Al-Al₂O₃-Zr 合金のクリープ挙動と臨界応力

松田 則男* 松浦 圭助*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 1 (1989), pp. 50-57

Creep Behavior and Critical Stress of an Al-Al₂O₃-Zr Alloy

Norio Matsuda* and Keisuke Matsuura*

Creep tests and high temperature tensile tests were carried out on the coarse-grained dispersion-hardened Al-Al₂O₃-Zr alloy which had an anisotropy of strength due to the recrystallization texture. Three types of specimens were used for the tests, each of which had a specimen axis orientation of 0, 45 or 90 degrees against the rolling direction, respectively. Relations between the critical stress for creep deformation and the proof stress were examined.

The existence of critical stress for creep deformation, σ_c , was recognized at temperatures from 573 to 773 K. The specimens of 0° orientation had the highest critical stress and creep strength, and the specimens of 90° orientation had the lowest ones. It was shown that the creep deformation could be explained as being controlled by the self-diffusion of Al when it was taken into account that σ_c decreases with the rise of temperature. The temperature dependence of σ_c was thought to be due to the interaction between dislocations and impurity atoms which segregated on the interface between dispersed particles and the matrix. Ratios of σ_c to the 0.1 and 0.01% proof stresses at room temperature, which were thought to be a criterion of the Orowan stress, were in the range from 0.5 to 0.8. Each ratio was nearly constant at the same temperature independent of the axis orientation. The ratio decreased gradually with the rise of temperature, which showed that the interaction between the dislocations and the dispersed particles changes with the rise of temperature.

(Received October 11, 1988)

Keywords: aluminum-alumina alloy, dispersion hardening, creep, critical stress for creep, high temperature strength, Orowan stress

I. 緒 言

分散強化型合金のクリープ挙動は、純金属や固溶体合金と比較して、顕著な特徴を持っている。たとえば、転位クリープ域における定常クリープ速度の応力指数は、一般に8程度大きくなる⁽¹⁾。また、一般に応力の低下に伴ってクリープ速度が急減し、クリープ変形に対する臨界応力 σ_c の存在が観察される⁽²⁾。 σ_c を厳密に測定することは困難であるが、分散強化型合金では、分散粒子の存在による塑性変形を開始する限界応力あるいは降伏応力に関連していると考えられる。

分散粒子を含む母相の降伏は、低温では、Orowanの機構で説明される。しかし拡散が容易になる高温では、より低い応力から塑性変形が可能となる。ShewfeltとBrownらは、高温において、転位が局所的な上昇によって分散粒子を乗り越え、変形が進行することを提案している⁽³⁾。一方、Nardoneらは⁽⁴⁾、分散粒子と転位線の吸引力に基づ

く nonmechanical pinning によって限界応力 σ_{th} を説明し、高温では Orowan 応力より低い σ_{th} が得られることを示している。この場合、転位は分散粒子と母相の界面に接することによって、転位の線エネルギーを減少させていると考えられる。線エネルギーは、転位の弾性ひずみ場によるものと転位芯のエネルギーに分けて考えられる。前者の場合、一般的には、分散粒子と母相の弾性係数の大きさによって、転位に働く力は異なり、酸化物のように母相より硬い分散粒子と転位との間には反発力が生ずるとこれまで考えられてきた。しかし、Srolovitz らが指摘しているように⁽⁵⁾⁽⁶⁾、高温における分散粒子と母相の界面として、slipping interface を考えれば、硬い分散粒子の場合でも、転位には吸引力が作用することが明らかになった。また線エネルギーとして、転位芯のエネルギーを考えた場合でも、高温において界面が転位の消滅場所となり得れば、そのエネルギーは減少することになる⁽⁵⁾。Nardone らはさらに、分散粒子と転位の相互作用に、溶質原子の効果を提案している。すなわち、溶質原子が界面に偏析すれば、

* 山形大学工学部(Faculty of Engineering, Yamagata University, Yonezawa)

