Al-Zn-Mg 合金の超塑性挙動*

松 木 賢 司** 山 田 正 夫**

Kenji Matuki and Masao Yamada: Superplastic Behavior of Al-Zn-Mg Alloys.

A study of the high temperature deformation behavior and microstructure has been carried out for Al-Zn-Mg alloys containing Zr, prepared by severe cold rolling and recrystallization to give an equiaxial fine grain structure. The main results obtained were as follows:

(1) These alloys are considered to be in a single phase above about 400°C and exhibit a superplastic behavior under optimum conditions of deformation temperature and strain rate.

(2) The apparent activation energy for superplastic deformation was estimated to be about 21.2 kcal/mol for 7 N alloy and about 17.7 kcal/mol for 8 N alloy respectively. These values correspond approximately to the activation energy for grain boundary diffusion for Al.

(3) The flow stress of 8 N alloy at 520°C is proportional to L^a at different constant $\dot{\epsilon}$. And the value of a is approximately close to unity.

(4) After superplastic deformation, the formation of voids at the grain boundary and grain growth occur, and the scratch scribed on the specimen offsets at the grain boundary.

(5) On the basis of these facts it seems reasonable to assume that the superplastic deformation of these alloys is mainly due to the grain boundary sliding accompanied by the grain boundary migration.

(Received December 27, 1972)

I. 緒 言

従来微細結晶粒超塑性に関する研究は、共析あるいは共晶合金のような 2 相混合組織をもつ合金について多くなされている^{(1)~(4)}。その主な理由は化学的組成の異なる 2 相が混在するため、微細結晶粒を得ることが容易で、かつ $0.5 T_m$ (融点) 以上の温度においても粒成長が起りにくいためである⁽³⁾⁽⁵⁾⁽⁶⁾。超塑性に対して 2 相の共存が本質的な必要条件でないことは、例えば Ni⁽⁷⁾, Zn⁽⁸⁾, Sn⁽⁶⁾ などの純金属、あるいは Sn-1% Bi⁽⁹⁾, Zn-0.5% Al⁽¹⁰⁾ などの单相またはそれに近い合金でも、結晶粒が微細であれば歪速度、温度の適当な条件で超塑性を示すことから明らかである⁽¹⁾⁽⁶⁾。この事実にもとづけば一定の化学組成に限定されることなく、さらに広範囲の合金においても超塑性を示す可能性が考えられる。

また超塑性の機構については後述するようにいくつかの

理論が提唱されているが、いまだ統一された理論は確立されていない。したがって新しい超塑性合金をみいだし、その変形の挙動をしらべることは、より一般的な超塑性の機構を検討するうえでも重要と考えられる。ところで、従来 Al ならびに Al 合金の超塑性に関する研究は Al-33% Cu⁽¹¹⁾⁽¹²⁾, Al-11.7% Si 共晶合金⁽¹³⁾, ならびに Al-12% Si-4% Cu 合金⁽¹⁴⁾ のほかには例がないようである。

著者らは、Al の再結晶温度を高める各種微量添加元素のうち Zr がきわめて有効⁽¹⁵⁾であり、Al 合金の再結晶粒微細化にも有効であること⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾に注目し、2 相組織をもたない Al 合金に Zr を微量添加し、高度の冷間加工と焼鈍の組み合わせによって微細結晶粒組織を得る目的で、種々の組成の Al 合金について検討した。それらのうち Al-Zn-Mg 系合金が 10μ 以下の平均結晶粒径を示すことがわかった。したがってこの系の合金について、伸び、流動応力の歪速度依存性ならびに変形前後の組織観察を行ない、超塑性の観点から高温変形挙動を検討した。

** 富山大学工学部生産機械工学科 (Department of Production Machining, Faculty of Engineering, Toyama University, Takaoka)

* 1972 年 10 月金属学会名古屋大会に発表

- (1) 氏家信久: 材料科学, **6** (1969), 182.
- (2) R.H. Johnson: Metall. Rev., No. 146 (1970), 115.
- (3) G.J. Davies, J.W. Edington, C.P. Cutler and K.A. Padmanabhan: J. Mater. Sci., **5** (1970), 1091.
- (4) 井口信洋: 軽金属, **21** (1971), 613.
- (5) T.H. Alden and H.W. Schadler: Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 825.
- (6) H.E. Cline and T.H. Alden: Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 710.
- (7) S. Floreen: Scripta Met., **1** (1967), 19.
- (8) D.A.C. Williams, H. Naziri and R. Pearce: Scripta Met., **3** (1969), 117.

