

抄 録

— 製 鉄 —

S L 直接還元法の開発

(J. G. SIBAKIN: Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) No. 10, p. 977~988)

鉄鉱石の直接還元法は種々検討され、ヘガネス法、ウイベルグ法、RN法、HyL法などがすでに実用化されている。Steel Company of Canada では近い将来に使用可能な Labrador の高純度精鉄の利用法を 1958 年から検討し、S L 直接還元法を開発した。

初期には内径 4 ft, 長さ 30 ft のキルンを用い、微粉鉄還元の可能性を検討したが、結論的には微粉鉄の直接利用は不可能であった。

第 2 期としては、内径 0.5 m, 長さ 9 m のルルギ式キルンを用いて微粉を除いたペレット、媒溶剤、石炭を装入し、ペレットサイズ、その他の影響を調査した。得られた結果は、(1) 還元率はペレットサイズ、石炭(炭素)量により決定される。(2) ペレットの破碎は大きいものはげしい。(3) S 含有量は媒溶剤配合量とペレットサイズにより決定される。

1960 年秋からパイロットプラント建設が開始され、翌年夏に完成した。キルンは内径 7 1/2 ft, 回転部長さ 115 ft で、予備処理、冷却キルン、精整部門などが付属している。主キルンは 2 重に内張り、バーナー 10 個を有する。炉内湿度および操業状況はこれらのバーナーへのガス、空気の供給量でコントロールされる。この設備では高級海綿鉄製造に関する最適条件が検討された。所要最低ガス量は石炭比により決定され、また石炭量はペレットの破碎にも影響する。原料装入速度、キルン回転数などは検討した範囲では還元率に大きな影響をおよぼさなかった。還元率はペレットサイズ、過剰石炭量の影響が大きい。

熱精算の結果、所要熱量的には他の方法に比して有利で、廃ガスによる熱損失が少なかった。成品の met. Fe は約 90%、脈石分は約 5% である。

得られた海綿鉄を 50 t アーク炉、105 t LD 転炉、400 t 平炉などに装入、製鋼過程での問題を検討した。電気炉では電力、石灰、電極消費量などがわずかに上昇の傾向を示したが、歩留はほとんど変化せず、炉床の損傷もなかった。

LD 転炉、平炉にもスクラップの代りに 66%、50% まで装入してみたが、操業上顕著な影響は認められなかった。製鋼炉に使用する場合には嵩比重や、再酸化防止の点から団鉄にして使用する方がよい。ブリケットインゲマシンの内ではロールタイプのものが優れていた。

(河合重徳)

— 純 鉄 —

δ 鉄中の酸素の溶解度

(EDWIN S. TANKINS and Nev A. GOKCEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 53 (1961) p. 843~852)

δ 鉄中の酸素の溶解度に関する従来の研究結果は良好な一致を示していない。この原因として鉄中の不純物の多少が考えられる。本研究では $H_2(g) + O(\text{in } \delta\text{-Fe}) = H_2O(g) \dots \dots (1)$ の反応の平衡を 1420~1520°C の範囲で $H_2O + H_2$ の混合ガスを用いて調べ、反応 $FexO(l) + H_2(g) = H_2O(g) + XFe(\delta) \dots \dots (2)$ の平衡は高精度で知られているので、この二式の組合せにより $FexO(l) = XFe(\delta) + O[\text{in } \delta\text{-Fe}] \dots \dots (3)$ の反応の平衡恒数と δ 鉄中の酸素の溶解度を求めた。

実験方法はコイル状に巻いて炉中につるした薄い鉄板と H_2O , Ar, H_2 の適当な混合物から成っている。平衡に用いた $H_2O + H_2$ の混合ガスは組成既知の Ar + H_2 の混合ガス中の微量酸素を Mg で除き、±0.02°C 以内の温度差に調節した凝縮系を通して H_2O を飽和させた。

実験試料中の不純物は C, Si, Co, V, Mo, Sb, As, Si, は各 10 ppm, P, B, Be は各 5 ppm, Al, Ni, は各 4 ppm, Ca, Cr, Cu, Pb, Mn, W, Sn は各 1 ppm, O_2 : 26 ppm で厚さ 1/4 mm, 長さ 6 in の鉄板を 1 1/2 in の高さにラセン状に巻いたものを用いた。温度測定は光温度計で行い、混合ガスは 400 ml/mn の速度で流した。平衡に達するまでの時間を調べ 5 h 以内に平衡に達することが判つたので、所定温度に 5 h 以上保持し平衡に達せしめた。その後試片を急冷し、真空溶融法により酸素分析した。

