

抄 録

—製 銑—

実験炉製錬のクレーターの水モデル実験により得られた規準を用いたサブマージドアーク炉のスケールアップについて

(M. B. MÜLLER: Scand. J. Met., 4(1975), pp. 161~169)

中室の電極を通してコークスを供給するタイプのサブマージドアーク炉 (電極外径 8', 内径 4', 出力 150 kVA の実験炉) を用いて, 銑鉄を製錬した. この時, 電流は電極とメルトの間に形成されるコークベットを通して流れ, ベット内の抵抗は次式で表わされる.

$$R_c = \bar{\rho}_c \int_{h=0}^{h=H} dl/A = \bar{\rho}_c C$$

ここに,  $\bar{\rho}_c$  はベット内の平均の比抵抗であり,  $C$  はベットの幾何学的影状によつて決まるセル定数である. 実験炉と等しい原寸大の水モデルを用い, 比抵抗の既知の水により,  $R_c$  を測定し,  $C$  を決めた. 製錬実験では  $R_c$  のみしか測定できないが, 水モデル実験より求めた  $C$  を使うとベット内の比抵抗  $\bar{\rho}_c$  が求まった.

ここに得られた  $C$ ,  $\bar{\rho}_c$  を用い, 以下の仮定のもとにプロセスのスケールアップの規準を検討した.

1. ベットの高さと同面におけるベットの幅の比を一定に保てば, 熱分布も一定となる.
2. 電極の大きさやベットの幾何学的形状に対し一定の入力エネルギーを保てば, 同じ操業温度と同じ製錬速度が得られる.

$L/L_0 = M$  をスケール係数にとれば, 銑鉄製錬の場合, 次のような関係が得られた.

抵抗  $R = R_0 M^{-1}$ , 電圧  $U = U_0 M^{0.58}$ , 電力  $P = P_0 M^{2.16}$   
電流  $I = I_0 M^{1.58}$

これらの関係を用いて, 実験炉の操業データから, 電極径が 1.5m の工業炉の操業データを推算したが, それらは実際と非常によくあつていた. したがつて, 従来は, 「電極外周の抵抗を一定に保つ」という ANDREA によつて提案された規準のみによつていたスケールアップの問題により細かい規準を与えるのに成功した.

(川上友博)

—製 鋼—

Fe-Si-Ca 系の溶融平衡

(E. SCHÜRMAN, et al.: Arch Eisenhüttenw., 46 (1975) 7, pp. 427~432)

まずはじめに Ca-Si 系, Fe-Si 系および Ca-Si 系の 2 元系状態図を検討し, Fe-Ca-Si 系 3 元系における溶解度ギャップの存在範囲を予測した. その結果, Fe の多量に存在する領域での溶解度ギャップの上限は 44.2 %Si まで拡張されることが予想され, また温度は 1300 から 1380°C の範囲であることも予想された. これらの考察を確認するために, 熱分析および急冷試料の顕微鏡観察から Fe-Ca-Si 系 3 元合金の溶融平被の状態図を作

つた. 実験は  $CaSi_2-FeSi_2$ ,  $CaSi_2-FeSi$ ,  $CaSi-FeSi$ ,  $CaSi-Fe_2Si$ ,  $Ca_2Si-Fe_2Si$ ,  $Ca_2Si-\alpha_2$ ,  $Ca_2Si-\alpha$  の 7 つの擬 2 元系に沿つて行なつた. 実験に用いた組成数は 45 である. 状態図上の重要点は次の結果となつた.

重要点	Fe %	Si %	Ca %	温度 (°C)	
共晶点 1	0.2	4.1	95.7	763	
	2	81.2	18.4	0.4	1173
	3	79.3	20.3	0.4	1183
	4	2.2	61.1	36.7	1015
	4	87.3	12.4	0.3	1268
包晶点 1	2	81.7	18.9	0.4	1184
	3	3.2	59.3	37.5	1028
	4	2.9	60.4	36.7	1184
	溶解度ギャップの最高温度	34.9	42.6	22.5	1340
	各初晶面での最高温度	1	10.0	39.1	50.9
2		67.2	28.0	4.8	1290
3		3.4	25.4	71.2	1295
4		82.5	16.4	1.1	1395
5		80.2	19.4	0.4	1200
偏晶点 1	13.8	41.9	44.3	1280	
	2	60.2	32.0	7.8	1280
	3	4.6	29.6	65.8	1242
	4	78.9	19.5	1.6	1242
	5	2.0	19.9	78.1	1285
	6	88.2	11.3	0.5	1285
初晶面変曲点 1	26.8	60.3	12.9	1170	
	2	80.8	18.7	0.5	1200

(雀部 実)

1200 から 1600°C における  $ZrO_2(CaO)$  および  $ThO_2(Y_2O_3)$  固体電解質の部分電子伝導性を示すパラメータ  $p_{e'}$

(D. JANKE und W. A. FISCHER: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 8, pp. 477~482)

固体電解質  $ZrO_2 (CaO=14.3 \text{ mol}\%)$  および  $ThO_2 (Y_2O_3=8 \text{ mol}\%)$  の電子伝導性パラメータ,  $p_{e'}$ , を分極法と起電力法の組合せで決定し, 溶鋼中の酸素の活量を起電力法で測定したときの補正曲線を作つた. 実験は  $p_{O_2}$  一定のアルゴンガス雰囲気中で溶解されている銀, 銅あるいは鉛中に固体電解質の管を浸漬し, この管の内側には銅を溶解してある. 内側の銅中にグラファイトの電極を浸漬し, この電極と外側の溶融金属間に電流を流し分極を生じさせる. その後電流を切つて両極間起電力経時変化 ( $E_1$ ) を測定する. 外側溶融金属中には空気-白金ロジウムを標準極とする酸素濃淡電池が同時に浸漬してあり, 溶融金属中の酸素分圧 ( $p''_{O_2}$ ) を常時測定している. グラファイト電極側の酸素分圧を  $p_{O_2}'$  とすると,  $p''_{O_2} \gg p_{e'} \gg p'_{O_2}$  の条件下では,  $E_{1max} = (RT/4F) \ln (p''_{O_2}/p_{e'})$  が成立する. 測定の結果,  $ZrO_2(CaO)$  では  $p_{e'} = -68400/T + 21.59$ ,  $ThO_2(Y_2O_3)$  では  $p_{e'} = -82970/T + 26.38$  となつた. また,  $t_{ion} = \{1 + (p_{O_2}/p_{e'})^{-1/4}\}^{-1}$  の関係から  $t_{ion} = 1$  となる  $p'_{O_2}$  を求めると  $ThO_2(Y_2O_3)$  を用いたときには 1200°C では  $10^{-13}$  atm, 1600°C では  $10^{-18}$  atm,  $ZrO_2(CaO)$  に対しては 1200°C では  $10^{-13}$  atm, 1600°C では  $10^{-3}$  atm とな

