

研究論文

チルプレート上で急冷凝固させたAl-17%Si合金における
共晶Si形態

豊田充潤* 森中真行*

Research Article

J. JFS, Vol. 88, No. 9 (2016) pp. 518~523

Eutectic Si Morphology in Al-17%Si Alloy Rapidly
Solidified on Chill Plate

Michihiro Toyoda* and Mayuki Morinaka*

Hyper eutectic Al-Si alloys containing no P are expected to possess excellent fluidity upon under-cooling solidification. The mechanical properties of these alloy castings are affected by the eutectic Si phase structure. In this research, an Al-17% Si alloy molten metal containing no P was pelted on a chill plate to obtain thinned casting plate. This microstructure was observed to have a plate-like, rod-like, peanuts-like and spheroidal eutectic Si phase. Therefore, we investigated the mechanism responsible for changing eutectic Si phase structure as just described. In the initial stage of solidification, primary Si of the order of $5\mu\text{m}$ generated nuclei on the chill plate surface. This solidification is attributed to rapid cooling, and it is likely that the small (approximately $100\mu\text{m}$) pseudo plate-like eutectic Si phase initiated cell growth within the primary Si phase. It is assumed that during solidification growth, the castings were in an adiabatic state because of separation from the chill plate, and therefore, the heat of the remaining liquid diffused into the pseudo plate-like eutectic Si phase, which seems to be comprised of rod-like and spheroidal shapes. Owing to the slow cooling, a relatively large eutectic plate-like Si phase grew.

Keywords : hyper eutectic Al-Si alloy, chill plate, rapid cooling, air gap, spheroidal silicon, self heat treatment

1. 緒 言

過共晶 Al-Si 合金は耐磨耗性に優れることから、自動車部品の摺動部などに使用されている¹⁾。この合金が耐磨耗性に優れる理由は初晶 Si 相の存在によるものとされている^{2,3)}。ただし、初晶 Si 相はファセットであることから、凝固時に核生成が容易でない。このため、従来から初晶 Si 相の不均質核物質が研究されてきた。その結果、 $\text{P}^{4\sim6)}$ 、 $\text{S}^{7\sim9)}$ 、 $\text{Se}^{10)}$ 、 $\text{As}^{11)}$ 、 $\text{Ce}^{12)}$ 、 $\text{La}^{12)}$ 、 $\text{Nd}^{12)}$ および $\text{RE}^{12)}$ などを添加すると、初晶 Si 相が不均質核生成されることが報告された。あるいは、それらの添加後に塩素ガス¹³⁾を吹き込むとより効果がみられるものの、窒素ガス¹⁴⁾と Ar ガス¹⁴⁾では変化がないとされた。一方、これらの不均質核物質を含まない場合には、初晶 Si 相が核生成されずに過冷が生じ、やがて共晶凝固が選択されることが報告された。これが初晶 Si フリーゾーンやフェザー晶などと呼ばれる共晶だけの組織である^{15\sim19)}。ただし、厳密にはわずかに生成した初晶 Si 相から、共晶 Si 相がセル成長することが示されている²⁰⁾。この共晶 Si 相もファセットであることから、やはり成長は容易でない。よって、共晶凝固時

に共晶 α -Al 相と共晶 Si 相が協調成長するためには、共晶 Si 相は共晶 α -Al 相よりも相対的に大きな過冷を必要とする²¹⁾。実際には、過共晶側に湾曲したカップルドゾーン²²⁾で凝固することにより、これが達成されている。この場合、成長速度 V の増加にともなって界面温度が低下することから、過冷度 ΔT が増加するものと考えられている ($\Delta T \propto V^{1/2}$)²¹⁾。このような過冷凝固が行われた場合、共晶 Si 相間隔 λ は狭くなることが知られている ($\lambda^2 V = \text{constant}$)²³⁾。また、このようにして凝固した共晶 Si 相の形態を観察すると、一般に観察される板状ではなく、棒状を呈している場合がある。現在までに、共晶 Si 相形態が板状から棒状に変化する現象に関しては十分な説明が行われていない。その説明のひとつとして、成長速度 V の増加により、共晶 Si 相間隔 λ が狭くなったことから、上昇した界面エネルギーを低減させるために、板状から棒状に変化する機構が考えられている²⁴⁾。

ところで、このような共晶組織だけの過共晶 Al-Si 合金は過冷凝固を行うことから、流動性に優れることが報告されている^{25\sim27)}。このため、薄肉鋳物への実用化が期待されている。この場合、機械的性質は共晶 Si 相の形態の

受付日：平成28年3月3日，受理日：平成28年6月2日 (Received on March 3, 2016; Accepted on June 2, 2016)

* アイシン・エィ・ダブリュ(株) AISIN AW Co., Ltd.

