

鑄造工学

第七十六卷

第二号

別

刷

特集「球状黒鉛鑄鉄の異常黒鉛とその対策」

厚肉鑄物におけるチャンキー黒鉛の生成・成長挙動

(株)宇部スチール 糸 藤 春 喜

同 梶 谷 歩

研究論文 特集「球状黒鉛鑄鉄の異常黒鉛とその対策」

厚肉鑄物におけるチャンキー黒鉛の生成・成長挙動

糸藤春喜* 榎谷 歩*

Research Article

J. JFS, Vol. 76, No. 2 (2004) pp. 98~106

Special Issue on Abnormal Graphitization in Spheroidal Graphite Cast Iron and Its Preventive Methods

Nucleation and Growth Behaviour of Chunky Graphite
in Heavy Section Casting

Haruki Itofuji* and Ayumi Masutani*

The nucleation and growth behaviour of chunky graphite in heavy section ductile cast irons were studied. The microstructure in quenched samples during solidification was observed using optical microscopy and EPMA. Only spheroidal graphite was observed as the initial form of graphite at the early stage of the solidification. When the growth of the graphite nodules stopped during solidification, chunky graphite began to nucleate at the interfacial sites around the solidification front of the austenite and grow at the thin liquid channel in austenite. During this growth, the advancing end came into contact with the residual liquid iron through the thin liquid channel. Spheroidal graphite is not directly related to the nucleation and growth of chunky graphite. In this study, the Site Theory was used as one explanation of the nucleation and growth mechanism.

Keywords : ductile cast irons, heavy section, chunky graphite, nucleation, growth, theory

1. 緒 言

厚肉部の肉厚中心付近へのチャンキー黒鉛の晶出は、ダクタイル鑄鉄の製造における最も難解な現象である。Ce¹⁻⁷⁾, Si⁷⁻⁹⁾, Ca^{4, 10-12)}, Ni^{7-9, 13)}, Cu^{7, 9)}, Al⁷⁾などの元素を過剰に含有する場合に、チャンキー黒鉛の晶出を助長するとされている。逆に、Pb^{7, 14-16)}, Sb^{4, 7, 9, 12, 15, 17-19)}, As²⁰⁾, Bi¹⁵⁾, Sn^{5, 7, 8)}, B^{7, 9)}, Cu⁵⁾などの元素の存在は、チャンキー黒鉛の晶出を抑制するとされてい

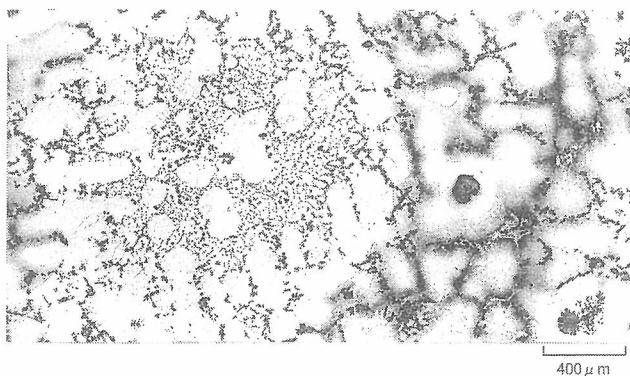


Fig. 1 Microstructure of chunky graphite layer at thermal center of 230 mm wall thickness (2 vol.% nital etch)²¹⁾.

る。現場では、チャンキー黒鉛晶出対策に最も効果があるとして、Sbが添加されることが多い。しかし、それも確実に防止出来る対策ではない。多くの研究者によってその晶出機構が研究されてきたにもかかわらず、その晶出機構

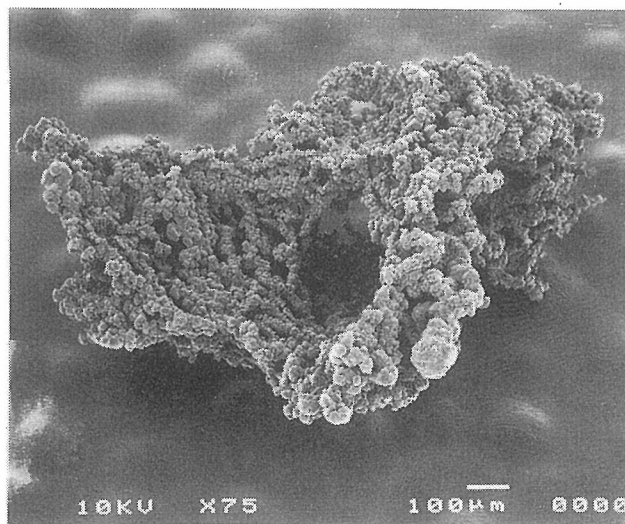


Fig. 2 SEM photo of chunky graphite cell extracted from micro specimen²²⁾. Optical microstructure of specimen is shown in Fig. 1.

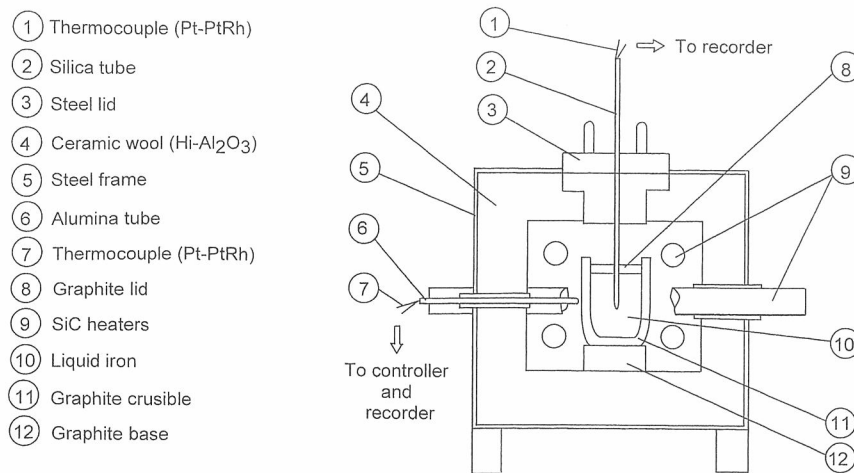


Fig. 3 Experimental SiC furnace for simulative solidification (effective inside dimension = $150 \times 150 \times 180$ mm).

