多結晶体アルミニウムの再結晶過程に 発達した下部組織について*

三 好 良 夫** 佐 賀 二 郎**

On the Sub-structure of Polycrystalline Aluminum Developed
during Recrystallization Process

by

Yoshio MIYOSHI and Jiro SAGA

(Faculty of Engineering Science, Osaka University, Toyonaka)

The influence of the sub-structure developed during the recrystallization heat treatment on tensile properties was investigated on high-purity aluminum (99.99%) having the sub-structure of various sizes. These sub-structures were introduced by adopting different annealing temperatures and times suitable to the given prestrain.

The results obtained are summarized as follows;

- (1) The flow stress σ_f is related to the sub-grain size t by the Petch's equation

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

where the value frictional stress σ_0 becomes negative when the amount of re-strain is small, such as 0.2%.

- (2) The flow stress σ_f is related to the product of the square root of misorientation α and the inverse square root of sub-grain size t by a linear equation

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

which can be derived from the dislocation forest theory.

- (3) The flow stress σ_f increases with the excess dislocation density D_b . This relation is expressed by a linear equation

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

which is of the same form as that introduced from the work-hardening theory.

- (4) The tensile strength is expressed by a linear function of the inverse square root of the sub-grain size t .

(Received Apr. 26, 1977)

キー・ワード：純アルミニウム，機械的性質，下部組織，細束X線

1 緒 言

筆者らは，下部組織による金属の強化機構を解明するために，多結晶体アルミニウムを用い，その機械的性質と下部組織の関係についての一連の研究を行っている。

¹⁾²⁾ 既報では，引張前ひずみを与えることにより形成させた変形下部組織や前ひずみ後に加熱を行って形成させた回復下部組織と機械的性質について検討した。その結果，変形下部組織や，前ひずみ後の加熱時間が短い回復下部組織を有する試料では，流れ応力 σ_f が亜

結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ に対して曲線的に変化し，それらの間には，Ball³⁾⁴⁾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，前ひずみ後の加熱時間が長くなるにつれて，流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の関係が曲線から直線に近づき，(1)式が成立するようになることが明らかとなった。そして，その理由も流れ応力に対する亜結晶粒間の方位差の影響を考えることにより説明できたが，まだ結論を得るにはいかなかった。

¹⁾ そこで，本研究では，前報で用いたと同じ高純度アルミニウム (99.99%) に種々の引張前ひずみを与えた後，再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させた下部組織が再負荷時の機械的性質に及ぼす影響に

* 本報を「金属の機械的性質と下部組織に関する研究 (第3報)」(Study on Sub-structure and Mechanical Properties of Metals, III) とする。

原稿受理 昭和52年4月26日

** 正 会 員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町

ついて検討した結果を報告する。

2 実験方法

本実験で用いた試料の化学組成、試験片の形状・寸法ならびにその平均結晶粒寸法は前報¹⁾で用いたものと全く同じである。

下部組織は試験片に室温で5～20%の引張前ひずみを与えた後に、Table I に示すような条件で、再結晶が起る直前まで焼なましを行い、空冷することにより形成させた。なお、保持時間は細束X線写真上に再結晶粒からのラウエ斑点が観察され始める直前を選んだ。

Table I. Conditions of annealing.

Pre-strain ϵ (%)	Annealing temperature $T(^{\circ}\text{C})$			
	200	300	350	400
5	40 hr	8 hr	5 hr	3 hr
10	35	7	4	3
15	33	6.5	3.5	1
20	30	6	3	0.5

下部組織の観察は、各試験片の表面層を電解研磨により約 200 μm 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 400 μm ×80 μm 、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 35 kV, 15 mA である。

亜結晶粒寸法 t 、全方位差 β 、過剰転位密度 D_b の解析方法ならびにその算出式、機械的性質の測定ならびにその算出方法は前報と同じであるので、本報で記述することは省略する。

3 実験結果および考察

3.1 亜結晶粒寸法、全方位差

Fig. 1 は前ひずみ後に再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させた亜結晶粒寸法 t と前ひずみ量 ϵ の関係を示したものである。ただし、Fig. 1 内の各点は2本の試験片の平均値である。