り、溶鋼中の酸素を測定するときには  $\text{ThO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  の方が使いやすいことが結論される。また、 $1600^\circ\text{C}$  にて純鉄中に酸素を溶解し、空気・白金ロジウム標準極をもつ  $\text{ThO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$  および  $\text{ZrO}_2(\text{CaO})$  電池で起電力測定をする一方、溶鉄中の酸素分析を行なった。この結果は  $p_{\text{O}_2}$  と従来の活量データを考慮して計算した起電力とよい一致を示しており、この実験結果は起電力法により溶鋼中の酸素濃度を求める補正曲線として用いることができる。(雀部 実)

#### LD 転炉吹止め時の溶鋼とスラグ組成に関連した溶鋼中の総酸素量と自由酸素量

(G. MAHN, et al.: Arch Eisenhüttenw., 46 (1975) 8, pp. 483~487)

LD 転炉法における吹錬終了時の溶鋼中の総酸素量および自由酸素量について検討した。従来溶鋼中の総酸素量決定は発光分光分析を通じて一般になされてきたが、この方法はサンプリングなどに問題があつて、十分な正確さを期待できず、また、時間がかかるという難点もある。本研究では溶鋼中の炭素濃度およびスラグ中の総鉄量と溶鋼中の総酸素量との関係より、総酸素量を迅速に決定する方法が研究され、その結果は分光分析による測定結果とほぼ同一であつた。

総酸素とは自由酸素および化合した酸素の両者を含むので、その量が物理的条件により影響されることを示し、文献に見られる温度依存性も LD 溶鋼では見出されず、冶金学的には自由酸素を考慮すべきとした。

つぎに LD 転炉スラグ中の鉄成分について検討した。総鉄量には  $\text{Fe}^{2+}$ 、 $\text{Fe}^{3+}$  の両方の鉄が含まれ、 $\text{Fe}^{2+}$  は総鉄量にほぼ比例して増減する一方、 $\text{Fe}^{3+}$  は常に一定である傾向をもつことを示し、 $\text{Fe}^{2+}$  はスラグ中の総鉄量記述により適していると結論した。

以上の考察より合理的に溶鋼とスラグとの間の酸素の分配値を、 $L_{\text{FeO}} = \frac{[\% \text{O}_{\text{free}}]}{(\% \text{FeO})}$  と定義した。そして LD

転炉鋼浴及び文献中の実験室鋼浴における  $L_{\text{FeO}}$  値に対する温度とスラグ組成の影響を述べ、両者を比較できる

関係に導びいた。 $a_{\text{FeO}} = \frac{[\text{O}]_{\text{LDスラグ}}}{[\text{O}]_{\text{酸化鉄スラグ}}}$  の値が e.m.f. 測

定により決定される自由酸素量から計算され、スラグ組成の関数として示された。その結果は文献中の結果と非常によく一致していた。(野村 寛)

#### 高還元スポンジ鉄を利用した新しい製鋼法

(H. M. WILLARS and R. C. MADDEN: Iron and Steel Intern., 43 (1975) 4, pp. 313~321)

米国南カロライナ州ジョージタウン製鋼会社における高還元スポンジ鉄を利用したプロセスの発展経過とその利点について報告した。

本工場は高還元鉄を主な鉄源として使用することを意図した電炉工場で、1969 年夏に生産稼働を開始した。主要製造鋼種は高炭素バネ材で鋼中残留元素の低いことが要請され、これに適したミドレックスプロセスによる高還元鉄が供給されている。設備は当時の新鋭技術を駆使して集約化されており、75 t UHP 電気炉 (30~36 MVA) 3 基には還元鉄の連続装入装置が備えられている。造塊はすべて連続鑄造により、連鑄機は直垂モールド

型および彎曲モールド型各 1 基で、ともに 100 mm 角ピレット用 4 ストランドである。

還元鉄の鉄分が 86~90% と低かつた時期には、溶鋼の C 濃度の変動、スラグ量の増加、電極寿命の短縮、鑄込み特性の劣化など種々の弊害を招いた。そこで原料の還元鉄を一定した高還元率に保つことが実用上必須であると認識された。高還元鉄 (Fe 93%) の使用によつて操業が安定し、いくつかの製鋼要因の解析が可能となつた。すなわち電炉の歩留りガスクラップ品位に応じて高還元鉄の配合率の関数として表わされた。とくに、やや位の劣るスラップと配合する場合に、高還元鉄による歩留りの向上は著しい。電炉の必要エネルギーを高品位スラップと比較すると高還元鉄の方が大きい、生産性は高還元鉄の配合比が 50~60% で最高となり高品位スラップのみの場合より 20% 上昇する。これには品位の安定した高還元鉄によつて連続装入が可能であり、電炉の最高出力が一定して出せることによる寄与が大きい。また 100% 高還元鉄の使用が可能であるのでスラップ事情に応じて大幅に配合比を変えることができる。このように高還元鉄使用には有利な点が多く、現在は当初の目標を上まわつた成績をおさめている。

(矢野修也)

#### 連続鑄造における乱流とその効果

(S. ASAI and J. SZEKELY: Ironmaking and Steel-making, 2 (1975) 3, pp. 205~213)

円柱型連続鑄造における、プール内の速度分布、うず拡散係数、プールおよびマッシュゾーン内の温度分布、凝固殻内の温度分布を、鑄型とノズル形状、鑄込み速度、鑄込み温度、壁における伝熱係数など与えられた値から求める数学的方法が提案された。プール内の流動を解くにあつては、一式モデルを採用し、しかし、式の中に分子粘度に加えて乱流粘度を導入した。また、熱エネルギー保存の式の中には、対流のみならず、分子伝導、うず伝導、およびマッシュゾーン内での凝固熱の放出などを加えた。混合を調べるためのトレーサーの分散を表わす式の中には、うず拡散の効果を取りよした。最後に、得られたプール内の速度分布を利用して、介在物の存在位置を求めた。まず、流動と伝熱の解析を同時に行ない、その計算結果を実操業データと比較した。ブレードダウンして測定した数の厚さは、計算結果の凝固率が 1 と 0.5 の間に入つており、きわめてよい一致を見た。同時に計算されたうず拡散係数の値を比較するために、中心部の Mn の分布を実測と比較したが、その一致はあまりよくなかつた。この理由は、こわれたデンドライデが沈降することを無視したためと考えられる。温度分布の計算結果によれば、プール内はほぼ均一で、凝固殻とマッシュゾーンに急激な温度勾配が存在する。これは実際とよく一致しており、乱流を考りよしない計算より本計算法が優れていることを示している。介在物の動きを計算した結果は、 $100 \mu$  の介在物は凝固殻に捕集されるが、 $400 \mu$  のものはすべて浮上することがわかつた。更にこの計算法により、鑄込み速度やノズル形状が凝固殻の生成にどのように影響するかを調べた。

以上、プール内の乱流を考りよすることにより、連続鑄造の正確な数学的記述に成功した。(川上正博)

### 溶鉄および合金鋼の表面張力におよぼすガスの影響

(G. S. ERSHOV et al.: Izv. Akad. Nauk SSR Metallurgy, (1975) 4, pp. 59~61)

