切削屑添加による鋳造アルミニウムの結晶粒微細化*

田伏 賢一*・佐藤 尚**・渡辺 義見**

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 63, No. 4 (2013), 147-153

© 2013 The Japan Institute of Light Metals

Grain refinement performance of aluminum cast using machining chips

Kenichi TABUSHI*, Hisashi SATO** and Yoshimi WATANABE**

Grain refinement performance of as-cast aluminum using machining chip of aluminum was studied. For this purpose, aluminum machining chips with different shape were fabricated. Aluminum wire is also used for the aluminum cast as model material of grain refiner. It is found that the machining chips act as the grain-refiner, since the lattice disregistry towards aluminum is absolutely zero. Moreover, higher cooling rate for aluminum cast with chips also influences on the grain refining of the as-cast aluminum. Although some pore and gap were found for the as-cast aluminum with the machining chips, these defects can be reduced when the mold is preheated.

(Received October 8, 2012 Accepted January 21, 2013)

Keywords: casting, machining chip, grain refinement, lattice disregistry re-use

1. 緒 言

切削などの除去加工においては、加工時に切削屑の発生を伴う。加工時に発生する切削屑の再利用法として、溶解炉にてインゴットと共に切削屑を再溶解する方法が一般的であった^{1),2)}。これに対し、再溶解することなく、材料や製品の素材とする研究も報告されている^{3)~7)}。例えば、會田らはドライ切削加工により得られたAZ31マグネシウム合金切削屑圧粉体に、繰返し押出 (ECAP) 加工を施した⁴⁾。これにより、微細結晶粒組織を有する均質固化材の作製が可能であることを示している。また、高橋らは切削屑に強ひずみ加工である圧縮ねじり加工を施し、固化材の作製を行っている⁷⁾。我々は金属間化合物の原料とする手法⁸⁾、複合材料の強化相として利用する手法⁹⁾などを提案してきた。最近では、切削屑を利用した遠心鋳造の可能性に関して研究を進めている¹⁰⁾。この手法は傾斜機能材料製造法である遠心力混合粉末法を鋳造品製造法に転用したものであり、概要は以下である^{11),12)}。まず、母材金属と同一組成の切削屑を金型内に配置し、金型を回転させる。その後、金型中へ母材金属の溶湯を注湯する。その際、母材金属溶湯は、遠心力による加圧のため、切削屑の隙間にくまなく行き渡る。同時に、注湯した母材金属溶湯の熱により金型内に配置された切削屑の一部が融解する。この状態で冷却を行えば、健全な鋳造製品が得られ、切削屑を溶解炉にて再溶解することなくリサイクルすることが可能となる。これまで、我々は、本手法を検証するために、切削屑と溶湯にアルミニウムを用いた遠心鋳造実験を行い、溶解に必要なエネルギーを減らすことが可能であることを示してい

る¹⁰⁾。さらに、得られた遠心鋳造材の組織を詳細に調べ、切削屑の添加により鋳造材の結晶粒微細化が認められることを報告している。結晶粒が微細化した要因としては、以下の2つの要因を考えている。ひとつ目の要因は、添加した切削屑がアルミニウム溶湯の熱を奪い、凝固を促進させたことである。もうひとつの要因は、アルミニウム溶湯が凝固する際に、残存した切削屑が核生成サイトとして作用することである。しかし、遠心鋳造を用いた実験においては、高速回転する金型内での凝固現象を調査する必要がある、要因解明には至っていない。

本研究では、切削屑によるアルミニウム鋳造材組織微細化の要因の究明を目的とした。切削屑による組織微細化の現象を単純化するため、アルミニウム切削屑および純アルミニウム線材を用いて重力鋳造によりアルミニウムの鋳造を行った。詳細は結果にて記述するが、結晶粒微細化の現象は両要因が重畳すると結論された。なお、本論文中的アルミニウム切削屑を用いた重力鋳造データの一部は既発表¹³⁾であるが、それにアルミニウム線材を用いて実験データを加え、それらを元に組織形成機構に関して詳細に検討した。