Fig. 1 より、亜結晶粒寸法は、さきの結果と同様に、前ひずみ量が大きくなるにつれて小さくなる。そして、形成された亜結晶粒が再結晶の起る直前のものであっても、その寸法は前ひずみ量の大きいものほど小さくなる^{1,2)}ことがわかる。

いま、前報の前ひずみを与えたままの試験片から求めた亜結晶粒寸法と Fig. 1 の結果とを比較してみる。両者とも、純度ならびに結晶粒寸法は同じであるが、前ひずみ量 5%, 10% における亜結晶粒寸法は、前ひずみを与えたままのものが約 10 μm , 6 μm であったのに対して、Fig. 1 では、いずれの焼なまし温度のものも、それらよりは大きくなっている。ところが、前

Fig. 1. Relation between sub-grain size t and tensile pre-strain ϵ (T stands for annealing temperature).

ひずみ量が15%, 20%と大きくなると、亜結晶粒寸法は、前ひずみを与えたままのものでも、Fig. 1 のものでも殆んど差はなく約 4 μm , 3 μm となっている。

変形により形成された亜結晶粒は、その後の焼なましにより、相互に合体して成長するが、亜結晶粒の合体は亜結晶粒間の方位差の小さいものほど起りやすく、方位差の大きいものでは困難となるといわれている。⁵⁾

それゆえ、前ひずみ量が小さいものでは、前ひずみを与えたままの試験片の亜結晶粒寸法よりも前ひずみ後に焼なましを行ったもののほうが大きくなる。しかし、前ひずみ量の大きいものでは、亜結晶粒間の方位差が大きいため、亜結晶粒の成長がほとんど起らないから、前ひずみを与えたままの試験片も、前ひずみ後に焼なましを行ったものもほぼ同じ亜結晶粒寸法になったものと考えられる。

また、Fig. 1 で、前ひずみ量 5%, 10% においては亜結晶粒の成長が認められたが、その寸法には焼なまし温度による差があり、温度が高いものほど大きくなる傾向がある。これは、最初同じ寸法であった亜結晶粒が焼なましにより成長して、ある寸法になるまでに要する時間が焼なまし温度の高いものほど短いためと考えられる。⁶⁾

Fig. 2 は全方位差 β 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。全方位差は、さきの結果と同様に、前ひずみ量の増加につれて増大する。そして、前ひずみ量が 5% から 15% の間では、それらの間にほぼ比例関係が成立するが、それ以上では、比例関係から外れて飽和するようである。

Fig. 2 より、全方位差は、前ひずみ量が同じであっても、焼なまし温度により差があり、温度が高いもの

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

ほど小さくなる傾向にあることがわかる。全方位差は結晶粒内の格子の乱れを表すパラメータであるので、前ひずみ後の焼なまし温度が高いものほど単位時間内の格子の乱れの減少量は大きい。そのため、焼なまし温度の高いものほど全方位差が小さくなったものと考えられる。しかし、前ひずみ量が大きい場合には、焼なまし温度の高いほうが低いものより全方位差が大きくなっているものもある。それゆえ、前ひずみ後に焼なましを行った場合の全方位差はその温度と保持時間の両方の影響を受けるものと思われる。

また、Fig. 1 と Fig. 2 で、亜結晶粒寸法の大きいものほど全方位差は小さくなっていることから、結晶粒内の格子の乱れは、前ひずみを与えることにより形成された亜結晶粒が成長するにつれて減少する。しかし、その乱れは、亜結晶粒がさらに成長して、完全な再結晶粒になるまで存在するといえそうである。

3・2 亜結晶粒界の過剰転位密度

Fig. 3 は前ひずみ後に再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させた亜結晶粒界の過剰転位密度 D_b と前ひずみ量 ϵ の関係を示したものである。なお、Fig. 3 内の各点は 2 本の試験片の平均値である。

