

連携記事

半凝固プロセスによる高機能鋳鉄の創製

Invention of High Quality Cast Iron with Semi-Solid Casting

滝田光晴
Mitsuharu Takita

名古屋大学 大学院工学研究科
マテリアル理工学専攻 准教授

はじめに

半凝固・半溶融加工プロセスとは、金属を固液共存域において加工・成形するプロセスであり、前者の半凝固加工プロセスは液相から固相へと遷移する際に加工・成形を行う、つまり溶融金属の温度を低下させながらの加工・成形プロセスである。一方、後者の半溶融加工プロセスは、固相から液相へと遷移する際に加工・成形を行う、つまり温度を上昇させながらの加工・成形プロセスのことである。これら両プロセスは、半溶融・半凝固状態における金属素形材の変形抵抗の低下・変形能の増大・接合性の向上、さらには分離性・攪拌性・混合性の発現など固相状態では得られない特性を利用した製造法である¹⁾。また、以下にこれら両プロセスの代表的な利点を示す²⁾。

- (1) 通常の鋳造品に見られる粗大なデンドライトのない微細な組織が得られる。これにより、内部欠陥やマクロ偏析が減少し、均一な組織を得て、機械的性質の向上に期待ができる。
- (2) 凝固潜熱の一部を放出後に鋳造するために、鋳造装置や鋳型への熱負荷を軽減でき、工具の寿命延長と生産能率の大幅な向上が可能になる。
- (3) 固相を一部晶出しているため、成形加工後の凝固に伴う収縮が減少し、より最終製品に近い、Near-Net-Shapeが可能となる。
- (4) 半凝固状態の初晶間隙への捕捉を利用して、異種材料の混入が容易となり、新しい複合材料の製造が可能となる。

このように、様々な特徴を有する半凝固・半溶融加工プロセスの歴史は、1960年代初期の鋳型回転スクレーパー法³⁾に端を発し、1970年代に米国マサチューセッツ工科大学のM.C.Flemingsらの大規模な固液共存域での攪拌凝固実験が行われて以来、プロセスの方法論の基礎が確立された⁴⁻⁸⁾。その後、日本や欧米諸国を中心に半溶融・半凝固状態での成

形・加工法が開発されるようになった⁹⁻¹¹⁾。

現在、半凝固・半溶融加工プロセスは、その製品品質の良さ、形状付与性の高さ等から、自動車部品を対象として、アルミニウム合金で実用化が進展している。また、音響・画像関係の家電製品分野やパソコンケース等の情報通信機器等の分野では、軽量性、電磁シールド性、意匠性等の観点から、マグネシウム合金での実用化に向けた研究が数多くなされている¹²⁻²⁰⁾。その一方で、ステンレス鋼、鋳鋼、鋳鉄等の鉄系合金や超合金、銅合金等の高融点金属に対して、半凝固・半溶融加工プロセスは未だ実用化のみならず、適用もほとんどなされていない状況である。近年、軽量化へのニーズから鉄系材料から軽量材料などへの材料転換が盛んに行われているが、鉄系鋳物特有の性質や製造からのリサイクル・廃棄を含めた全プロセスのエネルギー消費量や投入資源を考えれば、循環型社会に適しており、更なる高機能化に向けて研究を推進していくべき材料である。

鋳鉄は鋳物の中でも最も多く生産される金属材料で、鋳造性、固体潤滑性、減衰能、切削性などに優れるという長所を持っている。これらの性質は主に鋳鉄中の黒鉛の形態や分布状態によって決定づけられる。しかし、黒鉛自体にはそれほど強度がなく、機械的強度が低いという欠点もある。つまり、黒鉛の量と形状および分布状態が、鋳鉄の機械的強度を支配しており、黒鉛の析出量が少なくても形も小さく、均質に自由な方向に析出しているものほど機械的強度は向上し、逆に黒鉛量が多く、長片状に一定方向に向かって析出しているものほど機械的強度は悪化する。