不純物が 0.003% 以下の純鉄の 1600°C における表面張力と軸受鋼 (1.03%C, 1.65%Cr) の 1550°C における表面張力におよぼす水素、窒素および酸素の影響を研究した。

純鉄の表面張力  $\sigma$  は [O] が 0.002% から 0.060% に増加すると 750 MJ/m<sup>2</sup> 低下した。ギブスの式から計算された酸素の最大吸着量は  $23.4 \times 10^{-10}$  mol/cm<sup>2</sup> であり、そのときの溶鉄の [O] は 0.05% であった。吸着層における酸素 1 分子の占むる面積は  $7 \times 10^{-10}$  cm<sup>2</sup> となった。

純鉄の  $\sigma$  は溶解した N によつて減少したが、0.04% の N によつて約 300 MJ/m<sup>2</sup> の低下でありその表面活性度は酸素よりも小さかった。

H も表面活性元素であるがその影響は小さく、[H] = 20cc/100g の濃度で約 150 MJ/m<sup>2</sup> の  $\sigma$  の低下が見られるだけであった。

同じような表面張力の変化は溶融した軸受鋼にも見られたが、N の影響は純鉄の場合よりやや小さかった。これは鋼中に含まれている Cr, Al, Ti などの元素と N との相互作用が Fe のそれよりも大きく Fe と N の相互作用を減少するためと考えられた。

これら元素と表面張力との関係はガスと溶鉄の粘性との関係と一致し、酸素は溶鉄の粘性をもつとも高め水素と窒素は影響の少ないことを明らかにした。

(郡司好喜)

### 高合金鋼を電子ビームで再熔融するときの元素の蒸発について

(A. S. KALUGIN: Izv. Akad. Nauk SSSR Metallurgy, (1975) 4, pp. 90~97)

OX16H11M3 鋼 (1.38%Mn, 16.68%Cr, 10.3%Ni, 2.14%Mo, 0.54%Si, 0.033%) を電子ビーム再熔融し、そのときの蒸発した金属の量およびその組成から Mn, Pb, Bi, Sn, N, Cr, Fe, S, Si, Ni, P, Mo の蒸発係数を検討した。

溶融速度を  $v$ 、蒸発速度恒数を  $K^i$  としたとき Ni, Si, Fe, P および Cr では  $1/v$  と  $K^i/v$  の間に直線関係のあることから、これらの元素の蒸発は鑄型中の溶融金属の表面における脱着によつて律速されることが分つた。

これ以外の各元素では  $1/v$  と  $K^i/v$  の間に直接関がなく、金属中の元素の拡散が律速になっていることが分つた。

得られた蒸発速度係数を用い  $1/v$  と再溶解の前 ( $C_0^i$ ) と後 ( $C_1^i$ ) におけるインゴットの成分の比 ( $C_1^i/C_0^i$ ) の関係を示した。Mn と Pb がもつとも蒸発しやすい元素であり、Fe より蒸発難しい Mo と Ni は逆に濃化する元素であることが分つた。

OX16H11M3 鋼を真空誘導部で溶解し、1600°C ± 10°C  $5 \times 10^{-3}$  mmHg における Mn と N の蒸発速度恒数を測定し、Mn について  $9.9 \times 10^{-3}$  cm/S、N については  $8.6 \times 10^{-3}$  cm/S が得られた。一方電子ビーム溶解では  $1.7 \times 10^{-3}$  cm/S と  $1.3 \times 10^{-3}$  cm/S が得られ、写真誘導溶解の蒸発速度の非常に大きいことが分つた。これ

らの結果から Mn と N の蒸発は金属中の拡散が律速となり、誘導部の溶解では金属の攪拌によつて拡散が促進され蒸発速度が大きくなると考えられた。(郡司好喜)

### エレクトロスラグ再溶解法について

(G. SCHARF: Neue Hütte, 29 (1975) 7, pp. 393~397)

ESR 法の設備と冶金上の現状について述べている。1950 年代にソ連で工業化された ESR 法は、今では、直径 3000 mmφ、重量 300 t の鋼塊を生産できるまでに設備、技術が発達した。さらに鋼塊形状も、中実丸鋼塊だけでなく、中空鋼塊やクランク軸のような形状のものまで ESR 法によつて生産できる。東ドイツの VEB 特殊鋼会社では ESR 法により、高品質の優れた製品を生産している。この会社の ESR 設備は、回転床の上に水冷鑄型と電極を 2 組乗せるようになっており、1 組が溶解している間に、他の 1 組は型抜きおよび次の溶解の準備が行なわれ、高い生産性を得ることができる。

ESR 法における最も重要な物理化学的反応は、合金元素の酸化還元反応である。再溶解中の Si, Mn, Ti, Al の変化は、メタル/スラグ間の平衡で決まり、平衡定数の値は、実験によつて求められている。スラグに Al を添加して脱酸することにより、Si, Mn, Ti の歩留りを向上させるとともに、鋼塊中の Al の偏析を制御することができる。さらに非金属介在物も減少し、品質の向上を計ることができる。Ti 含有ステンレス鋼の再溶解では、スラグに TiO<sub>2</sub> を添加するとともに、溶解雰囲気 Ar にすることによつて、Ti の歩留を向上させることができる。

ESR 法の最も大きな特徴は、再溶解によつて非金属介在物の種類と形が大きく変化することである。再溶解後の非金属介在物量は、電極材の脱酸方法に依存し、一般には Ca-Si, Al-Si のような強力な脱酸剤を使用すると低い値が得られ、VAR に比較しても低い値を示す。鋼塊重量が 0.7~4 t に変化しても非金属介在物の総量はほぼ同じであるが、鋼塊重量が少ない方が、サルファイド系が多く、ナイトライド系が少なくなっている。

ESR 法の欠点である水素については、スラグ中に Ar ガスを吹込むことにより、30 min 後には金属中の水素濃度を 6 ppm から 3 ppm まで下げることが可能である。

(山下 稔)

### 放射性 <sup>97</sup>Zr を用いた ASEA-SKF 炉内の Al 脱酸に関する研究

(N. LINDSKOG: Scand. J. Met., 4 (1975) 4, pp. 153~160)

放射性同位元素の <sup>97</sup>Zr を用い、140 t ASEA-SKF 取鍋炉内における Al 脱酸生成物の分離過程を調べた。相対する一対の linear stirrer をそなえた取鍋内に 130 t の溶鋼を入れ、その上に 1.68 t のスラグ (34.3~46.0%CaO, 11.3~19.6%SiO<sub>2</sub>, 26.8~34.4%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5.1~15.2%MgO, 0.76~2.24%FeO, 1.38~5.5%MnO) をかぶせる。110 g (0.85ppm 相当) の <sup>97</sup>Zr を 90 kg (690 ppm 相当) の Al の中にうめ込んで、溶鋼中に添加した。以後 30 min 間攪拌を行ない適宜、スラグ、溶鋼の両相より試料を採取した。20 min 間で、溶鋼中の総酸素量は 70 から 20ppm まで減少し、Zr, Al はそれぞれ

