

抄 録

一 原 料 一

ロータリーキルン中での製鉄所ダストの処理におけるアルカリの除去

(D. NEUSCHÜTZ and W. JANSSEN: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 11, pp. 549~554)

製鉄所で発生するダストは、再生する必要がある。

Krupp-Recyc 法では、ダストはペレット化され、予熱されたのちロータリーキルン内で石炭、コークスで還元され、製鋼プロセスで再利用される。この場合、ペレットからのアルカリ成分の除去が前提となる。そこでロータリーキルン内のアルカリの除去の機構を明らかにするために、熱力学的計算や実験室的研究を行い、半工業規模のロータリーキルンによるテストの結果との比較を行った。

実験室的研究では、アルミナるつぼに、アルカリ炭酸塩、コークスなどを種々の割合で入れ、窒素、アルゴン、CO 雰囲気下で還元を行った。ロータリーキルン(長さ 14m, 内径 0.8m) のテストでは、高炉ダストと LD ダストを 1:3 に混合し、種々の炭素還元剤で還元した。

その結果、次のように、アルカリはダストから除去される。アルカリはダスト中に炭酸塩の形で存在し、炭素によるカリウム、ナトリウムへの還元、蒸発は約 800°C からはじまる。この蒸気が、酸性性雰囲気と接触すると、アルカリは炭酸塩に再酸化され、一部は廃ガスとともに排出され、フィルターでダストとして捕集され、一部は再び装入物内へもどる。ロータリーキルン内で酸性石炭アッシュ成分とアルカリ炭酸塩溶融物が接触すると、シリケートの様な、より安定な化合物を形成する。これは 1000°C 以上の高温でしか還元されないの、石炭アッシュとともに炉外へ排出される。またペレット中に、シリケートとして存在する。ナトリウムシリケートの方が、カリウムシリケートより安定であるので、カリウムの方がペレットからよく除去される。塩基性アッシュ石炭を装入すると、ペレット中のアルカリ含有量は著しく減少する。

(月橋文孝)

一 製 銑 一

褐炭のガス化と直接還元との結合

(W. SITTE and F. H. FRANKE: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 11, pp. 543~548)

石炭のガス化は、将来のエネルギー供給を考慮した場合特別な意味を持つ。西ドイツではコマーシャルベースのガス化プロセスとして 1. Lurgi-Druckvergasungs-Prozess, 2. Winkler-Prozess, 3. Koppers-Totzek-Prozess が利用されてきた。ガス化して得た還元ガスの需要を直接還元プロセスと高炉プロセスに向けることを念頭に置いてエネルギー計算を行った。直接還元プロセスの代表例としてシャフト炉を選んだ。この時、必要な還元ガス量は、還元ガス組成 (H_2/CO) と吹き込み温度の

関数として、表現できる。温度 900°C の時に、最適操業線を、 $H_2/CO=1.7$ の時に、最適操業点を与える。この時、必要な還元ガス量を最少にできる。一方高炉プロセスを例にとると、ガスを吹き込まない場合には、コークス比、送風量が、各々 465 (kg/t), 1130 (m^3/t) に対して、純粋な H_2 ガスを 500 m^3/t 吹き込んだ場合には、各々 330 (kg/t), 910 (m^3/t) に減らすことが可能である。直接還元とガス化プロセスの結合形態を考察する上で、ガス化温度とガスループ系中のシャフト炉の位置に注目して、4種類のバリエーションを考えた。これらについて、ガス及び還元鉄の価格を、石炭価格の関数として検討した結果、高温ウィンクラーガス発生機を用い、酸素でガス化して、ワンヒートでシャフト炉に導く方法が最も、経済的であることがわかった。この時、同一生産量を仮定した場合、石炭ガスが 3.6 (DM/GJ) に対して、天然ガスは 5.75 (DM/GJ) であり、競合関係にあることを見出した。ただ、高炉には、目下コークスの節約を意図した還元ガスの吹き込みは、経済的に困難な状況にある。

(小林一彦)

一 製 鋼 一

CaO- Al_2O_3 スラグ中のいおうの溶解度

(E. SCHÜRMAN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 4, pp. 139~143)

$C_s = (\%S) \sqrt{P_{O_2}} / \sqrt{P_{S_2}}$ をサルファイド・キャパシティと呼びいくつかの測定値があるが、同じ考え方で、 $C_s' = (\%S) a_0 / \%S$ を定義すると、これもサルファイド・キャパシティの一種である。本報は純鉄と CaO- Al_2O_3 を用いて C_s' を測定することを目的としている。

