

次短かくなり Ti 含有量約 0.2% では完全な共晶黒鉛となる。また組織の変化に伴い 鑄造硬度は Ti 含有量が 0.07% ~ 0.13% で最も軟かく BHN126 を示しそれより Ti 含有量が高くて低くても 鑄造硬度は高くなる。また Fig. 3 に示すごとく Ti 含有量が増加するとクラックの総数、総長および平均長さは漸次増大するが、最大き裂長さは著しく大きくなる。

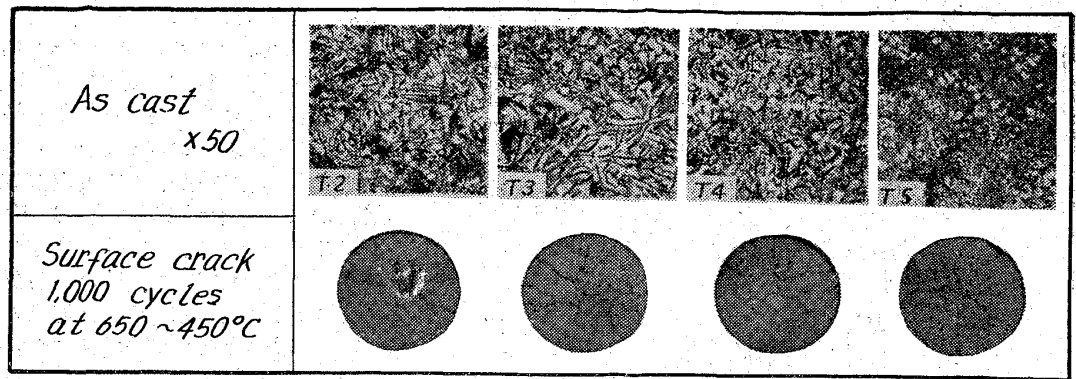


Photo. 1. Microstructure as cast and fire cracks observed on the surface tested after 1,000 cycles at 650~450°C.

×1/2

3.7 耐熱き裂性におよぼす V 含有量の影響

V 含有量が 0.40% までの範囲では、V 含有量の増加とともに耐熱き裂性はよくなる傾向が認められる。V 含有量の増加とともにパーライト基地中にレーデブライトが現われ、鑄造硬度は直線的に増加する。そして V 含有量の増加とともに細かいクラックの発生は増加するがクラックの深さは浅く、V 含有量 1.40% までの範囲ではクラックの長さは漸次減少する傾向が認められた。

4. 総括

試験結果を総括すると次のとおりである。

(i) C および Si は共晶成分の近くで耐熱き裂性は最も良好となる。C 含有量が 3.8% の場合では、Si 含有量が 0.9~1.5% の範囲で耐熱き裂性が最も良好である。

(ii) Mn および V は Mn 含有量が 0.91% および V 含有量が 0.40% までの範囲ではいずれもその含有量が増加するほどクラックの長さは減少して耐熱き裂性が良好となる。

(iii) P, S および Ti はいずれもその含有量の増加とともに耐熱き裂性を悪くする傾向が認められる。

文献

- 1) 高井, 佐藤: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 899
- 2) 高井, 佐藤: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 901
- 3) 佐藤, 松倉: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2037

(188) 鑄鉄のガラスライニングにおよぼす化学成分の影響について

神鋼ファウドラ

安井正・○宮崎公志・大西康司

Influence of Chemical Composition on Glasslining for Cast Iron.

Tadashi YASUI, Kōshi MIYAZAKI and Kōji ŌNISHI.

1. 緒言

鑄鉄のガラスライニングにおいて技術的に最も重要な問題の1つは泡 (blister, boil, pinhole) の発生である。これらはガラスライニング製品の品質の不良あるいは劣化をきたすけれども、一般には焼成温度におけるガラスの高い流動性によつて助けられている。この欠陥のいくらかは素地鑄鉄の欠陥の存在により生じることがあり EVANS と MORGAN<sup>1)</sup>の詳細な報告もある。

しかしながら筆者らは欠陥のない健全な鑄物においてもしばしば boil の発生を経験することがある。

これらの欠陥を形成する bubble は一般に C の酸化によつて発生するガスであることが多くの研究者<sup>2)</sup>によつて明らかにされている。また boil の原因となるガスは素地鑄鉄中にも含まれており<sup>3)</sup>、このガスを除去するために焼鈍が行なわれている。

