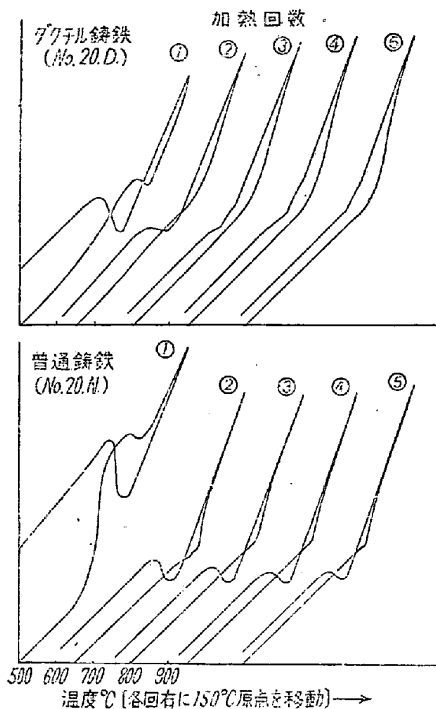


れた。No. 20 D, No. 13 D のダクテル鑄鐵には酸化の影響と見るべき生長率の増加は認められない。同じダクテル鑄鐵では、普通鑄鐵の場合とは逆に C, Si, が多い No. 13 D の方がかえつて生長は少かつた。

加熱繰返しによる熱膨脹曲線の變化の一例を第 2 圖に



第 2 圖 加熱回数と熱膨脹曲線

示す。それぞれ、加熱回数と共に、曲線形状は變化してゆくが、生長率の略等しくなつた 5 回目の曲線で、普通鑄鐵とダクテル鑄鐵の曲線の顯著な相異は、兩者共に加熱時には變態に際しての收縮はなきないが、冷却の場合には、ダクテル鑄鐵のみが、變態域での膨脹或は收縮の停止を伴はないことである。普通鑄鐵 (No. 38. N, No. 20 N) 及び可鍛鑄鐵 (M. 1) は冷却の際にその量は加熱回数とともに漸減するが、いづれも變態膨脹をなしたがダクテル鑄鐵 (No. 13. D, No. 20. D) は共に冷却速度によらず最初の加熱に於て現れた變態膨脹が 2~3 回目には消失し、變態の前後ではその割合は變化しているが收縮のみをなし、普通鑄鐵とは異つた變化の曲線を現した。又、加熱時の變態收縮もダクテル鑄鐵では既に 2 回目の加熱で現れなくなる。この變態に於て長さの變化の少いことはダクテル鑄鐵の耐熱性特に表面酸化の少いことに關係するものであろう。

冷却曲線が異なるにもかかわらず兩者略同じ量の生長をなした兩曲線を比較すると、950°C に達する迄の試料の膨脹量はダクテル鑄鐵が大で、且降溫して收縮した場合にも變態開始前の長さが同様に大きいことが知られる。

この 950°C 迄の加熱による大なる膨脹は炭素の擴散を伴う變態の膨脹が高い温度迄廣範圍に曲線を描いた後に到達されている。而して實驗の範圍では鑄鐵の種類によらずこの膨脹の大なるもの程、冷却時の變態膨脹が少い結果になつて居る。此の様に異なる経過をとつた兩曲線に結局 A₁ 變態の下に於て同じ程度の非可逆膨脹量が残つた。

以上の結果を要約するとダクテル鑄鐵の生長について次の點を擧げることが出来る。

- (1) 同一の母銑を處理して得たダクテル鑄鐵は、處理しない普通鑄鐵に比べ生長量が少い。
- (2) ダクテル鑄鐵は加熱繰返しによる酸化が少く、そのため材力はあまり低下しない。又、表面酸化減は著しく少い。
- (3) 酸化しない状態に於てもダクテル鑄鐵は生長するが、その球狀黒鉛を再熔解して片狀にしたものはその生長が増大する。
- (4) ダクテル鑄鐵の熱膨脹曲線は加熱繰返しにより變化してゆくが、2~3 回でその形状が普通鑄鐵その他と異り冷却の際に變態膨脹を現さない曲線になる。又、加熱温度迄 (950°C) の膨脹量が大きい。

(100) 球狀黒鉛鑄鐵のサルファプリントに関する研究 (II)

京都大學教授 工博 森 田 志 郎
同 助教授 工 ○ 尾 崎 良 平
鳥津製作所 工博 井 上 友 喜

Mg 處理によつて作れる球狀黒鉛鑄鐵のサルファプリントを作成したる場合に Mg 添加によつて甚だしく脱硫されるにも拘らず、そのプリント濃度が著しく大となる事は既に第 1 報 (昭和 26 年 10 月本協會第 42 回講演大會にて發展) に於て報告したが、この現象の生ずる原因を探求する目的で研究を行つた結果、鑄鐵中に残留する Mg 含有量とプリント濃度との間に略一定の關係が存在し、Mg 残留量の増す程濃度が大となる事を認めた。これは東京工大岡本教授等も亦發表されている事である。第 1 報ではこの濃度の大なる理由はプリント中に多量の銀が還元されて居る爲である事を減力法に依つてこの還元銀を熔解し去る事が出来る事を以て明らかにした。