0.31, 250ppm ずつ減少した。熱力学的観点からは、この Zr-Al 配合比では、両者の脱酸能に大差はないが、速度論的観点からは、Al/Zr の比が溶鋼内と介在物内で同じであるかどうか疑問であつたので、溶鋼中のその比を時間と共に追跡した。その結果、Al/Zr の比は時間によらず、 $8 \times 10^2$  でほぼ一定であつたので、介在物内でもその比は同じと見なせることがわかつた。総酸素量の減少量より、Al は介在物として 56 ppm 除去されたことになる。一方、スラグ内の Zr の増加量は 2g であることから、スラグ中に入った介在物中の Al 量は、最大に見積つても、12 ppm 相当である。したがつて、脱酸成生物のうち  $(12/56) \times 100 = 21\%$  がスラグに吸収され、残り 79% は耐火物壁に吸収されたことがわかつた。Al の減少量のうち、残りの 194 ppm 相当は、耐火物のライニング成分 (85% $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 10% $\text{SiO}_2$ , 2.9% $\text{TiO}_2$ , 1.4% $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 0.2% $\text{CaO}$ , 0.1% $\text{MgO}$ , <0.3% alkali) 中の  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  によつて酸化されたと考えられる。溶鋼を注ぎ出した後に、取鍋の外側壁に沿つて放射線の強度分布を調べた。その結果によれば、stirrer の中央部で強度が最低で、その端部より外側に約  $30^\circ$  の位置にかけての底から 80cm 程の高さに最高強度が測定された。その位置は、取鍋内の流線分布が壁に突当たつている位置であり、上記の Al の酸化反応の速度は溶鋼中の Al の物質移動により律せられると結論された。(川上正博)

### — 鑄 造 —

#### ESR と VAR による鋼塊中の freckle とガス発生

(A. MITCHELL: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1975) 3, pp. 198~204)

エレクトロスラグ溶解法 (ESR) や真空アーク溶解法 (VAR) を用いて金属を溶解する際、freckle とよばれる偏析欠陥が生じることがある。

これらの生成原因としては、i) 液相十固相域での密度変化、ii) ガス発生に伴う液相の運動、iii) 液相の磁氣的攪拌に伴う液相の運動、などがあげられている。

このうち i) と iii) はその機構も解明され Ni 基超合金の溶解の際生じやすいことも知られており、対策として溶解速度を低くするなどの手法が用いられている。

ii) については、若干の報告はあるが機構については明らかにされていない点が多い。著者らは、50 wt%Fe-50 wt%Cu を試料として溶解することによりガス発生に起因する偏析欠陥について以下の様な結論を得た。

1) freckle として知られる偏析欠陥は、ESR, VAR のどちらで溶解された鋼塊の場合も凝固過程における CO ガス発生により形成された空隙を熔融金属が逆流してうめることによつて生ずると考えられる。

2) ESR 法においては、ガス発生により生じた freckle は、もう一度この方法で溶解すると消失するが、これにより他の原因で生じた欠陥と区別できる。

3) この種の偏析欠陥は bulk liquid と interdendritic liquid の両方を含むため、凝固の際、ある組成範囲をもつことになる。

4) 偏析欠陥は、CO ガスの発生を防ぐため、溶解の際十分に脱酸を行なうことにより、なくすことができる。ただし熔融部に直接脱酸剤を加えると望ましくない

介在物を生ずるので、脱酸はスラグで行なうべきである。また消耗電極を十分に脱酸することも必要で、これは溶解の際、脱酸の機会のない VAR 法においてはとくに重要である。(佐藤隆樹)

#### 狭幅連鑄スラブの高速鑄造試験で得られた経験

(K. WÜNNENBERG and K. FREYENK: Stahl u. Eisen, 95 (1975) 16, pp. 733~741)

少ストランドの連鑄設備で大量の鋼を処理するには、高速鑄造が有利である。通常、溶鋼温度と転炉の出鋼サイクルの関係から、約 60 min の鑄造時間は延長できない。従つて、例えば 200 t の転炉に対しては、約 2m/min の鑄造速度と、600 mm $\times$ 150 mm スラブサイズで 2 ストランドの設備が必要となる。本報告は、彎曲半径 3.9m, 550 mm $\times$ 150 mm のスラブサイズで 2 ストランドを有する試験連鑄設備を用い、47回、計 3500 t におよぶ実験を行なつた結果に基づくものである。溶鋼は、150 t の取鍋からタンディッシュを通じて鑄造され、引抜速度については、1.5m/min から 50 t ごとに 0.1 m/min の割合で増大させ、最大 2.5m/min までとした。またタンディッシュには、非晶質シリカの浸漬型ボックスノズルを取付け、鑄型を 60~80回/min で振動させるとともに、振幅を 12~20 mm とした。各引抜速度における鑄造時間は 20~30 min で、全量のうち約 1500 t を 1.9m/min 以上で鑄造し、以下の結果を得た。抜熱量は、引抜き速度の増大に伴つて小さくなり、2m/min 以上の引抜き速度に対するモールド直下の凝固シェル厚は 12~14 mm 程度である。そのため引抜き速度を大きくすると、ロールのないスラブ狭面側では、溶鋼静圧によるバルジングを生じ、コーナクラックや縦割れに伴うプレークアウトを発生すると考えられ、1.7m/min 以上の引抜き速度の操業には、狭面側にもロールが必要である。また、二次冷却帯の水量を一定とした場合、1.2m/min で鑄造した鑄片の表面温度は時間と共に直線的に降下するのに対し、2m/min 以上では復熱するため、スプレーゾンを長くするか、流量密度を大きくしなければならぬ。この様な理由から、サルファープリントで観察される内部割れの頻度と程度は、2m/min 以上でわずかに大きくなつており、スカーフイグした際表われる鑄片広面の表面割れは、ロール間のバルジングとその後の矯正点における曲げ変形で生ずると思われる。これら鑄片に生ずる割れは、冷却方法やロール間隔を変えることによつて改善でき、2.5m/min の引抜き速度まで良質のスラグが得られ、電縫管にしても欠陥はなかつた。(土田 裕)

### — 性 質 —

#### 低炭素ベイナイト Fe-Mn-Si 合金の組織と特性

(A. BROWNRIGG: Metal. Sci. J., 9 (1975) 7, pp. 311~318)

降伏強さが 620N/mm<sup>2</sup> 以上の高張力鋼を開発するとき、空冷で高温等軸フェライト反応を阻止することは十分な硬化能をもつた合金を得るために必要なことである。この目的のために 0.04%C の低炭素鋼に有効な Mn を添加し、さらに広範囲の冷却速度において低炭素ベイナイト鋼に高強度を与えるための合金元素量を決定した。工業的な有用性と安価な合金元素を含有する Fe-

Mn-Si 合金は特にすぐれたものである。0.2% 耐力が  $665 \text{ N/mm}^2$  である  $3\frac{1}{2}\text{Mn-1\%Si}$  合金の連続冷却変態図は ALLEEN によつて研究され、さらに WOODHEAD と WHITEMAN はこの合金の組織と特性を研究した。Fe-Mn 合金の特性は詳細に研究されているが、鋼におよぼす Si の影響を系統的に研究したものは少ないので、本研究はこれらを説明した。

