

東海大学大学院令和4年度博士論文

マグネシウム合金ダイカストの
引張強度と表面硬度の向上を目指した
成形法に関する研究

指導 砂見 雄太 准教授

東海大学大学院総合理工学研究科

総合理工学専攻

柏原 侑輝

目 次

第1章 序 論.....	1
1.1 研究背景.....	1
1.1.1 ダイカストの特徴.....	1
1.1.2 ダイカストにおける諸問題.....	4
1.2 マグネシウム合金の諸特性と期待.....	7
1.3 先行研究.....	9
1.4 本研究の概要.....	11
第2章 マグネシウム合金ダイカストの射出速度が及ぼす引張強度と表面硬度 に関する検討.....	13
2.1 緒 言.....	13
2.2 解析方法.....	13
2.2.1 供試材.....	13
2.2.2 湯流れの支配方程式.....	16
2.2.3 収束判定.....	16
2.2.4 背圧の計算方法.....	18
2.2.5 解析条件.....	20
2.3 実験方法.....	23
2.3.1 鑄造試験.....	23
2.3.2 内部ポロシティ計測.....	23
2.3.3 引張試験およびポロシティ計測.....	24
2.3.4 ビッカース硬さ試験および凝固組織観察.....	24
2.4 結果および考察.....	30
2.4.1 階段型テストピースの湯流れにおけるゲート厚みの影響.....	30
2.4.2 射出速度が及ぼすポロシティ密度と形状への影響.....	38
2.4.3 引張試験における破壊形態とポロシティ分布.....	45
2.4.4 引張強度と表面硬度に対する射出速度の影響と金属凝固組織の関係.....	50
2.5 結 言.....	58
第3章 射出スリーブとランナーにおける溶湯温度低下の実験的および理論的	

検討	59
3.1 緒言	59
3.2 射出スリーブとランナーの温度計測実験	59
3.2.1 実験方法	59
3.2.2 ランナー温度センサーに関する検討	62
3.2.3 実験結果	64
3.3 実験と解析の比較	66
3.3.1 解析方法	66
3.3.2 スリーブ周辺要素の検討	69
3.3.3 射出スリーブ内の溶湯温度変化のシミュレーションと実験結果との比較	73
3.4 結言	76
第4章 スリーブ加熱方式を用いた溶湯温度低下の抑制と引張強度および表面硬度の向上	77
4.1 緒言	77
4.2 実験方法	78
4.3 結果および考察	83
4.3.1 金型温度がおよぼす引張強さとポロシティ体積の関係	83
4.3.2 引張破壊位置とその形態の性質	86
4.3.3 スリーブ加熱方式による金属凝固組織の形成	91
4.4 結言	95
第5章 結論	96
謝辞	99
参考文献	100

記号表

[Symbol]	[Explanation]	[Unit]
CFL	CFL number	-
c_p	Specific heat	$\text{kJ}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$
d	Diameter	mm
f	correction factor	-
h	Heat transfer coefficient	$\text{W}/(\text{m}^2\cdot^\circ\text{C})$
I	Electric current	μA
K	Exhaust coefficient	-
k	shape factor	-
L	Latent Heat	kJ/kg
l	length	mm
M	Air molecular weight	g/mol
M_C	Convective term	$\text{N}\cdot\text{s}$
M_g	Body force term	$\text{N}\cdot\text{s}$
M_P	Pressure term	$\text{N}\cdot\text{s}$
M_V	Viscosity term	$\text{N}\cdot\text{s}$
N	Amount of porosity	-
\mathbf{n}	Normal vector of element surface	-
n_l	Iteration	-
Nu	Nusselt number	-
P	Pressure	MPa
P_0	Atmospheric pressure	MPa
Pr	Prandtl number	-
R	Gas constant	$\text{PaL}/\text{mol}^\circ\text{C}$
R_t	Thermal Resistance	$^\circ\text{C}/\text{W}$
Re	Reynolds number	-
S	Area	m^2
T	Temperature	$^\circ\text{C}$
t	time	s
t_g	Gate thickness	mm
T_l	Liquidus temperature	$^\circ\text{C}$
T_s	Solidus temperature	$^\circ\text{C}$
u	velocity	m/s
V	Volume	m^3
V_x	Voltage	kV
v_f	fast velocity magnitude	m/s
v_s	Slow velocity magnitude	m/s
V_i	Element volume	m^3
V_L	Volume of molten metal	m^3
β_d	Dimensionless distance from the fill surface to the free surface	-
β_s	Area fill factor on each face of the element	-
$\hat{\beta}_s$	Area rate of upstream	-

$\bar{\beta}_s$	Average of area fill rates for bilateral elements on both sides of the plane	-
β_V	Volume rate in element	-
Δt	Time steps	s
λ	Thermal conductivity	W/(m•°C)
ν	Kinematic viscosity	m ² /s
δ	Residual	-
ρ	Density	kg/m ³
φ	Solid fraction	-
[Superscript]		
t	Time	-
[Subscript]		
air	Air	-
Al	Aluminium	-
c	Casting	-
i	Element number	-
ig	Air group number	-
IS	Face number or staggered grid number centered on IS face	-
j	Element component face number	-
m	mold	-
Mg	Magnesium	-
1, 2	Two element numbers contained in the staggered elements	-

化学記号表

[Symbol]	[Explanation]
Al	Aluminium
Ca	Calcium
Ce	Cerium
La	Lanthanum
Mg	Magnesium
Mn	Manganese
Pr	Praseodymium
RE	Rare earth elements
Si	Silicon
Sr	Strontium
Th	Thorium
Y	Yttrium

表一覽

[Table No.]	[Caption]	[Page]
Table 1.1	Die casting defects	5
Table 2.1	Chemical composition of the Mg-Al-RE alloy (mass %)	14
Table 2.2	Material properties (MRI153RE)	14
Table 2.3	Convergence judgment conditions	17
Table 2.4	Simulation conditions	21
Table 2.5	SKD61 properties	21
Table 2.6	Heat transfer coefficient [$W/m^2\text{°C}$]	21
Table 2.7	Casting conditions	26
Table 2.8	X-ray CT conditions	26
Table 2.9	X-ray CT conditions of tensile test specimen	28
Table 3.1	Casting conditions	61
Table 3.2	Simulation conditions	67
Table 3.3	Material properties (ADC12)	67
Table 3.4	Heat transfer coefficient [$W/m^2\text{°C}$]	68
Table 3.5	Air properties	71
Table 4.1	Casting conditions	80
Table 4.2	X-ray CT conditions	82

図一覽

[Figure No.]	[Caption]	[Page]
Fig. 1.1	Die casting configuration around mold	2
Fig. 1.2	Die casting cycle	3
Fig. 1.3	Air entrainment porosity	6
Fig. 1.4	Shrinkage porosity	6
Fig. 2.1	Solid fraction of MRI153RE	14
Fig. 2.2	Schematic diagram of the steps-type test piece	15
Fig. 2.3	Internal geometry of the metal die	15
Fig. 2.4	Convergence judgment geometry	17
Fig. 2.5	Relationship between CFL and amount of porosity	18
Fig. 2.6	Gate runner model	22
Fig. 2.7	Schematic diagram of the die casting machine	25
Fig. 2.8	Overlapping tomography	27
Fig. 2.9	Analysis method of X-ray CT	27
Fig. 2.10	Tensile test specimen	28
Fig. 2.11	X-ray CT set-up	29
Fig. 2.12	Flow of side gate 1.5 mm	31
Fig. 2.13	Flow of side gate 4.0 mm	33
Fig. 2.14	Flow of side gate 6.0 mm	35
Fig. 2.16	Relationship between porosity volume and filled time for gate thickness	36
Fig. 2.16	Each flow of the gate into cavity	37
Fig. 2.17	Each flow of the gate into thin part	37
Fig. 2.18	Porosity distribution in 16 mm thickness	40
Fig. 2.19	Relationship between injection velocity and porosity volume	41
Fig. 2.20	Relationship between injection velocity and the number of porosities	42
Fig. 2.21	Complex porosity shapes with a combination air porosities and shrinkage porosities	43
Fig. 2.22	Porosity combined blow hole and shrinkage	44
Fig. 2.23	Porosities and destruction types for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s	46
Fig. 2.24	Stress-strain curve for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s	47
Fig. 2.25	Simulation result of temperature map for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s	47
Fig. 2.26	Porosities and destruction types for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s	48
Fig. 2.27	Stress-strain curve for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s	49
Fig. 2.28	Simulation result of temperature map for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s	49

Fig. 2.29	Relationship between casting condition and tensile stress in 4mm	53
Fig. 2.30	Relationship between casting condition and Vickers hardness in 4 mm	54
Fig. 2.31	Surface microstructure in the injection velocity of 2.0 m/s on 4mm thickness	55
Fig. 2.32	Surface microstructure in the injection velocity of 5.0 m/s on 4mm thickness	56
Fig. 2.33	Relationship between the eutectic distance l_e and the rate of eutectic area ϕ for the plate thickness of 4 mm	57
Fig. 3.1	Schematic diagram of measuring temperature points (arrow tip)	60
Fig. 3.2	Runner temperature sensor	60
Fig. 3.3	Sensor condition	62
Fig. 3.4	X-ray transmission image of runner temperature sensor	63
Fig. 3.5	Graph of temperature against time	65
Fig. 3.6	Solid fraction vs. temperature of ADC12	65
Fig. 3.7	Time vs. temperature	66
Fig. 3.8	Geometry of sleeve simulation	67
Fig. 3.9	Setting sleeve temperature	68
Fig. 3.10	Schematic diagram of temperature measurement points on sleeve outside wall (arrow tips)	70
Fig. 3.11	Sleeve outside wall temperature	70
Fig. 3.12	Setting air of sleeve outside	71
Fig. 3.13	Comparison between simulation and experimental results	72
Fig. 3.14	Time vs. temperature graph of experiment and simulation	74
Fig. 3.15	Temperature distribution of molten metal in sleeve	75
Fig. 4.1	Heated sleeve systems	81
Fig. 4.2	Relationship between porosity volume and tensile stress affected by die temperature	84
Fig. 4.3	Fracture surface and microstructure	85
Fig. 4.4	Relationship between tensile testing before and after and porosity volume in die temperature of 200°C	87
Fig. 4.5	Typical stress-strain curve in die temperature of 200°C, tensile stress of 189.0 MPa	88
Fig. 4.6	Porosities and destruction types. These images show the gage length sections of the tensile testing samples using X-ray CT	89
Fig. 4.7	Relationship between with length of fracture surface and Al content (a), Ca content (b)	90
Fig. 4.8	Relationship between die temperature and Vickers hardness	93
Fig. 4.9	Surface microstructure	94

第1章 序 論

1.1 研究背景

地球環境問題が大きくクローズアップされる現代において、二酸化炭素（CO₂）排出量の削減は世界中の課題である。日本では、CO₂ 排出量の約 16%が自動車から排出されており⁽¹⁾、燃費向上が求められている。燃費向上施策において、車体重量の軽量化が単純かつ効果的であり、例えば、自動車総重量が 1%軽量化されると燃費は 1%向上すると言われている⁽²⁾。従来の鉄鋼部品からの材料転換が進められている。中でもマグネシウム（Mg）は、鉄（Fe）やアルミニウム（Al）と比べ比強度や比剛性が高く、資源も豊富でリサイクル性に富むなどの特徴を有しており、普及が期待されている。このマグネシウム製自動車部品の生産に欠かすことのできない技術がダイカストである。CO₂ 排出量の低減のためにマグネシウムによる軽量化部品と、鋳肌の優れた製品を短時間で大量に生産可能なダイカスト技術の両立が求められている。

1.1.1 ダイカストの特徴

ダイカストは、熔融金属（溶湯）を精密な金型へ高速かつ高圧で射出することで、製造の 1 サイクルを限りなく短くした鋳造法である。Figure 1.1 にダイカスト金型周辺の構成を、Fig. 1.2 にダイカストの鋳造サイクルを示す。ダイカストの構成はダイカストマシンに固定された固定型と型開閉を可能にする可動型、型内へ注湯するための射出スリーブ、射出スリーブから金型内へ溶湯を押し込むプランジャー、射出スリーブから成形部であるキャビティへ溶湯を流すガイドとなる分流子から成る。ダイカストのサイクルは、まず約 700°Cまで熱してサラサラになるまで溶かした金属を射出スリーブに注湯する。注湯された溶湯を速やかに金型内へ押し込む。溶湯が凝固したのちに型を開き成形品を取り出す。金型に離型剤等を塗布し金型を冷却する。以上の工程を繰り返すことで鋳造品の大量生産を実現している。他の鋳造法と比べて、寸法精度が高く、鋳肌が滑らかで、溶かせばまた使えるリサイクル性の高さなどの特徴を有している。このことから、ダイカストは優れた製品を短時間で大量に生産可能なシステムとして確立している。ダイカストで使用される材料は、アルミニウム合金や亜鉛合金などの軽金属合金が用いられている。鉄の比重が 7.87 であるのに対し、アルミニウムは 2.70、亜鉛は 7.14 であることから、従来の重い鉄鋼部材から軽くて強い軽金属合金部材への材料転換に大きく貢献している。ダイカスト製品は、日本において年間 100 万トン以上生産され、その約 90%は自動車部品である⁽³⁾。その他にも利用範囲は広く、二輪車や一般機械、電気・電子機器、通信機器、精密機械、建築金物、日用品、スポ

ーツレジャー用品など，我々の生活の身近なところで多く使われている⁽⁴⁾．以上のことから，ダイカストは省エネルギー化を推進している現代社会において，自動車の燃費向上に対して大いに貢献している．

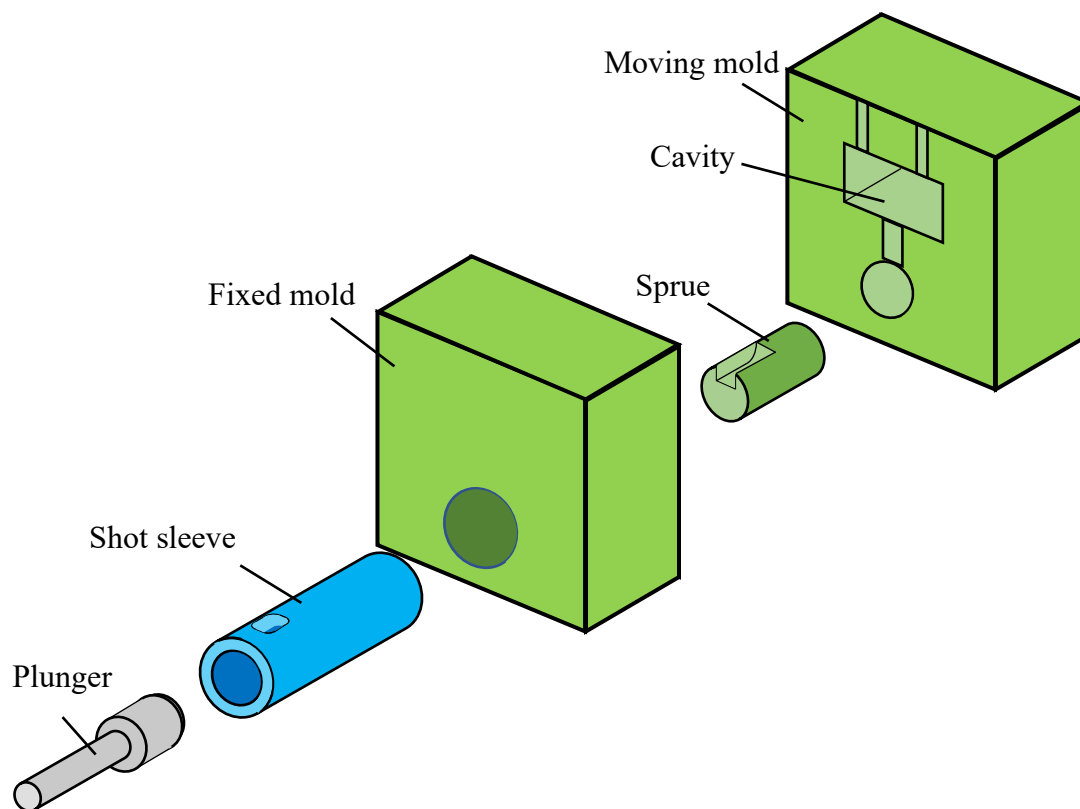


Fig. 1.1 Die casting configuration around mold

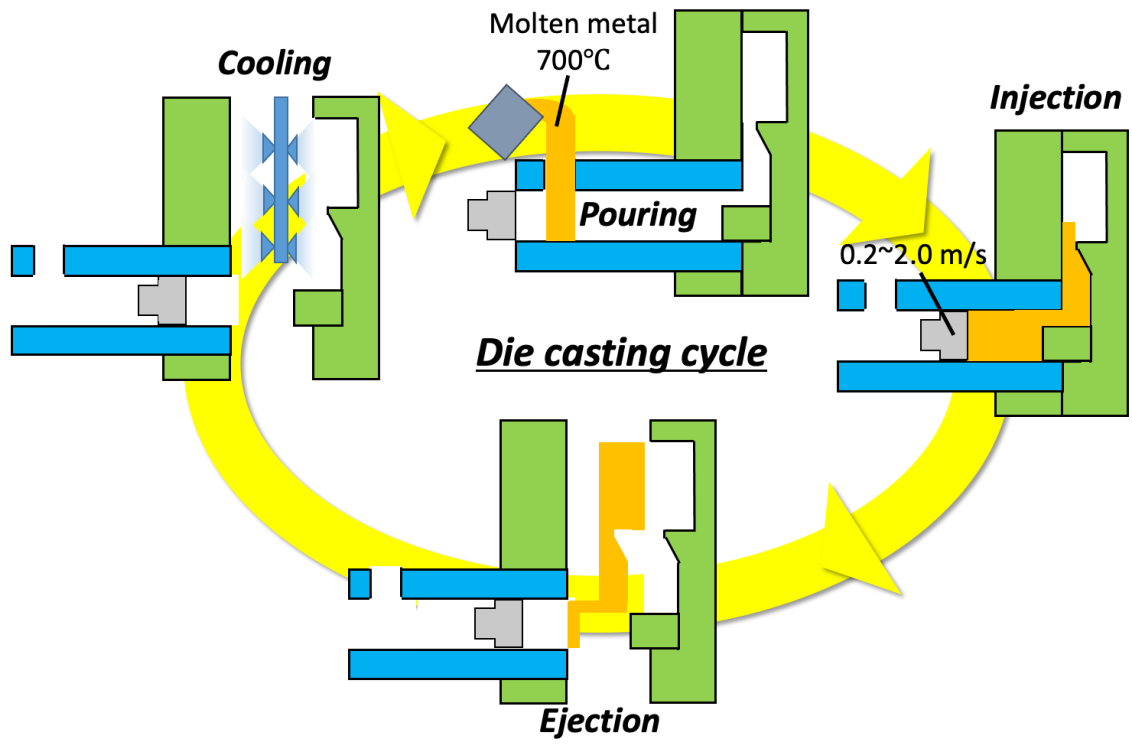


Fig. 1.2 Die casting cycle

1.1.2 ダイカストにおける諸問題

ダイカストは上記のように、複雑形状の鋳物を大量に生産可能であるが、その反面、ダイカスト製品中には鑄巣（ポロシティ）や凝固片の混入などの特徴的な欠陥が発生する。Table 1.1 にダイカストで発生する欠陥例を示す。ダイカストの欠陥は大きく分けて寸法上の欠陥、内部欠陥、外部欠陥、材質上の欠陥、その他の欠陥に分類される。この中で内部欠陥は外観から確認が不可能であり、その発生要因についても特定が難しい。内部欠陥はさらに次の様に分類できる。

(a) 空気巻き込み巣 (Figure 1.3)

溶湯が金型内を充填する際に、あらかじめ金型内にあった空気を巻き込み、外部に抜けることなく凝固されたことで発生する球状の空隙。

(b) ガス巣

金型に塗布した離型剤や射出スリーブ内に塗布したプランジャー潤滑油が、高温の溶湯によって化学的にガス化し、溶湯に巻き込まれたことで発生する球状の空隙。

(c) 引け巣 (Figure 1.4)

溶湯が金型充填後に、冷却される過程で、凝固収縮によって発生する割れのような空隙。

これらはポロシティと呼ばれ、その大きさは数 mm から数 μm である。空気の巻き込みや凝固収縮によるポロシティは機械的特性の低下はもとより、耐圧部材のリーク原因になる。そのため、欠陥発生メカニズムの解明が求められており、金型内の湯流れの可視化や射出速度の適正值化^{(5)~(12)}、非破壊検査による物性計測^{(13)~(19)}が行われている。これらはアルミニウム合金や亜鉛合金に関して盛んに研究が行われているが、マグネシウム合金に関しては易燃性や難鑄造性など多くの問題が付随するため研究・開発が進んでいない。

Table 1.1 Die casting defects

寸法上の欠陥	寸法不良
	はぐみ
	型逃げ・中子逃げ
	変形
	余肉・血肉
	欠け込み
内部欠陥	引け巣
	空気巻き込み巣
	ガス巣
	肉厚中心部のピンホール
外部欠陥 (外観上の欠陥)	湯回り不良
	湯じわ
	湯境
	割れ
	ひけ
	ふくれ
	カジリ
	焼付き傷
	型傷および ヒートチェック傷
	型浸食傷
	ピンホール
	打こん
	湯口の巣
	傷
材質上の欠陥	ハードスポット
	材質不良
	酸化物
その他の欠陥	物理的・化学的性質不良
	埋金なし
	鑄造間違いまたは異品
	鑄仕上げ不良

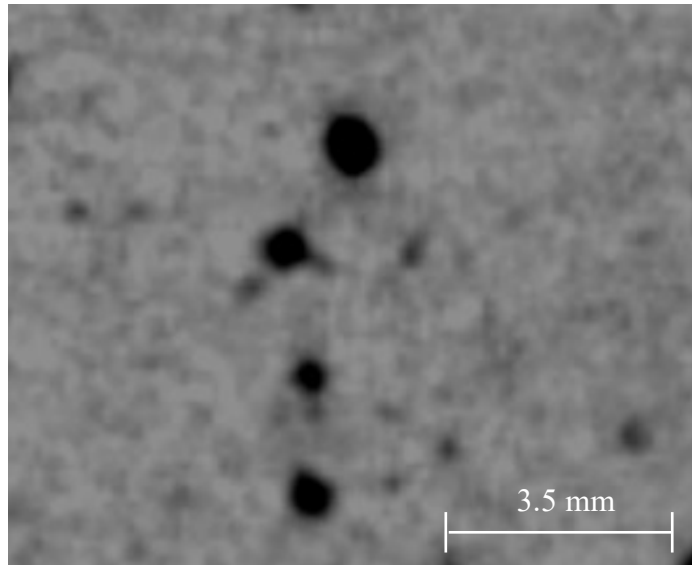


Fig. 1.3 Air entrainment porosity

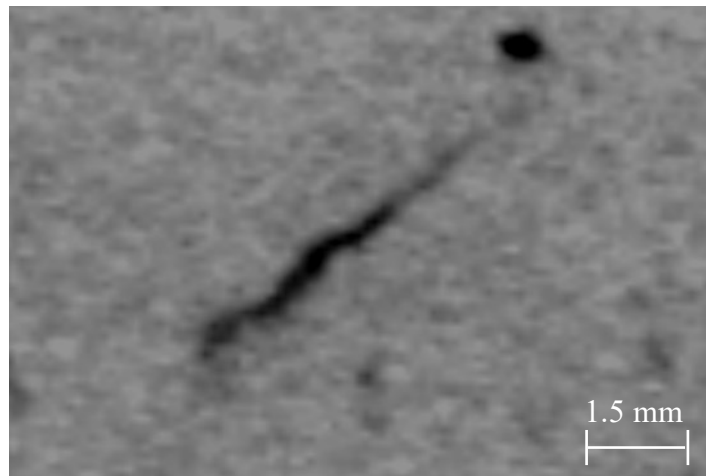


Fig. 1.4 Shrinkage porosity

1.2 マグネシウム合金の諸特性と期待

マグネシウム合金は比重が 1.8 と実用金属で最も軽量であり、比強度・比剛性が他の金属と比べて優れている。このことは、さまざまな産業界が注目に値する十分な特徴であるが、ダイカスト法で生産させたる優位性も持っている。マグネシウム合金は低熱容量で溶解に使うエネルギーが少なくて済むうえ、凝固潜熱が小さいために鑄造サイクルを短くすることができ、また、鉄との親和性が低いために金型寿命を延長させることができる⁽²⁰⁾。一方で裏を返せば、材料温度を保つことが難しく、また、凝固しやすいために流動性が悪い。さらに、マグネシウムは空気や水に含まれる酸素と容易に反応し発火および爆発する危険性があるため、その取り扱いには厳重な注意が必要である⁽²¹⁾。自動車部品、特にエンジンルームで使われるパワートレイン部品は、耐圧性・難燃性などが求められるため、従来のマグネシウム合金材料（AZ91D 等）ではハードルが高く実用化された例は見当たらない。そのため、これまでにマグネシウム合金の不利な点を改善した耐熱・難燃マグネシウム合金の開発⁽²²⁾、⁽²³⁾が進み、実用材料としてパワートレイン部品への適用が進んでいる^{(24)~(29)}。そのほとんどは、安全関連部品に使われており、エンジン回りの高温になる部分にはごく一部の高級車にのみ供給されている⁽³⁰⁾。

日本では、ダイカスト産業のおよそ 9 割をアルミニウム合金で占めている。このため、国内におけるダイカスト関連研究のほとんどはアルミニウム合金に関するもの、とりわけ材料特性に関する研究である。しかし海外、特に欧州やインドに目を向ければ、マグネシウム合金ダイカストも行われている。これは、海外における環境配慮思考が影響しており、多少コストが高くなったとしても環境のためを思えばやむなし、といった考えからきている。これらの点を踏まえ、本論文は日本国内におけるマグネシウム合金ダイカストの活性化を促すとともに、生産効率の向上によるコストダウンを目標としている。生産効率を向上させる方法として、従来とは異なる新たな手法・考えの適用に主眼を置いている。これはマグネシウム合金のみならず、従来の材料や手法へも利用することができ、ダイカスト業界の認識でもある金型内流動の予測や空気巻き込み現象に対する理論的な体系は未だ確立されていないことへの解答に近づくと考えている。すなわち、我々は流体力学的観点からダイカストの高品質化を目指すと共に、理論的解明を持って未だなし得ていないダイカストの標準化（JIS 化）の実現を目標としている。

本研究が目指す耐熱性、耐圧性に優れたマグネシウム合金ダイカストは従来の自動車アルミニウム製部品に比べて小型・軽量化・低価格が実現できると予想している。近年では、電動車（xEV）（電気自動車（BEV）、ハイブリッド自動車（HEV）、プラグイン・ハイブリッド自動車（PHEV）、燃料電池自動車（FCV）の総称）が二酸化炭素の排出量を大幅に削減可能なことから世界での注目度が集まっており、消費者のエコ

ロジー意識の高まりや、世界各国による排出ガス規制の強化を受けて市場の拡大傾向が見込まれている。国内外の自動車メーカーは内燃機関販売禁止の政策に対し 2025～2040 年の間に順次、BEV や PHEV の拡充を計画しており、市場もそれに比例して拡大すると予想される。2030 年における xEV 市場は乗用車総市場の 50～70% を目標にしており、新車販売台数予測は 2030 年には 2,500 万台、2040 年には 6,000 万台に達し、ガソリンエンジン車を追い越す見通しがなされている。これに反し、現在の xEV は未だ価格や航続距離の問題から一般消費者へ広く出回るには厳しい状況が続いている。当該ダイカスト技術の完成で大量生産による低価格帯の実現と車体重量の低下による燃費向上など、自動車産業におけるインパクトは大きいものと予想している。マグネシウムは元素の地殻中存在度 8 位と高く、また海水中 800t あたり 1t のマグネシウムが採取できるほど豊富な資源量を誇る。しかしながら、資源量が多いにも関わらず主な需要はもっぱら合金添加剤に止まっている。この膨大な資源の有効活用の第一歩として我々のダイカスト研究が一翼を担う存在であると考えている。

1.3 先行研究

先述の欠陥には金型内の湯流れが関係している。しかしながら、どのように影響しているのか不明であり欠陥発生メカニズムは未だ解明されていない。

飯見ら⁽³¹⁾は金型に一部ガラス窓を設けて型内の流体挙動を可視化した。また、相田ら⁽³²⁾は透明鋳型を用いてゲートの射出挙動を直接観察し、松本ら⁽³³⁾は鋳造現象の可視化を目的として実験装置を作製し金型内における流れの観察を行った。その結果、成形性を低下させる大きな要因は、金型内へ流入する溶湯や鋳造条件であることを明らかにした。また半谷ら⁽³⁴⁾は、X線CT画像から鋳巣面積の分布状況をフラクタル解析し、その有効性を検討した。その結果、フラクタル解析を用いることで鋳巣面積の分布状況の特徴を定量的に表現可能であることが示された。

これまでにダイカスト分野では、X線CTや数値解析、および、金型内部を観察可能な実験装置を用い、欠陥発生メカニズムの解明を目的とした研究が行われてきた。しかしながら、X線CTやシミュレーション解析、流れの可視化実験など、それぞれの結果を比較検討している事例は少ない。

ダイカストでは自動車部品の大量生産を行うことが多いため、それぞれの機械的強度や製品の信頼性は非常に重要である。そのため、ダイカストで使用率が高いアルミニウム合金については、引張強度と表面硬度や内部組織との関係が多く研究されてきた。鈴木ら⁽³⁵⁾は、ダイカストで最も使用率の高いアルミニウム合金ADC12に関して、引張試験と光学顕微鏡や電子顕微鏡を用いた組織観察を行い、初晶の組織形態と引張強さを比較した。その結果、初晶の粒径と晶出面積が大きくなるほど引張強さが低下することを確認した。岡安ら⁽³⁵⁾は、ADC10アルミニウム合金に関して引張特性は破断部の内部欠陥投影面積率で評価できることを示した。山田ら⁽³⁶⁾は、伸びの小さいアルミニウム合金ダイカスト材において、微小欠陥は引張強さにほとんど影響せず、ある寸法以上の欠陥が破壊の起点となり脆性破壊すると報告した。柳原ら⁽³⁸⁾はAl-10%Si-0.3%Mg合金を用いて板状のダイカスト材を製作し、鋳放し材とT5処理材の断面組織とビッカース硬さをそれぞれ測定した。その結果、断面には共晶成分の多い層が存在し、その部分のビッカース硬さが大きくなることを確認した。また、T5処理することで初晶のビッカース硬さは増大し、共晶の硬さは変化しないことを確認した。

マグネシウム合金についてもいくつか研究が行われている。作井ら⁽³⁹⁾はマグネシウム合金AZ91Aにおいて、溶湯温度が低すぎると半熔融状態になり流動性が低下し、一方で、高すぎても溶湯の酸化により流動性が悪化すると報告している。Zhangら⁽⁴⁰⁾は、AM60Bにて、溶湯温度が低すぎると引け巣が発生しやすく、高すぎると金属凝固組織が粗くなると報告している。鋳造性を上げるには適切な溶湯温度にする必要があるとしている。Wangら⁽⁴¹⁾は、AZ91Dを異なる射出速度で真空ダイカストし、密度と凝固組織の相関を調べた。射出速度が遅い場合、成形品内に射出スリーブ内で形成された

凝固結晶を含む α -Mg が非常に多くなっており、この大きな粒子でゲートが閉塞されポロシティが発生しやすいと記述している。Sun ら⁽⁴²⁾は、マグネシウム合金 AZ91 の鋳物厚みが引張特性におよぼす影響を報告した。その結果、引張特性を高くするには、ポロシティ量を低減し、微細なデンドライト組織を形成させ、共晶含有量を増加させる必要があるとしている。Bakke ら⁽⁴³⁾は、合金組成が強度と延性に及ぼす影響について検討し、マグネシウム合金の固有延性は、アルミニウム含有量の増加と共に低下するが、鋳造性は改善されるとした。加えて、レアアースを添加することで引張強さを向上させると同時に、延性が改善されると報告している。田村ら⁽⁴⁴⁾は Mg-La-Zr 合金の La (ランタン) の含有量を変化させ、初晶および共晶のビッカース硬さをナノインデンテーション試験機により測定した。その結果、La の含有量が増加するほど共晶の面積率は大きくなり、共晶のビッカース硬さは初晶の 3 倍程度大きくなることを確認した。野本ら⁽⁴⁵⁾は Mg-Al-Ca ダイカスト合金を用いて熱処理を行い、ビッカース硬さの時効硬化曲線を得た。その結果、時間によるビッカース硬さの上昇が共晶成分の析出物に関連していることを確認した。Mondal ら⁽⁴⁶⁾はマグネシウム合金の MRI153M の組織形態を卓上走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し、また、クリープ挙動を測定した。その結果、MRI153M の組織形態は初晶 α -Mg を共晶 $Mg_{17}Al_{12}$ 、および、 $(Mg,Al)_2Ca$ が覆う網目構造であり、クリープ挙動に $(Mg,Al)_2Ca$ の量が関係していることを確認した。

以上のように、アルミニウム合金、および、マグネシウム合金の引張強さやビッカース硬さは内部組織と密接に関係していると考えられる。また、合金組成や熱処理の有無によって、初晶や共晶の晶出形態が変化するといえる。しかしながら、ダイカスト鋳造条件に関する引張強度と表面硬度と凝固組織の変化を湯流れや熱的条件の観点から検討された例は少ない。

1.4 本研究の概要

前節までに述べたように、マグネシウム合金はダイカストで casting しにくく、実用例が限られてくる。マグネシウム合金 casting 物を普及させるためには、従来の生産手法とは異なったマグネシウム合金独自のダイカスト法を決定する必要がある。

本論文では、マグネシウム合金ダイカストの引張強度や表面硬度などの機械的特性を向上させるために、casting 条件に対する検討を行った。熱流体としての側面を持つダイカストの特性を向上させるためには、流動時の現象と凝固時の現象を詳細に把握する必要がある。まず、流動時の現象としてマグネシウム合金に適したゲート厚みを決定した。次に、射出速度に影響を受けるポロシティ密度と形状を検討した。また、射出条件がダイカストの引張強度や表面硬度に及ぼす影響について金属凝固組織を解析することで最適な射出条件を見出した。最後に、マグネシウム合金ダイカストにおける熱の影響を解明するために、溶湯温度を高い状態で金型へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発し、金型温度がダイカスト内部欠陥や金属凝固組織に及ぼす影響を調べることで、引張強度や表面硬度の向上を目指し、検討を行った。

本論文は5章で構成されている。

第1章は序論であり、マグネシウム合金ダイカストの持つ課題と従来の研究事例について述べ、本研究の目的について明らかにした。

第2章では、マグネシウム合金における湯流れ特性を明らかにするために、湯流れ性とゲート厚みの関係、および、射出条件とポロシティの関係について検討した。まず、マグネシウム合金の流動に適したゲート厚みを casting シミュレーションによって導出した。その結果、ゲート速度と空気巻き込み量はゲート厚みに比例することを明らかにした。 casting シミュレーションにより決定したゲート厚みを casting 金型に適用した。射出速度を変更して得られた casting 試料に対し X 線 CT でポロシティ量を測定した。 casting シミュレーションと X 線 CT 解析の結果、射出速度の上昇に伴いポロシティ体積が増加することを明らかにした。また、マグネシウム合金の引張強度と表面硬度を向上させることを目的に、射出速度と引張強度と表面硬度、および、凝固組織の関係性について検討した。得られた casting 試料について、X 線 CT 内部測定、引張試験、ビッカース硬さ試験および凝固組織観察を行った。射出速度の高速化は凝固組織の緻密化に影響し、材料強度と硬度の上昇をもたらすことがわかった。また、充填・冷却時間が短いため、共晶相が速やかに形成されたことで、初晶相である α -Mg の成長が抑制された。一方、初晶相が粗大化することで、材料強度や硬度が大きく低下したと思われる。射出速度 5.0 m/s での引張強度と伸びは、2.0m/s の場合よりも高かった。また、同じ破断位置でもポロシティの数が引張強さと伸びに影響を与えることがわかった。射出速度が速くなると、溶湯と壁面との間の熱伝達量も増加し、急速な凝固が起こる。射出速度 5.0 m/s では、散在する初晶と共晶系の界面が狭いため、引張強度が増加した。一

