

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2008-775

(P2008-775A)

(43) 公開日 平成20年1月10日(2008.1.10)

(51) Int. Cl.	F I	テーマコード (参考)
B 2 2 D 11/041 (2006.01)	B 2 2 D 11/041 A	4 E 0 0 4
B 2 2 D 11/00 (2006.01)	B 2 2 D 11/00 E	
B 2 2 D 11/08 (2006.01)	B 2 2 D 11/08 C	
B 2 2 D 27/04 (2006.01)	B 2 2 D 27/04 D	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願2006-171317 (P2006-171317)  
 (22) 出願日 平成18年6月21日 (2006.6.21)

特許法第30条第1項適用申請有り 平成18年2月16日 国立大学法人富山大学主催の「平成17年度 富山大学大学院理工学研究科 博士前期課程(工学系) 物質生命システム工学専攻 材料工学講座 修士論文発表会」において文書をもって発表

特許法第30条第1項適用申請有り 平成18年4月13日 社団法人軽金属学会発行の「第110回春期大会講演概要集」に発表

(71) 出願人 305060567  
 国立大学法人富山大学  
 富山県富山市五福3190  
 (74) 代理人 100114074  
 弁理士 大谷 嘉一  
 (72) 発明者 穴田 博  
 富山県富山市五福3190 国立大学法人  
 富山大学内  
 Fターム(参考) 4E004 NA02 NB04 NC08

(54) 【発明の名称】 羽毛状晶アルミニウム合金鑄塊及びその鑄造方法

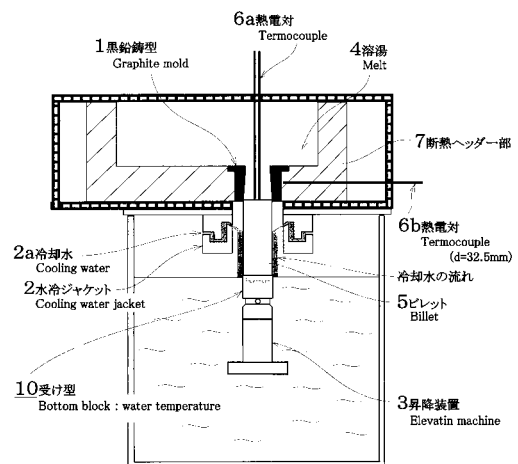
(57) 【要約】

【課題】 第1に、連続鑄造法による羽毛状晶アルミニウム合金の鑄造方法の提供にあり、第2に、種結晶を用いた種付け法による羽毛状晶アルミニウム合金の鑄造方法にある。

更には、そのようにして製造された羽毛状晶鑄塊の提供を目的とする。

【解決手段】 上下に貫通した鑄型の上に溶湯を投入し、鑄型の下部から出てくる鑄塊に冷却水を噴射し、鑄塊の下端を受け型で受けるアルミニウム合金の鑄塊の連続鑄造方法であって、受け型の鑄塊受け面に溝部を形成することで羽毛状晶発生起点を出現させ、金属組織が羽毛状晶からなる鑄塊を得ることを特徴とする。

【選択図】 図1



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項 1】

上下に貫通した鋳型の上部に溶湯を投入し、鋳型の下部から出てくる鋳塊に冷却水を噴射し、鋳塊の下端を受け型で受けるアルミニウム合金の鋳塊の連続鋳造方法であって、受け型の鋳塊受け面に溝部を形成することで羽毛状晶発生起点を出現させ、金属組織が羽毛状晶からなる鋳塊を得ることを特徴とするアルミニウム合金の鋳造方法。

## 【請求項 2】

溝部が同心円状に形成してあることを特徴とする請求項 1 記載のアルミニウム合金の鋳造方法。

## 【請求項 3】

受け型は、冷却用の溝部又は孔部若しくは中空部を設けてあることを特徴とする請求項 1 又は 2 記載のアルミニウム合金の鋳造方法。

## 【請求項 4】

受け型は、側部外周に沿って溝部を形成し、溝部に受け型側部を貫通する冷却孔を設けてあることを特徴とする請求項 3 記載のアルミニウム合金の鋳造方法。

## 【請求項 5】

アルミニウム合金は、Al - Zn - Mg 系合金であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載のアルミニウム合金の鋳造方法。

