

## 技術報告

高真空ダイカストしたA365合金の機械的性質に及ぼす  
金型材の影響森中真行\* 栗山朋徳\*  
今井良一\*<sup>2</sup> 久保裕二\*<sup>2</sup>

## Technical Paper

J. JFS, Vol. 98, No. 2 (2026) pp. 000~000

DOI: 10.11279/jfes.98.000

Effect of Die Material on Mechanical Properties of A365  
Alloy High Vacuum Die CastingsMayuki Morinaka\*, Tomonori Kuriyama\*<sup>2</sup>  
Ryoichi Imai\*<sup>2</sup> and Yuji Kubo\*<sup>2</sup>

In ductile die casting, increasing the cooling rate is desirable to refine the crystallized phase. However, lowering the die temperature increases the likelihood of segregation. Therefore, in this study, rather than changing the die temperature, the die material was changed to Cu. A365 alloy containing 0.18% Mg was die-cast into 5 mm-thick plates using two types of dies: Fe/Fe and Fe/Cu. The effects on mechanical properties were investigated, and the following results were obtained: 1) The cooling rate calculated by simulation was 32°C/s for the Fe/Fe die, while that for the Fe/Cu die was 85°C/s, nearly three times faster. 2) Observation of the microstructure of the Fe/Cu die revealed no segregation, and the crystallized phase was finer than that of the Fe/Fe die. 3) The measured values of tensile strength, 0.2% proof stress, and elongation for the Fe/Fe die were within the ranges specified in the Rheinfelden catalog. The Fe/Cu die, with its faster cooling rate, improved the mechanical properties of the F and T5 steels by an average of approximately 15%. The T7 material showed almost no change.

**Keywords** : ductile diecast, A365 alloy, Cu mold, mechanical properties

## 1. 緒言

昨今の異常気象をもたらしている地球温暖化の主因は二酸化炭素の排出量の過多と認識されている<sup>1)</sup>。その原因のひとつとして1886年にBenzにより発明された自動車が指摘されている。最初は世界に1台しかなかった自動車が140年後の今では1年間に1億台近くも生産されている。こうなると1台あたりの二酸化炭素の排出量を低減させる必要がある。燃費を改善する手段のひとつは自動車の軽量化である。これまでにホイールが鉄からAC4CH合金鋳物に変わった。また、1980年代頃からボンネット内の部品が多くの鑄造業社の努力の積み重ねにより鋳鉄からアルミニウム合金鋳物に変わり、さらにダイカスト化されていった<sup>2)</sup>。

1994年になると、Audi社はA8のボディを軽量化するために展伸材の継ぎ手部品用としてA365合金を登場させた。これはダイカスト用合金でありながら、清浄な溶湯を短時間で充填して急冷凝固させることにより高い伸びと耐力を得ることができる。また、熱処理にも対応している<sup>3)</sup>。そ

の研究開発には30年を要したとされている。歴史を変えた研究者、開発者に敬意を払うべきである。

その後、世界中の合金メーカーが徐々にスクラップを配合した類似合金の販売を始めた。この系の合金は少々純度が低下しても、まだ十分な性能を発揮できるからである。特にFeの混入が嫌疑されてきたが、ある量までは伸びや耐力に対する悪影響が軽微であることが明らかにされた<sup>4)~6)</sup>。ただし、自動車の衝突時に関係する曲げ特性のメカニズムは若干異なることから注意を要する<sup>7)</sup>。いずれにしても、これらの合金が普及することはAudi社の高い志を証明するものである。

A365合金には主に焼き付き防止のために0.6%程度のMnが配合されている。しかしながら、それにより形成されるAl-Si-Mn相は延性を阻害する。そこで、これを微細化するためにダイカストによる急冷が利用されている。すると冷却速度をさらに大きくすれば、より微細化できる可能性がある。しかしながら、冷却速度を大きくするために金型温度を低下させると偏析が生じやすくなる。溶湯の流動時において、フェセット相のSiは容易に凝固しないも

受付日: 令和7年10月15日, 受理日: 令和7年12月5日 (Received on Oct 15, 2025; Accepted on Dec. 5, 2025)

\* (株)MRDC MRDC Ltd.

\*<sup>2</sup> 蔦機械金属(株) Tsuta Metals & Machinery Co., LTD.