溶解は 10 KH 高周波溶解炉を用い、アルゴン雰囲気下で行った。 a_0 はアルミナルツボの底から立上げた ThO_2 (Y_2O_3) を固体電解質とし、Cr/Cr $_2O_3$ を基準極とする酸素濃淡電池で測定した。鋼浴温度は酸素濃淡電池の温度計と共通のもの (Pt-18%RhPt) で測定した。S と O はあらかじめ鉄中に溶解させておき、1600°C に達したときに Al で脱酸を行い所定の a_0 とした。溶解の重量は 1250 g で、これに 10~25 g の粉末の人工スラグを添加した。スラグは CaO を 38~43% 含有する。

(%S) と %S は比例関係にあるが、その勾配は a_0 によつて異なつた。 $a_0=0.0004$ のとき (%S)=44% S, $a_0=0.0018$ のとき (%S)=10% S, $a_0=0.0035$ のとき (%S)=3% S, となつた。

(%S) と %S/ a_0 の関係として整理すると、 a_0 の小さい方の測定値に多少のバラツキがあるものの、全体としては (%S)=0.020% S/ a_0 となり、 $C_s'=0.02$ と計算される。

スラグ中の CaO 量を変えて測定を行うと、CaO 35% 以下では (%S)=0.007% S/ a_0 , 35% < CaO < 38% では (%S)=0.012% S/ a_0 , 38% < CaO < 43% では

$(\%S) = 0.02\% S/a_0$, $43\% < CaO < 47\%$ では $(\%S) = 0.03\% S/a_0$ となり, C_s' は明らかに CaO 濃度の関数である. この関数を単純な式として表示することはできないが, その曲線の形は CAMERON が気相平衡で測定した $1550^\circ C$ での曲線と類似したものとなつた. しかし C_s' の絶対値は本研究の方がかなり大きな値となつた. これはインジェクション法でスラグ粉体を吹込むと脱硫能が大きくなることを示唆している.

なお, $Al \cdot a_0$ の関係は文献値よりも常に大き目に出た. (雀部 実)

製鋼容器中への微粉炭, 酸素の同時吹込みによる海綿鉄, スクラップの溶解

(D. RADKE, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 7, pp. 334~340)

浴中に微粉炭と酸素を同時に底吹きし, 海綿鉄あるいはスクラップの溶解を行う新プロセスについて 3t 規模の試験を行い, 羽口寿命, 溶解速度, 脱硫, 石炭, 酸素の原単位, 排出ガスの利用について述べている.

本プロセスでは底吹きした石炭が燃焼して溶解に必要な熱源となり, 発生ガスは浴を十分攪拌するため海綿鉄やスクラップを非常に速く溶解できる. 生じた鉄は後処理により鋼にまで製錬する. 石炭の部分燃焼に必要な酸素は同心円二重管の内管から吹込み, 石炭は外管から窒素により搬送する. 排ガスは回収し利用する.

3t 規模のパイロットプランでは 2t の溶湯にスクラップを 400~1100 kg 装入して溶解した. 搬送ガスは石炭 t 当り 6~60 m³ 流した. 羽口数は 1~3 であつた. 石炭と酸素の吹込み割合により炭素濃度は 0.02~4% まで変化するが, スラグ中 FeO を考慮すれば C 1% 以上とするのがメタルロスを少なくする条件となつた. 羽口溶損は炉底耐火物溶損と等しく 3~4 mm/h であつた. 壁下部溶損は 2~3 mm/h, 壁上部ではほとんど溶損していなかつた. 送酸量の限界は 12~15 m³O₂/min と見積られ, 同規模 LD の最大値 6~7 m³O₂/min とくらべて大きく, 溶解速度も大きいと考えられた. 酸素原単位は揮発分 15% の石炭の場合, スクラップで 280 m³/t, 海綿鉄で 340~410 m³/t であつた. 揮発分 15% 石炭の場合発生ガスは, スクラップで 640 m³/t, 海綿鉄で 900~1100 m³/t で, その内 H₂ は 20% であつた.

