AC4CH アルミニウム合金レオキャスト材および
スクイズキャスト材の引裂靱性*

熊井 真次**・小林 慶***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 56, No. 1 (2006), pp. 21-27

Tear toughness of rheocast and squeeze cast AC4CH aluminum alloys*

Shinji KUMAI** and Kei KOBAYASHI***

Cast plates of the AC4CH aluminum alloy with different thickness were fabricated by rheocasting and squeeze casting. Tear tests were performed for the as cast and heat treated products (T5 and T6) and effects of solidified structure and heat treatment on the unit crack propagation energy (UE_p) were examined. Increase of the cooling rate (corresponding to the decrease in plate thickness) resulted in refined solidified structure and enlarged UE_p values for as cast samples. Both spheroidized eutectic Si particles and age-hardened α -Al matrix by T6 treatment were effective to increase UE_p for both rheocast and squeeze cast samples. UE_p of the squeeze cast was larger than that of the rheocast. Observation of crack growth path and fracture surface revealed that the tear toughness of the present cast alloy was controlled by distribution of eutectic solidified region in the cast structure, which provided a preferential crack growth path. The discontinuous distribution for the squeeze cast is considered to be beneficial for increase in crack growth resistance rather than the continuous arrangement of the network-like eutectic region for the rheocast. Relatively small UE_p was obtained for the T6 treated rheocast sample collected from the 6 mm thickness plate. This was caused by the fact that the volume fraction of the eutectic solidified region in the sample was larger than others under the present experimental condition.

(Received June 1, 2005 Accepted August 9, 2005)

Keywords: tear toughness, AC4CH aluminum alloy, rheocast, squeeze cast, solidified structure

1. 緒 言

近年、二酸化炭素の排出による地球温暖化などの環境問題が深刻化する中、自動車の軽量化が急務となっている。しかし、安全対策、快適性向上のための機器搭載により車両重量はむしろ増加する傾向にあるため、車体部品の軽量材料への置換が推進されている。さて、複雑な形状の製品を低コストで製造することが可能な鋳造技術は自動車産業で多く利用され、近年は新しいダイカスト用合金やダイカスト法の開発はもとより、レオキャスト、チクソキャスト法のような半凝固・半熔融鋳造法やスクイズキャスト法など鋳造欠陥の低減と凝固組織の微細化を図った新しい高品質・高信頼性鋳物の開発が積極的に進められ、強度・靱性が要求される自動車のサスペンションアームなどの足回り部品、ピラーなどの強度部材の製造に利用されている^{1),2)}。

一般に、アルミニウム合金鋳物は、鋳造欠陥や組織の影響を受け、伸び、耐衝撃性、破壊靱性値などのばらつきが比較的大きく現れやすい。したがって、鋳造品の信頼性向上を図るためには、アルミニウム合金の粘り強さと鋳造欠陥および

組織との関係を定量的に明らかにすることが必要である。破壊靱性は通常、平面ひずみ破壊靱性値、 K_{IC} で評価される。ところが一部の高強度合金を除き、アルミニウム合金について K_{IC} を求めることは容易ではない。そこで、比較的簡便で、かつプロセスの変更や凝固組織の改良が靱性向上に有効に働いているかどうかの指標として利用できるような靱性評価法が必要とされている³⁾。

さて、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⁴⁾。引裂試験はASTM B871に準拠し、主にアルミニウム合金薄板の靱性を評価する方法である⁵⁾。この試験では、Fig. 1(a)に示すように鋭い片側切欠きをもつ試験片に引張負荷を与え、その際得られるFig. 1(b)のような荷重-変位曲線の面積を測定し、き裂発生に要したエネルギーとき裂成長に要したエネルギーを求める。特にき裂成長に要したエネルギーを初期リガメント断面積で除した値は単位き裂成長エネルギー UE_p と呼ばれ引裂抵抗を表す主要なパラメータである。今まで様々なアルミニウム合金の引裂靱性の評価が行われてきたが^{6)~10)}、アルミニウム合金鋳造材の研究は少ない。

* 軽金属学会第107回秋期大会(2004.11.21)で一部発表。

** 東京工業大学大学院総合理工学研究科材料物理科学専攻(〒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, Kanagawa 226-8502).
E-mail: kumai@materi.titech.ac.jp

*** 東京工業大学大学院生〔現在:トヨタ自動車(株) Graduate Student, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) (Present: Toyota Motor Corporation)〕。

Fig. 1 Specimen and clevises for loading in the tear test (a) and schematic representation of the load-displacement curve and definition of crack initiation and propagation energies (b).

