

凝固形態及び温度勾配の最適制御による鉄基マイクロポーラス材料の as-cast 製造

研究代表者 秋田大学大学院理工学研究科物質科学専攻 講師 後藤 育壮
共同研究者 秋田大学大学院理工学研究科物質科学専攻 教授 麻生 節夫
共同研究者 秋田大学大学院理工学研究科物質科学専攻 助教 福地 孝平
共同研究者 秋田県産業技術センター先進プロセス開発部 研究員 黒沢 憲吾

1. 緒言

含油軸受はオイルレスベアリングや無給油軸受などとも呼ばれ、回転・揺動などの機械動作において、ボールベアリングなどと並んで不可欠な部品となっている¹⁾。樹脂製やセラミックス製に比べ強度と靱性のバランスに優れる金属製の含油軸受には、焼結含油軸受、鑄造による銅合金含油軸受、成長鑄鉄含油軸受などがある¹⁾。焼結含油軸受は、金属粉末の焼結時に形成される微細な空隙に潤滑油を含浸させたものであり、メンテナンスフリーの軸受として広く利用されている²⁾。一方、鑄造による銅合金含油軸受は、凝固時に発生する微細な引け巣（収縮巣）やブローホール（気泡巣）を制御することで得られる多孔質の鑄物を積極的に利用したものであり¹⁾、焼結に比べ製造が容易であり、形状や寸法の自由度が高いという特徴もある³⁾。また、成長鑄鉄含油軸受は、共析変態温度前後での加熱・冷却サイクルに伴い、不可逆的な体積膨張（成長）が生じるとともに空隙が形成されるといふ片状黒鉛鑄鉄の性質⁴⁾を利用したものである。片状黒鉛鑄鉄は鑄造性が良好な材料であり、前述の銅合金含油軸受と同様に形状・寸法の自由度が高い上、銅合金に比べ安価な材料であることから、産業機械などに利用されている。我々の研究グループでは、成長を生じさせた片状黒鉛鑄鉄（成長鑄鉄）の含油軸受用材料としての特性評価や^{5,6)}、成長を効率的に生じさせるための加熱・冷却サイクル条件の確立を目的とした研究に取り組んできた⁷⁻⁹⁾。一方、前述の銅合金含油軸受のように、鑄放し（as-cast）状態で多孔質の鉄基合金（鉄基マイクロポーラス材料）を得ることができれば、加熱・冷却サイクルが不要となることにより優れた生産性が見込まれることから、成長鑄鉄の代替材料としての利用が期待できる。

多孔質（ポーラス）化に関する研究は、種々の金属・合金を対象として進みつつあり、ガス化合物熱分解法（熱分解により水素ガスや窒素ガスが発生する化合物の添加）や高圧の窒化雰囲気下での鑄造により、ロータス（レンコン）型の球状黒鉛鑄鉄や炭素鋼が実現されているが¹⁰⁻¹²⁾、ロータス型ではない鉄基マイクロポーラス材料に関する報告は見当たらない。一方、我々の研究グループでは、各種金属・合金の引け巣発生挙動や凝固形態の定量的評価に関する研究にも取り組んできた。一般に、図1に示すように、純金属や表皮形成型の凝固挙動を示す（マッシー度の低い）合金では引け巣はまとまった空洞として発生するが、マッシー型（かゆ状）の凝固挙動を示す（マッシー度の高い）合金では、

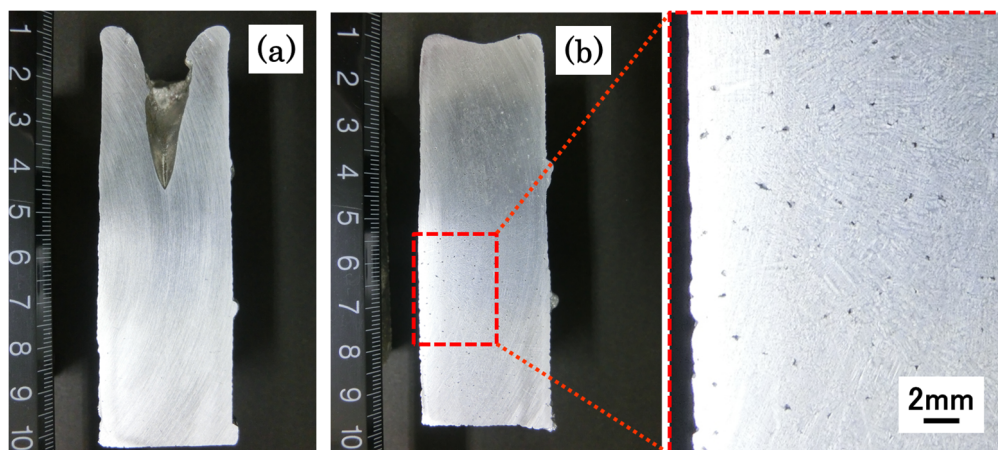
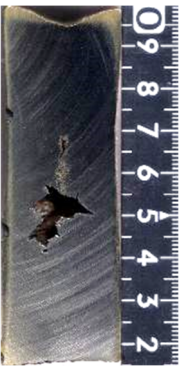


