

技術報告

大物薄肉ADC12合金ダイカストのシミュレーション技術

茜谷 宗明* 前原 一仁*²
泉 聡*³ 森中 真行*⁴

Technical Paper

J. JFS, Vol. 93, No. 2 (2021) pp. 081 ~ 086

DOI: 10.11279/jfes.93.081

Simulation Technology for Large Thin JIS ADC12 Alloy Diecasting

Muneaki Akaneya*, Kazuhito Maehara*²,
Satoshi Izumi*³ and Mayuki Morinaka*⁴

Large-sized and thin-walled ADC12 alloy aluminum die-castings are prone to unfilled defects and poor molten metal boundaries. Therefore, in this report, the relationship between undercooling and cooling rates, and that between the crystallization area and cooling rate were clarified. We developed a simulation method that takes into account the change of the latent heat of solidification depending on the cooling rate, and examined the injection conditions by parameter study. Furthermore, we performed verifications on an actual die casting machine, and successfully obtain products without unfilled defects and molten pool defects, confirming the validity of this simulation method.

Keywords : computer simulation, large-sized thin-walled diecast, unfilled, cold shuts, latent heat, cooling rate

1. 緒 言

比較的大型で薄肉のADC12合金ダイカストに生じやすい不良のひとつに、未充填と呼ばれる不良がある¹⁾。これは、溶湯がキャビティを充填するよりも以前に、流動限界の固相率に達したことにより、キャビティの一部分を充填することができなかった場合に生じるものと考えられている^{2,3)}。また、類似の不良に湯境と呼ばれる不良がある^{4,5)}。これは、溶湯がキャビティを充填したことにより未充填にはならなかったものの、溶湯の融合が不十分な場合に生じるものと考えられている。桜木ら⁶⁾は湯境を遺伝的アルゴリズムに適用することによりパレート解が得られることを示した。この場合にも融合時の固相率は比較的高かったものと考えられている。

これらのように、未充填不良と湯境不良は、充填時の固相率に関する比較的類似した現象と捉えることができる。そこで、初晶がノンフェセット凝固する亜共晶 Al-Si 系合金であれば、ある程度までは固相率を温度の関数として扱えることが知られている⁷⁾。ただし、共晶凝固における Si

相はフェセット凝固することから、過冷が大きくなると晶出しにくくなる⁸⁾。そのため、 α -Al 相の晶出量が相対的に多くなるものと考えられる。この場合には固相率を単純な温度の関数としては扱えない。

他方、合金溶湯が流動限界の固相率に達する現象には、金型との接触頻度のような抜熱条件が関係している^{9~11)}。そのため、プランジャの射出速度や、低速から高速への切り替え位置、あるいは増圧力が関係するものと考えられている¹²⁾。

以上より、未充填不良と湯境不良を生じさせなくするためには、なるべく固相率が低い状態のうちにキャビティを充填することが肝要と思われる¹³⁾。しかしながら、現状ではこれらに関する基礎的な知見が必ずしも十分でない。そのため、現状では平衡状態における凝固潜熱をもとにしたシミュレーションが実施されている。これは重力铸造には適合すると思われるものの、冷却速度が変化するダイカストには必ずしも整合するとは限らない。

そこで本報では、比較的大型で薄肉のアルミニウム合金ダイカストを対象として、その基礎的な実験として冷却速

受付日：令和2年10月1日，受理日：令和2年11月4日

* アイシン・エイ・ダブリュ(株) AISIN AW Co., Ltd.

*² アイシン精機(株) Aisin Seiki Co., Ltd.*³ アイシン軽金属(株) AISIN KEIKINZOKU Co., Ltd.*⁴ (株)MRDC MRDC Ltd.

度と過冷の関係、及び冷却速度と晶出量との関係を明らかにした。その上で、冷却速度の影響を加味したシミュレーションによる検討を行うとともに、実際のダイカストマシンによる実証を試みた。

2. 実験方法

2.1 凝固温度と冷却速度の関係、及び晶出量と冷却速度の関係

電気炉に設置した10番黒鉛のつぼ内で、Table 1に化学組成を示す市販のAD12.1合金インゴット1kgを720°Cで溶解した。同温度からFig. 1の(a)に示す市販の熱分析容器¹⁴⁾(シェル型)に注湯を行なった。冷却速度を大きくする水準では、Fig. 1の(b)に示すように、熱分析容器内にプランジャ及びキャビティと同じ材質であるSKD61で作製したリングを内挿した。リングの厚さは3mmと6mmの2種類であった。このように、冷却速度の異なる3種類の鑄型に同じ溶湯を注湯することにより3種類の冷却曲線を得た。そして、それぞれの初晶温度、Al-Si 2元共晶温度、Al-Si-Cu 3元共晶温度を計測した。こうして、各相の晶出温度に及ぼす冷却速度の影響を求めた。