影響を受けることが予想される。よって、共晶Si相の形態変化の機構を検討しておくことが必要であろう。そこで、本研究では、共晶Si相の形態が板状から棒状に変化する現象を確認する目的で、速い成長速度VにおけるAl-17%Si合金の共晶Si相の形態の観察を試みた。その結果、板状、棒状、ピーナツ状に加えて、球状の共晶Si相が観察された。このため、このように共晶Si相形態が変化する機構についての検討を行った。

2. 実験方法

電気炉に設置した釉薬を施していない10番の黒鉛るつぼ内で、1kgのAl-17%Si合金を760°Cで溶製した。溶解原材料は99.99%Alと99.9999%Siである。共晶セル数を少なくして、共晶セルを速い速度で成長させるためにPを添加しなかった²⁸⁾。また、脱ガス処理およびフラックス処理は行わなかった。これは核生成挙動に影響を及ぼす可能性があるアルカリおよびアルカリ土類元素の汚染を避けるためである。溶湯の攪拌にはアルミナ棒を使用した。760°Cに予熱を行った釉薬を施していない0.3番の黒鉛るつぼを利用して、50gの溶湯を静かにすくい取った。薄板の試料を得るため、Fig. 1に示す室温の銅製のチルプレートの中央に、200mmの高さから溶湯を投射した。チルプレートの表面は600番のエメリー紙で研磨した後、エタノールで清浄にした。溶湯は一瞬でチルプレート全面に広がり、その多くは外に飛散した。チルプレート上に残った試料は、厚さ100 μ mの薄板状であった(以下、薄鑄板と呼ぶ)。マイクロ組織は投射地点の近傍の断面を観察した。その後、研磨時のひずみを受けた層を除去するためにイオンミリングを施した。NaOH水溶液を用いて適当量の α -Al相を選択的に腐食させて除去した後、FE-SEM(加速電圧3~5kV)

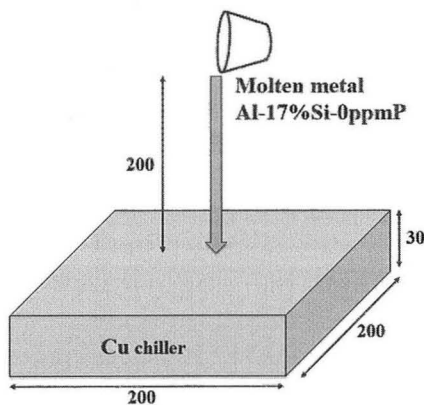


Fig. 1 Schematic drawing of experimental setup. 実験の模式図。

Table 1 Chemical composition of specimen. 試料の化学成分(発光分光分析法).

Alloy	Si	P	Si:%, P-Cu:ppm	
			Na, Sr, Ca, Mg	Cu
Al-17%Si-0ppmP	16.8	<0.5	<0.5	<0.5

による観察を行った。また、同時に採取した試料の発光分光分析を行った。その結果、Table 1に示すように、Si量は16.8%、P量は<0.5ppmであった。また、Na, Sr, Ca, Mgは、検出下限の<0.5ppmであった。

3. 実験結果

得られた薄鑄板の断面のマイクロ組織を観察したところ、チラー接触面は平滑でなかった。また、Fig. 2に一例を示すように、チラー接触面において5 μ m程度の初晶Si相が、およそ100 μ mおきに観察された。初晶Si相の周囲には、10 μ m程度のセル状の α -Al相が認められた。そして、微細な共晶Si相を有する半径50 μ m程度の共晶セルの内層が形成されていた。内層の共晶Si相の形態は光学顕微鏡では識別することができなかった。その外側には、板状で相間隔の広い共晶Si相が観察された(外層)。このように薄鑄板は、初晶Si相がチラー接触面で熱的過冷により約100 μ mおきに核生成した後、それぞれの共晶セルが放射状に成長(内層から外層)することにより凝固したものとされる。

