6061アルミニウム合金の力学的性質に及ぼす 溶体化処理後の冷却速度の影響*

森田 繁樹**・戸田 裕之**・高橋 明宏***
星山 中***・小林 俊郎**・永島 洋****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 6 (2001), pp. 307-312

Effects of quenching rate on mechanical properties of 6061 aluminum alloy*

Shigeki MORITA**, Hiroyuki TODA**, Akihiro TAKAHASHI***
Ataru HOSHIYAMA***, Toshiro KOBAYASHI** and Hiroshi NAGASHIMA****

The effects of quenching rate after a solution treatment on strength and fracture toughness of a 6061 aluminum alloy have been investigated, varying the width of PFZ layer and coarse secondary phase particles at grain boundaries by changing the quenching rate utilizing both water quenching and air-cooling. In-situ observation of the fracture toughness tests was also performed to investigate the effects of such microstructural parameters on crack initiation and propagation behaviors. By decreasing the quenching rate, the width of the PFZ layer increases from about 40 to 310 nm, and density and size of the coarse particles increase at the grain boundaries. Mechanical properties such as tensile strength, 0.2% proof stress, elongation, fracture toughness and crack propagation resistance are decreased simultaneously. Especially, the effects of quenching rate on the strength and the crack propagation resistance are remarkable. Such degradation of the mechanical properties is attributed to expansion of the PFZ layer with decreases in quenching rate. It causes localization of plastic deformation, and consequently, transition of fracture mechanisms from grain interior ductile fracture to grain boundary ductile fracture at the PFZ layers. In-situ SEM observation reveals that the effects of the coarse particles at grain boundaries are much less effective than those of the PFZ.

(Received August 1, 2000)

Keywords: 6061 aluminum alloy, quenching rate, PFZ, fracture toughness, in-situ observation

1. 緒 言

6000系などの時効析出型アルミニウム合金の熱処理工程で、溶体化処理後の冷却速度が低い場合や時効処理を高温・長時間行った場合などには、結晶粒界上に粗大な平衡相の第二相粒子が生成すると同時に、粒界近傍の無析出物帯(PFZ)が拡大する傾向が強まる。アルミニウム合金展伸材では、粒界の粗大粒子やPFZの生成によって破壊形態が変化し、時として顕著な粒界破壊が生じて力学的性質が著しく低下することが知られている¹⁾。粒界上の粗大粒子とPFZという二つのマイクロ組織因子がどのように競合して力学的性質に悪影響を及ぼすかは、力学的性質の悪化を防止する上で重要な情報である。しかしながら、実験的または力学的解析によってこれを解明する努力は、これまで残念ながら充分ではない。

最近、著者らは、材料試験機付き走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて2091合金の破壊靱性試験のその場観察を行い、切欠き先端からき裂が発生・伝播する過程で粗大な第二

相粒子がき裂先端のはるか前方で破断してマイクロクラックが発生し、材料の破壊靱性やき裂進展抵抗に大きな影響をもたらすことを明らかにしている^{2),3)}。その他、粗大な第二相粒子の破断強度とそのサイズ依存性を破壊力学的解析によって明らかにしている^{4),5)}。一連の研究の結果、結晶粒界上の脆弱な第二相粒子の損傷によって粒界割れが誘発される場合がある一方で、強固な粒子はサイズにかかわらず損傷を受けないことが明らかになっている^{4),5)}。6000系合金のように溶質原子濃度がより低い材料で粗大な第二相粒子の影響がどの程度あるかを調べることは、それ自体大切であるし、上述のPFZの影響との競合という観点からも重要である。

そこで本研究では、6061アルミニウム合金の溶体化処理後に水冷ないし空冷により4水準の速度で冷却し、PFZと粗大な粒界上の第二相粒子のサイズなどを变化させた試料を製作した。これらの力学的性質を試験すると同時に、破壊靱性試験のSEM内その場観察を行い、き裂の進展開始・伝播過程に及ぼすPFZや粗大な粒子の影響を調査した。なお、2091合金で明らかにしたような粗大な第二相粒子の破断強度

