未再結晶7075アルミニウム合金における
微細粒の動的形成と超塑性発現*

楊 続躍**・酒井 拓**・三浦 博已**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 49, No. 8 (1999), pp. 383-388

Dynamic evolution of fine grained structure and
superplasticity in an unrecrystallized 7075 aluminum alloy*

Xuyue YANG**, Taku SAKAI** and Hiromi MIURA**

Dynamic evolution of fine grains and superplasticity of an unrecrystallized 7075 aluminum alloy were studied by means of two-step tensile testing as well as optical, SEM and TEM metallographic observation. Typical superplasticity takes place accompanied by the evolution of new fine grains in the medium region of strain rate at 798 K. Newly evolved grain size decreases with increase in the reduction of prior cold-rolling, i.e. with decrease in the thickness of layered initial grains (D_{ST}). Strain rate dependence of flow stress and total elongation to fracture is sensitively affected by cold-rolling reduction because of changes in D_{ST} . Grain boundary sliding (GBS) frequently takes place just after yielding even in the layered pre-existing grain boundaries parallel to tensile axis. With further straining, GBS brings about subgrain rotation, followed by transformation of low angle boundaries to high angle ones. Repetition of this process can result in the evolution of new fine grains with high angle boundaries at high strains. It is concluded from the mechanical and metallographic results that GBS can play a key role in the dynamic evolution of fine grains as well as the appearance of superplasticity.

(Received March 5, 1999)

Keywords: superplasticity, grain boundary sliding, continuous dynamic recrystallization, 7075 aluminum alloy

1. 緒 言

準単相アルミニウム合金に適切な加工熱処理を施して高温下で安定に存在できる未再結晶組織を作込み、これに高温変形を加えると微細粒組織の形成と同時に超塑性が現れることがある。Wattsら¹⁾の研究以来、この現象の発現条件と機構に関し多くの研究がなされている^{2)~7)}。未再結晶組織から新粒組織が生じる過程は、新粒の核形成とその高傾角粒界の移動による不連続再結晶ではなく、変形組織中の低傾角亜粒界が変形中に高傾角化しその場で新粒組織が生じる過程、いわゆる動的連続再結晶によると考えられている。しかし、低傾角亜粒界が変形中にどのように高傾角化するかという機構については、いまだ不明な点が多く未解明状態にある。ところで、前処理段階で通常施す冷間または温間強圧延加工により、加工材の縦断面内には高傾角粒界が高密度に導入されるはずである⁸⁾。これが高温変形中の微細粒形成と超塑性発現にいかなる影響を及ぼすかについては、これまで系統的研究はあまりなされていない。楊らは冷間圧延と温間変形後の未再結晶組織を有する7075アルミニウム合金を用いて、その領域Ⅱにおける高温変形特性と試験片板面内の組織との関係⁹⁾、

さらに試験片縦断面内の TEM 組織を観察し、引張方向に平行する粒界上での粒界すべりモデルを提案している¹²⁾。

本研究は、同じ7075アルミニウム合金未再結晶材を用いて、超塑性発現と新粒形成に及ぼす冷間圧延率と試験片採取方向の影響を、引張試験と試験片縦断面内の組織変化に注目し主に走査型電子顕微鏡 (SEM) により系統的に調査したものである。高温変形特性と微視的組織との関係並びにそれに及ぼす冷間圧延率の影響を明らかにし、本合金における超塑性発現と微細粒生成との関係並びに後者の動的形成機構について検討を加えた。

2. 実験方法

供試材は板厚 3 mm の7075アルミニウム合金市販材であり、その化学組成は質量%で、Zn: 5.62, Mg: 2.63, Cu: 1.58, Cr: 0.20, Fe: 0.16, Si: 0.07, Ti: 0.02, Mn: 0.01で残りは Al である。供試材とこれを切削加工して厚さ 2 mm および 1.34 mm とした計 3 種類の板材を塩浴炉を用いて 763 K で 10.8 ks 溶体化処理し、平均粒径 17 μm の初期結晶粒組織とした後、板厚 1 mm まで冷間圧延した。3 種類の冷間圧延率 (25%, 50%, 67%) を持つ板材より、圧延方向に平行に平行部寸法

* 第92回軽金属学会春期大会 (平成 9 年 5 月) で一部発表。

** 電気通信大学知能機械工学科 (〒182-8585 東京都調布市調布ヶ丘 1-5-1)。Department of Mechanical Engineering and Intelligent Systems, The University of Electro-Communications (1-5-1. Chofugaoka, Chofu-shi, Tokyo 182-8585)。

Fig. 1 Effect of rolling reduction and tensile axis on typical true stress-nominal strain curves at 798 K for cold pre-rolled 7075 aluminum alloy. These samples were cut in the rolling direction (0°), across it (90°) or at 45° .

