多結晶体アルミニウムの変形下部組織について*

三 好 良 夫** 佐 賀 二 郎**

On Deformation Sub-structure of Polycrystalline Aluminum

by

Yoshio MIYOSHI and Jiro SAGA

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

The influence of deformation sub-structure on tensile properties was investigated on pure aluminum (99.9%) having the deformation sub-structure of various sizes formed by varying the amount of tensile prestrain.

The results obtained are summarized as follows;

(1) When the angle of misorientation between sub-grains varies with the sub-grain size, the flow stress increases parabolically with the inverse square root of the sub-grain size; and so Petch's relation does not hold true.

(2) When the angle of misorientation between sub-grains is constant independently of sub-grain size, Petch's relation holds true between the flow stress and the sub-grain size.

(3) The flow stress σ_f is proportional to the product of the square root of misorientation α and the inverse square root of the sub-grain size t , as expressed by a linear equation

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_M \alpha^{1/2} t^{-1/2}.$$

(4) The flow stress σ_f increases with increasing excess dislocation density D_b . This relation can be expressed by a linear equation

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_b^{1/2}$$

which is of the same form with that derived from the work-hardening theory.

(5) The tensile strength could be expressed by a linear function of the inverse square root of the sub-grain size.

(Received July 28, 1976)

1 緒 言

実用材料としての多結晶体金属は、ほとんどの場合に、その強度を増すために冷間加工や熱処理が施される。この場合これらの処理過程に形成される下部組織が金属の強化につながるものと考えられている。したがって、下部組織による金属の強化機構を解明するためには、まず、その組織が金属の機械的性質に及ぼす影響を定量的に把握することが必要である。

このような観点から、筆者らは、これまでに多結晶体アルミニウムに種々の引張前ひずみを与えた後に加熱を行い、その回復過程に形成された下部組織と機械的性質について調べてきた。その結果を略述すると、前ひずみ後の加熱時間が短いと、流れ応力 σ_f は亜結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ に対して曲線的に増加

し、それらの間には、Ball が指摘するような Petch の関係、

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_s t^{-1/2} \quad (1)$$

は成立しない。しかし、加熱時間が長くなるにつれて、流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係が直線関係に近づき、(1) 式が成立するようになる。

それに対して、流れ応力 σ_f を転位林理論より導いた式、

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_M \alpha^{1/2} t^{-1/2} \quad (2)$$

で整理すると、流れ応力は、加熱時間に関係なく、亜結晶粒間の方位差 α の平方根と亜結晶粒寸法 t の平方根の逆数との積に比例して増加し、それらのあいだにはよい直線関係が得られた。また、流れ応力 σ_f と亜結晶粒界の過剰転位密度 D_b のあいだに、加工硬化理論より導かれた流れ応力と転位密度の関係と同様な式、

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_b^{1/2} \quad (3)$$

が成立することが明らかとなった。

しかしながら、これらの結果は加熱により形成され

* 本報を「金属の機械的性質と下部組織に関する研究 (第2報)」(Study on Sub-structure and Mechanical Properties of Metals, II) とする。

原稿受理 昭和51年7月28日

** 正 会 員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

た下部組織についてのものである。それゆえ、その結果が加工などにより形成される変形下部組織に対しても適用できるかどうかは明らかでない。

そこで、本研究では、金属の強化方法の中で最も一般的な冷間加工などによる加工強化と密接な関係がある変形下部組織と機械的性質の関係について調べた結果を報告する。

2 実験方法

用いた試験片は純度99.9%の市販の純アルミニウム冷間圧延板を JIS 5号引張試験片に準じた形状(幅20 mm, 厚さ2 mm)に仕上加工したものである。試験片の結晶粒寸法は350℃で2時間, 450℃で2時間, 550℃で3時間の3種類の条件下で再結晶させて調整した。得られた結晶粒寸法は約40 μ , 50 μ , 70 μ の3種類である。

変形下部組織は、室温で、5%~20%の引張前ひずみを与えることにより形成させた。引張速度は8 $\times$ 10⁻²mm/secである。

変形下部組織の観察は、引張前ひずみを与えた各試験片の表面層を電解研磨により約200 μ 除去した後、細束X線法により行った。使用したX線源は銅対陰極で、回折格子面は(422)、線源の焦点寸法は20 μ $\times$ 60 μ 、コリメータは100 $\mu\phi$ のダブルピンホールである。なお、管電圧および管電流は50 kV, 400 μ Aである。