* 軽金属学会第95回春期大会(平成10年11月)にて一部発表。

** 豊橋技術科学大学生産システム工学系(〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1, Hibarigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580)。

*** 豊橋技術科学大学大学院(豊橋市)。Graduate School of Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi)。

**** 日本軽金属(株)技術開発本部グループ技術センター(静岡県)Nippon Light Metal Company, Ltd. (Kanbara-cho, Shizuoka)。

Table 1 Chemical compositions
(mass%)

Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Al
0.95	0.70	0.35	0.22	<0.01	0.08	0.01	bal.

とそのサイズ依存性を調べる破壊力学的解析については、別報で報告している⁶⁾。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は6061アルミニウム合金である。Table 1にその化学組成を示す。ピレットはDC 鋳造法で作製した $\phi 97 \times 1,000$ mmのものである。これに、833 Kで14.4 ksの均質化処理を行った後、600トン押出機で $\phi 20$ mm丸棒に押出した。押出材の前端より500 mm、後端より1,200 mmを除いた中央部の1,500 mmを使用した。これを長さ190 mmに切断した後、ソルトバスを用いて815 Kで180 sの溶体化処理を施し、ファンによる空冷で約1, 2, 3 K $\cdot$ s $^{-1}$ の3水準の速度で冷却した（以下、それぞれ1 K $\cdot$ s $^{-1}$ 材、2 K $\cdot$ s $^{-1}$ 材および3 K $\cdot$ s $^{-1}$ 材と略記）。このとき、溶体化処理温度から373 Kまで上記の速度で冷却後、288 Kの水槽中に投入した。また、別に溶体化処理温度からただちに水槽中に投入したもの（以下、水冷材と略記）を準備した。この場合の冷却速度は、167 K $\cdot$ s $^{-1}$ 程度であった。冷却速度は、あらかじめ供試材の中央に埋込んだ熱電対により溶体化温度から373 Kまでの所要時間を測定して求めた。焼入れ処理後、実用的な熱処理を想定して293 Kで4日間保持した後、453 Kで21.6 ksの人工時効処理を行い、T6 調質とした。

2.2 ミクロ組織観察

ミクロ組織観察用の試料は、最終的に粒度0.1 μ mのMgOを用いて鏡面仕上げし、0.5% HFでエッチングした。また、透過型電子顕微鏡（ ϕ 日立製作所製 H-800）を用いたミクロ組織観察も行った。数 μ m以上の粗大な第二相粒子は、TEMによる結晶構造解析、SEM-EDX、TEM-EDXに

よる元素分析により同定した。また、熱フェノール法⁷⁾により母相を選択的に除去して第二相粒子の形状を観察した。粒子サイズは画像解析装置を用いて測定し、円相当直径で整理した。

2.3 材料試験

引張試験には、押出方向が試験片の長手方向となるように採取したJIS 10号試験片⁸⁾を用いた。試験は、容量100 kNの試験機（Instoron 社製5583型）を用いて、クロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/s、室温で行った。