筆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。また実体鋳物の靱性評価を行うには、標準寸法の引裂試験片は大きすぎることを考慮し、ASTM B871 で規格化された標準試験片の 30% の体積の小型試験片を提案し、小型試験片を用いたアルミニウム合金の靱性評価の有効性について明らかにしている^{11)~13)}。

そこで本研究では、今後ますますその需要が増大すると思われる先端鋳造法で製造されたアルミニウム合金について引裂試験を行い、引裂靱性に及ぼす凝固組織ならびに熱処理の影響について検討を行った。具体的には、同じ形状の金型を用いて製造した AC4CH 合金のレオキャストならびにスクイズキャスト材について as cast, T5, T6 処理材の引裂靱性を小型試験片を用いた引裂試験により評価し、レオキャスト材とスクイズキャスト材の組織的特徴と破壊挙動との関係を調査することにより AC4CH 合金の引裂靱性に及ぼす凝固組織ならびに熱処理の影響について検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には(社)軽金属学会 高品質・高信頼性鋳物鋳造技術部会提供の AC4CH 合金 (化学組成は Al-7.3%Si-0.31%Mg-0.13%Ti-0.1%Fe-0.01%Cu (mass%)) のレオキャスト材ならびにスクイズキャスト材を使用した。

レオキャスト材は AC4CH 合金を溶解し、液相線直上の 645°C まで冷却し、そこで保持した。その後 580°C まで攪拌しつつ冷却し半凝固スラリーとした後、Fig. 2 の試料が得られる金型に矢印の方向から射出し、板厚が 6mm, 10mm, 15mm と多段に変化した板状鋳造材を作製した。スクイズキャスト材は AC4CH 合金を 750°C で溶解し、鋳造圧力 95 MPa で同じ金型に高圧鋳造した。鋳造条件の詳細を Table 1 に示す。なお Sr 添加による改良処理は行っていない。

Fig. 2 Morphology of the cast plate and configuration of the collected tear test specimens. Molten alloy or semi-solid slurry was introduced from the bottom as shown by an arrow.

Table 1 Casting conditions of the present rheocast and squeeze cast products

	Condition	Rheocasting	Squeeze casting
Material	Alloy Melt volume Melting temp. Slurry temp.	AC4CH 1000 kg 645 580	AC4CH 1000 kg 750 —
Permanent mold	Mold temp. (movable) Mold temp. (fixed)	200 200	197 199
Casting condition	Injection rate Casting pressure Pressing time	0.1 m/s 118 MPa 15 s	0.05 m/s 95 MPa 20 s
Molding design	Gate thickness Air vent thickness Product thickness	10 mm 0.2 mm 6, 10, 15 mm	10 mm 0.05 mm 6, 10, 15 mm

2.2 熱処理

レオキャスト材には T5 処理 (160°C-2.5h) および T6 処理 (535°C-4h, 水冷, 160°C-2.5h) を、スクイズキャスト材には T6 処理 (535°C-4h, 水冷, 160°C-2.5h) を施した。なお、ここでは熱処理を行っていない as cast の試料を F 材と呼び、これら熱処理材と区別する。

2.3 引裂試験

本研究では Fig. 3 に示す ASTM B871 で規格化された標準試験片の約 30% の体積の小型試験片を用いて引裂試験を行った。試験片厚さは 4.5mm で、試験片は Fig. 2 に示す板状鋳造材の各板厚の中心部から採取した。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。オフセット荷重は 0.1kN とし、変位は Fig. 4 に示すようにクリップゲージ型変位測定器 (東京測器研究所製, RA-5) を冶具間に装着し、荷重線上の変位を測定して求めた。

Fig. 3 Tear test specimen.

Fig. 4 Attached clip gauge for the displacement measurement.

