内部摩擦測定による Al-Zr 合金の再結晶挙動の研究*

田中 三雄**・藤川辰一郎***・平野 賢一***

Investigation on recrystallization behavior of Al-Zr alloys
by means of internal friction measurement*

UDC 669.715'296:548.53:539.67

TANAKA Mitsuo**, FUJIKAWA Shinichiro*** and HIRANO Kenichi***

Recrystallization of cold-worked Al-Zr alloys containing 0.03 to 0.33 wt.% of Zr was investigated by internal friction measurement with an inverted torsional pendulum apparatus. Two typical heat treatments were carried out before final cold working. In one type of the treatment (solution treatment), specimens were water-quenched after annealing at 640°C for 24 hours and in the other (precipitation treatment), specimens were aged at 250°C for 300 hours after water-quenching from 640°C. The results obtained are as follows:

(1) An internal friction peak which was related with recovery and recrystallization appeared in the temperature range between 250°C and 400°C. The peak temperature was proportional to the logarithm of Zr concentration. This peak temperature was identified as a measure of the temperature at which recrystallization was completed, because the recrystallization temperature of Al-Zr alloys determined by hardness measurement peak proportional to the peak temperature of the internal friction and also to the logarithm of Zr contents. The was temperature was found to attain to 400°C.

(2) There was no significant difference of the peak temperature between the solution treated and the precipitation treated specimens when Zr concentration was identical. However, the peak temperature of the solution treated specimens was slightly higher than that of the precipitation treated specimens.

(3) It was concluded that the heat resistance mechanism of Al-Zr alloys was attributed largely to the presence of Zr as a solute in the supersaturated solid solution below 400°C. Diffusivity of volume diffusion of Zr in Al is extremely smaller than that of self-diffusion of Al. Thus, the solute Zr had a pinning effect on motion of dislocations and migration of grain and subgrain boundaries during annealing, and consequently thermal stability of cold worked structure was increased.

(Received Feb. 22, 1972)

1. 序 論

純アルミニウムに微量の遷移金属元素を添加すると、アルミニウムの回復および再結晶速度が著しく遅くなり、再結晶温度が上昇することが知られている。とくに Zr は、その効果が大きく、しかもアルミニウムの導電率をあまり低下させない。したがって、耐熱性導電材料として Al-Zr 合金は注目されている。

Al-Zr 合金に関する従来の研究^{1~11)}によれば、この合金の耐熱性を高めている Zr の存在形態は、約 300°C 以下の温度では固溶 Zr であり、それ以上の温度では微細に析出した Al_3Zr の析出相であるとされている。しかし、Al-Zr 合金の微視的な耐熱機構については、必ずしも

十分に研究されているとはいえない。

本研究では、Al の再結晶阻止効果における Zr 原子の役割を明らかにするため Al に固溶限程度の Zr を固溶させた場合について、また Zr を析出させた場合について、低周波内部摩擦を測定した。この場合に測定される内部摩擦は加工によつて導入された転位の粘性運動によつて機械エネルギーが熱エネルギーに変換することに起因する内部摩擦である。これは試料の回復および再結晶挙動にきわめて敏感に対応して変化するので、本研究の目的にはとくに適したものと考えられる。なお、本研究においては試料の構造変化を追跡するための補助手段として電気抵抗測定をも行なつた。

* 第39回軽金属学会秋期大会 (45—11—11) にて発表した。

** 東北大学大学院 (仙台市) (現在、日本原子力研究所) Graduate School, Tohoku University (Sendai)
Presently at Tokai Laboratory of Japan Atomic Energy Research Institute.