## 【請求項 6】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の方法で得られた羽毛状晶鋳塊の一部を切断して種結晶として種付け法により得られたものであることを特徴とする羽毛状晶鋳塊。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、羽毛状晶組織からなるアルミニウム合金鋳塊及びその鋳造方法に関する。

## 【背景技術】

## 【0002】

アルミニウム合金は、連続鋳造法（半連続鋳造を含む）にてビレットと称される鋳塊を鋳造し、押出加工等に供されている。

押出加工には直接押出と間接押出があるがいずれの場合にも熱間でビレットを押圧し、ダイス孔を通過させる塑性加工にて押出型材を得るものである。

従って、押出加工時にはダイスに大きな押出圧力が負荷されるとともにダイス孔のベアリング面をアルミニウム合金が通過する際の押出抵抗にてダイスにたわみひずみが生じる。

従来から広く使用されている Al - Mg - Si 系合金（JIS 6000 系合金）は比較的押出性に優れているが Al - Mg - Si 系合金より高強度である Al - Zn - Mg 系合金（JIS 7000 系合金）は押出成形性が Al - Mg - Si 系合金に比較して悪く、ダイス割れ等ダイス寿命が短くなり、その結果、押出製品が高価になる技術的課題があった。

また、押出圧が高いことは、押出装置の稼働に必要なエネルギーも多大になるので省エネルギーの観点からも押出性に優れたアルミニウム基合金が必要とされていた。

## 【0003】

（非特許文献 1）には、JIS 6063 合金を用いて粒状晶ビレットと全羽毛状晶ビレットとの押出性比較をした実験結果を開示している。

この報告によると全羽毛状晶の方が、粒状晶よりも約 30% 以上押出時間が短くなっている。

よって、押出性の悪い Al - Zn - Mg 系合金において安定した羽毛状晶から得られれば、さらに大きな押出性改善が期待できる。

## 【0004】

しかし、非特許文献 1 において検討された羽毛状晶合金は、JIS 6063 合金であり

10

20

30

40

50

、当時主流であったDC鋳造法（鋳型冷却による一次冷却と直接水冷による二次冷却による鋳造方法）によるものであり、ホットトップ鋳造法（鋳型の上部に断熱ヘッダー部を有し、鋳型上部にフロートを有していない鋳造方法）に対する知見は得られていない。

【0005】

【非特許文献1】「全羽毛状晶からなる6063DCピレットの工業的規模押出し試験について」、室町茂雄，多々静夫，時沢貢，穴田博、軽金属、P545～P550 Vol.30、No.10、1980

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

本発明の目的は、第1に、連続鋳造法による羽毛状晶アルミニウム合金の鋳造方法の提供にあり、第2に、種結晶を用いた種付け法による羽毛状晶アルミニウム合金の鋳造方法にある。

更には、そのようにして製造された羽毛状晶鋳塊の提供を目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0007】

本発明は、連続鋳造法において、鋳塊の下端（鋳塊の鋳造先端部）を受ける受け型に羽毛状晶発生起点を形成すれば羽毛状晶の方が粒状晶よりも優先的に成長する特性を活かして羽毛状晶鋳塊（ピレット）を得ることができると推定して実験検討した結果、本発明に至った。

また、このような羽毛状晶の成長性を活かして、羽毛状晶の種結晶を用いた種付け鋳造方法も検討した。

【0008】

本発明に係るアルミニウム合金の鋳造方法は、上下に貫通した鋳型の上部に溶湯を投入し、鋳型の下部から出てくる鋳塊に冷却水を噴射し、鋳塊の下端を受け型で受けるアルミニウム合金の鋳塊の連続鋳造方法であって、受け型の鋳塊受け面に溝部を形成することで羽毛状晶発生起点を出現させ、金属組織が羽毛状晶からなる鋳塊を得ることを特徴とする。

