

# Al-5%Mg-0.6%Mn 合金における超塑性変形 誘起結晶粒成長

佐藤 英一\*・板谷 一弘\*\*  
栗林 一彦\*・堀内 良\*

## Grain growth induced by superplastic deformation in Al-5%Mg-0.6%Mn alloy

Eiichi SATO\*, Kazuhiro ITAYA\*\*

Kazuhiko KURIBAYASHI\* and Ryo HORIUCHI\*

The grain growth behavior was measured during superplastic deformation in Al-5%Mg-0.6%Mn alloy, which had fine, equiaxed and second phase particle dispersed structure. The deformation induced component of grain growth could be denoted by  $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ , where  $\bar{D}$  and  $\bar{D}_0$  were grain sizes after deformation and after the equivalent annealing without deformation, respectively: this component was presented as  $\ln(\bar{D}/\bar{D}_0) = \alpha\varepsilon$  with  $\alpha=0.6$ , independent of strain rate, deformation temperature, initial grain size, and the static component of grain growth. Flow hardening was equal to that expected from the grain growth and the dependency of flow stress on grain size.

**Keywords:** superplasticity, deformation induced grain growth, flow hardening, plastic instability, second phase dispersed alloy

(Received November 29, 1988)

### 1. 緒 言

変形前に安定な等軸微細粒組織が得られている材料を超塑性変形させると、結晶粒の形状は等軸性を保ったまま、粒径は変形を加えずに加熱した場合に比べてかなり速く大きくなる。超塑性変形中の粒成長は、変形応力の増加を介して変形を安定化する働きを持つことが示唆されている<sup>1)</sup>。しかしながら、この粒成長がひずみにも時間にも依存することについての検討がなされていないため、変形の安定性に及ぼす粒成長の寄与を定量的に理解するには至っていなかった。

安定な微細粒組織をもつ超塑性合金の多くは、粒成長速度の小さな二相混合組織あるいは第二相粒子分散組織をしている。著者らは、体積分率が50%に近い二相混合組織を示す Zn-22%Al 合金を用いて超塑性変形時に生

ずる粒成長について検討を加え、粒成長をひずみに依存する変形誘起成分と時間に依存する静的成分とに分離できること<sup>2),4),5)</sup>を明らかにした。さらに、この粒成長の影響も取り入れた超塑性変形の安定性の解析を行い、変形の安定性は変形硬化係数  $\gamma$  とひずみ速度感受性指数  $m$  を用いた  $I \equiv (\gamma-1)/m$  というパラメータによって評価されること<sup>3),4)</sup>を明らかにした。

本報では、微量の第二相粒子の分散によって等軸微細粒組織とした超塑性 Al 合金について、超塑性変形誘起粒成長についての検討を行った。変形中に生じる粒成長以外の組織変化を少なくするため、変形前の熱処理で静的に再結晶する材料を使用し、また、結晶粒の形状は等軸なままでキャビティも生じないような変形を対象とした。

\* 宇宙科学研究所 (相模原市)。The Institute of Space and Astronautical Science (Sagamihara-shi, Kanagawa)。

\*\* 東京大学大学院 (東京都) [現在: 特許庁 (東京都)]。Graduate School, The University of Tokyo (Bunkyo-ku, Tokyo) [Present: The Patent Agency (Chiyoda-ku, Tokyo)]。

## 2. 実験方法

### 2.1 試料

用いた試料は Al-Mg-Cu 単相系に Mn, Cr を添加した Al 合金であり<sup>\*</sup>1, その組成を Table 1 に示す。厚さ 1 mm, 加工度 80% の冷間圧延板から, 平行部の幅 3 mm, 長さ 10 mm, 肩部の半径 3 mm の引張試験片を作成した。塩浴炉を用い 770~840 K, 2 ks の熱処理を行い, 冷間圧延組織の再結晶と再結晶後の初期粒径の調整を行った。

Fig. 1 に熱処理後の試料の三方向からの組織写真を示す。写真より明らかなように, この合金は冷間加工後の熱処理により静的に再結晶し, 等軸な結晶粒組織となった。また, 冷間圧延板に見られた圧延集合組織は, 熱処理後には完全に壊れていた。