然るに第 1 報では濃度の大なる理由を説明したに過ぎないので、若し餘分に還元される銀が鑄鐵中に含まれる

Mg の存在に基因するとするならば、この減力法を施した後のプリントを用いて硫黄含有量をサルファプリント法 (井上: 鑄物 21 (1949), No. 8, p. 9; 22 (1950), No. 11, p. 14; 23 (1951) No. 6, p. 17) を用いて算定出来るであろうとの豫想から、本報に於てはこの減力に伴うプリント濃度の變化を詳細に調べ、サルファプリント濃度の測定による球狀黒鉛鑄鐵中の硫黄含有量の算定の可能性を検討し、その爲の減力條件を決定したる結果に就て述べる。

試料: クリプトル電氣爐で諸種の成分の鑄鐵を熔解し約 1350~1380°C で金屬マグネシウムを熔鐵に對し約 2.5% 表面添加した後 73% フェロシリコン (Si とし約 0.3%) で接種し乾燥砂型に鑄造し直徑 2cm 高さ 13cm の試料を作り、その頭部より約 2cm の斷面を試験に供した。尙この斷面附近より化學分析試料を採取した。頭部より 2cm 下より約 7cm の長さを切取り Mg のスペクトル分析試料とした。

實驗方法: 上述の試料 56 種を用い先づ化學分析及びスペクトル分析にてその S 及び Mg の含有量を決定し次にその破面のサルファプリントを作成して、その濃度を測定し次に一定の減力すを用いて種々なる濃度及びプリント浸漬時間にて減力を行いたる後その濃度を測定し、Mg 含有量の如何に拘らずその S 含有量 (これは全試料を通じ大略同様である) に相當するに至る減力液の濃度及びプリント浸漬時間を求めた。

(1) サルファプリント作製法: 印畫紙は三菱光 F3 を用い、3% 硫酸に 2 分間浸漬後ガラス平板上に載せる。試料の破面はエメリー研磨紙 0 にて仕上げ刷毛にて十分に削粉を拂い除き、ガラス上の印畫紙上に靜かに押付けて放置し 2 分間後試料を除き、2 分間流水にて水洗し、25% ハイボ定着液に 4 分間浸漬後取出し水洗約 20 分で乾燥した。

(2) 減力方法: 減力液は過硫酸アンモン 2%, 5%, 8%, 10%, 15% 水溶液を用い、減力時間は 2.5 分, 5 分, 10 分, 15 分とした。浸漬溫度 22°~22.5°C。先づプリントせる印畫紙を 5 分間水に浸した後、減力液に浸漬し液を略一定の速さで靜かに動かし乍ら減力し、所要時間後取出して 40 分間水洗し、乾燥した。

(3) 濃度測定法: 光學楔を用いた視野直徑 10mm の比較平均濃度計を用い、直徑 20mm のプリントの全面に互り略 3 等分した部分を中心に 3ヶ所の平均濃度を求め、それを平均して試料面の平均濃度とした。尙減力前後の測定個所を同一とした。

實驗結果: 例えば試料 No. 8 (Mg 0.126%, S 0.027

%) に就てその S 量に相當する濃度に迄減力するには 2% 及び 5% 溶液では 15 分浸漬しても不十分であるが 8% 溶液では 15 分間, 10% 溶液では 10 分間の浸漬で十分であることが認められた。又試料 65 (Mg 0.06% S 0.020%) に於ては減力前濃度も小で、この S 量に相當する濃度と殆んど等しいが、8%, 10%, 15% の溶液にて 15 分間浸漬の場合を除いては殆んど變化が認められなかつた。なお普通鑄鐵 S₁ (S 0.096%) 及び S₂ (S 0.039%) に於ては減力前後の濃度差は S₁ の場合は 8% 溶液では 10 分にて僅かに、15 分にては可成りに認められ、又 10%, 15% 溶液では 15 分にて可成りに認められた、S₂ の場合は殆んどどの場合にも減少が認められなかつた。従つて硫黄量の甚だ少い球狀黒鉛鑄鐵でも普通 Ag₂S によると考えられて居るサルファプリントの濃度が減力されることは極めて僅少であると考えられる。故に以上の結果から球狀黒鉛鑄鐵のサルファプリントに對する減力條件としては一般には過硫酸アンモン 10% 水溶液に 10 分間浸漬すれば良い結論される。

要するに Mg 處理を施さない普通鑄鐵のサルファプリントの濃度は減力法によつて極めて僅かであるが減少し、Mg を含まない場合でも若干の銀が還元されている事が分るが、その量は Mg を含む場合に比して著しく少い。従つて Mg 處理による球狀黒鉛鑄鐵のサルファプリントを一旦減力したる後にその濃度を測定して硫黄含有量を求める事が出来ると思つた。

(101) 粒狀黒鉛鑄鐵の顯微鏡組織と疲勞強度との關係に就いて

住友金屬工業 K.K. 製鋼所

工 益 子 美 明

粒狀黒鉛鑄鐵工業化の基礎資料の一つとしてその疲勞強度があるが、之に關する系統的な研究は少ない様である。特にその顯微鏡組織と疲勞強度の關係は工業的に、重要であると思ふ。

依つて筆者は粒狀黒鉛鑄鐵の組織中最も一般的なパーリチックの基地を有する所謂高力型のもの、フェリチックの基地を有する所謂延性型のもの及びそれらの中間の組織である黒鉛の周圍にフェライトの層を有する所謂ブルズアイ組織のものを選びこれらの組織を有する粒狀黒鉛鑄鐵について小野式回轉曲げ疲勞試験を行つた。

但しブルズアイ組織のものは黒鉛の周圍のフェライト層の幅を變化させた 3 種のものについて行つた。本研究に於いては都合 5 種の組織を取扱つたのである。その