純アルミニウム焼なまし板の機械的性質の異方性

佐久間 尚幸*・村松 俊樹*・田尻 彰*・関田 宗太郎*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 55, No. 6 (2005), pp. 245-251

Anisotropy of mechanical properties in annealed pure aluminum sheets

Takayuki SAKUMA*, Toshiki MURAMATSU*, Akira TAJIRI* and Soutaro SEKITA*

Anisotropy of mechanical properties in full annealed sheets was studied using pure aluminum with {100}〈001〉. Yield stress anisotropy was not observed. However, work hardening behavior, flow stress and several kinds of elongation were different depending on tensile direction. The anisotropic behavior in fracture elongation was well consistent with that in uniform elongation. Namely, the elongation was maximum at a direction of 45° to RD. In contrast, elongation parallel to RD exhibited the minimum value. The anisotropy of the uniform elongation was due to anisotropic behavior of the work hardening. Crystallographic orientation and dislocation structure developed by tensile deformation played an important role in the anisotropy of these properties.

(Received August 17, 2004)

Keywords: anisotropy, mechanical properties, pure aluminum, crystallographic orientation, dislocation structure

1. 緒 言

被加工材の材料特性、加工方法および加工時の潤滑条件など、様々な要因が成形性に影響¹⁾を及ぼすため、これら諸条件を適切に制御することが成形性の向上につながる。用途によっても異なるが、一般的にはn値やr値、更に伸びの大きいことが被加工材に求められる基本的な材料特性である。そのうえ、これら材料特性は等方的であること、言い換えれば、何れの方向でも同じような材料特性であることが求められている。

しかし、ときには異方性を利用することで、特定方向の材料特性だけを向上させることも必要であると考えられる。したがって、それぞれの材料特性の異方性発生メカニズムを明らかにしておけば、用途に合せて等方的な材料特性になるよううまく異方性を制御したり、逆に異方性を大きく発達させることで特定方向の材料特性を向上させたりすることも期待できる。

一般に、材料特性の異方性には集合組織がかかわっている²⁾ことが広く知られている。しかし、実際には集合組織だけでは説明しにくい異方性も存在する^{3)~5)}。つまり、その材料特性に対して支配的な金属学的因子が異方性に影響するものと考えられる。

たとえば、圧延材の降伏応力は転位密度と密接に関連している。更に、転位密度は転位セルサイズとも関係があり、そのサイズが小さいほど転位密度は高い。そのうえ、セルを取り囲んでいる高密度な転位セル壁もあり、これらはすべり変形への抵抗となる。加工履歴や組織要因の影響を強く受けて転位組織は形成されるため、転位セル壁には必然的に配列の異方性が発達する。したがって、加工組織を含む圧延材の降

伏応力に異方性が現れる³⁾。

以上のようなことから、金属材料の優れた特性を最大限に引出すには、様々な材料特性の異方性発生メカニズムを明らかにして、その異方性に対して支配的な要因を制御することが必要であると考えられる。本研究では様々な材料特性の異方性の中から、焼なまし板の機械的性質の異方性発生メカニズムを検討した。

2. 実験方法

2.1 試料と加工熱処理

硬化に寄与するような析出物、伸びを低下させるような粗大な晶出物は加工熱処理の履歴によって分散状態に異方性が現れる。更に、その異方性は機械的性質の異方性に影響を及ぼす可能性も考えられる。そこで、これらの影響をできるだけ少なくするため、供試材には純アルミニウムを用いた。**Table 1**に試料の化学成分を示す。

結晶方位によって焼なまし材の機械的性質は異なる⁶⁾が、異方性発生メカニズムについて更に詳しく検討する必要がある。そこで、結晶方位が比較的単純なCube方位、すなわち{100}〈001〉が主方位として発達するような焼なまし材を作製するため、加工熱処理の制御を行い、機械的性質の異方性発生メカニズムを整理した。**Table 2**に供試材の加工熱処理条件を、**Table 3**に最終焼なまし板の特徴を要約した。

Table 1 Chemical composition (mass%) of specimens

Fe	Si	Al
0.11	0.04	bal.

