

研究論文

鉄鑄物に発生する焼付き欠陥の観察

黒川 豊* 上林仁司* 市岡雅義**
太田英明*** 三宅秀和****

Observation of Penetration Defects Occuring in Cast Iron and Cast Steel

Yutaka Kurokawa*, Hitoshi Kambayashi*, Masayoshi Ichioka**,
Hideaki Ota*** and Hidekazu Miyake****

Penetration defects of cast iron and cast steel are caused by physical factor, chemical factors, or the interaction of these factors. In this study, a method of judging the factors of penetration defects was established by using SEM and EPMA analysis. Penetration defects were made in a casting experiment with a mold in which the refractoriness was changed first. As for penetration defects which occurred due to physical factors, the boundary of the silica sand and metal was clear in the EPMA mapping. The EPMA mapping of the silica sand and the metal overlapped for penetration defects caused by chemical factors. In the interaction of factors, the EPMA mappings of silica sand and metal did not overlap but the silica sand had melted in the SEM image. Next, the penetration defects which occurred at the casting factory were analyzed by SEM and EPMA analysis, and compared with standard analysis data. As a result, penetration factors generated at the casting factory could be clarified.

Keywords: penetration, SEM, EPMA, standard analysis data for penetration, refractoriness, silica sand

1. はじめに

焼付き欠陥は鉄鑄物製品の表面に発生する代表的な鑄造欠陥である。その程度が比較的軽微な場合は手直しにより製品とするが、焼付き部を除去出来ない場合は廃棄される。したがって、焼付き欠陥の発生要因を知り、欠陥の生成を防止することは、仕上げ工数の低減や生産性を向上するために重要な対策となる。

一般的に、焼付き欠陥はその発生要因^{1~5)}として物理的要因^{6~8)}(溶湯静圧、溶湯動圧、共晶凝固時の体積膨張⁹⁾、鑄型間げき、鑄型の背圧、鑄型と溶湯の濡れ^{10~13)}など)及び化学的要因^{14, 15)}(低融点物質の生成、蒸気相による気相反応¹⁶⁾など)があげられ、また、それら要因が相互に作用して発生すると考えられる。物理的要因による焼付き欠陥とは、粒度が粗くなることや充てん性が悪化することで、鑄型間げきに溶湯が差し込むことによる場合がその代表例である。化学的要因による焼付き欠陥とは、低純度けい砂の使用やオーリチック量の増加による耐火度の低下に起因して、鑄物砂の溶融から低融点物質生成につながる一連の場合である。焼付き欠陥の個々の要因は上記の文献等により明らかであるが、鑄造現場では各要因が相互に作用して

焼付き欠陥となることが多いために、発生要因の判定と対応に苦慮している。

そこで、本研究では、主に生型鑄造工場で発生する鉄鑄物の焼付き欠陥部にEPMA分析等を適用することによって、焼付き要因の判定を試みた。すなわち、化学的要因として耐火度の指標であるオーリチック量とけい砂のSiO₂量を変化させた生型砂を作製し、鑄込み実験により予め発生させた焼付き欠陥から標準分析データを得た。次いで、鑄造現場で発生した焼付き欠陥部と標準分析データとを対比することで焼付き欠陥の要因判定と対策を行った。

2. 焼付き欠陥の標準分析データ

2.1 実験方法

Table 1に実験に用いた生型砂のSiO₂量、オーリチック量、ゼーゲルコーン番号及び耐火度を示す。SiO₂量はけい砂の純度で、99.7 mass%と92.8 mass%を選んだ。オーリチックは、Naベントナイトと水をけい砂に添加し10分間混練した後に1273Kで2時間焼成して0~18 mass%¹⁷⁾の範囲内で付着させた。このオーリチック付着けい砂に水分とNaベントナイトを8 mass%添加して10分混練して、耐火度の異なる生型砂を得た。生型砂の水分

Table 1 Properties of green sand for pouring test.

	SiO ₂ content in Silica sand, mass%	Oolitic content in green sand, mass%	Seeger cone test	
			No.	Temp. K
Level-1	99.7	0.0	SK35	2043
Level-2	99.7	11.6	SK31	1963
Level-3	91.8	16.5	SK16	1733

Table 2 Chemical compositions of silica sand (mass %).

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
Silica sand-1	99.7	0.04	0.008
Silica sand-2	92.8	3.69	0.483

Table 3 Grain size distribution (mass %).

Opening, μ m	600	425	300	212	150	106	75	Pan	JIS.FN
Silica sand-1	0.1	1.5	11.3	29.2	43.7	13.5	0.5	0.2	115.5
Silica sand-2	0.4	14.8	43.7	25.0	12.5	3.3	0.2	0.0	110.9

Table 4 Chemical compositions of Na bentonite (mass %).

	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	CaO	K ₂ O
Na-Bt	63.6	21.4	3.8	2.0	2.7	0.7	0.3

Table 5 Properties of Na bentonite.

	Moisture mass%	Ignition Loss mass%	(+20 μ) Grain mass%	Swelling, ml/2g	0.01N Methylene blue, ml/0.5g	pH
Na-Bt	10.7	6.38	0.47	32	53.2	9.7

Table 6 Chemical composition of materials (mass %).