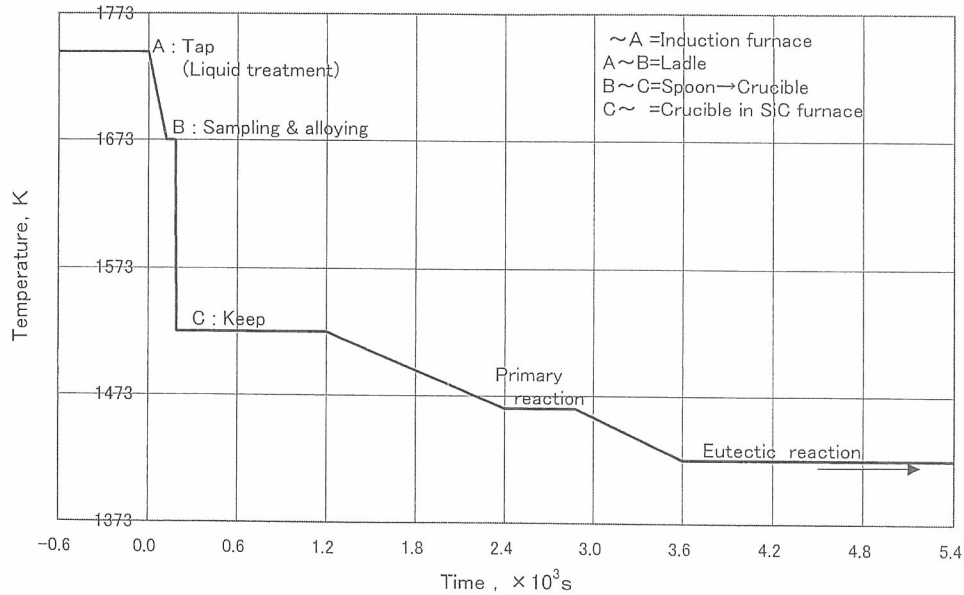


Fig. 4 Time and temperature schedule for liquid iron to form chunky graphite structure.

は理解されるに至っていない。

厚肉部に晶化する典型的なチャンキー黒鉛のマイクロ組織及びSEM写真をFig. 1²¹⁾及び2²²⁾に各々示す。黒鉛組織は、同じMg処理にて得られる球状やCV黒鉛組織とは違って見える。しかし、基本的な内部構造はこれら3種類の黒鉛の間で同じことが証明されている²²⁾。凝固中のオーステナイト（以下、 γ と記す）デンドライト成長端における介在物が、チャンキー黒鉛の生成・成長に影響を及ぼしている可能性も、既に示されている²²⁾。

本研究では、チャンキー黒鉛が晶化する条件を意図的に与え、凝固中断試料のマイクロ組織を光学顕微鏡やEPMAにより観察することで、その生成・成長挙動を明らかにすることとした。観察結果はサイト説²³⁾により考察した。

2. 実験方法

実験炉の構造をFig. 3に示す。元湯は、10t低周波炉により溶製し、取鍋底にFe-Si-5.5 mass%MgとFe-75 mass%Siをセットし、置注ぎ法にて溶湯処理した。Mgの気化反応が終了した後、予熱した耐熱スプーンを用いて処理溶湯1.2kgを取鍋から採取し、1523Kに予熱した実験炉内の黒鉛るつばに注湯した。取鍋の残湯は、そのまま現場の製品鋳型へと铸込んだ。チャンキー黒鉛を晶出させ易い化学成分とするため、50 mass%CeミッシュメタルとFe-75 mass%Siを、処理溶湯を注湯する直前になるつば底にセットした。注湯直後、石英管を用いて攪拌し、直ちになるつばと実験炉の蓋を閉めた。るつばの蓋は、溶湯に直接触れる構造としていたので、受湯前に実験炉内で1523Kに保温しておいた。一連の作業は、10秒以内で完了す

Table 1 Temperature change of each liquid iron from tapping to quenching (Temp., K).

| Sample | Induction furnace | Ladle | Graphite crucible | | | | | |
|--------|-------------------|-------|------------------------|------------------|-------------------|------|-------------------------|-----------|
| | | | Initial after sampling | Primary reaction | Eutectic reaction | | Recalescence ΔT | Quenching |
| | | | | | Min. | Max. | | |
| 1 | 1734 | 1679 | 1545 | 1450 | - | - | - | 1438 |
| 2 | 1730 | 1669 | 1529 | 1443 | 1430 | - | - | 1431 |
| 3 | 1721 | 1665 | 1503 | 1453 | 1423 | 1427 | 4 | 1426 |
| 4 | 1741 | 1678 | 1533 | 1462 | 1423 | 1427 | 4 | 1426 |
| 5 | 1823 | 1789 | 1583 | 1456 | 1427 | 1431 | 4 | As cast |

るようにした。黒鉛るつぼ内の溶湯成分は、3.45C, 2.80 Si, 0.20Mn, <0.050P, <0.015S, 0.020~0.040Ce, 0.050 mass% T・Mg を目標とした。

実験炉においてチャンキー黒鉛を確実に晶出させるための条件探査として、制御冷却条件を種々に変化させた予備試験を実施した。その結果、チャンキー黒鉛は、処理溶湯採取から凝固開始までの時間が長く、更に、凝固時間そのものも長い場合に晶出し易いことが分かった。この予備実験で得られた結果より、Fig. 4 に示す制御パターンにて溶湯を凝固冷却させることとした。四つの溶湯試料を別々に制御冷却し、マスタ凝固冷却カーブを参考に、各々異なる凝固中のポイントで水冷した。各水冷試料は、R 熱電対先端を中心とした全体のマイクロ組織を、光学顕微鏡を用いて観察した。詳細な観察や分析には、EPMA を使用した。各試料は、5 vol.% ナイタルにて腐食した。各試料の分析は、JIS G 1211, 1212, 1215 及び 1257 に従い、R 熱電対先端近傍にて行った。

3. 実験結果

制御冷却下でチャンキー黒鉛が晶出した試料の凝固冷却カーブを Fig. 5 に示す。凝固中の試料の水冷時期は、凝固冷却カーブにおける変曲点前後を基準に選んだ。水冷は、Fig. 5 に示す数字のポイントとした。まず、マスタ凝固冷却カーブは、試料 No. 5 のそれを記録した。次いで、試料 No. 4, 3, 2, 1 の順に、凝固冷却カーブの再現性を確認しながら水冷した。実験として、良い再現性を示した。各試料における処理溶湯採取から凝固開始までの平均時間は、約 2.1×10^3 秒であった。これらより、チャンキー黒鉛が晶出する条件下で、各試料の初晶黒鉛は、同等の形態を取るものと思われた。各試料が水冷されるまでの温度履歴を Table 1 に示す。チャンキー黒鉛が晶出する場合、 γ -黒鉛共晶は、限りなく平衡状態に近づき、再輝現象もわずかに約 4 K であった。各水冷試料の化学成分を Table 2 に示す。溶湯試料の炭素当量は、採取時には 4.4~4.5 mass% に制御したものの、試料 No. 3, 4 及び 5 においては、ほぼ平衡共晶量となった。水冷試料のマイクロ組織は、水冷時に残湯であった部分はレデブライトであり、一方、既に凝固していた部分の γ は、レンズ・マルテンサイトあるいはち密なパーライトを呈していた。その他、水冷マイクロ組織の詳細は後述する。

