マクロ偏析生成に及ぼす凝固組織サイズおよび形態の影響

佐藤 文人¹⁾・江坂 久雄^{2)*}・篠塚 計²⁾

Effect of Size and Morphology of Equiaxed Grains on Macroscopic Segregation

Fumihito SATOU, Hisao ESAKA and Kei SHINOZUKA

Synopsis : It is well-known that the degree of macrosegregation decreased with increasing the amount of equiaxed zone. However, the effect of size and morphology of equiaxed grains on the macrosegregation has not been understood. Thus, laboratory-scale experiments using Al-10 mass%Cu alloy have been carried out. The equiaxed structures can be easily obtained in aluminum alloy using modifier, which contains Ti and B, without changing the solidification condition, such as fluid flow. A mold, which can form macrosegregation in the central region of the ingot, has been developed and used in this study. Changing casting temperature and the amount of modifier, the central regions of the ingot have been metallographically analyzed. The degree of macrosegregation has been characterized by the areal fraction of eutectic structure.

It was found that the diameter of equiaxed grains decreased with increasing the amount of modifier. Furthermore, the shrinkage and macrosegregation decreased with decreasing the diameter of equiaxed grains. Complexity of the equiaxed grain has been also characterized using fractal dimension. In case of the same diameter of equiaxed grains, the degree of macrosegregation in the ingot decreased with increasing the fractal dimension of the equiaxed grains. The reason of these may be that the flow of liquid phase in the mushy zone decreases when the equiaxed grains are fine and/or complex. Since the liquid flow in the final stage of solidification is inadequate, small shrinkages form in the interdendritic region and consequently the suction force becomes small. Therefore, neither large shrinkage nor macrosegregation forms.

Key words : equiaxed grain; macrosegregation; shrinkage; model experiment; mushy zone; fractal dimension; permeability.

1. 緒言

鋼の連続鋳造工程では鋳片のマクロ偏析を軽減するために、電磁攪拌¹⁻⁷⁾による凝固組織の等軸晶化が対策の一つとして実用化されている。また、低温鋳造による等軸晶化^{8,9)}によりマクロ偏析を低減する例も報告されている。ここでの等軸晶化は、いわゆる等軸晶率により管理・評価されているものであり、マクロ的な等軸晶をいかに増加させるかに主眼が置かれている。等軸晶率増加による中心偏析低減のメカニズムについては必ずしも明確にはなっていないが、等軸晶の占有面積を増加させることにより、著しい中心偏析が分散され、結果として中心偏析評点が軽微になるものと考えられる。その際、等軸晶の径やその形態はマクロ偏析に対して影響を及ぼすと想像されるが、これらについて検討した例は見当たらないのが現状である。

筆者らはAl-Cu合金を用いた小型の鋳造実験により、マクロ偏析が再現できることを明らかにした¹⁰⁾。そこでは故意にブリッジングを起こすことにより、鋳型内にサクションを生起させ、通常のマクロ偏析と同じメカニズムでマクロ偏析を再現させることができる鋳型を構築した。用いた

合金系は共晶反応を含むが、共晶組織の分率を測定することによりマクロ偏析が評価できる。また、Al合金は、Ti-B系の微細化剤により初晶Alを等軸晶化できることが特徴である¹¹⁾。以上の点を考慮すると、凝固組織制御によりマクロ偏析がどのように影響を受けるかを明らかにするための実験材料として、Al合金は最適であると考えられる。

そこで本研究では、Al-Cu合金を用いて、微細化剤添加量および鋳造温度を組み合わせ、凝固組織のサイズや組織形態の違いによるマクロ偏析制御の可能性を検討した。なお、等軸晶の形態を定量化するパラメータとして、本研究では複雑さの指標となると言われており¹²⁻¹⁴⁾、凝固組織の評価にも使用された研究例のある¹⁵⁻¹⁷⁾フラクタル次元を用いた。