12 mm × 5 mm の肩付試験片を機械加工した。67%圧延材については、試験片を圧延方向に対し 45° と 90° 方向にも切出した。

高温引張試験は、約 1 mPa の真空中で変形後瞬間的に水素ガスを噴射させ急冷できるインストロン型試験機を用い、前回⁷⁾と同じ実験条件を用いて行った。すなわち、各試験片に対して、(1)623 K で 1 ks 加熱保持後、初期ひずみ速度 $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ でひずみ 40% まで変形した後 (温間変形)、(2)798 K へ再加熱して 1 ks 保持後、初期ひずみ速度 $2.9 \times 10^{-5} \sim 2.1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ で引張試験を行った。試験機内で任意のひずみまで高温変形後、水素ガス急冷を施した試験片の板面および縦断面内の変形組織を光学顕微鏡と走査型、透過型両電子顕微鏡 (SEM, TEM) を用いて観察した。SEM 観察用試験片は、変形前にエメリー紙とバフ研磨によって鏡面状態に仕上げた後、その表面と側面に約 $1 \mu\text{m}$ 幅のけがき線を引張方向に垂直にダイヤモンドペーストでつけ、高温変形中の粒界すべり並びにそれに伴う結晶粒回転の様子を観察した。TEM 観察用の薄膜試料は通常の変形後、双ジェット噴射法を用いて作成し、JEM-2000FX 型電子顕微鏡を用い、加速電圧 200 kV で観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 高温変形特性

798 K の真応力-公称ひずみ (σ - ϵ) 曲線に及ぼす冷間圧延率と試験片採取方向の影響を示す代表的な結果を Fig. 1 に示す。高温変形曲線の形状並びに変形応力と破断伸びは冷間圧延率によって敏感に変化するが、試験片採取方向の影響は小さいようである。破断までの全伸びのひずみ速度依存性とそれに及ぼす冷間圧延率 (白印) 並びに試験片採取方向の影響をまとめて Fig. 2 に示す。全伸びはひずみ速度とともに増加しながら最大値に達し、高ひずみ速度域では逆転して減少に転じる。冷間圧延率の増加とともにこの傾向は顕著に現れ、全伸びの最大値は増加する。全伸びが最大となるひずみ

Fig. 2 Effect of cold rolling reduction and tensile axis on the total elongation to fracture at 798 K for an unrecrystallized 7075 aluminum alloy. These samples were cut in the rolling direction (0°), across it (90°) or at 45° .

Fig. 3 Effect of cold rolling reduction and tensile axis of an unrecrystallized 7075 aluminum alloy on the relationship between peak stress (σ_p) and strain rate at 798 K. Key to symbols as in Fig. 2.

速度またはその後全伸びが急減した付近のひずみ速度は、冷間圧延率とともに増加する。これに対し、全伸びがひずみ速度の増加とともに増加し $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 付近で最大値を生じてから減少する傾向は、試験片採取方向によってはほとんど変化しない。

変形初期に現れるピーク応力 (σ_p) とひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) との関係とそれに及ぼす冷間圧延率 (白印) 並びに試験片採取方向の影響を Fig. 3 に示す。 σ_p と $\dot{\epsilon}$ との両対数関係が、低速度域 (I)、中間速度域 (II) と高速度域 (III) の 3 領域に分けられることや領域 II の変形特性に関する検討はほか⁷⁾で詳しく行っている。Fig. 3 より、 σ_p - $\dot{\epsilon}$ 関係に及ぼす冷間圧延率の影響は、領域 II では明瞭に現れるが、領域 I と III では実験誤差内で認められない。また、 σ_p の $\dot{\epsilon}$ 依存性に及ぼす試験片採取方向の影響は実験誤差内でほとんど認められない。高温変形特性が 3 つのひずみ速度領域に大別して記述でき、 σ_p の $\dot{\epsilon}$ 依存性が最大となる領域 II において全伸びが最大となるなどの結果から、領域 II では典型的な超塑性変形が

Fig. 4 SEM micrographs of an unrecrystallized 7075 aluminum alloy deformed at 798 K and at $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, followed by H_2 gas quenching. Tensile axis is parallel to the pancaked layered grains (i.e. the rolling direction). (a), (d) $\epsilon = 5\%$, (b), (e) $\epsilon = 40\%$, (c), (f) $\epsilon = 160\%$.