* 古河スカイ(株) (〒366-8511 埼玉県深谷市上野台 1351)。Furukawa sky Co., Ltd. (1351 Uwanodai, Fukaya-shi, Saitama 366-8511).
E-mail: sakuma.takayuki@furukawa-sky.co.jp

Table 2 Thermomechanical treatments of specimens

Pre-heating	753K-7.2ks
Hot rolling	70→4 (mm)
Cold rolling	4→2 (mm)
Intermediate annealing (in salt bath)	723K-38s
Cold rolling	2→0.4 (mm)
Final annealing (in salt bath)	723K-16s

Table 3 Characteristics in final annealed sheets

Grain structure	equiaxed
Coarse particle	few
Precipitation contributing to hardening	none
Texture	{100}<001>

2.2 引張試験と加工硬化率の計算

最終焼なまし板から圧延方向に対して 0, 45, 90° 方向に試料を切出し, JIS5 号試験片を作成して初期ひずみ速度 $6.67 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で各方向 3 本ずつ引張試験を行った。加工硬化率 ($\delta\sigma/\delta\epsilon$)⁷⁾ は引張試験で得られた公称応力-公称ひずみ曲線を真応力-真ひずみ曲線に変換し, 引張変形時のひずみ変化量 ($\delta\epsilon$, $\delta\epsilon=0.005$) に対する流動応力の変化量 ($\delta\sigma$) を求め, 真ひずみ 0.01 から計算した。なお, 塑性不安定が生じるような条件下 ($\sigma \geq (\delta\sigma/\delta\epsilon)$) では真応力-真ひずみ曲線に変換できないため, $\sigma < (\delta\sigma/\delta\epsilon)$ が成立する条件まで加工硬化率を計算した。

2.3 集合組織測定

最終焼なまし材と引張変形を施した材料の板表面で, {100}, {110}, {111} の不完全極点図 ($\alpha=15\sim90^\circ$) を X 線回折にて測定した。引張方向は圧延方向に対して 0, 45° 方向で, 公称ひずみ 5~25% まで変形を加えた。45° 方向に変形を加えた試料は, 引張方向を従来の RD 軸に置き換えて X 線回折を行った。また, 級数展開法にて展開次数 22 次まで計算し, 方位分布関数 (ODF) を作成した。

2.4 組織観察

光学顕微鏡 (OM) と走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い, 最終焼なまし板の圧延方向断面 (ND-RD 断面) で再結晶粒組織と晶出物の分布を観察した。再結晶粒径は ND-RD 断面で撮影した組織写真を利用し, 引張軸に対して 45° の方向に直線を描き切断法にて求めた。また, 画像解析処理装置, ルーゼックスを用いて最大径 $1 \mu\text{m}$ 以上の晶出物の面積率を測定した。

引張変形による転位組織変化は透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて観察した。引張方向は圧延方向に対して 0° 方向で, 公称ひずみ 5~25% まで変形させた。

3. 実験結果と考察

3.1 最終焼なまし板の顕微鏡組織

Fig. 1 に最終焼なまし板の再結晶粒組織と晶出物の分布を示す。結晶粒の形状は, ほぼ等軸状であった。結晶粒の平均サイズは $38 \mu\text{m}$ であったが, 小さな結晶粒は約 $10 \mu\text{m}$, 逆に大きなものでは約 $60 \mu\text{m}$ の結晶粒があり, 比較的小さな結晶粒と大きめの結晶粒が混在している。

晶出物は 2N のアルミニウム地金を使用したので比較的少

Fig. 1 Grain structure and distribution of coarse particles in longitudinal section of final annealed sheet. Mean grain size (d) and area fraction of coarse particles ($A_{c.p.}$) larger than $1 \mu\text{m}$ are also shown in columns under micrographs.

ない。写真上で白く見える Al-Fe(-Si) 系の晶出物の占める割合が面積率で 0.10% 程度だった。また, 晶出物は圧延方向に連なって分布していることがわかる。更に, 圧延面に平行な面で組織を観察した場合でも, 晶出物は圧延方向に連なって分布していた。

3.2 応力-ひずみ曲線の異方性

Fig. 2 は最終焼なまし板から圧延方向に対して 0, 45, 90° 方向に試験片を切出し, 引張試験した公称応力-公称ひずみ曲線を示す。さらに, 降伏応力, 引張強さ, 伸びの平均値と誤差を **Table 4** にまとめた。なお, **Fig. 2** の公称応力-公称ひずみ曲線は各引張方向の中で破断伸びが最も大きかったものを取り上げた。