破壊靱性試験には、押出方向が試験片の長手方向となるように採取した三点曲げ試験片を用いた。サイズは、10(W) $\times$ 10(B) $\times$ 55(L) mm (W: 幅, B: 厚さ, L: 長さ)、スパン間隔 (S) 40 mmである。これに、JSME S001法⁹⁾に準拠して板厚方向に疲労予き裂を導入し、 $a_0/W=0.6$ (a_0 : 予き裂長さ) とした。試験時の負荷速度は、 8.3×10^{-6} m/sである。また、複数試験片法により、き裂進展抵抗をR 曲線法¹⁰⁾で評価した。き裂進展開始靱性: J_{in} の評価は、JSME S001法⁹⁾に準拠した。ちなみに、すべての試験片で、き裂発生荷重点が試験規格に基づく弾塑性破壊靱性: J_{IC} に相当すると判定された。また、試験後の破面は、SEM（日本電子 ϕ 製 JSM-6300）を用いて観察した。このほか、水冷材および1 K $\cdot$ s $^{-1}$ 材については、破壊靱性試験のSEM内その場観察を行った。試験片および予き裂は上記と同様である。試験片サイズは、8(W) $\times$ 2(B) $\times$ 40(L) mm, S=30 mm, $a_0/W=0.5$ とした。観察面となる試験片表面は鏡面に仕上げ、エッチングなしで試験に供した。この場合、荷重-変位曲線上の各荷重レベルで試験を中断し、荷重を保持したままの状態でき裂近傍の試験片側面を観察した。試験は、室温で負荷速度 1.7×10^{-7} m/sで実施した。

3. 実験結果

3.1 供試材のミクロ組織

Fig. 1は、供試材の光学顕微鏡写真である。水冷材では、粒内に粗大な晶出物粒子が所々に観察されるが、粒界上にはほとんど観察されない。一方、空冷材では、冷却速度が小さ

Fig. 1 Optical micrographs of the 6061 aluminum alloys cooled at various quenching rates.

Fig. 2 Morphologies of the coarse intermetallic particles. The particles are classified into two kinds; Mg_2Si and $\alpha-AlFeSi$.

くなるほど粒界，粒内ともに粗大な第二相粒子が多数観察されるようになる。

Fig. 2 は， $1 K \cdot s^{-1}$ 材から溶出した粗大な第二相粒子の SEM 像である。TEM による結晶構造解析の結果と合せて判断すると，粗大な第二相粒子は Mg_2Si および $\alpha-AlFeSi$ 粒子の二種類に分類される。円相当直径 $1 \mu m$ 以上の第二相粒子の総体積率は，水冷材で約 0.4 vol%， $1 K \cdot s^{-1}$ 材では約 0.7 vol% であった。この内，水冷材では Mg_2Si が全体の約 13% を占め，その平均直径は約 $1.7 \mu m$ ， $\alpha-AlFeSi$ は約 86% で直径約 $2.1 \mu m$ であった。一方， $1 K \cdot s^{-1}$ 材の場合， Mg_2Si は約 15% で平均直径約 $1.9 \mu m$ ， $\alpha-AlFeSi$ は約 84% で約 $2.1 \mu m$ であった。なお，水冷材では六方晶構造の $\alpha'-AlFeSi$ 粒子が，また $1 K \cdot s^{-1}$ 材では，焼入れ後の冷却途中に成長したと考えられる板状 Mg_2Si や粒界上の Si 粒子が観察された。いずれも直径 $1 \mu m$ 以下であり，体積率にすると合計でも 1 vol% 以下であった。

Fig. 3 は，水冷材および $1 K \cdot s^{-1}$ 材の粒界付近の TEM 像である。水冷材の PFZ 幅は約 40 nm， $1 K \cdot s^{-1}$ 材では約 310 nm であった。冷却速度が低下するほど粒界 PFZ が拡大することが確認された。また，SEM を用いて結晶粒径を測定したところ，水冷， $3 K \cdot s^{-1}$ ， $2 K \cdot s^{-1}$ ， $1 K \cdot s^{-1}$ 材で，それぞれ約 149, 196, 202, $342 \mu m$ であった。

3.2 材料試験結果

Fig. 4 は，引張強さ，0.2% 耐力および伸びと冷却速度の関係を示している。強度，伸びともに水冷材が最も高い値を示し，冷却速度の低下に伴い単調に低下する。強度は空冷材で冷却速度の影響が大きく，逆に伸びは空冷材では冷却速度にあまりよらず，空冷と水冷の差が大きくなっている。特に， $1 K \cdot s^{-1}$ 材の 0.2% 耐力は，水冷材に比べ 32% 低い値となっている。ちなみに，6061-T6 アルミニウム合金の JIS 規格

Fig. 3 TEM micrographs of grain boundaries in 6061 aluminum alloys cooled at different quenching rates.