粒子に接した転位の運動に対する pinning となり得る。このように、クリープのような高温における変形の臨界応力の原因として、いくつか考えられる。

最近中島らは、Al-Mg 固溶体合金と Al₆Mn 析出粒子によって強化された Al-Mg-Mn 分散強化型合金の高温変形挙動を比較検討した⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。その結果、Al-Mg-Mn 合金では明瞭な臨界応力が確認され、それは試験温度に依存せず、大きさは Orowan 応力に近い値であった。しかし、変形後の転位組織の観察結果から、限界応力は転位と分散粒子の吸引的相互作用によって生じたものと推察された。

一方、Al に溶質元素として Zr を添加すると、回復・再結晶を妨げることが知られている⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。また Al-Al₂O₃ 系分散強化型合金でも、Zr の添加がクリープ挙動に大きな影響を与え、クリープ強度を上昇させることを先に報告した⁽⁸⁾。その場合、臨界応力の温度依存性を考えることによって、クリープ変形は Al の格子自己拡散に律速され

るとしてクリープ挙動を説明できることを示した。

そこで本研究では、Zr を微量添加した Al-Al₂O₃ 分散強化型合金のクリープ挙動と臨界応力についてさらに詳しく検討するために、再結晶集合組織による強度の異方性を持つ粗大結晶粒試料を用いて、高温引張試験およびクリープ試験を行った。そして固溶元素を含む分散強化型合金の降伏応力とクリープの臨界応力の関係について調べ、分散強化型合金の限界応力について検討することを目的とした。

II. 実験方法

供試材は、溶結法で作製された Al-Al₂O₃-0.09%Zr 合

Table 1 Chemical composition (mass%) of the alloy and volume fraction f (%) of Al₂O₃ particles.

Alloy	Zr	O	f
Al-Al ₂ O ₃ -0.09%Zr	0.094	0.33	0.48

Fig.1 Optical micrographs of the specimen after heat treatment.
(a) Surface, (b) Long transverse section.

金で、分析結果を Table 1 に示す。クリープ試験片および引張試験片は、厚さ 1 mm の圧延材から放電加工によって所定の形状に切出した。試験片の引張方向は、圧延方向に対して 0° 、 45° および 90° の 3 種類とし、以後これらを 0° 材、 45° 材および 90° 材と呼ぶことにする。空気炉中で、673 K、7.2 ks 加熱して再結晶させた後、873 K、3.6 ks の溶体化と均質化のための熱処理を行って実験に用いた。Fig. 1 に、熱処理後の表面および断面の結晶粒の状態を示す。結晶粒は粗大化し、圧延方向に長く、厚さ方向に薄い扁平な形状を有しており、各方向に測定した大きさを Table 2 に示す。

X 線で測定した、再結晶集合組織の $\{111\}$ 面の極点図を Fig. 2 に示す。主として、4 方向の $\{111\}$ 面の大きな peak が観察され、明瞭な再結晶集合組織を示している。これらの極は、試料表面の垂線に対して約 30° 、圧延方向に対して約 75° の角度を成している。

クリープ試験は、レバー式クリープ試験機を用いて、応力一定の条件で行い、試験温度は 573 K ~ 873 K である。引張試験は、インストロン型の引張試験機を用いて、初期ひずみ速度約 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-2}$ で、室温 ~ 773 K の温度で行った。

Table 2 Grain size after heat treatment.

l/mm	w/mm	t/mm
0.8	0.4	0.05

Fig. 2 Pole figure of $\{111\}$ plane.

III. 実験結果

1. クリープ挙動

クリープ試験における定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ とヤング率補償応力の関係の両対数プロットを Fig. 3 に示す。 0° 材、 45° 材および 90° 材とも、573 K ~ 773 K の温度では、応力の減少に伴ってクリープ速度の急激な低下がみられる。これは、クリープ変形に対する臨界応力 $(\sigma/E)_c$ の存在を示唆している。また 873 K では、773 K 以下で観察される

Fig. 3 Stress dependence of steady state creep rate of the specimens with three different specimen axes.

