α および β 黄銅切削屑を利用した遠心鑄造材の組織微細化能

渡辺 義見^{1,*1} 船瀬 貴広^{1,*2} 佐藤 尚¹ 大矢 泰正^{1,2,*2}

¹名古屋工業大学大学院工学研究科機能工学専攻

²株式会社大矢鑄造所

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 78, No. 2 (2014), pp. 61–67

© 2014 The Japan Institute of Metals and Materials

Microstructure of Centrifugal Cast Pipes Fabricated using α or β Brass Machining Chips

Yoshimi Watanabe^{1,*1}, Takahiro Funase^{1,*2}, Hisashi Sato¹ and Yasumasa Oya^{1,2,*2}

¹Department of Engineering Physics, Electronics and Mechanics, Graduate School of Engineering, Nagoya Institute of Technology, Nagoya 466-8555

²OHYA-CHUZOSHO Co., Ltd., Nagoya 454-0804

In our previous study, high strength brass pipes were fabricated by the centrifugal casting with machining chips. It was found that the obtained centrifugal casts have smaller microstructures. This study was carried out to discuss the origin of the refined microstructure. For this purpose, α and β brass machining chips and molten α brass where primary crystal was α phase and $\alpha + \beta$ brass where primary crystal was β phase were used, and systematical casting experiments were carried out. It was found that the grain sizes of α and β matrix casts with α and β brass machining chips, respectively, were smaller than those of α and β matrix casts with β and α brass machining chips, respectively. These results can be explained by disregistry value between machining chip phase and primary crystal phase. [doi:10.2320/jinstmet.J2013035]

(Received June 7, 2013; Accepted October 18, 2013; Published February 1, 2014)

Keywords: centrifugal casting, machining chip, α brass, β brass, disregistry

1. 緒 言

傾斜機能材料¹⁾の製造方法の一つに遠心力混合粉末法^{2,3)}があるが、この混合粉末を切削屑に代えた地球環境負荷低減を目指した遠心鑄造法も提案されている⁴⁾。すなわち、回転可能な金型内部に鑄造材と同一組成の切削屑を投入し、その後、金属溶湯を回転中の金型に流し込む。この時、遠心力によって切削屑の隙間に溶湯が行き渡り、かつ溶湯の熱によって切削屑も一部溶解する。このような切削屑を利用した遠心鑄造により、円筒形状の鑄造材を得ることができる。

今までに、 $\alpha + \beta$ 高力黄銅の切削屑を利用した遠心鑄造法でも、円筒形状の鑄造材の製造が可能であることを報告した⁵⁾。このとき、切削屑の投入により、母相結晶粒径および析出 α 相粒子径が微細化し、これに伴いビッカース硬さが向上することも見いだされている。切削屑が溶湯の熱を吸収することで溶湯の冷却速度が増加し、組織が微細化する点や、残存する切削屑が凝固核として作用し、結晶粒が微細化すると考察した⁶⁾。しかし、詳細な原因に関しては不明な点が多い。

ところで、Fig. 1 に Cu–Zn 合金 2 元系状態図⁷⁾を示す。Cu–Zn 合金は、39%Zn まで fcc 構造の α 相を形成する。Zn 原子の固溶は価数を減少させるため、Zn 濃度が上昇すると、bcc 構造をもつ β 相が現れる⁸⁾。したがって、 α 相の黄銅 (α 黄銅) と β 相の黄銅 (β 黄銅) とを用いた系統だった実験を行えば、残存する切削屑の凝固核としての作用が議論できる。

本研究では、 α 黄銅および β 黄銅の切削屑を用いて α 相および β 相が初晶として現れる溶湯を用いての遠心鑄造を行った。そして、実験結果をもとに、母相結晶粒径および析出物粒子径に及ぼす凝固核の影響に関して議論した。一連の研究の最終目的は、切削屑を用いた遠心鑄造による健全な製品製造にあるが、本研究では、残存する切削屑の組織に及ぼす影響に焦点をあて、切削屑添加により微細化した組織の原因究明を行った。

