

研究論文

球状黒鉛鑄鉄の黒鉛浮上及び内びけ巣に及ぼす炭素含有量の影響

菅野利猛* 姜一求* 福田葉椰*
水木徹* 木口昭二**

Research Article

J. JFS, Vol. 77, No. 1 (2005) pp. 9~17

Effects of Carbon Content on Carbon Flotation and Internal Shrinkage Cavities in Spheroidal Graphite Cast Iron

Toshikate Kanno*, Ilgoo Kang*, Yoya Fukuda*
Tohru Mizuki* and Shoji Kiguchi**

Melts of spheroidal graphite cast iron were poured into a phenol sand mold at various carbon content in order to investigate the cooling curves, graphite structure and internal shrinkage volume. The surface of each casting was analyzed by EDS.

The results show that the nodule count increases as the carbon content is raised until the hypereutectic range is entered, after which no further increase occurs. With hypereutectic compositions, the total graphite amount increases but owing to carbon flotation, the increase is concentrated in the upper section of the casting; the middle and lower sections of the casting contain the same graphite amount as with a eutectic composition. The internal shrinkage cavity decreases to zero as carbon content is increased to a eutectic composition and then increases when the hypereutectic composition range is entered. The internal shrinkage cavity is dendritic in the hypoeutectic range but has a smooth shape in the hypereutectic range. Mushy degree of eutectic solidification increases consistently as the carbon content is raised.

Keywords : spheroidal graphite cast iron, internal shrinkage cavity, carbon content, carbon flotation, mushy type solidification

1. 緒言

鑄鉄は他の金属とは異なり、共晶凝固時に黒鉛晶出による膨張を伴うため、片状黒鉛鑄鉄においては比較的ひけ巣のない良好な鑄物を得ることができる¹⁾。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄においては、炭素含有量(以下単にC量と記す)が片状黒鉛鑄鉄より多いにもかかわらず、ひけ巣が発生することが多い。球状黒鉛鑄鉄が片状黒鉛鑄鉄よりもひけ巣が発生しやすい説明としては、①マッシィ凝固であること^{2~5)}、②共晶凝固時の黒鉛の成長が片状黒鉛鑄鉄よりも難しいこと^{6,7)}、③鑄型壁の移動(型張り)が起きること^{8~10)}、などの説がある。しかしながら、実際にC量を変化させてひけ巣がどのように変化するかを、系統立てて実験した報告はあまり見られない。

そこで本研究では、球状黒鉛鑄鉄のC量を変化させた

場合の、ひけ巣の変化について調査する。また、熱分析、顕微鏡組織変化などについても調査し、C量と黒鉛粒数の関係、C量と黒鉛浮上の関係、C量と共晶凝固時間の関係についても調査する。

2. 実験方法

溶解は50 kg, 3 kHz, シリカライニングの高周波誘導電気炉にて行った。溶湯を55 kg溶製し、1800±10 Kで保持した後、溶湯性状を一定とするために出銑直前に炉内にて1次接種を0.3 mass% (以下%と略す) 行った。球状化処理はサンドイッチ法にて行った。球状化処理後、溶湯性状を一定とするため2次接種を0.2%行い、①熱分析用のCEカップ(溶湯重量約250 g)、②マッシィ度を測定するためのφ100×100 mm(溶湯重量約5.7 kg)の試験片、

Table 2 Chemical composition of inoculant and spheroidizer. (mass%)

	Si	Ca	Ba	Mg	RE
First inoculant	71.4	7.1	0.32	—	—
Second inoculant	74.9	1.6	0.90	—	—
Spheroidizer	44.9	0.8	—	3.93	0.79

Table 1 Chemical composition. (mass%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Mg
1	3.2~4.3	2.1	0.45	0.015	0.012	0.4	0.00	0.04
2	3.2~4.3	2.1	0.45	0.015	0.012	0.4	0.30	0.04
3	3.2~4.3	2.1	0.45	0.015	0.012	0.4	0.45	0.04

平成16年4月9日 原稿受理

* (株)木村鑄造所 開発部 Kimura Chuzosho Co., LTD.

** 近畿大学理工学部 Faculty of Science and Engineering, Kinki University

③ひけ巣を調査するためのφ200×200mm(溶湯重量約45kg)の試験片に注湯した。注湯温度は前報「球状黒鉛鑄鉄の黒鉛粒数と内びけ巣に及ぼす鑄込温度の影響」において、ひけ巣が分散型とならない1700±10Kとした¹¹⁾。

Table 1に溶湯の最終成分を、また接種剤、球状化剤の成分組成をTable 2に示す。Moを添加した理由は、内びけ巣に及ぼすC含有量の影響を明確に比較するためである。後述するが、Mo添加無しの試料においてはC値3.6~4.0(CE値4.3~4.7)の範囲でひけ巣が発生しておらず、C含有量の影響が比較できない。

CEカップの概略とφ200×200mm試験片の寸法及び鑄造方案をFig. 1に示す。CEカップ鑄型は内径30mm、高さ50mmのシェルモールド鑄型とした。CEカップの中心部には石英管で保護した直径0.6mmのCA熱電対を設置し、冷却曲線を求めた。マッシィ度を測定するφ100×100mm試験片の鑄造方案はφ200×200mm試験片と

同様とした。

マッシィ度を求めるための冷却曲線は、高さ方向の中心(50mmの位置)において、黒皮から5mmと試料中心の部分にCA熱電対を設置することにより求めた。Fig. 2に示すようにマッシィ度は、黒皮から5mmと中心部において共晶凝固が重なる時間(E_{ot})を全体の共晶凝固時間(E_{at})で除した値、すなわち E_{ot}/E_{at} とした¹¹⁾。また、共晶凝固は共晶凝固開始と同時に発熱が起きると考えられるので、共晶凝固前後において冷却曲線が接線からかい離始める区間を共晶凝固時間とした。組織観察は、それぞれの試験片において、高さ方向の中心でかつ平面方向において黒皮と中心の中間の位置にて行った。φ100×100mm、φ200×200mmの鑄型は、酸硬化フェノールの自硬性鑄型とし、その圧縮強度は約2.45MPaとした。ひけ巣はφ200×200mm試験片を切断し、ひけ巣の空間に水を入れ、そこからひけ巣の体積を求めた。

