超微細球状黒鉛鑄鉄^{*1}糸 藤 春 喜^{1,*2} 枝 根 和 也² 小 谷 友 勝³ 板 村 正 行^{4,*3} 安 斎 浩 一⁴¹ 株式会社 I2C 技研² 株式会社ツチヨシ産業³ ヤンマーキャステクノ株式会社⁴ 東北大学大学院 工学研究科 金属フロンティア工学専攻

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 85, No. 4 (2021), pp. 147-154

© 2021 The Japan Institute of Metals and Materials

Ultrafine Spheroidal Graphite Iron Castings

Haruki Itofuji^{1,*2}, Kazuya Edane², Tomokatsu Kotani³, Masayuki Itamura^{4,*3} and Koichi Anzai⁴¹ I2C Technology Institute, Ube 755-0025² Tsuchiyoshi Industry Co., Ltd., Onan 696-0403³ Yanmar Casting Technology Co., Ltd., Matsue 690-0025⁴ Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai 980-8579

Gravity die casting of spheroidal graphite iron had been attempted controlling free nitrogen during preparing base molten iron, magnesium treatment, inoculation and pouring. In this study, the actual CO/SiO₂ reaction temperature of base molten irons was surveyed and magnesium treatment was conducted at that temperature. The mold was made of steel and the cavity size was thickness of 5.4 mm and diameter of 35 mm. As the results, ultrafine graphite nodules were obtained without chill in as-cast condition. They were average diameter of 7 μm and density count of over 3000/mm². Knuckle for automobile was also cast taking the same procedure. Knuckle had no meager defect like shrinkage, chill etc. in as-cast conditions. The possibility of no chill has become extremely higher than former study. [doi:10.2320/jinstmet.J2020053]

(Received November 6, 2020; Accepted January 6, 2021; Published March 25, 2021)

Keywords: spheroidal graphite iron, gravity die casting, free nitrogen, ultrafine nodule, chill free, as-cast

1. 緒 言

球状黒鉛鑄鉄鑄物の生産量は、過去 40 年間、右肩上がりの増加となっている¹⁾。鉄系鑄物では、唯一の傾向を示している (Fig. 1)。仮に、球状黒鉛粒をごく小さく制御できたなら、引張特性、疲労特性及び破壊靱性のような機械的性質が、現状より高い値となる事が期待できる²⁾。さらに、黒鉛粒間距離が現状より短くなるために、高い熱伝導率を示すといったような物理的性質も期待できる。その結果として、新しい用途が生まれ、生産量が更に増加すると考えられる。

従来、薄肉砂型鑄物における鑄放し無チルは、球状黒鉛粒径 (Spheroidal Graphite Diameter; SG_D) 15 μm、球状黒鉛粒数 (Spheroidal Graphite Number Density; SG_N) 900 個/mm² が限界であった³⁾。SG_D をさらに小さくし SG_N を多くするためには、チル【セメントイト (Fe₃C)】の生成を避けつつ、砂型より早い凝固冷却速度が必要となる。新規材料の開発のためだけでなく、鑄物工場の未来像を創生するためにも、多くの研究者が球状黒鉛鑄鉄の金型鑄造に取り組んできた。しかし、研究室レベルで成功した者はいたものの⁴⁻¹⁰⁾、現場レベルで

の鑄放し無チルを達成した者は殆どいなかった⁷⁻⁹⁾。著者らの研究¹¹⁾によれば、実操業に使われる 30 ton アーク

Fig. 1 Production ratio of ferrous castings for last four decades in Japan.

^{*1} Mater. Trans. **60** (2019) 41-48 に掲載。文献 25)-27) を追加。^{*2} Corresponding author, E-mail: h.itofuji@keb.biglobe.ne.jp^{*3} Present address: Ube 755-0151, Japan

炉においてフリー窒素(Free nitrogen; N_F)と楔形試験片におけるチル長との間に良い相関があることがわかっている。凝固冷却速度が速い場合、 Fe_3C 結晶構造における炭素(C)原子の一部が窒素(N)原子と置き換わり、 $Fe_3(C \cdot N)$ を形成する可能性が考えられる。最近の研究¹²⁾では、 CO/SiO_2 平衡反応臨界温度(Equilibrium CO/SiO_2 Reaction Critical Temperature; T_{EC})を考慮した溶解時間-温度スケジュールをチル対策に取り入れている。しかし、現場の溶解工程は、非平衡となっているため、実際の CO/SiO_2 反応臨界温度(T_{AC})を考慮する必要がある。現在の同スケジュールは、十分とはいえない。さらに、激しい反応を伴うマグネシウム(Mg)処理も考慮する必要がある。

