

鋼塊用鑄型における剝離傷の研究

(特に大型扁平鑄型について)

(昭和 28 年 4 月 本会講演大会にて講演)

北 島 哲 男*

STUDY ON LOCAL EXFOLIATION OF THE INGOT MOULD

— Especially on a Heavy Type of the Flat Ingot —

Tetsuo Kitashima

Synopsis:

Ingot moulds are exfoliated locally and flakily at its inner surface in the steel making practice. The author investigated these kinds of defects by means of measuring the heating and cooling temperature of the ingot moulds after pouring of the molten steel, and its microscopic inspection as well as the chemical analysis were examined.

From the foundry point of view, no peculiar fact was found by several investigations.

It was observed that the exfoliation appeared locally at the bottom side at the earlier stage of its use in the general case, and exfoliated pieces had always a similar shape and thickness.

In comparison with the microscopic structure of the decomposition of pearlite and graphite or decarburization it was proved that these defects were not caused by "crazing" or growth of the cast iron, but seemed to be influenced by each of heating and cooling conditions that is, the temperature up to 850°C, the position and the time approximately 4 hrs. of heating of the ingot mould. At the same time, the chemical composition (especially manganese content) of the ingot seemed to have relation to such exfoliation as aforementioned.

This problem will be reported with results of some other experiments in the next occasion when the succeeding study would have been completed.

I. 序 言

当所製鐵工場に於いて最近キルド鋼製造の際に下注式大型扁平型の鋼塊用鑄型がその内面に局部的な片板状の剝離損傷を生じ(通称中剝げ), このために鑄型が廃却となる現象が頻発した。

この損傷が発生する時間は大体に於いて使用の初期乃至中期であつて, しかもこの鑄型の剝離しない内面側に於いてはリレージング及び熔損その他の損傷が未だ大して発生していない状況である。

そして又この剝離の発生する場所は底部に近く, 鑄型全長の1/3内外の所が最も多いのである。尙この剝離片の厚みと形状が概ね一定している点等から考えて, この現象は局部的な特殊なる損傷と考えられるのである。

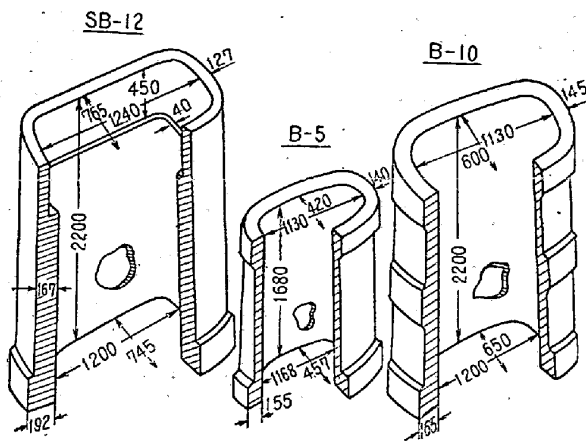
そこでこの発生原因及び剝離の機構等を調査することによつて, これが防止対策を考究し鑄型の寿命を延長し以て原単位の低減を図らんとするものである。

II. 調査の方針

上記の剝離状況を実物について示すと第1図の如く剝離が発生する鑄型は扁平鑄型に多い。

然し角型にこの剝離損傷が絶無かという, そうではなく極めて少数乍ら発生しているが, これは上記のものとは多少その趣を異にしているのである。即ちこの種ものは剝離した局部以外の内面は全般にわたつて必ずクレージングが発生しており, しかもクレージング網に沿

* 八幡製鐵所



第1圖 鑄型の剝離内部

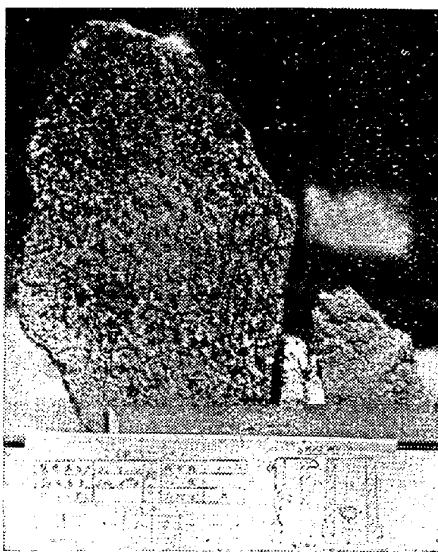


写真1. SB-12 鑄型剝離片 (肉厚)

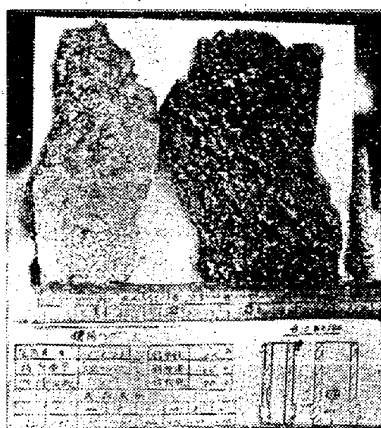


写真2. B-10 鑄型剝離片 (薄肉)

つて小片状の熔損が見られるのである。

写真1, 2 に剝離して脱落したものの実物写真を示した。

写真1は剝離の厚さ約 10mm で SB-12 型から採取したものの。

写真2は同様、厚さ約 6mm で B-10 型から採取したものの。

この問題を調査するに従つて、先ずその原因を次の諸点について考えることにした。即ち

(1) 鑄型の鑄造時に於けるキユボラより出た熔銑が砂型中に鑄込まれて凝固の際に異常外力の影響等によつて順調なる冷却を妨害されているのではないか。

(2) 材質特に化学成分による影響があるか否か。

(3) 製鋼工場に於いて熔鋼の注入温度が特に高温であるとか、注入後長時間型入れのまま放置した場合鑄型内面が高温加熱され或は極度に白熱されているとか、とにかく変態温度による組織的变化や、熱力学的変形によるのではないか。

(4) 剝離部分の高さが大体一定していること、例えば同一鑄型に偶々2ヶ所発生したものについて見ると何れも形状大きさは多少異つても発生部の高さの位置は殆んど同じであることは鑄型内面の温度分布と関係があるのではないか。

(5) 上記(3)(4)の場合、局部的に剝離されることは鋼塊を引扱く場合の外力が何等かの理由によつて特にそこに働くことがあるか。

以上5のつの問題について順次調査、実測して得た結果について以下述べることにする。

III. 調査内容

(1) 鑄造工場に於ける現場実験及び結果

鑄型を鑄造工場に於いて製造する場合、この剝離の原因となるのではないかと考えられるものには、鑄込後の熔銑の凝固時間と温度との関係がある。即ち取鍋より砂型に鑄込みたる後に熔銑が時間と共に冷却凝固して行くが果して如何なる時間で、完全凝固を終了しているか、又現場に於ける型枠の取扱い等が、この冷却状況と合致した作業であるか、どうかを調べる必要がある。