本プロセスは, 熱発生に都合良く, 溶解の生産性も高く, またアーク炉のような大電力の供給を必要としない, 発生ガスの生産性も高く発電用, 化学触媒として, または鉱石の還元用に使用できる, 直接還元と溶解の組合せにより, 微粉炭だけで鉄鉱石の溶解を経済的に行うことができる, などの利点がある. (斎藤健志)

スラグ反応法による溶鋼脱硫のための冶金学的手段と条件

(H. GRUNER, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 14, pp. 725~736)

マンネスマン社における石灰期スラグによる溶鋼脱硫の経験を, 1977 年 9~12 月の間の 674 ヒートのデータを用いてまとめた. 通常より 25°C 出鋼温度を高め, 取鍋に 1/4 程度出鋼した時点から, ポーラスプラグにより Ar ガスを底吹きしながらアルミその他の合金材および 220 t の溶鋼に対しランプ石灰 1 t + 螢石 0.25 t を

添加する. 取鍋は, 蓋付きで塩基性耐火物を使用し, 出鋼時ノロ止めボールにより転炉スラグの流入を防止する. 出鋼後 2 min 間 Ar 底吹きして成分を均一化し, さらに粉状石灰 0.38 t + 螢石 0.12 t をランスを通して吹込む. この時 Ar 底吹きを併用する場合もある.

平均 S 濃度の推移は, 溶銑 0.032%, 転炉 0.014%, 吹込前 0.011%, 吹込後 0.004%, 最終 0.002% であり, 最終 S 濃度が 24, 34, 44 ppm 以下のヒートの出現頻度はそれぞれ 70, 91, 98% である. 当初吸 H が 2 ppm あつたがランプ石灰に対策を加えて減少した. 吸 N は 5~10 ppm である.

スラグの脱硫力は $Q = (\%CaO) \cdot (\%Al_2O_3) / (\%SiO_2)$ を用いて整理できる. 例えば, 140 t 平炉鋼の場合, a) 出鋼時に石灰 1.1 t + 螢石 0.1 t 添加し Ar 底吹きすると, 脱硫率は $Q = 0.4$ のとき最大値 92% となり, b) 出鋼時石灰 0.6 t + 螢石 0.1 t 添加後さらに石灰 0.5 t + 螢石 0.05 t を吹き込むと脱硫率は Q とともに増加し, $Q > 0.4$ では脱硫率は 94% でほぼ一定である. a) の一次反応速度定数は 0.306 min^{-1} である.

本法は, 溶銑脱硫法と比較すると脱硫費は同じであるが, 塩基性鍋を使用するだけコスト高となる. しかし, 使用するスラグのアルミナの活量が低いので酸化物系介在物も除去され清浄な鋼が得られるなどの利点がある. マンネスマンでは, 1976 年以来本法により 1.5 百万 t 以上の粗鋼を製造した. (拜田 治)

一性 質

中炭素鋼の応力緩和におよぼす水素の影響

(R. A. QRIANI and P. H. JOSEPHIC: Acta Met, 27 (1979) 6, pp. 997~1005)

水素添加により, 延性破壊を示すにもかかわらず破壊時の歪が低下する低強度鋼について, その機構を, 応力緩和を測定することにより研究した.

試料として, C を 0.48% 含む AISI 1045 鋼を用い, 0.25 mm まで熱間および冷間圧延し, 熱処理によりパーライト組織とした後, 実験に供した. 試験片は, ゲージ長 64 mm, 幅 13 mm でこれにポリエチレン容器を取りつけ, 電解液を満たし水素を制御して添加できるようにした. この試験片にインストロン試験機で種々の歪を与え, 適当な時間経過後, 水素圧を増加させながら水素添加しその時の応力緩和を測定した.

応力緩和測定結果を, 両対数目盛で時間と応力緩和比の関係としてまとめると, 初期歪を 4% 以上与えた場合には, ある水素圧において緩和比が直線関係からずれ突然上昇することがわかつた. また初期歪が 1% の時は, 水素圧が 3000 気圧になつても直線関係からずれることはなかつた. 一方, 1% の初期歪のまま 1 夜陽極電位を与えた後, 水素圧 700 気圧で 140 h 水素雰囲気にし, 全歪量 7% になるように歪を与えた試料では, 時間と応力緩和比の関係は両対数目盛において直線となり, 応力緩和比が突然上昇する点は認められなかつた.