方、射出速度 2.0 m/s では、溶湯の凝固が遅れ、デンドライトの成長が顕著となったため、引張強さが低下した。

第 3 章では、ダイカスト射出工程における溶湯の温度低下の要因を詳細に把握するために、射出スリーブおよびランナー温度の直接計測と、そのシミュレーション方法を検討した。その結果、注湯口からランナーに至るまでに約 100 °C も温度が低下している様子が確認できた。これは、射出スリーブ内で溶湯が温度低下していることを示しており、射出スリーブにおいて約 1 °C/mm の温度と距離の関係性が示唆された。このことは、シミュレーションによって確からしいことを示した。

第 4 章では、マグネシウム合金ダイカストにおける熱の影響を解明するために、溶湯を温度の高い状態で金型へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発し、金型温度に対する引張強度と表面硬度、内部欠陥、凝固組織の関係について検討した。金型温度が上昇すると、ポロシティの発生が抑制され、引張強度が上昇することが確認された。また、引張試験と X 線 CT 計測により、ポロシティ周辺の応力集中による部分的な破壊により、ポロシティ体積が増加していることがわかった。金型温度が高くなると、粒内破壊に比べて粒界破壊が増加するため、引張強さが増加することがわかった。また、新たに開発した抵抗加熱スリーブがチル層の成長を促進し、最終的に鋳物表面のビッカース硬さを上昇させることを明らかにした。このように、ダイカスト鋳造において、新しいスリーブ加熱方式の導入による熱制御が有効であることを実験的に確認することができた。

第 5 章では、本論文の究成果の結論および総括を述べる。

第2章 マグネシウム合金ダイカストの射出速度が及ぼす引張強度と表面硬度に関する検討

2.1 緒言

これまでにダイカスト分野では、ゲートと呼ばれる金型内キャビティ（製品部）への入り口における速度や温度と、キャビティ内に起こる湯流れや内部欠陥量との関係性について検討されてきた。その共通認識として、溶湯をキャビティへ流入する際に、ゲート速度が大きいとガス巻き込みが増加し、一方でゲート速度が小さいと生産性の低下や湯回りの悪化を引き起こすことが確認されている^{(47)~(49)}。このことはアルミニウム合金や亜鉛合金に関して盛んに研究が行われているがマグネシウム合金に関しては可燃性や難铸造性など多くの問題が付随するため研究開発が進んでいない。

本章では、マグネシウム合金における湯流れ特性を明らかにするために、湯流れ性とゲート厚みの関係、および、射出条件とポロシティの関係について検討した⁽⁵⁰⁾。また、マグネシウム合金の引張強度と表面硬度を向上させることを目的に、射出速度と引張強度と表面硬度および凝固組織の関係性⁽⁵¹⁾を報告する。まず、マグネシウム合金の流動に適したゲート厚みを数値流体解析によって導出し、鑄造金型方案に適用した。射出速度を変更して得られた鑄物試料に対し X線 CT 内部計測、引張試験、硬さ試験、凝固組織観察を行い、材料特性の発現要因を検討したので報告する。

2.2 解析方法

2.2.1 供試材

本試験で用いる材料は Mg-Al-RE 合金 (MRI153RE) である。Table 2.1⁽⁵⁰⁾に同合金の化学組成を示す。この材料は難燃性マグネシウム合金であり、成分内のアルミニウム (Al) は流動性を向上させ、カルシウム (Ca) とストロンチウム (Sr) は難燃性向上の役割を果たし、レアアース (RE) であるトリウム (Th) やランタン (La) は耐熱性を向上させている⁽⁵²⁾。Table 2.2に MRI153RE の物性値を、Fig. 2.1に温度-固相率線図を示す。同図より、液相線温度を下回ることによって、急激な固相率増加による流動抵抗を引き起こすことが見てとれる。

Figure 2.2⁽⁵⁰⁾に試験片の形状を示す。この形状は、厚みを 4, 8, 12, 16 mm の段付き平板試料であり、階段型テストピースと呼称する。また、段が付いている面を階段側、反対側を平ら側と呼ぶ。階段型テストピースはダイカスト製品の肉厚変化を簡易的に表現しており、厚さによる差異を 1 つの試料で簡便に観察できる。Figure 2.3⁽⁵⁰⁾はダイ

キャスト型内の流路形状を表しており、テストピース部分をキャビティ、スリーブからキャビティまでの流路をランナー、ランナーとキャビティの接続部をゲート、キャビティ内の空気抜け流路をエアベントと呼ぶ。ランナー形状は代表的な T 字型、エアベントは最終充填部である板厚 12 mm および 16 mm の側面に設置した。

Table 2.1 Chemical composition of the Mg-Al-RE alloy (mass %)⁽⁵⁰⁾

Al	Th	Ca	Sr	Ce	Mn	La	Pr	Si	Y	Mg
8.51	2.26	>0.42	0.22	0.14	0.11	0.079	0.045	0.027	0.020	Bal.

Table 2.2 Material properties (MRI153RE)

Density ρ_{Mg} [kg/m ³]	1798
Specific heat c_{pMg} [kJ/(kg•°C)]	1.013
Thermal conductivity λ_{Mg} [W/(m•°C)]	87.165
Latent Heat L_{Mg} [kJ/kg]	309.45
Kinematic viscosity ν_{Mg} [m ² /s]	1.630×10^{-6}
Liquidus temperature T_{lMg} [°C]	605
Solidus temperature T_{sMg} [°C]	468

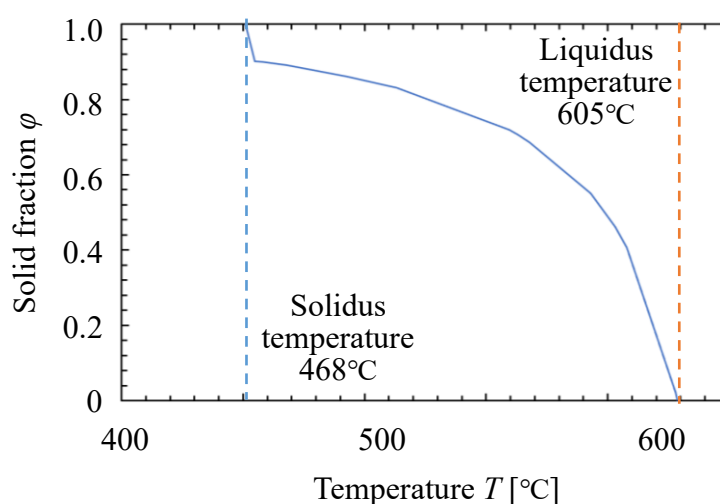


Fig. 2.1 Solid fraction of MRI153RE

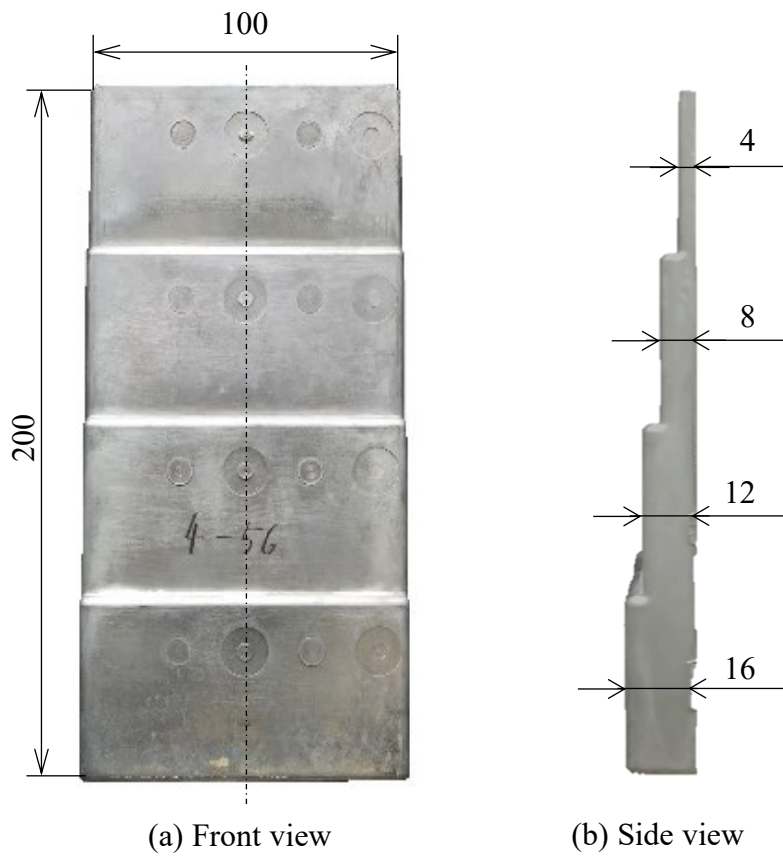


Fig. 2.2 Schematic diagram of the steps-type test piece⁽⁵⁰⁾

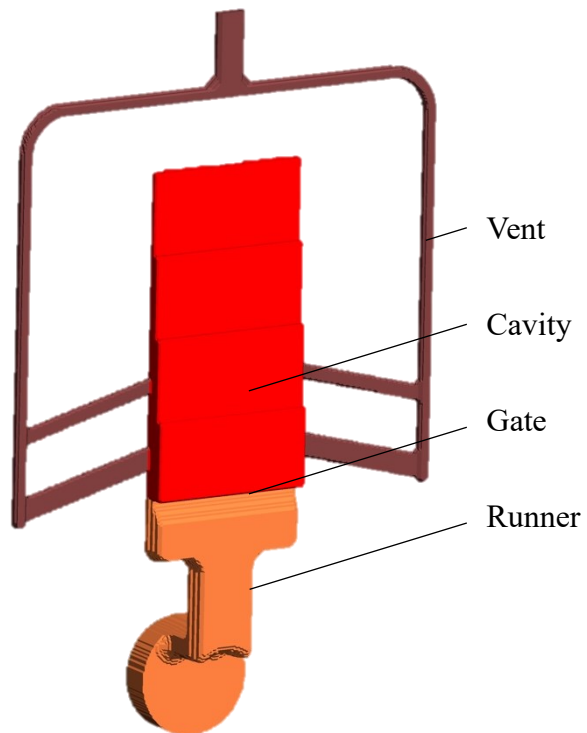


Fig. 2.3 Internal geometry of the metal die⁽⁵⁰⁾

2.2.2 湯流れの支配方程式

数値解析には、鋳造シミュレーションソフトウェアの JSCAST⁽⁵³⁾を用いた。要素形状は非等分割直交要素で、鋳物要素と金型要素の大きさを 1:2 とした。数値解析手法は直接差分法を用いている。これは、解くべき系を微小要素に分割し、各要素における物理現象を直接数値計算できる差分方程式として表現する手法である。直接差分法は等分割要素の場合にテーラー展開差分法と同義となる。解析流体は非圧縮性ニュートン流体とし、液相の单相流と仮定する。支配方程式として、連続の式と Navier-Stokes 方程式、エネルギー方程式を用いており、直接差分式を式 2.1、式 2.2、式 2.3 にそれぞれ示す。

$$\Delta t \sum_j (\beta_s S n u_{IS}^{t+\Delta t})_j = V_i (\beta_{V_i}^{t+\Delta t} - \beta_{V_i}^t) \quad (2.1)$$

$$\frac{\rho_L (V_{L1} - V_{L2}) (u_{IS}^{t+\Delta t} - u_{IS}^t)}{\Delta t} = M_C + M_V + M_g + M_P \quad (2.2)$$

$$\Delta (\rho c_P V \beta_V T)_{ci} = \Delta t \left\{ Q'_{ci} + \sum_{c \rightarrow c} (\rho c_P \beta_s S n u)_{ij} (T_{ij}^B - T_{ci}^B) \right\} \quad (2.3)$$

$$Q'_{ci} = \sum_{c \rightarrow c} (\bar{\beta}_s S) \lambda_c \frac{T_{cj}^B - T_{ci}^B}{\Delta x_{ij}} + \sum_{m \rightarrow c} (\bar{\beta}_s S) \frac{T_{mj}^B - T_{ci}^B}{R_{ij}} \quad (2.4)$$

ここで、 Δt ：タイムステップ， β_s ：上流側の面積充満率， S ：面積， \mathbf{n} ：要素面の法線ベクトル， \mathbf{u} ：流速， V_i ：要素体積， β_V ：要素内の体積充満率， ρ ：密度， V_L ：溶湯体積， M_C ：対流項， M_V ：粘性項， M_g ：重力項， M_P ：圧力項， c_P ：比熱， λ ：熱伝導率， Rt ：熱抵抗， T ：温度， $\bar{\beta}_s$ ：面両側要素の面積充満率の平均，下添え字 i ：要素番号， j ：要素の構成面番号， IS ：面番号または面 IS を中心とするスタガード要素番号，1，2：スタガード要素に含まれる 2 つの要素番号， c ：鋳物， m ：鋳型である。自由表面移動は VOF 法を用いた。VOF 法では要素内の体積充満率 β_v に加えて、要素の各面における面積充満率 β_s と充満面より自由表面までの無次元距離 β_d を定義し、自由表面近傍の運動量と質量の出入りを求めている。

2.2.3 収束判定

Figure 2.4 に収束判定モデルを、Table 2.3 に計算条件を示す。収束判定としてポロシティ数を比較するために、反復計算回数を 4000，10000 回に、収束誤差を 1.0×10^{-4} ， 1.0×10^{-5} に、CFL 数を 0.2，0.5 と設定した。Figure 2.5 に収束判定の比較を示す。解析条件として、反復計算回数，収束誤差，CFL 数に対するポロシティ数を求めた。ポロシ

ティ直径が 0.3~0.7 mm の範囲では、各条件において大きな差は見取れないが、0.8, 0.9 mm では最大 20%ほど顕著な差が見取れる。この傾向は CFL 数に大きく依存している。本論文では、ポロシティ直径に対するポロシティ数が右肩上がりを示した、反復計算回数 10000, 収束誤差 1.0×10^{-5} , CFL 数 0.2 を採用した。

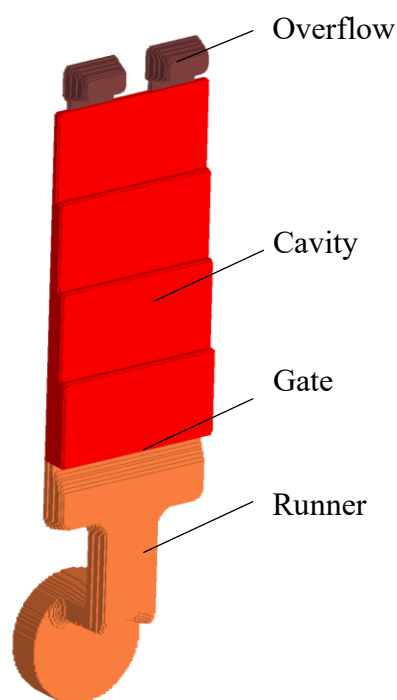


Fig. 2.4 Convergence judgment geometry

Table 2.3 Convergence judgment conditions

Software	JSCAST ver.17
Fluid	MRI153RE
Die	SKD61
Injection velocity v [m/s]	0.3→2.0
Pressure p [MPa]	80
Temperature T [°C]	630
Kinetic viscosity ν [m ² /s]	1.6×10^{-6}
Mesh size l [mm]	1.0
Iteration n_i	4000, 10000
Residual δ	1.0×10^{-4} , 1.0×10^{-5}
CFL	0.2, 0.5

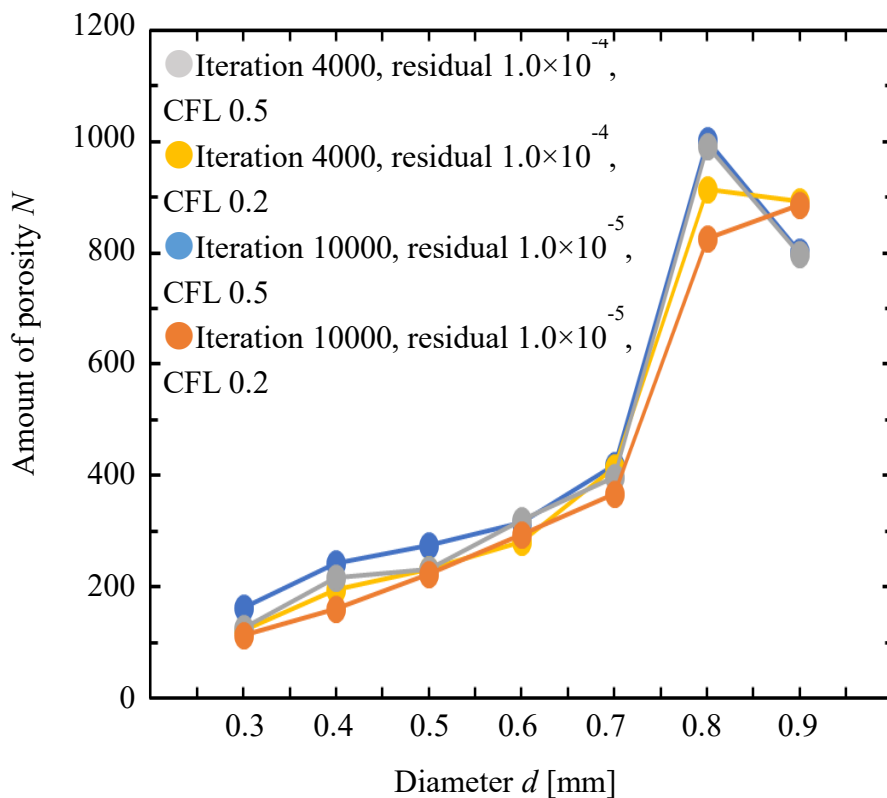


Fig. 2.5 Relationship between CFL and amount of porosity

2.2.4 背圧の計算方法

気体の密度は溶湯に比べて十分に小さく、運動量を考えると気体の流動が溶湯に与える影響は少ないと考えられる。このため、キャビティ内の空気流動は無視し、背圧と呼ばれるキャビティ内の空気圧力を気体の状態方程式から求め、溶湯の自由表面に作用する境界条件とする。キャビティ内の空気に関しては次の仮定が成り立つとする^{(54), (55)}。

- (1) キャビティ内でのガスの流動を無視する。
- (2) キャビティ内の空気は理想気体である。
- (3) キャビティ内の隣り合う空気要素の圧力、密度、温度は一定である。

以上の仮定から、キャビティ内の空気は圧縮性流体として、質量保存は次式のようになる。

$$\frac{\rho_{ig}^{t+\Delta t} V_{ig}^{t+\Delta t} - \rho_{ig}^t V_{ig}^t}{\Delta t} = - \sum_j (n S u_{c/m}^{t+\Delta t} \rho_{c/m}^t)_j \quad (2.5)$$

ここで、 ρ_{ig} ：空気密度、 V_{ig} ：空气体積、 $u_{c/m}$ ：キャビティ-鋳型界面での空気流速、 $\rho_{c/m}$ ：キャビティ-鋳型界面における風上空気密度、下添字 ig ：空気グループ番号を示す。

また、空気密度は気体の状態方程式から次式で表される。

$$\rho_{ig}^{t+\Delta t} = \frac{M}{RT_{ig}} P_{ig}^{t+\Delta t} \quad (2.6)$$

ここで、 M ：空気分子量、 R ：空気定数、 T_{ig} ：空気温度、 P_{ig} ：背圧とする。

ダイカストの場合、キャビティ内空気はベント、押し出しピン、パーティング面の隙間などから排出される。エアベントから外部へ排气されるキャビティ内の空気の排出速度は、キャビティと外部との圧力差により次式で計算されると仮定する。

$$u_{c/m}^{t+\Delta t} = K(P_{ig}^{t+\Delta t} - P_0) \quad (2.7)$$

ここで、 $u_{c/m}$ ：排气速度、 K ：排气度係数、 P_0 ：外部圧力（大気圧）である。

エアベント内部の空気流れをハーゲンポアズイユ流れであると仮定すると、排气係数は次式で表される。

$$K = f \frac{d^2}{32k\rho\nu l} \quad (2.8)$$

ここで、 f ：補正係数、 k ：形状係数、 ν ：溶湯の動粘性係数である。なお、エアベントの断面積を長さ l 、直径 d の円管と仮定している。

式(2.5)に式(2.6)、(2.7)を代入すると次式のようになる。

$$\frac{\frac{M}{RT} \rho_{ig}^{t+\Delta t} V_{ig}^{t+\Delta t} - \rho_{ig}^t V_{ig}^t}{\Delta t} = - \sum_j (SK(P_{ig}^{t+\Delta t} - P_0) \rho_{ig}^t)_j \quad (2.9)$$

圧力を相対圧とすると、次式より背圧が求められる。

$$\left\{ \sum_j (SK\rho_{ig}^t)_j + \frac{M}{RT} \frac{V_{ig}^{t+\Delta t}}{\Delta t} \right\} P_{ig}^{t+\Delta t} = -\frac{M}{RT} \frac{V_{ig}^{t+\Delta t}}{\Delta t} P_0 + \frac{V_{ig}^t}{\Delta t} \rho_{ig}^t \quad (2.10)$$

2.2.5 解析条件

Table 2.4⁽⁵⁰⁾に解析条件を示す. 金型材料は合金工具鋼の熱間金型用 SKD61 とした. この鋼種はダイカスト用金型として世界中で最も多く使われている. Table 2.5 に SKD61 の物性値を, Table 2.6 に溶湯, 金型, 空気それぞれに対する熱伝達係数を示す. メッシュはゲートの最小厚みから 0.5 mm の直交要素とし, モデル表面のフィレットには部分的にテトラメッシュを施した. 射出条件はプランジャーを 2 段階に速度切り替えて鑄込む 2 段階射出とした. 低速射出により溶湯への空気巻き込みを最小限に抑え, 高速射出により短時間で鑄造圧力を増加させ, 溶湯を金型に高速充填させる. 本試験では, 低速 0.3 m/s で, 高速 2.0 m/s と 5.0 m/s とした. マグネシウム合金は, アルミニウム合金に比べて比熱が小さいため凝固しやすい. そのため, 高速射出速度はアルミニウム合金ダイカストの場合よりも速く設定した. プランジャー速度切り替えタイミングは, ランナーが充填完了するモデル充填率 39.6%時とした. タイムステップは充填率 2%ごととし, 計算終了条件を充填率 99%とした. これは充填率 100%まで計算させると発散する可能性があるためだ. 充填完了後, 鑄造圧力を 70 MPa 加えた. この時, 流体の移動は無いものとする. 空気巻き込み量は流体に捉えられた空気の量とする. メッシュサイズよりも小さくなった空気要素は点要素 (マーカ) としてメッシュ間を移動する. マーカはメッシュサイズ以上の空気要素に取り込まれることはあるが, マーカ同士が結合し大きくなることはない. 注湯温度は 680 °C 一定とし, 射出スリーブ内での温度変化は無いものとした. アウトレットはエアベント端部で大気解放とした. Figure 2.6⁽⁵⁰⁾にゲートランナーのモデルを示す. ゲートは平面側から厚み 1.5, 4.0, 6.0, 16 mm の 4 パターン設定した. ゲート厚み 1.5~6.0 mm は実鑄造時においてゲートの除去が比較的容易であることから設定した. ゲート厚み 16 mm はキャビティへ同一断面での流入を検討するために設定した.

Table 2.4 Simulation conditions⁽⁵⁰⁾

Fluid		MRI153RE
Mold		SKD61
Injection velocity	Slow v_s [m/s]	0.3
	Fast v_f [m/s]	2.0, 5.0
Casting pressure P [MPa]		70
Temperature T [°C]		680
Kinematic viscosity ν [m ² /s]		1.6×10^{-6}
Thickness of gate t_g [mm]		1.5, 4.0, 6.0, 16
Mesh size l [mm]		1.0

Table 2.5 SKD61 properties

Density ρ_m [kg/m ³]	7800
Specific heat c_{pm} [kJ/(kg•°C)]	0.544
Thermal conductivity λ_m [W/(m•°C)]	27.214
Latent Heat L_m [kJ/kg]	489.10

Table 2.6 Heat transfer coefficient [W/m²°C]

MRI153RE-SKD61 h_{Mg-m}	8372.20
MRI153RE-air h_{Mg-air}	20.93
SKD61-air h_{m-air}	20.93

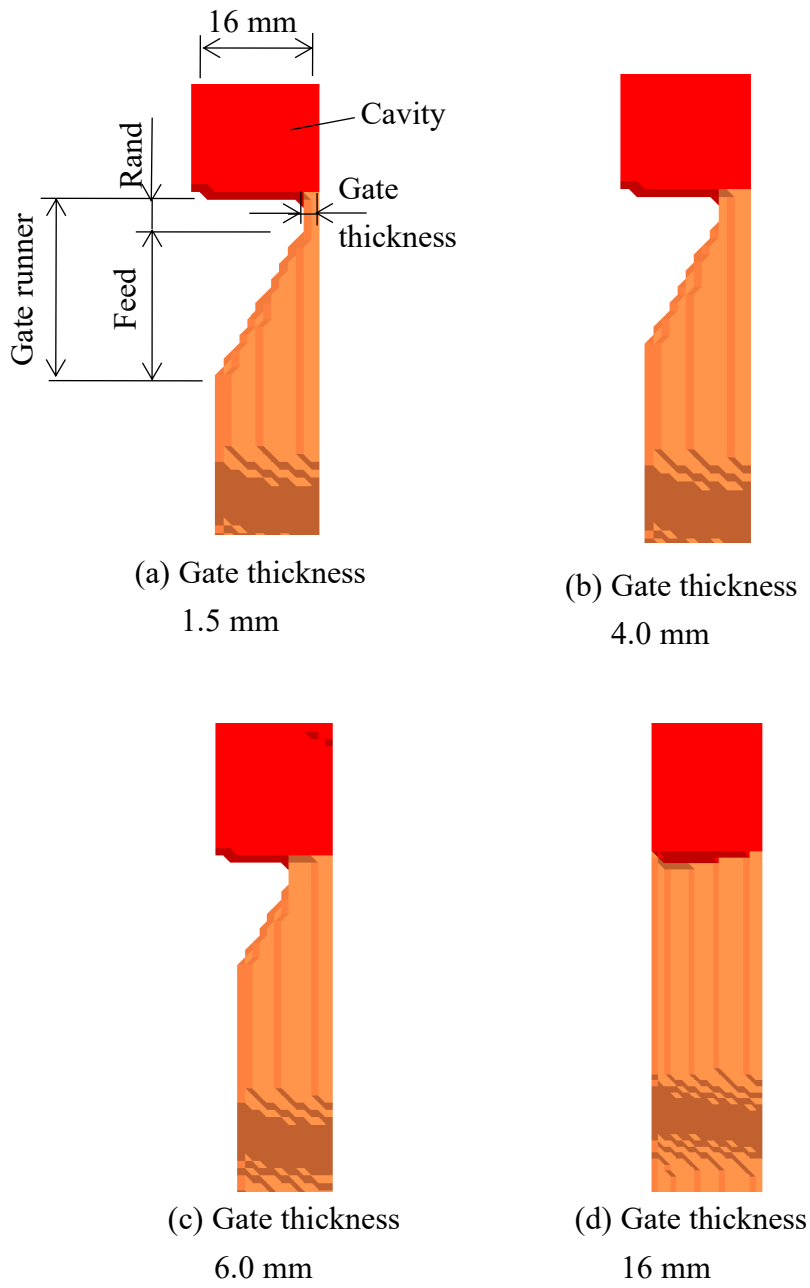


Fig. 2.6 Gate runner model⁽⁵⁰⁾

2.3 実験方法

2.3.1 鑄造試験

階段型テストピースは、型締力 3500 kN のコールドチャンバーダイカストマシン（東洋機械金属製，Ds-350EX）を用いて普通ダイカスト鑄造で作製した。Figure 2.7⁽⁵⁰⁾にダイカストマシンの模式図を、Table 2.7⁽⁵⁰⁾に鑄造条件をそれぞれ示す。ゲート厚みはシミュレーション結果をもとに 6.0 mm と決定した。射出条件はシミュレーション条件と同様で、各条件で 10 個の試験片を作成した。これらの中から無作為に 4 つの試料を選び、内部計測と機械的試験を行った。

2.3.2 内部ポロシティ計測

内部ポロシティ計測には、X線 CT 装置（ニコンソリューションズ製，XTH 225）を用いた。X線 CT の撮影条件を Table 2.8⁽⁵⁰⁾に示す。撮影条件を固定するためにマニピュレータとの固定ジグを作製した。Figure 2.8⁽⁵⁰⁾にジグの模式図を示す。ベース板はアクリル、試料台は発泡スチロールで構成されている。撮影時、試料の透過量を均一にするためにテストピースを厚み方向に 4 枚重ねて撮影した。これはテストピース 1 枚では幅 100 mm と厚み 4 ~ 16 mm の違いから透過量の差が顕著に現れてしまい全体の分解能を合わせる事が困難なためである。また、測定物の間には解析工程を簡便化するために発泡スチロールのスペーサを挟んだ。ディテクタサイズ 2000 pix × 2000 pix の関係から撮影対象をスペーサ含め底面 100 mm × 100 mm の角柱とみなし、これを撮影可能な倍率 150 dpi に決定した。この時、検出可能な最小欠陥直径は約 0.3 mm である。CT 再構築は CT Pro (Nikon 製)を用いた。撮影像には金属アーチファクトが顕著に見取れたため、ビームハードニング処理を施した。欠陥解析には CT 解析ソフトウェア (Volume Graphics, VG Studio MAX 3.1) を用いた。再構築された CT データのカラーヒストグラムからピーク間の中心階調を物体と空気の境界と決定した。Figure 2.9⁽⁵⁰⁾に欠陥解析方法を示す。図中の灰色部分は物体で、黒色部分は物体中に存在する空隙を示し、スケールバーは長さ 1.5 mm を示す。Figure 2.9 (a)⁽⁵⁰⁾は CT 解析ソフトウェアの標準的な欠陥解析のアルゴリズムで、空隙を検出したものである。このアルゴリズムで空隙の検出を行うと、青色で囲まれたようなポロシティとして定性的に確からしいとはいえない空隙が検出されてしまう。本論文では、閾値解析法を用いて空隙を検出した。Figure 2.9 (b)⁽⁵⁰⁾は、閾値解析法を用いて紫色で囲まれた部分のボイドを検出したものである。この手法によって、カラーヒストグラムの閾値を用いて空隙を定性的に検出し、ポロシティとみなすことができた。検出させる最小欠陥サイズは 8 voxel としボイド検出を行った。ここで、voxel とは最小立方体の単位である。

2.3.3 引張試験およびポロシティ計測

Figure 2.10⁽⁵¹⁾に引張試験片の寸法を示す。それぞれの階段型テストピースの4 mm厚に対してウォータジェット加工で引張試験片を切り出した。引張試験片の平行部は長さ30 mmで幅20 mm、標点距離25 mmである。試験装置は万能試験機（島津製作所製、AG-100 kN X plus）を用いて、引張速度1 mm/minで実施した。

引張試験で得られた引張強度に対するポロシティの影響を検討するために、X線CTで内部計測を行なった。Table 2.9に撮像条件を、Figure 2.11⁽⁵¹⁾に引張試験後のX線CT計測の概要をそれぞれ示す。破断箇所をセロハンテープで貼り合わせ。固定ジグ上に試験片を4枚重ね、試験編同士の間には発泡スチロールのスペーサを挟んだ。計測箇所はX線透過距離を近づけるために平行部のみとした。X線透過距離は、平行部幅方向20 mmと厚み方向16 mmであり、撮影可能な倍率8.14 dpiに決定した。この時、検出可能な最小欠陥直径は約0.03 mmであった。

なおここではどの厚みを比較してもポロシティ分布に大きな差はないとし、比較しやすい4 mm厚を選択している。4 mm厚は引張荷重が小さくなり試験しやすいといった利点がある。

2.3.4 ビッカース硬さ試験および凝固組織観察

硬さ試験はビッカース硬さ試験器（明石製作所製、AVK-A）を用いて測定を行った。測定点は引張試験片の平行部から9点とり、最大値と最小値を除いた7点の平均値をビッカース硬さとした。圧下荷重は50 N、圧下時間は15 sに設定した。凝固組織観察は、観察面を#150、#500、#800、#2000の順でやすり研磨、および、バフ研磨を行い鏡面に仕上げたのち、硝酸濃度5%のナイタール⁽⁵⁶⁾、⁽⁵⁷⁾で30 sエッチングした。得られた腐食面を工業用顕微鏡（Nikon製、ECLIPSE L150）で観察し、ビッカース硬さとの関係を検討した。凝固組織観察ではさらに、画像処理ソフトウェアImageJを用いて線分析法により粒径を、判別分析法で二値化処理を施し、初晶の面積率を導出した。

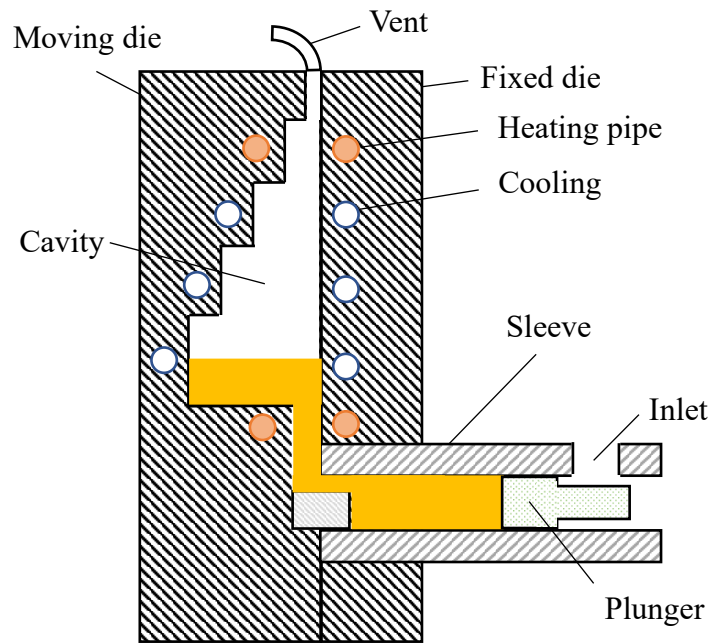


Fig. 2.7 Schematic diagram of the die casting machine⁽⁵⁰⁾

Table 2.7 Casting conditions⁽⁵⁰⁾

Method		High-pressure die casting (HPDC)
Machine		Ds-350EX (Toyo Machinery & Metal Co., Ltd.)
Injection velocity	Slow v_1 [m/s]	0.3
	Fast v_2 [m/s]	2.0, 5.0
Casting pressure P_c [MPa]		70
Pouring temperature T_p [°C]		680
Die temperature T_d [°C]		150
Gate thickness t_g [mm]		6.0
Number N		10