- (9) T.H. Alden: Trans. Met. Soc. AIME, **236** (1966), 1633.
- (10) H. Naziri and R. Pearce: J. Inst. Metals, **98** (1970), 71.
- (11) E.R. Petty: J. Inst. Metals, **91** (1962-63), 274.
- (12) D.L. Holt and W.A. Backofen: Trans. ASM, **59** (1966), 755.
- (13) A.A. Presnyakov and G.V. Starikova: Izv. Akad. Nauk SSSR, Otdel. Tekh. Nauk., **1** (1959), 75; E.E. Underwood: J. Metals, **14** (1962), 914.
- (14) D.L. Holt: Trans. ASM, **60** (1967), 564.
- (15) 松田好夫, 大塚 宏, 横田 稔: 軽金属, **19** (1969), 241.
- (16) 村上陽太郎, 影山尚志: 軽金属, **17** (1967), 5.
- (17) 馬場義雄: 金属学会誌, **31** (1967), 507.

II. 実験方法

使用した合金の化学組成を Table 1 に示した。これらの試料の鋳塊は純度 99.99% の Al, 99.999% の Zn, 99.9% の Mg および 99.9% の Zr を用い、マグネシアるつば中で溶解し、水冷金型に鋳込んで作成した。鋳塊を面削後、510°C で 12 時間の均質化焼鈍を行ない、熱間および冷間圧延によって厚さ 1.3 mm の板材とした。この場合冷間圧延率は 7 N, 7 N' 合金は 92%, 8 N 合金は 83% で、この板材から 70×15×1.3 mm の試験片を圧延方向に平行に切り出した。つぎに 7 N, 7 N' 合金を 520°C, 8 N 合金を 550°C でそれぞれ 10 分間焼鈍した。それらの再結晶粒はほぼ等軸で平均結晶粒径はそれぞれ約 8.9 μ , 260 μ および 7 μ であった。

Table 1 Chemical composition of specimens (wt%)

	Zn	Mg	Zr	Al
7 N	5.65	1.56	0.41	balance
7 N'	4.20	1.55	—	balance
8 N	10.72	0.93	0.42	balance

引張試験はインストロン型の引張試験機を用い、300～550°C の温度範囲、 $1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ の初期引張歪速度で伸びを測定した。流動応力の歪速度感受性指数： m 値 ($\sigma = K \dot{\epsilon}^m$) を求めるためには Backofen らの方法⁽¹⁸⁾を用いた。引張速度は 0.004～100 mm/min の間で段階的に変化させ、歪速度の関数として定常応力を測定し、これから $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ 曲線ならびに $m - \log \dot{\epsilon}$ 曲線を求めた。引張変形した試料の、引張方向に平行な断面の光学顕微鏡組織観察には過塩素酸とエチルアルコールが 1:4 の割合の液で電解研摩し、 HNO_3 25 cc, HF 5 cc, H_2O 73 cc の混合液を用いて腐食した。なお、平均結晶粒径の測定は横断法を用い、15 視野の縦、横両方向について行い、その平均値をとった。

III. 実験結果

1. 引張り試験

Fig. 1 に平均結晶粒径がおおの 8.9 μ と 7 μ の 7 N, 8 N 合金と、7 N 合金の組成から Zr 成分を除いたため結晶粒が約 260 μ に粗大化した 7 N' 合金の 3 種類の合金について伸びの温度依存性を示した。7 N' 合金の伸びは試験温度の影響が比較的すくなく、400°C 以上でも約 100% 程度の伸びしか示さない。結晶粒径のより微細な 7 N と 8 N 合金は、おおの約 430°C と 350°C から急激に伸びが増大する。とくにもっとも粒の微細な 8 N 合金は 550°C で約 1550% の巨大伸びを示した。

つぎに一般に超塑性は流動応力の歪速度依存性の大きいことが重要な特長であり、歪速度感受性指数 m 値が大き

Fig. 1 Effect of temperature on total elongation for 7 N, 7 N' and 8 N alloys

ければネッキング抵抗を増し、巨大な伸びが可能であると考えられている⁽¹⁸⁾。また一般に超塑性では m 値は 0.3 以上であると考えられている⁽³⁾⁽⁴⁾。したがって、本実験でもこのような点を詳細に検討した。Fig. 2 と Fig. 3 はおのの 7 N と 8 N 合金について各試験温度における $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ 、 $m - \log \dot{\epsilon}$ 曲線を示したものである。両合金の $\log \sigma - \log \dot{\epsilon}$ 曲線は各温度で S 字形を示し、こう配の比較的ゆるやかな低歪速度領域と高歪速度領域の中間にこう配の比較的大きい、すなわち流動応力の歪速度依存性が大きい領域⁽³⁾がみられる。またこれに対応して両合金の $m - \log \dot{\epsilon}$ 曲線には m 値が最大を示す歪速度があり、温度の増大とともに高歪速度側に移行し、かつその m 値も大きくなる。このような傾向は一般の超塑性合金においてもよくみられ^{(19)～(24)}、金