### 2.2 引張試験および組織観察

引張試験には, クロスヘッド速度をマイクロコンピュータで制御した試験機<sup>2)</sup>を用いた。赤外線加熱により試験温度  $T$  へ急速加熱し, 試験後ただちに強制空冷を行うことにより, 変形時以外の組織変化を小さくした。本報の条件では, 試験片の肩部が変形する分も含んだ見掛けの平行部初期長さ  $l_0$  を 12.5 mm とし, クロスヘッドの移動速度を  $v=l_0 \dot{\epsilon} \exp(\dot{\epsilon} t)$  とすると,  $\epsilon=0.6$  程度まで真ひずみ速度一定の条件がよく満たされた。ここで  $\epsilon$  は (真) ひずみ,  $\dot{\epsilon}$  はひずみ速度,  $t$  は変形時間である。

種々の条件の変形を加えた試料について, Ga を塗布<sup>7)</sup>した後, ふっ酸・しょう酸水溶液により化学腐食し, 光学顕微鏡を用いて組織観察を行った。その後, 引張軸に平行・垂直の二方向に対し, 切断法により平均切片長を求め, 平均等価球近似に相当する形状係数 1.74<sup>8)</sup> を乗じて, 平均粒径を算出した。

以後, 初期粒径を  $\bar{D}_0$ , 変形後の粒径を  $\bar{D}$ , 変形を加えず加熱のみ行った後の粒径<sup>\*2</sup>を  $\bar{D}_s$  で表す。

## 3. 実験結果

### 3.1 静的粒成長が無視できる場合の粒成長挙動

静的に加熱した場合の粒成長は, 温度や保持時間および初期粒径に依存する。特に, 初期粒径を大きくすると, 静的な粒成長は著しく遅滞する。

Fig. 2 は, 比較的大きな初期粒径 ( $\bar{D}_0=15.4 \mu\text{m}$ ) をもつ試料を,  $T=810 \text{ K}$ ,  $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  で変形させたときの組織を示している。(a)は変形前, (b)(d)は  $\epsilon=0.4$ , (c)(e)は  $\epsilon=0.6$  まで変形させたときの組織であり, (b)(c)は平行部, (d)(e)は無変形部である。静的に加熱しただけでは何の変化も生じていない ((d)(e) のに対

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%)

| Mg  | Cu  | Mn  | Cr   | Fe    | Si   | Al   |
|-----|-----|-----|------|-------|------|------|
| 4.8 | 0.6 | 0.6 | 0.15 | <0.15 | <0.1 | bal. |

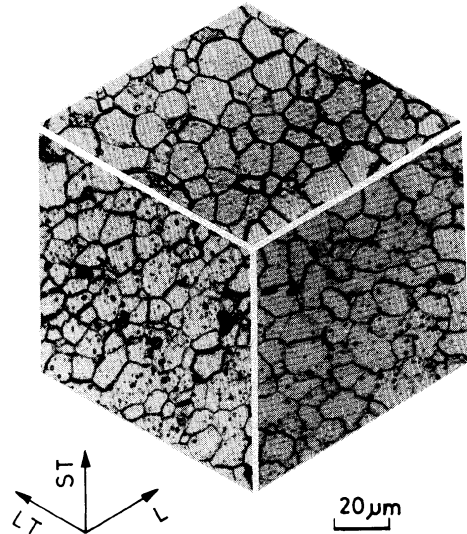


Fig. 1 Microstructure of the recrystallized specimen from three directions.

し, 変形を加えるとひずみに応じて結晶粒が大きくなった ((b)(c))。またこの変形中には, 粒の伸長や再結晶といった粒成長以外の組織変化は生じていない。

Fig. 3 は,  $\bar{D}_0=15.4 \mu\text{m}$  の試料について,  $T=810 \text{ K}$ ,  $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1} \sim 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  で変形した際の, ひずみと粒径の関係を片対数グラフにプロットしたものである。変形後の粒径は, ひずみ速度には依存せず, 加えたひずみに依存し,

$$\ln \frac{\bar{D}}{\bar{D}_0} = \alpha \epsilon, \alpha \approx 0.6 \quad (1)$$

と表された。

Fig. 4 は,  $T$  と  $\bar{D}_0$  を変えて,  $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  で変形させた際のひずみと粒径の関係を示している。 $T=780 \text{ K}$ ,  $\bar{D}_0=15.4 \mu\text{m}$  の場合も,  $T=810 \text{ K}$ ,  $\bar{D}_0=13.8 \sim 18.1 \mu\text{m}$  の場合も, 式(1)が成立した。式(1)が成立しなくなる条件については次節で述べる。

