真空ダイカストならびに高速双ロールキャストした
アルミニウム合金の組織と引裂靱性*熊井 真次**・小林 慶***・朱 洪****
鈴木 健太**・羽賀 俊雄*****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 55, No. 10 (2005), pp. 500–506

Microstructure and tear toughness of the vacuum die-cast
and high-speed twin-roll cast aluminum alloys*Shinji KUMAI**, Kei KOBAYASHI***, Hong ZHU****
Kenta SUZUKI** and Toshio HAGA*****

Vacuum die-cast and high-speed twin-roll cast products were fabricated using a heat-treatable Al–Si–Mg base alloy (A) and a non-heat-treatable Al–Mg base alloy (B). These alloys have almost equivalent tensile strength and ductility but different solidified structure. Tear toughness tests were performed using a small-size specimen and the unit crack propagation energy, UE_p , was obtained from the load-displacement curve. For the vacuum die-cast products, both A and B exhibited macroscopically plane fracture surface. Dimple formation nucleated at the globular eutectic Si particles was detected in A. In contrast to that, the fracture surface of B was covered with a lamella eutectic structure. UE_p was larger in A than B. Large increase in UE_p was obtained for the twin-roll cast products. Their UE_p values were 1.8 and 3 times larger than those of vacuum die-cast A and B, respectively. Macroscopic appearance of the twin-roll cast products was characterized by the slanted shear-type fracture path for both A and B. In addition to that, fracture surface of B showed fine dimple fracture surface. Large increase in UE_p for B is due to the morphological change of the eutectic structure from the lamellar-type to the fine and globular-type induced by the rapid cooling rate of the high-speed twin-roll casting.

(Received June 1, 2005)

Keywords: tear toughness, vacuum die-cast, twin-roll cast, Al–Si–Mg–Mn alloy, Al–Mg–Si–Mn alloy

1. 緒 言

地球温暖化などの環境問題に対応するため、自動車の軽量化が急務となり、車体部品の軽量材料への置換が推進されている。複雑な形状の製品を低コストで製造することが可能なダイカストは、材料置換に伴うコスト増加を補う有力な方策として特にその発展が期待されており、近年は新しいダイカスト用合金や真空ダイカスト法等のプロセス技術の開発が積極的に進められている。さらに最近、熱処理型 Al–Si–Mg 系合金に匹敵する引張強さと延性を備えた非熱処理型の Al–Mg 系ダイカスト用合金の開発も進められている^{1,2)}。しかしアルミニウム合金ダイカストを強度部材として使用するにはさらなる靱性向上が不可欠である。そのためには靱性と合金特有のミクロ組織との関係を明らかにする必要がある。通常破壊靱性は平面ひずみ破壊靱性 K_{IC} で評価される。し

かし、一般に薄肉であるダイカスト材の靱性評価に平面ひずみ条件下での破壊条件を適用することは適当ではない。もし有効な K_{IC} を得ようとするならばメートルオーダの寸法をもつ試験片が必要である。したがって、他の靱性評価法を利用する必要がある。

アルミニウム合金の靱性評価のための簡便なスクリーニング試験法の一つに引裂試験がある³⁾。引裂試験は主にアルミニウム合金薄板の靱性を相対評価するための比較試験法のひとつで、ASTM B871 に規格化されている⁴⁾。これは、鋭い片側切欠きをもつ板状試験片に引張負荷を与え、その際得られる荷重–変位曲線の面積を測定し、き裂の発生と成長に要したエネルギーを求める方法で、中強度のアルミニウム合金展伸材の靱性評価に利用されている^{5)–9)}。

著者らはこれまでアルミニウム合金鋳造材に関する引裂靱性評価を行い、AC4CH 合金の金型鋳造材、半熔融ダイカスト

* 軽金属学会第 106 回春期大会 (2004 年 5 月) で一部発表。

** 東京工業大学大学院総合理工学研究科 (〒 226-8502 神奈川県横浜市緑区長津田町 4259)。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (4259 Nagatsuta, Midori-ku, Yokohama-shi 226-8502). E-mail: kumai@materia.titech.ac.jp

*** 東京工業大学大学院生 (横浜市) [現在: トヨタ自動車(株) (豊田市)]。Graduate student, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) [Present: Toyota Motor Corporation (Toyota-shi, Aichi)]。

**** 東京工業大学大学院生 (横浜市) [現在: 住友商事(株) (東京都)]。Graduate student, Tokyo Institute of Technology [Present: Sumitomo Corporation (Chuo-ku, Tokyo)]。