2. 実験方法

2.1 切削屑を利用した鋳造実験

本実験では、純度99.7%のアルミニウムを供試材とした。まず、高さ100mm、直径50mmの円柱材を鋳造により製造し、このアルミニウム鋳造材に対して旋盤加工を施した。切削速度および送り、それぞれ72m/minおよび16mmの条件とし、切込厚さを0.2mm、0.4mmおよび0.6mmに変化させて

*名古屋工業大学大学院生 (〒466-8555 愛知県名古屋市昭和区御器所町) [現在: 株式会社マキタ]。Graduate Student, Department of Engineering Physics, Electronics and Mechanics, Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology (Gokiso-cho, Showa-ku, Nagoya-shi, Aichi 466-8555) [Present: Makita Corporation].

**名古屋工業大学 (名古屋市)。Department of Engineering Physics, Electronics and Mechanics, Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology (Nagoya-shi, Aichi). E-mail: yoshimi@nitech.ac.jp

Fig. 1 Photographs of aluminum machining chips. Depth of cut was (a) 0.2 mm, (b) 0.4 mm and (c) 0.6 mm.

Table 1 Dimensions of obtained machining chips.

Depth of cut, z/mm	Width, w/mm	Thickness, t/mm
0.2	0.66	0.47
0.4	0.89	0.63
0.6	1.26	0.66

Table 2 Experimental conditions for Samples 1 to 8.

Sample No.	Used machining chips		Mold temperature, $T/^{\circ}\text{C}$
	Depth of cut, z/mm	Amount, M/g	
1	Non		23
2	0.2	10	
3		16	
4	0.4	10	
5		16	
6	0.6	10	
7		16	
8	0.2	16	300

3種類の切削屑を作製した。その後、作製した切削屑を、アセトンによって脱脂し、切削屑の長さが20mm以内になるように切断した。Fig. 1は作製した切削屑である。いずれの条件においても螺旋形状をしているが、切込厚さによって螺旋の形状は異なっていた。作製した切削屑の幅と厚さを測定した結果をTable 1に示す。切込厚さが増加すると幅と厚みが大きくなっていることがわかる。

作製した切削屑を利用して重力 casting を行った。 casting 条件をTable 2に示す。本実験では、切込厚さが異なる切削屑を用い、かつ切削屑の添加量を変化させて casting を行った。 casting 試験で用いた金型の形状および寸法をFig. 2に示す。まず、金型内部に切削屑を添加した。このとき、中央部の $\phi 10\text{mm}$ の領域には湯道確保のため、切削屑を添加しない領域を設けた。添加量の多い条件においては、上部より力を加えて切削屑を圧縮し、装填した。切削屑を添加後、金型上部の蓋をねじにより固定した。そして、純度99.7%のアルミニウムインゴット200gを750°Cにて溶解した後、金型に casting した。なお、 casting したままにて放置し、冷却を行った。その後、試料底面から10mmの位置にて切断し、この面を組織観察面として固定した。

Fig. 2 Schematic illustration of casting mold.

Table 3 Casting conditions of Specimens A to E.

Sample No.	Wire material	Wire diameter, D/mm	Amount, M/g	Surface area, A/mm^2
A	Non			
B	Al	1.0	5	6.0
C			10	12
D		2.0	5	3.0
E			10	6.0

2.2 モデル切削屑による casting 実験

切削屑による結晶粒微細化メカニズム解明のため、形状の複雑な切削屑の代わりに形状が単純な線材を使用した casting 実験も行った。使用した線材は、直径 $\phi 1.0$ あるいは $\phi 2.0\text{mm}$ の純アルミニウム（純度99.99%）である。これらを用いて、Table 3に示すように線材の直径および添加量を変化させて casting を行った。36mmに切断した線材を穿孔した80mm×90mm×6mmのS45C鋼板に挿入した。ただし、湯道となる部分には、線材を設置しないことで湯流れを確保した。この鋼板を金型の底部に配し、750°Cに加熱溶解した純アルミニウム（99.7%）200gを注湯した。冷却速度の変化を調べるために、試料底面から10mmの位置において金型に細穴を設け、その細穴より熱電対を挿入して温度測定を行い、かつこの位置を含む円断面を組織観察面とした。なお、複数回 casting 実験を行い再現性について確認している。