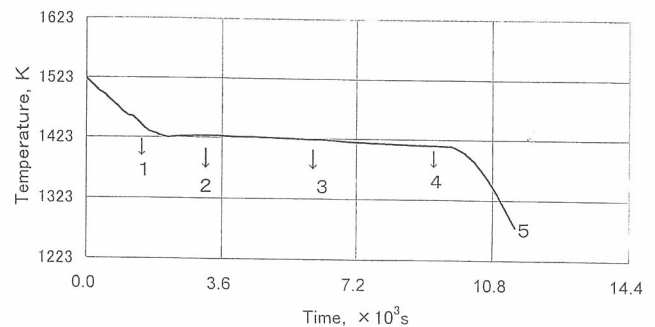


Fig. 5 Cooling curve of iron with chunky graphite and quenching points of liquid irons during solidification.

3.1 チャンキー黒鉛形成過程

溶湯がチャンキー黒鉛を晶出する条件下であっても、凝固初期に観察される初晶黒鉛は球形のみで、球状や CV 黒鉛の初期形態と同様に、10 μm 以下の球状黒鉛として直接溶湯中に晶出していた。しかし、過共晶成分の凝固でありながら、 γ デンドライトも同時に晶出していた。これは、チャンキー黒鉛が晶出する試料における典型的な現象である。試料 No. 1 のマイクロ組織を Fig. 6 に示す。

凝固が進行するにつれて黒鉛粒数が増加し、球状黒鉛は、 γ 殻に取囲まれる。 γ デンドライトは更に大きく成長する。しかし、球状及び CV 黒鉛鑄鉄の同時期における球状黒鉛と比べると粒径が 5 倍以上大きく、粒数は 3 分の 1 以下と少ない。試料 No. 2 は再輝現象が最大となる前に水冷した。そのマイクロ組織を Fig. 7 に示す。 γ 殻を持つ球状黒鉛は、その内部と周囲とで光沢が異なっており、二重構造となっている様子が観察された。このような球状黒鉛の二重構造性は、他の研究者ら³²⁾によっても報告されている。しかし、溶湯中に直接晶出している黒鉛には、そのような境界は観察されなかった。これは、球状黒鉛における内部のしんと外部のリングとの間で異なった成長挙動を取ったことを暗示している。試料 No. 2 には、 γ の成長端に粒状の黒鉛が観察された。

試料 No. 3 は、実験炉にて 1423 K で 3.6×10^3 秒保持した後水冷した。そのマイクロ組織を Fig. 8 に示す。この試料には、 γ 殻内にて 150~200 μm まで成長した大きな粒径の球状黒鉛が観察された。黒鉛粒は、既に残湯から隔

Table 2 Chemical composition near thermocouple at middle layer of each quenched sample.

| Sample | Chemical composition (Mass%) | | | | | | | | |
|--------|------------------------------|------|------|-------|-------|--------|-------|-------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Ca | Ce | Mg | CE |
| 1 | 3.42 | 2.94 | 0.30 | 0.046 | 0.005 | 0.0037 | 0.047 | 0.035 | 4.40 |
| 2 | 3.42 | 2.88 | 0.15 | 0.048 | 0.005 | 0.0021 | 0.037 | 0.029 | 4.38 |
| 3 | 3.29 | 2.91 | 0.14 | 0.046 | 0.006 | 0.0012 | 0.022 | 0.035 | 4.26 |
| 4 | 3.30 | 2.78 | 0.22 | 0.036 | 0.009 | 0.0004 | 0.031 | 0.042 | 4.23 |
| 5 | 3.31 | 2.79 | 0.19 | 0.042 | 0.014 | 0.0053 | 0.020 | 0.026 | 4.24 |

$$CE=C+1/3Si$$

Table 2 Continued.

| Sample | Cu | Ni | Cr | Mo | Ti | Sn | Al | Pb | As | Bi | Sb | Zn | V | Nb |
|--------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 1 | 0.02 | 0.02 | 0.10 | 0.08 | 0.005 | 0.002 | 0.020 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.001 | 0.002 | 0.001 | 0.001 |
| 2 | 0.02 | 0.02 | 0.07 | 0.00 | 0.006 | 0.002 | 0.018 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.001 | 0.002 | 0.001 | 0.001 |
| 3 | 0.02 | 0.02 | 0.06 | 0.00 | 0.006 | 0.002 | 0.022 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.001 | 0.003 | 0.001 | 0.001 |
| 4 | 0.02 | 0.03 | 0.09 | 0.04 | 0.005 | 0.004 | 0.018 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.001 | 0.001 | 0.001 | 0.001 |
| 5 | 0.06 | 0.03 | 0.09 | 0.00 | 0.005 | 0.003 | 0.020 | 0.000 | 0.000 | 0.000 | 0.001 | 0.025 | 0.001 | 0.001 |

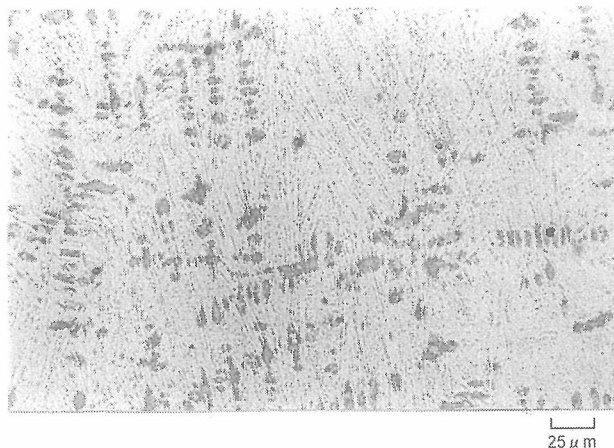


Fig. 6 Microstructure of sample quenched at point 1 in Fig. 5 (5 vol.% nital etch).

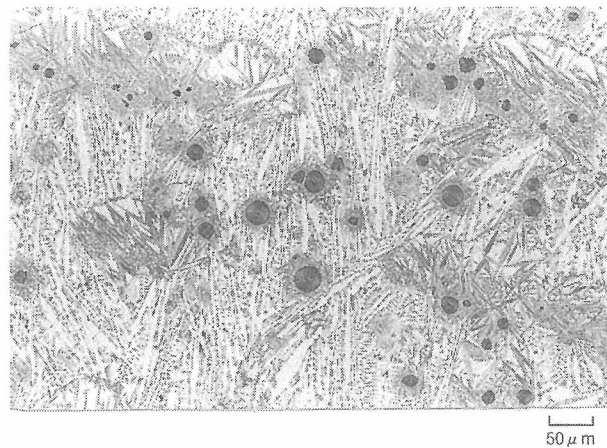


Fig. 7 Microstructure of sample quenched at point 2 in Fig. 5 (5 vol.% nital etch).