***** 大阪工業大学工学部機械工学科 (大阪市)。Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Osaka Institute of Technology (Osaka-shi, Osaka)。

材, DC 鋳造材の凝固組織パラメータ (DAS, 結晶粒径など) が引裂靱性に及ぼす影響について明らかにしてきた^{10)~12)}。引裂試験では切欠きの導入によってあらかじめき裂発生箇所を特定しているので, 平滑材を引張試験するような場合とは異なり, き裂発生が試験片ゲージ部に存在する最大欠陥の寸法や形状, 分布等に依存して試験片ごとに変化することがない。そのため, 鋳物やダイカストのようにある程度鋳造欠陥の存在が避けられない場合においても, 得られる荷重-変位曲線の再現性が極めてよいという特徴を有している。このようなことから, 引裂試験は, あくまで比較試験であるという制限はあるにしても, たとえばプロセスの変更や凝固組織の改良がアルミニウム合金ダイカスト材の靱性向上に有効に働いているかどうかを判断するための重要な試験手法となり得る。

さて, 著者らは急冷効果に優れた高速双ロールキャスト法を用いて AC4C アルミニウム合金の薄板を作製し, 初晶 α -Al デンドライトならびに共晶 Si 粒子の微細化により鋳物用 AC4C 合金に 180 度曲げが可能なほどの成形性を付与できることを示している¹³⁾。このようなことから, ダイカスト用合金についても急冷により同様な組織微細化を図り, 上述のような特徴をもつ引裂試験によってマイクロ組織と靱性との関係を明らかにできれば, ダイカスト材の靱性向上のための有用な指針が得られるものと考えた。

そこで本研究では, 熱処理型ならびに非熱処理型ダイカスト用アルミニウム合金を用い, 真空ダイカスト材と同じ厚さの板材を急冷凝固が可能な高速双ロールキャストで作製し, その引裂靱性を評価した。さらに真空ダイカスト材と高速双ロールキャスト材のマイクロ組織と引裂靱性の関係について調べ, 凝固組織微細化による靱性向上の可能性について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

2.1.1 使用合金

実験には, Al-11%Si-0.25%Mg-0.6%Mn-0.15%Fe (mass%) を基本組成とする合金ならびに Al-3.5%Mg-1.5%Si-1.3%Mn-0.15%Fe を基本組成とする合金の 2 種類を使用した。前者は人工時効を施して使用する熱処理型合金, 一方, 後者は非熱処理型の合金に分類され, いずれも主として真空ダイカスト用に開発されたものである。ここでは, これら 2 種類の合金を真空ダイカスト法ならびに双ロールキャスト法により溶融加工し, 引裂試験に供した。

2.1.2 真空ダイカスト材

真空ダイカスト材は, **Fig. 1** に示す肉厚 2, 3, 5, 7, 10 mm の部分を有する一体型であり, 本研究ではこの真空ダイカスト材の肉厚 3 mm の部分から小型引裂試験片を採取して実験に供した。これは後述するように比較材として使用する双ロールキャスト材の板厚が 3 mm であるためである。**Table 1** に真空ダイカスト材の製造条件を示す。型温度に若干の違いがあることを除けば, 熱処理型合金, 非熱処理型合金とも製造条件は同じである。

2.1.3 高速双ロールキャスト材

双ロールキャスト材は以下のようにして作製した。**Fig. 2** に縦型高速双ロールキャストの模式図を示す。双ロールキャスト法は溶湯を回転する 1 組のロール間隙に導入し, 板材を

Fig. 1 Shape of the vacuum die-cast product.

Table 1 Fabrication conditions of the vacuum die-casts

	Heat-treatable alloy	Non-heat-treatable alloy
Melting temperature	700°C	700°C
Injection rate	4 m/s	4 m/s
Casting pressure	60 MPa	60 MPa
Vacuum level	50 hPa	50 hPa
Mold temperature	120~140°C	130~150°C

Fig. 2 Schematic diagram of the high-speed twin-roll caster.

直接製造する鋳造方法である。特に本装置は, 高速回転する直径 300 mm, 幅 100 mm の水冷式純銅製ロールを使用し, さらにノズルへ導入される注湯直前の溶湯温度を傾斜冷却板により低下させている。そのため優れた放熱能を有し, 急冷凝固効果による凝固組織の微細化が可能である。本実験では, 約 2 kg の溶湯をロール周速 30 m/min, 初期ロールギャップ 1 mm, ばね荷重 14.1 kN の条件でロールキャストし, 約 3 s 間で幅 100 mm, 長さ約 2000 mm, 厚さ 3 mm の板を作製した。

Fig. 3 Tear test specimen.