2.4 組織観察および硬さ試験

マイクロ組織観察は試料を鏡面研磨後、光学顕微鏡を用いて行った。硬さ試験はマイクロピッカース硬さ試験機を用い、荷重 $9.8 \times 10^{-2} \text{ N}$ 、室温、大気中で行った。また引裂試験後の破面について走査型電子顕微鏡による観察を行った。

3. 実験結果

3.1 レオキャスト材のマイクロ組織

Fig. 5 は F 材の板厚 6mm, 10mm, 15mm から採取したマイクロ組織である。低倍率の写真と共晶凝固部の拡大写真を示している。レオキャスト材の組織は、固液共存状態での攪拌により球状化した初晶 $\alpha\text{-Al}$ デンドライト晶と铸造後に残留液相が凝固した共晶凝固相 ($\alpha\text{-Al}+\text{Si}$ 相) からなる。初晶 $\alpha\text{-Al}$ の直径は板厚によらず約 $90 \mu\text{m}$ 程度であった。一方、共晶 Si 相は板厚の増加に伴い粗大化している。また板厚 6mm では、残留液相凝固部に微小な $\alpha\text{-Al}$ デンドライト晶が観察された。いずれの板厚の場合でもチャイニーズスクリプト状の $\alpha\text{-Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ と粗大板状の $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ が観察されるが、 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ のアスペクト比は板厚の増加に伴い大きくなっていた。

Fig. 6 は T5 材のマイクロ組織である。T5 材は溶体化処理を行わないため、光学顕微鏡で観察できるような F 材からの組織変化は見られない。

Fig. 7 は T6 材のマイクロ組織である。T6 処理は溶体化処理を伴うため、いずれの板厚においても直径約 $4 \mu\text{m}$ 程度に球状化した共晶 Si 相粒子と粗大板状の $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ が観察された。また、板厚 6mm の試料に見られた微小なデンドライト組織は完全に消失した。

3.2 時効処理によるレオキャスト材の $\alpha\text{-Al}$ 相の硬さ変化

F 材, T5 材, T6 材の各板厚の球状 $\alpha\text{-Al}$ 相のマイクロピッカース硬さを Fig. 5~Fig. 7 中に示している。同じ熱処理材で

Fig. 5 Solidified structure at various thickness regions of the rheocast products. (F: as cast)

Fig. 6 Solidified structure at various thickness regions of the rheocast products. (T5 treated)

Fig. 7 Solidified structure at various thickness regions of the rheocast products. (T6 treated)

は板厚の違いによらず球状 $\alpha\text{-Al}$ 相の硬さは等しい。球状 $\alpha\text{-Al}$ 相の硬さは T6 材が 58HV で最も高く、続いて T5 材の 38HV、そして F 材の 36HV で、T5 材と F 材の差はわずかで

Fig. 8 Effects of the plate thickness and heat treatment on load-displacement curves of the rheocast products. (a) F, (b) T5, (c) T6

あった。これは、T5 処理は溶体化処理を行わないため、 α -Al 相中の Mg および Si の固溶量が小さく、 160°C -2.5h での時効処理による GP ゾーンあるいは中間相の析出量が少ないためである。

3.3 レオキャスト材の引裂靱性

Fig. 8 (a)~(c) は引裂試験で得られた F 材、T5、T6 処理材の荷重-変位曲線である。F 材、T5 材では、板厚の増加に伴い最大荷重、変位は減少している。一方、T6 材では板厚によらずほぼ同じ最大荷重を示したが、板厚 6mm から採取した試料の荷重の立ち上がり部の勾配がやや大きく、また破壊までの変位が小さい。

Fig. 1 に示したように荷重-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_i 、き裂成長に要するエネルギー E_p 、全エネルギー E_t を求めることができる。また測定したエネルギーを初期リガメント断面積で除すことにより単位引裂エネルギーが得られる。本研究ではき裂成長に要するエネルギー E_p を試験片断面積で除して求めた単位き裂成長エネルギー、 UE_p を用いて引裂靱性を評価した。**Fig. 9** に各熱処理材の UE_p を示す。板厚の違いにかかわらず UE_p は T6 材が最も高く、続いて T5 材、F 材であった。また F 材、T5 材では板厚の増加に伴い UE_p は減少しているが、T6 材においては 10mm、15mm に比べ 6mm の UE_p が小さかった。