の、ノンファセット相の  $\alpha\text{Al}$  は凝固するためである。偏析は機械的性質、特に伸びに対する重大な欠陥である。そこで本研究では金型温度の変化ではなく、金型材料をCuに変化させた。そしてA365合金の機械的性質に及ぼす影響の調査を試みた。

## 2. 実験方法

### 2.1 溶湯の溶製と炉前分析

ターンテーブルに乗せた2基の1,500番の黒鉛のつぼ内で、日軽エムシーアルミ(株)製のA365インゴットを溶解した。使用したインゴットの化学成分をTable 1に示す。0.18%と比較的少ないMg量の合金であった。また、0.020%のSrがインゴットの状態では配合されていた。しかしながら、Srは溶解時により酸化する<sup>8)</sup>ことから、新たにロッド状のAl-10%Sr母合金を溶湯に添加した。溶解温度は710°C、溶解量は550kgであった。0.2%のフラックスを溶湯に浮かべたまま、 $\text{N}_2$ による5分間のGBF処理を行った<sup>9)</sup>。終了後にドロスを除去した。

Table 1 Chemical composition analysis results (%).  
化学成分の分析結果 (%).

	Cu	Si	Fe	Zn	Mg	Mn	Ni	Ti
インゴット	<0.01	10.01	0.06	<0.01	0.18	0.63	<0.01	0.06
溶解後	0.02	9.99	0.06	0.01	0.16	0.68	<0.01	0.06
	Pb	Sn	Cr	Na	Ca	Sr	P	Zr
インゴット	<0.01	<0.01	<0.01	0.0002	0.0004	0.020	0.0004	<0.01
溶解後	<0.01	<0.01	<0.01	0.0001	0.0005	0.040	0.0006	<0.01

沈静時間を利用して炉前分析を行った。延性ダイカストには介在物量の低減とSrの改良効果が必須のためである<sup>10)</sup>。化学成分は発光分光分析法により求めた。介在物量はKモールド<sup>11)</sup>および金網法<sup>12)</sup>により測定した。ガス量はDI値<sup>13)</sup>により簡易的に測定した。改良効果は熱分析法<sup>14)</sup>により判定した。

### 2.2 注湯と鋳造

溶湯温度を710°Cに保ちながら、セラミック製のラドルにより溶湯を採取した。注湯したスリーブはサーメットコーティングを行なったインナーズリーブとの2層構造のものであった。スリーブの内径は90mm、サーメットコーティング層の厚さは1.5mmであった。金型はFig. 1に示すように製品部の厚さが5mmの平板状で、鋳込み重量は3kgであった。冷却速度を変化させるため、金型に2種類の入れ子を使用した。キャビティ部の平板に対して両側ともFeのもの(以下、Fe/Fe型と略す)、及び可動型がFeで固定型はCuのもの(以下、Fe/Cu型と略す)である。入れ子のサイズは220×190×81mmで、キャビティ面から10mm奥の位置に2系列の水冷回路を設けて抜熱した。Fe/Fe型とFe/Cu型に同一の水冷回路を設けたことから、金型温度はFe/Cu型の方が低かった。800トンの高真空ダ

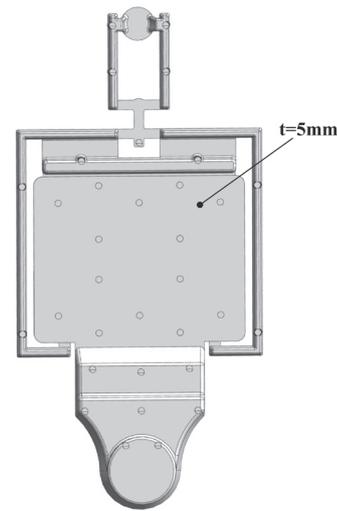


Fig. 1 Shape of the mold used.  
使用した金型の形状.

