

抄 録

— 鋼 の 製 造 —

熔鐵と熔融鹽基性滓との間の Cr 分配

(N. J. Grant, E. C. Roberts and J. Chipman, J. Metals, 6 (1954) 145~149)

Cr は合金元素として重要なばかりでなく、又いかなる鋼種に於いてもかなりの量が残留しているにも拘らず、塩基性製鋼法に於ける Cr の挙動に関する研究は少ない。そこで塩基性滓中に於ける Cr_2O_3 の挙動及び溶鉄との間の Cr の分配に就いて実験を行つた。筆者等は水素で 0.010% まで脱炭したアームコ鉄とスラグ CaO (MgO)- SiO_2 - FeO - Cr_2O_3 系とをマグネシア坩堝で熔融し 1526°~1734°C の範囲で Cr の分配を測定した。実験範囲は溶鉄中の Cr% 0.032~0.82%, スラグ中の Cr_2O_3 2~20%, FeO 10~65%, CaO 及び SiO_2 5~45% であつた。

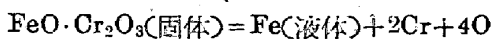
始めの 12 チャージ(試料 74 ケ)は S を加えずに作り平衡に達するまでの時間として 30 分を割り当てたが、短か過ぎるものがあることが判つたので、次の 4 チャージ(試料 27 ケ)では平衡時間を 1 時間に延長すると共に、 Cr_2O_3 が塩基性滓に於いて酸として働くか塩基として働くかを決定するために S を添加して、S の分配比を測定した。その結果得られた結論は次の如くであつた。

(1) Cr を含まないスラグよりも平衡に達するまでの時間が長く且或程度の chromite はスラグ中に懸濁残留する。

(2) Grant and Chipman の「脱炭標準線」を規準として Cr_2O_3 の性状を検討した結果、 Cr_2O_3 1 モルは CaO 2 モルに相当する塩基として働くことが判つた。

(3) スラグ中の chromite の溶解度は 1550°~1700°C の範囲では 2~5% Cr_2O_3 に相当し、スラグの V 比がごく小さい場合には 2 倍程度となることがある。溶解度の最も低いスラグは塩基性が中程度のもので $V=1.5\sim2.0$ のものである。

(4) Cr% が低くスラグが chromite を飽和している場合、Cr と O との反応は次式で表わされる。



$$K' = [\%Cr]^2 \times [\%O]^4$$

$$\log K' = -49,000/T + 20.6$$

(5) Cr が 1% 以下の場合、Cr の歩留は高温、低 FeO によつて増加するが、 FeO 30% 以上では温度の影響が大きく、 FeO 30% 以下では FeO の影響が大きい。

(6) Cr の歩留に対する塩基度の影響は FeO 、温度の強い影響に隠れて明瞭でなかつた。(青山芳正)

還元状態に於けるスラグ・金屬間の Mn の分配

(J. E. Stukel and J. Cocubinsky, J. Metals, 6 (1954) 353/356)

酸化状態に於けるスラグ・メタル間の Mn の平衡分配に就ては多くの研究があるが還元状態に於ける研究はごく少ない。本研究は C を飽和した鉄と高炉滓との間に於ける Mn の平衡分配を決定することを目的としたものである。かゝる系に於いて S の平衡が達せられるにはかなりの時間を必要とすること、Si に於てはこの時間がさらに長いことは Hatch and Chipman が示しており、従つて Mn に就いての平衡状態に達するまでの時間を決定するために予備実験を行つた。合成滓としては化学的に純粋な MnO_2 20g に他の成分 70g を混合して作つたが、後者の 70g は化学的に純粋な H_2SiO_3 , Al_2O_3 , $CaCO_3$ で構成し割合を変化した。この合成滓にインゴット鉄 500g, 黒鉛屑少量を加え黒鉛坩堝で熔融し 1 時間ごとに試料を採取した。この試験結果によると始めの 3 時間位は点のバラツキがかなり大きく、これは攪拌によつて或程度抑えられるが 1300°C 以上では平衡に達するまで 4~5 時間を要することが判つたので其後の実験は 5 時間とした。

本実験に於いては偏析を避けるためインゴット鉄を 250g に減らし、これに応じて MnO_2 の量を減らしたが、メタル中の Mn% は予備実験より幾分高くし略々 1.0~2.5% とした。スラグは逸出ガスによつて良く混和するから、 MnO_2 を除いた量を 70g から 80g に増した。熔融開始後 5 時間で坩堝を炉から取出し鑄型に注入して分析試料を調整した。