現れていると考えられる。しかし、高温変形直前の組織は冷間圧延によって導入したパンケーキ状の粗大結晶粒からなる未再結晶組織である (Fig. 4, Fig. 7 参照)。このような組織に対して現れる σ_p が、領域Ⅱで顕著な ϵ 依存性と冷間圧延率依存性を示し、かつ試験片採取方向の影響をあまり受けないなどの結果は、微細粒組織が示す一般的超塑性特性と類似しており、一見奇異に感じられる。

3.2 高温変形に伴う組織変化

50%冷間圧延材の試験片表面 (L-LT) と側面 (L-ST) における典型的な SEM 組織の高温変形に伴う変化を Fig. 4 に示す。ピーク応力が現れる 5%ひずみの高温変形でも (Fig. 4(a), (d)), 鏡面状態にあった試験片の全面において、特に側面において結晶粒界が高密度に現れているのが注目される。圧延方向、したがって引張軸方向に平行な高密度の層状結晶粒界 (Fig. 4(d)) の間隔は、平均粒径約 $17 \mu\text{m}$ の初期結晶粒が50%の冷間圧延によってパンケーキ状に圧縮された厚さ方向の粒径と完全に一致する。Fig. 4(d) より、引張軸方向にはほぼ平行で滑らかな初期結晶粒界 (Fig. 7(a) 参照) が凹凸化または波打っていること、その粒界上で変形初期から粒界すべりが活発に生じていることがわかる。40%変形後の組織 (Fig. 4(e)) では、パンケーキ状の結晶粒を貫通するように新粒界が多数生じ微細粒が局部的に集中して生じている。さらに160%ひずみまで変形すると、試験片全面においてほぼ等軸の微細粒組織が生じ、変形前のパンケーキ状結晶粒組織はほぼ完全に消失している。L-LT 面の SEM 組織の高温変形に伴う変化は、前報⁷⁾の光学顕微鏡組織と TEM 組織が示す結果と類似する。

以上の SEM 組織の観察結果より、(1)高傾角を有する初期結晶粒界が引張方向にはほぼ平行であっても、高温変形開始とともにそこで粒界すべりが活発に生じること、(2)変形とともに層状結晶粒の厚さ (ST) 方向に新粒界が多数形成され、かつ微細粒が局部的領域で集中して生じること、(3)応力極小となるひずみ付近 (160%) では試験片全域でほぼ等軸の新

Fig. 5 Changes of grain and subgrain sizes in longitudinal (L) and short-transverse (ST) (thickness) directions with deformation at 798 K and at $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ for an unrecrystallized 7075 aluminum alloy. These grains were measured by linear line intercept method for optical (OM) and TEM microstructures.

微細粒組織が生じること、(4)この微細粒の生成領域の拡大または伝播に伴いピーク後の大幅な加工軟化が生じること、などが結論される。これより、高密度の高傾角粒界上で起こる粒界すべりが未再結晶組織からの新粒生成過程に重要な役割を果たすことが示唆される。

試験片の圧延方向 (L) と板厚方向 (ST) の結晶粒径 (D_L , D_{ST}) を光学顕微鏡組織から求め、同じ方向の亜粒径 (d_L , d_{ST}) を TEM 組織から測定した。これらの粒径の高温変形に伴う変化を Fig. 5 に示す。板厚方向の粒径 D_{ST} は高温変形に伴ってほとんど変化しないのに対し、圧延方向の粒径 D_L は変形開始とともに急速に減少しながらあるひずみで最小値を示した後、高ひずみではゆるやかな増加に転じる。これに対し、亜粒径 d_L , d_{ST} は変形開始とともに増加しなが

Fig. 6 Relationship between grain size in thickness direction (D_{ST}) or an average one (D) evolved at peak strain and strain rate, where a peak stress of 2 MPa appears in Fig. 3.