著者らは従来、本高速双ロールキャストを使用して作成した AC4CH 合金や 6000 系アルミニウム合金の薄板について組織観察を行い、双ロールキャスト材の冷却速度は合金の種類によらず板表面部近傍で約 4000°C/s 、板厚の中央部でも約 500°C/s 以上と極めて大きいことを明らかにしている^{13)~15)}。

2.2 引裂試験

2.2.1 引裂試験片ならびに熱処理

本研究では厚さ 3mm の真空ダイカスト材および双ロールキャスト材より Fig. 3 に示す厚さ 2.5mm の小型試験片を採取し、引裂試験に供した。本試験片の体積は ASTM B871 で規格化されている標準寸法試験片の約 30% である。小型試験片の有用性についてはすでに種々のアルミニウム合金鋳物・ダイカストの靱性評価によって確認済みである^{10)~12)}。

熱処理型合金は、試験片に加工後、 540°C -30min の溶体化処理を行い、その後水焼入れ、 160°C -45min の人工時効を施した。一方、非熱処理型合金は as cast の状態で使用した。

2.2.2 引裂試験

引裂試験はインストロン型試験機を用い、室温、クロスヘッド速度 $8.3 \times 10^{-6} \text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ で行った。荷重はロードセルで、変位はクリップゲージ型変位測定器 (RA-5, 東京測器研究所製) を治具間に装着し、荷重線上の変位を測定して求めた。

2.3 ミクロ組織ならびに破面観察

ミクロ組織観察ならびに引裂試験後の破面観察には光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡を使用した。

3. 実験結果

3.1 熱処理型合金のミクロ組織

Fig. 4(a)~(d) に熱処理型合金の真空ダイカスト材ならびに高速双ロールキャスト材のミクロ組織の光学顕微鏡写真を示す。ミクロ組織は α -Al マトリックス相と共晶凝固により生じた Si 相で構成されている。なお、これらはいずれも熱処理後の組織であり、 540°C -30min の溶体化処理によって Si 相粒子の球状化が起こっていることを断っておく。真空ダイカスト材の DAS は表面付近で $4.6 \mu\text{m}$ (Fig. 4(a)) であったが、内部に向かって徐々に大きくなり、肉厚中央部では約 $10.3 \mu\text{m}$ であった (Fig. 4(b))。

Fig. 4 Microstructures of the present heat-treatable Al-Mg-Si base alloy after T6 treatment. (a) near-surface region of the vacuum die-cast, (b) mid-central region of the vacuum die-cast, (c) near-surface region of the twin-roll cast plate, (d) mid-central region of the twin-roll cast plate.

Fig. 5 Comparison of the load-displacement curve (a) and U_{Ep} (b) between vacuum die-cast and twin-roll cast heat-treatable alloys.

一方、高速双ロールキャスト材では、ロールに接する板表面部と板厚中央部では組織形態が異なり、板断面の表面部約 60% (板の両面から各々 30%) が微細な α -Al 相 (DAS: $2.9 \mu\text{m}$) と共晶 Si 相粒子との複合組織となっていた (Fig. 4(c))。また板中央部では DAS が $4.9 \mu\text{m}$ と大きくなり、これに加え、写真中に矢印で示した傾斜冷却板でできたと考えられる直径 $20 \sim 50 \mu\text{m}$ の粒状晶が観察された (Fig. 4(d))。なお両者の組織中に見られる灰色のコントラストをもつ塊状相は、EDX 分析により Al-Mn-Si 系化合物であることが確認できた。

3.2 熱処理型合金の引裂靱性

Fig. 5(a) は引裂試験で得られた熱処理型合金の荷重-変位曲線である。最大荷重は真空ダイカスト材が大きいが、破断までの変位は高速双ロールキャスト材の方が大きい。荷

Fig. 6 Microstructures of the present Al-Mg base non-heat-treatable alloy. (a) near-surface region of the vacuum die-cast, (b) mid-central region of the vacuum die-cast, (c) near-surface region of the twin-roll cast plate, (d) mid-central region of the twin-roll cast plate.