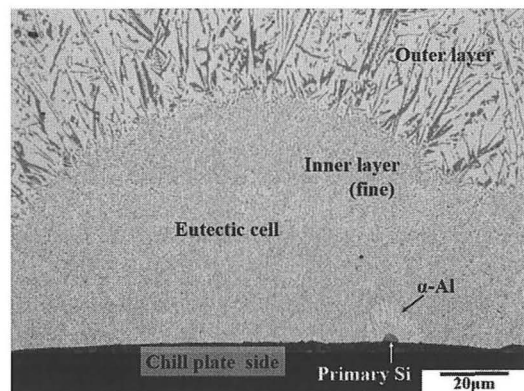


Fig. 2 Micro structure of thin cast plate (100 μ m) of Al-17% Si without P alloy.

チルプレート上で急冷させたPを含まないAl-17%Si合金の薄鑄板(100 μ m)の断面のマイクロ組織。

Fig. 3は同様の試料の α -Al相をNaOH水溶液により選択的に腐食させて除去した試料のSEM像である。共晶セルの内層は初晶Si相を中心とする半円状を呈している。また、内層および外層の共晶Si相は、初晶Si相から放射状に成長したように観察される。FE-SEMによる詳細な観察は、図中にa, b, c, d, eで示す位置で行った。それらのうち、b, c, dの位置に関して、共晶セルの法線方向を同図中に矢印で示した。この法線を示す矢印は、以下に示す詳細な観察図にもそれぞれ付記した。a部は初晶Si相およびその周囲である。b部は初晶Si相から20 μ m程度離れた位置である。c部は初晶Si相から35 μ m程度離れた位置(内層の半分を少し過ぎた位置)である。d部は内層と外層の境界位置である。そしてe部は外層である。ただし、e部は代表的な組織ではなく、散見される等軸晶状のものである。

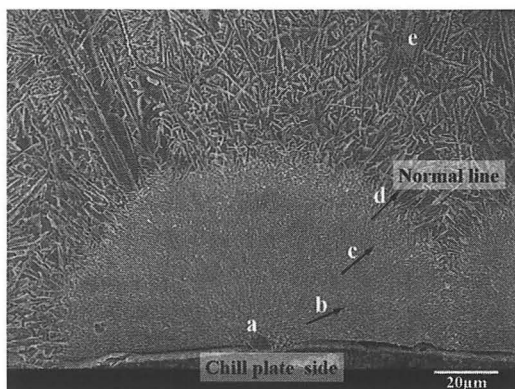


Fig. 3 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy.
深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像.

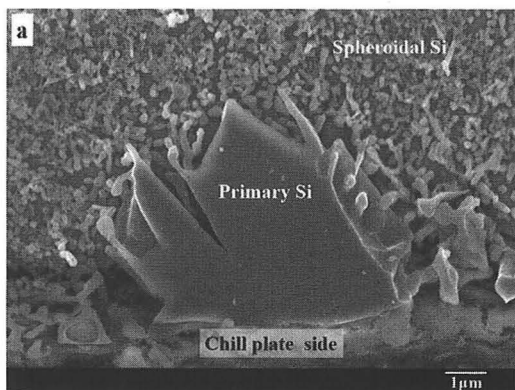


Fig. 4 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "a" in Fig. 3

深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像. 図 3 における a 部.

Fig. 4 は初晶 Si 相を拡大して観察した結果を示している (Fig. 3 の a 部). 凝固の初期に, 初晶 Si 相の底面 (下側) はチラーに接触していたものと考えられる. このため, チラーによる大きな抜熱が生じて, この 5µm 程度のサイズの初晶 Si 相が核生成されたものと思われる. 初晶 Si 相の形態としては様々な形態が報告されているが, 基本的には正 8 面体およびその双晶, あるいはそれらの集合体が多いことが報告されている²⁰⁾. 本研究においても, そのような基本的な矩形を呈している. しかしながら, その表面には 200 ~ 500nm 程度のサイズの数個の突起が観察される. それらの突起の先端部はやや尖っており, 初晶 α -Al のデンドライトの先端と同様の回転放物体²¹⁾のように観察される. これは, 側面に溶媒原子 (Al) を排出することにより, 前進しやすくするためと思われる. また, Fig. 5 に示すように初晶 Si 相の突起を拡大して観察すると, その根元部はくびれていることがわかる. これは成長時において, 図中に破線で明記したように, 初晶 Si 相の表面部を取り囲む溶媒原子 (Al) に富む拡散境界層 (腐食時に溶出) により融点が降下したためと考えられる. この態様は, デンドライト成長する初晶 Si 相の 2 次枝の根元のくびれと同様である. それら

