高速双ロールキャストにより作製した 6022 アルミニウム合金板の 内部割れと铸造条件

徳田 健二***・熊井 真次***・鈴木 健太****・宮崎 武*****
石原 暁子*****・永田 雄介*・羽賀 俊雄*****

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 57, No. 3 (2007), pp. 119-124

Influence of casting conditions on the occurrence of internal cracks for 6022 aluminum alloy fabricated by high-speed twin-roll caster

Kenji TOKUDA***, Shinji KUMAI***, Kenta SUZUKI****, Takeshi MIYAZAKI*****
Akiko ISHIHARA*****, Yuusuke NAGATA* and Toshio HAGA*****

Influence of casting conditions on the occurrence of internal cracks for 6022 aluminum alloy fabricated by high-speed twin roll-caster was investigated. The caster used in the study was equipped with a pair of water-cooled, pure copper rolls, and a cooling slope upstream of the rolls. The strips exhibited a common microstructural feature. Columnar grains grew from both surfaces of the strip, and they were gradually replaced by equiaxed grains. In the mid-central region, a band of fine grains was observed. Such fine grains seemed to originate from the crystallized α -Al dendrites on the cooling slope or the roll surfaces. Internal cracks were observed in the 6022 aluminum alloy strip that was subjected to the highest cooling rate. The cracks were located between equiaxed grains and fine grains at the mid-central region. It was thought that the crack was caused by a lack of liquid supply at the mid-central region where the solidified shells meet together. The cracks were reduced without using cooling slope, with decreasing casting load and lowering metal head. A slight reduction in the cooling rate and reduction of α -Al generation were effective for obtaining sound 6022 aluminum alloy strips.

(Received August 30, 2006 Accepted November 22, 2006)

Keywords: twin-roll cast, 6022 aluminum alloy, internal crack, cooling rate

1. 緒 言

近年、自動車パネルなどへの 6000 系アルミニウム合金板の適用が進展しており、今後も更に拡大していくことが期待されている。使用量の増加に伴い、スクラップの有効活用が不可欠となるが、6000 系合金はスクラップ中の代表的な不純物である鉄を多く含むと成形性や曲げ性が低下することが知られている¹⁾。そのため現状では、板材から板材へのリサイクルは困難であり、鋳物などへの適用、いわゆるカスケードリサイクルが主に行われている。双ロール鋳造法を代表とする薄板連鋳プロセスでは、熱間圧延工程が省略可能であり、初期投資の軽減と製造工程の簡略化が可能であることに加え、急冷凝固により、鉄などの不純物元素の無害化が期待される。

Haga らは従来の横型双ロールキャストの一つの欠点である低い生産性（鋳造速度：1 m 前後/分）を克服することが可能な高速双ロールキャストを開発してきている^{2),3)}。高速双ロールキャストでは従来の 10~100 倍の速度（鋳造速度：最大 150 m/分）での鋳造が可能であり、冷却速度も 10 倍前後となることが確認されており、生産性の大幅な向上に加えて、鉄などの不純物元素の許容量拡大が期待される。Suzuki らは高速双ロールキャストを用いて 6063 合金をベースとして鉄含有量の影響を調査し、鉄含有量 0.7% までは特性が低下しないことを確認している³⁾。

これまで各種アルミニウム合金の高速ロールキャストが試みられ⁴⁾、1000 系、3000 系、5000 系、また、6063、6061 合金等の 6000 系のいずれの合金でも鋳造割れは発生しないが、代表的な自動車パネル用材料である 6022 合金では、鋳造条件

* 東京工業大学大学院生（横浜市）（〒226-8502 横浜市緑区長津田町 4259）。Graduate Student, Tokyo Institute of Technology (4259 Nakatsuda-cho, Yokohama-shi, Kanagawa).

** (株)神戸製鋼所真岡製造所アルミ板研究部（真岡市）。Aluminum Sheets & Coils Research Department, Moka Plant, KOBE Steel Ltd. (Moka-shi, Tochigi).

*** 東京工業大学（横浜市）。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa).

**** 東京工業大学（横浜市）〔現在：日本軽金属(株)〕。Department of Materials Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) (Present: Nippon Light Metal Co., Ltd.).

***** 東京工業大学大学院生（横浜市）〔現在：山陽特殊鋼(株)〕。Graduate Student, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) (Present: Sanyo Special Steel Co., Ltd.).