Mn の平衡は $MnO + C \rightleftharpoons Mn + CO$, $K = A_{Mn} \cdot P_{CO} / A_{MnO} \cdot A_C$ で表わされるが、この系は C を飽和しているので A_C は一定、又炉内に多小存在する N を無視して $P_{CO} \doteq 1$ 気圧、又 A_{Mn} , A_{MnO} をその重量濃度に比例するものとすれば、 $1/K = K' = (\%MnO) / [\%Mn]$ となる。そこで K' に及ぼす CaO/SiO_2 , MgO , Al_2O_3 , Mn 濃度

などの影響を解析し次の結論を与えている。尚、本実験は 1450°C に於いて 24 回、1540°C に於いて 15 回実施している。

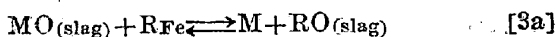
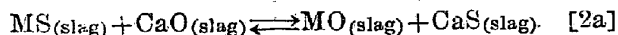
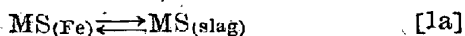
1. 温度が一定ならば CaO/SiO_2 の増加に伴つてメタル中の Mn は増加するが、 $\text{CaO}/\text{SiO}_2=0.8\sim 1.0$ 以下ではこの傾向は小さい。
2. CaO/SiO_2 が一定ならば温度の上昇につれて $(\text{MnO})/[\text{Mn}]$ は減少し、Mn の歩留は増加する。
3. スラッグ中の Al_2O_3 は 8.1 から 36.4% まで変化しているが、Mn の分配には殆んど影響がないようである。
4. 13% までは CaO を MgO で置換しても Mn の分配には影響がない。
5. 通常銑鉄中に見られる Mn 濃度の範囲では $(\text{MnO})/[\text{Mn}]$ に対する影響は認められない。
6. 本データを利用して Si の平衡も調べたが、1450°C、1540°C という温度では 5 時間という時間では短かいうので良い結果が得られていない。
7. スラッグ中の $\text{FeO}\%$ は 0.10~0.50% という低い値なので試料採取及び分析上の誤差により不明確であった。(青山芳正)

スラッグと金属の界面を通つて硫黄の移動する機構に影響を及ぼす Si, Mn, P, Al, C, Ni 及び Cu の効果

(K. M. Goldman, G. Derge and W. O. Philbrook: J. Metals 6 (1954) 534)

実験は誘導加熱炉と黒鉛坩堝を使用し、S と特定の元素を含有する溶鉄の上に全然 S を含有しないスラッグを添加して一定時間毎に試料を採取して分析を行った。

実験の結果 C, Si, Mn 及び Al はいずれもこの順序に溶鉄からスラッグ (C に飽和) に S の移動する速度を高める効果のあることが判つた。その機構としては次式が考えられる。



ここで R=C, Si, Al, Mn(?) であり、M=Fe, Mn, Si(?) である。

合金元素を含有していない場合は勿論 Fe が第一段階のスラッグ—金属界面に於ける主な S の運搬者である。然し Mn が合金元素として存在する場合は Mn は [1a] の反応で示すように Fe の代わりに S の運搬者となるばかりでなく、全過程を一層急速に進行させる。化学的に

Cu と Ni が Mn に類似しているもので、Mn と同じように反応に与ることが期待されたが全然これは認められなかつた。P も Cu 及び Ni と同様に S の移動速度には関係がなかつた。Si と Al は系から O を除く作用があつて C に代つて [3a] の反応に与ることにより S の移動速度を高めるものと思われる。これらの元素の酸化物は既にスラッグ中に多量に存在しているので第一段階の S の運搬者として働いても直接には観察されないであろう。既に種々の元素が鉄中の S の活動度に及ぼす影響については報告もあるので、データの解釈をする際充分考慮に入れた。然し界面エネルギー、粘性、及び拡散等のような他の因子影響については、S の移動に関係を有していることは疑いないが、その機構を理解するためには更に研究が必要である。(堀川一男)

鋼中脱酸生成物について

(Walter Koch u. Franz Weber: Stahl u. Eisen, 74 (1954), 264)

鋼中の非金属介在物は、材料に種々の欠陥をもたらすものであるが、之を完全に除去する事は出来ない。併し偶発的に発生するものでなく、或る法則に従つて生成するものである以上、其の量及び性質を人為的にコントロールする事は可能である。著者は介在物の諸性質を分析的に、顕微鏡的に探査し、300kg 高周波炉及び 120t 平炉について介在物の減少及び組成の変更について行つた実験結果を報告している。

