Al-8% Pb-4% Si 合金の凝固組織と重力偏析*

池田 徹之**・西 成基***・羽生日登志****

Solidified structures and gravity segregation
of an Al-8% Pb-4% alloy*

UDC : 669.715'4'782-14 : 548.52

Tetsuyuki IKEDA**, Seiki NISHI***
and Hitoshi HANYU****

Water spray cooled stationary mold casting, water spray cooled movable mold casting and water cooled copper mold casting were tentatively applied to achieve homogeneous dispersion of Pb phase in an Al-8% Pb-4% Si alloy. Casting the alloy into a spray cooled stationary mold 10 mm in height and 35 mm in diameter at 900°C just above the L_1+L_2 separating temperature and cooling at a rate 15°C/s result in homogeneous distribution of Si and irregular shaped Pb phases up to 20 μm in size. Casting into a water cooled copper mold 80 mm in length, 15 mm in width and above 8 mm in thickness at 850°C just below the L_1+L_2 separating temperature and cooling at 100°C/s or less result in homogeneous dispersion of spherical Pb about 20 μm in diameter. And casting at 900°C into the water cooled copper mold 5 mm and 2 mm in thickness and cooling at about 300 and 600°C/s respectively result in homogeneous dispersion of irregular-shaped Pb up to 10 μm and spherical Pb about 5 μm in size respectively. Gravity segregation of Pb is prevented in these casting processes.

(Received April 12, 1984)

1. 緒 言

Al-Pb 系合金は、二液相共存域が高温まで広がっており¹⁾、均一液相域から冷却しても Pb 富化相 L_2 と Al 富化相 L_1 の密度差が大きいために重力偏析が生じる。従って、均質な合金は溶製しにくい。筆者らは、新しい高性能 Al 合金を開発する目的で、Al-Pb 及び Al-Pb-Cu 合金を均一液相から急速冷却することによって得た材料の凝固組織と硬さ特性を調べた²⁾⁻³⁾。また、軸受合金として Al-Pb-Si 系合金が、Gould 社で粉末焼結法によって開発されている⁴⁾。この開発された Al-8.5%Pb-4.0%Si-1.5%Ti-1.0%Cu 合金は、Al-20%Sn 合金に比べて優れた疲労強度、耐摩耗性、焼付け抵抗を持ち耐食性も良好である。

本研究は、耐食性 Al-Si 合金中へ Pb 相を均一に分散

することができる鋳造法の開発を試みた。それらの鋳造法で溶製された Al-8%Pb-4%Si 合金鋳塊および鋳板の凝固組織と重力偏析の状況を調べ、Pb 相の分布とその形態を明らかにした。さらに、Pb 相を均一分散することができる最適な鋳造法とその鋳造条件を検討した。

2. 実験方法

2.1 鋳塊および鋳板の溶製

実験に供した Al-8%Pb-4%Si (wt%, 以下すべて同じ) 合金は、高純度 Al (99.9%) に Al-24.4%Si 母合金、試薬用純 Pb (99.99%) を上記の組成に配合して溶解された。この場合、合金融液は、溶解温度 900°C で 10 min 間保持後鋳造温度より各種鋳型に注入された。冷却鋳造法は Fig. 1 に示したように (1)固定金型式スプレー冷却鋳造法、(2)可動金型式スプレー冷却鋳造法⁵⁾、(3)水

* 軽金属学会第63回秋期大会 (57-11) に発表。

** 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (豊橋市)。Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi)。

*** 豊橋技術科学大学 (豊橋市)。Toyohashi University of Technology (Toyohashi)。

**** 豊橋技術科学大学大学院 (豊橋市)。現在：株式会社日本軽金属。(Present address: Nippon Light Metals Lab. Ltd.)

Fig. 1 Schematic drawing of casting processes.

(a) process by cooling stationary mold by spraying, (b) process by cooling movable mold by spraying and (c) process by water cooled copper mold.