又砂型に使用する鑄物砂の問題も考えられるが、この点については当時特に砂の品質性状を変更されたというものはなく従つて通気度、抗折(圧)力、硬度等を詳細に調べたが、最近一ケ年の日常データにも特に変わった点は見出されなかつた。

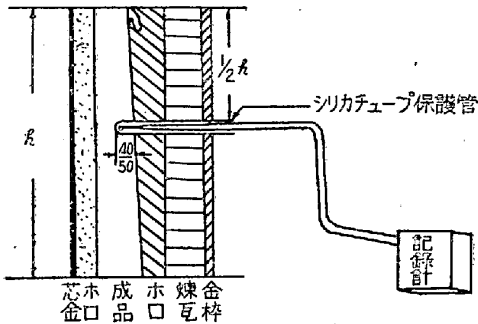
故にこの造型方法或は鑄物砂による影響は殆んどないと考えてよいので前記の冷却温度と時間の調査を実施した。この調査にあたり、温度測定をした鑄型の種類及び形状寸法を示すと第1表の通りである。

温度測定方法

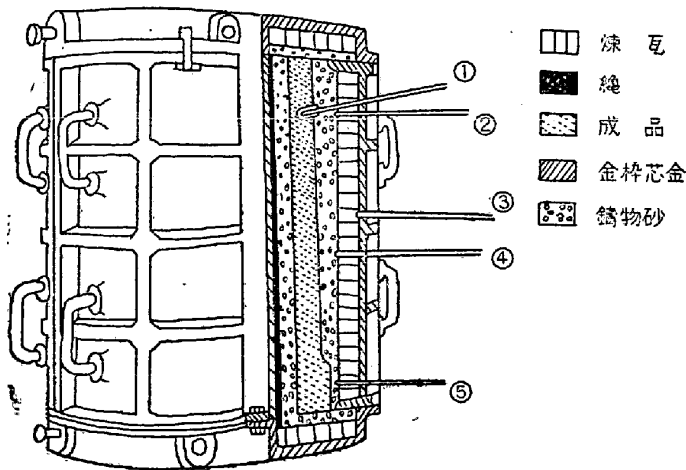
1600°C 温度自動記録計を用い第2, 3図に示す如く

第1表 鑄型の種類及び形状寸法

種類	中心 肉厚	全高	中心面 各邊寸法	鑄型重量	鑄込時間
	mm	mm	mm	t	min sec
S B ~15	176	2200	1220 × 850	11.980	3.40
S B ~12	170	2200	1180 × 715	10.800	3.20
S B ~10	160	2200	1120 × 625	8.000	2.50
B ~10	148	2200	1165 × 625	9.300	2.50
B ~7	150	2000	930 × 668	7.300	2.20
B ~5	123	1680	1149 × 439	5.180	2.10
B ~3	115	1680	948 × 318	3.645	1.40
C ~61	130	2100	565 × 565	5.230	1.50
C ~56	125	2000	525 × 525	4.900	1.50



第2圖 温度測定位置

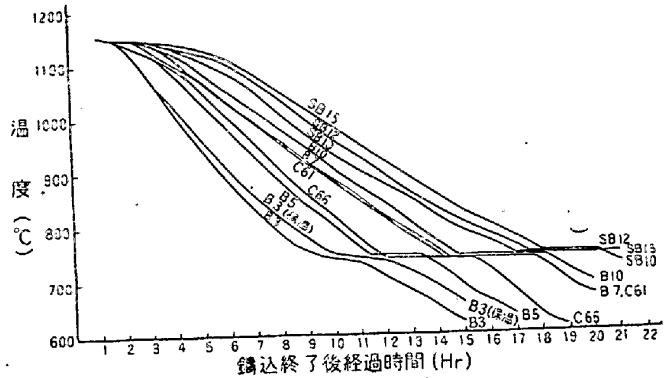


第3圖 B-3型温度測定状況

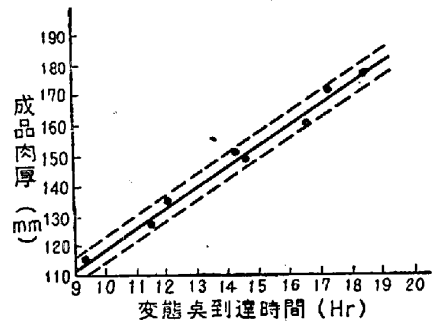
鑄型の全長にわたって、5ヶ所に於いて連続記録した。

測定結果に就いて：

例えばB-3型については写真3(省略)の如きものを得たがこれら各種鑄型の測定結果を全部まとめたものを第4, 5図に示す。之を見ると鑄型肉厚の大小によつて冷却速度の差が非常に大きいこと、特にSB-12, SB-15の如く大型鑄型に至つては鑄込後 20~21 時間後に



第4圖 各種鑄型の冷却曲線



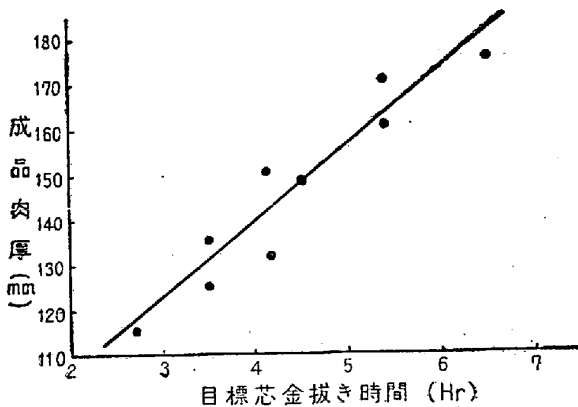
第5圖 成品肉厚と冷却速度との關係 (冷却速度を變態點到達時間にて示す)

於いても尙變態の過程にあること等が判明した。従つて現在の如く、この過程にある鑄型を外枠より取出すことは決して望ましくないといふことが言える。併しこのために将来鑄型を製鋼工場で使用の際剝離を生ずるに至るとは考えられないようである。

然し乍ら、1100°C 以上にある温度が、3~7 時間 1150°C 以上にある時間が 2~4 時間あり、これは鑄型肉厚の外壁面から肉厚の 1/3 程度内部 (40~50mm) の位置に於ての温度であるから最高温度を示す肉厚中心部に於ては更に高温で、しかも長時間保持されているものと推定される。

故にもし、この時間中に芯金をゆるめるため芯金を叩くとか或いはこれを抜いて終るようなことがあれば、むしろ、この衝撃或は中子砂のゆるみ等によつて、之は明かに凝固過程にある熔銑に影響するわけで、そこに組織の粗密の境界或は湯境い状となり所謂肉離れとなつてゐるものとすれば、将来そこが剝離の原因をなすであろうことは想像に難くない。

然し当所鑄造工場に於ては芯金をゆるめる時間は大体小型 (C61) に於て3時間、大型 (SB15) に於いて5時間であるから、この点は余り大した影響は考えられない。然しこの処理時間を更に 1~2 時間延長せしむれば一段と理想的であろう。この關係を図に示すと第6図の