Fig. 3 より、形成された亜結晶粒界が再結晶の起る直前のものであっても、その過剰転位密度は前ひずみ量の大きいものほど高い。また、同一前ひずみ量における過剰転位密度は、前ひずみ量が 5% と小さいと、焼なまし温度に関係なくほぼ同じになるが、前ひずみ量が 10%, 15%, 20% と大きくなると、焼なまし温度により、過剰転位密度の差が認められるようになる。

変形後の焼なましにより形成される亜結晶粒界は変形により形成された亜結晶粒界の転位が焼なまし過程

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

に再配列したり、亜結晶粒内の転位が移動して亜結晶粒界に達し、そこで一部の転位が合体消滅しながら発達する。また、転位の移動に際しては内部応力の助けを必要とするといわれている。したがって、転位の単位時間内の消滅量は焼なまし温度や内部応力の高いものほど多くなる。そのために、焼なまし温度による過剰転位密度の差が前ひずみ量の大きいものほど大きくなったものと考えられる。

しかしながら、本実験では、Table I に示すように、前ひずみ量が同じであっても焼なまし温度により保持時間が異なっている。そのために、例えば、前ひずみ量 20% で焼なまし温度が 400°C の試験片のように、焼なまし温度が高くて、保持時間が 0.5 時間と短いため、過剰転位密度が最も高くなっているものもある。これらのことから、Fig. 3 における焼なまし温度による過剰転位密度の差は焼なまし温度のみならず、前ひずみ量、保持時間をも考慮して議論することが必要である。

3・3 亜結晶粒寸法と流れ応力の関係

Fig. 4 は亜結晶粒寸法 t 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. 4 より、流れ応力は亜結晶粒寸法が大きくなるにつれて減少し、変形前の結晶粒寸法と同じであっても、粒内に形成された亜結晶粒寸法の大きい試験片ほど流れ応力が小さくなることがわかる。また、前ひずみ後の焼なまし温度が異なっても、形成された亜結晶粒寸法がほぼ同じであれば、流れ応力もほぼ同じ値になる。これは、本実験で形成させた下部組織が再結晶の起る直前のものであるため、亜結晶粒内の転位密度やその分布状態がほぼ同じになっているためと考え

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

られる。

Fig. 5 は、流れ応力 σ_f と亜結晶粒寸法 t の関係に対する転位の集積理論の適用性を検討するために、Fig. 4 の結果を横軸に亜結晶粒寸法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 $t^{-1/2}$ に比例して増加し、それらの間により直線関係が成立する。しかも、それらの関係は前ひずみ後の焼なまし温度に関係なく 1 本の直線で表される。

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

このように、前ひずみ後に再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させた下部組織と流れ応力の関係に対しては転位の集積理論の適用が可能になる。その理由は亜結晶粒間の方位差の影響を考えることにより説明できる。

3・1 でも述べたように、変形により形成された亜結晶粒はその後の焼なましにより相互に合体して成長するが、それらは相互に大傾角粒界を形成するといわれている。したがって、形成された亜結晶粒が相互に大傾角粒界を有するものであれば、流れ応力と亜結晶粒寸法の関係においても、結晶粒寸法と流れ応力の関係に対すると同様に、方位差の影響を考慮する必要はなくなる。

本実験でも、前ひずみ量が 5%、10% と小さいものでは明らかに亜結晶粒の成長が起っていた。それゆえ、

これらの前ひずみ量を与えたものの亜結晶粒は相互に大傾角粒界を有していると考えられるから、流れ応力も方位差の影響を受けない。それに対して、前ひずみ量が 15%、20% と大きいものでは、亜結晶粒寸法が前ひずみを与えたままのものとはほぼ同じようになっており、亜結晶粒の成長は殆んど起っていない。しかし、前ひずみ量の大きいものでは、前ひずみを与えたままのものであっても亜結晶粒間の方位差は大きい。そのため、流れ応力は方位差の影響を受けない。このことは、さきの実験で、流れ応力 σ_f が $t^{-1/2}$ に対して曲線的に変化する場合でも、与えた前ひずみ量が 15% 以上になれば、それらの間に直線関係が成立することからも推察できる。