Fig. 4 Variation of 0.2% proof stress, tensile strength and elongation as a function of quenching rate.

では，引張強さ 265 MPa 以上，0.2% 耐力 245 MPa 以上，伸び 8% 以上と規定されており， $1 K \cdot s^{-1}$ 材は JIS 規格を満足しない。

Fig. 5 は，引張試験後の破面の SEM 像である。冷却速度の最も小さい $1 K \cdot s^{-1}$ 材でも，さらに高倍率ではディンプルが観察される。しかしながら，空冷材では所々破面に垂直な二次き裂がミリメートルオーダーで観察される。これは，すべて粒界割れである。供試材はすべて負荷方向が押出方向であるので，結晶粒界の内，破面に平行な部分はかなり少ない。しかしながら，Fig. 5(b) に一部見られるように，まれに粒界三重線のある結晶粒端部でき裂が粒界を進む場合があることが，破面から確認できる。

Fig. 6 は，破壊靱性値 J_{IC} と冷却速度の関係である。冷却速度の低下とともに，破壊靱性値は顕著に低下している。特に， $1 K \cdot s^{-1}$ 材では，水冷材と比べて約 33% 低くなっている。

Fig. 5 SEM micrographs of fracture surfaces after the tensile tests in 6061 aluminum alloys cooled at various quenching rates.

Fig. 6 Variation of fracture toughness as a function of quenching rate.

る。一般に、き裂進展開始時の抵抗を示す破壊靱性値は、材料の延性に比例する。しかしながら、空冷材では冷却速度により伸びがあまり変化しないにもかかわらず、破壊靱性値は大きく変化している。これについては、後述する。

Fig. 7は、R 曲線法により得られたJ 積分値とき裂進展量の関係である。図中に示す T_{mat} はマテリアルテアリングモジュラスと呼ばれる無次元化パラメータであり、き裂進展抵抗の指標となる。 T_{mat} は次式で定義される¹⁰⁾。

$$T_{mat} = \left(\frac{E}{\sigma_0^2} \right) \left(\frac{dJ}{da} \right) \quad (1)$$

ここで、 E はヤング率、 σ_0 は流動応力、 (dJ/da) は J - Δa 曲線の勾配である。水冷材は高い T_{mat} を示し、空冷材はそれより61~63%低い値を示した。空冷材では、冷却速度の影響がさほど大きくないのも特徴である。

Fig. 8は、破壊靱性試験後の破面のSEM像である。微視的に見れば、すべての供試材がディンプル型の破面を呈しているものの、空冷材では粒界の延性破壊が多く観察され、また破面もフラットではなく大きく波打っているのが特徴である。

3.3 き裂先端近傍の損傷過程の観察結果

1 K·s⁻¹ 材において、 α -AlFeSi、Mg₂Siとも、最も遠いところでき裂先端からそれぞれ520および870 μ m離れたところで剥離または破断が確認された。はく離した粒子の分布は、

Fig. 7 J- Δa curves in the fracture toughness tests.

Fig. 8 SEM micrographs of fracture surfaces after the fracture toughness tests in 6061 aluminum alloys cooled at various quenching rates.

破断した粒子に比べてやや広範囲であった。これらの損傷は粒界ではなく、主に粒内で観察された。また、水冷材においても、同様に粗大な第二相粒子の破断や界面はく離が多数観察された。