Table 2.8 X-ray CT conditions⁽⁵⁰⁾

X-ray CT equipment	XT H 225 (Nikon)
CT analysis	VG Studio MAX 3.1 (Volume Graphics)
Filament	Tungsten (W)
Voltage V_x [kV]	225
Electric current I [μ A]	220
Exposure time t [s]	1.42
Filter [mm]	Cu 2.0
Resolution l [dpi]	150
Number of tomograms n	2000
Number of samples N	4
Penetrated thickness ratio	5:2

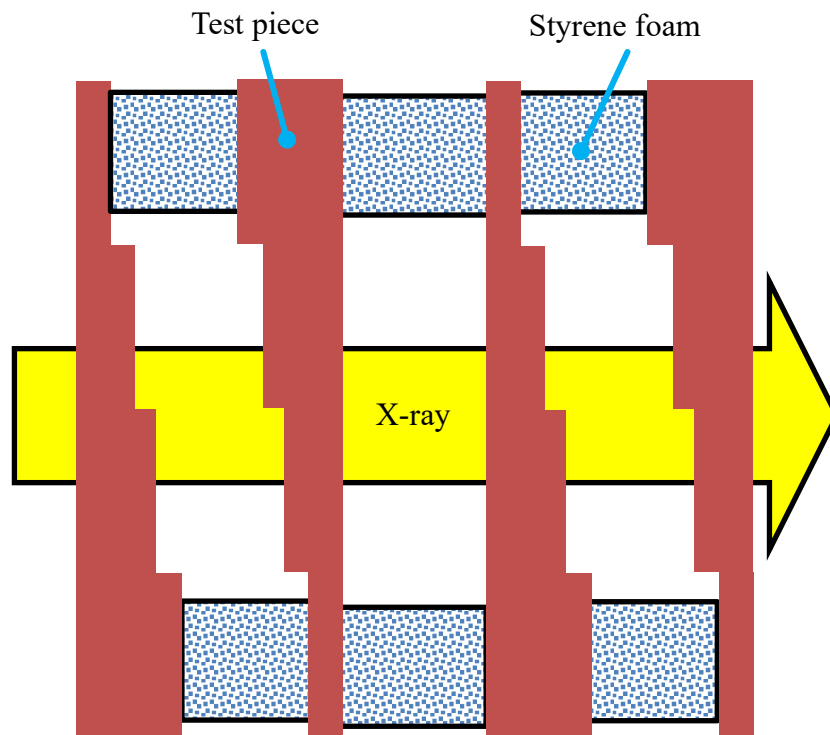
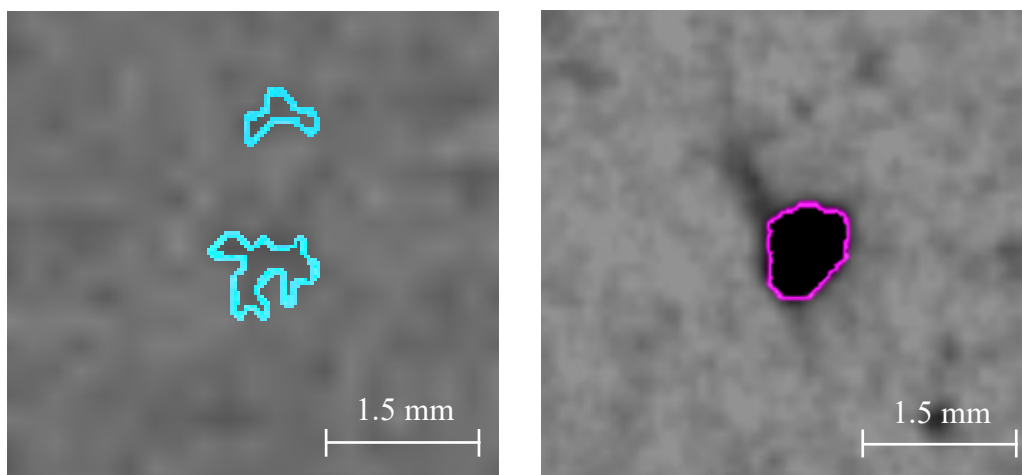


Fig. 2.8 Overlapping tomography⁽⁵⁰⁾



(a) Automatic analysis

(b) Color histogram analysis

Fig. 2.9 Analysis method of X-ray CT⁽⁵⁰⁾

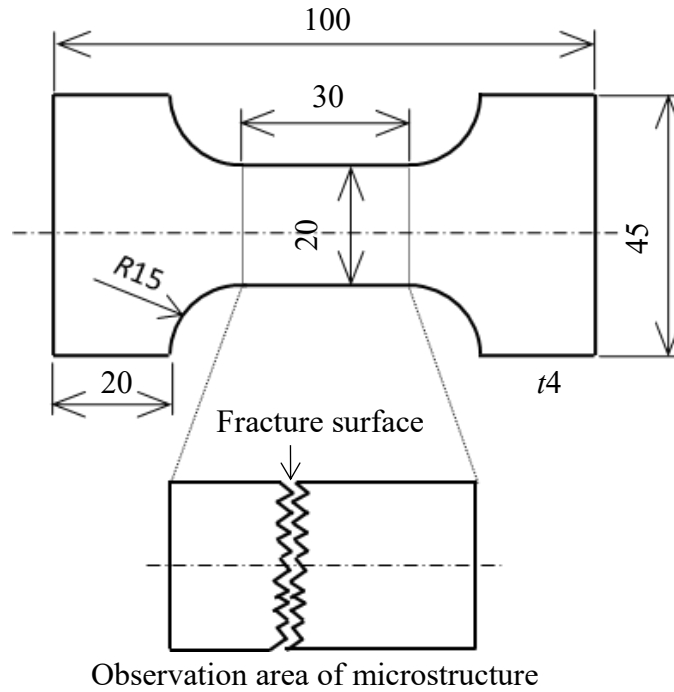


Fig. 2.10 Tensile test specimen⁽⁵¹⁾

Table 2.9 X-ray CT conditions of tensile test specimen

X-ray CT equipment	XT H 225 (Nikon)
CT analysis	VG Studio MAX 3.1 (Volume Graphics)
Filament	Tungsten (W)
Voltage V_x [kV]	105
Electric current I_x [μ A]	105
Exposure time t [s]	1.0
Filter	Non-filter
Resolution l [dpi]	8.14
Number of tomograms n	2000 \times 2
Number of samples N	35
Penetrated thickness ratio	20 mm : 43 mm

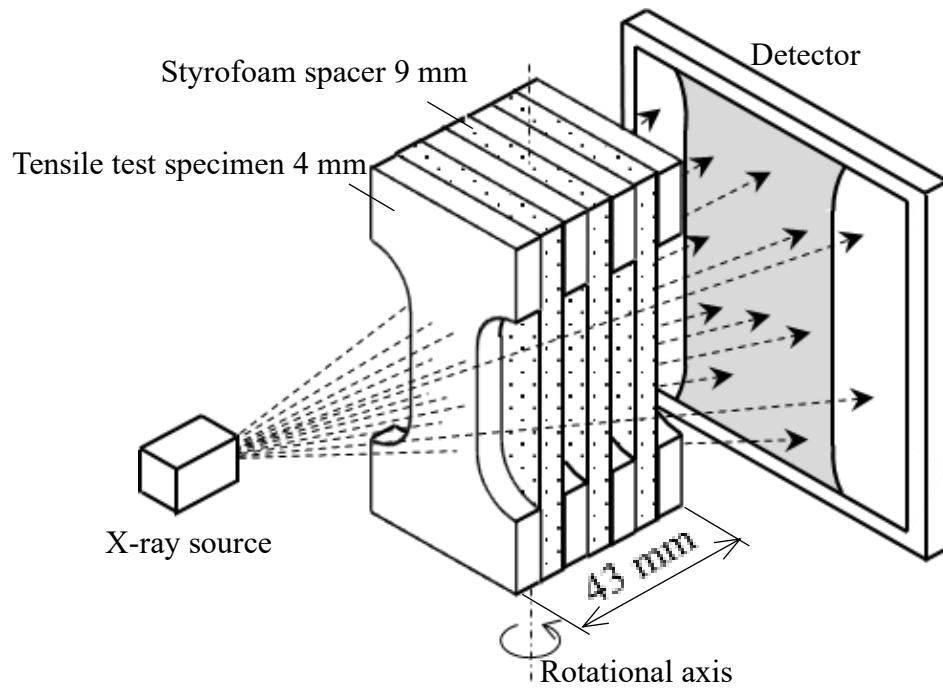


Fig. 2.11 X-ray CT set-up⁽⁵¹⁾

2.4 結果および考察

2.4.1 階段型テストピースの湯流れにおけるゲート厚みの影響

Figure 2.12 に端部ゲート 1.5 mm の湯流れの様子を示す。同図(a)はキャビティ流入からゲート充填までを表している。ランナー下部からの流れによりキャビティ流入時は中央の流入量が多いことが見て取れる。同図(b)はランナー充填までを表している。フィードに衝突しキャビティに流入せず返される湯が左右のフィレット部で空気をトラップしている。トラップされた空気は速度切り替え時に解消される様子が見て取れる。また、増速された湯がゲートを通過するとき、キャビティ内ではすでに流入している低速溶湯を押し流すように高速溶湯の流入する様子が見て取れる。同図(c)は板厚 12 mm を通過するときの流れを表す。キャビティ流入時よりキャビティ中央の流れが延びていたが、板厚 8 mm 進入時に湯先は横並びになっている。これはランナーのフィレット部が充填されたことでキャビティ側部への押し出し力が増加したことが考えられる。また中央部は高速溶湯と低速溶湯が衝突したことで流れのエネルギーが大きく損失し、一方で側部は低速溶湯量が少なくエネルギー損失が小さくなったためだと考えられる。同図(d)にかけて側部の湯先が中央より先行し、キャビティ上端に衝突し左右から中央へ流れ込む様子が見て取れる。同図(e)にかけて板厚 4 mm, 8 mm の順に充填され、板厚 12 mm, 16 mm は中央から充填していることが見て取れる。これはキャビティ 4mm 部における側部から中央への流れが影響していると考えられる。同図(f)はキャビティ充填時を示す。

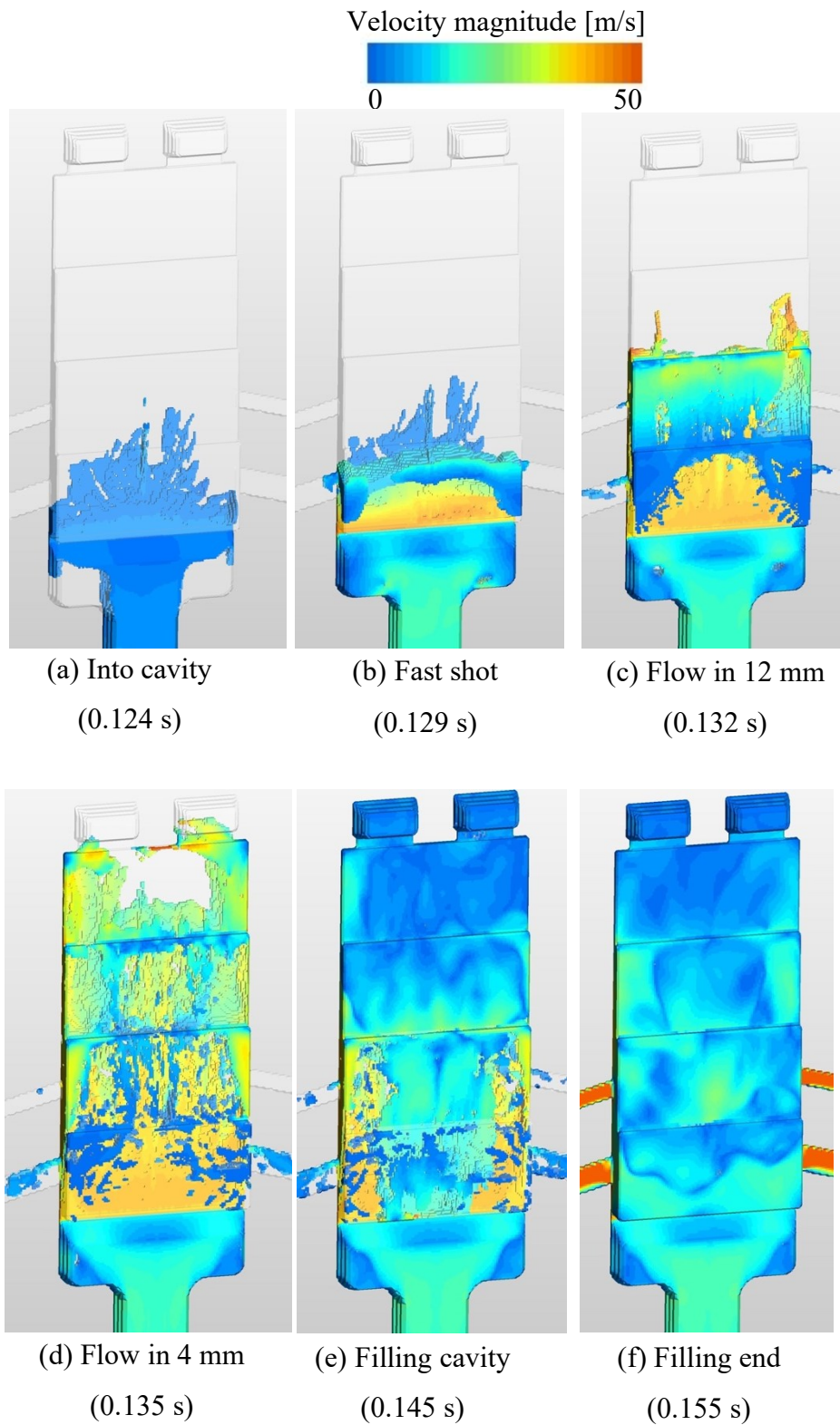
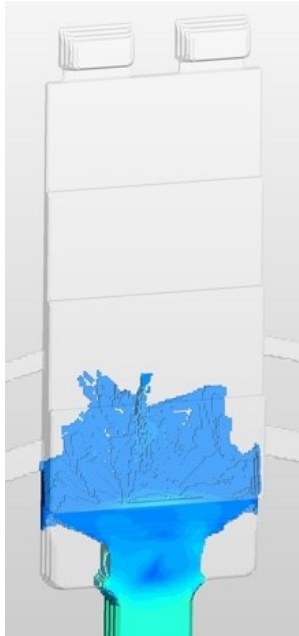


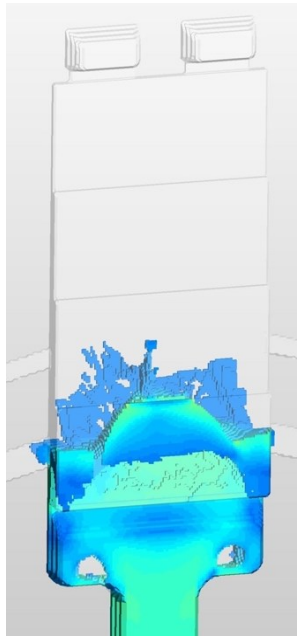
Fig.2.12 Flow of side gate 1.5 mm

Figure 2.13 にゲート厚み 4.0 mm の湯流れの様子を示す。同図(a)はキャビティ流入から射出速度切り替えまでを表している。ゲート厚み 4.0mm は 1.5mm に比べ、広範囲に流れている。これはゲート断面積が広くなったため、キャビティに流入しやすくなったことに起因する。また、フィードに衝突しキャビティに流入せず返される湯が左右のフィレット部で空気をトラップしている様子が見て取れる。同図(b)では増速された高速湯がすでにキャビティへ流入していた低速湯を押し流す様子が窺える。同図(c)では板厚 8 mm 進入時に湯先が横並びになっている。これはゲート厚み 1.5 mm と同様に、ランナーのフィレット部が充填されたことでキャビティ側部への押し出し力が増加し、また中央部は高速溶湯と低速溶湯が衝突したことで流れのエネルギーが大きく損失し、一方で側部は低速溶湯量が少なくエネルギー損失が小さくなったためだと考えられる。同図(d)では、ゲート厚み 1.5 mm と異なり、湯先が横並びの状態ではキャビティ上端に衝突する様子が見て取れる。同図(e)より、板厚 8 mm, 12 mm, 16 mm の順に充填される様子が確認できる。板厚 4 mm と異なり中央から充填される。これらは板厚 4mm 部における側部から中央への流れが下方へ流れていることが影響している。同図(f)はキャビティ充填時を示す。

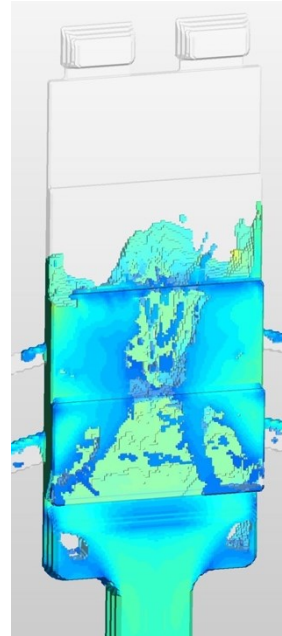
Velocity magnitude [m/s]



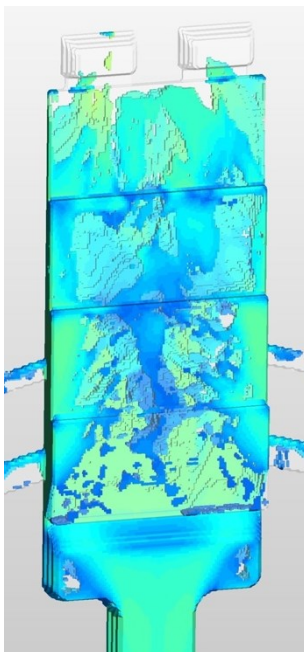
(a) Into cavity
(0.126 s)



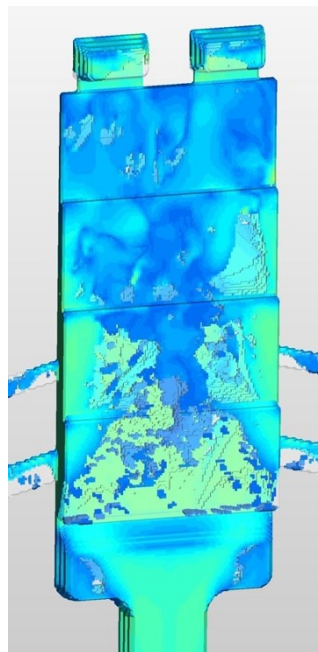
(b) Fast shot
(0.130 s)



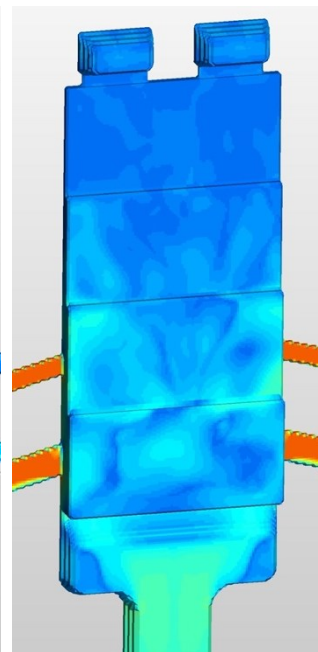
(c) Flow in 8 mm
(0.136 s)



(d) Flow in 4 mm
(0.140 s)



(e) Filling in cavity
(0.143 s)



(f) Filling end
(0.158 s)

Fig. 2.13 Flow of side gate 4.0 mm

Figure 2.14にゲート厚み 6.0 mm の湯流れの様子を示す。同図(a)はキャビティ流入から射出速度切り替えまでを表している。ゲート厚み 6.0 mm はゲート断面積が大きくなったことで 1.5 mm, 4.0 mm に比べ広範囲にキャビティへ流入している。また、ゲート厚み 6.0 mm は他のゲート厚と比べてキャビティ流入量が増えたためフィードで返される量が少ない。同図(b)ではランナー拡張部からフィレット部へ湯が押し出されている様子が見て取れる。なお、フィレット部の空隙は長い期間留まることが確認できる。キャビティ内では、増速された溶湯がランナー内に介在していた空気を押し流しながら流入しており、6 mm 厚のゲートで滞ることなく湯と空気がキャビティへ入っている。すでにキャビティへ流入していた低速湯は階段側に押し流される様子が見てとれる。同図(c)では板厚 8 mm 進入時から中央と側部の湯先が先行してキャビティ上端に衝突しておりゲート厚 1.5 mm, 4.0 mm の結果と異なる。同図(d)で板厚 12 mm, 16 mm が側部から充填される様子が確認でき、これもゲート厚 1.5 mm, 4.0 mm の結果と異なる結果を示した。同図(e)はキャビティ充満時を示す。

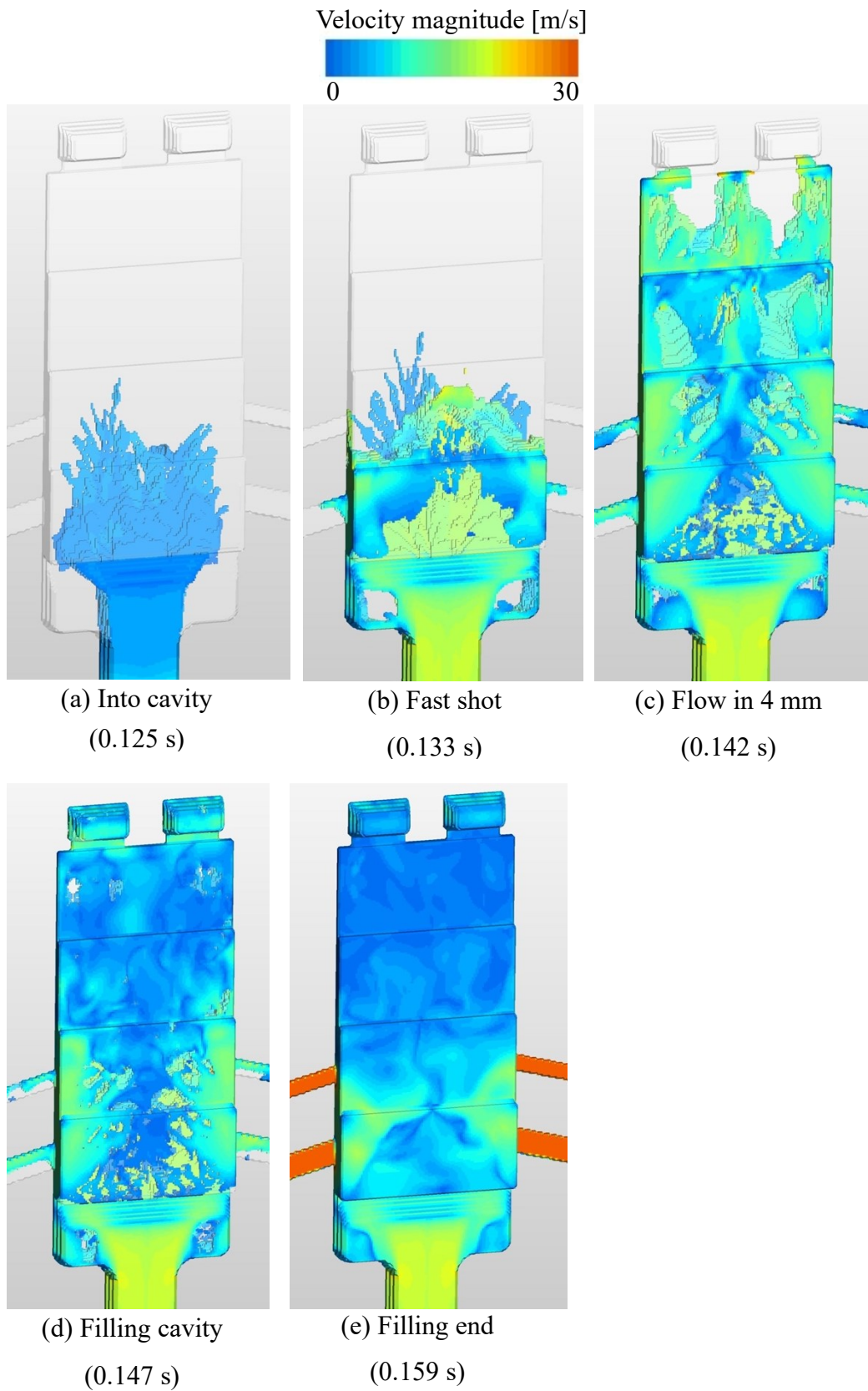


Fig.2.14 Flow of side gate 6.0 mm

Figure 2.15 にゲート厚みにおけるキャビティ内のガス体積と充填時間の関係を示す。同図よりゲート厚みが大きくなるにつれて、ガス体積は減少することが見て取れる。反対にゲート厚みが小さくなるにつれて充填時間が減少することが見て取れる。このことからゲート厚みに対するガス体積と充填時間は二律背反の関係であることがわかる。言い換えれば、ゲート速度が早くなると空気巻き込み量が増えることが言える。Figure 2.16 にゲート厚み 1.5 mm と 6 mm におけるキャビティ流入時の様子を示す。同図より、ゲート厚みが大きくなるにつれて、ランナーでの勢いを失わずキャビティに流入していることが見て取れる。これはゲート面積が広くなったため、キャビティに流入しやすくなったことに起因する。ただし、厚み 16 mm は絞りを設けていないため直線流となり流入量および流入距離がともに大きくなった。Figure 2.17 にゲート厚み 1.5 mm と 6 mm における薄肉部の湯流れを示す。同図より、ゲート厚みが小さい場合は側面の流れが速く、ゲート厚みが大きい場合は中央の流れも速くなるが見て取れる。これは、始めにキャビティへ流入した低速溶湯量とゲート絞り部によるランナー充填性の 2 つの要素が影響したと考えられる。前者は高速溶湯が低速溶湯を押し流す際に、流入量が少なくエネルギー損失の小さくなる側面側に流れやすくなったためだと考えられる。また後者は、ゲート絞り率が大きいほど返り溶湯が増え、結果としてランナーが充填されやすくなり、キャビティ側面部への供給量を稼ぐことができたためであると考えた。ゲートが厚い場合、絞りの抵抗が少なくなり、ランナーでの勢いがキャビティへ伝わりやすくなったと考えられる。

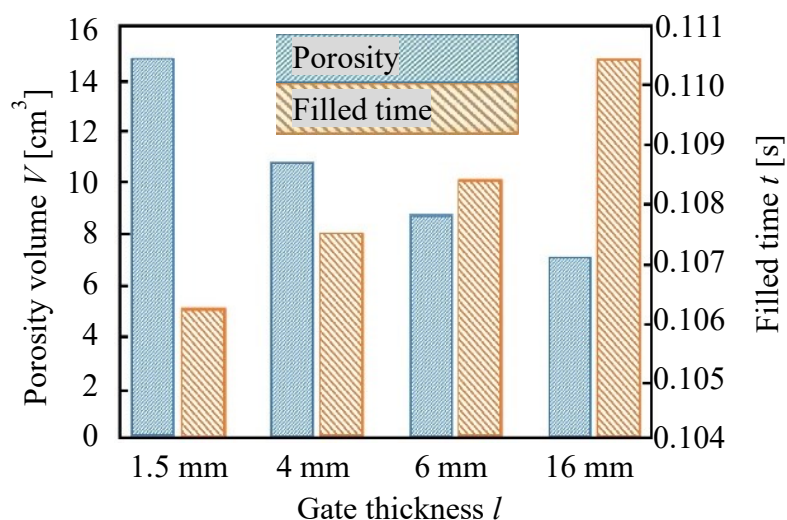


Fig. 2.15 Relationship between porosity volume and filled time for gate thickness

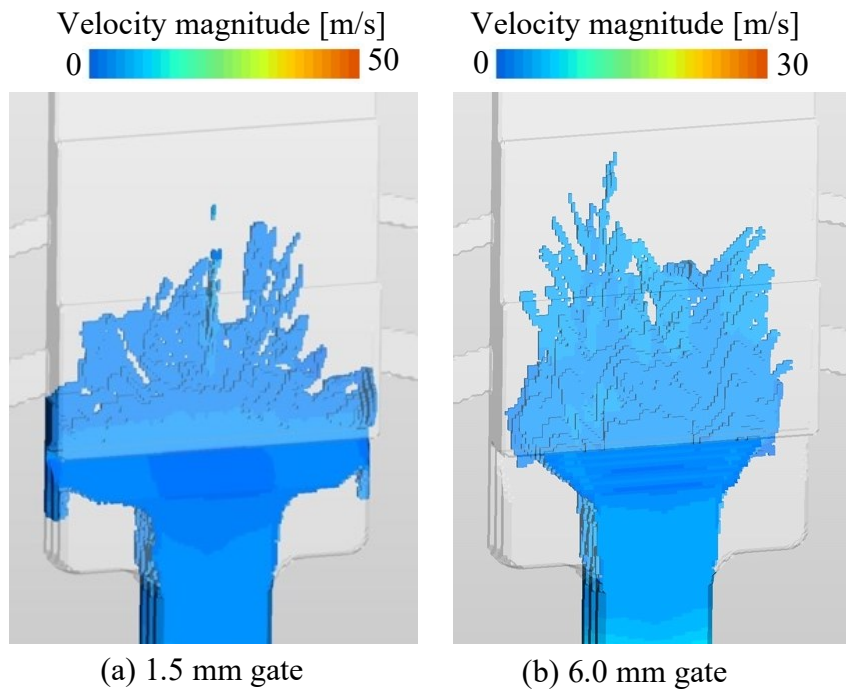


Fig. 2.16 Each flow of the gate into cavity

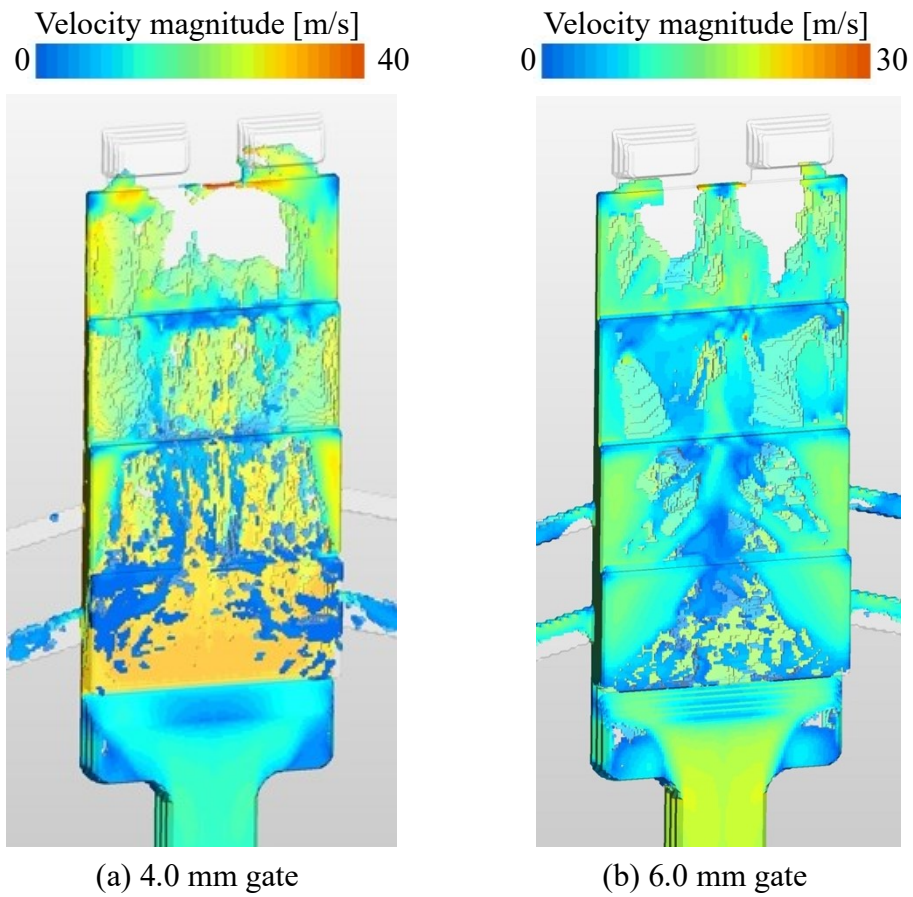


Fig. 2.17 Each flow of the gate into thin part

2.4.2 射出速度が及ぼすポロシティ密度と形状への影響

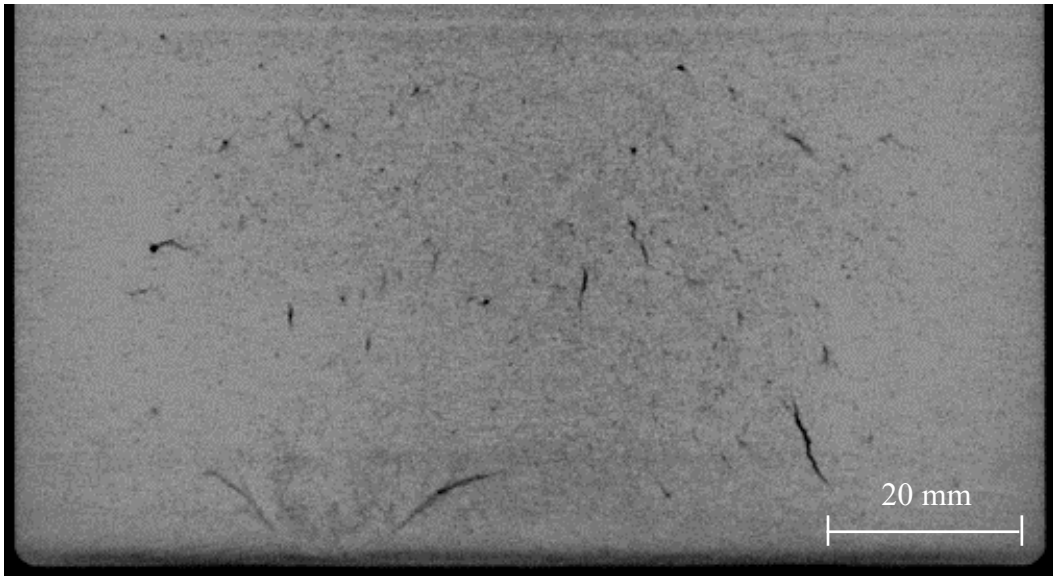
Figure 2.18⁽⁵⁰⁾に板厚 16 mm の内部欠陥の陰影を示す。図中の灰色部分はマグネシウム合金を、黒色部分はポロシティを示している。Figure 2.18 (a)⁽⁵⁰⁾より、射出速度 2.0 m/s は弓形に広がった引け巣が多く見て取れる。一方で Fig. 2.18 (b)⁽⁵⁰⁾より、射出速度 5.0 m/s は球状の空気巻き込み巣が多く見て取れる。これらの違いはゲート通過時の流体挙動と冷却速度に影響していると考えられる。先行研究より、ゲート速度が速くなるとキャビティ流入時に噴霧流となり、ゲート近傍部の空気巻き込み量は増大することが知られている^{(58)~(62)}。Figure 2.18 (b)⁽⁵⁰⁾から見てとれるように、5.0 m/s の高速射出においても同様の現象が引き起こされたといえる。一方で、射出速度 2.0 m/s の引け巣は壁面近傍に分布していることが確認された。これは充填時間に比べて壁面近傍が速く凝固して、圧力伝搬が良好に行われなかったために引け巣が広範囲に発生したと考えられる^{(63), (64)}。