以上の実験結果で, ある水素圧において応力緩和比が突然上昇する現象を説明するには, 水素によりセメントイトとフェライトの界面に新しいマイクロポイドが発生し, それらの発生したポイドがただちに成長していく過

程を考えるのが、もつとも適切であると思われる。また水素は、破壊時の最大応力を低下させる。これらのことから、水素による延性破壊時の歪の減少は、水素無添加材にくらべ、より低応力による界面剝離現象が主因と推論できる。(古君 修)

Fe-10%Cr 鋼における B の酸化防止

(C. LEA: Metal Science, 13 (1979) 5, pp. 301~306)

高温での熱処理中に、蒸気相 B が微量付着するとその鋼の耐酸化特性が改善されることは 1967 年に既に報告した。今回、600°C で酸化された Fe-10%Cr 鋼において蒸気相 B の付着による酸化層の変化をオージェ分光により調べた。

B は 10-20 nm の空気・酸化層界面にのみ凝集しており酸化層・金属界面には存在しない。酸化の初期段階で、B は過剰の酸素の侵入を防ぎ、その間に Cr が空気・酸化層界面にまで拡散することができ、酸化抵抗となるものと思われる。B の存在する時としない時では、酸素はそれぞれ Cr, Fe と主として化合している。その B による変化は、 $Fe_2O_3 \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow (FeCr)_3O_4$ と考えられる。HENDY らは、B が酸素と-O-B-O- という結合をすることにより酸素の酸化層への侵入を阻害していると論じている。この結合のために O^{2-} の拡散は阻害され、Cr が表層にまで拡散しやすくなり、耐酸化性が持続するものと考えられる。

この機構を実験的に示すには、B 雰囲気中での酸化時間と、雰囲気から B を除去した後も耐酸化性を示している時間の関係を調べることににより可能であった。後者は Cr の表層での富化に関与しており、表層に Cr が富化するに十分であった時のみ耐酸化性が示される。また、これは、B 雰囲気中の酸化時間の関数として表わされた B や Cr の凝集度と深さのグラフからも確かめられた。

雰囲気中に B が継続しない時には、摩擦などで表面が削り取られるような使用方法はよくないことがわかった。(三宅英徳)

添加物による焼もどし脆性の防止

(M. P. SEAH, et al.: Metal Science, 13 (1979) 5, pp. 307~314)

焼もどし脆性が P や Sn によるものであることが確かめられているが、ここではレア・アース添加を中心として、これらの不純物元素を安定微細化合物として取りこみ、焼もどし脆性を防止する方法を検討した。最初に Sn, P の各種化合物において、生成自由エネルギー、融点、鋼中での安定性などの熱力学的データを検討した結果、La が最も有力な Sn, P の除去元素であることが推測された。それによると、 La_2O_3S , La_2Sn , LaP の順に化合物が形成され、Sn, P が除去されることになる。実際に 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼および 3 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo-V 鋼を代表例として選び、それぞれの市販鋼と高純度鋼を用いて、La 添加の有用性を検討した。焼もどし後、ある標準の段階冷却 (step cooling) 脆化処理を施した後、シャルピー吸収エネルギー遷移曲線を求め、各鋼の脆化度を評価した。

2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼では、Sn はほとんど脆化効果がないが、P は顕著な脆化をもたらす。しかし、0.02% 程度

の P による脆化は約 0.16%La の添加で完全に防止される。しかし、同時に LaS によると考えられる上部棚エネルギーの低下をもたらすが、工業的規模で製造した鋼には LaS は生成しないとされているので、この問題は実用的には心配ないと考えられる。3 $\frac{1}{2}$ Ni-Cr-Mo-V 鋼では Sn も脆化作用を有するが、La 添加で脆化は完全に防止される。La の最適添加量は、 $La=8.7S+2.3Sn+4.5P$ (wt%) の式で表わされる。より経済的な方法として、ミッシュメタル (約 52%Ce, 24%La などのレア・アース) 添加の影響も調べたが、La 単独添加となんら変わるところのない脆化防止効果がえられた。以上、La (おそらく Ce も) が鋼中の Sn, P を化合物として取りこみ、焼もどし脆性を防止することが確認された。

(長井 寿)

低合金鋼の酸化抵抗に及ぼす窒素の影響

(D. J. COATES and A. HENDRY: Metal Science, 13 (1979) 5, pp. 315~319)

火力発電所での軟鋼ボイラー管の高温腐食は、思わぬ管の破壊をひきおこし、かなりの発電時間の減損となる。

この解決策として、表面の完全さと価格の両方を満足させる窒化法の応用が上げられている。窒素添加により軟鋼の酸化抵抗は著しく向上する。窒化鋼で形成される酸化物は、窒化をしない鋼よりもはるかに微細である。また、酸化の特徴である金属と酸化物境界のポイドへの陽イオン空孔の濃縮が窒化鋼ではみられない。

