

抄 録

— 製 鉄 —

改良高炉システムの概念

(H. B. CLAFIN: Iron and Steel Eng., 53 (1976) 11, pp. 25~29)

鋼は世界的に需要度が高い。高炉法を経由する鉄鋼製造法が大量製造の最適な方法である。したがって、現在の高炉は大型化、高温度送風および燃料吹込みならびに装入物の改善などを通して、t当りのコスト減、設備保守経費の軽減およびエネルギー効率を高めるなど高炉システムの改良が進められている。本報告は世界各国での高炉操業実績及びその応用並びに基礎研究報告に基づいて改良型高炉システムを提案した。

改良型高炉システムは、現高炉システムに外部で発生した還元ガスをボッシュ上部及びシャフト下段部から吹込むシステムを加えた方法である。この還元ガスは高炉に似たプロフィールを有するガス転化炉で製造される。

還元ガスを吹込むことによつて、還元反応・熱交換が行なわれるシャフト部での還元能力を高め、かつ温度制御が可能となる。直接還元反応がなく、熱的に有利になるしたがって、t当りのガス量の減少、コークス比の低下、出鉄比の増大が期待できる。

一方、低揮発性の瀝青炭は急速に枯渇すると見られること及び天然ガス、重油は高炉用として代用できるが、コスト高となり、いずれ有効ではなくなるだろう。高炉に類似した還元ガス製造炉には、非粘結炭など現高炉で使用できない化石燃料を使用できること及び粉鉱石、転炉及び高炉ダストを有効に利用できる。還元ガスは N_2 が少なく、発熱量が高く、高炉のみならず多目的に利用できる。溶鉄コストは、還元ガス製造の酸素富化に 4.2% 増えても、高価なコークスが 20.5% 減少し、平均して 10.9% 減少することになる。(天辰正義)

— 製 鋼 —

1600°C 付近で使用する固体電解質としてのカルシウムジルコネート

(W. A. FISCHER, Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 9, pp. 525~530)

$CaZrO_3$ の電気的性質をしらべたところ、電子導電性が小さく、酸素の透過度も小さいことがわかった。そこで 40~55 mol% CaO のカルシウムジルコネートを固体電解質とする酸素濃淡電池を作成し、溶鉄中の p_{O_2} を測定した。原料は粒径 150~300 μ の $CaZrO_3$ で、これに 20 μ 以下の ZrO_2 (CaO) あるいは $CaCO_3$ を熱分解させた CaO を添加してよく混合した。これを静水圧プレスで高さ 50 mm, 外径 18 mm, 肉厚 3 mm のシリンダーに成形し、1600~1800°C にて焼結した。ただし、1800°C 以外の焼結温度では気孔率が高く固体電解質として使用できなかつた。電導度測定には直径 16 mm 肉厚 4 mm の円板を用いた。

1600°C における電導度は、47.1 mol% CaO の $Ca-$

ZrO_3 では $7 \times 10^{-2} \text{ohm}^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$, 54.2 mol% CaO の場合には $3 \times 10^{-2} \text{ohm}^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$ であつた。電導度は $p_{O_2} = 0.2 \sim 10^{-16} \text{atm}$ において p_{O_2} の影響をうけなかつた。

EMF 測定では空気 - PtRh を基準極とした。空気は流動させている。得られた EMF は気孔率 0.1~3.5% までの場合には、サンプリングによる O 値からイオンの輸率が 1 である。として計算した値に一致した。気孔率がこれ以上大きいと、計算された EMF より小さな値を示す。 $O = 0.20 \sim 0.0025\%$ のはんいで測定ができた。

酸素の透過度が安定化ジルコニアに比較してどの程度異なるのかをしらべるため、空気の流れをパルス状にして送り、その変動への EMF の追従性を測定した。 $CaZrO_3$ 系電解質の場合にはシャープな立上りをみせるが、安定化ジルコニアの場合にははだらだらとした立上がりで、カルシウムジルコネートの酸素の透過度は安定化ジルコニアにくらべてはるかに小さいことがわかつた。

(雀部 実)

溶融 Fe-Cr-C 合金による $Cr_2O_3(S)$ 還元速度論

(N. SEVINC and J. F. ELLIOTT: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 5, pp. 268~278)

Fe-Cr-C 合金の脱炭を行なう場合、高 p_{O_2} のために Cr も一度酸化され、できた酸化クロムが C と反応して脱炭反応が進行することが多い。したがって本研究では、1540~1705°C において、Fe-Cr-C 合金中の C によつて Cr_2O_3 が還元される反応の機構を明らかにすることを目的とした。

同筒状の Cr_2O_3 を溶鋼の中で回転させ、発生する CO ガスの体積を連続的に測定することにより脱炭曲線を求めた。また、多くの実験で反応が完結するまで進行させることにより平衡条件も決定した。回転数は 0~1260 rev/min の間で変化させ、また、初期 C 濃度は 0.5~0.9%, 初期 Cr 濃度は 10~20% で変化させた。脱炭速度は温度と攪拌により大きく影響されたが、溶鋼組成の影響はあまり大きくなかつた。攪拌効果には円筒の回転によるものと、発生した CO ガスの上昇に伴うものの二つがあるが、反応初期の CO 発生量の多い間は後者を無視できないことがわかつた。

この反応は $Cr_2O_3(S) + 3C = 2Cr + 3CO(g)$ で表わされ、その素過程として、(i) $Cr_2O_3(S) = 2Cr + 3O$ の溶解反応、(ii) C と O の界面からバルクへの移動、(iii) O と C のバルクから気泡界面への移動、(iv) $C + O = CO(g)$ の反応の四つが考えられるが、理論的考察と、円筒表面が気泡に覆われる割合は一定であると仮定した速度式にもとづく測定結果の整理により、 O の酸化物界面からバルクへ、または、バルクから気泡界面への移動、あるいはその両過程が律速段階であると結論された。また、そのときの物質移動係数を回転によるものと気泡発生によるものとに分け、前者は回転数の 0.64 乗に比例すると評価した。(川上正博)

ラングミュア吸着、ギブス等温吸着式と熔融金属系の界面反応速度論

(G. R. BELTON: Met. Trans., 7B (1976) 1, pp. 35~42)