離されており、黒鉛の成長に影響を及ぼす γ 殻内の溶湯チャンネルは消滅している。残湯中には、多量の γ デンドライトが観察される。この試料にも、 γ 成長端には、微細な粒状黒鉛が観察された。その一方で、チャンキー黒鉛が晶出を開始している様子が観察された。その晶出サイトには、二通りがあった。一つは、大径黒鉛粒を持つ γ 殻と γ デンドライトの間 (Fig. 8a)、もう一つは、 γ 殻間であった (Fig. 8b)。

試料 No. 4 は、実験炉にて 1423 K で 7.2×10^3 秒保持した後水冷却した。そのマイクロ組織を Fig. 9 に示す。この試料では、チャンキー黒鉛が広範囲に成長しつつある様子が観察されるが、 γ 殻中の黒鉛粒径は、試料 No. 3 (Fig. 8) のそれと変化がほとんど見られなかった。この段階では、もはや γ 成長端に微細な粒状黒鉛は見当たらなかった。

この試料には、新たなサイトとして、 γ デンドライト・アーム間へのチャンキー黒鉛の晶出が観察された (Fig. 9b)。

チャンキー黒鉛の成長端が溶湯チャンネルを介して残湯と接している様子が観察された (Fig. 10)。この成長挙動は、CV 黒鉛のそれと類似している^{23, 24)}。

Fig. 11 には、実験炉内にて所定の制御冷却を経て凝固を完了させた試料 No. 5 のマイクロ組織を示す。球状黒鉛粒の形態や大きさ及び粒径は、試料 No. 3 及び 4 とほとんど同じであった。これは、チャンキー黒鉛が生成・成長を開始した時点で、球状黒鉛の成長が既に飽和に達していることを意味している。

全試料の観察を通じて、大きな球状黒鉛粒に直接接しているようなチャンキー黒鉛は存在していなかった。また、球状黒鉛が分解しているような現象も観察されていない。

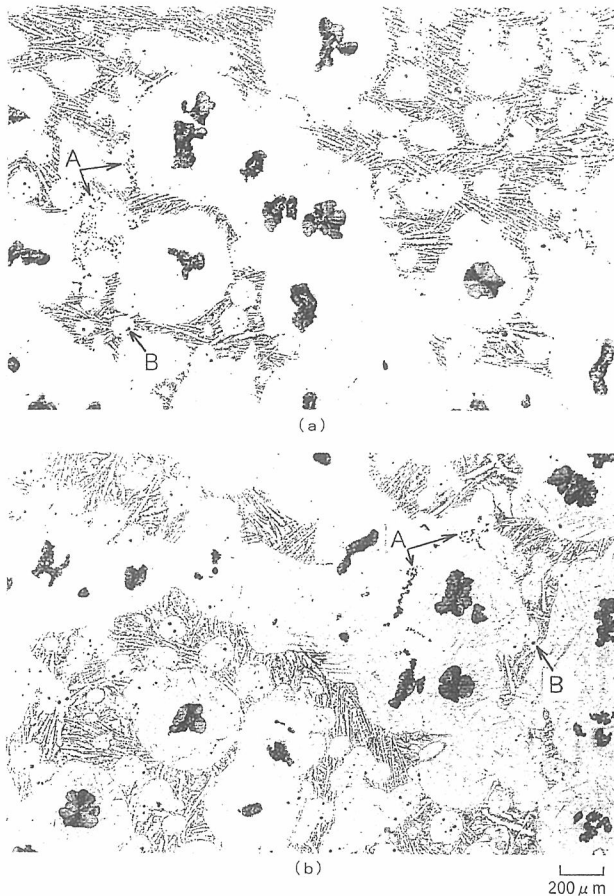


Fig. 8 Microstructures of sample quenched at point 3 in Fig. 5 (5 vol.% nital etch).

A : chunky graphite and B : spherular graphite

上述の様に、球状黒鉛の成長がほとんど停止した時点で、チャンキー黒鉛の生成・成長が開始していた。両者の生成・成長挙動に、直接的な関連は観察されなかった。

3.2 生成サイト

γ デンドライト及び大粒径の球状黒鉛を持つ γ 殻の成長端の領域を、詳細に観察した。この領域は、Fig. 7 及び 8 で示したように、チャンキー黒鉛の晶出開始が観察されたサイトである。チャンキー黒鉛の初期形態と思われる微細な粒状黒鉛が、 γ と介在物の界面に観察された。 γ デンドライト及び γ 殻の成長端にて、粒状の黒鉛と接している介在物は、その色彩と形態より二通りに分類出来た (Fig. 12)。各々の介在物は、EPMA を用いて分析した。その結果、一つは薄茶色で、Fe-Mg-Si-P-S-Ca-RE より構成されていた。もう一つは灰色で、Fe-Mg-Al-Si-tr (S, Ca, RE) より構成されていた。分析結果を Fig. 13 に示す。観察されたチャンキー黒鉛晶出サイトを示すと、以下の様になる。

- ① γ 殻間
- ② γ デンドライトと γ 殻間
- ③ γ デンドライト周辺
- ④ γ デンドライト・アーム間

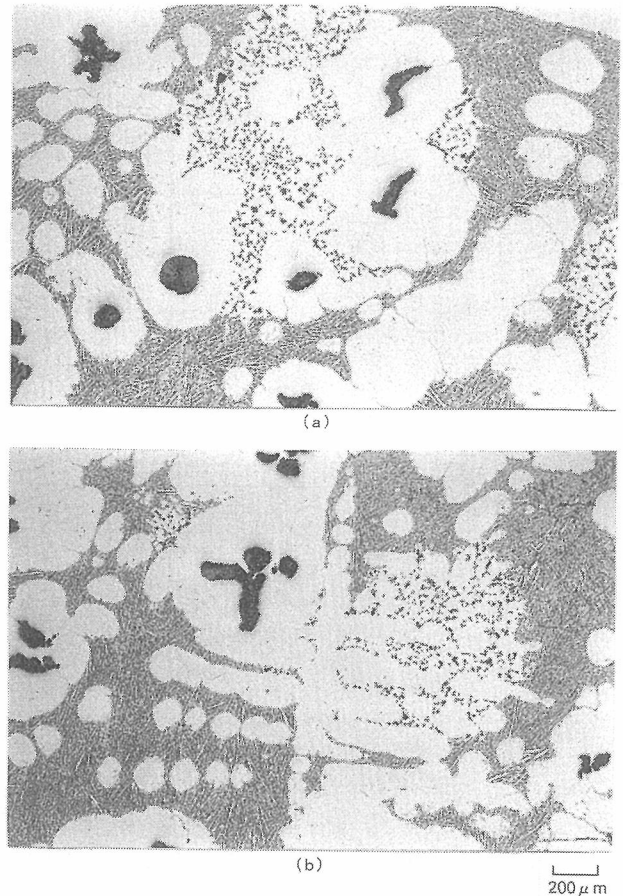


Fig. 9 Microstructures of sample quenched at point 4 in Fig. 5 (5 vol.% nital etch).