Figure 2.19⁽⁵⁰⁾に、射出速度とポロシティ体積の関係を示す。図中の○プロットが X 線 CT 解析結果、×プロットがシミュレーション結果を示している。黄色は射出速度 2.0m/s、緑色は射出速度 5.0m/s を表している。また、Fig. 2.20⁽⁵⁰⁾に、射出速度とポロシティ数の関係を示す。図中の◇プロットは X 線 CT 解析結果、+プロットはシミュレーション結果を示している。これらの結果から、射出速度が速くなるにつれてポロシティ体積が増加した。しかしながら、CT 解析結果とシミュレーション結果を比べて、ポロシティ体積とポロシティ数はかなり差があることが見てとれる。射出速度 2.0 m/s では、シミュレーション結果が CT 解析結果の 20%~50%で、射出速度 5.0 m/s ではシミュレーション結果が CT 解析結果の 10%~30%と少ないことがわかった。

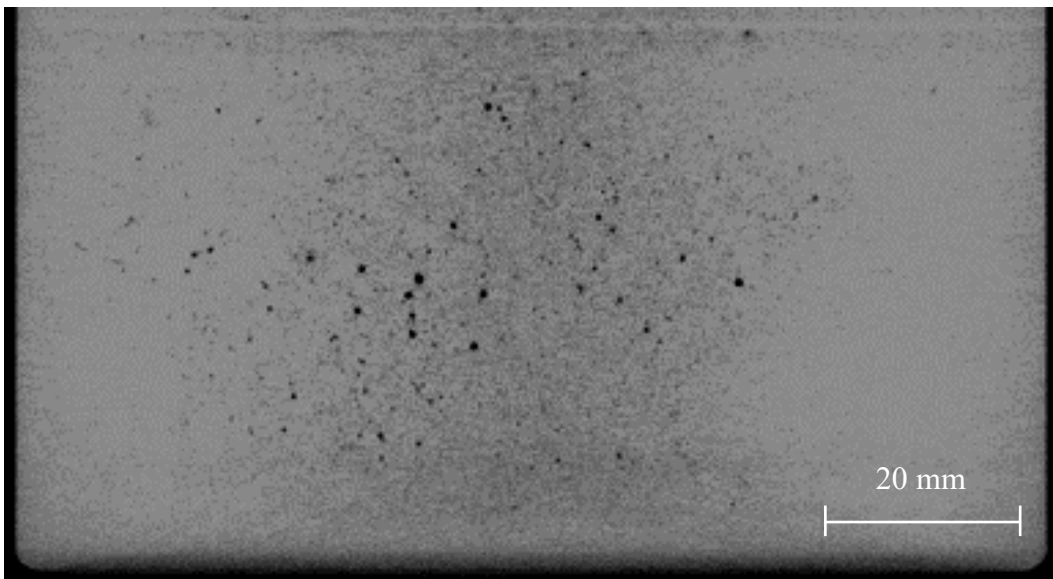
これらのことをまとめると、シミュレーションにおけるポロシティ計測は、X 線 CT 解析よりもポロシティ体積を低く求め、また、ポロシティ数を多く検出する傾向にあるといえる。このことは、X 線 CT 解析とシミュレーションで計測されるポロシティの定義が異なるためだと考えられる。実際の鋳物では複雑な形状のポロシティが多々存在する。そのいくつかの例を Fig. 2.21⁽⁵⁰⁾に示す。同図(a), (b), (c)⁽⁵⁰⁾において、スケールバーはそれぞれ 0.15 μm , 0.2 μm , 0.3 μm を示している。それぞれのポロシティを見ていくと、Fig. 2.21 (a)⁽⁵⁰⁾は人が背中合わせになっているような形、Fig. 2.21 (b)⁽⁵⁰⁾は恐竜のような形、Fig. 2.21 (c)⁽⁵⁰⁾は大きな頭をもつ人のような形と、ユニークな形状をしている。X 線 CT 解析で得られた複雑なポロシティ形状は、気泡と凝固収縮の組み合わせで生成されたものである。Figure 2.22 に空気巻き込み巣と引け巣の組み合わせたポロシティを示す。これは空気巻き込み巣を核として凝固引けが起こったものであると考える。このように、ポロシティは数種類が組み合わせた分類分けの難しいものがある。

一方で、シミュレーションでは、空気巻き込み巣をメッシュよりも小さなマーカー

として扱い、その形状は真球としている。マーカーは衝突や合体を考慮していないためポロシティ数は減少しない。また、湯流れシミュレーションでは空気の巻き込みのみ考慮しており、凝固収縮による引け巣の体積予測を行えていないことが原因である。引け巣は不規則な形状であり、小径な巻き込み巣に比べて大きな体積となる。本実験では、射出速度 2.0 m/s において引け巣が多く観察されたため、シミュレーションとの欠陥体積の差がより広がったと考えられる。今後の鋳造シミュレーションでは引け巣を考慮することが重要である。



(a) Shrinkage porosities at the injection velocity of 2.0



(b) Spherical porosities at the injection velocity of 5.0 m/s

Fig. 2.18 Porosity distribution in 16 mm thickness⁽⁵⁰⁾

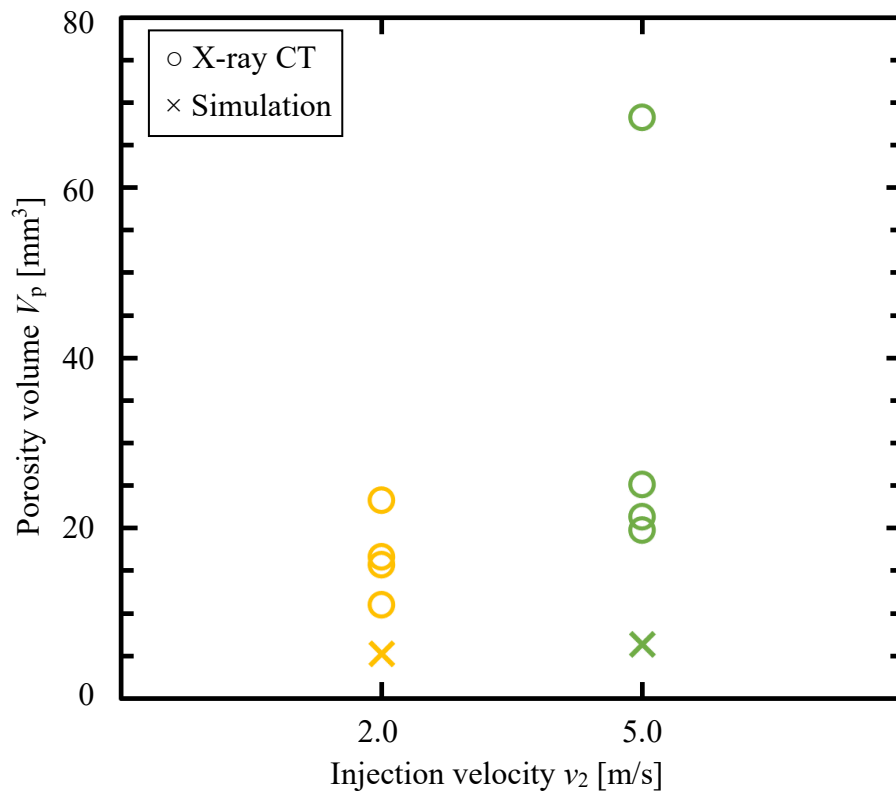


Fig. 2.19 Relationship between injection velocity and porosity volume⁽⁵⁰⁾

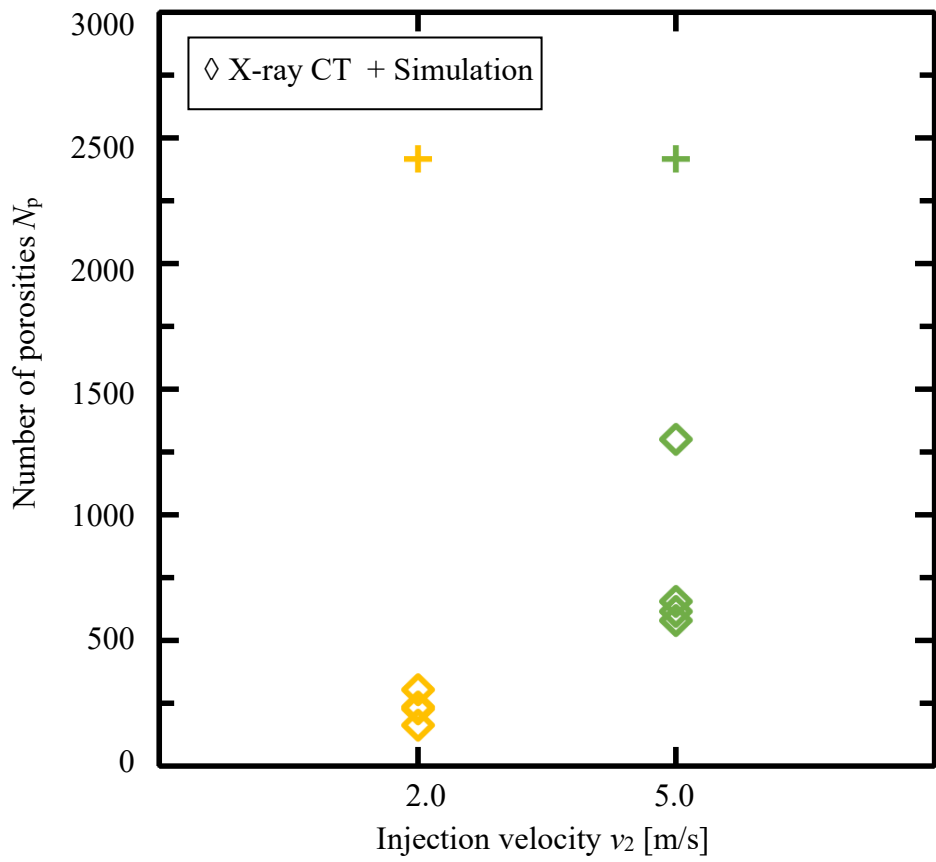


Fig. 2.20 Relationship between injection velocity and the number of porosities⁽⁵⁰⁾

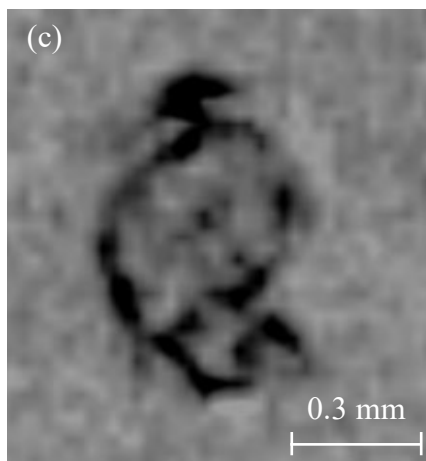
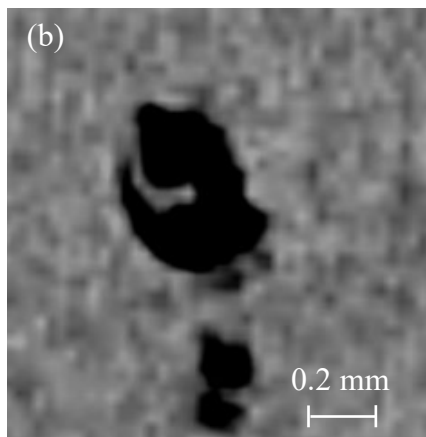
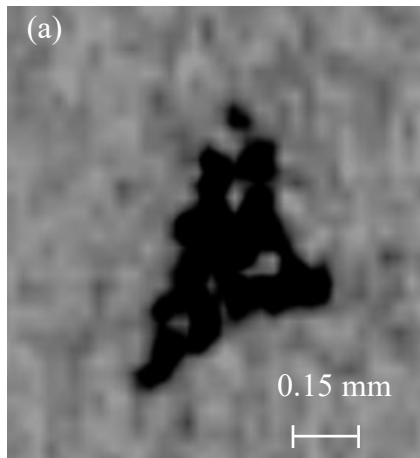


Fig. 2.21 Complex porosity shapes with a combination air porosities and shrinkage porosities: (a) like back-to-back, (b) like a dinosaur, (c) like a big head⁽⁵⁰⁾

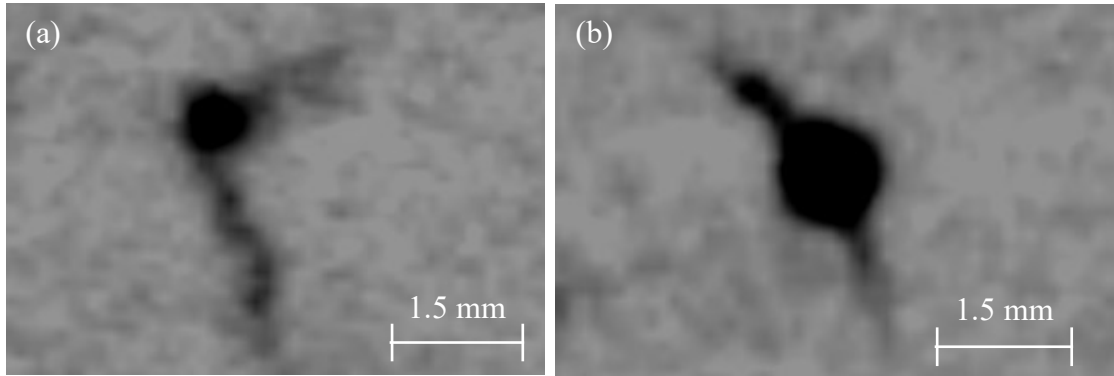


Fig. 2.22 Porosity combined blow hole and shrinkage

2.4.3 引張試験における破壊形態とポロシティ分布

Figure 2.23⁽⁵¹⁾に射出速度 2.0 m/s における 4 mm 厚試験片の破壊形態を示す。これらの図は引張試験片の平行部の X線 CT 結果を表している。また、Fig. 2.24⁽⁵¹⁾に射出速度 2.0 m/s における 4 mm 厚試験片の応力-ひずみ線図を示す。サンプル A は長さ 1 mm を超えるポロシティ群と 0.3 mm 以下の細かい鑄巣の群との間で弓なりに破断しており、破断面の起伏が激しい。破断の左群は比較的大きな巣が多いためホットスポットである可能性が高く、右群はより早くに凝固された部位だと考えられる。Figure 2.25⁽⁵¹⁾に示すシミュレーションの温度分布ではサンプル A の破断面に急な温度勾配が確認できる。温度勾配の高い固液共存領域ではデンドライト間隙に液相が不足するため、左側の残留液相が右側へ移動した。その結果、左側は液相が不足し空洞が多く発生した。すなわち左右の界面で偏析が起き、そこから亀裂が発生したと考えられる。そのため、他のサンプルと比べ引張強度と伸びが著しく低く現れた。サンプル B は脆性破壊による平らな破断面が見て取れる。巣はまばらに分布しており偏析の様子は見受けられない。しかしながら、温度分布では急な温度勾配位置で破断しており偏析が起きている可能性は高い。そのため引張り強さが 180 MPa と低くなったと考えられる。サンプル C はサンプル A と同様の位置で破断し、起伏と平坦が組み合わさった破断面を呈している。巣は比較的破断面近傍に分布している。シミュレーション結果からこの部位で偏析が発生しやすく、起伏のある破壊は偏析による影響が大きいと考えられる。応力および伸びに関してはサンプル A と B の中間値を示しており、偏析と脆性破壊の両者の影響を表している。なお、サンプル D はサンプル B のようにまばらな巣の分布が確認できるが平行部ではなくフィレット部で破壊された。

Figure 2.26⁽⁵¹⁾に射出速度 5.0 m/s における 4 mm 厚試験片の破壊形態を示す。また Fig. 2.27⁽⁵¹⁾に射出速度 5.0 m/s における 4 mm 厚試験片の応力-ひずみ線図を示す。サンプル E および F は破壊位置がほぼ同一で破断面が平坦であった。しかしながら、引張り強度および伸びは巣のサイズや量の低いサンプル F の方が高く表れた。サンプル E は直径 0.5 mm 以下の巣が広く分布しているのに対し、サンプル F は直径 0.3 mm 以下の巣が左上から右下にかけて分布している。これらのことから同様な破壊位置であっても巣の量が引張強さと伸びに影響を与えていることを確認した。また、射出速度 5.0 m/s では 2.0 m/s よりも引張り強さと伸びが高い値を示すことが確認できる。これは Fig. 2.28⁽⁵¹⁾に示すシミュレーションの温度分布から見て取れるように、サンプル E と F の破断面は温度勾配が緩やかで偏析の影響が少ないことが確認できる。すなわち、引張り強さと伸びに関して影響を与える強さは巣の有無に比べて偏析の有無が大きいことを示唆している。なお、サンプル G, H はフィレット部で破壊された試験片である。サンプル G は直径 0.5 mm 以上の巣がサンプル F と同様に左上から右下にかけて分布している。サンプル H は鑄巣がほとんど存在しない。これらのことから、MRI153RE の引張

り試験片は破壊位置，引張り強さや伸びを偏析などの凝固形態に影響されることが確認できた。

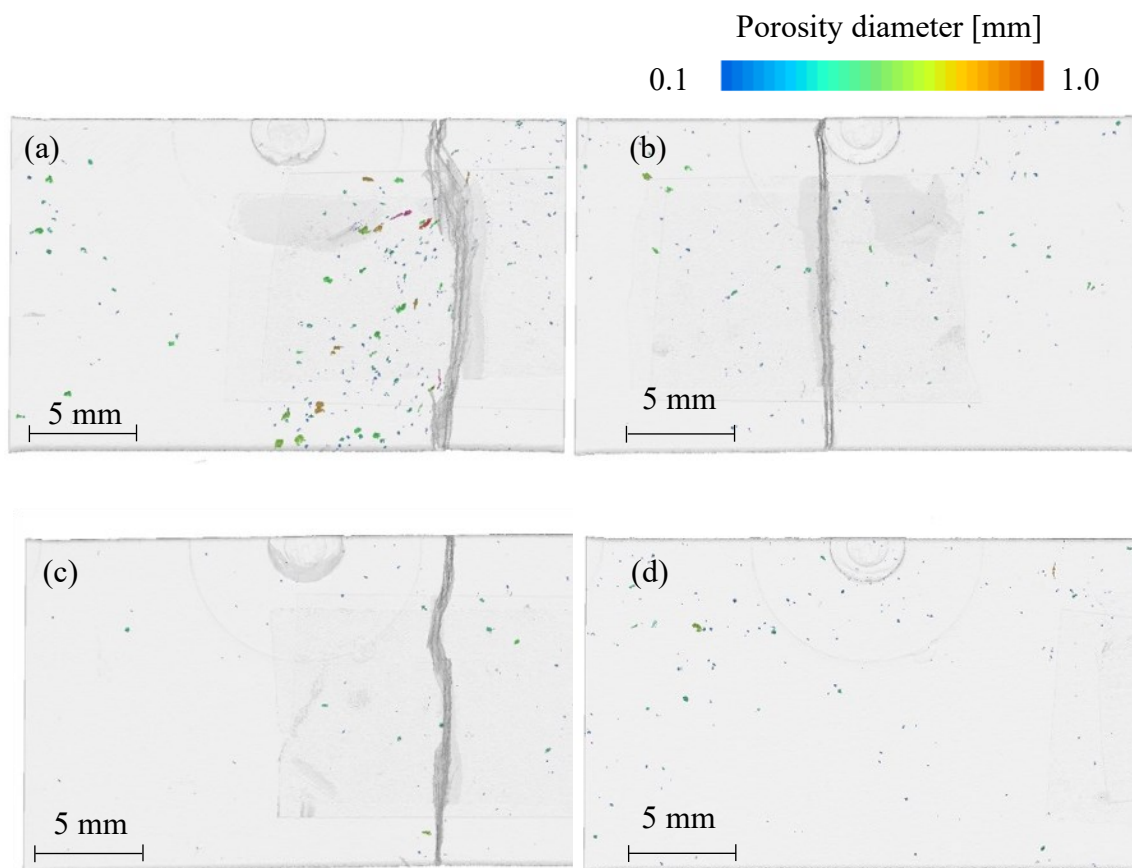


Fig. 2.23 Porosities and destruction types for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s: (a) sample A, (b) sample B, (c) sample C, (d) sample D. These images show the gage length sections of the tensile testing samples using X-ray CT. ⁽⁵¹⁾

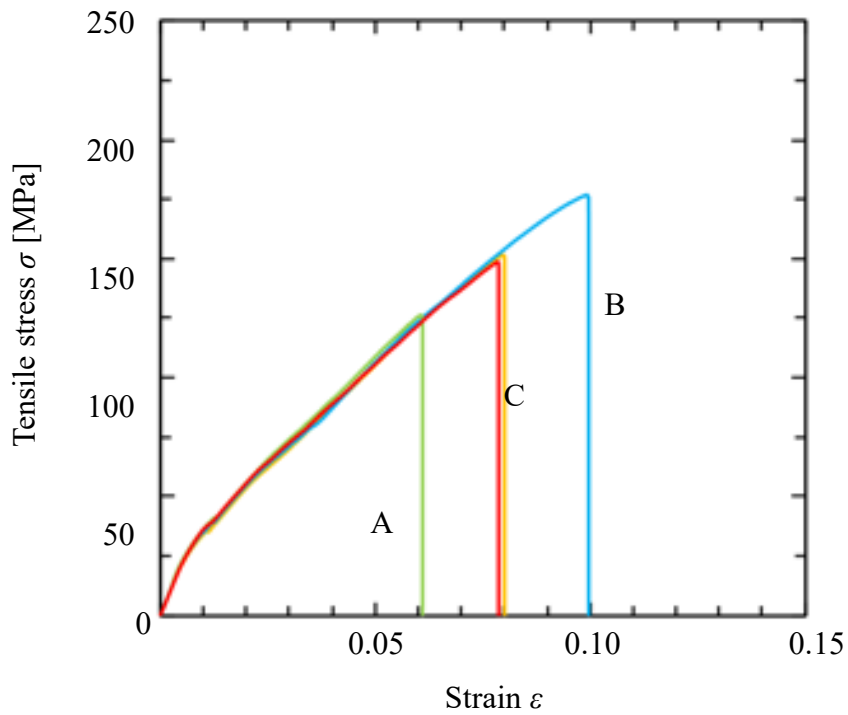


Fig. 2.24 Stress-strain curve for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s⁽⁵¹⁾

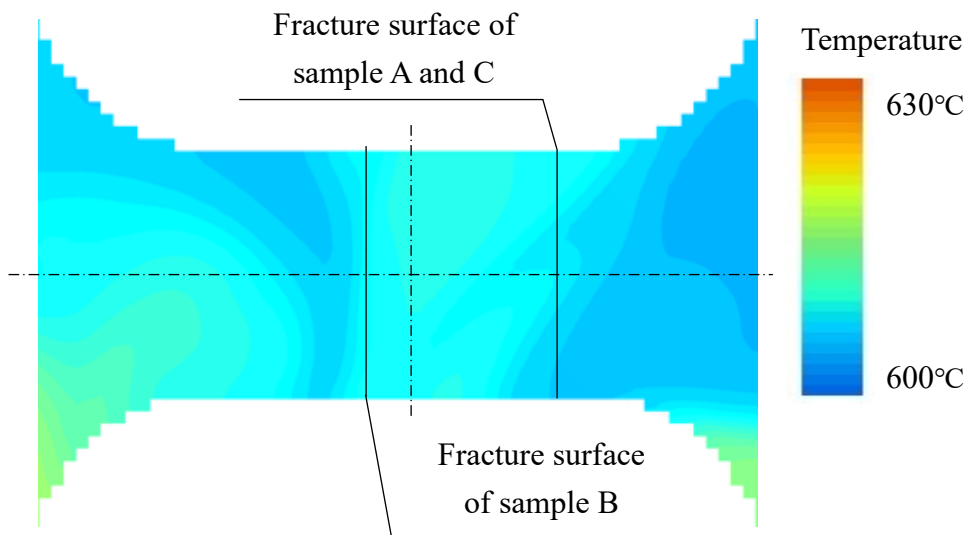


Fig. 2.25 Simulation result of temperature map for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 2.0 m/s⁽⁵¹⁾

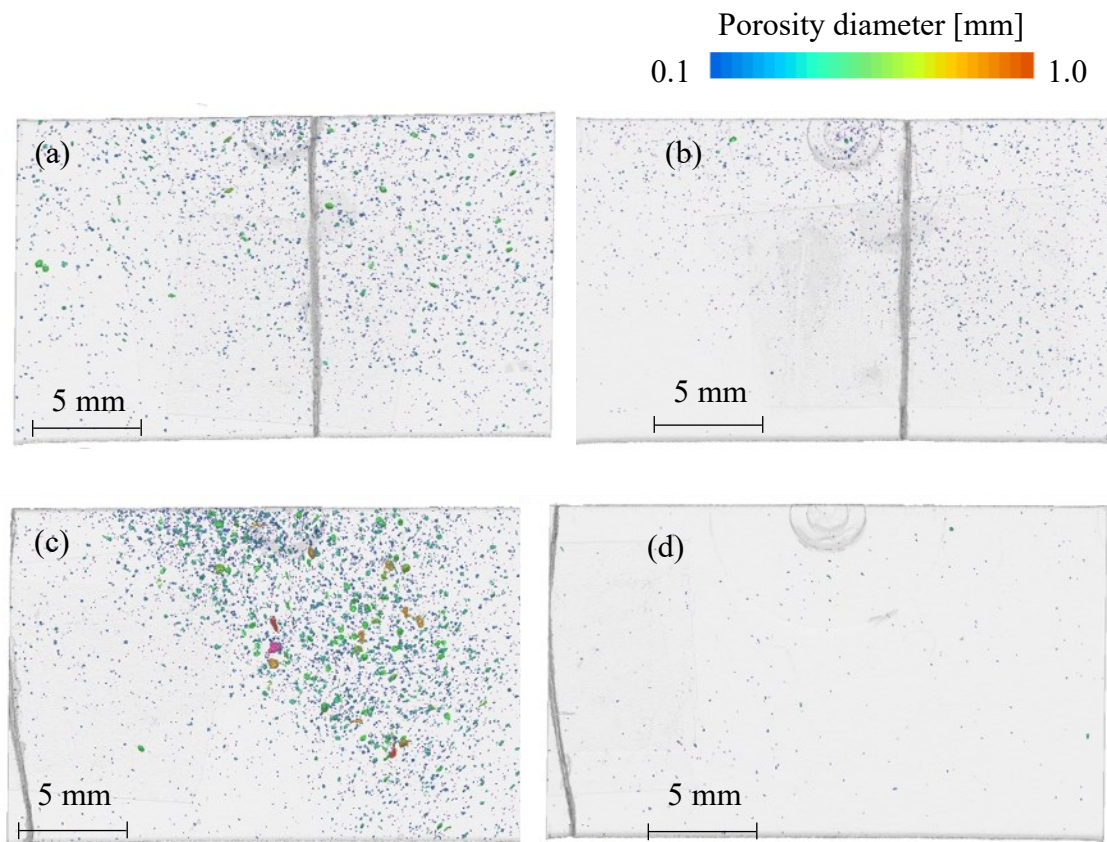


Fig. 2.26 Porosities and destruction types for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s: (a) sample E, (b) sample F, (c) sample G, (d) sample H. These images show the gage length sections of the tensile testing samples using X-ray CT⁽⁵¹⁾

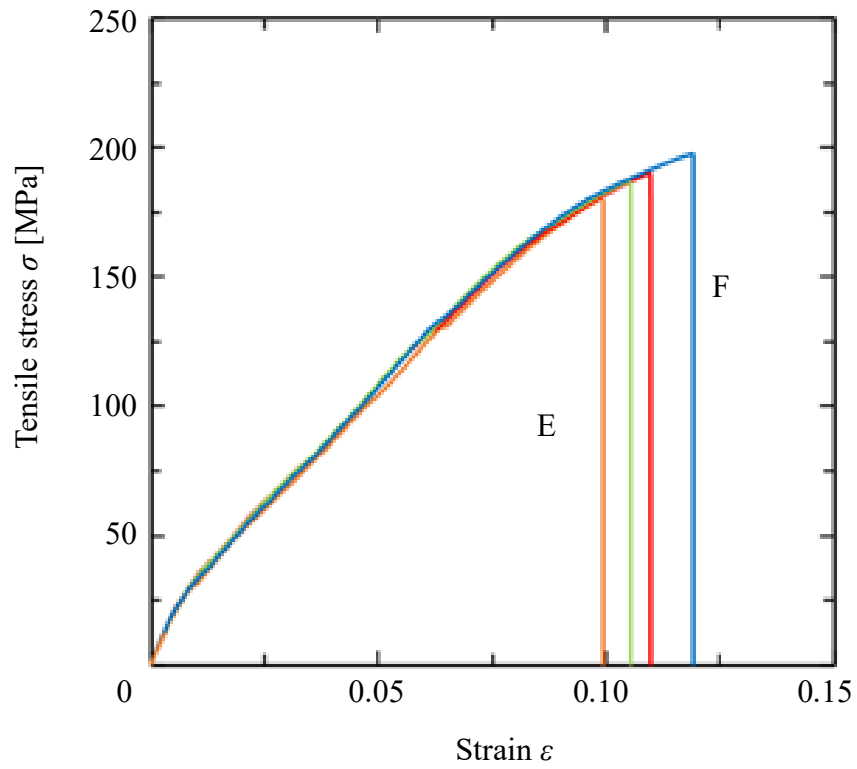


Fig. 2.27 Stress-strain curve for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s⁽⁵¹⁾

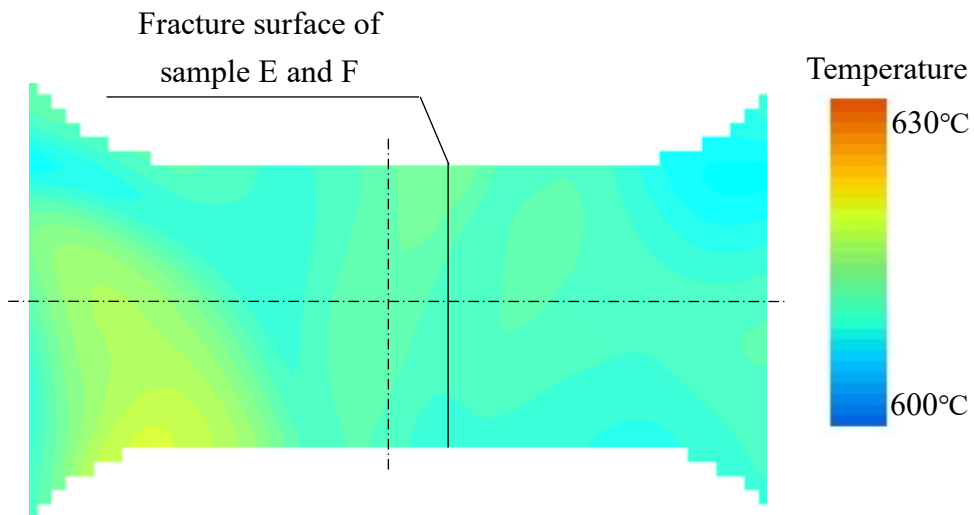


Fig. 2.28 Simulation result of temperature map for the plate thickness of 4 mm at the injection velocity of 5.0 m/s⁽⁵¹⁾

2.4.4 引張強度と表面硬度に対する射出速度の影響と金属凝固組織の関係

Figure 2.29⁽⁵⁰⁾に板厚 4 mm の射出速度と引張強さの関係を示す。図中の黄色の四角プロットは射出速度 2.0 m/s を、緑の四角プロットは射出速度 5.0 m/s を表している。射出速度 2.0 m/s に比べて 5.0 m/s の方が、引張強さが向上することと、ばらつきが小さくなることを見て取れる。Figure 2.30⁽⁵⁰⁾に板厚 4 mm の射出速度とビッカース硬さの関係を示す。図中のオレンジ色のひし形プロットが階段側のビッカース硬さを、青の三角プロットが平ら側のビッカース硬さを表し、エラーバーはそれぞれのビッカース硬さの最大値と最小値を示している。射出速度 2.0 m/s に比べて 5.0 m/s の方が、ビッカース硬さが向上しており、階段側と平ら側の差は小さくなっていることを見てとれる。射出速度 2.0 m/s のビッカース硬さでは、階段側と平ら側で HV4 程度の差が存在する。一方で、射出速度 5.0 m/s では HV1 以下であった。これらの結果は、凝固組織の形態に影響されたものである。

Figure 2.31⁽⁵⁰⁾, Fig. 2.32⁽⁵⁰⁾に板厚 4mm の凝固組織を示す。図中の白い部分が初晶 α -Mg、黒い部分が共晶相を示している。スケールバーは 50 μm である。Figure 2.31 (a), (b)⁽⁵⁰⁾より、射出速度 2.0 m/s は粗大な初晶 α -Mg それぞれを共晶相が蜘蛛の巣状に取り囲む様子が確認できる。また、Fig. 2.32 (a), (b)⁽⁵⁰⁾より、射出速度 5.0 m/s においても初晶 α -Mg を共晶相が蜘蛛の巣状に取り囲むのと同時に、初晶内部に点在する共晶も見えてとれる。射出速度が大きい場合は、高温溶湯をキャビティ全体へ速やかに行き渡らせることができ、充填時間と冷却時間が短く、速やかに共晶が生成され初晶の成長を抑制できたと考えられる。その結果、高い引張強さとビッカース硬さの緻密な凝固組織となった。一方で、射出速度が遅くなると冷却にかかる時間が増え、初晶 α -Mg の成長が進んだことがうかがえる。射出速度 2.0 m/s の裏面は枝分かれているデンドライト状の粗大な初晶が多数観察された。この粗大な初晶により引張強さおよびビッカース硬さが大きく低下したと考えられる。平ら側はゲートのある面であり流動が最も激しいことが考えられる。そのため、流動停止まで時間がかかり凝固が遅れたことで、初晶粒径が粗大化したと考えられる。以上のことから、高い射出速度にすることで凝固組織が緻密になり引張強度とビッカース硬さを向上させることが確認できた。このことは、引張強度とビッカース硬さがポロシティ体積に比べて凝固組織に強く影響を受けることが示唆された。

Figure 2.33⁽⁵¹⁾に共晶距離と共晶面積率の関係を示す。黄色の丸プロットは射出速度 2.0 m/s を、緑の四角プロットは射出速度 5.0 m/s プロットを、塗りつぶされたプロットは階段側を、白抜きのプロットは平ら側をそれぞれ示している。それぞれのプロットは平均値を示し、エラーバーは最大と最小の変動幅を示す。同図より、共晶面積率はそれぞれ 40~50%の範囲に収まっていることを見て取れる。一方で、共晶距離は射出速度および階段側と平ら側の影響を顕著に受けている。射出速度 5.0 m/s の共晶距離は

階段側と平ら側共に 7~10 μm で平均値が 8.4 μm と 8.6 μm であるのに対し、射出速度 2.0 m/s では階段側で 8.1~12.0 μm で平均値 10.4 μm 、平ら側で 10.4~13.6 μm で平均値 12.0 μm と表面による差異が顕著に現れた。これは、凝固組織形成の要因が冷却速度に影響しているためだと考えられる。冷却速度が大きい場合、固液共存時間が短くなり共晶の成長前に初晶間隙が消失し海綿状の点在した隙間に共晶が形成された。点在する初晶と共晶の界面が狭いため引張強さが増加した。一方で、射出速度 2.0 m/s の平ら側は、射出速度 5.0 m/s と比べて固液共存時間が長く続き、初晶はデンドライト状に成長した。デンドライト間隙はクモの巣状に形成され、この部分に共晶が形成される。クモの巣状に張られた初晶と共晶界面が広いため引張強度が低下した。また、射出速度 2.0 m/s の階段側は平ら側と射出速度 5.0 m/s の粒径のどちらの範囲にもかかっている。これは壁面近傍の温度境界層厚みが関係していると考えられる。射出速度 2.0 m/s は射出速度 5.0 m/s と比べて速度境界層および温度境界層が厚く、壁面近傍の速度勾配および温度勾配が緩やかになる。これにより射出速度 2.0 m/s の平側の溶湯は凝固が遅れデンドライト成長が顕著となった。さらに階段側では、6 mm 厚ゲートから流れる主流が板厚 4 mm~8 mm 間の段差において衝突し、そこから新たな境界層が形成される。この階段側の境界層は平側の境界層と比べて薄いため熱の移動量が著しく大きくなる。そのため、階段側の方が平側に比べて冷却速度が早く海綿状の初晶組織になった。