Table II は、Fig. 5 の各直線の切片とこう配より求めた。(1)式の σ_0 と K_S の値を示したものである。

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

Strain (%)	σ_0 (kg/mm ²)	K_S ($\mu\text{m}^{1/2}\text{kg/mm}^2$)
0.2	-0.31	9.41
1	0.47	8.89
5	2.18	6.67

Table II において、 σ_0 の値は再負荷時の塑性ひずみ量が大きくなるにつれて増大する。ところが、塑性ひずみ量が 0.2% と小さいと、その値が負になる。 σ_0 は結晶中を転位が運動するときの摩擦力で、その値は結晶中の転位密度や不純物の含有量に依存するといわれている。それゆえ、塑性ひずみ量の増加に伴う σ_0 の増大は再負荷過程に亜結晶粒内の転位密度が増大すると考えれば説明できる。しかし、 σ_0 が摩擦力と考えられるものならば、その値が負になるとは考えられない。これまでに、Al、Fe およびその合金について、 σ_0 の値が求められているが、高純度 Al では、やはり、本実験と同様に、その値が負になっている。これらのことより、 σ_0 の値が負になる現象は高純度 Al についてのみ認められることのように思われる。

一方、 K_S は再負荷時の塑性ひずみ量が大きくなるにつれて減少する。これと同様な現象は、流れ応力 σ_f と結晶粒寸法 d の関係が Petch の式、 $\sigma_f = \sigma_0 + K_d d^{-1/2}$ で整理できる Cu、Ag、Al などの f. c. c. 金属でも認められている¹¹⁾。そして、これは変形中に増加した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したりするために起る動的回復によるといわれている¹²⁾。それゆえ、本実験における K_S の減少も、再負荷過程で、さきに形成されていた亜結晶粒内にさらに亜結晶粒界が形成され、亜結晶粒自身がさらに微細化したためと考えれば説明できる。しかし、本実験

では、再負荷過程の下部組織変化については観察してないので、結論することは困難である。いずれにしても、高純度 Al では、求められる摩擦応力 σ_0 が負になるという不合理な問題があるので、転位の集積理論の適用性を議論するにも、まずその問題を解決することが必要と思われる。

そこで、転位林理論より導いた次式、¹⁴⁾

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

により、流れ応力 σ_f と下部組織の関係を整理した。ここで、 K_M は定数で、 α は亜結晶粒間の方位差である。

Fig. 6 は再負荷時の流れ応力 σ_f を亜結晶粒間の方位差の平方根と亜結晶粒寸法の平方根の逆数の積 $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ に対してプロットしたものである。ただし、方

Fig. 6. Relation between flow stress σ_f and product of square root of misorientation α and inverse square root of sub-grain size t .

位差 α は、Fig. 2 に示した全方位差 β より、亜結晶粒の方位がガウス分布をなすとして、次式により計算した。¹⁵⁾

$$\alpha = \beta / 3 \quad (3)$$

Fig. 6 において、流れ応力 σ_f は、さきの結果と同様に、 $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ に比例して増加し、それらの間により直線関係が成立する。また、それらの関係は、Fig. 5 と同様に、前ひずみ後の焼なまし温度に関係なく 1 本の直線で表される。その上、Fig. 6 では、再負荷時の塑性ひずみ量が 0.2% と小さくても、直線を $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2} = 0$ に外挿したときの切片は正になる。

以上のことより、高純度 Al では、たとえ、流れ応力 σ_f と $t^{-1/2}$ の間により直線関係が得られたとしても、なお、亜結晶粒間の方位差の影響を考慮する必要があるといえる。

Table III は、Fig. 6 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。Table III において、 σ_0 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大する。そして、Fig. 6 より求めた σ_0 の値は、塑性ひずみ量が 0.2% と小さくても、負とはならない。しか

Table III. 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 ($\mu\text{m}^{1/2}\text{kg/mm}^2$)
0.2	17.7	17.0
1	2.42	15.9
5	3.65	11.9