図1 (a)純アルミニウム鋳物及び(b) Al-7mass%Si 合金鋳物の断面¹³⁾

広い固液共存温度幅（液相線温度と固相線温度の差）やそれに伴う低い温度勾配などの影響により、全体的に分散した引け巣（ポロシティ）が発生する¹³⁾。実際、高クロム鋳鋼・白鋳鉄では、表1に示すように、化学組成の違いに伴い引け巣・ポロシティの発生挙動が大きく変化する様子が観察された¹⁴⁻¹⁶⁾。また、これらの鋳物の健全範囲（引け巣・ポロシティの見られない底面からの高さ）は、凝固収縮率や固液共存温度幅との関連性は見られなかったが、無次元数 $b_{\text{cast}}H^*/b_{\text{mold}}$ (b_{cast} ：鋳物熱拡散率、 b_{mold} ：鋳型熱拡散率、

表1 高クロム鋳鋼・白鋳鉄鋳物の断面、健全範囲、凝固収縮率及び固液共存温度幅の例¹⁵⁾

	1.9mass%C- 11mass%Cr	2.8mass%C- 20mass%Cr	2.6mass%C- 30mass%Cr	4.8mass%C- 36mass%Cr
断面				
健全範囲	22.1mm	25.8mm	35.9mm	29.2mm
凝固収縮率	5.19%	7.26%	8.15%	11.9%
固液共存 温度幅	116℃	15.9℃	23.0℃	125℃

$H^*=H/c(\theta_L-\theta_{\text{mold}})$ ：無次元潜熱、 H ：潜熱、 c ：比熱、 θ_L ：液相線温度、 θ_{mold} ：鑄型温度）との間に相関が見られた¹⁴⁻¹⁷⁾。この $b_{\text{cast}}H^*/b_{\text{mold}}$ は、鑄物 - 鑄型間の界面温度に関する支配因子であるとともに、凝固指向性やマッシー度に関する主要な因子でもあることから¹⁷⁻¹⁹⁾、 $b_{\text{cast}}H^*/b_{\text{mold}}$ に関与している因子を制御することができれば、温度勾配・凝固指向性の低減やマッシー度の増加を通じて、広範囲に分散したポロシティを意図的に発生させることができる可能性がある。さらに、鑄型温度を高くすることに加え、鑄物 - 鑄型間の熱伝達係数を減少させることなどもマッシー度の増加に有効であることが、近年の研究を通じて数値的に示されている¹⁹⁾。以上の知見を踏まえ、本研究では、鑄鉄の組成や凝固条件などの変更による as-cast 状態でのマイクロポーラス化の実現性について検討した。