イカストマシンを使用した。離型剤はセラミック粒子を含む水溶性のものであった。射出時のキャビティ内の圧力は10kPaであった。射出速度は4m/sであることから噴流で、充填圧は5MPa、増圧力は70MPaであった。

通常、冷却速度はマイクロ組織におけるsDASから求められる。しかしながら、本実験では花卉状晶及び初晶 $\alpha\text{Al}$ 相が接触した粒状晶<sup>15,16)</sup>であったことから、sDASの計測が容易ではなかった。そこで、凝固シミュレーションにおいて肉厚5mmの中心部で固相が生じた温度と時間、及び固相率が30%になった温度と時間から便宜上の冷却速度を求めた。凝固解析時に使用したパラメータとして、600°C時の熱伝導率はFe型を80W/(m°C)、Cu型を360W/(m°C)とした。600°C時の比熱はFe型を1,120 J/(kg°C)、Cu型を432 J/(kg°C)とした。設定した初期温度はスリーブに注湯する時点の溶湯温度を700°C、スリーブの温度を300°C、Fe型を200°C、Cu型を100°Cとした。それらの結果、Fe/Fe型における冷却速度が32°C/sであるのに対し、Fe/Cu型は85°C/sと3倍近く速かった。

### 2.3 熱処理と引張試験

T5材は170°C×10時間の人工時効を施した。T7材は520°C×1.5時間の溶体化後に水焼入れを行い、すぐに170°C×10時間の人工時効を施した。その後、厚さ5mmの平板鋳塊の両側から1mmずつを切削し、標点間距離が25mmの引張試験片を作製した。室温でn=3の引張試験を行った。マイクロ組織は平板の断面を観察した。Fe/Cu型に関してはCu型側のマイクロ組織を対象とした。

## 3. 実験結果

### 3.1 炉前分析

#### 3.1.1 化学成分

Table 1の下段に溶解後の化学成分の分析結果を示す。

いずれの元素も大きな変動はなかった。Srは0.040%と極めて多く、過改良<sup>17)</sup>と呼ばれる量であった。Pは0.0004%および0.0006%と好ましい量<sup>18)</sup>であった。

### 3.1.2 介在物

Kモールドの破断面をFig. 2に示す。a)はFe/Fe型の鑄造開始時、b)はFe/Cu型の鑄造開始時である。K<sub>10</sub>値はいずれも0.1であった。金網法の結果をFig. 3に示す。a)はFe/Fe型の鑄造開始時、b)はFe/Cu型の鑄造開始時である。両者とも清浄であった。

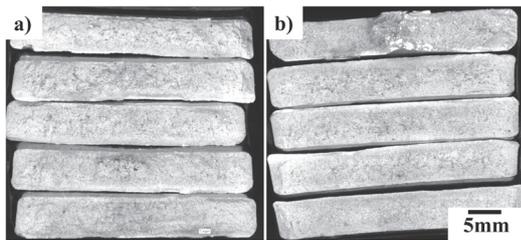


Fig. 2 Observation results of the K mold (a: at the start of casting of the Fe/Fe mold, b: at the start of casting of the Fe/Cu mold).

Kモールドの観察結果 (a: Fe/Fe型の鑄造開始時, b: Fe/Cu型の鑄造開始時)。

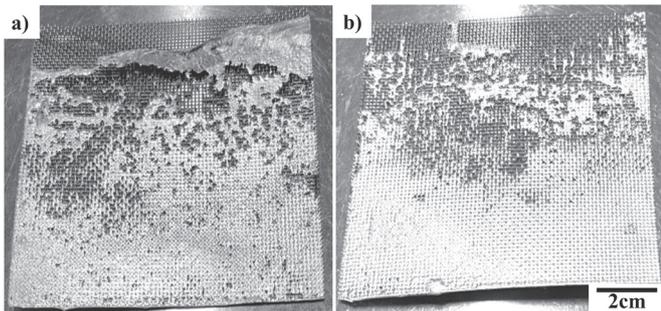


Fig. 3 Observation results of the wire mesh (a: at the start of casting of the Fe/Fe mold, b: at the start of casting of the Fe/Cu mold).

金網の観察結果 (a: Fe/Fe型の鑄造開始時, b: Fe/Cu型の鑄造開始時)。

### 3.1.3 ガス量

DI値の測定結果をTable 2に示す。Fe/Fe型の鑄造開始時のDI値は0.08%と極めて低い値であった。Fe/Cu型の鑄造開始時のDI値は1.97%と若干高めの値であった。しかしながら、ドイツ鑄物協会はダイカスト用の溶湯のDI値は5%以下、鑄物用の溶湯のDI値は3%以下を推奨している<sup>19)</sup>。よって、溶存ガスによる問題はないものとみなすことができる。

### 3.1.4 熱分析

熱分析によるAl-Si 2元共晶温度の測定結果をTable 2に示した。Fe/Fe型の鑄造開始時は570.6°C、Fe/Cu型の鑄造開始時は569.4°Cであった。改良処理時における共晶組織の改良/非改良を判定するしきい値は、これまでいくつかの合金の例が報告されている<sup>14, 20, 21)</sup>。それらから推察

Table 2 Measurement results of DI value and eutectic temperature at the start of each casting.