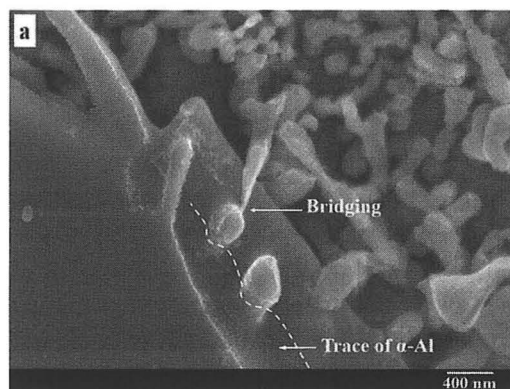


Fig. 5 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "a" in Fig. 3

深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像. 図 3 における a 部. 突起の先端部からブリッジングにより, 共晶 Si 相が成長している.

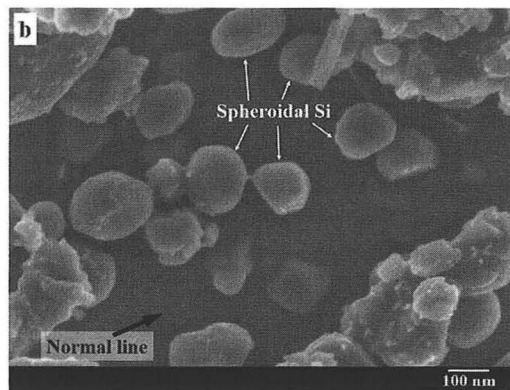


Fig. 6 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "b" in Fig. 3

深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像. 図 3 における b 部.

の Si 相の突起の先端が伸長してブリッジングし, やがて周囲の共晶 Si 相が成長したものと思われる. 小林ら²⁰⁾ は, 共晶 Si 相がこのように初晶 Si 相から連続して成長していることを報告した. 共晶 Si 相は, Fig. 4 および Fig. 5 に示されたように, 100nm 程度の球状を呈している.

Fig. 6 は Fig. 3 の b 部を拡大して観察したものである. 多くの球状 Si 相が, 図中に付記した法線とほぼ同じ方向に並んでいる傾向がみられる. 大日方らは, このような状態の結晶を連晶と呼んだ¹⁴⁾. また, 一部の球状 Si 相は「レンコン状」に連結されているように観察される. その連結部は 5nm 程度と細い. これら以外の球状 Si 相は, 同図を見る限りでは独立しているように思われる.

Fig. 7 は Fig. 6 の近傍を拡大して観察したものである. いくつかの形態の共晶 Si 相が観察される. 図中に明記したように, ①角が丸い擬板状, ②は棒状, ③は球状である. また, 棒状のものには, 図中に楕円形で示したように, くびれが観察された. 棒状の共晶 Si 相のサイズは 100nm 程度であるが, くびれた部分は 50nm 程度と細い. これらの棒状の

共晶 Si 相には長いものと、図中に一例を破線で示したような破断して分離したと思われる短いものがある。これは腐食により共晶 α -Al 相を除去した際、残存した共晶 Si 相が落下したためと考えられる。これらの共晶 Si 相は、おおよそ共晶セルの法線に沿って連なっている傾向がみられる。

Fig. 8 は Fig. 3 の c 部を拡大して観察したものである。この図では、棒状、および棒状が隣接した束状の共晶 Si 相が観察された。ただし、この近傍には、数はやや少ないものの球状の共晶 Si 相も存在している。棒状と束状の Si 相の主な配向方向は共晶セルの法線方向であった。