このように boil の原因となる因子についてはいろいろの見解があるが筆者らは主として素地鑄鉄の化学成分の変化が鑄鉄のガラスライニングにおいていかなる挙動をおよぼすかについて検討するとともに鑄物の前処理 (焼鈍, ショット・ブラスト) についてもあわせて検討することにした。

2. 実験方法

供試材は 100 kVA 塩基性高周波電気炉中にて溶解したのちシエルモールド中に 1300~1320°C の温度で鑄込んだ。試験片形状はすべて 100×100×7mm 厚きとし突起のないよう肉厚の均一性に留意した。試験片のガラス施釉面はそれぞれ 10, 30, 60sec の時間でショット・ブラストにより清浄にした。ショットの大きさは約 200 メッシュのものを使用した。ショット・ブラストののちすべての試験片にガラスを施釉し、110°C で 20min 乾燥

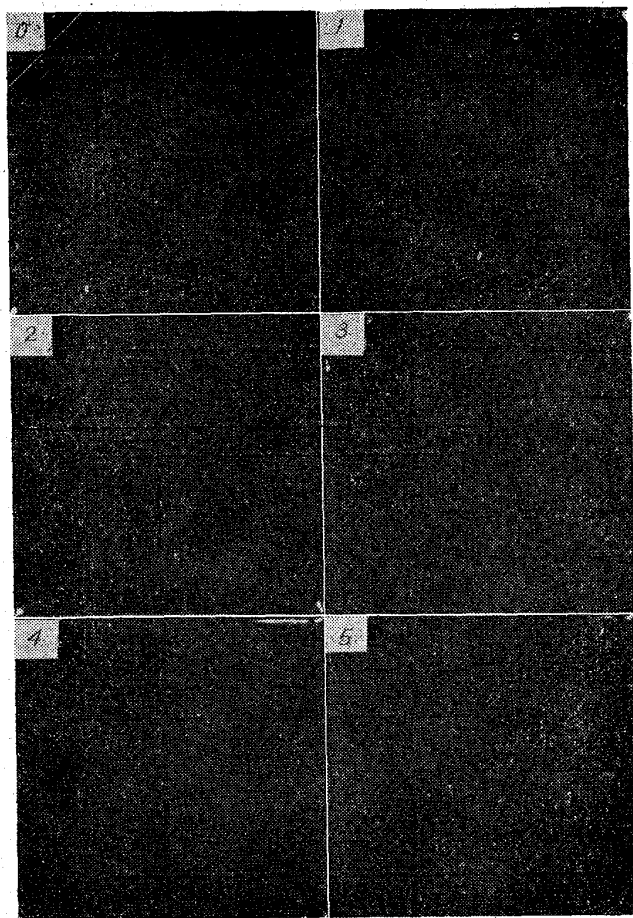


Photo. 1. Classification chart for boil defects.

したのち 800°C に保持した電気炉中にて 13min 間焼成した。

これらはすべて鑄放しのままおよび 800°C × 20min 焼鈍のものについて行なつた。

boilの発生傾向を比較検討するため、その激しさの度合により 0—5 段階に分類しライニング性の判定とした。この基準を Photo. 1 に示す。

### 3. 実験結果および考察

3.1 炭素当量(C·E)の変化について  
供試材はC·Eを変化させた Melt 1~3 のものを選んだ。その化学成分を Table 1 に示す。

試験片は鑄放しのままおよび焼鈍してガラスライニングした。boilの判定結果を Fig. 1 に示す。

顕微鏡組織は各試験片より採取しライニング面に接近した個所を観察した。この結果を Photo. 2 に示す。

これらの結果はつぎのことを示している。すなわち C·E が増加するとグラフィットは粗大となりキッシュグラフィットが析出する。あまり C·E が高いと表面にピットが生じる。このピットはキッシュ・グラフィットが析出したところにある。

理論的にキッシュ・グラフィットは C·E が 4.3% 以上すなわち過共晶のとき析出するが、Melt 1~2 には観察されなかつた。これは冷却速度によつてキッシュ・グラフィットの析出が左右されることを示している。(本試験片は薄肉鑄物であるため冷却速度は速い)