表面活性元素の吸着は表面張力をさげ、また表面反応の速度を遅くすることが知られているが、その多くの研究は表面に吸着した元素の吸着構造をうんぬんするもので、それらは反応速度への影響を定量的に検討するには直接用いることができない。本研究では、従来の多くの研究者のデータを定量化の可能な簡単な式にまとめ、それを用いて速度論的データをも整理することを目的とした。Gibbs の等温吸着式と Langmuir の等温式を組合せると、表面張力の低下に対し次式を得る。

$$\sigma^P - \sigma = RT\Gamma^\circ \ln(1 + Ka_i)$$

ここに、 σ^P 、 σ は純金属および溶質 i の活量が a_i のときの表面張力である。 Γ° は i の飽和被覆量を示す。 Γ° は温度によらず一定と仮定し、各測定のうち最も低温のデータを用い、また、 K は上記の関係が成立つ組成範囲の平均の表面張力値より評価した。そのようにして得られた数式、たとえば、溶鉄中の \underline{S} については、 $1788 - \sigma = 195 \ln(1 + 185 a_s)$ 、は多くのデータを統一的に表わしていた。調べた系は、溶鉄中の \underline{S} 、 \underline{O} 、 \underline{Se} 、溶銅中の \underline{S} 、溶銀中の \underline{C} である。

それらの数式を用いると、溶鉄のチッ素吸収、および、溶銅の CO_2 による酸化の速度定数が、前者におよぼす \underline{S} の影響を除いて、非常によく整理できた。また、溶鉄のチッ素吸収速度におよぼす \underline{S} の影響も、速度定数が2倍程ずれる程度であった。したがって、用いたデータの数はあまり多くないが、VI 族元素の吸着のおよぼす表面反応速度への効果は、理想吸着 (Langmuir 吸着) を仮定することにより、予測することができると考えられる。(川上正博)

強酸化性雰囲気中での Fe-Cr 溶鋼の脱炭機構

(S. K. DEY and D. N. GHOSH: Met. Trans., 7B (1976) 1, pp. 43~48)

熔融 Fe-Cr-C 合金に高濃度の O_2 を含む $\text{N}_2\text{-O}_2$ 混合ガスを吹きつけて脱炭を行ない、その律速段階を調べた。

マグネシアルツボの中で 200 または 500 g の Fe-10% Cr-1~2.5% C 合金を溶かし、1600~1650°C で脱炭反応を行なわせた。ガス組成は 10~100% O_2 、混合ガス流量は 0.5~2.0 l/min であった。すべての実験は、[C %] が時間に対し直線的に減少する 0.2% C 以上で行なわれた。ガス流量を変えると、脱炭速度は増加したが、1.0 l/min 以上ではほぼ一定となつた。ガス組成の影響は、 $d_{\text{O}_2} = 0.5 \text{ atm}$ までは p_{O_2} の増加に伴って脱炭速度は大きくなるが、それ以上では一定となつた。溶鋼量は 200 g の場合より 500 g の方が、 $\text{gm}^\circ\text{C}/\text{min}$ で表わした脱炭速度は大きかった。酸素の利用率は p_{O_2} の増加に伴い直線的に減少した。また、温度を変えた実験から、見掛けの活性化エネルギーとして、 $48.0 \pm 5.4 \text{ Kcal/mol}$ を得た。Cr の酸化が優先して表面に固形酸化物を形成し、脱炭速度が極端に低下する、臨界の C 濃度は、 p_{O_2} によらず、1600°C で 0.2% と一定であった。その他、脱炭進行中の表面を観察していると、低 p_{O_2} 、

低流量の場合、火点において輝度の高い斑点が生じていた。 p_{O_2} を増加すると、その斑点の面積が増し、100% O_2 では、それがほぼ全表面を覆い、沸とう現象も観察された。これらの実験結果より、脱炭反応は、ガス-メタル界面ではなく、主に溶鋼内を上昇中の CO 気泡とメタルの界面で起こり、その律速段階は、 \underline{C} による酸化物の還元であると結論された。(川上正博)

凝固による鋼中の偏析の特性評価への寄与

(H. J. SPIES: Neue Hütte, 21 (1976) 6, pp. 344~348)

凝固時の成分偏析は組織上、析出した結晶中の成分の濃度差異となり、また第2相の化合物、大きさ、分布に影響を及ぼす。Cr/Ni 比が 1.6 である X8CrNiTi 18.10 の鋼種を選んで、1.5 t 鋼塊の凝固によるマイクロ偏析への影響を調査した。この場合マクロ偏析は全く現われなかつた。この鋼種は初期フェライトが析出するが、この際 Cr, Ni は不均一であり、またオーステナイト凝固する残溶鋼は均一なものとなる。この鋼塊はマイクロ観察では、周辺部は方向性のある明確なデンドライト構造であり、均一な微細な δ -フェライトとなり、中心部は球状で、このフェライトの間隙にオーステナイトが析出し、Ti-C-S との共晶組織を形成している。

鋼塊の周辺部から中心へ向って偏析度は増加するがこれは Ni の濃度分布などによつて表示される。これによると偏析度の最大値は、凝固速度が小さい周辺部と中心部との中間に位置し、この鋼塊では周辺部から 35~70 mm の間が極度に偏析し、 δ -フェライトの分布の一様性は減少する。Cr は、デンドライト中と残留鋼中で濃化するため、この二つの領域での相違は軽微である。

凝固時の成分の濃度分布を評価する際、平衡状態図と比較して、固相線温度での冷却の場合の濃度変化が考慮されるが、本論文では Cr と Ni の濃度変化を凝固過程に沿って Fe-Cr-Ni 三元状態図に示している。こうした結果と走査電顕などによる鋼塊断面の調査とはよい一致を示している。(高橋謙治)

真空脱ガス中の高クロム鋼の組成変化と廃ガス中の酸素分圧の連続測定によるプロセスコントロール

(J. ORRO, et al.: Stahl u. Eisen 96 (1976) 20, pp. 939~945)

VOD 操業中の鋼中の元素の変化、とくに Cr がスラグ化をはじめめる点を、廃ガス中の酸素分圧を知つて推定する方法を考案した。実験に使用した VOD は Witten の 50 t 炉である。酸素分圧の測定は集塵器を通過したあとの廃ガス中で行なつた。測定器は安定化ジルコニアを固体電解質とする酸素濃度電池で、標準極は白金-空気である。廃ガスが炉を出てから測定器にかかるまでの時間は約 15 sec である。溶鋼試料はサンプラーでくみ上げて分析したが、サンプラーには熱電対が付けてあり温度測定が同時にできるようになっている。操業条件は、炉内圧 60 Torr 以下、送酸速度を 700~1200 Nm^3/h とした。試験に供した鋼は、Cr 鋼、Cr-Ni 鋼、Cr-Ni-Mo 鋼である。

