

金型鑄造された球状黒鉛鑄鉄のチル化傾向に及ぼす 球状化剤含有マグネシウム量の影響

Effect of Magnesium Content in Spheroidizing Additives on Chill Formation Tendency of Spheroidal Graphite Iron Cast into Metal Molds

橘堂 忠*
Tadashi Kitsudou

The effects of magnesium content in the spheroidizing additives and the treatment temperature on the chill formation tendency of spheroidal graphite iron cast into metal molds, 20, 25 and 30mm in diameter were studied. The tendency of the chill formation was moderated by reducing magnesium content and by lowering the treatment temperature from 1550°C to 1400°C. When the additives with Mg content less than 5% were used, the treatment at 1350°C resulted in greater tendency of the chill formation than that at 1400°C.

The chill formation tendency was increased with increasing magnesium vaporizing pressure calculated from the equation reported by P.K.Trojan, and a significant chill formation occurred in the specimens treated at 1500°C and Mg vaporizing pressure more than 2 atm. The lowest tendency was, on the other hand, observed when specimens were treated at 1400°C and 0.3-0.5 atm of Mg vaporizing pressure.

1. 緒言

これまでの報告^{1,2)}で、金型鑄造球状黒鉛鑄鉄のチル化傾向に及ぼす球状化処理条件のうち球状化剤添加量および球状化処理温度の影響について、鉄-けい素-マグネシウム系（以後Fe-Si-Mg系と記す）の球状化剤を用いて検討した。その結果によると、球状化剤添加量を減量し、球状化処理温度を低下させるとともに、チル化傾向は減少した。

これら二つの要因に共通する現象として、処理時に球状化剤に含まれるマグネシウムと溶湯との爆発反応がより穏やかになることがあげられる。この球状化処理時の爆発反応の大きさに関連する因子には、上記の球状化剤添加量、球状化処理温度の他に球状化剤に含有されるマグネシウム量がある。球状化剤に含有されるマグネシウム量の低下とともに、処理時の爆発反応が低下することは経験的にも知られ、またマグネシウムのモル分率と蒸

気圧の関係式³⁾からも容易に推測される。つまり低マグネシウム量の球状化剤の使用によりチル化傾向が低減することが期待される。

しかし、金型鑄造や砂型薄肉部のような急冷凝固下の球状黒鉛鑄鉄のチル化傾向と球状化剤に含有されるマグネシウム量の関係について、系統的に明らかにされていない。そこで、本報告ではチル化傾向に及ぼす球状化剤含有マグネシウム量の影響について、けい素量、球状化処理温度と関連させて検討した結果を報告する。

2. 実験方法

30kVA・3kHz高周波炉を用い、低マンガン高純度鉄、金属けい素(99.8%)、電解鉄を配合し、けい素量の異なる母合金を大気溶解(50kg/1 charge)により作成した。試料溶製は高周波炉(5kg・30kVA)を用いて、母合金3kgを黒鉛坩堝を使用し、アルゴン雰囲気(毎分0.7%補充)下で再溶解し、所定の温度で2分保持した後球状化処理を行い金型に鑄造した。

使用した球状化剤の組成を表1に示す。稀土類元素

* 生産技術部 素材材加工研究室

表1 球状化剤組成

Chemical compositions of graphite spheroidizing additives

記号	Mg	R.E.	Ca	Si	Fe
1.5MRC	1.64	0.49	0.67	45.16	bal.
3MRC	3.14	1.62	1.13	44.53	bal.
5MRC	4.92	1.95	2.12	45.14	bal.
9MRC	9.33	2.72	4.02	44.71	bal.

(表中R.E.と記す)およびカルシウムを含むFe-Si-Mg系について、1.64%Mg, 3.14%Mg, 4.92%Mg, 9.33%Mgの4段階のマグネシウム量の球状化剤(以後それぞれ1.5MRC, 3MRC, 5MRC, 9MRCと記す)を用いた。以上の球状化剤の添加量については、処理後の残留マグネシウム量がほぼ一定(例えば1500°Cで処理した場合、0.013~0.019%Mg)になるように1.5MRCは1.8%, 3MRCは0.8%, 5MRCは0.6%, 9MRCは0.4%の添加とした。

球状化処理は最高溶解温度で行い、主に1350, 1400, 1450, 1500°Cの4段階とし、低マグネシウム量の1.5MRC, 3MRCの球状化剤については1550°Cを加えた。

試料採取金型には20, 25, 30mmφの試料が横鋳込みで採取しうる3種類の金型を使用した。基礎塗型にはシリカ・アルミナ・リン酸塩系を使用し、約0.3mm厚施した。作業塗型としてアセチレンスを使用し、鋳込み終了毎に圧縮空気(3~4気圧)吹き付けにより、前回のススができる限り除去した後、新たに塗布した。金型予熱温度は150°Cとした。

試料組成は以下の通りである。けい素量については各球状化剤、各処理温度ごとに約2.0~3.3%の間で3~4点変化させ、チル化傾向との対応を調べた。炭素量は約3.4~3.5%とほぼ一定とした。マンガン量は約0.009%以下、リン量、硫黄量はともに0.010~0.020%であった。

チル化の有無は、試料長手方向のほぼ中央部断面にて試料を採取し、研磨後ナイトール液腐食により確認した。チルが発生した試料のチル化面積率は以下のようにして求めた。試料断面のマクロ写真を撮影し、印画紙に焼付けた後チル化の部分に切抜き、重量法にて面積を算出し、次にそれぞれの試料径の全断面積で除してチル化面積率とした。

3. 実験結果及び考察

(1) チル化傾向に及ぼす球状化剤マグネシウム量の影響

図1に1.5MRCと9MRCの球状化剤をそれぞれ1.8%, 0.4%を1500°Cにて添加・処理した場合の試料断面のマクロ組織を示す。けい素量は約2.6%である。マグネシウム含有量の高い9MRCの球状化剤で処理した試料では、チルが発生した。図において、試料中心部の白色に腐食さ