本論文は、酸化抵抗の要因である微粒酸化物の鋼表面吸着層の形成機構を X 線回折及び電顕により調べている。

適当な $NH_3:H_2$ 混合ガス組成で窒化すると、鋼の表面は室温でマルテンサイトとオーステナイトの微細二相組織となる。この組織を 420°C で酸化させると容易にフェライトに焼もどされ、同時に母相中に γ' - Fe_4N を析出、表面に Fe_3O_4 を核生成する。 Fe_4N , Fe_3O_4 いずれも核の大きさは、500Å 程度である。 γ' - Fe_4N は、420°C で長時間保持されてもその大きさに変化は生じなかつた。微視組織観察により Fe_4N の分布と Fe_3O_4 の核生成サイトの間には直接的関係が認められた。つまり Fe_4N が酸化物の核生成を強めるため窒化鋼の表面に微細な酸化物の膜が形成されると考えられる。

Fe-0.15Ti 鋼においても、窒化によりフェライト母相に TiN 粒子が微細に分散析出して、酸化物の核生成サイトとなつていることが確かめられた。

この機構は、超合金の非整合の安定酸化物粒子の表面分散による酸化抵抗の改善の開発機構と同様である。

(村上雅人)

焼もどしマルテンサイト脆性 (残留オーステナイトとセメントイトの役割)

(H. K. D. H. BHADSHIA and D. V. EDMONDS: Metal Science, 13 (1979) 6, pp. 325~334)

焼もどしマルテンサイト脆性 (TME) は、不純物偏析をとともなわない脆性であるが、その詳細は明らかになつていない。

本論文では、Fe-Mo-C・Fe-V-C・Fe-Mn-Si-C の鋼種について、焼もどしにともなう微視組織の変化をく

わしく調べ TME との関連づけを行つている。

Fe-Mo-C 系の鋼では、X線分析によりオーステナイトは検出できなかつたが、透過電顕で観察された。これにより、この鋼は 2% 以下の残留オーステナイトを含むと判定した。この鋼では、残留オーステナイトの分解により生じたラス境界のセメンタイトは微細に分散しており、より粗大なラス内セメンタイトが TME に影響を与えていると考えられる。

Fe-V-C は、約 5% 残留オーステナイトを含み、このオーステナイトの分解により生成したラス境界のセメンタイトは比較的粗大であるので、TME に大きな影響を与えていると考えられる。このため Fe-Mo-C では、焼もどし温度の上昇にしたがい、単調に衝撃値が低下するのに対し、Fe-V-C では、350°C 付近に TME による衝撃値の谷が見られる。Fe-Mo-C、Fe-V-C いずれにおいても、破面はラス境界に沿っており、セメンタイトがクラック発生サイトの役割を果たすという考えに適合している。

Fe-Mn-Si-C は、残留オーステナイトを含まず、また Si 添加によつて炭化物が非常に微細であるため、TME は認められなかつた。

さらに、 ϵ -炭化物のセメンタイトへの変態は、TME に影響を及ぼさないことが判つた。(村上雅人)

焼入焼もどし鋼のへき開破壊靱性におよぼす微視組織の影響

(D. A. CURRY and J. F. KNOTT: Metal Science, 13 (1979) 6, pp. 341~345)

材料がへき開破壊する場合の靱性値 (K_{IC}) を、球状炭化物の分布から理論的に求める方法について考察し、実測値と比較した。き裂先端からの距離 X であらわされる領域に存在する炭化物の数は、 $n = SX^2 n_A$ とあらわせる。 n_A は単位面積あたりの炭化物の数、 S は考えるべき領域の形状因子である。存在する炭化物のうち、半径が r_0 であるものの存在確率を $P(r=r_0)$ とすると、この領域内に存在する半径 r_0 の炭化物が破壊の起源となる確率 $P(f, r_0)$ は、 $P(r=r_0)SX_0^2 n_A \theta$ となる。 X_0 はき裂先端の応力集中 σ_f/σ_y が、半径 r_0 の炭化物に対する σ_f/σ_y の値を越える領域の大きさで、 σ_f は r_0 の大きさの炭化物内のき裂から材料の破壊が生じるときの破壊応力で、グリフィスの式を用いて計算される。 σ_y は降伏応力、 θ は炭化物の方位とその炭化物が破壊して先在き裂となつている確率とを考慮した因子である。材料の破壊は、 $\sum_{r_0} P(f, r_0) = 1$ となつたときに生じると考えるこ