そこでここでは、鋳鉄を半凝固鋳造することにより高機能化する方法として、機械的攪拌法および傾斜冷却板法について最近の研究を紹介する。

半凝固加工プロセスはその開発以来、半凝固スラリーを生成する方法として、いくつかの方法が研究されてきた。当初から最もベーシックな機械攪拌法に加えて、電磁気力を利用

する電磁攪拌法、超音波振動を付加する超音波攪拌法などによって半凝固スラリーの生成の研究が行われてきた。

本研究室において、半凝固加工プロセス開発初期には鋳鉄を対象に、機械攪拌法による研究が盛んに行われ、鋳鉄の性質を向上させることが判明した。邱らによる鋳鉄半凝固体の固相形態と粘性に及ぼす攪拌、冷却条件の影響および組織と引張強度の改善^{21, 22)}、また今泉らによる高機能鋳鉄の開発と基礎特性等である^{23, 24)}。

2 傾斜冷却板法による鋳鉄の高機能化

しかしながら機械攪拌法では、溶湯の温度を低下させていく過程で攪拌子を挿入し、目的とする固液共存域の温度に至るまで攪拌操作を行い続けるため、鋳鉄のような高融点金属の場合、高温下での長時間の攪拌に耐える材料が必要となってくる。さらに工業化を考えた場合、複雑な製品形状などには攪拌子サイズ、形状が大きな問題となり、機械攪拌法では非常に困難となる。

一方、これらの問題を解決する方法として傾斜冷却板を用いた半凝固加工プロセスが開発され、研究が行われてきた。このプロセスは結晶遊離説に基づき、核生成の段階で傾斜冷却板上に安定な凝固シェルの生成を防ぎ、等軸晶からなる均一な粒状結晶が分散した半凝固スラリーを得るものである²⁵⁻²⁹⁾。このモデルの模式図を図1に示す。この手法は、外力を作用させて晶出する固相を破断・粉碎して粒状にする攪拌法に代表される従来法とは本質的に異なっているものの、半凝固加工プロセスの特徴的な組織と同じような組織が得られる。また、この手法では注湯温度の減少、組織の粒状均一化という半凝固加工プロセスの利点と合わせ、半凝固スラ

リー作製から鑄込みまでを一連の流れで行うことができ、装置の簡略化が可能となる。

亜共晶鋳鉄の各プロセスによる顕微鏡写真の例を図2に示す。ここでは、灰色の初晶オーステナイト (γ) と白色の共晶レデブライト (γ +セメントライト) が観察される。(1)の無処理 (普通鑄造) の鋳鉄では、粗大なオーステナイトデンドライトとその間隙の粗いレデブライト組織が見られる。(2)に示す機械的攪拌により300 rpmで攪拌したものは、無処理に比較して、初晶オーステナイト組織は微細になっているが、レデブライト組織はあまり微細化されていない。(3)に示す、傾斜冷却板を用いたものでは、初晶オーステナイト組織はさらに微細化され、レデブライト組織も微細化されていることがわかる。

2.1 実験装置および方法

供試材として表1に化学組成を示す炭素当量約3.6%の亜共晶鋳鉄を用いた。ここで、炭素当量 (Carbon Equivalent: CE) は次式で表され、 $CE=4.3$ で共晶鋳鉄となる。

$$CE = \%C + 1/3(\%Si + \%P)$$

この鋳鉄の液相線温度 (T_L) および固相線温度は (T_S) は熱分析により求め、表に示すとおりである。

図3に、用いた実験装置の全体図を示す。電気抵抗炉を用いて試料700 g~900 gをマグネシアるつぼ中で溶解し、所定の温度まで炉中にて冷却後るつぼを自動注湯装置に移動した。溶湯温度が目標温度に達した時点で傾斜冷却板上端から注湯を行った。傾斜冷却板は、図4に示す形状の、純銅製の半円筒状のものである。周囲は黄銅製容器で覆い、冷却水を流すことにより一定温度を保っている。表面には核生成と生