ような急激な低下はなく、低応力でもかなり大きなクリープ速度となっている。同様なことが、Al-Al₂O₃ 2 元系合金においても 773 K 以上のクリープにおいて観察され、これは粒界すべりの増加と限界応力の低下によるものと考えられた⁽⁷⁾。

2. 引張試験

引張試験における応力-ひずみ曲線を、Fig. 4(a) ~ (c) に、降伏点付近の拡大図を Fig. 5 に示す。室温 ~ 773 K の各温度において、各試料ともセレーションは全く観察されなかった。また、温度の上昇と共に、降伏応力、加工硬化率および引張強度の減少が見られた。Fig. 5 のように巨視的な降伏応力の目安として 0.1% 耐力 $\sigma_{0.1}$ を取り、微視的な降伏応力として 0.01% 耐力 $\sigma_{0.01}$ を取って、その温度依存性を Fig. 6 に示した。耐力は、全体として、 0° 材で最大で、 90° 材は最も小さい値を示した。また、各試料とも、耐力は室温 ~ 473 K では、温度の上昇と共に緩やかに減少するが、473 K から 673 K にかけてやや急激に低下する傾向を示している。773 K 付近では、耐力の減少は再び緩やかになり、また試料間の差もかなり小さくなっている。これらの傾向は、0.2% 耐力および 0.02% 耐力でも同様であった。なお、Fig. 6(a), (b) で、黒塗の記号は、後に述べるように、クリープ試験で得られた臨界応力を示している。

IV. 考察

1. クリープ挙動

Fig. 3 のクリープ速度と応力の関係は、各試料とも試験

Fig.4 Stress-strain curves. Specimen axis: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

Fig.5 Magnified stress-strain curves of the specimen with the 0° specimen axis.

Fig.6 Temperature dependence of 0.01% and 0.1% proof stress of the specimens with different specimen axes.

(a) 0.01% proof stress, (b) 0.1% proof stress.

温度に依存し、温度が高いほどクリープ速度は大きくなっている。しかし、純金属および溶質原子を含まない Al-Al₂O₃ 系合金で見られるように、母相の自己拡散が、クリープ変形を律速しているとすれば、Al の格子自己拡散係数 D_{Al} で補正した温度補償クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s/D_{Al}$ とヤング率補償応力 σ/E の関係は、試験温度に依存せず 1 本の曲線で表わされると考えられる。Fig.7 に $\log(\dot{\epsilon}_s/D_{Al})$ と $\log(\sigma/E)$ の関係を示した。0° 材、45° 材および 90° 材とも Fig.3 に比較して温度による差は小さくなり曲線は接近するが、1 本の曲線で表わすことはできない。従って、クリープ変形は、Al の自己拡散には律速されていないように見える。また、873 K の結果は、773 K 以下の場合と比較し

Fig.7 Stress dependence of temperature compensated creep rate, $\dot{\epsilon}_s/D_{Al}$. Specimen axis: (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

て、低応力域でクリープ速度の急激な低下が見られず、大きな速度を示している。これは Al-Al₂O₃ 材について前に示したように⁽⁷⁾、粒界すべりなどの寄与が大きくなっているためと考えられる。773 K においても、一点鎖線と破線との比較から推測されるように、低応力域でこの傾向が少し見られる。最も粒界すべりの影響が小さいと考えられる 0° 材においては、773 K における粒界すべりの影響は非常に小さいことがわかる。

さて、 $\log(\dot{\epsilon}_s/D_{Al})$ と $\log(\sigma/E)$ の関係が、各試料について、温度に依存しない 1 本の曲線で示されないことは、本材料のクリープ変形が Al の自己拡散によって律速されず、たとえば溶質原子である Zr の不純物拡散によって支配されていると考えることができる。そこで Fig.3 の $\log \dot{\epsilon}_s$ と $\log(\sigma/E)$ の関係から、一定応力下でのクリープ速度と温度の Arrhenius プロットを行って、クリープ変形の見かけの活性化エネルギー Q_c を求めてみた。その結果、粒界すべりなどの影響の大きい高温低応力域を除けば、 Q_c は 0° 材、45° 材および 90° 材とも、200 から 240 kJ·mol⁻¹ 程度の値となり、Al 中の Zr の不純物拡散の活性化エネルギー⁽¹⁵⁾ に比較的近い値を示した。しかし、他で報告したように、Zr の濃度の異なる Al-Al₂O₃-0.02%Zr 合金のクリープ速度は、本材料の結果とほとんど一致しており、これよりこれらの試料のクリープ変形が Zr の拡散によって支配されているとは考え難い⁽⁸⁾。