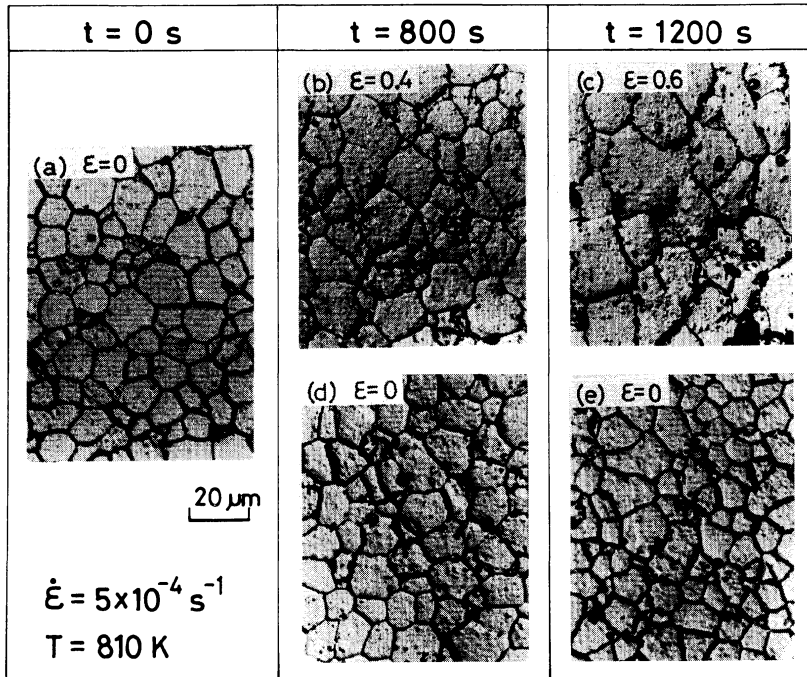
いずれの試験片においても, 試験片無変形部には粒成長は認められなかった。したがって, Fig. 3 および Fig. 4 に示した粒成長はいずれも変形誘起成分のみであるとみなすことができ, これは加えたひずみによってのみ決められることになる。

### 3.2 超塑性変形領域を外れる場合

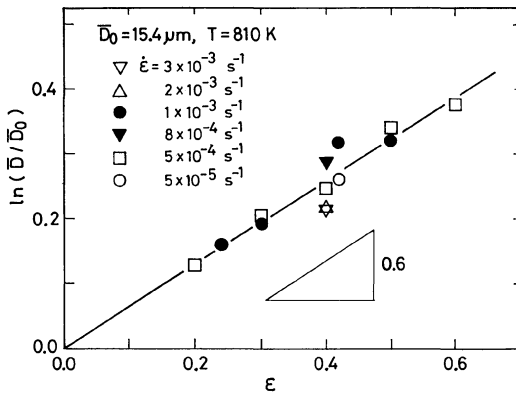
Fig. 5 は, Fig. 3 に粒成長挙動を示した条件における

\*1 商品名, 三菱アルミニウム(株) “NEOPRAL”<sup>6)</sup>。

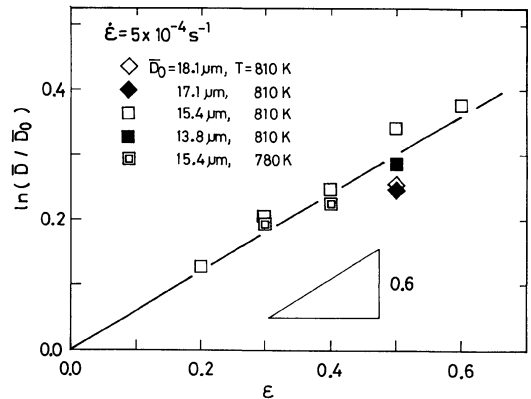
\*2 試験片の無変形部 (つかみ部) で測定した。



**Fig. 2** Examples of microstructure evolution during deformation. (a) before deformation. (b) (c) deformed regions where  $\epsilon = 0.4$  and  $0.6$ , respectively. (d) (e) non-deformed regions after the same deformation with (b) and (c), respectively.



**Fig. 3** Grain growth behavior at various strain rates under the conditions where no grain grows statically.



**Fig. 4** Grain growth behavior at various deformation temperatures and initial grain sizes under the conditions where no grain grows statically.