2. 理 論

2 元系 Cu–Zn 合金における α 相は fcc 構造、 β 相は bcc 構造を有する。ここでは、fcc 構造の α 相が bcc 構造の β 相凝固の核になるか、あるいは bcc 構造の β 相が fcc 構造の α 相の核になるかを検討する。結晶構造が異なる場合、各面毎に不整合度が異なるため、一般的には次式に示す各面における平面不整合度により評価されている^{9,10)}。

*1 Corresponding author, E-mail: yoshimi@nitech.ac.jp

*2 名古屋工業大学大学院生 (Graduate Student, Nagoya Institute of Technology)

Fig. 1 The Cu-Zn phase diagram.⁷⁾

Fig. 2 Atomic arrangements of low index planes in fcc structure (upper) and bcc structure (lower).

Table 1 The plane disregistry values of Bain type crystallographic orientation relationships between fcc phase and bcc phase.

Crystallographic orientation relationship		Inter atomic spacing distance, d		Angle, θ /rad	Plane disregistry	
Plane	Direction	fcc	bcc		fcc on bcc	bcc on fcc
$(001)_{\text{fcc}} // (001)_{\text{bcc}}$	$[\bar{1}10]_{\text{fcc}} // [010]_{\text{bcc}}$	$2r$	$\frac{4}{\sqrt{3}}r$	0	15.5%	13.4%
	$[\bar{1}10]_{\text{fcc}} // [\bar{0}10]_{\text{bcc}}$	$2r$	$\frac{4}{\sqrt{3}}r$	0		
$(110)_{\text{fcc}} // (100)_{\text{bcc}}$	$[001]_{\text{fcc}} // [001]_{\text{bcc}}$	$\frac{4}{\sqrt{2}}r$	$\frac{4}{\sqrt{3}}r$	0	13.6%	13.5%
	$[\bar{1}11]_{\text{fcc}} // [011]_{\text{bcc}}$	$2\sqrt{3}r$	$\frac{4\sqrt{2}}{\sqrt{3}}r$	$\tan^{-1}\left(\frac{2}{\sqrt{2}}\right) - \tan^{-1}(1)$		
	$[010]_{\text{fcc}} // [\bar{1}10]_{\text{bcc}}$	$\frac{4}{\sqrt{2}}r$	$\frac{4\sqrt{2}}{\sqrt{3}}r$	0		
$(100)_{\text{fcc}} // (110)_{\text{bcc}}$	$[001]_{\text{fcc}} // [001]_{\text{bcc}}$	$\frac{4}{\sqrt{2}}r$	$\frac{4}{\sqrt{3}}r$	0	11.8%	12.4%
	$[011]_{\text{fcc}} // [\bar{1}11]_{\text{bcc}}$	$4r$	$4r$	$\tan^{-1}(1) - \tan^{-1}\left(\frac{1}{\sqrt{2}}\right)$		

$$\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 \left(\frac{|d[uvw]_s^i \cos \theta - d[uvw]_n^i|}{d[uvw]_n^i} \right) \times 100[\%] \quad (1)$$

ここで、 $(hkl)_s$ は異質核物質の低次指数面、 $(hkl)_n$ は母相の低次指数面、 $[uvw]_s$ は $(hkl)_s$ 面の低次指数方向、 $[uvw]_n$ は $(hkl)_n$ 面の低次指数方向、 $d[uvw]_s$ は $[uvw]_s$ 方向に沿った原子間距離、 $d[uvw]_n$ は $[uvw]_n$ 方向に沿った原子間距離、 θ は $[uvw]_s$ と $[uvw]_n$ の角度である。