***** 東京工業大学大学院生（横浜市）〔現在：日産自動車(株)〕。Graduate Student, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) (Present: Nissan Motor Co., Ltd.).

***** 大阪工業大学（大阪市）。Department of Mechanical Engineering, Osaka Institute of Technology (Osaka-shi, Osaka).

Fig. 1 Schematic figure of high-speed twin-roll caster.

によつては、鑄造板の中央部に鑄造割れが発生することがわかっている⁵⁾。そこで、本研究では高速双ロールキャスト時の6022合金の鑄造割れを抑制することを目的とし、各種鑄造条件の影響を調査した。なお、本研究における鑄造割れの形態はいずれも内部割れであるため、本報では内部割れの形態を示す鑄造割れのことを単に鑄造割れと表記することとする。

2. 実験方法

高速双ロールキャストの模式図をFig. 1に示す。装置はロール、ノズルおよび傾斜冷却板から構成されており、ロールは直径300mm、幅100mmで、高い冷却速度を得るために水冷式の純銅製である。離型剤は使用しない。一方のロールは強固に固定しているが、他方のロールはばねを介して固定されている。すなわち、双方のロール上で形成された凝固部が合流してばねを押し広げながら鑄造板が形成される。傾斜冷却板も高い冷却速度を得るためのものであり、傾斜冷却板上で溶湯の一部が固相となるが、溶湯の温度低減が可能となる。なお、本実験では鑄造1バッチあたり約2.5kgの溶湯を使用し、厚さ3mm前後、長さ約3mの鑄造板を作製した。

Table 1に示す成分の6022合金を用いて各種鑄造条件で鑄造板を作製し、鑄造割れの有無の確認および鑄塊組織観察を行った。鑄造条件をTable 2に示す。鑄造速度：60m/min、鑄造温度は液相線温度より5°C高い660°C、凝固距離：100mm、ロール荷重：20kN、メタルヘッド：100mmをベース条件とし、微細化剤添加、傾斜冷却板なし、低ロール荷重(7kN)、低メタルヘッド(0mm)のそれぞれの条件で鑄造を行った。凝固距離はロールが溶湯と接触して凝固層を形成する距離であり、また、メタルヘッドはロール間の溶湯溜りの深さのことであり、ここでは凝固開始位置での溶湯溜り深さと定義する(Fig.1を参照)。なお、メタルヘッドについては、用いた溶湯量が少ないこともあり、厳密な制御はできていない。ロール荷重は鑄造の簡易化を主目的として付与しており、鑄造板の塑性変形を意図としたものではないため、従来の双ロール鑄造よりは低荷重となっている。組織観察面は鑄造方向に対して垂直断面とし、研磨のまま、または研磨後に2%

Table 1 Chemical composition (mass%) of 6022 aluminium alloy

Element	Fe	Si	Mn	Mg	Ti	Al
A6022	0.16	1.0	0.1	0.5	0.02	Bal.

Table 2 Casting conditions

Casting speed (m/min)	60
Casting temperature (°C)	660
Solidification length (mm)	100
Casting load (kN)	20, (7)
Metal head (mm)	100, (0)

Fig. 2 Anodized macrostructure of the transverse cross section of the strip cast using the caster equipped with the cooling slop under the casting load of 20 kN.

ほうふっ化水素酸水溶液にて電圧25V、90秒の陽極酸化処理を施して光学顕微鏡観察を行った。また、鑄造割れの破面観察は、鑄造割れの生じた鑄造板サンプルを5mm×5mmに切出し、分離して破面の形態についてSEM観察を行った。細分化することにより、破面に損傷を与えることなく分離、観察することが可能となった。板厚方向の成分偏析の調査は、EPMAライン分析により行った。

3. 実験結果

3.1 6022合金の鑄塊板組織と破断面観察結果

Fig. 2にベース条件で作製した6022合金、および比較として6063合金のそれぞれ鑄造板の全板厚のマイクロ組織観察結果を示す。得られた鑄造板の厚さはそれぞれ3.1mmと2.6mmであった。いずれも板表面から柱状晶、等軸晶、そして中央部に微細な粒状晶が形成され、組織形態や結晶粒径に大きな違いは確認されなかったが、6063合金では割れは確認され

Fig. 3 Microscopic grain structure of the A6022 alloy strip. (a) surface region, (b) mid-thickness region.