① molten metal, ② spraying, ③ metal mold, ④ electric furnace, ⑤ cooling water

冷金型鋳造法の3種類である。なお溶解の際には、脱ガス、酸化防止および均一溶解の目的で溶湯のフラックス処理と攪拌を十分行つた。鋳塊の寸法は、固定式が直径35 mm、高さ10~30 mm、そして可動式が直径40 mm、高さ180 mmである。また鋳板の寸法は、板厚2~12 mm、長さ80 mm、幅15 mmである。

2.2 密度測定

鋳塊および鋳板の重力偏析を調べるために密度測定を行つた。密度測定用の液体としては、エチルアルコールを用いた。鋳塊および鋳板を底端からそれぞれ18 mmと10 mm間隔で切断して切り出した試料を洗浄した後、密度測定をした。

2.3 組織観察とEPMA分析

密度測定をした試料の切断面に対して粗研磨およびバフ研磨を行つた後、電解研磨仕上をした。それらの試料の組織をビデオパターン・アナライザーで解析し第2相の寸法と分布密度を測定した。さらに、組織を構成する相と第2相の分布状況ならびにその形態を調べるために、微小部X線分析装置(EPMA)を用いてそれらの2次電子像とAl, Pb, SiのX線像を撮影した。

2.4 熱分析

ステンレス製金型(型厚5.4 mm、内壁 Al_2O_3 塗布)へ注入された合金融液の冷却過程を熱分析した。それは、C. A. 熱電対を融液内に挿入し、自動記録計で冷却曲線を記録するものであり、これより鋳造条件が実測された。

3. 実験結果および考察

3.1 Al-Pb-Si系合金の状態図と相変態

Al-Pb-Si系の状態図の概略は、渡辺、佐藤らによればFig. 2のようにAl-Pb, Pb-Siの両2元系に2液相共存範囲とAl-Si 2元系に共晶反応がある場合の状態図となる^{6)~8)}。本合金は、凝固に先だちFig. 2の状態図の2液相分離反応面(約875°C)⁹⁾から $L_1 + L_2$ の共存域を経て偏晶反応面(約620°C)⁹⁾ $L_1 \rightleftharpoons \alpha + L_2$ に至る相変態を有す

Fig. 2 Schematic phase diagram of Al-Pb-Si system.^{7)~9)}

る組成点の合金である。Al-Pb 2 元系の偏晶線より降下する偏晶パイプは、約560℃⁹⁾において偏共晶面を形成する。この面では、偏共晶反応 $L_1 \rightarrow \alpha + Si + L_2$ が進行する。偏共晶反応終了後生成した $L_2 \rightarrow Si + \alpha$ の領域は、共晶パイプとなって降下し、 $L_2 \rightarrow Si + Pb$, $L_2 \rightarrow Al + Pb$ の共晶パイプと合致して3元共晶面 (約308℃)¹⁰⁾を構成する。この面では、3元共晶反応 $L_2 \rightarrow Al + Si + Pb$ が進行して凝固が完了する。

3.2 固定金型式スプレイ冷却製造

固定金型式スプレイ冷却製造法は、Fig. 1 (a)に示したように casting 温度に予熱したステンレス製金型へ合金融液を注入した後、この金型を直接スプレイ冷却して合金融

Fig. 3 Effect of casting temperature on thickness of sedimentation zone in ingots solidified by cooling stationary mold by spraying for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

Fig. 4 Variation in distribution of spherical lead phase in ingots solidified by cooling stationary mold by spraying with casting temperature for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