吹錬中、Ni, Mo, Mn のそれぞれの濃度は変動しないことがわかつた。吹錬過程は、1) 沸騰期、2) 脱炭量が時間と直線関係にある時期、3) 脱炭が止まつて Cr が酸

化する時期、の3つの時期に分類できる。3)の直前まで廃ガスの酸素分圧は 10^{-12} atm 付近の一定値にある。この値を CO/CO₂ に換算すると 2×10^{-1} である。脱炭が終了し Cr が酸化をはじめると、廃ガスの酸素分圧は 10^{-1} atm まで急激に上昇する。2)の時期での脱炭速度は 0.013 から 0.007%/min であるが、その大きさは送酸量に支配される。原料溶融中の Si の量により Si は増加したり減少したりするが、その変化は Si-C平衡関係を満足している。

VOD の廃ガスの酸素分圧を連続的に測定することにより、脱炭の終点を知ることができただけでなく、沸騰期も知ることができる、ということがわかった。

(雀部 実)

エレクトロスラグ精錬法の最適制御変数の決定

(L. WILLNER: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 20, pp. 952~957)

ESR 操業のための数学モデルをたて、プラントに適

用できる変数の最適なものを決めた。使用したデータは Deutschen Edelstahlwerk 社の実験炉のもので、このデータを直線関数の重回帰法で評価する方法を用いた。D E社の ESR 炉は電圧 30~35V, 電流 2~5.5 KA, 電極直径は 95~165 mm であり、電極側が陰極となっている。モールド直径は 250 mm である。試料は 100Cr 6 圧延用材で、スラグは 30%CaO, 40%CaF₂, 30%Al₂O₃ の組成を有する。

入力変数として電流 (U_1), 電圧 (U_2), スラグ量 (U_3), スラグ高さ (U_4), 電流×fill ratio (U_5), をとり、出力変数として最大スラグ厚さ (X_1), 最大メタルプール深さ (X_2), メタルプール形状係数 (X_3), 形状係数 (X_4), 表面形状係数 (X_5), スラグ抵抗 (X_6), 粒滴速度 (X_7), 比エネルギー消費量 (X_8), をとった。

電流を 4kA 一定, fill ratio(r/R)² を 0.4356, 0.3364, 0.25, 0.1444 としたときの最適値は次のようになった。

	$(r/R)^2=0.4356$		$(r/R)^2=0.3364$		$(r/R)^2=0.25$		$(r/R)^2=0.1444$	
	制限	最適値	制限	最適値	制限	最適値	制限	最適値
U_2 (V)	≤ 55	52.09	≤ 55	54.42	≤ 55	45.74	≤ 55	48.22
U_3 (kg)	—	12.75	—	10.72	—	7.12	—	4.95
U_4 (cm)	—	7.33	—	5.46	—	4.29	—	2.29
U_5 (kA)	$=1.7424$	1.74	$=1.3456$	1.35	$=1.0$	1.00	$=0.5776$	0.58
X_1 (1/10 mm)	4/16	4.00	4/16	4.0	4/16	4.00	4/16	4.00
X_2 (mm)	—	61.86	—	68.14	—	78.52	—	83.21
X_3 (—)	—	7.14	—	6.45	—	6.17	—	5.44
X_4 (度)	70/100	77.91	70/100	75.49	70/100	74.14	70/100	71.56
X_5 (—)	70/100	70.0	70/100	70.00	60/100	60.00	60/100	60.00
X_6 (m Ω)	—	14.82	—	15.47	—	12.83	—	13.51
X_7 (mm/min)	—	6.01	—	6.16	—	5.19	—	5.35
X_8 (kw·h/kg)	≤ 1.6	1.6	≤ 1.6	1.6	≤ 1.6	1.6	≤ 1.6	1.6

(雀部 実)

— 鑄 造 —

普通造塊および ESR により製造した直径 2 000 mm · 2 300 mm の鋼塊における凝固形態と内質について

(A. CHOUDHURY, et al.: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 20, pp. 946~951)

いずれの断面においても一定の方向に凝固する、鍛造用の ESR 鋼塊に関する報告で、再溶解時の溶鋼プールの深さ、マクロおよびマイクロ偏析、デンドライトの間隔、鍛造比と鋼塊内部の密度変化の関係、清浄の程度などに注目し、普通鋼塊の特性と比較した。まず 1 000~2 500 mm 高さの ESR 鋼塊のプール深さは、溶解速度を一定にした場合、鋼塊高さの増加とともに深くなるが、2 200 mm 以上の鋼塊ではほぼ一定で 1 000 mm 程度である。また初期のプール形状は鋼塊底部に平行であるが、その後定常状態では放物線になる。偏析しやすい元素である [C], [Cr], [Mo] および [S] の濃度変化を化学分析により調査したところ、鋼塊の半径方向および高さ方向における ESR 鋼塊の偏析程度は、普通鋼塊に比べてきわめて小さく、すぐれていた。特に高さ方向の [C] の分布は、ESR 鋼塊の場合にはほとんど変化しないのに対し、普通鋼塊の場合には底部の負偏析および

頭部の正偏析が著しい。[S]の偏析についても同様であり、ESR 鋼塊の [S] 濃度がきわめて低く A 偏析も観察されないが、普通鋼塊には多数の A 偏析が存在し、この偏析線内には [S] のみならず [C], [Cr], [V], [Mo] などが濃縮していた。また鋼塊の半径方向におけるデンドライト間のマイクロ偏析の程度は、ESR 鋼塊ではほぼ一定であるのに対し、普通鋼塊では軸心ほど高濃度であり、熱処理によっても軽減できなかつた。鋼塊の横断面におけるデンドライト間の距離を測定したところ、ESR 鋼塊の方が本質的に狭く、半径方向における変化も少なかった。また ESR 材の軸心部密度は鍛造前後でほぼ一定であるのに対し、普通鋼塊材では鍛造比の増大とともに密度も大きくなるが、鍛造比を 5.7 にしてもほぼ ESR の鑄造材程度である。さらに酸素濃度、酸化物の数、酸化物の大きさについても、普通鋼塊に比べ ESR 鋼塊の方がきわめて有利であり、すべての点で ESR 鋼塊の優位が確認された。

(土田 裕)

— 加 工 —

加工されたオーステナイトのペーナイト変態

(R. TREIWILLIG, et al.: Met Trans., 7A (1976) 8, pp. 1091~1097)