亜結晶粒寸法 t の算出は平・林の方法により、次式から求めた。

$$t = v^{1/3} = d \cdot (\pi/4)^{1/3} \cdot m_t^{-2/3} \cong d \cdot m_t^{-2/3} \quad (4)$$

ここで、 v は亜結晶粒の体積、 d は変形前の結晶粒寸法、 m_t は回折弧内の斑点の数である。

結晶粒内の全方位差 β は Hirsch⁸⁾の方法を用いて次式により算出した。

$$\sin(\beta/2) = \cos \theta \cdot \sin(\gamma/2) \quad (5)$$

ここで、 θ は Bragg の回折角で、 γ は回折弧がフィルム中心に張る角度である。

亜結晶粒界の過剰転位密度 D_b は、亜結晶粒寸法 t と全方位差 β を用い、亜結晶粒の方位が一樣分布をなすと仮定して、次式より計算した。

$$D_b = \beta/bd \quad (6)$$

ここで、 b はバーガースペクトルである。

流れ応力 σ_f は再負荷時の応力-ひずみ曲線より、例えば、0.2%の塑性ひずみを与えるに要する公称応力を0.2%流れ応力として求めた。

引張強さ σ_B は再負荷時の最大荷重を P 、前ひずみを与えた後の試験片の断面積を A として、次式より求めた。

$$\sigma_B = P/A \quad (7)$$

3 実験結果および考察

3.1 亜結晶粒寸法, 全方位差

Fig. 1. Relation between sub-grain size t and tensile pre-strain ε . (d stands for original grain size)

Fig.1 は亜結晶粒寸法 t と前ひずみ量 ε の関係を示したものである。亜結晶粒寸法は前ひずみ量の増加につれて減少する。その減少は前ひずみ量が約10%までは急激であるが、それ以上ではゆるやかとなる。この傾向は従来の実験結果¹⁾²⁾¹⁰⁾ともよく一致している。また、同一前ひずみ量における亜結晶粒寸法は変形前の結晶粒寸法の大小により差があり、結晶粒寸法の小さい試験片ほど小さい。しかし、前ひずみ量が大きくなると、結晶粒寸法による亜結晶粒寸法の差は小さくなる。

Fig.1 より、亜結晶粒寸法 t と前ひずみ量 ε の関係は、さきの結果と同様に、次式により近似することができる。

$$t = a\varepsilon^{-1} + b \quad (8)$$

ここで、 a 、 b は変形前の結晶粒寸法に依存する定数である。これらの数値は Fig.1 内に示してある。

Fig.2 は全方位差 β と前ひずみ量 ε の関係を示したものである。ただし、Fig.2 内の各点は2本の試験片

Fig. 2. Relation between total misorientation β and pre-strain ε .

の平均値である。全方位差は与えた前ひずみ量の大きい試験片ほど大きい。また、与えた前ひずみ量と同じであれば、変形前の結晶粒寸法の大小に¹⁰⁾関係なくほぼ同じ値を示す。この結果は従来の結果ともよく一致している。

3・2 亜結晶粒界の過剰転位密度

Fig. 3 は亜結晶粒界の過剰転位密度 D_b と前ひずみ量 ε の関係（2本の試験片の平均値）を示したものである。

Fig. 3. Relation between excess dislocation density D_b and pre-strain ε .

過剰転位密度は前ひずみ量の増加につれて高くなり、前ひずみ量が約5%から約20%では、それらのあいだに比例関係が成立し、次式で近似することができる。

$$D_b = e\varepsilon - f \quad (9)$$

ここで、 e 、 f は変形前の結晶粒寸法に依存する定数である。これらの数値は Fig. 3 内に示した。

また、過剰転位密度は、与えた前ひずみ量と同じであっても、変形前の結晶粒寸法により差があり、結晶粒寸法の小さい試験片ほど高い。その増加割合も結晶粒寸法の小さい試験片のほうが大きくなっている。この結果はさきの結果ともよく一致している。このことにより、結晶粒寸法の異なる試験片に同じ量の前ひずみを与えた場合、亜結晶粒界は結晶粒寸法の小さいもののほど形成されやすいといえる。

