

# C V 黒鉛 鑄鉄の製造法

< 1 >

ケベック・アイアン・アンド・チタニウム

工博 張 博

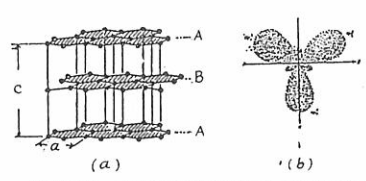
宇部興産(株) (現京都大学工学部研究生)

糸 藤 春 喜

## 1 緒 言

鑄鉄の機械的および物理的性質はその黒鉛の形態に大きく関係することはいうまでもない。黒鉛結晶の顕著な異方性(表1)を反映した片状黒鉛は

表1 黒鉛およびその生成過程の特徴

	片状黒鉛	球状黒鉛
共通点	1. 六方晶系: $a=2.461\text{\AA}$ , $c=6.708\text{\AA}$	
	2. 結合: {底面内結合距離 $1.421\text{\AA}$ SP <sup>2</sup> - $\sigma$ band(70~80 kcal/mole) 底面間 " $3.354\text{\AA}$ $\pi$ band(4 kcal/mole)}	
	3. 表面エネルギー: {底面 $\sigma_b = 562\text{ erg/cm}^2$ 柱面 $\sigma_p = 4330\text{ erg/cm}^2$	
	4. 優先成長方向およびミリス系: (0001) < 1120 >	
	5. 電気抵抗: 底面内方向 $3\sim 6 \times 10^{-5}\ \Omega\text{ cm}$ 底面に直角方向 底面内方向の $10^4$ 倍	
	 <p>(a) 黒鉛結晶の原子配列 (b) 炭素のSP<sup>2</sup>混成軌道</p>	
相異点	形状 平板状	球状
	構造 単結晶(C軸は板面に垂直)	多結晶(C軸は放射状)
	反応 平衡反応	非平衡反応
	特性 定常反応	非定常反応

平板状の単結晶で、その板面が(0001)底面であるのに対し、球状黒鉛の方は形状は球形でありその上C軸が放射状に配列した多結晶体である。このような片状と球状といった黒鉛の形状および構造上の相違によって鑄鉄の諸性質は大きく変化するのである。黒鉛の形態については現在のところ球状化率などによって管理されており、球状黒鉛鑄鉄とはその球状化率で80%以上(または70%以上)のものを意味する。理屈上、片状黒鉛鑄鉄の球状化率は0%となるわけであるが、これまで球

状化率が70%以下のものはすべて球状化不良ということで廃却されてきた。完全な片状黒鉛から球状化不良にされる球状化率70%までの黒鉛形態によって鑄鉄の諸性質が著しく変化することは明らかである。にもかかわらず、これまで単に強度の増加による肉薄化の目的で、片状黒鉛鑄鉄であったものを球状黒鉛鑄鉄に変更した例は極めて多い。こうした変更に対する再検討とその黒鉛形態に起因し、機械的性質(抗張力、弾性係数、疲労強度)、物理的性質(減衰能、熱伝導性)および鑄造性(ひけ性、流動性)の面で片状黒鉛鑄鉄と球状黒鉛鑄鉄の中間のもの(場合によっては両者に勝る)として、球状化率でいう30~70%のものが新材質として世界的に注目されてきた。それがいわゆるCV黒鉛鑄鉄である。CV黒鉛鑄鉄の導入は何も目新しいものではなく、ヨーロッパはもちろんのこと日本でも10年以上前から自動車部品、油圧部品それに歯車類(特に高速でないもの)に應用されている。最近、CV黒鉛鑄鉄に関する研究が非常に活発に行われているものの、ことその製造法についてはコントロールが困難であるということでもうすでに確立されていないとする意見がもてはやされている。そこで、ここではCV黒鉛鑄鉄の製造法について、主に現在行われている方法を中心に解説する。

## 2 CV黒鉛の生成機構

CV黒鉛の定義については現在のところ確立されていない。黒鉛の長さ( $l$ )と幅( $w$ )の比  $l/w$  が3~10のものであるとか、通常の球状化率で30~70%

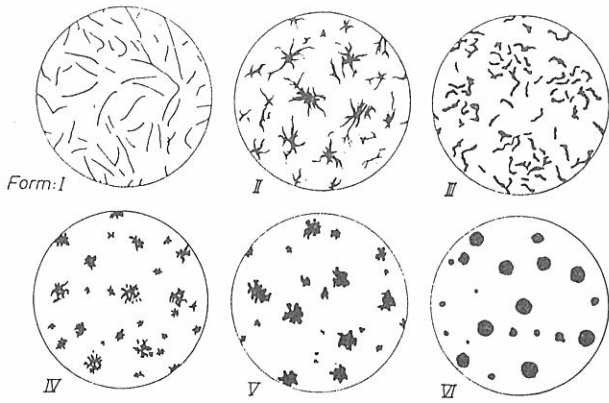


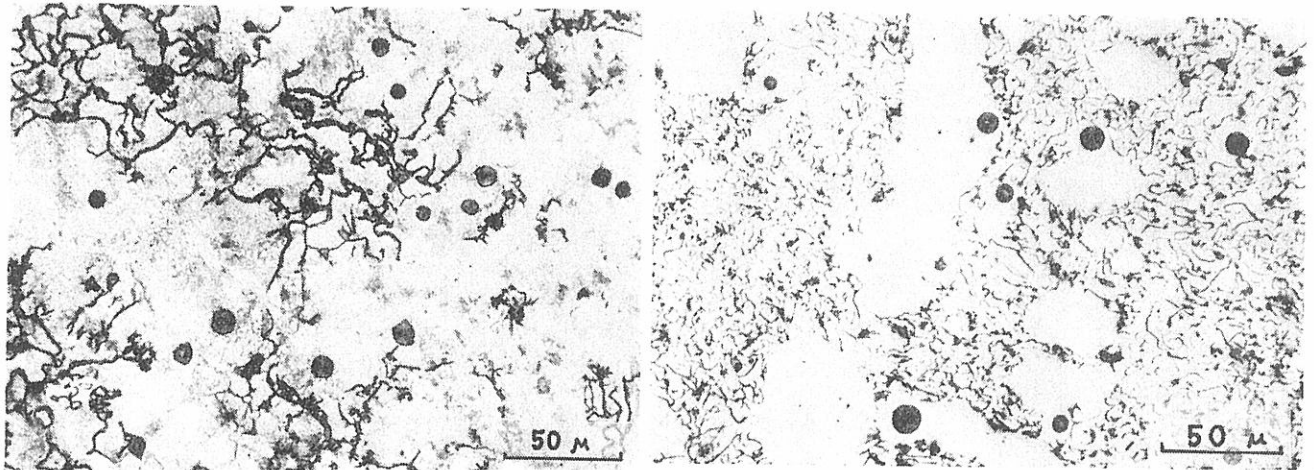
図1 黒鉛形態の分類

表2 CV黒鉛鑄鉄の黒鉛組織からの規格

組織 肉厚	黒鉛形状		
	Form I, II	Form III	Form V, VI
5 mm以下	0%	50%以上	50%以下
5 mm~10mm	0%	50%~70%	30%~50%
10mm以上	0%	70%以上	30%以下