らそれぞれの結晶粒径 D_L と D_{ST} に接近する。特に、 d_{ST} は 40% ひずみ付近までに D_{ST} に急接近した後はひずみに対しほとんど変化しないのが注目される*1。

3.3 高温変形機構

未再結晶組織に対して現れるピーク応力 (σ_p) とひずみ速度 ($\dot{\epsilon}$) との関係が、低速度 (I), 中間速度 (II) と高速度 (III) の 3 領域に分けて記述でき (Fig. 3), 領域 II では σ_p に対する応力指数が 1.7 と小さく, かつ 730% を越える最大伸びが生じる (Fig. 2) ことなどから, そこでの変形は主に粒界すべりに支配される典型的な超塑性変形であることは明らかである。したがって, 微細粒を含まない未再結晶層状粒組織であっても, 次式で表される通常の超塑性変形方程式^{6), 7), 10), 11)} が成立すると考えられる。

$$\dot{\epsilon} = K_1 \cdot d^{-p} \cdot \sigma^n \cdot \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

ここで, K_1 , p , n , Q は実験定数である。67% 冷延材に関する σ_p の T と $\dot{\epsilon}$ 依存性から $Q = 138 \pm 5$ kJ/mol と $n = 1.7$ が求まっているが⁷⁾, Fig. 3 よりこれらの値は冷間圧延率によってはほとんど変化しないと考えられる。式(1)で T と σ を一定とすると, 粒径指数 p は次式で表せる。

$$p = -\Delta \ln \dot{\epsilon} / \Delta \ln d \quad (2)$$

Fig. 3 の領域 II において $\sigma_p = 2$ MPa となるときの $\dot{\epsilon}$ を求め, それに対してピーク応力付近で生じる平均粒径 D^{*2} または層状結晶粒の板厚方向の粒径 D_{ST} を求め, それらを両対数座標で整理した結果を Fig. 6 に示す。2 種類の粒径 D , D_{ST} と $\dot{\epsilon}$ との関係はほぼ平行な直線で近似でき, その傾きから求められる p は 2.6 と 2.4 となり, これは典型的な超塑性変形で報告されている $p = 2 \sim 3$ ^{10), 11)} とほぼ一致する。また, 平均粒径 D の冷間圧延による変化は主に板厚方向の粒径 D_{ST} によるものと考えられる (脚注*2の式参照)。これより, 領域 II の σ_p - $\dot{\epsilon}$ 関係が冷間圧延率で変化するの, パンケーキ状結晶粒組織の板厚方向の結晶粒径 D_{ST} の冷間圧延に伴う減少によること, かつこの層状粒組織内の初期粒界上で粒界

*1 d_{ST} と D_{ST} の差の約 $1 \mu\text{m}$ は, 光学顕微鏡 (OM) と TEM による観察法の違いに基づくもので, この場合両者は実験誤差内ではほぼ一致すると考えられる^{7), 9)}。

Fig. 7 TEM microstructure in L-ST plane of 7075 aluminum alloy (a) as-cold-rolled, then (b) warm deformed to 40% at 623 K and $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, and finally (c) reheated to 798 K for 10^3 s (i.e. just before deformation).

すべりが活発に生じることが結論される。すなわち, 冷間圧延率が高いほど層状結晶粒の粒径 D_{ST} は減少し, それに伴い領域 II の σ_p - $\dot{\epsilon}$ の関係は高ひずみ速度側へ移行するとともに, 最大破断伸びが増加し, それが生じるひずみ速度も高速度側へ移行する。

3.4 新粒生成と超塑性発現に及ぼす粒界すべりの役割

Fig. 7 は, (a) 50% 冷間圧延したまま, (b) その温間変形直後, 並びに (c) それを 798 K で 1 ks 加熱保持した際の試験片縦断面の TEM 組織を示す。冷間圧延したままの組織 (Fig. 7(a)) では, 圧延方向に平行な層状の結晶粒内に高密度の転位と粒内を斜めに貫通する多数の変形帯が生じている。温間変形直後の組織 (Fig. 7(b)) では, 冷間圧延によって生じた層状結晶粒内と粒界上に多数の粗大な粒子が析出しており, 粒内には微細粒子と高密度転位からなる下部組織がほぼ均質に生じている。これに対し, 798 K で 1 ks 加熱した高温変形直前の組織 (Fig. 7(c)) では, 粒界上の粗大粒子

*2 平均粒径 D は 3 方向の各粒径 D_L , D_{LT} , D_{ST} を求め, 次式に入れて求めた。

$$D = 3 / (1/D_L + 1/D_{LT} + 1/D_{ST})$$

Fig. 8 A SEM micrograph of an unrecrystallized 7075 aluminum alloy deformed to a strain of 40% at 798 K and at $2.9 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (L-ST plane). Tensile axis is parallel to the layered grains. Note not only the operation of grain boundary sliding, but also grain rotation taking place in finer grains.