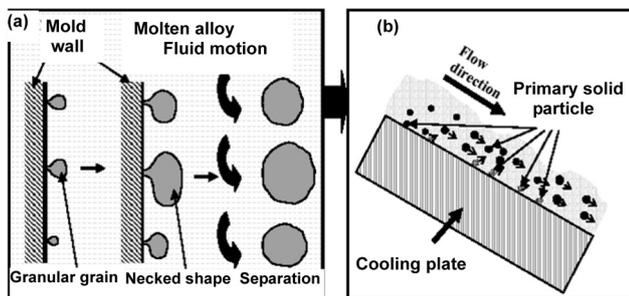


図1 結晶遊離説および傾斜冷却板法結晶生成モデル

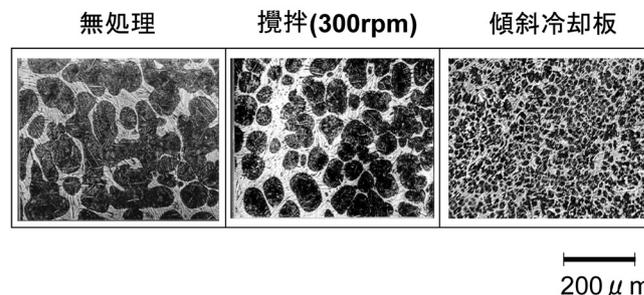


図2 亜共晶鋳鉄の各プロセスによる凝固組織の比較

表1 試料の化学組成 (mass%) および液相線 (T_L)、固相線 (T_S) 温度

C	Si	Mn	P	S	C.E.*	T_L (liquidus)	T_S (solidus)
2.92	1.98	0.59	0.022	0.085	3.59	1543 K	1418 K

*C.E.: carbon equivalent ($CE = \%C + 1/3(\%Si + \%P)$)

成結晶の遊離を目的として、窒化ホウ素 (BN) をスプレーで塗布した。傾斜板の角度は水平面に対し7.5°~15°で行ったが、ここでは10°で一定として実験を行った結果について報告する。溶湯を傾斜板上で流動させて鑄型に鑄込んだ。鑄型注湯時に溶湯が所定の固相率の半凝固スラリーとなるように、予備実験より注湯温度の設定を行った。

2.2 砂型鑄造における組織と機械的特性の向上

砂型鑄造では幅25 mm長さ155 mm厚さ14 mmの直方体形状の鑄物を作成し、組織および機械的特性に及ぼす固相率の影響について検討した。

図5に、図2で見られるような初晶オーステナイト粒子の平均サイズおよび円形度に及ぼす固相率の影響を示す。固相率=0の普通鑄造と比較して、半凝固鑄造では固相率の増加とともに粒子が微細化し、形状も球形に近くなっていることが明らかとなった。

図6にマイクロ組織を示す光学顕微鏡写真を示す。ここで、黒色が黒鉛、灰色が、パーライト、白色がフェライトである。固相率 (f_s) = 0の普通鑄造においては、黒鉛は粗大な片状であり、強度、伸びとも低いものである。固相率を増加させ

るに伴い、 $f_s=0.05\sim 0.12$ のように、黒鉛は微細化していく。しかし、それ以上固相率を増加させると $f_s=0.18$ のように微細黒鉛が合体していく。そこで、さらに固相率を増加させていくと初品の品出量の増加により微細に分散された $f_s=0.20$ のように γ -黒鉛微細分散混合組織が得られた。

