

抄 録

—原料—

石炭ベース直接還元法の展望

(A. CHATTERJEE and R. SINGH: Iron and Steel Intern., 54 (1981) 2, pp. 79~88)

石炭を利用した DR 法は現在世界の鉄鋼供給面での寄与は非常に少ない。しかし天然ガスの産出地域は限られており石炭をベースにした DR 法に対する期待は大きい。著者らは 1974 年以來のインド TATA 製鉄所におけるパイロットプラントの操業経験等も含めて、現存する石炭ベース DR 法につき概説している。

通常の DR 法と同様に石炭ベース DR 法はシャフト炉法とロータリキルン法に分類できる。シャフト炉の場合還元反応の熱的補償を外部からの加熱で行う必要がある。ロータリキルン式では SL/RN 法や ACCAR 法などが代表的なものである。

石炭ベース DR 法の稼働率や鉄分歩留りは原料鉱石の性状と共に石炭の特性に左右されるところが大きい。石炭物性の影響は本法固有の問題であり①反応性②灰分③灰の軟化点④揮発分⑤硫黄⑥かさ密度⑦粒度分布⑧半成コークス性状などを十分に調査する必要がある。なかでも高反応性の石炭はキルンの操業温度を低下させることができるため生産性の向上が期待でき、かつキルンリングの生成を防止できるため稼働率の高位安定化が得られる。灰分は 25% 以下でかつその軟化点が 1300°C 以下であることが望ましい。脱硫剤として石炭と共に細粒ドロマイトを添加することがあるが、これによりキルンリングが多孔質・軽質化し軟らかいリングとなるため、賞揚されるようである。

天然ガスの産出しない国では、今後石炭の利用は着実に増加するものと思われ、石炭ベース DR 法もより完成されたものに発展していくことが予想される。

(仙崎武治)

—耐火物—

耐火材でのコークス炉補修作業

(R. BECKMANN and G. FRIEBE: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 1, pp. 665~670)

ドイツのコークス炉は、20 年以上の操業経年をもち構造的にも古いものが全体の 40~50% を占めている。そのため有用な補修材の選定と、安価で効果的な補修方法の確立が勘要である。

まず炉体の損耗の場所とその程度に関し事前に充分認識する必要がある。次に補修用耐火物の選定であるが、一般的には微粒石英粉が用いられる。主成分の SiO₂ と Al₂O₃ や他の微量添加物の割合、及び粒子構成及び吹きつけのための水分のコントロール等が重要である。またコークス炉の部位 (例えば炭化室、炉蓋) や温度レベルによっても固化条件が異なるので注意を要する。石英粉の他にはゾルーゲル結合反応を利用した補修材として、＜硫酸アルミニウム、水ガラス系＞は、700°C~800°C の範囲で安定的に利用でき、＜粘土類セメント＞のよう

な 1200°C 以上で安定的強度を保つことのできるものもある。材料選択を誤ると焼結性が不完全で早期に脱離してしまうので注意を要する。

次に補修についてはいくつかの方法が実施されてきたが、方法の簡便さや補修所の直接的有用性の点で、“加圧吹きつけ方法”が有利であると判断された。この方法は、炉蓋、フレーム上部、炭化室のみならず、上昇管にも効果的であり、約 1 年半経つても良好な状態を維持できている。いずれにしても、通常の炉修では、“加圧吹きつけ方法”が簡便で安価な方法であり、用意周到な準備により、更に効果はあがる。

(勝野今朝男)

—製鉄—

インランドスチールにおける原料炭の選択、及びコークス製造と高炉及び製鋼操業への効果

(R. J. WILSON and J. S. KAPITAN: Iron and Steelmaker, (1981), pp. 38~43)

製鉄所において、エネルギー源としての石炭の重要性は、製鋼工程での平炉から転炉への転換により益々増加している。これは転炉操業では、溶銑が必要とされるため溶銑製造に不可欠なコークスの安定供給が必要となるからである。