はほとんど消滅し、転位下部組織はさらに微細化した析出粒子を含み、回復がより進んだ亜結晶粒組織へ変化している。それと同時に冷間圧延または温間変形直後のほぼ直線状のなめらかな初期粒界が、高温加熱による回復に伴って亜結晶粒が生じる結果、ほぼその大きさの周期で凹凸化しているのが注目される。このような条件下で高温引張変形を加えれば、局部的に生じる粒界すべりと亜結晶粒の回転が起こり、この過程を繰返し起こしながら、高ひずみで高傾角粒界を有する微細粒組織が全域で生まれるという著者らが提案する新粒形成モデル¹²⁾が適用できよう。すなわち、引張方向に対し傾斜した粒界では粒界すべりが局部的に起こり、その付近の亜結晶粒を回転させるため亜結晶粒間の方位差は変形とともに次第に増加する。変形が進めば低傾角の亜粒界が次第に高傾角化するため、その粒界上でも粒界すべりが可能となり、それに伴い隣接する亜結晶粒を回転させる過程を繰返し起こす。その結果、高ひずみでは全域で高傾角粒界を有する微細粒組織が生じると考えられる。

試験片側面にけがき線をつけて798 Kで約40%引張った際の粒界すべり量とそれに伴う結晶粒回転の様子をSEMで観察した結果の一例をFig. 8に示す。凹凸化した高傾角粒界上で粒界すべりが起こり、それに伴い結晶粒が回転することは、けがき線のずれや傾斜によって明らかに確認できる。ピーク応力が生じる直後の約5%ひずみでもけがき線のずれや回転は生じたが、そこでは粒界すべりが起こっている粒界と起こっていない粒界が不均一に分布していた。しかし、ひずみの増加とともにけがき線のずれる量と回転を起こす結晶粒数は増加し、それが全域へ伝播すると同時にけがき線の回転角度は30°にも達した。

これより、未再結晶層状結晶粒組織における粒界すべりとそれに伴う亜結晶粒の回転が新微細粒の形成過程並びに超塑

性発現とともに大きな役割を果たすことは、今回の実験結果によって実証された。すなわち、(1) 低ひずみ域の変形応力 (σ_p) のひずみ速度依存性が3つの速度領域で明瞭に変化し (Fig. 3), その領域IIでは顕著なひずみ速度と粒径 (D_{ST}) 依存性 ($n=1.7, p=2.6$) を示し (Fig. 3, Fig. 6), かつ730%を越す破断伸びが現れること (Fig. 2), (2) σ_p - $\dot{\epsilon}$ の関係は試験片採取方向にはほとんど依存しないこと (Fig. 3), (3) σ_p が現れる低ひずみ域から層状の初期粒界上で粒界すべりが活発に生じ (Fig. 4), (4) 粒界すべりに伴い亜結晶粒の回転により亜粒界が次第に高傾角し、そこで微細粒が生じる局部的過程が全域へ伝播して行く (Fig. 4, Fig. 8), ことなどである。これより、未再結晶層状粒組織における超塑性発現と新粒生成とは、冷間加工で導入される高密度の初期粒界上で粒界すべりが活発に起こること、にともに起因して現れると結論される。

未再結晶組織を有するアルミニウム合金の高温変形中に生じる微細粒組織は、動的連続再結晶によることがしばしば指摘されている^{2)~7)}。その低傾角亜粒界が変形中に高傾角化する機構は、(1) Bricknell と Edington²⁾ による亜結晶粒の集合・合体説、(2) Nes³⁾ による亜結晶粒の成長に伴う亜粒界移動説、(3) McNelly ら⁵⁾ による亜粒界すべりとその回転説、(4) Liu ら¹³⁾ による転位の亜粒界への堆積と吸収による高傾角化説などが提案されている。以上の諸機構は、結晶粒内に均質に生じる亜結晶粒界が変形に伴い全領域で一様に高傾角化する過程を説明する。しかし、これらの機構が十分に働いたとしても実際に観察される数10度に達する方位差増加を説明することは困難である¹⁴⁾。今回の実験でも亜結晶粒は低ひずみの変形下で大きく成長するが、変形を支配すると考えられる板厚方向の亜粒径 (d_{ST}) は40%ひずみ付近までに約2倍ほど急増してからはほとんど変化しない。また、粒界すべりは一般に低方位傾角を有する粒界上では極めて起こりにくい¹⁴⁾。