Fig. 2 Dependence of flow stress σ and strain-rate sensitivity index m on strain rate $\dot{\epsilon}$ for 7 N alloy

(19) D.H.Avery and W.A.Backofen : Trans. ASM, **58** (1965), 551.

(20) H. E. Cline and T. H. Alden : Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 710.

(18) W.A.Backofen, I.R.Turner and D.H.Avery : Trans. ASM, **57** (1964), 980.

Fig.3 Dependence of flow stress σ and strain-rate sensitivity index m on strain rate $\dot{\epsilon}$ for 8N alloy

Fig.4 Dependence of flow stress σ and strain-rate sensitivity index m on strain rate $\dot{\epsilon}$ at 520 °C for 8N alloy with various grain sizes as shown in the figure

属が超塑性を示すためには温度ならびに歪速度に最適な条件のあることがわかる。

つぎに 8N 合金の結晶粒径をあらかじめ 7μ から 18μ の間で変化させた試料について 520°C における $\log \sigma$ - $\log \dot{\epsilon}$, m - $\log \dot{\epsilon}$ 曲線に対する粒径の影響を Fig.4 に示した。約 $2.5 \times 10^{-1} \text{ min}^{-1}$ 以下の歪速度では粒径の小さい方が流動

応力レベルはより低く、かつ $\log \sigma$ - $\log \dot{\epsilon}$ 曲線もより明瞭な S 字形を示す。また m の最大になる歪速度は、粒径が小さくなるとともに高歪速度側に移行し、最大 m 値も大きくなる傾向を示している。すなわち粒径の変化も超塑性に重要な影響を及ぼすこと^{(21)(22)(25)~(27)}が確かめられる。

つぎに Fig.1~Fig.3 に示した結果から $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ の場合の各合金の m 値と伸びの関係をまとめて示したのが Fig.5 である。この場合 7N 合金と 8N 合金の結果が重複しないので、図のように一つの曲線であらわせるかは明白でない。しかし m 値が大きくなると伸びが増大し、とくに m 値が 0.4 を超えるとその傾向が著しい。この事実はこの合金系においても前述したように、 m 値が大

Fig.5 Dependence of total elongation on strain-rate sensitivity index m

きくなるとネッキング抵抗が増大し巨大な伸びを可能にすることを示していると考えられる。

つぎに Al-Zn-Mg 系合金の高温変形の状態方程式は大塚、堀内⁽²⁸⁾によれば次式で与えられる。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

A は定数, Q は活性化エネルギー, R はガス定数, T は絶対温度, n は m の逆数である。

一方竹岡ら⁽²⁹⁾は Sellars と Tegart によって提言された応力-歪速度関係式に、変形抵抗の小さいことを考慮して (1) 式と同様な式を導き、歪速度を一定とし $n \log \sigma - 1/T$ のプロットから Zn-22% Al 合金の超塑性変形の活性化エネルギーを求めている。

本実験でも同様な方法によって、各種の一定歪速度で求めた活性化エネルギーを Fig.6 に示す。図に示した歪速度のうち 7N 合金の $5 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$, 8N 合金の $3 \times 10^{-1} \text{ min}^{-1}$ では各温度で m 値がほぼ 0.3 以下の値をとるので、転位の運動にもとづく通常的高温変形挙動を示すと考えられ

(21) T.H.Alden : Acta Met., **15** (1967), 469.

(22) D.Lee : Acta Met., **17** (1969), 1057.

(23) D.L.Holt and W.A.Backofen : Trans.ASM, **59** (1966), 755.

(24) S.D.Dahlgren : Trans.Met.Soc.AIME, **242** (1968), 126.

(25) D.L.Holt : Trans.Met.Soc.AIME, **242** (1968), 25.

(26) H.W.Schadler : Trans.Met.Soc.AIME, **242** (1968), 1281.

(27) D.Lee and W.A. Backofen : Trans.Met.Soc.AIME, **239** (1967), 1034.