3.4 スクイズキャスト材のマイクロ組織

Fig. 10 に F 材の板厚 6mm、10mm、15mm から採取した試料のマイクロ組織を示す。スクイズキャスト材のマイクロ組織は微細なデンドライト状の初晶 α -Al とデンドライト間隙に分布した共晶 Si 相からなり、板厚の増加とともに DAS (デンドライト 2 次アームスเปージング) は $16\mu\text{m}$ 、 $18\mu\text{m}$ 、 $20\mu\text{m}$ と増加し、共晶 Si も粗大化した。また、いずれの場合もチャイニーズスクリプト状の Fe 系金属間化合物 $\alpha\text{-Al}_5\text{Fe}_2\text{Si}$ と粗大板状の $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ が観察され、 $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ のアスペクト比は板

Fig. 9 Effects of the plate thickness and heat treatment on UE_p of the rheocast products. (a) F, (b) T5, (c) T6

Fig. 10 Solidified structure at various thickness regions of the squeeze cast products. (F: as cast)

Fig. 11 Solidified structure at various thickness regions of the squeeze cast products. (T6 treated)

厚の増加に伴い大きくなっている。

Fig. 11 は T6 材のマイクロ組織である。T6 材ではデンドライト間隙の共晶 Si が球状化した。球状 Si 相の直径は約 $4\mu\text{m}$ であった。また粗大板状の $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ が観察された。

Fig. 12 Effects of the plate thickness and heat treatment on load-displacement curves of the rheocast products. (a) F, (b) T6

Fig. 13 Effects of the plate thickness and heat treatment on UE_p of the rheocast products. (a) F, (b) T6

3.5 スクイズキャスト材の時効処理による初晶 α -Al の硬さ変化

F 材, T6 材の初晶 α -Al のマイクロビッカース硬さを Fig. 10 および Fig. 11 中に示している。レオキャスト材同様, 同じ熱処理条件では板厚の違いによらず初晶 α -Al の硬さは等しかった。T6 材が 61 HV, F 材が 38 HV と T6 処理を施すことで初晶 α -Al 相の硬さは大幅に増加した。これらの値はレオキャスト材の場合とほぼ等しい。

3.6 スクイズキャスト材の引裂靱性

Fig. 12 (a), (b) は引裂試験で得られた F 材, T6 処理材の荷重-変位曲線である。F 材では板厚の増加に伴い最大荷重, 変位が減少するのに対し, T6 材ではほとんど同じ荷重-変位曲線が得られた。**Fig. 13** に F 材, T6 材の UE_p を示す。T6 処理により UE_p は増加した。F 材の UE_p が板厚の増加に伴い減少するのに対し, T6 材は板厚によらず, ほぼ一定であった。

4. 考察

4.1 レオキャスト材の凝固組織に及ぼす冷却速度の影響

本研究で用いた供試材は Fig. 2 に示したような板厚が多段に変化した板状鋳造材である。板厚による凝固組織の違いは平均冷却速度の差に対応している。

レオキャスト材は溶湯を攪拌しつつ冷却し半凝固スラリー

Fig. 14 Schematic representation of (a) symmetric coupled zone and (b) asymmetric coupled zone¹⁴⁾.

とした後, 金型に射出する鋳造法のため, 凝固組織は球状化した初晶 α -Al 相と射出後凝固した共晶凝固相を主とする領域から構成される。F 材のマイクロ組織は, 板厚の増加に伴う残留液相部の平均冷却速度の低下を反映し, そのため板厚の増加とともに共晶 Si は粗大化しているが, 同時に最も平均冷却速度の大きい板厚 6 mm には残留液相凝固部に微小な α -Al デンドライト相が観察されている。そこで, このような組織が得られる理由について考察する。