2. 実験方法

2. 1. 実験条件の選定

鑄鉄では化学組成の規格値は定められていないが、片状黒鉛鑄鉄は 3~3.9mass%C-1.4~2.5mass%Si、球状黒鉛鑄鉄は 3.3~4mass%C-2~3.5mass%Si の組成が使用される場合が多い²⁰⁾。これらの鑄鉄の凝固時には、黒鉛晶出に伴う体積膨張が生じるため、一般に引け巣・ポロシティは発生しづらい。このため、ポロシティを意図的に発生させるには、黒鉛晶出量を減少させる必要があり、その主な手段としては、炭素含有率や、炭素当量に寄与するケイ素含有率を低減することが挙げられる²¹⁾。鉄-黒鉛系の共晶凝固が生じる範囲の亜共晶組成であれば、炭素やケイ素の含有率が少ないほど、固液共存温度幅が増加し、マッシー度が高くなることも期待できる。一方、片状黒鉛鑄鉄に比べ球状黒鉛鑄鉄の方がマッシー度の高い凝固形態を示すことも知られている²²⁾。このことについては、炭素原子の固相内拡散に伴う共晶セルの遅い成長²²⁾や、球状化剤添加に起因する凝固核の生成頻度の増加²³⁾などにより、組成が同程度であっても凝固中に形成される固液共存領域が広くなるためであると考えられ、実際に同一組成下において球状化剤添加時にポロシティ発生領域が広範囲となる傾向を、予備実験を通じて別途確認している。以上の事項を踏まえ、本研究では、通常の鑄鉄よりも炭素含有率の少ない 2.5mass%C-2mass%Si の組成を対象とし、球状黒鉛鑄鉄ではポロシティの連続性が低く、含油軸受には適さない可能性も予想されたことから、黒鉛が完全には球状化しない程度の量の球状化剤を添加することとした。

鑄型に関しては、鑄造時の膨張（型張り）なども引け巣発生挙動に影響することが知られている²⁴⁾。このことに関連して、熱膨張の小さい 3D 積層造型鑄型（骨材：人工ムライト砂）を使用した場合と熱膨張の大きい CO₂ 鑄型（骨材：珪砂）を使用した場合の鑄物の比較を通じて、CO₂ 鑄型を使用した場合にポロシティが発生しやすいことを別途確認している。しかし、工業的には、鑄型の膨張を利用したポロシティの制御が困難な形状や寸法の製品である場合も少なくないと考えられることから、本研究では、鑄造時の膨張の影響の小さい 3D 積層造型鑄型を用いることとした。さらに、無次元数 $b_{\text{cast}}H^*/b_{\text{mold}}$ やマッシー度の観点からは、鑄型の断熱性を上げることがポロシティの分散に有効であると考えら

れることから、3D 積層造型鋳型のバインダが失われない程度の予熱や、鋳型の内面への断熱材の設置も併せて行うこととした。

2. 2. 実験手順

炭素及びケイ素の含有率がそれぞれ 2.5mass%及び 2mass%の目標値となるように銑鉄・電解鉄・金属シリコンを配合した原材料 950g を高周波誘導炉で大気溶解し、黒鉛球状化剤（日下レアメタル研究所・KC アロイ M-6、主成分：鉄・ケイ素・マグネシウム）を 7.1g 添加した上で、全量を 1 つの鋳型に鋳込んだ。鋳型には、幅 30×奥行 60×高さ 90mm の直方体形状のキャビティを有する 3D 積層造型鋳型（骨材：人工ムライト砂、バインダ：フラン系）の内面に断熱材（東京硝子器械・生体溶解性繊維 I ペーパー、厚さ：1mm）を 1 枚もしくは 3 枚重ねとなるように設置したものをを用い、鋳型温度は約 60℃とした。鋳込温度の基準となる液相線温度は熱力学計算（熱力学計算ソフトウェア：Thermo-Calc、熱力学データベース：鉄基合金用データベース TCFE8）により把握し、鋳込温度は約 1390℃（過熱度約 100K）とした。作製した鋳物の奥行方向に関する中心断面を研磨し、マイクロ스코プによる観察及び浸透探傷試験（探傷剤：イチネンケミカルズ・ミクロチェック）を行った。また、燃焼赤外線吸収法による炭素分析及び蛍光 X 線分析を行い、化学組成を確認した。さらに、中心断面の各位置に対応する約 10mm 角の試料をその付近より採取し、潤滑油に浸漬した状態で真空ポンプ（アサダ・1.8CFMEco）により減圧することで含油処理を行い、その前後の重量より式(1)を用いて局所的な含油率を算出した²⁴⁾。

$$I \text{ (mass\%)} = \frac{W_a - W_b}{W_a} \times 100 \quad (1)$$

ここで、 I は含油率、 W_b 及び W_a はそれぞれ含油処理前及び含油処理後の重量である。

3. 結果と考察

3. 1. 凝固組織と化学組成

作製した 3 種類の鋳物のマイクロ組織を図 2 に示す。いずれの鋳物も、図 2 に示すように、黒鉛は完全には球状化しておらず、黒鉛球状化率に基づく、図 2(a)及び(b)の鋳物は CV（Compacted Vermicular、芋虫状）黒鉛鋳鉄に分類される凝固組織であることを確認している。また、図 2(c)の鋳物では、片状黒鉛鋳鉄に分類される凝固組織が観察された。このことについては、偶発的な球状化不良が生じたためであると考えられる。