	C	Si	Mn	P	S
Pig iron (40~50mass%)	3.98	2.35	0.68	0.1	0.01
Steel scrap (20~10mass%)	0.4	0.2	0.6	<0.05	<0.05
Return scrap(40~50mass%)					

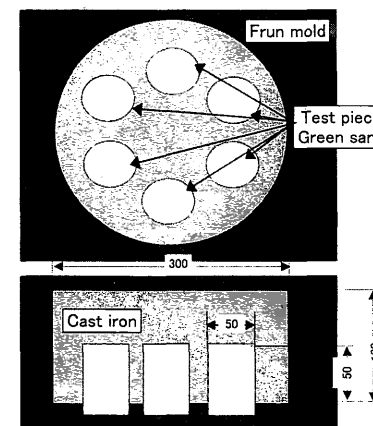


Fig. 1 Pouring test piece for penetration.

はコンパクトビリティ値が40 vol%となるように混練した。**Table 2**にけい砂の化学組成を、**Table 3**に粒度分布を示す。また、**Table 4**にNaベントナイトの化学組成を、**Table 5**にその特性を示す。

Fig. 1に鑄込試験片の形状を示す。鑄込試験片は直径300 mm×高さ100 mmの円筒状で、内部に直径50 mm

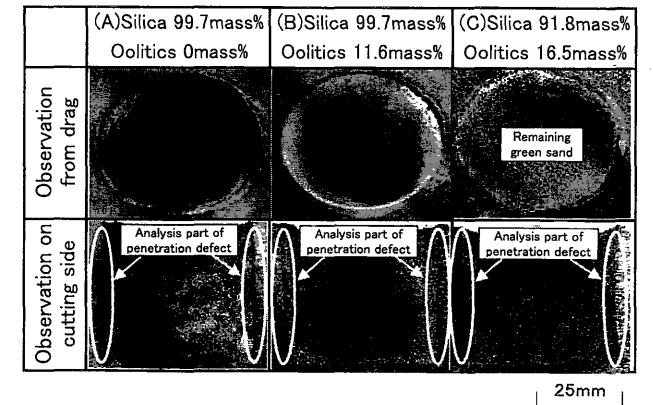
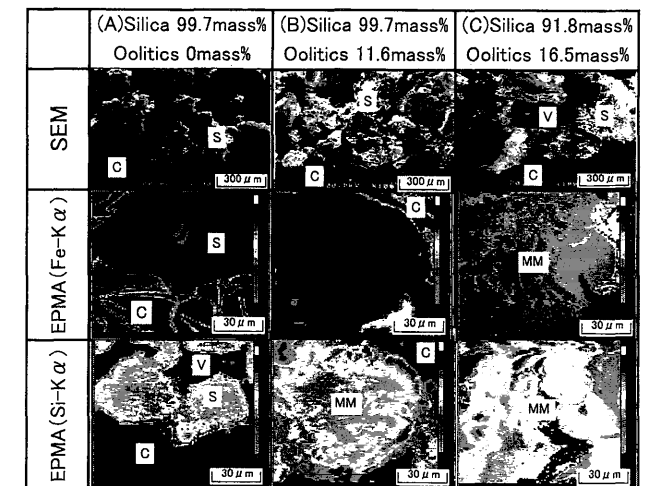


Fig. 2 Photo of penetration defect which occurs in green sand with different content of quartz and oolitics.



S : Silica sand, C : Cast iron, MM : Melted material, V : Void

Fig. 3 EPMA analysis of penetration defect which occurs in green sand with different content of quartz and oolitics.

×高さ50 mmの凹み部を6か所有している。主型はフラン鑄型とし、中子の生型は生型砂(**Table 1**)をJIS Z 2601のつき固め試験器で、3回つき固めて直径50 mm×高さ75 mmの大きさに(中木部の高さ25 mm、溶湯と接する高さ50 mmの生型試験片)作製した。主型をフラン鑄型としたのは、鑄物の張り気に対する抵抗が大きいため、溶湯圧が中子である生型砂に集中し、焼付き欠陥を再現させやすいためである。溶湯はFC 250相当とし、1673 Kで注湯した。**Table 6**に溶解材料の化学組成と配合割合を示す。

2.2 鑄込試験片に発生した焼付き欠陥

Fig. 2に解砕後の鑄込試験片に発生した焼付き欠陥の光学写真を示す。上段の写真は下型面からの観察であり、SiO₂量が低下し、オーリチック量が増加するに従って、

平成13年10月26日 原稿受理

* (株)ツチヨシ産業 Tsuchiyoshi Industry Co., Ltd.

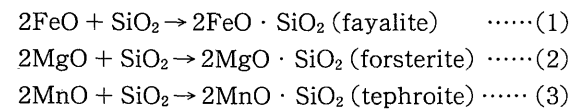
** (株)ツチヨシアクティ Tsuchiyoshi Acty Co., Ltd.