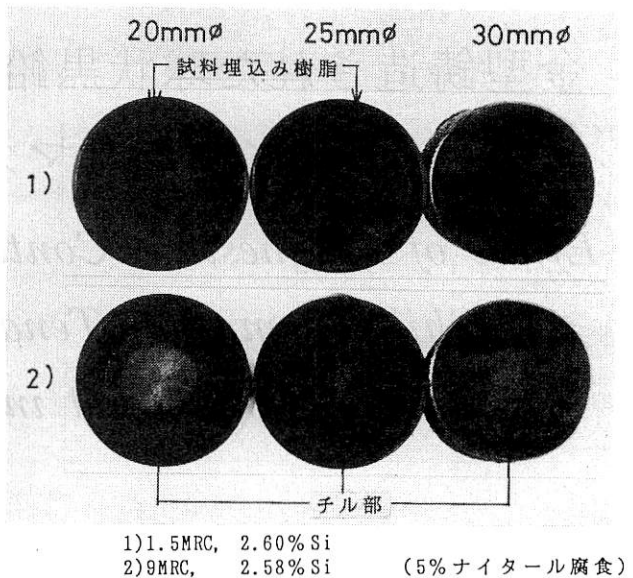


図1 試料断面のマクロ組織

Macro-structure of cross-sectioned specimens

れた部分がチル化領域である。すなわち、20, 25, 30mmφ試料全てが逆チルである。白色の変化をみると、チル化の生じた外周部から試料中心部に向かって白色の程度が増加し、中心部でチル化が著しいことが推察され、顕微鏡観察からもこのことは確認されている。

また、共晶炭化物が柱状晶的に発達した組織は、冷却速度が最も大きいと考えられる20mmφ試料で最も顕著であり、試料直径が大きくなるとともに認めがなくなっている。この炭化物の柱状晶的組織は、オーステナイトデンドライトが柱状晶的に発達したことを示している。このことから、融液が試料中心部で過冷を生じたことが推測される⁴⁾。すなわち、冷却速度の大きな試料外周部において融液の過冷が生じず、冷却速度が小さくなると考えられる中心部で過冷が生じたことが推察される。

一方、マグネシウム含有量の低い1.5MRCの球状化剤で処理した試料では、20mmφ試料においてもチル化は認められない。したがって、マグネシウム含有量の低い球状化剤の使用によりチル化傾向が低減することが認められる。稀土類元素、カルシウムを含有する種々のマグネシウム量の球状化剤についてチル化の有無とけい素量との関係を調べた。その結果を図2に示す。球状化処理温度は1500°Cである。上述したように、1.5MRCでは2.6% Siですべて無チルである。約2.8% Si付近において、3MRCでは全ての試料径で無チルであり、5MRCで処理した場合、25, 30mmφ試料では無チル化しているが20mmφ試料でチル化が認められる。さらに、9MRCでは2.90% Siで30mmφ試料が、2.97% Siで25mmφ試料が無チル化しているが、20mmφ試料にチルが発生している。以上より、球状化剤に含有されるマグネシウム量の低下とともに、より低いけい素量で無チル化することが分かる。なお、

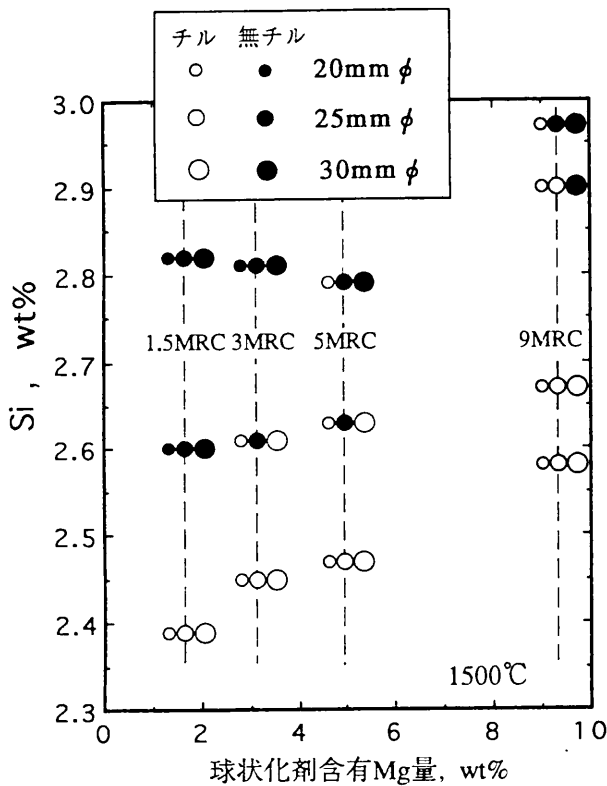


図2 チル化傾向に及ぼす球状化剤含有Mg量の影響
Effect of Mg contents in spheroidizing additives on chill formation tendency

以上の試料に認められるチルもすべて逆チルであり、チルの生じた試料の共晶炭化物も試料中心部で粗大であった。

上述の試料のチル化面積率に及ぼすけい素量の影響を30mmφ試料について図3に示す。約2.6%Siの試料と比較すると、マグネシウム含有量の多い9MRCで処理した試料のチル化面積率が大きい。一方1.5MRCの場合、さらにより低けい素の約2.4%Siにおいてもチル化面積率は小さい。このような傾向は、20、25mmφ試料にも認められた。

図4にチルが発生した試料の顕微鏡組織を1.5MRCと9MRCについて示す。観察部位は試料断面のほぼ中心であり、逆チル領域の中心部に相当する。1.5MRCの処理した試料のけい素量は2.39%であり、9MRCで処理した試料の2.58%Siよりも低けい素であるにもかかわらず、共晶炭化物は9MRCのそれに比べて微細であり、その面積率も低いことが認められる。このことは、20、25、30mmφ試料に共通している。

以上より球状化処理温度が1500°Cの場合、球状化剤に含まれるマグネシウム含有量の低い球状化剤の使用が、より低けい素までチル発生を抑止することが分かる。またチル発生の場合においても同一けい素量で比較すると、チル化面積率と共晶炭化物の密度がより低くなることが認められ、低マグネシウム球状化剤はチル化傾向を低減