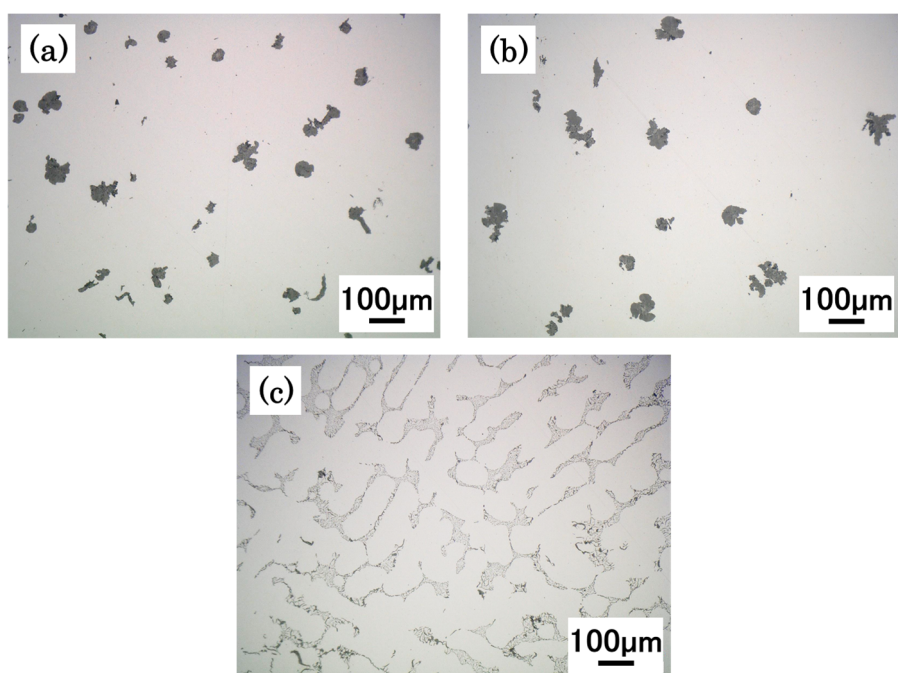


図2 (a)断熱材1枚を使用して作製したCV黒鉛鑄鉄鑄物、3枚重ねの断熱材を使用して作製した(b)CV黒鉛鑄鉄鑄物及び(c)片状黒鉛鑄鉄鑄物のミクロ組織

次に、それぞれの鑄物の化学組成を表2に示す。炭素及びケイ素の含有率は、表2に示すように、それぞれ約2.3mass%及び約1.6mass%であり、目標値より若干少なかったが、概ね安定した値が得られていることを確認することができた。また、黒鉛球状化元素であるマグネシウムの含有率に関しては、黒鉛形状との関連性は見られなかった。これらの微量含有元素については、分析面のコンタミネーションなどの影響が生じていた可能性も推測される。

表2 作製した鑄物の化学組成（単位：mass%）

	炭素分析	蛍光X線分析				
	C	Si	Mn	P	Ni	Mg
断熱材1枚を使用した CV黒鉛鑄鉄鑄物	2.4	1.6	0.030	0.011	0.021	0.041
3枚重ねの断熱材を使用した CV黒鉛鑄鉄鑄物	2.3	1.5	0.045	0.012	0.027	0.0075
3枚重ねの断熱材を使用した 片状黒鉛鑄鉄鑄物	2.3	1.7	0.059	0.0063	0.019	0.020

3. 2. ポロシティ発生挙動

浸透探傷試験後の中心断面を図 3 に示す。断熱材の枚数が多い場合には、図 3(a)及び(b)に示すように、ポロシティ発生領域が広範囲となる傾向を確認することができた。また、片状黒鉛鑄鉄に比べ CV 黒鉛鑄鉄の方が、ポロシティ発生領域が広範囲となることを予想していたが、図 3(b)及び(c)に示すように、ポロシティ発生領域の範囲は同程度であった。断熱材を使用していない予備実験では、黒鉛球状化剤の添加によりポロシティ発生領域が広範囲となる傾向が見られていることから、本実験における凝固挙動に対しては、黒鉛球状化の有無に比べ、3 枚重ねの断熱材の使用による影響が大きかったことが推察される。