のものとみなされたり,あるいは図1に示す黒鉛形態の分類で表2のように規格化されている<sup>1)</sup>. CV黒鉛の構造はある領域内でかなりの分枝が認められるものの,基本的には球状黒鉛同様多結晶体と思われる<sup>2,3)</sup>. 著者らは黒鉛のもつ著しい成長異方性を尊重しながら球状黒鉛の生成が鑄鉄溶湯中に懸濁する微細気泡中への黒鉛の晶出に起因する機構を提案しその実証に成功している.<sup>4~13)</sup> たとえば図2は最も代表的な球状化阻害元素であるSおよびBiの気泡による球状黒鉛の生成を示す. また

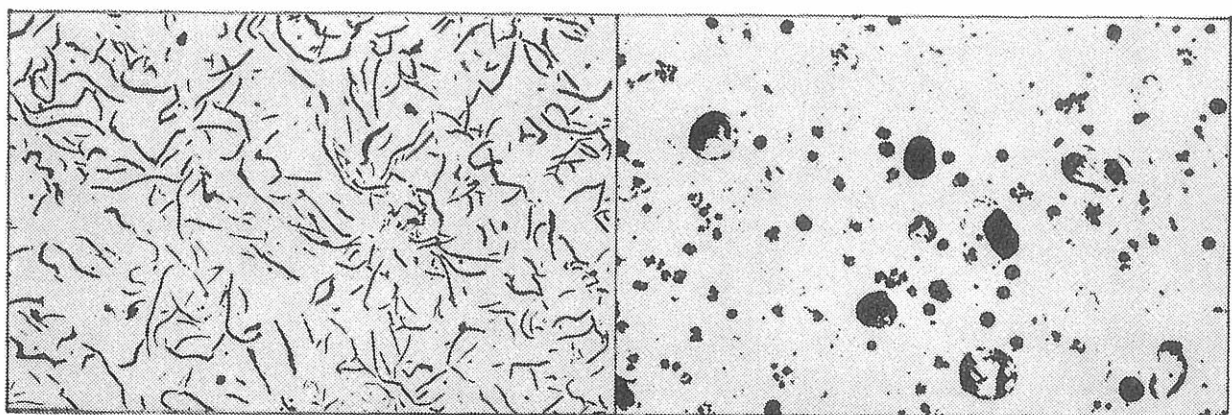
図3はNガスで加圧溶解後,冷却凝固時に減圧することで形成されたNガス気泡による球状黒鉛の生成を示す. 一方,MgもMg気泡にならない場合には球状黒鉛が生成しないことが図4より明らかである. 球状黒鉛の成長は気泡中への黒鉛の晶出すなわち,いわゆる求心的成長を基本と



0.5% S添加直後

1% Bi添加直後

図2 SおよびBi添加による球状黒鉛の生成

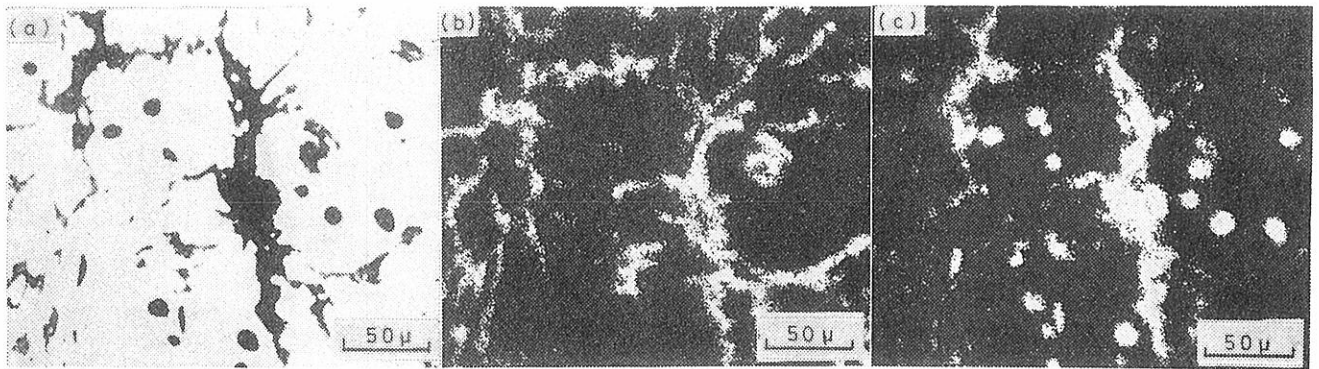


50 atm

50 → 1 atm

100 μ

図3 Nガスでの加圧減圧法による球状黒鉛の生成



光学顕微鏡組織 C Ka Mg Ka  
 図4 Arガスによる20気圧下でMg処理したFe-3.78%C-2.15%Si合金のE.M.X観察

するものの、その遠心的成長を除外するものではない。つまり気泡が黒鉛で完全に詰まった後は遠心的成長が起こる。この遠心的成長には球状黒鉛の周りに晶出形成するオーステナイト殻が深く関係する。遠心的成長段階においても球状黒鉛は、その成長に関する球対称性が保証される限り球状に成長するが、オーステナイト粒界部での黒鉛の優先成長が助長され、成長の球対称性が崩壊するとすればもはや形状の劣下があらわれる(図5)。したがって、球状黒鉛鑄鉄の製造条件としては、

(1) 鑄鉄溶湯中での十分な量の微細気泡の存在

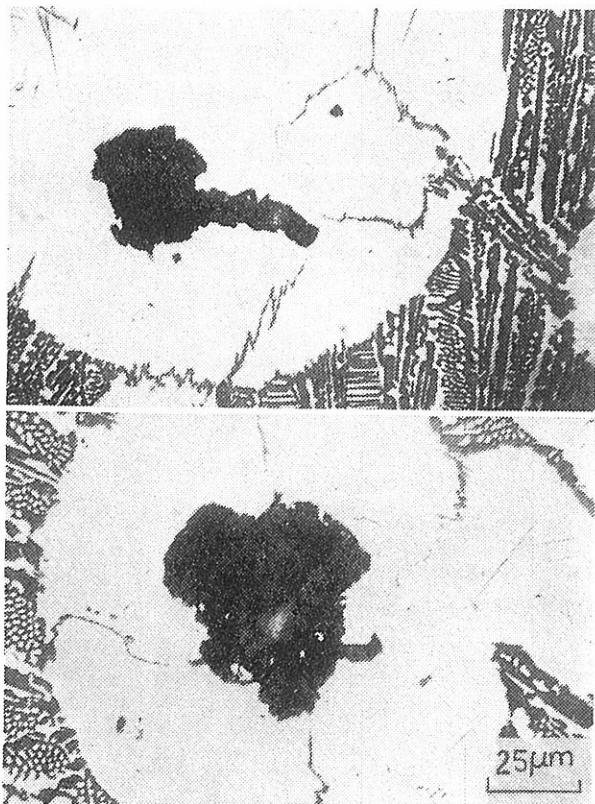


図5 球状黒鉛の遠心的成長段階での形状劣下

と、その気泡への黒鉛の晶出(黒鉛化)の保証

(2) 球対称的な遠心的成長の保証

ということになるが、あくまでも前者がその基本条件となる。従来黒鉛球状化元素とされていたり、条件によっては球状黒鉛の生成をもたらすほとんどの元素の沸点が、鑄鉄溶湯の処理温度付近かそれ以下の比較的低い温度にある(図6)。また沸点の比較的高いCe, Yなどはみな低温において水素などのガスを極めて吸蔵しやすいが、その吸