2. 実験方法

4Nのアルミニウムと銅を用いて540gのAl-10mass%Cu合金をアルゴン雰囲気下の電気炉で溶製した。この合金に、1mm角程度の粒状に切断したTi-B系の結晶粒微細化剤を添加した。ここで添加量は微細化剤の合金に対する質量比

平成24年7月30日受付 平成24年10月2日受理 (Received on Jul. 30, 2012; Accepted on Oct. 2, 2012)

1) 防衛大学校院生 (Graduate Student, National Defense Academy, Department of Materials Science and Engineering, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka Kanagawa 239-8686)

2) 防衛大学校機能材料工学科 (National Defense Academy, Department of Materials Science and Engineering)

* Corresponding author : E-mail : hesaka@nda.ac.jp

DOI : <http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.99.108>

Fig. 1. A schematic drawing of mold for laboratory-scale experiment.

Fig. 2. Plane for observation in the ingot. Standard positions of characterization are also indicated.

Table 1 Casting conditions used in this study.

Casting Temperature, T_c (°C)	700		750		850		
Amount of Modifier, w (mass%)	0.1	0.2	0.1	0.2	0.05	0.1	0.2

とした。本研究で実施した鑄造温度 (T_c) および微細化剤添加量 (w) の水準を Table 1 に示す。微細化剤を完全に融解させるためによく攪拌し、30分以上所定の温度に保持した。その後、Fig.1に示すような鑄型に鑄造した¹⁰⁾。また、Fig.2に示すように鑄片の幅中央部の30mm×40mmを切り出し、光学顕微鏡およびSEMを用いて金相学的に評価した¹⁰⁾。ここで図中の黒丸で示した9ヶ所を標準分析部位とした。

9ヶ所の分析位置からそれぞれ5個の初品を選定し、画像処理での対角線法により粒径を定量評価した¹⁸⁾。なお、等軸晶はアスペクト比が1に近い球状を呈していると仮定すると、観察面では最も大きく見える等軸晶の直径が粒径を表すと考えられる。したがって形態的に円に近く、大きな結晶粒を選定し、45点の算術平均により評価した。また、等軸晶のフラクタル次元は、上記の粒径を測定した粒の輪郭線を確定した後、(独) 農業・食品産業技術総合研究機構が開発したボックスカウント法に基づくフラクタル解析システムを使用して測定した。これについても一つの鑄造試料に対して45点の測定を行い、その算術平均を評価した。

3. 実験結果

3・1 試料の外観およびマクロ評価

今回の鑄造により得られた鑄片の外観は、鑄造温度およ

び微細化剤添加量にかかわらず、外引けはほとんどなく、上部のスリパチ状の凹部は同様であり、大きな差は認められなかった。

Fig.3に一例として、850℃鑄造材の観察部位の全体像を示す。Fig.3a)の微細化剤添加量が0.05mass%、およびFig.3b)の0.1mass%の試料には矢印で表示した様に「染み」の様な部分が観察され、マクロ偏析が発生している。また、試料表面に見られる黒い部分は収縮孔である。Fig.3c)に示した微細化剤添加量が0.2mass%の試料には「染み」は認められず、収縮孔は微細であった。

Fig.4に850℃鑄造材で、収縮孔が観察できた部位周辺の光学顕微鏡写真を示す。図中の矢印は周囲と比較して共晶が集中している部位である。Fig.4a)の微細化剤添加量が0.05mass%の試料およびFig.4b)の微細化剤添加量が0.1mass%の試料では粗大な共晶組織が収縮孔に隣接して存在した。一方、Fig.4c)に示した微細化剤添加量が0.2mass%の添加試料では比較的大きな共晶組織は認められるが、a), b)と比較して小さく、また収縮孔とは関係ない位置に見られた。なお、収縮孔についても、a), b)と比較すると微細であった。

3・2 試料のミクロ評価

850℃鑄造材の標準観察部位のBSE像をFig.5～7に示す。微細化剤を0.05mass%添加した鑄造材がFig.5であるが、全

Fig. 3. Results of macro-scale characterization of ingots cast at 850 °C with various amount of modifier. The arrows indicate macroscopic shrinkage.