本研究では、研究室のみならずと現場技術として安定した条件となるような重力ダイカスト法の開発を試みた。

2. 実 験 方 法

Table 1 に示す原材料を 30 kg 高周波誘導炉を用いて溶解した。溶解、Mg 処理、接種及び鑄込みは、Fig. 2 に示す時間-

温度スケジュールに従って実施した。このスケジュールは、既に、チル対策として報告済みのものである¹²⁾。溶落ち後、元湯を 1500℃ 以上に過熱(スーパーヒート)し、電力投入なしの自然冷却で T_{EC} まで降温した。冷却の間、白銑サンプルを採取し発光分光分析機器により化学成分を分析した。 T_{EC} は、元湯の C と珪素(Si)値を下式¹³⁾に代入して計算した。

$$T_{EC} (^\circ C) = T_K - 273 \quad (1)$$

$$T_K = -27,486 / (\log[Si/C^2] - 15.47) \quad (2)$$

T_{EC} 域では、元湯表面に SiO_2 膜が生成し始める。このタイミングで K 型熱電対を用いて計測し、 T_{AC} とした。溶湯を炉内で自然冷却の間、降温とともに N の溶解度が下がることから脱 N が期待された⁸⁾。Mg 処理は、 T_{AC} にてプランジャーを用いて溶解炉内で実施した(Fig. 3)。穏やかな処理反応とするため、Mg 処理剤は、可能な限り低い Mg 含有量のものとした。高い Mg 含有量のものは、反応が激しくチルを誘発させる可能性がある⁹⁾。Mg 処理溶湯は、 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 製セラミック取鍋に出湯した、その際、出湯流接種を実施した。これら溶湯処理剤の化学成分及び処理量を Table 2 に示す。Mg 及び接種処理溶湯は、接種後 30 s 以内に、 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 製セラ

Table 1 Chemical composition of raw materials for gravity die castings.

Raw material	Chemical composition (mass %)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
Pig iron	3.69	1.02	0.11	0.025	0.006	0.009
Fe-Si	0.10	75.03	—	0.026	0.004	1.340
Fe-S	—	—	—	—	48.760	—
Carbon	99.24	—	—	—	0.026	—

Fig. 2 Time-temperature schedule for melting, treatment, and pouring.

ミック・スプーンを用いて予熱した金型に鋳込んだ。目標鋳込み温度は、 $1320 \pm 20^\circ\text{C}$ とした。金型の形状・寸法¹²⁾を Fig. 4 に示す。この金型は、本来、発光分光分析用のものであり、白銑試料を採取するためのものである。溶解現場で使われる一般的な金型である。一方、実験に用いた重力ダイカストに用いた金型には、従来と同様⁹⁾、チル軽減の基礎塗型として水性珪藻土塗型を約 0.4 mm 塗布し、作業塗型としてアセチレン・すすを約 0.2 mm 塗布した。その後、金型は、電気加熱炉にて 350°C に予熱した。鋳込んだ供試材は、 550°C 以下で金型から取出した。化学成分分析用白銑試料は、鋳込み供試材と同一の溶湯から採取した。白銑試料は、発光分光分析器、通称カントバックにて成分分析した。この機器は、PDA 測光システム (Pulse Height Distribution Analysis System) を備えた発光分光分析装置であり、フリー Mg と介在物 Mg を選り分ける分析が可能である。本実験では、 N_F 制御により溶湯の黒鉛化能が極めて高くなっており、一般の金型に鋳込んだとはいえレデブライト組織に多量の黒鉛粒が混在している¹²⁾。このような状態では、発光分光分析での C 及び S の精度が低くなる。このため、これらに関しては、高周波燃焼・赤外線吸収機器 (CS-LS600, Leco Corp.) でも分析し、その値を採用することにした。

重力ダイカストで鋳込んだ供試材は、堰から下方へとマイクロ切断砥石で切断した。その供試材を樹脂に埋め込んで研磨し、光学顕微鏡にて断面マイクロ組織を観察した。SG_S と SG_N は、写真撮影したマイクロ組織から実測した。

Fig. 3 Procedure of magnesium treatment and inoculation.