加工熱処理によつてマルテンサイト組織の高張力鋼を得る方法については実験的結論も、基礎的で理論的な解析もほぼ確立されている。一方ペーナイトおよびペーナイト-マルテンサイト組織の加工熱処理については比較的に研究は不十分である。本報では準安定オーステナイトに続くペーナイト領域における等温分解について3水準の炭素含量のクロム鋼を用いて調べた。

実験は $6 \times h \times 150 \text{ mm}$ の試片を用いて 1050°C , 15 min オーステナイト化し, 20 min 間圧延温度に保つてから圧延し, 厚みは最終的に 3.5 mm とした。加工熱処理は4つのタイプについて行なつた。組織変化の比較のために加工しない試片の熱処理をその各々のタイプについて行なつた。金属組織およびフェライトとペーナイトの分率は断面について光学顕微鏡と電子顕微鏡を用いて調べた。

実験の結果次のような結論を得た。

1) 加工はペーナイト変態の始りを極めて短時間化し, ただちに潜伏期を導く, その時間は加工度の大きい方が短い, 全変態時間に対しては無視できる程小さい。

2) 加工後幅の狭いバンド状のフェライトが迂り帯に沿つて形成され, 後に通常の形態のペーナイト変態が加工を受けない領域におよぶ。

3) 変態曲線は加工によつて大きく変化し, 実験の範囲ではS曲線型から放物線型に変化した。

4) 加工前の潜伏期中の等温保持時間の長さはそれ以後の変態に影響しない。

5) 加工前に形成されたペーナイト粒子は迂りの障害としての効果を持ちその成長は加工後に止まり, 熱力学的により速い, 幅の狭いバンド状のフェライトの形成に置き換えられる。

6) オーステナイト加工は炭素濃度の影響を大きくし, 最終的な組織中のペーナイト分率に影響する。

7) 加工および等温分解時の温度の上昇はオーステナイトの大きな回復を導き, これは幅の狭いバンド状のフェライトの減少と変態の遅れをもたらす。(盛山博一)

製缶におけるぶりきの塑性加工

(W. PANKNIN, et al.: Sheet Metal Ind., 53 (1976) 8, pp. 137~142)

従来から使用されてきた3ピース缶に変わつて, ぶりきの2ピース缶例えば絞り缶(DRd缶)や絞りしごき缶(DWI缶)が技術, 品質, 経済性さらにはエコロジーの点から製缶の革命児として脚光を浴びてきている。

著者らはまず2ピース缶製造のための絞り工程について検討し, 製缶で使用する常用絞り比は一般には限界絞り比の下限を利用した方がよいことがわかつた。再絞りに関しては絞り比1.1位では 10° 程度の円錐ダイを使えばしお押えなしでも成形が可能であり, しお押えを用いれば1.35程度の絞り比が取れる。

しごき工程についてはベース材料の破壊とピンホール大形介在物による割れを起こさない最小側壁厚について検討し, 実験の結果 0.1 mm 以下の壁厚でも缶胴をポンチから抜き取れ, 缶のエッジ部の厚さが 0.16 mm 以下でも割れを起こさずフランジ加工が可能であつた, さらにしごき加工では工具に高い面圧が生じるがぶりきの錫の果す役割は大きい。すなわち, 1) 成形時の発熱と,

2) 摩擦損失を抑制する働きがあり, 実験でしごき荷重を測定した結果, 錫量 $1/10 \text{ lb/bb}$ で約 3000 kP , おおむねブラックプレートと同等であり, $1/4 \text{ lb/bb}$ になると 2800 kP と低下し DWI 缶には後者の錫量で十分であると述べている。錫メッキしていない場合はダイスを著しく損傷することもわかつた。

最後のネッキング, フランジングは真ひずみ1.4の硬化している端部を加工するが, ネッキングは発生するしおを防止するためには適当な工具径と形状を選択すれば十分である。フランジ加工はダイおよびスピン方式ともにフランジ全伸びにより採用決定すべきであり, これは材料選定にも利用できる。これまでの結果ではリムド鋼に比べ Al キルド連鋳材が最も優れていることが明確になつた。また最新の技術ではビード成形を応用したネックフランジ加工によればストレッチング量も少なくフランジ割れを大幅に減少させ, リムド鋼でも十分使用可能であつた。(今津勝宏)

—性 質—

鋼の超塑性に及ぼす炭素含有量の影響

(C. N. KAPAMYWULT: Izv. Akad. NaukSSSR Metally, (1976) 5, pp. 149~151)

純鉄, 40鋼 ($0.37 \sim 0.45\% \text{ C}$ 炭素鋼), y8鋼 ($0.75 \sim 0.84\% \text{ C}$ 炭素工具鋼), y12鋼 ($1.15 \sim 1.24\% \text{ C}$ 炭素工具鋼)につき炭素含有量, 結晶粒度, 変形速度が超塑性に及ぼす影響を調査した。結晶粒度の調整は焼なまし2重焼入れ, 高周波焼入れ(高周波焼入れでは 1μ 程度の結晶粒度がえられた)に依つた。

最良の変形温度としては $700 \sim 750^\circ\text{C}$ がえられた。変形速度が増加すると全温度領域, 全鋼種につき, 粒度に関係なく変形抵抗が増加し, $10^{-1} \sim 10^{-2}/\text{sec}$ で最大になり, 全鋼種ともほとんど同じ値を示した。最小の変形抵抗は $10^{-3}/\text{sec}$ で起こり, y12が他よりやや低目であつた。変形速度の変化による変形抵抗の変化の最大値は A_{c1} 点(700°C)付近にあり, 温度が低いと顕著に低下した。

高周波加熱による再結晶によつて結晶を微細化すると $10^{-3} \sim 10^4/\text{sec}$ の変形速度の際の変形抵抗が急減した。

塑性の最大値はy8鋼の $10^{-3} \sim 10^{-4}/\text{sec}$ で得られ(約300%), 最小値は40鋼の150%であつた。結晶の微細化(高周波加熱)は鋼の塑性にはほとんど影響しなかつたが純鉄の場合は変形抵抗の減少とともに塑性がかなりの増加を示した。

結局, 純鉄, 40, y8, y12鋼中, $0.8\% \text{ C}$ 鋼が最大の超塑性を示したが, 歪速度感受係数の最大値が塑性の最大とは必ずしも対応は示さなかつた。(上正原 和典)

硫黄化合物を含有する原油の輸送タンカーの孔食挙動
(C. G. MUNGER: Materials Performance, 15 (1976) 3, pp. 17~23)

今日原油の輸送に用いられる大型タンカーの腐食挙動は特異なものでタンカーの安全性の点からその解明は重要な意義をもつている。本報は原油に含まれる硫黄化合物および海水中の溶存酸素とタンク壁の腐食との関連性を電気化学的および微生物学的に観察し腐食成長をモデル化し考察したものである。