Fig. 9は、1 K·s⁻¹ 材のき裂進展開始と伝播の過程を示す連続写真である。観察時の荷重レベルは、Fig. 10に示している。Fig. 9(a)では、き裂先端近傍の粒界を墨入れにより示している。Fig. 9(b)では、予き裂先端が鈍化した後、主き裂が大きく偏向して発生し、粒界上を約25 μ m進展した後、粒界三重点でいったん停滞している。矢印で示すように、主き裂先端の100 μ m以上前方で、すでに粒界の優先的な変形が観察される。そのような場所では、第二相粒子の損傷はほとんど観察されなかった。Fig. 9(c)では、き裂先端から500 μ m程度の距離範囲で粒界が顕著に変形し、矢印で示すようにマイクロクラックも一部で観察された。この段階で主き裂は二つに枝分かれし、よく発達したすべり帯に沿って粒内を進展している。その後、主き裂は粒界と粒内を選択しながら進展した。

Fig. 11は、Fig. 10に示す1 K·s⁻¹ 材の破壊靱性試験時の荷重-変位曲線で、矢印で示す荷重レベルにおける試験片表面の観察結果である。Fig. 11中央で、主き裂先端から前方

Fig. 9 Sequential observations of crack propagation for specimen cooled at quenching rate of $1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$. Applied loads are specified in Fig. 10.

に約 $450 \mu\text{m}$ 離れている。図中、三つの結晶粒と粒界および粒界三重点が見えているが、これは粒界 PFZ の優先的な変形により各結晶粒間に段差が生じ、SEM におけるエッジ効果で粒界が白く見えるようになったものである。このような場合でも、粒界に位置する粗大な第二相粒子はほとんど損傷を受けていなかった。一方、水冷材では、き裂先端前方における粒界の優先的な変形は観察されなかった。

ところで、Fig. 9 の上部に見えているように、 $1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 材においても、疲労予き裂は負荷応力にはほぼ垂直に粒内を進展しており、破壊靱性試験時のき裂進展様式とは大きく異なっている。これは、疲労き裂伝播は、あまり粒界 PFZ に影響されないことを示している。

一方、紙面の関係で省略するが、水冷材について同様の観察を行った結果、き裂前方の粒界 PFZ への変形の局在化や粒界におけるマイクロクラックの生成は観察されず、わずかに粒内の粗大な第二相粒子が破断または剥離するのみであった。また、Fig. 8 の破面からもわかるように、き裂伝播経路もほぼ 100% 粒内であり、負荷応力方向 (i.e. 疲労き裂の延長線上) に伝播した。

4. 考 察

4.1 材料試験結果の理解

Fig. 10 Load-deflection curve for a specimen cooled at quenching rate of $1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$.

Fig. 11 SEM micrograph of localized deformation within the PFZ layer observed about $450 \mu\text{m}$ ahead of a crack-tip specimen was cooled at quenching rate of $1 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$.

溶体化処理後の冷却速度の低下によって生じる主なミクロ組織上の影響としては、(1) PFZ 幅の拡大、(2) 第二相粒子の粗大化、高密度化、(3) 結晶粒径の増加、(4) 粒内の溶質原子の過飽和度の低下が挙げられる。Fig. 4 で見られた強度と伸びの変化傾向の違いは、これらの要因の競合によるものと考えられる。すなわち、(3)、(4) は強度に対してマイナス要因である。一方、伸びについては、(1)、(2) はマイナス要因である。特に(1)については、粒界破壊傾向が PFZ 幅に単調に比例するのではなく、粒界破壊が生じるある下限の PFZ 幅が応力状態に応じて存在すると考えるのが妥当である。このように考えて Fig. 5 の破面を見ると、(1) の機構が粒界破壊傾向にもたらす影響については、空冷材と水冷材では顕著な差が出るものの、空冷材の冷却速度の影響はあまりないと判断することができる。いずれにせよ、(1)~(4) の要因を総合することにより、空冷材では(1)~(4)の影響が相殺されて差が出ず、空冷と水冷の差のみが大きく強調されるという結果となったものと推察される。