Fig.3 の結果のもう一つの解釈としてクリープ変形に対する臨界応力の効果を考えることができる。すなわち、クリープ変形は Al の自己拡散によって律速されるが、0° 材、45° 材および 90° 材の各試料について、温度によって異なる臨界応力が存在するため、見かけの活性化エネルギーが

大きくなったと考えられる。

2. クリープ速度に対する経験式と臨界応力

転位クリープに対する臨界応力が存在する場合、臨界応力をクリープ変形を開始できる限界応力と考えて、定常クリープ速度は、一般に外部応力から臨界応力を差し引いた有効応力 $(\sigma - \sigma_c)$ の n 乗則で示される。また、Zr を含まない Al-Al₂O₃ 合金について、定常クリープ速度は分散粒子の体積分率に依存せずに、次の経験式によって表わせることを前に報告した⁽⁹⁾。

$$\frac{\dot{\epsilon}_s}{D_{Al}} = A \cdot \left(\frac{\sigma/E - (\sigma/E)_c}{(\sigma/E)_c} \right)^n \quad (1)$$

ここで、 D_{Al} は拡散係数、 E はヤング率、 A は定数である。応力指数 n の値は、結晶寸法に依存するが、粗大結晶粒の Al-Al₂O₃ 合金では $n = 7 \sim 8$ と求められた。本実験でも、臨界応力の温度依存性を考慮して上式に従って検討してみる。実験から、式 (1) における臨界応力 $(\sigma/E)_c$ の値を厳密に決定することは困難であるが、Fig.7 において、0° 材、45° 材および 90° 材についてクリープ変形の臨界応力を次のようにして推定した。まず粒界すべりの影響の小さい 0° 材について、先に報告したように⁽⁸⁾、最も低い $\dot{\epsilon}_s/D_{Al}$ までデータのある 773 K において、 $\dot{\epsilon}_s/D_{Al} \propto [\sigma/E - (\sigma/E)_c]^n$ の関係が良く成立するように、 $(\sigma/E)_c = 10^{-3.58}$ の値を決定した。この値は、図において低応力側への外挿より推定されるおおよその値 $(\sigma/E)_c = 10^{-3.54} \sim 10^{-3.60}$ の範囲にあり、2 元系 Al-Al₂O₃ 合金で求めた値 $10^{-3.56}$ とほぼ等しい⁽⁹⁾。673 K および 573 K での $(\sigma/E)_c$ は、773 K での値と、Fig.7 の曲線の横軸方向への平行移動量から推定した。45° および 90° 材について

も、曲線の形状が 0° 材の場合と似ており、横軸方向へ平行移動した形となっていることから、その平均的な横軸方向への移動量を求め、0° 材を基準にして、各温度における $(\sigma/E)_c$ の値を推定した。このようにして推定された $(\sigma/E)_c$ の値を Table 3 に示す。またこれらの臨界応力を用いて求めた式(1)の関係を、Fig.8 に示す。Fig.8 では、粒界すべり等の影響が大きく、異なったクリープ挙動を示している 873 K の結果および 773 K の低応力における結果は省いてある。0° 材、45° 材および 90° 材とも、試験温度に依存せず、それぞれほぼ 1 本の直線で表わされる。また、0° 材、45° 材および 90° 材で、応力指数 n の値が少し異なり、傾きが多少変わるものの、これらの直線は非常に接近し、ほぼ一つの関係で示されることがから、これらの臨界応力を使えば、本材料のクリープ挙動は式(1)によって統一的に表わされることがわかる。Table 4 に、各試料について得られた、 A および n の値を示す。

Table 3 Values of the critical stress at each temperature.