これに対し、前もって施す冷間または温間での強圧延により高傾角粒界を材料内に高密度に導入すれば、高温変形中にその一部の粒界で粒界すべりが起こって隣接する亜結晶粒の回転を生じさせ、低傾角亜粒界を比較的容易に高傾角化させることができる。微細粒の生成と超塑性とが粒界すべりの働きで同時に起こるとする今回の結論は、高温変形に伴って微細粒組織が生じてから粒界すべりが支配する超塑性変形が本格的に発現するとするこれまでの考え^{1)~7)}とは異なる。未再結晶アルミニウム合金における高密度の初期結晶粒界の重要性に関しては、最近の Gudmundsson¹⁵⁾ らによる TEM 観察と McNelly¹⁶⁾ らの EBSP による Microtexture (微視的集合組織) の測定から導かれる結果と大体一致する。

4. 結 言

冷間圧延後温間変形した7075アルミニウム合金における微細粒組織の動的形成と超塑性発現に関して、高温引張試験と光学、電子顕微鏡による主に試験片側面と縦断面内の組織変化に注目して調査した。得られた結果は以下のとおりである。

(1) 未再結晶状態の層状粒組織に対するピーク応力 (σ_p) とひずみ速度との関係は、低速度 (I), 中間速度 (II) と高速度 (III) の3領域に分けて記述でき、領域IIで典型的超塑性が現れる。冷間圧延率の増加とともに領域IIが高ひずみ

速度側へ移動するのは、板厚方向の結晶粒径 (D_{ST}) の減少に基づく。

(2) 冷間圧延で導入される層状結晶粒組織は高密度の高傾角粒界を有し、そこでの粒界すべりが活発に生じる変形条件下で、微細粒の形成とともに超塑性が同時に発現する。

(3) 変形開始とともに凹凸化した層状の高傾角粒界上で局部的に粒界すべりが生じ、それに伴い隣接する亜結晶粒が回転してその粒界傾角を増加させる。この過程を繰返し起こす結果、高ひずみ域ではそれが全域へ伝播して高傾角を有する新微細粒組織が生じる。

本研究の一部は、財団法人軽金属学会の研究助成金および平成9, 10年度文部省科学研究費補助金（重点領域研究，課題番号09228208, 10122205）の援助により行われたものであり，ここに特記して深く感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) B. M. Watts, M. J. Stowell, B. L. Baikia and D. G. E. Owen: *Metal Sci.*, **1** (1976), 189, 198.
- 2) R. H. Bricknell and J. D. Edington: *Metall. Trans. A*, **10A** (1979), 1257.
- 3) E. Nes: *Superplasticite/Superplasticity*, (ed. by B. Boudelet and M. Suery), Editions du CNRS, Paris, (1985), 7.1.
- 4) 東 健司, 永井滋一, 前田雅生, 大西忠一: *軽金属*, **36** (1986), 361.
- 5) S. J. Hales and T. R. McNelley: *Acta Metall. Mater.*, **36** (1988), 1229.
- 6) N. Ridley: *Mater. Sci. Tech.*, **6** (1990), 1145.
- 7) 楊 統躍, 三浦博巳, 酒井 拓: *日本金属学会誌*, **59** (1995), 1221; *Mater. Trans. JIM*, **37** (1996), 1379.
- 8) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Elsevier, (1995), 1.
- 9) X. Xia, P. Sakaris and H. J. McQueen: *Mater. Sci. Tech.*, **10** (1994), 487.
- 10) J. W. Edington, K. N. Melton and C. P. Cutler: *Progress in Materials Science*, **21** (1976), 61.
- 11) 東 健司: *日本金属学会会報*, **60** (1990), 22.
- 12) T. Sakai, X. Yang and H. Miura: *Materials Science and Engineering*, A234-236 (1997), 857.
- 13) Q. Liu, X. X. Huang, M. Yao and J. F. Yang: *Acta Mater.*, **40** (1992), 1753.
- 14) 三浦博巳, 青山 洋, 酒井 拓: *日本金属学会誌*, **58** (1994), 267.
- 15) H. Gudmundsson, D. Brooks and J. A. Wert: *Acta Metall. Mater.*, **39** (1991), 19.
- 16) T. R. McNelley and M. E. McMahon: *Metall. Trans. A*, **28A** (1997), 1879.