当インランドスチールのインディアナ・ハーバー製鉄所は、北米でもつと大きい製鉄所で高炉 8 基、コークス炉 7 炉団、転炉 2 基、平炉 1 基、電気炉 1 基より成っており製鋼能力は、7.7 百万 t/y となつている。(近い将来 8.4 百万 t/y に拡大する計画である)

当製鉄所における鋼の生産量は、溶銑の生産量にかかつており、この溶銑の生産量は、コークスの品質にかかつている。4 BF での操業試験では、コークス強度 (スタビリティ) を 1% 向上させることにより、出銑量は、1.4%、コークス比は、1.2% 向上するという結果を得ている。

出銑増により、製鋼工程でのスクラップの使用を低減することにより、又コークス比の低減による、石炭の使用減により、鋼の製造コストの低減がはかられる。

これを利用し配合炭のメリット評価が以下の式で可能となる。

$$V = N[0.012AB + 0.014(C - D + E)]/F$$

V: 配合炭の評価額 (スタビリティ 53 に比較し) \$/t

A: コークス比 (スタビリティ 53)

B: コークス価格

C: スクラップ価格

D: 溶銑価格

E: 溶銑増による変動費の減

F: 石炭比 (スタビリティ 53)

N: コークス強度向上 (対スタビリティ 53)

上記の式を用いて、スタビリティ 53 の配合炭に対するスタビリティ 60 の配合炭評価額は +\$ 7.37 となる。

高強度コークスの高炉操業への効果及び製鋼工程への経済的効果は、コークス製造に用いる配合石炭の経済性評価を考える場合、重要なファクターである。

製鉄、製鋼操業の効率化は、石炭の有効利用と高品位のコークス生産における技術開発にかかっている。

(大島正矩)

— 製 鋼 —

溶鉄中で使用するための窒化アルミニウムプローブ

(W. A. FISHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 52

(1981) 3, pp. 91~97)

AIN は Al_2O_3 を 17 mol% 程度まで固溶する。電導度は、 $1640^\circ C$ で $5 \times 10^{-2} \Omega^{-1} cm^{-1}$ であり、その活性化エネルギーは $2.1 \sim 2.7 eV$ である。熱伝導度は $800^\circ C$ にて $0.2 J cm^{-1} s^{-1} K^{-1}$ 程度で Al_2O_3 より大きく、線膨張係数は $1000^\circ C$ で $5.5 \times 10^{-6} K^{-1}$ 程度で Al_2O_3 より小さい。このため、耐熱衝撃性が Al_2O_3 より優れている。 $1640^\circ C$ の大気中では酸化が進行するが $P_{O_2} = 0.01 bar$ の雰囲気では約 30μ の酸化物層を形成して酸化反応は停止する。

$4.5 \sim 5.8 mol\%$ ($10.5 \sim 13.3 wt\%$) の Al_2O_3 を固溶したホットプレス AIN を固体電解質として

溶鉄 $\parallel AIN (Al_2O_3) \parallel Al (Ir)$

なる電池を組んで、窒素濃淡電池としての性能を試験した。固体電解質の形状は外径 13 mm, 内径 5 mm, 底の肉厚 4 mm の一端閉管である。この管の底まで 0.8 mm ϕ の Al を被覆した Ir 線を入れ、さらに底に AIN の粉を入れ $1600^\circ C$ にて焼結し管内に Ir 線を固定することにより基準極とした。この電池を $1640^\circ C$ 溶鉄中に入れるが、このとき、溶鉄中の酸素濃度を測定するための ZrO_2 を固体電解質とした酸素濃淡電池および溶鉄中の酸素濃度を制御するための ZrO_2 固体電解質を利用した酸素ポンプを同時に使用している。はじめの測定では、AIN が溶鉄中に溶解したため安定した起電力が得られず、AIN の表面に 0.1 mm 厚さの Al_2O_3 を生成させることにより安定した超電力を得た。すなわち、