図7に黒鉛の平均長さに及ぼす固相率の影響を示す。固相率の増加とともに黒鉛が微細化されていることが明らかとなった。

図8に引張強度および伸びに及ぼす固相率の影響を示す。普通鑄造では強度200 MPa、伸びがほぼ0であったものが、

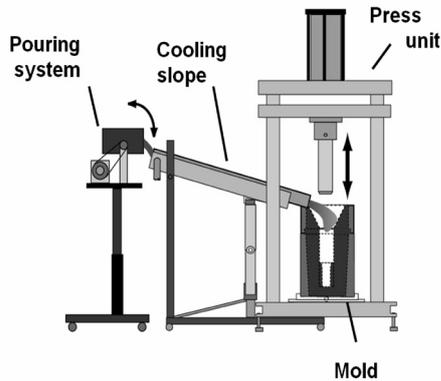


図3 実験装置の全体図

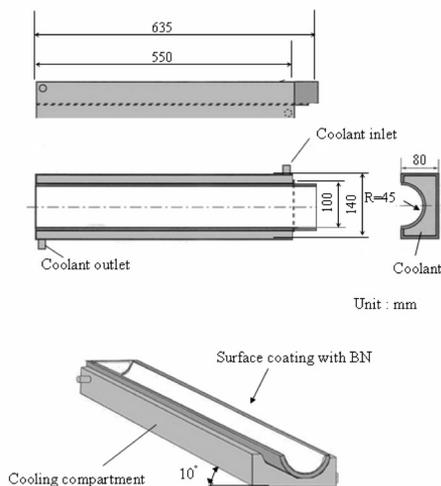


図4 傾斜冷却板の詳細図

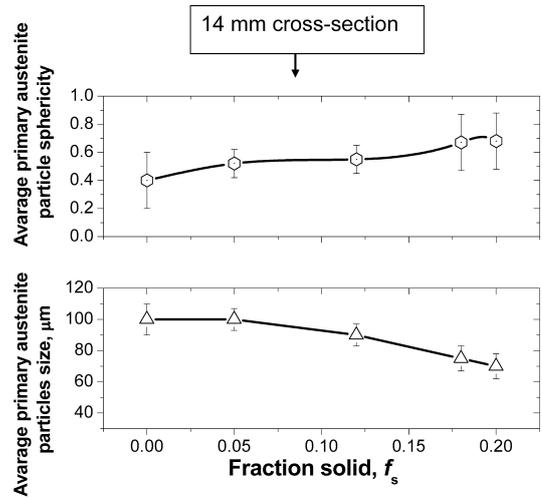


図5 初晶オーステナイト粒子の平均サイズおよび円形度に及ぼす固相率の影響

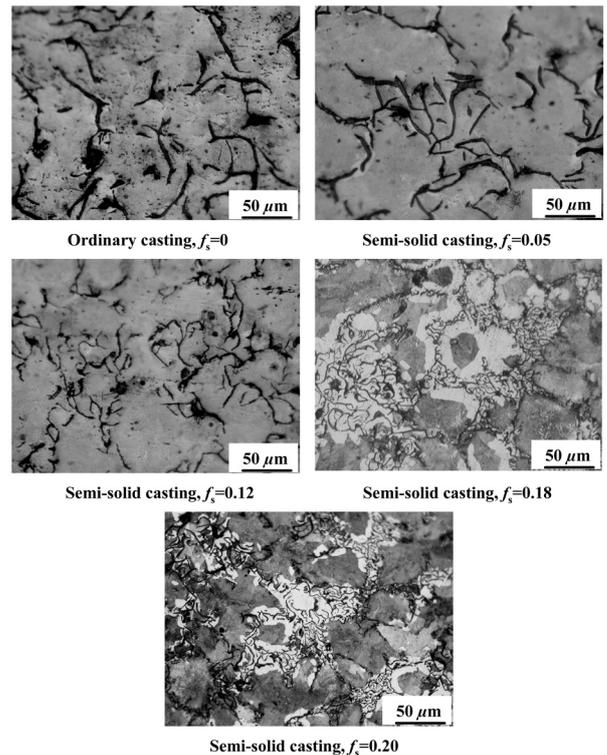


図6 黒鉛および基地組織に及ぼす固相率の影響

半凝固鑄造を行うことにより、強度300 MPa、伸び2%程度まで向上した。この、強度および伸びの向上は図7に示す黒鉛組織の微細化によるものと考えられる。しかし、固相率0.1~0.15においては強度および伸びの低下が見られた。

これは、図6の固相率0.12示すように黒鉛の凝集が見られ、これにより強度および伸びが低下したものと考えられる。さらに、固相率を0.18以上に上げることで組織の微細化が進み、合体は起こらなくなり、強度、伸びとも優れた材料が得られたものとする。

2.3 金型鑄造における加圧プロセスによる高機能化³⁰⁾

以上の研究により、傾斜冷却板の角度、離型剤などの実験方法の基礎が確立され³⁰⁾、半凝固加工プロセスによる鑄造品には機械攪拌法によって得られる組織よりもさらに微細な組織が得られることが確認された。しかし、半凝固スラリーの粘性に対応しきれずに起こる鑄型への未充填やガス巻き込み