とができ、このとき

$$\theta S \sum_{r_0} \left\{ P(r=r_0) \left(\frac{X_0}{(K_{IC}/\sigma_y)^2} \right)^2 \right\} = \theta S \sum = \frac{1}{n_A (K_{IC}/\sigma_y)^4}$$

とあらわせる。

したがつて M を定数とすると、 K_{IC} は $\sigma_y M (n_A \sum)^{-1/4}$ を計算することにより求まる。 \sum の計算は、まず画像解析機により炭化物の大きさを適当な間かくごとに区分けし、1つの区分に入つた炭化物はすべて等しい半径、等しい存在確率を有すると仮定して、区分ごとに存在確率と σ_f/σ_y とを計算する。ついで TRACEY により有限要素法を用いて求められた $X(K/\sigma_y)^2$ 対 σ_{YY}/σ_y 曲線

から、各 r の σ_f/σ_y に対する $X_0/(K/\sigma_y)^2$ を求め加え合わせる。

0.1%C 工具鋼と低合金鋼において実際に K_{IC} を求め、上記方法による理論値と比較すると、炭化物の分布を変化させた場合、試験温度を変化させた場合、いずれにおいても M の値を 3 としたとき、両者は非常によく一致することがわかつた。(柴田浩司)

浸炭鋼の破壊抵抗 II 部：衝撃破壊

(D. E. DIESBURG and Y. E. SMITH: Metal Prog., 115 (1979) 6, pp. 35~39)

浸炭層の破壊抵抗の評価法の一つとして第一部においては、浸炭層の破壊靱性勾配の測定を行つたが、ここでは破壊応力の測定によつて評価を行つた。

試験は SAE 4615, 8620, EX 55 らおよびこれらの改良鋼らの浸炭処理機について行い、合金元素の破壊応力への影響について調査した。

試験の結果高い破壊抵抗値は単一の合金元素によつて得られるのではなく、合金元素の適当な組み合わせによつて得られしかも芯部の焼入性が高いもの程良好な結果が得られている。おのおのの合金元素の組み合わせについては

1) Ni-Mo の場合 Ni 量が 1.0% 以上あれば Mo の増加に伴つて衝撃破壊応力は増加するが Ni 量が 0.5% 以下であればほとんど効果はない。Ni の効果については SAE 882 について Ni 量を 0.2~1.9% まで変化させたが 1.0~1.5% の Ni 添加は逆に衝撃破壊応力を低下させる。

2) Cr-Ni の場合 Ni 量が 1.0% 以下の場合 Cr の増加は逆に衝撃破壊応力を低下させ 1.8% Ni ではほとんど効果がなく 3.2% Ni, 1.2% Cr の SAE 9310 のように高 Ni の場合は非常に良好な結果を示した。

3) 表面の C 量については Mn-Cr 鋼と Cr-Mo 鋼について行つたが表面 C 量が 0.9% と高い場合両者ともに低い値を示すが、0.7~0.8% では Cr-Mo 鋼は Mn-Cr 鋼に比較してはるかに高い値を示す。

4) 焼入性については同一の焼入性を持つように C と Mo を組み合わせた試料について行つた結果 C 量を 0.20 から 0.17 に Mo を 0.15 増加すると衝撃破壊応力は 275~345MPa 増加し低い C 量と高合金の組み合わせによる高い焼入性の材料はすぐれた衝撃破壊抵抗を示す。

I 部において述べた破壊靱性値は浸炭層内の特定の位置における破壊抵抗を示すが、衝撃破壊応力は硬化層全体の破壊特性を評価することができる。(岡部 功)

制御圧延した C-Mn-Nb 鋼の機械的性質と微視組織に及ぼす冷却速度の影響

(E. A. ALMOND, et al.: Metals Technology, 6 (1979) 6, pp. 205~214)

650°, 800°, 1000°C で圧下率 50, 67, 83% の制御圧延をし、1.8~26 Ks⁻¹ の各速度で冷却した 13 mm 厚板材の 0.09C-1.25Mn-0.02Nb 鋼において、引張特性、衝撃特性、微視組織を調べた。