他方、3種類の冷却速度で凝固させた鑄塊について、Fig. 1の(a)に示した位置のマイクロ組織を観察した。本報では簡単のため、マイクロ組織を初晶 α Al相、Al-Si 2元共晶、Al-Si-Cu 3元共晶の3種類に区別した。そして、各相の面積率を画像解析により算出した。こうして、各相の面積率に及ぼす冷却速度の影響を求めた。

Table 1 Chemical composition of specimens (% , Na-P:ppm).
供試材の化学組成 (% , Na-P:ppm).

	Cu	Si	Fe	Zn	Mg	Mn	Ni	Ti
AD12.1	2.18	11.22	0.53	0.62	0.22	0.14	0.04	0.03
	Pb	Sn	Cr	Na	Ca	Sr	P	
	0.02	0.01	0.04	<1	18	<1	18	

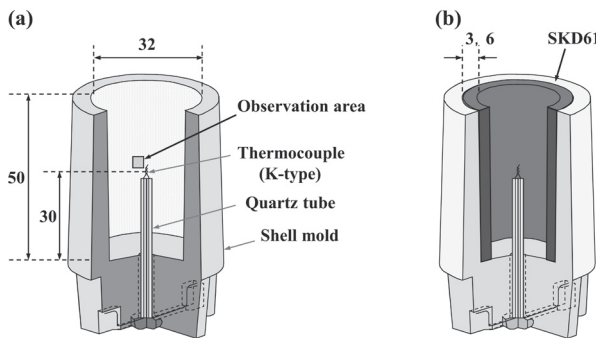


Fig. 1 (a) Thermal analysis cup shape (unit: mm) and microstructure observation position, (b) SKD61 ring (3 mm or 6 mm) fitted.

(a) 熱分析カップの形状 (単位は mm) とマイクロ組織の観察位置, (b) SKD61製のリング (3mm または 6mm) をはめた状態。

2.2 スリーブ内の冷却曲線

実際の冷却速度を知るため、前述した10番の黒鉛のつぼで使用したものと同一ロットのAD12.1合金インゴットを、ダイカストマシンの1500番の黒鉛のつぼで溶解した。720°Cの溶湯をラドルですくい、Fig. 2に示すようにダイカストマシンの射出スリーブ(φ140mm)に注いだ。スリーブ内の溶湯高さは53mmであった。底から5mmの位置にシーツ熱電対を設置しておき、射出操作は行わずにそのまま溶湯の温度を計測した。こうして得られた冷却曲線を代表として、スリーブにおける冷却速度 R を求めた。そして、得られた冷却速度 R における凝固潜熱の分配率を算出した。それにより算出された冷却曲線を、実際にスリーブ内で得られた冷却曲線と比較した。

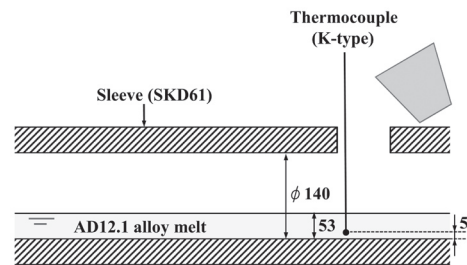


Fig. 2 Position of thermocouple when measuring cooling rate of molten metal in sleeve (unit: mm).

スリーブ内の溶湯の冷却速度を測定した際の熱電対の位置 (単位は mm)。

2.3 ダイカストマシンにおける鑄造

ダイカストマシンを使用して、Fig. 3に示すオートマチックトランスミッションのケースの鑄造を実施した。この際にも、前述した10番の黒鉛のつぼで使用したもの、及びスリーブ内の冷却曲線を採用したものと同一ロット

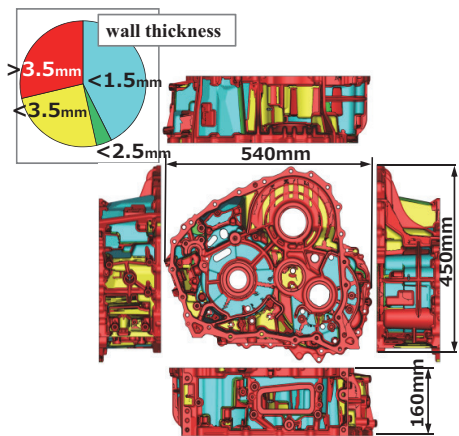


Fig. 3 Product shape and size. Pie chart indicates breakdown of wall thickness. Features are large and thin.

