な結果が得られている。本研究では高速変形特性に優れた鉄鋼材料を開発したいという最終目標を念頭において強化の基本となる極低炭素鋼を選んだ。固溶原子や第2相粒子の影響については後に報告する予定である。

2. 実験方法

実験試料は高木らの研究⁸⁾で用いた鋼の一つであり、その化学組成を Table 1 に示す。これらの鋼を 1523K に 3.6 ks 加熱後、熱間圧延により 4 mm の鋼板とした。また、4 mm の鋼板を冷間圧延して板厚 0.7 mm の鋼板とした後、1123K で 30~300 s の焼鈍を行った。試験方法は前報^{8,9)}と同じであり、ここでは概略を述べる。引張試験片は、平行部の幅 2.5 mm、ゲージ長さ 3.8 mm および厚さ 0.7 mm の板状である。引張試験は 77K（液体窒素）、153K（フロン 22）、223K（メタノール）および 293K（大気）においてひずみ

Table 1. Chemical composition of a ultra low carbon steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S
0.003	0.04	0.18	0.01	0.008

平成 13 年 6 月 7 日受付 平成 13 年 7 月 6 日受理 (Received on June 7, 2001; Accepted on July 6, 2001)

* 茨城大学大学院生 (Graduate Student, Ibaraki University, 4–12–1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316–8511)

* 2 茨城大学工学部 (Faculty of Engineering, Ibaraki University)

* 3 川崎製鉄 (株) 技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

速度が $2 \times 10^{-2}/s$, $2 \times 10^{-1}/s$ および $2 \times 10^0/s$ の条件でインストロン型引張試験機により行った[†]。ひずみ速度が $2 \times 10^3/s$ の高速変形引張試験はホプキンソン棒法衝撃引張試験機を用いて行った[†]。伸び計は293Kでのみ使用し、それ以外はクロスヘッド変位を利用した。このとき、初期（弾性変形域）の荷重-変位直線を平行移動して塑性変位を求めた後、体積一定を仮定して真ひずみと真応力を算出した。

10%ひずみまで変形させた試験片の平行部を機械研磨で板厚を0.1 mmとした後、電解研磨により透過電子顕微鏡観察用薄膜を作製した。ホプキンソン棒法によるひずみの付与方法は前報⁹⁾と同じである。透過電子顕微鏡観察は加速電圧400 kVで行った。

3. 解析モデルの概要

塑性変形が転位運動の熱活性化機構に支配される場合、変形応力は非熱的応力（内部応力ともいう： σ_a ）と熱的応力（有効応力： σ_i ）からなり、複数以上の強化機構の重ね合わせで表現される。転位の運動と一種類の障害物の関係はFig. 1のような応力-距離曲線で説明されることが多い。Fig. 1において、ある温度 T とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ における変形応力は $\sigma_a + \sigma_i(\dot{\epsilon}, T)$ で表される。図の灰色の部分の熱活性化の助けにより乗り越えたわけである。したがって、熱活性化の助けのない絶対零度においては $\sigma_a + \hat{\sigma}_i$ の応力が必要となる。ここで、 $\hat{\sigma}_i$ をMTS (Mechanical Threshold Stress) と呼ぶ。複数以上の種類の障害物がある場合の定式化がKocksとMeckingによって試みられた^{10,11)}。その後、多くの研究がなされ、一般式として書くと次のようである。

$$\left(\frac{\sigma}{\mu}\right)^n = \left(\frac{\sigma_a}{\mu}\right)^n + \sum_{i=1}^r \left[S_i(\dot{\epsilon}, T) \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0}\right)^n \right] \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 μ は剛性率、 μ_0 は絶対零度における剛性率、 $\hat{\sigma}_i$ は

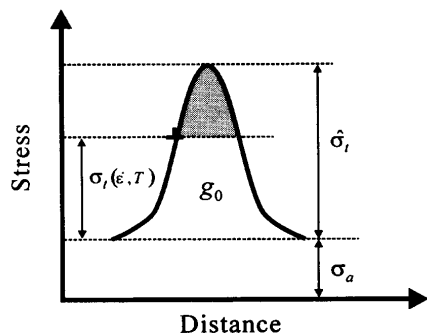


Fig. 1. Schematic illustration of thermal activation model for dislocation motion.

絶対零度における障害物 i を転位が乗り越えるため必要なMTS（熱的応力の最大値）である。 $S_i(\dot{\epsilon}, T)$ は任意のひずみ速度と温度における変形応力とMTSの比であり、熱活性化パラメータである。個々の障害物としてはパイエルス障害、転位林、侵入型固溶原子、置換型固溶原子、析出物などがある。指数 n は障害物の強さに依存する。FollansbeeらはNiおよびNi-C合金について $n=1$ と $n=1.5$ の場合を計算してその相違を検討している¹²⁾が、単相合金の場合には一般に $n=1$ と仮定される⁶⁾。そこで、本研究では障害物は降伏応力に関するパイエルス障害や固溶原子と加工硬化に関する転位間相互作用だけを考慮して、次のように仮定して解析した。

$$\frac{\sigma}{\mu} = \frac{\sigma_a}{\mu} + S_I(\dot{\epsilon}, T) \frac{\hat{\sigma}_I}{\mu_0} + S_D(\dot{\epsilon}, T) \frac{\hat{\sigma}_D}{\mu_0} \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 $\hat{\sigma}_I$ はパイエルス障害および固溶原子-転位間の相互作用などを合わせた降伏強度に関するMTS、 $\hat{\sigma}_D$ は転位間の相互作用（加工硬化）に関するMTSである。 $S_I(\dot{\epsilon}, T)$ と $S_D(\dot{\epsilon}, T)$ はそれぞれ降伏強さと加工硬化について任意のひずみ速度と温度における熱活性化の寄与で次のように表現される⁶⁾。

$$S_I(\dot{\epsilon}, T) = \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0I} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{0I}}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/q_I} \right]^{1/p_I} \dots\dots\dots(3)$$

$$S_D(\dot{\epsilon}, T) = \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0D} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{0D}}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/q_D} \right]^{1/p_D} \dots\dots\dots(4)$$