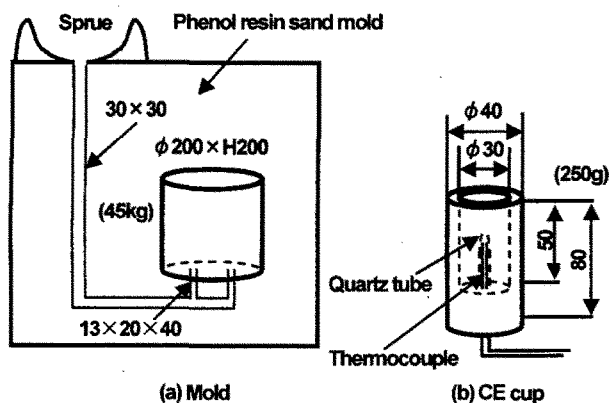


Fig. 1 Schematic illustration of mold and CE cup. (mm)

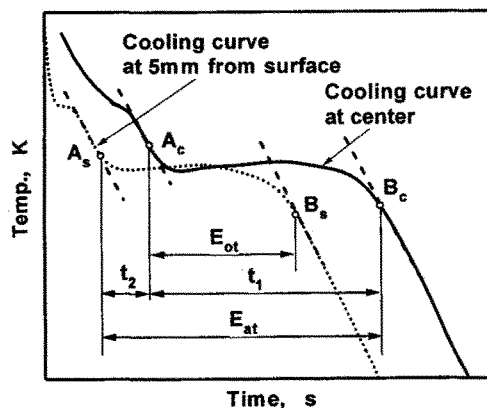


Fig. 2 Schematic of mushy degree of eutectic solidification.

	(a) 3.44%C, 2.13%Si (CE:4.15)	(b) 3.73%C, 2.05%Si (CE:4.41)	(c) 4.00%C, 2.19%Si (CE:4.73)
Upper (5mm from surface)			
Middle			
Bottom (5mm from surface)			

Fig. 3 Relationship between C content and graphite nodule shape. (T.P: CE cup (φ30×H50mm, 250g)) (CE=C+1/3Si)

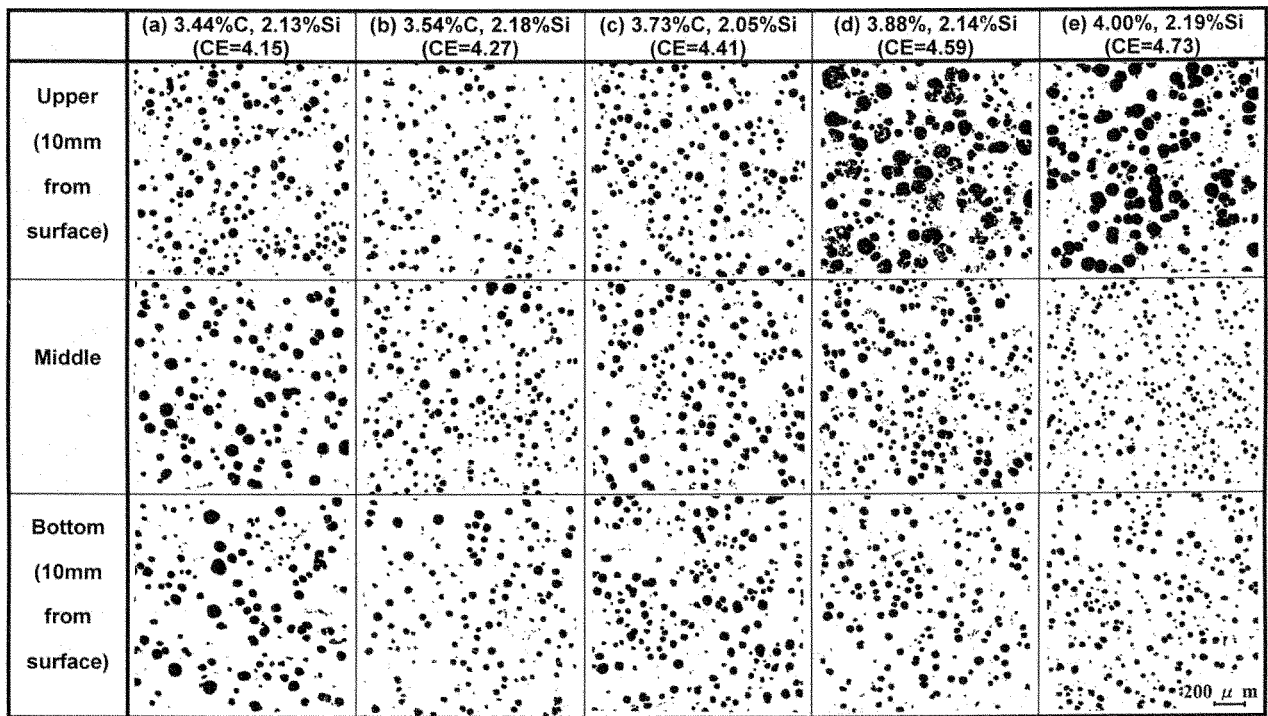


Fig. 4 Relationship between C content and graphite nodule shape.
(T.P: ϕ 200×H 200 mm, 45 kg) (CE=C+1/3 Si)

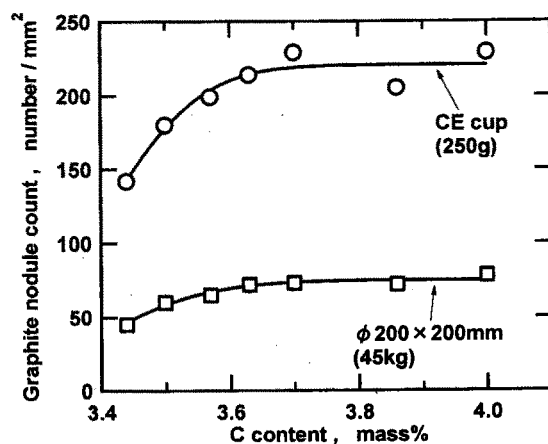


Fig. 5 Relationship between C content and graphite nodule count for CE cup and test piece.