*** 中部科学技術センター Chubu Science Technology Center

**** 関西大学工学部 Faculty of Engineering, Kansai University

生型砂の焼結物が多く円筒部に残留している。下段の写真は円筒部を断面とした後の観察であり、切断時に生型砂の焼結物の大部分がはく落した。焼結物の下には、製品面に焼付き欠陥が発生しており、けい砂のSiO₂が低下しオーリチック量が増加するに従って多くなっている。Fig. 3に焼付き欠陥内部断面のSEM像並びにEPMA分析結果(FeとSiのマッピング)を示す。Fig. 3(A)にSiO₂量99.7 mass%でオーリチック量0 mass%(耐火度2043 K)及びFig. 3(B)にSiO₂量99.7 mass%でオーリチック量11.6 mass%の生型砂(耐火度1963 K)に発生した焼付き欠陥部を示す。いずれの場合も、FeとSiのEPMAマッピングの境界が明りょうであることから、FeとSiの反応は進んでいない。しかし、オーリチック量11.6 mass%の場合は、SEM観察でけい砂内に気泡が認められることから、けい砂の溶融が進んでいる。Fig. 3(C)にSiO₂量92.8 mass%でオーリチック量16.5 mass%(耐火度1733 K)の場合を同様に示す。FeとSiのEPMAマッピングの境界は不明りょうであることから、FeとSiが反応し低融点物質の生成が進行していることが予測される。鑄造条件(S/M比、注湯温度、凝固速度及び材質等)によってFeとSiの反応状態が変化しそのEPMAマッピングが変化すると考えられる。しかし、耐火度が低下するに従って、焼付き内部ではけい砂が溶融しFeとSiの反応による低融点物質が生成することが示唆される。

低融点物質の生成機構は一般に(1)~(3)式で説明される。



すなわち、低融点物質とはファイヤライト、フォルステライト及びテフォロライト等の総称である。これらは鑄鉄溶湯の凝固に伴う被膜中の酸化金属(FeO, MgO, MnO)が主に鑄型中のSiO₂と反応して、(1)、(2)及び(3)式で示すような低融点物質を生成すると考えられる。鑄型中のSiO₂は、けい砂中の石英(SiO₂)及び長石(NaAlSi₃O₈, KAlSi₃O₈, CaAl₂Si₂O₈等)、生型では粘土鉱物(モンモリロナイトではE_{0.33}Al_{1.67}Mg_{0.33}SiO₄O₁₀(OH)₂·nH₂O, Eは層間の1価の陽イオン)に含まれるSiの酸化によるものである。石英は不純物の量により融点は2000 K前後で耐火度が高い。これに対して、長石(島根産長石測定例)では融点は約1500 K~1600 K及び粘土鉱物(米国産ベントナイト測定例)では融点は約1200 K~1500 Kであることから低い。このために、酸化金属は石英よりも長石や粘土鉱物中のSiO₂と反応して低融点物質を生成すると考えられる。この生成反応は固相においても生じる¹⁸⁾が、液相においては反応速度が速くなる。本研究における鑄込実験では、耐火度の低い生型砂で焼付き欠陥が顕著である。このことから、まず粘土鉱物を伴うけい砂もしくは長石が部分的に溶融する。次いでこれらが酸化金属と反応して低融点物質が生成し、順次焼付き欠陥部が拡大して行くと考えら

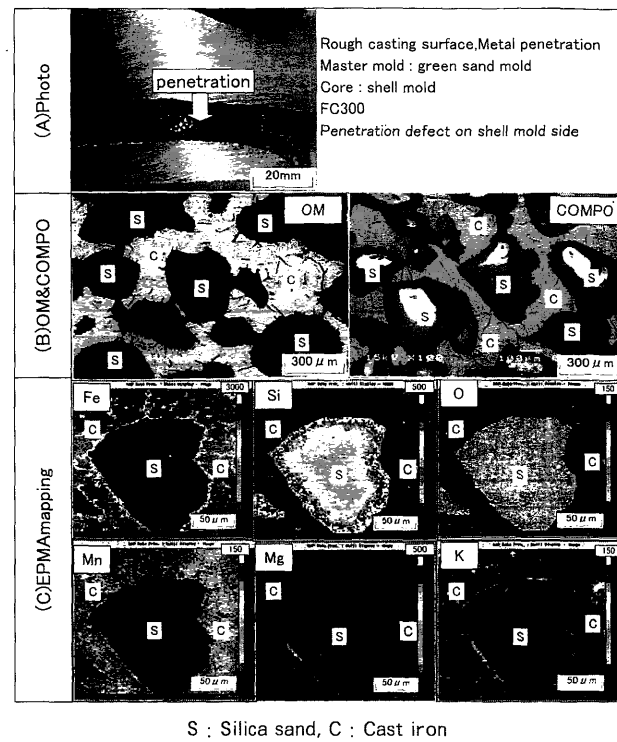


Fig. 4 Example of analyzing typical EPMA analysis of penetration defect (rough casting surface, metal penetration).

れる。

3. 鑄造現場で発生した焼付き欠陥

鑄造現場で発生した焼付き欠陥部について、前述の標準分析データを対比して行った欠陥対策に基づいてその焼付き要因を検討した。

3.1 焼付き欠陥事例 - 1

Fig. 4に片状黒鉛鑄鉄(FC300)で、主型は生型、シェル鑄型中に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 4(A)にシェル鑄型の溝部分の焼付き部の光学写真を示す。Fig. 4(B)に焼付き部の断面を観察したOM写真とCOMPO像を示す。いずれの場合もけい砂は溶融しておらず、けい砂と鑄鉄との境界は明りょうである。Fig. 4(C)にけい砂・鑄鉄界面のEPMAマッピングを示す。Fig. 3(A)と同様に鑄鉄中のFeとけい砂中のSi及びOとのマッピングは一致していない。わずかにMgとKがけい砂の周りに偏析している程度である。したがって、耐火度には問題が無いと判断される。欠陥対策として、中に塗型を塗布し防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は物理的要因によって発生したと考えられる。