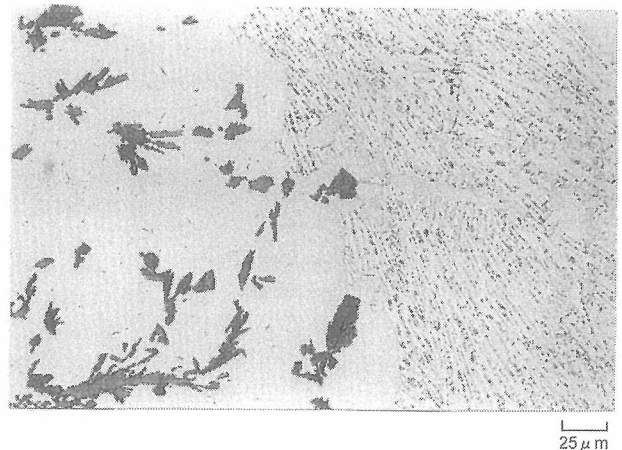


Fig. 10 Growth end of chunky graphite contacted with residual liquid iron through liquid channel (5 vol.% nital etch). Sample was quenched at point 4 in Fig. 5.

これらのサイトにおける γ と介在物の界面への粒状黒鉛生成例を Fig. 14 及び 15 に示す。その生成端は、Fig. 10 に示す成長中のそれと同様に、残湯と直接接している。

4. 考 察

4.1 チャンキー黒鉛生成・成長のためのMgの役割

サイト説によれば、Mgは、気化することにより先ず気泡として黒鉛の生成・成長サイトを提供する。そして、その後の成長サイトである γ 殻の形態に影響を及ぼす。Mgは黒鉛の基本結晶構造の成長挙動に直接影響を及ぼすのではなく、気泡として黒鉛の内部構造に影響を及ぼすのである。

凝固中の球状、CV及びチャンキー黒鉛の生成・成長機構の模式図をFig. 16に示す。この模式図は、球状、CV、及びチャンキー黒鉛の形成において、一部、共通の過程を持つことを示している。また、これら3種の黒鉛は、多結晶体の内部構造を持つという点で共通している。したがって、これら3種の黒鉛の生成・成長機構は一つの説で説明出来ることになる。黒鉛はガス気泡壁に晶出して求心成長し、溶湯内に直接 $10\mu\text{m}$ 以下の微細な球状黒鉛を形成する^{23, 24}。この微細な球状黒鉛は、その後、 γ 殻によっ

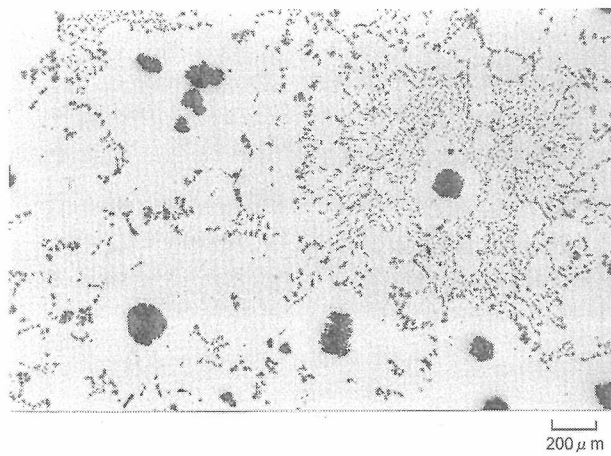


Fig. 11 Microstructure of sample solidified and cooled in SiC furnace (no etch).

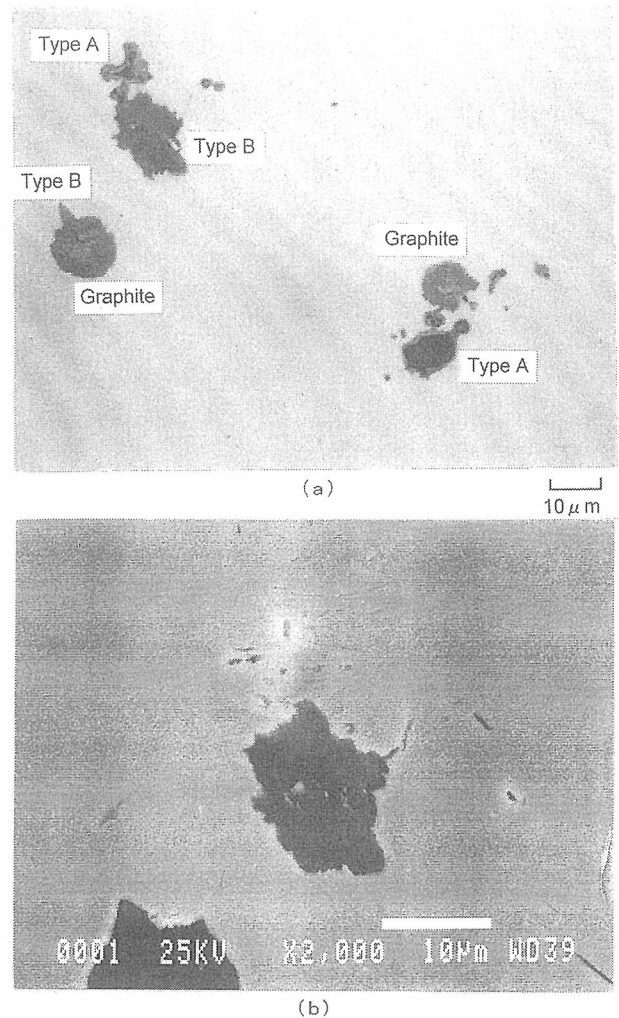


Fig. 12 Typical inclusions contacting with initial form of chunky graphite around growth front of austenite dendrite in specimen No. 3 (no etch); (a) optical photo and (b) SEM photo [inclusions at left-upper corner in photo (a)].