介在物は融点の低い大粒の化学組成のもの程浮揚し易いわけであるが、粒の固化又は強靱な介在物を作る反応が浮揚より早く行われると鋼中に残存する事となる。このような流動性ある介在物は、多少の Si 又は Si-Mn を添加して珪酸マンガン系の介在物にする事に依つて目的を達する事が出来る。併し如何に流動性ある介在物でも皆無に迄浮揚する事は不可能で、残存介在物は凝固に際し一次結晶の粒界に介在して赤熱脆性その他の欠陥の原因となるから、介在物は出来る丈無害の形に変えてしまいたい。120t 平炉に依つて C: 0.15~0.18%, Si: 0.20% の薄板用鋼を溶解し、60t 取鍋 2 個にて受湯した。Fe-Mn の 1/2 は炉中に、残り 1/2 と Fe-Si は出鋼に際し取鍋内に差物した。受湯後 5min の鎮静時間をおいて出来るだけ介在物を浮揚せしめてから、60φ×2000mm 2 本の鋼管に、1m につき 7.5kg の Al を熔融充填したものを突込み下部から溶解脱酸した。鋼管は 5~7min で溶解する。Al の代わりに Ca-Si 又は Alsical を用うる事も出来る。

以上のような脱酸操作を行うと、取鍋鎮静と相俟つて介在物総量は減少し、SiO₂、MnO、FeO 系介在物に代つて、Al₂O₃ 系のものとなり、Al の歩留も良好となる。(酒井晋一郎)

— 鐵及鋼の性質、物理冶金 —

新析出硬化型不銹鋼 (II)

(G. N. Goller, W. C. Clarke; Iron Age, 165 (1950) No. 10, 79)

(I) の Armco 17—4 pH 鋼 (Iron Age, 165 (1950), No. 9, 86; 鉄と鋼, 37 (1951), No. 6, 61, 抄録) に続いて、Armco 17—7 pH なる不銹鋼を紹介している。17—4 pH は析出硬化元素として Cu を添加するのに対し、17—7 pH は Al を含むもので、その基準組成は C, 0.07; Cr, 17.0; Ni, 7.0; Al, 1.0% で主として薄板、線材用としてつくられたものである。標準熱処理は 980~1070°C より水冷して均一オーステナイト状態として後、760°C、1/2~3 時間加熱水冷、更に 480~510°C、1/2~1 時間加熱空冷の 2 段の硬化処理を施す。その主な機械的性質を次表に示す。特に圧縮降伏点が、

熱 處 理	抗張力, kg/mm ²	0.2%降伏點, kg/mm ²		伸び, %	硬度
		引張	壓縮		
燒鈍状態	81~102	25~32	—	20~40	78~92Rb
760°C, 30分空冷	88~102	67~81	—	6~12	26~30Rc
更に480°C~510°C, 30分空冷	130~144	112~134	112~134	7~12	40~50Rc

引張のそれには等しいことは注目に値する。硬化処理前に圧延、線引などの冷間加工を行えば 760°C 処理は省略出来、最終の機械的性質は加工度に依つて変わり、強加工後 450~480°C で焼戻すと Rc 50 に達し、弾性は著しく高くなる。

冷間加工或は 760°C 処理でマルテンサイトが生成し、又 480°C 処理ではおそらく Al-Ni 化合物と思われる Al rich の相が析出して鋼を硬化せしめる。

溶接に際しては耐蝕性の劣化や割れの心配は無いが、Al が酸化し易いので、17—7 pH 溶接棒を使う場合は不活性ガスなどの保護気圏中で溶接せねばならない。然し、17—4 pH の溶接棒を使えばその必要はない。而してこのような溶接の後、前述の硬化処理を施せば、その機械的性質は母材のそれにほぼ近いものが得られる。

又線材では炭素鋼ピアノ線と同等或はより秀れた弾性

および硬度を与え得るし、尙且相当の柔軟性を具えている。然も耐蝕性は 18—8 系不銹鋼に匹敵し、Cr 単味の不銹鋼より遙かに良い。(小高良平)

η 炭化物の生成

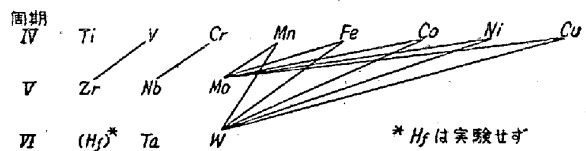
(Kehsin Kuo; Acta Metallurgica, 1 (1953) May, 301)

Fe₃W₃C など一般に M₃C (M は金属原子) で表わされる炭化物を η と呼び、これに η₁: A₂B₃C と η₂: A₂B₄C なる 2 つの型があることが知られている。ここに A は Fe, Co 又は Ni, B は W を示す。Mo も Fe 及び Co と η₁ 炭化物を作る。この η₁, η₂ は何れも一つの面心立方格子内に 96 ヶの金属原子と 16 ヶの炭素原子とを有している。この種 η 炭化物が遷移金属元素間の如何なる組合せによつて生ずるか、その生成を支配する何か一般的条件が存在するかどうかを明かにするため、粉末状の各種金属元素を組合せ、C と共に圧縮焼結して種々の炭化物を作り、X線解析を行つた。その結果 V₃Zr₃C, Cr₃Nb₃C, Mn₃Mo₃C, Mn₃W₃C, Fe₂Mo₄C, Co₂Mo₄C, Ni₃Mo₃C 及び Ni₂Mo₄C が確認された。