3.2 焼付き欠陥事例 - 2

Fig. 5に球状黒鉛鑄鉄(FCD)で、主型は生型、未使用の中子に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 5(A)に製品下部側面に発生した焼付き部の光学写真を示す。Fig. 5(B)

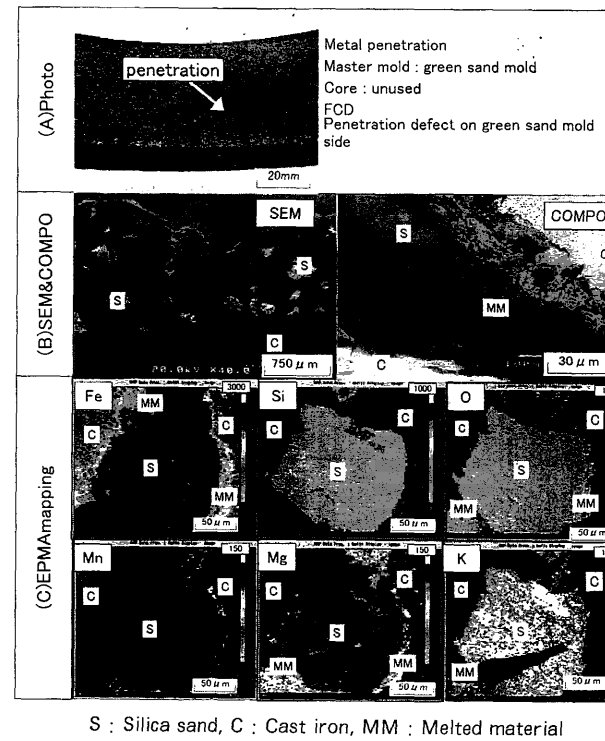


Fig. 5 Example of analyzing typical EPMA analysis of penetration defect (metal penetration) because of low melting point material generation.

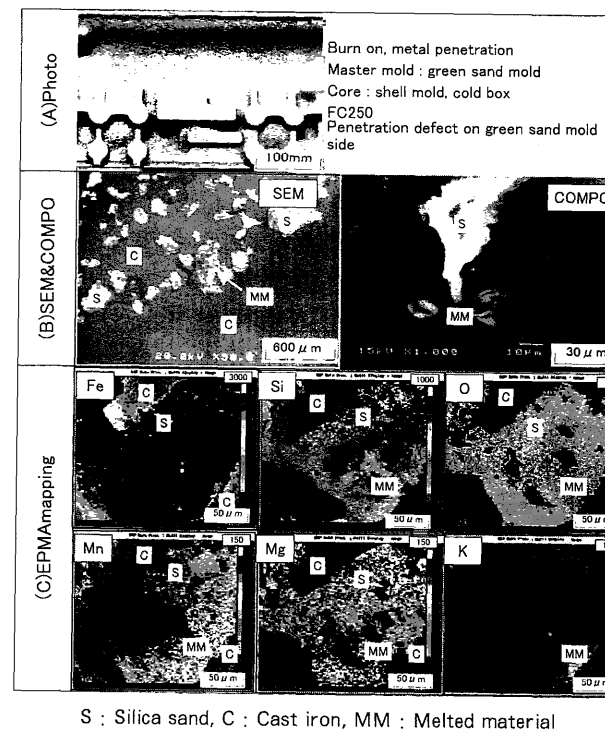


Fig. 6 Example of analyzing typical EPMA analysis of penetration defect (burn on, metal penetration) by partial melt of sand.

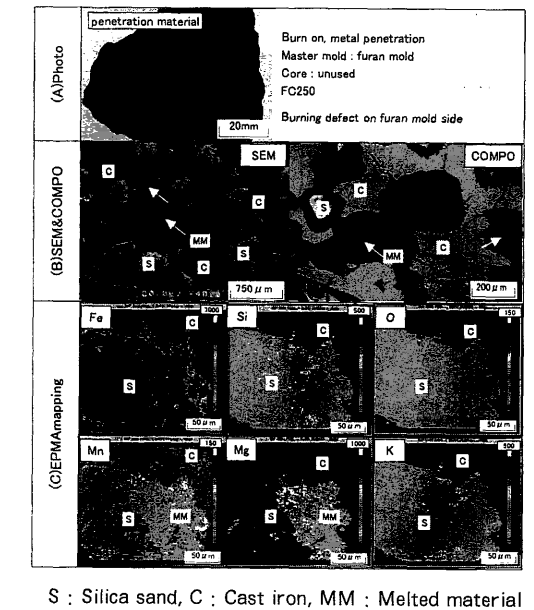
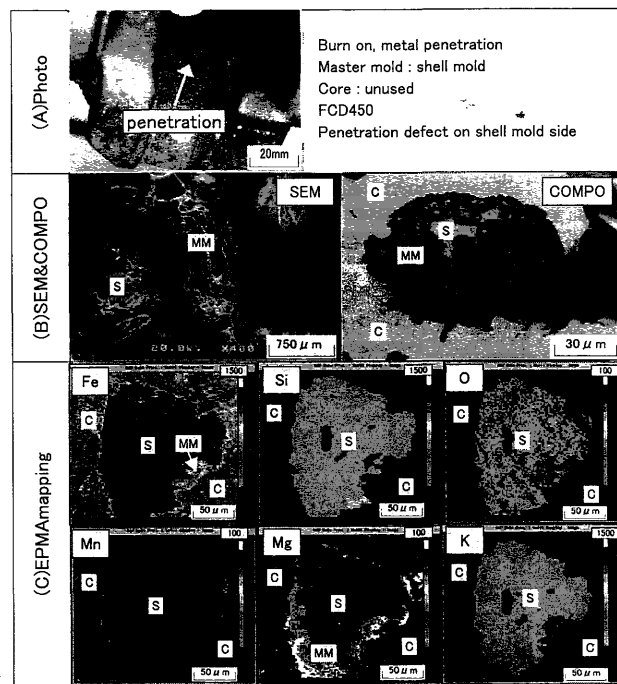


Fig. 7 Example of analyzing typical EPMA analysis of penetration defect (burn on, metal penetration) by partial melt of sand.