調査対象となつた 25 万 t 以上のタンカーはそれぞれ 1y から 3y 間原油輸送に使用された 4 隻で、原油と海水の併用タンク、原油のみに使用されるタンクおよび陰極防止用電極の有無、塗装の有無などそれぞれ腐食環境の異なつたタンクの腐食形態および腐食沈殿生成物について X 線回折および蛍光 X 線分析で同定し溶存イオン、pH など併せて求め腐食挙動を評価した。

孔食腐食は塗装の有無にかかわらずタンクの上部から始まり下部に向かつて増加し孔食数は 1~100/m²、直径は 3~200 mm、孔食深さはタンクの上部から下部にかけて減少した使用年数によつても 2~20 mm と変動しており、すべての孔食は高圧水の洗浄によつて均一な灰白色面を呈しており腐食成長が孔食内部で進行していた。油専用タンクは孔食の深さがパラスタタンクのそれより大きく腐食様式も異なつており乾燥面上には灰色の硫黄化合物の結晶がみられた。油-パラスタタンクにおいて陰極防食は孔食に対して効果がなかつた。すべてのタンク壁面は pH 3 以下で黒色の腐食生成物がみられ空気酸化で生じた赤色の酸化物もみられた。これらの腐食生成物は硫黄を 0.6~8.2 wt%、塩素を 2.1~5.0 wt% 含みゲータイト、マグネタイト、石こうからなつていた。原油中には硫化水素、メルカプタンが含有され全硫黄分は 0.1~3.7 wt% であつた。

タンカーの操作中に生じるタンク内の酸化還元状況に対応して孔食が化学的に発生すると仮定した場合石油中に存在する化合物によつて上記腐食生成物が生成されることが電気化学的、微生物学的に説明され得る。

(矢崎勝仁)

18-10 ステンレス鋼の溶接部における熱間割れおよびマイクロ偏析

(H. ÅSTROM, et al.: Met. Sci., 10 (1976) 7, pp. 225~234)

オーステナイトステンレス鋼の溶接における熱間割れに対する解釈はなお確立されていないが、合金元素を調整して冷却後に数%のフェライトを生じさせるようにすれば熱間割れは起こらなるとされている。本研究は、微小領域分析と像解析とを組み合わせた走査型および走査透過型電子顕微鏡 (SEM および STEM) を用い、ステンレス鋼の溶接部における偏析を研究したものである。

P および S 濃度の若干高い 18 Cr-10 Ni-0.09 P-0.09 S ステンレス鋼板を通常の金属アーク溶接法により多層溶接した。通常の SEM、および STEM 解析用の試片は溶接部中央から採取し、電解研磨により作製した。STEM法は径が 0.02 μm の微小領域における組成の分析が可能であり、またこの微小領域の透過および走査電顕観察の結果と分析結果を直接対応させることも可能である。

得られた結果を列記すると、(1) オーステナイト鋼の溶接熱間割れはオーステナイト部で起こるが、この主な原因は S の偏析である。Mn の多くはオーステナイト部に固溶するため、凝固の最終段階で形成される硫化物膜の形成を阻止する作用は示さない。したがって母材中の Mn 量を十分増すか、あるいは Ce の添加が必要である。P の偏析度はあまり問題とはならない。(2) 溶着金属が δ+γ の二相組織になるように合金元素を調整す

ると、熱間割れは生じない。この主な理由は、a) Mn は δ フェライト中にはあまり固溶しないで S と結合する。b) 二相組織になることによる微細化が S と P を溶着金属中に均一に分散させる。この二つである。(3) 一相凝固でも、また二相凝固でも Cr と Si の酸化物がかなり均一に分布していることから、熱間割れによつて酸化物の形成は重要ではないと結論される。(田中 徹)

破壊靱性に対する焼もどし脆化の影響

(G. BERRY and R. BROOK: Metal Sci., 10 (1976) 8, pp. 286~290)

焼もどし脆性を評価する方法として、シャルピー衝撃試験の代わりにき裂発生における変位を調べる方法 (COD 法) が大きな試片に対して考慮されている。この方法においては、有効な臨界基準は明確に示されていないが、本研究では急速破壊が開始するとき、もとのき裂先端での変位をその基準とし、マルテンサイト型ステンレス鋼の焼もどし脆化感受性を調べたものである。

試料は英国規格 En 56 C 鋼 (0.2C-12Cr-0.15Ni) を用いた。破壊靱性試験片 (12×31×140 mm) は 1035 °C で固溶化後、空気焼入れし、680°C で焼もどした。さらに脆化処理として、この試片を 550°C で 500 h まで焼もどした。K_{IC} および限界 COD 値は -150~70°C の温度範囲で 3 点曲げ試験により求めた。試験終了後、破面を走査電顕で観察した。

本鋼は 22°C 以下では強い焼もどし脆化感受性を示す。K_{IC} および限界 COD 値は脆化処理時間が最初の 1 h までで急速に減少し、その後ゆるやかに減少して一定値に達する。この K_{IC} あるいは限界 COD 値を求める方法は試験温度が低く脆性を示すような場合に特に有用である。脆化試料の室温以上での破壊はディンプル破壊であるが、-100~22°C の範囲での破壊は粒界および粒内破壊であり、-150°C ではおよそ 60% が粒界破壊であつて、脆化処理を施さない試料と比べ、破壊様式にほとんど差異がない。脆化処理を施さない試料においても粒界破壊の起こることが認められたが、その原因は、粒界上に多量の M₂₃C₆ が析出し、あるいは粒界に不純物が偏析するために粒界強度が弱くなることによると推論している。急速破壊に先立つて起こる成長速度の遅いき裂の量は試験温度が低くなるほど、また脆化処理時間が長くなるほど減少する。脆化処理は疲労き裂が開始するための繰返し数を減少させるが、き裂の成長速度には影響を及ぼさない。(田中 徹)

鉄中において低速度で成長する疲労亀裂周辺の微細組織 (J. AWATANI, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 6, pp. 807~810)

疲労亀裂の伝ばをより明確に理解するには亀裂先端の周辺における転位構造に関する詳しい知識を得ることが極めて大切である。しかし、塊状試片中に形成された亀裂の先端領域における転位組織を明確に示した写真はほとんどない。本論文は疲労させた鉄の塊状試片において亀裂周辺に発達した転位組織を詳細に調べ、疲労亀裂の伝ば機構を研究することを目的としている。