(28) 大塚正久, 堀内 良 : 金属学会誌, **36** (1972), 504.

(29) 竹岡健治, D.Oeschlagel, 和泉 修 : 金属学会誌, **35** (1971), 780.

Fig.6 $n \log \sigma$ of 7N and 8N alloys as a function of temperature at different constant strain rates

る。得られた両合金の活性化エネルギーの値は、大塚、堀内⁽²⁸⁾がやはり Al-Zn-Mg 合金の高温変形の試験で求めた約 37 kcal/mol にほぼ一致する。大塚らはこの値は Al 中の Mg 原子の拡散の活性化エネルギーにほぼ一致することから、この合金の高温変形の律速過程は Al-Mg 合金と同じように Mg の雰囲気をはきずる転位の粘性的運動であると考えている。また 7N 合金の $5 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ 、8N 合金の 10^{-2} min^{-1} と $3 \times 10^{-3} \text{ min}^{-1}$ では各温度で m がほとんど 0.5 以上の値をとるので、これらの歪速度では超塑性変形を示すと考えられる。この場合 8N 合金の変形の活性化エネルギーの値は Al の粒界拡散の活性化エネルギー約 16.5 kcal/mol⁽³⁰⁾ にほぼ近い。7N 合金の値は、その値より約 5 kcal/mol 大きい Al の格子拡散の活性化エネルギー約 33.5 kcal/mol⁽³⁰⁾ より相当低い値を示すので、8N 合金と同じように、やはり粒界拡散の活性化エネルギーに近いと考えられる。

2. 組織観察

Photo.1 と 2 はそれぞれ 7N と 8N 合金について変形

Photo.1 Change of microstructure during tensile testing at 520°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ for 7N alloy. The tensile axis is parallel to a horizontal direction of the photograph

Photo.2 Change of microstructure during tensile testing at 520°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ for 8N alloy. The tensile axis is parallel to a horizontal direction of the photograph

(30) 金子秀夫, 田中熙巳: 金属学会会報, 7(1968), 119.

前の組織と引張試験温度 520°C 、初期引張歪速度 $1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ で各伸び率まで変形した後、引張方向に平行な断面の組織を光学顕微鏡で観察したものである。7N 合金の 350% 伸び、8N 合金の 440% 伸びの試料については変形を受けない肩部の組織も同時に示した。Photo.1(b), (c), (d) と Photo.2(b), (c), (d) から両合金の結晶粒は伸び率の増加とともに成長することがわかる。一方 7N 合金の肩部の組織 Photo.1(e) は、Photo.1(a) と比較するとやや粒成長の傾向がみられるが、変形を受けた Photo.1(d) よりもわずかである。さらに 8N 合金の肩部の組織 Photo.2(e) は Photo.2(a) と比較してもほとんど粒成長していない。したがって以上のことから引張歪が粒成長を促進することがわかる。また結晶粒の形状は、Photo.1(d), Photo.2(d) においてさえもほぼ等軸粒が保持されているのがわかる。

Fig.7 は上述のような粒成長の傾向を定量的に図示したものである。この図からより明確に両合金が引張歪によって

Fig.7 Effect of tensile elongation on the grain growth of 7N and 8N alloys deformed at 520°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$

結晶粒の成長が促進されることがわかる。しかし 8N 合金においてはその度合が比較的小さい。さらに Photo.1 と Photo.2 から 7N 合金では約 40% 伸び、8N 合金では約 245% 伸びからポイドを発生しているのが観察され、伸び率の増加にともなって成長している。この傾向は粒成長の顕著な 7N 合金でより著しい。Photo.3(a) および (b) に拡大して示したように、これらのポイドは両合金とも粒界または粒界の三重点で発生する傾向がみられ、Segart ら⁽³¹⁾ が Cu-40% Zn 合金の超塑性変形で観察した事実と同じような傾向を示した。さらにこのような粒界におけるポイドの発生は、Al 合金をはじめ、多くの合金のクリープ変形でもみられ、一般にその核形成には結晶粒界すべりが重要な役割をはたすと考えられている⁽³²⁾。したがって両合金でも Photo.1, 2, 3 にみられる事実から、その高温変形にさいしては結晶粒界すべりが起る可能性が考えられる。

Photo.4 は 8N 合金の電解研磨した試料表面に針で直線

のスクラッチをつけ、 460°C と 520°C で図に示した伸び率まで変形後、そのまま組織観察したものである。なお

Photo.3 Voids formed at grain boundaries during tensile testing at 520°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$. The tensile axis is parallel to a horizontal direction of the photograph. (a) 7N alloy, elongated to 80%, (b) 8N alloy, elongated to 245%

Photo.4 Surface appearances of deformed specimens of 8N alloy. The tensile axis is parallel to a horizontal direction of the photograph. (a) deformed at 460°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ ($m \approx 0.55$) to 17% elongation, (b) deformed at 520°C and $\dot{\epsilon} = 1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ ($m \approx 0.75$) to 46% elongation

(31) S. Sagart, P. Blenkinsop and D. M. R. Taplin: J. Inst. Metals, 100 (1972), 268.