Fig. 4. Results of macroscopic characterization of ingot cast at 850 °C with various amount of modifier. The arrows indicate the position of macrosegregation.

ての部位は粗大な等軸晶から構成されている。(i) に示した、厚み中央の下部に粗大な共晶組織が観察される。チル板部の (b) において比較的大きな収縮孔が観察された。また、厚み中央部には等軸晶間に微細な収縮孔が散見される。

Fig.6は微細化剤を0.1mass%添加した試料の組織である。紙面の都合で標準分析部位のうち、(g), (h), (i) の3ヶ所について示す。全ての部位が等軸晶から構成されていることがわかる。Fig.5と比較すると、等軸晶は微細で丸みを帯びており、枝の発達が悪い。鑄型の表面近傍にも、厚み中央部にも等軸晶間に微細な収縮孔が認められるが、粗大な収縮孔はなく、また粗大な共晶組織は認められない。

Fig.7は微細化剤の添加量が0.2mass%の試料の組織である。Fig.6と同様に紙面の都合から (g), (h), (i) の3ヶ所について示す。Fig.6と比較すると等軸晶はさらに微細であり、丸みを帯びていると判断できる。等軸晶間の微細な収縮孔は観察視野内にはあまり認められず、また大きな共晶組織は存在せず、全て樹間共晶組織と判断できる。

3・3 共晶面積率の測定結果

画像処理により計測した標準分析部位の共晶面積率をFig.8～10に示す。ここには前報¹⁰⁾で報告した、微細化剤を添加していない鑄造試料の結果も合わせて示す。前報と同

Fig. 5. BSE images of standard characterization area in the specimen cast at 850 °C with the amount of modifier of 0.05 mass%. The arrows indicate the position of macrosegregation.

Fig. 6. BSE images of some of standard characterization area in the specimen cast at 850 °C with the amount of modifier of 0.1 mass%. The arrow indicates the position of macrosegregation.

Fig. 7. BSE images of some of standard characterization area in the specimen cast at 850 °C with the amount of modifier of 0.2 mass%.

様に、てこの法則から求められる共晶面積率の予測値 (= 0.15) と Scheil の式から求められる共晶面積率の予測値 (= 0.23) の範囲を網かけで示した。また、鑄造温度は異なるが、微細化剤添加無しで650℃鑄造試料のデータをFig.10の中にカッコつきで加えた。

Fig.8に示した850℃鑄造材ではB) の試料中央の幅中央部で正偏析が認められ、それ以外の部位はほとんど全てマクロ偏析ではない範囲であった。正偏析と判断できる部位では、共晶面積率の値は微細化剤添加量が増加するにつれて小さくなることが確認できる。そして、微細化剤添加量が0.2mass%の場合には、ほぼマクロ偏析は起こっていないと判断できる。

Fig. 8. Distribution of areal fraction of eutectic structure measured at standard characterization area in the specimen cast at 850 °C as a function of amount of modifier. ●, ■, ▲ and ▼ represent $w=0.0$, 0.05, 0.1 and 0.2 mass%, respectively.

Fig.9に示した750℃鋳造材では、C)に示した試料下部の中央部で、微細化剤が無添加の試料で正偏析が認められた。微細化剤を添加した試料では、正偏析は認められなかった。A)に示したチル板部中央は負偏析であるとみなせ、Cuを濃化した液相が鋳型下方へ流出したと考えられる。Fig.10の700℃もしくは650℃鋳造試料についても同様であり、微細化剤を添加しない試料のみ正偏析が認められ、微細化剤を添加した試料ではマクロ偏析は起こっていないと判断できる。