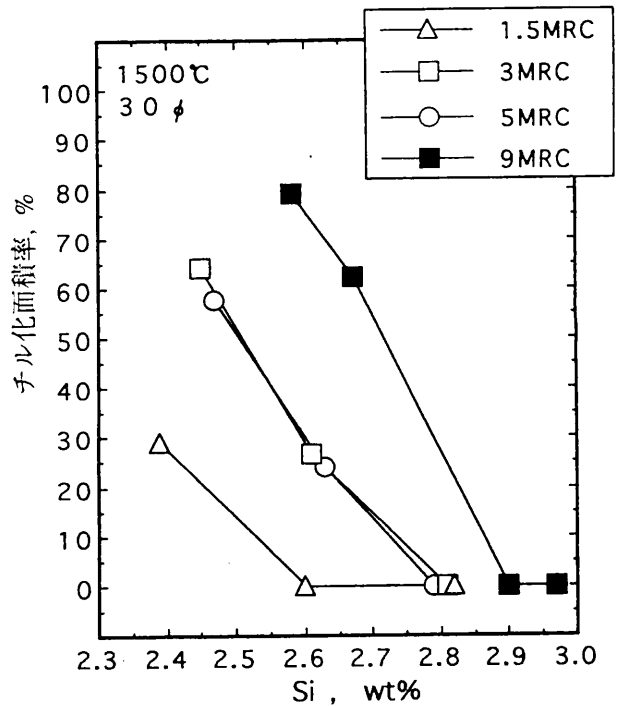


図3 チル化面積率に及ぼす球状化剤含有Mg量の影響
Effect of Mg content in spheroidizing additives on the chilled area fraction

することが分かる。

なお、マグネシウム含有量が低下するとともに球状化処理時の爆発反応は穏やかになり、1.5MRCの場合ほとんど認められなかった。爆発反応の鎮静化が無チル化をもたらしたと言え、これまでの報告¹⁾²⁾で述べた結果と一致した結果が得られている。

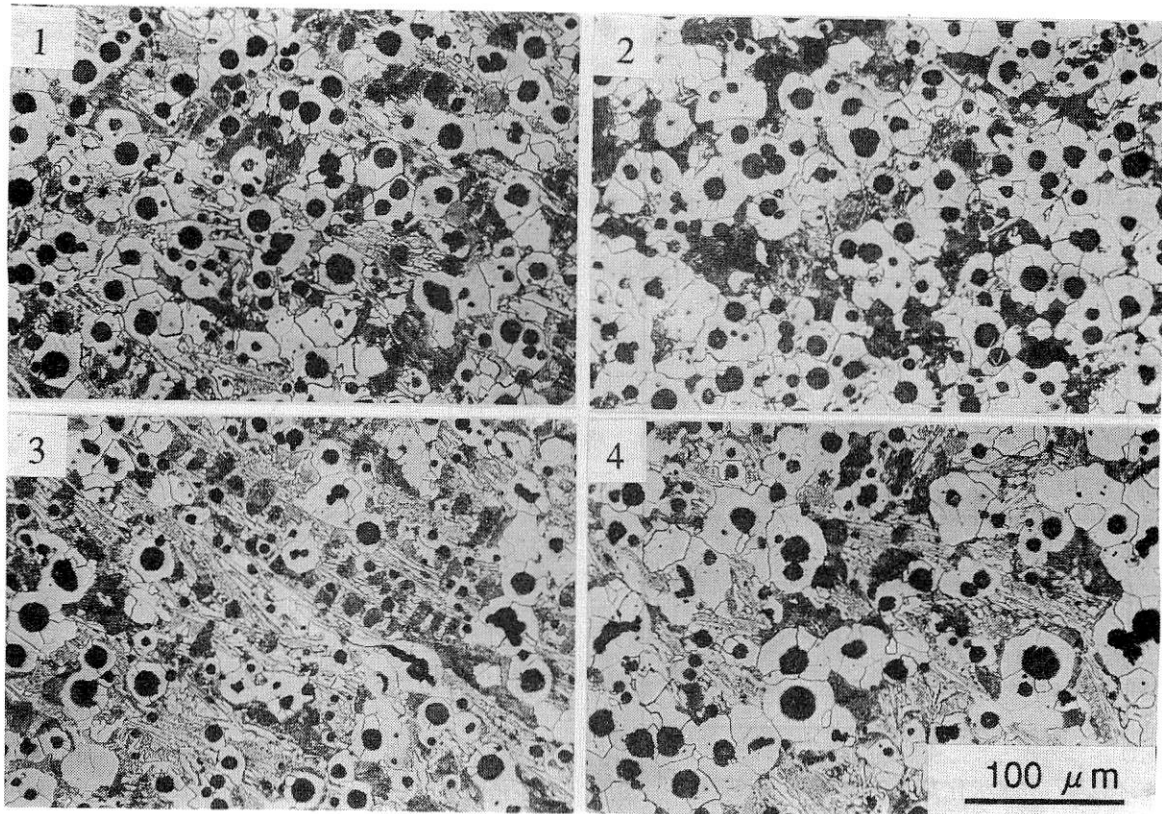
(2) チル化傾向に及ぼす球状化剤の混合添加の影響

本実験で使用した球状化剤のうち、マグネシウム量の低い1.5MRCと高い9MRCを用いて、その平均マグネシウム量が3MRCと5MRCに相当するように混合し、この混合球状化剤のチル化傾向に及ぼす影響を調べ、3MRCと5MRCのそれらと比較した。

混合により5MRC相当のマグネシウム量とした球状化剤(以後、混合5MRCと記す)と5MRCのチル化傾向とけい素量の関係を図5に示す。参考までに混合に使用した1.5MRCと9MRCのチル化傾向も記した。球状化処理温度は1500°Cである。混合5MRCの場合、2.84%Siにおいても全ての試料径でチルが生じており、そのチル化傾向は5MRCのそれよりも大きく、9MRCに近いチル化傾向を示す。

図6に3MRCと混合3MRCのチル化面積率に及ぼすけい素量の影響を示す。混合3MRCの場合においてもチル発生は3MRCよりも高けい素量で認められ、そのチル化面積率も大きい。なお、ここで述べているチル化はすべて(1)節で述べたと同じ逆チルである。