3・3 亜結晶粒寸法と流れ応力の関係

Fig. 4 は、前ひずみを与えて形成させた変形下部組織が再負荷時の流れ応力に及ぼす影響を調べるために、0.2%流れ応力 σ_f と亜結晶粒寸法 t の関係を示したものである。流れ応力値は、変形前の結晶粒寸法が同じであっても、粒内に形成された亜結晶粒の大きい試験片ほど小さくなる。この傾向は再負荷時の塑性ひずみ量が1%、5%と大きくなっても同じである。

また、Fig. 4 で、変形前の結晶粒寸法の異なる試験片

Fig. 4. Relation between 0.2% flow stress σ_f and sub-grain size t .

が同じ亜結晶粒寸法を有する場合の流れ応力値を比較すると、結晶粒寸法の大きいものほど大きい。そこで、Fig. 1 より、結晶粒寸法の異なる試験片に同じ寸法の亜結晶粒を形成させるに要する前ひずみ量を調べてみる。すると、必要な前ひずみ量は結晶粒寸法の大きい試験片ほど大きくなっている。例えば、約4μの亜結晶粒を形成させるに要する前ひずみ量は結晶粒寸法が約70μの試験片では約20%となり、結晶粒寸法が約40μのものでは約10%となる。これらの前ひずみ量における亜結晶粒界の過剰転位密度は、Fig. 3 より、それぞれ $D_b = 1.6 \times 10^9$ 、 1×10^9 lines/cm² となり、やはり、結晶粒寸法の大きい試験片のほうが高くなっている。

このように、結晶粒内に形成された亜結晶粒寸法が同じであっても、亜結晶粒界の過剰転位密度は結晶粒寸法の大きい試験片ほど高くなっている。それで、亜結晶粒寸法が同じであっても、結晶粒寸法の大きいものほど流れ応力値が大きくなったと考えられる。しかし、前ひずみを与えた後に加熱を行った、さきの実験¹⁾においては、本実験と同様に、亜結晶粒寸法が同じ場合の亜結晶粒界の過剰転位密度は結晶粒寸法の大きいものほど高くなっていたにもかかわらず、流れ応力値は結晶粒寸法に関係なくほぼ同じであった。

これらのことより、同じ寸法の亜結晶粒を有する材料の流れ応力値がその変形前の結晶粒寸法により異なる現象を説明するためには亜結晶粒界の転位密度のみならず亜結晶粒内の転位密度やその分布状態をも考慮することが必要と思われる。

転位の集積理論によれば、流れ応力 σ_f と亜結晶粒寸法 t の関係は(1)式で表されるように直線関係となるはずである。

Fig. 5 は Fig. 4 の結果を横軸に亜結晶粒寸法 t の平方根の逆数にとって整理したものである。流れ応力 σ_f は、さきの前ひずみ後の加熱時間が短い場合と同様に、 $t^{-1/2}$ に対して曲線的に増加し、それらのあいだに直線関係は成立しない。そこで、Fig. 5 の流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係を与えた前ひずみ量ごとに整理してみた。

Fig. 5. Relation between 0.2% flow stress σ_f and inverse square root of sub-grain size t .

Fig. 6 (a), (b)は流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係を前ひずみ量5%と20%に対して示したものである。このように表示すると流れ応力は亜結晶粒寸法の平方根の逆数に比例して増加し、それらのあいだにより直線関係が成立している。ここでは、前ひずみ量が5%, 20%のみについて示したが、前ひずみ量が10%, 15%についても同様であった。⁵⁾

一方、転位林理論によれば、流れ応力 σ_f は亜結晶粒間の方位差 α と亜結晶粒寸法 t の関数となり、次式で表される。

$$\sigma_f = \sigma_0 + \{1.6G\sqrt{b\alpha}/2\pi(1-\nu)\}t^{-1/2} \quad (10)$$

ここで、 σ_0 は摩擦応力で、 G は剛性率、 ν はポアソン比である。(10)式において、

$$K_s' = 1.6G\sqrt{b\alpha}/2\pi(1-\nu)$$

とおけば、

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_s' t^{-1/2} \quad (11)$$

と書け、(1)式と同形となる。しかし、(11)式の係数 K_s'

(a) Pre-strain $\epsilon=5\%$ (b) Pre-strain $\epsilon=20\%$
Fig. 6. Relation between flow stress σ_f and inverse square root of sub-grain size t for given pre-strain ϵ .