製品の形状とサイズ。円グラフは肉厚の内訳。特徴は大形で薄肉。

のAD12.1合金インゴットを、ダイカストマシンの1500番の黒鉛のつぼで溶解した。

製品形状の特徴は、比較的大物(540×450×160mm)で薄肉(面積の43%が1.5mm以下)なことである。そのシミュレーションに際しては、冷却速度を100°C/sと仮定して得られた凝固潜熱量を使用した。そして、実際に铸造した製品における未充填不良と湯境不良とを比較して評価を行った。

3. 実験結果

3.1 各相の晶出温度に及ぼす冷却速度の影響

Fig. 4はシェルだけのカップにおける冷却曲線の測定結果である。初晶と共晶間における最大の冷却速度 R は0.2°C/sであった。初晶と共晶の凝固時間は、共晶が長くて初晶は短かった。これは供試材の化学組成が共晶組成に比較的近いためと思われる。Fig. 5は厚さ3mmのSKD61製のリングを使用した場合の冷却曲線である。冷却速度 R は1.4°C/sであった。シェルだけのカップの場合と同じ溶湯を連続して注いだにも関わらず、初晶温度は0.2°C、共晶温度は4.1°C

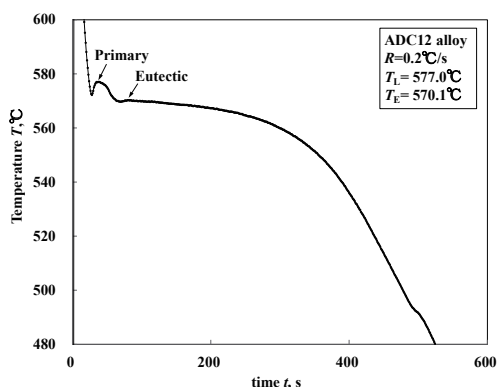


Fig. 4 Cooling curve of shell cup only ($R=0.2^\circ\text{C/s}$).
シェルだけのカップにおける冷却曲線 ($R=0.2^\circ\text{C/s}$).

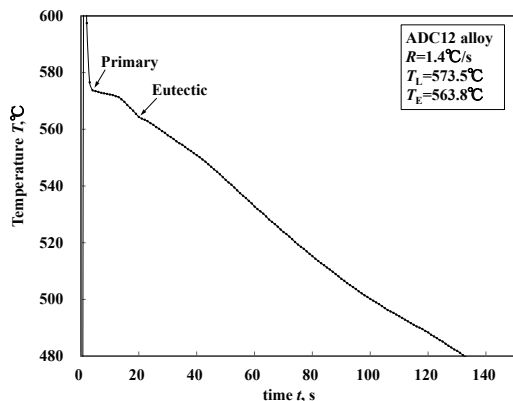


Fig. 5 Cooling curve of shell cup fitted with 3 mm thick ring ($R=1.4^\circ\text{C/s}$).
3mm厚のリングをはめたシェルカップにおける冷却曲線 ($R=1.4^\circ\text{C/s}$).

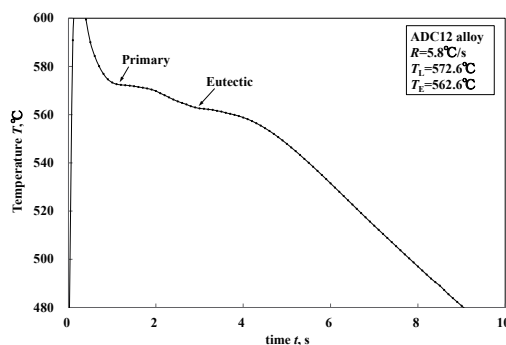


Fig. 6 Cooling curve ($R=5.8^\circ\text{C/s}$) in a shell cup fitted with a 6mm thick ring.
6mm厚のリングをはめたシェルカップにおける冷却曲線 ($R=5.8^\circ\text{C/s}$).