図7に5MRCと混合5MRCの顕微鏡組織を示す。けい



1 : 1.5MRC, 20mmφ, 2.39%Si, 2 : 1.5MRC, 20mmφ, 2.39%Si,
 3 : 9 MRC, 20mmφ, 2.58%Si, 4 : 9 MRC, 30mmφ, 2.58%Si,
 球状化処理温度 : 1500℃

図4 顕微鏡組織に及ぼす球状化剤Mg量の影響

Effect of Mg content in spheroidizing additives on micro-structures

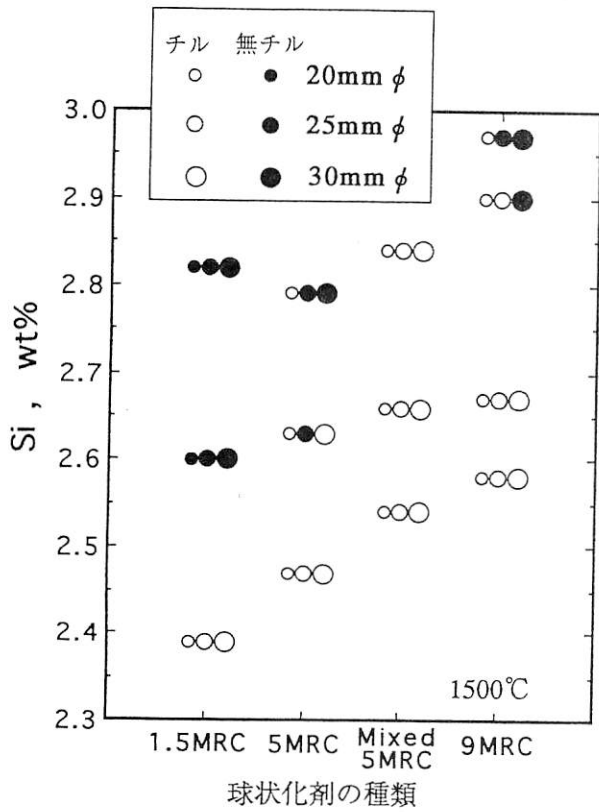


図5 チル化傾向と球状化剤の種類およびけい素量の関係
 Relationship between chill formation tendency and type of spheroidizing additive or Si content

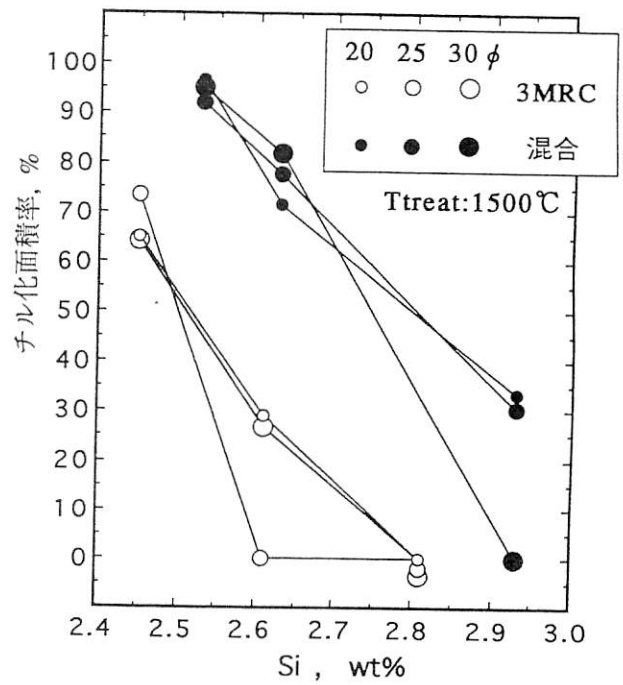
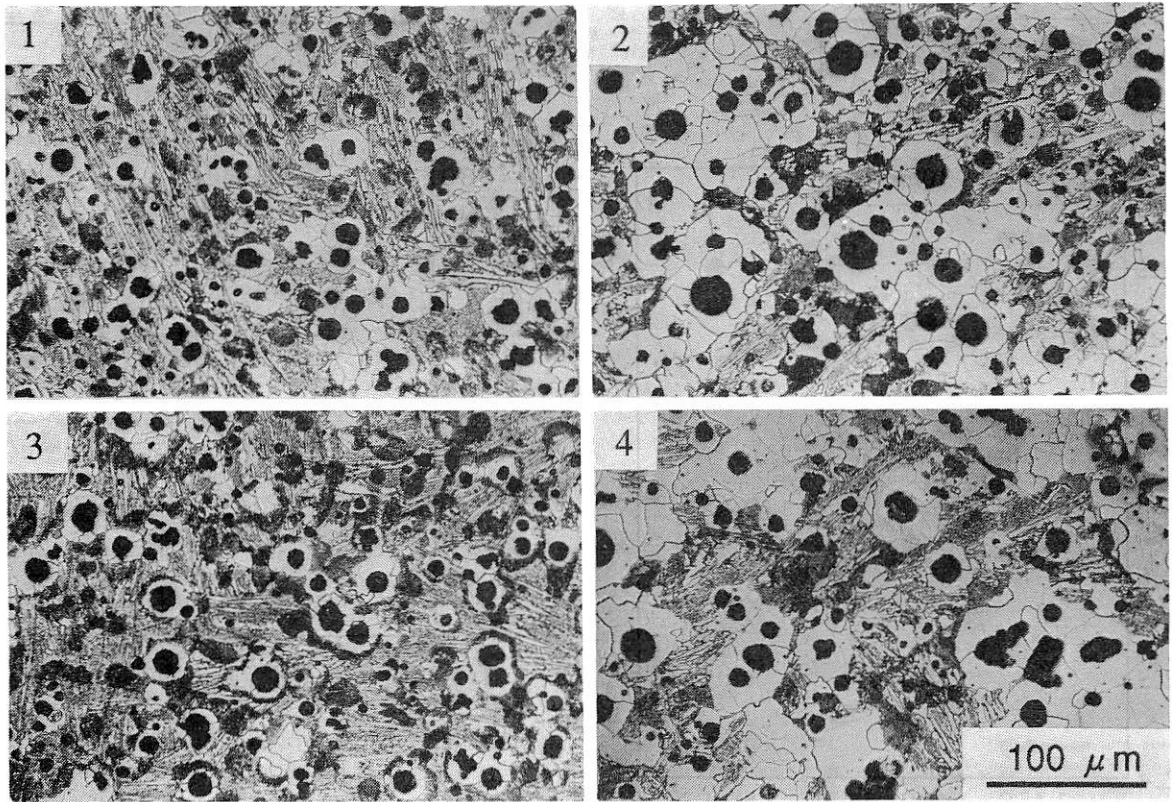