に焼付き部断面のSEM像とけい砂・鑄鉄界面のCOMPO像を示す。SEM像では生型内に鑄鉄が差し込んでおり、けい砂断面は溶けた様子にはうかがえない。けい砂と鑄鉄との界面を拡大したCOMPO像では、溶融した物質(耐火度が低い粘土鉱物と考えられる)が認められる。Fig. 5(C)にけい砂・鑄鉄界面のEPMAマッピングを示す。SiとKのかなりの部分が一致することから、本けい砂はカリ長石の一種と思われる。けい砂の表面部の粘土鉱物が存在する箇所に、約10 μm厚みでMg, Fe及びMnの濃縮部が認められる。この濃縮部にSiがわずかに点在し、Mg, Fe及びMnのEPMAマッピングの重なりが認められないことから、(1)~(3)式で示される低融点物質は生成していないと考えられる。主にMgO及びFeOが生成しSiO₂と反応する直前の状態と考えられる。欠陥対策として、コンパクトビリティを下げ、鑄型の充てん性を改善することで防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は酸化物の偏析あるいはけい砂の部分的な溶融によって焼付きが助長された主に物理的要因によって発生したと考えられる。

3.3 焼付き欠陥事例 - 3

Fig. 6にFC250、主型は生型、シェル鑄型及びコールドボックス鑄型の中に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 6(A)に生型の下型面に発生した焼付き部の光学写真を示す。Fig. 6(B)に焼付き部断面のSEM像及びCOMPO像を示す。SEM像ではけい砂断面の大半は健全であるが、所々に砂粒(けい砂)全体が溶融した状況が認められる。



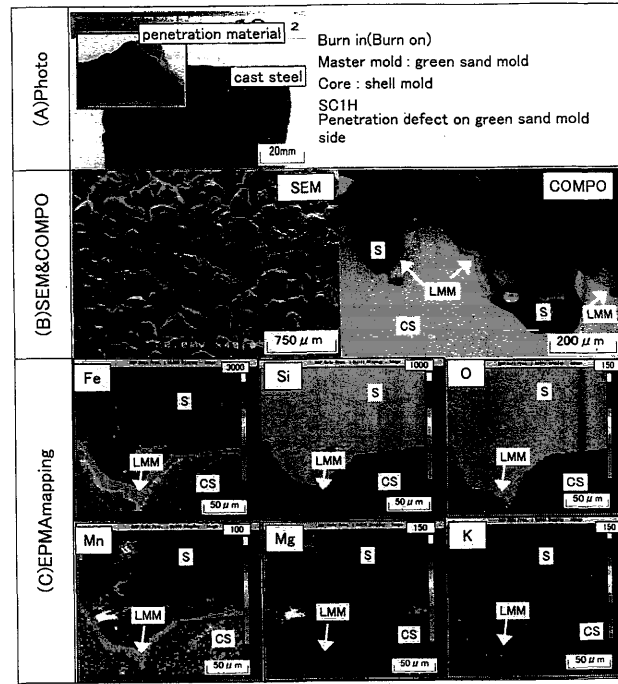
S : Silica sand, C : Cast iron, MM : Melted material

Fig. 8 Example of analyzing typical EPMA of penetration defect (burn in). Penetration material adheres to the surface of the metal.

COMPO 像はその溶融けい砂の拡大でありポーラスとなっている。Fig. 6 (C) に溶融けい砂・鑄鉄界面の EPMA マッピングを示す。Si と Mg が概ね重なっており Mn もも部分的に一致する。Fe とはほとんど重なっていない。したがって、Si と Mg 及び Mn の反応である (2) 式と (3) 式が進行していることが示唆される。Si と Fe のマッピングの重なりが認められないことから、本欠陥は Fig. 3 (B) に近似している。鑄造現場では欠陥対策として、耐火度の高い細めのけい砂を使用することで欠陥を防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は、化学的焼付き要因の低融点物質が生成途中であり、これの影響を受けた主に物理的要因によって発生したと考えられる。

3.4 焼付き欠陥事例 - 4

Fig. 7 に FC250, 主型はフラン鑄型, 未使用中の子に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 7 (A) にフラン鑄型の下型に発生し製品よりはく離れた焼付き物の光学写真を示す。Fig. 7 (B) に焼付き部断面の SEM 像及び COMPO 像を示す。SEM 像ではけい砂断面の大半は健全であるが、所々に砂粒全体が溶融した状況が認められる。COMPO 像はその溶融けい砂と鑄鉄界面の拡大で、界面は明りょうである。Fig. 7 (C) に溶融けい砂・鑄鉄界面の EPMA マッピングを示す。Si 内に Mn と Mg が部分的に存在する。したがって、Si と Mn 及び Mg の反応である (2) 式と (3) 式が進行していることが示唆される。Fe はわずかに Si 中に存在しているのみである。本欠陥は Fig. 3 (B) と Fig. 3 (C)



S : Silica sand, C : Cast steel, LMM : Low melted material

Fig. 9 Example of analyzing typical EPMA of penetration defect (burn in). Metallic side of penetration part.