ず、6022 合金のみで等軸晶と粒状晶の境界で割れが確認された。柱状晶、等軸晶、粒状晶の領域はそれぞれ上下面あるいは長手方向である程度の厚さのばらつきはあったが、柱状晶領域は厚さ方向で $200\sim 500\mu\text{m}$ 程度、等軸晶領域は $500\sim 1000\mu\text{m}$ 程度、中央部の粒状晶領域はいずれも $200\mu\text{m}$ 程度であった。Fig. 3 に 6022 合金の板厚表面部と中央部のマイクロ組織観察結果を示す。表面のデンドライト組織は非常に微細で、DAS は約 $3\mu\text{m}$ であり、中央部は $30\mu\text{m}$ 前後の粗大粒と $5\sim 10\mu\text{m}$ の微細粒が混在していた。粗大粒は傾斜冷却板で形成された初晶の α 相であり、微細粒は液相がロール冷却により凝固して形成されたものであると考えられる。

Fig. 4 に 6022 合金の割れ断面の SEM 観察結果を示す。破断面には約 $20\mu\text{m}$ の粗大な粒子と $5\mu\text{m}$ 前後の微細な粒子が混在した組織が観察された。粗大な粒子は傾斜冷却板で形成された初晶 α 相、微細な粒子はロール冷却で凝固した領域に対応すると考えられる。凝固後の熱応力やロールによるせん断応力などにより破断した痕跡は認められず、溶湯の供給が不足して生じた引け欠陥により発生した割れであると考えられる。

3.2 铸造割れに及ぼす铸造条件の影響

Fig. 5 に (a) 微細化剤添加、(b) 傾斜冷却板なし、(c) 低ロール荷重 (7kN)、(d) 低メタルヘッド (0mm)、それぞれの条件で得られた铸造板のマイクロ組織観察結果を示す。

(a) 微細化剤添加の影響

微細化剤 Ti-B を添加することにより、結晶粒は全体的に微細化されていたが、中央部の割れは改善されなかった。DC 铸造では微細化剤添加による結晶粒微細化効果により铸造割れが改善されることが多いが、高速双ロールキャストによる铸造プロセスでは結晶粒微細化のみでは大きな効果は得られ

Fig. 4 Scanning electron micrograph of crack surface in the A6022 alloy.

Fig. 5 Anodized macrostructure of the transverse cross section of the A6022 alloy strip.

なかった。

(b) 傾斜冷却板の影響

傾斜冷却板なしで得られた铸造板の铸造板厚は 2.4mm であり、大幅に板厚減少していた。铸造割れは発生せず、また、全板厚にわたってほぼ均一な等軸晶となっていた。

(c) ロール荷重の影響

ばね荷重を 7kN と低減して得られた铸造板の铸造板厚は 3.4mm であり、荷重 20kN のベース条件よりも板厚が増加していた。铸造割れは発生したが、発生領域は減少し、微小亀裂のみの軽微な割れであった。板厚中央部の組織がわずかに変化しており、粒状晶領域の厚さが増加し、結晶粒が荷重 20kN の条件よりも粗大化していた。

(d) メタルヘッドの影響

メタルヘッドの低減を目的として、ノズルをロールから約 4mm 浮かして設置した状態で铸造を行った。模式図を Fig. 6 に示す。ノズルとロールの間から溶湯がロール上にあふれ出た状態となっており、実質的には凝固開始位置でのメタルヘッドはゼロ (0mm) となっており、ロールの凝固距離間

Fig. 6 Schematic figure of a layout of nozzle.

での溶湯静水圧は低下していると考えられる。なお、凝固距離は 100mm のままである。铸造板では铸造割れは発生しておらず、結晶粒は板表面より等軸晶となり、ロール荷重を低減した場合と同様に、板厚中央部の粒状晶領域の厚さが増加し、結晶粒が粗大化していた。

