

論文

鉄-炭素合金鑄塊凝固時の CO マクロ気孔生成

橋浦正史*・森一美*²

Formation of CO Macrobubbles during Solidification of Iron-Carbon Alloy Ingot

Masashi HASHIURA and Kazumi MORI

Synopsis :

Formation of CO macroblowholes during solidification of Fe-C alloys containing 0.03-0.3% C cast into a mold has been investigated. Critical composition for blowhole formation was determined from examining four types of formation of macroblowholes. Critical oxygen concentration decreases with increasing carbon content from 0.05% to 0.15%, while it is constant above 0.15% carbon. Below 0.05% carbon, the critical oxygen concentration tends to be almost constant. Microporosities formed in the interdendritic region grow to macroblowholes. The number of microporosities increases with increasing oxygen content. The mechanism of macroblowhole formation is explained. The critical composition for blowhole formation of 0.1% carbon is calculated theoretically using a model on the basis of experimental data of solidification rate and primary dendrite arm spacing. Good agreement is found between calculation and experiment for the critical composition.

Key words : solidification ; iron-carbon alloy ; macroblowhole ; carbon monoxide.

1. 緒言

さきに、森ら^{1)~3)} および野村、森⁴⁾ は、鋼塊製造における CO 気孔生成の基礎的研究として、鉄の一方凝固時の CO 気孔生成について一連の研究を行い、CO マクロ気孔生成の機構を考察し、気孔生成の臨界組成を決定した。橋浦、森⁵⁾⁶⁾ は、鉄の 5 mm/min の定速一方凝固時の CO 気孔生成および消滅の研究を行い、CO マクロ気孔の生成と消滅の機構を比較、検討した。しかしこれらの実験条件が定速凝固でしかも凝固速度が小さいことから鋼塊製造あるいは連鑄の凝固条件に近い実験条件下における研究が必要であった。本研究では、このような凝固条件における鉄凝固時の CO 気孔生成の C、O 臨界組成を求め、さらに CO 気孔生成の機構を検討するため、所定の C、O 濃度の Fe-C 合金を側壁がアルミナ管、底部が鋼ブロックの鑄型に鑄込むことにより、凝固させる実験を行った。この方法では凝固試料の下部に方向性のある組織が得られるので、マクロ気孔の生成がわかりやすい形で把握できる。

気孔生成を検討するためデンドライトアーム間隔、デンドライトの形態、凝固組織についても合わせて調査した。

研究の対象とする C 濃度範囲は、実際の鑄塊製造上重要と考えられる 0.03~0.3% とする。

2. 実験装置および方法

2.1 実験装置

本実験では高周波誘導加熱により鉄試料をるつぼ中で溶解し、ストッパーを引き上げてるつぼ底部の孔から下方の鑄型へ溶鉄を鑄込み、凝固させた。高周波発振器の容量は 15 kW, 100 kHz である。

本研究で使用した実験装置を Fig. 1 に示す。鉄試料の溶解に使用するマグネシアるつぼは外径 28 mm, 内径 18 mm, 高さ 60 mm である。るつぼ底部には直径 5 mm の孔をあけ、その孔を直径 5.5 mm, 長さ 300 mm のマグネシア丸棒のストッパーで塞いでおく。

鑄型として、Fig. 1 に示すように底部には鋼ブロック、側壁には外径 32 mm, 内径 24 mm のアルミナ管を

昭和 61 年 12 月 26 日受付 (Received Dec. 26, 1986)

* 岐阜工業高等専門学校 (Gifu National College of Technology, Shinsei-cho Motosu Gifu pref. 501-04)

*² 名古屋大学工学部・工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

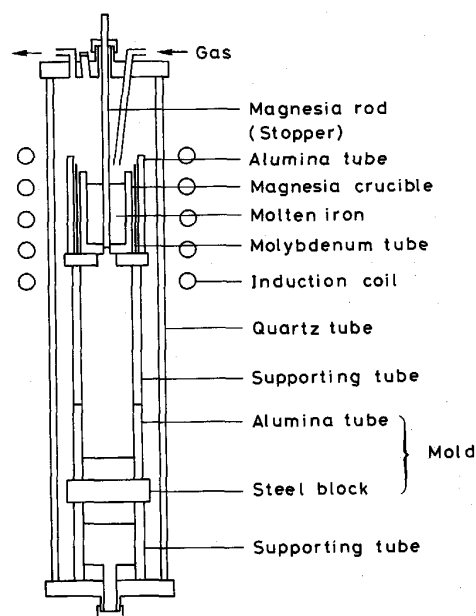


Fig. 1. Experimental apparatus.

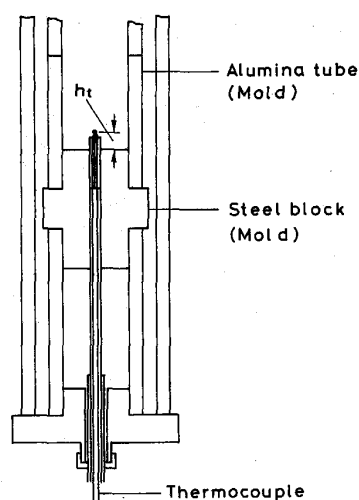


Fig. 2. Schematic illustration of mold for measuring temperature of solidifying specimen.