各鑄造開始時のDI値と共晶温度の測定結果。

	DI値(%)	共晶温度(°C)
Fe/Fe型	0.08	570.6
Fe/Cu型	1.97	569.4

すると、本実験で使用したMgが0.18%と低いA365合金の場合、前述のAl-Si 2元共晶温度はしきい値を下回って、改良組織を呈しているものと推察される。

### 3.2 ミクロ組織

Fe/Fe型における表面部のミクロ組織をFig. 4に示す。図の左側が金型接触面で、溶湯の流動方向は下から上である。金型接触面におけるチル層の厚さは100μm程度であった。その内部側には100μm程度の偏析バンド<sup>22)</sup>あるいは黒色バンド<sup>23)</sup>などと呼ばれる主にチル層から排出された溶質による黒色の層が存在した。表面から1mm内部のミクロ組織をFig. 5に示す。連結した粒状晶どうしの隙間に、微小なチューブ状のAl-Si 2元共晶セルが多数成長してい

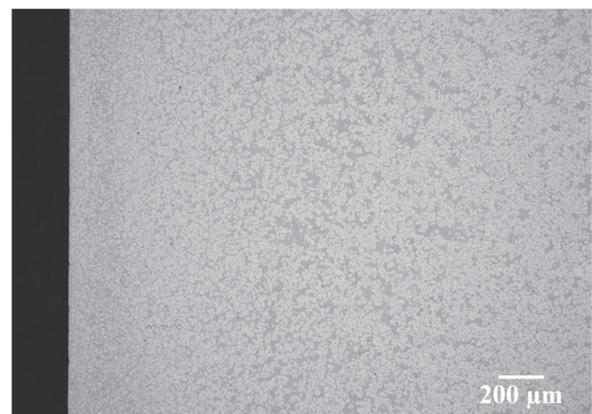


Fig. 4 Microstructure of the surface layer in the Fe/Fe mold.

Fe/Fe型における表面部のミクロ組織。

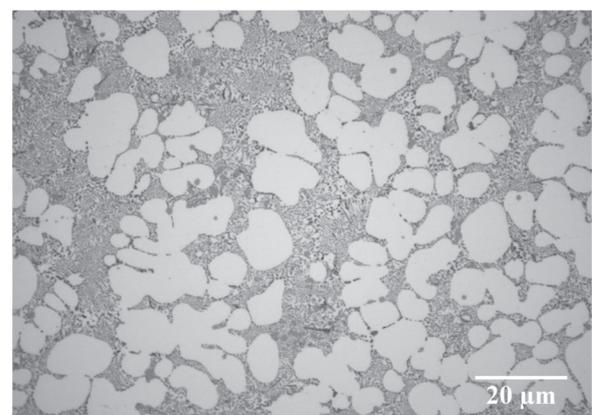


Fig. 5 Microstructure of the Fe/Fe mold, 1mm inside from the surface.

Fe/Fe型における表面から1mm内部のミクロ組織。

た。Fe化合物は微小な矩形であった。

Fe/Cu型における表面部のマイクロ組織を Fig. 6 に示す。金型接触面におけるチル層の厚さは  $200\mu\text{m}$  程度と厚かった。その内部側の黒色の層は  $100\mu\text{m}$  程度であった。表面から  $1\text{mm}$  内部のマイクロ組織を Fig. 7 に示す。Fe/Fe型と顕著な差異は見られなかった。

なお、Fe/Fe型及びFe/Cu型とも粗大な初晶  $\alpha\text{Al}$  相の偏析は見られなかった。これはセラミックラドルやサーメットコーティングを行なったインナーシップなどを介して、高真空のキャビティに噴流で射出した成果と捉えられる。