4. 考 察

铸造割れは双方のロール上で形成された凝固部が合流する最終凝固部で発生し、溶湯の供給不足による引け欠陥が原因であり、凝固後の応力による割れではないことを破断面観察により見出した。引け欠陥は凝固温度範囲が広く、溶湯あるいは半凝固状態での流動性が低い場合に発生しやすいことが知られている。本研究における高速双ロールキャストでは、6022 合金よりも凝固温度範囲の広い 5182 合金、5083 合金、AC4CH 合金などでは铸造割れは発生しないことが報告されている⁴⁾。なお、本研究で用いた 6022 合金の液相線温度、固相線温度は測定の結果、それぞれ 654°C、604°C であり、凝固温度範囲は約 50°C であるが、アルミニウムハンドブックによれば 5182 合金、5083 合金、AC4CH 合金の凝固温度範囲はそれぞれ、61、64、55°C である。したがって凝固温度範囲のみで铸造割れは説明できない。一方、流動性については、Al-Si 二元系の液相線と固相線との間の固液共存状態は準固相線によって二つの領域に区分され、準固相温度範囲では流動性がなくなり溶湯の補給が困難となるとされている⁶⁾。準固相線温度範囲は Si 量が 1.5% 前後で極大値をとることから、6063、6061 合金や AC4C 合金で割れが発生せず、6022 合金のみで発生するのは流動性の低下によるものと考えられる。ただし、6000 系を含む Al-Si 系合金の範囲内での比較であり、5000 系合金などを含めた系統的な検証はできていない。以上より、検討の余地は残されているものの、6022 合金で铸造割れが発生しやすいのは、凝固温度範囲がある程度広いことに加え、かつ、固液共存状態での流動性が低いためであると考えられる。

本研究では、傾斜冷却板なし、低ロール荷重、低メタルヘッドなどの铸造条件により铸造割れ軽減が可能であることが判明しており、主に铸塊組織形態変化からそのメカニズムについて考察する。

4.1 微細化剤の影響

DC 铸造では結晶粒微細化が铸造割れ防止の一つの常套手段となっている。これは微細化剤添加により凝固時の核発生頻度が増加するために、凝固殻厚さの均一性が向上して凝固時の応力集中が緩和される効果と、凝固組織（結晶粒）が微細、等軸化して、凝固組織自体の靱性や延性が向上する効果

Fig. 7 Microscopic grain structure in the mid-thickness region of the A6022 alloy strip. (a) with cooling slope, (b) without cooling slope.

が得られるためと考えられる。したがって、凝固後あるいは凝固途中に凝固収縮や熱応力により発生、伝播する形態を示す DC 铸造での铸造割れの改善には効果があるものの、引け欠陥の形態を示す本研究の高速ロールキャストでは铸造割れ抑制の効果が小さかったと考えられる。

4.2 その他の铸造条件の影響

铸造条件としては、傾斜冷却板なし、低ロール荷重、および低メタルヘッドでそれぞれ铸造割れ抑制に効果があった。傾斜冷却板なしでは、傾斜冷却板で形成される粗大な初晶 α 相がないことが大きな特徴であるが、それと同時に凝固時の冷却速度が低下しており、双方の因子の影響が考えられる。一方、低ロール荷重、低メタルヘッドでは双方とも初晶 α 相は形成されているが冷却速度が低下している。そこで、凝固挙動に及ぼす初晶 α 相の影響と冷却速度の観点からそれぞれの条件の影響を考察する。

(a) 最終凝固部の凝固挙動に及ぼす初晶 α 相の影響

最終凝固部での凝固挙動を明らかにすることを目的として、板厚中央部のマイクロ組織観察を実施した。Fig. 7 にマイクロ組織観察結果例を示す。傾斜冷却板を使用した場合は傾斜冷却板で形成されたと考えられる約 30 μm の粗大な初晶 α 相とロール冷却で凝固したと考えられる微細粒状晶との混合組織であったが、傾斜冷却板を使用しない場合は 30 μm 以上の粗大粒のみであり、形態も多角形状であり、通常のデンドライト組織とは異なっていた。Fig. 8 に板厚方向での EPMA ライン分析結果を示す。傾斜冷却板を使用した場合は板厚中央部の Si の相対濃度が低下しており、凝固前の状態として、アルミニウム純度の相対的に高い初晶 α 相の分布密度が板厚中央部で高かったと考えられる。なお、分析としては Si 元素以外

Fig. 8 Si macrosegregation across strip thickness analyzed by EPMA.