用いた。これにより試料中に、下部から上方へ一方凝固した領域が得られた。鋼ブロックに接した試料面での気孔生成を防ぐため、鋼ブロック表面を #320 の研磨紙で研磨後、洗浄し、表面の性状を一定に保つようにした。

本実験における少量の鉄試料溶解時に鉄試料の一部がストッパーへの抜熱により未溶解になるのをなくし、試料を完全に溶解させるためつば外側に 0.5 mm 厚の Mo 円管を置いた。

試料は電解鉄を真空溶解、鍛造後、外径 17 mm、内径 7 mm、高さ 55 mm の円筒状に機械加工したものである。試料の量は 80 g である。

2.2 実験方法

鉄試料を Ar-H₂ 雰囲気中で溶解、脱酸する。黒鉛粒子および組織顕出を容易にするため Fe-P を添加し、0.03~0.3% C, 0.02% P の組成に調節する。溶鉄の C, O 濃度が所定の濃度になるように Ar-CO-CO₂ 混合ガスを反応管内に 1 hr 流入し、浴と平衡させる。この間溶鉄温度は 1570°C に保つた。

平衡後、C, O 分析用の鉄試料を採取し、ストッパーを引き上げ、溶鉄を下方の鑄型へ鑄込む。

凝固試料を縦割にし、X線透過写真撮影を行い、マクロ気孔の本数、生成位置および気孔形状を調べた。また凝固試料の縦断面または横断面のマクロ、マイクロ組織を顕出し、マクロ気孔生成の機構を考察するのに必要な知見を得る。

以上の実験方法により気孔生成と溶鉄組成および凝固

形態の関係を求めた。

2.3 温度測定

CO 気孔の生成を定量的に考察するために必要な鑄込試料内の温度変化を測定する実験を行った。なお温度測定は [%C]_L=0.1[†] の溶鉄を用いて行った。

この実験では Fig. 1 に示した実験装置の一部を Fig. 2 のように変更した。直径 0.3 mm の W-3% Re, W-25% Re 熱電対を下部フランジから挿入し、その先端を所定の高さ h_t にセットした。試料温度に追従して測温できるように熱電対先端は露出し、さらに鑄込み前、通電によりその先端を約 1000°C に加熱しておく。[%C]_L=0.1, 1570°C の溶鉄を下方の鑄型に鑄込むと同時に熱電対を予熱装置から記録計に切り換え、熱電対起電力を記録した。

2.4 ミクロポロシティの直径の測定

マクロ気孔の生成を検討する資料を得るため、マイクロポロシティの直径を画像解析により測定する。凝固試料の横断面を研磨後、写真撮影し、その写真ネガフィルムのマイクロポロシティ像を画像入力装置により大型電子計算機に入力する。マイクロポロシティの断面を円と仮定し、直径を求め⁷⁾、1個の試料につき 60 視野を測定した。なお、1視野に相当する画素数は 640×480 である。

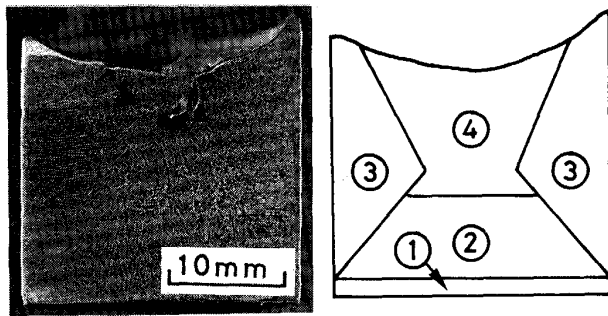
3. 実験結果

3.1 凝固試料縦断面のマクロ組織

Photo. 1 に [%C]_L=0.05~0.3^{†2} の凝固試料の縦断

† あとで示すマクロ気孔生成についてモデル計算は単純なデンドライト形状になる鉄組成について行う必要があり、このような凝固形態をとる C 濃度 0.1% を選んだ。

†2 3.6 に述べるように [%C]_L<0.05 ではセル組織である。



[%C]_L=0.10 [%O]_L=0.0042
 ① Fine-grained chill zone
 ② Dendrites grown vertically
 ③ Dendrites grown horizontally
 ④ Equiaxed grains

Photo. 1. Macrostructure of vertical section of solidified specimen and schematic illustration of macrostructure.

面の代表的なマクロ組織を示す。マクロ組織はつぎの4領域に区別される。試料底面から1~2mmの高さのチル晶の領域(チル層)①、チル層に垂直方向に成長したデンドライトの台形状の領域②、鑄型側壁から中心へほぼ水平に成長しているデンドライトの領域③および試料上部の自由晶の領域④である。

本研究では、基本的には一方向に成長するデンドライト樹間の溶質の濃化によるCO気孔生成を考えるため、領域②におけるCO気孔生成に重点をおく。なお、領域②の高さは4~7mmであった。

3.2 凝固速度

熱電対先端までの高さが $h_t=6\text{ mm}$ の位置における冷却曲線を代表例として Fig. 3 に示す。図中、破線部分は測温に使用した記録計の特性によるものである。