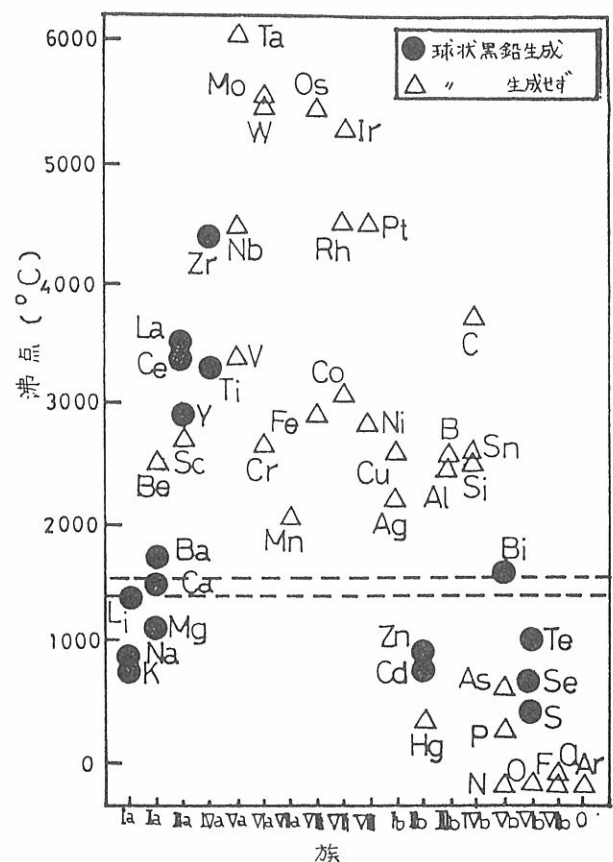


図6 諸元素の沸点と球状黒鉛生成との関係

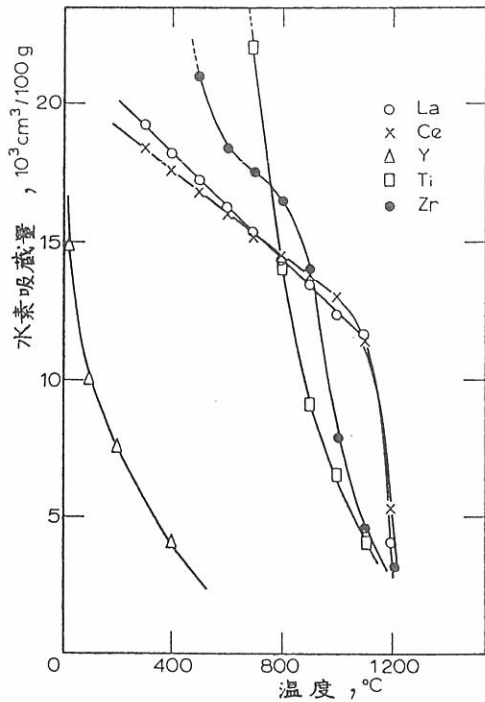


図7 La, Ce, Y, Ti, Zrの水素吸蔵量の温度依存性

蔵量は温度上昇とともに急減するという性質を有する(図7)。鑄鉄溶湯中に懸濁した気泡がそれ自体溶鉄中に溶けやすかったり、SやOなどと反応しやすいものであるならば不安定になりすぐに消滅することになる。その意味で、いわゆる球状化元素の条件としては、球状黒鉛の生成に必要な微細気泡の安定供給の面から、できるだけ沸点が低いかガス吸蔵量の多いもので溶鉄中に比較的難溶であり、その上脱酸脱硫作用の強いものということになる。この条件を最も十分に満足するのがMgである。球状黒鉛鑄鉄の製造に必要なMg量は残留Mg量で残留S量の3倍以上であるか<sup>14)</sup>、または残留Mg量と残留S量の差が0.02%以上であると思われる。球状黒鉛鑄鉄(球状化率 $\geq 80\%$ )の製造に必要な微細気泡量が不足した場合に、いわゆる球状化不良、すなわちCV黒鉛鑄鉄が得られると理解される。CaやCeなどはその黒鉛球状化能の点でMgに劣ることは周知の事実であるが、これはとりもなおさずその添加による鑄鉄溶湯中での微細気泡量の供給が少ないことに起因すると思われる。これは図6より明らかなごとく、Caはその沸点がMgに比べ比較的高いこと、CeもMgとは異なり自ら気化するものではないことによると説明される。しかし、CV黒鉛鑄鉄の製造に対してはMgより黒鉛球状化能が劣るとい

ことで、CaとCeなどはむしろ有効な添加元素といえるのである。上述の通り、球状黒鉛は遠心的成長を伴う。この遠心的成長段階でオーステナイト境界部に黒鉛の優先的成長経路が成形されるような条件下では黒鉛形状の劣下が起こることについてもすでにふれた。球状黒鉛の遠心的成長は図8<sup>13)</sup>

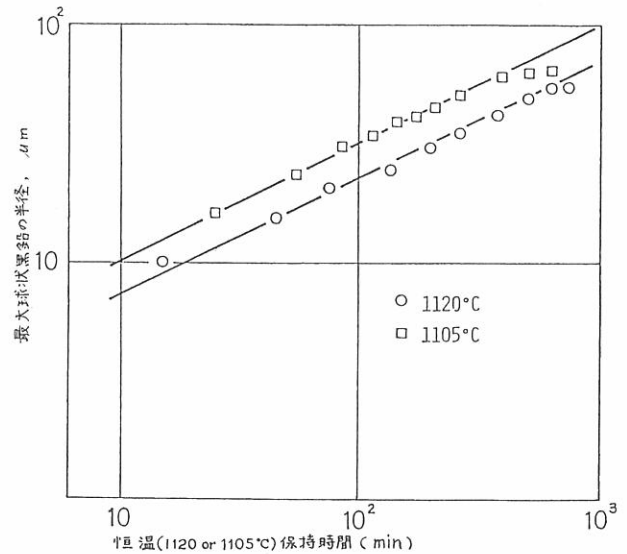


図8 1120°Cおよび1105°Cでの保持時間による最大球状黒鉛の半径の変化

のように拡散律速を示し、オーステナイト殻での拡散が重要となる。この殻を通しての物質輸送を考慮すべき拡散種として、従来はC原子があげられているが、C原子よりもFe原子の拡散が重要と思われる。その理由は、第1に球状黒鉛が成長するためには黒鉛の占めるべき空間が確保されなければならない、このためにはFe原子の拡散が不可欠であるからである。理由の第2はFe原子とC原子の拡散を比較すれば、C原子は小さく格子の侵入型位置にあって、その拡散もFe原子に比較すれば容易に起こることである。さてオーステナイト殻での拡散を考えるにあたって、オーステナイト粒界部が液体であるか否かが極めて重要である。粒界部を液体とみなすと有効な拡散係数(Deff)は(1)式で与えられる。

$$Deff = \alpha D_{liq} + (1 - \alpha) \cdot DL \quad (1)$$

ここで $\alpha$ は残留液体の比率、 $D_{liq}$ は液体での拡散係数、 $DL$ は格子拡散に対する拡散係数である。この式をFe原子の拡散に適用すると次のようになる。1120°Cにおける値を $\alpha = 0.001$ ,  $D_{liq} \cong 1 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}^{15)}$ ,  $DL \cong 1 \times 10^{-11} \text{ cm}^2/\text{s}^{15)}$ として概算すると、Fe原子の拡散は液体を通しての拡散が全