にも Mg 元素, Fe 元素についても同様の調査を実施したが, 全体的な傾向は Si 元素と同様であり, 結果については割愛する。一方, 傾斜冷却板を使用しない場合は, 板厚方向での Si の相対濃度の変化は小さく, ほぼ均一であった。したがって, 傾斜冷却板を使用した場合は, 板厚表面近傍の凝固初期に形成される凝固部では初晶 α 相の取り込まれる頻度は低いが, 双方のロール上で形成された凝固部が合流する板厚中央の最終凝固部では, 初晶 α 相を多く含む固相率が高い状態であったと考えられる。したがって, 凝固部が合流する板厚中央部では溶湯の流動性が低下し, 溶湯の補給が不足しやすい状態であったと推察される。以上の結果より, 傾斜冷却板を使用した場合に casting 割れが発生した原因としては, 凝固部が合流する最終凝固部に傾斜冷却板で形成した初晶 α 相が高い体積率で取り込まれ, 結果として固相率の高い状態となったために, 半凝固状態での流動性が低下し, 液相の補給が不十分となったためであると考えられる。なお, 最終凝固部で初晶 α 相が高い体積率となる理由としては, 液相と初晶 α 相 (固相) との密度差や流動性の違い, ロール間の溶湯溜りでの溶湯流動や温度分布などの影響が考えられるが, 本研究では明らかとなっていない。

(b) 鋳造割れに及ぼす冷却速度の影響

初晶 α 相が板厚中央部で高い体積率となることにより鋳造割れが発生しやすい状態となったと推察しているが, 初晶 α 相が生成している場合でも, ロール荷重の低減, メタルヘッド (溶湯静水圧) の低減により鋳造割れが軽減する結果を得ている。それら条件では冷却速度が変化しており, 冷却速度の影響を考察する。それぞれの鋳造条件での鋳造板の表面近傍の DAS と推定冷却速度を Fig. 9 に示す。DAS は交線法により測定し, 冷却速度の算出には DAS と冷却速度 (C) の関

Fig. 9 Estimated cooling rate of strips of surface region.

係式⁷⁾: $DAS (\mu m) = 66.7C^{-0.36}$ を用いた。なお, 板厚中央部では傾斜冷却板で生成した粗大な初晶 α 相とロール冷却により凝固した微細粒の, 生成段階が異なるものが混在しており, 冷却速度の直接の比較は困難であった。ベース条件での推定冷却速度が $6060^{\circ}C/s$ であるのに対して, 傾斜冷却板を使用しない場合は, 推定冷却速度が $1330^{\circ}C/s$ に低下していた。これは傾斜冷却板での抜熱がないことにより, 溶湯の熱容量が高かったためと考えられる。一方, ロール荷重を低減した条件での冷却速度はベース条件と同じであった。ロール荷重の低減により, ロールの最接近点近傍でのロールと鋳造板との接触面圧は低下し, ロールによる抜熱量の低下により最終凝固部の冷却速度は低下すると考えられるが, 凝固部の合流前に形成される鋳造板表面近傍での凝固形態はロール荷重の影響は受けなため, ベース条件とまったく同じである。一方, メタルヘッドを低減した場合は, 推定冷却速度は $1900^{\circ}C/s$ と大幅に低下した。これは, 溶湯とロール表面との密着性が低下してロールからの抜熱量が低下したためと考えられる。したがって, いずれの条件においても少なくとも板厚中央部の最終凝固部の冷却速度は低下しており, そのために鋳造割れが低減されたと思われる。なお, ロール荷重を低減した場合は, 最終凝固部に働くせん断応力の低下により鋳造割れが抑制された可能性もあるが, 割れの破断面観察により機械的なせん断による割れではないことが確認されており, 冷却速度の影響が主要因であると考えられる。

(c) 板厚中央部の組織形態に及ぼす冷却速度の影響

Fig. 10 にロール荷重低減条件での板厚中央部のマイクロ組織観察結果を示す。Fig. 7 に示した傾斜冷却板なしの条件と同様な組織であり, ベース条件のように粗大な初晶 α 相と微細粒の区別はつかず, 粒径は約 $30 \mu m$ の粗大な多角形状の組織であった。ロールの最接近点ではロール荷重と材料強度がバランスしており, ロール荷重を低減した場合は, 最接近点での板厚中央部では, ベース条件よりも強度が低い状態, つまり, より高い液相率であると考えられる。低ロール荷重ではベース条件よりもわずかに鋳造板が厚くなっており, 凝固部の合流点の隙間に高い液相率の半凝固相がより多く流入していたと考えられる。ただし, ベース条件と同様に粗大 α 相と液相が混合した状態で流入してきているはずであり, ほぼ均一な組織となることは考えにくい。そこで, 鋳造直後の組織変化を確認するために, 低ロール荷重条件で, 鋳造直後に

Fig. 10 Microscopic grain structure in the mid-thickness region of the A6022 alloy strip cast using a caster equipped with the cooling slope under the load of 7 kN.