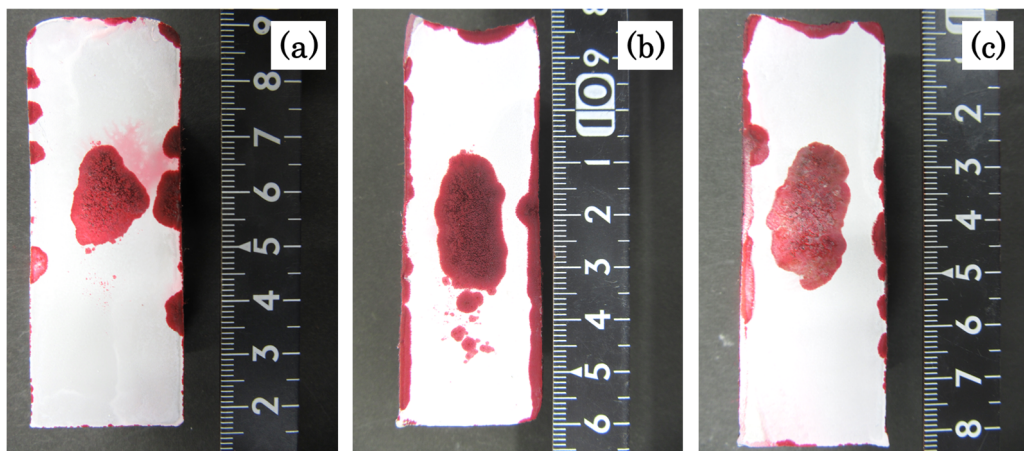


図 3 (a)断熱材 1 枚を使用して作製した CV 黒鉛鑄鉄鑄物、3 枚重ねの断熱材を使用
して作製した(b)CV 黒鉛鑄鉄鑄物及び(c)片状黒鉛鑄鉄鑄物の
浸透探傷試験後の中心断面

次に、ポロシティ発生部のマクロ組織を図 4 に示す。ポロシティ発生部及びその付近では、図 4 に示すように、CV 黒鉛鑄鉄鑄物と片状黒鉛鑄鉄鑄物のいずれに関しても、片状黒鉛鑄鉄における D 型の黒鉛組織のような微細な共晶黒鉛を含む凝固組織が観察され、少なくともポロシティ発生部に関しては、デンドライト間に生じたポロシティが孤立せずに連なっている様子を確認することができた。また、断熱材の枚数が多い場合には、冷却速度が遅くなることや温度勾配が小さくなることに伴い、やや粗大なデンドライト組織となる様子についても確認することができた²⁵⁾。