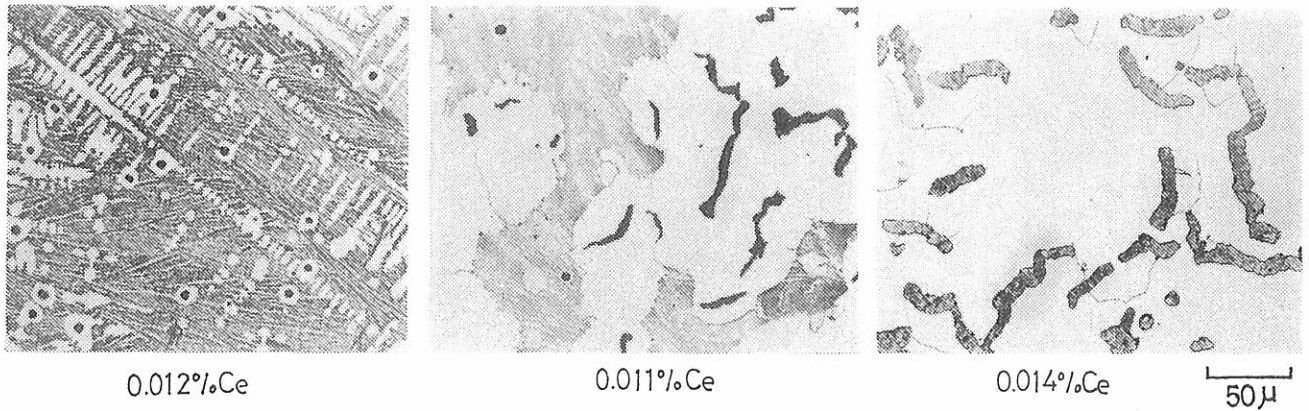


図9 Ce-REM 処理による CV 黒鉛鑄鉄の凝固過程

体の99%, オーステナイト殻を通しての拡散が1%となる. 同様の計算をC原子について, 同じく  $1,120^{\circ}\text{C}$  で,  $\alpha=0.001$ ,  $D_{\text{liq}} \cong 4 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{s}^{15)}$ ,  $D_{\text{L}} \cong 7 \times 10^{-7} \text{cm}^2/\text{s}^{15)}$  として行くと, C原子の拡散は液体を通しての拡散が5%, 固体を通しての拡散は95%となる. このような概算の結果は黒鉛の占めるべき空間が Fe 原子の拡散によって補償されるとすれば, 液体状態にある溝が極めて重要な役割を演ずることを示唆する. つまりこの液体状態の溝が遠心的成長過程での黒鉛の優先成長経路となり, その結果黒鉛形状の劣化を招くのである. 球状化阻害元素の作用は前述の微細気泡量の消耗とともに, この黒鉛の優先成長経路の溝の提供にあるわけで, その代表的なものが Ti, Al, Sn, B それに Sb などである. また, S, O などの影響も無視できない. CV 黒鉛の形成は基本的に球状黒鉛の遠心的成長過程での液体溝に沿った黒鉛の優先成長に起因するものと考えられる. この仮説は次のような事実などからもある程度裏付けされる. 図9<sup>16)</sup>はミッシュメタル (REM) 処理した CV 黒鉛鑄鉄の凝固進行過程を示す. いわゆる共晶凝固初期では10ミクロン以下の微小黒鉛球のみが晶出するにもかかわらず, 凝固の進行とともに CV 黒鉛が支配的となることが明らかである. 特に興味深いことはかなり凝固の進んだ時点での焼入れ組織で, 残留融液と思われる領域においてやはり大きさ10ミクロン以下の微小黒鉛球が観察されることである. CV 黒鉛は片状黒鉛同様, ある1つのセル集団内で連続しているといわれているが, 連続研磨などによる観察から CV 黒鉛が微小黒鉛球を接点としてつらなっていることがかなり高い確率で認められる. 同様のことは N.N. Aleksandrov<sup>17)</sup> らや P.C.

Liu<sup>18)</sup> らによっても確認されている. また, CV 黒鉛の先端はその成長過程で図10<sup>17)</sup>および図11<sup>16)</sup>のごとく融液に接していることが明らかである.

要するに, CV 黒鉛鑄鉄は微細気泡量の安定供給と気泡への黒鉛の晶出(黒鉛化)と, 球状黒鉛の遠心的成長過程での球対称的成長の確保という球

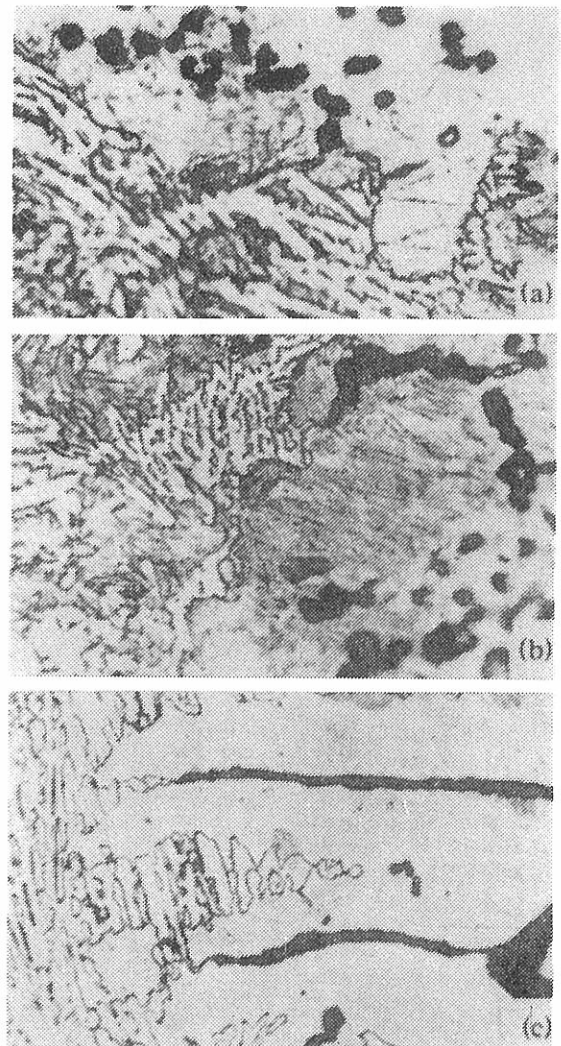


図10 CV 黒鉛鑄鉄の凝固途中での中断焼入れ組織 (A)

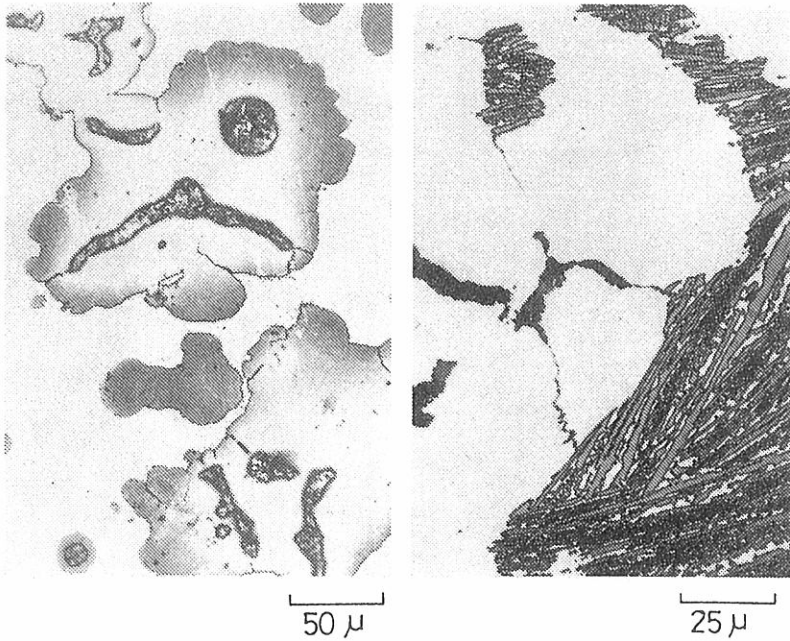


図11 CV 黒鉛鑄鉄の凝固途中での中断焼入れ組織 (B)