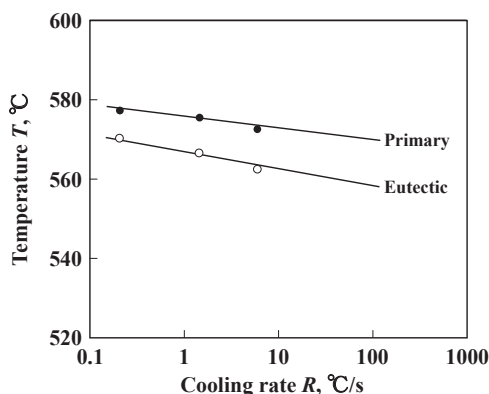


Fig. 7 Effect of cooling rate on primary and eutectic temperatures.
初晶温度と共晶温度に及ぼす冷却速度の影響。

低くなっていた。初晶と共晶の凝固時間は、シェルだけのカップにおける冷却曲線 (Fig. 4) に比較すると相対的に初晶が長くなっていた。Fig. 6は厚さ6mmのSKD61製のリングを使用した場合の冷却曲線である。冷却速度 R は5.8°C/sであった。各相の凝固温度はさらに低くなり、シェルだけのカップに対して初晶温度は1.7°C、共晶温度は6.9°C低かった。初晶と共晶の凝固時間は、さらに相対的に初晶が長くなっていた。Fig. 7はこれらの初晶温度と共晶温度を冷却速度で整理したものである。各相の晶出温度は、冷却速度が大きくなると直線的に低下していた。

3.2 面積率に及ぼす冷却速度の影響

熱電対の近傍のマイクロ組織を画像解析した結果を Fig. 8に示す。白色は初晶 $\alpha\text{-Al}$ 、紫色はAl-Si 2元共晶、緑色はAlFeSiMn- αAl 共晶、青色は $\text{Mg}_2\text{Si}-\alpha\text{Al}$ 共晶、黄色はAl-Si-Cu 3元共晶を示している。ただし、本報では冷却曲線と対応させて簡単に考えるため、初晶とそれ以外の共晶に大別した。その結果を Fig. 9に示す。初晶の面積率はシェルだけのカップの場合 ($R=0.25^\circ\text{C/s}$) に0.20であった。しかし、厚さ3mmのSKD61製のリングを使用した場合 ($R=1.4^\circ\text{C/s}$) には0.23に増加し、さらに厚さ6mm

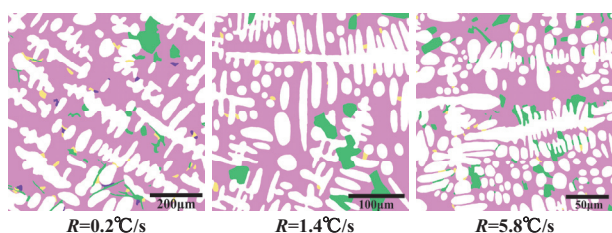


Fig. 8 Effect of cooling rate on crystallization area. White is primary α -Al, purple is Al-Si binary eutectic, green is AlFeSiMn- α Al eutectic, blue is Mg_2Si - α Al eutectic, yellow is Al-Si-Cu ternary eutectic.

晶出面積に及ぼす冷却速度の影響。白色は初晶 α -Al、紫色は Al-Si 2元共晶、緑色は AlFeSiMn- α Al 共晶、青色は Mg_2Si - α Al 共晶、黄色は Al-Si-Cu 3元共晶。

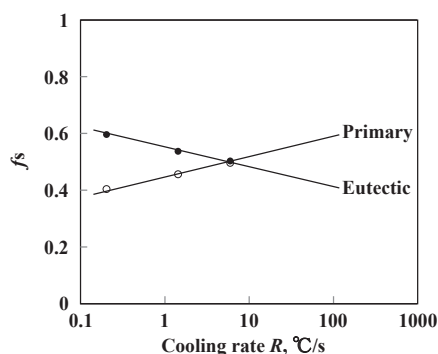


Fig. 9 Effect of cooling rate on area ratio of primary and eutectic crystals.