受け型の鋳塊受け面に溝部を形成したことにより、溝部からの急冷効果によって凝固ひずみが生じ、羽毛状晶が発生する。

ここで溝部の形状は直線状でも曲線状でもよい。

なお、受け型外形が円柱状の場合には同心円状の溝部が好ましい。

本発明にて羽毛状晶とは鳥の羽根に似た羽毛状の結晶組織をいい、結晶学的な特徴から成長双晶とも呼ばれ、粒状晶及び柱状晶に対比される金属組織である。

【0009】

請求項3記載の発明は、受け型は、冷却用の溝部又は孔部若しくは中空部を設けてあることを特徴とする。

また、受け型の側部外周に沿って溝部を形成し、溝部に受け型側部を貫通する冷却孔を設けてもよく、さらには受け型に中空部を設けて中空部に冷却水を流し込んでもよい。

受け型の冷却効果を高くすることで受け面から上方に向けて一方向凝固性を確保する。

この場合に受け面直上、約2mmで冷却速度60～70 / secにするのが好ましい。

【0010】

アルミニウム合金は、展伸用合金であれば特に成分を限定する必要がないが、押出性向上の効果が高い点ではAl-Zn-Mg系の高強度合金に適用するのがよい。

この種の合金は特に押出性が悪く、ダイス寿命も短いからである。

Al-Zn-Mg系合金とはアルミニウム基に最も多く含有する成分がZnで次にMg成分であるアルミニウム合金をいい、Cuを含まない溶接構造用合金とCuを含む高力合金とがある。

【0011】

10

20

30

40

50

粒状晶と柱状晶との中間的な鑄造条件にて鑄造すると羽毛状晶が得られ、局部的に羽毛状晶が出現すると、それを起点に全羽毛状晶が得られることから、羽毛状晶を種結晶として種付け方法にて羽毛状晶の鑄塊が得られる。

【発明の効果】

【0012】

本発明においては、連続鑄造方法にて使用する鑄塊の受け型の鑄塊受け面に溝部を形成することで鑄塊に溝部急冷効果による凝固ひずみを形成し、安定した羽毛状発生起点となる。

また、例えば受け型の冷却水が当たる側部外周に溝部、冷却孔等を設けること等を手段にして、冷却効果を向上させると高い冷却勾配により鑄塊組織の殆どが羽毛状晶からなる鑄塊を連続的にあるいは半連続的に鑄造できる。

羽毛状晶鑄塊の一部を例えば板状に切り出し種結晶とすると、フロート式DC鑄造方法、ホットトップ鑄造方法等の連続鑄造方法にて種付けすることのみならず、少量生産の場合に適したバッチ式鑄造炉にて簡単に羽毛状晶鑄塊が得られる。

【0013】

本発明に係る羽毛状晶鑄塊を押し出しビレットとして用いて、押し出し試験したところ押し出し性が30%以上向上した。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

以下、本発明に係る羽毛状晶鑄塊の鑄造例について説明する。

試験評価に用いたAl-Zn-Mg系合金の化学組成を図8の表に示す。

JIS7003合金に相当し、溶解前の化学組成と溶解後の化学組成を示す。

【0015】

まず、事前に冷却速度と鑄造組織の関係を把握すべく、図9に示したような一方向凝固装置を用いて実験評価した。

一方向凝固装置は外径90 mm、内径25 mm、高さ150 mmの半割可能な断熱材鑄型の底部にチルプレートを配設したものであり、鑄型をヒーターで加熱できるようにになっている。

鑄型及びチルプレートには温度測定用の熱電対を挿入してある。

チルプレートの形状を図10に示す。

なお、図10はチルプレートの縦方向半割断面図を示す。

チルプレートはアルミ製からなり、ビレット当り面は $a_1 = 25$  mmであり、上面の中央部に深さ $a_4 = 3$  mm、幅 $a_2 = 5$  mm及び幅 $a_3 = 3$  mmの2本の直線溝を入れてある。

熱電対をチルプレートの下側から挿入し、 $a_2$ 、 $a_3$ の溝底及び平坦部から2 mm、4 mmの高さに配設してチルプレート直上の温度を測定して冷却曲線を採取できるようにした。

この装置に溶解した約200 gの溶湯を流し込み、溶湯温度と鑄型温度を変化させて鑄造実験をした。

なお、チルプレートは実験開始前に100 まで水冷し、注湯後は水冷を行った。

水量は7 L/minであった。

図11のグラフに熱電対の高さと冷却曲線の直線勾配から求めた冷却速度 / secとの関係を示す。

この結果、チルプレートの直上2 mmの高さでおおむね、冷却速度が60 ~ 70 / secの範囲にて全羽毛状晶になっていることが明らかになった。

【0016】

次に図1に示すようなホットトップ方式の半連続鑄造装置を用いて鑄造方法の実験を行った。

半連続装置は外径 78 mm、内径 50 mm、高さ65 mmの上下に貫通した黒鉛鑄型1の上部に断熱材からなるヘッダー部(湯だめ部)7を配設してある。

10

20

30

40

50

ヘッダ一部7に注湯した溶湯4は鑄型の上部から下部に向けて流れ込み、受け型10の受け面にて初期冷却凝固し、鑄塊(ビレット)5の側部に設けた水冷ジャケット2から噴射された冷却水2aにて冷却されながら鑄造が進行する。