その結果は次のごとくである。(1) 0.75% 以下の Si を含有する Fe-3.8Mn-0.04%C 合金は広範囲の冷却速度でも、ペーナイト組織を得ることができ、その強度は変態温度の関数で表わされる。(2) 焼ならしをした試料のシャルピー衝撃値曲線は  $-10^\circ\text{C}$  (0% Si) と  $+15^\circ\text{C}$  (0.75% Si) の遷移温度を示し、この温度では破壊の挙動にいちじるしい変化を示す。(3) 低炭素ペーナイト組織は変態温度が低い時はラスマルテンサイト組織と同じようである。強度は亜結晶粒子またはラスの大きさ、および転位密度により変化する。(4) Fe-3.8Mn-0.7Si-0.04%C 合金を空冷すると最低でも  $620 \text{ N/mm}^2$  の耐力を得ることができる。(5) Si 量を 0.5~0.75% 含有する Fe-3Mn-0.04%C 合金は焼ならして等軸のフェライトになり、強度は 3.8%Mn 合金より、かなり低い。これらの合金の特性は冷却速度の影響を受けやすい。

(土山友博)

#### Fe-16Cr-12Ni 合金におけるマルテンサイトからオーステナイトへの逆変態

(T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Metal. Sci. J. 9 (1975) pp. 342~345)

Fe-16Cr-12Ni 合金 (約 0.003W/0 C, 0.009 W/0N, 室温ではオーステナイト。A<sub>s</sub> 点は  $520\sim 540^\circ\text{C}$ , A<sub>f</sub> 点は約  $600^\circ\text{C}$ ) におけるマルテンサイト ( $\alpha'$ ) $\rightarrow$ オーステナイト ( $\gamma$ ) 逆変態を、磁気測定、硬度測定、光学および電子顕微鏡観察により研究した。従来この種の研究はおもに板状  $\alpha'$  においてなされているが、本研究で用いた合金の  $\alpha'$  はラス状である。 $-196^\circ\text{C}$  保持、室温での圧延、 $-78^\circ\text{C}$  での圧延の 3 つの方法により部分的にマルテンサイト変態させた試料を、 $430\sim 700^\circ\text{C}$  の数種の温度に設定した塩浴中で等温保持し、逆変態挙動を観察して次のような結果を得た。 $540\sim 550^\circ\text{C}$  での逆変態には過程 1, 2, 3 が存在する。しかし  $520^\circ\text{C}$  以下では過程 3,  $560^\circ\text{C}$  は過程 1, 3,  $600^\circ\text{C}$  以上では過程 1 だけが生じる。過程 1 は試料を塩浴に浸してから約 20 sec 以内に終了するが、その時間の何分の一かは設定温度に達するまでに費やされるものと考えられる。この過程で生じる  $\gamma$  は設定温度が高くなるほど量が多くなり、表面起伏をとまう。結局、この過程は非熱活性化によるマルテンサイトの逆変態であると考えられる。過程 2 は潜伏期を有し等温的に進行する。この過程は濃度変化をとまわれないことを示す実験結果が得られ、熱活性化によるマルテンサイトの逆変態であることが示唆された。過程 3 は安定なフェライト相の形成とともに進行し、この過程の見かけ上の活性化エネルギー (約  $250 \text{ kJ/mol}$ ) は  $\alpha$ -Fe 中の Ni の拡散のそれ ( $244 \text{ kJ/mol}$ ) に一致した。このフェライト相は  $\alpha'$  相からのみ生じ、その量は  $\alpha'$  相の量が多いと増加する。また、この過程は変形によつて生成された  $\alpha'$  相における方が生じやすいことが分かつ

た。

(柴田浩司)

#### 1.25Cr-0.5Mo 鋼のクリープ特性におよぼす不純物の影響 (R. VISWANATHAN: Metals Technology, 2 (1975) 6, pp. 245~248)

Cr-Mo 鋼のクリープ特性に対する不純物元素の影響は最近重要な問題となっている。鑄造材と鍛造材の 1.25%Cr-0.5%Mo 鋼の  $538^\circ\text{C}$  におけるクリープ特性におよぼす Sb, P, Sn などの影響について研究している。試料は真空溶解された不純物の多いものと少ないものととの 2 鋼種について鑄造材と鍛造材、計 4 種類について実験を行なった。焼ならし温度は  $925^\circ\text{C}$ , 焼もどし温度は  $675^\circ\text{C}$  とした。実験結果は試料の焼もどし温度における  $10^\circ\text{C}$  程度のばらつきを考慮に入れると、ほとんど同一のクリープおよびクリープ破断強さを有しており、Sb, P, Sn などの不純物の影響を受けないと考えられる。しかしこの結果は他に報告されたものと一致せず、研究者によつて種々の意見が出されている。たとえば HOPKINS は不純物は Cr-Mo-V 鋼のクリープおよびクリープ破断強さに有害であると、また TRUMPLER らは Al は Cr-Mo 鋼のクリープ破断強さに対して有害であると報告している。これに反して RATLIFF らは Al は Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強さに対して無害であり、また BRUSCATO は不純物はクリープ破断強さを向上させると述べている。さらに BENEK らは Sn 添加によりクリープ破断時間が 10% 減少し、Cu 添加によりクリープ破断時間が 20% 増加すると報告している。以上のように研究者によつて種々の結果が報告されているが、系統だつた研究がなされていない現時点においては、合金系、組織、強度水準、試験温度などのような因子を多数変化させた多くの研究が必要であることを強調している。(土山友博)

#### 格子間溶原子の存在しない深絞り用 Nb 添加鋼板の再結晶 (R. E. Hook and H. Nyo: Met. Trans., 6A (1975) 7, pp. 1443~1451)

真空脱ガスした Nb 添加鋼 (Nb: 0.074~0.25wt%; C: 0.0022~0.0107wt%) を冷延後等時焼鈍 ( $566^\circ\text{C}\sim 760^\circ\text{C}$ , 1hr) したときの軟化挙動を硬さ測定、引張り試験、光学および透過電子顕微鏡観察により調べた。おもな結果は次のとおりである。

(1) Nb 添加鋼では再結晶が自由表面から開始する。このため再結晶した領域は二層に分離しており、それらの厚さは焼鈍温度および時間の増加とともに増大する。この現象は同鋼種固有の性質であり、外的因子の影響によるものではない。

(2) Nb 添加鋼では、Nb がフェライト中に固溶していても、あるいは微細な NbC 析出物として分散していても再結晶が遅滞する。しかしその程度は異なり、本鋼種におけるように格子間原子の量がきわめて少ないときは、固溶効果が支配的である。

(3) 微細な NbC 析出物の分散により、硬さおよび引張り強さは再結晶終了後も高い値を示す。これらの効果は冷延前の焼鈍により析出物を粗大化すると除くことができる。