ここで、 k はボルツマン定数、 g_0 、 $\dot{\epsilon}_0$ 、 p および q は定数である。具体的な固溶強化理論等¹³⁾を採用すればこれらの値は理論的に与えられる。式(2)、(3)および(4)より次式が得られる。

$$\frac{\sigma}{\mu} = \frac{\sigma_a}{\mu} + \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0I} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{0I}}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/q_I} \right]^{1/p_I} \frac{\hat{\sigma}_I}{\mu_0} + \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0D} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\epsilon}_{0D}}{\dot{\epsilon}} \right)^{1/q_D} \right]^{1/p_D} \frac{\hat{\sigma}_D}{\mu_0} \dots\dots\dots(5)$$

ここで、右辺第1項は非熱的応力、第2および3項は熱的応力を示す。従来のKMモデルに準じた解析では非熱的応力はひずみに依存しないと仮定されていたが、最近、われわれはLarson-Millerパラメータを利用して非熱的応力をひ

[†] 低速引張試験においても変形初期（約2%までのひずみ）のひずみ速度は設定した速度より低かった^{8,9)}。ホプキンソン棒法の場合も変形にともなってひずみ速度は変化した^{8,9)}が、本論文では実験プログラムに設定したひずみ速度を用いて解析した。

ずみの関数、 $\sigma_a(\epsilon)$ として取り扱った⁷⁾。本論文でも $\sigma_a(\epsilon)$ とした。

転位組織形成は転位の蓄積と動的回復に依存する。ひずみが小さい場合($\epsilon < 1.0$)、Kocksは加工硬化率(Θ)を次のように与えた。

$$\Theta = \frac{d\hat{\sigma}_D}{d\epsilon} = \Theta_0 \cdot \left[1 - F\left(\frac{\hat{\sigma}_D}{\hat{\sigma}_{Ds}}\right) \right] \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 Θ_0 は変形初期の加工硬化率 (Stage IIの加工硬化率に相当する) で、加工硬化率への非熱的応力の寄与も加えると通常 $\mu/15 \sim \mu/20$ である。 $\hat{\sigma}_{Ds}$ はMTSの飽和値としてひずみ速度と温度に依存する。式(6)で $F(\hat{\sigma}_D/\hat{\sigma}_{Ds})$ が単純に $(\hat{\sigma}_D/\hat{\sigma}_{Ds})$ の場合には、積分すると次式が得られる¹⁴⁾。

$$\hat{\sigma}_D = \hat{\sigma}_{Ds} \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{-\Theta_0 \cdot \epsilon}{\hat{\sigma}_{Ds}}\right) \right] \dots\dots\dots (7)$$

式(7)を式(5)に代入すると、式(5)は σ と ϵ の関係式 (応力-ひずみ曲線)を与える。このような解析方法はKMモデルあるいはMTSモデルと総称されるが、その詳細は多様である。本論文では、加工硬化 (転位組織形成を含む)を上述のように取り扱ったが、後述のように十分とはいええず、今後、各種強化材の定式化を試みる過程でさらに検討を続けたい。

4. 実験および解析結果

4.1 真応力-真ひずみ曲線

試験温度 77K, 153K, 223K および 293K で、各ひずみ速度 $2 \times 10^{-2}/s$, $2 \times 10^{-1}/s$ および $2 \times 10^0/s$ で得られた真応力-真ひずみ曲線を Fig. 2 に示す。種々の試験条件で得られた真応力-真ひずみ曲線はほぼ平行である。ただし、77Kでの加工硬化率は他よりもやや大きく、これに関しては後で考察する。図中の高温側 (例えば 296K) においては連続降伏がみられるが、低温側では不連続降伏を呈している。

Fig. 3 にひずみ速度 $2 \times 10^3/s$ の 77K, 153K, 223K および 293K における真応力-真ひずみ曲線を示す。不均一変形 (リュウダース変形やネッキング) を起こしている可能性もあるが、ここでは Fig. 2 と同様に均一変形を仮定して真応力を求めた。変形開始直後にみられるピークは高速変形試験でよく現れる特徴で真の変形応力を表していない可能性が高い。ひずみ速度が $2 \times 10^3/s$ での加工硬化率はいずれにおいても Fig. 2 でみられた低速引張試験領域での加工硬化率より低いようである。

4.2 KM モデルによる変形応力の定式化

前節で示したように、ホプキンソン棒法による $2 \times 10^3/s$ の試験結果 (Fig. 3) は低速引張試験結果 (Fig. 2) に比べると

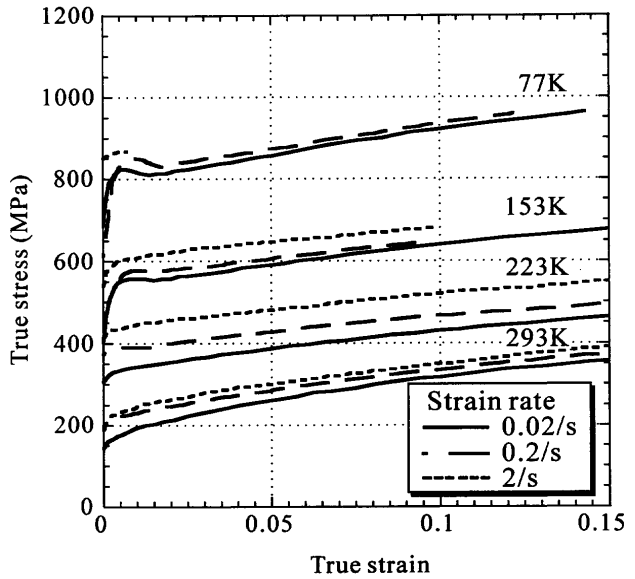


Fig. 2. True stress-true strain curves for the ultra low carbon steel at various temperatures and strain rates from $2 \times 10^{-2}/s$ to $2 \times 10^0/s$.