この受け型10の受け面での初期冷却にて羽毛状晶が出現すれば、これが種になりほぼ全羽毛状晶のビレットになる。

そこで初期冷却の冷却速度が60~70 / secとなる受け型の形状例を図2に示す。

なお、図2は受け型の縦方向半断面図を示す。

鑄塊を受ける受け型10の受け面11には同心円状に深さ $b_5 = 3 \text{ mm}$ 、幅5 mm ( $b_2 = 25 \text{ mm}$ ,  $b_3 = 15 \text{ mm}$ )の溝12を形成してある。

この溝12は、局部的な急冷凝固により凝固ひずみを生じさせることで羽毛状晶の発生起点とするものである。

#### 【0017】

受け型10の側面には外周方向に沿って溝幅 $b_7 = 10 \text{ mm}$ の深さ5 mm ( $b_{12} = 40 \text{ mm}$ ,  $b_{13} = 50 \text{ mm}$ )また外周溝13には横方向に貫通した10 mmの冷却孔14a、14bを十字状にクロス配置してある。

この外周溝13及び冷却孔14a、14bは冷却水が当たる部分であり、受け型10の冷却能を向上させるためのものである。

今回試験評価に用いた受け型10は銅製とした。

このような半連続鑄造装置を用いて鑄造実験評価した結果、溶湯温度730~770、好ましくは750~770、鑄型温度500~600、鑄造速度50~60 mm/minにて安定して全羽毛状晶ビレットが得られた。

なおこのときの水量は15 L/minであった。

#### 【0018】

この時の冷却速度を鋼線挿入探深法(鋼線を鑄型中心に垂直に挿入し時間変化とともに凝固界面の高さの基準位置からのずれ量を測定することで凝固速度を求める方法)を用いて測定した結果を図3に示す。

この結果、鑄型500 溶湯770 のものは先に求めた羽毛状晶発生範囲に一致していた。

#### 【0019】

図4に全羽毛状晶ビレットのマクロ組織写真を示す。

この結果、羽毛状発生起点から約60 mmで鑄塊全断面に成長し、ほぼ100%の羽毛状晶になっていることが分かる。

また、ビレット上部に行くほど鑄塊軸に平行で微細になっていることも明らかになった。

図5にビレット高さ500 mm部分の縦断面ミクロ組織を示し、(b)中央部、(a)左側端部、(c)右側端部の組織写真である。

羽毛状晶は板状の双晶組織になっていて、中央部(b)は鑄塊軸に平行であり、左側端部、右側端部も多少外側に角度がついているものの、ほぼ鑄塊軸に平行な双晶組織を有している。

#### 【0020】

図6は粒状晶の組織写真例(a)と本発明に係る羽毛状晶の組織写真例(b)とを示す。

図6(a)は、鑄型温度500、溶湯温度710、鑄造速度60 mm/minにて鑄造したもので、図6(b)は溶湯温度770にして鑄型温度500、鑄造速度60 mm/minで鑄造したものである。

図6(a)の粒状晶の平均結晶粒径は135.8  $\mu\text{m}$ であり、図6(b)の双晶間隔の平均値が80.6  $\mu\text{m}$ であることから平均結晶間隔は40.3  $\mu\text{m}$ となり、(a)の粒状晶の平均粒径に比較して非常に小さいことが明らかになった。

これにより、全羽毛状晶ビレットは均質化処理時間も粒状晶ビレットに比較して短いと

10

20

30

40

50

推定できる。

【0021】

図7は、鑄造中に少量のスズ(Sn)を添加して凝固界面を検出して一方向凝固性を確認した結果を示す。

鑄造中に少量のスズを添加するとアルミニウムよりも比重が大きく、融点の低いスズが凝固界面まで沈み、スズの層を形成する。

鑄型温度500℃、溶湯温度730℃、鑄造速度60mm/min、鑄造開始より90s、150s後にスズを添加したもので凝固界面は極めて水平に近い状態になっていて一方向凝固性が確認できた。

