

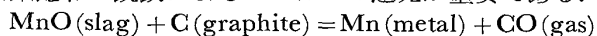
抄 録

—製 銑—

高炉スラグからの MnO 還元熱力学

(R. BENESCH, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 5, pp. 161~165)

溶融金属とスラグとの間の高炉内反応は銑鉄の品質を決定する。特に、鏡鉄や FeMn を生産する場合には、炭素飽和の銑鉄によるマンガン還元の重要性である。



本研究では、三元系 Fe-Mn-C_{sat} 合金と五元系 CaO-SiO₂-MgO-Al₂O₃-MnO スラグの平衡実験を 1400, 1450 および 1500°C で行い、

①スラグ中の MnO が Mn を含む炭素飽和鉄と平衡に到達するまでの時間を測定する。

②スラグと銑鉄の間の Mn の分配を求める。

③平衡状態でのスラグ中の MnO の活量を計算により求める。

ここで、スラグの塩基度 CaO/SiO₂ は 0.75~1.13 まで変化させる。

マンガンの分配係数 $N_{\text{Mn}}/N_{\text{MnO}}$ と温度の関係を、また、マンガンの活量と塩基度の関係をグラフにまとめた。マンガンの分配係数は温度の上昇と共に増加する。温度一定の条件では、塩基度が大きい程、マンガンの活量も大きい。

高マンガン鉄、及び、フェロマンガン等を製造する場合、マンガンのスラグへの損失を抑えるために、すなわち、マンガンの分配係数を大きく、かつ、MnO の活量を小さくするためには、スラグの塩基度は 1 より大きくなければならない。また、液相の温度は 1500°C より低くなければならない。

(小松周作)

温度範囲 950°C~1350°C における酸性ペレットの高炉内還元シュミレーション

(G. CLIXBY: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 2, pp. 68~75)

高炉内部に存在する最も重要な領域の一つは軟化融着帯であり、最近日本の高炉解体調査によりその特徴が明らかにされた。軟化融着帯の高炉内部における位置及び構造は、ガス流、原料分布、原料の高温特性に依存している。本論文は酸性ペレット昇温還元実験からその高温特性を明らかにし、軟化融着帯に与える影響を調べた。

成分 66.3Fe-0.3CaO-4.6MgO-0.4Al₂O₃ (wt%) のペレット試料を 40CO-60N₂ (%) の還元ガスにより 950°C で予備還元した後 950~1350°C で荷重軟化試験を行い、収縮率、圧力損失、還元率及びミクロ組織を調べた。また昇温速度は広畑一高炉の解体調査データから概算した値 0.111 k/s (炉中心部)、0.055 k/s (炉周辺部) を用いた。

ペレットの軟化開始は昇温速度、予備還元率の違いによらず 985~1010°C で生じた。初期液体スラグはウスタイトと CaO-Fe₂O₃-SiO₂ スラグとの反応によつて生じる CaO-FeO-SiO₂ 系の組織を有していた。

酸性ペレットの高温特性に影響する重要な因子は、還

元率、温度、昇温速度で、同一温度では還元率の高い程圧力損失が小さく、また昇温速度の遅い方が還元は進行した。この結果から原料の高温特性は還元反応とスラグ生成反応との相対速度によつて決まると考えられる。還元反応が速ければ液体スラグ生成量が少なく原料層の通気性は維持されるが、逆にスラグ生成反応が支配的であれば通気性は悪化し直接還元が増加する。

以上の結果及び広畑一高炉の解体調査から、融着帯を 2 つの領域 (1) 軟化開始と層内空隙への液体スラグ流出間の領域 (通気性が良くガス還元が進行する) (2) 液体スラグ流出開始とメタリック Fe 溶融間の領域 (通気性が悪い) に分けることができた。高炉操業に於いて通気性の維持、コークス比の低下を計るにはこの高圧損領域をより高温へ移動させる必要があり、そのために炉内原料分布をその高温特性から考えるべきである。

(沢田輝俊)

—製 鋼—

鉄-クロム系の高クロム融体の窒素溶解度

(S. V. BEZOBRAZOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR metall., (1980) 3, pp. 53~59)

Fe-Cr (20, 50, 70, 90%) の 1600°C における窒素溶解度を 1, 4, 9, 25 及び 50 気圧の圧力の下で測定した。

一般に Fe-Cr 合金の窒素溶解度は

$$\log[\%N] = \log K_N + 1/2 \log P_{N_2} - e_N^r [\%Dr] \quad (1)$$

$$\log[\%N] = \log K_N - e_N^r [\%Cr] - \gamma_N^r [\%Cr]^2 q_N^r [\%Cr]^3 \quad (2)$$