標準分析部位での共晶面積率の最大値を最大共晶面積率と定義し、これを鋳造温度によって整理したものをFig.11に示す。ここでは微細化剤添加量で層別した。多少のばらつきはあるが、微細化剤の添加量が同じであれば、最大共晶面積率は鋳造温度に影響を受けず、微細化剤の添加量の増加にしたがって最大共晶面積率は小さくなることがわかる。換言すれば、微細化剤の添加量が増加するほどマクロ偏析は低減し、これは鋳造温度には大きく依存しない。

3・4 収縮孔の評価

実際には3次元的な広がりを持つ収縮孔のサイズを正確に測定することは困難であるため、観察した切断面において、長径が800 μm 以下を「小」、800 μm と1200 μm の間を

Fig. 9. Distribution of areal fraction of eutectic structure measured at standard characterization area in the specimen cast at 750 °C as a function of amount of modifier. ●, ▲ and ▼ represent $w=0.0$, 0.05, 0.1 and 0.2 mass%, respectively.

「中」、1200 μm 以上を「大」とする半定量的な評価を行った。収縮孔サイズと前節で定義した最大共晶面積率との関係をFig.12に示す。収縮孔が大きいほど最大共晶面積率が大きい、すなわち、収縮孔の生成とマクロ偏析の生成とは強い関係があることが明らかとなった。

3・5 等軸晶径の評価

標準分析部位から5個として、1試料について45個の等軸晶を選定し、その粒径を測定した結果をFig.13に示す。横軸は微細化剤添加量とし、鋳造温度によって層別した。微細化剤添加量の増加により、等軸晶径は一様に減少することが明らかである。ここで、鋳造温度による差は明確ではないと判断できる。微細化剤添加量と等軸晶径の算術平均との関係から、べき乗の回帰式を求めたものが図中の破線である。回帰式は図中に示した通りであるが、等軸晶の平均粒径は微細化剤添加量の $-1/3$ 乗に比例することが明らかとなった。

3・6 等軸晶形態のフラクタル次元による評価

画像処理を利用してフラクタル次元を正確に測定するために、前処理として図形の輪郭をデジタル画像の1画素分にする必要があることがわかった¹⁹⁾。これはボックスカウント法でフラクタル次元を計測する際に、線幅が広いほど

Fig. 10. Distribution of areal fraction of eutectic structure measured at standard characterization area in the specimen cast at 700 °C and 650 °C as a function of amount of modifier. ●, ▲ and ▼ represent $w=0.0, 0.05, 0.1$ and 0.2 mass%, respectively. Data obtained from the specimen cast at 650 °C are indicated with parentheses.

Fig. 11. Relation between casting temperature and maximum in areal fraction of eutectic structure as a function of the amount of modifier.

小さなサイズのボックスでのカウント数が増加することにより、計測されるフラクタル次元が真値よりも大きくなるためである。

このような前処理を施し、850°C 鋳造材の微細化剤添加量が0.05mass%の試料から抽出した等軸晶と0.2mass%の試料から抽出した等軸晶を一例としてFig.14に示す。前節

Fig. 12. Relation between size of shrinkage and the maximum in areal fraction of eutectic structure.

Fig. 13. Relation between the amount of modifier and diameter of equiaxed grain.

で述べたように、微細化剤の添加量の少ない試料の等軸晶は径が大きく、枝の発達も十分であり、形状は複雑である。一方、微細化剤添加量の多い試料の等軸晶は粒径が小さい。また、細かいデンドライトアームの数も少ないように見受けられ、形状は単純である。フラクタル次元の計測値はそれぞれ1.28および1.08であり、より複雑な形状の等軸晶のフラクタル次元の値の方が大きい。

1 試料について45個の等軸晶のフラクタル次元を測定し、その結果を微細化剤添加量に対してプロットしたものをFig.15に示す。鋳造温度によって層別したが、微細化剤の添加量が多いほどフラクタル次元は一様に小さくなる傾向があり、鋳造温度の影響は小さいと判断できる。

4. 考察

4・1 結晶粒微細化剤の凝固組織に与える影響

4・1・1 マクロ的な組織形態に与える影響

Fig.16に850°C 鋳造試料のBSE像を示す。これらはFig.2の (d) のものであり、この部位の鋳壁からの距離は5mmである。(a) は柱状晶から構成されているのに対し、(b) は

Fig. 14. Examples of equiaxed grains indicating diameter and fractal dimension.

a) cast at 850°C , the amount of modifier: $0.05 \text{ mass\%}$.
 b) cast at 850°C , the amount of modifier: $0.2 \text{ mass\%}$.