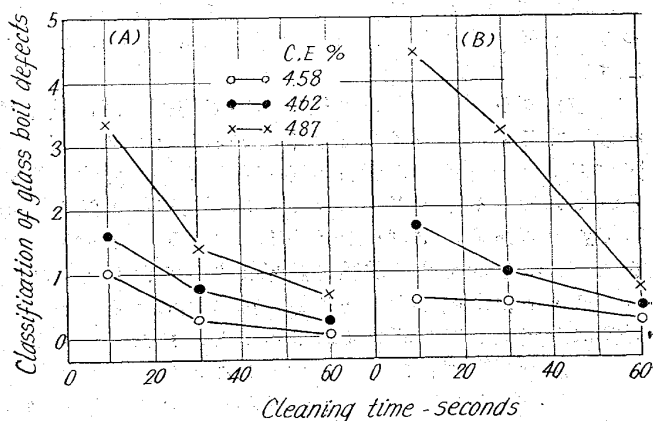
ライニング性についてはつぎのことを示している。すなわち C·E が低いと boil の発生は少なく C·E が増加するにしたがつて boil の発生は著しくなる。

鑄物の前処理の影響についてはブラストの時間が増加すれば C·E のいかにかわらず boil の発生は減少する。また焼鈍すると boil の発生傾向は著しくなる。

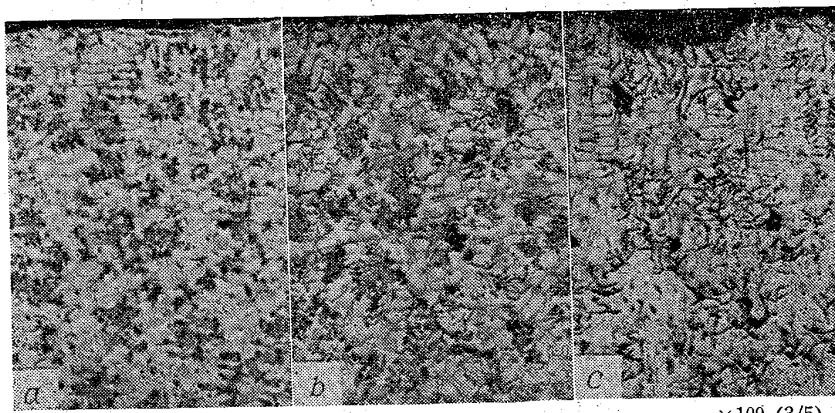
Table 1. Chemical composition of Melt 1~3. (wt. %)

Melt No.	T.C	Si	Mn	S	P	* C.E.
1	3.26	2.68	0.76	0.053	1.280	4.58
2	3.26	2.92	0.93	0.063	1.148	4.62
3	3.28	3.27	1.33	0.057	1.497	4.87

$$* C.E = T.C\% + \frac{(Si\% + P\%)}{4}$$



(A) As-Cast. (B) Annealed.  
Fig. 1. Effect of carbon equivalent and cleaning time on glass boil defects.



a) Melt 1 b) Melt 2 c) Melt 3  
Photo. 2. As-cast structure from Melt 1, 2, 3 showing increasing amount of kish graphite with increase in carbon equivalent. Etched in 4 per cent picral. ×100 (3/5)

以上の結果について考察すると素地鑄鉄におけるキッシュ・グラファイトあるいは粗大なグラファイトは boil の発生の原因となり、これらは C・E の影響であるとみなすことができる。しかるに粗大なグラファイトあるいはキッシュ・グラファイトは鑄鉄の凝固中に容易に表面層に形成され、このグラファイトは冷却中にすみやかに酸化される。さらに冷却されると酸化鉄で部分的に満たされたピットあるいは裂け目として残る。このピットは非常に小さく、酸化物はグラファイトと直接に接触している。鑄物を清浄にするためのショットの大きさはこれらピットの中へ侵入するにはあまりにも大きく酸化物も除去できない。このためガラスは酸化物上にライニングされ、焼成の際にこの酸化物と鑄鉄中の free な C が反応して C-O ガスとなり boil の発生の原因となるものとする。したがって C・E の低いものほど boil は減少することになる。一方、焼鈍はピットへの酸化物の侵入を促進させることになり boil の発生は著しくなるものとする。