のような式で表されている。この中には e_N^r の項が含まれず、測定された e_N^r も 0~3.3 の範囲にあり不正確である。これは測定値に含まれる誤差が原因となつていたので、従来の測定値をも含めて相関分析を行い、全組成範囲の Fe-Cr 合金の 1600°C、 $P_{N_2}=1\sim50$ 気圧における窒素溶解度について次式を得た。

$$[\%N]_{\text{Fe-Cr}} = [\%N]_{\text{Fe-Fe}} P_{N_2}^{1/2} + [\%N]_{\text{Cr}} x_{\text{Cr}}^2 P_{N_2}^{\alpha} \quad (3)$$

ここで $\alpha = 0.40 - 0.26x_{\text{Cr}}$, x_i は成分の質量分率 ($x_i = [\%i]/100$) を示す。

(3) 式から、1600°C、 $P_{N_2}=1$ 気圧の窒素溶解度は

$$[\%N]_{1873} = 0.044x_{\text{Fe}} + 6.1x_{\text{Cr}}^2 \quad (4)$$

また、窒素溶解度の温度依存性は

$$[\%N]_T = [\%N]_{1873} + \alpha \left(\frac{1}{1873} - \frac{1}{T} \right) \quad (5)$$

ここで $\alpha = 30 - 3.2[\%Cr]^2$ (郡司好喜)

インゴットケースに用いられる鋳鉄の破壊抵抗

(R. H. INGLE: Metals Technology, 7 (1980) 4, pp. 146~150)

インゴットケースの使用実績は、製鋼工場のコストの重要な要因である。一般に早期割れ的主要原因は大きな割れによるものと認められており、その要因として、鋳型の品質・設計・製作方法および実際の使用中の取り扱い

方法がある。そこで、British Steel Corp. の Sheffield 研究所で、鋳型の割れを破壊靱性で調査した。

25 mm 厚の CKS 型試験片を用いて、破壊靱性試験を実施した。片状黒鉛鋳鉄では予備クラックなしで実験した方がよい値が得られたので、本試験では疲労クラックなしで試験した。破壊靱性試験は、シャルピー衝撃試験より実際の鋳型の損傷状態を代表している。特に、注湯する時に割れが発生しやすく、その時の鋳型外面の温度は周囲の温度と 60°C 近傍の間であり、この温度によつて決定されると見てよい。

したがって、調査は試験材の共晶黒鉛セルのサイズ・Ti 含有量・片状黒鉛鋳鉄中のパーライト/フェライト量と黒鉛の形状・球状黒鉛鋳鉄中のパーライト/フェライト量が破断に及ぼす効果について実施された。試験の結果、片状黒鉛鋳鉄が A 型黒鉛の時、共晶セルサイズが小さくなると破壊エネルギーが大きくなる。これには、鋳込温度を下げ、Fe-Si の添加が効果がある。Ti の添加は、基地がフェライトでは 0.04%，パーライトでは 0.07% に最低値があり、これ以上では N₂ の核を形成し、ラメラ状の黒鉛が細くなり D 型黒鉛を形成するので破壊エネルギーが向上するが、0.2% を越えると逆に低下する。また、D 型黒鉛化は、酸化性溶解条件下では促進されるが、還元性条件下では阻止される。超音波の減衰能を用いて、黒鉛形状が片状→擬片状→球状に変化するに従つて破壊エネルギーが向上することも観察された。一方、球状黒鉛鋳鉄では、破壊靱性はフェライト/パーライトの量に依存しない。

(原 隆三)

CaSi および CaO-CaF₂ 混合物による 酸性取鍋内での溶鋼脱硫

(G. FOLMO, et al.: Scand. J. Met., 9 (1980) 3, pp. 99~104)

シリカ ramming mix を内張りした 70 t 酸性取鍋を用いて、溶鋼の脱硫実験を行った。溶鋼は電気炉で精錬し、出鋼時に合金鉄および 2 kg/t の Al を添加した。また、top slag として CaO + (10~15%) CaF₂ を出鋼時あるいは出鋼後添加した。添加量は、CaO 分が 500 kg または 1000 kg である。

脱硫剤は、100%CaSi、60%CaO + 10%CaF₂ + 30%CaSi、85%CaO + 15%CaF₂ の 3 種類であり、上記 top slag の共存下でこれらの粉体 12~40 kg/min を 1Nm³/min の Ar により吹き込んだ。また、比較のため、top slag のみで吹き込みランスにより Ar 攪拌をする実験も行った。処理時間はいずれも、7~10 min である。