重-変位曲線を最大荷重を境に2つの領域に分け、各々の面積を測定することでき裂発生に要するエネルギー E_p 、き裂成長に要するエネルギー E_p を求め、さらに E_p を試験片断面積で除して単位き裂成長エネルギー、 UE_p を求めた。

Fig. 5(b) に両試料の UE_p を比較して示す。真空ダイカスト材の 31 kN^{-1} に対し、双ロールキャスト材の UE_p は 55 kN^{-1} であり、1.8 倍大きい。

3.3 非熱処理型合金のミクロ組織

Fig. 6(a)~(d) に非熱処理型合金の真空ダイカスト材ならびに高速双ロールキャスト材のミクロ組織の光学顕微鏡写真を示す。ミクロ組織は、初晶 $\alpha\text{-Al}$ 相と共晶凝固相 $\alpha\text{-Al}$ 相 + Mg_2Si 相から構成されている。また塊状の Al-Mn-Si-Mg 系化合物相も観察される。

真空ダイカスト材の DAS は表面付近で $4.7 \mu\text{m}$ (Fig. 6(a))、板厚中央部で $9.2 \mu\text{m}$ であった (Fig. 6(b))。また共晶凝固相はラメラ状を呈し、肉厚中央部でのラメラ間隔は $0.9 \mu\text{m}$ であった。高濃度 NaOH 水溶液でアルミニウム相を選択溶解し、SEM 観察を行ったところ **Fig. 7(a)** に示すように板状の Mg_2Si 相が観察できた。

一方、高速双ロールキャスト材は、板断面の表面部約 60% (板の両面から各々 30%) が微細な $\alpha\text{-Al}$ 相 (DAS: $3.0 \mu\text{m}$) と共晶凝固相との複合組織となっていた (Fig. 6(c))。一方、板中央部の DAS は $3.9 \mu\text{m}$ で、これに加え、写真中に矢印で示した傾斜冷却板でできたと考えられる直径 $20\sim 50 \mu\text{m}$ の粒状晶が観察された (Fig. 6(d))。

高速双ロールキャスト材のアルミニウム相を選択溶解し共晶相を SEM 観察したところ、Fig. 7(b) に示すように、真空ダイカスト材では板状であった Mg_2Si 相が微細な球状もしくはロッド状を呈していることがわかった。このような球状もしくはロッド状の共晶組織は板表面部はもとより板中央部においても観察された。これは高速双ロールキャストによる急冷凝固に起因するものと考えられる。

3.4 非熱処理型合金の引裂靱性

Fig. 8(a) に引裂試験で得られた非熱処理型合金の荷重-

Fig. 7 SEM micrographs of the eutectic solidified structure of the non-heat-treatable alloy. (a) vacuum die-cast, (b) twin-roll cast.

Fig. 8 Comparison of the load-displacement curve (a) and UE_p (b) between vacuum die-cast and twin-roll cast non-heat-treatable alloys.

変位曲線を示す。最大荷重は真空ダイカスト材が大きいが、破断までの変位は高速双ロールキャスト材の方が大きい。

Fig. 8(b) に両試料の UE_p を比較して示す。真空ダイカスト材の 21 kNm^{-1} に対し、双ロールキャスト材の UE_p は 60 kNm^{-1} であり、約 3 倍の引裂靱性を有していることがわかった。

Fig. 9 Macroscopic view of the tear fractured surface. (a) vacuum die-cast heat-treatable alloy, (b) vacuum die-cast non-heat-treatable alloy, (c) twin-roll cast heat-treatable alloy, (d) twin-roll cast non-heat-treatable alloy.

4. 考 察

4.1 引裂破面のマクロ的様相に及ぼす組織微細化の効果

Fig. 5(b) および Fig. 8(b) に示したようにいずれの合金においても双ロールキャスト材の UE_p は真空ダイカスト材に比べ増加した。この原因について、まず引裂破面のマクロ的様相の変化という観点から考察する。

Fig. 9(a), (b) に両合金の真空ダイカスト材のマクロ的な引裂破面模様を示す。いずれも荷重軸に対して 90° の傾きをもつ平坦破壊の様相を呈している。これに対し高速双ロールキャスト材の破面は Fig. 9(c), (d) のように荷重軸と 45° の傾きをもつ、いわゆるせん断破壊型の破面となっている。ごく大雑把な試算をすると、破面が平坦型からせん断型へと変化すると引裂かれた破面の面積は $\sqrt{2}$ 倍、つまり約 1.4 倍大きくなっており、 UE_p の増加の一部はこのようなマクロ的な破壊様式の変化によって説明できる。