実験は 1420°C, 1450°C, 1475°C, 1510°C の各温度で行い反応 (1) の平衡恒数を求めた。

$$\log K_1 = 13,300/T - 5.98$$

$$K_1 = P_{H_2O}/P_{H_2} [\%O]$$

$$\Delta F = -60,900 + 27.36T$$

これと反応 (2) の平衡恒数の差から反応 (3) の平衡恒数を求めた。

$$\log K_3 = \log [\%O_{\max}] = -12,630/T + 5.51$$

この式を α 鉄の範囲に外挿すると α 鉄中の最近の溶解度のデータと一致する。

また若干の試片について検鏡して介在物を調べた。 $H_2O/H_2 \leq 0.5$ の時は介在物は殆どなかったが、 H_2O/H_2 が 0.7 前後の時、あるいは試料が Wüstite で包まれている時は大きなものが見られた。(平井春彦)

— 性 質 —

超強力鋼 (18Ni マルエージ鋼)

(R. F. DECKER et alii: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962) p. 58~76)

極低炭素の 20% 前後 Ni を含む鉄鋼のマルテンサイト変態は、冷却速度依存性が殆んど無く 500°C 辺までのエージングに耐え、正方晶系でなく BCC の結晶格子で低硬度強靱性に富む特色のあるものである。これに Co 7% Mo 8% までの添加を行うと Fe_2CoNi 規則格子などによる著しい硬化現象が 480°C 辺のマルエージ(時効)によつてみられ、しかも伸び、絞りなどが殆んど

低下しない。この硬度は $\text{Co} \times \text{Mo}$ の量とともに増す。

さらに Ti 0.2~0.6%, Al などを加えると析出硬化機構附加によつて超強力鋼として優れた性能のものが開発されるに至つた。著者らは 200g の試熔から 30 ポンドさらに 2 万ポンドの電気炉へと応用面の研究に進み、棒、板などについて材料試験特にノッチ強度靱性や応力腐食などのテストにより性能をたしかめ工業化に資した。

Ni 18.5, Co 7, Mo 5, Ti 0.4 のもので 170 kg/mm^2 以上の降伏点を得られるが、 -62°C の落重垂テスト、2 日の海水応力腐食テスト、切欠係数 10 以上での切欠強度テストなどで低合金の強力鋼に比し著しい優位を示した。V ノッチシャルピー値も 22ftlb 以上は得られる。

本鋼に Si , Mn は靱性に悪い影響があり、 Al は多く入ると切欠強度比が良くない。B の微量、 Zr の少量は一応有効と考えられている。

溶体化焼鈍(冷却後マルテン化)には約 820°C 辺が用いられるが直接圧延後すぐマルエージをすることも行われ却つて切欠性能が優秀である。また溶体化後の硬度が R_c 25~で軟かいから 90% の冷間加工(マルフォーム)も容易で R_c 34 辺となるが、これをマルエージすると降伏点 200 kg/mm^2 を越えるものが、得られ伸びは 10% を保っている。また切欠強度は 310 kg/mm^2 を越し、対抗張力比 1.5 を保持する優秀さである。かような高降伏点ほど真空溶解したものが切欠強度などの点で有効であり、不純金属元素(マルエージに無効なもの)やガス不純物が少ないことが原因と考えられる。

なお本鋼種は熔接性が良く、熱影響部の劣下が少いだけでなく、熔接後のマルエージによつて完全を期することもできる。

なお 10t 塩基性電気炉のオープン熔解の熔製品でも案外に良い性能のものが得られ、降伏点 170 kg/mm^2 , 抗張力 175 kg/mm^2 , 伸び 12%, 絞り 52% 切欠抗張力 250 kg/mm^2 で板材の横方向の性能も良い結果が得られたことなどが報ぜられている。(荒木 透)

含鉛の超高張力 SAE 4140 鋼の疲労、衝撃、および引張り特性 (WILLIAM SIMON: Trans. Soc. Auto. Eng., 60 (1961) p. 69~76)

鉛快削鋼の機械的性質を検討する目的で、 R_c 硬度で 55 および 47 の SAE 4140 鋼の含鉛 (0.15~0.35% Pb) および非含鉛鋼について、T 方向(鍛圧延に直角の方向)の廻転曲げ疲労限度、衝撃、引張り試験を行なつた。その結果、両鋼種の各性質には、通常の実用に際して問題になるほどの差は無いことがわかつた。