初期変形応力  $\sigma_0$  のひずみ速度依存性を示している。 $\sigma_0$  としては、変形初期の急激な応力増加状態が終わり、一定の応力増加を示す状態（これは後に示すように粒成長に起因する）に入っている  $\epsilon = 0.2$  の値を用いた。ひずみ速度感受性指数  $m$  は、中間ひずみ速度で大きく、高・低ひずみ速度で小さいという、典型的な S 字状曲線が得られた。

Fig. 3 に示したように、 $\dot{\epsilon} \leq 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ではひずみ速度に依存しない一定の粒成長挙動を観察した。 $\dot{\epsilon} > 3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  となると、粒成長は Fig. 3 に示したものより小さくなった。この境界のひずみ速度は、 $m$  が減少し出すひずみ速度とよく符合している。高ひずみ速度領域では、転位クリープの寄与が生ずるため  $m$  が小さくなり<sup>9)</sup>、変形誘起粒成長も小さくなったと考えられる。一方低ひ

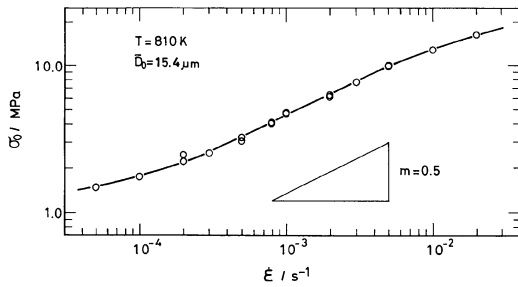


Fig. 5 Dependence of initial flow stress on strain rate under the same conditions with those shown in Fig. 3.

ずみ速度側では、 $m$ は小さくなるが、Fig. 3に示すとおり粒成長挙動は変わらなかった。

なお本報では、変形中に生ずる粒成長以外の組織変化を少なくするため比較的大きな初期粒径の試料を用いた。このため、 $\epsilon \approx 0.6$ を超えると、結晶粒の引張方向への伸張とキャビティの発生が認められた。また、次節で述べる変形硬化係数も小さくなった。これは結晶粒の粗大化により超塑性領域を外れてしまったためであると考えられるので、本報では $\epsilon \leq 0.6$ とした。

3.3 変形硬化

Fig. 6は、 $\bar{D}_0$ の異なる試料から求めた $T=810\text{ K}$ における $\sigma_0$ の $\bar{D}_0$ 依存性を示している。図より明らかなように、

$$\sigma_0 = K' \bar{D}_0^q, \quad q=2.0 \tag{2}$$

となった。

変形中の組織変化を粒成長のみとし、式(2)を変形中の粒径と変形応力にも適用できるものとする、静的粒成長が無視できる場合の変形応力は、

$$\sigma = K \exp(q\alpha\epsilon) \tag{3}$$

と表される\*3。したがって、変形誘起粒成長による“変形硬化”<sup>2)</sup>係数 $\gamma$ は、

$$\gamma \equiv q\alpha \approx 1.2 \tag{4}$$

となる\*4。

Fig. 7は、 $\bar{D}_0=15.4\ \mu\text{m}$ の試料を $T=810\text{ K}$ で変形させた際の応力-ひずみ曲線を、片対数グラフにプロットしたものである。この条件はFig. 3と同一である。図から明らかなように、一様な変形硬化に対応した一定の傾きが認められる。この傾きは1.2であり、これは変形誘起粒成長から期待される $\gamma$  (式(4))とよく一致している。このことから、式(2)を変形中の応力と粒径の関

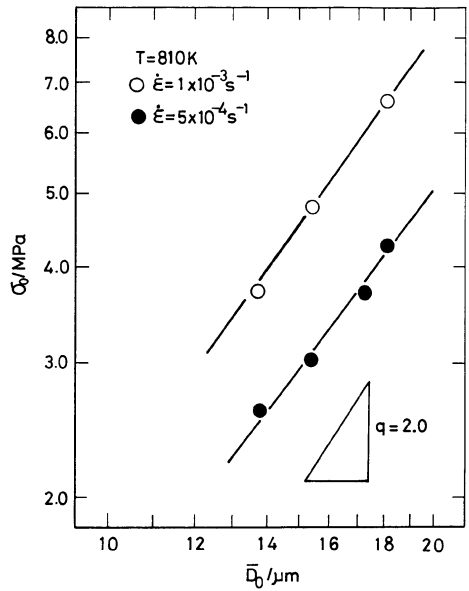


Fig. 6 Dependence of initial flow stress on initial grain size.