Fig. 15. Relation between the amount of modifier and fractal dimension of equiaxed grains.

分枝柱状晶と粗大な等軸晶から構成されている。(c) および (d) は等軸晶により構成されている。以上より、微細化剤の添加量が増えるにしたがい、組織は柱状晶から分枝柱状晶、等軸晶へと変化していることが判る。

4・1・2 等軸晶径に与える影響

Fig.13に示したように、等軸晶径は微細化剤添加量の増加にしたがって小さくなった。これは以下のように考えられる。

まず、Al相の異質核生成の基点となるTi-B粒子が微細化剤中に一様に分布すると仮定すると、その個数 N は(1)式の様に表すことができる。

$$N = \alpha w \quad \text{..... (1)}$$

ここで α は比例定数である。すべての粒子が鋳片内に均一に分布し、有効に核生成する割合を β とすると、等軸晶の平均体積は(2)式となる。

$$v = \frac{V}{\alpha \beta w} \quad \text{..... (2)}$$

Fig. 16. BSE images of solidified structure cast at 850°C as a function of the amount of modifier. The area for observation is (d) in Fig.2.

ただし、 V は鋳片の体積である。ここで等軸晶は平均直径 d の球形と仮定し、 d と微細化剤の添加量との関係を求めるに次式のようなになる。

$$d = \left(\frac{6V}{\pi \alpha \beta} \right)^{\frac{1}{3}} w^{-\frac{1}{3}} \quad \text{..... (3)}$$

ただし、 β は微細化剤の添加量によらず一定と考える。(3)式から明らかのように、等軸晶の粒径は微細化剤添加量の $-1/3$ 乗に比例することが予測できる。実測値はFig.13に示した通りであり、上記のように等軸晶径が決定していると考えられる。

4・1・3 フラクタル次元に与える影響

Fig.15に示した通り、結晶粒微細化剤の添加量の増加により、フラクタル次元は減少することが明らかになった。等軸晶径とフラクタル次元との関係をFig.17に示す。フラクタル次元は鋳造温度に依存せず、等軸晶径の増加にともない増加する。このように、結晶粒微細化剤添加により等軸晶を微細化すると、従属的に等軸晶のフラクタル次元は小さくなり、等軸晶形態は単純化する。

これは以下のように考えられる。等軸晶の粒径が小さくなるほど等軸晶の数密度が上がるため、隣接する等軸晶粒との間隔が小さくなる。したがって等軸晶の成長に伴う溶質拡散層が隣接する等軸晶の溶質拡散層と干渉を起こすため、等軸晶が自由に成長できなくなり、デンドライトアームの十分発達しない形状、すなわち単純な形状になったものと考えられる。

Fig. 17. Relationship between diameter and fractal dimension of equiaxed grains as a function of casting temperature.

4・2 結晶粒微細化剤のマクロ偏析に及ぼす影響

4・2・1 収縮孔とマクロ偏析との関連性

Fig.12に定性的に示したように、収縮孔のサイズと最大共晶面積率にはおおむね正の相関があることがわかった。これは以下のように考えられる。

樹間液相が流動できて、周囲の凝固が先行している部分の収縮孔の生成を補償している場合には、残った液相部分の負圧が高まり周囲から残液相を吸引するため、著しいマクロ偏析につながる。同時に中央部には収縮孔の生成を補償する液相が不足するので、粗大な収縮孔が生成したと考えられる。一方、樹間流動が不十分な場合に対応するが、周囲の凝固が先行している部分の凝固収縮分を補償できない場合は、微細な収縮孔が分散して生成する。凝固の中盤以降は中央部が周囲の濃化融液を吸引する十分な負圧に達することがなく、マクロ偏析は軽微なものとなる。