4.2 引裂破面のミクロ的様相に及ぼす組織微細化の効果

Fig. 10 に熱処理型合金の真空ダイカスト材と高速双ロールキャスト材の破面の SEM 像を比較して示す。Fig. 10(a) の真空ダイカスト材は、垂直破壊型の等軸ディンプル破面を呈し、ディンプル底には破壊あるいは離した Si 相粒子が観察された。一方、より大きな UE_p が得られた高速双ロールキャスト材には伸長型ディンプルが観察された (Fig. 10(b))。熱処理型合金の高速双ロールキャスト材では、急冷効果により DAS ならびに共晶 Si 相ともに真空ダイカスト材に比べ微細化しているが、その後の熱処理 (溶体化) により共晶 Si 相は球状化し、そのため真空ダイカスト材と高速双ロールキャスト材の Si 相粒子の形状はほとんど変わらない。これに対し

Fig. 10 SEM micrographs of the tear fracture surface of the heat-treatable alloy. (a) vacuum die-cast, (b) twin-roll cast.

Fig. 11 SEM micrographs of the tear fracture surface of the non-heat-treatable alloy. (a) vacuum die-cast, (b) twin-roll cast.

DAS は as cast 時の差が維持され、高速双ロールキャスト材の方がより微細なデンドライト組織を有する。よって熱処理型合金高速双ロールキャスト材の UE_p の増加は DAS の微細化による塑性変形能の向上がその主因であると考えられる。

Fig. 11 に非熱処理型合金の真空ダイカスト材と高速双ロールキャスト材の破面の SEM 像を比較して示す。Fig. 11(a) に示すように、非熱処理型合金真空ダイカスト材の破面は熱処理型合金に比べ平坦であり、破面上に多数の層状模様を確認することができた。この層状模様の間隔を測定するとおよそ $1\mu\text{m}$ であり、共晶相のラメラ間隔とよく対応していた。これより、非熱処理型合金真空ダイカスト材においてはラメラ状の共晶相が破壊の起点となっていることがわかる。

真空ダイカスト材同士を比較すると、熱処理型合金の UE_p が 31 kN m^{-1} であるのに対し非熱処理型合金の UE_p は 21 kN m^{-1} であり、かなり小さい。これは破壊がラメラ状の共晶相の破壊あるいは離れによって生じ、よって十分なボイド生成を起こすことなく最終破断に至るためであると考えられる。

さて、非熱処理型合金高速双ロールキャスト材の破面には Fig. 11(b) のように顕著な変化が見られた。破面は伸長したディンプルで被われ、ディンプル底には球状化した Mg_2Si 相が観察された。急冷により Mg_2Si 相が球状化するメカニズムについては今後の検討課題であるが、非熱処理型合金において高速双ロールキャスト材の UE_p が大きく増加したのは、この Mg_2Si 相の形態変化に起因するものであることは明白であり、このような組織改良を実現する方策を見出せば、非熱処理型合金真空ダイカスト材の靱性向上が可能であることが明らかとなった。

4.3 非熱処理型合金の共晶組織形態変化の臨界冷却速度

筆者らは、本研究に先立ち、両合金溶湯を炉冷、空冷、金型鑄造した際の冷却速度と、得られた鑄塊の DAS (非熱処理型合金については DAS と共晶ラメラの間隔) の関係を調査している。Fig. 12 は熱処理型合金の DAS-冷却速度関係、Fig. 13 は非熱処理型合金の DAS、ラメラの間隔 (ILS)-冷却速度関係であり、いずれも図中の実線で示すように、両対数グラフ上で直線関係が得られている。

図中の破線は実線部を高冷却速度側へ延長したもので、破線上のプロットは真空ダイカスト材ならびに高速双ロールキャスト材の表面部と肉厚中央部での DAS の実測値である。Fig. 12 および Fig. 13 を利用すると、DAS の測定値から真空ダイカストや高速双ロールキャストの冷却速度を見積もることができ、さらに、非熱処理型合金において共晶組織がラメラ状から球状もしくはロッド状へと変化する臨界の冷却速度を推定することができる。

さて Fig. 6(a) の真空ダイカスト材表面部では共晶組織は微細であるが、ラメラ状を呈している。3.2 で示したようにここでの DAS は $4.7\mu\text{m}$ であるから、Fig. 13 より冷却速度を 650°C/s と見積もることができる。一方、Fig. 6(d) の高速双ロールキャスト材中央部では球状もしくはロッド状の共晶組織が得られており、ここでの DAS は $3.9\mu\text{m}$ であることから、Fig. 13 より冷却速度を 1000°C/s と見積もることができる。よって本研究で用いた非熱処理型合金の共晶組織がラメラ状から球状もしくはロッド状へと変化する臨界の冷却速度は

Fig. 12 Relationship between DAS and cooling rate (V) for the present Al-Si-Mg-base heat-treatable alloy.