*** 東北大学工学部 (仙台市) Faculty of Engineering, Tohoku University (Sendai)

2. 実験方法

2.1 試料の作成および熱処理

99.99%の高純度 Al に Al-3%Zr 組成の母合金を所定量添加し、黒鉛ルツボを用いて溶解し、25mmφ×300 mm の金型に鋳造した。鋳造後の熱処理および加工の詳細を Fig. 1 に示す。640°C から焼入れた試料を溶体化処理試料と名付け、Al₃Zr を析出させるために焼入れ後 250°C にて 300 hrs. の時効処理を行なったものを析出処理試料と名付けた。両者をさらに 1 mmφ まで線引加工したものを内部摩擦用試料とした。最終加工度は 94 % である。これらの線をさらに 0.5 mmφ まで線引加工したものを電気抵抗測定用試料とした。試料の分析結果を Table 1 に示す。本研究の試料は加工後室温で約 6 か月間放置した。

2.2 測定方法

(a) 内部摩擦

内部摩擦 (Q^{-1}) は逆吊り振動法による装置を用いて測定した。装置の概略を Fig. 2 に示す。逆吊り振動の振幅の検出には光学でこを用い、反射光を感光紙に記録させてえられた減衰像の振幅を測定して、次式によつて Q^{-1} の値を求めた。

$$Q^{-1} = -\frac{1}{n\pi} \ln \left(\frac{A_n}{A_0} \right) \equiv -\frac{\delta}{\pi} \quad (1)$$

ここで A_0 は自由減衰における最初の振幅であり、 A_n は n 番目の振動における振幅である。 δ は対数減衰率である $\delta \ll 1$ の場合に限つて、振動のエネルギーの減少率で定義される内部摩擦は振動の振幅の減少率で定義される対数減衰率に近似的に等しくなる。本研究においては、冷間加工を受けたままの試料を室温より昇温させながら対

数減衰率を測定したのであるが、後述のようにこれらの試料の対数減衰率の値は著しく大きく、1 に近い。このように δ が大きい場合には、上記の条件が満足されず、(1)式によつて算出される Q^{-1} は正確には試料の内部摩擦の値を表わさない。それゆえ、本報告で Q^{-1} と表示しているものは対数減衰率を π で割つたものと呼ぶべきものである。測定周波数は 0.5~2 cps の範囲であり、試料表面における最大振幅は 9×10^{-5} ラジアンであつた。

(b) 電気抵抗

0.5 mmφ、長さ 20 cm の試料を常温より 400°C まで約 20°C の間隔で各温度 10 min 保持の等時焼鈍を行ない、電気抵抗をポテンシオメーターで測定した。各測定は液体窒素中で行なつた。試料と同一組成をもち、十分に焼鈍された合金の電気抵抗を同時に測定することによつて液体窒素の温度変動の影響を補正した。試料の加熱は所定の温度に調節されたオイルバス、またはソルト・バスによつて行なつた。

Table 1 Chemical analyses of specimens.

Alloy*	wt.% Zr	at.% Zr
P-1	0.03	0.009
P-2	0.06	0.018
P-3	0.13	0.038
P-4	0.25	0.073
P-5	0.33	0.096

* Main impurity: Fe (0.013 wt.%)

Fig. 1 Flow sheet for preparation of specimens.

Fig. 2 Schematic drawing of an inverted torsional pendulum apparatus. A, light source; B, slit; C, mirror and moment arm; D, counterbalance; E, grip; F, nickel wire; G, recording drum; H, grip for specimen; J, specimen; K, grip for specimen; M, heater; N, water cooling jacket; O, bell jar; P, condenser; L, Lens.

Fig. 3 Temperature dependence of the internal friction of pure aluminum, cold-worked by 95%.

Fig. 4 Temperature dependence of the internal friction of Al-Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours.