溶鉄 $\parallel Al_2O_3, AIN (Al_2O_3) \parallel Al (Ir)$

なる電池となつている。溶鉄中の N を変化させて EMF を測定したが、EMF は N の濃度に関係なく a_O と a_{Al} によつて決まる、すなわち、酸素濃淡電池としての作用しか持たないことがわかつた。このため、酸素濃淡電池としての性能をしらべたところ、 ZrO_2 系固体電解質では Al_2O_3 の析出で測定が困難になると言われているキルド鋼中でも容易に P_{O_2} が測定できることがわかつた。ただし、部分電子導伝性パラメータ Pe' は約 15 bar であるので、補正をする必要がある。

(雀部 実)

LBE 法の工業的発展

(G. DENIER, et al.: Rev. Mét., 78 (1981) 3, pp. 213~224)

LBE (Lance, Bubbling, Equilibrium) 法は上吹き法と底吹き法の長所を兼ね備える目的で、通常の LD 転炉の底部に備えた複数個の耐火物製ガス透過素子 (pear-meable element) より中性ガス (アルゴンまたは窒素) を送り、鋼浴とスラグを十分攪拌することで平衡により近づけようとするものである。

本法の特徴である pearmeable element は 1 回当たり $0 \sim 8 Nm^3/min$ のガスを送ることができ、転炉のライニング耐火物の寿命と同じ程度の寿命を持つように改良が

加えられている。

普通鉄については IRSID の 6 t の試験炉と USI-NOR-Denain の 65 t 炉において試験し、次のような結果を得ている。酸素吹錬中に底吹きを行うと、上吹きの場合よりもランスをかなり上げてソフトブローにできるので、スワッピンを抑え、さらに特殊な二重ランスを使い CO から CO_2 への酸化熱を利用した時はスクラップ使用量を 100 kg/t だけ増すことができた。吹錬の最後 2 min のみに底吹きを限つた時は、スクラップの溶け残りの減少、炭素量温度の安定化の他、鉄、マンガンの歩留りの向上、これに伴う脱酸剤、フェロマンガン使用量の減少、耐火物原単位の低下が見られた。酸素吹錬後に底吹きすると例えば $1 m^3/t$ のガスで炭素量を 0.050% から 0.020% まで、 $C \times O$ を 0.0036 から 0.0018 まで低下できたがこれは QBOP の成績にはほぼ等しい。またスラグ・メタル間の反応も平衡により近づき、 $0.2 m^3/t$ のガスで P は 0.002%, また S は 0.005% だけ下がり、同時にヒートごとのばらつきも減少した。アルゴンの代わりに CO_2 を用いた時は 0.05% 以下で脱炭がより顕著に進んだ。高炭鋼 ($>0.15\%$) の場合は、アルゴンの底吹きで酸化鉄を還元しつつ脱炭が進むため鉄歩留りが約 0.5% 上り (P, S は不変) またスラグが硬化するため復りんの恐れはなくなる。C \approx 0.06% では鉄歩留り、りん、アルミニウム使用量の点で効果があつた他に、石灰 \rightarrow 原単位を 0.6% Si の溶鉄において 67.5 kg/t から 47.5 kg/t に低下しても、耐火物寿命を損わずに通常 LD 転炉と変わらない P, S の値を得ている。極低炭鋼については、0.008% までも低下できるほどで、上述の利点の他、鉄歩留りが 1.5% 上り、珪素鋼では 1 kg/t のフェロシリコンの節約、さらに FeO の低下のために耐火物の損傷が著しく減少した。なお高りん鉄についても 150 t 炉で試験されているが紙面の都合上省略する。

(佐野信雄)

— 鑄 造 —

回転連続鑄造とその可能性

(A. GUEUSSIER, et al.: Rev. Mét., 78 (1981) 2, pp. 119~136)