径が 12 mm で純度 99.66% の鉄の多結晶丸棒を冷間圧延により 0.25 mm 厚の板とし、これを真空中で 900 °C、1 h 焼なまし後、電解研磨して疲労試験に供した。

平均粒径はおおよそ $60 \mu\text{m}$ である。亀裂の長さがおおよそ 2mm に達した時点で組織を観察した。特別な電解研磨条件を用いれば、亀裂から $1 \mu\text{m}$ 周囲の領域が保存可能である。試料表面から深さがおおよそ $30 \mu\text{m}$ 以内の領域における疲労亀裂の挙動はさらに内部におけるそれとは異なるという報告もあり、本研究では表面からおおよそ $40 \mu\text{m}$ の場所を超高圧電顕 (2000KV) で観察した。

得られた結果を列記すると、(1) 亀裂先端のすぐ前方の領域では高密度にからまつた転位が形成されている。この領域のもつと前方では疲労試片の母材中に通常観察されるようなセル構造が現われている。(2) 亀裂の側面領域では、細かいセルが形成されている。この場合、ほとんどのセル内での転位密度は比較的低い。セルの大きさは、亀裂側面から離れるにつれて大きくなっている。

(3) 亀裂先端の前方に存在する高密度の転位は亀裂が通過した後、比較的短い間に再配列して小さなセルを形成するものと思われる。(4) 微小亀裂および空隙は疲労試片内部の主要な亀裂前方でとくに観察されるような事実はなかつた。(田中 徹)

産業用ガスタービン静翼における組織不安定性

(W. WALLACE, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 7, pp. 991~997)

鑄造 Ni 基超合金は準安定条件下で高温長時間使用される間に、 γ' の体積率や形状の変化、一次炭化物 MC の M_{23}C_6 への変質、 σ 相のような TCP 相の析出などを伴い機械的特性に著しい効果を及ぼす。本研究では鑄造 UDIMET 500 (18Cr-18.5Co-3.5Mo-3.5Al-3.2Ti) タービン静翼に起こる微細組織の変化を産業用ガスタービン (760°C , $10,000 \text{h}$) について調べ、これらの変化が改良 PHACOMP 法で正確に予測しうることを示している。

静翼は 1080°C -4h + 760°C -16h の熱処理 A を施し、微細組織の変化を光顕、走査電顕、レプリカ電顕観察により調べた。また変質翼について、元の準安定 γ 母相組成を実験的に決定するため、A の熱処理に加え多量の M_{23}C_6 を再析出させるための 1200°C -4h の固溶化と 840°C -24h の時効熱処理 B が用いられた。

PHACOMP 操作には長時間後の炭化物量、 γ , γ' 量並びにこれらの相の組成を評価するため DECKER の方法が、 σ 相形成を予測するため臨界電子空孔濃度 \bar{N}_v の計算には BARROWS と NEWKIRK, WALLACE の方法が採用された。

静翼中央部の微細組織は鑄造ままの組織 ($0.4 \text{vol}\% \text{MC} + \gamma$) と比較すると、MC のサイズは小さく、数も少ない一方、Cr の濃縮した多量の M_{23}C_6 及び σ 相が結晶粒界フィルム、粒内ではウィッドマンステッテンあるいは針状粒子として存在しパルク合金全重量の約 7% を示す。また運転中に生じたトレール・エッジ割れの近傍では炭化物、 σ 粒子のサイズは非常に小さく局部的浸炭を起こしている。MC は運転中に重量で約 3.8 倍の M_{23}C_6 に置き変わる。

PHACOMP 結果は γ 相組成については Ni がわずかに高く、それに対応して Cr, Mo が実験値と比較して低くなっている。この差は M_{23}C_6 の析出による Cr, Mo

の低下した γ 組成を予測するという理由で理論的に期待される。しかし計算した炭化物量が実験的に決定した値によく一致するのは興味深い。実験的に決定した γ 母相の組成データを用いて BARROWS らの方法で計算すれば σ 相析出を正確に予測し、計算機を用いて決定した γ 組成データを用いて計算すれば、残留 Al が安定化元素として作用するか、 σ 相形成元素として作用するかによつて、母相の安全性が左右される。(武田修一)

軸受の回転接触疲労中におこるマルテンサイトの分解
(H. SWAHN, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 8, pp. 1099~1110)

繰り返し応力のかかる軸受鋼では著しい組織変化が生ずることは一般に認められているが、研究者間で用語、組織、硬さや生成機構などの点で必ずしも一致していない。この研究は変態を一かんしてとらえ、生成する種々の相を同定し、組織変化の機構を解明し、過去の研究結果と結合をはかることを目的とした。

使用した軸受は SAE 52100 鋼 ($0.97\% \text{C}$, $1.43\% \text{Cr}$) 製で球状化焼鈍したのち、 860°C から油焼入れし、 160°C で焼戻した。軸受の耐久試験は $50\sim 55^\circ\text{C}$ の重質油中で接触応力が 3280N/mm^2 と 3720N/mm^2 の 2 水準で 6000rpm の速度で回転数 10^9 回まで行ない、決められた回転数ごとにインナーリングの組織変化を光学顕微鏡および薄膜の透過電顕によつてしらべ、ビッカース硬さを測定した。

インナーリングの回転面直下の回転数増加にともなう組織変化は三つに分類でき、1) 黒く腐食される域 (DER), 2) 30° バンド域, 3) 80° バンド域である。DER は $10^7\sim 10^8$ 回転で最大剪断応力域に生じ、深さ $0.1\sim 0.5 \text{mm}$, 幅は約 2mm で、マルテンサイトの分解によつて生成したフェライトと微細に分散して残つたマルテンサイトの混合物である。

約 10^8 回転後に回転面と 30° の角をなす明るいバンドが DER 内に生成する。このバンドは長さ $5\sim 30 \mu$, 厚さ $0.1\sim 0.5 \mu$ のディスク状でバンド間隔は $0.5\sim 10 \mu$ であり、緻密な炭化物ディスクにとりまかれたフェライトである。このバンドは前のオーステナイト粒とは無関係である。

5×10^8 回転を越えると 30° バンドとともに回転面と 80° の角をなす明るいバンドが生成する。このバンドは長さ 100μ , 厚さ約 10μ で、その間隔は $5\sim 50 \mu$ の一組のディスクで、かなり変形したフェライトであり、セルの大きさは約 0.2μ であつた。

硬さは当初 Hv 875 であつたが、 10^6 回転で Hv 900 に増加し、それ以後低下をはじめ 10^9 回転では Hv 700 以下となり、硬さの変化域は DER 域と等しい。