すなわち疲労限度は、 R_c 47 のものでは含鉛のものが非含鉛のもの 88%, R_c 55 では 83% 程度への劣化が見られている。

各種の温度での両者の衝撃値は、バラツキも多く殆んど差がないが、破面は両鋼種共せん断破壊をしている。焼もどしによる衝撃値の上昇も、両者大差なくほぼ同一である。

引張り強さは、普通の仕上げと試験法によつた場合には、含鉛鋼が非含鉛鋼の 80% 程度であるが、試験片を注意深く仕上げ、更に表面をよく研磨してから、引張応

力の真直性をストレンゲージで吟味しつつ同じ試験を行なうと両者の差は引張り強さ、降伏点、伸び、絞りいづれでも殆んど無く同一と見てよい程度となる。

以上は全て T 方向の諸性質であるが、これらは両鋼種共、Pb の有無にかかわらず L 方向(鍛圧方向)と比較すると著しく劣つていた。それは、SAE 4140 鋼に含まれている通常の介在物、特に珪酸系介在物が原因である。すなわち、これらの介在物が T 方向に強い切欠効果を示し、応力集中を生ぜしめるからである。このように T 方向が L 方向に比較して著しく性質が劣るので、硬さからその鋼の引張り強さを概算することは、極めて危険であり、歯車のように T 方向に荷重のかかる部分には介在物の少い鋼種を用い、設計には T 方向の引張り強さを基準にしなければならない。

T 方向で使用する場合には、含鉛であるか否よりもむしろ他の介在物に対する注意を多く払うことが肝要であると思える。

なお「討論」に、歯車の用途には単純曲げ疲労の場合に比べて、回転曲げ疲労試験の結果があまり異なるため設計応力の基礎に用い難いことが述べられている。

(荒木 透)

一物理冶金一

鉄と体心立方鉄合金の圧延集合組織

von. J. BENNEWITZ: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962) 6, p. 393~403

圧延集合組織の発達を 0.1% C 炭素鋼, 0.02% C, 3% Si および 0.02% C, 3.25% Si の 2 種の珪素鋼について、極点図によつて研究した。

$\text{Mo } K_\alpha$ 線を用い、シンチレーションカウンターで波長弁別を行なうことによつて、体心立方金属では始めて (222) 極点図を描いた。

(110), (200), (222) 極点図を総合した結果では、圧延集合組織の発達は三段階に分けられる。

第一段階では、各結晶粒は適当な [110] 軸に関して回転して、WR (圧延方向) と ND (板面垂直方向) を結ぶ面内にあつて WR と 60° をなす [110] 軸を繊維軸とする [110] 60° WR 繊維組織の成分となる。この繊維組織の最大となるのは約 50% 圧延後で (554) [225] の近くに極点の集積が認められる。

第二段階では、各結晶粒は [110] 60° WR 繊維軸に関して回転して (112) [110] 方位に向う。

第三段階は、結晶粒が (112) [110] 方位に達した時に始まる。この段階では (112) [110] 方位を中心とする [110] 11 WR 繊維軸に関する非対称的なプラス、マイナスの回転が起こる。

各結晶粒の圧延前の方位に応じて、発達各段階に達するのに必要な圧延率は異なるから、各圧延率における極点図は三段階のすべてを含んでいる。高圧延率の場合には、[110] 60° WR 繊維組織と [110] 11 WR 繊維組織の共通の方位である (112) [110] 方位が重要である。すなわち極点図上の極点の分布は (112) [110] から (100) [011] に向う分散と (111) [110] に向う分散の重ね合せによつて説明でき、(100) [011] 方位は [110] 11 WR 繊維組織の分散中心ではない。

この結果によれば、圧延集合組織は引張繊維組織と圧縮繊維組織の重なり合いであるとする説は否定されなければならない。(伊藤邦夫)

純鉄の歪時効の透過電子顕微鏡による研究

(W. C. LESLIE et alii: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 200 (1962) 9, p. 722~728)

帯熔融した純鉄、0.014% C の Fe-C 合金、0.017% C, 0.45% Mn の Fe-Mn-C 合金、0.019% N の Fe-N 合金を用いて、歪時効による応力-歪曲線の変化と、薄膜による透過電子顕微鏡写真によつて、転位構造と、析出物の有無を調べた研究である。

時効処理は、従来の研究により、時効が最大になるようにしたが、純鉄を除いて、何れの試料も降伏点が再び現われるようになり、また下部降伏点も増加するようになった。純鉄は時効処理により、むしろわずかに軟化する。透過電子顕微鏡写真によると、あらゆる合金の転位構造が、時効以前の変形のみを与えた過程で、フェライト粒内のタングルから成り立っていることがわかり、このようにタングルした転位は、時効によつて殆んど変わらず、また析出も新しく起らなかった。