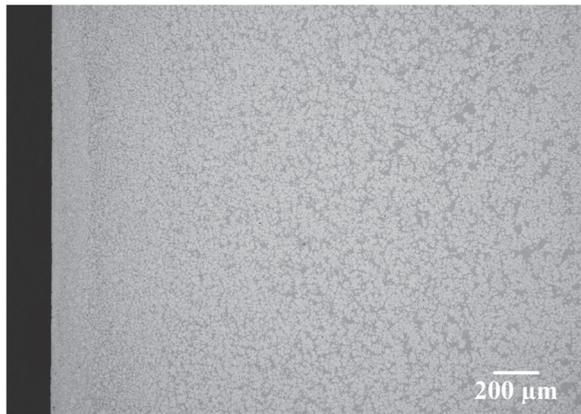


Fig. 6 Microstructure of the surface layer in the Fe/Cu mold.  
Fe/Cu型における表面部のマイクロ組織。

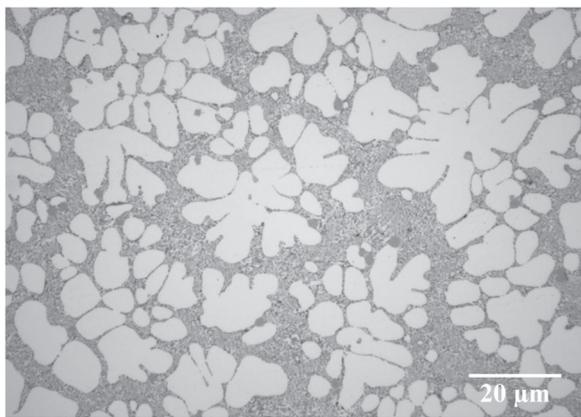


Fig. 7 Microstructure of the Fe/Cu mold, 1mm inside from the surface.  
Fe/Cu型における表面から  $1\text{mm}$  内部のマイクロ組織。

### 3.3 機械的性質

#### 3.3.1 引張強さ

引張強さに及ぼす冷却速度と熱処理の影響を Fig. 8 に示す。図中の矢印は A365 合金のカタログ値<sup>24)</sup>に明記されている引張強さの範囲を転記したもので、F材は  $250 \sim 290\text{MPa}$  とされる。それに対して、Fe/Fe型の引張強さは平均値で  $258\text{MPa}$  であったことから最低値に近かった。なお、棒グラフの上部に記載した太い線分は  $n=3$  における最高値と最低値を示している。一方、Fe/Cu型は平均値で

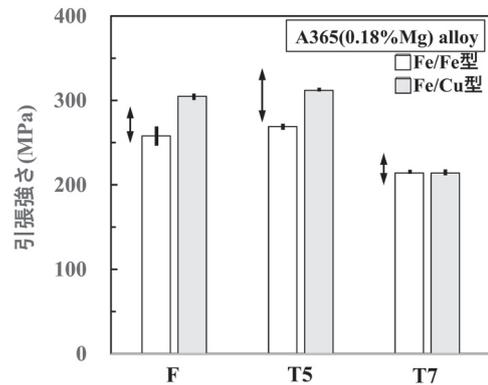


Fig. 8 The effect of cooling rate and heat treatment on the tensile strength of die-cast A365 alloy (arrows indicate the range of catalog values).  
ダイカストした A365 合金の引張強さに及ぼす冷却速度と熱処理の影響 (矢印はカタログ値の範囲)。

$305\text{MPa}$  と高かったことから最高値を超えていた。T5材のカタログ値は  $275 \sim 340\text{MPa}$  とされている。Fe/Fe型の値は  $269\text{MPa}$  であったことから最低値を若干下回っていた。一方、冷却速度の速い Fe/Cu型は  $312\text{MPa}$  と高かった。T7材のカタログ値は  $200 \sim 240\text{MPa}$  とされている。Fe/Fe型の値は  $215\text{MPa}$ 、また、Fe/Cu型は同様の  $214\text{MPa}$  であった。

#### 3.3.2 0.2% 耐力

0.2% 耐力に及ぼす冷却速度と熱処理の影響を Fig. 9 に示す。F材のカタログ値は  $120 \sim 150\text{MPa}$  である。これに対して、Fe/Fe型は  $120\text{MPa}$  であったことから最低値であった。一方、Fe/Cu型は  $158\text{MPa}$  であったことから最高値を超えていた。T5材のカタログ値は  $155 \sim 245\text{MPa}$  である。Fe/Fe型は  $166\text{MPa}$  であったことから最低値に近かった。一方、Fe/Cu型は  $185\text{MPa}$  と高かった。T7材のカタログ値は  $120 \sim 170\text{MPa}$  である。Fe/Fe型の値は  $140\text{MPa}$  であった。また、Fe/Cu型も同じく  $140\text{MPa}$  であった。