(4) Nb 添加鋼では、C および N はすべて Nb により固定されており、固溶状態では存在しない。これは降伏点および降伏点伸びが存在しないことから確められ

た。そして NbC 析出物が再結晶温度の上昇および硬さの増加におよぼす効果は、熱延時にそれがフェライト中に析出するときの C 量（析出した全 C 量ではない）で整理できる。なぜなら熱延時にオーステナイト中に析出する NbC は粗大化しており、再結晶挙動におよぼす影響は無視できるからである。（宮地博文）

#### 破壊靱性と介在物の分布状態

(K. ERIKSSON: Scand. J. Met., 4 (1975) 4, pp. 173~176)

これまでに、介在物の含有量の異なる 3 種類の SIS 2140 (AISI 01) 型の工具鋼を使用して、破壊靱性におよぼす介在物の影響を検討し、平面応力と平面歪が混合する強度で介在物の影響がみられたが、介在物含有量が 50% 減少しても、靱性値は 10% の改善しか得られないという結果を得た。そこで、本論文では同じ試料を使用して介在物の分布状態と破壊靱性との関係を検討した。

介在物の最近接間距離を、破面および破面と平行な断面である圧延方向に垂直な横断面上で測定し、その分布状態を調べた。2 つの面上で測定したその距離の平均値は、介在物の多い試料 (I) の方が少ない試料 (II) より短かい。標準偏差は両試料および両面とも平均値の 3/4 程度であり、介在物の分布は不均一であることを示している。しかも、両測定の間には一致がみられない。したがって、平均値は破壊靱性に対する介在物の重要な特性を示していないように思われる。一方、最大頻度の距離は、I, II の試料とも破面上 ( $13\mu$ ,  $4\mu$ ) と横断面 ( $10\mu$ ,  $6\mu$ ) と一致している。

クラック先端の塑性変形領域と介在物の大きさおよび介在物の最近接間距離の大きさと比較することによって、破壊靱性と介在物の分布状態とを関連づけられる。すなわち、介在物の影響が見られる HRC 40~50 では塑性変形領域と介在物の大きさおよび距離が同程度の大きくなり、それ以上の強度では、塑性変形領域の大きさが小さくなり、それ以下では大きくなる。したがって試料 I は、介在物の量および数が試料 II より 50% 少なくても、介在物の大きさおよび最大頻度距離が同程であるので、I は、わずかに 10% しか靱性値が上昇しなかった。これは、もしも介在物量が減少しても、分布状態が変わらずして不均一であれば、破壊靱性、はほとんど改善されないことを意味する。（藤田充苗）

#### 脆性材料に予亀裂を挿入する迅速法

(K. ERIKSSON: Scand. J. Met., 4 (1975) 4, pp. 182~184)

破壊靱性試験片の鋭い亀裂は普通疲労亀裂である。一般に、不安定破壊を起こさずに脆性材料に疲労亀裂を挿入することはむずかしく不可能だとさえいわれている。本方法は、脆性材料の破壊靱性試験片に予亀裂を挿入する一方法で、亀裂は衝撃荷重で試料の切欠先端に挿入する。亀裂長さは HARRIS と DUNEGAN の考え方にに基づき、亀裂を停止させるための圧縮領域を導入し、制御した。この衝撃予亀裂挿入法で要する時間は 1 min 程度で、装置は非常に安価であり、HRC 50~70 の鋼に適用できる。

この亀裂挿入法では試料を装置にセットすると、くさびが切欠部に引き下ろされ、ピストンプラグが試料を押

して圧縮領域をつくる。この圧縮領域によつて亀裂の長さが調整される。そして、おもりが適当な高さから落とされ、衝撃後除荷され、亀裂を生じていなければ、繰り返して行なわれる。

本実験では供試材としては、工具鋼と高速度鋼を用い、衝撃予亀裂挿入法と疲労予亀裂挿入法との比較検討を行なった。試験片は ASTM 規格のコンパクト・タイプを用い、 $W$  は通常 26 mm としたが、厚さは 10 mm と 4 mm の 2 種類を使用した。また、ピストンプラグの直径も 2 mm と 3 mm の 2 種類を使用した。

第 1 打で亀裂を生成するために必要な最小限の高さを重なる長さや試料の厚さを変えた場合において硬さとの関係でプロットすると、直線関係が成立している。

試験片の厚さとピストンプラグの直径を変えた結果、亀裂停止に及ぼすプラグの直径の効果に差は認められなかった。疲労亀裂と衝撃亀裂の両試験から破壊靱性値はいずれも等価であった。このように、衝撃亀裂は疲労亀裂に比し、破壊靱性に関して何ら遜色のないことが明らかとなった。（宗木政一）

#### H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/NaCl 環境中における AISI 304L 型ステンレス鋼の腐食におよぼす変形の影響

(A. HONKASALO and T. HAKKARAINEN: Scand. J. Met., 4 (1975) 4, pp. 185~188)

ステンレス鋼の変形と転位構造、およびそれらの腐食挙動におよぼす影響について研究した。

オーステナイトステンレス鋼は、積層欠陥エネルギーが低いので、室温で変形した場合転位構造がプラナーになり、活動すべり面に転位の集積が起きる。積層欠陥エネルギーとオーステナイトの安定性は、組成と温度の関数であり、304L 鋼を 77°K で変形すると、積層欠陥エネルギーとオーステナイトの安定性がともに低いので、活動すべり面の交差点に  $\alpha$  マルテンサイトが生成する。またこれらのすべり面は大きな積層欠陥のたばよりなつているので、六方晶  $\epsilon$  マルテンサイトもできる。

加工された AISI 304L 型ステンレス鋼は、Cl<sup>-</sup>イオンを含む溶液中できわめて選択腐食を受けやすくなり、すべり面、双晶、結晶粒界、および変形マルテンサイトが優先的に溶解される。この選択腐食は Cl<sup>-</sup>イオン濃度に敏感で、濃度によつてそれぞれ異なる腐食挙動を示した。5N H<sub>2</sub>O<sub>4</sub> をベースとし、0.1 と 0.5N NaCl 濃度の溶液で腐食試験すると、変形マルテンサイトは両方の液で腐食されたが、粒内の SCC は 0.5N NaCl 溶液のみで生じ、粒界腐食は 0.1N NaCl 溶液中のみで起きた。しかし粒径が大きくなると粒内き裂が後者の液でも見られた。

つぎに、変形した材料と U 曲げ SCC 試片から作った薄膜試料を腐食し、透過電顕で観察し、すべり、粒界、双晶境界、変形マルテンサイトの選択腐食状況を詳細に調べた。このような変形組織の強い選択腐食性は、組織とマトリクス間に成分的差はないので化学的なものでなく、また両者の自由エネルギーの差は小さく熱力学的にも説明しにくい。選択腐食が起きるためには転位の集積と Cl<sup>-</sup>イオンが必要であること、Cl<sup>-</sup>イオンが H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/NaCl 液中でインヒビターとして働き、金属表面に吸着するといわれていることを考え合わせると、微視的に