冷却曲線には $h_t=3\sim 7\text{ mm}$ の距離での測定では Fig. 3 に示すように過冷が現れた。過冷を明確に表示するため冷却曲線の一部を温度軸を拡大して Fig. 3 の右上に示す。 h_t が小さいほど、つまり鑄型の鋼ブロックに近いほど過冷は大きいことがわかった。冷却曲線を概観すると、過冷が現れた後、温度変化が小さい部分があり、さらに時間が経過すると温度は大きく低下していることがわかる。この温度変化は平居ら⁸⁾、鈴木ら⁹⁾および郡司ら¹⁰⁾の実験結果とよく一致している。

本研究では、凝固開始時間として Fig. 3 に示すように過冷後温度上昇が開始 (S. s.) する時間をとった。C濃度 0.1% の液相線温度 T_L は、平居ら⁸⁾ の式では 1532°C 、状態図¹¹⁾ では 1528°C であり、Fig. 3 の過冷後の最高温度 1530°C ^{†3} とよい一致を示している。固相線温度 T_S は冷却曲線では判別できないため、状態図か

†3 熱電対先端の位置により $\pm 5^\circ\text{C}$ 程度の差が生じた。

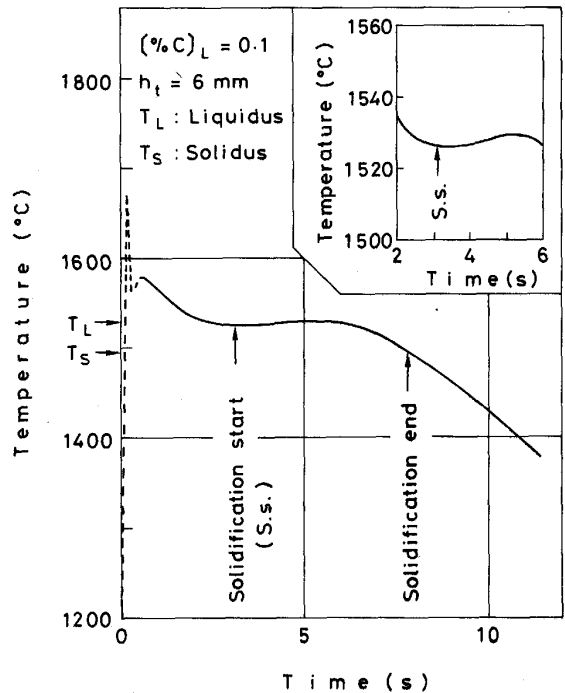


Fig. 3. Cooling curve.

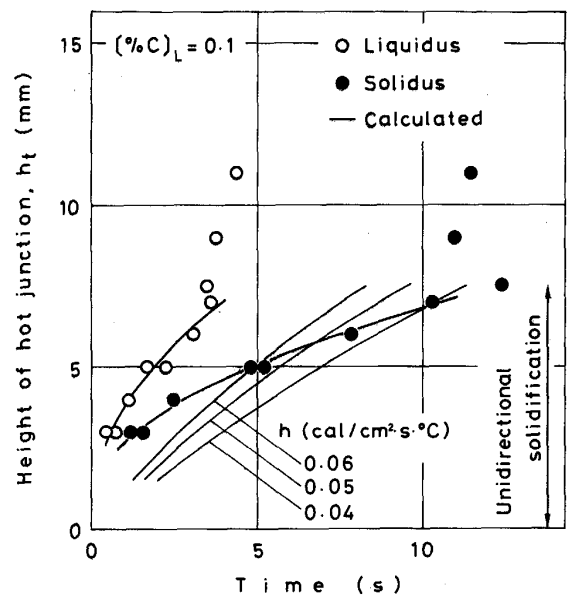


Fig. 4. Progress of solidification.

ら¹¹⁾ 求めた固相線温度 1496°C を用いた。

h_t を変えて得られた冷却曲線から、凝固開始時間と凝固終了時間を求め、その結果をまとめて Fig. 4 に示す。Fig. 4 から $h_t=7\text{ mm}$ で凝固形態が変化しており、Photo. 1 と対比すると $h_t < 7\text{ mm}$ では一方向凝固であることがわかる。

Fig. 4 から $h_t=3, 5, 7\text{ mm}$ における凝固速度 V と部分凝固時間 θ_f を求め、Table 1 に示す。

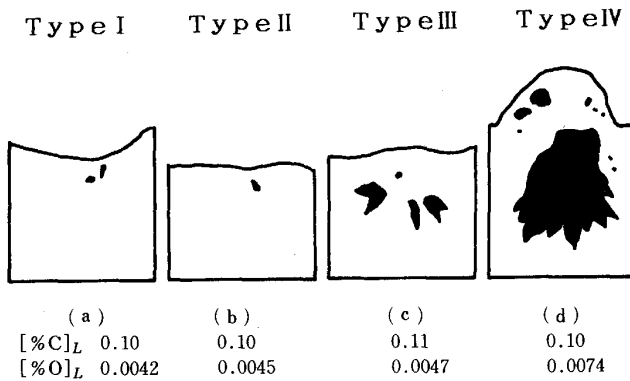


Fig. 5. Schematic diagrams showing blowhole formation for various oxygen contents at $[\%C]_L = 0.1$.