液を凝固させる方法である。

高さ $H=30$ mm の鋳塊では、鋳造温度 $700 \sim 1000^\circ\text{C}$ で冷却速度 (液相域での冷却速度) 約 $10^\circ\text{C}/\text{sec}$, そして $H=10$ mm では鋳造温度 $800 \sim 1000^\circ\text{C}$ で冷却速度は約 $15^\circ\text{C}/\text{sec}$ であった。これらの鋳塊の重力偏析に及ぼす鋳造温度の影響を **Fig. 3** に示す。Fig. 3 は、鋳塊底部に見られた Pb 濃化相からなる沈殿層の厚さによつて重力偏析の程度を検討した図である。高さ 30 mm の鋳塊では、数 mm のかなり厚い沈殿層が形成された。この沈殿層の厚さと鋳造温度の関係は、 900°C 以上ならびに 850°C 以下で沈殿層が厚くなる傾向を示す。 850°C より低い鋳造温度では、Fig. 2 の 2 液相共存域内からの冷却であり、冷却を開始する前に L_2 液相がすでに存在し、 L_2 液相はストークスの法則¹¹⁾に従い沈降を始める。また、 900°C より高い鋳造温度では冷却速度が遅くなるために、 L_2 液相が粗大成長した L_2 液相同士が合体して、それらは沈降速度を速め沈殿層を形成する。鋳塊の高さが低いほど沈殿層の厚さは薄くなり、高さ 10 mm の鋳塊ではその形成が抑制された。すなわち鋳造温度 900°C の場合沈殿層の厚さは、約 $100 \mu\text{m}$ 程度でしかも 2 液相分離反応温度直下の 850°C では存在しなかった。

高さ 30 mm の鋳塊の上部組織は、沈殿層厚さが最低であった鋳造温度 900°C (均一液相域) でも α 相のデンドライト間隙が Si と Pb 相の共晶組織で、2 液相分離反応によつて生成された球状の大径 Pb 相が見られない。それに対して、鋳塊下部には、上部から沈降した L_2 液相も加わり約 $80 \mu\text{m}$ もの粗大な Pb 相が分布した。この場合、沈殿層以外でも著しい重力偏析を示した。また沈殿層がほとんど観察されなかつた高さ 10 mm の鋳塊を組織解析した結果が **Fig. 4** である。Fig. 4 (a) は、鋳造温度に伴う組織中の球状 Pb 相の寸法、そして (b) は、その分布密度の分布図である。鋳造温度 950°C 以上では試料下部

ほど Pb 相の寸法は大きく、そしてその分布密度も高くなる。しかし casting 温度 900°C では、 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以上の大径 Pb 相はほとんど存在しないことがわかる。また、2 液相分離反応温度直下（2 液相共存域内）の 850°C では、鋳塊の上部から下部まで $50\text{ }\mu\text{m}$ 前後の球状 Pb 相が存在し、その分布は不均一である。沈殿層ならびに粗大な球状 Pb 相が存在しない高さ 10 mm 、casting 温度 900°C の鋳塊のミクロ組織を **Photo 1** に示す。この場合、凝固は凝固界面近傍で負の温度勾配を形成して、偏晶反応による α 相が小径の L_2 相を生成しながら柱状デンドライト晶として成長する。従って、粗大な球状 Pb 相は存在せず、発達したデンドライトおよびアームの間に Pb と Si 相をほぼ均一に分布した組織が得られた。さらに、これらのミクロ組織に対して EPMA による 2 次電子像と Al, Pb, Si の X 線像を調べてみた。Photo 1 のデンドライト間隙の第 2 相（黒い領域）は、**Photo 2** (a) の 2 次電子像によれば白色部と灰色の領域に分けられた。これらは、Photo 2 (c) の Pb と Photo 2 (d) の Si の X 線像の領域と一致する。これらの結果より、約 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の不定形 Pb 相と共晶 Si が別々に分布するが、それらはお互いに連結しており Photo 1 のデンドライトおよびセル間隙に相当した。従って、高温域に存在したと考えられる球状の大径 L_2 液相は、柱状デンドライト α 相の成長に伴いそれらの間隙に押し込まれ流動変形したと思われる。