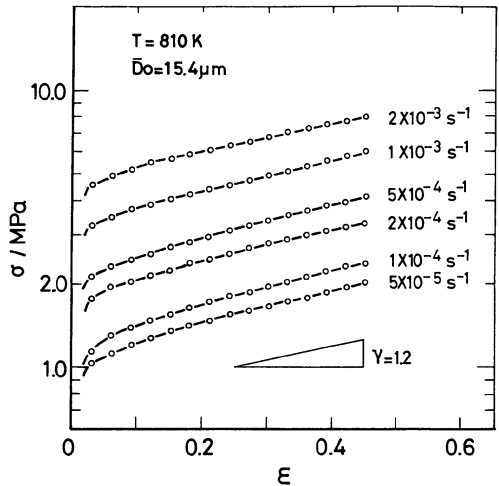


Fig. 7 Stress-strain curves under the same conditions with those shown in Fig. 3.

係にも適用できることが実験的に保証された。

3.4 静的粒成長が無視できない場合の粒成長挙動

Fig. 8は、比較的小きな初期粒径 ( $\bar{D}_0=11.2\ \mu\text{m}$ )の試料を、高温 ( $T=810\text{ K}$ )、低ひずみ速度 ( $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ )で変形させた際の粒径変化を示している。

全粒成長 ( $\bar{D}/\bar{D}_0$ )は $\sigma$ でプロットした。これには静的粒成長の寄与も含まれているため、Fig. 3およびFig. 4よりも傾きが大きくなっている。このときの応力-ひずみ曲線の傾きは、Fig. 7よりも明らかに大きかった。

一方、試験片無変形部から測定した静的粒成長 ( $\bar{D}_s/$

\*3  $\sigma_0$ として $\epsilon=0.2$ の値を用いたため、その間の粒径増加により、 $K'$ は $K$ の1.27(= $\exp(q\alpha \cdot 0.2)$ )倍となっている。

\*4 式(2)のかわりに $\dot{\epsilon}=K''\bar{D}^{-p}\sigma^{1/m}$ という構成方程式を用いると、 $\gamma$ は $\gamma=m\alpha p$ と表される。

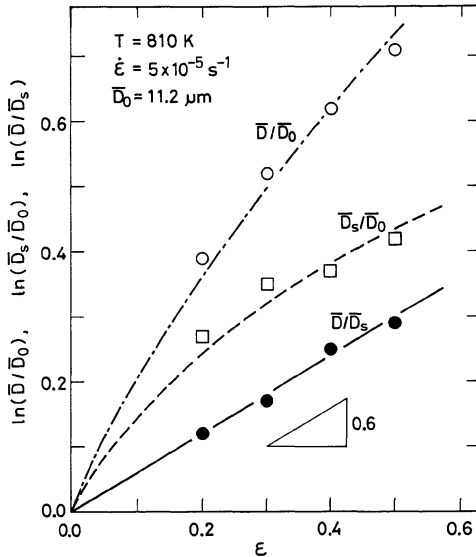


Fig. 8 Grain growth behavior where both static and deformation induced grain growths occur. Static, deformation induced, and the whole grain growth are indicated by □, ●, and ○, respectively.

$\bar{D}_0$ ) は□でプロットした。第二相粒子分散組織の静的粒成長は、第二相粒子のオストワルド成長によって律速され、

$$\bar{D}' - \bar{D}_0' r = kt, r = 3 \tag{5}$$

という式で表される<sup>10)</sup>。ここでkは材料や温度に依存する係数である。式(5)を□にフィットさせると、Fig. 8の破線のようになる。

このときの変形誘起成分を評価するには、次節で行う粒成長の2成分の分離法の検討が必要となる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 粒成長の静的成分と変形誘起成分の分離

変形誘起粒成長と静的粒成長が互いに独立であるとみなすと、全粒成長速度は、それぞれが単独に生じるときの粒成長速度(式(1)と(5)から計算される)の和になり、

$$\frac{d \ln \bar{D}}{dt} = \alpha \dot{\epsilon} + \frac{k}{r} \bar{D}^{-r} \tag{6}$$