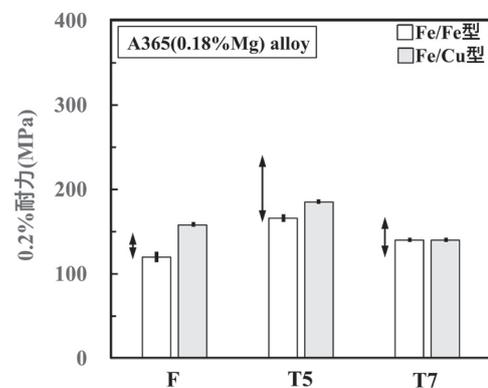


Fig. 9 The effect of cooling rate and heat treatment on the 0.2% proof stress of die cast A365 alloy (arrows indicate the range of catalog values).  
ダイカストした A365 合金の 0.2% 耐力に及ぼす冷却速度と熱処理の影響 (矢印はカタログ値の範囲)。

### 3.3.3 伸び

伸びに及ぼす冷却速度と熱処理の影響を Fig. 10 に示す。F材のカタログ値は5～11%とされている。Fe/Fe型の値は10.3%であったことから最高値に近かった。一方、Fe/Cu型は12%であったことから最高値を超えていた。

T5材のカタログ値は4～9%である。Fe/Fe型は9%であったことから最高値であった。一方、Fe/Cu型はカタログ値よりも高い10%であった。T7材のカタログ値は15～20%である。Fe/Fe型は15%であったことから最低値であった。また、Fe/Cu型はわずかに高い16%であった。

なお、カタログ値におけるT5及びT7の熱処理条件は不明である。

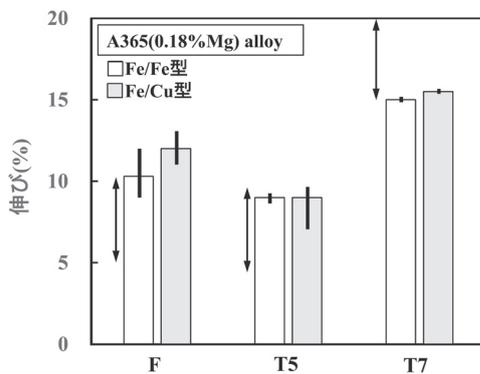


Fig. 10 The effect of cooling rate and heat treatment on the elongation of die-cast A365 alloy (arrows indicate the range of catalog values).

ダイカストしたA365合金の伸びに及ぼす冷却速度と熱処理の影響 (矢印はカタログ値の範囲)。

## 4. 考 察

本研究ではMgが0.18%と低いSf-36合金をFe/Fe型とFe/Cu型を用いてダイカストした。Fe/Fe型の場合、いずれの調質においても、また引張強さ、0.2%耐力、伸びのいずれについてもカタログ値のほぼ範囲内にあった。ただし、引張強さと0.2%耐力は最低値に近く、逆に、伸びは最高値を示した。この現象はMgが0.18%と低いSf-36合金を使用したことによるもので、同カタログにも明記されている。A365合金を開発したRheinfelden社は400トンのダイカストマシンを使用してカタログ値を得たのに対し、本実験では800トンのダイカストマシンを使用した。また、両者は鑄造条件<sup>24)</sup>及び製品形状<sup>3)</sup>や熱処理条件なども異なる可能性があるにもかかわらず、ほぼ同様の数値が得られた。そのため、これらのFe/Fe型の値は妥当であると捉えられる。

それに対して、Fig. 11に示すように推定冷却速度が速くなると(Fe/Cu型)、引張強さ、0.2%耐力、伸びはF材とT5材とも平均で15%程度向上していた。それらのマイクロ組織を観察した結果、偏析は観察されずに晶出物はより微細化されていた。なお、T7材については冷却速度を増加させても、引張強さ、0.2%耐力、伸びのいずれもがほ

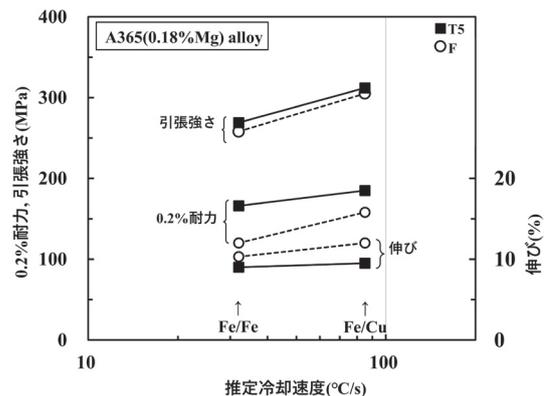


Fig. 11 Effect of estimated cooling rate on the mechanical properties of die-cast A365 alloy.