3.3 可動金型式スプレイ冷却鋳造

鋳造温度 900°C (均一液相域温度) に予熱したステンレス製金型へ合金融液を注入後、フラックスで被覆しその金型をスプレイ冷却装置上の保温炉で 900°C に保持した。この金型を $0.5\sim 3\text{ mm/sec}$ の一定速度 V で下降させ、その底部よりスプレイ冷却して凝固させた。この鋳造法の概略図を Fig. 1 (b) に示す。金型下降速度 $0.5\sim 3\text{ mm/sec}$ で、平均冷却速度は、 $1.5\sim 7.3^{\circ}\text{C/sec}$ であった。

Fig. 5 は、徐冷鋳塊とスプレイ冷却鋳造した鋳塊の密度分布を示した図である。 0.04°C/sec で徐冷した鋳塊は、高さ分率約 0.2 を境として密度が急激に増大し、 2.76 と 3.0 g/cm^3 以上に分かれた。これは、2 液相分離反応

Photo 1 Microstructures of an ingot solidified by cooling stationary mold by spraying for an Al-8%Pb-4%Si alloy. Fractional height: (a) 0.85, (b) 0.65, (c) 0.34 and (d) 0.04.

Photo 2 Secondary-electron and X-ray images on structure of an ingot solidified by cooling stationary mold by spraying for an Al-8%Pb-4%Si alloy. (a) electron image, (b) aluminum image, (c) lead image and (d) silicon image.

Fig. 5 Density distribution of ingots solidified by cooling movable mold by spraying for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

で生じた L_2 液相が鋳塊底部へ沈殿して互いに合体し、Pb 相の濃化した沈殿層を形成したためである。しかし、可動金型式スプレイ冷却鋳造法は、Fig. 5 の密度分布からも明らかのように沈殿層の形成を防ぎ、しかも速い金型速度の場合を除いて重力偏析をかなり低減することができた。特に、金型速度 1 mm/sec では平均密度が約 2.8 g/cm^3 で高く、鋳塊の上部と下部を除いて均一な鋳塊を得ることができた。しかも 1 mm/sec 以下の金型速度では、鋳底に沈殿層の存在は確認されなかった。

重力偏析を最も低減することのできた金型速度 1 mm/sec の鋳塊のミクロ組織を **Photo 3** に示す。粗大な球状 Pb 相が α 相のよく発達したデンドライト中に存在している。この Pb 相は、2 液相分離反応によつて生成した L_2 液相が晶出したものであり、鋳塊上部では小さく底部では大きくかつ多く分散している。これらは、2 液相分離反応によつて生成した L_2 液相の界面上に偏晶反応などによつて生成する α 相が核生成し取り巻くように周囲へデンドライト状に成長することによつて α 相に包囲されたものである。また、デンドライトおよびアーム間隙域の拡大組織が Photo 3 (f) である。これは、共晶 Si と不定形の Pb 相が存在し、互いに連結している。その Pb 相は、2 液相分離反応で生成した L_2 液相が流動変形したものや偏晶および偏共晶反応の生成相である L_2 液相から晶出した相である。 α 相の成長によつて流動変形した不定形の Pb 相は、大径の球状 Pb 相とは逆に鋳塊上部ほど多く存在した。これは、 α 相が鋳塊底部で等軸晶成長するが、凝固界面近傍の温度勾配が負へ逆転した後は定常的に柱状晶成長したことを示す。また、この鋳

Photo 3 Microstructures of an ingot solidified by cooling movable mold by spraying at a mold speed of 1 mm/s for an Al-8%Pb-4%Si alloy. Fractional height: (a) 0.78, (b) 0.59, (c) 0.41, (d) 0.22 and (e) 0.03.