第6圖 成品肉厚と目標芯金抜き時間との関係

如く成品肉厚と芯金抜き目標時間との関係が得られた。これは確かに鑄型の剝離に対する事前の防止対策としても重要なことであろう。

(2) 鑄型の化学成分について

化学成分については鑄型は所内規格成分として昭和28年10月1日より次の如く定めて熔製鑄造している。

第2表 鑄型規格成分 (%)

T.C	Si	Mn	P	S
3.6以下	1.4~1.8	0.8 以下	0.30以下	0.07以下

上記規格成分は当所に於ける最も製作本数の多い重量5,230kgの中型鑄型 C-61 型(第1表参照)の標準成分である。これより大型のものは Si をやゝ減じ、小型のものはやゝ増す等のことを行っているが、概ねこの規格の範囲内にある。その他原料銑については木炭銑又は木炭再生銑を適当に配合し成分の調整を実施している。

さて上記標準成分の決定以前はどうかであったかという成分の不安定、特に有害成分の悪影響、高炉銑の影響等によつて、キュボラ出銑成分が不均一となり鑄型材質も変動多く、そのために鑄型の寿命も悪く、各製鋼工場について見ると各工場共その立地条件、設備条件、使用条件等によつてかなり持続回数に大きな差があるが、平均して60回、原単位25~30kg/t.にも及ぶ状態であつ

てその対策が望まれていたのである。

その後高炉銑の安定、キュボラの標準作業の確立、規格成分の決定、成分的中率の向上その他の諸条件の好転によつて最近に至り平均持続回数80回、原単位16~18kg/t.に到達し更に低下の傾向にある。即ち工場によつてはC-61型は100回以上の使用成績を示すことは珍しくないのである。

又当時頻発していた初期割れも激減し殆んど絶無といつても過言でない。従つて廃却原因も全て亀甲割れとなっている。そこで今剝離廃却となつた鑄型について調べて見たが、分析結果(第3表)は何れも標準成分の範囲内にあるものであつて特に変つた点は見受けられない。故に上記理由から考へて当然亀甲廃却となるべきものであると考へるのである。

以上の点から考へると、この剝離現象は必ずしも化学成分の影響とは考へられない。然し文献等によれば、米國を初め諸外國の鑄型の成分と比較して見ると Mn 含有量が外國のものはかなり高い。これは現在初期割れを殆んど見ない我が國の状況から見て考へべきことで、むしろ耐熱硬質性を与える点に於いて Mn 量を増すことは研究を要する問題である。これについては今後一つの研究項目としているのであるが、本報告には触れないことにした。詳しくは追つて発表する積りである。

次に製鋼工場における造塊現場に於て鑄型使用の際に鑄型に対する加熱、衝撃、使用頻度、注入条件等による影響を調べたが以下便宜上、前記考察原因(3)(4)(5)の項については一括して述べることにする。

先づ鑄型に熔鋼を注入して相当時間経過した場合鑄型内部及び外壁は相当の高温度で長時間加熱されていると思われるので、製鋼工場に於ける注入後の鑄型の加熱冷却の温度測定を行つた。

そして、この鑄型に対する加熱状況及び温度分布を見て鑄型の鑄鉄組織に与える影響を調べ、特に黒鉛の成長酸化又は脱炭状況に重点をおいてその結果を述べたいと思ふ。

第3表 剝離鑄型の鑄造成分

鑄 型	鑄 造	化 學 成 分 (%)							持 続 回 數
		種 別	鑄造番號	年月日	T.C	Si	Mn	P	
S B-10	No. 140	S.27.1.23	3.78	1.58	0.35	0.192	0.066	0.16	35
S B-12	No. 16	S.28.7.30	3.76	1.48	0.46	0.192	0.067	0.23	33
S B-12	No. 2	S.27.4.4	3.78	1.50	0.44	0.198	0.066	0.12	19
S B-12	No. 7	S.27.4.19	3.86	1.56	0.40	0.216	0.050	0.08	13
S B-12	No. 10	S.27.4.29	3.95	1.70	0.45	0.186	0.047	0.06	14
S B-15	No. 57	S.27.8.26	3.73	1.44	0.50	0.180	0.048	0.15	31

(3) 造塊工場に於ける現場實驗

(a) 實驗鑄型の化學成分

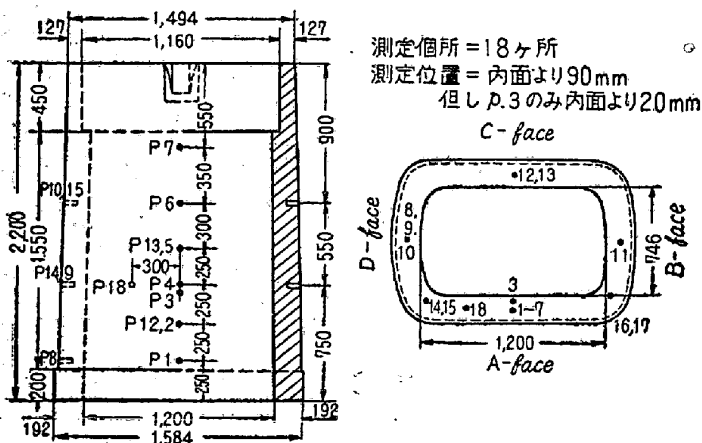
鑄種類	番號	化學成分 (%)								
		T.C	Si	Mn	P	S	Cu	As	Cr	
SB-12	No. 473·701·580·570·1620·0490·240·060·05									

注入鋼種 厚板材, 注入溫度 1614°C

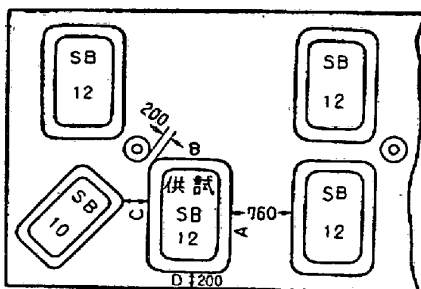
測定時間 約 16 時間

(b) 溫度測定的位置

第7圖に示す如く溫度測定的位置は長辺側 10ヶ所, 短辺側 4ヶ所, コーナ部 4ヶ所, 合計 18ヶ所で, その内 17ヶ所は内面より 90mm, 他の1ヶ所は内面より 20mm の位置に於いて熱電対を挿入して, 熔鋼を注入開始直前より測定を開始し鋼塊が冷却凝固し, その鋼塊を抜き出し鑄型が 200°C 前後となるまで測定した. 測定に供した實驗鑄型の造塊ピット内に於ける配列位置は第8圖の如くして実施した.