Vallourec 式の回転連鑄機は世界に 18 ストランドあり、今日までに合計 300 万 t 以上の 90~240 mm ϕ の鑄片を製造した。連鑄機は垂直型でピンチロールを介して鑄片と鑄型に 30~120 rpm の回転が与えられる。溶鋼の注入はタンジェンシャルに半径の 1/3 の位置へ斜め上から行われる。回転連鑄の特徴の一つとして鑄型内における一次冷却およびガイドロール部におけるスプレー水による二次冷却の均一性および冷却速度増加が挙げられる。その結果表面には均一なチル晶が得られ、オッシュンマークもほとんど見えず良好な表面性状が得られる。鑄片の真円度も優れ、直径のばらつきは 0.5% 以下である。凝固速度係数: K は従来の連鑄機にくらべ 33~38 と大きく鑄型の長さおよび機長を短くできる。非金属介在物は遠心力により中心部に集まり、浮上し、メニスカスより金棒により釣り上げて除かれる。従つて全体レベルとしても低く特に表皮下の清浄度は優れる。凝固組織は等軸晶域が広い。それは回転により未凝固溶鋼の温度が均一化され過熱の悪影響が防がれることと、生

じた等軸晶が遠心力により柱状晶の凝固前面に押し付けられ柱状晶の成長が抑制されることによる。ちなみにタンディッシュ内で 50~80°C の過熱でも支障なく铸造できた。その結果中心偏析やセンターポロシティは普通の連铸铸片にくらべ軽微であつた。電磁攪拌を行つた際よく見られるような White band は見られない。Vallo-urec 社の Saint-Saulve 工場ではシームレス鋼管用素材として従来の庄延丸鋼をピーリングしたものに替えて回転連铸機で铸造した丸ブルームを無手入れで使用し従来と同等もしくはそれ以上の内外面品質の鋼管を製造することができた。(児玉文男)

— 性 質 —

HK-40 遠心铸造材の浸炭におよぼす Si 含有量と酸化ポテンシャルの影響

(R. H. KANE: Corrosion, 37 (1981) 4, pp. 187~199)

Cr-Ni 系耐熱鋼の合金元素のなかで Si は最も強力な浸炭抑制剤である。その効果は、炭素の溶解度および拡散係数におよぼす Si の影響として説明されている。一方、SCHNAAS と GRABKE は Si 酸化物生成による効果を指摘しているが、実験的な証拠は必ずしも明確にされていない。そこで、本報告では Si を含む HK-40 に生成する酸化物スケールが浸炭挙動を支配する重要な因子であることを明らかにし、さらに浸炭性雰囲気中の酸化ポテンシャル (P_{O_2}) を考慮することによつて石油化学工業における熱分解炉用合金のより現実に即した性能評価が実験室的に可能であることを示す。

Si 濃度の異なる 17 種類の HK-40 (25Cr-20Ni-0.4C-1.0~2.5Si) 铸造材を試料として用いた。このうち 11 種類が遠心铸造材である。浸炭ガスとして炭素活量 $a_C=1$ の $H_2-C_2H_6-H_2O$ 混合ガスを用い、 H_2O の量を 0.1~30% の間で 6 段階に変えた。また、Cr 酸化物の影響をも調べるために純粋 CO ガスおよび $a_C=0.1$ の上記混合ガスをも用いた。各試料は、1366 K, 100 h の浸炭処理を行つた。

合金の Si 含有量および雰囲気中の P_{O_2} が增大するほど浸炭は起こりにくくなる。約 2% 以上の高 Si 材では、 SiO_2 が安定に存在しうる P_{O_2} の高い雰囲気では浸炭は起こらない。それよりも低い P_{O_2} では、すべての試料は浸炭を受けるが、高 Si 材ではやはり浸炭量は少ない。浸炭におよぼす表面粗さの効果は特に観察されなかつた。遠心铸造管の内壁表面の穴に非晶質酸化物が密に付着している場合、浸炭は抑制される。 Cr_2O_3 の生成する雰囲気では、Si 量に関係なく Cr_2O_3 のスケールが試料表面を覆うので浸炭は起こらない。以上をまとめると、 SiO_2 および Cr_2O_3 のスケールは浸炭を著しく抑制する効果がある。しかしながら、実際の操業条件では Cr_2O_3 は生成しないと考えられるので SiO_2 スケールによる浸炭抑制効果が重要となる。(梶原正憲)

球状化炭素鋼の水素助長延性破壊

(R. GARBER, et al.: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 225~234)