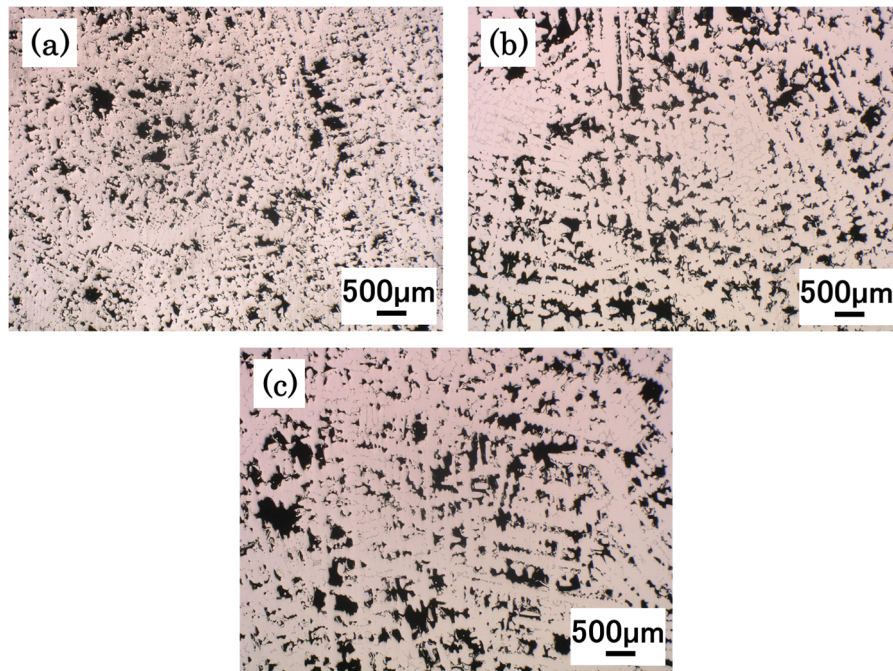


図4 (a)断熱材1枚を使用して作製したCV黒鉛鉄鋳物、3枚重ねの断熱材を使用して作製した(b) CV黒鉛鉄鋳物及び(c)片状黒鉛鉄鋳物のポロシティ発生部のマクロ組織

3. 3. 含油率分布

中心断面付近の含油率分布を図5に示す。なお、含油させた成長鋳鉄を用いた摩擦試験では、面圧などの試験条件も依存するが、含油率が概ね $0.1\text{mass}\%$ 以上であれば、潤滑状態が得られやすいことが示されている²⁴⁾。CV黒鉛鉄鋳物と片状黒鉛鉄鋳物の比較を通じて、図5(a)に示すように、CV黒鉛鉄鋳物では含油率が $0.1\text{mass}\%$ 未満の部分がやや多く、特に含油率が $0.03\text{mass}\%$ 以下と極めて小さい部分も多かった。一方、図5(b)に示すように、片状黒鉛鉄の方が、含油率が $0.1\text{mass}\%$ 以上であり潤滑状態となることが期待できる部分がやや多く、全体的に高い含油率が得られていた。

ここで、一般には、片状黒鉛鉄に比べCV黒鉛鉄の方が、マッシー度が高くなる²²⁾上、凝固中に黒鉛がオーステナイト相で囲まれること^{22,26,27)}に伴い、過冷度の増加とともに、黒鉛から離れた部分では凝固収縮の大きい鉄-セメンタイト系の共晶凝固が生じやすくなると考えられ²⁶⁾、これらは引け巣・ポロシティの発生を促進する方向に作用する。一方、本研究におけるマッシー度の増加及びそれに伴うポロシティの発生については、前述のように、黒鉛球状化の影響は小さく、3枚重ねの断熱材の使用による影響が支配的であったと考えられる。このような冷却速度の遅い条件下では、初晶オーステナイトの凝固殻²²⁾やデンドライトネットワークが形成されやすいと考えられる片状黒鉛鉄と比較して、固液一体流動が生じやすいと考えられるCV黒鉛鉄の方が溶湯補給性に優れ、鋳物中心