第7圖 SB-12 鑄型壁溫度測定位置



第8圖 供試鑄型配置圖

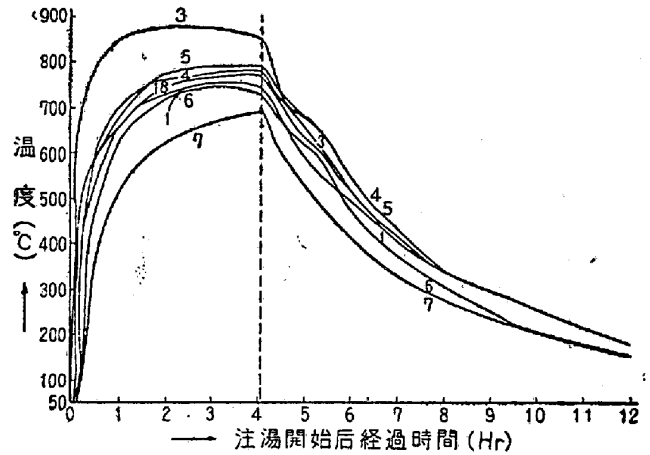
配列の関係によつて隣位置の鑄型に接する側の外壁は間接加熱(輻射)されるのでその外壁を區別して A, C Face, 然らざるものを B, D Face とした.

(c) 測定結果

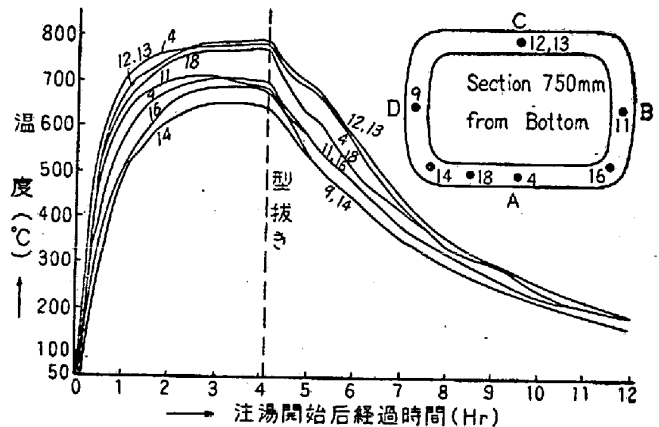
先づ A Face の加熱冷却曲線を第9圖に示す. これ

を見ると最高溫度を示す箇所は底面より 1000mm の高さ (P 5) で 795°C を示し, 最も低温であつた箇所は底面より 1650mm の高さ (P 7) で 685°C であつた.

尙, 鑄型内壁に最も近い, 20mm の位置 (P 3) に於ては最高溫度は 887°C を示している. 次に底面から等しく 750mm の位置に於ける長辺, 短辺, コーナの夫々の位置 (P 4, 9, 11~14, 16, 18) についての溫度-時間曲線を見ると第10圖の如く各辺に於ける溫度変化と各辺相互間に於ける溫度差が判る.



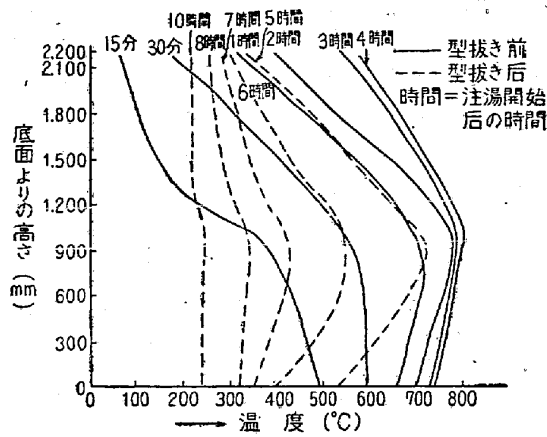
第9圖 溫度-時間曲線 (at A-face)



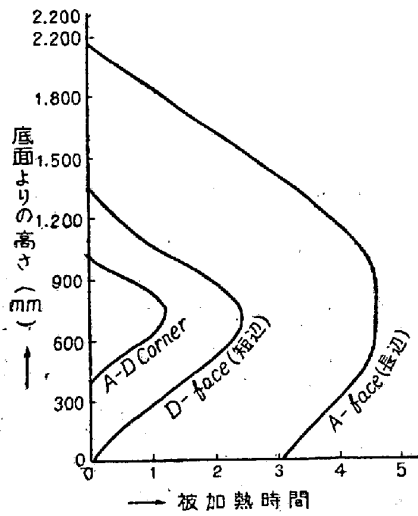
第10圖 溫度-時間曲線 (at Section 750mm from Bottom)

之を見ると最も低温であつた箇所はコーナ部の P 14 で 655°C であつた. 又熔鋼注入後は内壁が各部共急激に溫度が上昇し 2 時間後には最高溫度に達し, この溫度は鋼塊抜きまで続きその後次第に降下している. 高さにより溫度差がありその溫度差は時間に応じて異なるが, 大体に於いて 150~200°C であること等が判る. このことは鑄型壁の各部に膨脹収縮の大きな差を生ぜしめ将来, 鑄型の初期割れ或は亀甲割れに極めて影響のあることは既によく知られていることである.

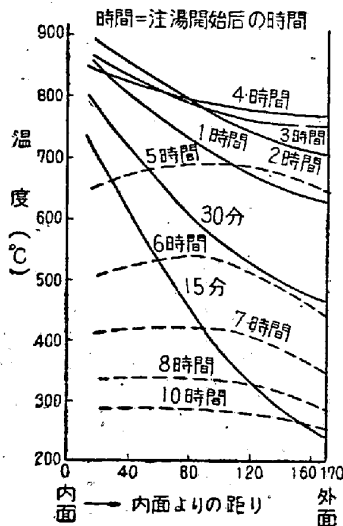
次にこの鑄型の高さ方向に対する時間毎の溫度の分布



第 11 圖 高さ方向の温度分布 (at A-face)

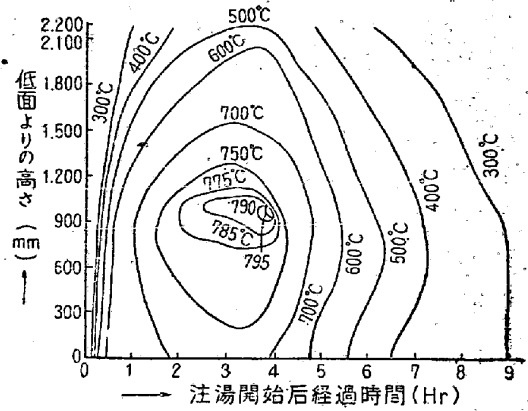


第 12 圖 高さ方向の 650°C 以上被加熱時間



第 13 圖 鑄型壁の横方向の温度勾配 (at Section 750mm from Bottom)

状況を見ると第 11 図の如く何れの時間を見ても「く型」となっており、それが時間と共に「山型」に近づくが常にその最高温度を示す位置は一定の高さであることを示し



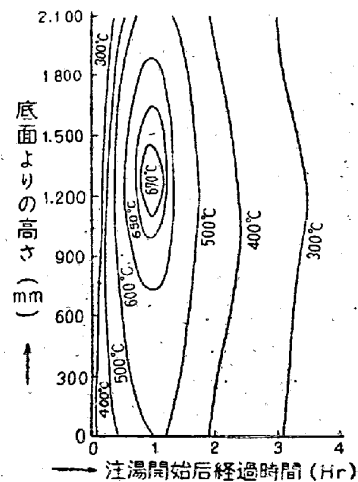
第 14 圖 高さ—時間—温度曲線 (等温曲線) A面の中心内面より 90mm の位置)