と表される。式(6)は $\bar{D}$ についての微分方程式であり、これを $\dot{\epsilon}$ 一定の条件で解くと、

$$\bar{D}' = \bar{D}_0' e^{r\alpha\dot{\epsilon}} + \frac{k}{r\alpha\dot{\epsilon}} (e^{r\alpha\dot{\epsilon}} - 1) \tag{7}$$

が得られる。静的粒成長と変形誘起粒成長が単独に生じたときの粒径をそれぞれ $\bar{D}_s$ ,  $\bar{D}_d$ とすると、変形後の粒径 $\bar{D}$ は、 $\bar{D}_0$ ,  $\bar{D}_s$ ,  $\bar{D}_d$ , rにより、

$$\left(\frac{\bar{D}}{\bar{D}_0}\right)' = \left(\frac{\bar{D}_d}{\bar{D}_0}\right)' + \left[\left(\frac{\bar{D}_s}{\bar{D}_0}\right)' - 1\right] \left[\left(\frac{\bar{D}_d}{\bar{D}_0}\right)' - 1\right]$$

Table 2 Deviation of the approximation of the whole grain growth where two kinds of grain growth occur

| $\bar{D}_d/\bar{D}_0$ | $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ | 1.2          | 1.4          | 1.6          | 1.8          | 2.0          |  |
|-----------------------|-----------------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--------------|--|
| 1.1                   |                       | 1.29<br>1.32 | 1.49<br>1.54 | 1.69<br>1.76 | 1.89<br>1.98 | 2.09<br>2.20 | $\frac{\bar{D}}{\bar{D}_0}$<br>( $\bar{D}_d/\bar{D}_0$ ) ( $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ ) |
| 1.2                   |                       | 1.39<br>1.44 | 1.59<br>1.68 | 1.79<br>1.92 | 1.99<br>2.16 | 2.19<br>2.40 | $\frac{\bar{D}}{\bar{D}_0}$<br>( $\bar{D}_d/\bar{D}_0$ ) ( $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ ) |
| 1.3                   |                       | 1.49<br>1.56 | 1.69<br>1.82 | 1.89<br>2.08 | 2.09<br>2.34 | 2.29<br>2.60 | $\frac{\bar{D}}{\bar{D}_0}$<br>( $\bar{D}_d/\bar{D}_0$ ) ( $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ ) |
| 1.4                   |                       | 1.59<br>1.68 | 1.79<br>1.96 | 1.99<br>2.24 | 2.20<br>2.52 | 2.40<br>2.80 | $\frac{\bar{D}}{\bar{D}_0}$<br>( $\bar{D}_d/\bar{D}_0$ ) ( $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ ) |

$$\times \left(r \ln \frac{\bar{D}_d}{\bar{D}_0}\right)^{-1} \tag{8}$$

と表される。

静的粒成長が大きくない場合には、式(6)の右辺第1, 2項の相互作用項を無視すると、

$$\ln \frac{\bar{D}}{\bar{D}_0} \approx \ln \frac{\bar{D}_d}{\bar{D}_0} + \ln \frac{\bar{D}_s}{\bar{D}_0} \tag{9}$$

という近似解が得られる。もとより、静的粒成長が存在しない場合は式(9)は正しい解を与える。Table 2は、粒成長の各成分の大きさがさまざまなときの、式(9)の誤差を示している。全粒成長が大きくなるにつれ、 $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ と $(\bar{D}_d/\bar{D}_0)$  ( $\bar{D}_s/\bar{D}_0$ )の値の違いは大きくなるが、Table 2に示す範囲では高々15%程度である。したがって静的粒成長が著しく大きい場合を除けば、変形中の粒径変化は式(9)で表すことができる。すなわち、このときの粒成長の変形誘起成分は $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ で評価してよい。

Fig. 8中の●は、 $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ を示している。図より明らかのように変形誘起粒成長は、

$$\ln \frac{\bar{D}}{\bar{D}_s} = \alpha \epsilon, \alpha \approx 0.6 \tag{10}$$

と表すことができた。静的粒成長が無視できる場合には $\bar{D}_s = \bar{D}_0$ であるから、変形誘起粒成長は静的粒成長の有無に関係なく、式(10)で表すことができることになる。