Table 1. Solidification rate, V and local solidification time, θ_f .

h_t (mm)	V (mm/min)	θ_f (s)
3	50	0.7
5	25	3
7	20	7

3.3 CO マクロ気孔の観察

マクロ気孔生成の代表例として $[\%C]_L = 0.1$ で O 濃度を変化させたときの凝固試料縦断面に現れたマクロ気孔分布のスケッチを Fig. 5 に示す。Fig. 5 (a) の黒い部分は収縮孔であり、Fig. 5 (b)~(d) の黒い部分はマクロ気孔である。Photo. 1 と Fig. 5 を合わせ考えると、C 濃度を一定とし、O 濃度を高くしてゆく場合マクロ気孔は順につきの 4 種類の生成の仕方を示すようになる。

Type I : O 濃度が十分に低い場合にはマクロ気孔はまったく生成せず、凝固試料上部つまり領域④ (Photo. 1) に収縮孔が現れる。

Type II : 領域④でのみ、小さなマクロ気孔が生成する。

Type III : 試料上部は凸となり (4.2 項で詳しく述べる)、管状のマクロ気孔が生成する。

Type IV : Type I に比較して O 濃度が十分に高いと、多数の管状マクロ気孔が生成し、試料上部に大きな空隙が生じる。

この 4 種類の気孔生成は実験したすべての C 濃度範囲で観察された。 $[\%C]_L = 0.06$ を除いて、Type I から Type III への移行は O 濃度が 10 ppm 程度の狭い濃度範囲で生じていた。管状 CO マクロ気孔の直径は、例えば、 $[\%C]_L = 0.10 \sim 0.11$, $[\%O]_L = 0.005 \sim 0.006$ においては 1.2~1.4 mm であり、森ら³⁾ および橋浦、森⁵⁾ の研究で、凝固速度 5 mm/min の $[\%C]_L = 0.1$, $[\%O]_L$

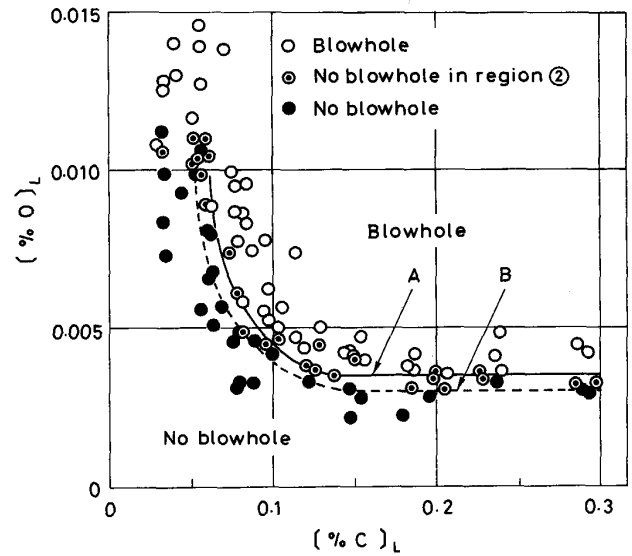


Fig. 6. Critical composition curves for blowhole formation. Curve A: critical composition for blowhole formation in region ②. Curve B: critical composition for no blowhole formation in whole region of specimen.

$= 0.004 \sim 0.005$ における気孔直径 3~6, 3~4 mm に比較して明らかに小さい。

また野村、森⁴⁾、橋浦、森⁶⁾ および加藤、平野¹²⁾ の定速凝固の研究で観察されたような CO マクロ気孔先端の円筒状の小気孔は認められなかった。この小気孔の生成は定速凝固に特有な現象と考えられる。

3.4 CO マクロ気孔生成の臨界組成曲線

凝固試料の X 線透過写真で判定したマクロ気孔生成の有無と凝固前の溶鉄中 C, O 濃度の関係をまとめて Fig. 6 に示す。図中、○印は領域②内でマクロ気孔が生成していた試料の組成を表す (3.3 項, Type III, IV に該当する)。◐印は、マクロ気孔は生成していたが、気孔の生成位置が領域②外である試料の組成を示す (Type II)。●印は、マクロ気孔が凝固試料内にまったく生成していない試料の組成を示す (Type I)。Fig. 6 中の曲線 A, B はマクロ気孔生成の臨界組成曲線である。曲線 A は○印の下限の O 濃度を表しており、これより低い O 濃度では領域②内でマクロ気孔が生成しないことを示す。また曲線 B は◐印の下限の O 濃度を表し、これより低い O 濃度では領域②を含む試料の全領域内でマクロ気孔が生成しないことを示す。

Fig. 6 の曲線 A, B を概観し、 $[\%C]_L = 0.05 \sim 0.15$ の範囲では、C 濃度が高くなると臨界酸素濃度は低下し、 $[\%C]_L > 0.15$ では C 濃度にかかわらず臨界酸素濃度は一定になることがわかる。

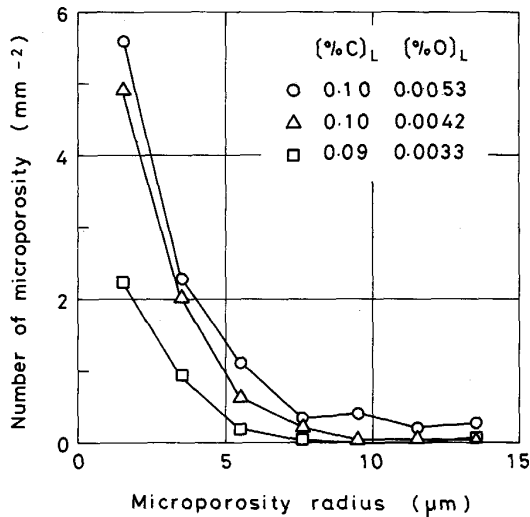


Fig. 7. Size distribution of microporosity.