初晶と共晶の面積率に及ぼす冷却速度の影響。

のSKD61製のリングを使用した場合($R=5.8^\circ\text{C/s}$)には0.30に増加していた。このことは前項に述べた冷却曲線における初晶と共晶の凝固時間の変化に対応しているものと考えられる。

3.3 射出スリーブにおける冷却曲線の測定とシミュレーション

Fig. 10の黒色の冷却曲線は、シュルカップの場合と同じインゴットを溶解して射出スリーブに注湯した際に得られた冷却曲線である。初晶温度は 570°C であったことから、前項に述べたシュルカップでの結果をさらに大きく下回っていた。また、共晶温度も 559°C と大きく低下していた。初晶/共晶間における最大の冷却速度 R は約 100°C/s と大きかった。

シミュレーションを行うためには、使用する合金種ごとに初晶と共晶の凝固潜熱を装置に入力する必要がある¹⁵⁾。これまでにAl-Si系合金における凝固潜熱に及ぼすSi量の影響が明らかにされている¹⁶⁾。それを利用して、シミュレーション装置には合金種(主にはSi含有量)による凝固潜熱の推奨値が用意されている。しかしながら前項により、冷却速度が大きくなると共晶の面積率が減少することが明らかになった。この現象はBäckerudら¹⁷⁾も同様の

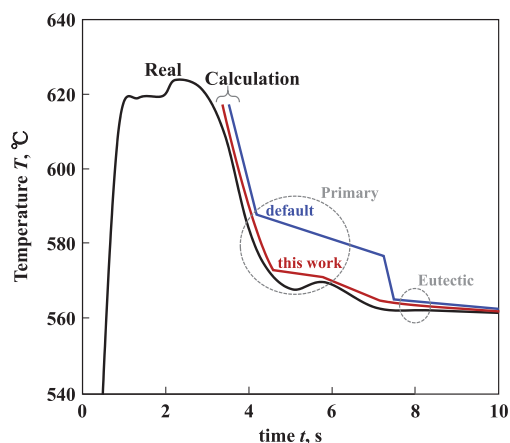


Fig. 10 Actual cooling curve (black) of injection sleeve and result of simulation (set value (blue) and this method (red)).

射出スリーブにおける実際の冷却曲線(黒色)とシミュレーションによる結果(設定値(青色)と本法(赤色))。

実験により認めている。また、冷却速度が大きくなると α -Al相の晶出量が多くなる現象は、ダイカストにおける「白色バンド」として知られている¹⁸⁾。この現象は次のように説明される。すなわち、Si相の(111)面が成長するためには、同時に3個の原子が付着する必要がある^{19,20)}。しかしながら、冷却速度が速い場合にはそれが困難なことから、自由エネルギーを低下させるために、容易に付着できる α -Al相が優先的に成長するものと考えられる¹⁸⁾。その際、冷却速度の増加にともなって、より多くのSi原子が α -Al相に固溶されたものと思われる。すると、元々のSi量が同じであっても、凝固するSi相の量が減少したことから、凝固潜熱の放出量が減少したものと考えることが可能である。

そこで、この変化をシミュレーション装置に反映させることを試みた。そのために、**Fig. 9**において冷却速度 $R=100^\circ\text{C/s}$ における外挿値を求めた。その結果、初晶の面積率は0.59、共晶の面積率は0.41と得られた。本法では、この面積率を冷却速度 $R=100^\circ\text{C/s}$ における凝固潜熱の分配率と仮定した。そして、シミュレーションによる冷却曲線の算出を行った。**Fig. 10**における青色の線は、シミュレーション装置に規定されている凝固潜熱に基づいた規定の冷却曲線の計算結果である。共晶温度は一致しているものの、初晶温度は実際よりも高い温度を示していた。他方、冷却速度による凝固潜熱の影響を加味したシミュレーションによる冷却曲線の計算結果を赤色の曲線で書き加えた。これによると、初晶温度と共晶温度の両方ともほぼ一致していた。そのため、前述の仮定がほぼ妥当であると考えられた。

3.4 パラメータスタディによる射出条件の検討

Fig. 3に示した製品において、冷却速度による凝固潜熱の変化を加味したシミュレーションを実施した。その際、ある規定した固相率に達すると流動が停止するように設

定した。その結果、Fig. 11の上側に未充填が発生すると予測された射出条件のシミュレーション結果を示した。また、下側には同一の射出条件で実施した実際の铸造品の結果を示した。両者は類似していることから、未充填の現象を比較的表现できているように思われた。また、Fig. 12の上側に湯境が発生すると予測された射出条件のシミュレーション結果を示した。また、Fig. 12の下側には同一の射出条件で実施した実際の铸造品の結果を示した。これより、本シミュレーションは湯境の現象をほぼ表現できているように思慮された。