鋼の水素脆化は、破壊様式の変化を伴う場合が多いが、延性がかなり低下するにもかかわらず破壊様式が延性的なディンプル型のままで変化の見られない場合があ

る。この研究は、延性破壊のボイドの発生、成長、および合体の各過程に及ぼす水素の影響について調べたものである。

供試鋼として実験室的に溶製した AISI 1080 共析炭素鋼 (0.79%C) と、商用の 1018 鋼 (0.16%C) を用いた。両鋼種とも熱処理によつて炭化物の球状化を行い、平滑丸棒試験片に水素を電解チャージして引張試験を行つた。水素含有量は、1085 鋼で 5 ppm, 1018 鋼で 2 ppm であつた。SEM による破面観察と光学顕微鏡による断面のボイド密度や面積率の測定を行い、ボイドの発生、成長、および合体の各過程に及ぼす水素の影響を定量的に解析した。得られた主な結果はつぎのとおりである。

1) 水素は、最終の破壊過程を除いて、広いひずみ範囲にわたつて炭化物からのボイド発生を助長しなかつた。

2) 水素はまた同様に、初期のボイド成長過程に対してもほとんど影響を与えなかつた。

3) 破断ひずみを減少させる水素の影響は、最終の破壊過程であるボイドの合体 (link-up) 過程において主に認められた。

4) 共析炭素鋼 1080 鋼では、破面のディンプルの大きさが水素添加によつて増大することが認められ、水素は主として合体過程のボイド成長を助長すると考えられた。

5) 低炭素鋼 1018 鋼では、水素添加によつてボイドの大きさが減少するとともに、擬へき開状破面も一部混在した。この鋼種では、合体過程においてボイド成長が助長されるとともに、マイクロボイドの発生も認められた。

6) 上記の現象は、可動転位により水素が輸送されると仮定すれば、ボイド成長を助長する水素圧力機構によつて説明されるであろう。(青木孝夫)

粉末冶金法による超合金の疲労挙動に及ぼす微細空孔の影響

(R. V. MINER and R. L. DRESHFIELD: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 261~267)

航空機のカスタービンエンジン用ディスクあるいはシャフトに熱間等方静水圧縮 (HIP) された粉末超合金材料が用いられている。これは溶製材に比較してコストが安く、均質な組織が得られるからである。ところが HIP 条件によつては、鋼製容器中に浸入した Ar ガスが原因となり粒界沿いに微細空孔が生成する場合がある。ここでは供試材に Astroloy (15Cr-17Co-5Mo-3.5Ti-4Al-BalNi) を用い、この微細空孔を含む材料について、650°C での疲労試験、引張り試験等を行い、孔の無い健全な材料との比較検討を行つた。

原料には 80 メッシュ以下の粉末を用い、健全材は 1190°C、含孔材は 1215°C で各々 100 MPa, 3 h HIP 後溶体化処理、時効処理を施した。

含孔材の空孔の大きさは 2 μm 径程度で、粒界沿いに約 20 μm 間隔に点在しており、その含有率は約 1.4% である。 γ 粒径は含孔材で平均 90 μm 、健全材で 50 μm である。含孔材の 650°C 引張り強度は 7%、絞りは 40% 減少し、健全材が粒内破壊であるのに対し、粒界脆

性破壊に変化している。疲労試験は歪み量を種々変化して行つた。低歪み域での疲労破壊は含孔材では空孔が起点になり、粒界沿いにクラックが伝播するが疲労寿命自体には $5\mu\text{m}$ 径以下の微細孔はほとんど影響しない。しかし粉末粒子の欠落による $25\mu\text{m}$ 程度の大きな空孔がある試料では 60% 寿命が低下した。高歪み域での含孔材ではさらに粒界脆性破面となるが、やはり疲労寿命は健全材とそれ程変わらない。クリープ破壊寿命は 30% 程度含孔材の方が低下しているが、破面は両材とも粒界破壊である。(徳山幸夫)

鑄造 Ni 基超合金の環境損傷

(D. A. WOODFORD: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 299~308)

鑄造 Ni 基超合金, IN 738 の環境脆化について述べている。すなわち、クリープ試験前に種々の雰囲気さらすことがクリープ破壊にいかにか影響するかを、雰囲気、添加元素、表面被覆の各要因別に報告している。