ひずんだ境界やマルテンサイト部分よりも平滑表面にCl<sup>-</sup>イオンが優先的に吸着し、陽極部分がきわめて小さい腐食系を構成することになる。したがって、変形組織は犠牲アノードとなり、オーステナイトマトリクスを陰極防食し、選択腐食性をより増加させると考えられる。

(青木孝夫)

#### 高強度・高延性焼結鋼の破壊靱性

(N. INGELSTRÖM and H. NORDBERG: Scand. J. Met., 4 (1975) 4, pp. 189~192)

焼結鋼の衝撃強さが低いことは、割れの発生が容易なためか、伝播が容易なためかよくわかっていない。従来、シャルピー試験で靱性を評価してきたが、それだけでは実用的に難点がある。従って、この研究では、焼結鋼の破壊靱性値を通常の実験方法で評価できるかどうかを調べることを主目的にしている。供試材として噴霧法により製造された高強度の合金化した粉末を使用して、焼結後鍛造し完全に緻密化した試料1Aと、空隙率13%にした試料1B、をそれぞれ焼入れ焼もどして作った2種類のNi-Mo鋼(0.48C-1.82Ni-0.48Mo-0.24Mn)および0.6wt%Pを海綿鉄粉に混合して作ったもの(試料2)、噴霧法による鉄粉に混合して作ったもの(試料3)の2種類の高延性焼結鋼などを用いた。試験温度は室温-73°C、-124°Cである。

結果は、破面観察によると、試料1Aが室温でディンプル状破面、-124°Cでほぼ完全な劈開破面であり、試料1Bは両温度でディンプル状破面であった。試料2と3では試料1Aと似ていたが、いくらかの粒界割れが認められた。

破壊靱性値は、室温では試料1Aのみが妥当な値を示し、試料1B、2、3(2は-124°Cでも)などは低い値を示す。(この場合は、さらに大きい試片を使用する必要があるだろう)しかしながら、その他の場合は妥当な $K_{IC}$ 値が得られているとみなすことができ、上記のような焼結鋼でも通常の寸法の試片で破壊靱性値の評価が可能であることがわかった。

また、試料1Bでは $K_{IC}$ 値が室温から-124°Cまで変化しないこと、含P焼結鋼では、噴霧法でえられた粉末によるものの方が、わずかに海綿鉄粉末によるものより $K_{IC}$ 値がまさるといことが認められた。(長井 寿)

#### 制御圧延された鋼における微細フェライト組織の起源

(R. PRIESTNER: Rev. Mét., 72 (1975) 4, pp. 285~296)

制御圧延では、Al, V, Tiなどの窒化物あるいは炭化物強成力の強い元素も有益であるはずなのに、実際に成功しているのはNb鋼のみである。一方、圧延の代りに一軸引張りまたは圧縮を行なった場合は、逆に軟化が起こることも報告されている。そこでNbの作用について調べた。

試料は0.1C 1.54Mn 0.04Nbである。これを1150°C×20minオーステナイト化後900°Cに20min保持し、一回圧延で0~35%の圧下を与えた。冷却は油冷と空冷の二通りで、前者では一部フェライトの他はすべてマルテンサイトとベイナイト、後者では完全フェライト組織になった。

急冷の0%圧下試料では、フェライトはオーステナイ

ト粒界にレンズ状(allotriomorphs)に形成され、大きなウィドマンステッテン状フェライトも生ずる。圧下率が大きくなると粒内のフェライトの核発生が増加し、粒界上では減少する。ウィドマン状のものの発達は、圧下率が高くなると抑制される傾向が大きくなる。徐冷の0%圧下試料では、フェライトは大部分粒内で核発生する。一方、圧下試料ではフェライト組織は微細化する。

Nb鋼の制御圧延ではオーステナイトの変形中にNbCが析出し、これが粒界移動を遅らせることは認められている。しかしオーステナイトの再結晶抑制作用ばかりでなく、NbCはオーステナイトフェライト相境界上で、フェライトの成長を抑制する直接の効果を持っているようである。特に非整合の場合、ウィドマン型成長を抑制する傾向も強いと考えられる。

NbCのみが有効なのは、温度と溶解度積の関係が、他の元素の場合より仕上温度との関係で適した範囲にあるためであろう。また一軸変形で逆の結果が生ずるのは恐らく圧延の方がひずみ速度がはるかに大きく、そのため転位密度が高くなるからと考えられる。(渡辺 敏)

#### —物理冶金—

##### タングステン鋼の二次硬化

(A. T. DAVENPORT and R. W. K. HONEYCOMBE: Metal Sci. J., 9 (1975) 5, pp. 201~208)

鋼にMoを添加するとき起こる強い二次硬化反応は $Mo_2C$ の析出に起因し、その析出過程については詳細な研究がある。Wは $M_2C$ 型の炭化物を作る点においてはMoとよく似ているが、W鋼の二次硬化中の組織変化はMo鋼のように詳細に報告されていない。本研究はMo鋼に行なわれているような研究をW鋼に行なつたものである。すなわちW鋼に対して詳しい組織学的研究を行ない、純粋なW鋼の二次硬化に伴う合金炭化物の析出挙動および二次硬化に対する少量の添加元素(Nb, Ti, Taなど)の影響について研究した。

その結果は以下のごとくである。

(1) 0.23wt%C, 6.3wt%Wを含んだ鋼の焼もどし挙動は次のごとくである。(a)結晶粒界付近 $Fe_3C-W_2C+M_{23}C_6 \rightarrow M_6C+M_{23}C_6$  (b)マトリクス中、 $Fe_3C \rightarrow W_2C \rightarrow M_6C$ ,  $Fe_3C \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$ , WC炭化物は700°C, 120hr焼もどし後は消失する。(2)セメンタイトは最初500~600°CでWidmānstätten状に析出する。(3)  $W_2C$ の核発生は次の3箇所でおこる。(a)  $Fe_3C$ とフェライトとの界面、(b)マルテンサイト変態により発生した転位上、(c)粒界近傍における球状化した $Fe_3C$ 付近、(4)この3つの核発生はMo鋼における場合よりゆつくり起こり、その結果二次硬化量は少ない。(5)最後に析出する $M_6C$ の結晶形は複雑である。 $W_2C$ 中に生ずる $M_6C$ の核発生は西山-WASSERMANNの関係を満足するものと考えられる。(6)Nb, Ti, Taなどの添加はW鋼の二次硬化に大きな影響をおよぼし、これらの元素は転位鋼上に分散した微細な二次炭化物を形成し、それらが700°Cにおいても、炭化物の凝集を阻止して

(土山友博)

##### 316ステンレス鋼溶接部の疲労き裂伝播

(A. C. PICKARD, et al.: Metals Technology, 2(1975) 6, pp. 253~263)

316L オーステナイトステンレス鋼のサブマージーク溶接部およびその近傍における疲労き裂伝播速度  $da/dN$  と応力拡大係数の範囲  $\Delta K$  との関係調べ、これらの疲労挙動が材料の微視組織と密接な関係にあることを示した。