(1) top slag のみ (CaO 1000 kg) で Ar 攪拌した場合、処理後の [%S]_f : [%S]_i = 0.008% が得られ、脱硫率は 60~70% であつた。しかし、100%CaSi 吹き込みの効果はわずかに [%S]_f が低い程度であり、脱硫率は 60~80% であつた。いずれの場合も、top slag 量の影響が大きく、500 kg 添加の場合では脱硫率が、両者とも 10~30% 低下する。また、top slag の添加時期は、出鋼後よりも出鋼時に添加した方がよい結果が得られた。

(2) [%O] の低下および脱硫能の向上のためには、top slag 中の FeO、MnO を低下する必要がある。電気炉スラグの流入を極力抑えることにより、処理後のスラグ中 FeO + MnO を 1% まで低下することができ

た。この値は、シリカ内張りの取鍋を使用する場合の極少値であろう。

(3) ドロマイトレンガおよびシャモットレンガ内張りの取鍋における脱硫結果と比較した結果、本処理法により同程度の脱硫率を得るためには、2~4 倍の CaSi 吹き込みが必要であることが明らかになつた。

(4) Al の酸化ロスは、本実験の中で比較すれば 100%CaSi 吹き込みの場合が最も優れているが、塩基性取鍋での処理と比較すると 1.5~2 倍であつた。これはシリカ内張りからの酸素の移行によるものと考えられる。

(5) [N] 上昇は、CaSi を含む脱硫剤の方が大きい。一方 [H] 上昇は CaO を含む脱硫剤の方が大きい。前者は、Ca 蒸気による攪拌強化が空気との接触を増大するため、後者は CaO 中の水分に起因するためと考えられる。

(竹内秀次)

取鍋内液体流動—実験結果

(H. T. CHIANG, et al.: Scand. J. Met., 9 (1980) 3, pp. 105~110)

最近、ガス・バブリング処理の製鋼プロセスへの応用すなわち溶鋼の取鍋および鋳型内精錬などが急速に増加している。プロセスを制御しかつ希望する冶金反応を行わせるためにはガス攪拌中の取鍋内流体流動の基本的な把握が必要である。この観点から本論文ではガスバブルによる流体中のガス浮上現象と取鍋内の流体の環流速度を実験および理論的に求めている。

ガスの浮上によつて誘起される取鍋内および自由表面での流体速度の測定をテコの原理を利用し、ストレーンゲージの信号として測定している。まず、水モデル、6 t パイロット取鍋で予備実験の後、Fagersta 社の 60 t VOD 取鍋での実験を行った。60 t 取鍋は直径 2.44m、鍋高さは 2.88m である。Ar ガスを取鍋底に埋め込んだポーラス・プラグから導入している。流体の浮上平均速度 $\bar{U}_z$ は、

$$\bar{U}_z = 0.97(\dot{V}_g)^{0.239} \text{ m/s}$$

で表現できた。ここで $\dot{V}_g$ はガス流速である。

また表層近傍の流れも取鍋半径方向の関数として求められ、表層での流体速度 V_H は、

$$V_H = 1.9(H+0.8) \left[\ln \left(1 + \frac{H}{1.42} \right) \right]^{0.5} \dot{V}_g^{0.381}$$

ここで H は鋼浴深さである。

均一混合時間は循環時間の 3 倍と仮定すれば、中西・Szekely の提唱による均一混合時間の予想と本実験はよく一致した。すなわち循環時間は系に供給されるエネルギーで決まる。60 t 取鍋の場合ガスバブルが 0.025 Nm³/min では循環時間は 50 s、0.200 Nm³/min では 20 s である。

表面の流速は $U_s = K(g\dot{V}_g)^{1/3}$ で表わされ、 K の値は溶鋼深さ 1.35m では 0.78、1.10m では 0.71 と求められた。表層流れの知識はスラグ-メタル界面反応を取り扱うときに役立つ。

浮上方向の volume flux はモーメントム流れ、浮力から理論的に導いている。

(野崎 努)

粒状マグネシウムによる溶鉄の炉外脱硫

(D. F. BARBAKADZE, et al.: Stal, (1980) 5, pp. 362~363)

浸漬ランスによつて粉末脱硫剤を添加し溶銑を脱硫する方法では、溶銑の飛散とかランスの構造に問題がある。ソ連のルスタフスキー冶金工場では、とりべの低部から粉末を吹き込む方法を開発し、この装置によつて粒状 Mg を用いる溶銑の脱硫を行つている。