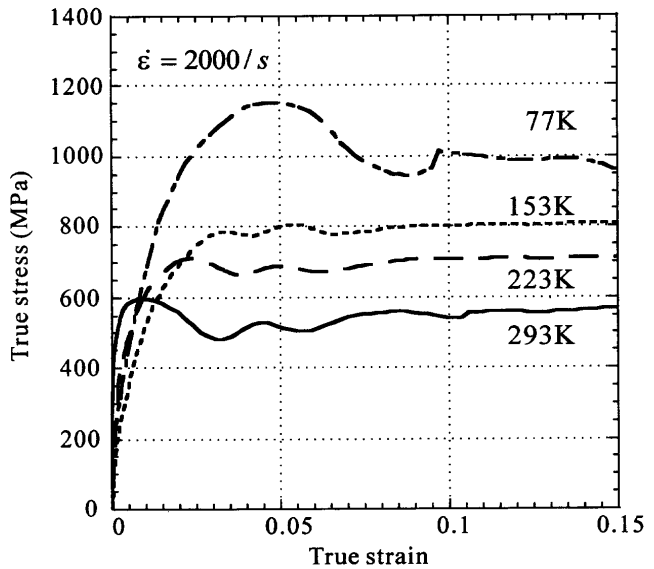


Fig. 3. True stress-true strain curves for the ultra low carbon steel at various temperatures and strain rate of $2 \times 10^3/s$.

信頼性が低い。そこで、Fig. 2の結果のみを用いてKMモデルの各種パラメータを以下のように決定した。

4.2.1 非熱的応力の決定

上述したように式(2)は非熱的応力と熱的応力の和である。前述したように、われわれは非熱的応力を決めるため、次式で与えられる Larson-Miller パラメータを利用した¹⁵⁾。

$$\xi = T(\ln \dot{\epsilon}_0 - \ln \dot{\epsilon}) \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 T は絶対温度を表す。Kocksによると $\dot{\epsilon}$ が $10^{-4}/s$ から $10^2/s$ の範囲では $8 < \ln(\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon}) < 35$ と考察されている¹⁶⁾。そこで、 $\dot{\epsilon}_0$ として $10^8/s$ を採用した。熱活性のみで障害物を乗り越えられる条件として $\xi = 20,000K$ を想定 (例えば、ひずみ速度 $10^{-3}/s$ においては 737K の試験温度の条件) し

て、そのときのひずみによる変形応力を非熱的応力として推定しようと考えた (Fig. 4の(a))。しかし、極低炭素鋼は常温以上で動的ひずみ時効を起こすため変形抵抗が増大するので、非熱的応力を推定することが難しい。動的ひずみ現象を計算に入れればよいわけであるが容易ではなく、常温高速変形においては動的ひずみ時効は無視できると思われる。そこで、本供試材とほぼ同じ組成でTiを添加したIF鋼を用いた広範囲な温度における実験結果(Fig. 4の(b)¹⁷⁾)より非熱的応力を $60+500\varepsilon$ (MPa)と推定して、本試料にも同じ値を適用した。

4.2.2 降伏強さに関する熱的応力の定式化 ($p_I, q_I, \dot{\varepsilon}_0, \hat{\sigma}_I$ および g_{0I} の決定)

Kocksは転位運動に対する障害物の抵抗を一般化するため、前述のMTSを導入した。しかし、絶対零度における

変形応力($\hat{\sigma}$)の測定は不可能であるから外挿法が利用される。外挿において $\hat{\sigma}$ の値は式(5)からわかるように、 p, q と $\dot{\varepsilon}_0$ の値に依存する。前出のFig. 1で p, q は障害プロファイルの形状を表し、 g_0 は活性化エネルギーを示す。従来の研究¹³⁾によると純鉄や極軟鋼の場合、フェライトの降伏強さを支配する機構は二重キック形成機構であり、 $p_I=0.5, q_I=1.0$ が報告されているのでこれらの値を用いた。

式(5)の右辺第2項は降伏強さ(0.2%耐力)から非熱的応力を差し引くことにより熱的応力を求めて決定した。すなわち、Fig. 5の(a)のように実験データをフィッティング(図は $p=0.5, q=1.0$ および $\dot{\varepsilon}_0=10^8/s$ の場合)すると、縦軸の切片($T=0K$)から $\hat{\sigma}_I=1093$ MPa、直線の傾きから $g_{0I}=0.11$ が求められた。Table 2をみると、これまで報告されている結果^{6,7,18)}と比べて $\hat{\sigma}_I$ が大きい、これはbcc金属ではパイ

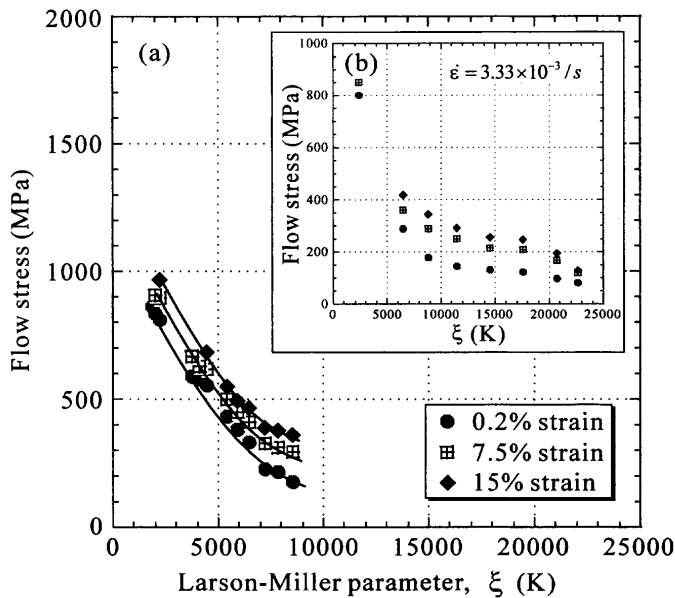


Fig. 4. Relationship between Larson-Miller parameter and flow stress at various strains.