3.5 ミクロポロシティの大きさの分布

画像解析から、 $[\%C]_L=0.1$ の試料について得られたミクロポロシティの大きさの分布をFig. 7に示す。ミクロポロシティは直径が大きくなると数は減少する。またマクロ気孔の有無にかかわらず、O濃度が高いほどミクロポロシティの数は多くなり、このことはマクロ気孔の生成を考察する上で重要である。なお $[\%C]_L=0.1$ について、マクロ気孔が生成していない試料のミクロポロシティの最大径は $50\mu\text{m}$ であった。

3.6 C濃度によるミクロ組織の変化

各C濃度における凝固試料の横断面のミクロ組織をPhoto. 2に示す。ミクロ組織の白い部分は濃化相であり、黒い部分はセルまたはデンドライトである。

Photo. 2aの $[\%C]_L=0.06$ の組織はセル状組織であり、セルと濃縮相の境界が明確でないことが特徴である。Photo. 2bの $[\%C]_L=0.10$ の組織はデンドライト組織であり、デンドライトの形状は比較的単純である。Photo. 2cの $[\%C]_L=0.15$ の組織は、 $[\%C]_L=0.10$ の場合と同じようにデンドライト組織であるが、2次以上の側枝が現れている。

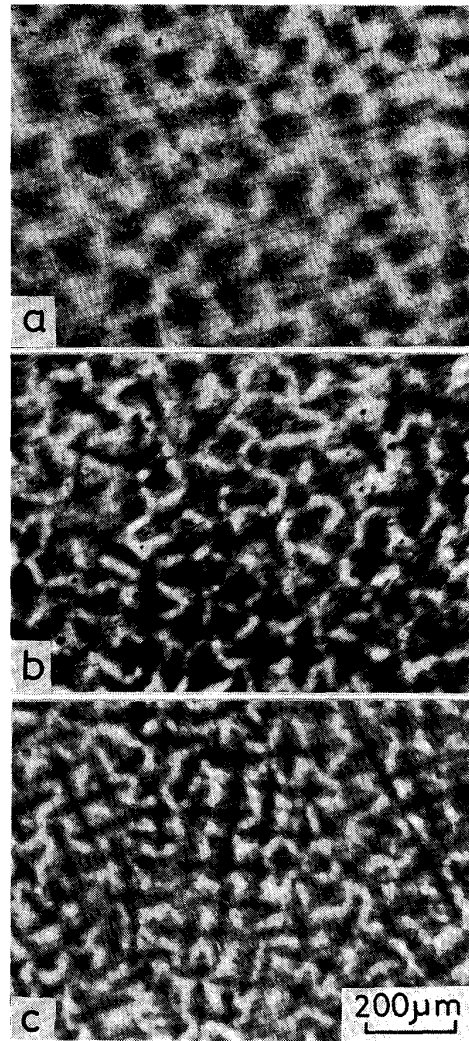
4. 考 察

4.1 凝固速度の検討

本研究のように鋳型壁にきわめて近い溶鉄の温度測定に関する研究は従来行われていないので、測定結果の妥当性を検討するために領域②について温度回復法を用いて直接差分法で各節点の凝固終了時間を計算する¹³⁾。

試料は外節点法により等分割し、また固相率 f_s と温度には線形の関係があるものと仮定する。

密度 $\rho=7.0\text{ g/cm}^3$ 、比熱 $C_p=0.2\text{ cal/g}\cdot\text{C}$ 、熱伝導率



a: $[\%C]_L=0.06$
b: $[\%C]_L=0.10$
c: $[\%C]_L=0.15$

Photo. 2. Microstructures of transverse section.

$\lambda_t=0.1\text{ cal/cm}\cdot\text{s}\cdot\text{C}$ 、凝固潜熱 $L=60.0\text{ cal/g}$ 、液相線温度 $T_L=1530^\circ\text{C}$ 、固相線温度 $T_s=1495^\circ\text{C}$ 、周囲温度 $T_a=20^\circ\text{C}$ を用いて計算を行った。熱伝達係数 h はFLEMINGS¹⁴⁾の求めた値からとつた0.04, 0.05, 0.06 $\text{cal/cm}^2\cdot\text{C}\cdot\text{s}$ の値を用いた。

計算結果をFig. 4に示す。本研究では h_t が最大7 mmであり、鋳型表面のきわめて近いところでは複雑な凝固現象があるにもかかわらず、計算値は実験値に近い値となっている¹⁴⁾。

4.2 COマクロ気孔の生成機構

4.2.1 COマクロ気孔生成と凝固形態の関係

Fig. 5に示したようにマクロ気孔生成はType I~IVに区別された。

¹⁴⁾ 鋳型の鋼ブロック表面の温度変化を考慮した計算も行ったが、大きな差はない。

Type I では、マクロ気孔は生成していない。Fig. 7 からわかるように、ミクロポロシティは存在しているが、O量が少なく、マクロ気孔生成に必要な CO 供給量が不足しているためである。

Type II では、O濃度が増加し、Fig. 7 からわかるようにミクロポロシティは増加するが、マクロ気孔は領域②では生成していない。マクロ気孔が生成するのは凝固の最終段階で残液の濃化が大となり、また試料表面の固化により負圧の発生する試料上部である。