0.06% の S を含む溶銑を溶銑 t 当たり 0.1~1.2 kg の Mg で処理した場合、脱硫率 (η_s) は Mg 使用量の増加とともに増大して 70~80% に達したが利用効率 (K_{Mg}) は使用量の増加とともにいちじるしく減少した。S が 0.06% から 0.035% に低下する初期には溶銑 t 当たり 0.25~0.3 kg の Mg で済むが、S が 0.02% から 0.01% に低下する末期には溶銑 t 当たり 0.7~0.8 kg あるいはそれ以上の Mg が必要である。

溶銑の初期 S 量が増加すると Mg の利用効率 K_{Mg} は向上し、90% 以上にも達する。しかし、粒状 Mg を搬送する空気によつて Mg が酸化されるので、熱力学的な理論効率は 70~80% に過ぎない筈である。理論値以上に脱硫されるのは激しいバブリングのため Mn による脱硫も進行するためと考えられた。

初期 S 量 0.06% の溶銑を脱硫すると、Mg の使用量が溶銑 t 当たり 9 kg 以上で溶銑中の S は 0.01% 以下となつた。初期 S 量 0.06% の溶銑の場合、Mg の吹き込み速度の増加とともに K_{Mg} は直線的に減少した。

10~15 min の脱硫処理で溶銑温度の低下は 18°C となり、輸送時間を含めた全温度低下は平均 144°C であつた。(郡司好喜)

高温還元ペレットを利用する電気炉での鋼の溶製

(V. A. MARDOSSEVICH, et al.: Stal, (1980) 5, pp. 378~381)

ソ連のシベクトロスターリ工場では、回転炉で還元したペレットを高温のまま電気炉に装入し、炭素鋼及び低合金鋼を溶製する方法を確立した。

回転炉は直径 3 m、長さ 20 m で、溶鋼 t 当たり 1~1.2 t の褐炭によりペレットを還元する。還元ペレットは内容積 10 m³ のバンカーに貯蔵された後、電気炉に連続装入されて精錬される。1% 以上の C を含む炭素鋼を溶製するには加炭する必要があるが、ソコロフスコールバイスキーのペレットを溶解した時の平均組成は、0.025% S, 0.011% P, 0.02% Si, 0.02% Mn, 0.025% Cr, 0.01% Ni, 0.015% Cu となつている。

炭素鋼を溶製する時の電力消費量は 477 kWh/T、電極消費量は 5 kg/T、耐火物寿命は 324 溶解、最大生産性は 4.8 T/h となつた。

回転炉において褐炭中の S の多くは除去され、原料中の全 S の 15~20% のみが電気炉に持ち込まれる。S の高いペレットを還元、溶解すると鋼中の [S] は増加するが、スラグ中の FeO が 10~15% で溶鋼中の [S] が最大となり、スラグ中の FeO がそれ以上になると溶鋼中の [S] は減少した。

原料中の P は回転炉内で除去されずすべて電気炉内に持ち込まれる。従つて P の高いペレットを溶解すると溶鋼中の [P] は 0.15% にも達するが、スラグの塩基度を 2.3 以上とし、(FeO) を 20% 以上にすると十分脱りんできる。しかし、それによつてスラグによる鉄損失が多くなる。

またペレットを原料とするため鋼中の Zn, Sb, Sn,

Pb, As などの非鉄金属がスクラップ法に比して少なく、機械的性質のすぐれていることが明らかにされた。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鑄造用 AOD の品質状況

(R. J. ANDRENI and S. K. MEHLMAN: Iron and Steelmaker 7 (1980) 5, pp. 23~29)

鑄造工業における品質改善は、AOD 技術の導入とその普及が大きく寄与している。ADO は従来ステンレス工業で広く採用されてきたが、1973 米国 ESCO 社が鑄造工業に初めて導入して以来、湯の攪拌および脱ガスに偉力を発揮してきた。本報では、AOD 精錬による機械的性質の改善、および鑄仕上げ作業の改善について述べている。

炭素鑄鋼を大気誘導溶解したものと電気炉/AOD 炉で溶製したものから試験片を採取した。衝撃試験片の表面から介在物の大きさ、その間隔、破面のデインブル径を測定することにより衝撃靱性の改善機構を調査した。AOD 精錬材の方が、衝撃エネルギーが 50% 以上増加した。この理由は AOD 材の方が電気炉材に比較し介在物が小さいためにボイドが発生しがたく、また介在物の間隔が大きいためボイドが成長しにくい。これはデインブル径が大きいため証明される。