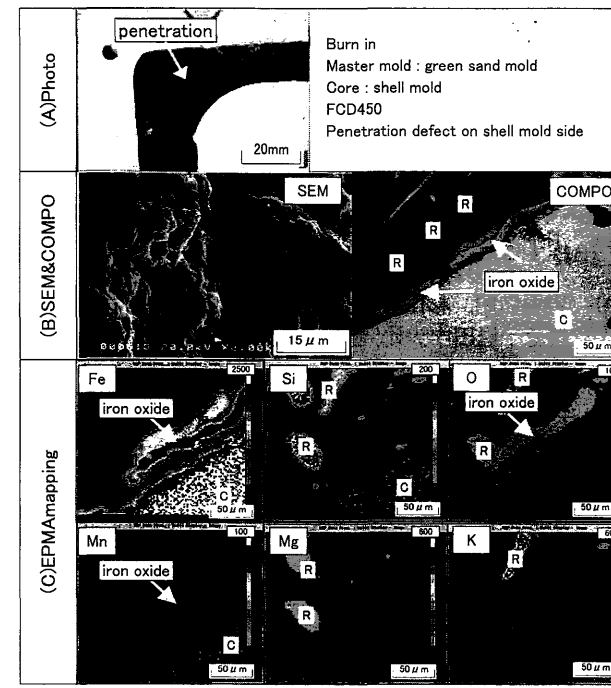
の中間と判断される。以上のことから、本焼付き欠陥は、化学的焼付き要因の低融点物質が生成途中であり、これの影響を受けた主に物理的要因による焼付き欠陥であると考えられる。

3.5 焼付き欠陥事例 - 5

Fig. 8 に材質は FCD450, 主型はシェル鑄型, 中子に未使用に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 8 (A) に堰付近くに発生した焼付き部の光学写真を示す。Fig. 8 (B) に焼付き部を正面より観察した SEM 像と焼付き部断面の COMPO 像を示す。SEM 像では表面が溶融したけい砂が認められる。COMPO 像はけい砂と鑄鉄の境界は比較的明りょうであるが、けい砂にポーラス部が部分的に観察される。Fig. 8 (C) にけい砂・鑄鉄界面の EPMA マッピングを示す。Si の外周部に Mg が検出され、その内部に部分的に Fe が存在する。それぞれのマッピングは完全には一致しないことから、Fig. 3 (C) に近似しており、低融点物質の生成途中であると考えられる。(2) 式において、酸化物の標準生成自由エネルギーの低い Mg が優先的に酸化し、次いで MgO-SiO₂-FeO 系の低融点物質が生成しつつある中で、焼付き欠陥が進行していると考えられる。欠陥対策として、細めのけい砂を使用して、溶湯の酸化を防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は、化学的要因と物理的要因の双方の影響によって発生したと考えられる。

3.6 焼付き欠陥事例 - 6

Fig. 9 に鑄鋼 (SC1H), 主型は生型, シェル鑄型中子



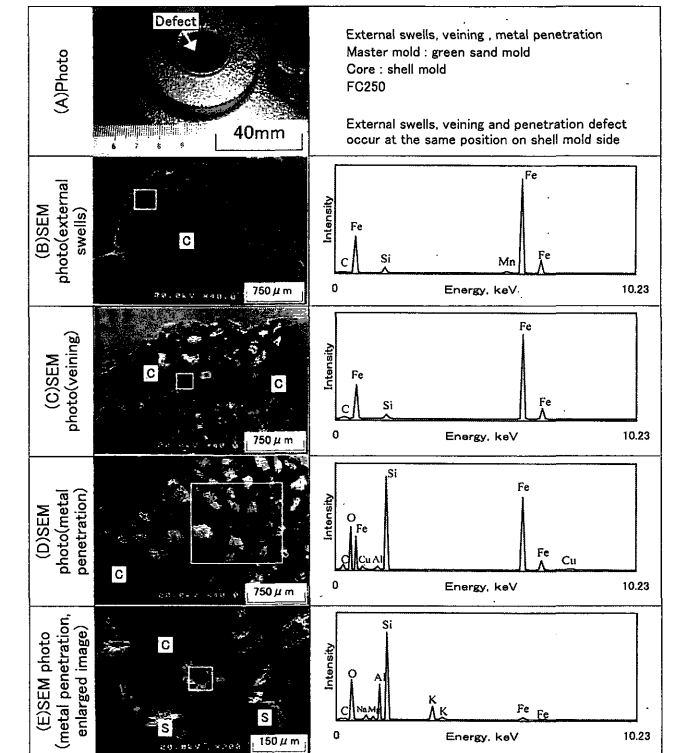
C : Cast iron, R : Resin

Fig. 10 Example of analyzing typical EPMA of penetration defect (burn in). Penetration material adheres to the surface of the metal.