も、その値 1.77 kg/mm² は、流れ応力と結晶粒寸法の関係から求められた値、 $\sigma_0 = 1.60 \text{ kg/mm}^2$ とほぼ一致している。¹⁶⁾

一方、 K_M も、Table II の K_s と同様に、塑性ひずみ量の増加につれて減少する。また、本実験で求めた K_M の値は、塑性ひずみ量が 0.2% と同じであれば、さきの実験で、高純度 Al が変形下部組織や回復下部組織を有する場合について求めた値 16.0, 16.9 $\mu\text{m}^{1/2} \text{kg/mm}^2$ とほぼ一致している。それゆえ、高純度 Al に対する(2)式の定数 K_M の値は下部組織が変形によるものであっても、回復によるものであっても、さらに、本実験のように再結晶が起る直前のものであってもほぼ一致するものと考えられる。

3.4 過剰転位密度と流れ応力の関係

Fig. 7 は、前ひずみ後に再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させ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. 7. Relation between flow stress σ_f and excess dislocation density D_b .

流れ応力は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、形成された亜結晶粒界の過剰転位密度がほぼ同じであれば、焼なまし温度に関係なくほぼ同じ値になる。これは、下部組織が再結晶の起る直前のものであるために、亜結晶粒内の転位密度やその分布状態が焼なまし温度に関係なくほぼ同じになっているためと考えられる。¹⁷⁾

前報において、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式、

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

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_b^{1/2} \quad (4)$$

で整理できることを示した。

Fig. 8 は流れ応力 σ_f と過剰転位密度の平方根 $D_b^{1/2}$ 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、 $D_b^{1/2}$ に比例して増加し、それらの間により直線関係が成立する。また、再負荷時の塑性ひずみ量が同じであれば、流れ応力は前ひずみ後の焼なまし温度に関係なく 1 本の直線で表される。

Table IV は、Fig. 8 の各直線の切片とこう配より求めた、(4)式の σ_0 と α' の値を示したものである。 $(\alpha'$ 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 IV において、 σ_0 の値は、Table III 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大する。また、各塑性ひずみ量におけるその値も Table III のものとよく一致している。

Table IV. 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	1.77	0.37
1	2.42	0.35
5	3.66	0.26

転位林理論より導いた(2)式では、流れ応力 σ_f は亜結晶粒間の方位差 $\alpha^{1/2}$ と亜結晶粒寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ との積 $\alpha^{1/2} \cdot t^{-1/2}$ の関数である。ところが、亜結晶粒間の方位差 α は亜結晶粒界の転位の間隔 h に関係づけられ、 $\alpha = b/h$ で定義される。それゆえ、亜結晶粒寸法が同じであっても、方位差 α の大小は亜結晶粒界の転位の多少に依存する。したがって、亜結晶粒間の方位差を考慮することになるので、本質的には、亜結晶粒界の過剰転位密度を考えていることになる。それで、Fig. 6 と Fig. 8 より求めた σ_0 の値が一致したのと思われる。

一方、 α' も、Table III に示した K_M と同様に、塑

性ひずみ量が増加するにつれて、その値が減少する。 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り異なるといわれている。そして、金属の純度や変形温度が同じである場合には、下部組織のよく発達しているものほど α' の値は小さくなるとされている。それゆえ、本実験における α' の減少も、再負荷前の下部組織が再負荷過程で、さらに、微細化したためと考えれば説明できる。

また、本実験で求めた α' の値は、たとえば、塑性ひずみ量が 0.2% と同じであると、さきの実験¹⁾で、高純度 Al が変形下部組織や回復下部組織を有する場合について求めた値、 $\alpha' = 0.36, 0.37$ とよく一致している。 α' の値が、上で述べたように、下部組織の発達程度により異なるのであれば、下部組織の種類が異なれば、その値にも差が生じてよいはずである。ところが、本実験でも、また、さきの実験でも、亜結晶粒の方位はガウス分布をなすと仮定して過剰転位密度を算出している。亜結晶粒の方位分布は亜結晶粒界や亜結晶粒内の転位密度やその分布状態、すなわち、下部組織の発達程度に依存する。それゆえ、亜結晶粒の方位分布が同じであると仮定することは下部組織の発達程度も同じであると仮定したことになる。そのために、本実験で求めた α' の値とさきの実験¹⁾で求めたものが一致したものと考えられる。しかしながら、 α' の値は多くの影響因子を有しているので、その大小をより定量的に論議する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と思われる。