この大きな要因である冷却速度は射出速度の上昇に伴う熱移動量の増加に影響される。ダイカストにおける型内の熱の移動は乱流強制対流である。溶湯の各物性値は温度によって変化しないとすると、プラントル数は $Pr = 0.034$ となり 0.1 を下回る。また、シミュレーション結果より、平均レイノルズ数 $Re = 1.0 \times 10^5$ となった。ただし、代表寸法はゲートの水力直径とした。ここでプラントル数とレイノルズ数との積は $10^2 < PrRe < 10^6$ であるため、プラントル数とレイノルズ数とヌセルト数 Nu の関係は次に様に表すことができる⁽⁶⁵⁾。

$$Nu = 7 + 0.025(PrRe)^{0.8} \quad (2.11)$$

$$Pr = \frac{\nu c_p \rho}{\lambda} \quad (2.12)$$

$$Re = \frac{u_g d_{cg}}{\nu} \quad (2.13)$$

ここで、 u_g はゲート速度の平均値、 d_{cg} はゲートの水力直径である。式(2.11)にプラントル数 Pr を代入すると次に様になる。

$$\text{Nu} = 7 + 0.0017\text{Re}^{0.8} \quad (2.14)$$

すなわち，ヌセルト数 Nu はレイノルズ数 Re のみの関数で表される．また，ヌセルト数 Nu は熱伝導率 λ と熱伝達率 h の比で表すことができる．

$$\text{Nu} = \frac{hd}{\lambda} \quad (2.15)$$

ここで熱伝導率 λ を一定とみなし，式(2.14)に式(2.15)を代入するとレイノルズ数 Re と熱伝達率 h の関係式を得る．

$$h = 5.4 \times 10^4 + 13\text{Re}^{0.8} \quad (2.15)$$

式(2.15)はレイノルズ数 Re の増加に伴い熱伝達率 h も増加することを表している．言い換えれば，射出速度が増加することで溶湯と壁面間の熱移動量も増加し，急冷速度を大きくすることがわかる．以上のことから，射出速度の増加に伴う熱移動量によって，凝固組織が緻密化され引張強度と表面硬度を向上させるに至った．

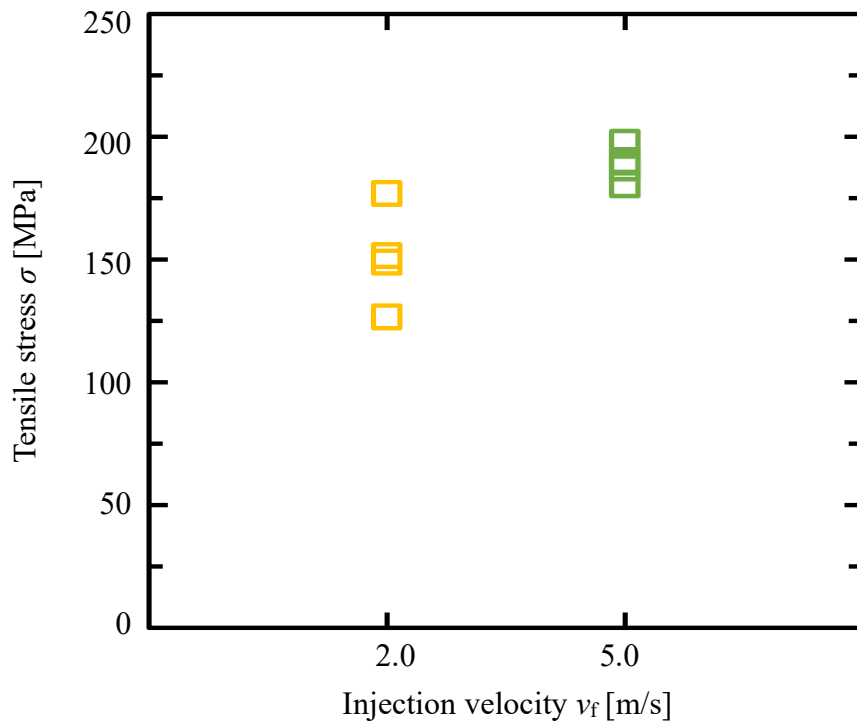


Fig. 2.29 Relationship between casting condition and tensile stress in 4mm⁽⁵⁰⁾

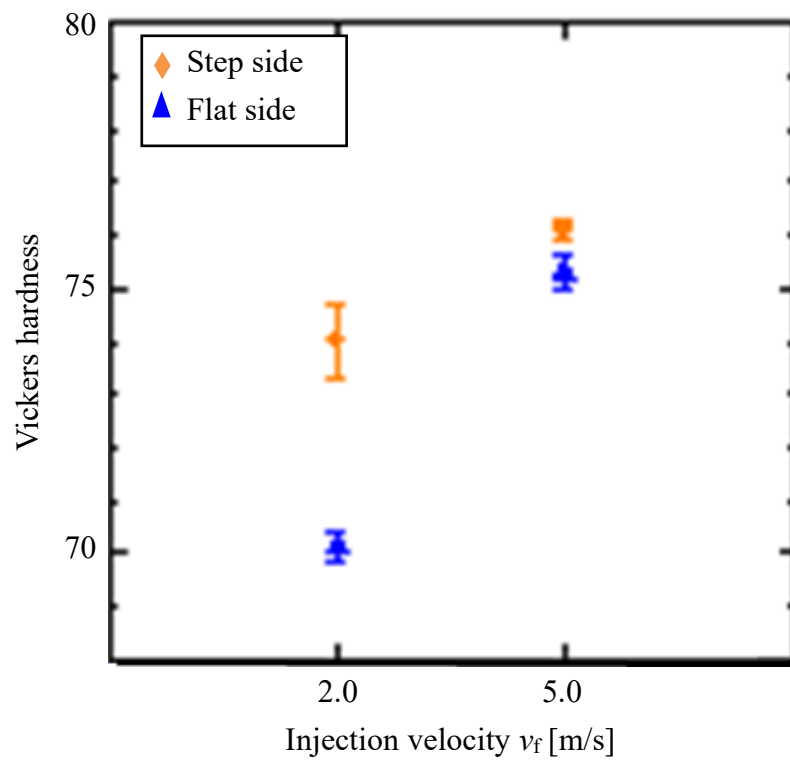
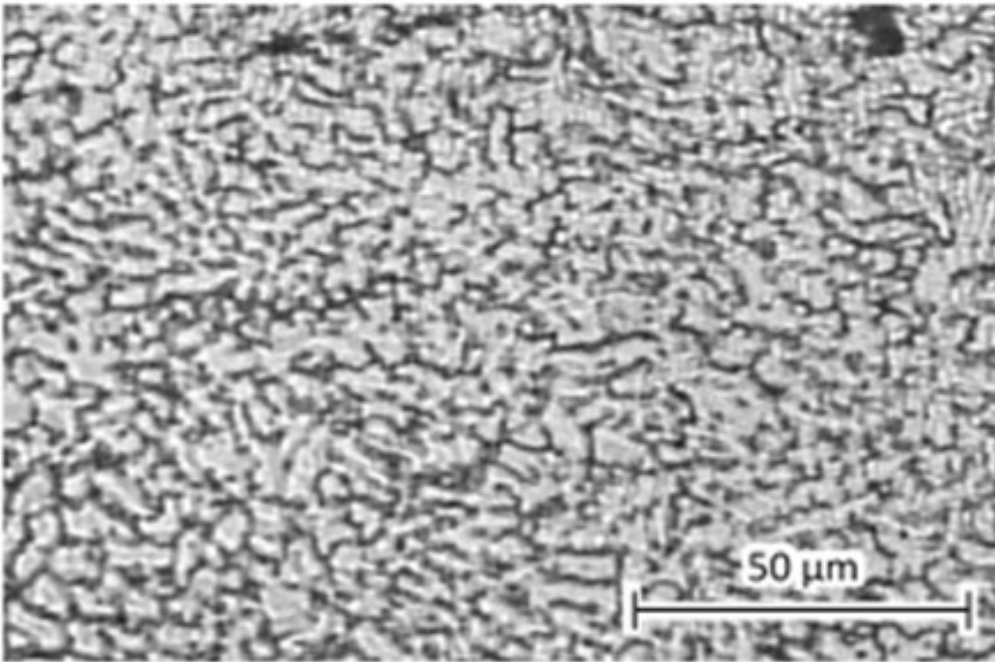
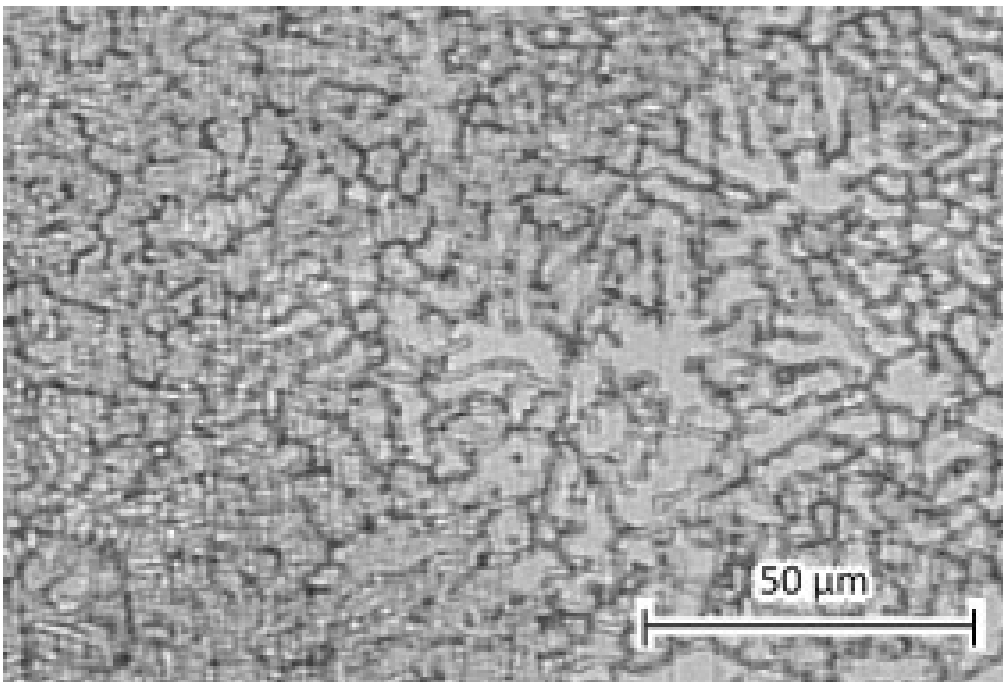


Fig. 2.30 Relationship between casting condition and Vickers hardness in 4 mm⁽⁵⁰⁾

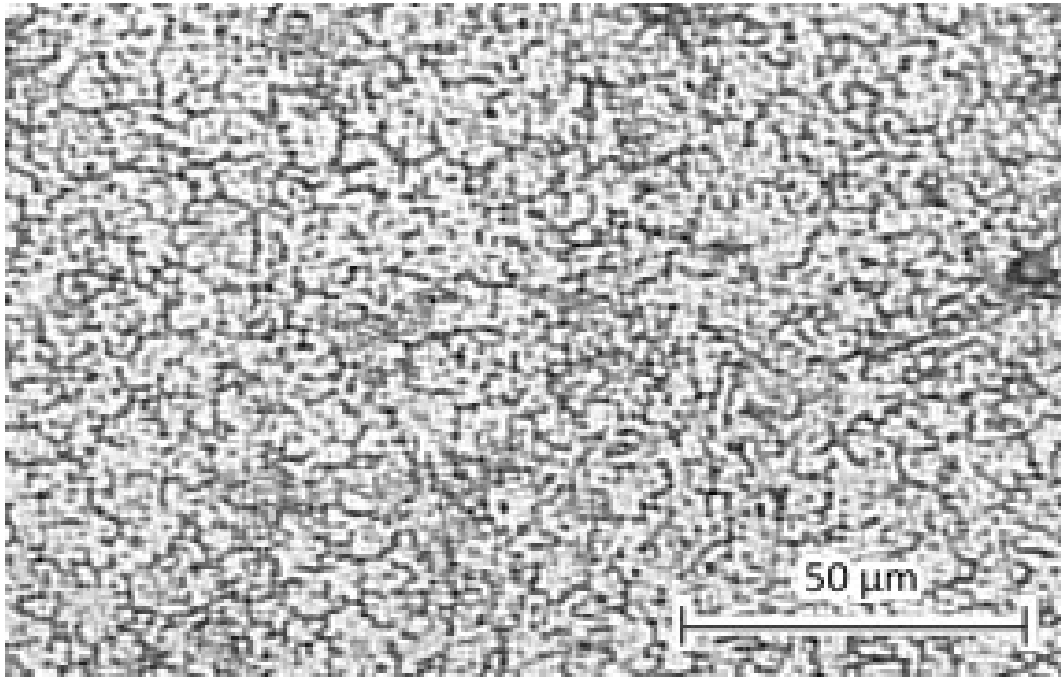


(a) Microstructure of step side

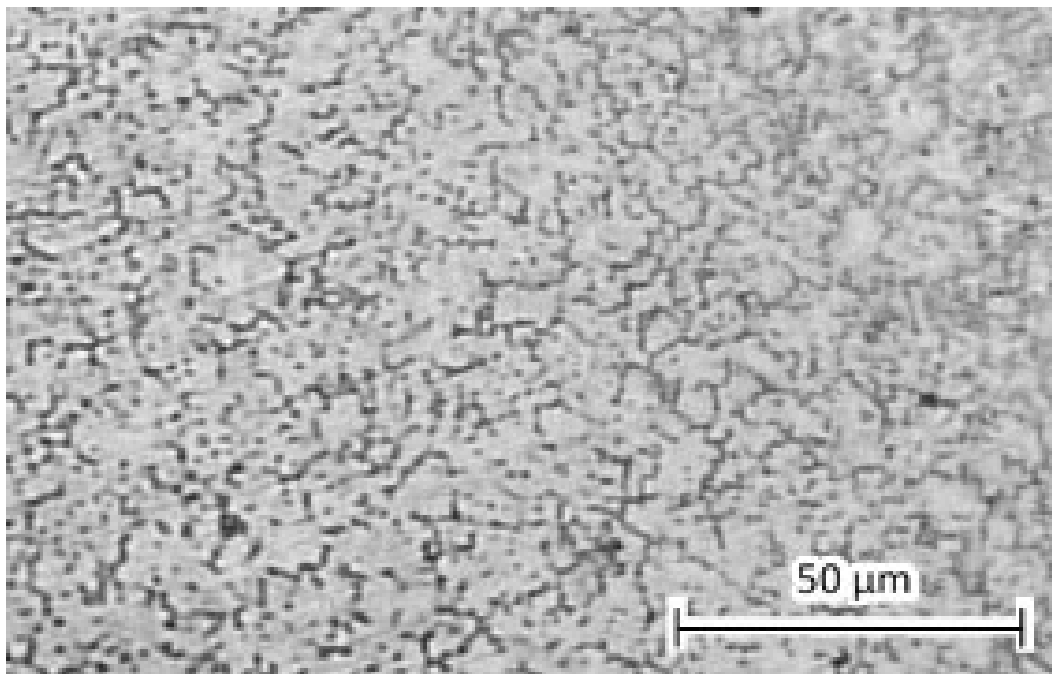


(b) Microstructure of flat side

Fig. 2.31 Surface microstructure in the injection velocity of 2.0 m/s on 4mm thickness⁽⁵⁰⁾



(a) Microstructure of step side



(b) Microstructure of flat side

Fig. 2.32 Surface microstructure in the injection velocity of 5.0 m/s on 4mm thickness⁽⁵⁰⁾

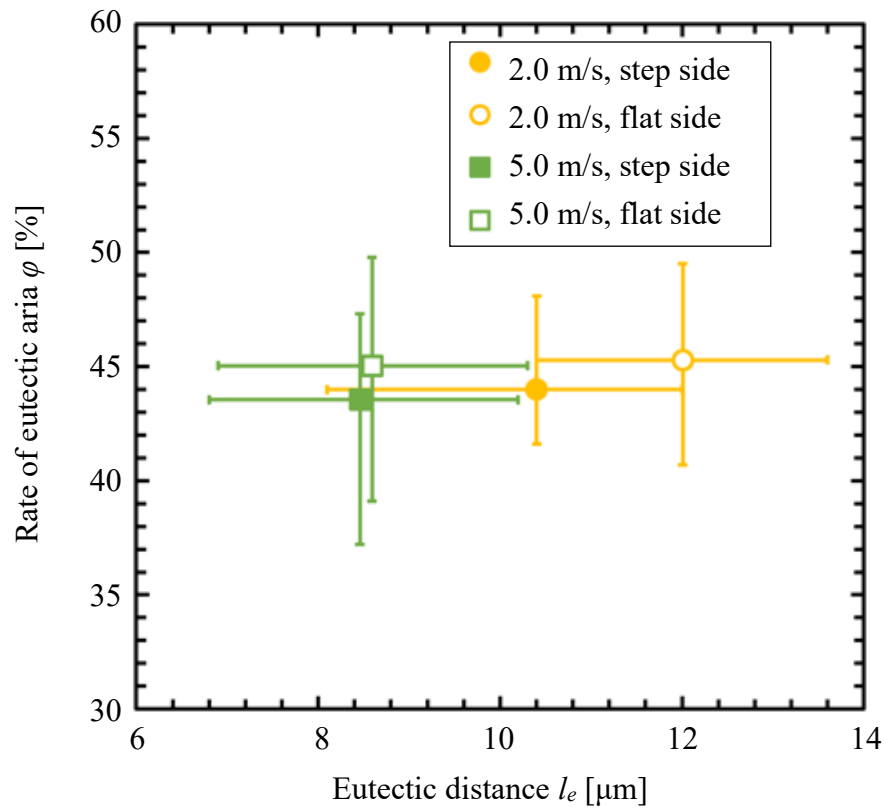


Fig. 2.33 Relationship between the eutectic distance l_e and the rate of eutectic aria ϕ for the plate thickness of 4 mm⁽⁵¹⁾

2.5 結 言

本章では，マグネシウム合金における湯流れ特性を明らかにするために，ゲート厚みと湯流れの関係，および射出速度が及ぼす引張強度と表面硬度の関係を報告した．主要な結論を以下に示す．

1. ゲート厚を変化させたシミュレーションからゲート速度と空気巻き込み量はゲート厚みに比例する．
2. 引張試験において，同様な破断位置であってもポロシティ密度が引張強さと伸びに影響することがわかった．
3. 射出速度の増加に伴い，凝固組織が緻密になり，引張強度と表面硬度が向上することを明らかにした．

第3章 射出スリーブとランナーにおける溶湯温度低下の実験的 および理論的検討

3.1 緒言

前章では、マグネシウム合金の MRI153RE においてもダイカストで一般的に提唱されている事象に概ね当てはまることが確認できた。すなわち、溶湯をキャビティへ流入する際に、ゲート速度が大きいとガス巻き込みが増加し、一方でゲート速度が小さいと生産性の低下や湯回りの悪化を引き起こす⁽⁶⁾。また、射出速度が大きい場合、充填および冷却時間が短いため微細な凝固組織となり、引張強度と表面硬度が向上した。以上のことから、射出速度と冷却速度には明確な相関が見て取れた。しかしながら、冷却の影響は射出速度にとどまらず、金型、スリーブや空気など至る所から影響を受け、溶湯が接触した瞬間から温度低下が始まり、一部凝固による流動の妨げとなる。このことはダイカスト業界において広く認識されてはいるが、マグネシウム合金は実用性や実現性に問題を抱えているため生産活動は非常に限られている。比熱が小さく凝固しやすいため断面積の小さいゲートではすぐに固まり流れがせき止められてしまう。一方でゲート断面積を広く取れば充填完了前に凝固が始まってしまう。このことは上記した通常のダイカスト問題よりも深刻で、マグネシウム合金ダイカストは難しいことがわかる。すなわち従来のダイカスト方式では対応できないことを示唆しており、新しい生産方法や考え方の提案が必要である。

本章では、ダイカスト射出工程における溶湯の温度低下の要因を詳細に把握するために、スリーブおよびランナー温度の直接計測と、そのシミュレーション方法を検討した。

3.2 射出スリーブとランナーの温度計測実験

3.2.1 実験方法

Figure 3.1 に温度計測の概要を示す。温度計測ポイントは注湯口とスリーブ外周 2 箇所、ランナー部である。各部の温度計測には K 型熱電対の素線を超小型スポット溶接装置（マイウエルダー、KTH-MWS、近藤生産技術所）で電着させたものを用いた。ランナー部の計測には Fig. 3.2 に示すようなランナー温度センサーを用いた。これは K 型熱電対の素線をアルミニウム製ホルダーに通し、ボルトで固定したものである。これを熱電対先端が下を向くようにランナー部の押し出しピン穴に挿入した。Table 3.1 に試験条件を示す。本試験で用いる材質はアルミニウム合金 ADC12 である。鋳込み重

量は 1.16 kg, 炉内温度は 670 °C, プランジャー送り速度は 0.2 m/s, 金型とスリーブの材質は SKD61 とした. 計測時は, ラドルによる注湯 1.15 s で, 射出待ち 2.70 s を経たのち, プランジャーを駆動させた.

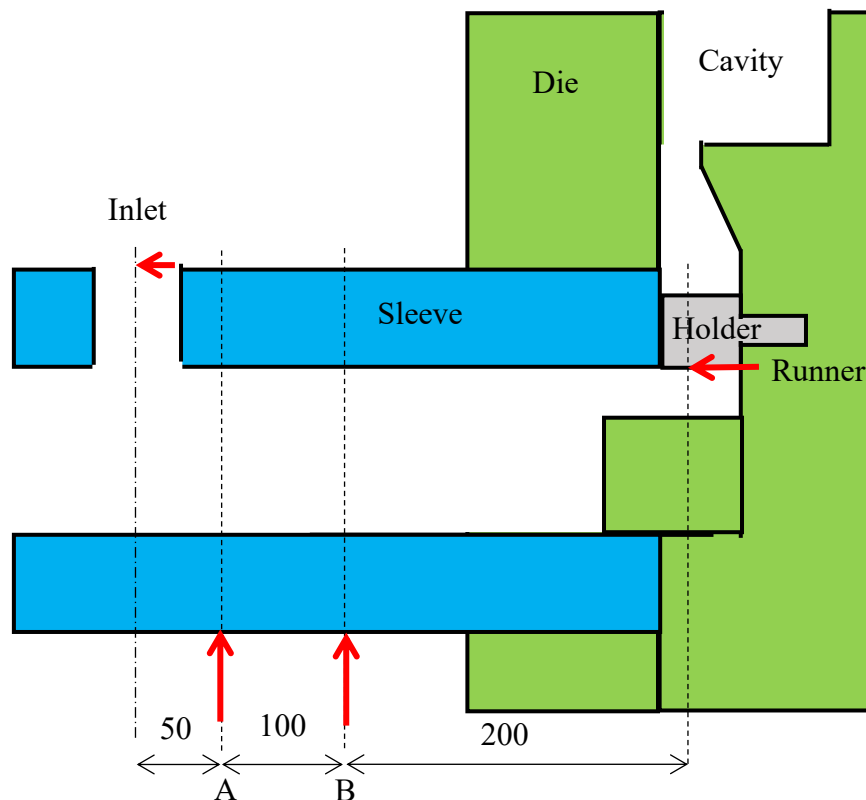


Fig. 3.1 Schematic diagram of measuring temperature points (arrow tip)

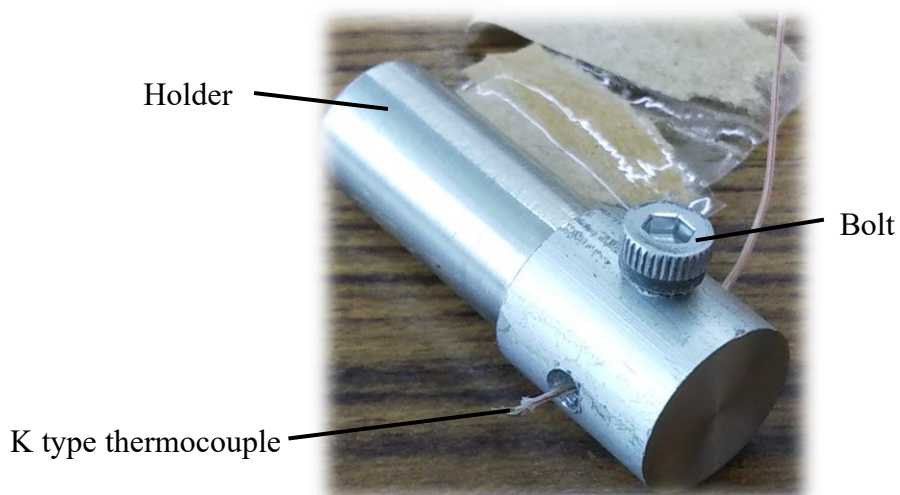


Fig. 3.2 Runner temperature sensor

Table 3.1 Casting conditions

Method	High-pressure die casting (HPDC)
Machine	Ds-350EX (Toyo Machinery & Metal Co., Ltd.)
Material	ADC12
Die & sleeve material	SKD61
Weight m [kg]	1.16
Injection velocity v [m/s]	0.2
Casting pressure P [MPa]	70
Pouring temperature T_p [°C]	670
Die Temperature T_d [°C]	100
Pouring time t_p [s]	1.15
Waiting time t_w [s]	2.70

3.2.2 ランナー温度センサーに関する検討

細い脆弱な熱電対素線で構成されているランナー温度センサーは、速い溶湯の流れによってホルダー側に傾いてしまうことが予想される。センサーについて懸念される事項は、Fig. 3.3 に示すように熱電対が溶湯温度を正確に計測できているかということである。この時、熱電対素線がホルダーに完全に接触していた場合、溶湯温度を正確に計測できているとは言い難い。また、接触しておらずとも金型と同等の温度であるホルダーによる溶湯への冷却の影響が懸念される。熱電対素線の傾きを確認することでランナー温度を正確に測れているか確認する必要がある。

ランナー温度センサーの熱電対素線とホルダーの距離や傾きを計測するために X 線計測を行った。Figure 3.4 にセンサー周囲の透過画像を示す。同図よりサンプル 1 ではホルダーから熱電対素線の先端まで 3.6 mm 離れており、またサンプル 2 では 2.8 mm 離れていることを確認した。サンプル 1 の熱電対素線はまっすぐ伸びており、サンプル 2 の熱電対素線は右に傾いているもののホルダーには接触しておらず、終始溶湯温度を計測できていることを確認した。

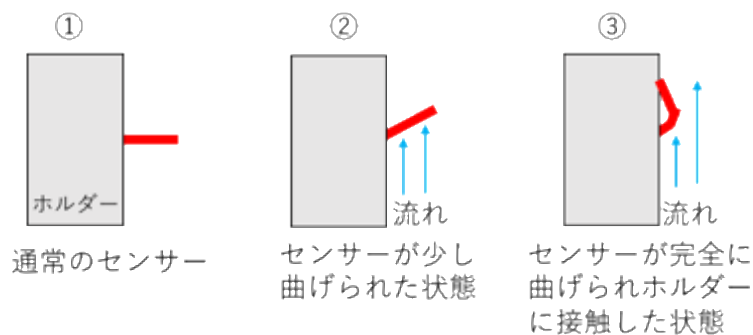


Fig. 3.3 Sensor condition

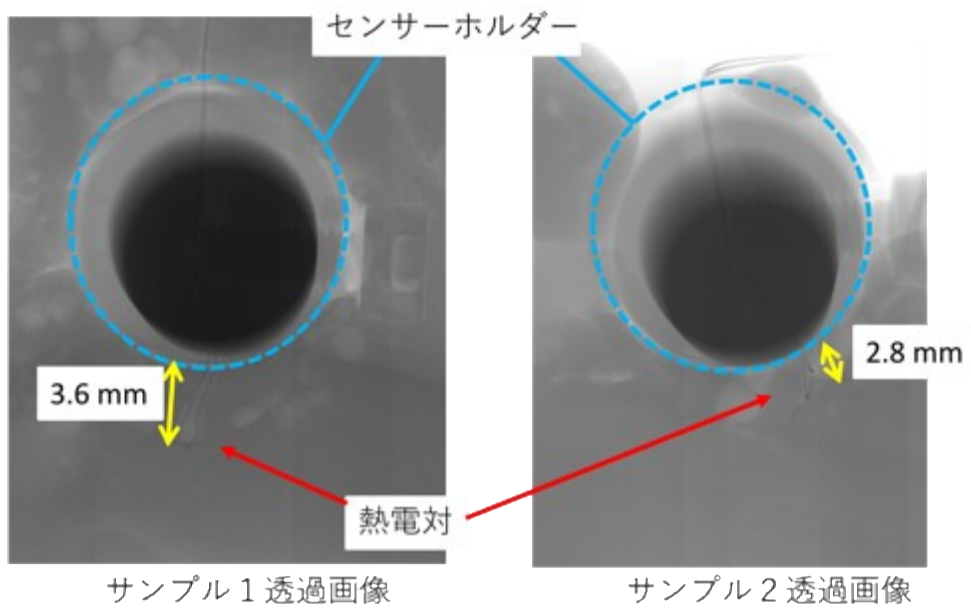


Fig. 3.4 X-ray transmission image of runner temperature sensor

3.2.3 実験結果

Figure 3.5 に射出時の温度変化曲線を示す。各部の温度変化から、ダイカストマシンの駆動タイミングが読み取れる。まず、2 s 付近のランナー部で温度が瞬間的な増減が見てとれる。これは、型が開いていた状態から型を閉じるときに、型の合わせ面における隙間流れによってランナーの空気温度が低減したためである。型閉じ完了後には速やかに温度が回復した様子がわかる。また、注湯口温度は型閉じと同時に上昇傾向になる。型が閉じられることでスリーブ内空気が暖められるためである。次に、14 s 付近にて注湯口の温度が急激な上昇を示しており、スリーブへの注湯が行われたことがわかる。その後、注湯口温度は直ちに一定の冷却速度に移行することが見てとれる。これは、注湯口熱電対に付着した溶湯が自然冷却していることを表している。この時、ランナー部の温度も上昇している。これはスリーブ内へ注湯されたことで、内部の空気温度が上昇したためである。ランナー部温度は、プランジャーの移動と共に十分に熱せられたスリーブ内空気が送られ、さらに、溶湯がランナー部に達することで急激な上昇を示した。プランジャー移動の終了後、ランナー部温度は注湯口と同様に溶湯の自然冷却を示した。

上で述べたように、注湯口温度とランナー部温度は同様な冷却曲線を描く。これは、Fig. 3.6 に示す ADC12 の温度—固相率線図から説明がつく。液相線温度より高い温度域では液体であり、一定の冷却速度となる。固液共存領域では温度—固相率線図に従い、固相線温度を下回ると完全な固体となり再び一定の冷却速度となった。なお、ランナーは射出終了後から温度の増減が激しくなっている。これは、ランナー通過後の溶湯が激しく暴れ、溶湯温度と空気温度を交互に計測しているためだと考えられる。

ランナー部の温度は炉内温度や注湯温度に比べて著しい低下を示している。特に炉内温度から 100°C 低下しており、液相線温度と近傍である溶湯は凝固が進行した状態でキャビティに流入していることが考えられる。このことは金型内の流動に対して大きな抵抗となることは想像に難くない。

さらに、スリーブ外周の温度は、A-B 間の 100 mm で継続的に約 100°C の差が見て取れた。この 100°C の温度差は Fig. 3.7 に示す通り、実験準備から本計測までの全時間で確認した。また同図より、捨て打ち時のランナーの空気温度は捨て打ちを繰り返されても約 60°C と温度上昇に乏しいことが確認された。以上のことからスリーブ温度は注湯口に近いほど温度が高く、離れるにつれて低くなることが確認できる。ここで、スリーブのランナー側を 100°C と見積もることで、スリーブ温度は約 1°C/mm の温度と距離の関係性が見てとれた。