(谷田一郎)

Ni-Cr 鋼の焼もどし脆性

(R. A. MULFORD, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 8, pp. 1183~1195)

P を添加した $3.5\% \text{Ni}$ - $1.7\% \text{Cr}$ の焼もどし脆性を遷移温度、硬さの測定により調査するとともに、オージェ電子分光、走査電顕による観察も行なつた。

材料は真空溶解により作成し、 2.54cm あるいは 1.27cm の直径に鍛造後、 0.635cm 径に熱間スエージし、

スケールはベルトグラインダで除去した。試片は 50×10^{-3} Torr の真空で $1200^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ オーステナイト化後、 $0.04\%C$ の合金は氷-塩水中に、それより高い $C\%$ の合金は油中に急冷した。次に排気した Vycor カプセル中に入れて $650^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 水冷、 $420 \sim 560^\circ\text{C}$ での等温時効 (脆化处理) を行なった。

1) Ni-Cr 鋼の P による焼もどし脆性は次のように説明できる。a) 粒界脆性破壊の傾向は P が粒界に偏析するとともに増大し、凝集強度を低下させる。b) P の偏析は平衡 (ギブス) 現象で、時効温度が低いほど、また鋼中の p, Ni, Cr 濃度が大きいほど平衡偏析は増大する。偏析速度は P の拡散により律せられる。c) 一定の P の偏析における脆化は硬さ、結晶の大きさとともに増大する。脆化した鋼の遷移温度は粒界不純物濃度が高まるほど硬さに鋭敏になる。本鋼での過時効の現象は軟化に基づく。

2) P は Sb, Sn より脆化の程度が低い元素である。p と Ni との交互作用は Sb あるいは Sn と Ni との交互作用より弱い。

3) Ni および Cr と P との交互作用は GUTTMANN の熱力学理論により定量的に説明できる。

4) 本鋼における焼もどし脆性の傾向は粒界不純物偏析、硬さ、結晶の大きさの 3 つの要因によつて決まる。

(上正原 和典)

アンチモンによる Ni-Cr 鋼の焼もどし脆化: III-Ni および Cr の効果—

(R. A. MULFORD, et al.: Met Trans., 7A (1976) 9, pp. 1269~1274)

焼もどし脆化に及ぼす合金元素の影響は、(1) 合金元素とメタロイド元素間の強く引合う相互作用、(2) 合金元素の焼入性および焼もどし軟化抵抗に及ぼす影響、の 2 つに分けることができる。本研究は切欠試験片の静的曲げ試験およびオージェ電子分光法を用い、Sb を添加した Ni-Cr 鋼の焼もどし脆化に及ぼす Ni, Cr および C の影響を分離することを目的としたものである。

0.06% の Sb を含む低炭素 ($0.04C$) 鋼と高炭素 ($0.3 \sim 0.4C$) Ni, Cr および Ni-Cr 鋼を真空溶解法により溶製し、熱間鍛造およびスエージングにより最終的に 0.635 cm 径の棒とした。高炭素試料は真空中、 1200°C で 1h 加熱、油冷し、石英カプセル中に真空封入して 625°C , 1h 焼もどし水冷、 480 および 520°C で脆化处理を行なった。低炭素 Ni 鋼は 1000°C 焼なまし後、冷間スエージして 650°C で 100h 再結晶処理を施した後、上述の脆化处理を行なった。これらの試料の遷移温度を切欠き曲げ試験によつて調べ、さらに粒界破面の元素分析をオージェ電子分光法により行なった。

Cr だけを含む鋼では粒界への Sb の偏析はさほど著しくないが、Ni を含む鋼では粒界への Sb および Ni の偏析は著しい。しかし Ni と Cr が同時に存在する場合には、それらが単独に存在する場合の効果を加算したより Ni および Sb の偏析は著しい。高炭素 Ni-Cr 鋼においては Ni および Sb の偏析はかなり少ないが、その原因として著者は Cr 炭化物の形成による Cr の枯渇を挙げている。このことは Ni および Sb の偏析にとつては

Ni-Cr-Sb の 3 つの元素の相互作用が重要であることを示している。粒界への Ni および Sb の偏析量の相対的關係は鋼中の Cr あるいは C 濃度に依存しない。Sb は P よりも有力な脆化元素である。硬さの大きいことが必ずしも脆化を起こさせるのに重要というわけではなく、Sb の偏析と硬さの大きいことの 2 つの条件が満足されると脆化は極めて大きくなる。(田中 徹)

炭素量を変えた $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の溶接部の微視組織と引張特性

(R. L. KLNEH and D. A. CANONICO: Welding Journal, 55 (1976) 9, pp. 253~259)

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼を高速増殖炉 (LMFBR) のパイプなどに使用することが検討されているが、従来の軽水炉などより以上に材料の健全性が要求され、ことに溶接部はその重要性が大きい。本鋼を熱交換器などに用いると条件により脱炭に伴う劣化が起こるが、これを抑える方法の 1 つとして炭素量を減すことが考えられる。

これまでも炭素量の違いが母材に及ぼす影響を調べた文献はあつたが、溶接部、溶接金属の機械的性質並に溶接性に及ぼす影響を調べたものは少なかった。従つて、本研究では、炭素量を 0.003 , 0.035 , 0.11% とした 3 種の試料を作製し、予熱、溶接後熱処理などの条件を変えて、TIG 溶接し、溶接部、溶接金属に着目し、それらの微視組織、硬度、引張特性を比較した。その結果、以下の点がわかつた。1) 多層溶接を行なうと前回の溶接金属が熱処理をうける結果となり (Ac_3 以上、即ちオーステナイト化され、その後焼戻しの効果をうける) 溶接部の組織に差異が生じ、そのため硬度、機械的性質に違いが出るが、溶接後熱処理を行なうことにより、これをなくすることができる。2) 鋼の微視組織は炭素量により変化する。本鋼は、ベイナイトと初析フェライトから成るが、炭素増量に伴いベイナイト量が増し、硬度、強度とも上昇する傾向がある。3) 溶接金属からなる試片 (W)、溶接部を含む試片 (T)、母材からなる試片 (M) で引張試験を 25°C , 565°C で行なった結果、炭素量 0.11% のものがどの場合でも最も強かつた。T, M については、 565°C では、低、中炭素の間に強度差はほとんどなかつたが、W は炭素量に伴い強度が上昇した。炭素量一定の下では、W が最も強く、T, M 間の差は少なかった。また T は母材で破断した。(佐藤隆樹)