図6 チル化面積率に及ぼすけい素量および球状化剤の種類の影響

Effects of Si content and type of spheroidizing additive on chill formation tendency



上段：5 MRC, 2.47%Si,
1, 3：20mmφ,
球状化処理温度：1500℃
下段：混合5 MRC, 2.54%Si
2, 4：30mmφ

図7 顕微鏡組織に及ぼす球状化剤混合の影響
Micro-structures of specimens treated with mixed spheroidizing additives

い素量は両球状化剤ともにチルの発生した約2.5%Siである。混合5 MRCではわずかに5 MRCよりもけい素量が高いにもかかわらず、共晶炭化物は粗大であり、図4に記した9 MRCのそれと同じ様な顕微鏡組織を呈している。以上より、マグネシウム含有量の異なる球状化剤を混合添加した場合、そのチル化傾向はマグネシウム含有量の高い球状化剤のそれに近いものになり、チル化傾向を減少させるには合金としてのマグネシウム量を低下させることが必要と言える。また、爆発反応も混合球状化剤は比較した同等のマグネシウム量の球状化剤のそれよりも激しいことが認められた。

(3) チル化傾向と球状化処理温度および球状化剤マグネシウム量の関係

これまでに球状化処理温度の低下がチル化の低減をもたらしたことを述べた²⁾。したがって、チル化傾向低減の効果があつた低マグネシウム量の球状化剤を上述の1500℃よりも低い温度で添加・処理した場合、さらにチル化傾向が低下することが考えられる。

チル化傾向に及ぼす球状化処理温度、けい素量の影響を9 MRCと3 MRCについてそれぞれ図8, 9に示す。9 MRCを用いた場合、チルが発生したけい素量は球状化

処理温度の低下とともにより低けい素量へ移行したことを30mmφ試料について報告した²⁾。これと同様の傾向が本実験結果においても認められ、球状化処理温度の低下によるチル化傾向低減効果の再現性が確認されている。同時に、より冷却速度が大きくなると考えられる20, 25mmφ試料においても同様に、チルが生じるけい素量がより低けい素量へ移行することが認められる。

一方、3 MRCの低マグネシウム球状化剤を使用した場合、球状化処理温度が1550℃から低下するとともにチルの生じるけい素量が、より低けい素量へと移行することは1400℃まで認められる。1400℃では、2.24%Siで無チル化した試料が得られ、さらに2.01%の低けい素量で20, 25mmφ試料にチル化は認められない。しかし、1350℃の低い処理温度では、約2.21%Siですべてチルが生じている。低マグネシウム球状化剤を1350℃で処理した場合、1400℃の場合よりもチル化傾向が増大することは1.5MRCおよび5 MRCの球状化剤についても認められる。図10, 11にそれぞれ1.5MRC, 5 MRCを使用した場合のチル化面積率に及ぼす球状化処理温度の影響を示す。これらの球状化剤の場合にも、1400℃で最もチル化傾向が小さくなることが理解される。

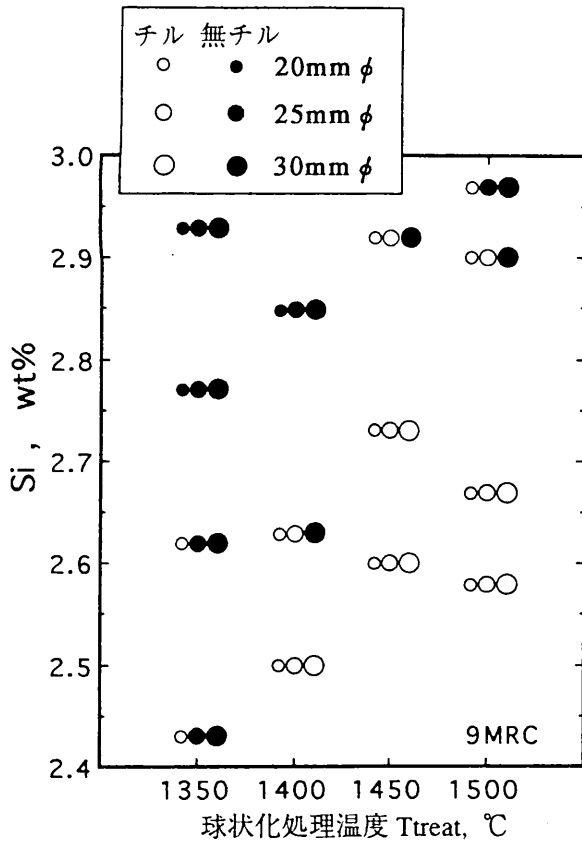


図8 チル化傾向とけい素量および球状化処理温度の関係 (9MRC)

Relationship between chill formation tendency and Si content or spheroidizing treatment temperature (9MRC)