状黒鉛鑄鉄の製造条件を、十分に満たさないこと  
によって得られると結論される。

### 3 種々のCV黒鉛鑄鉄製造法

鑄鉄溶湯中に微細気泡が全く懸濁しない場合には黒鉛はその著しい成長異方性を反映して片状黒鉛となる。したがってCV黒鉛生成の前提条件はあくまでもある程度の量の微細気泡の存在である。もちろんCV黒鉛の生成機構の特徴ともいえる球状黒鉛の遠心的成長過程での優先成長経路の提供も極めて重要である。このようなCV黒鉛の生成機構に対する考察からCV黒鉛鑄鉄の製造法としては

- (A) いわゆる球状化阻害元素（一般的にAl,Tiなど）を利用しての球状化不良法
  - (B) Mgに比べ元来黒鉛球状化作用の弱い元素、たとえばCaまたはCeなどを含むREM添加
  - (C) Mg処理後のフェイディングを利用する方法
  - (D) FeSiMg合金の単独少量添加
  - (E) 球状黒鉛鑄鉄溶湯の元湯による稀釈法
  - (F) 球状黒鉛鑄鉄返り材の迅速再溶解
- などがあげられる。各方法について簡単に解説すると次のようになる。

- (A) いわゆる球状化阻害元素を用いる方法  
Ti,Alの含有量と黒鉛形状との関係を次の $K_1$ ,

$K_2$ で整理すると図12のようになると報告されている<sup>19)</sup>。

$$K_1 = 4.4 \cdot \text{Ti}(\%) + 1.6 \cdot \text{Al}(\%) \quad (2)$$

$$K_2 = K_1 / \text{残留Mg量}(\%) \quad (3)$$

また,Mg-Ti合金(おそらくFe-45Si-5Mg-12Ti-1Al)添加量と元湯のS量との関係を図13<sup>19)</sup>に示す。Ti,Alを用いる方法は残留Mg量だけでコントロールする場合の狭い許容範囲を拡大しCV黒鉛鑄鉄の比較的安定した製造方法として広く紹介されているが、ひけ性、流動性の面で必ずしも良い方法ではないし<sup>20)</sup>、経済性とその返り材の問題などから決して好ましくないと考える。

- (B) CaまたはREM添加

CaまたはCeなどの希土類元素がその単独添加

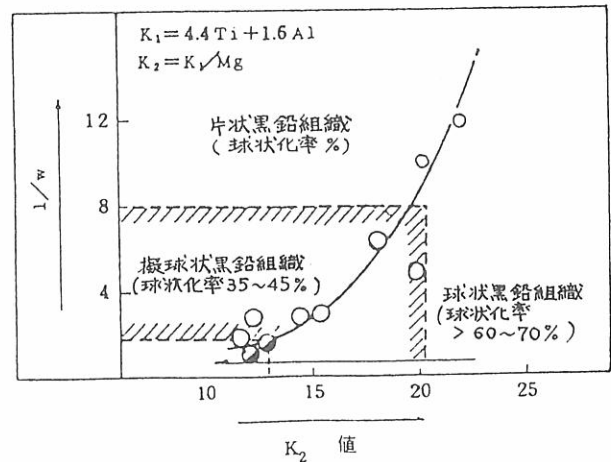


図12  $l$  : 黒鉛の長さ  $W$  : 黒鉛の幅

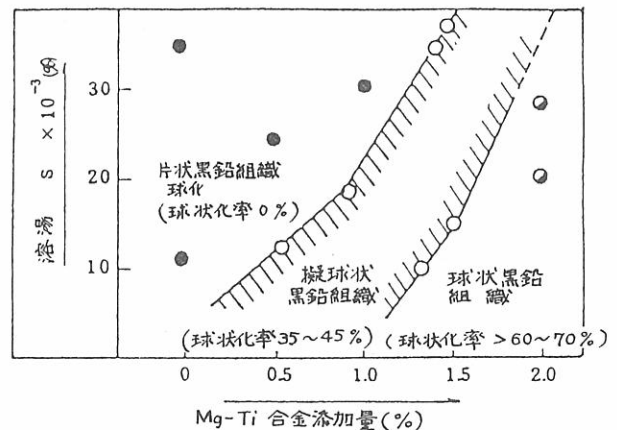


図13 黒鉛組織に及ぼす溶湯Sと合金添加量

ではなかなか完全な球状黒鉛鑄鉄が得られない理由については前述した。Ca およびCe などは球状黒鉛鑄鉄よりはむしろ CV 黒鉛鑄鉄の製造に適した元素といえる。Ca をベースとした CV 黒鉛鑄鉄用合金も日本では既に市販されており、これによる CV 黒鉛鑄鉄の製造は数多くの現場で行われている。一方、ヨーロッパで最初開発されたCeを50%含むREMの単独添加による CV 黒鉛鑄鉄はその安定性と経済性の面から日本でも一部の工場でもとり入れられている。また、その改良型としてREMとMgを含む合金添加による方法も確立されている。

(B)一①Ca系合金添加

Ca は溶鉄中に難溶である上 O との親和力が強いいため、ドロスの発生量が多くなるということで現場では敬遠されがちである。しかし溶けやすく処理された CV アロイは CV 黒鉛鑄鉄の製造を安定にするだけでなく、Ca の強力な黒鉛化作用によって薄肉部のチル化を大幅に軽減する。また CV アロイ添加による CV 黒鉛鑄鉄の質量効果は比較的鈍感である。一方、CV アロイの欠点としてはそれがフラックスタイプということから若干吸湿性が強いこと、それに生成するノロが少しウェットになるなどである。CV 黒鉛鑄鉄の製造に必要な CV アロイの添加量は元湯のSが0.01~0.02%で通常0.4~0.8%である。Ca 系のもう1つの製造法は塩基性スラグを用いて脱硫した低S(<0.01%)アーク炉溶湯に対するCaSiの少量添加である。実際この方法によってかなり以前から CV 黒鉛鑄鉄が製造されている。

(B)一②REMまたはREM-Mg合金添加

REMは薄肉部でのチル化を促進したり厚肉部での異常黒鉛の形成といった問題点があるものの、フェライト系 CV 黒鉛鑄鉄の製造を比較的安定にする。元湯のSとCeREMの添加量の関係を図14<sup>21)</sup>に示す。REMはCa系の場合同様添加時の反応性が穏やかなためREM元素を溶湯中に均一に拡散させるための何らかの溶湯攪拌が必要である。そこで攪拌と同時接種の効果向上を目的としてMgを含有させたREM-Mg合金が使用される。図15はSが0.012 0.015%の元湯に対するREM-Mg合金の添加量による引張強さと伸びの変化を示す。この方法は村山氏によって開発されたも