重力ダイカスト材のマイクロ組織と比較するため、3種類の肉厚の異なる砂型鋳物を鋳込んだ。第1の対比供試材は、肉厚が 6.5 mm で重量 130 kg の箱型鋳物である。第2は、JIS G 5502 25 mm Y ブロックである。第3は、平行部の肉厚が 100 mm の Y ブロックとした。これらに鋳込む元湯は、10 ton 低周波誘導炉にて溶製した。溶解材料は、Table 3 に示すものとした。溶湯処理は、Table 2 に示す処理剤と同じものを使用した。

鑄放し無チル重力ダイカスト法の実現を探るため、前述と同じ要領で自動車用ステアリングナックルを鋳込んだ。その品質は、外観、引け巣及びマイクロ組織について調査した。鑄造方案は、Fig. 5 に示すような無押し湯方案とし、湯口棒と堰を兼用とした。

3. 実験結果

溶湯の化学成分を Table 4 に示す。式 (1) 及び式 (2) を用いて元湯の C 及び Si 値から T_{EC} を求めると、 1425°C となった。元湯を 1540°C にスーパーヒートした後、電力を投入することなく自然冷却した結果、約 1415°C で SiO_2 膜が生成し始めた。この温度をもって、 T_{AC} とした。Mg 処理は、炉内でプランジャーを用いて 1415°C ($\approx T_{AC}$) にて実施した。 T_{EC}

Fig. 4 Shape and dimensions of the medium-carbon steel gravity die (unit: mm)¹²⁾.

Table 2 Chemical composition of agents and amount of their addition.

Mold	Agent	Chemical composition (mass %)							Gas (mass ppm)		Addition (wt. %)
		Si	Mg	Ca	RE	Al	C	BI	O	N	
Permanent	Spheroidizer	44.08	3.85	0.66	1.43	0.38	1.97	Fe	767	8	0.8
	Inoculant	75.81	—	1.82	—	2.16	—	Fe	347	41	0.6
Sand	Spheroidizer	45.50	5.76	2.13	2.39	0.28	—	Fe	515	893	1.1
	Inoculant	76.20	—	1.78	—	2.21	—	Fe	3542	46	0.4

Table 3 Chemical composition of raw materials for sand mold castings.

Raw material	Chemical composition (mass %)					
	C	Si	Mn	P	S	Al
Pig iron	4.17	0.26	0.03	0.027	0.015	tr.
Steel scrap	0.01	1.11	0.19	0.011	0.008	tr.
Fe-Si	0.05	75.70	tr.	0.015	0.005	1.27
Fe-Mn	6.73	0.36	76.50	0.120	0.017	tr.
Fe-S	—	—	—	—	48.760	—
Carbon	99.24	—	—	—	0.026	—

Fig. 5 Cast design of steering knuckle for automobile.

と T_{AC} の差は、 15°C であった。Mg 反応が終了した直後に取鍋に出湯し、その途中で出湯流接種を実施した。予熱金型へは、セラミック・スプーンを使って 1340°C で鑄込んだ。接種から鑄込みまでの所要時間は、23 s であった。これらの条件は、ほかの 3 種類の砂型鑄物と合わせて Table 5 に示す。t5.4 mm $\times$ Φ 30 mm 供試材の切断面におけるマクロ組織を Fig. 6 に示す。断面品質が識別しやすいように、ダイヤモンド研磨し 3 Vol% ナイタルにて軽く腐食した。供試材が無チルで黒鉛組織となった場合、Fig. 6(a) に示すように、外引け(クボミ凹)と内引け巣が観察された。堰の断面積が狭かったことが要因として考えられる。これに対しチルが生成した場合には、Fig. 6(b) に示すように、チルの柱状組織が識別できるマクロ組織となった。Mg 処理及び接種後の溶湯化学成分を Table 4 に示す。Mg は、形態分析値で示してある。Mg_F は、金属状態で、黒鉛球状化に関与すると考えられるフリー Mg である¹⁴⁾。Mg_T は、従来の残留 Mg に相当し、フ

Table 4 Chemical composition of molten irons.