降伏応力は 3 方向とも同じ値を示したが, 加工硬化挙動や流動応力, さらに伸びの大きさは引張方向によって大きく異なった。すなわち, 3 方向の中では 45° 方向の加工硬化が全体的に大きい。したがって, 0, 90° 方向に比べ 45° 方向の流動応力が全体に高い。また, 破断伸びは 45° 方向が最も大きく, 0° 方向が小さい。破断伸びを一樣伸びと局部伸びに分類し異方性への影響を検討したところ, 破断伸びと同じ挙動が一樣伸びに認められた。つまり, 一樣伸びも 45° 方向が大きく, 0° 方向が小さい。これに対し, 局部伸びは一樣伸びや破断伸びと異なる挙動で 45° 方向が最も小さい。さらに, 異方性の指標として, 3 方向の中での各機械的特性の最大値と最小値の差を **Table 4** 中に記載したが, 破断伸びの異方性は 6.6%, 一樣伸びの異方性は 7.8%, 局部伸びの異方性は 2.5% であり, 一樣伸びの方が局部伸びよりも異方性が大きい。以上のことから, 一樣伸びの異方性が破断伸びの異方性に影響を及ぼしていることが理解できる。

3.3 加工硬化率の異方性と伸びの異方性

Fig. 3 では圧延方向に対して 0, 45, 90° 方向に引張試験した場合の真応力と加工硬化率の関係を整理した。3 方向とも流動応力の増加に伴い加工硬化率は低下したが, その低下量には異方性がある。変形初期では 0° 方向の加工硬化率が最も

Table 4 Yield stress, tensile strength and several kinds of elongation in final annealed sheets

Tensile direction	YS (MPa)	TS (MPa)	F.EL. (%)	U.EL. (%)	P.U.EL. (%)
0°	25 ⁺⁰ ₋₁	68 ⁺⁰ ₋₁	43.5 ^{+1.3} _{-0.8}	30.9 ^{+0.8} _{-0.7}	12.6±0.5
45°	25±0	71 ⁺¹ ₋₀	50.1 ^{+1.1} _{-1.5}	38.7 ^{+0.7} _{-0.6}	11.4 ^{+0.5} _{-0.9}
90°	25±0	65±1	45.7±1.4	31.8 ^{+0.9} _{-1.0}	13.9 ^{+0.5} _{-0.4}
Anisotropy	0	6	6.6	7.8	2.5

Anisotropy: Max value—Min value

F.EL.: Fracture Elongation

U.EL.: Uniform Elongation

P.U.EL.: Post-Uniform Elongation

Fig. 2 Nominal stress-nominal strain curves at different tensile directions of final annealed sheet. Tensile directions were 0, 45 and 90° to RD.

高い値を示し、45, 90°方向はほぼ同じであった。しかし、流動応力が約 50 MPa を超えると 45°方向の加工硬化率が最も高くなった。さらに、塑性不安定が開始する流動応力 ($\sigma = (\delta\sigma/\delta\epsilon)$) に近づくと、0°方向の加工硬化率は 90°方向とほぼ等しくなった。つまり、塑性不安定が開始する前までの加工硬化率の低下量は 45°方向が少なく、0°方向が多い。この加工硬化率の挙動から伸び異方性について以下のような推察を行った。

流動応力が増加するときには何れの方角でも加工硬化率は低下するが、その低下量が少ないとき、すなわち加工硬化能の低下が小さい場合には一様伸びが大きくなる。さらに、局部伸びよりも一様伸びの方が破断伸びに占める割合が大きいため、一様伸びが大きいと破断伸びも相対的に大きくなる。したがって、45°方向の破断伸びが最も大きくなり、逆に 0°方向が小さくなったと考えられる。

3.4 加工硬化率の異方性に影響を及ぼす因子

①結晶粒径、②析出物、③晶出物、④転位組織、⑤結晶方位など種々の金属学的因子が加工硬化率の異方性に影響を及

Fig. 3 Relations between true stress and work hardening rate at 0, 45 and 90° to RD.