2.3 材料評価

作製した casting 材の組織観察を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡により調査した。観察用試料の作製方法は前報告¹⁰⁾と同一である。

強度評価のため、圧縮試験をインストロン型引張圧縮試験

機により行った。詳細は結果で述べるが、作製した試料においては、位置によって粒径が異なっていた。そこで、外周領域と内部領域と分けて、各々の鑄造条件に対し2種類の6mm×6mm×6mmの立方体形状試験片を作製した。エメリー紙を用いた研磨後、圧縮試験に供した。圧縮方向は鑄造水平面に対して鉛直方向とし、圧縮速度が0.005 mm/sの条件にて行った。

3. 実験結果と検討

3.1 切削屑を利用した鑄造材の組織

Fig. 3(1) から (7) は、それぞれ試料1から7の組織写真である¹³⁾。Fig. 3(1) の組織写真より、切削屑を利用していない鑄造材は、粗大な組織を有していた。これに対して、切削屑の添加を行って作製したすべての試料においては、Fig.

3(2) から (7) に示すように微細な結晶粒が観察された。一般的に、結晶粒微細化剤を利用した場合、鑄造組織全体が微細化される¹⁴⁾。一方で、Fig. 3(2) から (7) より、切削屑を添加した場合は、位置により結晶粒径が大きく変化していた。この不均一性を調査する目的で垂直断面組織を観察したところ、中央付近の結晶粒は熱流に沿った柱状晶の一部であることがわかった。すなわち、鑄型側面は断熱材で覆われているため、熱は側面のみならず底面からも同時に抜熱される。このような熱的状态により、側面および底面から柱状晶が伸びた。本実験では、底面から近い場所を切断して観察したため、結果として不均一な組織として観察された。

この切削屑添加による結晶粒微細化能を議論するには、本来ならば柱状晶の切断面を除外して考察すべきであるが、そのためには各々の結晶粒の3次元的な形状評価が必要となる。本研究では、簡便のため微細化観察面における結晶粒の数を計測し、それを観察面の面積で除した値を評価基準とした。結果をFig. 4に示す。図のように、いずれの試料も切削屑を利用することで結晶粒は約50%までに微細化していた。試料2と3、試料4と5および試料6と7の比較により、微細化能は添加した切削屑の増加に伴い強まることがわかる。試料2と4と6および試料3と5と7の比較により、切削屑作製時の切込厚さ、すなわち切削屑の寸法の変化によっても微細化能が異なることも見出された。しかし、切削屑の寸法の影響に関しては系統だった影響は見出されていない。結晶粒微細化の要因としては、残存切削屑による核生成効果と切削屑添加による抜熱効果が考えられる。この要因に関して議論するため、切削屑を線材に変えてモデル実験を行った。その結果を次節で説明する。

3.2 線材を利用した鑄造材の組織

前節から切削屑の添加は、鑄造材の結晶粒微細化を促進することが認められた。この結晶粒微細化の要因の一つは、結晶粒微細化剤を利用した鑄造組織微細化と同じメカニズムである。これは、異質核物質を溶湯中に分散させて核生成サイト数を増加させることで、鑄造材の結晶粒微細化を促進するものである。有効な異質核となるためには、異質核物質と母相結晶の界面エネルギーが小さい方がよいとされており、界面エネルギーを小さくするためには、異質核とその表面から形成する母材結晶との格子の整合性がよいことが必要である¹⁵⁾。TurnbullとVonnegutは、異質核物質と母相との結晶格子の低指数面における1方向の原子配列の不整合度 δ を次の

Fig. 3 Macrostructures of the as-cast aluminum samples with and without the machining chips¹³⁾. (1) to (7) correspond to samples No. 1 to No. 7, respectively.