雰囲気は、大気、酸素、窒素、そして真空の 4 水素である。供試材の組成は、IN 738 の標準組成と、それに Hf 添加、Y 添加、B 添加および IN 738 の高純度組成である。被覆には、Co-29Cr-6Al-1Y, Ni-20Cr-10Al-2Hf-0.1C および IN 738 を用いた。厚さは約 $100\sim 150\mu$ である。まは環境脆化の評価は、クリープ破壊寿命の損失および延性の低下によつた。

応力-破壊試験を試験温度 700, 800, 900, および 1000°C で応力がそれぞれ 620, 448, 225 および 100 MPa で行つた。試料は、試験前に 1000°C で 200 h 大気にさらしたものと未処理のものとを比較した。その結果、大気にさらしたものは、寿命が著しく損なわれ、その傾向は試験温度低下とともに増加した。さらに前処理を酸素、窒素、真空中で行い、同様な試験をした結果、酸素処理のものは大気中で処理したものとほぼ同様な値を示した。真空および窒素処理のものは、未処理のものと傾向が一致したが、若干その寿命は低下した。これは、前処理の熱影響によるマイクロ組織の変化に起因すると考えられる。

B および Hf の添加は、環境脆化を減少させる。また、未処理材よりも若干その寿命が低下するのは、前述のように前処理の熱影響が幾分関係していると思われる。

Co 基合金の被覆は、Ni 基合金の被覆よりも効果的にその脆化を減少させた。特に、伸びは真空処理のものと大気処理のものが同様な値を示した。

破面は、一般に IN 738 の場合、非脆化のものでもほぼ粒界破面であるが、一部へき開も有する。ところで、大気および酸素にさらしたものは、全体として粒界破面だが、真空および被覆したものは、へき開破面がみられた。

以上により、脆化機構として、粒界拡散で浸透し偏析した酸素による粒界固着化による早期の粒界破壊が想定される。(新村哲生)

Ni 基合金における結晶性高温疲労き裂成長の解析

(K. SADANANDA and P. SHAHINIAN: Met. Trans., 12A (1981) 2, pp. 343~351)

大気中および真空中において室温および 850°C での Ni 基合金 Udimet 700 のき裂成長について研究し、き

裂成長の様式とき裂成長速度におよぼす雰囲気の影響および温度効果の原因について述べている。

全試料には、先だつて、大気中、室温でき裂をつけておき、 0.17 Hz の周波数で破壊に至るまで試験を行つた。き裂長さは、低倍で顕微鏡により計測し、き裂成長速度はその対時間プロットにより決定した。また次式により、応力強度要因 K を求めた。

$a/w < 0.7$ の時

$$K = \frac{P}{BW^{0.5}} [29.6(a/W)^{0.5} - 185.5(a/W)^{1.5}$$

$$+ 655.7(a/W)^{2.5} - 1017.0(a/W)^{3.5} + 638.9(a/W)^{4.5}]$$

$a/w > 0.7$ の時

$$K = \frac{P}{2B} \left[\frac{W+a}{(W-a)^{1.5}} \right] \left[4.0 + \frac{(W-a)}{(W+a)} \right]$$

P は荷重, a は平均き裂長さ, W は試料幅, B は試料厚さである。

ΔK の関数としてき裂成長速度をプロットすると十分な直線性を示す。き裂成長速度は、室温および 850°C の両温度で大気中の方が真空中よりも大となつた。その程度は、 $\Delta K = 40\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の場合、温度に無関係に大気中のそれは真空中の約 2.5 倍であつた。また、 850°C 真空中でのくり返し荷重下と静荷重下でのき裂成長速度を比較した結果、くり返し荷重下でのそれは、静荷重下の時よりもはるかに大となり、疲労き裂成長が時間依存プロセスによるものではなくサイクル依存プロセスによることを意味した。

き裂成長速度 $\Delta K/E$ (E は弾性率) についてプロットし、室温と 850°C での温度効果の差におよぼす E の変化の影響の有無を検討したが、関係は認められなかつた。