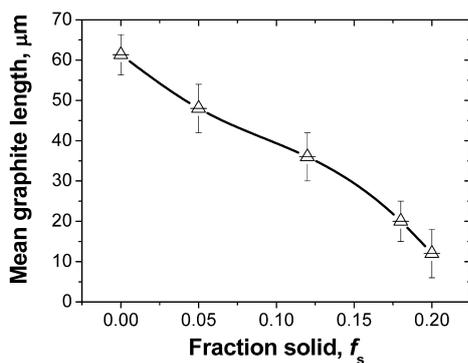


図7 黒鉛の平均長さに及ぼす固相率の影響

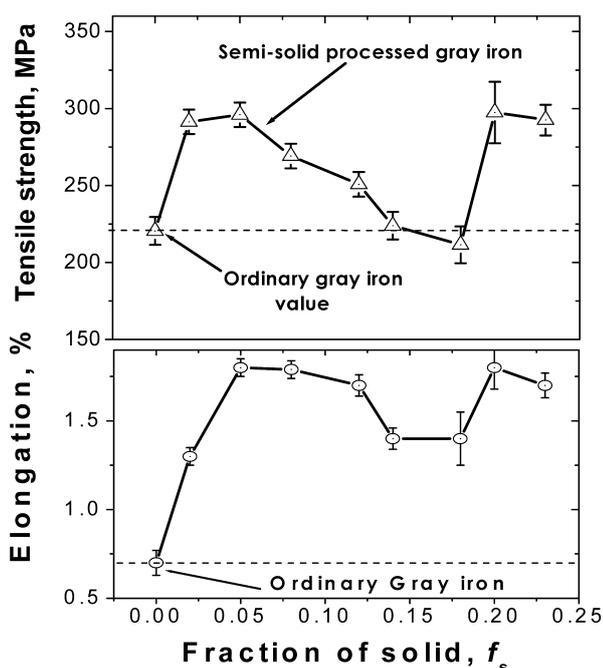


図8 引張強度および伸びに及ぼす固相率の影響

みなどの問題が生じてきた、注湯後に加圧を行うことで大きく改善されることを紹介する。

金型による加圧鑄造においては、鑄込み後8秒程度経過後加圧装置にて鑄物上表面に加圧を行った。金型には、円柱状鑄型(直径20 mm、長さ90 mm)および円板状鑄型(直径200 mm、肉厚3、5、10 mm)を用いた。円柱状鑄物に対して機械的特性と組織を、図9に示す円板状鑄物に対して湯流れ性、型充填性を検討した。

注湯温度は1673Kから1573K(固相率0~0.4)とし、金型温度を室温から573Kまで変化させて注湯を行い、注湯後8秒程度経過した後、金型上部から69 MPaまでの加圧を行った。

円柱状鑄型にて作製した試料を長手方向に切断し、内部の欠陥有無確認のため、X線透過写真を撮影し、また、引張試験片を切り出し、熱処理後、強度および伸びの測定を行った。熱処理は1223Kにて3h保持することによりセメンタイトの分解とオーステナイト化を行った後空冷するものとした。また、円板状鑄型にて作製した試料を用いて、型への転写性の効果を評価するため、型端部での充てん率評価を行い、充てん挙動に及ぼす液相流動の効果に関する考察を行った。

図10に円柱状鑄型に鑄込んだ試料の断面マクロ写真およびX線透過写真を示す。図10(a)に示す加圧を行っていないものでは、大きな欠陥が多数見られた。本実験で観察される欠陥は、内表面にデンドライトが見られず、表面は平滑で