(32) 例えば ASM: Ductility, (1968), 100; 足立訳: 金属クリープの基礎, 丸善, (1968), 209.

Photo.4(a) と (b) でスクラッチの幅に相違がみられるが、これは変形前にスクラッチをつけるときの条件の違いによるもので、変形による本質的なものではない。両温度とも初期引張歪速度は $1.4 \times 10^{-2} \text{ min}^{-1}$ であり、この歪速度では m 値が 0.5 以上の高い値を示すので超塑性変形をしたと考えられる。Photo.4(a), (b) から明らかなようにスクラッチは粒界で「くい違い」を生じていることがわかる。このことは変形中粒界すべりが起ったことを示している。さらに Photo.4(b) において、とくに明瞭であるが、結晶粒界にストリェーションをもつ領域が観察される。この領域では、変形前につけておいたスクラッチが途切れていることから、変形中新しく露出した領域であると考えられる。Ball と Hutchison⁽³³⁾ は Al-Zn 共析合金で同じような観察をしている。彼らは新しく露出した領域が粒界にみられることは、著しい結晶粒界すべりが起ったことを示すものでありその際、粒界の凹凸が新しい表面に「みぞ」として再生されるものと考えた。本実験で観察されたストリェーションをもつ領域も、同じような過程で生じているものと考えられる。

IV. 結果の考察

Al の耐熱性を高める Zr の存在形態は、約 300°C 以上の温度では微細に析出した Al_3Zr 相粒子であるとされている。本合金系の再結晶粒が Zr の添加によってきわめて微細化されることは、7 N と 7 N' 合金の再結晶粒径の比較から明らかで、この場合の Zr の存在形態も Al の場合と同じように、 Al_3Zr の微細析出が起っている可能性がある。しかしながら共析ないしは共晶成分を主体とした一般の超塑性合金に比較すると、その体積分率はきわめて小さいと考えられる。一方 7 N ならびに 8 N 合金の化学組成から Zr を除いた 3 元合金は 400°C 以上では固溶体範囲であるので、両合金は大部分の試験温度でほぼ単相と考えられる。

本研究の実験結果から、このような両合金においても適当な温度、ならびに歪速度であれば超塑性現象を示すことが明らかにされた。その場合結晶粒径がより微細で、粒成長のより少ない 8 N 合金のほうが顕著な超塑性現象を示し、とくに Fig.1 に示したように伸びの相違が大きい。これらの事実は、前述したように Cline ら⁽⁶⁾ が純 Sn, Pb をも含めた Sn-Pb 系合金の超塑性に関する研究から超塑性現象は結晶粒径に依存し、希薄合金または純金属でさえ、結晶粒が微細かつ安定であれば高い m 値を示し、必ずしも 2 相の存在、とくに共晶、共析などの特別な組織を必要としないという主張をよく支持している。また Fig.6 に示したように超塑性の活性化エネルギーの値が両合金ともほぼ Al の結晶粒界拡散の活性化エネルギーに近い値であった

ことから、超塑性変形において結晶粒界が重要な役割をはたしていると考えられる。

現在までに超塑性の変形機構として提案されているモデルは体拡散または粒界拡散による拡散クリープ、結晶粒界すべり、および結晶学的すべりと結晶粒界移動または再結晶の三つの過程を基礎としていと考えられている⁽²⁾、いまだ確定されていないようである。ところで本実験では先に示したようにつぎの事実が認められた。すなわち超塑性変形後粒成長はみられるが形状はほぼ等軸のままであること、変形中結晶粒界にボイドが発生すること、結晶粒界でスクラッチの「くい違い」を生じていることである。このような事実は変形中に結晶粒界すべりが起ることを示している。