Type III では、領域②内およびその周囲で管状のマクロ気孔が生成する。とくに下方および側壁側から成長してきたデンドライトが互いに接するような領域②の周辺で管状マクロ気孔が比較的多く見られる。領域②の周辺では、溶鉄中の溶質の濃化が大であり、またデンドライトが互いに接すると溶鉄の補給がされにくく、負圧となりマクロ気孔の生成は容易となる。

Type IV では、領域②内に多数の管状マクロ気孔が現れ、試料上部は大きく突出する。

上で述べてきた $[\%C]_L=0.1$ 以外の C 濃度についてもマクロ気孔生成は Type I ~ IV に区別することができる。

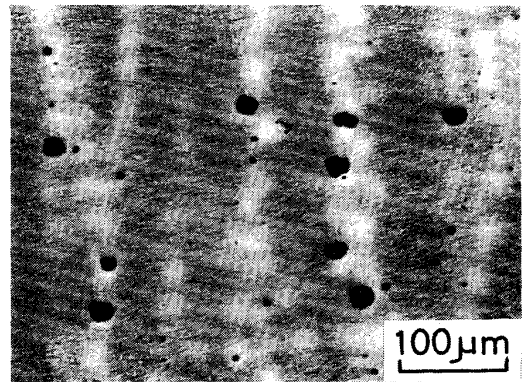
つぎに Fig. 6 の気孔生成の臨界組成曲線 A とミクロ組織を対比してみる。

$[\%C]_L=0.05$ ではセル組織、 $[\%C]_L=0.05\sim0.15$ ではセル組織から側枝のないデンドライト組織、 $[\%C]_L=0.15\sim0.30$ では 2 次以上の側枝を有するデンドライト組織となつている。C 濃度によるこのミクロ組織の違いは曲線 A の臨界酸素濃度の C 濃度による変化とよく対応していることがわかる。セルとデンドライト組織では、液流動によるセルまたはデンドライト樹間での溶質の濃化、凝固収縮に対する溶鉄の補給およびミクロポロシティからマクロ気孔への成長の容易さに差が生じると考えられる。

なお Fig. 6 においてマクロ気孔の生成状態を示した ○印、◎印、●印が一部重なつていることがわかる。これは前報⁶⁾で述べたようにミクロポロシティからマクロ気孔に発達するのに不安定さがあることからくるものと考えられる。

4.2.2 CO マクロ気孔生成の臨界条件

前項で述べたように、マクロ気孔はミクロポロシティが母体となつて生成する。ミクロポロシティは Photo. 3 に示すように樹間濃化液で生成している。ミクロポロシティは、高固相率の領域で生じた場合には、デンドライト樹間に閉じ込められる。マクロ気孔が生成するには、濃化液がデンドライトにより閉じ込められる前に、すな



$[\%C]_L=0.10$ $[\%O]_L=0.0050$

Photo. 3. Microporosities formed between primary dendrite arms.

わちある臨界値以下の固相率でミクロポロシティがある臨界の大きさの小気孔に成長することが条件となる。森ら^{2)~4)}は、この考え方による気孔生成の臨界条件は側枝のないデンドライト組織の場合には、簡単なモデルで計算できることを明らかにしている。ここでも森ら^{2)~4)}の考え方をとり、側枝のないデンドライト組織である $[\%C]_L=0.1$ について、デンドライト樹間で C, O 濃化によるマクロ気孔生成の臨界条件の計算を行い、実験結果と比較する。

計算の基礎として臨界固相率 f_s^* における濃化液中の C, O によるガス発生圧 $P_{Co}+P_{Co_2}$ が臨界半径 r のミクロポロシティ内のガス圧より大きいとき、ミクロポロシティはマクロ気孔へと成長すると考えられる。C, O の濃化は、固相中の濃度分布を 2 次曲線近似した積分プロフィール法による大中の式¹⁵⁾を用いて計算する¹⁵⁾。

$$P_{Co} + P_{Co_2} = 1 + 2\sigma/r \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$K_1 = \frac{P_{Co}^2}{P_{Co_2} f_c [\%C]} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$K_2 = \frac{P_{Co}}{f_c f_o [\%C][\%O]} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$[\%C] = [\%C]_L [1 - (1 - 2\gamma_c k_c) f_s]^{k_c - 1 / (1 - 2\gamma_c k_c)} \quad \dots (4)$$

$$[\%O] = [\%O]_L [1 - (1 - 2\gamma_o k_o) f_s]^{k_o - 1 / (1 - 2\gamma_o k_o)} \quad \dots (5)$$

$$\alpha_c = 4D_c \theta_f / \lambda^2, \quad \alpha_o = 4D_o \theta_f / \lambda^2 \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$\beta_c = 4\alpha_c, \quad \beta_o = 4\alpha_o \text{ (柱状デンドライト)} \quad \dots\dots (7)$$

$$\gamma_c = \beta_c / 2(1 + \beta_c), \quad \gamma_o = \beta_o / 2(1 + \beta_o) \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$\sigma = 1790 - 725 \log(1 + 123[\%O]) \quad \dots\dots\dots (9)$$

σ : 気泡と液の界面張力 (dyn/cm)

K_1, K_2 : 平衡定数 (-)