塊に対して組織解析した結果、鋳塊の上部と下部を除いて球状 Pb 相の均一な分散が得られたが、その寸法は平均 $80 \mu\text{m}$ でかなり粗大なものである。従つて、この鋳造法で得た鋳塊の Pb 相の分散は、マクロ的には均一であるがしかしミクロ的には不均一であつた。さらに組織を

Photo 4 Secondary-electron and X-ray images on structures of an ingot solidified by cooling movable mold by spraying for an Al-8%Pb-4%Si alloy. Fractional height: (a)~(d) 0.12 and (e)~(h) 0.78. (a), (e) electron image, (b), (f) aluminum image, (c), (g) lead image and (d), (h) silicon image.

構成する相に対して EPMA による 2 次電子像と Al, Pb, Si の X 線像を調べた結果を **Photo 4** に示す。Photo 4 (e)~(h)によれば、粗大な球状 Pb 相には Si および α 相が内在しているものもあることがわかった。これは、2 液相分離反応によつて生成した L_2 液相が低温で共晶および三元共晶反応によつて Si や α 相を晶出したことを意味する。しかし偏晶および偏共晶反応によつて生成された片状 Pb 相や L_2 液相が流動変形した不定形の Pb 相は、Photo 4 (a)~(d)のように Si や α 相を内在せず Pb 原子のみの相である。従つて、これは、 α/L_2 液相界面に Si および α 相が核生成して分離共晶型に成長したか、または L_2 液相中の Si および Al 原子が粗大な球状 L_2 液相へ拡散して消失したためであろう。また、Photo 4 (d), (h)によれば α 相中には Si 原子がほとんど過飽和固溶 (300 °C, 0.1 % Si)⁷⁾ せず、Si 原子はデンドライトおよびアーム間隙に共晶 Si として晶出した。

3.4 水冷金型鑄造

水冷金型鑄造は、合金融液を鑄造温度で水冷銅鑄型へ鑄込み急冷凝固する鑄造法である。この鑄造法の概略図を Fig. 1 (c)に示す。

鑄造温度は、2 液相共存域の 850 °C、均一液相域の 900 °C と 950 °C の 3 種類である。この場合、冷却速度は、約 600 ~ 50 °C/sec である。鑄造された板厚 2 ~ 12 mm の鑄板に対する密度分布の測定結果を **Fig. 6** に示す。これら鑄板の鑄造温度は、均一液相域の 950 °C である。いずれの場合も鑄板上部から底部まで密度差がなく平均密度が約 2.85 g/cm³ で、重力偏析は認められなかった。当然、

これらの鑄板には、Pb 濃化相からなる沈殿層は存在しない。

また、鑄造温度 900 °C で鑄造した鑄板の代表的なミクロ組織を **Photo 5** に示す。薄板の肉厚 2 mm (約 600 °C/sec) では、長形セルからなるチル晶ならびに柱状晶組織である。これらは、微細な Pb と Si 相がセル境界に沿つて互いに独立に存在することが **Photo 6** の 2 次電子

Fig. 6 Density distribution of cast plates solidified by water cooled copper mold for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

Photo 5 Microstructures of cast plates solidified by water cooled copper mold for an Al-8%Pb-4%Si alloy. Thickness of plate: (a), (d) 2 mm, (b), (e) 5 mm and (c), (f) 8 mm.

Photo 6 Secondary-electron and X-ray images on structures of cast plates solidified by water cooled copper mold for an Al-8%Pb-4%Si alloy. Thickness of plate: (a)~(c) 2 mm and (d)~(f) 8 mm. (a), (d) electron image, (b), (e) lead image and (c), (f) silicon image.

像およびX線像からも確認された。また、SiのX線像によれば、Si原子はセル粒内および境界にかかわらずほぼ均一な分布である。これは、Si原子が基底 α 相にかなり過飽和固溶されていることを示す。また、10 μm 以上の大径の球状Pb相は、ほとんど見られず、Pb相の均一な分散組織である。これは、急速冷却によつて2液相共存温度域が狭められるか、または L_2 液相の成長が抑制されたためと思われる。板厚5 mm以上の鋳板は、チル晶がほとんどなくなり、細長い長形セルやデンドライト状