fcc 構造と bcc 構造との間には、種々の結晶学的方位関係が存在するが、ここでは一番単純なベイン対応を採用する。Fig. 2 にベイン対応を考慮して選んだ fcc 構造および bcc 構造の低指数面の原子配列を記す。異質核を fcc 構造としたときの bcc 構造の凝固および異質核を bcc 構造としたときの fcc 構造の凝固における平面不整合度の値を Table 1 に示す。いずれの場合においても、平面不整合度は 10% 以上になり、異質核として作用しづらいことがわかる。これに対し、fcc 構造を核とした fcc 構造の凝固および bcc 構造を核とした bcc 構造の凝固における不整合度は 0% である。したがって、これらを踏まえ、fcc 構造および bcc 構造の切削屑を用いて fcc 構造および bcc 構造が初晶として現れる溶湯を用いての遠心鑄造を行った。異なる結晶構造間の凝固に対し、同一構造の凝固の結晶粒微細化が生じていれば、切削屑の核として効果が認められることになる。

3. 実験方法

本実験では切削屑による組織微細化機構の解明を目的とし、2 元系 Cu-Zn 合金での鑄造実験を行った。本実験に使用した溶湯と切削屑の組成を Table 2 に示す。本実験に使用した溶湯は、初晶が α 相の α 黄銅である溶湯 A および初晶が β 相の $\alpha + \beta$ 黄銅である溶湯 B である。また、使用した切削屑

は α 黄銅の切削屑 a および β 黄銅の切削屑 b であり、どちらも旋盤加工の荒引工程で生じる切削屑とした。ここで、添加した荒引工程で発生する切削屑の形状は渦巻き状であり、そのかさ密度は $1.31 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 、その大きさは、幅が約 5.0 mm、厚みが約 0.3 mm である。Fig. 3 にその外観写真を示す。

本実験では、使用する切削屑と溶湯を変化させ、Table 3 に示す組み合わせで遠心鑄造実験を行った。高力黄銅インゴットを高周波誘導炉にて所定の温度まで加熱し、溶解した。鑄型を 300°C まで予備加熱した後、鑄型に 0.3 kg の切削屑を投入した。ここで、切削屑の温度は室温 (20°C) である。切削屑の添加量は切削屑を変化させて遠心鑄造を行った実験結果を鑑み決定した。次に、鑄型を回転させ、遠心力と重力の比である重力倍数が 168G となるように鑄型に遠心力を印加し、質量 7.2 kg の溶湯を鑄込んだ。なお、切削屑の投入後、直ちに遠心力を印加して溶湯を鑄込むので、鑄型内での切削屑の温度上昇は無視できるものとする。実験に使用した鑄型の寸法は、内径 $\phi 75 \text{ mm}$ 、外径 $\phi 140 \text{ mm}$ および長さ 340 mm であり、材質は鑄鋼である。実験には、片持式横型遠心鑄造装置を使用した。印加した遠心力による重力倍数は、鑄物外周部での値である。ここで、鑄込み温度に関しては、Aa 鑄造材および Ab 鑄造材作製で 1040°C、Ba 鑄造材および Bb 鑄造材作製で 980°C とした。これは、液相線温度よりも、それぞれ 90°C および 80°C 高い温度である。その後、空冷に供し、鑄造材を取り出した。

作製した鑄造材に対して、組織観察および母相と析出相の粒径測定を行った。作製した鑄造材に対して組織観察を行った。切り出した試料に対してエメリー紙を用いた湿式研磨の後、粒径 1 μm のダイヤモンド懸濁液を用いて鏡面研磨を行った。

母相の組織観察のため、grad 試薬 (塩化第二鉄 5 g、塩酸 50 mL、水 100 mL) を用いて 5 s の条件で腐食を施した。この grad 試薬による腐食は、 α 相、 β 相および $\alpha + \beta$ 相を区別することが可能であり、黄銅の結晶粒径を測定するために適している。後に述べるが、本研究において作製した鑄造材の組織は、母相となる初晶とその後に析出する析出相で構成される。このとき、母相である初晶粒子は凝固組織に相当するため、母相の結晶粒径を測定することで凝固現象を評価可能である。そこで、本研究では、デジタルマイクロスコープにより母相の組織観察を行い、各試料の母相の粒径を測定した。母相の粒径の測定に関しては、試料の内側部から外側部にかけて 5 分割し、各々の位置に対して行った。各位置から 100 ずつの母相を抽出し、粒子形状を円形と仮定し、面積から粒径を算出した。なお、計算式は次式で表すことができる。

Table 2 Chemical compositions of molten alloys and chips.