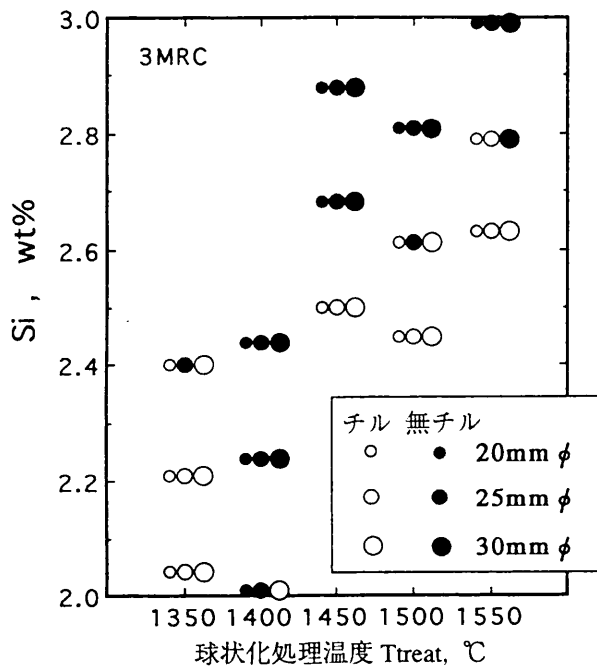


図9 チル化傾向とけい素量および球状化処理温度の関係 Relationship between chill formation tendency and Si content or spheroidizing treatment temperature (3MRC)

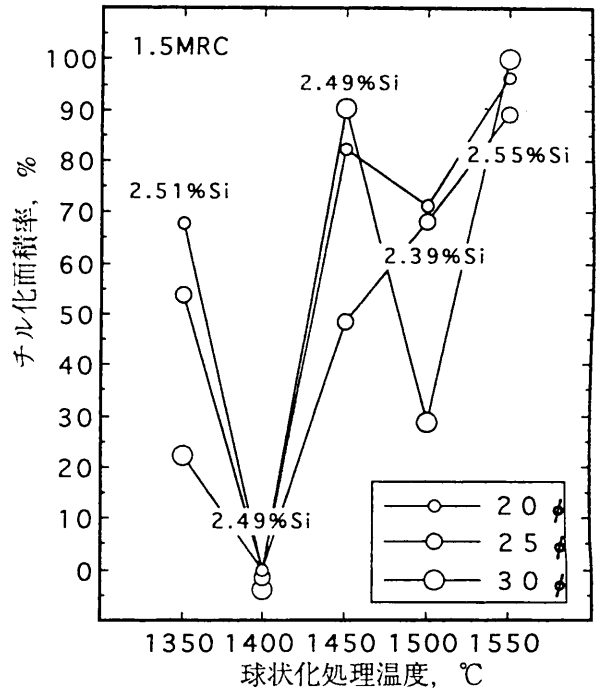


図10 チル化面積率に及ぼす球状化処理温度の関係 (1.5MRC)

Effect of spheroidizing treatment temperature on the chilled area fraction (1.5MRC)

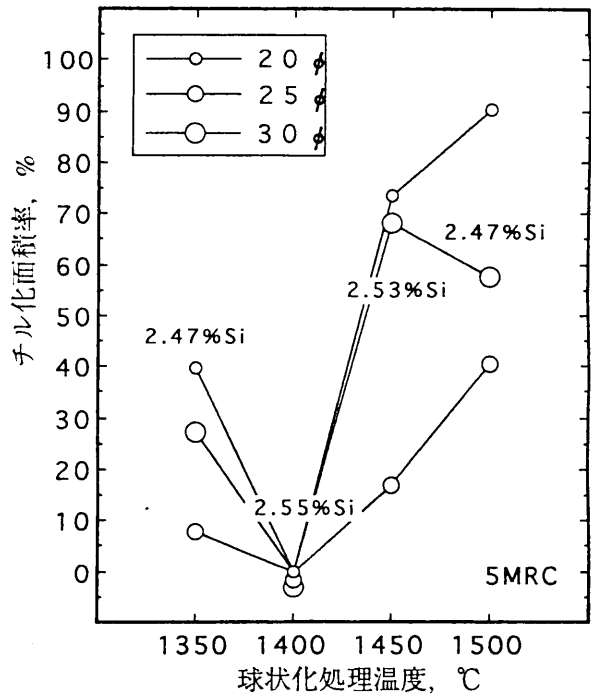


図11 チル化面積率に及ぼす球状化処理温度の関係 (5MRC)

Effect of spheroidizing treatment temperature on the chilled area fraction (5MRC)

したがって、爆発反応が穏やかな低マグネシウム球状化剤をさらに反応がより穏やかになる1350℃のような低温で処理した場合、9MRCのような高マグネシウム球状化剤とは異なり、球状化処理温度の低下とともにチル化

傾向は一様に低下しないこと認められる。

なお、球状化処理温度が低温度へ移行した場合に生じたチルもすべて逆チルであることはこれまでの結果と同様である。

(4) チル化傾向に及ぼすマグネシウム蒸気圧の影響

これまでの結果から、金型鑄造された球状黒鉛鑄鉄のチル化傾向は、球状化処理時の反応の程度と密接な関係があることが理解される。そこで、球状化処理時のマグネシウムの蒸気圧とチル化傾向の関係を調べた。

表1に示した球状化剤についてX線回折により調べた結果では、マグネシウムは金属マグネシウムとしてではなく、これまでの報告⁵⁾の通りMg₂Siの化合物相として存在することが確認された。Mg₂Siの蒸気圧は次式³⁾で与えられる。

$$P_{Mg_2Si} = \gamma \cdot P^{\circ}Mg_2Si \cdot N_{Mg_2Si}$$

ここで、 P_{Mg_2Si} : Mg₂Siの蒸気圧

$P^{\circ}Mg_2Si$: 純Mg₂Siの蒸気圧

N_{Mg_2Si} : Mg₂Siのモル分率

γ : 活量係数

したがって、Mg₂Siのモル分率を知る必要がある。上記のX線回折結果から、球状化剤を構成する化合物相にはMg₂Siの他、CaSi₂、CeSi₂、FeSi、FeSi₂が認められた。この他にLaSi₂と推測される回折ピークが認められたが、その回折強度は弱いものであった。そこで、球状化剤を構成する化合物相はLaSi₂を除いた上記の5相からなるものと仮定して、表1の組成表からMg₂Siのモル分率を算出すると表2に示すようになる。

表2 球状化剤を構成する化合物相のモル分率

Mole fractions of compounds in spheroidizing additives

球状化剤の種類	各化合物のmol分率 (%)				
	Mg ₂ Si	CaSi ₂	CeSi ₂	FeSi	FeSi ₂
1.5MRC	3.42	1.69	0.36	33.44	61.09
3 MRC	6.51	2.84	1.17	33.68	55.80
5 MRC	10.32	5.35	1.41	27.32	55.70
9 MRC	18.93	9.89	1.91	24.06	45.20