次表は周期律表の一部に上記各炭化物中の金属元素の組合せを直線で結んだもので、この表から次の事が解る。

(1) A は第 IV 周期のみに属し、又 B は第 V 及び第 VI 周期に属する。A 及び B は互に常に斜の位置にあり、且つ B は常に A の左下方にある。

第 I 表



(2) 同一周期では左方に行く程、又同属では上方程、各金属の C に対する親和力は強くなるが、η₁ の形成には A と B とが互に炭素に対し同程度の親和力を持つことが必要で、例えば Zr と Fe とでは、前者の C に対する親和力が強過ぎて ZrC のみが出来、double carbide は作れない。

(3) B の A に対する原子半径の比は 1.10~1.18 の狭い範囲にある。然しこのことは η₁ 形成の充分条件ではない。

一方 Ta は第 V 周期のどの金属とも double η carbide を作らないが、B 原子として Ta を含む triple carbide は沢山作ることが出来た。(V, Fe)₃Ta₃C, (V, Co)₃Ta₃C, (V, Ni)₃Ta₃C, (Cr, Fe)₃Ta₃C, (Cr, Co)₃Ta₃C,

(Cr, Ni)₃Ta₂C, (Cr, Cu)₃Ta₂C. Nb も又 (V, Ni)₃Nb₂C を作る. Nb の場合, その相手と V と Ni とは, Nb と double carbide を作る Cr の両側に位する. 今 Ta と double carbide を作る金属が Cr と Mn との間にあると仮定すれば (勿論実在しないが) 上の沢山の triple carbide は凡てその仮定された金属の両側に位するものゝ組合せであることは興味深い.

この様な η 生成の条件は或る点で σ 相その他の金属間化合物の或る条件と似ているので, η が電子化合物であると云う可能性, 従つて, その電子/原子比が, 前記の原子半径の比とか, C に対する親和力の相対的強さと共に, η 炭化物の安定度に重要な因子を成すものと想像される. (小高良平)

低炭素鋼の表面品質に影響する 稀土類元素の添加

(J. V. Russell: J. Metals 6 (1954) 438)

稀土類元素を添加すると非鉄金属鑄物の接種剤として作用し粒子を細かくして強力なものが得られるとされており, その後ノデューラ-鑄鉄鑄物の接種剤としても使用された. 又鋼鑄物に対しても健全性を増し, 機械的性質を改善する上に効果があるとされている. これらの研究に刺戟されて稀土類元素を中炭素合金鋼と低炭素鋼の品質向上に資する目的で添加する試みが行われ, 有効であるとの報告もある. 本研究はこの点を確認するために行つたもので, 対象としたのは細粒鋼の SAE C1020 鋼である.

現在市販されている稀土類元素の添加剤は, ランタナム 22~25%, セリウム 50~55%, ネオヂミウム 15~17% 及び他の稀土類元素 8~10% の組成のものである. 又稀土類元素酸化物と称するものは, 上と同様な割合で酸化物が混合しているものである.

実験の結果を要約すると次の如くである. 稀土類元素を取鍋或いは鑄型内に添加すると鋼中の S の含有量を著しく減少させることが出来た. この S を除去する能率は存在する S の含有量が多い程高くなつていく.

稀土類元素の酸化物は取鍋又は鑄型に添加しても殆んど脱硫効果は認められなかつた. 稀土類元素の添加によつて表面の品質は一般に向上した. その理由は S を低めることによつて Mn/S が増加することにあるようである. その証拠に Mn/S の大きい溶鋼に対しては稀土類元素を添加しても殆んど表面品質の改善が得られなかつた. Al キルド鋼に稀土類元素を t 当り 2lb. 以上添加すると Al 単独の場合よりも一層著しい赤熱脆性が現わ

れた. この赤熱脆性は圧延時鋼板に hot tear を起したが, その程度は稀土類元素を添加した量に比例して甚しかつた.