【0022】

図1に示した半連続鑄造装置を用いて得られた鑄塊から板厚10mmの種結晶となる種板を円板状に切り出し、これを、図9に示したチルプレートに載置し、鑄型温度500℃、種板を300℃に予備加熱した状態で上から溶湯温度780℃の溶湯を流し込んで鑄造した。

その鑄塊の金属組織写真を図12に示すように鑄塊のほぼ全域にわたって羽毛状晶になっていた。

【産業上の利用可能性】

【0023】

本発明により羽毛状晶からなる鑄塊が得られることから、このような羽毛状晶鑄塊を用いると押出圧が低下し、押出ダイスの型寿命の向上、生産エネルギーの省エネ化を図ることができ、押出材の生産性が向上する。

また、複雑な形状を有する型材の押出生産も可能になり、自動車部品等のこれまでアルミ化出来なかった製品のアルミ化も可能になることが期待される。

【図面の簡単な説明】

【0024】

【図1】本発明に係る鑄造方法の実施に用いた半連続鑄造装置の例を示す。

【図2】本発明に係る鑄造方法に用いる受け型の形状例の半断面図を示す。

【図3】冷却速度と鑄造組織の関係を示す。

【図4】本発明にて得られた羽毛状晶ビレットのマクロ組織写真を示す。

【図5】本発明にて得られた羽毛状晶ビレットのミクロ組織写真を示す。

【図6】粒状晶と羽毛状晶との比較写真を示す。

【図7】スズ添加にて一方向凝固性を確認した結果を示す。

【図8】試験評価に供したJIS7003合金の化学成分組成を示す。

【図9】予備実験に用いた一方向凝固装置の構造を示す。

【図10】一方向凝固内に用いたチルプレートの半断面図を示す。

【図11】冷却速度と金属組織の関係を示す。

【図12】本発明に係る種付け方法にて得られた鑄塊の金属組織写真を示す。

【符号の説明】

【0025】

- 1 黒鉛鑄型
- 2 水冷ジャケット
- 2 a 冷却水
- 3 昇降装置
- 4 溶湯
- 5 ビレット
- 6 a , 6 b 熱電対
- 7 断熱ヘッダ一部
- 10 受け型