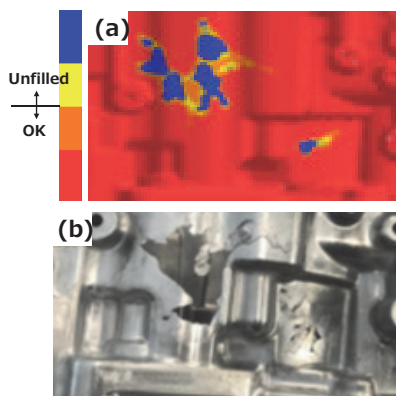


Fig. 11 Unfilled simulation result (a) and actual casting result (b).
未充填のシミュレーション結果(a)と実際の铸造結果(b).

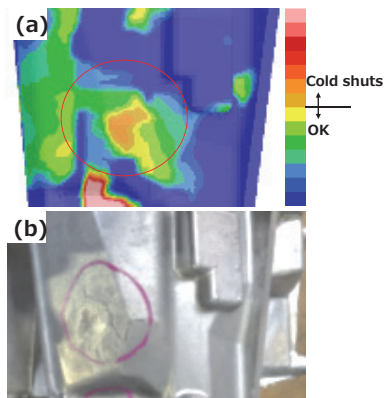


Fig. 12 Simulation results (a) and actual casting results (b) of cold shuts.
湯境のシミュレーション結果(a)と実際の铸造結果(b).

そこで、本シミュレーションによるパラメータスタディ²⁾を実施した。その際、湯境体積と未充填体積の両方を目的変数とした。また、説明変数として、4水準の低速速度、7水準の高速速度、7水準の切替位置を組み合わせて、合計で計196通りをシミュレーションした。その結果、Fig. 13に三角印(△)で示したように、湯境及び未充填が生じない射出条件の組み合わせが24通り得られた。それらのうち、使用している铸造設備において動作が可能な射出

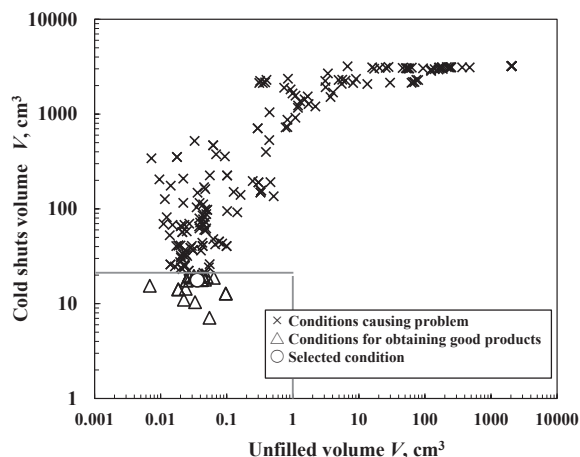


Fig. 13 Results of examination of injection conditions by parameter study. The broken line indicates the allowable range.

パラメータスタディによる射出条件の検討の結果。破線は許容範囲。

条件を選定した。それは図中に丸印(○)で明示したように、低速速度は0.3m/s、高速速度は4.7m/s、切替位置は400mmという条件であった。そこで、使用している铸造設備において、その条件による実際の铸造を実施した。その結果、本シミュレーションに示された通り、湯境及び未充填は生じなかった。これにより、本シミュレーション技術の妥当性が実証された。

4. 考 察

本報ではAD12.1合金を対象として、冷却速度による凝固潜熱の変化を加味したシミュレーションを開発するとともに、実際のダイカストマシンによる実証を試みた。その結果、未充填不良と湯境不良が生じない製品を得ることができた。そこで、本シミュレーションと従来法の差異を検討するため、一般的に使用されているNADCA (North American Die Casting Association) の式に従って実際の铸造を試みた。その結果、明確に充填不良と湯境不良が生じた。そこで、本シミュレーション法との差異の検討を行った。

例えば、(1)式は充填時間を求める式である。

$$t = k [(T_i - T_f + fsZ) / (T_f - T_d)] T \quad (1)$$

ここで、 t は充填時間(s)、 k は係数(s/mm)、 T_i はゲート通過時の溶湯温度(°C)、 T_f は溶湯の流動限界温度(°C)、 T_d は充填直前の金型表面温度(°C)、 fs は流動限界固相率(%)、 Z は固相率から温度範囲への変換係数(°C/%)、 T は製品肉厚(mm)である。