ている。そしてその高さは大体 800~1100mm の間にあることが判る。この各温度に於ける高さの位置を経過時間と共に表わしたのが第 14 図である。即ち最高 785°C ~790°C の温度範囲に 800~1100mm の高さの所が常に 2¹/₂~4 時間保たれているのである。

第 12 図は各辺が 650°C 以上に加熱された時間と鑄型の高さとの関係を示しており、第 13 図は同じ高さに於ける鑄型の内壁より外壁にわたり、肉厚による温度勾配を示したもので加熱される時間と共に温度は上昇し温度差は減少していることを示している。

(d) C-61 型 (角型, 単重 5t230kg) の温度測定

上記 SB-12 型の温度測定結果の全容を概ね知り得たので、これより比較的小型で角型のものについて測定しその結果を比較検討して参考とした。鑄型は C-61 (第 1 表参照) であるがその結果は第 15 図に示すが如く



第 15 圖 高さ—時間—温度曲線 (等温曲線) (A面の中心内面より 65mm の位置)

SB-12 型のものとは著しく温度及び時間の何れについても異なることが判る。即ち最高温度は肉厚の各位置に於

てSB-12型より130~110°C低く、加熱時間は約3時間(650°C以上被加熱)短く、温度勾配も肉厚が異なるから同一には言えないが、100°C以上の温度差を示す時間が約2時間短いのである。

(e) 測定結果の要点

以上を要約すれば次の如し、即ち

(1) 偏平鑄型は長辺部が最も高温に加熱され次に短辺部、コーナー部の順になっている。

(2) 長辺部に於ても底面より約1/3~1/2高さの部分が常に最高温度に長時間加熱されている。(800°C×4hr)

(3) 鑄型壁の内面、外面及び肉の中心部の各温度差は相当大きい。

(4) 大型偏平鑄型に上記傾向は特に強く、中小型で角型のものとは比較的影響が強く現われない。

(f) 剝離への考察

そこで鑄型の剝離現象を以上の諸点から考察すると鑄型内壁が最高温度に長時間加熱される位置が前述の剝離が実際に発生する位置と全く一致していることは即ちこの位置が加熱温度の影響を最も強く受けるのでこのため剝離を生じ易い組織となつたのではないかと考えられるのである。この組織の変化については次の如く考えられる。

即ち鑄型内壁の鑄鉄組織が高温加熱を反復され、しかも概ね一定位置を加熱されているということはこのために鑄鉄組織の黒鉛がその成長の最も大きい、750°C内外の Δ_1 変態点の温度附近に於て長時間にわたり、毎回曝されるため数回の使用後にはその成長は極度に増大し遂に酸化し脱炭することは勿論であるが、それと同時に加熱面積及び組織変化の深度に従つて前述の縦横の温度差による膨脹収縮の引張り応力及び圧縮応力を繰返し受けるであろう。そして次第に材質は脆弱となり、遂には剝離片板状となり脱落或は鑄塊の焼付により、型抜きの際に剝ぎ取られると考えることができるのである。

そこで以上の考察について更に鑄型の剝離部及び内面全体にわたり金属組織と成分の変化及び剝離肉厚や剝離機構等について特に黒鉛の成長及び脱炭の状況から詳しくこれを調べることにした。

(4) 鑄型内壁の成長について

鑄型が使用回数の増加に従つて、その内壁が反復加熱によつて亀甲肌となり、その程度が逐次進行して最後にクレージング廃却となることは既に知られていることであるが剝離機構を調べるために1つの基礎的資料としてこれの金属組織を調査した。

そこで代表的なクレージング廃却となつた鑄型の内壁

から写真4のような試料を切出して顕微鏡試片と分析試料を採取した。

先づこの試料の化学成分の分析結果を見ると内壁面のクレージング部と肉の中心部との成分の差は相当大きい。之を第4表に示す。

尙、之等を顕微鏡組織によつて調べると写真5~8の如くである。

第4表 廢却鑄型成分

位 置	T.C	Si	Mn	P	S
クレージング部	2.11	1.30	0.43	0.248	
肉厚中心部	3.63	1.44	0.42	0.241	



写真4. クレージング試料實物



写真5. クレージング試料Aの部

写真5はクレージング表面から3mm深さの位置A₁部に於ける組織で黒鉛が激しく成長してすでに相当量酸化消失しており空洞化していると見られる。これは一種の毛割(hair Crack)に近いものと考えられる。



写真 6. クレージング試料 A₂ 部



写真 7. クレージング試料 B 部

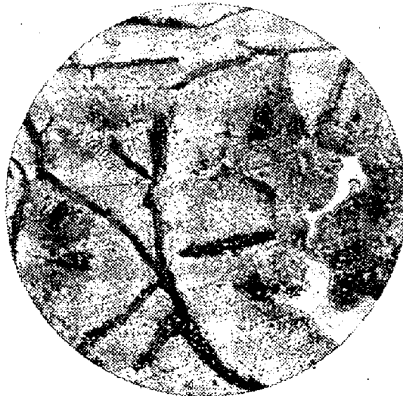


写真 8. クレージング試料 C 部

即ちこれが所謂クレージングの原因であろう。

写真 6 もほぼ同じ位置 A₁ 部に於ける腐蝕組織で成長黒鉛の外は全部フェライトになつており一部分パーライトが見られる。黒鉛は写真 5 と全く同様に典型的な成長黒鉛であることを示している。

写真 7 は前記試料の 15mm 深さの位置 B 部に於ける腐蝕組織でパーライトがかなり分解しつゝある状態がよくわかる。即ち地はフェライトが相当析出しつゝあり一部になお完全なパーライトの存在をも示している。

次に熱的影響を余り受けていないと思われる外壁 C 部を見ると写真 8 の如く鑄造当時の組織に近いものであつ

てほぼ標準組織に近いものであつた。

以上の調査より鑄型内壁の組織の成長は鑄型使用回数 of 進行に従つて漸次内部に進行し鑄型の廃却時期に至る頃には表面より 3~15mm 程度に進んでいると考えられる。又この成長は肉眼的にもよく見ることが出来る。即ち写真 9 は上記試料の実物断面を 6 倍程度にしたもので写真の上部の方がクレージング壁側、下部が肉の中心側でその間無致に毛割れ状態のものが縦横に連つており黒鉛の成長が (写真 5, 6) 極度に進行した跡を示している。

即ちクレージングの進行した鑄型の内壁は内部は既に全面的に毛割れを生じており、従つて材質は非常に多孔質で軟弱である。故に容易に剝離しやすい状態となつてゐることがうかがえるのである。