Fig. 4 Mean size of α -Al grain for as-cast aluminum samples with and without the machining chips.

ように定義し、異質核生成の有効性について議論した¹⁶⁾。

$$\delta = \frac{|a - a_0|}{a_0} \times 100 \quad [\%] \quad (1)$$

ここで、 a_0 および a は、それぞれ母材結晶および異物質の低指数面の格子定数である。 δ が小さいほど格子の整合性がよく、界面エネルギーは小さくなる。また、 δ がおおよそ10%以下であれば整合性はよいと言われており、その異質物は有効な異質核とみなせる。純アルミニウムの異質核としてはよく知られた Al_3Ti 粒子¹⁵⁾は D0_{22} 構造を有し、 a 軸方向と c 軸方向とは格子定数が異なる ($a=0.3851\text{ nm}$, $c=0.8608\text{ nm}$)。fcc構造の純アルミニウムの格子定数は $a_0=0.4049\text{ nm}$ であり、

$$(001)_{\text{Al}} // (001)_{\text{Al}_3\text{Ti}}, \quad [100]_{\text{Al}} // [100]_{\text{Al}_3\text{Ti}} \quad (2)$$

の結晶方位関係^{17), 18)}の場合、不整合度 δ は4.9%となる。この値は10%より十分に小さく、 Al_3Ti は有効な異質核物質として働く。本研究で使用了純アルミニウム切削屑が溶湯に残存した場合、新たに核形成する必要がなく、その既存固相の成長により凝固が進行する。この既存固相の成長は、不整合度の面から考えた場合、 $\delta=0\%$ という特殊な場合に相当するであろう。

一方、添加した切削屑が溶融アルミニウムから熱を奪う放熱現象も結晶粒微細化の要因の一つであろう。これは、3種類に分類することができる。まず、1番目として固相状態における切削屑が、室温から溶湯温度までに加熱するときに必要な熱量である。質量 m の物質を T_1 から T_2 に温度を上げるのに必要な熱量 Q は

$$Q = \int_{T_1}^{T_2} m C_p dT \quad (3)$$

で与えられる。ただし、 C_p は定圧比熱であり、その温度 T 依存性は

$$C_p = a T^b e^{\left(cT + \frac{d}{T}\right)} \quad (4)$$

で表記できる¹⁹⁾。ここで、 a, b, c および d は定数であり、アルミニウムの場合、 $a=26.219$, $b=-0.5469$, $c=0.000925$ および $d=-156.932$ が -231°C から 650°C の間で成立つ¹⁹⁾。以上により、303 K (室温, 30°C) から 933 K (660°C) まで加熱するときに必要な単位質量あたりの熱量を計算すると、

$$\int_{303}^{933} 26.219 \times T^{-0.5469} \times e^{\left(0.000925T + \frac{-156.925}{T}\right)} dT = 678\text{ kJ/kg} \quad (5)$$

となる。2番目として、切削屑が融解するときに奪う融解熱も考慮する必要がある。固相アルミニウムが融解するときの単位質量あたりの融解熱は 397 kJ/kg である。これらは、切削屑の質量に比例する量であるが、切削屑が部分的に融解する場合は、融解は表面から生じるためその融解量は切削屑の表面積に比例するであろう。さらに、3番目として、伝熱効果である。溶融アルミニウムに比べて、固相アルミニウムの熱伝導率が高いため、固相アルミニウムを伝わり金型に熱が放出されやすい。この場合、溶融アルミニウムと固相アルミニウムとの接触面積に依存するため、切削屑の表面積に関係する値となるであろう。これらの放熱により周囲の溶融アルミニウムの熱を奪い、局所的に温度が下がる。結果として、そ

Fig. 5 Macrostructures of the as-cast aluminum samples with and without the aluminum wire. (A) to (E) correspond to samples No. A to No. E, respectively.