3. 実験結果

3.1 内部摩擦

Fig. 3 は強加工 (94% R.A.) を受けた純 Al の内部摩擦—温度曲線を示す。内部摩擦は 2°C/min の速度で昇温しながら測定したものであり、振動の周波数は室温において約 1.58 cps であった。加工によつて導入された転位の粘性運動によつて生じた大きな値の内部摩擦が測定されている。本研究でみられた内部摩擦の大きさは、転位の数、外部応力下で粘性運動した転位の変位の大きさおよび転位を変位させるための応力の関数であると考えられる。転位の焼鈍消滅およびサブグレインあるいは転位網の形成に伴う転位の再配列による内部摩擦の減少が温度の上昇とともに起こるため見かけ上の内部摩擦ピークが現われている。

Fig. 4 および **Fig. 5** は種々の異なつた Zr 添加量の試料をそれぞれ溶体化処理または析出化処理した後に加工したものについて、**Fig. 3** と同様な方法によつてえられた内部摩擦—温度曲線である。**Fig. 4** および **Fig. 5** のいずれの場合にも**Fig. 3** と同じ機構によると考えられる見かけ上のピークが現われている。しかし、**Fig. 4** および **Fig. 5** に示された純 Al と Al-Zr 合金の内部摩擦の温度依存性を比較すると、約 250°C 以下の温度での

Fig. 5 Temperature dependence of the internal friction of for Al-Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours and ageing at 250°C for 300 hours.

Al-Zr 合金の内部摩擦は小さく、Zr 濃度が増加するに伴い、ピーク温度は高温側にずれることがわかる。

Fig. 6 は **Fig. 4** および **Fig. 5** において観察されたピーク温度を合金の組成 (Zr 添加量) の対数に対してプロットしたものである。溶体化処理試料および析出化処理試料ともかなり良く直線にのることが示されている。同一組成では溶体化処理試料のピーク温度は析出化処理試料のそれよりいくぶん高くなっている。

Fig. 7 および **Fig. 8** は **Fig. 4** および **Fig. 5** の内部摩擦の温度変化に対応した剛性率の温度変化を示したものである。**Fig. 7** および **Fig. 8** では室温での周波数を f_0 として基準にとり、各温度における周波数 (f) の値を (f^2/f_0^2) としてプロットしたものである。室温および各

Fig. 6 Relation between the peak temperature, T_p , and Zr concentration.

Fig. 7 Temperature dependence of the square of the frequency of Al-Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours. Arrows indicate the peak temperature of the internal friction.

温度における剛性率をそれぞれ G 。および G とすると、 $G/G' \propto f^2/f_0^2$ なる関係が存在するからである。**Fig. 7** および **Fig. 8** に示した剛性率の温度依存性を4つの部分に分けることができる。すなわち各図に示してあるように低温側より順次、番号をつけてゆくと、

(I) 温度の上昇とともに剛性率が直線的に低下する部分、

(II) 剛性率が異常に低下し、(I)の部分の直線部の延長より下側にずれる部分、

(III) 剛性率が上昇する部分、

および

(IV) 剛性率がほぼ直線的に低下する部分、

に分けることができる。**(Fig. 7 および Fig. 8 には各部分の番号を記入してある)**。(II)の部分が終わる温度はZr濃度と共に高温側にずれている。内部摩擦—温度曲線に現われたピーク温度が**Fig. 7** および **Fig. 8** に矢印で記入してある。これから、ピーク温度は、(II)の部分が終り、(III)の部分が始まる温度にほぼ等しいことがわかる。(I)および(IV)の部分は、通常、焼鈍したAlにおいてもみられるもので、転位の粘性運動による緩和ではなく、むしろ母相の剛性率が温度の上昇とともに低下することを示すものと思われる。(II)の部分では、回復および再結晶の過程が著しく進行しており、(III)の部分は一次再結晶の完了が近づくと共に剛性率が上昇している遷移的な段階に相当すると考えられる。

Fig. 4 および **Fig. 5** に示された内部摩擦—温度曲線と比較する限り、溶体化処理および析出化処理の回復お

Fig. 8 Temperature dependence of the square of the frequency of Al-Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours and ageing at 250°C for 300 hours. Arrows indicate to the peak temperature of the internal friction.