AOD 精錬のグラインダーおよび溶接の鑄仕上げ時間への影響を、電気炉と AOD 炉で製造された 166 種の鑄物で調査した。鋼種は、低合金鋼、ステンレス鋼、HY-80 の三種である。これら三鋼種の鑄仕上げ時間の節減率は、ステンレス鋼、低合金鋼および HY-80 で各々 28, 15 および 54% であつた。その理由は AOD 精錬溶解は低レベルのために熱間割れが減少する。酸素量および介在物が少ないために流動性が向上し、その結果、鑄込温度をステンレス鋼で 55°C、炭素鋼および低合金鋼で 25°C 下げることができる。低温鑄込みにより引巣、焼着およびその他モールドと金属の反応が減少する。特に HY-80 での節減率が大きいのは、AOD 精錬によりガス含有量が非常に少ないため、水素欠陥が減少したためである。また鑄物の表面および/または内部の欠陥が減少することにより原子力関係の鑄物では X 線検査/補修のサイクルが減少しコスト低減に寄与している。(赤沢和夫)

— 性 質 —

Nb 含有 26Cr-1Mo フェライトステンレス鋼の耐粒界腐食

(J. A. DAVIS, et al.: Corrosion, 36 (1980) 5, pp. 215~220)

フェライト系ステンレス鋼の実用上、最も大きな問題点は溶接後の脆化と耐粒界腐食性の劣化である。低 C、Nb 安定化 E-Brite® 26Cr-1Mo ステンレス鋼はこれらの問題点を改良した鋼種である。ここではこの鋼種の耐粒界腐食性に及ぼす化学成分 (主に C, N, Nb) の影響について検討している。

供試材は化学組成を C: 12~80 ppm, N: 35~176 ppm, Nb: 20~1 200 ppm と変化し、Cr: 26%, Mo: 1% とほぼ一定にした合計 78 鋼種である。これらの組

成はNを除き(規格は 150 ppm Max.) 他は ASTM 規格内である. 粒界腐食試験法はASTM, A-262 Practice B に準拠, 硫酸第二鉄-50% 硫酸の沸騰溶液中に 120 h, 試料を暴露した.

その結果次のような結論を得た.

1. Cの許容量は, Nb 含有量及び熱履歴によつて変化する. また溶接ままの状態よりも溶接後の焼なましによつて耐粒界腐食性は改善される.
2. Nb 含有量が十分あれば, ASTM 規格内のN含有量は溶接ままでの耐粒界腐食性に影響しない. 規格値を 25 ppm オーバーしたN含有量 175 ppm の場合でも Nb 含有量が 0.12% あれば耐粒界腐食性は十分であった.
3. 耐粒界腐食性を維持するための Nb 含有量とC含有量の関係は次式で整理される.

$$\text{Nb} \geq 7.7\text{C} + 0.034$$

4. 焼なまし処理を施すことによつて, Nb 含有量をさらに減ずることが可能である. (徳山幸夫)

1045 鋼におけるトラッピング水素の透過測定

(W. M. ROBERTSON, et al.: Met. Trans., 11A(1980)

4, pp. 553~557)

鋼の水素助長割れの発生と成長に及ぼす顕微鏡組織の役割を調べる研究の一環として, 種々の熱処理を施した普通炭素鋼中の水素透過とトラッピング挙動について実験した.

商用の SAE 1045 鋼板を熱処理し, 焼もどしマルテンサイト, 球状化炭化物, 及び微細パーライト組織の3種類の試料を作製した. 水素の透過は, ガス相透過法によつて測定した.

タイムラグ実験の解析から, この鋼種においては水素は著しくトラップされ, その程度は熱処理, すなわち顕微鏡組織によつて大きく変化することが示された. トラッピングエネルギー Q_T は, 球状化, パーライト, 焼もどしパーライト組織において, それぞれ 8.7, 4.4, 及び 7.1 kcal/mol と計算された. 水素のトラップサイトは炭化物-フェライト境界であると考えられ, このトラッピング現象は室温から 300°C の温度範囲で完全に可逆的な平衡プロセスであり, 水素は容易にトラップに出入りすることができるであろう. このような炭化物-フェライト境界にトラップされた水素は, き裂の発生と伝播を容易にし, 顕微鏡組織に対応した水素脆化割れを生じさせる. パーライト組織の水素脆性破面は粒内割れが支配的であり, 焼もどしマルテンサイトでは, 前オーステナイト粒界に析出した比較的大きな炭化物にそつて優先的に水素割れが伝播する. また, 球状化炭化物組織では, 水素は炭化物粒子のまわりにトラップされ破壊の発生を容易にするとともに, 一部は格子中にも存在して炭化物からのボイド成長速度を促進させる. (青木孝夫)

フェライト系ステンレス鋼の脆化

(T. J. NICHOL, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 4, pp. 573~585)

11~29Cr 商用フェライトステンレス鋼の組織と機械的性質におよぼす 371, 482 及び 593°C の各温度における 1000 h までの等温焼なましの影響を調べた. 供試材のうち 11, 18 及び 26Cr 鋼は Ti 安定化処理し, 29Cr 鋼は 4Mo と 2Ni を含んでいる. 一部の試料につ

いては 482°C における時効の前後で塑性変形を加え, 475°C 脆性が微視的変形挙動におよぼす影響を調べた. おもな結果は次のとおりである.