なお、変形誘起粒成長が静的粒成長に依存しないことから、本節で仮定した粒成長の2成分の独立性は、本合金について実験的に保証されたといえよう。このことはZn-22Al合金でも保証されている<sup>2)</sup>ことから、安定な等軸微細粒組織をもつ材料の超塑性変形においては第二相の形態(粒子分散, 二相混合)にかかわらず、粒成長の2成分は互いに独立しているものと期待される。

##### 4.2 変形の安定性

超塑性変形における変形誘起粒成長は、変形硬化を通じて変形を安定化する。ひずみ速度感受性指数(m)と共に変形硬化係数( $\gamma$ )も取り入れた変形の安定性の解析<sup>3)</sup>によれば、 $\gamma > 1$ の場合には、たとえネックが存在した

としても、それは変形の進行と共に小さくなっていく。すなわち、この条件では変形は絶対的に安定である。

本合金の場合、 $\gamma=1.2$ であるので、この条件が満たされていることになる。実際に $\varepsilon=0.6$ 程度までの変形をさせた試験片にはまったくネックが観察されなかった。

静的粒成長が無視できない場合、見掛けの応力増加は大きくなるが、粒成長の変形誘起成分は、式(10)で表されるように変化しない。したがって、変形の安定性に寄与する真の変形硬化は $\gamma=1.2$ で、静的粒成長が無視できる場合と同一である。

#### 4.3 他の合金との比較

Wilkinson ら<sup>11),11)</sup>は、第二相粒子分散 Cu 合金についての超塑性変形中の粒成長挙動を報告している。彼らの実験は静的粒成長が無視できる一つの初期粒径と変形温度についてのみであり、その範囲では粒径増分はひずみ速度にはあまり依存しないという結論を得ている。しかしながら、変形誘起粒成長の初期粒径、変形温度、静的粒成長等に対する依存性については言及していない。

Clark ら<sup>12)</sup>は、粒界のピン止め粒子を持たないため静的粒成長が非常に速い単相 Sn-1%Bi 合金について、超塑性変形中の粒成長挙動を報告している。彼らは誤差の評価なしに変形誘起成分を $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ で評価しているため、そのひずみ速度依存性について間違った結論を引き出している。しかしながら、全粒成長量が大きく $(\bar{D}/\bar{D}_0)$ ではもはや変形誘起成分を評価できないものを除外する<sup>\*5</sup>と、彼らのデータからも、 $m$ の最大点よりも低ひずみ速度側で変形誘起粒成長はひずみ速度に依存しないという結論が得られる。

二相混合合金については、Zn-22%Al 合金に関する前報<sup>2)</sup>において、 $\alpha$ の値が異なる点を除けば本報と同じ結論を得ている。

#### 4.4 変形経路の検討

第二相粒子分散合金では超塑性変形中のキャビティ形成が容易である。組織の微細化はその抑制に効果的である<sup>13)</sup>が、変形中には粒成長が起こり、しかも組織の微細化はその静的成分を増大させる。このとき、ひずみ速度を大きくして所定のひずみを加えるのに要する時間を短くすれば、変形の安定性に寄与する変形誘起成分の大きさは変えずに、静的成分の大きさだけを小さくすることが可能となるであろう。

Fig. 9は、Fig. 8と同じ小さな初期粒径の試料を、一定のひずみ速度 $\dot{\varepsilon}=1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で変形させた場合( $\sigma_1$ )と、変形初期に高いひずみ速度( $\varepsilon=0.4$ まで $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )で変形させた場合( $\sigma_2$ )の、応力-ひずみ曲線を示している。ひずみ速度急変後の $\varepsilon=0.5$ で比較すると、 $\sigma_2$

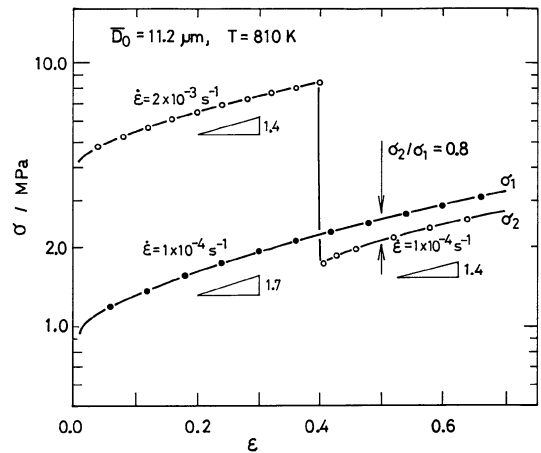


Fig. 9 An attempt to improve deformation path when grain grows statically because of its small size.