—物理冶金—

連続冷却した Fe-25Cr 合金の脆化

(A. PLUMTREE and R. GULLBERG: Met. Trans., 7A (1976) 9, pp. 1451~1458)

フェライト系 Cr 鋼は、空冷の方が水冷よりも高い遷移温度を示す。本研究では、真空溶解した Fe-25%Cr- $0.003\%C-0.012\%N$ 合金において、この脆化について調べた。冷間圧延後 850°C で 30min 加熱し、水冷、空冷、炉冷で冷却速度を変えて得た試料、および水冷材を 475°C , 550°C で時効して得た試料について遷移温度などを調べた。その結果、以下のことがわかつた。

1) 冷却速度が小さいほど遷移温度が高かつた。これは特に粒界に析出した第二相 (Cr 窒化物もしくは炭窒化物) の量の増加と関係している。最も高い遷移温度を示

した炉冷材において、475°C脆性の原因である α (b.c.c)相は全く検出されなかった。2) 475°C, 550°C等温加熱のさい、時効時間の増加につれて、遷移温度は上昇し、その上昇程度は、475°C時効の方が著しかった。475°C時効においては、Cr窒化物、炭窒化物の析出と α 相析出ともに影響を及ぼしている。前者は、時効の当初より析出するが、後者は500h時効以降で析出してくる。550°C, 500h時効による脆化は、窒化物、炭窒化物の析出と関係している。3) 冷却速度を小さくするか、475°C, 550°C時効の加熱時間を増加させるかによる遷移温度の上昇は、COTTRELの式; $\sigma_y k_y d^{1/2} = C\mu\gamma$ (σ_y :時効応力, k_y :Hall-Petch slope, d :結晶粒径, C :常数, μ :剛性率, γ :クラックの表面エネルギー)で説明できる。左辺>右辺が脆化条件である。冷却速度が小さくなるほど k_y 値は増加し、時効時間の増加によつても k_y 値は一般に増加する。粒界への炭素化合物などの析出によつて γ は一般に低下するから、上式によつて脆化を説明することができる。(長井 寿)

フェライト鉄の炭素の固溶度と析出に及ぼすCr, Mn, Niの効果

(H. J. KLEEMOLA and E. A. KUUSISTO: Scand. J. Met., 5 (1976) 4, pp. 151~158)

炭素と窒素は微量でも鋼の機械的諸性質に著しい影響を及ぼすが、それらの挙動はFe-C系においてかなり調べられている反面、実用の低炭素鋼ではそれらの固溶度を変化させる数種の合金元素を含み、これら元素の効果は測定方法が困難なため系統的に研究されていない。本研究では内部摩擦法を用いフェライト中の炭素の固溶度と析出に及ぼすCr, Mn, Niの効果調べている。

試料はC 0.01~0.06%, Cr, Mn, Niはいずれも0.5~2.0%の範囲で溶製し、直径0.6mm長さ220mmの線に成形した。溶解度測定用試料は960°C 1h均一化後連続的に670, 550, 390, 300, 200°Cの各温度に冷却し1~260h保持後水冷した。析出実験用試料(Fe, 1.3%Cr, 1.3%Mn, 1%Ni合金)は960°Cで均一化、670°C 1h焼なまし後水冷し100°Cで1~22600min時効処理を施した。内部摩擦の測定は一定振幅、振動数での減衰を連続的に記録できる逆トーション振り子を用い、張力0.1N/mm²以下、歪み振幅 3×10^{-5} 、振動数4.6~4.8c/sの条件で行ない、スペクトル解析にはbroadened peak法とmulticomponent法を併用した。

フェライト中の炭素の固溶度に対して、Cr, Mnは微量添加でこれを著しく減少させるが、Niは1%以上の添加で炭素固溶量を減少させる。670, 550°CではCr, Mn添加量が2%を超えると炭素固溶量は5ppm以下となるが、Niは約2%添加で20ppmまでしか炭素固溶量を減少させない。低温(390°C以下)では平衡が達

成されず炭素の固溶度に及ぼす合金元素の効果は現われない。一方、炭素の析出に対しては、Cr, Niはわずかな影響を示すが、Mnは同時に固溶している窒素の析出速度を低下させることにより間接的に炭素の析出を遅滞させる。純鉄、Fe-Cr, Fe-Ni合金では炭素の析出は1段で進行するが、窒素を含むFe-Mn合金では2段階で進行し、固溶炭素量は研究したすべての合金で数ppmまで低下する。(武田修一)

—その他—

短時間焼結における鉄圧粉体の粒子間の金属ブリッジの形成および成長

(E. DODROVA and A. ŠALAK: Powder Met Intern'l 8 (1976) 3, pp. 122~125)

鉄圧粉体の875°Cでの短時間焼結において、形成される金属ブリッジの定性的、定量的分析結果に関する報告である。使用した鉄粉は、衝撃粉碎機により粉碎し、700°Cの分解アンモニア中で1h焼鈍したアトマイズ鉄粉である。焼結は875°Cで0, 2, 4, 8min間行つた。また焼結温度までの加熱中の過程をしらべるため同じ加熱速度で400, 800°Cに加熱した。

焼結体の収縮率、密度、抗磁力、引張強さ、伸びを測定し、また焼結過程によりひき起こされる特性の変化および粒子間のブリッジの変化は、焼結体の個々の微小体積内で起こるため、破壊後の破面の粒子間のブリッジを走査型電子顕微鏡で分析することにより、評価しようとし、それを4つの基本タイプ、すなわち1)点状、2)線状、3)点状と線状の結合したもの、4)ディンプル様に分類した。さらにその結果をもとに、大きさ別によるブリッジの分布、平均大きさ、破面に存在するブリッジの相対数、比表面積(試料表面積に対するブリッジの面積)を計算し、それらと焼結過程との関係を求め、次の様な結論を導き出した。

1) 875°Cまでの加熱中とその後2min間までの保持により焼結体に形成されるブリッジの数は増加するが、その後保持時間を延長しても、新しく形成されるブリッジは、わずかで、すでに存在するブリッジの成長が著しい。

2) 形成されたブリッジの変化は、その特徴、および質の変化を伴い、これは、点状、線状、ディンプル様の破面の型で表現され、またこの変化は、焼結体の機械的性質、物理的性質の変化とも対応する。

3) 最初の焼結段階での強度増加は、焼結初期に形成されたブリッジが、長時間焼結後のブリッジと異なつた特性を持つことによるもので、また焼結初期に形成されるブリッジは、根本的に拡散機構に支配される。

(福森正仁)