さらに、供試材では一般的な伸びと破壊靱性の比例関係および強度と破壊靱性の反比例関係が得られなかった。すなわち、空冷材では冷却速度の違いによって引張試験で得られる伸び値にあまり差がないにもかかわらず、破壊靱性値では大きな正の冷却速度依存性が現れた。また、強度と靱性が同時に低下するという結果となった。この点についても、上記と同様に考察できる。均質な材料の破壊靱性値を本質的に規定するのは塑性変形能であり、き裂がどれだけ鈍化できるかにかかっている。その意味では、上記の(3)、(4)の要因による塑

性変形能の相違の効果が強く現れるはずである。しかしながら、供試材ではき裂先端で十分な塑性変形が均一に生じる前に、(1)の要因の影響が強く現れて粒界のPFZに変形が局在化する。そのため、主き裂が充分鈍化する前に、き裂先端直近の粒界で破壊条件を満たし、主き裂が伝播を開始してしまうと考えられる。

次に、破壊靱性値が大きな冷却速度依存性を持つものに対し、き裂進展抵抗は空冷材ではあまり冷却速度によらない点は、Fig. 9で簡単に触れた疲労予き裂の直進性をヒントに考察することができる。疲労予き裂導入時と破壊靱性試験時の最大の違いは、負荷応力のレベルである。たとえば、き裂先端の塑性域サイズは、疲労予き裂導入時と破壊靱性試験時では、数十倍の差が生じる。これは、き裂先端の応力場は負荷荷重の二乗に比例するためである。疲労試験時のようにき裂先端の応力場が小さい場合、応力場に含まれる粒界面積は小さく、内包されるPFZの方位は限定される。そのような場合、往々にして粒界PFZで破壊条件を満たさず、粒内に伝播すると考えられる。一方、冷却速度の低下とともに応力場のサイズが拡大し、サンプリング体積が大きくなる結果、次第に定常的に粒界を選択・通過するようになり、破壊靱性値の顕著な冷却速度依存性が生じるものと推察される。

一方空冷材の場合、いったん進展を開始すれば、き裂進展抵抗を示す T_{mat} は冷却速度にほとんど依存しないという結果が得られた。一般に、き裂進展抵抗は、き裂先端の塑性変形とそれに伴う非線形負荷による応力特異性の変化により大きく左右される¹¹⁾。Chanが伝播き裂先端の漸近解¹²⁾をもとに解析した結果によると、以下に示す Ω が34.5以上では十分な塑性変形により安定き裂成長が生じ、それ以下ではき裂は抵抗を受けずに伝播し、安定き裂成長は内生的な伝播抵抗が高いときのみに生じ得る¹¹⁾。

$$\Omega = \frac{E\varepsilon_f}{\sigma_0} \quad (2)$$

ここで、 ε_f は一軸の破断ひずみである。供試材に対する Ω の値は39~48であった。これは、き裂進展開始に伴って、き裂先端の応力特異性が $1/r^{n+1}$ (r はき裂先端からの距離、 n はRamberg-Osgoodタイプの応力歪み関係における係数で、 $n \geq 1$) に比例する静止き裂のものから、 $1/r$ に比例する緩やかなものに遷移することを意味している。Fig. 9で、伝播中のき裂先端がシャープであることも、このことを裏付けている。そのため、空冷材では冷却速度にかかわらずサンプリング体積が十分に大きく、き裂進展抵抗に差がでなかったものと推察される。

4.2 PFZの効果

これまでの実験観察の結果から、冷却速度の低下とともに材料の強度・延性・靱性が低下することが明らかとなり、これは粒界の粗大な第二相粒子の影響と言うよりも、むしろPFZそのものの効果であることが示された。時効析出物が少なく主に固溶強化されている軟質なPFZに変形が局在化する現象は、Sendriksら¹³⁾およびAbeら¹⁴⁾によるPFZ内の転位組織の観察によっても明らかにされている。また、戸田らは、TEM観察により6061合金基のMMCの強化材周囲に厚さ100 nm以下のPFZが形成され、かつ強化材表面に粗大な平衡相粒子が生成することを報告し¹⁵⁾、これらの影響を有限要素法により解析している^{16), 17)}。それによれば、PFZの