Fig. 9 は Fig. 3 の d 部を拡大して観察したものである。この位置は内層と外層の境界である。内層の共晶 Si 相の形態は、球状、棒状、束状である。他方、外層の共晶 Si 相の形態は板状だけである。共晶 Si 相の二次元的な相間隔を SEM 像から計測することは容易でないものの、内層が 100nm 程度であるのに対し、外層は 1 μ m 程度と 1 桁の違いがあるように見積もられる。この図の左下部を拡大して観察した結果を Fig. 10 に示す。図中に丸印で示した部分の共晶 Si 相の形態はピーナッツ状²⁴⁾を呈している。このため、

棒状から球状に変化する途中の形態のように思われる。これは、一見するとノンファセットのようである。他方、Fig. 9 に四角で示した位置を拡大して観察した結果を Fig. 11 に示す。この板状の Si 相はファセットであることがわかる。

Fig. 12 は Fig. 3 の e 部（外層）を拡大して観察したものである。これは法線方向に成長する代表的な組織ではなく、

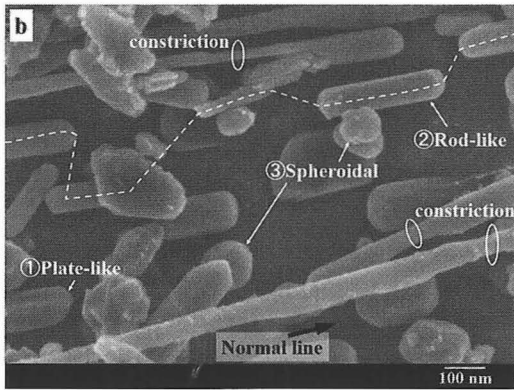


Fig. 7 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "b" in Fig. 3
深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像。図 3 における b 部。

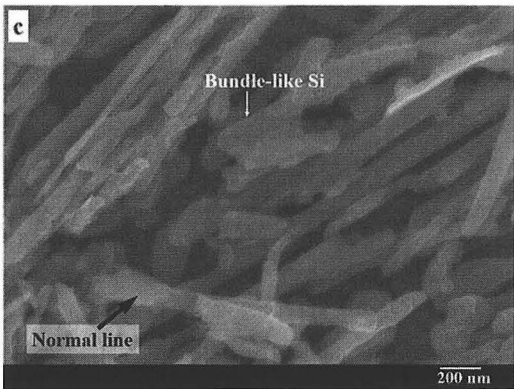


Fig. 8 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "c" in Fig. 3
深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像。図 3 における c 部。

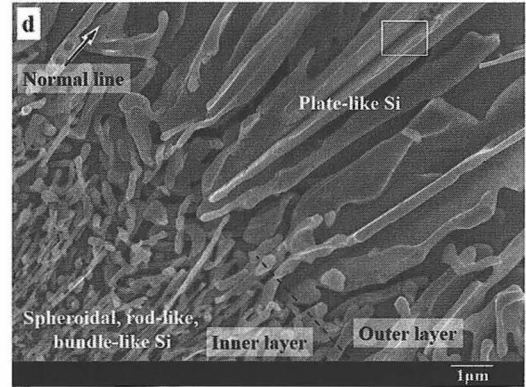


Fig. 9 SEM image of deeply etched Al-17%Si alloy. Position "d" in Fig. 3
深腐食後の Al-17%Si 合金の SEM 像。図 3 における d 部。

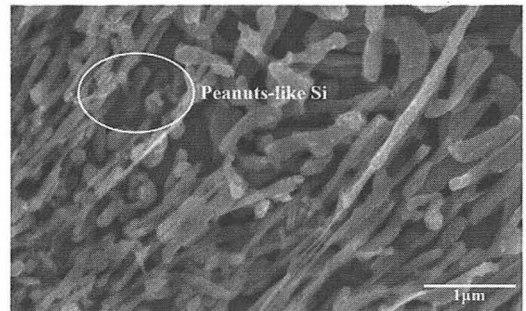


Fig. 10 SEM image of lower left part in Fig. 9.
図 9 における左下部の SEM 像。

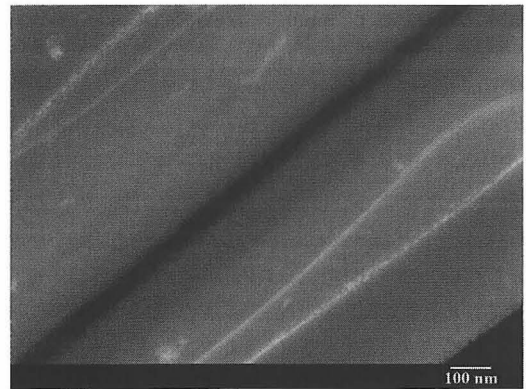


Fig. 11 SEM image of position shown by square in Fig. 9.
図 9 において四角で示した位置の SEM 像。