ぼす可能性が考えられるため、これらの中で加工硬化率の異方性を発達させる因子を検討した。

①結晶粒径の影響

引張変形前の初期結晶粒が大きいと加工硬化能は小さくなる⁸⁾。したがって、結晶粒の大きさによって加工硬化率は異なる。今回の実験で用いた供試材の場合、結晶粒の大きさは 10~60 μm で、結晶粒の大きさには不均一性がある。つまり、結晶粒の大きさがそれぞれ異なるため、加工硬化率も結晶粒の大きさごとに異なる可能性が考えられる。しかし、引張試験前の結晶粒の形状は等軸状であったので、引張方向を変えた場合でも 3 方向とも同じような加工硬化率の挙動になることが考えられる。したがって、加工硬化率に異方性は現れにくいと考えられる。

②析出物の影響

今回の実験では析出物の同定をしていないが、供試材の化学成分などから考慮すると、Al-Fe(-Si) 系や単体 Si の析出物などが母相中に存在しているものと考えられる。このような析出物は析出硬化には寄与しないので、加工硬化率に影響を及ぼす可能性は小さく、その異方性にも大きく寄与しないと考えられる。

Fig. 4 Change in dislocation structure by tensile deformation.
Nominal strain was 5, 15, and 25%. Tensile direction was parallel to RD.

Fig. 5 {100} pole figures before and after tensile deformation.

- a): before deformation
b): after 15% deformation at 0° to RD
c): after 15% deformation at 45° to RD

③晶出物の影響

供試材には合金元素を添加しなかったが、不純物元素の Fe および Si がわずかに含まれていたため、Al-Fe(-Si) 系の晶出物が面積率で 0.10% 存在していた。また、これら晶出物は圧延方向に沿って配列する傾向が認められた。したがって、この晶出物の配列異方性が加工硬化率の異方性に影響を及ぼす可能性も考えられる。しかし、晶出物の占める割合が少ないので、加工硬化率には大きく影響しないと考えられる。

④転位組織の影響

Fig. 4 に公称ひずみ 5, 15, 25% (真ひずみ 0.05, 0.14, 0.22) まで引張変形を加えた試料の転位組織を示す。引張方向は圧延方向に対して 0° 方向である。変形量が 5% (真応力: 56MPa) では絡み合ったままの転位線が密集しているが、すでに一部の領域ではセル化の傾向が認められた。観察した限りでは、セル化した領域よりも転位線が絡み合った領域の方が多いように見えた。特に、転位線の絡み合った領域は、結晶粒界の近傍より結晶粒内の方が多いような傾向であった。つまり、転位組織には場所的な不均一性があるが、5% の変形量ではすでに動的回復が始まりつつある。

変形量が 15% (真応力: 74MPa) になると、絡み合った転位線の領域よりもセル化している領域の方が目立つようになった。すなわち、変形量が 5% のときよりも動的回復が進んでいる。変形量が 25% (真応力: 84MPa) になると、転

位組織は完全にセル化していた。また、セルの大きさは場所的に不均一であるが、変形量が大きくなるにつれセルサイズは小さくなる傾向であった。

動的回復が進むと加工硬化率は低下するので、転位組織の影響が加工硬化速度の異方性を発達させる可能性が考えられる。また、転位組織と結晶方位とは密接な関係がある。たとえば、Cube 方位粒は他方位粒に比べて変形によるひずみの蓄積が少ないことが報告されている⁹⁾。つまり、結晶方位によって、ひずみを蓄積しやすい方位と蓄積しにくい方位がある。したがって、転位組織と結晶方位とのつながりを明らかにすれば、加工硬化速度の異方性発生メカニズムも整理できると考えられるので、結晶方位の影響についても検討した。

⑤結晶方位の影響

Fig. 5 a) は引張変形前の {100} 極点図を、b), c) は圧延方向に対して 0, 45° 方向に公称ひずみ 15% まで引張変形を施した後の {100} 極点図を示す。引張変形前では最大 4.8×random の集積度であったが、0° 方向に引張変形を加えた場合には 5.5×random まで集積度が上がった。一方、45° 方向に引張変形を施した場合には、3.0×random まで集積度は低下した。さらに、板幅方向 (TD 軸) 廻りに結晶方位が回転したため、極点図の中心にあった (100) が Tensile Direction 軸の方へ約 13° 回転した。

Fig. 6 a) に圧延方向に対して 0° 方向に引張変形を施す前

Fig. 6 Orientation distribution functions before and after tensile deformation at 0° to RD.

a): before deformation
b): after 15% deformation

Fig. 7 Change in orientation density of $\phi_2=0^\circ$ section by tensile deformation at 0° to RD.