厚みが0, 44, 88 nmと増加すると塑性変形の局在化が顕著になり、変形中のPFZ内部の塑性歪みが増加して、ポイドの発生がより低い負荷応力レベルから生じるようになる。また、粗大な第二相粒子の応力は、PFZの存在によって数十%のオーダーで増加すること、逆に粒子の存在によってPFZ内の塑性流動が拘束されることも示されている。ただし、供試材の場合、粒界上の粗大な粒子のサイズはPFZ厚さの十倍以上と大きく、その数も少ないことから、PFZと粗大な粒子の相互作用はほとんど無視できると考えられる。したがって、単にPFZの厚みを減少させることが、供試材の力学的性質の向上には有効であるという結論に達する。

5. 結 言

6061アルミニウム合金を溶体化処理後に水冷・空冷により4水準の速度で冷却して粒界のPFZの幅、粒界に生成する粗大な第二相粒子の密度等を変化させ、その強度、破壊靱性を調査した。さらに、破壊靱性試験のSEM内その場観察を行い、き裂進展開始・伝播挙動に及ぼす粗大な第二相粒子および粒界PFZの影響を調査した。

(1) 冷却速度の低下により、粒界近傍に形成するPFZの幅が約40 nmから約310 nmまで増加し、粒界析出物の密度、サイズが増加した。

(2) 冷却速度の低下により、引張強さ、0.2%耐力、伸び、破壊靱性値、き裂進展抵抗がともに低下した。特に、強度、破壊靱性値に大きな影響が現れた。

(3) 力学的性質の低下は、冷却速度の低下によるPFZ幅の増大によりPFZへの塑性変形の局在化が顕著になり、破壊機構が粒内延性破壊からPFZ内での粒界延性破壊へと変化したためである。粒界上の粗大な第二相粒子の影響は、よりマイナーな要因であると判断された。

本研究の一部は、(財)軽金属奨学会の助成金によった。記して感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 宇野照生, 馬場義雄: 日本金属学会誌, **45** (1981), 405.
- 2) H. Toda, T. Kobayashi and A. Takahashi: Aluminum Transactions, **1** (1999), 109.
- 3) 高橋明宏, 小林俊郎, 戸田裕之: 軽金属, **49** (1999), 166.
- 4) H. Toda, T. Kobayashi and A. Takahashi: Mater. Sci. Eng., **280**, (2000), 69.
- 5) 戸田裕之, 小林俊郎, 高橋明宏: 軽金属学会第96回春期大会講演概要, (1999), 235.
- 6) 星山 中, 高橋明宏, 戸田裕之, 小林俊郎: 軽金属学会第98回春期大会講演概要, (2000), 217.
- 7) 軽金属学会編: 研究部会報告書 No. 26, (1992), 154.
- 8) 日本規格協会: JIS Z2201, (1998).
- 9) JSME: 弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法, JSME S001, (1992).
- 10) 新家光雄, 安達 崇, 小林俊郎: 軽金属, **36** (1986), 215.
- 11) K. S. Chan: Metall. Trans., **23A** (1992), 183.
- 12) J. R. Rice, W. J. Drugan and T. L. Sham: ASTM STP700, Philadelphia, Pa (1980).
- 13) A. J. Sendriks, P. W. Slattery and E. N. Pugh: Trans. ASM, **62** (1969), 815.
- 14) M. Abe, K. Asano and A. Fujiwara: Met. Trans., **4** (1973), 1499.
- 15) 戸田裕之, 小林俊郎, 新家光雄: 日本金属学会誌, **58** (1994), 1086.
- 16) 戸田裕之, 井上直也, 新村良子, 小林俊郎: 日本金属学会誌, **59** (1995), 925.
- 17) 戸田裕之, 小林俊郎, 井上直也: 日本金属学会誌, **61** (1997), 120.