圧延仕上温度が、800°, 1000°C で冷却速度が 1.8~6 Ks⁻¹ の場合、空冷材と比較して、衝撃特性をそこなうことなしに降伏応力を 20~60 Nmm⁻² 改善できる。この際、冷却速度が増すにつれて、パーライト、ポリゴ

ナルフェライト量が減るのに対して、アシキュラーフェライトとマルテンサイトが増加するという微視組織変化と、荷重-伸び曲線上で不連続降伏が見られなくなる現象が生じるが、機械的性質はこれらの変化にはあまり敏感ではない。しかし、 26 Ks^{-1} で冷却すると 10% 程度のマルテンサイトが含まれるようになり、降伏応力はさらに増加するが、今度は衝撃特性が低下し、また、急冷時効・歪時効感受性も増大し好ましくない。

圧延仕上温度が 650°C と低くなると、降伏応力は空冷材の 441 Nmm^{-2} に対して、約 550 Nmm^{-2} まで上昇するが、この場合、衝撃特性が低下しないのは、冷却速度が 6 Ks^{-1} 以下で圧下率が 67% 以上の場合だけである。この降伏応力の大きな上昇は、圧延時導入された転位組織が、圧延後の強制冷却によつて 60~70% 残留したことによつていふと考えられる。

800°C 、 1000°C で圧延して、 $1.8\sim 6 \text{ Ks}^{-1}$ で冷却した際、冷却速度による機械的性質変化が小さいことは、強制冷却が適当な組成の鋼の制御圧延において、商業的規模でも適用可能であることを示唆している。しかし、 6 Ks^{-1} 以上で冷却すると急冷時効によつて、使用時間の経過と共に衝撃値が低下すると考えられる。

(長井 寿)

—物理冶金—

CaO-SiO₂ 融液中における Ca⁴⁵ トレーサー拡散係数と電気伝導率

(H. KELLER, et al.: Met. Trans., 10B (1979) 1, pp. 67~70)

スラグ/メタル間の反応速度を定量化するためには、スラグ中での各イオンの物質移動機構を解明する必要がある。

ある。著者らは、CaO-SiO₂ 融液中での Ca イオンの自己拡散係数 D_{Ca}^* および比電導度 κ を測定し、両特性値の関連性を検討した。

D_{Ca}^* の測定は $1500\sim 1700^\circ\text{C}$ の温度範囲において、トレーサー Ca⁴⁵ を用い、キャピラリー・ロッド法で行った。

κ の測定には、スラグ融液中に高周波 (30~100 kHz) の交流電流を流し、 100Ω の参照抵抗の電圧降下を記録する 2 電極法を用いた。

本実験で得られた知見をまとめて以下に示す。

1) $1500\sim 1700^\circ\text{C}$ における D_{Ca}^* 、 κ の活性化エネルギーは、それぞれ 32, 26 kcal/g-atm と良い一致を示す。

2) D_{Ca}^* および κ は、スラグ中の SiO₂ モル分率 N_{SiO_2} 増加につれて減少する。たとえば、 1600°C において $N_{\text{SiO}_2} = 0.448, 0.488, 0.587, 0.634$ と増加するにつれ、 $D_{\text{Ca}}^* = 6.2, 5.3, 4.5, 3.6, 2.8 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ 、 $\kappa = 0.457, 0.392, 0.277, 0.212, 0.159 \Omega^{-1} \text{ cm}^{-1}$ と変化する。

本実験で得られた、 D_{Ca}^* 、 κ の測定値は、TOWERS and CHIPMAN, 萩野・西脇らの文献値とほぼ等しい。

3) Ca イオンの輸率を 1 と仮定し、Nernst-Einstein 式を用い、スラグ中での比電導度の理論値 κ_{th} を次式にて評価する。

$$\kappa_{th} = (Z_{\text{Ca}}^2 \cdot C_{\text{Ca}} \cdot D_{\text{Ca}}^* \cdot F^2) / RT$$

ここで、 Z_{Ca} は Ca イオンの価数、 C_{Ca} は Ca イオン濃度、 F はファラデー定数である。

比伝導度の測定値 κ_{ob} と κ_{th} を比較すれば、 $\kappa_{ob} < \kappa_{th}$ の関係が成立するが、 N_{SiO_2} 減少につれて両者の差異は小さくなり、CaO 濃度の高いスラグでは、Ca イオンが電荷輸送の担体となるものと推論される。

(別所永康)