よび再結晶過程におよぼす影響における顕著な差を見出すことができなかった。この原因の一つとしては、昇温中に転位密度が減少することに伴う内部摩擦の大きな変化の中に、これらの差がまぎれこんでしまっている可能性がある。この点を調べるために、試料を内部摩擦測定装置内にとりつけたままで各温度で等温焼鈍を行なった場合の内部摩擦の変化を測定した。**Fig. 9**, **Fig. 10** および **Fig. 11** は Al-0.06 wt. % Zr 合金について測定した内部摩擦を焼鈍時間の $\frac{1}{2}$ 乗に対してプロットしたもので **Fig. 9** および **Fig. 10** は溶体化処理試料, **Fig. 11** は析出化処理試料についてえられた結果である。塑性変形後等温焼鈍に伴って、内部摩擦が時間の経過とともに減少する現象 (Köster 効果と呼ばれている) において、一般に内部摩擦は時間の $\frac{1}{2}$ 乗に対して直線的に依存する場合が多いので、本研究でもそのようなプロットを採用した。溶体化処理試料および析出化処理試料のいずれにお

いても、各焼鈍温度において、内部摩擦が急激に減少する部分 (これを段階 A と呼ぶ) と徐々に減少する部分 (これを B と呼ぶ) が存在する。温度が高くなるにつれて、両方の段階での内部摩擦の変化速度が大きくなっている。低い温度では、段階 B での内部摩擦は時間によらずほぼ一定である。

また、いずれの温度においても、段階 A でのこの配は析出化処理試料よりも溶体化処理試料において小さい。一方、段階 B でのこの配は、同一温度では溶体化処理試料および析出化処理試料においてほとんど差が認められない。段階 A では回復の初期過程 (とくに転位の焼鈍消滅) が主に起こっており、段階 B では回復の後期過程および再結晶の過程が起こっていると思われる。**Fig. 12** および **Fig. 13** は、それぞれ **Fig. 9**, **Fig. 10** および **Fig. 11** より導出した等時焼鈍曲線である。比較のため、加工した試料を $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の速度で昇温しながら測定した内部摩擦の変化および 640°C にて焼鈍した試料についての内部摩擦の変化も示している。**Fig. 12** (溶体化処理試料) と **Fig. 13** (析出化処理試料) を比較すると、焼鈍時間が短い場合には、析出化処理試料のピークの高さの減少が著しいのに対し、比較的長時間 (353 min) になるとピークの高さの減少の程度は、溶体化処理試料の方がやや大きくなっている。

3.2 電気抵抗

Fig. 14 は溶体化処理を行なった後、加工した Al-0.06 wt. % Zr 合金の試料をおおのこの温度において 10 min 間焼鈍して電気抵抗を測定した結果を示す。焼鈍前の試料の液体窒素温度における電気抵抗値からの減少の割合がたて軸にとつてある。これによれば、 150°C までは電

Fig. 9 Isothermal annealing curves of the internal friction for Al-0.06 wt.% Zr alloys cold worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours.

Fig. 10 Isothermal annealing curves of the internal friction of Al-0.06 wt.% Zr alloys cold worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours.

Fig. 11 Isothermal annealing curves of the internal friction of Al-0.06 wt.% Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640°C for 24 hours and ageing at 250°C for 300 hours.

気抵抗は温度の上昇とともにゆつくりと減少する。150℃から330℃までの温度範囲では温度とともに電気抵抗は急激に減少し、それ以後は減少の程度は小さくなる。

Fig. 14 の中に示した矢印は内部摩擦のピークが現われる温度を示したものである。電気抵抗の急激な減少が終了する温度と内部摩擦のピーク温度とがほぼ一致することがわかった。また電気抵抗の減少がいちじるしい温度範囲は、**Fig. 7** に示した剛性率の温度依存性を示す曲線の領域(Ⅱ)と一致している。以上の結果から、温度とともに急激に電気抵抗が減少している段階では、回復と再結晶が著しく進行し、最後にはほぼ終了するまで温度範囲に対応していると考えられる。