Notation	Composition, c(mass%)	Type of brass	Primary crystal
Molten alloy A	32%Zn	α	α
Molten alloy B	39%Zn	$\alpha + \beta$	β
Chip a	32%Zn	α	N/A
Chip b	48%Zn	β	N/A

Fig. 3 Photograph of machining chips.

Table 3 Notation of the samples.

	Chip a	Chip b
Molten alloy A	Sample Aa	Sample Ab
Molten alloy B	Sample Ba	Sample Bb

$$D = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (2)$$

このとき、 D は粒径(m)、 A は粒子面積(m^2)である。

$\alpha + \beta$ 黄銅である溶湯 B における α 相析出物を観察するため、5% 硝酸アルコールを用いて 5 s の条件で腐食を施した。その後、光学顕微鏡により観察を行った。光学顕微鏡写真から各試料の析出相の粒子径を測定した。析出相の粒子径の測定に関しては、試料の内側部から外側部にかけて 10 分割し、各位置に対して行った。粒子径の算出方法は母相の粒径算出と同様である。

4. 実験結果と検討

4.1 遠心鋳造材のマクロ組織

Fig. 4(a), (b), (c) および (d) は、それぞれ Aa, Ab, Ba および Bb 鋳造材の外周面における拡大写真である。鋳造材の内側表面においては、未溶解の切削屑は観察されなかったが、拡大写真に示すように鋳造材の外側表面においては、未溶解の残存切削屑が観察された。また、Ab 鋳造材および Bb 鋳造材に比べ、Aa 鋳造材および Ba 鋳造材の外側表面に観察される残存切削屑が多いことがわかる。

金属の溶解に必要な熱量の計算式は次式で表すことができる。

$$Q = WC_P(T_m - T_0) + Q_m W \quad (3)$$

このとき、 Q は溶解に必要な熱量(kJ)、 W は質量(kg)、 C_p は比熱(kJ/kg $^{\circ}\text{C}$)、 T_m は融点($^{\circ}\text{C}$)、 T_0 は初期温度($^{\circ}\text{C}$)、および Q_m は溶解熱(kJ/kg)である。この式を用いると、本実験で用いた α 黄銅および β 黄銅の切削屑 0.3 kg を溶解させるために必要な熱量が、それぞれ約 171 kJ および約 162 kJ

であることがわかる。ただし、黄銅における比熱および溶解熱の組成依存性のデータは見いだせなかったため、ここでは考慮せず、液相線温度のみを変化させて計算している。

1040 $^{\circ}\text{C}$ で鋳込んだ溶湯 A が液相線温度 950 $^{\circ}\text{C}$ まで冷却するとき放出する熱量が 246 kJ であり、980 $^{\circ}\text{C}$ で鋳込んだ溶湯 B が液相線温度 880 $^{\circ}\text{C}$ まで冷却するとき放出する熱

Fig. 5 XRD patterns of (a) Sample Aa and (b) Sample Bb.

Fig. 4 View of fabricated pipes. (a) Sample Aa, (b) Sample Ab, (c) Sample Ba and (d) Sample Bb. Retained machining chips are indicated by arrows.