Fig. 11 Microscopic grain structure in the mid-thickness region of the A6022 alloy strip cast using the caster equipped with the cooling slope under the casting load of 7 kN. (a) quenched after casting, (b) let be cooled after casting.

水冷した場合と通常の放冷をした場合の組織変化を調査した。**Fig. 11**に示すように、 casting直後に水冷した場合はベース条件と同様の粗大な初晶 α 相と微細粒の混合組織であり、放冷後に粗大化して多角形状となることが確認された。ロール最接近点での板厚中央部の液相率が高く、荷重低減によりロール抜熱量も低下するため、ロール出側の casting 板の温度が高くなり、 casting 後の放冷時に粒成長したと考えられる。したがって、ロール荷重低減ではロール最接近点で液相率が高く、板厚中央部の半凝固相の流動性が増加し、 casting 割れが軽減されたと考えられる。

傾斜冷却板なしと低メタルヘッドの条件ではロール荷重はベース条件と同じであり、ロール最接近点での板厚中央部の液相率もベース条件と同等であると考えられる。ただし、板厚中央部の組織はロール荷重低減条件と同様にいずれも粗大となっており、冷却速度が低下したために、ロール出側の casting 板の温度が高くなり、ロール冷却後に粒成長したと考えられる。ロール最接近点では液相率がベース条件と同等で液相の流動性も同等と考えられるが、ロール出側の温度が高いことにより、液相が完全凝固するまでの時間が長くなり、液相の補給範囲が拡大して casting 割れが抑制されたと考えられる。なお、 casting 後の casting 板の温度は 30 秒後で約 300°C であり、冷却曲線からロール出側の casting 直後の casting 板は 500°C 前後の温度となっていると推定されるが、 casting 条件による温度の差異やロール最接近点での液相率などは明らかとなっておらず、今後の課題としたい。

以上より、初晶 α 相の生成抑制と冷却速度低減により 6022 合金では casting 割れが抑制されることがわかった。しかし、冷却速度低減は高速ロールキャストの一つの特徴である急冷凝固能力を損なう方向である。よって、高い冷却速度を維持した条件での casting 割れ抑制が今後の課題となる。

5. 結 言

高速双ロールキャストで作製した 6022 アルミニウム合金 casting 板の casting 割れに及ぼす casting 条件の影響を調査した。得られた casting 板の組織は板表面から柱状晶、等軸晶、板中央部の微細な粒状晶であり、粒状晶は傾斜冷却板で形成された粗大な初晶 α 相を含んでいた。 casting 割れは、冷却速度が高い条件で等軸晶と粒状晶の境界の板中央部近傍で発生しており、破面観察より、ロール上で形成された凝固部の合流点である最終凝固部において溶湯の補給が不足することにより発生していると考えられた。 casting 割れは、傾斜冷却板を使用しない条件、また、低ロール荷重、低メタルヘッドの条件で軽減された。傾斜冷却板で形成される初晶 α 相は板厚中央部に高い体積率となり、最終凝固部の溶湯の補給が困難となると考えられた。また、低ロール荷重、低メタルヘッドではいずれも最終凝固部の冷却速度が低下し、ロール出側温度が上昇したために溶湯の補給が可能となったと考えられた。したがって、6022 合金で健全な casting 板を製造するためには、傾斜冷却板で形成される初晶 α の生成抑制と冷却速度の低減が有効であると考えられた。

参 考 文 献

- 1) 箕田 正, 内田秀俊, 浜江和久, 吉田英雄: 軽金属, **53** (2003), 523-527.
- 2) T. Haga, K. Takahashi, M. Ikawa and H. Watari: J. Mater. Proc. Technol., Vol. 140 (2003), 610-615.
- 3) K. Suzuki, S. Kumai, Y. Saito and T. Haga: Mater. Trans., **46** (2005), 2602-2608.
- 4) 羽賀俊雄, 熊井真次, 井川雅章, 田中孝幸: 軽金属学会第 105 回秋期大会講演概要, (2003), 331-332.
- 5) 宮崎 武, 徳田健二, 石原暁子, 永田雄介, 鈴木健太, 熊井真次, 羽賀俊雄: 軽金属学会第 109 回秋期大会講演概要, (2005), 179-180.
- 6) 軽金属協会: アルミニウムの組織と性質, (1991), 236.
- 7) 軽金属学会編: 研究部会報告書 No. 20, (1988), 40.