	Temperature	$\log(\sigma/E)_c$	$(\sigma/E)_c$
0° 材	773 K	-3.58	2.63×10^{-4}
	673 K	-3.56	2.77×10^{-4}
	573 K	-3.52	3.00×10^{-4}
45° 材	773 K	-3.61	2.48×10^{-4}
	673 K	-3.59	2.56×10^{-4}
	573 K	-3.55	2.84×10^{-4}
90° 材	773 K	-3.63	2.33×10^{-4}
	673 K	-3.62	2.42×10^{-4}
	573 K	-3.57	2.68×10^{-4}

Table 4 Values of n and A in eq. (1).

試 料	n	A/m^{-2}
0° 材	10.0	13.1
45° 材	9.1	12.8
90° 材	8.3	12.6

3. 耐力の温度依存性

分散強化型合金の降伏応力は、転位の上昇運動が起きにくい様な低温では、Orowan 応力で説明される。拡散が容易に起きるような高温では、転位線は部分的な上昇運動により分散粒子を乗り越え、変形が可能となる(local climb)。Orowan 応力は温度依存性は小さく(弾性率の温度依存性と同程度)また、ひずみ速度にも依存しない。一方、local climb などの転位の上昇運動を伴う場合の降伏応力は、温度およびひずみ速度に大きく依存する。Fig. 6において、0.1% 耐力および 0.01% 耐力は、473 K 以上では温度の上昇と共にやや急激な減少を示すが、室温付近では温度依存性は小さい。従って室温付近では、Orowan のバイパスによる降伏が生じており、室温におけるこれらの耐力の値は、Orowan 応力に対応していると考えることができる。

耐力の値は、室温~773 K のすべての温度で、0° 材で最大、90° 材で最小となっている。この耐力の差の原因としては、再結晶集合組織の異方性が考えられる。本材料は Fig.2 に示したように、明瞭な再結晶集合組織を持っている。試験片全体の平均的な Schmid factor を次のようにして概算した。すなわち、Fig.2 の極点図にみられる 4 個の大きな{111}面を代表的なすべり面と見なし、それらと 0° 材、45° 材および 90° 材の引張軸との間の方位関係から、各々

Fig.8 Relations between $\dot{\epsilon}_s/D_{Al}$ and $[\sigma/E - (\sigma/E)_c]/(\sigma/E)_c$, where $(\sigma/E)_c$ is the critical stress which depends on the creep temperature. (a) 0°, (b) 45°, (c) 90°.

の試料において可能なすべり系の Schmid factor をすべて求め、その平均値を、便宜的に各試料の Schmid factor とした。この方法によって得られる Schmid factor の値は、0° 材、45° 材および 90° 材で、それぞれ 0.14、0.18 および 0.26 となった。引張試験で得られた耐力の値は、この値に依存していると考えられる。Fig.9 に、Schmid factor の逆数、および室温における 0.1% 耐力と 0.01% 耐力の引張軸方向への依存性を示した。ここで、各試料におけるこれらの値は、0° 材の値で割って標準化して示してある。Schmid factor の逆数および耐力の値は、定性的には傾向が一致しており、Orowan のバイパスに必要な外部応力は、再結晶集合組織の影響により、引張軸方向に依存して、0° 材で最大、90° 材で最小となることが推察される。

Fig.9 The dependence of 0.01% and 0.1% proof stress, $\sigma_{0.01}$ and $\sigma_{0.1}$, and the reciprocal of Schmid factor on the specimen axis.

4. 臨界応力と降伏応力の関係

Orowan のバイパスに必要な外部応力すなわち室温での耐力が、再結晶集合組織との関連により、0° 材、45° 材および 90° 材で異なることは、高温でのクリープ変形挙動にも大きな影響を及ぼす。クリープ変形の臨界応力が、転位が local climb などの上昇運動を伴って分散粒子を乗り越えるときに必要な応力に相当するとすれば、臨界応力は、 $(\sigma/E)_c = a \cdot (\sigma_{\text{Orowan}}/E)$ で表わされる。ここで a は定数で、local climb では 0.4 程度、転位線全体が上昇する extensive climb ではさらに一桁程度小さくなる⁽³⁾。いずれにせよ、 $(\sigma/E)_c$ は Orowan 応力に比例する形で表わされる。先に述べたように、0° 材、45° 材および 90° 材の室温における耐力が、Orowan 応力に対応す