セルからなる柱状晶組織を示す。従つて、 α 相が L_2 液相を生成しながら長形セル成長する場合、 L_2 液相は、セル間隙等に押しやられて球形をとどめる。しかし、液相内の温度勾配が減少して組成的過冷却が増大すると、 α 相が、デンドライト状セル形態へ変化するために、 L_2 液相は、セル間隙へ押しやられて α 相によつて流動変形されPhoto 5 (b), (e)となる。このために板厚5 mm(約300°C/sec), 鋳造温度900°Cの組織には5 μm 以上の球状Pb相が見られず、PbとSi相は微細に均一分布された。しか

し、板厚 8 mm (約100°C/sec) の鋳板は、Photo 5 (e), (f) のように10 μm 以上の大径な球状 Pb 相が見られ、これは鋳板の板厚の増大に伴い50 μm にも達する。その大径 Pb 相が α 相のデンドライトまたはセルラーデンドライト成長にもかかわらず球形を示したのは、液相内の温度勾配の減少と金型鋳造特有の外因的かゆ状凝固^{12),13)}のためである。その結果、 α 相は L_2 液相界面上に不均一核生成して成長し、 L_2 液相を包囲した。また、Photo 6 (f)の Si 原子に関するX線像によれば、基地相 α にはほとんど Si を固溶せず、Si 相はデンドライトおよびセル間隙に分布した。さらに、水冷金型鋳造された鋳板のマイクロ組織解析を行った。その結果を Fig. 7, Fig. 8 に示す。これらのマイクロ組織は、板厚および鋳造温度の影響を大きく受け、特に5 μm 以上の Pb 相の寸法は、上記の鋳造条件によって著しく変化した。

Fig. 7 は、2液相共存域内である鋳造温度850°Cでの鋳板が表層から内部組織まで等寸法の球状 Pb 相が分布するのに対して、均一液相温度域の900°Cより高い鋳造温度の鋳板が不均一な組織であることを示す。それらの中央部の組織は、急凝固組織にもかかわらず球状 Pb 相が非常に粗大化して、その寸法が50 μm にも達する。し

かし、板厚 2 mm の鋳板では、球状 Pb 相の寸法に及ばず鋳造温度の影響は、ほとんどない。従つて、板厚 8 mm 以下で鋳造温度900°Cの場合、Pb 相の寸法は中央部の組織を除き他の鋳造条件に比べて最も細かい。また、鋳造温度ならびに板厚による Pb 相の分布密度の変化を Fig. 8 に示す。8 mm 以上の厚板では、分布密度の山は鋳造温度900°Cの表層部そして950°Cの中央部組織に存在する。従つて、900°C以上の鋳造温度では Pb 相の分散が不均質である。しかし、鋳造温度850°Cでは、Pb 相の分布密度の変化は見られず、大径の球状 Pb 相はほぼ等寸法で均質な分散であつた。5 mm の鋳板では、分布密度の谷が鋳造温度900°Cに存在した。これは、5 μm 以上の球状 Pb 相の分布密度が非常に低く、Photo 5 (b), (e) のように凝固時に大径の球状 L_2 液相が流動変形して10 μm 以下の不定形な Pb 相をセル境界に分布したためである。板厚 2 mm では、5 μm 前後の球状 Pb 相が非常に高い分布密度を示し、しかもその分布密度が板厚方向に著しく変化した。この水冷金型鋳造法は、重力偏析を防ぐには非常に有効な方法であつたが、2液相分離反応によつて生じる L_2 液相のために板厚方向に著しいマイクロ寸法の偏析を生じることがわかつた。

Fig. 7 Variation in size of spherical lead phase in cast plates solidified by water cooled copper mold with casting temperature and thickness of plate for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

Fig. 8 Variation in distribution density of spherical lead phase in cast plates solidified by water cooled copper mold with casting temperature and thickness of plate for an Al-8%Pb-4%Si alloy.