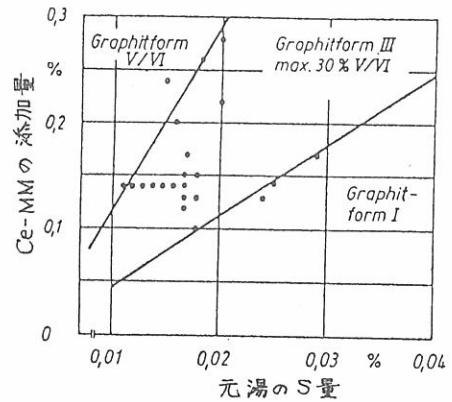


図14 元湯のS量とCe-MMの添加量の関係

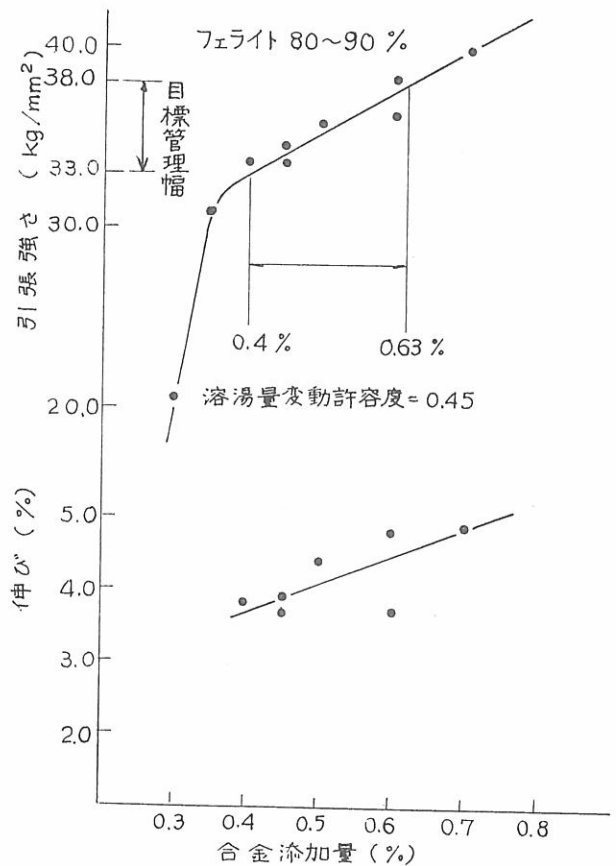


図15 改良型 Re-Mg 合金の添加量と引張強さ、伸びの関係

のであるがドロスの発生および添加時の温度降下が比較的少ないと報告されている<sup>22)</sup>。

(C) Mg処理後のフェイディング利用

フェイディングは溶湯中のMg気泡の溶湯表面への浮上と表面での酸化消失として説明される。鑄鉄溶湯中でのMg気泡の浮上速度はストークスの式より

$$U = \frac{2r^2}{9\eta}(\rho_0 - \rho) \cdot g \quad (4)$$

で与えられる。ここで  $r$  は気泡の半径,  $\rho_0, \rho$  はそれぞれ鑄鉄溶湯と気泡の密度,  $\eta$  は鑄鉄溶湯の粘性,  $g$  は重力加速度である。気泡が浮上することで鑄鉄溶湯中のMg 気泡量は減少するがMg 気泡濃度  $C$  は時間  $t$  の関数として(5)式で与えられる<sup>23)</sup>。

$$C = C_0 \exp(-Kt), K = K_0 \frac{U}{h} \quad (5)$$

ここで  $C_0$  は Mg 気泡の初期濃度,  $h$  は鑄鉄溶湯の深さ,  $K_0$  は比例定数である。(4)式と(5)式から Mg 気泡の小さいものほど, また溶湯の温度が低ければ低いほど, それに溶湯の深さが深くなるにつれてフェイディング速度が小さくなることが明白である。Mg 処理後, 残留Mg量がCV 黒鉛鑄鉄の許容範囲になるまで待つて注湯されれば良いが, その間の温度低下や経済性の点で極めて不利な方法である。もちろん Ar ガスなどのガス吹き込みで迅速かつ安定にフェイディングをおこなすことによって CV 黒鉛鑄鉄を得る方法があるが, これもコストの面であり良い方法とは思われな

い。それよりも後述するが反応性の穏やかな低 Mg 含の FeSiMg の少量添加により, はじめから CV 黒鉛鑄鉄に適した量の微小Mg気泡を鑄鉄溶湯中に分散させるとか, 球状黒鉛鑄鉄溶湯を元湯で稀釈させる方法の方がより好ましい。

#### (D) FeSiMg 合金の単独少量添加

この方法は簡単でしかも比較的経済的であるにもかかわらず, 残留Mg量の管理幅が極めて狭いということ敬遠されがちである。しかし実際はそうではない。東洋工業では塩基性キュポラ溶湯の S 量に応じて残留Mg 量を図16のように管理することで長年 CV 黒鉛鑄鉄を製造している<sup>24)</sup>。一般的に S 量が低く, またその変動幅の小さい低周波炉溶湯に対してはこの方法が比較的有効かと思われる。Mg 処理による黒鉛組織に及ぼす残留 Mg 量と処理後の S 量との関係は図17のようになると報告されている<sup>14)</sup>。この図から CV 黒鉛鑄鉄の製造条件は  $1 < \text{Mg}/\text{S} < 3$  となるが, 欧米のものとは異なり Ca と RE を比較的多く含む日本の FeSiMg 合金処理でのその条件は  $1 < \text{Mg}/\text{S} < 1.5$  (または