浮上黒鉛の調査については、CEカップ（下部より5mm、中心、上部より5mmで外周と中心の中間の位置）及び大型試験片（下部より10mm、中心、上部より10mmで外周と中心の中間の位置）より試料を切り出して行った。また画像解析装置を用いて、直径10 μ m以上の黒鉛粒数を測定した。さらに、ひけ巣及びその周辺部に対して、SEM及びEDSマッピング分析を行った。

3. 実験結果及び考察

3.1 C量と黒鉛粒数及び浮上黒鉛の関係

Fig. 3に、CEカップにおける亜共晶成分と共晶成分及

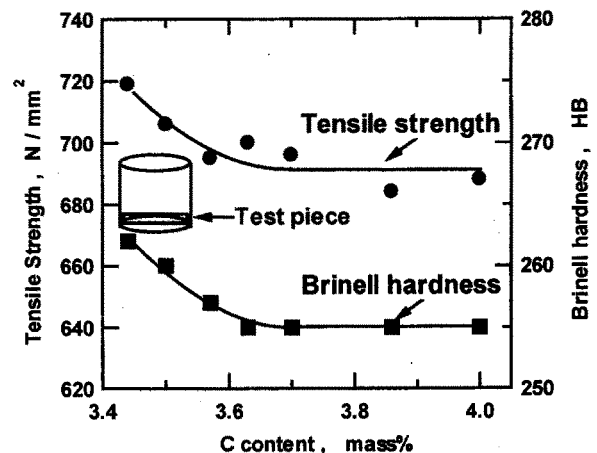


Fig. 6 Relationship between C content and tensile strength and brinell hardness.

(T.P: ϕ 200×H 200 mm, 45 kg)

び過共晶成分の組織を示す。中部と下部においては、C量の増加に伴って黒鉛粒数が増加し、黒鉛粒径が小さくなっている。また、過共晶成分の上部には粗大黒鉛が見られる。この粗大黒鉛は、浮上黒鉛による粗大黒鉛である。過共晶成分ではCEカップのように比較的冷却速度の速いものでも、黒鉛浮上を起こすことが分かる。

Fig. 4に ϕ 200×200mmの試験片におけるC量と黒鉛組織の関係を示す。中部と下部では、共晶成分まではC量の増加に伴って黒鉛粒数が増し、黒鉛が小さくなる。また、過共晶成分試験片の上部（試験片(d)と(e)）では、

黒鉛浮上が起こっている。Fig. 5にC量と黒鉛粒数の関係を示すが、CEカップでは142個/mm²から220個/mm²に、φ200×200mm試験片では45個/mm²から73個/mm²とともに、共晶成分までは黒鉛粒数が増加するが、過共晶成分になると粒数はほぼ一定となる。Fig. 6に試験片の底部におけるC量と引張強さ及び硬度の関係を示す。共晶成分までは、C量の増加に伴って引張強さと硬度が共に低下するが、過共晶成分になると変化が見られなくなる。

これらの理由を調べるために試験片の上部、中部、下部のC分析を行った。Cの分析方法は以下の通りである。各部位から10×10×10mm³のブロックを切り出し、高周波誘導加熱炉中で純酸素を流しながら、採取したブロックを燃焼させた。次に、炭素を二酸化炭素及び一酸化炭素に変換し、酸素気流中で搬出して赤外線吸収量を測定し、C量を計算した。その結果をFig. 7に示す。亜共晶成分

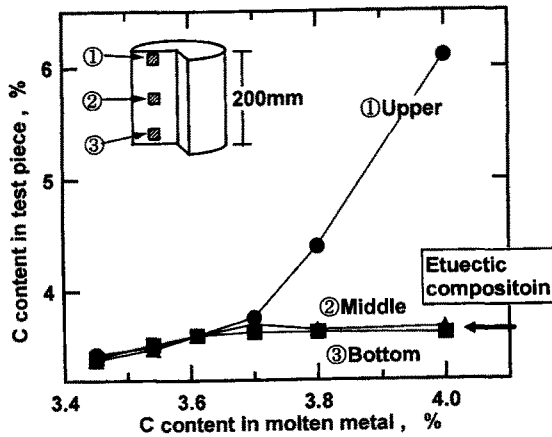


Fig. 7 Relationship between C content in molten metal and that in testpiece. (T.P: φ200×H200mm, 45kg)

では溶湯中のC量が増加するに伴い、上部、中部、下部のC量が増加する。しかし、過共晶成分においては、中部と下部のC量は一定(共晶成分に相当するC量)となる。これに対し、上部は過共晶成分において急激にC量が増加する。

これは、塩水を冷却してゆくと過飽和の塩が分離されて沈殿するのと同様な現象であり、塩と異なり黒鉛が溶湯より軽いために上へ浮上するだけの話である。このことより、小物においても黒鉛浮上は十分に起こりうると考えられる。C. Reynoldsらは、 $C+1/3Si \geq 4.55$ になると黒鉛浮上が起こるとしている¹²⁾。しかしながら、本実験からは過共晶成分になりさえすれば、黒鉛浮上が起こることになる。