Table 2. Parameters for the Kocks-Mecking model.

Parameter	α -Ti ⁶⁾	Ti-Fe-O ¹⁸⁾	SUS310S ⁷⁾	ULC
σ_0 (MPa)	50	300	130 + 1000 ε	60 + 500 ε
g_{0I}	0.292	0.25	0.14	0.11
p_I	1	1	0.5	0.5
q_I	2	1.67	1.5	1.0
$\hat{\sigma}_I$ (MPa)	905	1375	675	1093
g_{0D}	1.5	1.5	0.26	0.18
p_D	0.5	0.59	0.5	0.5
q_D	1.5	2	1.5	1.5
$\hat{\sigma}_D$ (MPa)	1200	1400	1000	350
Θ_0 (MPa)	3200	2400	1400	3700
$\dot{\varepsilon}_{0I}$	10^{10}	10^{10}	10^8	10^8
$\dot{\varepsilon}_{0D}$	10^7	10^7	10^8	10^8

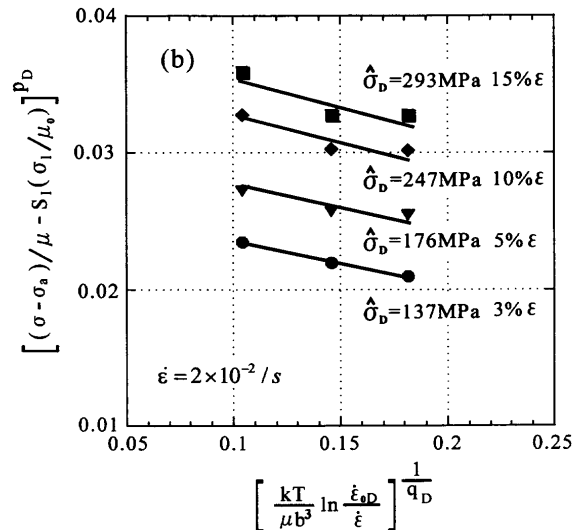
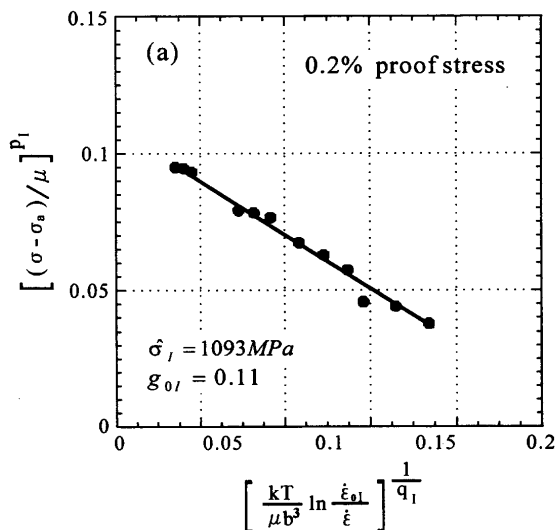


Fig. 5. Determination of parameters in Eqs. (5) and (9): (a) determination of $\hat{\sigma}_I$ and g_{0I} where $p_I=0.5$ and $q_I=1.0$, (b) determination of $\hat{\sigma}_D$ and g_{0D} where $p_D=0.5$ and $q_D=1.5$.

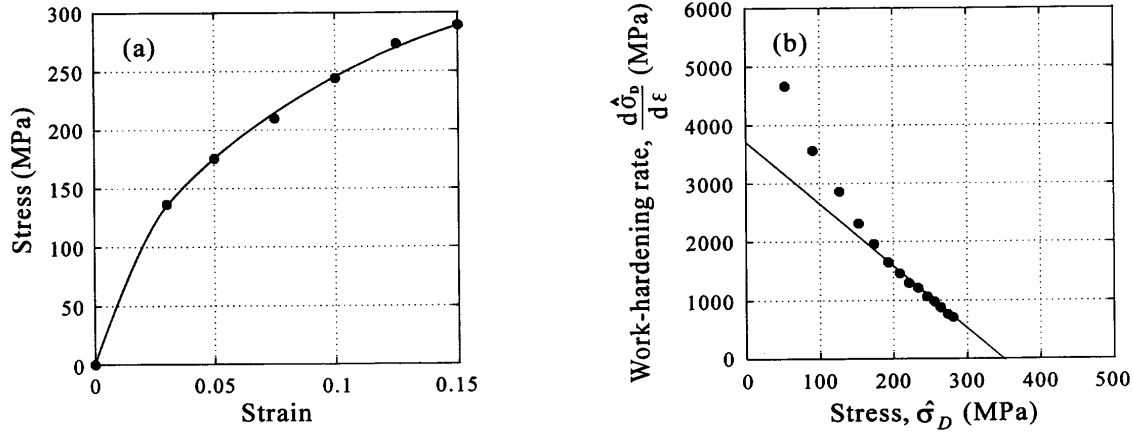


Fig. 6. Variation of the mechanical threshold stress characterizing dislocation/dislocation interactions (σ_D): (a) stress-strain curve, (b) work-hardening rate versus stress.