量が 219 kJ となり、切削屑を溶解するのに必要な熱量を上回る。しかし、実際には 300℃ に予備加熱された質量 29.24 kg の鑄鋼製の金型の温度上昇にも費やされている。わずかに平均で 20℃ の金型温度上昇に要する熱量でも 270 kJ となり、これは、溶湯が液相線温度まで冷却するときに放出する熱量を上回る。したがって、全量の切削屑を溶解することは

できず、残存する。さらに、 β 黄銅の切削屑に比べ、 α 黄銅の切削屑を溶解させるために必要な熱量が大きく、Aa 鑄造材および Bb 鑄造材に比べ、Aa 鑄造材および Ba 鑄造材の外側表面に残存切削屑が多く観察された実験結果と一致する。

4.2 α 相と β 相の格子定数

Aa 鑄造材および Bb 鑄造材の XRD パターンをそれぞれ Fig. 5(a) および (b) に示す。Fig. 1 から予想されるように、Aa 鑄造材は fcc 構造の α 相、Bb 鑄造材は α 相と bcc 構造の β 相からなることがわかる。この XRD パターンより、 α 相および β 相の格子定数を算出したところ、それぞれ、0.370 nm および 0.2953 nm となった。

これらの値をもとに、 α 相と β 相との間の室温での平面不整合度を計算する。凝固核となる切削屑と凝固相とが同一合金系を用いているため、これら間には熱膨張係数に差はなく、室温での平面不整合度の比較で凝固時の現象が捉えられると考える。ペイン対応の結晶学的方位関係における低指数面の原子配列を Fig. 6 に示す。(a) は α 相の (001) 面と β 相の (001) 面、(b) は α 相の (110) 面と β 相の (100) 面の原子配列を、および (c) は α 相の (100) 面と β 相の (110) 面を重ねて表示したものである。この図を用いて平面不整合度を算出した結果を Table 4 に示す。剛体球モデルで算出した不整合度 (Table 1) と、若干の相違はあるものの、概ね等しいことがわかる。また、いずれの場合においても、平面不整合度は

Fig. 6 Schematic superimposed presentation of atomic arrangements of (a) between (001) $_{\alpha}$ and (001) $_{\beta}$, (b) between (110) $_{\alpha}$ and (100) $_{\beta}$ and (c) (100) $_{\alpha}$ and (110) $_{\beta}$. Solid and dotted lines indicate α phase and β phase, respectively.

Table 4 The plane disregistry values of possible crystallographic orientation relationships between α phase and β phase at ambient temperature.

Crystallographic orientation relationship		Inter atomic spacing distance, d/nm		Angle, θ /degree	Plane disregistry	
Plane	Direction	α	β		α on β	β on α
(001) $_{\alpha}$ // (001) $_{\beta}$	$[\bar{1}10]_{\alpha}$ // $[010]_{\beta}$	0.2616	0.2953	0°	12.9%	11.4%
	$[\bar{1}10]_{\alpha}$ // $[010]_{\beta}$	0.2616	0.2953	0°		
(110) $_{\alpha}$ // (100) $_{\beta}$	$[001]_{\alpha}$ // $[001]_{\beta}$	0.370	0.2953	0°	14.1%	14.6%
	$[\bar{1}11]_{\alpha}$ // $[011]_{\beta}$	0.4532	0.4176	9.7°		
(100) $_{\alpha}$ // (110) $_{\beta}$	$[010]_{\alpha}$ // $[\bar{1}10]_{\beta}$	0.370	0.4176	0°		
	$[001]_{\alpha}$ // $[001]_{\beta}$	0.370	0.2953	0°	12.2%	12.5%
	$[011]_{\alpha}$ // $[\bar{1}11]_{\beta}$	0.5233	0.5115	9.7°

Sample Aa

Sample Ab

Fig. 7 Microstructures of (a) Sample Aa and (b) Sample Ab.