稀土類元素の酸化物は Al キルド鋼に添加しても赤熱脆性を起さず, むしろ緩和するように作用した. これは酸化物が Al を一部酸化して Al の影響を軽減したためと考えられる. (堀川一男)

等温焼戻脆化と遷移温度に及ぼす硬度の影響 (B. C. Woodfine: J. Metals 6 (1954) 532)

従来焼戻脆性の起る最高温度は約 625°C であると考えられていたが最近 Jaffe, Buffum 等は SAE 3140 で 650° と 675°C で焼戻脆性の起ることを報告している. Carr, Goldman, Jaffe 及び Buffum はこの結果に対して焼戻した試験片の遷移温度は $-0.28^{\circ}\text{C}/\text{BHN}$ の硬度相関があるので, 焼戻しによつて遷移温度の上昇することはその本性はよく判らないが或る種の「焼戻脆化」が起るために相違ないと推定している. この推論は焼戻過程中に進行する通常の組織変化は遷移温度を上昇させないこと, 従つてフェライト粒度は焼戻によつて変化しないか或いはフェライト粒度は遷移温度に影響しないことを仮定している. 然しこれらの仮定は Fisher 及び Boyce や Baeyertz, Craig 及び Bumps 等の研究で示されたように正しくない. 粒界焼戻脆性の起らない場合, 焼戻しによつて低合金鋼は最初にマルテンサイトが破壊し次に (1) 炭化物粒子の球状化と生長 (2) フェライト粒の生長 (3) 合金元素の炭化物とフェライト間の分離の順に起る. (1) は降伏応力を減ずる. (2) は脆性破壊応力を減ずる. (3) は恐らくこれら両者を減ずる. 最近提案された新理論によれば遷移温度は主として降伏応力と脆性破壊強度の相対的關係によつて決定する. 降伏応力が減少すると遷移温度を降下し, 脆性破壊強度が減少すると遷移温度は上昇する. 以上の理論に基くと, 低温焼戻温度及び高温焼戻の初期にはフェライト粒が非常に小さくてその生長が遅いので, 降伏応力の下ることが遷移温度に強く影響する. この状況では遷移温度は硬度が低下すると共に下降する. 然し長時間の焼戻しによつて, 特に 600°C 以上の焼戻しでは降伏応力の減少するための効果よりもフェライト粒の生長による脆性破壊応力低下の効果の方が強く作用し, 従つて硬度が下つても遷移温度は上昇する. このように考えると長時間の焼戻しによつて遷移温度が始め硬度と共に低下し, 次いで上昇すると云う結論が得られる. このことは Jaffe, Buffum 等が SAE 3140 で行つた試験結果を検討すると裏

書きされている。即ち Rc 25 で -84°C の最低遷移温度となり、これより硬度が高く共、低く共、遷移温度は上昇している。以上は粒界焼戻脆性とは関係がない。但しこのことは時間の差によつて硬度差を生ずる場合の話であつて、同一の硬度を得るのに異つた熱処理方法を採用した場合には当嵌らない。

以上、本報告の言わんとする処は、SAE 3140 の 650° 及び 675°C に於いて長時間焼戻しを行つた場合に生ずる遷移温度の上昇は、特別な焼戻脆性のためではなく、通常の焼戻過程によつて充分説明し得ると云うことである。(堀川一男)

應力腐蝕割れに及ぼす低温歪力除去の効果

(C. R. McKinsey: Welding Journal 33 (1954) 161—s)

試験に供した鋼は次表のように化学成分と機械的性質を有する 1/2" 厚鋼板である。No. 3 と No. 7 は低 C 低合金鋼であつて No. 12 は普通キルド鋼、No. 16 はリムド鋼である。

試料 No.	C	Mn	Si	S	P
3	0.082	0.37	0.49	0.037	0.077
7	0.10	0.61	0.29	0.031	0.13
12	0.24	0.39	0.16	0.027	0.021
16	0.16	0.45	<0.01	0.038	0.014

試料 No.	Cr	Cu	Ni	Al
3	0.80	0.44	0.52	0.044
7	0.57	0.64	0.31	0.049
12	0.037	0.023	tr	0.005
16	0.056	0.14	0.11	—

試料 No.	降伏点	引張強サ	伸	絞	リ
3	48,100 psi	67,200 psi	38.6%	73.8%	
7	57,700 "	79,550 "	34.0 "	67.7 "	
12	36,300 "	63,600 "	37.3 "	62.2 "	
16	32,700 "	57,300 "	39.4 "	66.5 "	

No. 3, 12, 及び 16 の各試料についてサブマージドアーク溶接により 20" x 20" の接手を 2 個宛作製した。中 1 個はビードの両側を $350\sim 400^{\circ}\text{F}$ に加熱して低温歪力除去を行つた。この歪力除去により残留応力は、溶接の儘の状態では $35,000\sim 55,000\text{psi}$ であつたものが $5,000\text{psi}$ 程度に低下したと考えられる。溶接の儘のものと、低温歪力除去処理を施したものを、短時間に応力腐蝕割れを起させる目的で次のような組成の液中に 1 気圧、 120°C (沸点)の下で浸漬した。Ca(NO₃)₂ 60%, NH₄NO₃ 3%, H₂O 37%。