4・2・2 等軸晶微細化および形態複雑化によるマクロ偏析抑制効果

(1) 等軸晶微細化の効果

Fig.18は等軸晶径と最大共晶面積率との関係を示したものである。多少のばらつきはあるが、おおむね右上がりであるため、等軸晶径と最大共晶面積率には正の相関があると判断でき、等軸晶径が小さい方がマクロ偏析は軽微になる。鋳造温度の影響は実験の範囲では小さいと判断できる。等軸晶径が小さくなるとマクロ偏析が低減する理由については、次節の考察と合わせて、(3)で述べる。

(2) 等軸晶微細化と形態複雑化の複合効果

Fig.19はフラクタル次元と最大共晶面積率との関係を示したものである。全体として見るとフラクタル次元の増加によって最大共晶面積率が上昇するように見える。しかし、これはFig.17に示した等軸晶径とフラクタル次元との間の高い正の相関のためと考えられる。マクロ偏析に及ぼす等軸晶径とフラクタル次元の効果については、以下のように互いに独立であるとの仮定の下で検討した。前報に示したように¹⁰⁾、結晶粒微細化剤を添加しない場合、最大共

Fig. 18. Relation between diameter of equiaxed grain and maximum in areal fraction of eutectic structure.

Fig. 19. Relation between fractal dimension of equiaxed grain and maximum in areal fraction of eutectic structure.

晶面積率は実験の範囲内では鋳造温度に依存しないことが明らかになった。また、微細化剤を用いた場合にもFig.11に示したように、最大共晶面積率に対しては鋳造温度の影響は小さいことが判った。したがって、等軸晶化した場合の組織上の違いは径と形態だけと考えられ、等軸晶径が同じでマクロ偏析の程度が違うデータから、等軸晶の形態がマクロ偏析に及ぼす影響を評価できると考えられる。

前節で示したFig.18において、楕円で囲んだ二組のデータに着目して解析を行う。これらは鋳造温度と結晶粒微細化剤の添加量との組合せによって、等軸晶径がほぼ等しかった組合せである。これらは等軸晶径がほぼ等しいにもかかわらず、最大共晶面積率が異なるため、マクロ偏析の成因を等軸晶径だけにより説明することは困難である。一方、Fig.19の中ではこれらのデータの組合せは同種の楕円で囲んだ通りである。それぞれの条件では結晶粒の複雑さが異なり、フラクタル次元には差異がある。2つの図を比較すると、Fig.18ではほぼ垂直に並んでいたのに対し、Fig.19では水平方向に開きが発生し、下側の点が相対的に右に移動している。これは粒径が同じ場合、フラクタル次

Fig. 20. Comparison between predicted values for areal fraction of eutectic structure using equation [4] and measurements.

元が大きい方が、最大共晶面積率が低く、マクロ偏析が低減されていることを表している。

これらの4点を重回帰分析することにより、最大共晶面積率 ($f_E^{\max}$) への等軸晶径 (d) とフラクタル次元 (D_f) のそれぞれの寄与を求めた。その結果は以下の通りである。

$$f_E^{\max} = 4.67 \times 10^{-3} d - 1.38 D_f + 1.15 \quad (4)$$

ここで、 d は μm 単位である。 $f_E^{\max}$ に対して、 d の係数は正、 D_f の係数は負であるため、 $f_E^{\max}$ の減少には d の減少、すなわち等軸晶微細化と D_f の増加、すなわち等軸晶形態の複雑化が寄与する。上記4点について、(4)式による最大共晶面積率の予測値 ($f_E^{\max_p}$) と実測した最大共晶面積率との比較をFig.20に示す。4点のみであるが、予測値と実測値はよく一致していると判断できる。