10%以上になり、 α 相は β 相の凝固の、 β 相は α 相の凝固の異質核として作用しづらいことがわかる。したがって、溶湯 A に切削屑 b を添加した Ab 铸造材あるいは溶湯 B に切削屑 a を添加した Ba 铸造材に比べ、溶湯 A に切削屑 a を添加した Aa 铸造材あるいは溶湯 B に切削屑 b を添加した Bb 铸造材が微細化すれば、不整合度の小さい切削屑が母相に対して凝固核として作用したことになる。

4.3 母相の結晶粒径に及ぼす切削屑の効果

Fig. 7(a)および(b)は、それぞれ Aa 铸造材および Ab 铸造材の外側部近傍における組織観察結果を示している。ここで、Aa 铸造材および Ab 铸造材では溶湯が α 黄銅であるため、母相は α 相である。周囲に比べ、コントラストの異なる組織が母相の結晶粒を示している。これらの組織写真をもとに、母相の粒径を測定し、位置ごとの粒径として整理した結果を Fig. 8 に示す。Fig. 8 の横軸において、0.0 および 1.0 はそれぞれ铸造材の最内周部および最外周部に相当する。Aa 铸造材および Ab 铸造材で得られた铸造材を比較すると、Ab 铸造材に比べ、Aa 铸造材の母相が微細になっていることがわかる。铸造材全体の平均粒径を算出したところ、Ab 铸造材では $53.4\ \mu\text{m}$ であったのに対し、Aa 铸造材では $50.5\ \mu\text{m}$ であった。その差は約 $3\ \mu\text{m}$ と小さいものの、Fig. 8 において、切削屑の存在していた铸造材中央部から外周部(規格化した位置が 0.5 以上の位置)では、明瞭な粒径差が存在する。Aa 铸造材では母相と切削屑が共に α 黄銅であるた

め、不整合度は 0% である。これに対し、Ab 铸造材におけるペイン対応の不整合度は、Table 4 に示したように 12.2~14.1% である。そのため、Ab 铸造材では残存した切削屑が凝固核として作用せず、Aa 铸造材では残存した切削屑が凝固核として作用し、母相が微細化したと考えられる。

同様の結果は初晶が β 黄銅の場合にも確認された。Ba 铸造材および Bb 铸造材の外側部近傍における組織観察結果を、それぞれ Fig. 9(a)および(b)に示す。また、位置ごとの粒径を Fig. 10 に示す。切削屑が凝固核として作用したため、Ba に比べ、Bb 铸造材の母相が微細になっている。Ba 铸造材におけるペイン対応の不整合度は、Table 4 に示したように 11.4~14.6% であり、切削屑が凝固核として作用しない。これに対し、Bb 铸造材では母相と切削屑が共に β 黄銅であるため、不整合度は 0% であり、切削屑が凝固核として作用し、母相が微細化したと考えられる。

実験で使用した切削屑のかき密度は $1.31 \times 10^3\ \text{kg/m}^3$ 、黄銅の密度はおおよそ $8.2 \times 10^3\ \text{kg/m}^3$ であるため、切削屑が全部溶解し、拡散が生じないとした場合、Ab 铸造材、Ba 铸造材および Bb 铸造材の外周部での組成は、34.6%Zn、37.9%Zn および 40.4%Zn と見積もることができる。しかし実際には、拡散により熔融黄銅全体の組成が平均化し、一番影響の大きい Ab 铸造材において、すべての切削屑が溶解したとしても、平均組成は 32%Zn から 32.6%Zn にしか変動しない。加えて、Fig. 4 に示したように、実際の铸造材には残存切削屑がある。以上より、切削屑の溶解による組成変動

Fig. 8 Grain size of Sample Aa and Sample Ab as a function of normalized thickness.

Fig. 10 Grain size of Sample Ba and Sample Bb as a function of normalized thickness.

Sample Ba

Sample Bb

Fig. 9 Microstructures of (a) Sample Ba and (b) Sample Bb.

Fig. 11 Microstructures of (a) Sample Ba and (b) Sample Bb.

Fig. 12 Particle size distributions of α phase precipitates in Sample Ba and Sample Bb.