破面観察を SEM を用いて行つた結果、全ての試験条件下で、き裂成長はファセットモードで生じ、それはすべり面よりもへき開面で生じた。さらに、 850°C のものに比べて室温のそれには、重大な二次き裂が見られ、このことが温度効果の原因とも考えられる。この室温での二次き裂の発生は、析出硬化合金における室温でのすべりの困難さによるものであつた。(新村哲生)

一物理冶金一

700~300°C の低温における Fe-Ni および Fe-Ni-P 状態図の決定

(A. D. ROMIG, Jr. and J. I. GOLDSTEIN: Met. Trans., 11A (1980) 7, pp. 1151~1159)

隕鉄中に観察されるウッドマンステッテン組織の生成過程を説明するためには、Fe-Ni および Fe-Ni-P 系におけるオーステナイト (γ) とフェライト (α) との高温のみならず低温における相関係に関する知見も必要である。しかし、これらの系の状態図は低温側は 500°C までの温度範囲が実験的に決定されているにすぎない。そこで本報告では、 300°C までの γ と α との相関係を明らかにする。これらの結果は、市販鋼に対しても応用可能である。

5~41 wt% の Ni を含む 11 種類の Fe-Ni 合金、および 6~48 wt% の Ni と 1 wt% の P を含む 8 種類の Fe-Ni-P 合金を準備した。試料は 1200°C で 10 d 以上均質化し、氷水中に焼入れた後、液体窒素 (-196°C)

中に 15 min 以上保持した。このサブゼロ処理によつて、 γ 相は過飽和な bcc 相 (α_2) にマルテンサイト変態する。これを石英管中に真空封入し、670~300°C の温度範囲で最長 430 d 平衡加熱処理した。これによつて、 α_2 相中から γ 相が核生成し成長してゆき最終的に ($\gamma+\alpha$) 二相平衡組織となる。EPMA および分析電顕 (STEM) を用いて各相の分析を行い、状態図を作成した。

二元系および三元系状態図とも $\alpha/(\alpha+\gamma)$ 相境界線は逆行溶解度を示す。すなわち、 α 相中への γ 相の固溶度は、Fe-Ni 二元系では約 475°C で、P を飽和した Fe-Ni 擬二元系では約 450°C で各々最大値 (6.1 および 7.8 wt%Ni) を示した後再び減少し、300°C で各々 4.2 および 4.9 wt%Ni となる。一方、 $(\alpha+\gamma)/\gamma$ 相境界線の Ni 濃度は温度の低下とともに単調に増加し、300°C において二元系では 54.6 wt%Ni、擬二元系では 46.0 wt%Ni となる。三元系では $(\alpha+\gamma+(\text{FeNi})_3\text{P})$ 三相平衡が現れ、三相平衡を構成する $(\text{FeNi})_3\text{P}$ の組成は低温ほど Ni 濃度が高くなる。(梶原正憲)

Fe-Ni および Fe-Ni-P 系マルテンサイト中の Ni の拡散係数

(A. D. ROMIG, Jr. and J. I. GOLDSTEIN: Met. Trans. 12A (1981) 2, pp. 243~251)

Fe-Ni 系合金は、高温で安定な γ 相 (fcc) を焼き入れるとマルテンサイト変態によつて Ni を過飽和に固溶した bcc 相 (α_2) が生成する。この α_2 相を焼きもどすと、Ni-rich γ 相が核生成し成長する。 γ 相の成長が体積拡散律速成長であるならば、 α_2 相中に Ni の濃度勾配が現れる。本報告では、濃度分布を実測し後述するよう

に拡散律速成長モデルを用いて 700~300°C の温度範囲における α_2 相中の Ni の拡散係数 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ を求めた。この値をフェライト (α) 中の Ni の拡散係数 D_{α}^{Ni} と比較し、 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ におよぼす転位組織の影響を調べた。