に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 9 (A) に製品の焼付き箇所と分離した焼付き部の光学写真を示す。焼付き部を分離した後の製品の表面がしわ状となることで欠陥品となった。Fig. 9 (B) に焼付き部を製品側から観察した SEM 像及び製品の焼付き部断面の COMPO 像を示す。SEM 像ではけい砂は形を残しながらも、溶融し強固に付着している。COMPO 像はけい砂と鑄鉄界面に低融点物質と思われる層が存在する。Fig. 9 (C) にけい砂・鑄鉄界面の EPMA マッピングを示す。Fe, Si 及び Mn のマッピングがよく一致しており、Fig. 3 (C) に近似していると言える。したがって、低融点物が生成していると判断される。欠陥対策として、焼付き発生箇所の生型砂をシェル鑄型置しん (主型の一部を中子用鑄型で成型) に変更することにより耐火度を上げて、鑄物砂と溶湯の反応を防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は、主に化学的要因によって発生したと考えられる。

3.7 焼付き欠陥事例 - 7

Fig. 10 に FCD450, 主型は生型, シェル鑄型中子に発生した焼付き欠陥を示す。Fig. 10 (A) に製品の中子面に発生した焼付きの光学写真を示す。Fig. 10 (B) に焼付き部を製品側から観察した SEM 像及び製品の焼付き箇所断面の COMPO 像を示す。SEM 像では焼付き部が付着しており、COMPO 像ではその厚みが 10 μm 程度であることが分かる。Fig. 10 (C) に焼付き部・鑄鉄界面の EPMA マッピングを示す。Fe と O のマッピングがよく一致し、Si は



S : Silica sand, C : Cast iron

Fig. 11 Example of analyzing typical SEM・EDS of metal penetration. External swells, veining and penetration defect occur at the same position.

それに含まれないことから、(1) 式において FeO が生成していると考えられる。欠陥対策として、けい砂を使用していたシェル鑄型にオリピンサンドを適用して防止した。鑄型を塩基性とすることで、金属酸化物の生成をおさえた。以上のことから、本焼付き欠陥は、化学的要因系によって発生したと考えられる。

3.8 焼付き欠陥事例 - 8

Fig. 11 に FC250, 主型は生型, 中子はシェル鑄型において、同一の鑄物の同一箇所に発生した外面張り欠陥、ベーニング及び焼付き欠陥を示す。Fig. 11 (A) に製品中子面に発生した光学写真を示す。欠陥発生箇所は製品の肉厚部であり、その肉厚箇所は円盤状の薄肉箇所であって囲まれている。厚肉部の凝固が遅れ、薄肉部が先に凝固することで、厚肉部の溶湯が共晶凝固時に閉鎖ループとなり黒鉛晶出に伴う膨張が閉じこめられて中子面で、上記3種類の形態を発生したと判断される。Fig. 11 (B) は外張り気欠陥、Fig. 11 (C) はベーニング欠陥及び Fig. 11 (D) と (E) は焼付き欠陥の SEM 像である。Fig. 11 (E) の焼付き欠陥部のけい砂の一部が溶融している。このことから、欠陥が焼付きの形態をとる時は、けい砂の溶融現象から始まるものと考えられる。欠陥対策として、方案変更 (厚肉部に堰を設ける)、生型造型圧の低下 (生型充てん性の低下により凝固時の応力を生型面にも分散させる) 及び中子の強度を増すことで防止した。以上のことから、本焼付き欠陥は、け

い砂の溶融による化学的要因によって助長され、共晶凝固時の溶湯膨張による物理的要因を主として発生したと考えられる。

4. 結 言

EPMA等のマイクロ分析機器を用いて、鑄込実験によって得られた標準分析データを用いて、鑄造現場で発生する焼付き欠陥の要因を判定した。その結果、以下の知見が得られた。

- (1) 鑄込み実験によって発生させた化学的焼付き欠陥では、SEMによるけい砂の形態観察及びEPMAによるSiとFeのマッピング分析により、生型の耐火度の低下とともにけい砂の溶融、低融点物質の生成が認められることを明らかにした。この結果、化学的焼付き要因をパラメータとした標準分析データが得られた。
- (2) 鑄造現場で発生した焼付き欠陥にEPMA分析等を適用し、標準分析データと対比すること等により物理的焼付き要因、化学的焼付き要因及びそれらの相互作用の影響を判定できることを明らかにした。

文 献

- 1) 日本鑄造工学会研究報告書 11 (1977) 27
- 2) 鹿取一男, 牧口利貞, 阿部喜佐男, 中村孝吉: 鑄造工学, 機械工学大系-43 (コロナ社) (1978) 250
- 3) 芦川友治: 日本学術振興会, 鑄物研究第24委員会研究報告, 鑄鋼の焼付に関する研究-参考文献 (1971) 104