本研究では等軸晶が $100 \sim 200 \mu\text{m}$ の範囲、フラクタル次元が $1 \sim 1.3$ の範囲であることを考慮すると、(4)式のそれぞれの係数から、マクロ偏析の低減に対して等軸晶微細化と等軸晶形態の複雑化は共に有効であると考えられる。

(3) 組織制御による収縮孔およびマクロ偏析抑制の機構

以上を総合して、組織制御によるマクロ偏析抑制の機構について考察する。まず、本研究で用いた小型実験で使用した鋳型内の凝固現象の経時変化をFig.21に示す。これは前報¹⁰⁾で述べたものであるが、組織制御をしない条件での凝固の様子を示している。Fig.21b)に示した、チル板部での固液共存域のぶつかり (=ブリッジング) が重要であり、その後の下部での負圧の増大が樹間液相の流動の駆動力となることから、中心部のマクロ偏析の原因と考えられる。中央部の太矢印で示したサクションが大きいほどマクロ偏析の程度は大きくなると考えられるが、これは下半分の固液共存域で生じる樹間流動の結果として生じる。ここで、b)の右下の長方形の部位に着目すると、固相率のより高い

Fig. 21. Model for solidification in the ingot and formation of macrosegregation and large shrinkage.

鋳型側に樹間液相は流動する。この部位での樹間液相の流動状態の凝固組織依存性を以下に考察する。

凝固組織が柱状晶の場合、等軸晶の場合のそれぞれをFig.22に模式的に示す。Fig.22a)に示した柱状晶の場合は一次デンドライトアームに平行に比較的流れやすい流路があることから、液相は容易に流動できる。それに対して、Fig.22b)に示した等軸晶になると、樹間流動の流路が複雑になるため、液相の流動は困難になると考えられる。したがって、流動する液相の総量が小さくなるため、以下の2点が考えられる。すなわち、1) チル板部で生起するサクションの大きさも小さくなり、等軸晶化によりマクロ偏析が軽微になる、2) 柱状晶の場合は鋳型の下部中央に粗大な収縮孔ができるが、等軸晶化するとFig.22b)の部位に微細な収縮孔が残り、結果として下部中央の収縮孔サイズは小さくなる。

次に等軸晶を微細にするなどの組織制御を行った場合について考える。Fig.23a)にはFig.21b)の右下の部分で、等軸晶が微細になった場合の模式図を示す。ここでは等軸晶が微細であるために、液相の流路が複雑になり、結果として、鋳壁に向かう液相の流動は粗大な等軸晶に比べ小さくなる。その結果、ブリッジング部での負圧もあまり上昇せず、ブリッジング部からの濃化融液の吸引もほとんど起こらないため、マクロ偏析は大きく低減すると考えられる。また、微細な収縮孔が分散するため、粗大な等軸晶の晶出の場合とは異なり、鋳型の下部中央部に粗大な収縮孔は発生しないと考えられる。以上の結果、等軸晶を微細化すると、微細な収縮孔のみが発生したマクロ偏析の無い鋳片が得られると考えられる。

一方、等軸晶径はFig.22b)とほぼ等しいが、等軸晶形態が複雑になった場合の模式図をFig.23b)に示す。ここでは、

Fig. 22. A schematic drawing for liquid flow in the mushy zone indicated in the rectangular region in Fig.21 b).
a) In case of columnar dendrite grains.
b) In case of equiaxed grains.