の部位での局所的冷却速度の増加が見込まれ、結晶粒微細化が生じるものと考えられる。

結晶粒微細化の要因を議論するため、不整合度 $\delta=0\%$ の純アルミニウム線材を用い、その表面積および質量を変化させたモデル実験を行った。このモデル実験では、任意の位置に線材が配置できるので、溶湯注入による線材の融解に関して議論できるメリットを有する。得られた鋳造材試料の組織観察写真をFig. 5に示す。Fig. 5(A)は純アルミニウム線材を用いていない試料Aの結果であり、Fig. 5(B)から(E)は純アルミニウム線材を用いた試料Bから試料Eの結果であり、これら各組織写真の右上半分に線材を配した位置を示す。アルミニウム線材を用いたことで、結晶粒が微細化したことがわかる。

これら鋳造材の結晶粒径をFig. 6に示す。試料Bと試料Cとの比較、および試料Dと試料Eとの比較により、切削屑の実験同様、添加量の増加に伴い微細化能が向上することがわかる。この結晶粒径を、添加したアルミニウム線材の表面積によって整理した図がFig. 7である。添加したアルミニウム線材の表面積が増加するにつれて、鋳造材の結晶粒径は小さくなっている。この結果は切削屑を利用した鋳造材においても同様の現象が生じると考えられる。そのため、添加量に対して表面積の大きな切削屑を用いることで、結晶粒微細化効果を向上させることが可能である。しかしながら、線材表面積が同一であるにもかかわらず、添加量が異なる試料Bと試料Eとにおいても、若干の微細化能の差異がある。アルミニウム線材の核生成サイト効果、アルミニウム線材の部分的融

Fig. 6 Mean size of α -Al grain for as-cast aluminum samples cast with and without the aluminum wire.

Fig. 7 Grain size of Samples A to E as a function of surface area of added aluminum wire.

解に伴う抜熱効果およびアルミニウム線材の伝熱効果による微細化能は、添加量より線材表面積に強く依存するであろう。したがって、この差異はアルミニウム線材が室温から溶湯温度までに温度上昇に使われた抜熱効果によるものと考えられる。

この抜熱効果は鋳物全体の冷却速度へも影響するであろう。そこで、アルミニウム線材の表面積が鋳造材の冷却速度に与える影響について調べた。Fig. 8は添加したアルミニウム線材の表面積と冷却速度の関係を示している。図より、アルミニウム線材添加により凝固速度が増加することがわかる。これは、添加したアルミニウム線材の温度上昇に費やされた熱量、融解に必要な融解熱およびアルミニウム線材の伝熱により外部に放出された熱により、溶融アルミニウムの温度が低下したためである。同一の添加量でもアルミニウム線材の表面積が増加するにつれて冷却速度が速くなる。同一の表面積を有する場合、線材の添加量を増加させると、冷却速度も増加するが、その変化は大きくはない。アルミニウム線材の融解に伴うエネルギー消費は、アルミニウム線材の加熱に必要な熱エネルギーに比較して小さいため、アルミニウム線材の抜熱効果としては、伝熱による金型への熱放出の影響が大きいことがわかる。

逆に、このことは、アルミニウム線材が完全溶融した後は、その局所的部位での冷却速度の促進が認められないため、微細化効果が生じないことを意味する。アルミニウム線

Fig. 8 Cooling rate of as-cast aluminum as a function of surface area of added aluminum wire.

Fig. 9 Microstructures of Sample D at different position.