試験の結果を要約すると次表の通りであつた。

試料 No.	状 態	浸漬時間(hr)	割れ (in)
12	溶接の儘	455	0
12	低温歪力除去	455	0
16	溶接の儘	200	15.4
16	低温歪力除去	200	0
3	溶接の儘	70 ¹ / ₂	101.0
3	低温歪力除去	70 ¹ / ₂	2.4

即ち Pearson の言っているように含有 C 量の減ずる程、応力腐蝕割れを起し易くなつており No. 3 では低温歪除去を施しても微小な割れを認められた。但し No. 3 は降伏点が高いので残留応力も大であつたことは考えられる。何れにしても低温歪力除去は応力腐蝕割れを防止する上に著しい効果のあることが判る。

次に No. 7 の試料を用いて 83~85% NH₄NO₃ 水溶液中に $165\sim 170^{\circ}\text{F}$ で 10 個月浸漬してみた。その結果溶接の儘では合計 24.75" の割れを発生していたが、低温歪力除去処理を施したものは 3/4" の割れを示したに過ぎなかつた。割れの発生した位置は低温歪力除去作業中比較的溫度の低かつた位置に該当していた。以上の実験室及び現場に於ける実験の結果低温の歪力除去は溶接した鋼板の応力腐蝕割れに対する感受性を減ずるのに有効であることが証明された。割れの発生は C 量の低い程甚しく、リムド鋼もキルド鋼も溶接の儘では割れに対して安全ではない。(堀川一男)

中空円筒の合金鋼に対する焼割れ感受性に及ぼす或る冶金学的要素について

(C. F. Sawyer & C. C. Basby; Trans A. S. M. Vol 46 (1954) 100~112)

本稿には中空円筒合金鋼に及ぼす種々の冶金学的要素の評価が追求され、その結果が報告されている。実験室で実験に供した試料は外径 6¹/₂"、内径 2³/₄"、厚さ 1/2" で、内面に切欠が 1/8", 3/16", 1/4", 5/16" の 4 種の深さに這入つている。この試料を重ねて焼入装置中に入れスプレイで外側と内側より水冷し、いづれの深さの切欠に焼割れが這入つたかを記録する。上記の方法で実験室的に求めた結果と中空円筒を実際に現場で実際に焼入した際の焼割れの結果とを数多くの試料について比較検討した。その結果現場のデータと実験室のデータとは全く同じ傾向を示した。一般的に次の事項が確認された。

- (1) 焼入温度が高くなるにつれて焼割れ感受性は増す傾向にある。
- (2) 焼入硬化前に焼準すると焼割れ感受性を減ずる傾向を示す。

(3) 焼入途中即ち円板が約 175~260°C になつたとき冷却を阻止して、試料を途中より取出すと焼割れ感受性は減ずる。

(4) 鋼塊の底部の材質(約全体の 1/3 の所まで)は鋼塊の上部と中部の材質に比して焼割れの傾向が著しくなる。

(5) 約 0.45% C までは炭素量の増加と共に焼割れの傾向は著しくなる。

(6) 硼素が添加された鋼では焼割れ感受性が増加するであろうが、この影響はそれほど著しいものではない。

(上野 学)

鑄鐵の性質に及ぼす珪酸塩介在物の

化学組成の影響

(A. Roos: Foundry Trade Journal, 95(1953) 786)

鑄鉄は黒鉛を含んでいるので介在物の分析は困難である。鑄鉄を珪化カルシウムで処理する場合、その脱酸剤の作用の研究には炭化物、硫化物及び燐化物の分析よりも珪酸塩及び酸化物等の介在物を分析して決定することの方が重要である。介在物の分析方法として従来は、強臭化溶液中での電解により生じた発生機臭素の作用で炭化物、燐化物及び硫化物を破壊して珪酸塩及び酸化物を電解分離することを行つていた。しかし、この方法は珪酸が電解により解離し、これが鑄鉄中に合金化していた Si と混合するので、分析値は実際に存在していた SiO₂ よりも高くなり適当でない。鑄鉄中に最初から存在している SiO₂ の決定には、試料を醋酸銅の溶液中に溶解する方法が良い。この方法によつて、SiO₂ に酸化した Si 及び酸化しない Si の総量を求めた結果は、従来の方法で求めた鑄鉄中の全 Si 量と分析の誤差範囲内で一致し、鑄鉄中の珪酸塩の完全な決定が可能となる。