供試材はパイプ溶接した材料で、母材金属の粒径は約  $68\mu\text{m}$ 、溶接金属のそれは溶接中央部で約  $250\mu\text{m}$ 、母材との界面に近づくと母材の粒径にほぼ一致する。溶接金属の含有介在物量は母材金属より多い。この材料の種々の箇所から切り出した試験片に対して、応力比  $R=K_{\min}/K_{\max}=0.3$ 、繰返し速度  $1\sim 100\text{Hz}$ 、室温 ( $22^\circ\text{C}$ ) の疲労試験を行なった。

同じ  $\Delta K_i$  値での試験では、溶接金属のき裂伝播速度は母材金属のそれより大きい。 $da/dN$  と  $\Delta K$  との関係から、母材および溶接金属の  $K_{Ic}$  値はそれぞれ  $\Delta K=65\text{MNm}^{-3/2}$ 、 $\Delta K=40\text{MNm}^{-3/2}$  以上の所にあると推定される。最終破壊は両者ともマイクロボイド合体型であるが、介在物の多い溶接金属はその破面が細かい。Paris 則に従う領域での指数  $m$  は母材 ( $\Delta K=7\sim 52\text{MNm}^{-3/2}$ ) が 4.2、溶接金属 ( $\Delta K=14\sim 30\text{MNm}^{-3/2}$ ) が 3.3 である。この時の破面は、延性ストライエーションを呈するが、溶接金属の破面にはさらにボイド合体によるものや介在物の周りでネッキングを生じたものも認められた。また母材金属の  $K_{Ic}$  は  $6\text{MNm}^{-3/2}$  と推定された。さらに疲労き裂が溶接金属と母材金属の界面を直交伝播する試験片を用いた  $K$  値一定試験を行ない、溶接金属と母材金属はそれぞれ異なる伝播速度を有し、それらの間に遷移領域が存在することを示した。

これらの実験結果から、母材金属と溶接金属の相対的な疲労き裂伝播速度は、(i) 介在物の大きさ、密度および性質、(ii) き裂伝播経路の結晶粒径 (双晶の大きさも含む) の2つのパラメータに依存することを明らかにするとともに、 $\Delta K$  の各領域における破面について詳細な説明を与えた。(堀部 進)

#### 溶鋼の表面張力に対するボロンの影響

(M. OSAMA, et al.: Neue Hutte, 20 (1975) 7, pp. 390~392)

滴下法に比し、精度がよく、単純で、時間および接触角に独立で、かつ、融体表面が絶え間なく更新される利点を有する最大気泡圧法により、25CrMo5 鋼の含水ボロン融体について表面張力測定を実施した。モリブデン炉で溶解後、 $1715^\circ\text{C}$  まで昇温してフェロボロンを添加し、保護ガスとして  $\text{H}_2$ 、測定用ガスとして  $\text{Ar}$  を用いて実験を行なった。 $\text{H}_2$  雰囲気下での溶解時、脱炭反応が起こるが、炭素および水素は鉄の表面張力にほとんど影響を与えないので、これらを考慮することなしに測定を実施した。また、キャピラリは外径  $0.48\sim 0.586\text{cm}$  のコランダム製で、先端を  $0.5\sim 1\text{cm}$  長さのナイフエッジに加工したのを用いた。 $\text{Ar}$  流量により、1 min 当たりの気泡数を 2~3 個に調節した。試料の N および S 濃度はほぼ一定で、測定時間中ほとんど変化していない。O 濃度にはバラツキがある。B については濃度変化を測定した上で、濃度が一定となる 20 min の保持時間のうち、測定を開始した。本実験の 2 cm のキャピラリ浸漬深さに対し、密度、キャピラリ半径、圧力および温

度の決定における相対誤差は、 $\pm(1.37+0.88+0.37+0.50+0.81)\% = \pm 3.93\%$  である。 $0\sim 3600\text{ppm}$  B の範囲で、 $1550^\circ\text{C}$ 、 $1600^\circ\text{C}$  および  $1700^\circ\text{C}$  の温度でそれぞれ表面張力を測定した結果、鋼の表面張力は温度上昇とともに減少した。また、一定温度においては、B 濃度の増加に伴い鋼の表面張力は増大し、とくに  $0\sim 400\text{ppm}$  B までは、いずれの温度でも表面張力の急激な増大が確認された。高 B 濃度における表面張力は、純鉄の表面張力とほぼ同程度であった。B の添加により、溶鋼中の表面活性元素の作用が抑制されることがわかった。

(戸村寿孝)

#### —その他—

##### コークス炉の大気汚染対策

(T. M. BARNES, et al.: Ironmaking and Steelmaking (1975) 3, pp. 157~187)

AIS 後援の BATTELLE 調査団は北米、日本、欧州の 32 の工場を見学調査し、その大気汚染対策技術を評価した。主眼は、(1) 装入時、(2) 窯出し時、(3) ドアのガス洩れについてであり、石炭等の粉塵防止その他を付随的に調査した。なおこの報文は、1970年の報告書の内容が陳腐化したので、1973年新規に再調査したものである。

装入時の発塵防止設備として、無煙装入装置、塔載型及び固定ダクト式装炭車、段階(シーケンシャル)装入機構、予熱炭装入設備を見学した。この内、密閉式予熱炭装入設備(コールテック、レードラー(プレカーボン)の両方式)はコストの点を別にすれば最高であった。次には段階装入機構が優れていた。

日本とドイツでは実施していないが、北米、欧州で行なわれており、コストも安く、導入も比較的簡単である。今後広く採用すべきであろう。この方式は例えば 4 装入口の炉では、1-4-2-3 の順に装入し、1, 4 番で約 80% を装入する。装入時間は 5 min。発塵防止には無煙装入装置(できれば強力な高圧安水方式)、及びダブルメイン(又は同等設備)だけでよい。大型炉での実績はまだない。塔載型及び固定ダクト方式は効果の点で劣っていた。

窯出し時の発塵防止設備としては、ガイド塔載型、固定ダクト方式、消火車塔載型、ウォーターカーテン方式、作業床の全体密閉方式などを見学した。完全性と信頼性の点では、日本で行なわれている固定ダクト方式が 1 番であった。集塵設備としてはベンチュリーで十分満足でき、E. P. を使う必要は感じなかった。捕集効率 90% を目標とすれば  $125000\text{Nft}^3/\text{min}$  ( $3750\text{Nm}^3/\text{min}$ ) の風量が必要であろう。日本で  $140000\text{ft}^3/\text{min}$  の設備を見学した。

ドアシールについては S ペンド又は、ダイアフラム方式が多少優れている程度であり、全体的に進歩がなかった。ただドアの掃除に高圧水のジェット洗滌が試用されたのが注目された。

石炭の発塵防止用に日本で行なわれているヤード散水方式は、コスト的にも、技術的にも、又効果の点でも非常に優れた方法であった。

グリーンコークスの問題は、古い北米の炉につきものであったが、改善の余地が十分にあるように感じた。

(加藤友則)