(5) 剝離片について

次に中割した剝離片の中より厚さ 6mm, 10mm のものについて調べた (写真 1~2) 参照。



写真 9. クレージング試料肉眼組織

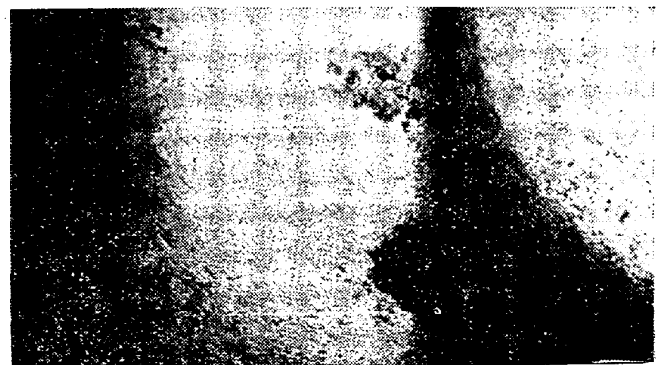


写真 10. 剝離片肉眼組織

先づ 10mm の剝離片の表面を実物写真に示せば写真 10 の如く (写真の左側) で、剝離片を右から左に横断即ち内壁面から肉の中心部に向つて成長割れが連続しており、縦横に走つてゐる。従つてこの材質は厳密に言えば所謂ザクザク状となつてゐるわけである。

この表面の成分を分析の結果は C=0.16~0.20% で完



寫眞 11. SB—12 剝離片



寫眞 13. B—10 剝離片



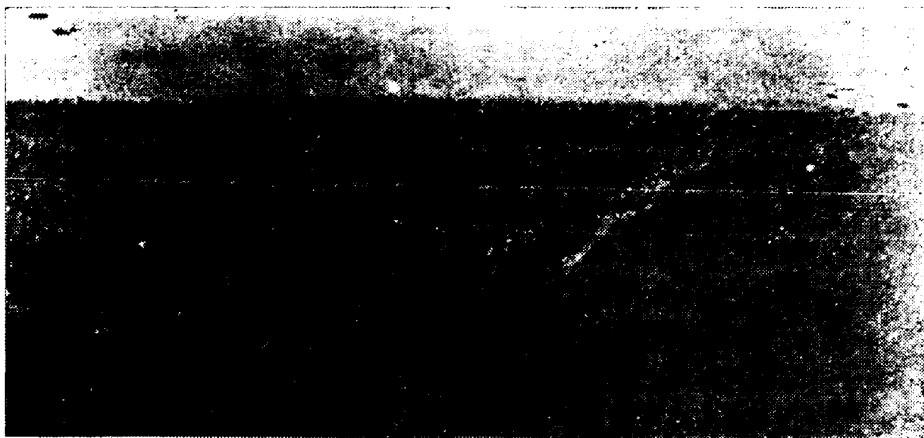
寫眞 12. SB—12 剝離片内部

全に軟鋼程度までに脱炭していた。

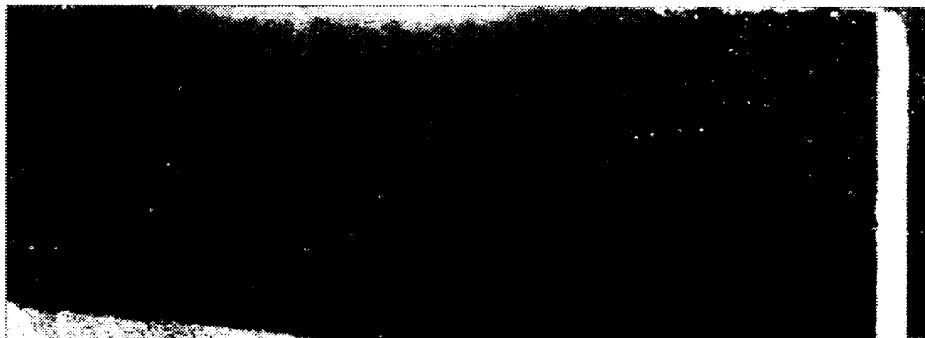
〔註〕 写真 10 の右方の実物は或る極めて軟質の鑄鉄を比較のために配置したもので剝離片の脆弱軟質性をよく物語るものである。

この組織を見ると、剝離面に沿つてとられた写真 11 では、上方黒色部の剝離傷が下方の肉の中心に向つて大体一様に酸化物となつて現われており一定方向に進んでいることが判る。

之を更に内部に進んだ所で見ると写真 12 の如くその傷は小さいが等しく一定方向をとつている。



寫眞 14. SB—15 鑄造剝離した内壁面

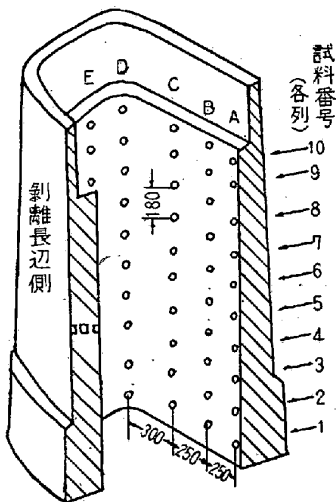


寫眞 15. SB—15 剝離のない内壁面

次に 6mm 厚さで剝離したのもやはり同様であるが写真 13 の如く成長割れは小さいがよく連続して進行している。

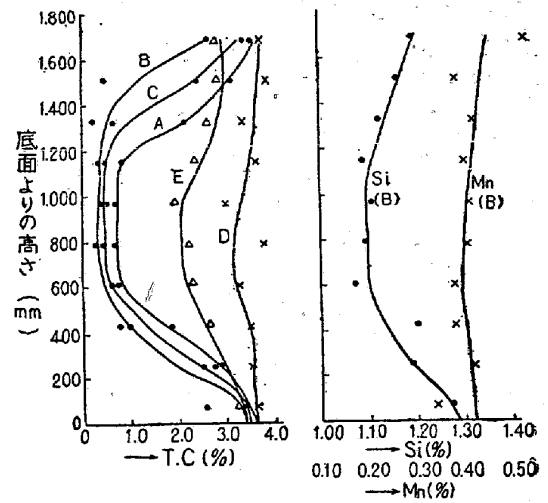
(6) 剝離鑄型の内面の成分について

さて剝離廃却となった鑄型の剝離部の損傷程度と剝離を起さなかつた内面との状況を比較検討するために SB-15 No. 57 (第 8 表参照) を調べると次の通りであつた。即ち写真 14 は縦方向に長辺側を切断したもので剝離状況と内壁損傷の状況がよくわかる。写真 15 はその対長辺側のクレージングの状況であるが、その損傷程度は軽微であつて、また十分使用に耐えるものと思われる。この写真に見える 3~4 点宛の孔は分析試料採取の孔で平均 10mm 以内の深さで 5 列、合計 50 ケ所とつたものである。(第 16 図参照) この分析結果を第 17 図に示す。これより鑄型の全長にわたつて、T.C, Si, 及び Mn が夫々酸化されている状況がよくわかる。特に T.C は黒鉛の酸化脱炭によつて著しく低下したことが特に明瞭に示されている。Si, Mn については A~E 列の各列について同様な傾向となつて現われ、T.C の如く A~E 列間に於ける差が余り大きくなかつた。むしろ分析の誤差が影響を及ぼす程度であつたので、この平均値に最も近い代表的な B 列を示した。