の影響は無視できると考えられる。

4.4 析出 α 相の粒子径に及ぼす切削屑の効果

溶湯 B は $\alpha + \beta$ 黄銅であるため、Ba 鑄造材および Bb 鑄造材では α 相が析出する。Fig. 11(a) および (b) は、それぞれ Ba 鑄造材および Bb 鑄造材の外側部近傍における光学顕微鏡による組織観察結果を示している。母相は β 相、周囲に比べコントラストの異なる粒状の組織が析出 α 相である。これらの組織写真をもとに、各位置における析出 α 相の粒子径を測定した。結果を Fig. 12 に示す。Ba 鑄造材および Bb 鑄造材において、析出 α 相の粒子径差は生じていない。この析出 α 相は、凝固後、初晶 β 単相から不均一析出することによって形成する。そのため、析出 α 相の寸法は、平衡状態図での溶解度曲線を通過する 400°C 近傍における冷却速度に大きく依存するであろう、よって、析出相の微細化に関しては、切削屑が凝固核として作用することの影響が小さいと考えられる。さらに、過去の研究⁵⁾において報告されている、添加する切削屑の増加に伴い析出 α 相の微細化が認められた現象は、切削屑の拔熱効果によるものであることもわかった。

5. 結 言

本章では、切削屑を用いた遠心鑄造材における組織微細化の機構解明を目的とし、Cu-Zn 2 元系合金での遠心鑄造実験を行った。 α 相あるいは β 相の切削屑を、初晶が α 相あるいは β 相となる溶湯に添加した。得られた結果は以下のとおりである。

- (1) 切削屑と初晶の結晶構造が同じ鑄造材における母相の結晶粒径は、切削屑と初晶の結晶構造が異なる鑄造材と比較して微細化していた。 α 相と β 相との平面不整合度は 10% 以上であるため、この差は初晶と同一結晶構造の切削屑が凝固核として働いたためと考えられる。
- (2) 切削屑と初晶の結晶構造が同じ鑄造材、および異なる鑄造材において、析出相の粒子径に差が見られなかった。
- (3) 切削屑の添加による析出相の微細化は、切削屑の拔熱による冷却速度の増加によるものと結論される。

本研究は、公益財団法人軽金属奨学会、平成 23 年度「課題研究」「界面エネルギーを考慮した新規微細粒鑄造材の開発」および科学研究費補助金基盤研究(C)(2)、課題番号 24560909 の支援を受けた。ここに謝意を表する。

文 献

- 1) Y. Miyamoto, W. A. Kaysser, B. H. Rabin, A. Kawasaki and R. G. Ford (Ed.): *Functionally Graded Materials, Design, Processing and Applications*, (Kluwer Academic Publishers, Boston, 1999) pp. 1-6.
- 2) Y. Watanabe and H. Sato: *Chemical Engineering* **54**(2009) 249-254.
- 3) Y. Watanabe, Y. Inaguma, H. Sato and E. Miura-Fujiwara: *Materials* **2**(2009) 2510-2525.
- 4) Y. Watanabe, K. Tabushi, H. Sato, T. Ito and Y. Oya: *J. Japan Inst. Metals* **75**(2011) 320-326.
- 5) Y. Oya, T. Funase, H. Sato and Y. Watanabe: *J. JFS* **85**(2013) 273-279.
- 6) K. Tabushi, H. Sato and Y. Watanabe: *J. JILM* **63**(2013) 147-154.
- 7) *Binary Alloy Diagrams*, 2nd Ed., Plus Updates Ver. 1.0, (ASM Inter., Materials Park, OH, USA, 1996).
- 8) Y. Watanabe, H. Miura, S. Miura and C. Watanabe: *Introduction to Materials Science for Engineers*, (Corona Publishing Co., LTD., Tokyo, 2010) pp. 194-195.
- 9) B. L. Bramfitt: *Metall. Trans. A* **1**(1970) 1987-1995.
- 10) K. Honda, K. Ushioda, W. Yamada, K. Tanaka and H. Hatanaka: *J. Japan Inst. Metals* **72**(2008) 43-50.