1) 482°C における脆化は 29Cr-4Mo-2Ni 合金において最も早く, また強く起こる. Ti 安定化 26Cr 合金の脆化はやや遅くなり, Ti 安定化 18Cr 合金はさらに遅くなる. Ti安定化 11Cr 合金は 482°C×1000 h の時効でもほとんど脆化しない.

2) 482°C の脆化においては, 時効初期に降伏応力, 遷移温度及び硬さに変化が生ずる. 次いでプラト域が続く, その後再び変化が起こる. 初期の性質変化は炭窒化物の析出のためであり, 後期の変化は 475°C 脆性 (α' 析出) のためである.

3) 26 及び 29Cr 合金の 482°C の脆化初期段階において, スピノーダル分解による {100} 面への Cr 原子のクラスタリングが起きた. 脆化すると引張変形モードは, 波状すべりからマトリックスの {110} 面に沿った面状すべりへ変化する.

4) 371°C で長時間時効すると 18~29Cr 合金で脆化が起きた. これは α' 脆化と炭窒化物の析出が重畳したためである.

5) 29Cr-4Mo-2Ni 及び安定化 18Cr 合金は 593°C の時効により脆化する. いずれの場合も脆化は光学顕微鏡で観察可能な相の析出を伴っている. 18Cr 合金の析出物は Fe_2Ti ラーベス相と同定された. 29Cr-4Mo-2Ni 合金においては少なくとも2つの相が析出しており, その1つはシグマ相と同定された. (宮地博文)

疲労したボールベアリングの相変化

R. ÖSTERLUND and O. VINGSBO: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp. 701~707)

ボールベアリングは, 高い応力による過度の疲労をうけると, その組織が変化することがある. この現象について, いろいろな報告がなされているが, 残念ながら, 観察される組織の統一的呼称がなされていない. そこで本論文では, 光顕および電顕を用いて, 疲労したボールベアリングの組織変化の分類を行つている.

供試材として, SAE 52100 鋼より作製した SKF 6309 型のベアリングを用いた. ベアリングは標準的熱処理を施し, 均一に $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ 炭化物が分散した焼もどしマルテンサイトと, 約10 vol% の残留オーステナイトを含み, ビッカース硬度 850 程度を示すようにした.

ベアリングの変態組織は, 主として三種類に分類される. すなわち, DER 混合組織, 円盤状炭化物, セルフエライト組織である.

DER 混合組織は, エッチングによつて暗くなる部分であり, フェライト相がいろいろな割合で含まれ, この相は厚さ約 1μ , 幅約 1μ の円盤状の形態をしている. これに一部マルテンサイトが残留して, 混合組織を呈している.

円盤状炭化物は, 厚さ約 1μ , 幅約 15μ の円盤型であり, 通常は, フェライト状の相にはさまれている.

セルフエライト組織は, フェライト状の相でできており, 非常に微細であり, 分解する炭化物を含んでいない. その転位密度は, マルテンサイトのそれに匹敵し, また転位組織は, 高歪みを与えられたフェライトのものに相似している. (村上雅人)

Mn-Mo HSLA 鋼板の制御圧延

(T. NILSSON and S. BORLÄNGE: Scand. J. Met., 9 (1980) 2. pp. 69~77)

Mo を含有するアシキュラー・フェライト鋼 (仕上げ厚 18 mm) とパーライト・レデュースド鋼 (16 mm) について工場生産規模の実験を行い、スラブ加熱温度、低温圧下率、仕上げ温度、圧延後の水冷などの材質に及ぼす影響をしらべた。

スラブ加熱温度を 1220°C から 1170°C に下げると、アシキュラー・フェライト鋼では強度が 20 MPa 低下するが、シャルピー V ノッチ衝撃遷移温度は 40°C 改善された。これはスラブが低温に加熱されると Nb の固溶が少ないため、組織の微細化、アシキュラー・フェライト量の減少、Nb 炭窒化の析出硬化が少なかったこと、などによる。