Mold	Sample castings (mm)		Chemical composition (mass %)							
			C	Si	Mn	P	S	Mg _F	Mg _T	CE
Permanent	t5.4 x ϕ 34	Base	3.66	2.58	0.09	0.022	0.006	—	—	4.52
		After treatment	3.61	3.11	0.10	0.024	0.008	0.013	0.018	4.65
	Steering knuckle	Base	3.46	2.59	0.07	0.020	0.013	—	—	3.32
		After treatment	3.40	3.26	0.07	0.020	0.009	0.016	0.020	4.49
Sand	t6.5 Thin wall box	Base	3.69	2.60	0.51	0.047	0.041	—	—	4.56
		After treatment	3.51	3.65	0.53	0.047	0.017	0.036	0.043	4.73
	25-Y block	Base	3.55	1.48	0.21	0.039	0.020	—	—	4.04
		After treatment	3.42	2.66	0.21	0.038	0.013	0.031	0.037	4.31
	100-Y block	Base	3.56	1.61	0.24	0.050	0.006	—	—	3.76
		After treatment	3.43	2.33	0.24	0.043	0.005	0.036	0.040	4.21

Mg_F = metallic magnesium = Free magnesium, Mg_T = total magnesium = residual magnesium, CE = C + 1/3Si

Table 5 Pouring condition in each heat.

Mold	Sample (mm)	Temperature (°C)						Elapsed time after inoculation (s)
		Super heating	T _{EC}	T _{AC}	Mg treatment	Inoculation	pouring	
Permanent	t5.4 x Φ34	1540	1425	1409	1410	1386	1324	24
	Steering knuckle	1517	1426	1410	1412	1374	1326	38
Sand	t6.5 Thin wall box	1507	1425	1408	1461	1461	1417	59
	25 Y-block	1483	1403	1387	1405	1405	1335	137
	100 Y-block	1478	1406	1391	1423	1423	1321	180

Fig. 6 Polished cross-sectional surfaces of as-cast sample castings.

リー Mg と介在物 Mg の総和を示すものである¹⁴⁾。

t5.4 mm × Φ30 mm ダイカスト供試材には、無チルで全て球状黒鉛から構成されるミクロ組織が観察された。その代表的なミクロ組織を Fig. 7(a) に示す。SG_D は、4-9 μm の範囲の超微細であった。その平均粒径は、7 μm であった。大きな黒鉛粒径のものも観察されたが、それでも約 15 μm 程度であった。これらの比較的に大きな黒鉛粒のものは、鑄込み中に晶

出した初晶黒鉛(過共晶)と考えられる。SG_N は、3220 個/mm² であった。観察倍率を 500 倍とし、印刷後に全ての黒鉛粒を手計算で実測した。Mg 処理温度を従来の T_{EC}¹²⁾ から T_{AC} に変更したことにより、無チルで全黒鉛組織となる実験確率が高くなった。従来の砂型鑄造品と比較するため、3 種の異なる供試材のミクロ組織を Fig. 7(b)-Fig. 7(d) に示す。この対比は、従来の SG_D と SG_N との違いを視覚的に理解しやすくしたものである。Fig. 7 に示した黒鉛組織の解析結果を Table 6 に示す。Fig. 7(b) は、チル(レデブライト)が生成しない条件で黒鉛が晶出する従来の限界 SG_N に近い。レデブライトは、Φ3 半月状アガリ(兼、ガス抜き)にのみ観察された。そのミクロ組織を Fig. 8 に示す。SG_N は、この供試材において最高の 3620 個/mm² であった。レデブライトは、その面積率が約 25% で、共晶セル間に相当の領域に生成していた。

ステアリングナックルは、出湯流接種から 38 s 後に 1326°C で予熱金型に鑄込んだ。溶湯充填時間は、6 s であった。その後、ステアリングナックルが 500°C 以下となってから離型した。その鑄放し外観を Fig. 9(a) に示す。鑄肌は、目視できるような Mg ドロス、湯ジワ、湯境等の欠陥は発生していなかった。ステアリングナックルは、Fig. 9(a) に示す A、B 及び C の個所で切断し、その切断面を目視観察した。その結果を Fig. 9(b)-Fig. 9(d) に示す。引け巣は、どの断面にも観察されなかった。しかしながら、ガス穴が断面 C の表面層に観察された。SG_N は、2240 個/mm² 以上であった。断面 B

Table 6 Results of microstructural analysis.