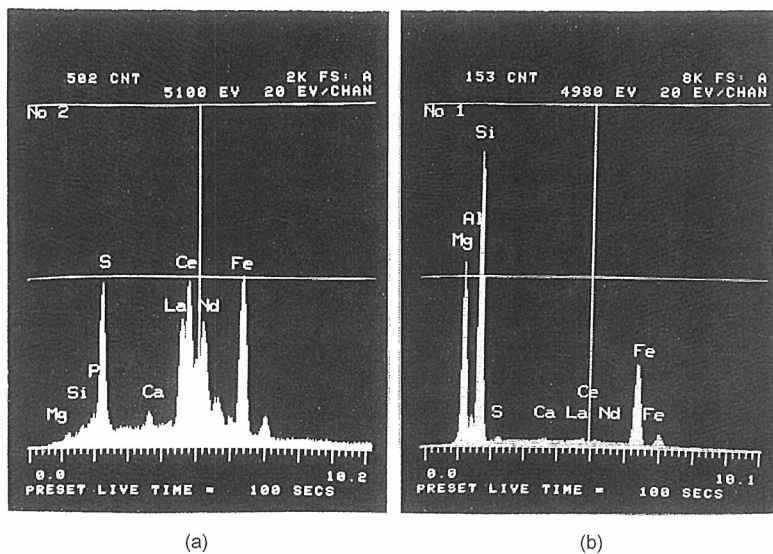


Fig. 13 Results of EDS analysis on inclusions shown in Fig. 12; (a) type A inclusion and (b) type B inclusion.

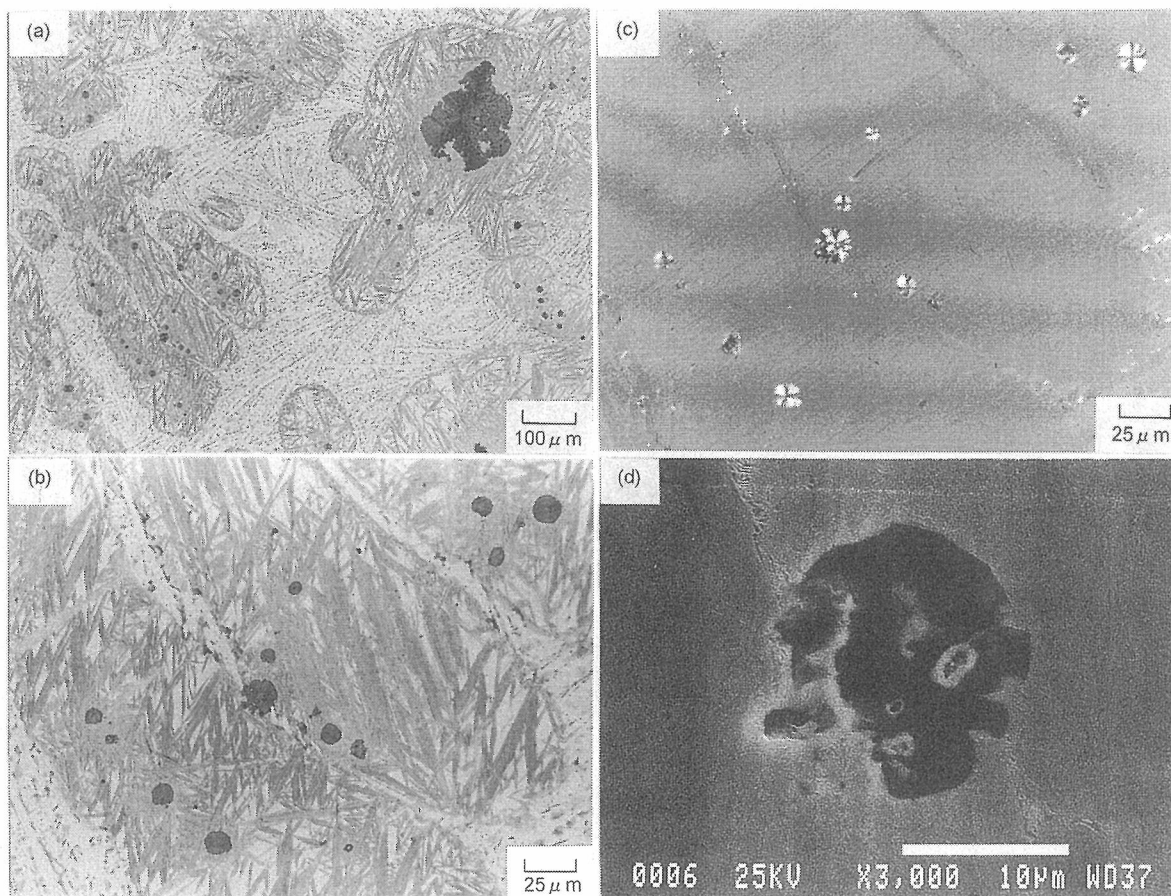


Fig. 14 Nucleation of chunky graphite at austenite-type A inclusion interface among austenite dendrite arms in sample No. 3 (5 vol.% nital etch); (a) low magnification under general light, (b) high magnification of (a), (c) the same magnification as (b) under polar light and (d) SEM of center nodule with inclusion in (c).