C. Reynoldsと本実験において矛盾が生じる理由としては、炭素当量(CE)の求め方に原因があると考えられる。一般的に炭素当量(CE)は $C+1/3Si$ で計算するが、このSiの係数は鉄への炭素の溶解度における活量を表したも

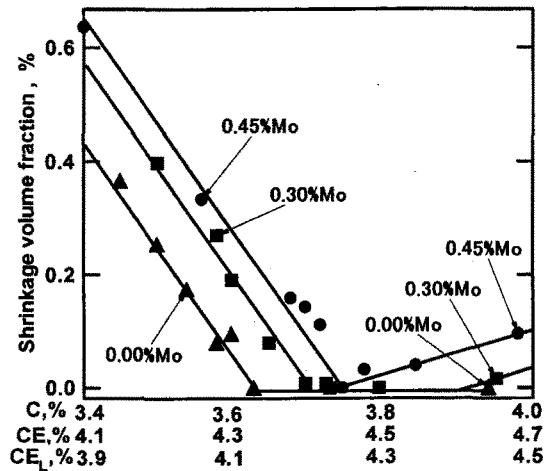


Fig. 9 Relationship between C content and shrinkage volume fraction. (φ200×H200mm, 45kg)

	(a) 3.44%C, 2.13%Si (CE:4.15) (CE _L :3.93)	(b) 3.54%C 2.18%Si (CE:4.27) (CE _L :4.04)	(c) 3.73%C 2.05%Si (CE:4.41) (CE _L :4.20)	(d) 3.88%C 2.14%Si (CE:4.59) (CE _L :4.37)	(e) 4.00%C 2.19%Si (CE:4.73) (CE _L :4.50)
Total shape					
Magnification	 Dendritic Shape	 Dendritic Shape		 Smooth Shape	 Smooth Shape

Fig. 8 Relationship between C content and shrinkage. (0.3%Mo) (CE=C+1/3Si, CE_L=C+0.23Si)

のである。これに対し、亜共晶成分から共晶成分にかけての初晶温度の変化は、元素による凝固点降下を意味するものである。著者らは凝固点降下から見た液相線炭素当量 (CE_L) は $C+0.23\text{ Si}$ で与えられるとしている¹³⁾。また、Dietert¹⁴⁾や Porter¹⁵⁾らは $CE_L=C+1/4\text{ Si}$ としている。よって、黒鉛浮上は $C+1/3\text{ Si} \geq 4.55$ でなく、 $C+0.23\text{ Si}$

≥ 4.3 になった時に起こると考えられる。

以上より、過共晶成分では黒鉛が上部に浮上するため、上部の C 量は異常に増加する。また過共晶成分では溶湯の C 量が増加しても、凝固後の中部と下部の成分は共晶成分で一定となる。このため、中部と下部においては黒鉛粒数、黒鉛粒径、引張強さ及び硬度に変化がないものと考えられる。

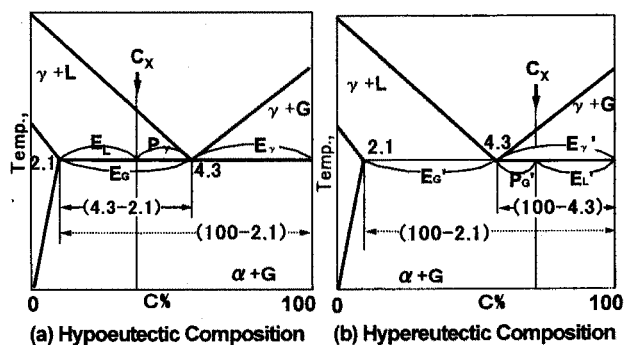
3.2 C 量とひけ巣の関係

Fig. 8 に C 量の変化によるひけ巣の形態変化の様子を示す。Fig. 8 の亜共晶成分 ((a) と (b)) ではひけ巣周辺及び内部にギザギザした樹枝状の引け巣が発生している。共晶成分付近 ((c)) ではひけ巣は見られない。過共晶成分 ((d) と (e)) では、ひけ巣周辺及び内部共に平滑で黒色光沢のあるひけ巣が発生している。Fig. 9 に C 量とひけ巣体積の関係を示す。Si 量は 2.1% ($\pm 0.1\%$) とほぼ一定である。共晶成分においては C 量が増すにつれひけ巣体積が減少し、共晶成分においてひけ巣体積は最低となる。過共晶成分では C 量の増加に伴って徐々にひけ巣の体積が大きくなる。Mo 量が少ないほどひけ巣の大きさが小さくなり、Mo 添加無しの試料においては C 量 3.6~4.0 ($CE_L=4.3\sim 4.7$) の範囲でひけ巣が発生していない。このような傾向は、田中ら⁸⁾及び吉田ら¹⁶⁾の報告にも見られる。

ここで Fig. 9 の亜共晶から共晶成分にかけての C 量とひけ巣体積の関係における傾きは -1.83 Vol\%/C\% 、過共晶成分における傾きは 0.42 vol\%/C\% である。よって、その比の絶対値は 4.3 : 1 となる。

3.3 平衡状態図と共晶で晶出する黒鉛量の関係

Fig. 9 のひけ巣体積と C 量の関係より、亜共晶成分においては C 量の増加とともに共晶で晶出する黒鉛量が増加し、逆に過共晶成分においては C の増加とともに、共晶で晶出する黒鉛量が減少するのではないかと推測される。



	Hypoeutectic Composition	Hypereutectic Composition
Primary	$P_\gamma = \frac{4.3 - C_x}{4.3 - 2.1} \times 100$	$P_G = \frac{C_x - 4.3}{100 - 2.1} \times 100$
Remained Liquid	$E_L = \frac{C_x - 2.1}{4.3 - 2.1} \times 100$	$E_L' = \frac{100 - C_x}{100 - 4.3} \times 100$
Eutectic γ	$E_\gamma = E_L \times \frac{100 - 4.3}{100 - 2.1}$	$E_\gamma' = E_L' \times \frac{100 - 4.3}{100 - 2.1}$
Eutectic graphite	$E_G = E_L \times \frac{4.3 - 2.1}{100 - 2.1}$	$E_G' = E_L' \times \frac{4.3 - 2.1}{100 - 2.1}$
Eutectic graphite	$E_G = 1.02(C_x - 2.1)$	$E_G' = 0.024(100 - C_x)$

Fig. 10 Schematic illustration of lever rule in Fe-C phase diagram.