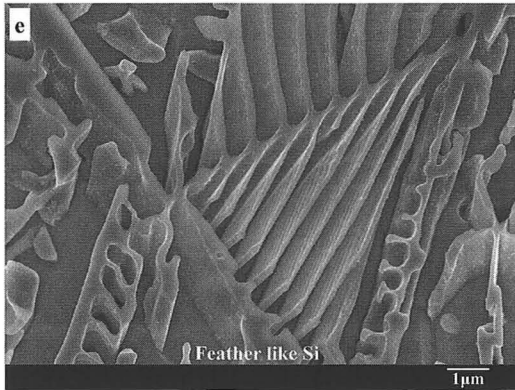


Fig. 12 SEM image of deep etched Al-17%Si alloy. Position "e" in Fig. 3.

深腐食後の Al-17%Si合金の SEM像。図3における e部。

等軸晶的に点在するフェザー晶である。したがって、負の温度勾配 ($G < 0$) で成長したものと思われる。

4. 考 察

本研究では、ひとつの共晶セル内において、板状、棒状、ピーナッツ状、球状の共晶 Si 相の形態が観察された。そこで、共晶 Si 相の形態がどのように変化する機構についての検討を行う。このため、薄鋳板の凝固過程を考える。溶湯がチルプレートに接触すると、最初、Fig. 4 に示された初晶 Si 相が核生成されて成長したものと思われる。その周囲には、初晶 Si 相から排出された Al 原子による拡散境界層の α -Al 相のハローが形成されたものと考えられる (Fig. 4 および Fig. 5 では溶出)²⁸⁾。その α -Al 相が初晶 Si 相を取り囲む以前に、Si 相は Fig. 4 および Fig. 5 に示されたように伸長し、やがて共晶 Si 相として協調成長したものと解釈される²⁰⁾。他方、共晶 α -Al 相は、初晶 Si 相の周囲の α -Al 相のハローから成長したのであろう。これらの共晶 Si 相と共晶 α -Al 相が協調成長して内層を形成してゆく間、溶湯はチルプレートに接触していたものと考えられる。よって、内層は速い速度で成長したものと思われる。このため、Fig. 6 ~ Fig. 8 から推定すると、おおよそ 100nm のサイズの共晶 Si 相が、約 100nm と狭い共晶 Si 相間隔で成長したようである。この凝固した時点での共晶 Si 相の形態が板状であるか棒状であるかは不明である。今後、Spring-8 などによる、その場観察³⁰⁾ が期待される。

他方、Fig. 2 および Fig. 3 に示された凝固終了後の観察結果によると、共晶セルがチルプレートと接触していた面は平滑でない。この理由は、内層が形成された時点で凝固殻が形成され、凝固収縮による変形が生じて共晶セルがチルプレートから離れたためと考えられる²⁸⁾。一般に、凝固殻が形成されると、凝固しつつある鋳物は金型から分離することが知られている³¹⁾。これにより、チルプレートと共晶セルの間にエアギャップが形成されると、鋳物から金型への熱伝達が減少する³²⁾。すると、断熱状態で等温保持