低温域での圧下量を増すと微視組織の微細化により、靱性は著しく改善される。強度はそれほど影響されない。

アシキュラー・フェライト量の増加は強度の上昇をもたらすが、ある程度の靱性の劣化をもひきおこす。

圧延後の鋼板の水冷は強度を向上させるよい方法である。靱性は劣化しない。この強度の上昇はアシキュラー・フェライト量の増加によるものである。

パーライト・レデュースド Mo 鋼の組織はポリゴナル・フェライトと島状パーライト、ベイナイト、マルテンサイトから成っており、応力-歪み曲線において明瞭な降伏点を示すが、Mo を含まない鋼より加工硬化能が高い。アシキュラー・フェライト鋼にくらべて、強度もやや低く低温靱性も劣るが、伸びも大きく上部棚エネルギーも高い。アシキュラー・フェライト鋼の強度は圧延仕上げ温度によつてあまり影響されないが、パーライト・レデュースド Mo 鋼は低温圧延によつて強度が上昇し、靱性も向上する。(鎌田晃郎)

HSLA 鋼の加工熱処理と材質の関係

(W. B. MORRISON: Scand. J. Met., 9 (1980) 2. pp. 83~90)

加工熱処理されたフェライト・パーライト HSLA 鋼の強度と靱性が、組織と化学組成の因子でいかに表現されるかについて簡単にレビューした。すなわち、固溶強化、析出強化、微細組織 (転位) 強化、結晶粒径強化、集合組織強化の強度と靱性に対する寄与を考察し、定量的評価の実例を示した。

HSLA 鋼の強度と靱性の両方に重要な唯一の因子は結晶粒径である。制御圧延で通常得られる粒径は 5 μ から 10 μ m の間であるが、粒径 5 μ m のときの降伏強さへの寄与は 250 N/mm²、遷移温度への寄与は -140°C である。

固溶強化については種々の文献から個々の元素について求めたが、Cr だけが負の値をもっている。

Nb, V, Ti は制御圧延鋼に通常用いられる元素であるが、降伏強さにかんがりの寄与を果す。たとえば Nb は最大 3000 N/mm²/wt% の析出強化能があるが、オーステナイト中での析出は有効でないと考えられ、平均して 1500 N/mm²/wt% 値とする。

圧延仕上げ温度が 750°C 以下に低下すると加工歪みが残留し、降伏強さが上昇する。仕上げ温度が 600°C

にも達する。

転位の増加は低温圧延によらなくても、Mn あるいは Mo などの添加により、変態温度を低下させることによつても得られる。この場合マルテンサイトが 3 1/2% 以上になると降伏点がなくなる。

靱性についての合金元素の効果は Ni が -13°C/%、Mn が -20~-40°C/% と改善するが、固溶による強化は一般に 0.3~0.5°C/N/mm² の遷移温度の上昇を招く、Nb, V などの析出強化による脆化も同様の値である。転位の強化による脆化は 0.2°C/N/mm² 程度である。層状剥離による改善は 1~2 の剥離で 20~30°C である。粒界の変化物は厚さが 0.2 から 0.8 μ m になると 60°C 遷移温度が上昇する。

強度と同様、靱性についても組成と組織因子から靱性を予測する式がたくさんあるが、強度にくらべて予測の精度は悪い。(鎌田晃郎)

—物理冶金—

鉄 3 元合金の平衡状態図

(V. G. RIVLIN and G. V. RAYNOR: International Metals Reviews, 25 (1980) 1, pp. 21~38)

英国金属学会は、Fe-X₁-X₂ 合金 (X₁, X₂ は当面 Al, Si, Co, Cr, Ni, W) の相平衡に関する文献の系統的な検討を行うことにしたが、本報告はその第 1 報である。検討した文献数は 51 で、全体を通じて、実験に用いられている試料の純度にまず注意した。はじめに、Fe, Cr, Ni および Cr-Fe, Cr-Ni, Fe-Ni 系状態図についての、Cr-Fe 状態図とその γ ループの拡大図、Cr-Ni および Fe-Ni 状態図、それら 2 元合金にあらわれる各種固相の結晶構造に関する表を掲げた。3 元系については、まず、液相線、固相線について、おもに WEVER and JELLINGHAUS, JENKINS ら, BRAUKMANN の報告を参考にして、液相線、固相線の 3 元投影図を作製し、図示した。ついで固相の等温状態図を検討した。検討した固相は、 α , α' (Cr 富化相), γ および σ で、1300°C から 1000°C の等温状態図は、PRICE and GRANT, JONES and HUME-ROTHERY, HATTERSLEY and HUME-ROTHERY, SCHULTZ and MERRICK, HASEDE and NISHIZAWA らのデータを検討し、1300°C, 1200°C, 1100°C, 1000°C の 3 元状態図と、SCHULTZ ら, HASEDE らにより求められている、 $\alpha/(\gamma+\alpha)$, $\gamma/(\gamma+\alpha)$ 境界と tie-line との交点の組成を表にして示した。950°C ~960°C 以下になると σ 相が生じるようになる。900°C, 800°C, 650°C の 3 元状態図を SCHAFMEISTER ら, REES ら, JONES ら, HATTERSLEY らの結果を参考にして作製した。550°C の状態図として COOK and BROWN の結果を示したが、温度が低くなるにしたがい、平衡に達するまで時間がかかり不明確な点が多くなる。KAUFMAN ら, HASEBE らなどによる計算から求められた状態図についても検討したが、実験により求められたものとの一致は良好である。3 元固溶体の格子定数と密度についても検討した。(柴田浩司)