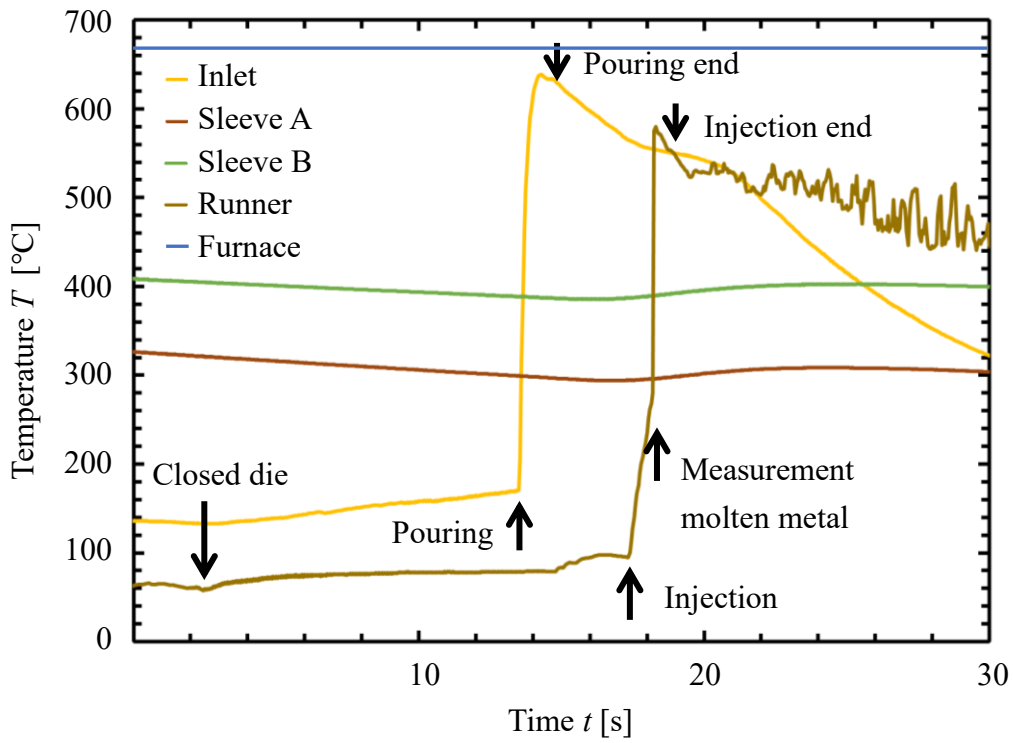


Fig. 3.5 Graph of temperature against time

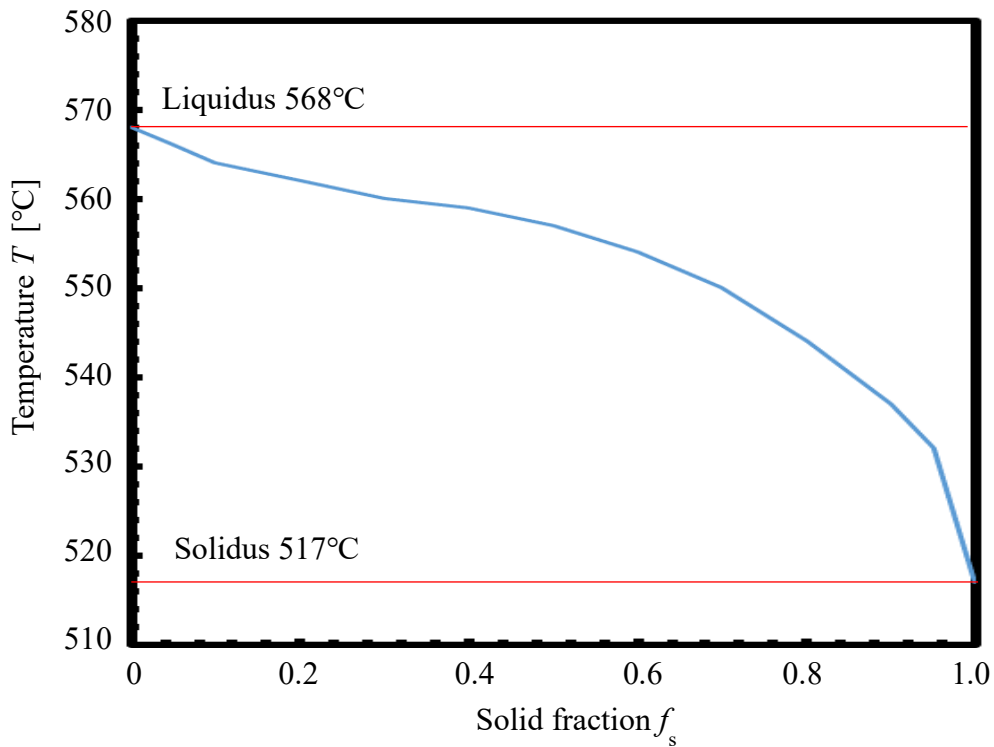


Fig. 3.6 Solid fraction vs. temperature of ADC12

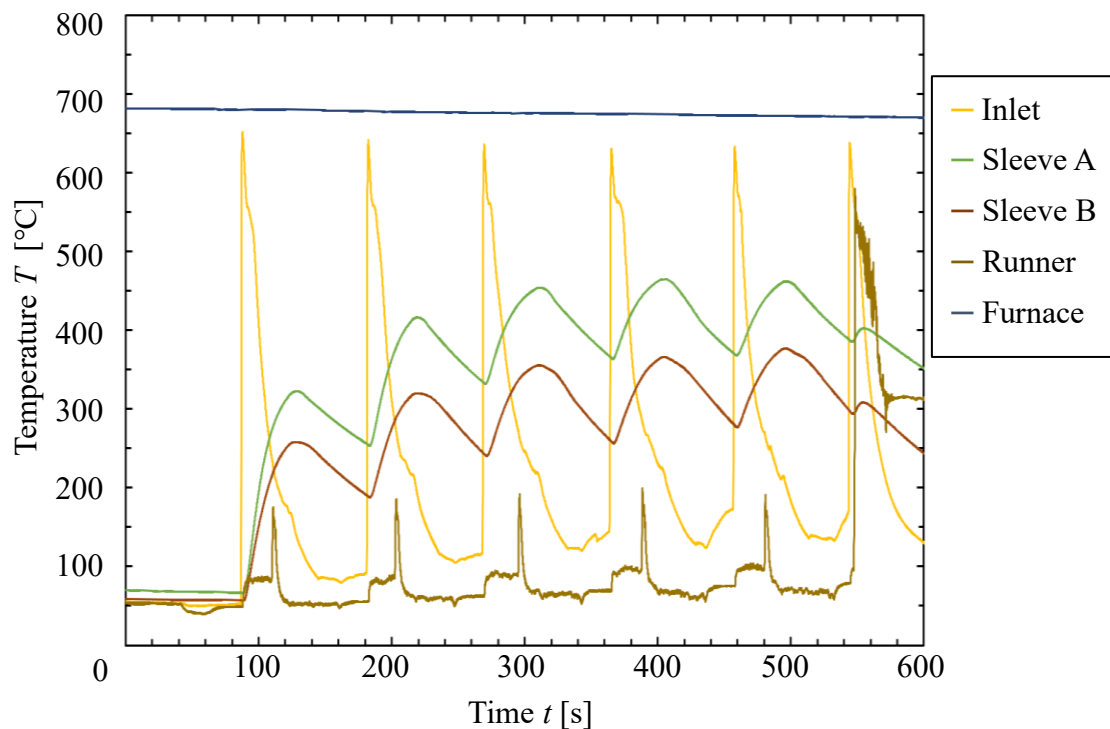


Fig. 3.7 Time vs. temperature

3.3 実験と解析の比較

3.3.1 解析方法

温度計測実験の結果をもとに湯流れシミュレーションを行い、ランナー部の温度低下の要因を検討する。Figure 3.8 にシミュレーションモデルを示す。また、Table 3.2 に解析条件を示す。各条件は実験条件と同様である。Table 3.3 に ADC12 の物性値を、Table 3.4 に溶湯、金型、空気それぞれに対する熱伝達係数を示す。湯流れシミュレーションにおける射出スリーブ温度の設定を Fig. 3.9 に示す。実験結果より $1^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ の温度と距離の関係性が示唆されたため、スリーブ初期温度分布は湯口端部から 20 mm ごとに 20°C ずつ減少させて設定した。

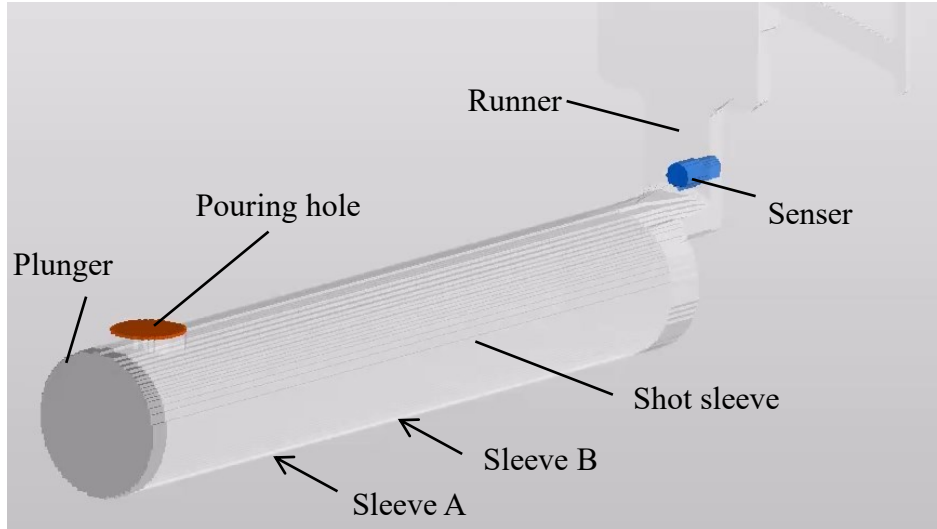


Fig. 3.8 Geometry of sleeve simulation

Table 3.2 Simulation conditions

Fluid	ADC12
Mold & sleeve	SKD61
Weight m [kg]	1.16
Injection velocity v [m/s]	0.2
Casting pressure P [MPa]	70
Pouring temperature T_p [°C]	670
Mold temperature T_d [°C]	100
Sleeve temperature T_s [°C]	120-400
Pouring time t_p [s]	1.15
Waiting time t_w [s]	2.70
Mesh size l [mm]	1.0

Table 3.3 Material properties (ADC12)

Density ρ_{Al} [kg/m ³]	2483
Specific heat c_{pAl} [kJ/(kg•°C)]	1.184
Thermal conductivity λ_{Al} [W/(m•°C)]	71.175
Latent Heat L_{Al} [kJ/kg]	489.10
Kinematic viscosity ν_{Al} [m ² /s]	0.604×10^{-6}
Liquidus temperature T_{lAl} [°C]	568
Solidus temperature T_{sAl} [°C]	517

Table 3.4 Heat transfer coefficient [$\text{W}/\text{m}^2\text{°C}$]

ADC12-SKD61 $h_{\text{Al-m}}$	8372.20
ADC12-air $h_{\text{Al-air}}$	20.93
SKD61-air $h_{\text{m-air}}$	20.93

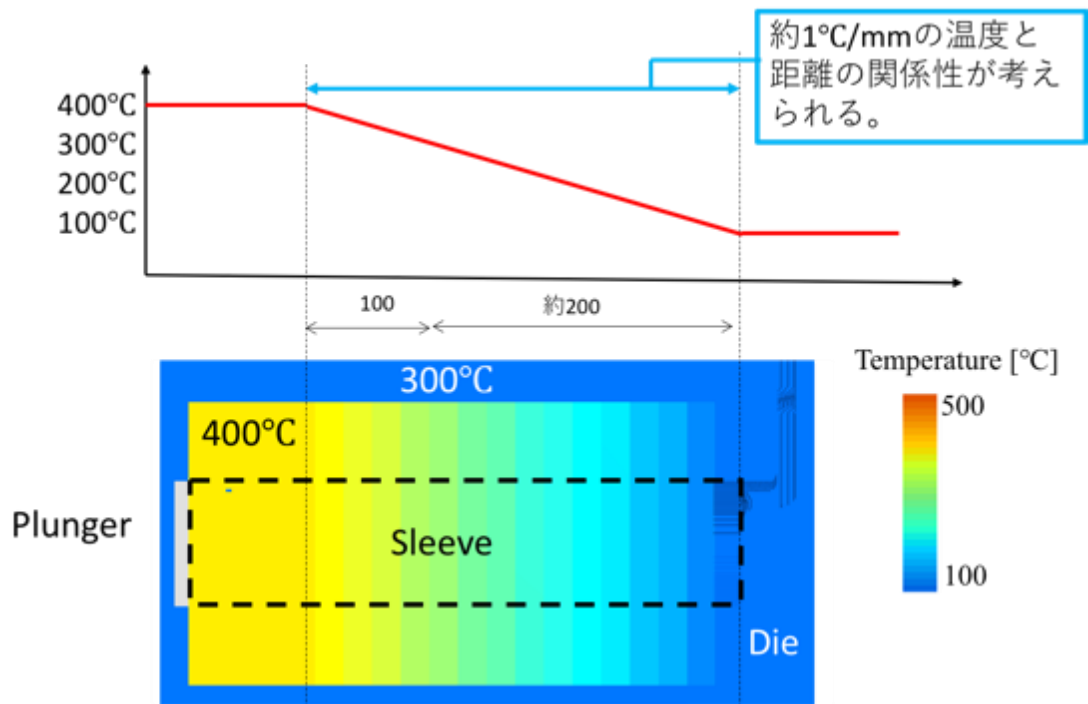


Fig. 3.9 Setting sleeve temperature

3.3.2 スリーブ周辺要素の検討

スリーブ外周温度のシミュレーションが実験値と合うか検討した。初期温度がスリーブ全長で一定である第1捨て打ちの条件で計算を行った。Figure 3.10 にシミュレーションの温度計測点を示す。温度計測点は注湯口の Inlet, 注湯口から 50 mm の A, その他 B~D は A より金型側へ 100 mm 間隔で設定した。本シミュレーションは注湯後に射出を行わず、射出待ち状態を設定することでスリーブ温度が実験値の様に变化するか検討した。注湯から射出待ちまでの溶湯の流動を考慮できるが、固相による流動停止などの溶湯の熱物性変化は考慮していない。Figure 3.11 にシミュレーションによって得られた温度変化曲線と実験値との比較を示す。シミュレーションにおけるスリーブ外周の温度は実験値よりも低く、また上昇量も小さく算出された。これはシミュレーション上のスリーブ外周の要素を金型要素で設定しており、熱の移動が容易に行われるためである。スリーブ外周が空気に接している方が断熱効果を得ることで温度を保ちやすくなると考えた。Figure 3.12 にスリーブ周辺を空気要素とする概要を、Table 3.5 に空気の物性値を示す。ただし、各物性値は 1 atm, 0°Cのときの値である。スリーブ周辺は空気要素を任意に配置することで、これまでの金型要素で覆われた設定と比べて実際に近い条件で計算できる。空気要素は完全停止状態とした。Figure 3.13 にスリーブ周辺に空気要素を設定したシミュレーション結果と実験結果の比較を示す。シミュレーションにおけるスリーブ外周 A と B の温度は実験値 A および B の中間的な上昇傾向を示している。スリーブ周辺に空気要素を配置したことで実験値に近づくことが確認できた。温度上昇の最大値もほとんど相違がないことを確認した。

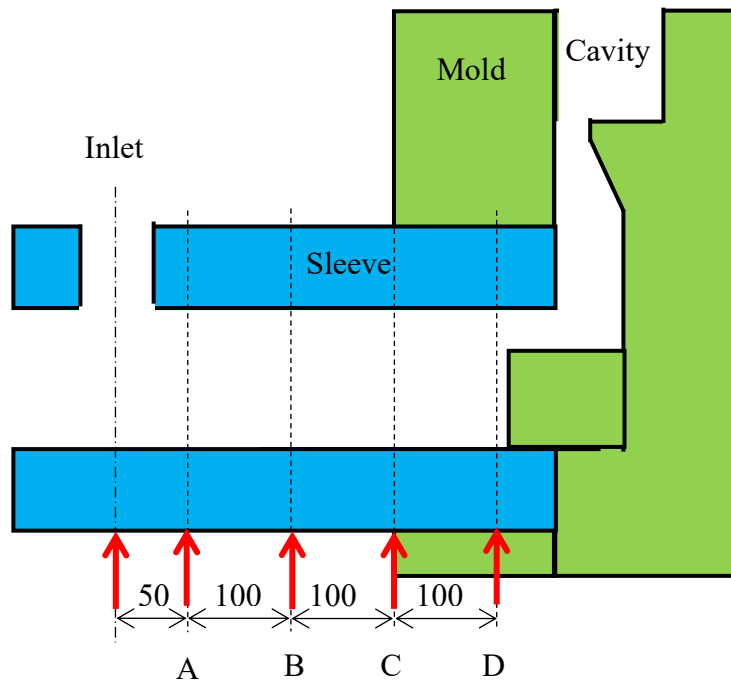


Fig. 3.10 Schematic diagram of temperature measurement points on sleeve outside wall (arrow tips)

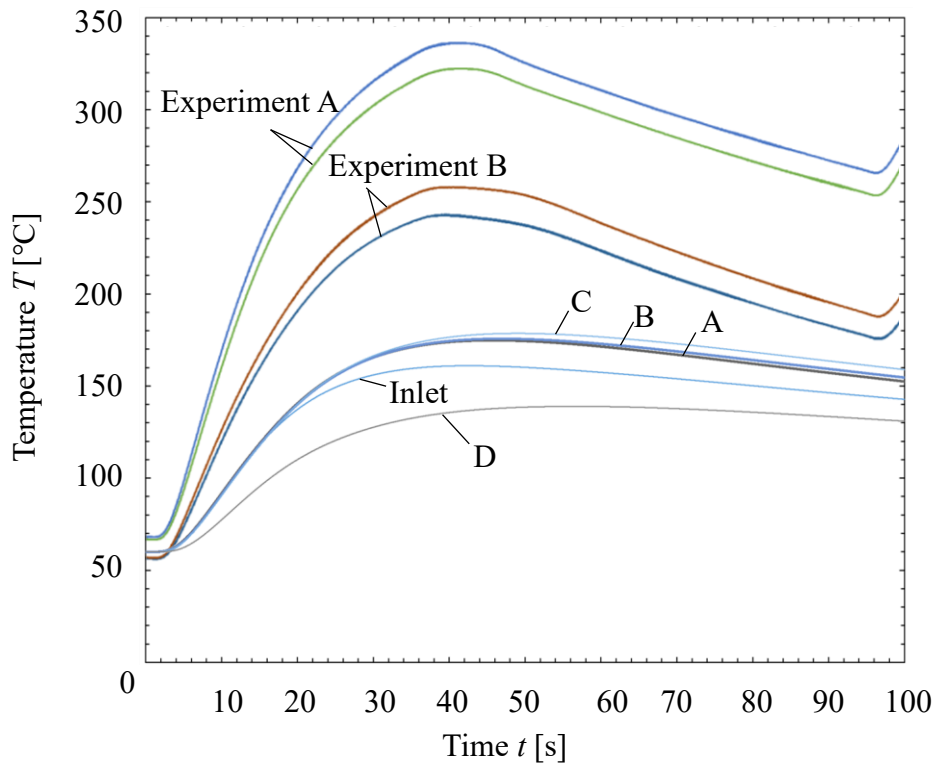


Fig. 3.11 Sleeve outside wall temperature

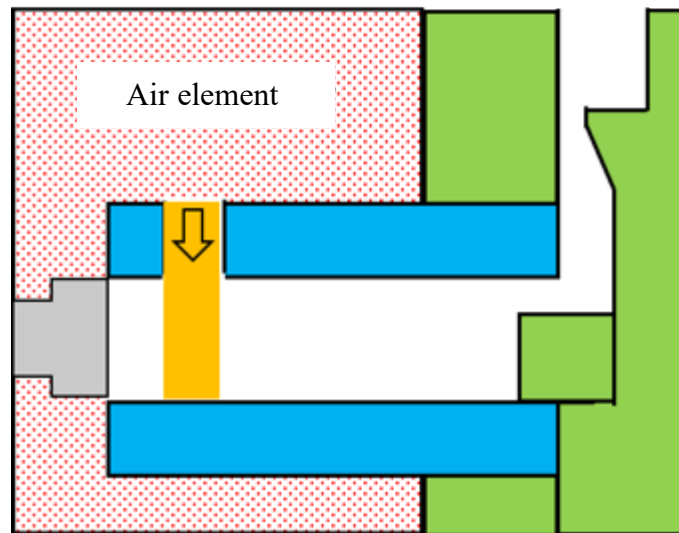


Fig. 3.12 Setting air of sleeve outside

Table 3.5 Air properties

Density ρ_{AI} [kg/m^3]	1.161
Specific heat c_{pAI} [$\text{kJ}/(\text{kg}\cdot^\circ\text{C})$]	1.000
Thermal conductivity λ_{AI} [$\text{W}/(\text{m}\cdot^\circ\text{C})$]	0.0256
Initial temperature T_{air} [$^\circ\text{C}$]	60

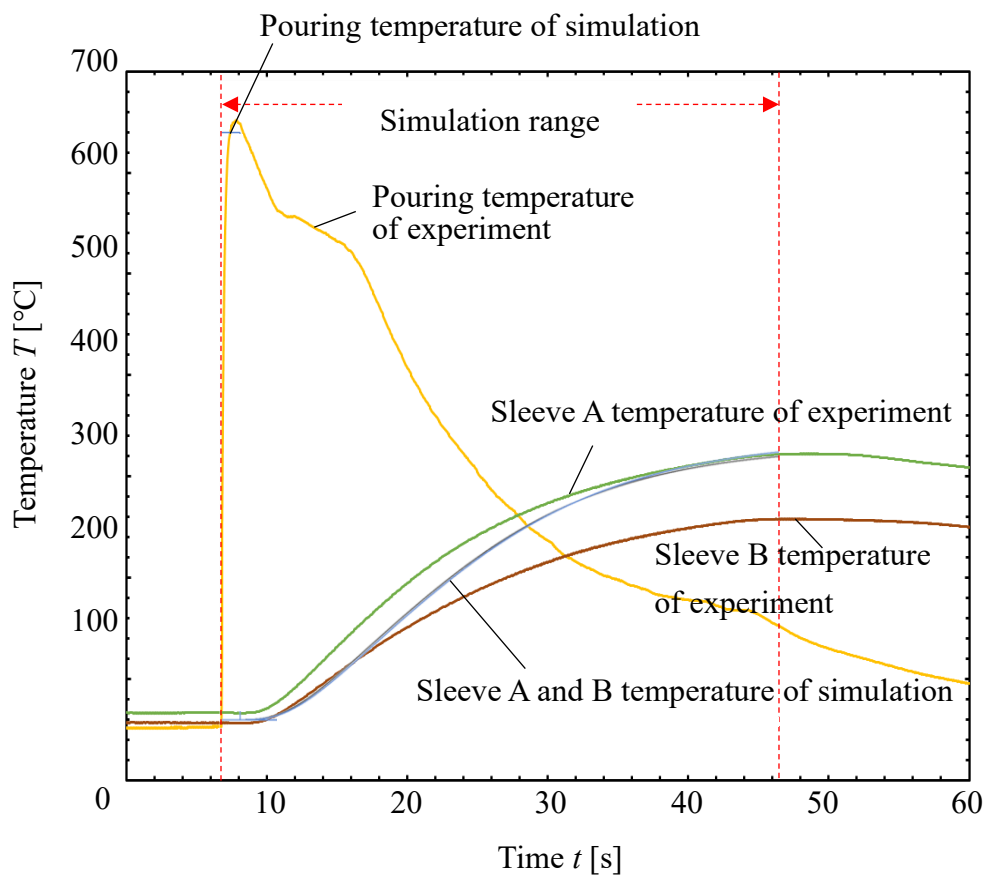


Fig. 3.13 Comparison between simulation and experimental results

3.3.3 射出スリーブ内の溶湯温度変化のシミュレーションと実験結果との比較

Figure 3.14 にスリーブ内温度変化の実験とシミュレーションの比較を示す。同図内の実線は実験結果を、破線はシミュレーション結果を示す。また、赤線は注湯温度を、緑線はスリーブ外周 A の温度を、青線はスリーブ外周 B の温度を、黄色線はランナー温度を表している。同図より注湯温度とスリーブ温度、およびスリーブ周辺の空気要素を合わせることでランナー温度を精度良く計算できることを確認した。さらに、ランナー温度低下の要因を明らかにするためにスリーブ内容湯の温度変化を確認した。

Figure 3.15 にスリーブ内容湯の温度分布を示す。各図はスリーブ中心の断面を示しており、カラーバーは 500～600℃を表している。同図(a)において、0.600 s では 640℃で注湯された溶湯はランナー側のスリーブ端部にまで到達している。同図(b)の注湯終了時 1.297 s において注湯口側の温度は 625～630℃と 10～15℃温度低下していることが見て取れる。一方で、ランナー側では 570～580℃と 60～70℃も温度低下しており、液相線温度に近づいていることが見て取れる。さらに同図(c)のプランジャー移動開始時 3.347 s では、スリーブ全長に渡り溶湯温度は 563～565℃となり液相線温度を下回っている。その後同図(d)のプランジャー移動終了時 4.697 s では、スリーブおよびランナーの溶湯温度は 562～564℃とプランジャー移動中に溶湯温度が低下しないことを確認した。以上のことから、ランナー到達前の溶湯はスリーブ内注湯からプランジャー移動前までの間に著しい温度低下を引き起こすことが明らかになった。キャビティ流入前に液相線温度を下回り、凝固が進行しながら流れることで流動抵抗が増加し湯流れ性が悪化することは容易に想像できる。このことは、アルミニウム合金に比べて液相線温度の高いマグネシウム合金において、よりスリーブ内で著しい凝固の進行が起ると考えられる。

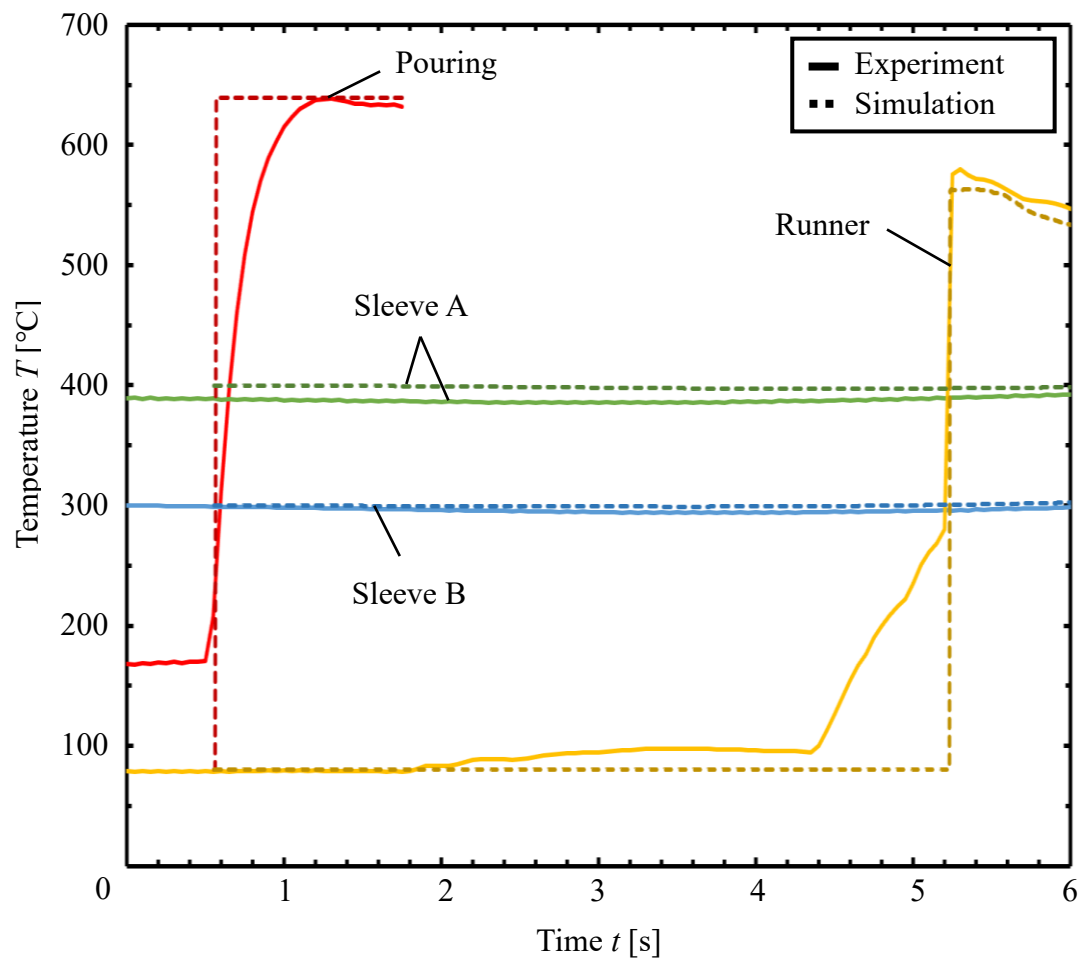


Fig. 3.14 Time vs. temperature graph of experiment and simulation

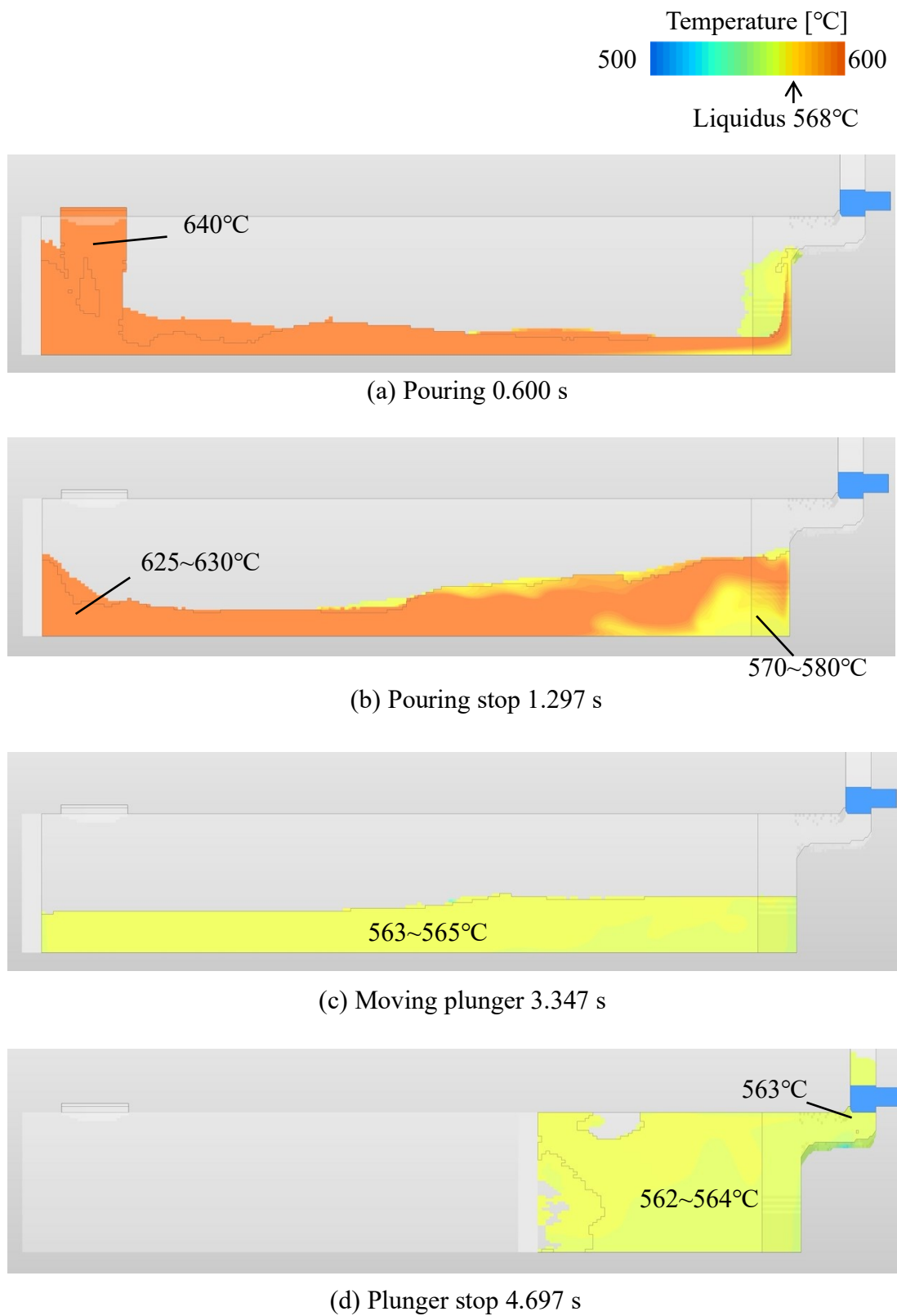


Fig. 3.15 Temperature distribution of molten metal in sleeve

3.4 結 言

本章では，ダイカスト射出工程における溶湯の温度低下の要因を詳細に把握するために，射出スリーブおよびランナー温度の直接計測と，そのシミュレーション方法を検討した．得られた知見を以下に示す．

1. 溶解炉温度とランナー温度間で 100°C 低下することを実験的に確認した．
2. 射出スリーブ全長に渡り 1°C/mm の温度勾配があることを実験的に確認した．
3. 射出スリーブ内における溶湯の温度変化を実験的及び理論的に明らかにした．金型各部温度変化とマシン駆動の関係を確認した．

第4章 スリーブ加熱方式を用いた溶湯温度低下の抑制と引張強度および表面硬度の向上

4.1 緒言

これまでに、マグネシウム合金の引張強度と表面硬度を向上させることを目的に、射出速度と引張強度と表面硬度および凝固組織の関係性^{(50), (51)}を報告した。射出速度が大きい場合、充填および冷却時間が短いため微細な凝固組織となり、引張強度と表面硬度が向上することを明らかにした。射出速度と冷却速度には明確な相関が見取れた。また前章では、ダイカスト射出工程中の温度低下において、射出スリーブ内の注湯からプランジャー移動までに著しい温度低下が発生することを明らかにした。溶湯が射出スリーブ壁面に接触した瞬間から温度低下が始まり、一部凝固による流動の妨げとなる。溶湯温度を制御することで铸造性が向上することは想像に難くない。

ダイカストにおける熱の影響は、金型やスリーブと溶湯の接触が主である。接触した瞬間から溶湯の温度低下が始まり、一部凝固による流動の妨げとなる⁽⁶⁷⁾。熱を制御することで铸造性が向上することは想像に難くない。熱に影響される凝固組織や材料強度の相関を知り、物理的特性を最大限発揮できる条件を見つけることが必要である。

金型の熱について作井ら^{(68), (69)}は、金型温度を変えた時のマグネシウム製ダイカスト品において、金型温度を 200°C以上にすると製品強度が向上したと報告している。スリーブの熱については、スリーブ内で溶湯温度が低下することで金型内の流動性が著しく低下すると言われている^{(70)~(72)}。野村ら⁽⁷³⁾は、スリーブ内の溶湯温度を計測し、冷却過程を追った。その結果、スリーブ充填完了時にはすでに溶湯の凝固が始まっていること報告している。このように、スリーブでの溶湯温度の低下による流動性悪化は著しいと予想される。

そこで本研究では、スリーブを加熱することで湯を保温し、温度の高い状態で金型内へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発した。スリーブ加熱方式は、薄肉製品のアルミニウム合金ダイカストで用いられているホットスリーブ法^{(74), (75)}と、半凝固ダイカストのピレットを固液共存状態に加熱する素材加熱用スリーブ^{(76), (77)}を組み合わせた新しい技術である。汎用的なコールドチャンバーダイカストマシンの射出スリーブに適用することでマグネシウム合金鋳物の安定した成形が可能になる。

以上のことから、マグネシウム合金ダイカストにおける熱の影響を解明するために、溶湯を温度の高い状態で金型へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発し、金型温度に対する引張強度と表面硬度、内部欠陥、凝固組織の関係について検討した⁽⁷⁸⁾。その結果、引張特性の向上と凝固組織の緻密化が得られ、スリーブ加熱方式の有効性が示されたので報告する。

4.2 実験方法

本試験で用いる試験片は、前章までと同様に MRI153RE で作製した階段型テストピースである。Table 4.1⁽⁷⁸⁾に casting 条件を示す。射出条件は、低速 0.2 m/s、高速 5.0 m/s の 2 段階射出とし、プランジャー速度切り替えタイミングはキャビティへの流入時とした。マグネシウム合金溶湯は溶解炉内で 680°C に加熱され、炉と一体化された自動給湯機から加熱したパイプを通じてスリーブに給湯される。金型温度は 200、250°C とし、金型内を通るパイプに温調油と冷却水を流し調節した。ゲートは前章までの結果より、平ら側から厚み 6 mm で設置した。ゲート厚み 6 mm は比較的厚いが、奪熱によるゲート閉塞を避けることが可能である。溶湯はスリーブと接触した瞬間から温度低下が始まり、一部凝固による流動の妨げとなる。また、スリーブ内壁に形成された凝固層がスリーブ摺動により剥がされ製品内部に凝固片が混入し、正常な凝固組織との間に界面が形成されてしまう。これは、破断チル層と呼ばれクラックの起点となることがある。そのため、溶湯を保温するためにスリーブの加熱を試みた。Figure 4.1⁽⁷⁸⁾に、スリーブ加熱方式を示す。Figure 4.1 (a)⁽⁷⁸⁾は従来のホットスリーブであり、スリーブにパイプなどを加熱するバンドヒータが装着されている⁽⁷⁹⁾。これは、スリーブを外から直接加熱するため効率が悪く、ヒータの当たらない面は加熱されにくいといった問題点があった。そのため、著者らはスリーブ内部、および、溶湯を加熱、保温できる方法を考案した。Figure 4.1 (b), (c)⁽⁷⁸⁾が本試験で用いたスリーブ加熱方式である。Figure 4.1 (b)⁽⁷⁸⁾はスリーブの周りにコイルを巻き、これに高周波電流を通ずることで誘導加熱する方式である。これを、高周波スリーブと呼ぶ。特徴としては、高周波加熱によってスリーブ内壁を急速に局部加熱することが可能である。Figure 4.1 (c)⁽⁷⁸⁾はスリーブ下部にシーズヒータを埋め込み直接加熱する方式である。これを、抵抗スリーブと呼ぶ。抵抗発熱体によってスリーブ内部から全体にかけて加熱する。スリーブは加熱方式によらず汎用ダイカストスリーブを用いた。また、事前実験から電力制御によりスリーブ温度が制御できることを確認した。各加熱方式によりスリーブ内壁を 430°C 相当に加熱した。