¹⁵⁾ 大中の式¹⁵⁾は、 γ を式(8)で定義すると見掛け上 FLEMINGS の式¹⁶⁾と同一となる。 $\gamma=0$ のとき SCHEIL の式¹⁷⁾、 $\gamma=1/2$ のとき平衡凝固式となる。

k_c, k_o : C, O の平衡分配係数 (-)

D_c, D_o : C, O の固相鉄中の拡散係数 (cm/s)

θ_f : 部分凝固時間 (s)

上式に $D_c = 1.6 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}^{18)}$, $D_o = 5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}^{19)}$, $k_c = 0.17^{20)}$, $k_o = 0.076^{21)}$ を代入する. 本研究では凝固距離によつて凝固条件が異なるため, 凝固距離 3 mm および 7 mm の位置におけるマクロ気孔生成を考える. θ_f として Table 1 に示した 0.7s および 7s の 2 通りをとつて計算する. Fig. 6 の臨界曲線 A から, 初期液側組成として, $[\%C]_L = 0.1$, $[\%O]_L = 0.0045$ が得られるので, f_s を変えて $P_{Co} + P_{Co_2}$, $1 + 2\sigma/r$ 求め, $P_{Co} + P_{Co_2} = 1 + 2\sigma/r$ となる f_s^* を決定する. 計算から f_s^* は 0.78~0.79 が得られた.

森ら²⁾⁻⁴⁾ はマクロ気孔先端にある一定径の小気孔の安定な成長がマクロ気孔生成の必要条件となり, この小気孔の半径 r とデンドライトアーム間隔 λ の 1/2 の l から

$$f_s^* = 1 - (r/l)^2 \dots\dots\dots (10)$$

で臨界固相率 f_s^* を与えた.

本研究では小気孔が認められなかつたため, 最大のミクロポロシティの半径 r をマクロ気孔生成の臨界半径と考える. 3.5 項に示したことから $[\%C]_L = 0.1$ では $r = 25 \mu\text{m}$ である. また凝固試料縦断面のデンドライトアーム間隔を測定したところ, $l = 45$ および $60 \mu\text{m}$ が得られ, f_s^* は式(10)より $f_s = 0.7 \sim 0.8$ となり, 計算結果は実験結果とかなりよく一致する.

このことから $[\%C]_L = 0.1$ では, f_s^* が 0.7~0.8 に達するまでにミクロポロシティに CO の供給が続くならばマクロ気孔は生成することがわかる.

上記は $[\%C]_L = 0.1$ の場合であるが, 気孔生成の臨界組成については他の C 濃度の場合にも基本的には同じ考え方が適用できるものと思われる. この場合, 臨界酸素濃度は C 濃度が低いほど大きくなることが考えられ, $[\%C]_L < 0.15$ では定性的にはこのような関係になつていいる. これに対して $[\%C]_L > 0.15$ では臨界酸素濃度は見掛け上一定になつていいる. これは 4.2.1 の最後のところで述べたように, デンドライトが次第に複雑になるため, C 濃度が高いほどミクロポロシティがデンドライト樹間に閉じ込められやすくなるためと考えられる.

いずれにしても C 濃度 0.1% 以外の C 濃度領域については, ミクロポロシティの成長と凝固組織の関係の詳細が不明であり, マクロ気孔生成の臨界条件の定量的検討については今後の研究が必要である.

なお, Fig. 6 において $[\%C]_L < 0.05$ では気孔生成の臨界酸素濃度が 0.010~0.011% で, 一定になるよう

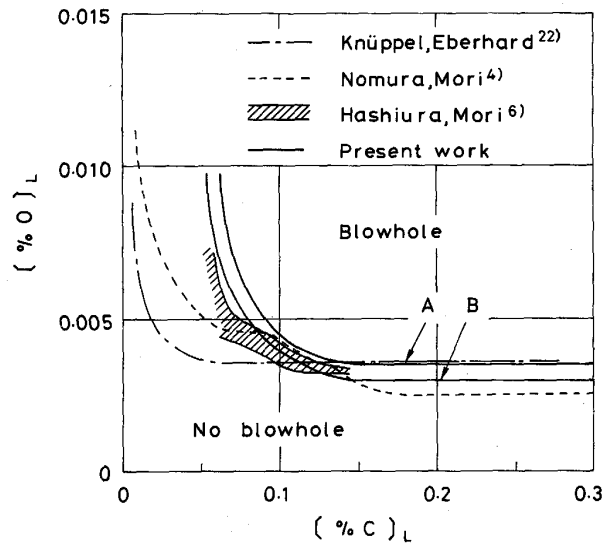


Fig. 8. Critical composition curves for blowhole formation obtained by various investigators.

な傾向が見られるが, この点については, さらに研究を行い, つぎの機会に報告する予定である.

4.4 従来の研究との比較

本研究で得られたマクロ気孔生成の臨界組成と従来報告された結果をまとめて Fig. 8 に示す.

野村, 森⁴⁾ は鉄の 5 mm/min 定速一方向凝固実験を行い, CO マクロ気孔生成の臨界組成曲線を得ている. $[\%C]_L > 0.1$ では本研究結果と比較的よく一致しているが, $[\%C]_L < 0.1$ では, C 濃度が低くなるほど臨界酸素濃度の差は大きくなる. 野村, 森⁴⁾ の研究で $[\%C]_L < 0.05$ であるつば壁に沿つて凝固の進行方向にマクロ気孔が生成しており, これから臨界組成を決めたが, 本研究では, 鑄型壁側の試料表面にマクロ気孔は生成していない. これが両者の研究で臨界組成に差が現れた一つの理由と考えられる.