4. 考察

4.1 再結晶温度と本研究でみられた内部摩擦ピークとの関係

本研究で冷間加工した試料についてみられた大きな内部摩擦は粒界ピークの一種でないことはつぎのことからわかる。**Fig. 12** および **Fig. 13** において、Al-0.06 wt.% Zr 合金を640℃で焼鈍後加工せずに測定した内部摩擦—温度曲線上には粒界ピークはみられず、内部摩擦の値そのものも小さく、温度の上昇とともにゆるやかに増加するだけである。したがって、本研究でみられた内部摩擦は加工によって導入された多数の転位の粘性運動による内部摩擦と考えるのが妥当である。ピーク温度以上の

Fig. 12 Isochronal annealing curves of the internal friction of Al-0.06 wt.% Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640℃ for 24 hours.

Fig. 13 Isochronal annealing curves of the internal friction of Al-0.06 wt.% Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640℃ for 24 hours and ageing at 250℃ for 300 hours.

Fig. 14 10 minutes isochronal annealing curves of electrical resistivity of Al-0.06 wt.% Zr alloys cold-worked by 95% after the solution heat treatment at 640℃ for 24 hours. An arrow indicates the peak temperature of the internal friction.

Fig. 15 Relation between recrystallization temperature and Zr concentration in Al-Zr alloys cold-worked by 90% after the solution heat treatment at 630°C for 5 hours or the precipitation heat treatment at 400°C for 5 hours after solution heat treated at 630°C for 5 hours¹¹⁾.

温度では、転位の焼鈍消滅および転位の再配列がほぼ完了するので、みかけ上のピークが生じたと考えられる。

Fig. 15 は、本研究の試料とほぼ同じ冷間加工度の Al-Zr 合金について横田ら¹¹⁾によるかたさ測定によつてえられた再結晶温度と Zr 濃度との関係を示す。Zr 濃度の対数と再結晶温度とが直線的な関係にあることが示されている。この関係は **Fig. 6** に示したように内部摩擦ピーク温度と Zr 濃度の間にも成立している。また溶体化処理試料の内部摩擦ピーク温度は、同一組成の Zr 濃度では析出化処理試料よりも高いことは、**Fig. 6** に示した再結晶温度に対する熱処理条件の影響の結果と一致している。本実験の内部摩擦ピーク温度は、**Fig. 7, Fig. 8** および **Fig. 14** に示したように、剛性率および電気抵抗が温度とともに急激に減少する段階が終了する温度にほぼ等しい。したがつて、内部摩擦のピーク温度は再結晶が完了する温度に等しいものと考えられる。それゆえ、本研究でみられた内部摩擦ピークの温度を、 $K\epsilon^{12)}$ によつて示されたように、再結晶ピークと名付けて再結晶挙動の目安として考えるのが妥当である。**Fig. 16** は内部摩擦ピーク温度と横田によつて測定された再結晶温度との関係を示したものである。内部摩擦ピーク温度は再結晶完了温度とみなされるのに対し、いわゆる再結晶温度は、一般に、加工後焼鈍前のかたさと焼鈍後のかたさの中間のかたさとなる温度として定められており、焼鈍条件の任意性が含まれるので厳密なものとはいえない。したがつて、内部摩擦ピーク温度の方が再結晶温度よりも高い温度で現われるのは当然であろう。

Fig. 16 Relation between recrystallization temperature and the peak temperature of the internal friction in Al-Zr alloys.