拡散律速成長では、析出相の大きさおよび母相中の濃度分布は、次の 4 つの因子の関数となる。つまり、(1)合金の初期組成、(2)平衡相の固溶限、(3)拡散場の支配領域の大きさ、および(4)溶質の母相中における拡散係数である。(1)~(3)までの因子は実験的に決められるので、計算による濃度分布と実測結果とが一致するように拡散係数を決定することができる。計算は次のような仮定に従つて行つた。i) 拡散係数 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ は組成に依存しない、ii) α/γ 界面は平面であり、 γ の成長方向は界面に垂直である、iii) α/γ 界面で局部平衡が達成されている。

Fe-Ni 二元系の $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ を $1/T$ に対してプロットすると 410°C を境として高温側と低温側とで傾きの異なる折れ線状のグラフとなつた。 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}=D_0 \cdot \exp(-Q/RT)$ と表すと、410°C 以上では $D_0=4.3 \times 10^{-8} [\text{cm}^2/\text{s}]$ 、 $Q=49 [\text{kcal}]$ 、410°C 以下では $D_0=3.6 \times 10^{-15} [\text{cm}^2/\text{s}]$ 、 $Q=10.6 [\text{kcal}]$ である。410°C 以上では、 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ は D_{α}^{Ni} のたかだか数倍程度大きいだけであるが、410°C 以下、たとえば 300°C では 10^3 倍以上も大きくなる。これは、 α_2 相中に多数存在する転位を媒介とする拡散が低温ほど支配的となるためであろう。P を飽和した Fe-Ni 擬二元系の $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}(\text{P})$ と二元系の $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ との間には次のような関係がある。すなわち、 $D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}(\text{P})=(1+A_1C_P+A_2C_P^2)D_{\alpha_2}^{\text{Ni}}$ であり、ここで C_P は P の濃度 [wt%]、 $A_1=1.27$ 、 $A_2=0.623$ である。(梶原正憲)

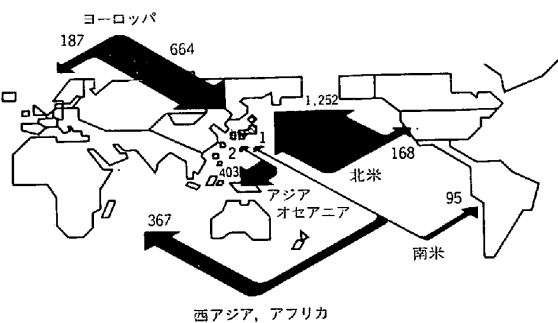
統計

我が国および米国の技術貿易の流れ

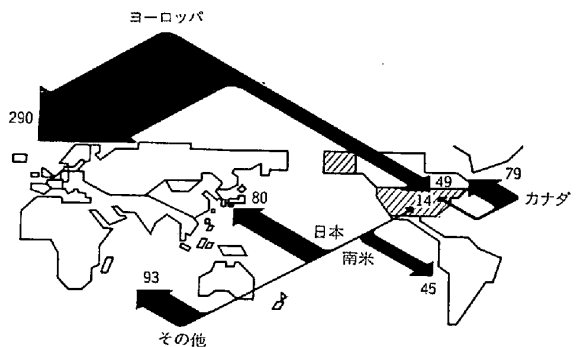
本誌の Vol. 67 (1981) No. 6, p. 840 に、主要国の技術貿易収支の動向を示したが、図は我が国と米国の技術貿易の流れを示したもので、米国が先進国、開発途上国の両方に対して大幅な輸出超過になつている

のに対し、我が国は先進国に対しては大幅な輸入超過となつており、技術輸出の大宗を東南アジアをはじめとする中進国や開発途上国向けに占めている。すなわち、我が国は依然として欧米先進国から技術を導入しており、逆に我が国の技術のうち欧米先進国へ輸出できるものは少ないと言えよう。

日本の技術貿易 (1978年) (単位 億円)



米国の技術貿易 (1978年) (単位 千万ドル)



我が国及び米国の技術貿易の流れ

- 注) 1. 矢印は技術を導入した向きを表す。
- 2. 日本と米国の矢印の太さが表す金額は異なっている。

科学技術庁編：昭和 56 年版科学技術白書 (昭和 56 年 7 月) p. 20