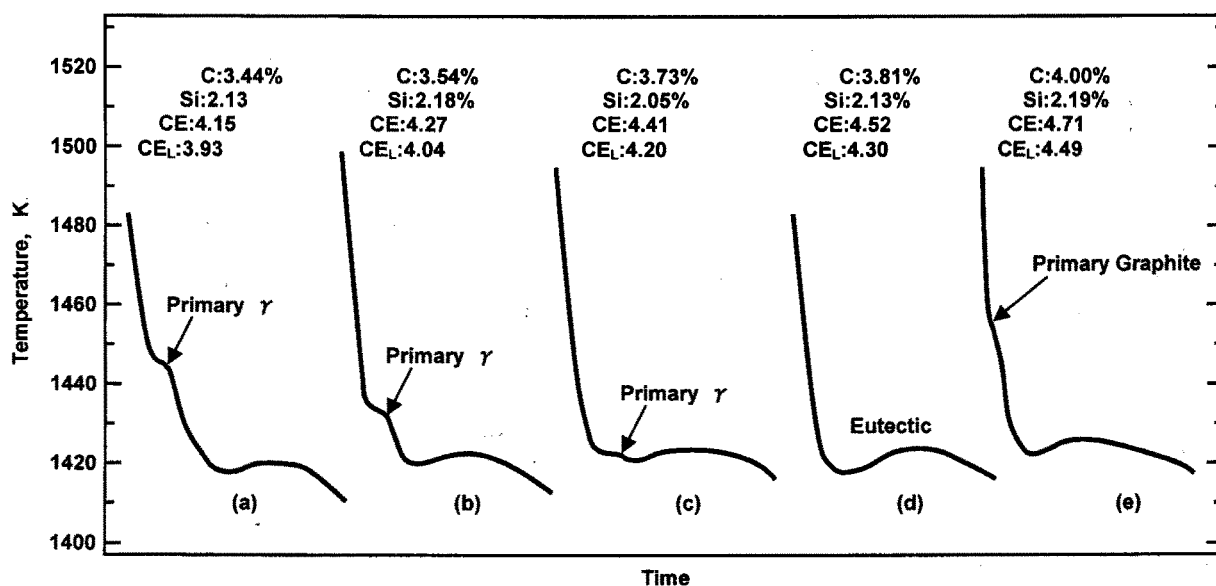


Fig. 11 Change of thermal analysis curves in CE cup with increasing C content. ($CE=C+1/3\text{ Si}$, $CE_L=C+0.23\text{ Si}$)

この推測が正しいかどうかを、状態図における「てこの原理 (lever rule)」により考察する。Fig. 10に「てこの原理」の概略と共晶で晶出する黒鉛量を求める式を示す。

Fig. 10より、亜共晶成分においてはC量が1%増すごとに共晶で晶出する黒鉛量が1.02%ずつ増し、過共晶成分においては0.023%ずつ減少することが分かる。以上より過共晶成分になると共晶で晶出する黒鉛量が減少することは、状態図的にも説明できる。このことより、ひけ巣の増加は共晶で晶出する黒鉛量の減少に関連したものであると考えることができる。

3.4 C量と共晶凝固時間の関係

CEカップ試験片におけるC量と冷却曲線の関係をFig. 11に示す。亜共晶成分((a)~(c))においては、初晶温度はC量が増すに従い低下し、逆に過冷反転温度は上昇す

る。初晶温度の低下は、Fe-C系状態図における液相線低下から明らかである。過冷反転温度の上昇は、C量が増すにつれ黒鉛粒数が増すことから、核生成能力が向上したことによると考えられる。Fig. 11の(c){CE4.41(C3.73%)}においては、まだ初晶の存在が認められる。これは、前述したように、 $CE_L (=C+0.23 Si)$ の値が4.20であり、共晶成分に達していないことが原因である。

共晶成分付近になると過冷反転温度が急激に低下し、過冷度も大きくなる。共晶成分においては初晶オーステナイト及び初晶黒鉛が発生しない。よって、溶湯状態から直接黒鉛が晶出しなければならない。このため、黒鉛晶出に必要なエネルギーが増加し、過冷が大きくなると考えられる。過共晶成分になると、再び過冷は小さくなる。

Fig. 12にCEカップにおけるC量と共晶凝固時間の関係を示す。亜共晶成分では、C量の増加に伴い共晶凝固時間が長くなる。これは単にC量が増すために共晶で晶出する黒鉛量が増すことによるものである。 CE_L が4.15から4.25の付近において、共晶凝固時間は急激に長くなる。これは、前述した過冷度が大きくなることと関係している。過冷度が大きくなるため、見かけ上の共晶凝固時間が長くなるものと考えられる。

$\phi 100 \times 100$ mm試験片の黒皮より5 mm部及び中心部における、C量と共晶凝固時間の関係をFig. 13に示す。 $\phi 100 \times 100$ mmの試験片においてもCEカップと同様に、亜共晶成分ではC量の増加に伴い共晶凝固時間が長くなり、過共晶成分ではC量の増加に伴い共晶凝固時間が再び短くなる。しかしながら、 $\phi 200 \times 200$ mm試験片においてはCEカップとは異なり、共晶成分付近で共晶凝固時間が急激に長くなる現象は見られない。これは、凝固がCEカップに比べて遅いため、過冷が起こりづらいことが主原因であると考えられる。

Fig. 12より亜共晶成分時のCによる共晶凝固時間の増

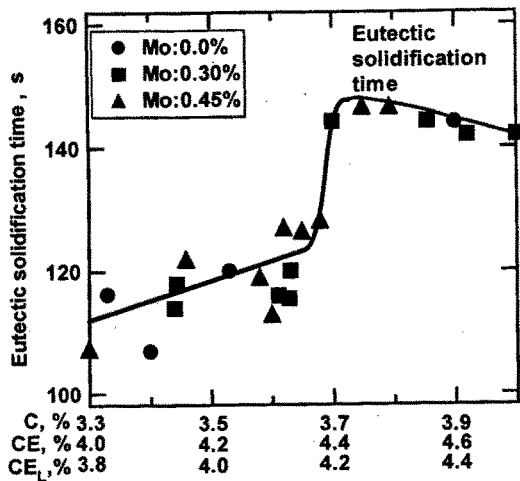


Fig. 12 Relationship between C content and eutectic solidification time. ($CE=C+1/3 Si$, $CE_L=C+0.23 Si$) {T.P.: CE cup ($\phi 30 \times H 50$ mm, 250 g)}