- 4) 竹本義明: 鑄型の生産技術, 鑄造技術シリーズ-2 (素形材センター) (1995) 130
- 5) J.M. Svoboda: AFS Trans. 102 (1994) 461
- 6) D.M. Stefanescu, S.R. Giese, T.S. Piwonka and A.M. Lane: AFS Trans. 104 (1996) 1233
- 7) AFS Mold Metal Interface Reaction Committee (4-F): Modern Casting (1994) 9, 44
- 8) R. Pattabhi, A.M. Lane, T.S. Piwonka: AFS Trans. 104 (1996) 1259
- 9) 岩堀弘昭, 杉山義雄, 栗野洋司, 米倉浩司, 上島義徳: 豊田中央研究所 R&D レビュー 33 (1998) 4, 33
- 10) S.R. Giese, D.M. Stefanescu, J. Bariow, T.S. Piwonka: AFS Trans. 104 (1996) 1249
- 11) 中江秀雄: 鑄造工学 65 (1993) 616
- 12) 中江秀雄, 松田泰明: 鑄造工学 71 (1999) 28
- 13) 中江秀雄, 松田泰明: 鑄造工学 72 (2000) 102
- 14) J.O. Barlow, M. Owens, D.M. Stefanescu, A.M. Lane, T.S. Piwonka: AFS Trans. 105 (1997) 325
- 15) AFS Mold Metal Interface Reaction Committee (4-F): Modern Casting (1994) 10, 43
- 16) AFS Mold Metal Interface Reaction Committee (4-F): Modern Casting (1994) 11, 51
- 17) 黒川豊, 矢尾井潤, 上林仁司, 太田英明, 三宅秀和: 鑄造工学 73 (2001) 187
- 18) 山田守, 林宏, 長沼勝義, 加藤誠: 名古屋工業技術試験所報告 35 (1986) 6, 247

研究論文

鑄鉄における共晶凝固温度の変化と溶湯性状の関係

菅野利猛* 森中真行** 中江秀雄***

Relationship between Variation of Eutectic Temperature and Melt Quality in Cast Iron

Toshitake Kanno*, Mayuki Morinaka** and Hideo Nakae***

Using a thermal analysis system consisting of three cups (First: Inoculated, Second: Base melt, Third: Te added), the effects of alloying elements on graphite eutectic temperature and cementite eutectic temperature of cast iron and their differences (ΔT_E) were investigated. This thermal analysis system was used to predict the chill depth and mechanical properties.

The order of elements (graphitization elements) that expand ΔT_E is as follows: Si > Al > C_{CE<3.5%} > Cu > Co > P > Ni > C_{CE ≥ 3.5%}. The order of elements (chilling elements) that narrow ΔT_E is as follows: B > S_{≥0.45%} > V > Cr > S_{<0.45%} > Mn > Nb > Ti > Sn > W > Mo > Sb. ΔT_E is related to the distribution coefficient of elements between cementite and austenite. When S and Mn coexist, the eutectic temperature and graphite shape are determined by soluble S and soluble Mn. The chill depth can be determined by eutectic graphitization ability ($\Delta T_I/\Delta T_E$). There is a good relationship between $\Delta T_I/\Delta T_E$ and graphite type and tensile strength. We can conclude that $\Delta T_I/\Delta T_E$ serves as an efficient method for predicting melt quality in cast iron.

Keywords: thermal analysis, cast iron, cementite, graphite, eutectic temperature, alloying elements, graphite types, chill depth, tensile strength, graphitization ability, melt quality

1. 緒 論

鑄鉄の溶湯性状もしくは材質の良否を判定する手段を模索するために、数多くの研究がなされている。それらの研究を大別すると、チル試験による判定^{1)~3)}、冷却曲線による判定^{4)~10)}、引張強さによる判定^{11)~14)}の、3つになる。しかし、チル試験による判定においては、チル試験片への鑄込み条件や測定者の測定方法によってチル深さが変化する問題がある。冷却曲線による判定においては、実験的にまた理論的に多くの報告があるものの、定量性に欠ける。引張強さによる判定においては、測定に時間を要する問題がある。

Fe-C系状態図より、本研究の目的と原理を説明する。Fe-C系の状態図をFig. 1 (a)に、本実験によって得られる3つの冷却曲線をFig. 1 (b)に、各冷却曲線の組織をFig. 1 (c)に示す。ねずみ鑄鉄を液体状態から冷却していくと、まず初晶が現れる。この初晶温度を知ることにより、炭素当量(CE値)が求まる。次に、他の2元系合金の状態図には見られない、Fe-C系状態図特有の2の共晶凝固温度に当たる。一般的に①の共晶温度を安定系、③の共晶温度を準安定系と呼ぶ。①の安定系は核が十分に存在し、なおかつ黒鉛が十分に生成した場合の共晶凝固温度である。逆に

③の準安定系は核がなく、黒鉛が生成しなかった場合(全チルの状態)の共晶凝固温度である。本研究では理解を助けるために①を黒鉛共晶温度(T_{EG})、③をセメントタイト共晶温度(T_{EC})、両共晶温度の差を ΔT_E と呼ぶ。

黒鉛共晶温度を測定するには核が十分あればよいことから、接種剤を添加したカップにより測定する。セメントタイト共晶温度を測定するには黒鉛が生成しなければよいことから、チルを添加したカップを用いる。また溶湯本来の共晶温度を測定するために、何も添加しないカップを用いる。

本研究はこの3種類のカップを用い、各共晶温度に及ぼす合金元素の影響について調査することを目的とする。また、溶湯性状を炉前で判断する方法を見出す。最後に、本炉前溶湯性状判定方法の有効性を、機械的性質などの観点から確認する。

2. 実験方法

実験方法は前報¹⁵⁾と同様な方法で行った。Fig. 2に本実験に使用した3カップ熱分析測定装置と、得られる冷却曲線の概要を示す。本測定装置は、熱電対が設置された3個の容器、熱電対の起電力の変化を取り込んで処理するためのCPU及び処理されたデータを表示するテレビモニタよ

平成13年10月29日 原稿受理

* (株)木村鑄造所 Kimura Chuzosho Co., LTD.

** メタルサイエンス(有) Metal Science LTD.

*** 早稲田大学材料技術研究所 Lab. Material Sci. and Tech., Waseda University