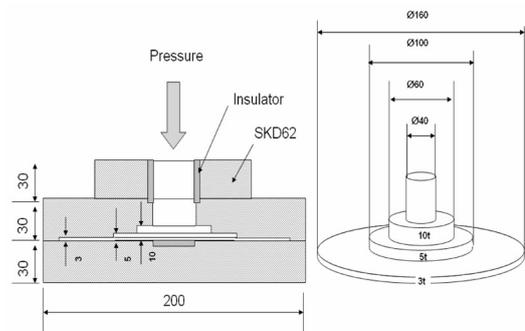


図9 金型鑄造の型および鑄物形状

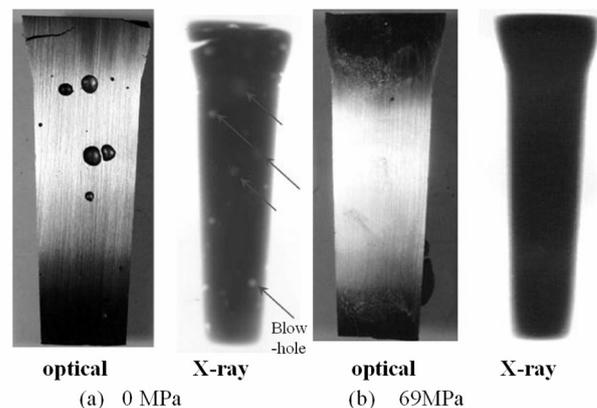


図10 円柱状試料の断面マクロおよびX線透過写真

あり、また形状もほぼ球状であり、欠陥は相互に繋がっておらず、存在位置が最終凝固部ではないため、引け巣ではなく、傾斜板上の流れあるいは鑄型注湯時における流動の乱れにより空気が鑄物中に取り込まれ、残留したものであると考えられる。図10 (b) に示すように、加圧を行ったものでは内部欠陥はほとんどなくなっている。これは、空気が試料上部においては加圧ピンと金型表面とのスペースから逃げ出し、底部では気孔が加圧により押し潰されたことによると考える。

図11に熱処理後のマイクロ組織を示す。前述のように、熱処理は、950℃で3h保持後空冷したものである。(a) に示す加圧なしのものでは、セメントタイトの分解が十分でなく、レデブライト組織が残留している。そのため、腐食なしの試料で見られるように黒鉛の量が少なくなっている。一方、(b) に示す加圧を行ったものでは、セメントタイトが完全に分解され、微細な塊状黒鉛とパーライトからなる組織となっている。これは、加圧により金型と溶湯との密着性が向上し、残留液相が凝固する際の冷却速度が大きくなったことが関係していると考えられる。すなわち、その結果、レデブライトの相間隔が小さくなり、熱処理の際にセメントタイト分解速度が大きくなると同時に、炭素の均一化も促進され、黒鉛化が早まったことによるものと考えられる。

図12に引張強度および伸びに及ぼす加圧の影響を示す。

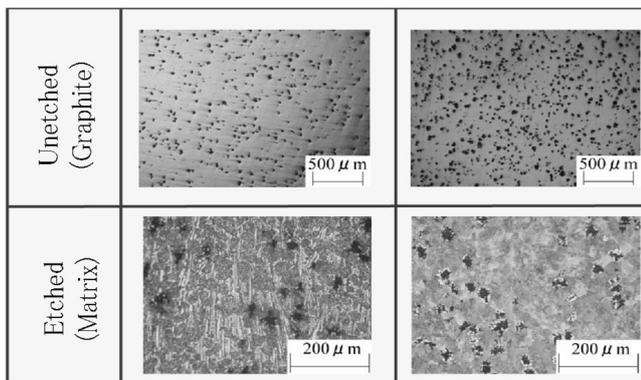


図11 熱処理後のマイクロ組織

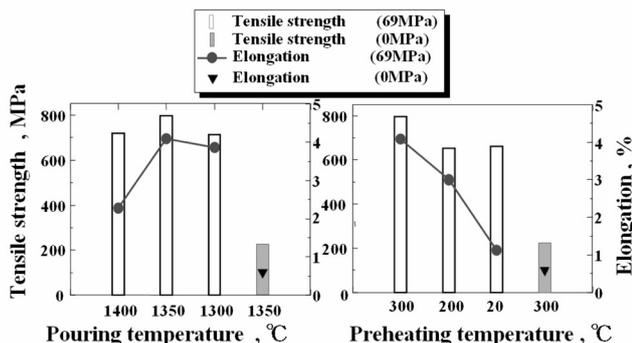


図12 引張強度および伸びに及ぼす加圧の影響

図は、それぞれ注湯温度および金型予熱温度を変化させた場合を示す。加圧を行わないものでは、引張強度200 MPa以下で、伸びもほとんどなくこの程度のCE値(3.55、表1)のパーライト地鉄にしては低い値であった。これは、内部欠陥の存在のみならず、セメントタイトの残留が原因であると考えられる。一方、加圧したものでは、注湯温度1350℃、金型予熱温度300℃で、引張強度約800 MPa、伸び4%と高い値が得られた。これは、同条件の加圧なしのものに比較して非常に大きな値であるとともに、この程度のCE値のパーライト地鉄としては非常に高い値である。その理由は、加圧により欠陥が除去された効果のみならず、組織の微細化効果が大きく関与していると考えられる。すなわち、セメントタイトの分解が短時間で行われ、黒鉛が、微細かつ塊状に均一に析出し、また、微細オーステナイトからのパーライトの析出により、高強度ならびに高延性の材料が得られたものと考えられる。なお、ここで、固相率の推定は、状態図を基にScheilの式を用いて行った。