ダイカストしたA365合金の機械的性質に及ぼす推定冷却速度の影響。

とんど変化しなかった。

以上より、A365合金の推定冷却速度を3倍近く速くすると、F材とT5材の機械的性質は15%程度上昇するという指標が得られた。ただし、溶湯が清浄であることとSr改良処理が効いていること、また、セラミックラドルやサーメットコーティングを行なったインナースリーブなどを介して、高真空のキャビティに噴流で射出した結果である。このような場合であれば、仮にMg量を増加させたならば、より高い強度を得られる可能性がある。

## 5. 結 言

本研究ではMgが0.18%と低いA365合金をFe/Fe型とFe/Cu型を用いて5mm厚の板状にダイカストした。機械的性質に及ぼす金型材の影響を調査した結果、次の結論が得られた。

- 1) 凝固シミュレーションにより求めた推定冷却速度は、Fe/Fe型が32°C/sであるのに対し、Fe/Cu型は85°C/sと3倍近く速かった。
- 2) Fe/Cu型のマイクロ組織を観察したところ偏析は見られず、晶出相のサイズはFe/Fe型よりも微細であった。
- 3) Fe/Fe型における引張強さ、0.2%耐力、伸びの測定値はほぼRheinfelden社のカタログ範囲内にあった。冷却速度の速いFe/Cu型の場合、F材とT5材の機械的性質は平均で15%程度向上し、特にF材はカタログ範囲を超えた。T7材はほとんど変化しなかった。

### 参考文献

- 1) 島田幸司, 日比野剛, 藤岡荘史, 松岡譲: 環境システム研究 **27** (1999) 207
- 2) 北岡山治: 鑄造工学 **91** (2019) 60
- 3) 渡辺修一郎, R. Franke: 鑄造工学 **79** (2007) 297
- 4) 森中寿真, 森中真行, 佐藤良輔, 渡邊渚, 木村有貴: 鑄造工学 **96** (2024) 586
- 5) 森中寿真, 森中真行, 大野恭平, 比嘉貴治, 山口裕崇,

- 渡邊将成, 内山智章, 佐藤豪修: 鑄造工学 **97** (2025) 311
- 6) 森中寿真, 森中真行, 深見尚男, 安田誠, 渡邊直也, 茜谷宗明: 鑄造工学 **97** (2025) 304
- 7) 尾辻奈生子, 團野瑛章, 大城直人: 鑄造工学 **97** (2025) 558
- 8) 上野博志, 萩野谷生郎: 鑄物 **66** (1994) 205
- 9) 森中真行: 鑄造工学 **76** (2004) 897
- 10) 森中真行: 型技術 **35** (2020) 6, 23
- 11) JIS H 0523 (2020)
- 12) 豊田充潤, 森中真行: 鑄造工学 **89** (2017) 182
- 13) 森中真行, 後藤大二, 金森陽一: 鑄造工学 **91** (2019) 446
- 14) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **89** (2017) 638
- 15) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **87** (2015) 627
- 16) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **90** (2018) 182
- 17) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **91** (2019) 280
- 18) 森中真行: 鑄造工学 **85** (2013) 508
- 19) BUNDESVERBAND DER DEUTSCHEN GIESSEREI-INDUSTRIE (BDG): BDG-Richtlinie P230 “Unterdruck-Dichtprüfung Bestimmung des Dichte-Index für Aluminiumgusslegierungen” (2016)
- 20) 森中真行, 豊田充潤: 鑄造工学 **89** (2017) 563
- 21) 森中真行, 飯牟礼貴志, 仁科芳彦, 豊田充潤: 鑄造工学 **92** (2020) 28
- 22) H. I. Laukli, O. Lohne, L. Arnberg, H. Gjestland, S. Sannes: Trans. 2002 Die Casting Congress, North American Die Casting Association (NADCA), Rosemont, IL, **21** (2002) 1
- 23) 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
- 24) Rheinfelden Alloys GmbH: Primary aluminium casting alloys (2010) 34