大きな過冷却を伴う凝固の場合, たとえ亜共晶あるいは過共晶組成の合金であっても, **Fig. 14** (a) に模式的に示すように, すべて共晶凝固組織が得られるような, ある組成-温度範囲が存在することが知られている。この領域をカップルドゾーンと呼ぶ。通常カップルドゾーンは Fig. 14 (a) のように共晶点の両側に広がっているが, AC4CH 合金の基本合金である Al-Si 系合金のように構成元素の融点に大きな差があり, 共晶組成が大きく片寄っている場合には, カップルドゾーンが Fig. 14 (b) のような広がりをもつことが明らかになっている¹⁴⁾。よってこの場合, 大きな過冷却が生じる条件下では, たとえ合金融液の組成が共晶組成に近くても, まず α -Al 相が初晶として晶出後, 共晶組織が形成されることになる。AC4CH 合金レオキャスト材の場合, 残留液相の組成は共晶組成に近いが, 板厚 6 mm の部分では他の板厚の部分に比べ冷却速度が大きいので, この現象が起こったものと考えられる。

4.2 レオキャスト材の引裂靱性に及ぼす凝固組織の影響

UE_p はき裂成長に要するエネルギーを表すパラメータであるため, ここでは UE_p とき裂成長経路との対応に着目する。引裂試験後の破面の垂直断面を観察したところ, いずれの試料においても, き裂は共晶凝固部を成長していることが確認できた。**Fig. 15** に T5 材と T6 材のき裂成長経路の一例を示す。よって共晶凝固部のマイクロ組織の違いが UE_p の差の原因であると考えられる。Fig. 9 に示したように F 材および T5 材では板厚の増加に伴い UE_p が減少している。これは板厚の増加に伴う冷却速度の低下による共晶凝固組織の粗大化の影響として理解できる。

Fig. 15 Crack growth path for the rheocast products. (a) T5, (b) T6

しかし、このように考えると、T6 材では溶体化により共晶 Si 形態は一樣となり、このためき裂伝播経路である共晶凝固部は板厚にかかわらず同じマイクロ組織を有するため、少なくとも板厚により UE_p は変化しないはずである。ところが実験結果は Fig. 9 に示すように板厚 10mm と 15mm の UE_p はほぼ同じであるが、6mm の UE_p が小さくなっており、予想と一致しない。そこで、この理由を明らかにするため、再度各試料の凝固組織を見直したところ、板厚 6mm の試料は他の板厚の試料と比べ、共晶凝固部の体積率が相対的に大きいことがわかった。

これは、本研究の供試材は Fig. 2 に示すように下部のゲートから半凝固状態（固液共存）の溶湯を射出し成型して作製されたため、偏析により、あるいは途中の流動過程での分離により一部の液相がゲートから最も離れた板厚 6mm の部分に達し、そのためこの部分の液相の体積率が高くなったと考えられることができる。

板厚 6mm の試料において共晶凝固部の体積率が高いことは、板厚 6mm の荷重-変位曲線の負荷時の初期勾配が大きい、すなわち見かけの弾性定数が大きいことともよく対応する (Fig. 8 (a)~(c) 参照)。よって本供試材では、板厚 6mm の部分の共晶凝固部の体積率が他の板厚に比べ高くなったため、T6 材においてはその UE_p が低下したものと考えられる。

4.3 スクイズキャスト材の引裂靱性に及ぼす凝固組織の影響

スクイズキャスト材は典型的なデンドライト組織を呈し、板厚の増加、すなわち冷却速度の低下は DAS（デンドライト 2 次アームスペーシング）ならびに共晶 Si の粗大化に対応し、そのため F 材の UE_p は板厚の増加とともに低下している。これに対し、T6 材では溶体化により共晶 Si が粗大化かつ球状化し、各板厚の共晶 Si 形態に差がないため、板厚に関係なく UE_p がほぼ一定の値を示したものと考えられる。

4.4 レオキャスト材とスクイズキャスト材の引裂靱性の比較

Fig. 16 にレオキャスト材とスクイズキャスト材の UE_p を比較して示す。同じ T6 材を比較すると、スクイズキャスト材の引裂靱性はレオキャスト材より高いことがわかる。レオキャスト材は半凝固状態の溶湯を攪拌して射出する鋳造法のため、き裂進展経路である共晶凝固部が連続している。一

Fig. 16 Comparison of UE_p between rheocast and squeeze cast products. (a) F, (b) T6