材を用いた鋳造材（試料D）の微細組織写真をFig. 9に示す。Fig. 9(a)において、中央付近の丸い部分が線材である。アルミニウム線材の周囲には、大きさは異なるが柱状晶が成長していた。これらの結晶粒は線材を利用していない場合の結晶粒よりも微細化していた。このように、融解が完了するまでの線材は微細化能を有する。線材を用いたモデル材料では、線材を配置した位置が特定できるので、前述のように線材の融解に関しても議論が可能である。同一鋳造材においては、Fig. 9(b)の点線内に示すように、線材が完全に融解した部位も観察された。線材が完全に融解した場合、線材が存在した部分とその周辺の結晶粒の成長には大きな差異は観察されなかった。したがって、線材が完全に融解した場合は、その位置における局所的な融解熱の影響は小さいと考えられる。

3.3 切削屑を利用した鋳造の実用化

本技術の実用化に当たっては、鋳造材の強度の確保が不可欠である。そこで、得られた鋳造材の圧縮試験を行い、0.2%

Fig. 10 0.2% proof stress of as-cast aluminum samples.

Fig. 11 Microstructure around a retained machining chip in Sample 3.

耐力を調査した。Fig. 10はアルミニウム切削屑およびアルミニウム線材を用いた鋳造材の0.2%耐力を結晶粒径の -0.5 乗で整理したグラフである。各試料の位置による差異はわずかであったため、平均値をプロットしている。結晶粒が微細なほど0.2%耐力は向上しており、切削屑を用いた鋳造材の0.2%耐力も線材を用いた鋳造材の0.2%耐力もホールペッチの法則に従うことがわかった。このように、切削屑あるいは線材を添加することにより、強度の高い鋳造材を提供することが可能となった。ここで注目すべき点は、添加している物質が鋳造材と同じ組成であることである。したがって、不純物を増加させることなく微細化が達成できる。

鋳造欠陥を含まない健全な鋳物を提供することも、本技術の実用化には必要条件である。微視的鋳造欠陥の有無を調査する目的で、切削屑を利用して製造した鋳造材における未融解の切削屑付近の組織をFig. 11に示す。切削屑と母相との間に非常に薄い隙間が確認できる。その間隔は $10\mu\text{m}$ 程度であった。このような鋳造欠陥は、試料外周部に多く観察された。さらに未融解の切削屑の周囲にはマクロ観察によると大きな凹部が見出された。これは、切削屑を利用したことで鋳込み時の湯流れが複雑になり、溶湯が空気を巻込むことに起因する。

切削屑を用いた遠心鋳造において、鋳造欠陥発生抑制には金型の予備加熱が有効であることが見出されている。本研究

Fig. 12 Microstructure around a retained machining chip in Sample 8.

においても、湯流れを改善するために、金型をあらかじめ 300°C まで予備加熱して鋳造を行い試料8の作製を行った。試料8における結晶粒径は 1.31mm であった。金型を予備加熱していない試料3と比較すると、10%程度結晶粒径が大きくなった。しかしながら、結晶粒が粗大化したにもかかわらず、0.2%耐力は変化しなかった。これは、結晶粒微細化効果が薄れたにもかかわらず、鋳造欠陥の発生が抑制され、相殺されたためと考えられる。Fig. 12に試料8の微細組織を示す。図より、切削屑と母相との界面の隙間が大幅に軽減されていることがわかる。このように、鋳造欠陥抑制のためには金型の予備加熱が有効であることが確認された。

切削屑による結晶粒微細化は結晶粒微細化剤の利用と比べて、材料内部の不純物の量を低減できるという利点がある。加えて、切削屑を直接溶解することなく再利用するので、環境に配慮した技術と言える。ただし、一般的に結晶粒微細化剤を利用して結晶粒微細化を行った場合、組織全体が均一な微細組織を有することが理想とされているが、切削屑を結晶粒微細化材とした場合は、微細化される領域が限定されており、従来結晶粒微細化剤を使用した場合よりも微細化効果が低い。そのため、今後、鋳造材組織の更なる均質化に関する技術開発が必要であろう。