Mold	Sample (mm)	Diameter Ave.(μm)	Density (Count/mm ²)	Nodularity (%)	Perlite (%)
Permanent	t5.4 × Φ34	7	3220	94	70
	Steering knuckle	9	2240	97	5
Sand	t6.5 Thin wall box	15	889	98	20
	25 Y-block	38	111	87	25
	100Y-block	78	34	88	20

(a) Φ35 x t5.4mm sample casting by die.

(b) 6.5mm thin wall and 130kg box type casting by sand mold

(c) 25mm standard Y-block (JIS G 5502-2001) by sand mold¹³⁾

(d) 100mm Y-block by sand mold

Fig. 7 Microstructures of die and sand mold castings.

におけるミクロ組織の事例を Fig. 10 に示す。これは、類似ステアリングナックルの砂型品に観察される $SG_N^{15)}$ の 10 倍以上である。チルは、観察されていない。ミクロ組織解析の結果を Table 6 に示す。

Fig. 8 Microstructure of Φ3 semicircle flow-off vent for sample casting (3 vol% nital etch). SG_N : 3620 count/mm².

Fig. 9 Quality of surface and cross-sections in steering knuckle by gravity die casting.

Fig. 10 Microstructure of surface layer at section B in steering knuckle, as shown in Fig. 9(a) (3 vol% nital etch).

4. 考 察

肉厚が薄くなるか或いは冷却速度が速くなると、 SG_D は微細化し SG_N は増加する。しかし、冷却速度が速すぎるとレデ

ブライト組織が生成するようになる。堀江ら³⁾によると、チル臨界冷却速度は、式(3)で与えられるとしている。その際の SG_N は、およそ 900 個/mm² が限界と結論づけている。

$$SG_N = 0.58R^2 + 19.07R + 1.01 \quad (3)$$

ここで、 R = 冷却速度 (°C/s)

SG_N が 900 個/mm² の時、 R は、26.2°C/s となる。本実験で無チル SG_N の限界は、 $t5.4\text{mm} \times \Phi 30\text{mm}$ 金型供試材で観察されたチル無し 3200 個/mm² とチル有り 3600 個/mm² の間にあると考えられる。この場合、チル臨界冷却速度は、60-62°C/s となる。従来の研究とは、大きく異なり 2 倍以上の高速まで無チルとなっている。この違いは、チル(Fe_3C)形成への N_F の関与をイメージするか否かの理論にある。本研究では、 N_F 制御をキーポイントと考えている。この概念は、従来にはなかったことである。 N_F は、スーパーヒート温度からの徐冷で減少できる。さらに、アルミニウム(Al)、カルシウム(Ca)、珪素(Si)等を含む接種材の添加によって相殺できる。 N_F と楔形試験片におけるチル深さとの間に良い相関があることは、著者らによって実証され鑄造現場の実践に適用されている¹¹⁾。

マンガン(Mn)やクロム(Cr)のような元素は、チル形成傾向を促進することが一般に知られている。これらの元素は、鑄鉄溶湯への窒素の溶解度を増加させることも知られている¹⁶⁾。逆に、C、Si 及び燐(P)は、鑄鉄溶湯への窒素の溶解度を減少させ、チル形成を抑制する^{17,16)}。Mn 及び Cr は、Fe の原子サイズと近いことから、 Fe_3C の Fe と置換しチルを促進することも考えられる。さらに、原子結合性の観点から、Mn、Cr と C との結合性を示す電気陰性度は、Fe と C のそれより大きい⁸⁾。この原子の置換に関して、同様のことが酸素(O)及び N 原子についても考えられる。 N_F とチルは、 Fe_3C の C 原子を N 原子が置換することに関して関連があり、その置換によってチルを促進する。しかし、フリー酸素(O_F)は、チルを促進する可能性が低いことが、著者らの研究によりわかっている¹¹⁾。S は、吸 N とチル形成を抑制するのに効果があるものの¹⁸⁾、黒鉛球状化を阻害する元素でもある。

Mg は、大気圧の下で約 1100°C で気化する。Mg 原子は、Fe 原子に比べサイズが大きいことから、鑄鉄溶湯に殆ど溶解度を持たない。その結果、気化した Mg は、1300°C 以上で扱