### 3.2 Mn の変化について

供試材は Mn 含有量を変化させた Melt 4~6 のものを選んだ。その化学成分を Table 2 に示す。

試験片はいずれも鑄放しのままおよび焼鈍したものにガラスライニングした。boil の判定結果を Table 3 に示す。

一般にガラスライニング後において鑄鉄の顕微鏡組織を観察するとパーライトを示していることから boil の発生にはパーライトの影響が考えられその安定化も考えられている。そしてガラスライニング前には鑄鉄を焼鈍して脱ガスあるいはパーライトをフェライト化している<sup>4)</sup>。しかしながら本試験の結果より明らかなように、パーライト安定化元素である Mn の増加による boil の影響は実質上にも認められなかつた。またガラスライニング後の顕微鏡組織は Photo. 3 に示したとおりですべての試験片ともパーライトが残存している。なお Melt 4~6 は S のガラスライニングにおよぼす影響<sup>5)</sup>を防止するため Mn により S は十分に固定されている。

### 3.3 S の変化について

供試材は S 含有量を変化させた Melt 7~9 のもの



a) Melt 4                      b) Melt 5                      c) Melt 6  
Photo. 3. Micro structure from Melt 4, 5, 6 after firing the glass. Etched in 4 per cent picral.

Table 2. Chemical composition of Melt 4~6 (wt. %)

Melt No.	T.C	Si	Mn	P	S	C.E
4	3.10	2.52	0.44	1.27	0.041	4.38
5	3.10	2.61	0.68	1.37	0.041	4.43
6	3.11	2.48	0.86	1.39	0.041	4.40

Table 3. Classification of boil defects. Melt 4~6

	Cleaning time					
	As-cast			Annealed		
	10sec.	30sec.	60sec.	10sec.	30sec.	60sec.
Melt 4 0.44% Mn	2	1.5	0.5	2	0	0.5
	2	1.5	0.5	2	0.5	0.5
	1.5	1.5	0.5	2	3	0
Average	1.83	1.5	0.5	2	1.1	0.33
Melt 5 0.68% Mn	3	1.5	0	3.5	0	0
	2	3	1	0	2	1.5
	1	0	0.5	2.5	1.5	0
Average	2	1.5	0.5	2	1.17	0.5
Melt 6 0.86% Mn	3.5	2.5	0	2.5	2	0
	2	0.5	0	1.5	2	3
	2.5	1.5	0	2	1.5	0
Average	2.67	1.5	0	2	1.83	1

Table 4. Chemical composition of Melt 7~9. (wt%)

Melt No.	T.C	Si	Mn	P	S	C.E
7	3.20	2.88	0.60	1.22	0.064	4.57
8	3.18	2.90	0.59	1.29	0.106	4.58
9	3.20	2.87	0.61	1.27	0.148	4.58

選んだ。この供試材の S はいずれも  $Mn\% = (1.7 \times S\%) + 0.3\%$  の関係式にしたがつて Mn により十分固定されている。その化学成分を Table 4 に示す。試験片はいずれも鑄放しのままおよび焼鈍したものについてガラスライニングした。boil の判定結果を Fig. 2 に示す。この結果はつぎのことを示している。すなわち Mn によつて十分固定される範囲内の S の増加は boil の発生に影響を与えない。なお本試験片表面には MnS の偏析に関する欠陥<sup>6)</sup>は何もなかつた。前述の関係式により固定されない S の影響ならび Si の影響については現在検討中である。

## 4. 結 言

鑄鉄のガラスライニングにおいてはしばしば boil の発生に悩まされており、とくに健全な鑄物においてさえ経験することがある。これらの欠陥を明らかにす

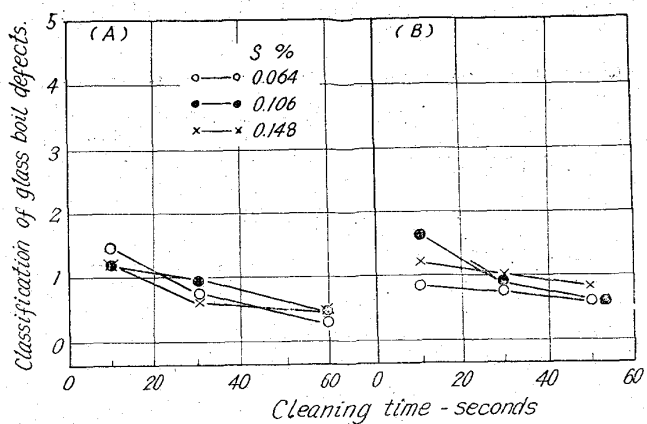


Fig. 2. Effect of balanced sulphur content on glass boil defects.