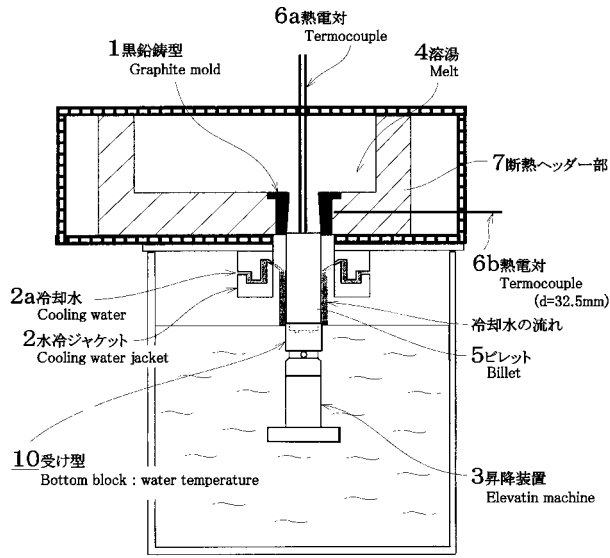
10

20

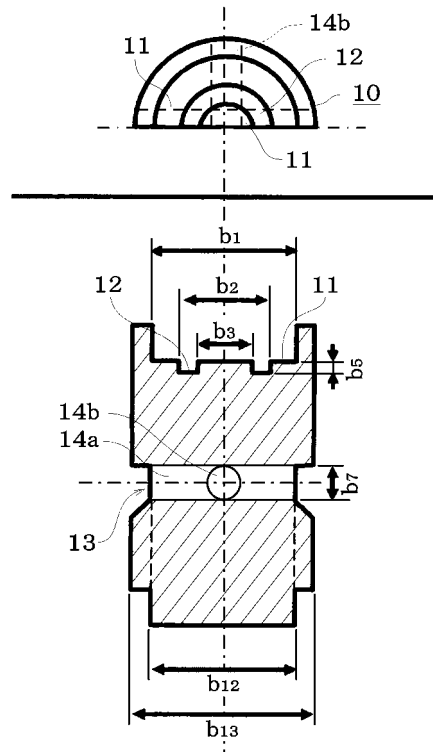
30

40

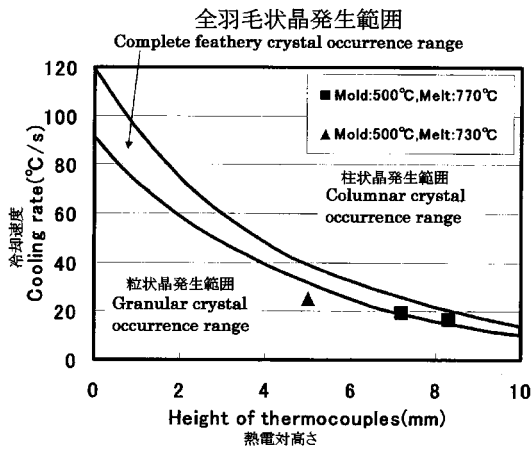
【 図 1 】



【 図 2 】



【 図 3 】

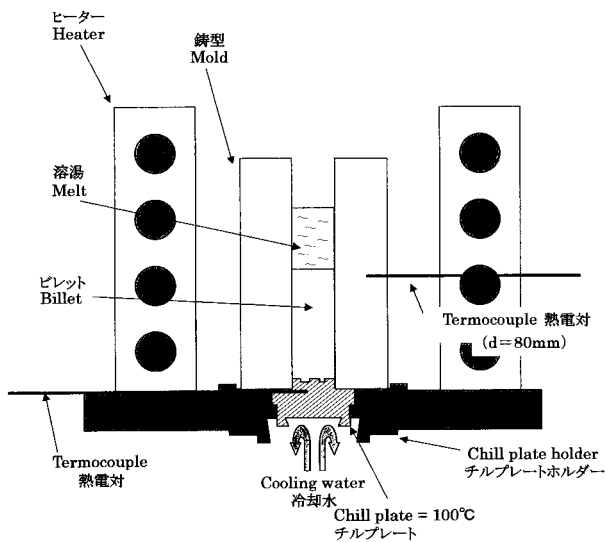


【 図 8 】

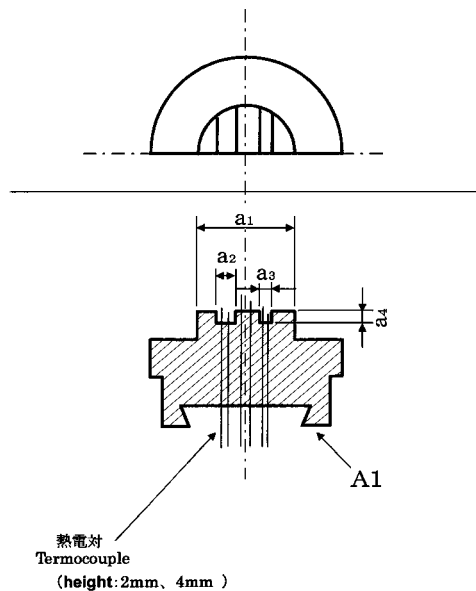
	Al	Zr	Ti	Zn	Cr	Mg	Mn	Cu	Fe	Si
溶解前	bal	0.1260	0.0090	5.1344	0	0.8873	0.1735	0.1253	0.1311	0.0458
溶解後	bal	0.1238	0.0087	5.1958	0	0.8447	0.1749	0.1295	0.1346	0.0471

(mass%)