純Mg₂Siの蒸気圧 ($P^{\circ}Mg_2Si$) は純マグネシウムのそれとはほぼ同じ³⁾であり、純マグネシウムの蒸気圧と温度との関係は以下の式⁽⁶⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾で表される。

$$\log P^{\circ}Mg = 4.928 - 1.220 \times 10^4 / \text{Temp} (^{\circ}R)$$

$P^{\circ}Mg$: 純マグネシウムの蒸気圧 atm

Temp ($^{\circ}R$: Rankin) = 1.8 $\cdot^{\circ}C$ + 492

活量係数はけい素のmol分率 N_{Si} が0.44では $\gamma \approx 3.2$ であり、 N_{Si} が0.45のときには $\gamma \approx 2$ であることが報告され、 N_{Si} の増加とともに理想溶体に近づくことが指摘されている⁹⁾。本実験で使用した球状化剤の N_{Si} は約0.60であるの

で、活量係数 $\gamma = 1$ と仮定した。

以上より各球状化剤のマグネシウム蒸気圧を種々の処理温度について算出すると表3に示すようになる。マグ

表3 各球状化処理温度における球状化剤のマグネシウム蒸気圧

Mg vaporizing pressure of spheroidizing additives at treatment temperatures

球状化処理温度	マグネシウム蒸気圧 (atm)				
	$P^{\circ}Mg_2Si$	1.5MRC	3 MRC	5 MRC	9 MRC
1350 $^{\circ}C$	5.65	0.193	0.368	3.583	1.070
1400 $^{\circ}C$	7.53	0.258	0.490	0.777	1.425
1450 $^{\circ}C$	9.87	0.338	0.643	1.019	1.868
1500 $^{\circ}C$	12.74	0.436	0.829	1.315	2.412
1550 $^{\circ}C$	16.22	0.555	1.056	1.674	3.070

ネシウム量の多い9 MRCでは、1350 $^{\circ}C$ においても1 atm以上の蒸気圧であり、球状化処理時に爆発的な反応が生じた。これに対し、1.5MRCでは1550 $^{\circ}C$ で処理した場合でも0.56atmに過ぎず、実際の球状化処理時にも反応が極めて穏やかであったことと対応している。

この蒸気圧とけい素量およびチル化傾向の関係を図12, 13, 14にそれぞれ20, 25, 30mm ϕ について示す。

マグネシウム蒸気圧が増大するとともに無チル化するけい素量は増加する。このことは球状化処理温度が高い場合に顕著である。すなわち、マグネシウム蒸気圧が2 atm以上で、かつ球状化処理が1500 $^{\circ}C$ のように高い温度でなされた場合、チル化を抑止するためには約2.9%

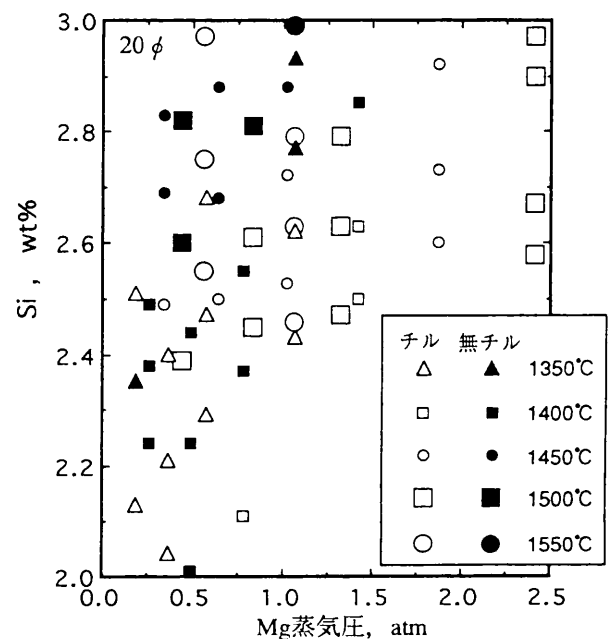


図12 チル化傾向とマグネシウム蒸気圧およびけい素量の関係 (20mm ϕ)

Relationship between chill formation tendency and Si content or Mg vaporizing pressure (20mm ϕ)

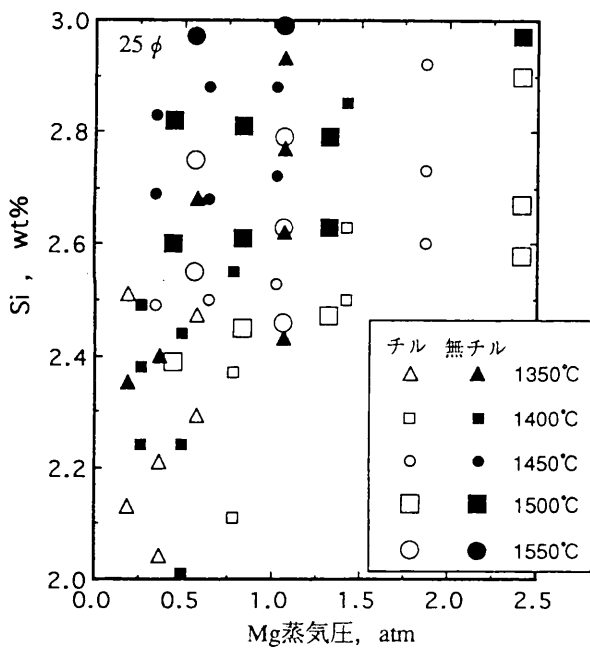


図13 チル化傾向とマグネシウム蒸気圧およびけい素量の関係 (25mmφ)

Relationship between chill formation tendency and Si content or Mg vaporizing pressure (25mmφ)