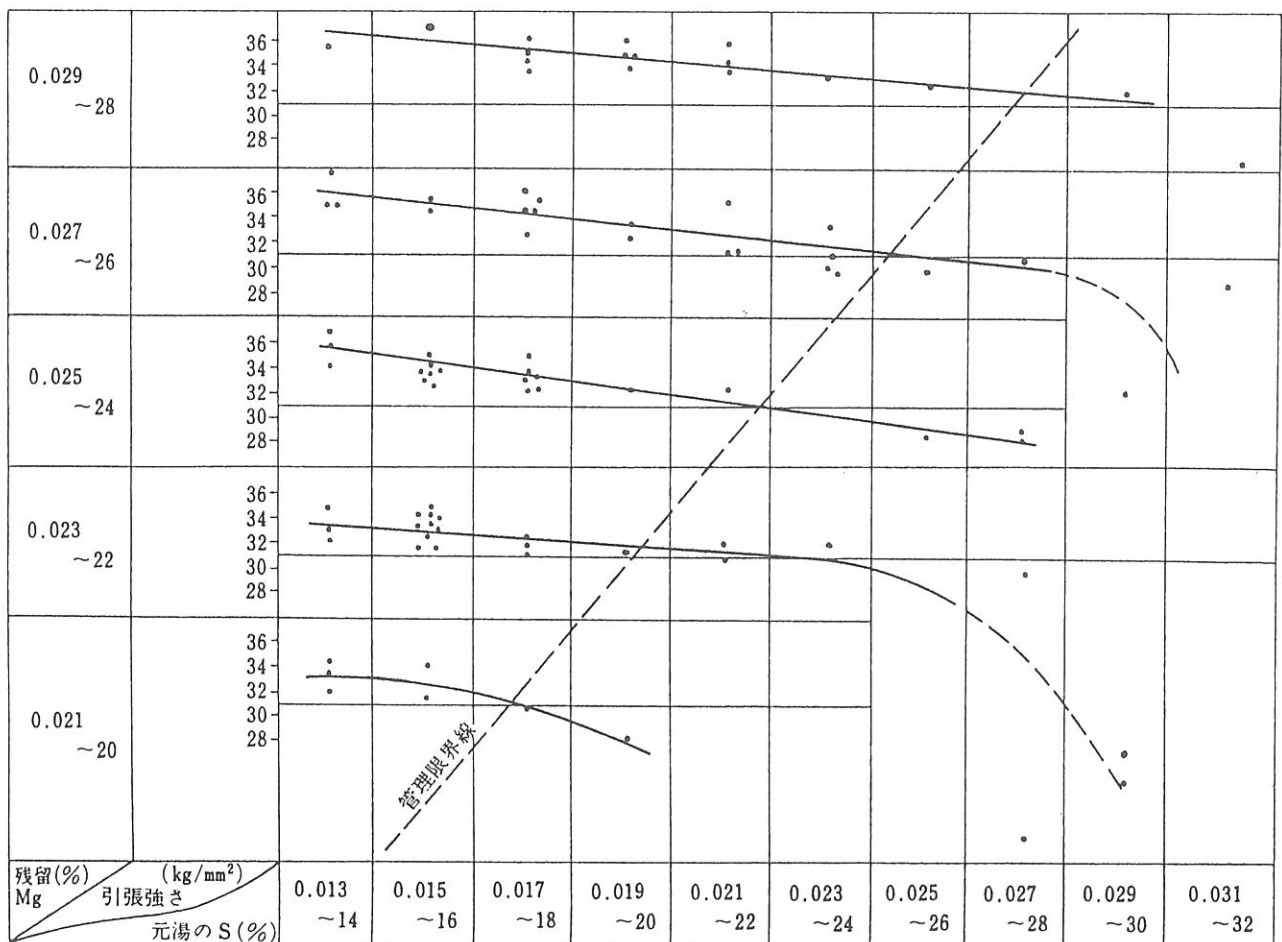


図 16 元湯の S と Mg 処理後の残留Mg別の引張強さとの関係 (試料は焼なまし材)



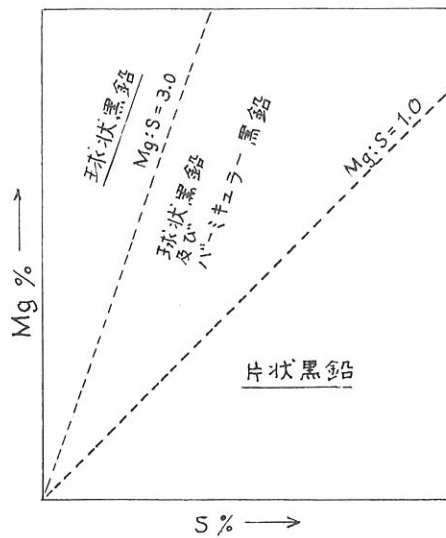


図17 各保持時間における MgとS量と予想される顕微鏡組織との関係の総括的な図式

0.2) と思われる。そこでこの範囲を目標として FeSiMg 合金を添加すれば CV 黒鉛鑄鉄が安定して得られるのである。表 3 は著者らによる 3% Mg の FeSiMg 合金の少量添加による CV 黒鉛鑄鉄の製造例を示す。FeSiMg 合金の単独添加による方法での残留 Mg 量の許容範囲は Ti などを添加する場合より狭くなることは事実である。しかし、残留 Mg 量の経時減少すなわちフェイディングの速度が、CV 黒鉛鑄鉄の許容範囲ぐらいいでは極めて緩慢になることからすれば、量的に狭い残留 Mg 量の許容範囲も時間的には比較的広いといえ

るのである。FeSiMg 合金は低 Mg であればあるほど Mg の蒸気圧が低くなることから、添加時の反応が極めて穏やかになり、それだけ高い Mg の歩留まりが安定して得られる。FeSiMg 合金の単独少量添加による CV 黒鉛鑄鉄の製造はできるだけ低 Mg のものを用いることで容易になることが多くの現場で確認されている。

FeSiMg 合金添加による CV 黒鉛鑄鉄製造に対するその必要添加量の幅は、元湯の Si 量によっても左右されることが報告されている。図18は処理剤の添加量と黒鉛形状比率( CV 黒鉛と他の形状の黒鉛との個数の比率) との関係を示すが、元湯の Si が 1% 以下で CV 黒鉛組織が安定して得られ

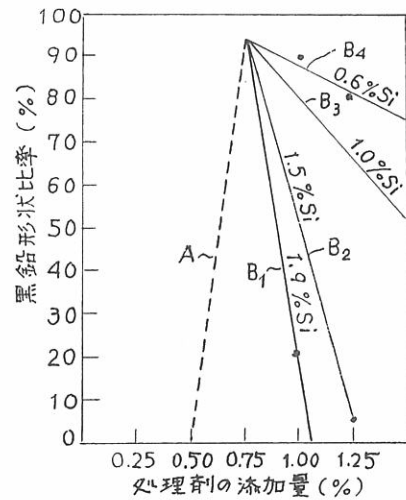


図18 処理剤の添加量と黒鉛形状比率の関係

表 3 Fe—Si—3%Mg合金の単独少量添加による CV 黒鉛鑄鉄 (20φ)

No	元湯の化学成分	Fe-Si-3Mg (%)	S0S (%)	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	硬度 (HB)
1	C3.9, Si1.7 Mn0.3, P0.02 S0.016	0.5	0.8	40.9	4	143
2		0.6	0.8	43.5	6	146
3		0.6	0.8	46.8	6	143
4		0.6	0.8	45.5	8	146
5		0.8	0.8	48.1	7	143
6	C3.9, Si1.8, Mn0.65	0.8	0.8	51.3	7	164
7	P0.02 S0.017	0.8	0.8	55.2	5	170

ることが確認されている<sup>25)</sup>。これは低Siということで先述の球状黒鉛鑄鉄の製造条件の1つである気泡への黒鉛晶出、すなわち黒鉛化がある程度抑えられるために、CV黒鉛鑄鉄の製造に必要な残留Mg量の許容範囲が拡大するものと思われる。

(E) 球状黒鉛鑄鉄溶湯の元湯による稀釈法

Mgを圧力添加するとか、ほとんど凝固寸前の低温溶湯への置注ぎ添加というふうにあらかじめ過剰に添加した後、適量の未処理の高温溶湯で稀釈する方法はプディング法とよばれる球状化処理の1つの方法である。これと同様に球状黒鉛鑄鉄溶湯を元湯で稀釈してCV黒鉛鑄鉄を製造する方法が埼玉鑄物機械工業試験場によって開発された<sup>26)</sup>。この方法は現在のように球状黒鉛鑄鉄の製造技術が極めて安定している条件のもとでは最も簡単であり、また経済的な方法であるといえる。またこの方法の利点は、湯回り不良の懸念から捨て湯していた低温の球状黒鉛鑄鉄溶湯をCV黒鉛

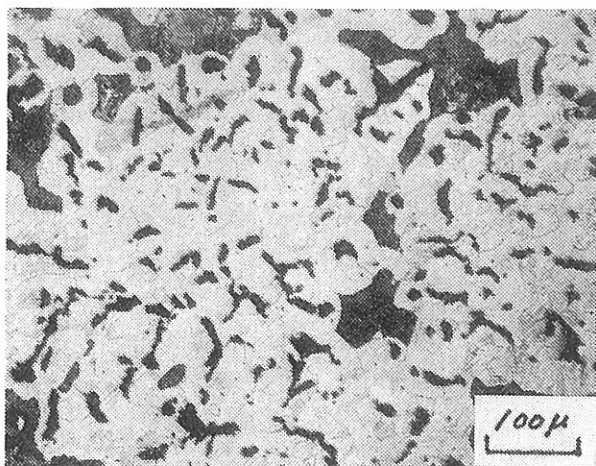


図19 稀釈法によるCV黒鉛鑄鉄組織の1例(4号A)