る外部応力と考えられるので、これらの耐力とクリープ変形の臨界応力とは、密接な関係があることが予想される。

Fig.10 に、臨界応力と室温におけるヤング率で補正した耐力の比、 $(\sigma/E)_c / (\sigma_{0.1}/E)_{\text{RT}}$ および $(\sigma/E)_c / (\sigma_{0.01}/E)_{\text{RT}}$ と、引張軸方向との関係を示した。各耐力に対する比の値は、試験片の軸方向に依存せず、一定温度では、ほぼ一定値を示している。これは、クリープ変形の臨界応力と Orowan 応力が、ほぼ比例関係にあることを示している。しかし、Fig.10 において、比の値は 573 K ~ 773 K の温度範囲では約 0.5 ~ 0.8 程度であるが、温度の上昇につれて減少する傾向が見られる。また Fig.6 で、573 K ~ 773 K の温度におけるクリープの臨界応力は、各温度での微視的な降伏応力に対応する 0.01% 耐力に近いことがわかる。

中島らは、Al-Mg 固溶体合金および Al-Mg-Mn 分散強化型合金の高温変形挙動を比較して、固溶強化と分散強化の複合効果について検討し、 Al_6Mn 分散粒子の存在は内部応力の上昇にのみ寄与することを示した⁽¹¹⁾。そして分散粒子の存在による内部応力の増加量を分離して評価した結果、それは温度に依存しないことから、転位が上昇運動によって分散粒子を乗り越える機構が作用しなかったことを推論している。また、可動転位密度 ρ_m が小さく転位間距離が分散粒子間隔に比較して大きい領域では、分散粒子の存在による内部応力は Orowan 応力に近い値となり、実際に観察される限界応力も Orowan 応力に近くなることを示している。しかし、変形後の転位組織の観察の結果などから、限界応力は Orowan の機構によらず、転位と分散粒子間の強力な吸引力によるものと推定している。

Fig.10 The dependence of $(\sigma/E)_c / (\sigma_{0.01}/E)_{\text{RT}}$ and $(\sigma/E)_c / (\sigma_{0.1}/E)_{\text{RT}}$ on the specimen axis.

本研究の Al-Al₂O₃-Zr 材では、先に述べたように、臨界応力 σ_c が Orowan 応力の 0.5~0.8 程度で、かつ温度依存性が観察された。 σ_c の温度依存性は、クリープ温度の上昇につれて転位と分散粒子の相互作用が徐々に変化することを示している。これらの温度では、local climb などの転位の上昇運動を伴っていることが予想されるが、local climb に必要な限界応力は、温度に依存しないと考えられる。Nardone ら⁽⁴⁾ は、転位と分散粒子の間の attractive interaction の結果生じる nonmechanical pinning によって、高温において Orowan 応力より低い限界応力が得られることを示したが、この吸引力を生じる一因として、分散粒子と母相の界面への不純物の偏析が考えられている。クリープ温度の上昇によって、この偏析の効果が徐々に減少すれば、吸引力も減少し、本 Al-Al₂O₃-Zr 材で観察されたような、温度の上昇に伴う臨界応力の低下を説明することができる。また Nardone らが指摘しているように、local climb も転位と粒子の間の吸引力に基づくものと考えられる。同じく溶結法で作製され、Zr 原子を含まない 2 元系 Al-Al₂O₃ 分散強化型合金では、臨界応力の温度依存性は観察されなかったことから⁽⁹⁾、本材料では粒子界面への不純物原子の偏析すなわち Zr の雰囲気形成がこの吸引力に大きく寄与していると推察される。さらに、本 Al-Al₂O₃-Zr 材で、クリープ変形の臨界応力は、573 K~773 K の温度範囲では Orowan 応力の 0.5~0.8 倍程度であることは、本材料では分散粒子と母相の界面における転位の線エネルギーの減少すなわち転位と分散粒子の間の吸引力は、中島らの Al-Mg-Mn 合金におけるほど大きくないことが示唆される。そしてクリープの臨界応力が、local climb あるいは nonmechanical pinning のどちらによって決められるかは、転位と分散粒子の間の吸引力の大きさに依存する⁽¹⁰⁾。この様な、分散粒子と転位の間の相互作用には、Al₂O₃ 粒子と Al 母相との間の界面の性質が大きく影響すると考えられる。