鑄鉄を珪化カルシウムで脱酸処理した場合、鑄鉄中の介在物は Ca 含量が増す程減少し、鑄鉄の弾性係数 E は P 含量を次式により補正して得られる P' の一次函数としてあらわされる。

$$P' = P - \frac{5Fe_2O_3 + FeO}{10}$$

但し、Fe₂O₃ 及び FeO は各々鑄鉄中の酸化第二鉄及び酸化第一鉄であり、C、Si 及び Mn 含量が各々一定の場合に上式は成立する。(依田連平)

球状黒鉛の形態

(A. Wittmoser: Foundry Trade Journal, 96 (1954) 202)

この報告は球状黒鉛の形態についての M. N. Parthasarathi & B. R. Nijhawan の論文 [Foundry Trade Journal, 95 (1953) 809] に対して著者の見解を述べている。

この種の研究はすでに 1953 年にパリの国際鑄物会議で著者が報告し、更に Technical and Trade Supplement of Giesseri (October, 1953, vol. 12, pp. 571~585) で発表した。その研究の結果は必ずしも上記両氏の見解と一致しない。即ち、中心に白点の見られる放射状でない型が球形の上半部を切断した場合に現われることは両氏の場合と同様であるが、球形の下半部の切断断面は往々にして放射状の型として認められる。

(依田連平)

球状黒鉛鑄鐵の熱処理

(M. Ballay, R. Chavy & J. Grilliat: Foundry Trade Journal, 96 (1954) 91)

鑄物を柔軟にするためにパーライトをフェライト化する処理としては Ac₁ 点の下で長時間加熱するか、Ac₁ 点の上或は Ac₃ 点の上で加熱し徐冷するか、更にこれら 2 つの処理を併用する方法がある。大抵の球状黒鉛鑄鉄の Ac₁ 点は 730°~760°C の間にあるから加熱温度としては 700°~720°C 附近が適当であるが、この場合鑄物を前以つて 875°C 附近から油焼入しておくこと軟化が急速に進行する。

700°C 以下の冷却速度は硬度及び抗張力には殆んど影響しないが、或種の鑄鉄ではその衝撃値に対して冷却速度が著しい影響を及ぼす。例えば T.C 3.42%, Si 2.50%, Mn 0.27%, S 0.007%, P 0.057%, Ni 2.16%, Cu 0.04%, Mg 0.057% なる組成の試料を 700°C に加熱後、150°C/hr. の速さで炉冷或は水冷した場合のシャルピー衝撃値を -18°~100°C の温度で求めると水冷の場合は炉冷の場合よりも衝撃値が高く現われる。水冷したものを 350°~625°C で 8 時間加熱後炉冷した試料の 15°C における衝撃値は 450°~550°C 間で加熱したもので著しく低下し、550°C では殆んど 700°C から徐冷した場合の値に近づく。然るに T.C 3.56%, Si 2.55%, Mn 0.18%, P 0.04%, Ni 1.5%, Mg 0.12% なる組成の試料は焼鈍後炉冷或は水冷しても冷却速度に関係なく、かゝる感受性を示さない。感受性が切込のある試片において顕著であることは注意を要する。

鑄物にある程度の耐摩耗性及び硬度をもたせると同時に柔軟性をも与えるにはパーライトの一部分をフェライト化する処理を行う。この場合 Ac₁ 点の下での加熱温

度としては 680°C 附近が良い。

球状黒鉛鑄鉄の素地の不均質は鑄物を 1000°C で 2 時間加熱する均質化処理によつて改善され、伸び及び衝擊値等の機械的性質が向上する。この均質化処理の効果は Mn 含量の高い鑄物の場合特に著しい。また、Ac₃ 以上に加熱後空冷する焼準処理もパーライトを微細化して機械的性質を改善する。

球状黒鉛鑄鉄の焼入及び焼戻処理の効果は大きく、特殊元素を含みぬ鑄鉄では 850°C~875°C に加熱後油焼入或は水焼入でマルテンサイト組織を得る。Si は Ac₁ 点及び Ac₃ 点を上昇させるが、Mg 添加を Ni-Mg 合金で行うと合金化した Ni は Si と反対の作用をする。焼入硬度は 600~850 HB である。焼入の際の加熱時間はパーライト鑄鉄よりもフェライトの方が長時間を要する。焼入による内部応力を除去して柔軟性を増すための焼戻温度としては少なくとも 450°C が必要である。この種の鑄鉄（例えば T.C 3.3%, Si 2.10%, Mn 0.12%, P 0.4%, Ni 2.11%, Mg 0.082%）は 850°C に加熱後 700°C まで冷却して油焼入してもマルテンサイト組織が得られ、焼入による変形の割れの危険を防ぐことが出来る。大型鑄物では水や油に焼入れてもマルテンサイトの発生が不充分であり且つ割れる危険がある。この場合には Ni や Mo を加えて焼入の臨界冷却速度を低下させる。クランクシャフト等は自硬性をもつ Ni-Mn-Mo 鑄鉄で造り 900°C~920°C に加熱後空冷し、250°C~300°C で焼戻して使用する。（依田連平）