試験片は前章と同様に、階段型テストピースの板厚 4 mm をウォータジェット加工で切り出した。試験片はそれぞれの casting 条件で 20 枚用いた。本試験片を用いて引張試験前後における内部欠陥計測を X 線 CT 装置（ニコンソリューションズ製，XT H 225）で行った。Table 4.2⁽⁷⁸⁾に X 線 CT 計測の撮像条件を示す。撮像には前章と同様に、固定ジグを用いた。計測箇所は引張試験片の平行部であり、試料を通る X 線の透過量を均一にするために試験片を厚み方向に 4 枚重ねて撮影した。また、解析工程で測定物を簡便に分割できるように 6 mm と 9 mm の発泡スチロールのスペーサを試験片間に挟んだ。撮影対象をスペーサ含め底面 20 mm × 43 mm の角柱とみなし、ディテクタサイズ

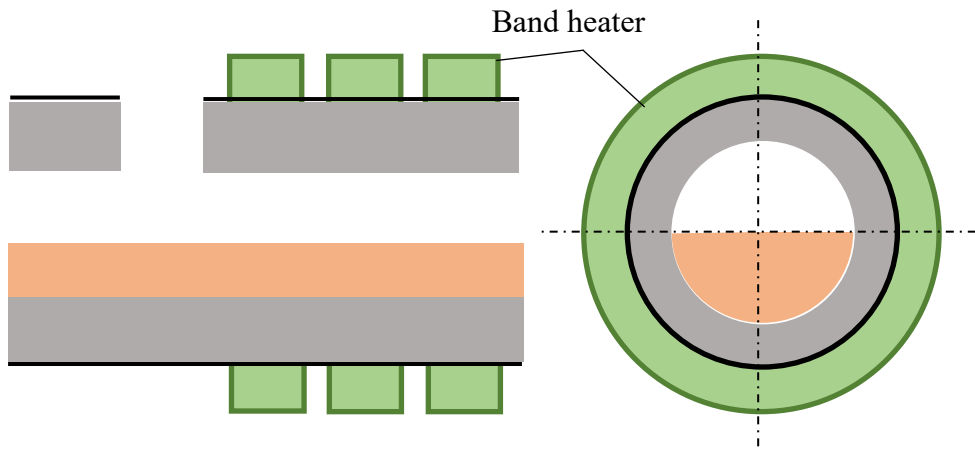
2000 pix × 2000 pix の関係から撮影倍率を 8.14 dpi に決定した。この時、検出可能な最小欠陥直径は約 0.03 mm となった。CT 再構築は CT Pro (Nikon) を用いた。撮影像には金属アーチファクトが顕著に見て取れたため、ビームハードニング処理を施した。ポロシティの計測は CT 解析ソフトウェア (Volume Graphics, VG Studio MAX 3.1) を用いた。欠陥解析では定性的に確からしい空隙のカラーヒストグラムから欠陥と見なす閾値を決定した。

引張試験には万能試験機 (島津製作所製, AG-100 kN X plus) と動ひずみ測定器 (東京測器研究所製, DC-204Ra), 動的計測ソフトウェア (東京測器研究所製, Visual LOG DC-7630 Ver. 1.4) を用いた。試験温度は室温 25°C とし, 引張速度は 1 mm/min で, サンプル周波数は 100 Hz に設定した。計測生データには電源ノイズ 50 Hz が乗ってしまうため, ローパスフィルタを 10 Hz に設定し, ノイズを取り除いた。鋳巣が引張特性に与える影響を確かめるために, 引張試験後の試験片に対して破断箇所をセロハンテープで貼り合わせ, 再び X 線 CT で内部計測を行った。

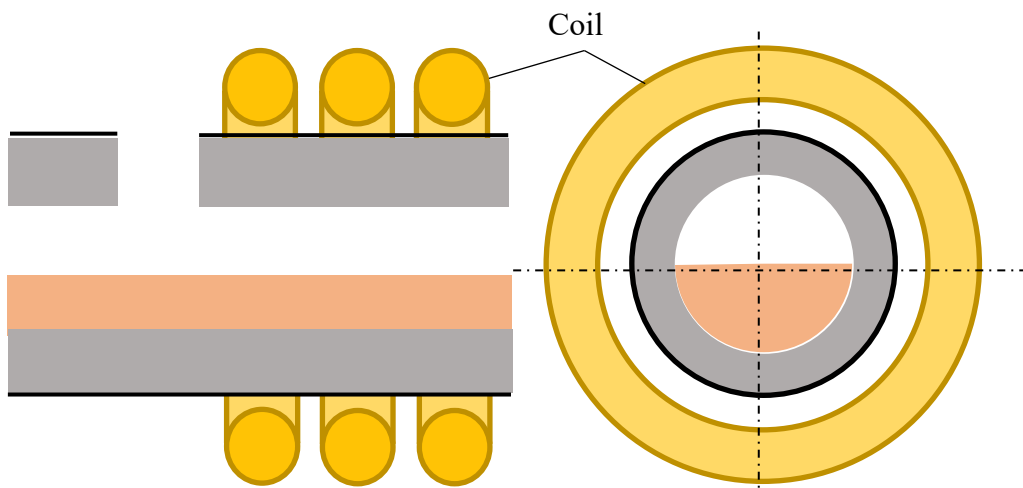
硬さは, ビッカース硬さ試験機 (明石製作所製, AVK-A) を用いて測定した。圧下荷重は 50 N, 圧下時間は 15 s に設定し, 測定点は任意に 9 点とり, 最大値と最小値を除いた 7 点を測定値とした。凝固組織観察では観察面を #150, #500, #800, #2000 の順でやすり研磨, およびバフ研磨を行った。研磨面は, 白色干渉顕微鏡 (Nikon 製, BW-S507) を用いて算術平均粗さ R_a を測定し, $R_a = 1 \sim 14$ nm 程度と鏡面であることを確認している。エッチングは硝酸濃度 5% のナイトールで 30 秒間行い, 得られた腐食面を工業用顕微鏡 (Nikon 製, ECLIPSE L150) で観察した。また, 破断面, 破断面から 10 mm, 20 mm の断面をそれぞれ SEM (卓上走査型電子顕微鏡, JEOL 製, NeoScopeJCM-6000Plus) で観察し, EDS (エネルギー分散型 X 線分光法) で元素分析を行った。ただし, 破断面は破断模様を観察するために研磨および腐食等処理をせずに計測した。

Table 4.1 Casting conditions⁽⁷⁸⁾

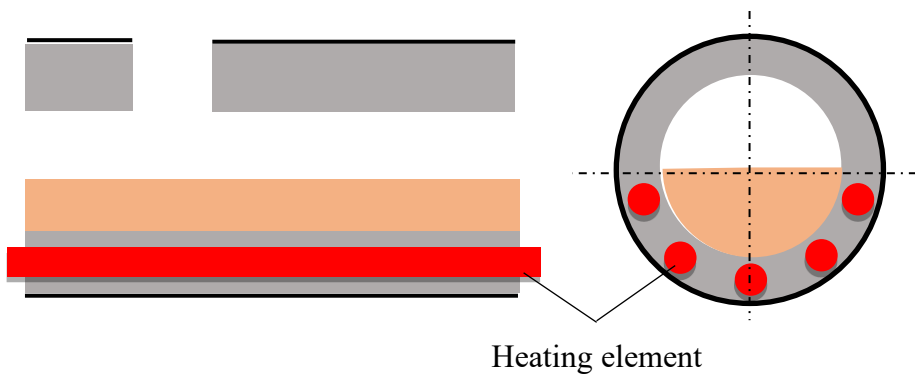
Method		High-pressure die casting (HPDC)
Machine		Ds-350EX (Toyo Machinery & Metal Co., Ltd.)
Injection velocity	Slow v_s [m/s]	0.2
	Fast v_f [m/s]	5.0
Casting pressure P_c [MPa]		70
Pouring temperature T_p [°C]		680
Die temperature T_d [°C]		200, 250
Heated sleeve systems		High-frequency induction heating, Resistive heating
Sleeve temperature T_s [°C]		430
Cavity thickness t_c [mm]		4, 8, 12, 16
Gate thickness t_g [mm]		6.0
Number N		50



(a) Hot sleeve



(b) High-frequency induction heating sleeve



(c) Resistive heating sleeve

Fig. 4.1 Heated sleeve systems⁽⁷⁸⁾

Table 4.2 X-ray CT conditions⁽⁷⁸⁾

X-ray CT equipment	XT H 225 (Nikon)
CT analysis	VG Studio MAX 3.1 (Volume Graphics)
Filament	Tungsten (W)
Voltage V_x [kV]	105
Electric current I_x [μ A]	105
Exposure time t [s]	1.0
Filter	Non-filter
Resolution l [dpi]	8.14
Number of tomograms n	2000×2
Number of samples N	35
Penetrated thickness ratio	20 mm : 43 mm

4.3 結果および考察

4.3.1 金型温度がおよぼす引張強さとポロシティ体積の関係

Figure 4.2⁽⁷⁸⁾に、高周波スリーブにおけるテストピースの引張強さと、引張試験片平行部のポロシティ体積との関係を示す。黄色いひし形のプロットが金型温度 200°Cの結果を、緑丸のプロットが 250°Cの結果をそれぞれ示している。なお、図中の破線は、過去にスリーブ加熱方式を用いずに測定した引張強さの平均値を示す⁽⁵⁰⁾。同図より、ポロシティ体積が増加することで、引張強さの減少傾向が見て取れた。また、金型温度 250°Cの方が 200°Cよりもポロシティ体積が小さく、引張強さの大きい良好な結果を示した。引張強さは内部ポロシティ量に影響され、ポロシティ量は金型温度に深く関係することがよくわかる。金型温度の低い 200°Cの場合、ポロシティ体積は約 2 mm³～11 mm³で、引張強さは約 138 MPa～199 MPa とばらつきが大きい。これに対し、金型温度の高い 250°Cの場合、ポロシティ体積は約 2 mm³以下と非常に小さく、かつ引張強さは約 194～199 MPa と高い範囲に集中していた。著者らの過去の報告⁽⁵⁰⁾と比較すると、射出条件が同一にもかかわらず引張強さが向上していることが認められ、スリーブ加熱方式の有効性が見て取れる。

引張特性を知るためには破断面観察による破壊形態の解明が必要である。Figure 4.3⁽⁷⁸⁾に金型温度 200°Cで引張強さ 165.8 MPa、および、金型温度 250°Cで引張強さ 203.8 MPa の破断面と SEM 画像を示す。引張強さの低い金型温度 200°Cの破断面は、小さな凹凸が支配的な粗い破壊模様を示している。これは SEM 観察から、凝固引けによって生じたデンドライト結晶界面と結晶粒界破壊面が見えているとわかる。一方で、引張強さの高い金型温度 250°Cの破断面は、スジ状の破壊模様を示しており、これは亀裂の進展方向を示すシェブロンパターンである。SEM 画像を見ると、主に粒界破壊が起きており、一部にはへき開面が見て取れた。

以上のことをまとめると次のことがいえる。金型温度を高くすることで、溶湯が凝固する前に十分な圧力伝搬を可能にし、巻き込み空気を圧縮できたことで、ポロシティ生成が抑制された。さらに、凝固組織の破壊機構が、粒界破壊からへき開破壊へ変化してゆき、引張強さを向上させるに至った。一方で、金型温度の低い場合は、溶湯が凝固しやすく、昇圧が良好に伝搬されなかったため、ポロシティ量の増加につながった。また、デンドライト結晶界面と結晶粒界破壊面が支配的な破壊起点となるため、引張強さの向上に伸び悩んだことが伺える。

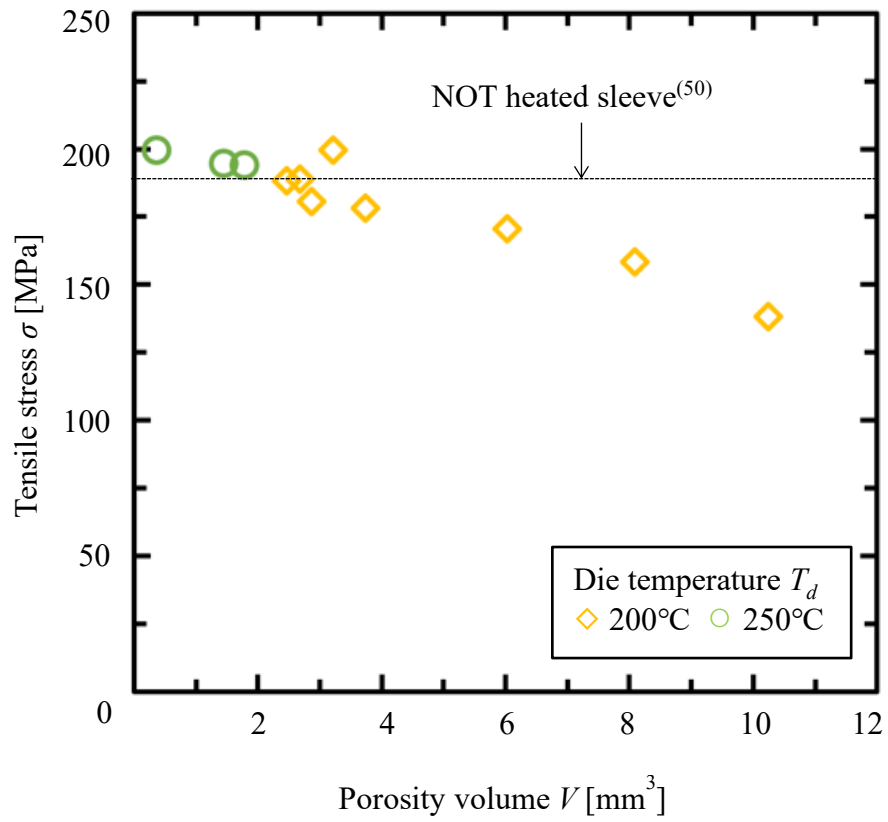


Fig. 4.2 Relationship between porosity volume and tensile stress affected by die temperature⁽⁷⁸⁾

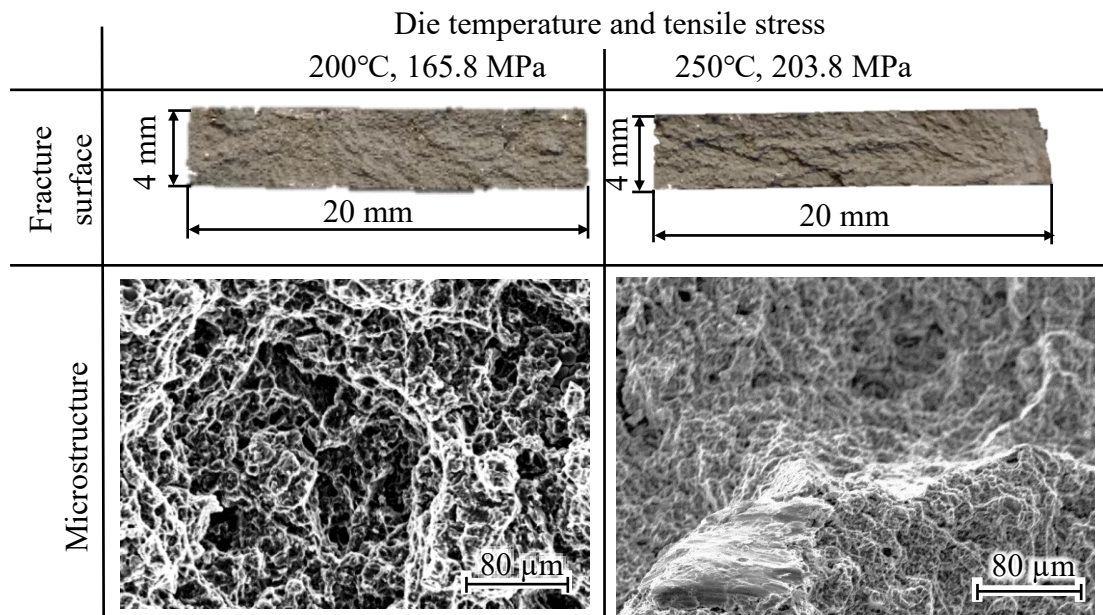


Fig. 4.3 Fracture surface and microstructure⁽⁷⁸⁾

4.3.2 引張破壊位置とその形態の性質

Figure 4.4⁽⁷⁸⁾に、ポロシティ体積のばらつきが大きい金型温度 200°Cにおける引張試験前後の試験片平行部のポロシティ体積を示す。各プロットは引張強さで色分けされている。引張試験を行ったことで全ての試験片においてポロシティ体積が増加した。このことは、ポロシティ周囲の応力集中によって部分的に破壊が起こり大きくなったことや隣り合うポロシティが結合したためであると考えられる。全ての試験片において、Fig. 4.5⁽⁷⁸⁾に示すような応力-ひずみ線図に何度か降伏現象が見て取れたことから、応力集中による部分的破壊の影響で複数の降伏が発生し、ポロシティ体積が増加したことを意味している。また、ポロシティ体積の増加量は引張強さが低下するにつれて大きくなっている。ポロシティ周囲の破壊が多いほど引張強さが低くなり、一方で、ポロシティ周囲に応力集中が起こりにくい場合に引張強さが高くなったことがわかる。

ただし、試験中最も引張強さの低い 138.2 MPa の試験片は、上記の傾向に則っておらず、ポロシティ体積の増加量が小さい。これは引張試験前のポロシティ体積が 8.68 mm³ と大きく、強度が低いためにポロシティ周囲の部分的な破壊が十分起こらずして破断したものであると考えられる。

特徴的な傾向を示した引張強さ 138.2 MPa の試験片と引張強さの大きい試験片で、内部性状がどのように異なるのかを解明してゆく。Figure 4.6⁽⁷⁸⁾に、金型温度 200°Cで、引張強さの最大値と最小値を出した試験片における、引張試験前後のポロシティ分布を示す。同図は引張試験片の平行部のみを示しており、分断線が破断位置である。ポロシティは外接球径で色分けされている。同図より、ポロシティ体積のばらつきと同様に、ポロシティ分布もばらつきが見て取れる。引張強さ 189.0 MPa の場合、引張方向に垂直な破断面で、その位置はポロシティ密度の低い箇所であった。一方で、引張強さ 138.2 MPa の場合、引張方向に湾曲する破断面で、ポロシティ密度の高い箇所にて破断していた。垂直破断面は脆性破壊によるもので、ポロシティ密度に影響されない傾向にある。ポロシティ密度が低い領域は、溶湯の供給や昇圧が良好に働いた部位である。この、低ポロシティ密度領域内で破断した試験片の垂直破断面はシェブロンパターンが見て取れ、先述の結果と比較しても、シェブロンパターンが引張強さの大きさの一つの指標となると伺える。しかしながら、ポロシティ密度が高く、比較的大きな巣が多い領域はホットスポットであり、溶湯の供給や昇圧が行われず、残留空気をもとにした凝固引けのポロシティ群を形成したことがわかる。湾曲破断面からはデンドライト結晶の突起が見て取れたため、このことの裏付けとなる。

Figure 4.7⁽⁷⁸⁾に引張試験片における破断面の各成分の質量パーセント濃度を示す。青いひし形プロットが金型温度 200°Cで引張強さ 165.8 MPa の平均値を、水色四角プロットが 200°Cで 188.3 MPa の平均値を、オレンジ色の三角プロットが 250°Cで 188.5 MPa

の平均値を、赤丸プロットが 250°Cで 204.9 MPa の平均値をそれぞれ示している。エラーバーは各試料の最大値と最小値を示している。同図より、破断面の Al および Ca の質量パーセント濃度が大幅に上昇していることが見て取れる。破断面以外は材料組成と同等の濃度を示しており、破断部に著しく偏っている。Mg₁₇Al₁₂および(Mg,Al)₂Caなどの共晶⁽⁸⁰⁾となるこれらの元素の割合が大きい部分で脆性的に破断していることがよくわかる。

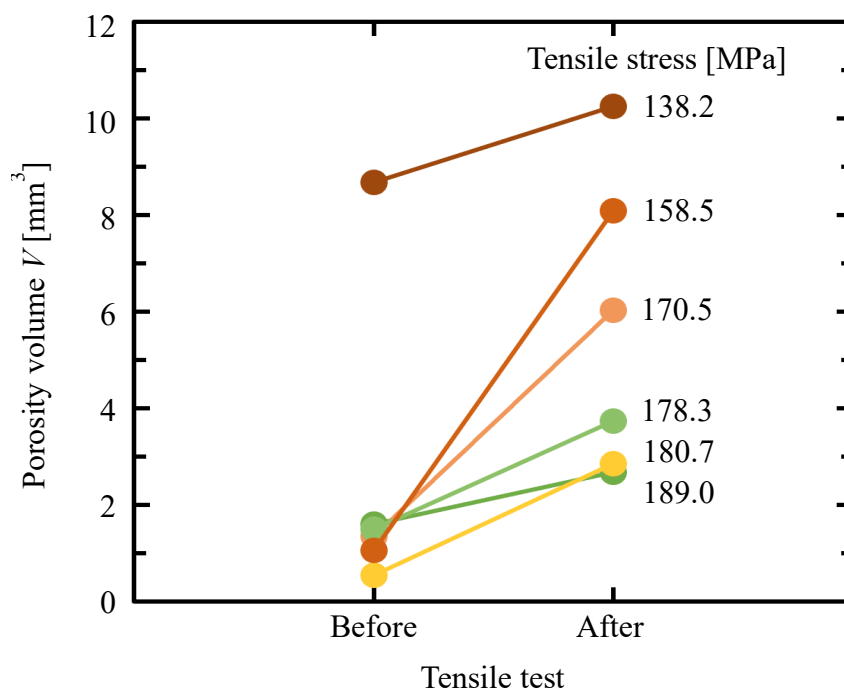


Fig. 4.4 Relationship between tensile testing before and after and porosity volume in die temperature of 200°C⁽⁷⁸⁾

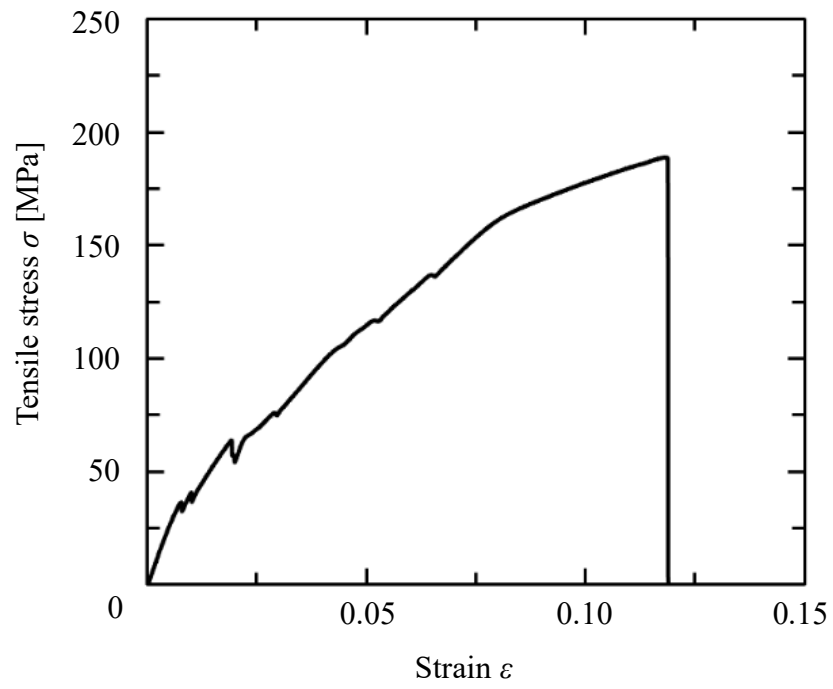


Fig. 4.5 Typical stress-strain curve in die temperature of 200°C, tensile stress of 189.0 MPa⁽⁷⁸⁾

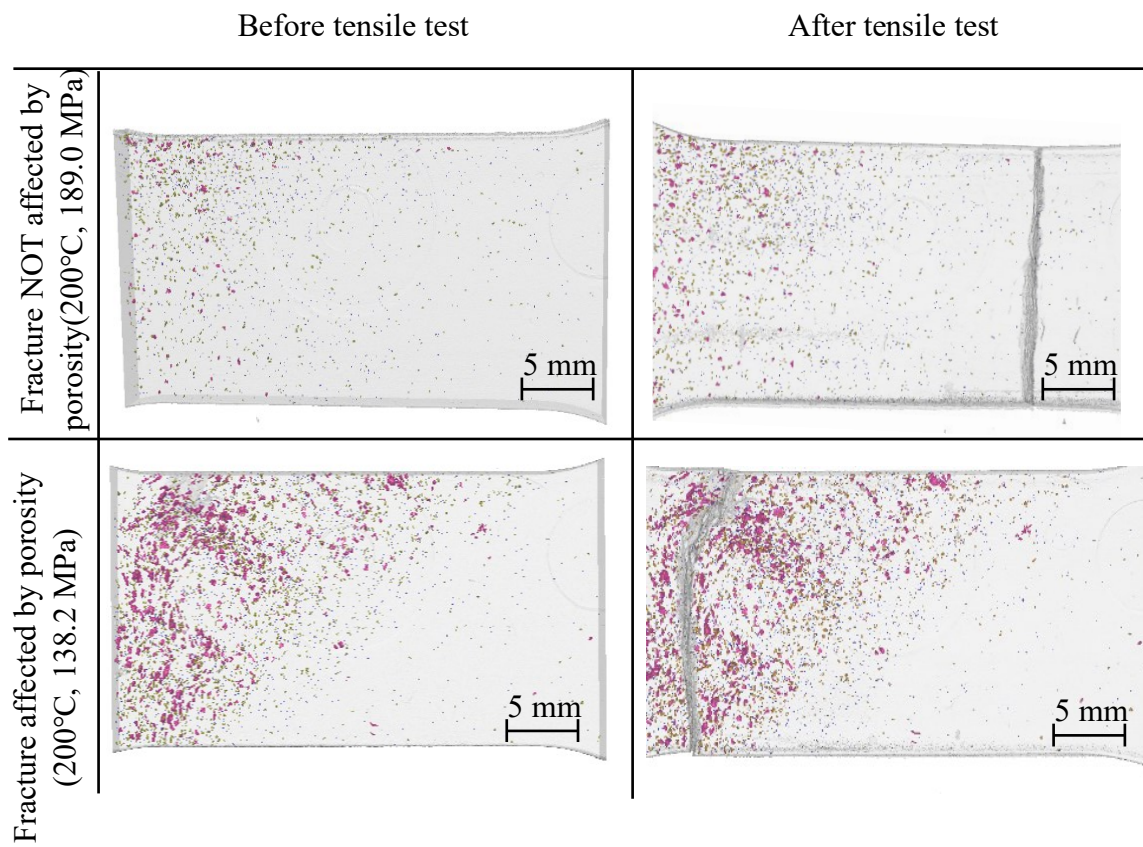


Fig. 4.6 Porosities and destruction types. These images show the gage length sections of the tensile testing samples using X-ray CT⁽⁷⁸⁾

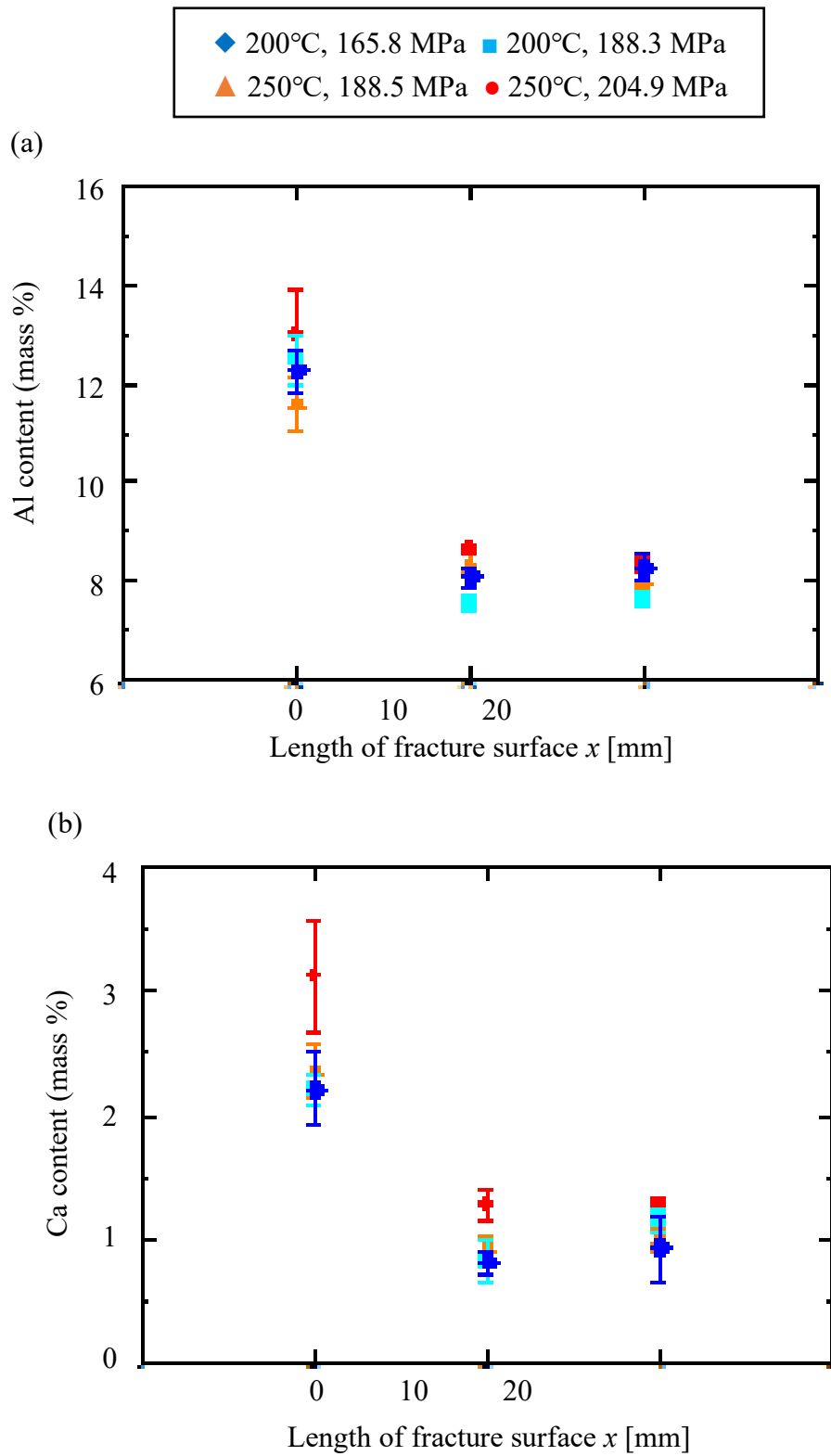


Fig. 4.7 Relationship between with length of fracture surface and Al content (a), Ca content (b)⁽⁷⁸⁾

4.3.3 スリーブ加熱方式による金属凝固組織の形成

Figure 4.8⁽⁷⁸⁾に、各スリーブ加熱方式における試験片厚さ 4 mm のビッカース硬さを示す。Figure 4.8 (a)⁽⁷⁸⁾は、高周波スリーブにおける金型温度とビッカース硬さの関係を、Fig. 4.8 (b)⁽⁷⁸⁾は、抵抗スリーブにおける金型温度とビッカース硬さの関係をそれぞれ示す。オレンジ色の丸プロットは階段側のビッカース硬さの平均値を、青色の三角プロットは平ら側のビッカース硬さの平均値を表し、エラーバーはそれぞれの最大値と最小値を示している。同図より、MRI153RE のビッカース硬さは高周波スリーブにおいて HV72~74 で、抵抗スリーブにおいて 72~76 HV を示し、従来のマグネシウム合金 AZ91D のビッカース硬さ HV68~71 と比べて、最大で 12%の向上が見て取れ、本材料が硬度要求部材に適していることがわかる。

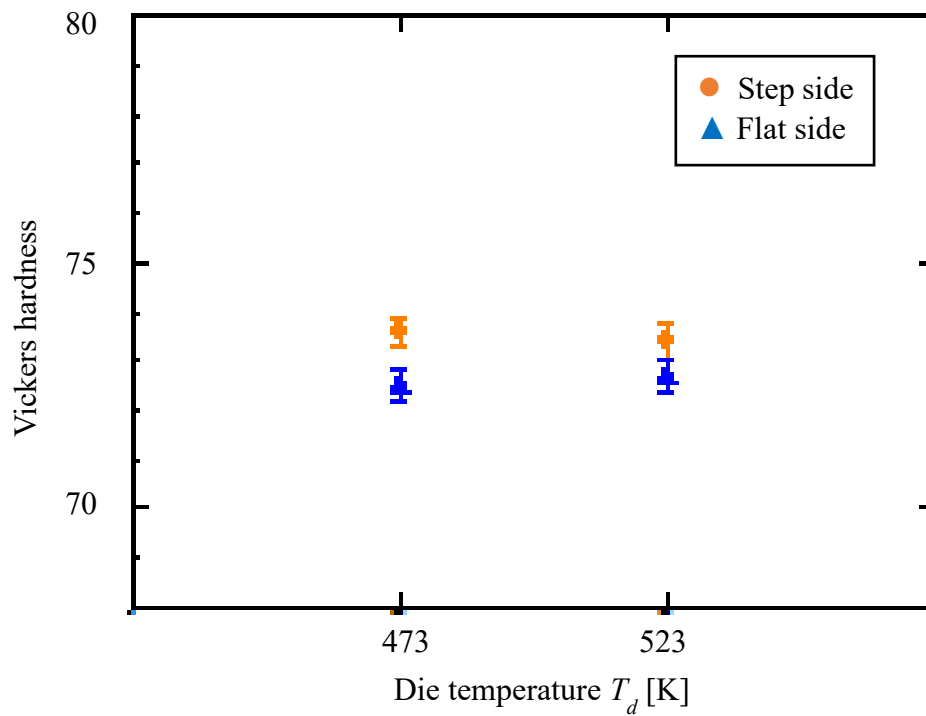
スリーブ加熱方式に着目すると、抵抗スリーブのビッカース硬さは高周波スリーブのそれと比べ、HV1.5~2 ほど大きくなっている。これは抵抗スリーブの方が、スリーブ内で溶湯温度を高く保つことが可能となり、金型との温度差が大きく開いたことで、冷却速度が上昇してチル層が良好に成長したことを意味している。また、スリーブ加熱方式と金型温度条件によらず、階段側の方が平ら側のビッカース硬さよりも HV1~2、あるいは、それ以上大きくなる傾向を示した。このことは、スリーブ加熱によって保温された溶湯が、ゲートと同一壁面の平ら側に、次々と流入されることでチル層の成長が抑制されたのに対し、階段側は、平ら側壁面で熱の奪われた溶湯が充填したことで、速やかなチル層の成長を促したことに起因する。なお、上記のビッカース硬さの差は、*t*検定において有意水準 5%で有意差ありと判断した。金型温度 200°Cの平ら側はスリーブ加熱方式によらず、同等なビッカース硬さを示す興味深い結果を得た。この点については、金型内の湯流れと熱の伝わりを計測する必要がある、今後の課題である。