が行われることになる。これにより、薄鋳板の上部に残留している溶湯の熱が、既に凝固した内層に拡散したものである³³⁾。本実験と同様に、共晶凝固時にエアギャップが形成されると、一旦は凝固した表層部の共晶 Si 相が、溶体化処理後のように粒状化の傾向を示すことが報告されている³⁴⁾。また、固液共存状態において、さらに相対的に高い温度域で等温保持が行われると、 dendrite の枝が幹 (主軸) から分離する現象が報告されている³⁵⁾。ただし、本研究では、それほど熱量はなかったようである。しかしながら、本実験における 100nm 程度と極めて小さいサイズの共晶 Si 相に対しては、形態を変化させることができたものと推察される。前述したように、凝固直後の共晶 Si 相の形態は不明である。しかしながら、Fig. 7 において観察された共晶 Si 相は、①角が丸い擬板状、②棒状、③球状を呈している。そこで、凝固直後の共晶 Si 相の形態を①角が丸い擬板状であったと仮定する。すると、薄鋳板上部の溶湯の熱が拡散することにより、共晶 Si 相の形態は①角が丸い擬板状から②棒状に変化した可能性がある。また、その棒状の共晶 Si 相に、くびれが生じてピーナッツ状になり、さらに、くびれが溶断して③球状に変化したものと捉えることができる。このような形態の変化は、曲率が大きい部分ほど融点は低下するという Gibbs-Thomson 効果により説明することができる。すなわち、擬板状の結晶の場合、面の部分の曲率は小さい (ゼロ) ものの角部の曲率は大きい。すると、融点は面の部分よりも角部の方が低いことになる。このため、角部が優先的に溶融し、界面エネルギーの問題から丸くなったのであろう。そして、棒状、ピーナッツ状を経て、最終的には球になったものと推察される。

ところで、前記の議論において、凝固途中 (晶出直後) の共晶 Si 相の形態を、角の丸い擬板状と仮定した。これは、一般に改良処理などを行った場合、鋳型から取り出した鋳物の共晶 Si 相が、このような形態を呈しているからである。従来、その理由のひとつとして、凝固時の界面エネルギーを低減させるため、棒状で凝固したものと考えられてきた²⁴⁾。しかしながら、鋳物には凝固途中でエアギャップが生じる^{32, 34)} ことを考慮すると、最終的に鋳型から取り出された鋳物の共晶 Si 相の形態には、界面エネルギーの低減に加えて、既に議論したような凝固途中における熱拡散による影響も加わった可能性がある。また、共晶 Si 相の形態変化は、共晶 Si 相間隔が狭い内層において生じていた。共晶 Si 相間隔が狭いということは、成長速度 V が速かったことを意味する。よって、 $\Delta T \propto V^{1/2}$ の関係²¹⁾ より、内層は大きな過冷 ΔT (低い界面温度) で成長したものと思われる。すると、内層の共晶 Si 相は、相対的に融点が低いことになる。このため、内層の共晶 Si 相が優先的に熱の影響を受け、その形態の変化が助長されたのかも知れない。いずれにしても、この現象は自らの熱の拡散によるものであろうことから自己熱処理現象と呼べよう。

この考えに従えば、自己熱処理により球状 Si 相を得る方法は、次の 2 条件を満足した場合と考えることができる。第 1 に、共晶 Si 相の成長速度を増加させることによ

り、共晶Si相を100nm程度の微小なサイズで成長させることである。第2に、表面層は凝固したものの、内部に液相が残留している間に鑄型から離すことである。これにより、残留液相の熱が表面層の共晶Si相に伝わるであろう。すると、100nm程度のサイズの共晶Si相の表面積が減少する結果、球状化が生じるものと思われる。このような生成条件に関連して、熊井ら³⁶⁾はADC12合金の高速ダブルロールキャスト材中に球状Si相が存在していることを報告した。ロールキャスト法は溶湯の表面を急冷した直後に、鑄型(ロール)から離すことを特徴とする鑄造法である。すると、ロールキャスト法は前述した2条件を満足する鑄造法であることから、球状Si相が得られたものと考えられることができる。ただし、このようにして得られる球状Si相は、内部に溶湯を必要とすることから表面部に限られるであろう。しかしながら、鑄物にひずみを与えた場合、一般に表面部の応力が最も高いことが知られている。すると、表面部のSi相が球状化していることは鑄物製品の機能上、好ましいことになる。よって、この意味でロールキャスト法は理にかなった方法といえよう。

以上より、本実験において、共晶Si相の形態が板状、棒状、ピーナッツ状、そして球状に変化した機構のひとつの解釈として、初期凝固部の微小な擬板状の共晶Si相が、エアギャップの形成による断熱時に残留液相の熱影響を受け、棒状および球状に形態を変化させた可能性があるものと考えられる。