われる鑄鉄溶湯にあって気泡で存在することができる。Mg 気泡の大きさは、式(4)²⁰⁾と式(5)によって求められる。算出した Mg 気泡サイズを Table 6 に示す。Fig. 10 に示した球状黒鉛粒は、その平均粒径が 7µm であった。このサイズは、1400-1450°C で Mg 処理した時の Mg 気泡サイズの計算結果に近い¹⁹⁾。Table 7 は、仮に別の方法で鑄放し無チルが得られるとするなら、本研究より溶湯深さが浅く、且つ高温 Mg 処理の場合ほど気泡径を小さくできることを示している。

Mg の気化圧力(atm) ; P_{Mg}

$$\text{Log } P_{Mg} = 4.958 - (1.229 \times 104)/T \quad (4)$$

T ; ランキン温度 = 1.8 × 絶対温度 K

Mg 気泡の直径(µm) ; D

$$P_{Mg} = P_a + \rho g H + 4\gamma/D \quad (5)$$

$D = 4\gamma/(P_{Mg} - P_a - \rho g H)$

P_a ; 大気圧 (1 atm)

ρ ; 密度 (6.8 g/cm³)

g ; 重力加速度 (980 cm/s²)

H ; 溶湯深さ (cm)

γ ; 表面張力 (1450 dyne/cm)

P. Kainzinger らは²¹⁾、砂型鑄造した場合の SG_D が小さく SG_N が多いほど疲労強度が向上するとしている。彼らの研究では、 SG_N が 20-250 個/mm² の供試材が扱われている。本実験で得られた SG_D 及び SG_N からすると、さらに大きな疲労強度の改善が期待される。さらに、従来の黒鉛粒間距離より破格に狭いことから、熱伝導率も大きな改善が期待される。

SG_D 及び SG_N に加えて、ステアリングナックルにおいて鑄放し無チルの完全黒鉛組織は、鑄鉄材料として信頼できるとしなければならない。球状黒鉛鑄鉄鑄物の金型鑄造を熱処理なしで成功した研究機関は、幾つかある^{7,9,22,23)}。しかし、鑄物工場の実践に転じたとの報告は、今のところ殆どない。幾つかの鑄造工場で取り組んでいるものの、チル(レデブライト組織)の黒鉛化熱処理を実施している^{5,6,24)}。このようなチル化した鑄物の熱処理による黒鉛化は、Mg を含有することから可鍛鑄鉄の場合より短く、15 min 程度で良いとされている。しかしながら、球状化率が低い、黒鉛粒が不連続割れのように直線状に並ぶ等、好ましくない黒鉛組織を形成する可能性が高い¹⁰⁾。これらの好ましからざる黒鉛組織は、Mg

Table 7 Calculated diameter of magnesium gas bubbles in molten iron treated with magnesium spheroidizer.

Temperature (°C)	Vapore pressure (atom)	Bubble diameter at molten iron depth D (µm)			
		D = 1cm	D = 10cm	D = 100cm	D = 500cm
1300	4.15	17	17	21	*
1350	5.64	12	12	13	40
1400	7.53	8	8	9	16
1450	9.89	6	6	7	10
1500	12.79	5	5	5	6
1550	16.32	3	3	4	4
1600	20.54	3	3	3	3

ボイドの分布に起因している。Mg 気泡は、針状レデブライトを構成するオーステナイト(γ)と Fe_3C との間のサイトに位置する²⁰⁾。球状の Mg 気泡は、このレデブライト組織に沿って分布し不規則形状のボイドとなる。線状分布にもなりえる。焼き戻し黒鉛は、このボイドに析出する²⁵⁻²⁷⁾。黒鉛粒の線状分布は、機械的性質、特に疲労強度に影響を及ぼすであろう。

チル抑制(黒鉛化促進)のための N_F 説^{11,12,28)}と黒鉛球状化理論「サイト説²⁹⁻³²⁾」は、鑄放し無チルの超微細球状黒鉛鉄鑄物の実践製造に適用できることを確認した。さらに安定した製造条件を確立するため、既報の砂型鑄造¹¹⁾と同様に、重力ダイカストについても工程に対する N_F の推移を分析し、チルとの関連を実証の予定である。

5. 結 論

N_F 制御をイメージした重力ダイカストを実施した結果、以下に示す結論を得た。

(1) $t5.4\text{ mm} \times \Phi 30\text{ mm}$ 及びステアリングナックル供試材ともに、鑄放し完全無チル組織とすることができた。