は亜結晶粒間の方位差の平方根 $\sqrt{\alpha}$ に依存して変化する。それゆえ、(11)式で、流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係が直線で表されるためには、亜結晶粒寸法の大小に関係なく、方位差 α が一定でなければならない。

ところが、全方位差 β は、Fig. 2 に示したように、前ひずみ量の増加につれて増大するので、亜結晶粒間の方位差 α も前ひずみ量が大きくなれば増大する。それゆえ、Fig. 5 のように、前ひずみ量に関係なく、流れ応力 σ_f を亜結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ に対してプロットすると、それらの関係は曲線的に変化することになる。

これに対して、与えた前ひずみ量が同じであれば、全方位差は変形前の結晶粒寸法に関係なくほぼ同じ値を示すので、亜結晶粒間の方位差 α に対しても同様なことが考えられる。そこで、亜結晶粒の方位が一様分布をなすとして、Fig. 2 の全方位差 β より次式⁹⁾

$$\alpha = \beta t/d \quad (12)$$

を用い、亜結晶粒間の方位差 α を求めた。求めた各前ひずみ量における方位差は、全方位差と同様に、結晶粒寸法に関係なくほぼ同じであった。このように、前ひずみ量が同じであれば、亜結晶粒寸法の大小に関係なくそれらのあいだの方位差はほぼ同じである。それで、Fig. 6 のように、流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係を前ひずみ量ごとに整理した場合には(1)式が適用できたものと思われる。

しかしながら、各前ひずみ量ごとに求めた(1)式の σ_0 と K_s の値は、Table I に示すように、前ひずみ量によって異っている。

それゆえ、本実験のように前ひずみ量を変えて亜結晶粒寸法を変化させた場合には亜結晶粒間の方位差も前ひずみ量とともに変化する。このような下部組織と流れ応力の関係に対しては亜結晶粒寸法だけではなくそれらのあいだの方位差をも考慮する必要がある。

いま、(10)式で、

$$K_M = 1.6G\sqrt{b}/2\pi(1-\nu) \quad (13)$$

とおけば、流れ応力 σ_f は、(2)式のように、亜結晶粒間の方位差の平方根 $\alpha^{1/2}$ と亜結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ の積の関数となる。

Fig. 7 は流れ応力 σ_f を(13)式により求めた方位差を用いて、 $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ に対してプロットしたものである。

Fig. 7 において、流れ応力は $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ に比例して増加しており、それらのあいだにより直線関係が成立している。

また、求める流れ応力が同じ塑性ひずみ量に対するものであれば、流れ応力 σ_f と $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ の関係は変形前の結晶粒寸法に関係なく1本の直線で表される。

Table II は Fig. 7 の各直線の切片とこう配より求めた(2)式の σ_0 と K_M の値を示したものである。 σ_0 の

Table I. Values of σ_0 and K_S in equation $\sigma_f = \sigma_0 + K_S t^{-1/2}$.

(a) Pre-strain $\epsilon=5\%$		
Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_S ($\mu\text{m}^{1/2}$ kg/mm ²)
0.2	2.83	4.74
1	3.73	4.65
5	4.40	5.99
(b) Pre-strain $\epsilon=10\%$		
Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_S ($\mu\text{m}^{1/2}$ kg/mm ²)
0.2	4.01	3.75
1	4.38	3.46
5	5.40	4.08
(c) Pre-strain $\epsilon=15\%$		
Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_S ($\mu\text{m}^{1/2}$ kg/mm ²)
0.2	5.17	2.39
1	6.13	2.07
5	6.83	2.00
(d) Pre-strain $\epsilon=20\%$		
Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_S ($\mu\text{m}^{1/2}$ kg/mm ²)
0.2	5.51	2.38
1	6.38	2.08
5	6.91	2.08

Fig. 7. Relation between flow stress σ_f and product of square root of misorientation α and inverse square root of sub-grain size t .Table II. Values of σ_0 and K_M in equation $\sigma_f = \sigma_0 + K_M \alpha^{1/2} t^{-1/2}$.

Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_M ($\mu\text{m}^{1/2}$ kg/mm ²)
0.2	3.60	43.6
1	4.50	41.1
5	5.80	30.8

値は再負荷時の塑性ひずみ量の増加につれて増大する。 σ_0 は結晶中を転位が運動するときの摩擦力に相当するものであるから、塑性ひずみ量の増加に伴う σ_0 の

増大は再負荷過程における亜結晶粒内の転位密度の増大によるものと思われる。

一方、 K_M は再負荷時の塑性ひずみ量の増加につれて減少する。流れ応力 σ_f と結晶粒寸法 d の関係が Petch の式、 $\sigma_f = \sigma_0 + K d^{-1/2}$ で整理できる Cu, Al, Ag などの f. c. c 金属でも、本実験における K_M と同様に、係数 K が塑性ひずみ量の増加につれて減少することが報告されている。Li は、この係数 K の減少は変形中に増加する転位が再配列して亜結晶粒界を形成したり、異符号の転位が合体消滅するために起る動的回復によるとしている。本実験では、前ひずみを与えることにより、すでに、亜結晶粒界は形成されているが、再負荷過程で、その亜結晶粒界がさらに発達する。

そのために、係数 K_M が塑性ひずみ量の増加につれて減少したものと思われる。このことは、さきの前ひずみ後に加熱を行った高純度 Al について求めた K_M の値が Table II の値の約 1/3 と小さくなっていることから推察できる。

3・4 過剰転位密度と流れ応力の関係

Fig. 8 は前ひずみを与えた後の試験片について求めた亜結晶粒界の過剰転位密度 D_b と再負荷時の流れ応力 σ_f の関係を示したものである。

Fig. 8. Relation between flow stress σ_f and excess dislocation density D_b .

Fig. 8 より、流れ応力は亜結晶粒界の過剰転位密度が高くなるにつれて曲線的に増加する。また、流れ応力は過剰転位密度のみに依存し、Fig. 4 の流れ応力と亜結晶粒寸法の関係で認められたような、流れ応力値に対する変形前の結晶粒寸法の依存性は認められない。

さきの前ひずみを与えた後加熱を行った実験において、流れ応力 σ_f と過剰転位密度 D_b の関係が、加工硬化理論より導かれた流れ応力と転位密度の関係式と同様な、(3)式で表されることを示した。

Fig. 9 は流れ応力 σ_f と過剰転位密度 D_b の平方根の関係を示したものである。流れ応力は、さきの実験と同様に、過剰転位密度の平方根に比例して増加し、

Fig. 9. Relation between flow stress σ_f and square root of excess dislocation density D_b .

Table III. Values of σ_0 and α' in equation $\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_b^{1/2}$.

Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	α'
0.2	3.60	0.96
1	4.50	0.89
5	5.80	0.67

それらのあいだにより直線関係が成立する。

Table III は, Fig. 9 の各直線の切片とこう配より求めた, (3)式の σ_0 と α' の値を示したものである。(α' の計算には $G = 2.7 \times 10^3 \text{ kg/mm}^2$, $b = 2.82 \times 10^{-8} \text{ cm}$ を用いた)。

Table III において, σ_0 の値は, Table II に示した σ_0 と同様に, 再負荷時の塑性ひずみ量の増加につれて増加し, 各塑性ひずみ量における σ_0 の値もよく一致している。それゆえ, 塑性ひずみ量の増加に伴う σ_0 の変化に対しては Table II に示した σ_0 に対すると同様な考えが適用できるものと考えられる。

一方, α' の値も, Table II に示した K_M と同様に, 再負荷時の塑性ひずみ量が増加するにつれて減少する。しかし, 同一塑性ひずみ量における α' の値は, さきの実験で得た値 0.39, 0.37 よりも大きい。

α' の値は, 金属の種類, 純度, 変形温度, 転位の種類やその分布状態によって異なるといわれている。そして, 金属の純度が同じである場合には, 変形温度が低くなるにつれて α' の値は大きくなる。また, 転位が, 主に, らせん転位であって, その分布が均一になっている場合にも α' の値は大きくなるとされている。それに対して, α' が小さくなるのは, セル構造または板状のタングルが存在する場合であるとされている。これらのことから, 本実験における塑性ひずみ量の増加に伴う α' の値の減少は前ひずみを与えることにより形成された亜結晶粒界が再負荷過程でさらに発達するためと思われる。また, さきの実験では, 前ひずみ後に加熱を行っているので, 形成された亜結晶粒界は, 本実験のように, 前ひずみを与えたままのもの