第 16 圖 SB-15 分析試料採取位置 (180mm 毎 50 ケ)

そこでこの曲線の結果のみを信ずれば即ち剝離の発生しない側の内壁は黒鉛の成長酸化及び組織変化の最も著しい位置は高さの中心よりむしろ上部に偏していると言ふことが出来る。然し之を以て全てを断定することは多少危険であるが、唯加熱温度によつて夫々の位置に於ける鑄型内面の各成分に与える影響が前述した各種の実験結果と一致していること及び剝離側内壁が剝離しなかつ



第 17 圖 成分の變化曲線

たものと本質的に特に異なるものでないということが考えられるわけである。

(7) 剝離鑄型の顕微鏡組織について

次にこの SB-15 鑄型の剝離脱落した長辺の内壁を切り取り第 16 図の如く A, B, C の 3 つの試料を採取して顕微鏡組織を見た。即ち写真 16 は剝離片でこれは前述の写真 12, 13 と全く同一であつた。

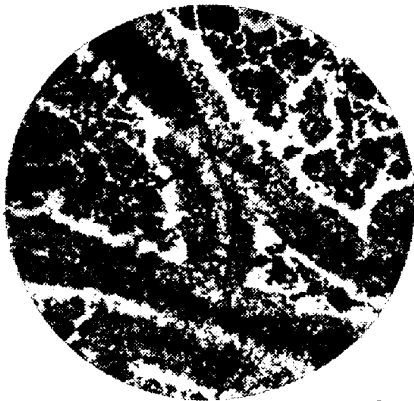
次に剝離片よりやゝ内部の A 試料の写真 17 及び 18



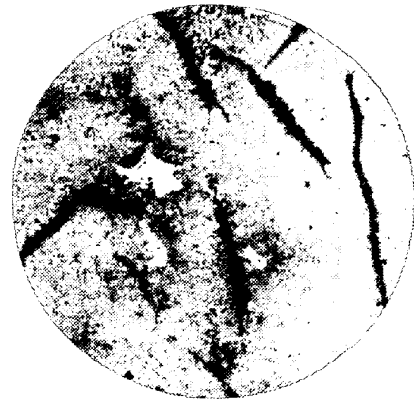
写真 16. SB-15 剝離片



写真 17. A 試料 (内壁側)



寫眞 18. A 試料 (外壁側)



寫眞 20. C 試料



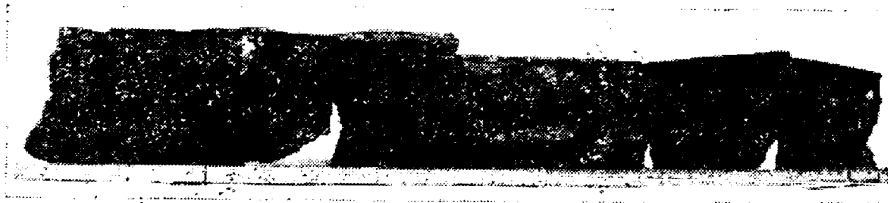
寫眞 19. B 試料

に前述のクレージング鑄型のもの(写真9)に比較して全面的にかなり多量のフェライトを析出していることである。

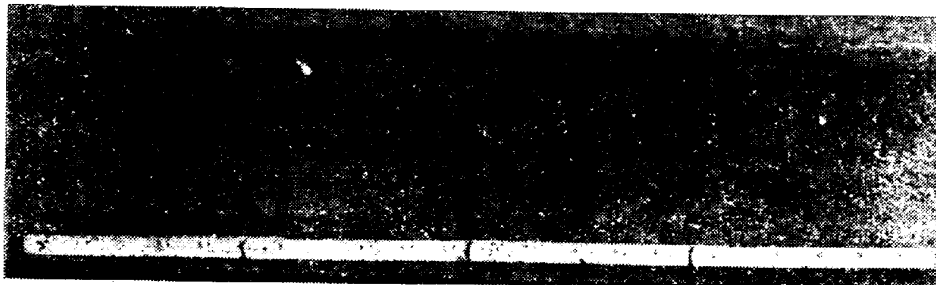
(8) 剝離の深さについて

前述の如く剝離片の厚みは 6mm 及び 10mm の実例によつて見たが、大体に於いて 5mm~10mm の範囲にあるものが最も多い。今廃却鑄型の破断面を数種類について示せば写真 21 の如くである。

これによると成長の深さの範囲が大体定まつており之れが剝離片の厚さと一致していることから見ても剝離の現象はクレージングによる成長と本質的には同一である



寫眞 21. クレージング深さ



寫眞 22. 剝離の深さ

に示す如く前者の鑄塊側のもものが完全なる黒鉛の酸化空洞化を示し、後者はそれよりもやゝ中央部(外壁側)のもので成長黒鉛及び分解パーライトである。更に中央部のB試料は写真 19 の如くパーライトの分解が未だ初期のものであることを示す。

次に注目すべきは外壁側のC試料で写真 20 の如くB試料に比較して逆に多くのフェライトを現わしており特

という事が更に証明されるわけである。この深さを測定した結果を第5表に示す。これを更に剝離鑄型の本体によつて見ると写真 22 の如く剝離の厚さと鑄型壁の成分の深さとの関係がほぼ明瞭となつている。

第5表に於けるクレージングの深さに対する成分の変化を示せば第6表の如く5ヶの平均をとつてその酸化状況を示すものである。

第5表 クレージングの深さ

試料番號	3	4	5	6	7
クレージング深さ mm	4.5	8.5	6.0	12.0	10.0

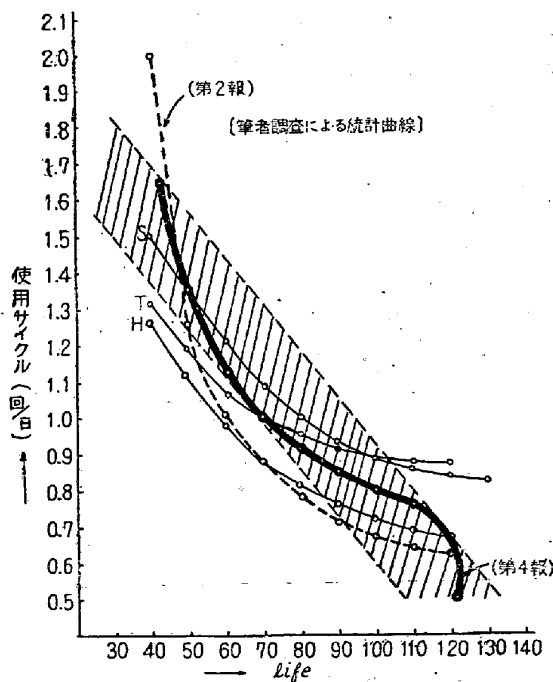
第6表 クレージングの成分變化

位置	成分				
	T.C	Si	Mn	P	S
内 部	3.59	1.50	0.41	0.213	0.062
クレージング部	3.25	1.40	0.41	—	—