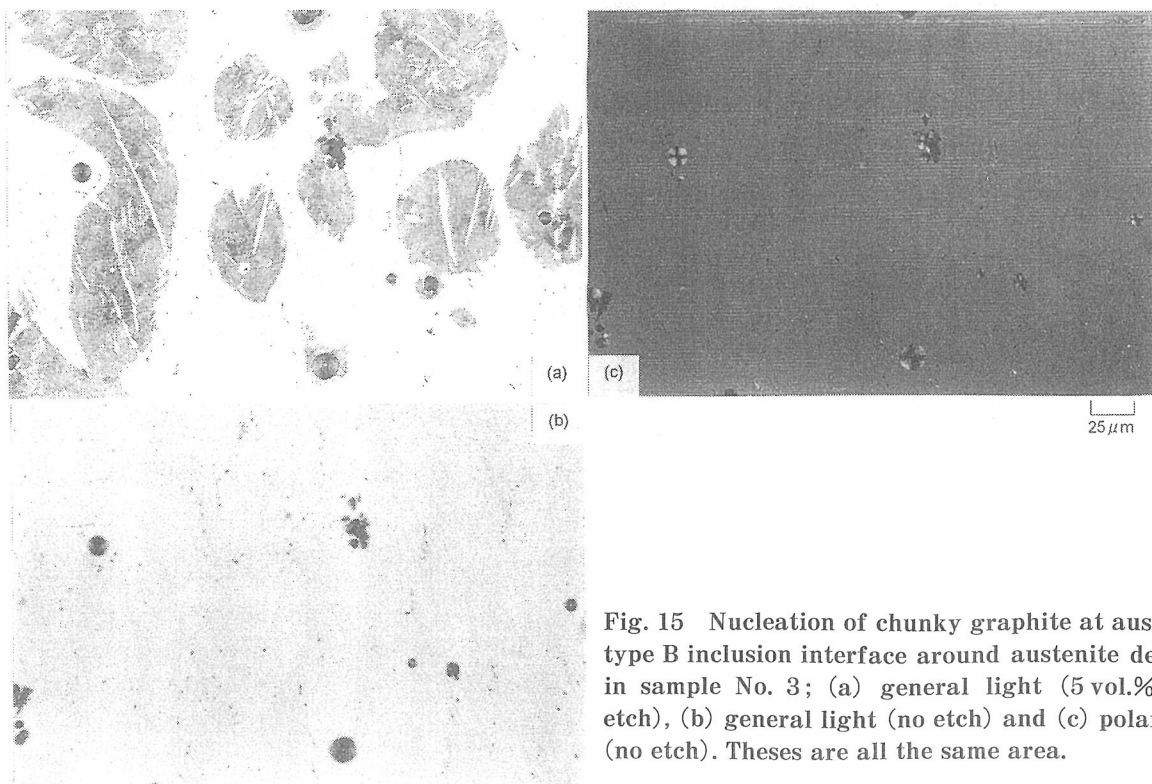


Fig. 15 Nucleation of chunky graphite at austenite-type B inclusion interface around austenite dendrite in sample No. 3; (a) general light (5 vol.% nital etch), (b) general light (no etch) and (c) polar light (no etch). These are all the same area.

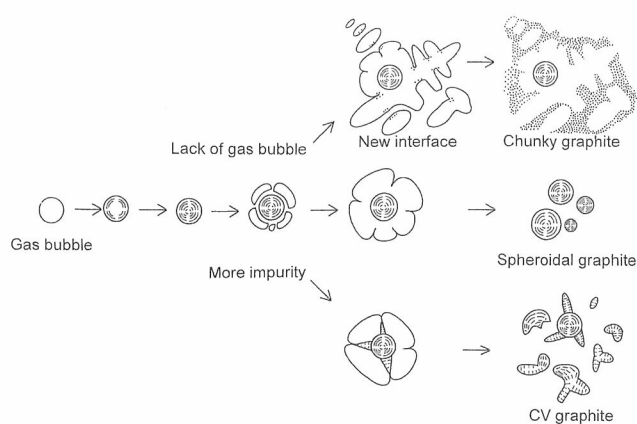


Fig. 16 Schematic illustration of graphite formation in liquid iron treated with spheroidizer.

て取囲まれる。球状及びCV黒鉛は γ 殻内の微細球状黒鉛の成長によって形成される。そのまま遠心成長すれば球状黒鉛に、溶湯チャンネルに沿って成長すればCV黒鉛となる。Fig. 7で示した球状黒鉛の二重構造は、気泡内での求心成長と、 γ 殻内での遠心成長の痕跡と思われる。チャンキー黒鉛は、その生成・成長に関して、球状黒鉛とは何ら直接関係はない。 γ の成長端にトラップされた介在物が、チャンキー黒鉛生成にとって有益な、自由表面的な界面サイトとして作用する。直接、生成核物質として働くのではない。チャンキー黒鉛は、 γ の溶湯チャンネルで成長する。チャンキー黒鉛の成長端は、溶湯チャンネルを介して直接残湯と接している。成長挙動は、CV黒鉛のそれと類似している²⁴⁾。Mg気泡はチャンキー黒鉛形成にとって潜在的なサイトであり、生成・成長には直接影響は及ぼさない。一旦黒鉛がMg気泡に晶出することによって多結晶構造の成長挙動を取ると、フラン鑄型からの浸硫の様に、Mgと強い反応を持つ有害元素に阻害されない限り、成長挙動を変えることはないであろう。その結果、チャンキー黒鉛は球状やCV黒鉛と基本的に同じ内部構造を取るのである^{22, 23)}。事実、a軸方向の自由成長に制限のある共通サイトで生成・成長することからしても、このことが言及出来る。

4.2 チャンキー黒鉛形成の原因

たとえ球状化処理後の溶湯の条件が良好な球状黒鉛を生成するのに適していても、最終黒鉛形態として常に良好な球状黒鉛組織になるとは限らない。球状化処理から凝固開始までの時間経過、あるいは凝固時間自体が長過ぎると、黒鉛粒数が減り、良好な球状黒鉛組織に取って代わってチャンキー黒鉛が形成する。これは溶湯中に有効なMg気泡数が不足するからである。その要因として、以下のことが考えられる。

- ① ストークの法則に沿ってMg気泡が浮上し、系外に放出される。
- ② Mg気泡が、共晶膨張圧(Max.60atm²⁵⁾)によって沸点が上昇し、液化する。張らのオートクレープ内の

溶解実験²⁶⁾によると、高圧下で凝固させることにより、Mgの液滴やチャンキー黒鉛の形成が観察されている。

- ③ 黒鉛は高Si濃度の領域内に存在するMg気泡に優先的に晶出する。たとえ気泡として十分な数が存在したとしても、接種のフェーディングによるSi濃度の均一化により、有効な気泡数は減少することとなる²⁷⁾。
- ④ Mg気泡が介在物等の浮遊粒子と衝突し、新しい介在物を生成して消滅する。熱、成分偏析等のゆらぎによって生ずるブラウン運動²⁹⁾がこれを促進するであろう。
- ⑤ 湯温が下がるとその温度における気化圧と溶湯圧間とのバランスを維持するために、Mg気泡径は大きくならねばならない。Mg気泡は、ブラウン運動²⁹⁾によって促進される相互の衝突・合体を経て粗大化することが考えられる。その結果、Mg気泡数が減少する。
- ⑥ ニレジスト・ダクタイル鑄鉄の場合、Mg気泡とNiとが反応し、非平衡状態でMgNi₂のような金属間化合物を形成することが考えられる。

有効なMg気泡数が少ないと球状黒鉛粒数も少なく、 γ 殻が大きく成長し過ぎるために、殻内の球状黒鉛の成長が止まってしまう。このような状況下において、 γ 殻及び γ デンドライト成長端における自由表面的な界面サイトに微細な粒状黒鉛が生成・成長し始める。この粒状黒鉛がチャンキー黒鉛の初期形態であることは間違いなからう。厚い γ 殻を拡散してCが黒鉛に供給されるより、残液に近い所に新しい黒鉛生成サイトが生まれれば、そのサイトへのCの拡散の方が遥かに容易になるためと思われる。