エルス応力が大きいことによると考えられる。

一般に実用材料においては $0 < p \leq 1.0$, $1.0 \leq q \leq 2.0$ と考えられている¹⁶⁾。本実験結果の場合, p_I を 0.1~1.0, q_I を 1.0~1.5 の間で変化させてフィッティング状態を吟味したところ, 連動して σ と g_0 を変化させれば比較的よいフィッティングが可能であったので, p_I , q_I , $\dot{\varepsilon}_0$, σ および g_0 の最適な組合せを実験結果のみから決定するのは難しいことがわかった。そこで, 本研究では二重キック形成機構に対応する $p_I=0.5$ と $q_I=1.0$ ¹³⁾ を採用し, σ_I および g_{0I} の値を決定した。

4.2.3 加工硬化の定式化

Fig. 5(b) はひずみ速度が $2 \times 10^{-2}/s$ で, 5%, 10% および 15% における変形応力を温度に対してプロットした結果である。転位間相互作用に対する Fig. 1 は転位組織に依存し, 転位組織はひずみの増加とともに変化する。したがって, p_D と q_D もひずみの関数になるであろうが, 本論文では簡単のため定数とした。そして, さまざまな障害物に対する代表的な値は $p=0.5$ と $q=1.5$ と言われていることから, ここでは $p_D=0.5$ と $q_D=1.5$ と仮定した¹⁶⁾。これらの値を用いて作図した Fig. 5(b) よりそれぞれのひずみにおける σ_D の値と g_{0D} を求めた。

Fig. 6(a) は Fig. 5(b) から得られた MTS とひずみの関係を示したものである。Fig. 6(a) の加工硬化率と MTS の関係を示したのが Fig. 6(b) である。この図において, 縦軸との交点より初期加工硬化率 (Θ_0) が約 3700 MPa, 横軸との交点より σ_{Ds} が 350 MPa として得られた。

Fig. 7 はひずみ速度が $2 \times 10^{-2}/s$ のときのさまざまな温度における加工硬化率と変形応力の関係である。この図で縦軸の切片は非熱的応力を含む初期加工硬化率 (Θ_0^*) である。この図より, Θ_0^* として約 4200 MPa (非熱的応力を差し引くと Fig. 6(b) のように 3700 MPa となる) が得られた。また, 横軸との切片は $S(\dot{\varepsilon}, T)$ と σ_{Ds} の積に対応する。

4.3 計算結果と実験結果の比較

上述の方法で求めた KM モデルのパラメータとこれまで

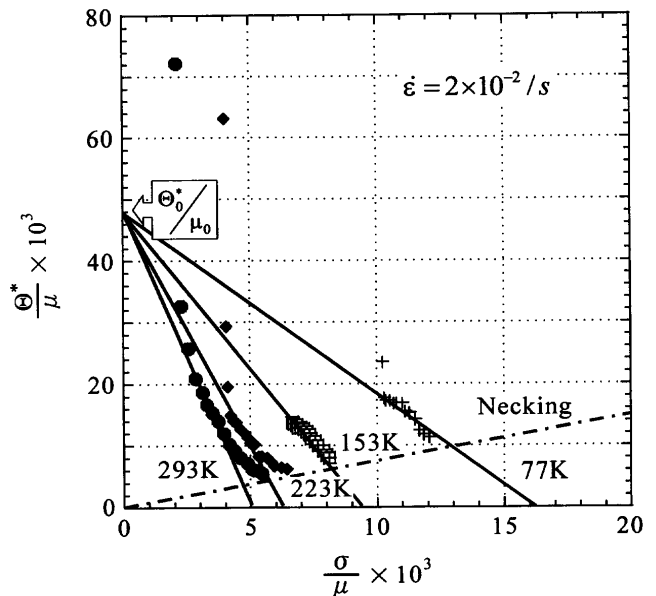


Fig. 7. Work hardening rate versus flow stress at various temperatures.

に報告されている結果^{6,7,18)}を Table 2 に示す。各パラメータ (Table 2) および μ の温度依存性 (88.7 GPa (0K), 86.3 GPa (77K), 84.2 GPa (153K), 82.4 GPa (223K) および 80.6 GPa (293K))¹⁹⁾を用いて変形応力を計算した結果を Fig. 8 に示す。図には Fig. 2 の実験結果も示してあり, いずれの温度でも両者はほぼ一致している。Fig. 2 を用いて KM モデルの各パラメータを決定したのでこの一致がよいほどうまく定式化されたことになる。

次に, Fig. 3 で示した高速変形応力の実験値と予測結果の比較を Fig. 9 に示す。実験値 (Line) と予測値 (Plot) はかなりよく一致している。すなわち, 低温・低ひずみ速度の引張試験法で得られた実験結果を用いて KM モデルのパラメータを決定すれば, 高速変形の変形応力-ひずみ曲線が予測可能である。ここで, 実験値と予測値の加工硬化挙動を詳しく比べると, 実験値ではひずみの増加にともなう加工硬化率の低下が大きい。この原因として①断熱変形によ

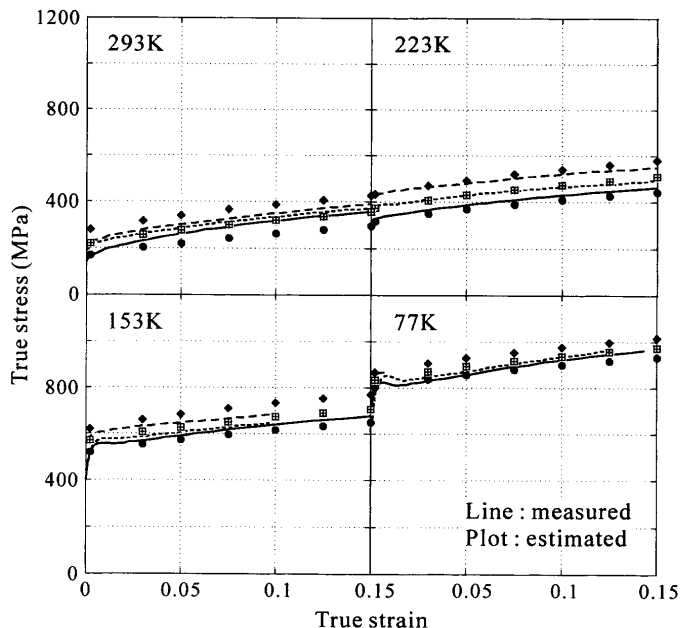


Fig. 8. Estimated plots and measured flow curves at various temperatures with strain rates from $2 \times 10^{-2}/s$ to $2 \times 10^0/s$.