V. 結 論

再結晶集合組織による強度の異方性を有する Al-Al₂O₃-Zr 分散強化型合金の粗大結晶粒試料について、高温引張試験およびクリープ試験を行って、耐力とクリープの臨界応力について検討した。主な結果は次の通りである。

(1) Al-Al₂O₃-0.09Zr 合金のクリープ強度は、0° 材で最も大きく、90° 材で最も小さい。粒界すべりなどの影響の小さい 573 K~773 K の温度では、クリープ変形に対する臨界応力 σ_c が存在し、その大きさは、各温度において 0° 材で最大、90° 材で最小となる。クリープ変形は Al の自己拡散に律速されるが、 σ_c は温度依存性を示し、温度

が高いほど減少する。この温度依存性は、粒子と母相の界面に偏析した Zr 原子と、転位との相互作用に起因すると推定される。

(2) 引張試験における耐力は、室温~773 K の温度において、0° 材で最大、90° 材で最小となり、これは各方位の試料の平均的な Schmid factor の大きさに起因すると考えられる。また、0° 材、45° 材および 90° 材とも、室温~473 K 付近で耐力の温度依存性は小さく、室温における耐力は Orowan 応力に相当すると考えられる。

(3) 臨界応力 σ_c と室温での耐力は、良い相関関係を示し、 σ_c と耐力の比は一定試験温度では試験片の軸方位に依存せずほぼ一定となった。ここで、0.01% 耐力および 0.1% 耐力に対する比の値は 0.5~0.8 程度であるが、温度依存性が存在し、クリープ温度の上昇につれて徐々に低下する傾向を示した。これは、転位と分散粒子の相互作用が温度によって変化することを示しており、分散粒子と母相の界面に偏析した固溶元素に基づく転位と分散粒子の間の引力が、温度の上昇によって徐々に減少することによると考えられる。

本研究の遂行において、研究費の一部は文部省科学研究費補助金および軽金属奨学会研究補助金によることを付記し、謝意を表します。

文 献

- (1) J. Lin and O.D. Sherby: Res Mech., 2(1981), 251.
- (2) E. Arzt and M.F. Ashby: Scr. Metall., 16(1982), 1285.
- (3) R.S.W. Shewfelt and L.M. Brown: Phil. Mag., 35(1977), 945.
- (4) V.C. Nardone, D.E. Matejczyk and J.K. Tien: Acta Metall., 32(1984), 1509.
- (5) D. Srolovitz, R. Petkovic-Luton and M.J. Luton: Scr. Metall., 16(1982), 1401.
- (6) D.J. Srolovitz, M.J. Luton, R. Petkovic-Luton, D.M. Barnett and W.D. Nix: Acta Metall., 32(1984), 1079.
- (7) 松田則男, 松浦圭助: 日本金属学会誌, 50(1986), 374.
- (8) K. Matsuura and N. Matsuda: Proc. of Intern. Conf. on Creep, Tokyo, JSME, IMechE, ASME, ASTM, (1986), 199.
- (9) 松浦圭助, 松田則男: 日本金属学会誌, 48(1984), 504.
- (10) E. Arzt and D.S. Wilkinson: Acta Metall., 34(1986), 1893.
- (11) 中島英治, 岩崎浩司, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, 52(1988), 180.
- (12) 中島英治, 福嶋浩信, 後藤正治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, 52(1988), 646.
- (13) M. Tanaka, S. Fujikawa and K. Hirano: J. Japan Inst. Light Met., 22(1972), 55.
- (14) S. Hori, S. Saji and H. Kitagawa: J. Japan Inst. Light Met., 24(1974), 79.
- (15) T. Marumo, S. Fujikawa and K. Hirano: J. Japan Inst. Light Met., 23(1973), 17.

† クリープ変形後の転位組織を観察した結果では、転位は分散粒子にピン止めされており、これは転位と分散粒子の間に吸引力が作用していることを示唆している⁽⁸⁾。