図13に金型端部での鑄物形状を示す。加圧をしないものでは金型端部が丸みを帯び、転写性が不十分であることがわかる。加圧力を35 MPaから69 MPaと高くするにつれて転写性は向上し、型端部のみならず微細な型表面の転写性も向上することが確認できた。

図14に金型端部の組織に及ぼす傾斜冷却板および加圧の効果を示す。傾斜冷却板を用いず1420℃で重力鑄造したものは金型面からのデンドライトの成長が認められる。一方、

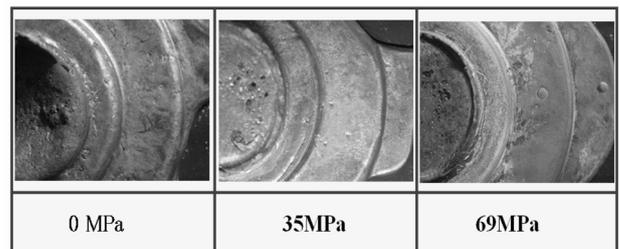


図13 金型端部の型充填性

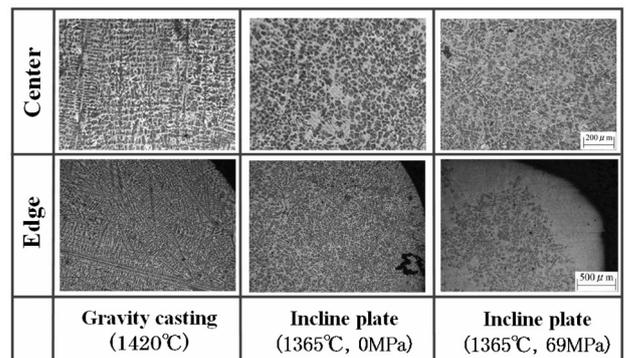


図14 金型端部の組織に及ぼす加圧の効果

傾斜冷却板により半凝固鋳造した試料においては粒状初晶を含む半凝固組織が認められ、加圧したものでは液相が外側に押し出されている様子が観察された。これにより、型端部の充てん性が向上したものと考えられる。これは、固相率の増加に伴い固相の流動が停止した後に、加圧力により内部の液相が固相の間隙を通して型近傍まで押し出されたものと考えられる。

図15に試験片中心部から端部への硬さの変化を示す。重力鋳造したものおよび傾斜冷却板を用いたが加圧しなかったものは、試料内部から型端部まで同程度の硬さを示している。一方、加圧をしたものでは端部に向かうに従い硬度が増加している。その結果、加圧した場合、端部では硬度が加圧しないときに比べ100程度大きくなった。これは、加圧により押し出された液相が凝固した部分では、レデライト量が多くなり、また、急冷により組織が緻密化したためであると考えられる。

3 結言

鋳鉄に半凝固鋳造を適用することにより、高機能鋳鉄創製の可能性を見出すことができた。

- (1) 傾斜冷却板法を用いることにより、初晶の微細化およびそれに続く共晶組織の微細化が可能となった。
- (2) 組織の微細化により、強度および伸びの向上が達成された。しかし、微細化に伴う組織の合体による強度、伸びの低下する領域も確認された。
- (3) 半凝固プロセスにより生成する気孔欠陥を加圧により抑制が可能となり、また、微細な黒鉛を含む凝固組織が得られた。
- (4) 鋳造、加圧後に熱処理を施すことで、引張強度700 MPa、伸び2~3%程度の機械的特性をもつ高機能鋳鉄を作製できた。
- (5) 加圧を行うことにより、肉厚によっては無加圧の条件で