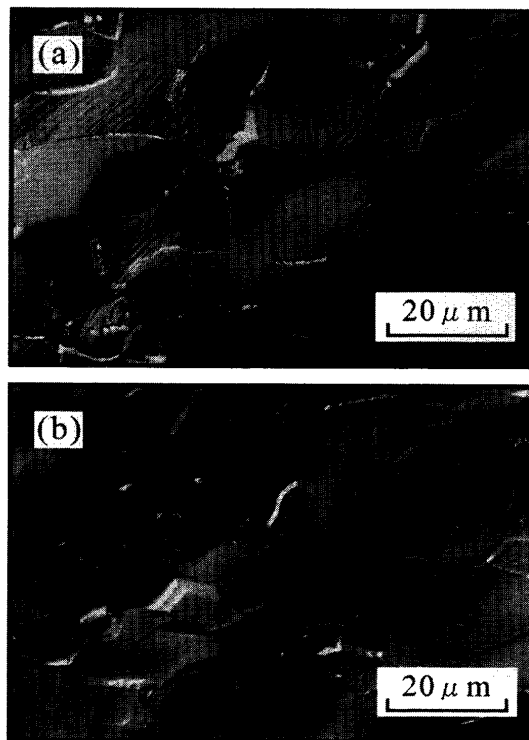


Fig. 10. Optical micrographs for the ultra low carbon steel strained by 10% with different strain rates: (a) $2 \times 10^{-2}/s$ and (b) $2 \times 10^3/s$.

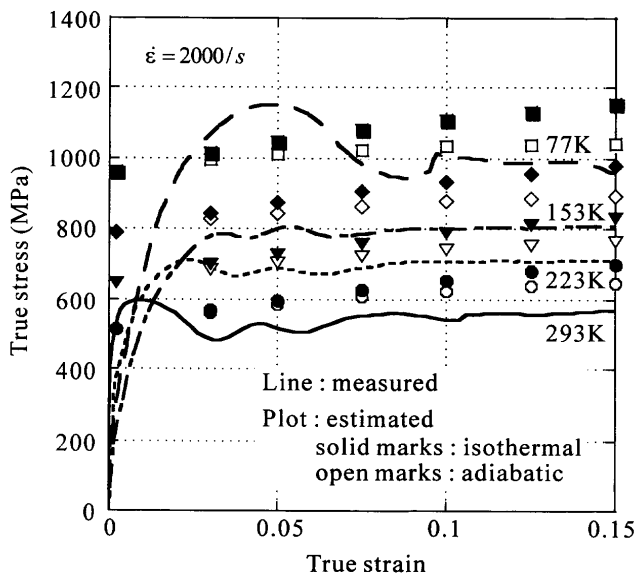


Fig. 9. Estimated plots and measured flow curves at various temperatures with a strain rate of $2 \times 10^3/s$; estimations were made for adiabatic and isothermal deformation.

る温度上昇と②変形組織形成の温度・ひずみ速度依存性が考えられる。これらについては次章で考察する。

5. 考察

5.1 高速変形中の温度上昇

高速変形試験中に発生する発熱が変形応力に及ぼす影響を検討する。次式のように変形による発熱量の95%が試料の温度上昇をもたらすと仮定⁴⁾して計算した。

$$T = T_0 + \frac{0.95}{\rho \cdot C_p} \int_0^e s(e) de \dots \dots \dots (9)$$

ここで、 T_0 は初期試験温度、 ρ は密度、 C_p は比熱であり、 s と e はそれぞれ公称応力、公称ひずみである。式(9)によれば極低炭素鋼の場合、常温で15%のひずみでは約25K、77Kで15%のひずみでは約45Kぐらい試験片の温度が上昇する。この発熱による変形中の温度上昇を考慮して再計算した結果をFig. 9に併記した。図を見ると等温条件での予測結果よりさらによく実験値と一致している。後述するように、われわれは高速変形試験中に発生する試料の温度上昇が転位運動の熱活性化過程を助け、変形応力低下させると考えている。

5.2 加工硬化の温度・ひずみ速度依存性

実験と予測の相違をもたらすもう一つの原因は、転位組織形成が変形履歴依存を有することと思われる。Fig.10はひずみ速度 $2 \times 10^{-2}/s$ (低速)および $2 \times 10^3/s$ (高速)で10%のひずみを与えたときの試料表面の光学顕微鏡観察例である。高速変形(b)ではすべり線が比較的一様に分布しているが、低速変形ではすべり線は集中し湾曲している。この両方の転位組織を観察した結果がFig.11である。高速変形では転位組織がFig.11(b)に示すようにセル化せずに一様分布する傾向がみられる。Fig.11の(a)と(b)の相違は低速と高速変形における転位組織形成の熱活性化機構(動的回復)を反映する結果である。この2種類の転位組織に対応するFig. 1の応力-距離曲線は異なるであろう。

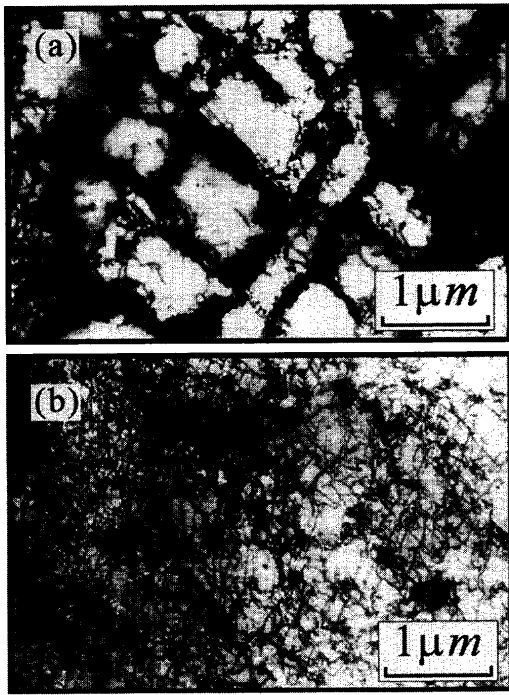


Fig. 11. TEM microstructures for the ultra low carbon steel strained by 10% with different strain rates: (a) $2 \times 10^{-2}/s$ and (b) $2 \times 10^3/s$.