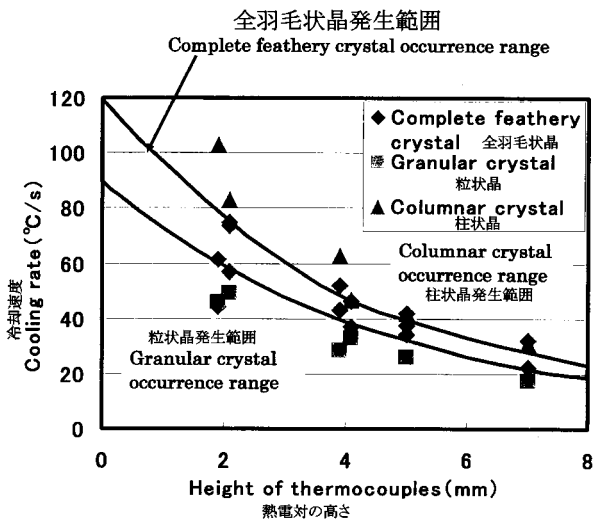
【 図 9 】



【 図 10 】



【 図 11 】



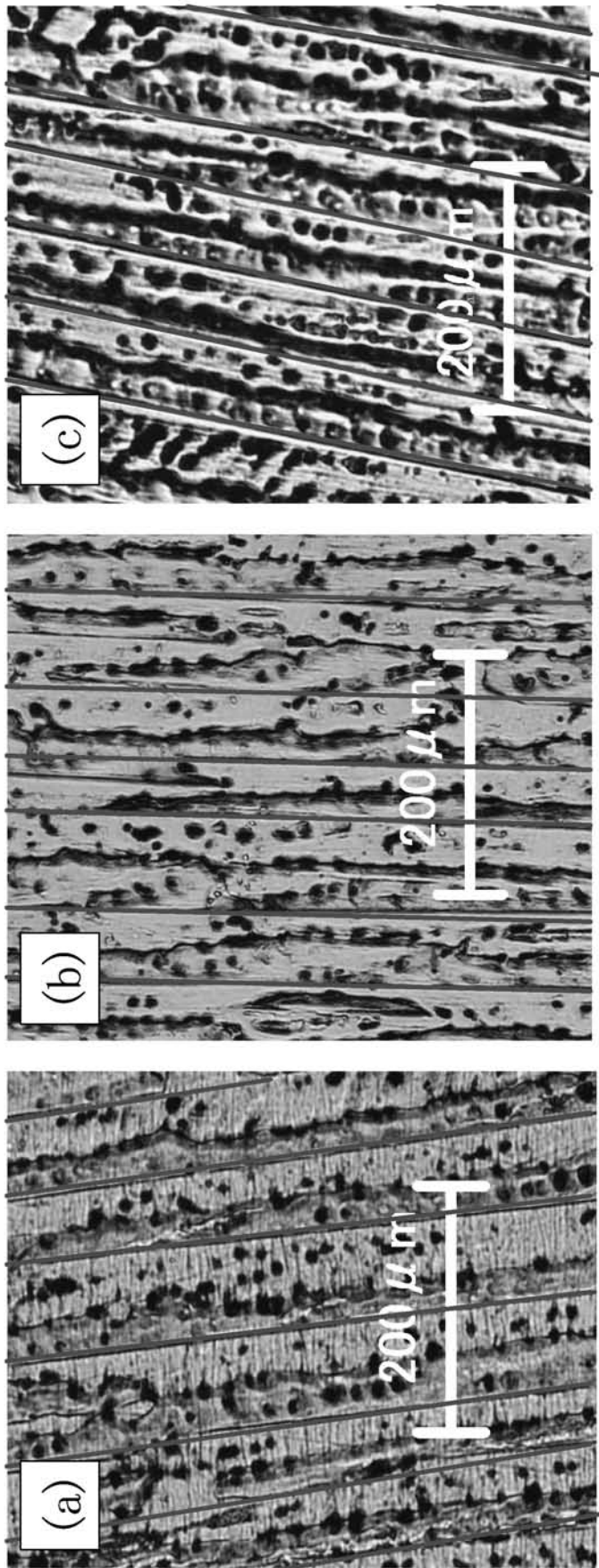


【 图 4 】



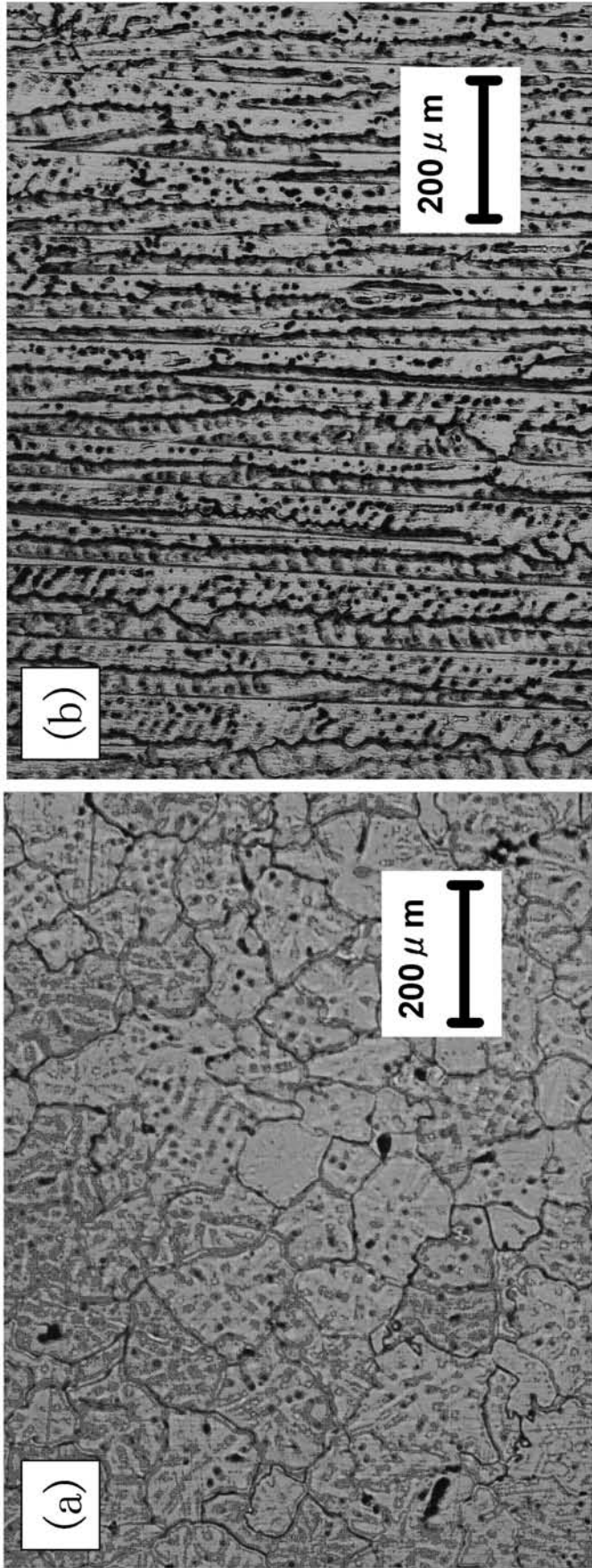
Vertical section macrostructures of feathery crystal billet.  
Casting condition is mold temperature = 500°C, bottom  
block temperature = water temperature, casting start  
speed = 50mm/min, melt temperature = 770°C.

【 図 5 】



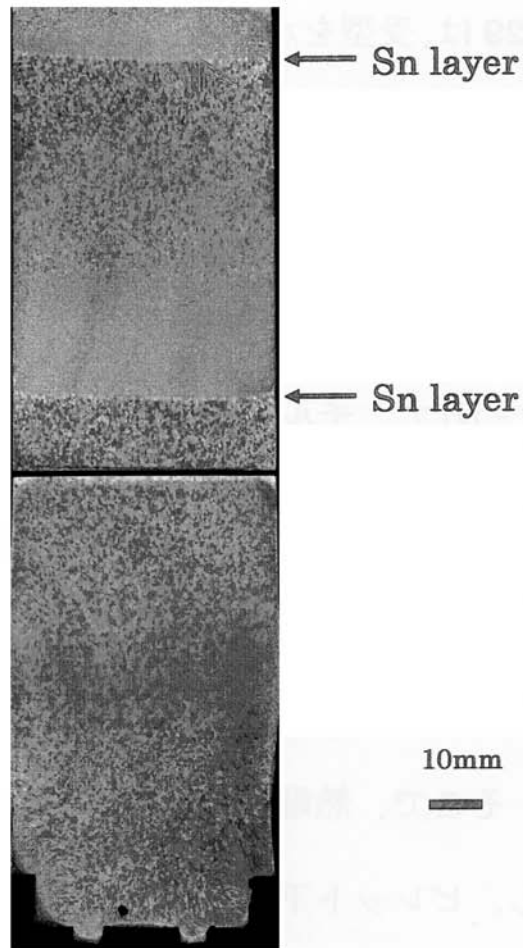
Microstructures of feathery crystal at the billet uppermost part : (a)left periphery; (b)central point ; (c)light periphery. Casting condition is mold temperature = 500°C, bottom block temperature = water temperature, casting speed = 60mm/min, melt temperature = 770°C

【 図 6 】



Microstructures : (a) granular crystal; (b) feathery crystal. Casting condition is mold temperature = 500°C, bottom block temperature = water temperature, casting speed = 60mm/min ; (a)melt temperature = 710°C; (b)770°C

【 図 7 】



Shape of solidification interface obtained by Sn addition.  
Casting condition is mold temperature = 500°C, melt  
temperature = 730°C, casting speed = 60mm/min.

【 図 1 2 】



10mm  
↔