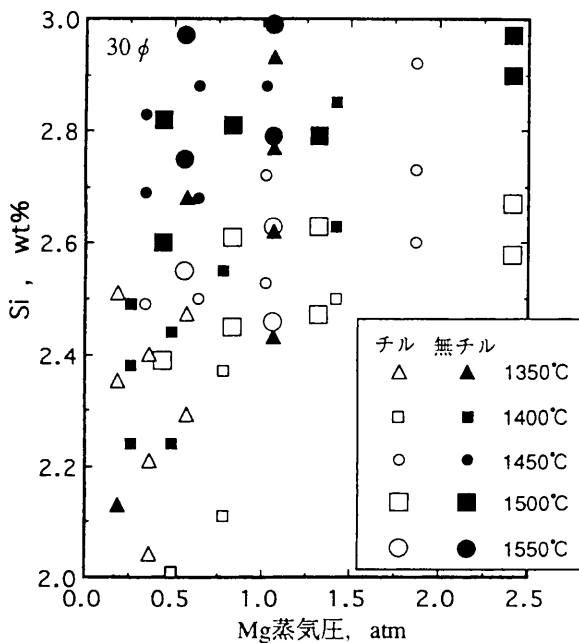


図14 チル化傾向とマグネシウム蒸気圧およびけい素量の関係 (30mmφ)

Relationship between chill formation tendency and Si content or Mg vaporizing pressure (30mmφ)

(30mmφ)以上のけい素量を必要とし、20mmφ試料では約3%Siとした場合にもチルが生じている。

次に、蒸気圧が0.8~1.5atmの範囲に低下すると1500、1550°Cの高い温度で球状化処理された場合においても、前述よりも低いけい素量で無チル化している。

球状化処理温度が1400°C以上の場合、マグネシウム蒸

気圧の低下とともにチル発生のけい素量は傾向はさらに低下する。約0.5atm-1400°Cの場合、約2%Siにおいて無チル化した20、25mmφ試料が得られている。しかし球状化処理が1350°Cのような低温度の場合、上記の1400°C以上の場合と異なり、マグネシウム蒸気圧の低下とともにチル化傾向は低下せず、約0.5atm以下ではチル化はやや増大する傾向が認められる。

したがって、チル化傾向と球状化処理時のマグネシウムの蒸気圧、処理温度の間には密接な関係があると結論される。換言すれば、溶湯中の酸素とマグネシウムの反応すなわち脱酸反応がチル化傾向と関連していると考えられる。したがって、球状化処理前の溶湯の酸素量もチル化傾向に影響を及ぼす因子と考えられる。現在この点についての検討を継続中である。このなかで、マグネシウムによる溶湯の脱酸反応が、すなわち球状化処理前の溶湯酸素量がチル化傾向と深くかかわっていることが判明しつつある。

他方、ガス元素の一つである窒素については、特に酸可溶性窒素がチル化を促進すると指摘されている¹¹⁾。またPehlkeらの報告¹²⁾では、Fe-O系溶湯において、酸素量の減少とともに窒素吸収速度が増加することを指摘している。したがって、十全なチル化抑制技術を確立するためには、今後酸素、窒素の形態別分析手法の普遍化・簡便化とこれに基づいた酸素、窒素量の制御手段の開発が必要といえる。

4. 結 言

金型铸造された球状黒鉛鑄鉄のチル化傾向と球状化剤の種類の関係について、20、25、30mmφの試料で検討した結果、下記のようにまとめられる。

1. 球状化処理温度が1500°Cの場合、球状化剤に含まれるマグネシウム量が低下するとともに、より低けい素までチル発生が抑止された。チル組織を同一けい素量で比較すると、チル化面積率と共晶炭化物の密度がともにより低く、低マグネシウム球状化剤はチル化傾向を低減した。

2. マグネシウム含有量の異なる球状化剤を混合添加すると、そのチル化傾向はマグネシウム含有量が高い球状化剤のそれに近いものになり、チル化傾向を低減するには合金としてのマグネシウム量を減少させることが必要であることが判明した。

3. 約3%の低マグネシウム球状化剤を使用した場合、球状化処理温度が1550°Cから1400°Cへ低下するとともにチル発生はより低けい素へと移行し、2.01%の低けい素量で20、25mmφ試料が無チル化した。しかし、1350°Cでは約2.21%Siですべてチルが生じ、約5%以下の低マグネシウム球状化剤を1350°Cで処理した場合、1400°Cの場合

よりもチル化傾向が増大した。

4. マグネシウム蒸気圧が2 atm以上で、かつ球状化処理が1500℃のように高い温度でなされた場合に、チル化傾向は最も増大した。

蒸気圧が0.8~1.5 atmの範囲に低下すると球状化処理温度が1500, 1550℃の高い温度で処理された場合においても、前述よりも低いけい素量で無チル化した。

約0.5 atm-1400℃の場合、約2% Siにおいて無チル化した20, 25 mmφ試料が得られた。しかし球状化処理が1350℃のような低温度の場合、上記の1400℃以上の場合と異なり、マグネシウム蒸気圧の低下とともにチル化傾向は低下せず、約0.5 atm以下ではチル化はやや増大する傾向が認められた。

参 考 文 献

1) 橘堂 忠, 西村 章, 大阪府立産業技術総合研究所報告, No.3, p.24 (1988)

2) 橘堂 堂, 西村 章: 大阪府立産業技術総合研究所報告, No.3, p.31 (1988)

3) Robinson, M. Trans. AFS. 84, 585 (1976)

4) 日本鋳物協会編, 鋳鉄の金型鋳造, 東京, 丸善, 1976, p.93.

5) 千田昭夫, 鹿毛秀彦, 勝負沢善行, 日本鋳物協会第113回全国講演大会講演概要集, 1988, p21.

6) Guichelaar, P.J., Trojan, P.K., McCluhan, T., Flinn, R.A. Metallurgical Trans. 2, 3305 (1971)

7) Trojan, P.K., Flinn, R.A. Trans. ASM, 54, 549 (1961)

8) Trojan, P.K., Flinn, R.A. SAE Trans. 265 (Paper 789A), (1965)

9) 李 鏞河, 金 豊, 原 邦夫, 沢本 崇, 井之山直哉, 川野 豊: 鋳物, 55, 156 (1983)

10) Pehlke, R.D., Elliott, J.F. Trans. A.I.M.E. 227 (8), 844 (1963)