以上の結果から、歪時効のコットレル-ピルビー模型の新しい改良を提案した。即ち、歪時効により、格子間原子は、転位のみでなく、転位源として働く粒界や、地上析出物、介在物との内部境界へも動く。このため、時効後は、これらの転位源を再び活性化するのに高応力を必要とし、また降伏点の再現も生ずる。塑性変形は、新しい転位が、内部境界でできることによつて生ずるが、これらの転位は、固着された転位網を横切らなくてはいけないので、flow stress の増加も生じ、靱性も減少するようになる。(森 勉)

鉄などの B.C.C. 金属の降伏点現象に関する降伏のモデル

(G. T. HAHN Acta Met. 10(1962)8, p. 727~738)

転位が溶質原子によつて固着されるという Cottrell の理論はよく知られており、転位線のところに偏析した溶質原子は弾性エネルギーの低い状態にあるので外力に対する転位線の運動を妨げる作用を生じ、降伏強度の増加をもたらすとし、軟鋼の降伏現象などがこれによつて説明されてきた。

しかしこの理論では急激な yield drop, 降伏点伸び, Lüders 帯の前進速度, 遅滞現象を説明するには充分でなく、上または下降伏応力の温度, 歪速度, 結晶粒度依存性が以後の flow stress のそれと同様な挙動を示すことが説明できない困難がある。

Johnston-Gilman は顕著な降伏現象を示す LiF 結晶の観察から固着から脱け出すこと (unlocking) はなく、二りを起す転位は新たに作られ、急速に増殖されるとし、降伏現象を単に転位の急速な増殖, 転位速度の応力依存性によつて説明した。

これに基づいて、この論文では (1) 最初に少数の動き得る転位が存在する。(2) 急速に転位が増殖する。(3) 転位速度が応力依存性をもつ、というモデルによつて鉄などの B.C.C. 金属の降伏現象を検討し、降伏, Lüders 帯, 遅滞現象の統一的扱いができ、実験とのよい一致が得られている。

例えば歪時効に伴う降伏点の特異な現象は、冷間加工 (調質圧延) によつて多数の新しい転位ができて yield drop をなし時効中にこの新しい転位は固着され、また新たに yield drop が現われると解釈される。

この理論では B.C.C. 金属の降伏を説明するためには転位の unlocking を考えることは必要でないか、unlocking の可能性は無視しておらず、降伏現象を完全に記述するには Cottrell の古典的 unlocking 理論と Gilman-Johnston の機構が結び合わされることによつて行なわれようとしている。(松尾宗次)

—その他—

深絞性の試験方法について

(R. S. BURNS & R. H. HEYER: Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 9, p. 861~872)

鋼板の成型性, 深絞性の評価方法は、メーカー、需要家、研究者から大きな関心を寄せられており、かなり難かしい問題である。本稿は深絞性の試験方法に関する最近の状況を概説したものである。

深絞性が問題とされ始めた当初は、硬さ、オルゼン、エリクセン試験あるいは通常の引張試験などが試験方法として用いられたが、実際の被加工性と一致せずしばしば問題を生じた。

最近深絞時における鋼板の変形状況に対する検討が進んで新しい試験方法が採用されるようになった。塑性歪比, 加工硬化率, 異方性等々である。

鋼板から採取した試験片が等方性であれば、巾方向, 厚み方向の減少率は等しい筈である。鋼板は多少とも集合組織を有し、異方性を示す。巾方向の歪と厚み方向の歪の比を塑性歪比 R と呼ぶ。R は試験片採取方向, 集合組織, 結晶粒度によつて影響される。深絞性の優れた鋼板は R が高い。すなわち厚み方向の強さの大きい方がよい。

塑性変形に伴ない加工硬化が生ずるが、局所的な変形破壊を生じないためには、加工硬化率が大きい方がよい。この値は巾の異なる三部分よりなる試験片で引張試験を行ない、各部分の伸びを求めて計算しうる。調質圧延, 時効などによりこの値は減少するが、焼準によつては変化せず、前述の R とは挙動が異なる。

エリクセン試験以外に別の加工試験, Swift cupping test, 福井式 cup test などにより、破壊することなく深絞しうる最大深絞比 LDR や, conical cup value (CCV), conical cup diameter reduction (CCDR) などを求め直接的に加工性を示すことも行なわれている。この種の試験は表面の潤滑状況による影響が大きい。stretchability を試験する方法としてはこれらの他に Lambert らの実験, McCabe の stretch-forming test などがある。この場合には加工速度による影響が大きい。

実際に加工した場合の材料の変形状況も表面に付けた円形マークの変化状況などから求めて、ダイスの設計その他に利用されている。

以上述べてきた方法は単独では完全な結果を期待することは困難で、実際の被加工物の変形状況を調べ種々の調査結果と合せて考察を行なうことにより、さらに優れた試験方法を確立することができる。(河合重徳)