IV. 鑄型の使用頻度及び鑄型配列による影響

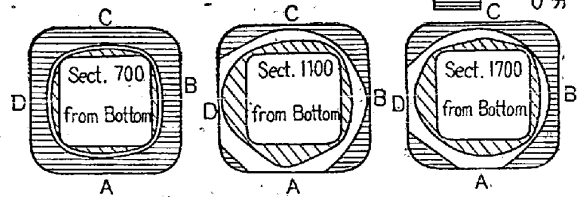
鑄型を使用する場合その使用頻度によつて鑄型の寿命に影響があることは想像に難くないが筆者の調査によれば、かなり大きな影響がある。即ち第18図に示すが如くC-61型鑄型の3226本について、その使用延日数315,020日について製鋼工場別に統計調査をして見ると工場別(H, S, T)によつてかなり異なる。その総合平均を見るとおよそ1日1回使用を頂点として鑄型の寿命はその使用サイクルによつて急激に変化することがわかる。少くとも斜線範囲内の影響があることは確実である。

又注入準備のため鑄型を造塊ピットに配列する時その並べ方と置き方は常に一致しない。その都度変わるで隣



第18図 総合平均としての鑄型の見掛サイクルとlifeとの關係(大實線)
昭和26年4月~昭和27年7月まで(第3報の分)

600°C以上被加熱時間
 30分以上 (斜線)
 0~30分 (白)
 0分 (黒)



第19図 各断面に於ける温度-時間分布

接鑄型との輻射熱によつて鑄型外壁の加熱状況もかなり変化する。従つて鑄型はその使用頻度と外壁の加熱頻度の変化とが時に協調し、時に重複して組織の成長軟化に対して意外なる影響を与えているものと考えられるのである。

C-61型温度測定の結果に依れば第19図に示す如く高さのどの位置を見ても隣接鑄型のあるA及びD面は高温加熱時間が隣接鑄型のないB及びC面に比べてかなり大であることがわかる。

しかもこの影響は使用毎回受けるのであるから数回後には相当重大なる結果を来すことは推定出来るのである。

以上の外壁の輻射加熱の状態をC-61型について見ると第24図の如く外部加熱の影響が如何に大であるかを物語っているのである。この調査方法については Journal of the Iron and Steel Institute, July, 1951 の調査方法による。

V. 結 論

以上種々述べたことを一応まとめて見ると、大体次の様なことが言えるようである。

即ち大型偏平鑄型を製鋼工場で使用する場合、初期乃至中期に発生する中剝げと称する損傷による鑄型の廃却の原因である剝離現象は

- (1) 鑄造工場に於ける造形方法又は鑄物砂等による影響はない。
- (2) 熔銑鑄込後に於ける芯金抜き、又は型処理等による影響も明瞭には認められない。
- (3) 鑄型特に大型偏平型の材質としては現在の化学成分の範囲に於ては、Mn含有量を除けば他に剝離と特に関係があるという要素になるものはない。然しT.C及びSiを適当量に保つことは勿論であるが、Mn含有量は米、英、ソ連等諸外国のいづれの例を見ても0.8~1.5%のものが多いことから考えて由来Mn量は鑄型の初期割れを防止する意味に於いて低く保たれていたの

であるから、初期割れが殆んど見られない現在、T.C及びSiが従来と余り変らぬものであるにもかかわらずMn量を尙且つ0.4~0.5%に止める必要はないわけである。

従つてクレージング防止のためならば、むしろMn量を上げるべきで、これがひいては剝離に対する防止対策の一つと言ひ得るのではあるまいか。然らばこの種鑄型に対して定量的にMn含有量をどの程度までに上げるかということは、今こゝで速断出来ないので今後の研究にまつことにしたい。

(4) 次に剝離の原因は鑄鉄組織の黒鉛の成長、パーライト組織の分解と密接な関連性がある。即ち本質的にはクレージングの現象と同一に考えられる。従つてクレージングの問題を解決することが、とりも直さずこの剝離の問題を解決することになるわけである。

換言すれば、剝離現象はクレージングによつて生ずるものではあるが所謂クレージング現象と異なる点は、それが、(1) 局部的であること、(2) 概ね一定の位置に現われること、(3) 急性的なクレージングであつて早期乃至中期に発生するということである。

ところがこの黒鉛の成長酸化及びパーライト組織の分解は第一に鋼塊注入による鑄型内面の加熱によることは自明の理であるが、特に大型偏平鑄型に於いてはその加熱冷却の温度変化及び時間的に特異性があり、これが大きな影響を与えている。即ち長辺側の底面より800~1000mm.の位置に於て最もその影響が大きき、こゝに局部的な鑄鉄組織の最も著しい成長分解を起し、ついで酸化脱炭の経過を経て遂には $C=0.12\sim0.20\%$ にまで至り、又剝離を起さなかつた内面側でも $C=0.60\%$ 、 $Si=1.07\sim1.20\%$ になつているわけである。

(5) しかもこれに鑄型の使用サイクル及び鑄型配列の変化頻度等による影響が意外に大きく加わつており、そのために予想以上に早くこの剝離が惹起されると考えられるのである。

従つてこの現象が発生する時期は上記各要因が重合し

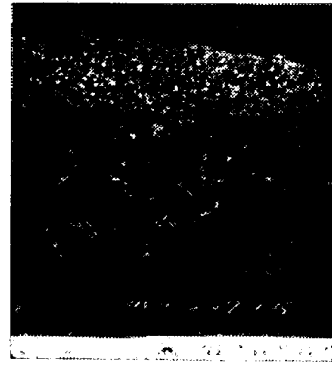


写真 23. クレージング剝離試料

相乗する度数率によつて左右されるから必ずしも一定しないわけである。

所が鑄型が寿命の末期に至るものは所謂クレージング(写真23)となつており剝離はクレージングが急激効果となつて現われるために局部的に、しかも一定の場所にほゞ一定の形状となるのであろう。

これが所謂中剝げと称する剝離となるわけである。

VI. 対策としての考察

この早期剝離の発生を防止するため種々対策が考えられるが、結局要約すれば次の諸項以外にはない。

- (1) 鋼塊型抜き時間を出来るだけ短くすること。
(当然使用サイクルは1回以下であること)
- (2) 鑄型成分はMn量を適当に決定すること。
- (3) 冷却の効果を増すために形状、肉厚、その他設計上の改良をすること。特に鑄型高さの1/3位の位置に工夫を要する。
- (4) 鑄型の造塊現場に於ける配列の注意
そこで本調査に引続いて、筆者等が取り上げているものは上記の(2) Mnの含有量、及び(3) 鑄型設計上の諸問題である。

これは、いづれその結果が得られるのをまつて、次の機会に発表したいと思う次第である。

(昭和28年9月寄稿)