a): $\phi=0^\circ$ $\phi_1=0\sim45^\circ$
b): $\phi_1=0^\circ$ $\phi=0\sim45^\circ$

の ODF を、b) は 15% まで引張変形を施した後の ODF を示す。変形前後で大きく変化した結晶方位は $\phi_2=0^\circ$ 断面から明らかのように、 $\{100\}\langle001\rangle$ の Cube 方位である。これは Hibino ら¹⁰⁾ が報告した部分再結晶状態の 3004 合金熱延板に 10% の軽冷間圧延を加えた場合と異なる挙動で、引張前では $\{100\}\langle001\rangle$ の方位密度は $13\times\text{random}$ であったが、引張後の Cube 方位密度は $19\times\text{random}$ まで増加した。この $\{100\}\langle001\rangle$ の引張変形による方位変化の挙動は、井上ら¹¹⁾ の結果と一致した。

Fig. 7 a), b) に 0° 方向に引張変形を加えた場合に最も方位密度変化が認められた $\phi_2=0^\circ$ 断面の ODF の解析結果を示す。a) は $\phi=0^\circ$, $\phi_1=0\sim45^\circ$, b) は $\phi_1=0^\circ$, $\phi=0\sim45^\circ$ で、公称ひずみ 5~25% まで変形を加えた場合の方位密度変化である。引

張変形を施すと $(001)[100]$ の Cube 方位密度は変形前より増加した。さらに、 $\phi_1=10^\circ$ までの ND Rotated Cube 方位の方位密度も増加した。一方、 $\phi_1=15\sim25^\circ$ までの ND Rotated Cube の方位密度は、変形量が大きくなるにつれてわずかながら低下した。Just Cube 方位を含む $\phi_1=10^\circ$ までの ND Rotated Cube 方位の方位密度が増加した一つの要因に、 $\phi_1=15\sim25^\circ$ までの ND Rotated Cube 方位が $(001)[100]$ の方向へ方位回転した影響が考えられる。これに対し、Just Cube 方位を含む RD Rotated Cube 方位の場合は、 $\phi=20^\circ$ までの Cube 方位密度が引張変形前より増加した。

Fig. 8 a) に圧延方向に対して 45° 方向に引張変形を施す前の ODF を、b) は公称ひずみ 15% まで引張変形を施した後の ODF を示す。変形前後で大きく変化した結晶方位は

Fig. 8 Orientation distribution functions before and after tensile deformation at 45° to RD.
a): before deformation
b): after 15% deformation

(001)[110] の ND Rotated Cube 方位であった。この結晶方位の場合、引張前では 13×random の方位密度であったが、引張後では 4×random の方位密度まで低下した。この {100}〈011〉 の引張変形による方位変化の挙動は、井上ら¹¹⁾の結果と一致した。さらに、TD 軸廻りに方位回転が起こり¹²⁾、(118)[441] が 6×random の最も高い方位密度に変化した。

Fig. 9 は 45° 方向に引張変形を加えた場合に最も方位密度変化が認められた $\phi_2=45^\circ$, $\phi_1=90^\circ$, $\phi=0\sim45^\circ$ 断面の ODF の解析結果を示す。変形量は公称ひずみで 5~25% である。変形量が大きくなるにつれ、(001)[110] の方位密度は低下した。さらに、公称ひずみ 5% では (1110)[551] に近い方位が、15% では (118)[441]、25% では (114)[221] が主方位へと変化した。{001}〈110〉 は変形に対して不安定であり、変形量が大きいと Cu 方位まで方位回転することが報告¹³⁾されているが、今回の実験では Cu 方位までの回転は認められなかった。

アルミニウムの積層欠陥エネルギーは、約 200 erg/cm² と高く、このような積層欠陥エネルギーの高い金属は、転位の拡張幅が狭いため、らせん転位の交差すべりが容易に起こり塑性緩和が生じる¹⁴⁾。すなわち、これは動的回復の起こりやすさを意味している。結晶方位は積層欠陥エネルギーに対し影響を及ぼさないが、結晶方位によって活動するすべり系が異なれば動的回復に差が生じるものと考えられる。