4. 結 言

Al-8%Pb-4%Si 合金に対して、3種類の鋳造法によって溶製した鋳塊および鋳板の凝固組織と重力偏析の状況を調べた。それによつて、均質な合金を溶製することのできる鋳造法と、その鋳造条件を検討した結果を述べる。

- (1) 固定金型式スプレイ冷却鋳造法は、鋳造温度 900℃、高さ 10 mm の鋳造条件で大径な球状 Pb 相の生成を防ぎ、発達した α 相の柱状デンドライト晶の間隙およびそれらのアーム間隙に共晶 Si や 20 μm 以下の不定形 Pb 相を均一に分布し、しかも重力偏析のない組織が得られた。
- (2) 可動金型式スプレイ冷却鋳造法では、鋳造温度 900℃、金型速度 1 mm/sec の条件で溶製した鋳塊は、Pb 相の重力偏析を低減することができたが、平均径 80 μm もの粗大な球状 Pb 相が存在し、ミクロ的には不均質であつた。
- (3) 板厚 2 ~ 12 mm の鋳板の水冷金型鋳造は、Pb 相の重力偏析を防ぐのに有効であつたが、板厚方向に均一な Pb 相の分散を得にくい。しかし、板厚 8 mm 以上の鋳板は、2 液相分離反応直下の鋳造温度 850℃で鋳造すれば、20 μm 前後の球状 Pb 相を均一に分散した組織が得られた。それに対して、板厚 5 mm の鋳板は、2 液相分離反応温度直上の鋳造温度 900℃より鋳造すれば、10 μm 以下の Pb 相を均一分布した組織が得られ、また板厚 2 mm の薄板では、5 μm 前後の球状 Pb 相を高密度に均一分散することができた。
- (4) 重力偏析の原因となつた大径 Pb 相の沈降と沈殿層の形成は、2 液相分離反応によつて生成された L_2 液相によるものである。また、デンドライト、アームおよびセル間隙などに分布する小径の Pb 相は、偏晶、偏共晶反応によつて生成された L_2 液相であ

り、これらは重力偏析には関係しないと考えられる。

- (5) Pb 相の形態と分布は、偏晶および偏共晶反応によつて晶出する初晶 α 相の核生成および成長形態と 2 液相分離反応によつて生成した L_2 液相との関係に支配された。

最後に、本研究の一部は、豊橋技術科学大学分析計測センターの EPMA を使用して行われたもので、関係各位ならびに白井宏始技官に感謝いたします。また、本研究の実施にあたり多くの助言を賜つた永井直記教授、坂野武男教授、小林俊郎教授に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) W. Hofmann: *Lead and Lead Alloys*, Springer-Verlag Berlin · Heidelberg, (1970), 29.
- 2) 池田, 西: 日本金属学会誌, **46** (1982), 645.
- 3) 島崎, 池田, 伴野, 西: 軽金属学会, 大会講演概要, 第61回, No. 32 (1981) 63.
- 4) M. L. Mackay, L. J. Cawley and G. R. Kingsbway: *automotive engineering First* **113** (1976), 1.
- 5) 八木, 池田, 坂野, 西: 軽金属学会, 大会講演概要第61回 No. 3 (1981), 5.
- 6) 渡辺, 佐藤: 実用合金状態図説, 日刊工業新聞社, (1966), 91.
- 7) P. M. Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill Book Company, (1958), 122, 132.
- 8) R. P. Elliott: *Constitution of Binary Alloys · First supplement*, McGraw-Hill Book Company, (1965), 722.
- 9) 羽生, 池田, 西: 軽金属学会, 大会講演概要, 第63回 No. 32 (1982), 63.
- 10) G. H. Geiger and D. R. Poirier: *Transport Phenomena in Metallurgy*, Addison-Wesley Publishing Company, (1973), 70.
- 11) 西, 池田: 日本金属学会講演概要, (1974 · 11 月), 138.
- 12) S. Engler: *Z. Metallkde.*, **63** (1972), 375.