4.2 Al の耐熱性に対する Zr 添加の影響

Al に Zr を添加すると、加工試料でみられる見かけ上の内部摩擦ピークが高温側にずれることから、Al-Zr 合金の再結晶温度が高いことを再確認することができた。ここでは、本実験結果を他の研究者による実験結果と比較検討することによつて Al-Zr 合金の回復および再結晶の過程における Zr 原子の役割について考察する。まず、本研究でえられた主な実験結果を整理してみよう。

- (1) 本研究で示された内部摩擦ピーク温度と再結晶温度との間に直線的な関係がある。
- (2) 0.025~0.3wt. %Zr の濃度範囲内で、Zr 濃度が増加するにつれて、内部摩擦ピーク温度は高温側にずれる。もつとも高いピーク温度は約 400°C にも達する。
- (3) 同一 Zr 濃度では、溶体化処理試料と析出化処理試料のピーク温度には顕著な差がみられなかった。ただし、溶体化処理試料のピーク温度が析出化処理試料のそれより幾分高くなる傾向がみられた。
- (4) 等時焼鈍において、短時間側の段階での内部摩擦の減少速度は、析出化処理試料におけるよりも溶体化処理試料における方が小さい。

序論でも述べたように、従来の研究によると、Al-Zr 合金の耐熱性は、約 300°C 以下の温度に限つて固溶 Zr によると考えられていた。しかし、本研究において溶体化処理試料の内部摩擦ピーク温度は、Zr 濃度が高くなると約 400°C にも達し、析出化処理しても上昇せず、かえつて低下する傾向がみられる。これは、固溶 Zr の Al-Zr 合金の耐熱性を高める効果がかなり高温まで有効であることを示すものである。なお溶体化処理試料でも、300°C 以上の温度での内部摩擦の測定中に固溶 Zr が Al_3Zr 相として析出し、みかけ上 Al_3Zr 相が内部摩擦ピーク温度を上昇させることもありうる。しかし、横田らの電顕結果^{5,8)}、および Al 中での Zr の体拡散速度がきわめて遅いこと¹³⁾を考慮すると、溶体化処理試料の熱的安定性は約 400°C でも高く、固溶 Zr は再結晶終了前に析出することはないと思われる。したがつて、Al-Zr 合金の耐熱

性に対する Al_3Zr 相の析出効果は、横田⁵⁾が示唆したように、より高温(約 400℃ 以上)で長時間後にみられる巨視的な再結晶の遅延と関係があると思われる。

Al-Zr 合金の耐熱性を高める上で固溶 Zr が有効である現象を、Al-Zr 合金の回復および再結晶の機構と関係づけながら考察してみよう。Leslie ら¹⁴⁾、Hu¹⁵⁾ および横田ら^{5), 8)} が指摘したように、本研究のように加工度がきわめて大きい場合の再結晶はひずみのない新しい再結晶粒の熱的なゆらぎによる核生成および臨界の大きさを有する再結晶核の成長によつては進行しにくいと思われる。この場合には、むしろ加工によつて形成された転位のセル構造が焼鈍中に崩壊し、新たにサブグレインが形成され、小さなサブグレインの合体によつて再結晶粒が形成される機構^{15), 16)}を考えるのが妥当である。このような機構によれば、回復過程と再結晶過程を厳密に区別することはできず、回復と再結晶とは連続した過程と考えるのが妥当となる。本研究の試料は加工後、約 6 カ月を経ているので冷間加工によつて導入された点欠陥はすでに消滅していると考えられるので、回復中に起こる主な過程としては、セル構造を形成している転位およびパイラップした転位群の再配列、サブバウンダリーの形成、異符号の転位の合体消滅、転位の上昇運動、ポリゴン化および転位網の形成などが考えられる。再結晶中に起こる主な過程としては、サブバウンダリーの消滅、サブバウンダリーの大傾角サブバウンダリーへの発達、サブグレインの合体および成長に伴う再結晶粒の形成などが考えられる。これらの過程を律速しているのは転位の易動度である。したがって、固溶 Zr が Al の回復および再結晶の進行を抑制し、耐熱性を向上させている現象は、固溶 Zr が転位の易動度を著しく低下させていると考えれば説明できる。その原因は、Al 中での Zr の体拡散速度が著しく遅い¹³⁾ ことを考慮すると、転位が固着した Zr 原子を引きずつて移動するためには大きなエネルギーを要することになる。本節のはじめで述べた(4)の実験結果は、つぎのように説明することができる。すなわち、析出化处理によつて形成された析出相 (Al_3Zr) の粒子は、固溶 Zr よりも回復および再結晶の初期過程での転位の移動を阻止する力が小さいか、またはそのような役目をする析出粒子の数が少ないためと考えられる。このため、析出化处理した試料では、焼鈍初期において転位密度の減少が急激に起こると思われる。