さらに Fig.8 は Fig.4 の結果から 8 N 合金の各一定歪速度での結晶粒径対流動応力の関係を両対数で示したものである。図中に示した歪速度では m 値は 0.3 以上で、超塑性現象を示す範囲と考えられる。図から流動応力と結晶粒径の関係は、ほぼ直線関係を示し、その勾配はほぼ 1 に近い。Lee ら⁽²⁷⁾ によれば粘性流動過程は一般に次式で示される。

Fig.8 Stress σ vs grain size at different constant strain rates

$$\dot{\epsilon} \sim (\sigma/L^a kT) \exp(-\Delta H/RT) \quad (2)$$

ここで L ; 結晶粒径, T ; 絶対温度, k ; ボルツマン定数, R ; 気体定数, ΔH ; 活性化エネルギーである。

一定温度、一定速度では

$$\sigma \sim L^a \quad (3)$$

a の値は、その律速過程が粘性粒界すべり、N-H クリープ、または Coble による粒界にそった拡散流動などの特別な場合に対応しておのおの 1, 2 または 3 になる。したがって Fig.8 から $a \approx 1$ であることは前述したような組織観察の場合と同じように、やはり結晶粒界すべりが起きていることを示しているものと考えられる⁽²⁵⁾⁽²⁷⁾。

ところで結晶粒界すべりが単独で起る場合、一般に粒界の三重線で応力が集中し、ボイドが形成され超塑性伸びを示さないと考えられている。Holt ら⁽²³⁾ によれば結晶粒界

(33) A. Ball and M. M. Hutchison: Met. Sci. J., 3 (1969), 1.

すべりによって生ずる三重点での応力集中を緩和する調整機構としては、拡散流動、結晶学的すべり、粒界移動ならびに再結晶などが可能であるとしている。そのうち一般に結晶粒界移動がより重要な機構であると考えられている。とくに結晶粒界が化学的組成の同一な相の境界である場合、異相境界にくらべて粒界移動の速度はより大きく⁽⁵⁾、そのため三重点での応力集中を除去し、粒界をなめらかにするので、粒界の流体膜としての性質を助長すると考えられる⁽²⁵⁾。Fig. 7 に示した結果から 7N, 8N 合金において粒界移動が起ることは明瞭で、そのため粒界すべりによって生ずる三重点での応力集中は緩和され、高い m 値を示す塑性流動を可能にしていると考えられる。

しかし一方、両合金とも破断することなく超塑性伸びを示すにもかかわらず、変形の途中から内部にポイドを形成するのが観察された。これは上述の応力緩和の調整過程が変形と共に抑制されるようになることを示している。またポイドの発生する傾向は 8N 合金より結晶粒径が大きく、粒成長の著しい 7N 合金で顕著であること、8N 合金では約 200% 以上変形し粒径が約 10μ を超えてから明瞭に観察されるようになることなどからポイドの形成には結晶粒径の増大が大きく寄与しているように考えられる。これは結晶粒径が増大した場合、結晶粒界すべりを連続して起させるのに必要な粒界移動の距離が増大し、それだけ応力緩和の調整過程が困難になるためであろうと考えられる。

なお粒界すべりを抑制する原因になるものとして粒界に

析出する可能性のある Al_3Zr の存在も考えられるが、この点は今後さらに確かめる必要がある。

V. 総 括

高度の冷間加工によって再結晶粒を微細化した Zr を含有する Al-Zn-Mg 系合金 (7N および 8N 合金) の高温変形挙動を超塑性の観点から調べ、つぎのような結果を得た。

(1) 本系合金は 400°C 以上の試験温度ではほぼ単相と考えられるが、条件としての温度と歪速度が適当であれば超塑性現象を示す。

(2) 超塑性変形の活性化エネルギーは 7N 合金では約 21.2 kcal/mol , 8N 合金で約 17.7 kcal/mol でありほぼ Al の粒界拡散の活性化エネルギーの値に近い。

(3) 8N 合金の $\log \sigma$ 対 $\log \dot{L}$ の関係は 520°C で直線関係を各一定歪速度で示しその勾配は 1 に近い。

(4) 本系合金の超塑性変形中、粒成長と粒界ポイドの発生が観察された。また試片表面につけられたスクラッチは変形によって粒界で「くい違い」を生ずる。

(5) 本系合金の超塑性変形は主として結晶粒界移動をもなった結晶粒界すべりによると考えられる。

終りに本研究に対して有益なご討論をいただきました、京都大学教授村上陽太郎博士に対しまして深く謝意を表します。研究費の一部は軽金属奨学会の教育研究資金によった。付記して謝意を表します。