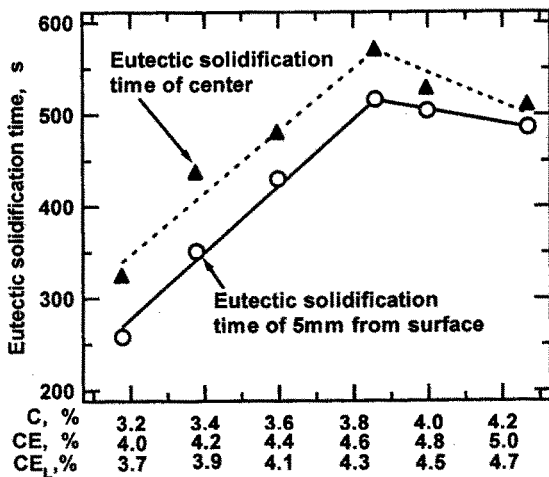


Fig. 13 Relationship between C content and eutectic solidification time. ($CE=C+1/3 Si$, $CE_L=C+0.23 Si$) (T.P.: $\phi 100 \times H 100$ mm, 5.7 kg)

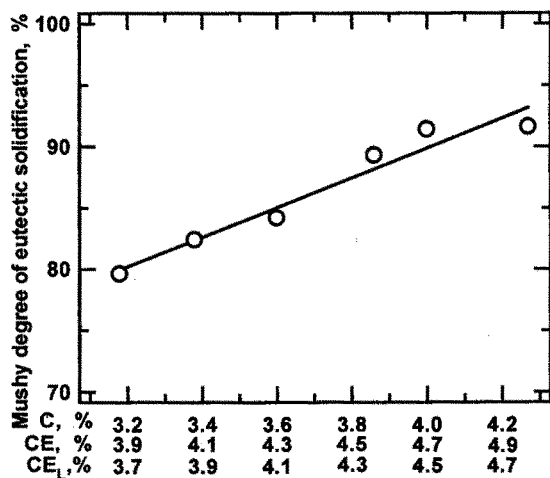


Fig. 14 Relationship between C content and mushy degree of eutectic Solidification. ($CE=C+1/3 Si$, $CE_L=C+0.23 Si$) (T.P.: $\phi 100 \times H 100$ mm, 5.7 kg)

加は約 34 s/C% であり、過共晶成分時の C による共晶凝固時間の減少は約 17 s/C% である。また Fig. 13 における中心部の熱分析曲線(破線)からはそれぞれ 330 s/C%, 160s/C% であることが分かる。Fig. 12 における ϕ 30 mm の CE カップと Fig. 13 における ϕ 100 mm の試験片において、亜共晶成分時の共晶凝固時間の増加と過共晶成分時の共晶凝固時間の減少の比は両者共に 2 : 1 でほぼ一致する。亜共晶成分においては C 量の増加に伴い共晶凝固時間が増加し、過共晶成分においては C 量の増加に伴い共晶凝固時間が減少することは明白である。以上より、以下のような結論を出すことができると考えられる。

亜共晶成分では、C 量の増加とともに共晶凝固時の黒鉛晶出量が増える。この黒鉛晶出による膨張が凝固時の収縮を補うために、ひげ巣が減少すると考えられる。一方過共晶成分では初晶黒鉛の晶出により、共晶凝固時の黒鉛晶出量が減少するため、ひげ巣が増加することになる。

3.5 C量とマッシィ度の関係

Fig. 13 より求めた C 量とマッシィ度の関係を Fig. 14 に示す。マッシィ度は亜共晶成分、過共晶成分に関係なく、C 量の増加とともに高くなる。

この理由は以下のように考えられる。まず、亜共晶から共晶成分にかけては、共晶凝固時の黒鉛晶出量の増加によって黒鉛晶出に伴う発熱量が多くなる。この自己発熱のために、内部と表面の温度差がなくなり、結果としてマッシィ度が高くなると考えられる。一方、過共晶成分でのマッシィ度の増加については現段階では明確な結論を出すことができないが、核生成能力が高くなることと関係していると思われる。

マッシィ度とひげ巣の関係については、亜共晶成分においては C 量が増すにつれマッシィ度は増すものの、ひげ巣量は減少する。よって亜共晶成分においては、マッシィ度の増加がひげ巣を支配する主要因であると考えられることはできない。以上より亜共晶成分においては、共晶で生成する黒鉛量がひげ巣を支配する主要因であると考えられる。

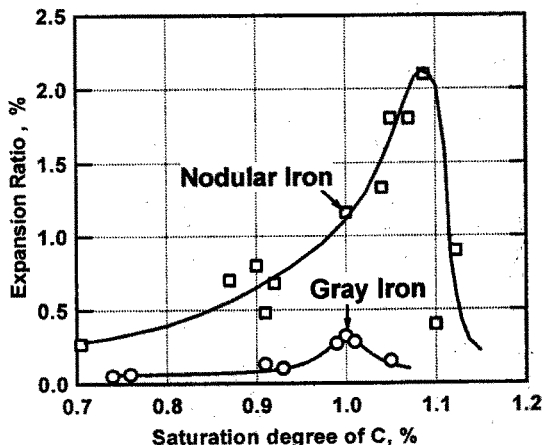


Fig. 15 Relationship between saturation degree of C and expansion ratio.¹⁷⁾

しかしながら過共晶成分においては、マッシィ度が 90% 以上にまで達する。一般的に、マッシィな凝固形態をとるほど溶湯補給が困難になり、ひげ巣が発生すると考えられる。前報でも報告したように、鑄込温度が高くなりマッシィ度が 90% を越えるようになると、ひげ巣は集中型から分散型へ変化する¹¹⁾。よって過共晶成分においては、共晶凝固での黒鉛晶出量の減少だけでなく、90% 以上という高いマッシィ度もひげ巣を助長していると考えられることができる。