5. 結 言

本研究では、Pを含まないAl-17%Si合金をチルプレートに投射して薄鑄板を得た。そのマイクロ組織を観察したところ、板状、棒状、ピーナッツ状、および球状の共晶Si相が観察された。そこで、このように共晶Si相形態が変化する機構についての検討を行った。その結果、ひとつの解釈として、次の可能性が示唆された。

チルプレート接触面に5 μ m程度の初晶Si相が核生成されたものと思われる。急冷であることから、100nm程度の微小な擬板状の共晶Si相が、初晶Si相からセル成長を開始したものと考えられる。成長の途中、鑄物がチルプレートから離れて断熱状態となり、残留融液の熱が擬板状の共晶Si相に拡散したものと推察される。その結果、微小な擬板状の共晶Si相は、棒状、ピーナッツ状および球状に変化した可能性がある。その後は徐冷であることから、比較的大きな共晶Si相が板状に成長したものと思われる。

参考文献

- 1) アルミニウムの組織と性質(軽金属学会)(1991) 250
- 2) K. Löhberg, E. Schulz: Z. Metallkunde 43 (1952) 50
- 3) 安達充: 軽金属 34 (1984) 430
- 4) W. E. White, A. H. Busbey: J. Amer. Chem. Soc. 66 (1944) 1666
- 5) K. Löhberg: Z. Metallk. 45 (1954) 656
- 6) P. B. Crosley, L. F. Mondolfo: AFS Transactions 74 (1966) 53
- 7) 三ヶ島秀雄, 浅田明弘, 越智健二: 鑄物 36 (1964) 917
- 8) S. T. Chiu: Z. Metallkunde 57 (1966) 396
- 9) 田上道弘, 芹田陽: 軽金属 22 (1972) 564
- 10) 田上道弘, 芹田陽: 軽金属 22 (1972) 489
- 11) 宮手敏男: 鑄物 45 (1973) 105
- 12) 小綿利憲, 堀江皓, 平塚貞人, 千田昭夫: 鑄物 66 (1996) 803
- 13) W. Thury, H. Keblen: Z. Metallk. 45 (1954) 846
- 14) 大日方一司, 小松登: 日本金属学会誌 19 (1955) 736
- 15) S. T. Chiu: Z. Metallkunde 52 (1961) 414
- 16) Y. P. Telang: Modern Castings 43 (1963) 232
- 17) 津田昌利, 江川勝一: 鑄物 45 (1973) 573
- 18) 津村善重: アルミニウム合金(1976)(金属通信社) 1
- 19) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 87 (2015) 117
- 20) 小林紘二郎, 新宮秀夫, 尾崎良平: 軽金属 20 (1970) 247
- 21) W. Kurz and D. J. Fisher: Fundamentals of Solidification, 4th revised edition (Trans Tech Publications) (1998)
- 22) F. R. Mollard, M. C. Flemings: Trans. Met. Soc. AIME 239 (1967) 1526
- 23) K. A. Jackson, J. D. Hunt: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966) 1129
- 24) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 86 (2014) 823
- 25) 舟窪辰也, 織田和宏, 安斎浩一, 新山英輔: 鑄物 67 (1995) 716
- 26) 織田和宏, 舟窪辰也, 安斎浩一, 新山英輔: 鑄物 67 (1995) 722
- 27) 舟窪辰也, 織田和宏, 安斎浩一, 新山英輔: 鑄造工学 69 (1997) 737
- 28) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 88 (2016) 393
- 29) R. Wang, W. Lu, L. M. Hogan: Materials Science and Technology 11 (1995) 441
- 30) 安田秀幸, 野北和宏, 山本洋介, 柳楽知也, 吉矢真人, 上杉健太郎, 梅谷啓二, 竹内晃久, 鈴木芳生: 軽金属 61 (2011) 736
- 31) 金基永, 岡根利光, 大平貴規, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鑄物 61 (1989) 171
- 32) 梶山正孝, 梅田高照, 竹内宏昌, 加藤寛: 鑄物 46 (1974) 820
- 33) 大中逸雄, 福迫達一, K. E. Höner: 軽金属 28 (1978) 26
- 34) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 85 (2013) 197
- 35) K. A. Jackson, J. Hunt, D. Uhlmann, T. P. Seward III: Trans. Met. Soc. AIME 236 (1966) 149
- 36) 熊井真次, 永田雄介, 向山陽: 鑄造工学 79 (2007) 717