橋浦, 森⁶⁾ は鉄の 5 mm/min 定速一方向凝固実験で, 反応管内の雰囲気を変化させて凝固途中で CO マクロ気孔を生成させる実験から, 気孔生成の臨界組成として Fig. 8 にハッチングで示した結果を得た. この結果は, 本研究とは実験方法とくに凝固速度が大きく異なる実験から得られたにもかかわらず, 本研究結果とかなりよく一致している.

KNÜPPEL, EBERHARD²²⁾ は $\text{Mn} < 0.01\%$, $\text{Si} \approx 0.02\%$, $\text{Al} = 0.005\%$ を含む鋼を鋼製鑄型に鑄造し, 凝固試料縦断面のマクロ気孔を観察して, 気孔生成の臨界組成を決定した. この結果は本研究結果と C 濃度が高い所では非常によく一致しているが, C 濃度の低い所では野村, 森⁴⁾

の結果に近い。この低C側において本研究結果との差がある理由は明らかでない。

なお上記の臨界組成の比較は定性的なものであり、今後さらに検討が必要である。

最近、実操業規模の研究で、CO 気孔生成の臨界組成が求められている^{23)~25)}。実操業における研究では、脱炭元素の添加、凝固条件、気孔観察方法が本研究とは異なり、本研究との詳細な比較はできない。

5. 結 言

C 濃度 0.03~0.3% の Fe-C 合金を側壁がアルミナ管、底部が鋼ブロックの鑄型に鑄込み、凝固時の CO マクロ気孔生成の研究を行い、つぎの結果を得た。

(1) [%C]_L=0.05~0.3 におけるマクロ気孔生成の臨界組成を 4 種類の気孔生成を考慮して決定した。マクロ気孔生成の臨界酸素濃度は [%C]_L=0.05~0.15 の範囲では、C 濃度が高くなるにつれて低下し、[%C]_L>0.15 では一定となる。なお、[%C]_L<0.05 では臨界酸素濃度は一定になるような傾向がみられた。

(2) マクロ気孔の母体となるミクロポロシティはデンドライト濃化液中で生成し、O 濃度が高くなるとミクロポロシティ数は増加する。

(3) デンドライト樹間におけるミクロポロシティからマクロ気孔への成長によるマクロ気孔生成の機構を説明し、とくに [%C]_L=0.1 についてマクロ気孔生成の臨界組成をモデル計算により定量的に説明した。

マクロ気孔生成の臨界条件の計算およびミクロポロシティの画像解析に名古屋大学大型計算機センターを利用した。

文 献

- 1) 森 一美, 下田輝久, 神森章光, 出口幹朗: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 874
- 2) 森 一美, 神森章光, 出口幹朗, 下田輝久: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 887
- 3) 森 一美, 平岩 正, 野村宏之: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 2952
- 4) 野村宏之, 森 一美: 鉄と鋼, **64** (1978), p. 1143
- 5) 橋浦正史, 野村宏之, 福井康二, 森 一美: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 407
- 6) 橋浦正史, 森 一美: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 442
- 7) 橋浦正史, 加賀靖久: 金属, **53** (1983) 6, p. 16
- 8) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委-No. 8837 (昭和 43 年 2 月)
- 9) 鈴木 章, 鈴木 武, 長岡 豊, 岩田至弘: 日本金属学会誌, **32** (1968), p. 1301
- 10) 郡司好喜, 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕: 学振 19-委 No. 10711 (昭和 61 年 2 月)
- 11) 金属便覧改訂 3 版 (日本金属学会編) (1971), p. 670 [丸善]
- 12) 加藤栄一, 平野 淳: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1425
- 13) 大中逸雄: コンピュータ伝熱・凝固解析入門 (1985), p. 202 [丸善]
- 14) T. F. BOWER and M. C. FLEMINGS: Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), p. 216
- 15) 大中逸雄: 鉄と鋼, **70** (1984), S913
- 16) H. D. BRODY and M. C. FLEMINGS: Trans. Metall. Soc. AIME, **236** (1966), p. 615
- 17) E. SCHEIL: Z. Metallkd., **23** (1931), p. 70
- 18) R. P. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, **230** (1964), p. 476
- 19) J. H. SWISHER and E. T. TURKDOGAN: Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), p. 426
- 20) J. CHIPMAN: Metall. Trans., **3** (1972), p. 55
- 21) 草野昭彦, 伊藤公充, 佐野幸吉: 鉄と鋼, **54** (1968), p. 553
- 22) H. KNÜPPEL and F. EBERHARD: Arch. Eisenhüttenwes., **34** (1963), p. 325
- 23) 長野 裕, 渡辺 勤, 鈴木康夫: 鉄と鋼, **67** (1981), S831
- 24) 竹内栄一, 藤井博務, 宮坂直樹, 大橋徹郎, 平岡照祥, 山広実留: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1607
- 25) 喜多村実, 川崎正蔵, 松尾勝良, 松田義弘, 松井秀雄, 柴田隆雄: 鉄と鋼, **67** (1981), S832