NADCAの式においては、(1)式における流動限界温度 T_f を550°Cとし、また、流動限界固相率 fs を40%として簡易的に計算を行うものである。他方、本法を(1)式に当てはめて考えると、ゲート通過時の溶湯温度 T_i を冷却速度の関数として適正化したことになる。また、流動限界固

相率 f_s を冷却速度の関数として、20%と低く設定したことに相当する。それらの結果、Fig. 11及びFig. 12に示したように、NADCAの式では充填性の問題が指摘されるとともに、実際の鑄造においても未充填が示された。そのため、金内²²⁾は薄肉鑄物においては流動限界固相率 f_s を低く設定することを推奨している。

本法は、冷却速度による凝固潜熱の変化を加味したシミュレーションを開発したものである。その結果、ADC12合金ダイカストに適したシミュレーションを行えることが実証された。要するに、凝固潜熱はファセット凝固する共晶Si相の晶出量が支配的であるが、冷却速度が大きくなると共晶Si相の晶出量が少なくなる現象をシミュレーションに取り込んだものである。この現象はノンファセット/ファセット凝固する亜共晶Al-Si合金に発現する固有のものと考えられる^{23, 24)}。

5. 結 論

大物で薄肉のADC12合金ダイカストには、未充填不良と湯境不良が生じやすい。そこで本報では、冷却速度と過冷の関係、及び冷却速度と晶出面積の関係を明らかにした。そして、冷却速度による凝固潜熱の変化を加味したシミュレーションを開発するとともに、パラメータスタディによる射出条件の検討を行った。さらに、実際のダイカストマシンによる検証を試みた。それらの結果、未充填不良と湯境不良が生じない製品を得ることができた。よって、本シミュレーションの妥当性を実証することができた。

参考文献

- 1) 岩田靖, 董樹新, 杉山義雄, 岩堀弘昭: 鑄造工学 **85** (2013) 9
- 2) 岩田靖, 董樹新, 杉山義雄, 岩堀弘昭: 鑄造工学 **84** (2012) 618
- 3) 西直美: 鑄物 **67** (1995) 918
- 4) 竹久文隆, 深谷紘一, 横井光義: 鑄物 **66** (1994) 506
- 5) 三輪敏夫: 実務表面技術 **27** (1980) 278
- 6) 桜木卓也, 中山一陽: 鑄造工学 **79** (2007) 592
- 7) 渡辺一雄: 鉄と鋼 **15** (1975) 3069
- 8) W. Kurz, D. J. Fisher: Fundamentals of Solidification (Trans Tech Publications) (1984)
- 9) 岩堀弘昭, 戸沢勝利, 浅野高司, 山本善章, 中村元志, 橋本正興, 上西始郎: 軽金属 **34** (1984) 525
- 10) 駒崎徹, 松浦一也, 西直美: 鑄物 **66** (1994) 211
- 11) 浅井宏一, 大杉泰夫, 八下田健次: 鑄造工学 **82** (2010) 819
- 12) 岩田靖, 山本善章, 中村元志: 軽金属 **39** (1989) 550
- 13) 蓮野昭人, 浅田穰, 村島泉, 岩国信夫, 西直美: 鑄造工学 **71** (1999) 449
- 14) 森中真行, 飯牟礼貴志, 仁科芳彦, 豊田充潤: 鑄造工学 **92** (2020) 28
- 15) 濱崎昌典, 宮原広郁: 鑄造工学 **84** (2012) 375
- 16) 板村正行, 山本直道: 鑄造工学 **68** (1986) 493
- 17) L. Bäckerud, G. Chai, J. Tamminen: SOLIDIFICATION CHARACTERISTICS OF ALUMINUM ALLOYS, Vol. 2 (Foundry Alloys) (1990) (AFS/SKANALUMINIUM)
- 18) 森中真行, 大城直人, 小林哲: 日本鑄造工学会東海支部非鉄鑄物研究部会報告 (2018) 225
- 19) 長汐晃輔, 栗林一彦: 日本結晶成長学会誌 **32** (2005) 314
- 20) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **90** (2018) 17
- 21) 金子智, 勝田正文, 目崎裕也, 宮下敏明: 日本冷凍空調学会論文集 **29** (2012) 255
- 22) 金内良夫: 日立金属技報 **23** (2007) 27
- 23) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **88** (2016) 332
- 24) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **91** (2019) 287