3.6 C量の増加による鑄型壁の移動とひげ巣の関係

Fig. 15 に、Vondrák による炭素飽和度と膨張量の関係を示す¹⁷⁾。片状黒鉛鑄鉄及び球状黒鉛鑄鉄共に、共晶成分付近で膨張量は最大となり、その膨張量は球状黒鉛鑄鉄の方が大きい。加山らも片状黒鉛鑄鉄において同様な実験を行い、共晶成分において膨張圧力が最大になることを示している¹⁰⁾。これらの説及び実際の鑄物に型張りが見られることから、球状黒鉛鑄鉄におけるひげ巣の原因が型張りであるとの説が生まれたものと考えられる。また、香川らは鑄鉄凝固時の体積変化と凝固膨張圧の関係を調査し、共晶凝固時の膨張量が 3% のときの膨張圧は、3~4.5 GPa と推察されるとし、型張りは避けられないとしている¹⁸⁾。

しかしながら、ひげ巣の主原因が型張りであると仮定するならば、共晶成分でひげ巣が最大とならなければならない。ところが、Fig. 9 から分かるように、本実験の結果は共晶成分でひげ巣は最小となっている。このことについて、以下のように考察することができる。

共晶成分において共晶での黒鉛晶出量が最大となるため、Vondrák の言うように共晶成分で膨張圧力も同時に最大になる。単純に収縮と膨張を考えた場合、「黒鉛晶出膨張量 < 鑄型変形量 + 凝固収縮量」の関係が成立した場合にひげ巣が発生することになる。黒鉛晶出による膨張は、凝固収縮の相殺と鑄型変形の両者に作用する。本実験において、膨張圧が最大となる共晶成分でひげ巣が最小になることから考えるならば、圧縮強度が 2.45 MPa の鑄型においては

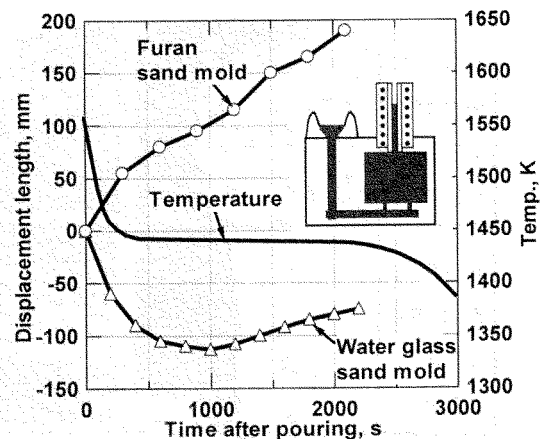


Fig. 16 Difference of displacement length between furan resin sand mold and water glass sand mold.

「黒鉛晶出膨張量 \geq 鑄型変形量+凝固収縮量」の関係が成立していたことになる。よって、ある程度の高温強度がある鑄型の場合には、膨張圧はひけ巣の主導的原因とはなり得ないと考えられる。Karsayも高強度な鑄型においては、ひけ巣が減少するとしている¹⁾。

Fig. 16に、フラン鑄型と水ガラス鑄型による溶湯変位量の一例を示す。実験方法等の詳細は割愛するが、Fig. 16は香川ら¹⁹⁾、宮本ら²⁰⁾、酒井ら²¹⁾と類似の方法で、鑄型上部の溶湯の変位を測定したものである。この図より、高温強度のあるフラン鑄型では鑄込み直後から変位は増加するが、水ガラス鑄型においては一度下がった後共晶で再び上昇する。このことより、水ガラス鑄型では自重により初期に鑄型の変形が生じていることがわかる。これに対して、フラン鑄型では共晶凝固前から変位が上昇しており、型張りとの逆の現象すなわち型の収縮が起こっていることがわかる。酒井らは、鑄型強度が高いほど変位の上昇が大きいとしている²¹⁾。

以上より、水ガラスのような高温強度が低い鑄型の場合には、型の変形がひけ巣の主導的原因となり得るが、ある程度高温強度のある鑄型においては型の変形がひけ巣の主導的原因とはなり得ないと考えられる。

3.7 ひけ巣周辺のEDSマッピング分析結果

Fig. 17に、亜共晶成分と過共晶成分における、ひけ巣周辺の組織とEDSマッピング分析結果を示す。Fig. 8に示したように亜共晶成分では dendritic 状のギザギザとしたひけ巣となっているが、過共晶成分では平滑で黒色光沢のあるひけ巣となっている。組織観察を見ると、亜共晶成分ではひけ巣と鑄物の境界部まで黒鉛が晶出しているが、過共晶成分では球状黒鉛が出てない脱炭層が見られる。この層の厚さは200~400 μm である。また、EDSマッピングの結果を見ると、亜共晶成分のひけ巣内部表面は鉄で覆われているが(Fig. 17(c))、過共晶のひけ巣内部表面にはCしか認められない(Fig. 17(d))。よって過共晶成分に

おいては、ひけ巣内部の表面層はCの膜で覆われていることは明白である。

ここで、脱炭及びC膜の発生が、ひけ巣の原因であるかどうかについて考察する。まず、脱炭層が発生するためには、Cの拡散が起こる必要がある。また、Cの拡散が起こるためには、C濃度の低い空間が先行して存在する必要がある。このように考えると、先に空間が存在することにより、Cの拡散が起こり脱炭層ができたものと考えられることができる。前報「球状黒鉛鑄鉄の黒鉛粒数と内びけ巣に及ぼす鑄込み温度の影響」においても¹¹⁾、脱炭層と黒鉛膜が見られたが、前報での考察と同様に、C膜を内びけ巣の原因とするには、その理論的根拠が不十分であると考えられる。よって、C膜はひけ巣の原因ではなく、結果であると考えるのが適切であると思われる。