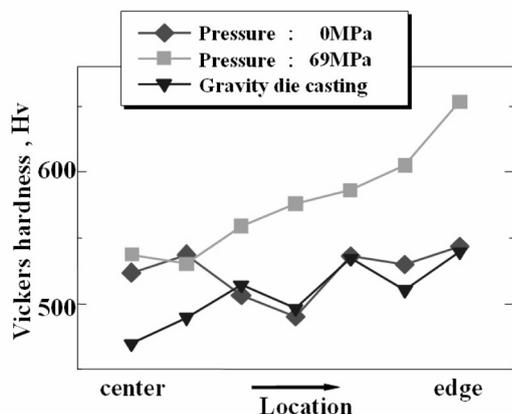


図15 試験片中心部から型端部への硬さの変化

は困難な未充てん部への充てんが可能となり、型への転写性が向上した。

- (6) 半凝固鋳造と加圧を併用することにより表層部と内部との組織の差が顕著となり、熱処理を行うことにより表層部に耐摩耗性、内部に靱性を兼ね備えた鋳物を作ることが可能である。本知見の実際への応用が期待される。

参考文献

- 1) 木内学, 杉山澄雄: 鋳造工学, 69 (1997) 5.
- 2) 吉田千里: までりあ, 37 (1998) 2, 97.
- 3) 荻原巖, 高橋忠義: 日本金属学会誌, 6 (1956), 637.
- 4) D.B. Spencer and M.C. Flemings: Met.Trans., 3 (1972), 637.
- 5) M.C. Flemings and R. Mehrabian: AFS Trans., 81 (1973), 81.
- 6) M.C. Flemings: Met.Trans., 5 (1974)
- 7) R. Mehrabian, R.G. Riek and M.C. Flemings: Met.Trans., 5 (1974), 1899.
- 8) M.C. Flemings, R.G. Riek and K.P. Young: Master.Sci.Eng., 25 (1976), 103.
- 9) Proceedings of 4th. International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, The University of Sheffield.
- 10) 白井義久, 森谷尚玄, 吉田千里: 鉄と鋼, 80 (1994) 8.
- 11) 木内学, 杉山澄雄, 久田祥史: JD98-23.
- 12) C.G. Kang, Y.J. Jung and S.W. Youn: Journal of Materials Processing Technology, (2003), 158.
- 13) T. Motegi, E. Yano, N. Nishikawa and Y. Tamura: Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 831.
- 14) T. Motegi, F. Tanabe, M.H. Robert and E. Sugiura: Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 825.
- 15) T. Grimmig, M. Fehlbier, O. Klaassen, A. Bührig-Polaczek and P.R. Sahn: Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 789.
- 16) Toshio Haga, Plato Kapranos, H.V. Atkinson and D.H. Kirkwood: Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 807.
- 17) Toshio Haga, Plato Kapranos, H.V. Atkinson and D.H. Kirkwood: Proceedings of the 7th International

- Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 813.
- 18) Toshio Haga, Plato Kapranos, D.H. Kirkwood and H.V. Atkinson : Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 801.
- 19) Toshio Haga, Plato Kapranos, D.H. Kirkwood and H.V. Atkinson : Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, (2002), 795.
- 20) 木内学, 杉内澄雄, 久田祥史 : 日本ダイカスト会議論文集, (1998), 151.
- 21) 邱培琪, 野村宏之, 滝田光晴, 今泉賢 : 鑄造工学, 71 (1999) 6, 404.
- 22) 邱培琪, 野村宏之, 滝田光晴 : 鑄造工学, 71 (1999) 10, 685.
- 23) 今泉賢 : 未発表研究, (2000)
- 24) 滝田光晴, 今泉賢, 野村宏之 : 鑄造工学, 73 (2001) 11, 721.
- 25) 大野篤美 : 金属の凝固, 地人書館, (1986)
- 26) A. Ohno, T. Motegi and H. Soda : Trans. The Iron and Steel Inst. Japan, 11 (1971), 18.
- 27) 大野篤美, 茂木徹一, 石橋健司 : 日本金属学会誌, 42 (1978) 2, 107.
- 28) 大野篤美, 茂木徹一, 早田博 : 日本金属学会誌, 35 (1971) 1, 11.
- 29) 茂木徹一 : 鑄造工学, 77 (2005) 8, 526.
- 30) 滝田光晴, 杉浦直晋, 野村宏之 : 鑄造工学, 78 (2006) 1, 14.

(2008年2月28日受付)