Figure 4.9⁽⁷⁸⁾に、各スリーブ加熱方式における試験片厚さ 4 mm の表面近傍の凝固組織を示す。Figure 4.9 (a)⁽⁷⁸⁾は、高周波スリーブにおける凝固組織、また Fig. 4.9 (b)⁽⁷⁸⁾は、抵抗スリーブにおける凝固組織を示す。画像の白色部は初晶 α -Mg で、黒色部は共晶を示している。同図から、低い金型温度 200°Cの方が細かい初晶を多く見てとれ、また、平ら側に比べて階段側の方が細かくなっている。高周波スリーブと比較して、抵抗スリーブは初晶の粒径が小さく、微細な凝固組織となっていることがよくわかる。抵抗スリーブは高温溶湯を型内へ速やかに行き渡らせることができ、充填時間や冷却時間が短く、共晶を素早く生成させることで、初晶の成長が抑制可能となった。その結果、強度の高い緻密な凝固組織となったことが確認された。

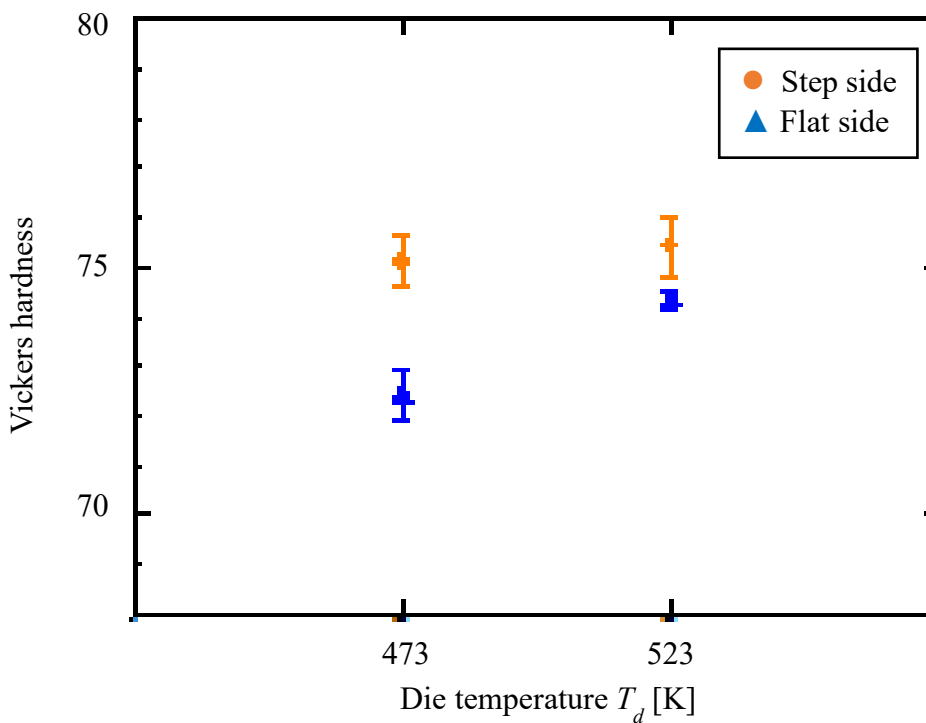
一方で、高周波スリーブは冷却にかかる時間が増えたことで、初晶の成長が進んだ様子が見て取れる。このことから、枝分かれ状の粗大な初晶が多数観察され、この粗大な初晶により引張強さ、および、ビッカース硬さが低下したとわかる。平ら側はゲ

ートと同一壁面であり，流動が最も激しいことが考えられる．そのため，流動停止まで時間がかかり，凝固が遅れたため，粒径が粗大化したのである．以上のことから，抵抗スリーブの方が緻密な凝固組織になり，強度と硬度が上がることを見出した．

マグネシウム合金ダイカストでは，充填中における溶湯温度の低下を防ぐために，金型や溶解炉の温度を上昇させなければならず，結果としてエネルギーコストの増大化を招くのに対し，スリーブ加熱方式ではスリーブの交換またはコイルの設置のみで，エネルギーコストを抑えつつ casting 品の機械的性質の向上が可能になる．したがって，本論文で提案したスリーブ加熱方式の有効性が実験的に検証されたと言える．

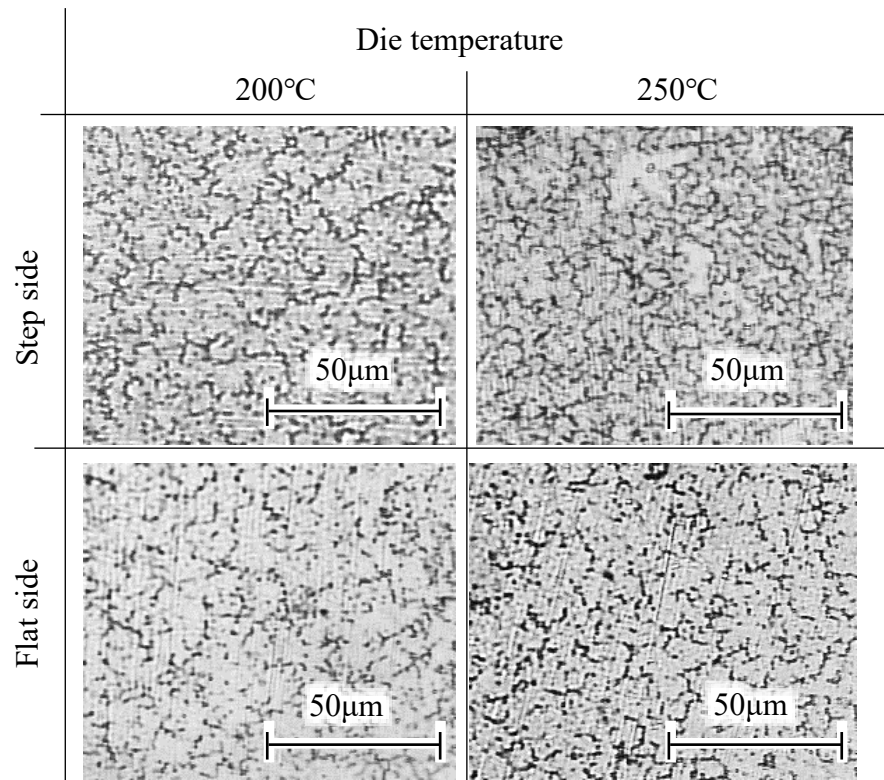


(a) High-frequency induction heating sleeve

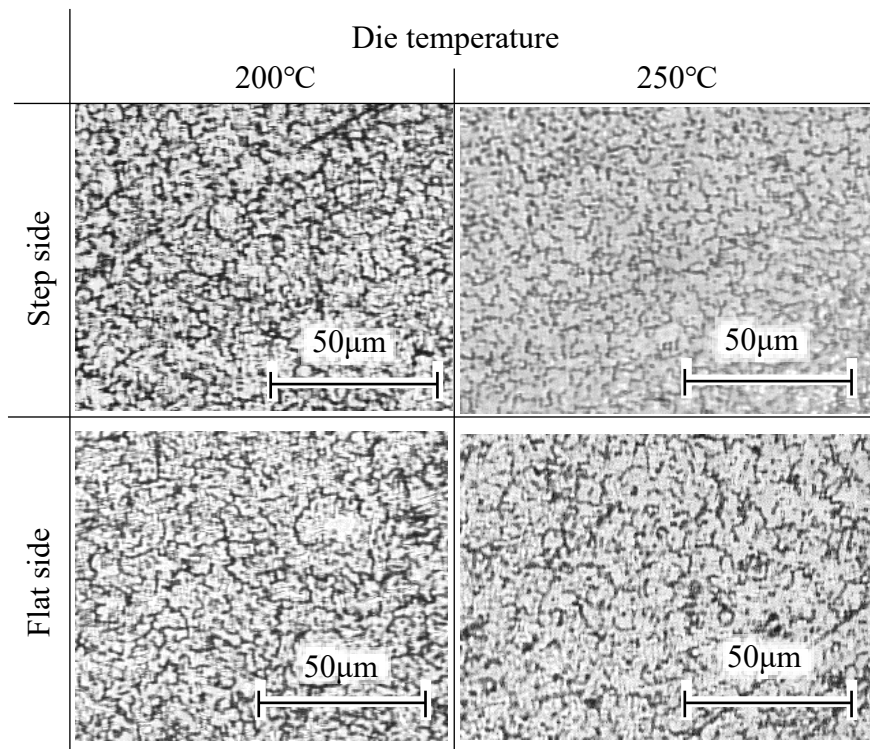


(b) Resistive heating sleeve

Fig. 4.8 Relationship between die temperature and Vickers hardness⁽⁷⁸⁾



(a) High-frequency induction heating sleeve



(b) Resistive heating sleeve

Fig. 4.9 Surface microstructure⁽⁷⁸⁾

4.4 結 言

本章では，マグネシウム合金ダイカストにおける射出スリーブ内の溶湯温度の低下を抑制するために，スリーブ加熱方式を新しく開発し，金型温度に対する引張強度と表面硬度の関係について検討した．得られた知見を以下に示す．

1. 金型温度を高くすることで，ポロシティ体積を減少させることができ，引張強さを向上可能なことを明らかにした．
2. 引張試験前後におけるポロシティ体積の増加量が低い場合は，ポロシティ密度が小さく，引張強さが大きくなることを得た．
3. スリーブ加熱方式は，スリーブ内で溶湯温度を高く保つことで，チル層を良好に成長させ，ビッカース硬さを向上させることを明らかにした．
4. ダイカストにおける溶湯温度を制御するために新しく開発したスリーブ加熱方式の有効性を実験的に検証した．

第5章 結 論

本論文では、マグネシウム合金ダイカストの生産性を向上させるために、鑄造条件に対する検討を行った。熱流体としての側面を持つダイカストは、流動時の現象と凝固時の現象を詳細に把握する必要がある。まず、流動時の現象としてマグネシウム合金に適したゲート厚みを決定した。次に、射出速度に影響を受けるポロシティ量を検討した。また、引張強度と表面硬度や凝固組織に対しても射出速度が及ぼす影響を検討した。最後に、マグネシウム合金ダイカストにおける熱の影響を解明するために、溶湯を温度の高い状態で金型へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発し、金型温度に対する引張強度と表面硬度、内部欠陥、凝固組織の関係について検討した。

まず、マグネシウム合金における湯流れ特性を明らかにするために、湯流れ性とゲート厚みの関係、および、射出条件とポロシティの関係について検討した。マグネシウム合金の流動に適したゲート厚みを鑄造シミュレーションによって導出した。その結果、ゲート速度と空気巻き込み量はゲート厚みに比例することを明らかにした。鑄造シミュレーションにより決定したゲート厚みを鑄造金型に適用した。射出速度を変更して得られた鑄物試料に対し X 線 CT でポロシティ量を測定した。鑄造シミュレーションと X 線 CT 解析の結果、射出速度の上昇に伴いポロシティ体積が増加することを明らかにした。

次に、マグネシウム合金の引張強度と表面硬度を向上させることを目的に、射出速度条件と引張強度と表面硬度、および、凝固組織の関係性について検討した。得られた鑄造試料について、X 線 CT 内部測定、引張試験、ビッカース硬さ試験および凝固組織観察を行った。射出速度の高速化は凝固組織の緻密化に影響し、材料強度と硬度の上昇をもたらすことがわかった。また、充填・冷却時間が短いため、共晶相が速やかに形成されたことで、初晶相である α -Mg の成長が抑制された。一方、初晶相が粗大化することで、材料強度や硬度が大きく低下したものと思われる。射出速度 5.0 m/s での引張強度と伸びは、2.0m/s の場合よりも高かった。また、同じ破断位置でもポロシティの数が引張強さと伸びに影響を与えることがわかった。射出速度が速くなると、溶湯と壁面との間の熱伝達量も増加し、急速な凝固が起こる。射出速度 5.0 m/s では、散在する初晶と共晶系の界面が狭いため、引張強度が増加した。一方、射出速度 2.0 m/s では、溶湯の凝固が遅れ、デンドライトの成長が顕著となったため、引張強さが低下した。

さらに、ダイカスト射出工程における溶湯の温度低下の要因を詳細に把握するために、スリーブおよびランナー温度の直接計測と、そのシミュレーション方法を検討した。その結果、注湯口からランナーに至るまでに約 100°C も温度が低下している様子が確認できた。これは、射出スリーブ内で溶湯が温度低下していることを示しており、射出スリーブにおいて約 1°C/mm の温度と距離の関係性が示唆された。このことは、シ

ミュレーションによって確からしいことを示した。

最後に、マグネシウム合金ダイカストにおける熱の影響を解明するために、溶湯を温度の高い状態で金型へ射出できるようなスリーブ加熱方式を開発し、金型温度に対する引張強度と表面硬度、内部欠陥、凝固組織の関係について検討した。金型温度が上昇すると、ポロシティの発生が抑制され、引張強度が上昇することが確認された。また、引張試験と X 線 CT 計測により、ポロシティ周辺の応力集中による部分的な破壊により、ポロシティ体積が増加していることがわかった。金型温度が高くなると、粒内破壊に比べて粒界破壊が増加するため、引張強さが増加することがわかった。また、新たに開発した抵抗加熱スリーブがチル層の成長を促進し、最終的に鋳物表面のビッカース硬さを上昇させることを明らかにした。このように、ダイカスト鋳造において、新しいスリーブ加熱方式の導入による溶湯温度制御が有効であることを実験的に検証した。

以下に各章ごとの結論を総括する。

第 1 章では、マグネシウム合金ダイカストの持つ課題と従来の研究事例について述べ、本研究の目的について明らかにした。

第 2 章では、マグネシウム合金における湯流れ特性を明らかにするために、ゲート厚みと湯流れの関係、および射出速度が及ぼす引張強度と表面硬度の関係を報告した。主要な結論を以下に示す。

1. ゲート厚を変化させたシミュレーションからゲート速度と空気巻き込み量はゲート厚みに比例する。
2. 引張試験において、同様な破断位置であってもポロシティ密度が引張強さと伸びに影響することがわかった。
3. 射出速度の増加に伴い、凝固組織が緻密になり、引張強度と表面硬度が向上することを明らかにした。

第 3 章では、ダイカスト射出工程における溶湯の温度低下の要因を詳細に把握するために、射出スリーブおよびランナー温度の直接計測と、そのシミュレーション方法を検討した。得られた知見を以下に示す。

1. 金溶解炉温度とランナー温度間で 100°C 低下することを実験的に確認した。

2. 射出スリーブ全長に渡り $1^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ の温度勾配があることを実験的に確認した.
3. 射出スリーブ内における溶湯の温度変化を実験的及び理論的に明らかにした. 金型各部温度変化とマシン駆動の関係を確認した.

第4章では、マグネシウム合金ダイカストにおける射出スリーブ内の溶湯温度の低下を抑制するために、スリーブ加熱方式を新しく開発し、金型温度に対する引張強度と表面硬度の関係について検討した. 得られた知見を以下に示す.

1. 金型温度を高くすることで、ポロシティ体積を減少させることができ、引張強さを向上可能なことを明らかにした.
2. 引張試験前後におけるポロシティ体積の増加量が低い場合は、ポロシティ密度が小さく、引張強さが大きくなることを得た.
3. スリーブ加熱方式は、スリーブ内で溶湯温度を高く保つことで、チル層を良好に成長させ、ビッカース硬さを向上させることを明らかにした.
4. ダイカストにおける溶湯温度を制御するために新しく開発したスリーブ加熱方式の有効性を実験的に検証した.

謝 辞

本論文は、平成 28 年 4 月から令和 5 年 3 月までの 7 年間、東海大学工学部機械工学科、並びに東海大学大学院工学研究科機械工学専攻、同大学院総合理工学研究科総合理工学専攻の在籍中に研究した成果に基づいて構成されたものであります。

まず、本研究の遂行にあたりまして、数多くのご指導と激励を頂きました砂見雄太准教授に心から感謝するとともに、ここまで導いて頂き厚く御礼申し上げます。

また、本論文をまとめるにあたり多大なるご尽力とご指導頂いた落合成行教授に深く感謝すると共に、心から御礼申し上げます。

研究に対するご助言は勿論のこと、気さくな物腰で様々なアドバイスを頂いた Mohd Danial Ibrahim 准教授に厚く御礼申し上げます。

本論文の審査委員、並びに、書記としてご指導とご助言を頂きました岩森暁教授、高橋俊准教授、窪田紘明講師に心から感謝するとともに、厚く御礼申し上げます。

時に優しく時に厳しく数えきれない程のアドバイスを頂き、研究以外の面でもさまざまな相談を受けていただき、精神面でも支えて頂いた渡邊仁氏に心より御礼申し上げます。技術者としての心構えや将来に繋がる様々なご指導をいただくことができ深く感謝申し上げます。

論文の執筆にご助言頂くと共に、研究に対する多くのアドバイスを頂いた内田ヘルムート貴大准教授に厚く御礼申し上げます。研究のみならず広く相談に乗って頂き重ねて感謝申し上げます。

研究に対するアドバイスは勿論のこと、論文執筆にも御助言頂いた Lidiana Binti Roslan 講師に心から感謝いたします。

本研究で使用した階段型テストピースをご提供いただいた旭東ダイカスト株式会社の山森勝利氏、並びに社員の皆様に深く感謝いたします。本研究に対するご理解とご協力無くしては遂行できませんでした。重ねて御礼申し上げます。

本研究の一部は東海大学イメージング研究センターの計測装置を用いて実施したものであり、本研究の遂行にあたり貴重なご支援をいただきました栗野若枝氏に厚く御礼申し上げます。

そして、研究室の先輩と同輩、そして後輩の皆様とは切磋琢磨、臥薪嘗胆の日々を共に過ごしたことが思い起こされます。研究生活を共に過ごした皆様のご助力無くして本研究は進められませんでした。誠に御礼申し上げます。

最後に、勉学の機会を与えて頂き、私の研究生活を暖かく見守って頂き、有意義な学生生活を送らせて頂きました両親に心から感謝いたします。

令和 5 年 1 月
柏原 侑輝

参考文献

- (1) 環境省編：2019 年度（令和元年度）の温室効果ガス排出量（確報値）について，(2021)，6. (online), available from <http://www.env.go.jp/earth/ondanka/ghg-mrv/emissions/results/material/honbun2019rev2.pdf>, (accessed 2022-06-23).
- (2) 中小企業庁：我が国重要産業の国際競争力強化に向けた鑄造技術の高度化の方向性等に係る基礎調査，(2006)，6.
- (3) 日本ダイカスト協会：調査・統計ダイカスト生産統計データ，(2018).
- (4) 日本ダイカスト協会編：ダイカストって何？，(2003)，3-8.
- (5) 栗山嘉文，林脩一郎，矢野賢一，渡邊守，西戸誠志：CFD 最適化問題のための極値近傍探索アルゴリズムの構築とダイカストプロセスへの適用，鑄造工学，83，5 (2011)，253.
- (6) Kuriyama, Y. and Yano, K.: Multi-Subcenters Solution Search Algorithm for CFD Optimization Problems and Its Application to Die Casting, *Materials Transactions*, 53, 2 (2012), 367.
- (7) Cleary, P. W., Savage, G. and Ha, J.: Flow analysis and validation of numerical modelling for a thin walled high pressure die casting using SPH, *Computational Particle Mechanics*, 1, 3 (2014), 229.
- (8) 金澤賢一，矢野賢一，小倉純一：流路内空気巻き込みの低減を目的としたダイカストランナー形状最適化，鑄造工学，87，1 (2015)，29.
- (9) 井上雅文，三橋倅治，山_貴斗：ダイキャスト湯流れの「見える」化～空気巻き込みの抑制を目指して～，第5回サイエンス・インカレ口頭発表部門，(2016).
- (10) Ibrahim, M.D., Rahman, M.R.A., Khan, A.A., Mohamad, M.R., Suffian, M.S.Z.M., Yunos, Y.S., Wong, L.K. and Mohtar, M.Z.: Effect of Mold Designs on Molten Metal Behaviour in High-pressure Die Casting, *Journal of Physics: Conference Series*, 822, 1 (2017), 012029.
- (11) リディアナ・ビンティ・ロスラン，モハマド・ダニエル・イブラヒム，砂見雄太，柏原侑輝，渡邊仁：不具合低減を目的とした湯流れシミュレーションと実験，2018 日本ダイカスト会議論文集，119.
- (12) Niida, A. and Maeda, Y.: Observation of Air Entrapment during Mold Filling of Die Casting Using Water Model Experiment for Mold Filling Simulation, *Materials Transactions*, 61, 7 (2020), 1364.
- (13) 桑水流理，村田陽三，宇都宮登雄，半谷禎彦，矢野貴之，ビダハル スジツト，椎原良典，北原総一郎，吉川暢宏：アルミニウム合金ダイカストの疲労強度に対する鑄巣の定量的影響評価（第2報，鑄巣まわり弾性応力場に基づく疲労強度予測），日本機械学会論文集A編，77，773 (2011)，48.

- (14) Yanagihara, E., Orii, S., Iketani, T., Saikawa, S., Matsuda, K. and Ikeno, S.: Precipitation Structure of Al-10 mass%Si-0.3 mass%Mg Alloy Produced by High Pressure Die Casting and Permanent Mold Casting with T5 Treatment, *Materials Transactions*, 56, 7 (2015), 1112.
- (15) Gaspar, S. and Pasko, J.: The Research of the Fracture Process and Analysis of the Foundry Errors of Die Castings from Hypoeutectic Silumin, *MM Science Journal*, November 2016 (2016), 1265.
- (16) Rimar, M., Fedak, M., Kulikov, A. and Smeringai, P.: Dependence of Hardness of Continues Die-casting Products on Fe Content, *MM Science Journal*, November 2016 (2016), 1201.
- (17) Korti, M.C. and Korti, A.I.N.: Effects of shot sleeve filling in HPDC machine, *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, 15, 6 (2019), 1255.
- (18) Gaspar, S. and Pasko, J.: Plunger Pressing Speed Link the Main Factor Influencing of the Mechanical Properties of Die Casting, *MM Science Journal*, December 2019 (2019), 3490.
- (19) 田中栄人, 金澤賢一, 矢野賢一, 川谷龍勢, 小倉純一: X線 CT画像を用いたアルミニウム合金ダイカストの鑄巣欠陥判別システムの開発, *鑄造工学*, 88, 2 (2016), 85.
- (20) 加藤徹, 中村通: マグネシウム合金ダイカストの現状と課題, *鑄造工学*, 76, 12 (2004), 1002.
- (21) 総務省消防庁危険物保安室: マグネシウム等の安全対策マニュアル, (2016), 1-14. (online), available from https://www.fdma.go.jp/mission/prevention/item/prevention01_40_safe_manual_mag.pdf, (accessed 2022-11-11).
- (22) 閣師昭彦, 金津安秀, 宮本武明, 廖金孫: 鑄造用難燃耐熱マグネシウム合金 KEHMA の開発, *クリモト技報*, 67 (2018), 27.
- (23) 水谷学, 吉田克仁, 河部望, 才川清二: ダイカスト用耐熱マグネシウム合金の特徴と車載展開, *SEI テクニカルレビュー*, 194 (2019), 115.
- (24) Beals, R., Kopka, L., Allison, J., Hines, J. A., McCune, B., Luo, A., Powell, B. and Ried, P.: Fundamental Research Needs for the Magnesium Powertrain Cast Components (MPCC) Project, *Proc. Mg Technol. 2004*, January (2004), 11.
- (25) Moscovitch, N., Gertsberg, G., Nagar, N., Yehuda, R., Fantetti, N. and Bronfin, B.: Design Guidelines for Components Die Cast in Creep-Resistant Magnesium Alloys MRI153M and MRI230D, *SAE Techn. Paper*, April (2007), 1.
- (26) Ebel-Wolf, B., Walther, F. and Eifler, D.: Influence of elevated temperatures on the cyclic deformation behaviour of the magnesium die-cast alloys AZ91D and MRI230D, *Mater. Sci. Eng. A*, 486, 1-2 (2008), 634.
- (27) 才川清二, 池野進, 水谷学, 吉田克仁, 河部望: 鑄造性およびリサイクル性に優れた耐熱マグネシウム合金の開発, 2018 日本ダイカスト会議論文集, JD18, (2018), 153.

- (28) Mizutani, M., Yoshida, K., Kawabe, N. and Saikawa, S.: Features and Vehicle Application of Heat Resistant Die Cast Magnesium Alloy, SEI Techn. Rev., 88 (2019), 116.
- (29) 深津隆明, 阿部如良, 浅井颯: 耐熱強度材料を用いたマグネシウムダイキャスト量産技術の開発, 自動車技術会 2021 年春季大会学術講演会講演予稿集, (2021), 1.
- (30) 武田秀: 自動車用マグネシウムダイキャスト技術動向, まてりあ, 53, 12 (2014), 594.
- (31) 飯見秀紀, 亀山吉郎, 鈴木芳雄, 長縄由紀子, 加藤鋭次, 野村宏之: ダイキャスト湯流れの可視化検証による解析精度向上, デンソーテクニカルレビュー, 6, 2 (2001), 100.
- (32) 相田悟, 久保木勲, 林勇人, 藤本将輝, 富岡智, 中田光荣: ゲート方案・鑄造条件による溶湯射出状況の影響, 日本ダイキャスト会議論文集, JD12-18 (2012), 111.
- (33) 松本隼人, 田中裕一, 宮本憲隆: 低融点合金を用いた卓上射出鑄型装置の成形性向上に関する研究, 熊本高等専門学校研究紀要, 4 (2012), 21.
- (34) 半谷禎彦, 北原総一郎, 桑水流理, 吉川暢宏: X線 CT 画像を用いたダイキャスト内鑄巣面積分布に対するフラクタル解析, 鑄造工学, 80, 5 (2008), 284.
- (35) 鈴木宗男, 古本一之: ADC12 合金ダイキャストの強度に影響をおよぼす鑄造組織について, 軽金属, 21, 5 (1971), 350.
- (36) 岡安光博, 金沢憲一, 西直美: ADC10 アルミニウム合金ダイキャストの引張特性に及ぼす内部欠陥の影響, 鑄造工学, 70, 11 (1998), 779.
- (37) 山田耕二, 宮川進, 吉川澄: アルミニウム合金ダイキャストの静的強度に及ぼす鑄造欠陥の影響, 日本機械学会論文集 A 編, 68, 668 (2002), 567.
- (38) 柳原恵美, 折井晋, 池谷拓哉, 才川清二, 松田健二, 池野進: Al-10%Si-0.3%Mg 合金ダイキャスト材の T5 処理後の硬さにおよぼす凝固組織の影響, 軽金属, 65, 1 (2015), 15.
- (39) 作井誠太, 小野田博: マグネシウムダイキャストにおける射出圧力および溶湯の噴出速度について, 日本金属学会誌, 24, 5 (1960), 279.
- (40) Zhang, Z., Zhang Y., Zhang, H., Pan, A. and Liu, J.: Research on Die Casting Process of Magnesium Alloy Motorcycle Wheel Based on New Engineering Construction, Journal of Physics: Conference Series, 1302 (2019), 042024.
- (41) Wang, Q., Xiong, S. and Zhang, X.: Correlation between Density and Microstructural Features in Vacuum Die Cast AZ91D Magnesium Alloy, Materials Transactions, 58, 1 (2017), 39.
- (42) Sun, Z., Geng, X., Ren, L. and Hu, H.: Microstructure, Tensile Properties and Fracture Behavior of HPDC Magnesium Alloy AZ91, International Journal of Materials, Mechanics and Manufacturing, 8, 2 (2020), 50.
- (43) Bakke, P., Pettersen, K. and Westengen, H., Improving the strength and ductility of

- magnesium die-casting alloys via rare-earth addition, JOM, 55, 11 (2003), 46.
- (44) 田村洋介, 早田博, McLean Alexander : Mg-La-Zr 合金の共晶に起因する降伏挙動, 軽金属, 66, 12 (2016), 647.
- (45) 野本朝輝, 柏瀬早季子, 中川恭輔, 久澤大夢, 寺田芳弘 : Mg-Al-Ca ダイカスト合金における微細 C15-Al₂Ca 相による析出分散強化, 日本金属学会誌, 82, 4 (2018), 94.
- (46) Mondal, A.K., Shastri, H., Bankoti, A.K.S. and Kumar, S.: Investigation of Compressive Creep Behavior of Die-cast MRI153M and MRI230D Magnesium Alloys, International Conference on Advanced Materials and Manufacturing Processes for Strategies Sector (ICAMPS 2015), <http://dspace.nitrkl.ac.in/dspace/bitstream/2080/2349/1/ICAPMS%202015_Paper_Dr%20A%20K%20Mondal.pdf>, (accessed 2020-1-22).
- (47) 加藤鋭次, 前田安郭, 野村宏之, 額額明三, 坂野厚司 : 湯口断面積を変化させたアルミニウム合金ダイカストの湯流れの直接観察, 鑄造工学, 71, 1 (1999), 34.
- (48) 矢野賢一, 平光広太郎, 福井貴宏, 山本茂, 西戸誠志, 渡邊守, 根本泰則 : 空気巻き込み量を考慮したダイカストプランジヤの最適速度制御, 鑄造工学, 80, 7 (2008), 418.
- (49) 金澤賢一, 矢野賢一 : CFD シミュレータを用いたダイカストスプルー形状最適化, システム制御情報学会論文誌, 24, 9 (2011), 223.
- (50) Kashiwabara, Y., Ibrahim, M.D., Roslan L.B., Watanabe, H. and Sunami, Y.: Effects of Injection Speed on Mechanical Properties in High-Pressure die casting of Mg-RE alloy, MM Science Journal, October 2021 (2021), 4906.
- (51) Kashiwabara, Y., Ibrahim, M.D., Roslan, L.B., Watanabe, H. and Sunami, Y.: Effects of Injection Speed on Mechanical Properties and Microstructure in High-pressure Die Casting of Mg Alloy, The 14th International UNIMAS Engineering Conference 2022 (EnCon2022), online (oral), 24th February 2022.
- (52) 榎原勝弥 : マグネシウムのダイカスト, 軽金属, 59, 8 (2009), 464.
- (53) 村上俊彦, 大中逸雄, 朱金東 : 鑄造 CAE システム「JSCAST」の開発, 応用数理, 13, 1 (2003), 10.
- (54) 木間塚明彦, 大中逸夫, 朱金東, 大道徹太郎 : 背圧を考慮した湯流れシミュレーション, 鑄造工学, 76, 5 (2004), 374.
- (55) 木間塚明彦 : 鑄物のガス巻き込み欠陥予測に関する研究, 大阪大学博士論文, (2008).
- (56) 野本朝輝, 柏瀬早季子, 中川恭輔, 久澤大夢, 寺田芳弘 : Mg-Al-Ca ダイカスト合金における微細 C15-Al₂Ca 相による析出分散強化, 日本金属学会誌, 82, 4 (2018), 94.
- (57) 渥美健太郎, 藤井英俊, 森貞好昭, 石川武, 河田直樹 : A6N01 アルミニウム合金

- と AZ31 マグネシウム合金の摩擦攪拌接合におけるプロセス因子とその影響, 溶接学会論文集, 36, 1 (2018), 9.
- (58) 岩田靖, 山本善章, 中村元志: ダイカスト鋳物のゲート近傍部の鋳造欠陥と流速, 軽金属学会, 39, 8 (1989), 550.
- (59) 岩堀弘昭: ダイカストの型内容湯挙動の可視化・計測の重要性とその取組み, 型技術, 30, 3 (2015), 18.
- (60) 相田悟: 溶湯噴出挙動の可視化による考察, 型技術, 30, 3 (2015), 146.
- (61) Cao, H., Shen, C., Wang, C., Xu, H. and Zhu, J.: Direct Observation of Filling Process and Porosity Prediction in High Pressure Die Casting, *Materials*, 12, 7 (2019), 1.
- (62) Ibrahim, M.D., Tan, G.L., Roslan, L., Kashiwabara, Y., Jendia, J. and Sunami, Y.: Numerical and Experimental Analysis on Runner and Gate Positioning for Magnesium Alloy Die-Casted Test Piece, *Materials Science Forum*, 975 (2020), 242.
- (63) Iwata, Y., Dong, S., Sugiyama, Y. and Iwahori, H.: Compression Behavior of Entrapped Gas in High Pressure Diecasting, *Materials Transactions*, 53, 3 (2012), 483.
- (64) Zhang, C., Fu, Y., Wang, H. and Hao H.: Multi-objective optimization of process parameters during low-pressure die casting of AZ91D magnesium alloy wheel castings, *China Foundry*, 15, 5 (2018), 327.
- (65) Lyon, R.: Heat transfer coefficient in liquid metals, *Chemical Engineering Progress*, 47, 2 (1951), 75.
- (66) 三輪 敏夫: アルミニウムダイカスト, 軽金属, 32, 3 (1982), 159.
- (67) 前田安郭, 野村宏之: アルミニウム合金ダイカストにおける破断チル層の生成と移動の数値実験, 鋳造工学, 78, 12 (2006), 654.
- (68) 作井誠太, 小野田博: マグネシウム, ダイカストの金型の熱的特性について, 日本金属学会誌, 24, 1 (1960), 12.
- (69) 作井誠太, 小野田博: マグネシウム・ダイカスト製品の熱的性質と機械的性質について, 日本金属学会誌, 24, 5 (1960), 275.
- (70) 岩田靖, 戸沢勝利, 山本善章, 中村元志, 笹岡晃次: 円板状ダイカスト鋳物の溶湯充填挙動, 軽金属, 36, 1 (1986), 10.
- (71) 岩田靖, 戸沢勝利, 山本善章, 中村元志, 水野邦明, 坪井晋吾: 薄肉平板状ダイカスト鋳物の充填速度と鋳造欠陥, 軽金属, 37, 1 (1987), 48.
- (72) 加藤鋭次, 西山直之, 野村宏之, 浅井孝一, 谷川庄司: 多数個取りダイカストの充てんと溶湯圧力伝達の関係, 鋳造工学, 74, 6 (2002), 370.
- (73) 野村宏之, 加藤鋭次, 前田安郭, 大久保真一: ダイカストスリーブ内における溶湯冷却と固相生成, 鋳造工学, 73, 10 (2001), 656.
- (74) 西直美: 薄肉アルミニウム合金ダイカストの湯流れ特性, 鋳物, 67, 12 (1995), 918.

- (75) 菊池政男, 長澤理: 薄肉アルミニウム合金ダイカストの開発, 鑄造工学, 78, 9 (2006), 487.
- (76) 岡野忍: アルミニウム合金の半凝固・半熔融加工法, 軽金属, 47, 11 (1997), 598.
- (77) 布施宏: セミソリッドダイカストの技術動向, ふらすとす, 1, 10 (2018), 714.
- (78) 柏原侑輝, IBRAHIM Mohd Danial, 渡邊仁, 砂見雄太, スリーブ加熱方式によるマグネシウム合金ダイカストの機械材料特性の向上, 設計工学, 58, 1 (2023), 33-44.
- (79) 井原広一, 甲田紀泰: アルミニウムの射出成形方法及び成形機, 特開 2001-191168, 2001年7月13日.
- (80) Mondal, A. K., Fechner, D., Kumar, S., Dieringa, H., Maier, P. and Kainer, K. U.: Interrupted creep behaviour of Mg alloys developed for powertrain applications, Mater. Sci. Eng. A, 527, 9 (2010), 2289.