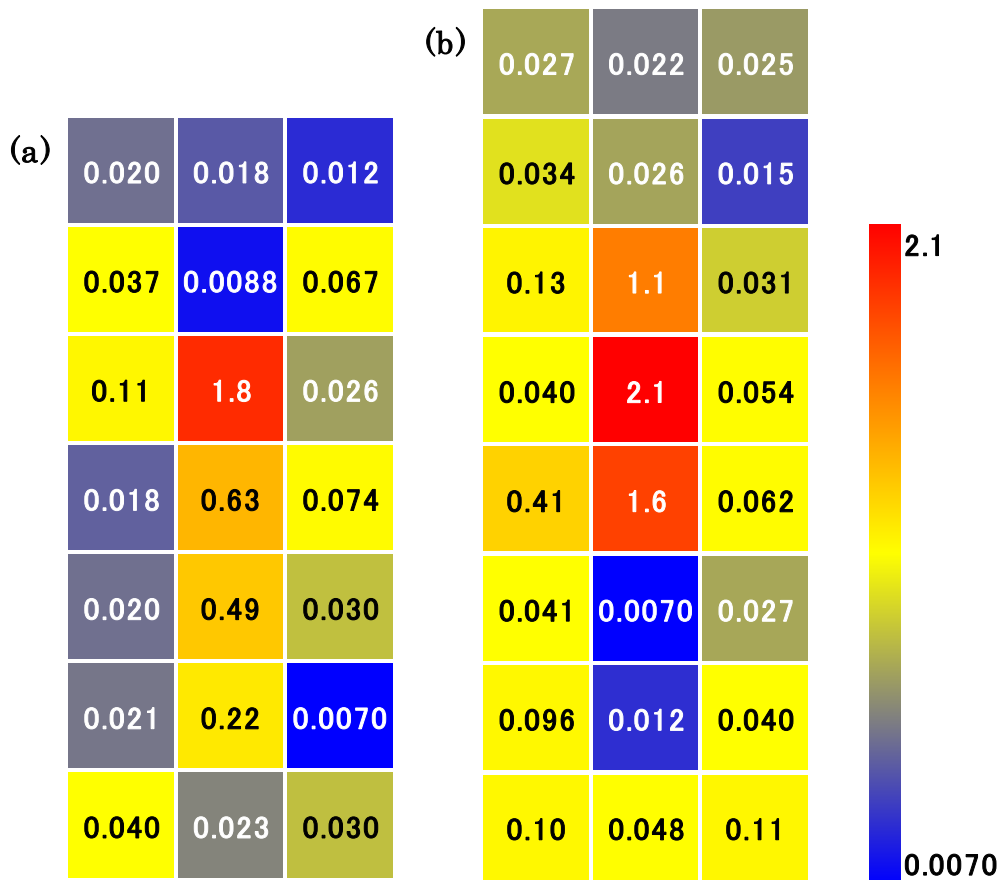


図5 3枚重ねの断熱材を使用して作製した(a)CV 黒鉛鉄鋳物及び
(b)片状黒鉛鉄鋳物の中心断面付近の含油率分布 (単位: mass%)

部（最終凝固部）以外にはポロシティは発生しづらく、発生していたとしても共晶セル間などに生じる連続性の低いものであったことが推測される。実際、3枚重ねの断熱材を使用したCV 黒鉛鉄鋳物では、図3からも分かるように、片状黒鉛鉄鋳物の場合や断熱材が1枚の場合に比べ、鋳物上部に深い凹部が形成されており、凝固中の溶湯補給が他の場合よりも多く生じていたことが示唆される。また、3枚重ねの断熱材の使用に伴う遅い冷却速度により、鉄 - 黒鉛系の共晶凝固が促進され、CV 黒鉛鉄におけるポロシティの発生が低減されていた可能性も考えられる。一方、3枚重ねの断熱材を使用した片状黒鉛鉄鋳物では、固液界面における黒鉛晶出を伴う共晶凝固（共晶セルの成長）により、CV 黒鉛鉄の場合に比べ凝固速度が速くなること²²⁾も、溶湯補給性の低下に影響していた可能性がある。以上のように、CV 黒鉛鉄鋳物と片状黒鉛鉄鋳物の凝固形態の違いが、含油率分布に影響していたことが推察される。

4. 結言

鉄をベースとした凝固形態や温度勾配の制御による鉄基マイクロポーラス材料の

as-cast 製造の実現性について検討した。その結果、以下のような知見が得られた。

- (1) 3D 積層造型鋳型のバインダが失われない程度の予熱に加え、複数枚を重ねた断熱材の鋳型の内面への設置により、冷却速度が遅くなることや温度勾配が小さくなることに伴い、浸透探傷試験により観察されるポロシティ発生領域が広範囲となった。
- (2) 複数枚を重ねた断熱材を使用して作製した CV 黒鉛鋳鉄鋳物と片状黒鉛鋳鉄鋳物では、浸透探傷試験により観察されるポロシティ発生領域の範囲は同程度であったが、片状黒鉛鋳鉄の方が全体的に高い含油率が得られた。これには、冷却速度が遅い条件下での CV 黒鉛鋳鉄と片状黒鉛鋳鉄の凝固形態の違いが影響していることが推測される。

謝辞

本研究は、「公益財団法人 JFE21 世紀財団 2018 年度技術研究助成による研究」です。また、本研究の一部は、有限会社日下レアメタル研究所の支援を受けました。実験は、秋田大学理工学部煤賀優太君の協力を受けました。ここに感謝申し上げます。