鑄鉄の製造に利用できることである。稀釈の条件としては残留MgとSの比がほぼ1~1.5となるようにすれば良い。図19は球状黒鉛鑄鉄溶湯(3.8% C, 2.4% Si, 0.3% Mn, 0.012% S, 0.040% Mg)60kgに元湯(3.9% C, 1.6% Si, 0.3% Mn, 0.018% S)60kgと0.4%の50Sを加えY-ブロック(4号A)に鑄込んだCV黒鉛鑄鉄の組織を示す。このときの引張強さ、伸びはそれぞれ34.4 kg/mm<sup>2</sup>, 6%であった。またこの際肉厚感受性を調べるために鑄込んだ階段試験片での組織変

表4 化学成分と機械的性質

	化学成分, %						機械的性質			備考
	T.C	Si	Mn	P	S	Mg	T.S kg/mm <sup>2</sup>	El %	Ho	
FC元湯	3.86	1.67	0.33	0.019	0.017					
無 FCD	3.49	2.78	0.29	0.015	0.015	0.051	46.1	26	159	
接 CV-1	3.81	2.36	0.28	0.015	0.015	0.021	34.7	8	149	混合直後注湯
種 CV-2	3.79	2.35	0.30	0.010	0.014	0.018	35.1	6	146	8min後注湯
接 FCD	3.52	2.67	0.33	0.017	0.016	0.048	48.7	21	167	
種 CV-1	3.76	2.44	0.33	0.017	0.017	0.022	37.7	8	152	混合直後注湯
種 CV-2	3.85	2.33	0.33	0.019	0.019	0.023	35.7	8	152	12min後注湯

\* 混合比率 FC溶湯 50% FCD溶湯 50%

化は図20のとうりである。なお、稀釈の際、接種剤を添加しない場合には薄肉部でチル化する傾向にあることが観察された。また、この方法では表4のごとくフェイディングの心配があまりないことが明らかである。これはおそらく稀釈後のMg気泡が比較的微細になることによるものと思われる。球状黒鉛鑄鉄溶湯に高温の湯を加えることから温度降下がない(ある意味では逆に温度上昇有り)上に、ドロスの発生がほとんど認められない。この方法は最もすぐれた方法として今後広くとり入れられるものと確信する。

(F) 球状黒鉛鑄鉄返り材の迅速再溶解

比較的Ce含有量の高い返り材を非酸化性雰囲気

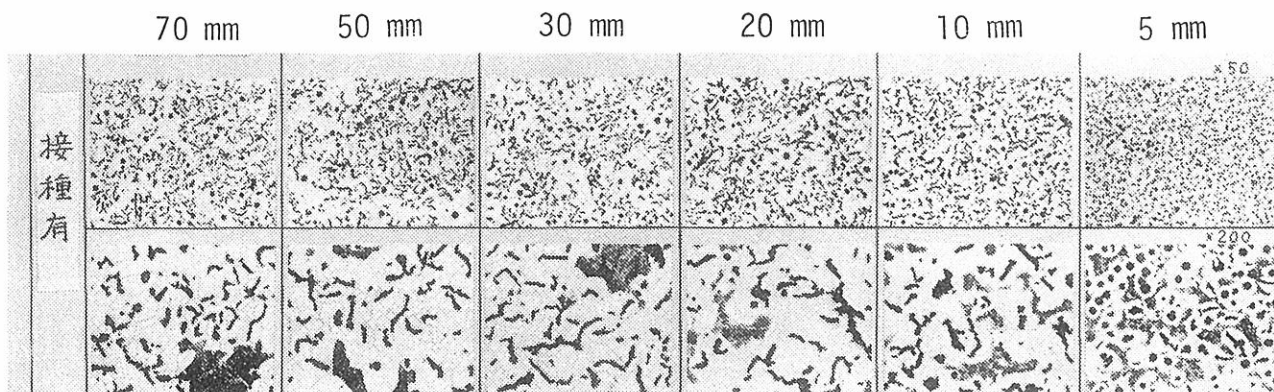


図20 階段型試験片による溶湯混合(50:50)組織

気下で再溶解することで再び球状黒鉛鑄鉄が製造できることは周知の事実である。このことから球状黒鉛鑄鉄返り材を溶解する際、その中に含有される球状化元素の気化または酸化による消耗をできるだけ抑えることで、CV 黒鉛鑄鉄の製造が可能になることが十分予測できる。そのためには高速溶解高周波炉の開発が必要となるが、迅速溶解という点でキュボラも利用できる。ある工場ではキュボラの地金材料としていわゆるダクセキ（球状黒鉛鑄鉄返り材）の配合比率を高くした場合にCV 黒鉛組織が得られやすくなることを経験している。コークスによる吸硫でダクの返り材中に含まれるMgなどの球状化元素がある程度減少するものの、迅速溶解ということでCV 黒鉛鑄鉄溶湯が十分得られるのである。この方法は現在とり入れられていないが今後の開発が待たれる。

以上が現在既に採用されているか、または今後のびると思われるCV 黒鉛鑄鉄の製造法であるが、実際その製造上で問題となるのがCV 黒鉛鑄鉄の材質判定法である。（つづく）

#### 参 考 文 献

- 1) 日立金属㈱：日立パーミキュラ鑄鉄
- 2) A.F. Hieber : AFS Trans. Vol 86 (1978), P143
- 3) K.M. Htun : AFS Cast Metals Research J. Vol 6 (1970), June P49
- 4) 山本, 張, 川野, 尾崎, 村上 : Metal Science, 9 (1975), P360
- 5) 山本, 張, 川野, 尾崎, 村上 : AFS Trans, Vol 83 (1975), P217
- 6) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 鑄物Vol 49 (1977), P269
- 7) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 日本金属学会誌 Vol 41 (1977), P464
- 8) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P471
- 9) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P479
- 10) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P564
- 11) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P571
- 12) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P1,019
- 13) 張, 山本, 川野, 尾崎 : 同 上 Vol 41 (1977), P1,025
- 14) C.R. Loper, R.W. Heine, C.C. Wang : AFS Trans Vol 84 (1976)
- 15) 日本金属学会編：金属データブック, 1974.
- 16) 糸藤, 川野, 井ノ山, 張 : 日本鑄物協会第100回講演大会
- 17) N.N. Aleksandrov ら : Russ. Cast. Prod, 1975, P365
- 18) P.C. Liu ら : AFS. Trans. Vol 89 (1981), P65
- 19) 佐々木, 谷口, 吉田 : 資料 “擬球状黒鉛鑄鉄の凝固組織と機械的性質”
- 20) 篠沢, 恒川, 岡田 : トヨタ技術, Vol 27 (1977), P233
- 21) Wolfgang Knothe ら : Gießereitechnik. Vol 26 (1980), P296
- 22) 村山 : 金属 (アグネ), (1982) 1月号掲載予定
- 23) Yu.N, Levchenko : Russ. Cast Prod, 1968, P34
- 24) 浜田 : 新しい鑄鉄材料の動向 (日本鑄物協会), (1980).
- 25) 日立製作所 : 特許申請中