Cu, Mo, Ni, Si等のような共晶温度範囲を拡大する³⁰⁾元素は、凝固を長時間化させるために、チャンキー黒鉛の晶出を促進する。

4.3 γ デンドライトの晶出

凝固開始前の溶湯化学成分が過共晶にもかかわらず、チャンキー黒鉛晶出の条件下では、 γ デンドライトが晶出した。この理由として、以下のことが考えられる。

- ① 黒鉛ドロスの浮上により、溶湯が共晶成分となる。
- ② たとえバルク分析が共晶成分を示しても、溶湯中のSiのマイクロ偏析により、亜共晶となるマイクロ領域が存在する。

4.4 現場におけるチャンキー黒鉛の防止

この実験結果からすると、厚肉ダクタイル鑄鉄へのチャンキー黒鉛晶出防止策として、いくつかの対策を実施することが出来る。最も効果的な対策は、冷し金による凝固時間の短縮である。例えば、凝固時間を 12×10^3 秒以内を目安に短縮出来れば、良好な球状黒鉛組織と機械的性質を得ることが出来る。この時、溶湯処理から鑄込みまでの時間も、可能な限り短くしておかなければならない。

冷し金の使用に制約があるか、超厚肉のため金型に鑄込んだとしても、 12×10^3 秒以内の凝固時間に制御出来ない場合、次の対策として化学成分、2次接種²⁸⁾、鑄込み温度等を適切に制御しなければならない。現場条件は、鑄造工

場毎に異なるため、各工場に適した条件を設定する必要がある。ガイドラインを示すと、以下の様になる。

- ①スーパーヒート (K, min.) ; >1770, >5
 ②化学成分 (mass%) ;
 3.3~3.6 C Ce 不純物に対する化学
 1.8~2.4 Si 量論的量
 0.35 Mn 以下 0.040~0.060 T・Mg
 0.030~0.040 P 0.035~0.055 F・Mg
 0.005~0.015 S 4.10~4.30 CE
 0.0030 Ca 以下

③後期接種 (mass%) ; 0.1

④鑄込温度 (K) ; 液相線以上 100~150

しかしながら、ダクタイル鑄鉄には、Si, Cu, Mo, Ni 等を高く含有させなければならない特殊な材質がある。このような場合、非合金材に比べて高いチャンキー黒鉛晶出傾向を示す。また、鑄型材によっても、チャンキー黒鉛が晶出し易くなる。例えば、押湯スリーブやネック材への Al_2O_3 や M・Al 含有量が高い場合、その設置面にチャンキー黒鉛が晶出し易くなる³¹⁾。

5. 結 論

凝固中断試料を詳細に観察した結果、チャンキー黒鉛の晶出挙動に関して以下のことが明らかとなった。

- (1) 球状化处理から凝固開始まで、及び凝固そのものの時間が長いと、球状黒鉛粒数が減り、チャンキー黒鉛の晶出を促進する。
- (2) 凝固の初期段階では、10 μm 以下の微細球状黒鉛が溶湯中に直接晶出する。
- (3) 微細球状黒鉛は、 γ 殻に囲まれ、そのまま大径の球状黒鉛粒へと成長する。しかし、チャンキー黒鉛が晶出している試料における球状黒鉛粒数は、チャンキー黒鉛の晶出がない完全球状黒鉛組織の試料におけるそれと比べると、極端に少ない。
- (4) γ 殻内の球状黒鉛の成長が停止した後、チャンキー黒鉛が γ 成長端において、 γ と介在物との界面に生成する。
- (5) チャンキー黒鉛は、その成長端が溶湯チャンネルを介して残液と直接接しており、その溶湯チャンネルで成長する。
- (6) 球状黒鉛とチャンキー黒鉛の間に、生成・成長に関する直接的な関連はない。

謝辞

本論文作成に当りご協力頂いた(株)宇部スチール藤野誠氏、高野千晶氏、元取締役山田肇氏に深く感謝致します。

文 献

- 1) S. I. Karsay and R.D.Schelleng : Trans. AFS 69 (1961) 672
- 2) D. H. Wu, S. I. Karsay and R. D. Schelleng : Trans AFS 69 (1961) 725
- 3) P. C. Liu, C. L. Li, D. H. Wu and C. R. Loper, Jr : Trans AFS 91 (1983) 119
- 4) T. C. Xi, J. Fargues, M. Hecht and J. C. Margerie : Fonderie 46 (1985) 14
- 5) M. Gagne and D. Argo : ASM Int. Conf. on Casting (1986)
- 6) N. Yingyi and Z. Zhu : Foundryman 81 (1988) 390
- 7) B. Prinz, K. J. Reifferscheid, T. Schulze, R. Dopp and E. Schurmann : Giessereiforschung 43 (1991) 107
- 8) S. I. Karsay and E. Campomanes : Trans. AFS 78 (1970) 85
- 9) J. Zhou, W. Schmitz and S. Engler : Giessereiforschung 39 (1987) 55
- 10) N. L. Church and R. D. Schelleng : Trans. AFS 78 (1970) 5
- 11) C. Pelhan, I. Drganc and S. Spaic : Giesserei-Praxis 17 (1992) 247
- 12) A. Javaid and C. R. Loper, Jr. : Trans. AFS 103 (1995) 135
- 13) J.Zhou, W. Schmitz and S. Engler : Giessereiforschung 39 (1987) 49
- 14) R. K. Buhr : Trans. AFS 76 (1968) 497
- 15) R. K. Buhr : Trans. AFS 79 (1971) 247
- 16) J. M. Greenhill : Br. Foundryman 77 (1984) 370
- 17) E. Campomanes : Trans. AFS 79 (1971) 57
- 18) E. Campomanes : Giesserei 65 (1978) 535
- 19) G. J. Cox : Giesserei-Praxis 18 (1992) 274
- 20) R. Barton : BCIRA J., Report 610 9 (1961) 668
- 21) H. Itofuji : 1st Keith D. Millis World Symposium (1993)
- 22) H. Itofuji, et al. : Trans. AFS 91 (1983) 313
- 23) H. Itofuji : Trans. AFS 104 (1996) 79
- 24) H. Itofuji, et al. : Trans. AFS 91 (1983) 831
- 25) K. S. Lee and N. Kayama : IMONO 47 (1975) 549
- 26) 張博, 明智清明, 塙健三 : 球状黒鉛鑄鉄 (アグネ) (1983) 93
- 27) H. Itofuji, et al. : Trans. AFS 98 (1990) 429
- 28) M. Tamura, B. Li and A. Masutani : J. JFS 75 (2003) 712
- 29) H. Kamiya, H. Suzuki and G. Jimbo : Materia Jap. 33 (1994) 155
- 30) J. F. Janowak and R. B. Gundlach : Trans AFS 90 (1982) 847
- 31) M. Tamura and H. Itofuji, B. Li : Report of 139th JFS Meeting 139 (2001) 81
- 32) F. Keming, W. Min and Y. Zongsen ; Giesserei 80 (1996) 21