のよりはよく発達している。そのために, α' の値がここで求めたものよりも小さくなったものと考えられる。しかしながら, 本実験では細束 X 線法により求めた過剰転位密度と流れ応力の関係を考えているので, α' の値およびさきの K_M の値をも含めて, それらの大小を議論するためには透過電子顕微鏡などによる直接観察の結果をもあわせて検討することが必要であると思われる。

3.5 亜結晶粒寸法と引張強さの関係

Fig. 10 は, 再負荷時の引張強さに対する変形下部組織の影響を調べるために, (7)式で定義した引張強さ σ_B を亜結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ との関係で整理したものである。引張強さは, さきの実験と同様に, 亜結晶粒寸法の平方根の逆数に比例して増加し, それらのあいだにより直線関係が成立する。また, 引張強さは, 変形前の結晶粒寸法が異っていても, 形成された亜結晶粒寸法が同じであればほぼ同じ値を示す。

Fig. 10. Relation between tensile strength σ_B and inverse square root of sub-grain size t .

引張強さ σ_B と亜結晶粒寸法 t の関係は, Petch の式と同形の式,

$$\sigma_B = \sigma_{B_0} + K_B t^{-1/2} \quad (14)$$

で近似できる。(14)式における, σ_{B_0} , K_B の定数は Fig. 10 内に示してある。

4 結 言

引張前ひずみ量を変化させることにより形成させた種々の大きさの変形下部組織を有する純アミルニウム (99.9%) について, 変形下部組織が流れ応力, 引張強さなどの引張性質に及ぼす影響について調べた。

その結果を要約すると次のようである。

(1) 亜結晶粒間の方位差が亜結晶粒寸法の大小により変化するときは, 流れ応力は亜結晶粒寸法の平方根の逆数に対して曲線的に増加する。それゆえ, Petch の関係は成立しない。

(2) 亜結晶粒間の方位差が亜結晶粒寸法の大小に無関係に一定のときは, 流れ応力と亜結晶粒寸法のあいだに Petch の関係が成立する。

(3) それゆえ, 流れ応力 σ_f は亜結晶粒間の方位差

α と亜結晶粒寸法 t に関係づけられ、転位林理論より導いた次式により表される。

$$\sigma_f = \sigma_0 + K_M \alpha^{1/2} t^{-1/2}.$$

(4) また、流れ応力 σ_f は過剰転位密度 D_b の平方根に比例して、それらの関係は加工硬化理論より導かれた式と同形の式、

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_b^{1/2}$$

により表される。

(5) 引張強さ σ_B は亜結晶粒寸法 t の平方根の逆数に比例して増大し、それらの関係は Petch の式と同形の式 $\sigma_B = \sigma_{B0} + K_B t^{-1/2}$ により表される。

(昭和50年7月18日 第12回材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 佐賀二郎, 三好良夫, 日本機械学会論文集, **39**, 79 (1973).
- 2) 佐賀二郎, 三好良夫, 塑性と加工, **15**, 619 (1974).
- 3) Ball, C. J., Phil. Mag., **2**, 1011 (1957).
- 4) Ball, C. J., J. Iron and Steel Inst., **191**, 232 (1959).
- 5) Li, J. C. M., Trans. Met. Soc. AIME, **227**, 239 (1963).
- 6) Weidersich, H., J. Metals., **16**, 425 (1964).
- 7) 平 修二, 林 建吉, 日本機械学会論文集, **33**, 1 (1967).
- 8) Hirsch, P. B., and J. N. Kellar, Acta Cryst., **5**, 162 (1952).
- 9) Gay, P., P. B. Hirsch, and A. Kelly, Acta Met., **1**, 315 (1953).
- 10) Kelly, A., Acta Cryst., **7**, 554 (1954).
- 11) Petch, N. J., J. Iron and Steel Inst., **174**, 25 (1953).
- 12) Carreker, R. P., and W. R. Hibbard, Acta Met., **1**, 654 (1953).
- 13) Carreker, R. P., AIME Trans., **209**, 112 (1957).