方、スクイズキャスト材は初晶 α -Al がデンドライト状の形状を呈しているため、き裂進展経路である共晶凝固部はデンドライト間隙にも分布している。よってき裂が成長するためにはデンドライト状の初晶 α -Al が延性破壊する必要があり、より大きなエネルギーを必要とする。そのため、スクイズキャスト材はレオキャスト材に比べ高い引裂靱性を示したと考えられる。

5. 結 言

AC4CH 合金レオキャスト材およびスクイズキャスト材の引裂靱性と凝固組織ならびに熱処理の影響について検討を行い、以下の結果を得た。

(1) レオキャスト材、スクイズキャスト材とも、熱処理を施すことで UE_p は増加した。 UE_p の値はレオキャスト材では T6 材>T5 材>F 材の順であり、スクイズキャスト材では T6 材>F 材の順であった。

(2) レオキャスト F 材、T5 材の UE_p は板厚の減少とともに増加した。これは板厚減少、すなわち冷却速度の増加による共晶凝固組織の微細化のためである。T6 処理を施すことで大幅に引裂靱性は向上したが、板厚 6mm の UE_p は 10mm, 15mm に比べて低かった。これは鋳造時の液相と固相の流動性の違いから流動性の高い液相の体積率がゲートから最も離れた板厚 6mm の部分で最も高くなり、その結果、き裂の優先進展経路となる共晶凝固相の体積率が増加し、き裂が進展しやすくなったためである。

(3) スクイズキャスト F 材は板厚の減少、すなわち冷却速度の増加により初晶 α -Al 相の DAS ならびに共晶相が微細化し、引裂靱性が増加した。T6 処理を施すことで引裂靱性は大きく増加したが、F 材とは異なり板厚に関係なくほぼ一定の値を示した。これは共晶 Si の形態が溶体化処理により球状化し、共晶 Si のサイズ、形態に違いがなくなったためである。

(4) 同じ T6 材同士で比較すると、レオキャスト材はスク

イズキャスト材より引裂靱性が低かった。これはスクイズキャスト材では共晶相がデンドライト間隙にも分布し、き裂が進展するためにはデンドライト状の初晶-Al相が延性破壊する必要があるのに対し、レオキャスト材はき裂進展経路である共晶凝固部が連続しているため、スクイズキャスト材に比べき裂が容易に進展するためであると考えられる。

謝 辞

本研究の遂行にあたっては、(株)軽金属学会および高品質・高信頼性鋳物鋳造技術部会ならびに(株)日本鋳造工学会軽合金部会のご助力をいただきました。また実験に協力いただいた東京工業大学技術職員 鈴木健太博士、大学院生(現 (株)住友商事) 朱 洪氏ならびに佐藤彰一名誉教授に感謝申し上げます。

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・ダイキャスト鋳造技術（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），朝倉書店，（1996），42-63.
- 3) 熊井真次：鋳造工学，**76**（2004），542-547.
- 4) J. G. Kaufman: Fracture Resistance of Aluminum Alloys, the Aluminum Association, ASM International, (2004), 38-74.
- 5) ASTM standard, Designation: B871-96, Standard Test Method for Tear Testing of Aluminum alloy Products, (1996), 602-608.
- 6) 河村 繁，滝 久男：軽金属，**9**（1974），399-405.
- 7) 河村 繁，滝 久男：軽金属，**24**（1974），406-410.
- 8) 小林俊郎，新家光男，池田浩一：軽金属，**38**（1988），9-15.
- 9) D. Dumont, A. Deschamps and Y. Brechet: Mater. Sci. and Eng., **A356**（2003），326-336.
- 10) F. Born, J. Besson and A. Pineau: Mater. Sci. and Eng., **A380**（2004），356-364.
- 11) S. W. Han, S. W. Kim and S. Kumai: Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., **27**（2004），9-17.
- 12) S. Kumai, T. Tanaka, H. Zhu and A. Sato: Mater. Trans., **45**（2004），1706-1713.
- 13) H. Zhu, S. Kumai, T. Tanaka and A. Sato: Mater. Trans., **45**（2004），1714-1721.
- 14) D. M. Stefanescu: Science and Engineering of Casting Solidification, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2002), 204-209.