HSLA 鋼の熱間加工中および後の回復と再結晶に対する V と N の影響

(M. J. WHITE and W. S. OWEN: Met. Trans., 11A (1980) 4, pp. 597~604)

0.1%C, 0.01~0.02%N と V (0.1 または 0.2%) か Nb (0.03%), または V と Nb の両方, を含む Al キルド HSLA 鋼を用いて, 動的および静的再結晶に及ぼす V と N の影響をしらべた.

0.1%V 鋼の動的回復は C 鋼よりは遅いが, 0.2%V 鋼または Nb 鋼より早い. 動的再結晶は V および Nb 鋼のいずれにも見られなかった.

900°C での 0.2%V 鋼の加工オーステナイトの静的析出硬化速度は 0.1%V 鋼より大きく, 0.03%Nb 鋼と同じくらいだった. 析出硬化は 0.2%V と 0.03%Nb が共存すると別々に添加した鋼よりも早い.

VN の析出はある条件下では進行中の静的再結晶を停止させる. とくに 0.1%V 鋼においては 900°C でオーステナイトの半分が再結晶した後静的再結晶が停止する. N 含有量を 0.01 から 0.02% へ変えてもこのことはあまり変わらない. V を 0.02% に増すと同じ温度でも静的再結晶を完全に抑制する.

静的再結晶を停止するための Nb 量は V よりも少なくてもよい. また Nb は保持温度が高くなつても有効である.

VN の析出の直接あるいは間接の証拠が認められる温度よりも高い温度でも, V 鋼の再結晶は C 鋼よりも遅い. このような条件下での V による再結晶の遅滞の理由は不明である.

(鎌田晃郎)

— そ の 他 —

電子顕微鏡の金属・材料工学への応用

(D. B. WILLIAMS: J. Metals, 32 (1980) 5, pp. 16~24)

電子顕微鏡の現在および将来の, 用法・能力・限界について総説している. 現在, 電顕には, 透過型 (TEM), 走査型 (SEM), 走査型透過電顕 (STEM) があり, 以

下の用法がある. TEM は, 欠陥, 析出, 結晶異方性などをコントラストの違いとしてとらえ, また, 1 μm 以上のものを電子線回折する. SEM は, 二次電子もしくは反射電子を検出し, 表面の情報を得る. 焦点深度の深いのが特色で, 原子番号, 磁区, 電子ビーム誘起導電性によるコントラストの利用もある. X 線を検出し, EDS (エネルギー分散型) や WDS (波長分散型) により化学組成を知ることができる. EDS は, 全スペクトル ($Z \geq 10$) が同時に検出でき, WDS は, 元素 ($Z \geq 5$) 間の識別能が EDS の 15 倍という特色がある. STEM は, 透過電子の走査像により, プローブ径に近い像や回折が得られる. STEM では, 主として EDS が用いられるが, 電子エネルギーロス検出器 (EELS) を用いると, $Z \geq 3$ (Li) の解析が可能となる. SEM は, X 線発生量が多く精度は約 1% であるが, 表面下の電子散乱の影響を受ける. 一方, STEM は, 精度が約 10% で微少領域の測定に適する.

現在の進歩としては, コンピュータ化があり, 工場では, 電圧コントラストが利用されている. 将来, STEM で動的微視観察ができるようになると用途は広い. STEM では Be 窓がディテクターに用いられているが, 将来, C, N, O が測定できるように窓なしにした場合, いかにして Si へのコンタミネーションを防止するかが今後の課題である. 一方, SEM の変形として, 二次イオン質量分光 (SIMS) やオージェ電子分光 (AES) がある. SIMS は, He, Li, Be, B, C, N の表面への偏析の研究に適しており, AES は表面数原子層の研究に適している. 電子ビーム誘起導電性 (EBIC) は半導体での欠陥の調査に有用である. このように, 電子顕微鏡は高倍率で見ただけのためのものではなくなつてきている.

(三宅英徳)