高速変形で形成される転位組織はFig.11(b)のようにセル化しなかったことがFig. 3の低い加工硬化率の原因とは思われない；動的回復が遅れる高速変形の加工硬化率がひずみの増加とともに急速に小さくなるという実験事実 (Fig. 3) は組織形成過程に及ぼす熱活性化の影響からは説明できない。なぜならば、動的回復が遅れるほど加工硬化率のひずみ増加にともなう低下が抑制されると考えられるからである。したがって、Fig.11の(a)と(b)の二つの組織を転位が動くときの応力-距離曲線 (Fig. 1) には大きな差異がなく、高速変形中の発熱による温度上昇が転位運動の熱活性化による助け($S_D(\dot{\epsilon}, T)$)を変化させて、加工硬化率の低下をもたらしたと考える方が妥当であろう。

Fig.11(b)のような転位組織形成は常温高速変形と同様に低温低速変形でも観察されている^{17,20,21)}。そして、Fig. 11(b)のような変形組織を形成させた後に常温低速で変形させると急にセル化が進み変形応力が低くなる (加工軟化) という報告がある²⁰⁾。これを確認するにはひずみ時効の影響が懸念される本試料は適当とはいえない。そこで、ひずみ時効の関与しないIF鋼¹⁷⁾を用いて試験温度急変試験を行った。常温で $10^3/s \leftrightarrow 10^{-3}/s$ 程度のひずみ速度急変試験を行うのは困難であったので、ここでは試験温度を77K \leftrightarrow 293Kと変化させることにした。Fig.12にその結果を示す。図からわかるように7.5%ひずみ後に試験温度を変えても変形履歴の影響はあまりみられない。この結果もFig. 3でみられる低い加工硬化率が「形成される転位組織の相違が主因ではないこと」を示唆する。事実、Fig. 2を詳細に調べると77Kにおける加工硬化率は293Kにおける値よりも

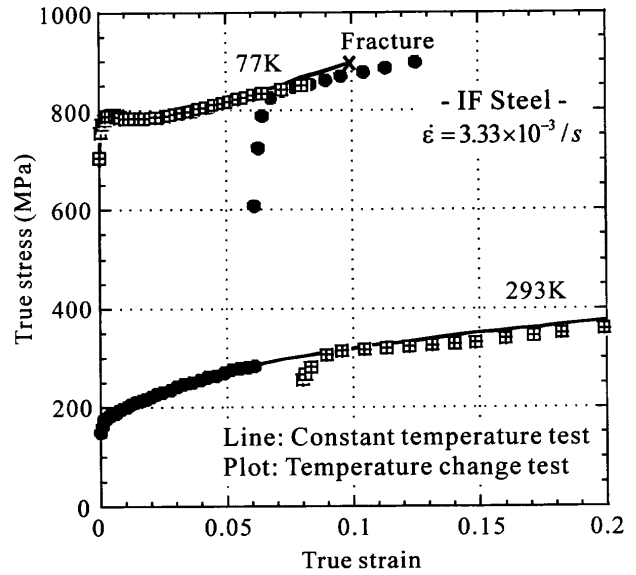


Fig. 12. Flow curves obtained with a strain rates of $3.33 \times 10^{-3}/s$ for an IF steel, where test temperature was changed either from 77K to 296K or 296K to 77K. For comparison, the results at constant temperatures were drawn by solid lines.

大きい (77K低速変形で形成される転位組織はFig.11(b)に似ている¹⁷⁾。

以上のことより、形成される転位組織の相違を考慮しなかった本解析法に変形中の温度上昇を取り入れるだけで、Fig. 3の高速変形応力は推定できるという結論に至った。ただし、本研究で対象としたひずみは約0.15までである。転位組織が異なるのは事実なので、さらに広範囲な変形条件へ拡張するには転位組織形成の定量的表現の導入が必要になるかもしれない。例えば、Kocksは式(7)の $\hat{\sigma}_{Ds}$ をひずみ速度と温度に依存する($\hat{\sigma}_{Ds}(\dot{\epsilon}, T)$)として、次式を提案している¹⁰⁾。

$$\ln\left(\frac{\hat{\sigma}_{Ds}}{\sigma_{Ds0}}\right) = -\frac{kT}{A} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_{s0}}{\dot{\epsilon}}\right) \dots\dots\dots(10)$$

ここで、 $\hat{\sigma}_{Ds0}$ は絶対零度での変形を仮定したときの飽和応力を表す。Fig.11に示したような二つの転位組織に対応するは本実験の範囲ではあまり変わらないと判断されたが、今後さらに詳細な検討を加える予定である。

5.3 ひずみ速度感受指数 (m値)

変形応力のひずみ速度依存性は、応力緩和試験やひずみ速度急変試験によってm値を求め、次式で簡単に表現されることが多い。

$$\sigma = \sigma_a + K\dot{\epsilon}^m \dots\dots\dots(11)$$

ここで σ_a は非熱的応力で前出のKMモデルと同じであり、結晶粒径やひずみの関数で与えられる。Kは $\dot{\epsilon}_0$ 、温度・ひずみなどの関数でmも温度に依存し、すべて実験で求めなければならない。式(11)を本研究で用いなかったのは以下