3・5 亜結晶粒寸法と引張強さの関係

Fig. 9 は再負荷時の引張強さ 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。

Fig. 9 において、引張強さは、さきの結果と同様に、亜結晶粒寸法の平方根の逆数に比例して増加し、それらの間により直線関係が成立する。引張強さは変形前の結晶粒寸法が同じであっても、形成された亜結晶粒寸法のみ依存して変化する。

引張強さ σ_B と亜結晶粒寸法 t の関係は、前報^{1,2)}と同

Fig. 9. Relation between tensile strength σ_B and inverse square root of sub-grain size t .

様に, Petch の式と同形の式,

$$\sigma_B = \sigma_{B0} + K_B t^{-1/2} \quad (5)$$

で近似できる. 本実験で求めた σ_{B0} , K_B の値は Fig. 9 内に示した.

4 結 言

種々の引張前ひずみを与えた後に焼なまし温度, 保持時間を変化させて, 再結晶が起る直前まで焼なましを行って形成させた種々の大きさの下部組織を有する高純度アルミニウムについて, それらの下部組織が再負荷時の流れ応力, 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) 流れ応力 σ_f は亜結晶寸法の平方根の逆数 $t^{-1/2}$ に比例して増大し, それらの間には Petch の関係,

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

が成立する. しかし, 再負荷時の塑性ひずみ量が 0.2 % と小さいと, 摩擦応力 σ_0 が負の値を示す.

(2) それに対して, 流れ応力 σ_f を転位林理論より導いた式,

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

で整理すると, 流れ応力と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 $t^{-1/2}$ との積の間にはよい直線関係が成立し, 塑性ひずみ量が 0.2 % と小さくても摩擦応力 σ_0 は負の値を示さない.

(3) 流れ応力 σ_f と過剰転位密度 D_0 との関係は,^{1,2)} 前報と同様に, 次式で整理できる.

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha' G b D_0^{1/2}$$

(4) また, 引張強さ σ_B と亜結晶粒寸法 t の関係も,^{1,2)} 前報と同様に, Petch の式と同形の式, $\sigma_B = \sigma_{B0} +$

$K_B t^{-1/2}$ により整理できる.

(昭和51年7月10日 日本材料学会第13回材料強度シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 佐賀二郎, 三好良夫, 塑性と加工, **15**, 619 (1974).
- 2) 三好良夫, 佐賀二郎, 材料, **26**, 637 (1977).
- 3) Ball, C. J., Phil. Mag., **2**, 1011 (1957).
- 4) Ball, C. J., J. Iron and Steel Inst., **191**, 232 (1959).
- 5) Fujita, H., J. Phy. Soc. Japan, **16**, 397 (1961).
- 6) Beck, A., B. D. Ricketts, and A. Kelly, Trans. Met. Soc. AIME, **215**, 949 (1959).
- 7) Hansen, H., Trans. Met. Soc. AIME, **245**, 1305 (1969).
- 8) Warrington, D. H., J. Iron and Steel Inst, **201**, 610 (1963).
- 9) Embury, J. D., A. S. Keh, and R. M. Fisher, Trans. Met. Soc. AIME, **236**, 1252 (1966).
- 10) Baird, J. D., and C. R. Mackenzie, J. Iron and Steel Inst., **202**, 427 (1964).
- 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).
- 14) Li, J. C. M., Trans. Met. Soc. AIME, **227**, 239 (1963).
- 15) Gay, P., P. B. Hirsch, and A. Kelly, Acta Met., **1**, 315 (1953).
- 16) Carreker, R. P., and W. R. Hibbard, Trans. Met. Soc. AIME, **209**, 1157 (1957).
- 17) Weidersich, H., J. Metals., **16**, 425 (1964).