Fig. 13 Relationship among DAS, ILS (Inter Lamella Spacing) and cooling rate (V) for the present Al-Mg-base non-heat-treatable alloy.

$650\sim 1000^\circ\text{C/s}$ の間に存在すると考えられる。

5. 結 言

熱処理型合金ならびに非熱処理型合金の真空ダイカスト材および高速双ロールキャスト材に対し小型引裂試験片を用いて引裂試験を行い、得られた荷重-変位曲線から単位き裂成長エネルギー、 UE_p を求めた。得られた UE_p と各試料のマイクロ組織ならびに引裂破面様相をもとに検討を行った結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 真空ダイカスト材においては、熱処理型合金の UE_p が 31 kN m^{-1} であるのに対し非熱処理型合金の UE_p は 21 kN m^{-1}

であり、かなり小さかった。これは非熱処理型合金の破壊がラメラ状の共晶相で生じ、よって十分なボイド生成を起こすことなく最終破断に至るためであると考えられる。

(2) 熱処理型、非熱処理型いずれの合金においても、双ロールキャスト材の引裂靱性は真空ダイカスト材と比較して大きく向上した。マクロ的破面様相は、真空ダイカスト材は平坦破壊であったが、双ロールキャスト材はせん断破壊を呈していた。これは双ロールキャストの急冷凝固効果によるミクロ組織の微細化によるものである。

(3) 真空ダイカスト材と高速双ロールキャスト材の UE_p を比較すると熱処理型合金では1.8倍、非熱処理型合金では3倍に増加し、非熱処理型合金ではより大きな引裂靱性の向上が得られた。これは高速双ロールキャストの急冷効果により、共晶相の形態がラメラ状から球状もしくはロッド状に変化したためである。

謝 辞

真空ダイカスト材ならびに合金鋳塊を提供いただいた日産自動車㈱の津島健二氏ならびに神戸洋史博士に感謝の意を表します。また本研究の一部は財団法人軽金属奨学会課題研究の一環として行われたものであり、ここに記して御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 神戸洋史：環境にやさしい高品質アルミニウム合金鋳物・ダイカスト鋳造技術（軽金属学会第71回シンポジウム予稿集），軽金属学会，（2003），1-6.
- 2) 吉田英雄：自動車の材料技術，（社自動車技術会編集），（1996），42-63.
- 3) J. G. Kaufman: Fracture Resistance of Aluminum Alloys, The Aluminum Association, ASM International, (2001), 38-74.
- 4) ASTM standard, Designation: B871-96, Standard Test Method for Tear Testing of Aluminum Alloy Products, (1996), 602-608.
- 5) 河村 繁，滝 久男：軽金属，**24** (1974)，399-405.
- 6) 河村 繁，滝 久男：軽金属，**24** (1974)，406-410.
- 7) 小林俊郎，新家光雄，池田浩一：軽金属，**38** (1988)，9-15.
- 8) D. Dumont, A. Deschamps and Y. Brechet: Mater. Sci. Eng., **A356** (2003), 326-336.
- 9) F. Born, J. Besson and A. Pineau: Mater. Sci. and Eng., **A380** (2004), 356-364.
- 10) S. W. Han, S. W. Kim and S. Kumai: Fatigue Fract Engng Mater. Struct., **27** (2004), 9-17.
- 11) S. Kumai, T. Tanaka, H. Zhu and A. Sato: Mater. Trans., **45** (2004), 1706-1713.
- 12) H. Zhu, S. Kumai, T. Tanaka and A. Sato: Mater. Trans., **45** (2004), 1714-1721.
- 13) K. Suzuki, S. Kumai, Y. Saito, A. Sato and T. Haga: Mater. Trans., **45** (2004), 403-406.
- 14) S. Kumai, K. Suzuki, Y. Saito, A. Sato and T. Haga: Proc. of ICAA-9, Brisbane, (2004), 1034-1039.
- 15) S. Kumai, K. Suzuki, Y. Saito and T. Haga: Trans. Mater. Res. Soc. Jpn., **29** (2004), 1817-1822.