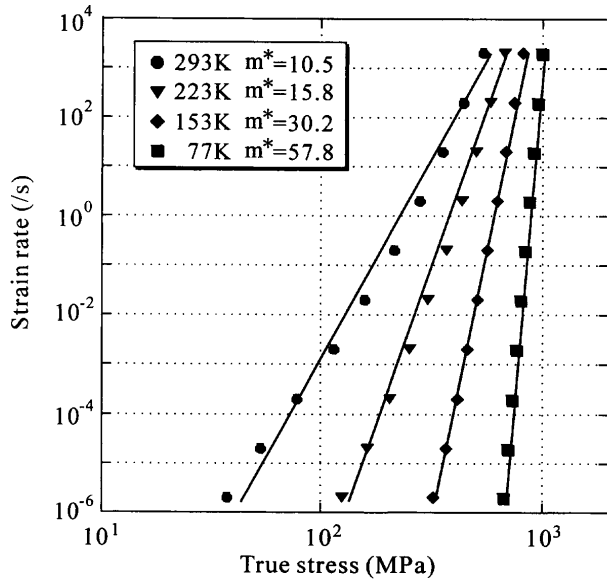


Fig. 13. Flow stress with strain of 5% calculated by the KM model at 77, 153, 223 and 293K where plotting was done in order to find strain rate sensitivity exponent (m^*).

の理由による。

- ① 塑性変形を単一の熱活性化過程で代表させるので、実験で求めた定数には変形機構に対応する物理的意味が薄い。そのため鋼の強化方法の検討などに利用しにくい。
- ② 常温の応力緩和には動的ひずみ時効の影響が入るので高速変形の予測には適さない。

しかし、式(11)はこれまでもよく用いられているので、KMモデルとの関係を考察しておくことは有意義である。そこで、Table 2の値を用いてKMモデルで5%変形応力を算出し、式(11)の $(\sigma - \sigma_0)$ を $\dot{\epsilon}$ に対して両対数プロットした結果がFig.13である。各温度ともに式(11)で近似することが可能であり、そのときの m 値は温度が低下するにつれて増加する妥当な値と思われる。したがって、式(11)は温度を指定したときの、KMモデルの近似式と考えてもよいであろう。

6. 結論

極低炭素鋼を用いて77~293Kにおいてひずみ速度 $2 \times 10^{-2} \sim 2 \times 10^3/s$ で引張試験を行い変形応力に及ぼす試験温度とひずみ速度の影響を調べた。これらをKocks-Mecking (KM)モデルを用いて解析した結果、次のような結論が得られた。

(1) KMモデルを用いると、常温以下低速の引張試験を用いてパラメータを決定すれば、 $10^3/s$ の高速変形応力を精度良く推定できる。

(2) 高速変形中は断熱変形状態に近く、発熱により試験片の温度が上昇する。この温度上昇を考慮し、KMモデルに入れると予測精度はさらに向上する。

(3) ひずみ速度が $10^3/s$ に増大すると降伏強さが増加するが、加工硬化率は減少する。転位組織形成は変形履歴(温度、ひずみ速度およびひずみ)に依存するので、加工硬化率低下の原因を試料の温度上昇と高速変形で形成される転位組織の特徴から考察した結果、温度上昇の影響が支配的であると結論された。

(4) KMモデルによる計算結果を簡便なひずみ速度依存式(m 乗式; m はひずみ速度感受指数)で整理することは可能であるが、温度や強化機構を考慮できるKMモデルの方が物理的背景が明瞭で発展性がある。

最後に、本研究遂行中に有益な討論と御助言をいただいた自動車材料の高速変形に関する研究会(日本鉄鋼協会: 主査福岡工業短大武智弘教授)の委員の方々および土田紀之博士(科学技術振興事業団)に感謝いたします。

文 献

- 1) 吉武明英: 自動車用材料の高速変形に関する研究会成果報告書, 日本鉄鋼協会, 東京, (2001), 5.
- 2) 渡辺憲一, 岩谷二郎, 岡野洋一郎: 自動車用材料シンポジウム-自動車の衝突安全性と高張力鋼板の高速変形特性, 日本鉄鋼協会, 東京, (1997), 73.
- 3) J.D.Campbell and W.G.Ferguson: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 63.
- 4) P.S.Follansbee and U.F.Kocks: *Acta Metall.*, **36** (1988), 81.
- 5) P.S.Follansbee and G.T.Gray III: *Metall. Trans. A*, **20A** (1989), 863.
- 6) D.R.Chihili, K.R.Ramesh and K.J.Hemker: *Acta Mater.*, **46** (1998), 1025.
- 7) N.Tsuchida, Y.Tomota, H.Moriya, O.Umezawa and K.Nagai: *Acta Mater.*, **49** (2001), 3029.
- 8) S.Takagi, K.Miura, O.Furukimi, T.Obara, T.Kato and S.Tanimura: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 748.
- 9) K.Miura, S.Takagi, O.Furukimi and S.Tanimura: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **47** (1998), 1053.
- 10) U.F.Kocks: *ASME J. Eng. Mater. Tech.*, **98** (1976), 76.
- 11) H.Mecking and U.F.Kocks: *Acta Metall.*, **29** (1981), 1865.
- 12) P.S.Follansbee, J.C.Huang and G.T.Gray III: *Acta Metall. Mater.*, **38** (1990), 1241.
- 13) T.Nojima: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **35** (1986), 1118.
- 14) E.Voce: *J. Inst. Met.*, **74** (1948), 537.
- 15) K.Ogawa and T.Nojima: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **37** (1988), 1171.
- 16) U.F.Kocks, A.S.Argon and M.F.Ashby: *Prog. Mater. Sci.*, **19** (1975).
- 17) J.H.Park and Y.Tomota: unpublished work, (2001).
- 18) N.Tsuchida, H.Moriya, Y.Tomota, O.Umezawa and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 84.
- 19) 金属材料の弾性係数, 日本機械学会, 丸善, 東京, (1996), 40.
- 20) S.Sakui: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **18** (1969), 579.
- 21) S.Ikeda: Ph.D. Thesis, Science University of Tokyo, Tokyo, (1971), 55.