4. 結論

球状黒鉛鑄鉄の黒鉛粒数、黒鉛浮上、共晶凝固時間、マッシュシ度と内びけ巣に及ぼす炭素含有量の影響について調べた結果は、以下の通りである。

- (1) 内びけ巣は亜共晶成分から共晶成分においてC量の増加に伴って減少し、共晶成分で最小となるが、過共晶成分においては再び増加に転じる。これは、共晶凝固時に晶出する黒鉛量が、共晶成分で最大になることが主原因である。
- (2) C量の増加に伴ってマッシュシ度は上昇するが、亜共晶から共晶成分にかけてはひけ巣が減少することより、この成分区間においては、マッシュシ度はひけ巣の主原因ではない。ただし、過共晶成分においてはマッシュシ度が90%以上になることより、マッシュシ度の上昇がひけ巣を助長する可能性がある。
- (3) 膨張圧が最大となる共晶成分においてひけ巣が最小となることより、鑄型壁の移動(型張り)がひけ巣の主原因であるとは考えられない。型張りは黒鉛晶出の

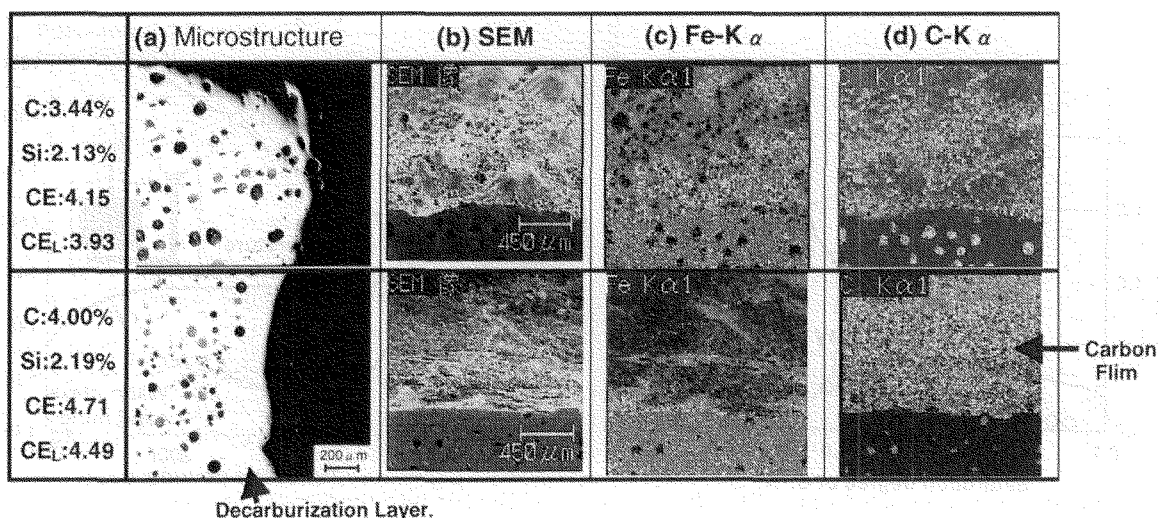


Fig. 17 SEM and EDS image near shrinkage. ($CE=C+1/3\text{Si}$, $CE_L=C+0.23\text{Si}$)

結果であり、ひけ巣発生をリードする主導的原因ではない。ただし、水ガラスのような高温強度のない鑄型はこの限りではない。

- (4) 高温強度のある鑄型においては、型張りの逆現象すなわち型の収縮が起こる。
- (5) 亜共晶成分から共晶成分においては、C量が増すにつれ黒鉛粒数が増し、黒鉛粒径は小さくなる。
- (6) 過共晶成分になると、黒鉛浮上が起こり、試験片の上部はC量が急激に増すが、試験片の中部と下部は共晶成分となり、黒鉛粒数・黒鉛粒径・硬度・引張強さに変化が見られなくなる。

文 献

- 1) S. I. Karsay : Ductil Iron I (1976)
- 2) S. Y. Kim, K. Koiwai and T. Kusakawa : IMONO 43 (1971) 1036
- 3) T. Kusakawa : SOGOIMONO 23 (1982) 22
- 4) T. Yoshida, K. Yano and M. Kawabata : J. JFS 70 (1998) 709
- 5) T. Yoshida, M. Kawabata, K. Yano and T. Tamura : J. JFS 71 (1999) 104
- 6) H. Nakae, N. Sakai and T. Ando : Proc. MCSP-4 (1999) 57
- 7) H. Nakae and T. Kanno : Proc. AFC-7, Taiwan (2001)
- 8) T. Tanaka : IMONO 42 (1970) 920
- 9) T. Tanaka : IMONO 45 (1973) 90
- 10) K. S. Lee and N. Kayama : IMONO 47 (1975) 549
- 11) T. Kanno, T. Sakaguchi, I. Kang, T. Mizuki and S. Kiguchi : J. JFS 76 (2004) 26
- 12) C. C Reynolds : INCO Bulletin 78 (1956)
- 13) K. Hayashi, J. Iwahashi and T. Kanno : Reports of the 140th JFS Meeting 140 (2002) 162
- 14) H. W. Dietert : On Cast Iron Castings Trans AFS 34 (1926) 1038
- 15) L. W. Porter : Factors effecting Fluidity of Cast iron Trans. AFS 60 (1952) 725
- 16) T. Yoshida and M. Kawabata : J. JFS 70 (1998) 336
- 17) Vladimir Vondrák : Giesserei 58 (1971) 4
- 18) A. Kagawa, S. Kiguchi, H. Nakamura and M. Osada : J. JFS 67 (1995) 112
- 19) A. Kagawa : JFS, Report of Research 86 (2001) 85
- 20) T. Miyamoto, H. Narita and H. Kudoh : J. JFS 68 (1996) 843
- 21) A. Sakai, K. Yokowo, S. Takada and T. Sugiyama : J. JFS 75 (2003) 496