4. 結 言

本研究では、切削屑を添加した鋳造材における結晶粒微細化の要因に関する調査を行った。この目的のため、アルミニウム切削屑もしくはアルミニウム線材を金型内に配置し、それにアルミニウム溶湯を注入するという鋳造実験を行った。得られた結果を以下にまとめる。

(1) アルミニウム切削屑を鋳造時に添加することにより純アルミニウム鋳造材の結晶粒は微細化した。この現象は切削屑の増加に伴い顕著に生じた。

(2) アルミニウム線材を用いたモデル実験においても、線材添加量の増加に伴い微細化能が向上した。添加したアルミニウム線材の表面積が増加するにつれて、鋳造材の結晶粒径は小さくなるが、線材表面積が同一であるにもかかわらず、添加量が異なる試料においても微細化能の差異がある。

(3) 切削屑添加による鋳造材の結晶粒微細化は、添加した切削屑による抜熱効果と、残存切削屑の核生成サイト効果の

重量によるものと結論した。

(4) 切削屑添加により，鑄造欠陥が発生するが，金型の予備加熱によりこの発生は抑制できる。金型の予備加熱により微細化能は若干弱まるものの，鑄造欠陥抑制により，強度の高い鑄造材の提供が可能となった。

謝 辞

本研究は，軽金属奨学会，文部科学省 地域イノベーション戦略支援プログラム（グローバル型）～東海広域ナノテクものづくりクラスター～，および科学研究費補助金基盤研究（C）の支援を受けた。ここに謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 大西忠一：軽金属，**46** (1996)，525–532.
- 2) 川尻秀和，鷗島祐介，日比野敦：粉体および粉末冶金，**54** (2007)，722–729.
- 3) 戸田裕之，澤村純平，小林俊郎：軽金属，**54** (2004)，418–424.
- 4) 會田哲夫，高辻則夫，松本賢司，鎌土重晴，小島 陽：軽金属，**54** (2004)，532–537.
- 5) 加藤寛敬，加戸真樹，田口祐介，鷲田一夫：粉体および粉末冶金，**52** (2005)，84–88.
- 6) 千野靖正，馬淵 守：軽金属，**57** (2007)，250–255.
- 7) 高橋 崇，久米裕二，小橋 眞，金武直幸：軽金属，**59** (2009)，354–358.
- 8) K. Matsuura, Y. Watanabe and Y. Hirashima: ISIJ Int., **44** (2004), 1258–1262.
- 9) 若槻哲平，佐藤 尚，渡辺義見，丸山忠克：鉄と鋼，**92** (2006)，562–566.
- 10) 渡辺義見，田伏賢一，佐藤 尚，伊藤智啓，大矢泰正：日本金属学会誌，**75** (2011)，320–326.
- 11) 渡辺義見，佐藤 尚：ケミカルエンジニアリング，**54** (2009)，249–254.
- 12) Y. Watanabe, Y. Inaguma, H. Sato and E. Miura-Fujiwara: Materials, **2** (2009), 2510–2525.
- 13) Y. Watanabe, K. Tabushi, H. Sato and E. Miura-Fujiwara: Mater. Sci. Forum, **654-656** (2010), 1444–1447.
- 14) Z. Zhang, Y. Watanabe, I.-S. Kim, X. Liu and X. Bian: Metall. Mater. Trans., A, **36A** (2005), 837–844.
- 15) 神尾彰彦：軽金属，**56** (2006)，496–501.
- 16) D. Turnbull and B. Vonnegut: Ind. Eng. Chem., **44** (1952), 1292–1298.
- 17) K. F. Kobayashi, S. Hashimoto and P. H. Shingu: Z. Metalkd. **74** (1983), 751–754.
- 18) K. Yamashita, I. Fujimoto, S. Kumai and A. Sato: Mater. Trans. JIM, **39** (1998), 824–833.
- 19) S. I. Abu-Eishah, Y. Haddad, A. Solieman and A. Bajbouj: Latin Am. Appl. Res., **34** (2004), 257–265.