るため今回は素地鑄鉄の化学成分の変化ならびに前処理について検討を加えつぎのような事項を理解することができた。

- 1) すべて boil はショットブラストの時間が増加すると減少する。
- 2) 過共晶あるいは高 C・E で析出したキッシュ・グラファイトは鑄物表面に酸化されたピットを形成し boil の発生を著しく増加する原因となる。
- 3) boil の発生は焼鈍により増加する。これは鑄物表面に凝固の際粗大なグラファイトあるいはキッシュ・グラファイトの酸化により生じた小さなピットに酸化物を形成する量が増加するためである。
- 4) boil の発生は Mn あるいはパーライトの存在により影響されない。
- 5) Mn によつて十分固定された S は boil の発生に影響を与えない。

文 献

- 1) E. R. EVANS, A. D. MORGAN: Inst. Vitreous Enamellers Bull., 10 (1960), p. 261
- 2) L. F. PORTER, P. C. ROSENTHAL: Trans. Amer. Soc. Metals., 44 (1952), p. 310
- 3) C. A. ZAPFFE, C. E. SIMS: Metal & Alloys., 13 (1941), p. 444
- 4) A. I. ANDREWS: Porcelain Enamels (1961), p. 107, Garrad Press
- 5) W. G. TONKS: J. Research & Development., 6 (1956), p. 241
- 6) L. VIELHABER: Ceram. Abst., (1950), p. 197

(189) Fe-C系の粒成長について

(Fe-X 2元系の粒界に関する研究—I)

東京大学工学部

工博 松下幸雄・佐川竜平・白石春樹

Grain Growth of Fe-C Solid Solution.

(Study on grain boundary of Fe-X binary alloys—I)

Dr. Yukio MATSUSHITA, Ryuhei SAGAWA and Haruki SHIRAISHI.

1. 緒 言

一般に粒界の存在は材料の諸特性に対して大きな影響を有している。例えば粒界の構造、合金元素を添加した際における粒界の構造変化、粒界移動、粒界拡散などは諸種の機械的性質、再結晶などの重要な 1 因子であろう。

内部摩擦を惹起する諸現象の内の 1 として粒界の緩和に基づくものがある。従来この現象は粒界の相互のすべりによつて生じるものとして説明されてきた。しかるにこのすべりとは具体的にはどういふことなのか、各種の性質が諸種の格子欠陥によりいわば原子的な次元から説明されてきたに反してこのような説明は全く不満足といわなければならない。他方粒界の動的性質という面から見れば粒界の移動 (migration) がある。粒界移動は内部摩擦における粒界緩和現象となんらかの関連を有しているのではないかという疑問が生じてくる。

粒界の移動はそれ自身としても再結晶や粒成長に関連して直接の重要性を有している。上記 2 個の現象を原子的な次元より把握せんとすれば、粒界拡散現象を明らかにする必要がでてくるであろう。以上の諸理由に基き当実験においては純鉄およびその 2 元系合金に関してこれら 3 現象間の関連を追求してみることにした。第 1 報として Fe-C フェライトの粒成長を解析し、従来得られていた内部摩擦のデータと比較検討した。

2. 試料および実験方法

実験に使用した素材の化学組成は Table 1 の通りである。

素材は 10mm φ の丸棒であつたが、これを冷間圧延によつて 0.5mm の板となし、この板を 850°C, 5 hr の湿水素処理によつて脱炭、脱窒を行なつた。内部摩擦 Snoek ピークの測定により C, N が 10<sup>-4</sup> wt% 以下であることを確認した。次にトルエンを通過させた水素により約 0.02% の C を添加し、これを 800°C で湿水素処理を適当時間行なつて脱炭し C 量の異なる試料を作成した。C 量の決定は、Snoek ピークの高さ測定によつて行ない、[C wt%] = (Q<sup>-1</sup>)<sub>max</sub> の関係から算出した。

Table 1. Chemical compositions of raw material. (%)

C	N	Si	Mn	P	S
0.006	0.0094	0.0070	<0.0005	0.00x	0.0040
Ni	Al	Co	V	Cr	Cu
0.0019	0.0022	0.0019	0.0013	0.0008	0.0014