形態が複雑化することにより、濃化融液の流通抵抗が大きくなるために、液相が流動しにくくなると考えられる。その結果、ブリッジング部での負圧も上昇せず、ブリッジング部からの濃化融液の吸引もほとんど起こらなくなるため、マクロ偏析の無い鑄片が得られる。また、微細な収縮孔が分散するため、粗大な収縮孔は生成しないと考えられる。

凝固組織の微細化および形態の複雑化はいずれも液相の流通抵抗を増大させるため、従来から提唱されている透過率を小さくすることの効果と同一であると考えられる^{20,21)}。これらの2点は共にマクロ偏析を低減する効果を有すると考えられ、等軸晶の形態制御によるマクロ偏析抑制の可能性を示唆する。

5. 結論

サクションによりマクロ偏析を再現できる鑄型による小型実験において、結晶粒微細化剤の添加により組織制御したAl-10mass%Cu合金を用いた実験を行い、以下のことが明らかとなった。

(1) 結晶粒微細化剤を添加することにより、凝固組織は柱状晶から等軸晶に変化し、等軸晶径は結晶粒微細化剤添加量の $1/3$ 乗にしたがい減少した。

(2) 等軸晶径とそのフラクタル次元には高い正の相関が認められ、等軸晶の微細化により等軸晶形態は単純化した。

(3) 等軸晶の微細化はブリッジング発生時の鑄壁に向かう液相の流動を抑制し、微細な収縮孔を発生する原因となる一方で、粗大な収縮孔の形成を防ぎ、マクロ偏析の発生を防ぐ。

Fig. 23. Schematic drawings for liquid flow in the mushy zone indicated in the rectangular region in Fig.21 b).
a) In case of fine equiaxed grains.
b) In case of large grains but complex morphology.

(4) フラクタル次元で評価した等軸晶形態の複雑化は液相の流通抵抗を増大させることから、濃化融液の流動を防ぎ、収縮孔の粗大化を防ぐため、マクロ偏析を低減する。

文 献

- 1) K.Sakamoto, T.Yamamoto, H.Ohkawa, J.Nishi, Y.Hatsuse and K.Morita: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 321.
- 2) Y.Ujiie, H.Maede, Y.Itoh, S.Ogibayashi, H.Saeki, K.Wada and Y.Itoh: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 1297.
- 3) M.Nakatani, T.Adachi, Y.Sugitani, S.Kobayashi, M.Yoshihara and S.Ishimura: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 1287.
- 4) H.Mizukami, M.Komatsu, T.Kitagawa and K.Kawakami: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 194.
- 5) K.S.Oh and Y.W.Chang: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 866.
- 6) S.Asai, K.Yasui and I.Muchi: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 34.
- 7) H.Takeuchi, Y.Ikehara, T.Yanai and S.Matsumura: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 1287.
- 8) H.Mori: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1973), 1511.
- 9) H.Mori, N.Tanaka, N.Sato and M.Hirai: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1972), 263.
- 10) F.Satou, E.Esaka and K.Shinozuka: *Tetsu-to-Hagané*, **99** (2013), 101.
- 11) A.Cibula: *J. Inst. Met.*, **80** (1951-52), 1319.
- 12) 石村貞夫, 石村園子: フラクタル数学, 東京図書, (1990), 1.
- 13) 松下貢: フラクタルの物理 (I), 裳華房, (2002), 1.
- 14) 本田勝也: フラクタル: 朝倉書店, (2002), 1.
- 15) L.Sun, L.Dong, J.Zhang and Z.Hu: *J. Mater. Sci. Technol.*, **9** (1993), 441.
- 16) L.Sun, Q.Wu, J.Zhang and Z.Hu: *J. Mater. Sci. Technol.*, **10** (1994), 229.
- 17) M.Ando and T.Nishihara: *J. Jpn. Inst. Met.*, **60** (1996), 775.
- 18) E.E.Underwood: *Metals Handbook 9th Ed.*, ASM, Metals Park, Ohio, (1985), 123.
- 19) F.Satou, E.Esaka and K.Shinozuka: *CAMP-ISIJ*, **24** (2011), 874, CD-ROM.
- 20) D.R.Poirier: *Metall. Trans. B*, **18B** (1987), 245.
- 21) Ø.Nielson, L.Arnberg, A.Mo and H.Thevik: *Metall. Mater. Trans. A*, **30A** (1999), 2455.