一 分 析 一

鑄鐵中の酸素、水素、窒素の定量

(B. B. Bach, J. V. Dawson, L. W. L. Smith:
Journal of the Iron and Steel Institute Vol. 176
(1954) Part 3, 257)

鑄鉄中のガスの分析には空値の低い高周波加熱方式による真空熔融法が最も有望である。この論文は H. A. Sloman の分析装置を若干改良したものをを用い、試料採取法、試料内のガスの偏析及び白銹、鼠銹、球状黒鉛鑄鉄等の分析例について述べている。試料の熔融には約 400kC の真空管式高周波電気炉を用い、捕集ガスの分析はアンブラーガス分析装置を用いた。試料は 1/2"φ × 1" (約 20g) で表面は旋盤で精密仕上げの後 CCl₄ 蒸気で脱脂する。黒鉛坩堝は予め濃硫酸で煮沸して後約 2400°C で 3 時間加熱して脱ガスを行う。空値はガス抽出温度の 1650°C では 0.02cc/h 以下で抽出時間は 20~45 分である。

以上の分析操作により先ず試料の表面に吸着されたガスが分析値に及ぼす影響を調べるため、真空溶解して製つた試験片から表面積/重量の種々異つた試料を削出して分析した。その結果前記寸法の分析試料について吸着ガスによる誤差は酸素 5×10⁻⁴W%, 窒素 10×10⁻⁴W% 水素 0.5×10⁻⁴W% 程度で、この誤差は粗粒の多孔性の材質のもの程大きい。鼠鑄鉄の中心部の粗粒部は著しく高い分析値を示した。（特に酸素について、窒素についてはこの傾向は少い。）次に熔融鑄鉄中のガス定量に最も適当な試料採取法を定める為に砂型鑄造、黒鉛型鑄造、石英管吸上げ等の方法を比較したが砂型に鑄込んだ鼠銹は場所によつて分析値の変動が甚しく、粗粒の中心部にガスが多い。結局 9/16" 内径の黒鉛鑄型に鑄込んだ白銹がポロシティも無く分析の再現性も良好であつた。同じ湯を連続して 17 個の黒鉛鑄型に注いで得たチル試料で分析値の再現性を調べた所、酸素は 16±3×10⁻⁴W%, 水素は 1.5±0.7×10⁻⁴W%, 窒素は 35±9×10⁻⁴W% という良好な結果を得た。

次に同一熔融の砂型鑄込試料と黒鉛鑄型に鑄込んでチルした試料との分析値の比較を下表に示す。一般に砂型試料が鼠銹になる様な湯の場合はチル試料の方が砂型試料より酸素が少く、又一方砂型試料でも白銹になる様な湯(Si の低い)ではチル試料の方が屢々高い酸素量を示している。この理由として前記の表面吸着ガスによる誤差と共に、Si の低い湯では冷却に際して相当量の酸素が CO として放出され、その放出量が試料の冷却速度によつて変化することを挙げている。

Mg-Ni で処理した球状黒鉛鑄鉄では水素及び窒素の量は普通鑄鉄と大差ないが酸素量は著しく低い値を示し、Mg 処理の後には実際にこの程度によく脱酸された状態にあると考えられる。

鑄鐵のガス分析例 (砂型試料とチル試料との比較)

ガス分析は ×10⁻⁴W%

記號	種 類	砂型試料					チル試料			化學組成		
		酸 素	水 素	窒 素	酸 素	水 素	窒 素	T.C. %	Si %	Mn %		
G16	鼠 銹	20	1.2	3.0	18	5	1.0	15	3.8	1.9	0.7	
G19	鼠 銹	35	2.0	10	8	1.9	12	4.0	1.9	0.8		
G33B	球状 黒鉛鑄鐵	2	1.7	32	2	0.8	34	3.3	2.0	0.5		
G40	鼠 銹	15	0.4	43	6	0.8	43	3.2	1.4	0.6		
G43	鼠 銹	23	0.9	59	12	0.8	50	3.3	1.3	0.5		
G20	白 銹	32	1.8	55	49	1.1	61	1.9	1.4	0.7		
G32	白 銹	55	1.4	20	68	1.8	17	3.2	0.1	Nil		
G34	白 銹	16	1.7	46	28	1.3	51	3.0	0.1	0.2		

鐵道技術研究所 広田敏夫