は $\sigma_1$ の約0.8倍になっている。

$\sigma_1$ と $\sigma_2$ それぞれについて、 $\varepsilon=0.5$ までの変形に要する時間は5 ksと1.2 ksであり、この間に生じる粒成長の静的成分 $(\bar{D}_s/\bar{D}_0)$ の大きさは、式(5)とFig. 8から、1.3と1.1と計算される。したがって変形応力の差は、式(2)を用いて、 $\sigma_2/\sigma_1=0.7$ と計算される。これは実際に観測された差に近い。

なお、超塑性領域の上限は、粒径が増加すると低ひずみ速度側へ移動する。このため、 $\dot{\varepsilon}=2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ のまま変形を続けると、 $\varepsilon=0.4$ を超えるとまもなく超塑性領域を外れてしまい、 $\gamma$ が低下し、鋭いネックが発生して破断してしまった。

この簡単な試みから、粒径増加に応じて超塑性変形領域の上限に沿ってひずみ速度を小さくするという変形経路をとることにより、超塑性変形をより高ひずみまで安定に保つことができるものと考えられる。

## 5. 結 言

第二相粒子分散組織をもつAl-Mg-Mn合金について、変形前に安定な等軸微細組織が得られている場合の超塑性変形中の粒成長挙動を測定した。

(1) 粒成長のうちの変形誘起成分は、ひずみ速度や変形温度および初期粒径に依存せず、ひずみにのみ比例し、

$$\ln \frac{\bar{D}}{\bar{D}_s} = \alpha \varepsilon, \alpha = 0.6$$

と表すことができた。これは同時に生じる静的粒成長の有無に無関係であった。ここで $\bar{D}$ 、 $\bar{D}_s$ はそれぞれ変形後の粒径、変形を加えずに加熱した後の粒径である。

(2) 変形硬化は、変形誘起粒成長と変形応力の粒径依

\*5  $r=2$ のときの式(9)の誤差を計算して評価する。

存性によって表される。実際に静的粒成長が無視できる領域で、期待される大きさと等しい $\gamma=1.2$ の変形硬化が観察された。

(3) 初期粒径が小さく静的粒成長が不可避な場合について、粒成長の静的成分のみを小さくして超塑性変形をより安定に保つ変形経路を検討した。

最後に、試料の入手に際して御便宜をいただいた三菱アルミニウム(株)技術研究所所長竹内庸博士に謝意を表す。

### 参 考 文 献

- 1) C. H. Cáceres and D. S. Wilkinson: *Acta Metall.*, **32** (1984), 415.
- 2) 佐藤, 栗林, 堀内: 日本金属学会誌, **52** (1988), 1043.
- 3) 佐藤, 栗林, 堀内: 日本金属学会誌, **52** (1988), 1051.
- 4) E. Sato, K. Kuribayashi and R. Horiuchi: *Proc. MRS Int. Meeting on Advanced Materials, Vol. 7 Superplasticity*, (eds. M. Kobayashi and F. Wakai), MRS, in press.
- 5) E. Sato, K. Kuribayashi and R. Horiuchi: *Superplasticity and Superplastic Forming*, (eds. C. H. Hamilton and N. E. Paton), TMS-AIME, in press.
- 6) 渡辺, 大堀, 向尾, 竹内: 日本金属学会報, **24** (1985), 313.
- 7) 大塚, 堀内: 日本金属学会誌, **48** (1984), 1143.
- 8) A. W. Thompson: *Metallography*, **5** (1972), 366.
- 9) M. F. Ashby and R. A. Verrall: *Acta Metall.*, **21** (1973), 149.
- 10) 西沢: 鉄と鋼, **70** (1984), 1984.
- 11) D. S. Wilkinson and C. H. Cáceres: *J. Mater. Sci. Lett.*, **3** (1984), 395.
- 12) M. A. Clark and T. H. Alden: *Acta Metall.*, **21** (1973), 1195.
- 13) C. C. Bampton, A. K. Ghosh and M. W. Mahoney: *Proc. Int. Conf. Superplasticity in Aerospace-Aluminium*, (eds. R. Pearce and L. Kelly), Ashford Press, (1986), 1.