5. 結 論

(1) 加工した純 Al および Al-Zr 合金 (0.03~0.33 wt.% Zr) の低周波内部摩擦を測定すると、250~400℃ の温度範囲に回復および再結晶と関係のある内部摩擦ピークが見出される。このピークの温度は組成の対数に対して直

線的な関係があることが示された。この関係は本合金の再結晶温度と組成との間にもみられるものであり、本研究の内部摩擦ピークの温度が再結晶完了温度を表わす目安とみなしうることが確かめられた。内部摩擦ピーク温度は、約 400℃ にも達することが示された。

(2) 同一 Zr 濃度では、溶体化処理試料と析出化处理試料のピーク温度には顕著な差異がみられなかった。ただし、溶体化処理試料のピーク温度が析出処理試料のそれより幾分か高くなる傾向がみられた。

(3) 等時焼鈍において、回復および再結晶を阻止する効果は、短時間では固溶 Zr の方が Al_3Zr 相より大きい。長時間の焼鈍になると Al_3Zr 相の方がやや大きくなる。

(4) 固溶 Zr が Al の回復および再結晶を阻止するのは、Al 中での Zr の体拡散速度が著しく遅いために、恐らく固溶 Zr が転位移動の大きな障害となり、加工組織の熱的安定性を増大させるためと思われる。

6. 謝 辞

Al-Zr 合金の試料を作成していただいた住友電気工業株式会社研究部に厚く感謝する。なお、本研究の一部は軽金属奨学会の助成金によつて行なつたものである。同会に深く感謝する。本研究のため終始、御援助をして下さった住友電気工業株式会社研究部の松田好夫氏および横田稔氏に深く感謝する。

参 考 文 献

- 1) 柳沢, 中村, 松尾, 網谷: 軽金属, **6** (1956), 68.
- 2) 荒木, 小森: 軽金属, **15** (1965), 348.
- 3) 西川, 長島, 沢口, 小林: 軽金属, **18** (1968), 517, **16** (1966), 284.
- 4) N. Ryum: Acta Met. **17** (1969), 269.
- 5) 横田: 住友電気, 第 100 号 (1969), p. 46.
- 6) 中島, 井上: 古河電工時報, 第 45 号 (1968), p. 1.
- 7) 平野, 藤川, 窪田: 第 40 回軽金属学会講演概要集, 1971 年 5 月.
- 8) 松田, 大麻, 横田: 軽金属 **19** (1969), 241.
- 9) N. Ryum: J. Inst. Metals, **94** (1966), 191.
- 10) 西川: 軽金属, **21** (1971), 718.
- 11) 岡田, 奥村, 山内, 松田, 横田: 住友電気, 第 104 号 (1970), p. 1.
- 12) T. S. Ké: Trans. AIME, **188** (1950), 575, 587.
- 13) 平野, 藤川, 丸茂: 第 41 回軽金属学会講演概要集, 1971 年 11 月.
- 14) W. C. Leslie, J. T. Michalak, F. W. Aul: Iron and its Dilute Solid Solution, C. W. Spencer and F. E. Werner, eds. Interscience Publishers, p. 119, 1963.
- 15) H. Hu: Trans. AIME, **224** (1962), 72.
- 16) H. Fujita: J. Phys. Soc. Japan, **16** (1961), 397.