参考文献

- 1) 川崎景民: オイルレスベアリング (アグネ) (1973) pp. 9, 13-14, 16.
- 2) 素形材技術解説書製作委員会: ものづくりの原点 素形材技術 (日刊工業新聞社) (2005) p. 100.
- 3) 松山徳蔵, 萱場孝雄: 日本機械学会論文集 **26** (1960) 455-461. DOI: 10.1299/kikai1938.26.455
- 4) 岩渕義孝, 小林勲: 鋳造工学 **70** (1998) 806-811. DOI: 10.11279/jfes.70.806
- 5) 由利健太, 麻生節夫, 阿部進: 日本鋳造工学会第 159 回全国講演大会講演概要集 (2011) 84. DOI: 10.11279/jfeskouen.159_84
- 6) 由利健太, 麻生節夫, 阿部進: 日本鋳造工学会第 160 回全国講演大会講演概要集 (2012) 75. DOI: 10.11279/jfeskouen.160_75
- 7) 國井佑紀, 麻生節夫, 後藤育壮, 小松芳成: 日本鋳造工学会第 167 回全国講演大会講演概要集 (2015) 20. DOI: 10.11279/jfeskouen.167_20
- 8) 山田浩正, 江川元太, 後藤育壮, 麻生節夫, 飛島明: 日本鋳造工学会第 171 回全国講演大会講演概要集 (2018) 57. DOI: 10.11279/jfeskouen.171_57
- 9) R. Hosoya, H. Yamada, G. Egawa, I. Goto, S. Aso, K. Kuroawa: Proceedings of the 7th Japan-Korea Conference for Young Foundry Engineers (2018) 134. DOI: 10.11279/jfeskouen.172_134
- 10) 中嶋英雄: マクロおよびナノポーラス金属の開発最前線 (シーエムシー出版) (2011) pp. 41-42.
- 11) 青木俊憲, 後藤浩二, 園田司, 稲葉輝彦, 山口篤, 西羅正芳, 永本正義: 兵庫県立工業技術センター研究報告書 **22** (2013) 9-10.

- 12) 中嶋英雄: ポーラス材料学 多孔質が創る新機能性材料 (内田老鶴圃) (2016) pp. 91-95, 119-123.
- 13) 後藤育壮: 日揮・実吉奨学会 2014 年度研究助成金受給者研究報告集 **33** (2016) 76-83.
- 14) 後藤育壮: 日立金属・材料科学財団材料科学研究助成研究成果報告 **30** (2017) 1-8.
- 15) 後藤育壮, 麻生節夫, 小畑智恵: 日本鑄造工学会第 168 回全国講演大会講演概要集 (2016) 75. DOI: 10.11279/jfeskouen.168_120
- 16) I. Goto, K. Tomita, S. Aso, K. Kurosawa: Proceedings of the 14th Asian Foundry Congress (2017) AFC-063.
- 17) 新山英輔, 安斎浩一: 鑄物 **66** (1994) 31-37. DOI: 10.11279/imono.66.1_31
- 18) 後藤育壮, 麻生節夫: 鑄造工学 **89** (2017) 381-388. DOI: 10.11279/jfes.89.381
- 19) 後藤育壮, 麻生節夫: 鑄造工学 **91** (2019) 28-36. DOI: 10.11279/jfes.91.28
- 20) 新版鑄鉄の生産技術教本編集委員会: 新版鑄鉄の生産技術 (素形材センター) (2012) pp. 54, 73.
- 21) 香川明男, 中村尚人, 木口昭二, 長田雅史: 鑄物 **67** (1995) 112-117. DOI: 10.11279/imono.67.2_1122
- 22) 菅野利猛: 鑄造工学 **85** (2013) 708-719. DOI: 10.11279/jfes.85.708
- 23) 安田秀幸, 杉山明, Kiattisaksri Chatcharit, 森下浩平: 日本鑄造工学会第 170 回全国講演大会講演概要集 (2017) 5. DOI: 10.11279/jfeskouen.170_5
- 24) 國井佑紀, 麻生節夫, 後藤育壮, 小松芳成: 日本鑄造工学会東北支部第 91 回鑄造技術部会資料 (2015) No. 91-2.
- 25) W. Kurz, D.J. Fisher: Fundamentals of Solidification (Trans Tech Publications) (1998) p. 88.
- 26) 中江秀雄, 辛昊暉: 鑄造工学 **77** (2005) 107-113. DOI: 10.11279/jfes.77.107
- 27) 安田秀幸, 杉山明, 西村友宏, 柳楽知也, 森下浩平, 吉矢真人: 日本鑄造工学会第 167 回全国講演大会講演概要集 (2015) 16. DOI: 10.11279/jfeskouen.167_16