(2) $t5.4\text{ mm} \times \Phi 30\text{ mm}$ 供試材では、平均 $\text{SGD} = 7\text{ }\mu\text{m}$ を得た。ステアリングナックル供試材では、平均 $\text{SGD} = 9\text{ }\mu\text{m}$ を得た。これらは、従来、報告例がない超極細粒である。

(3) 無チル完全黒鉛組織を得るための条件の 1 つである Mg 処理温度は、 T_{AC} より T_{EC} の方が安定した結果が得られる。

文 献

- 1) Sokeizai Center: *Material year book* (2017).
- 2) P. Kainzinger and F. Grun: *Giesserei Rundschau* **61** (2014) Nr.11+12,

- s347-351.
- 3) H. Horie: *Imono* **67** (1995) 124-132.
- 4) H. Sakurai, M. Kawasaki and K. Ozaki: Technical Paper 945189, FISTA Congress (1994).
- 5) Y.S. Lerner: *Foundry Management & Technology*, Oct. (2003) pp. 18-22.
- 6) A. Urrestarazu, J. Sertucha, R. Suárez and I. Álvarez-Ilzarbe: *Rev. Metal.* **49** (2013) 325-339.
- 7) Y. Lee, P. Kim, K. Hara, T. Sawamoto, N. Inoyama and Y. Kawano: *Imono* **55** (1983) 156-163.
- 8) N. Inoyama, S. Yamamoto and Y. Kawano: *Cast Irons clarified Through Bonds and Reactions* (1992).
- 9) T. Kitsudou, K. Ashida and K. Fujita: *Imono* **62** (1990) 359-364.
- 10) *Permanent Mold Casting of Irons*: Japan Foundry Society (1976).
- 11) H. Itofuji, M. Tamura, Moritake, M. Itamura and K. Anzai: *Imono*, 163rd conference (2013) p. 99.
- 12) H. Itofuji, K. Kazuya, T. Kotani, M. Itamura and K. Anzai: *Proceedings of CastTec2016* (2016).
- 13) B. Marineki: *Mod. Cast.* **42** (1962) 99.
- 14) H. Itofuji: *Int. J. Cast. Met. Res.* **12** (1999) 179-187.
- 15) K. Edane, Y. Ameku, Y. Kurokawa, H. Itofuji, M. Itamura and K. Anzai: *Imono*, 168th conference (2016) p. 151.
- 16) R.D. Pehlke: *Trans. Met. Soc. AIME* **218** (1960) 1088-1101.
- 17) K. Taniguchi: *Tetsu-to-Hagané* **18** (1932) 952-980.
- 18) T. Choh and M. Inoue: *Tetsu-to-Hagané* **54** (1968) 19.
- 19) P.K. Trojan and R.A. Flinn: *Trans. ASM* **54** (1961) 549-566.
- 20) H. Itofuji: *Int. J. Cast. Met. Res.* **17** (2004) 220-228.
- 21) P. Kainzinger and F. Grun: *Giesserei Rundschau* **61** (2014) Nr.11+12, s347-351.
- 22) M.S.C. Rao and M.N. Srinivasan: *AFS Trans.* **96** (1988) PP79-PP89.
- 23) K.G. Davis, J.G. Magny, D.A. Brown and D. Hui: *Advanced Casting Technology, Proc. Conf. Kalamazoo, MI Nov 12-14* (1986) pp. 221-230.
- 24) H. Sakurai, M. Kawaguti and K. Ozaki: *The Integration of Design and Manufacture* (1994) pp. 55-61.
- 25) Y.-H. Lee and Y. Kawano: *J. Japan Inst. Metals* **44** (1980) 339-345.
- 26) K. Hanawa, K. Akechi, Z. Hara and T. Nakagawa: *J. Japan Inst. Metals* **44** (1980) 943-948.
- 27) Y.-H. Lee and Y. Kawano: *J. Japan Inst. Metals* **45** (1981) 948-956.
- 28) H. Itofuji, K. Edane, Y. Kurokawa, M. Itamura and K. Anzai: *Imono*, 168th conference (2016) p. 148.
- 29) H. Itofuji: Doctoral Thesis, Kyoto University, (1993).
- 30) H. Itofuji: *AFS Trans.* **104** (1996) 79-87.
- 31) H. Itofuji: *Imono* **84** (2012) 194-202.
- 32) H. Itofuji: *Imono* **90** (2018) 587-593.