多結晶体の場合には結晶粒界の影響や隣接粒との方位関係があり、完全には単結晶のようなすべり変形の挙動にならないが、ある特定方位の集積が強い場合には、その結晶方位の特徴が現れるものと考えられる。たとえば、この実験で用いた供試材では主方位が {100}〈001〉 の Cube 方位であるので、0° 方向に引張変形を加えると引張軸方位の多くは 〈001〉 になる。シュミット因子から活動すべり系を計算すると -a2、

Fig. 9 Change in orientation density of $\phi_2=45^\circ$ section by tensile deformation at 45° to RD.

a3, b2, -b3, c2, -c3, -d2, d3 の 8 つのすべり系^{*1}が選択される。この中で、-a2 と -d2, a3 と -b3, b2 と c2 および -c3 と d3 は交差すべり系の関係にある。一方、45° 方向に変形を加えた場合には引張軸方位の多くは 〈011〉 になり、a1, -a2 または b1, -b2 のすべり系が活動する可能性が考えられる。これらは共役すべり系の関係にある。

一般には活動すべり系の数が多いほど加工硬化が大きくなる。したがって、変形の初期段階では 45° 方向よりも 0° 方向の方が加工硬化が大きい。そのため、加工硬化率も大きくなる。しかし、変形量が大きくなるに従い、転位を多く導入した 0° 方向は動的回復が起こりやすくなる。さらに、交差す

*1 すべり系は、Bishop と Hill の表示法¹⁵⁾ で表した。

べり系の活動も重畳効果として現れると考えられる¹⁶⁾。そのため、0°方向の加工硬化率の低下量は45°方向よりも大きくなり、0°方向の伸びは45°方向よりも小さくなったと考えられる。

4. 結 言

純アルミニウム焼なまし板の機械的性質の異方性発生メカニズムを様々な観点から整理した結果、以下の結論を得た。

(1) 降伏応力には異方性は認められなかったが、引張変形時の加工硬化挙動や流動応力、さらに、伸びの大きさは引張方向を変えることで異方性が現れた。

(2) 伸びを破断伸び、一様伸び、局部伸びに分類し、各伸びの異方性について検討したところ、破断伸びの異方性挙動は一様伸びのそれとよく一致した。

(3) 一様伸びの異方性は加工硬化挙動の異方性と関係があり、これらの異方性には結晶方位の影響が大きい。しかし、結晶方位と転位組織とは密接な関係があるので、異方性を検討するときには転位組織変化も合わせて考慮する必要があると考えられる。

参 考 文 献

1) 林 央：塑性と加工，**44** (2003)，196–201.

- 2) 井上博史：軽金属，**42** (1992)，358–367.
- 3) 佐久間尚幸，小松原俊雄，小松伸也：軽金属，**52** (2002)，53–57.
- 4) T. Sakuma, T. Komatsubara and S. Komatsu: Mater. Sci. Forum, 396–402, No. 2 (2002), 1055–1060.
- 5) 佐久間尚幸，小松原俊雄：軽金属，**53** (2003)，61–66.
- 6) C. Johnson and D. J. Lloyd: Mater. Sci. Forum, 331–337, No. 2 (2000), 715–726.
- 7) たとえば，E. Hornbogen 著，小林俊郎，梶野俊彦，新家光雄 共訳：材料，共立出版，(1989)，p. 123–125.
- 8) R. G. O'Donnell and B. A. Parker: in Efficiency in Sheet Metal Forming, Proc. 13th Biennial Congress, IDDRG, Melbourne, (1984), 372–382.
- 9) 吉田冬樹，池田賢一，中島英治，阿部 弘：まてりあ，**40** (2001)，638–641.
- 10) A. Hibino, T. Sakuma and T. Komatsubara: Mater. Sci. Forum, 331–337, No. 2 (2000), 775–780.
- 11) 井上博史，稲数直次：軽金属，**44** (1994)，97–103.
- 12) P. Cizek, B. P. Wynne, Hong Lu and B. A. Parker: Mater. Sci. Eng., **A219** (1996)，44–55.
- 13) R. Becker, J. F. Butler, Jr., H. Hu and L. A. Lalli: Met. Trans. A., **22A** (1991)，45–58.
- 14) 吉永日出男，栗下裕明：軽金属，**31** (1981)，359–368.
- 15) J. F. W. Bishop and R. Hill: Philos. Mag., **42** (1951)，414–427.
- 16) B. P. Wynne, P. Cizek, C. H. J. Davies and B. A. Parker: Proceedings of Materials 98, (1998)，627–632.