

抄 録

—原 料—

Appleby-Frodingham における焼結配合原料の点火前通気性の測定 (G. R. OLIVER and E. W. NIXON: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 1, p. 36~40)

Seraphim の焼結工場ではペレタイジング・ドラムを導入したさい、その効果の評価手段として配合原料と通気性をとりあげ種々の実験を行なった。その結果通気性の指標として、円筒に原料を充填し、これに空気を流しその流量および圧損を測定し、 $BPU = F(h)^m / A(S)^n$ (F : 空気流量 ft^3/min , A : 断面積 ft^2 , h : 充填層高さ in , S : 圧損 in wg , n : 係数) より計算した BPU をもちいると、ペレタイジング法の効果、返鉱・硫酸滓・コークス配合の悪影響が定量的に把握された。また配合原料 1% の増加は 45 BPU の増加という関係がえられた。実操業で最適の通気性を維持するには、原料の嵩密度、 C 、 W 含有量で誤差の生ずる中性子水分計による配合原料の水管理よりも、 BPU にもとづいた添加水量の管理のほうがよいと考えられるので、この BPU 測定装置の on-line 化が行なわれた。この装置はサンプラーおよび圧損測定装置よりなっており、パレット直前のコンベアーに取り付けられ、“サンプリング・充填一圧損測定一充填物の排出”の一連の操作を 1 回/min の割合で繰り返す。したがって操業者は容易に BPU の変化を知ることができる。実操業における活用は、当初は操業者の不慣れもあつて効果はあまりでなかつたが、操業者の認識向上、管理方法の改善により成果があがつてきた。すなわち BPU を操業指針として、設定された範囲内に維持するよう添加水量を管理し、しかも過調整を避けるため 3 点連続して範囲外にはずれ、しかも第 3 点目が第 2 点目よりずれが大きい場合のみ 2 gal/min の単位で調整することで BPU 、コークス配合比の変動が小さくなり、均一な条件で操業できるようになつた。このように BPU は操業指針としてじゆうぶん使用できることがわかつた。さらに種々の工場実験の評価手段として、もちいることが実証された。(栗山 堯)

鉄鉱石と褐炭チャーから成るペレットの還元

(P. C. GHOSH and S. N. TIWARI: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 255~257)

この報告はヘマタイト鉱とチャー(褐炭から製造したもので、固定炭素 67.9%, 揮発分 10.6%) によつて作られた混合ペレットを 900~1100°C の範囲で還元実験をした調査である。

実験に使用したペレットはコークス%が 15, 20, 25, 30, 35 wt% の 5 水準のもので、直径 3/4 in, 大気中で 36hr 乾燥後、120°C の炉中で重量一定になるまで約 12 hr 乾燥したものである。また実験は 15, 30, 60, 90, 120 min の反応時間で温度水準は 900, 950, 100, 1050, 1100°C の 5 水準で行なつた。還元はルツボに試料を入れマッフル炉で加熱して行なつた。結果は重量の減率か

ら還元率を求め、生成物の調査にはデバイシユラー X 線分析によつた。結果を要約すると

(1) 上記混合ペレットの見掛けの活性化エネルギーは還元率 50% 以上、温度 900~1100°C で 18.7 kcal/mol であり、反応は $\text{FeO} + \text{CO} = \text{Fe} + \text{CO}_2$ の化学反応律速である。

(2) 反応は均一でなくトポケミカルな進行であり、X 線分析の結果、 Fe , FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 の各層が区別された。

(3) ペレット中に 35% の褐炭チャーを含んでいる場合には、90% 以上の還元率を得るのに 1100°C で 15~30 min である。15~35% のコークス含有量の範囲ではコークスの含有量が高いほどその還元進行速度は速いことがわかつた。(大槻 満)

冶金用石炭の有用性

(J. K. McHUGH: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 12, p. 1013~1017)

この論文は 1969 年 10 月に提出されたものであり、米国の石炭産業が直面している諸問題について述べている。石炭供給量不足の最も大きな要因は炭鉱保安法と労働力不足にある。炭鉱保安法の中でとくに問題になつているのは、炭坑雰囲気中のダスト含有量基準の合理的な規制方法である。最近、上院の委員会で 3.0 mg/m³ 以下のダスト量規制が提議されたが、厳しすぎるとして、石炭業界は 4.5 mg/m³ 以下を主張しており、炭鉱労働者はこれに圧力をかけるべく山ネコストを執行した。しかし、これらの規制は採炭コストを上昇させるとともに、生産性を低下させるであろう。

労働力の問題としては、炭鉱の悪い作業環境と古い賃金体制を不満として、炭鉱労働者は 1955 年の 20 万人から 1965 年には 11 万人に激減している。この結果、年々、機械化による生産性の向上を計つてきたにもかかわらず生産量の低下をもたらした。石炭業界は学校の就職部との接触を深めたり、鉱山専門学校を設立したりして労働力の確保に努めている。

需給関係では、コークス製造用炭としての、高および中揮発炭の供給には問題ないが、低揮発炭の場合は、量的にはスポット買とならざるを得ず、また、コストや化学成分の点でコークス製造者側の要求通りの供給はできそうもない。もつかのところ、低揮発炭の生産量は減少しつつあり、需要の 60% 程度にしか相当しない。現在建設中あるいは計画中の炭鉱がフル生産を開始すれば、1972 年には新炭鉱のみで 1 億 8 千万 t の生産が可能となるが、現在稼働中の炭鉱のいくつかは閉山となるだろうから将来の生産量の見通しは困難である。市場状況、資本投機の動勢、生産可能量などを考慮すると、もし世界的な製鉄設備の拡充計画が現在のペースで続くなら、少なくとも 5 年間は低揮発炭の不足が続くであろう。

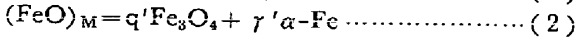
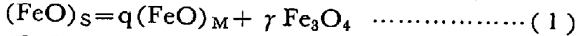
米国内の石炭資源は、最も埋蔵量が少ないとされている低揮発炭の場合でも約 4 億 t (200 年分) あり、コークス用炭の埋蔵量については心配がない。(田村 栄)

— 製 銑 —

300°C におけるウスタイトの分解—結晶の大きさ、
変形状態、金属鉄の影響

(H. KUDIELKA: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 2, p. 151~153)

ウスタイトの 570°C 以下における α -Fe, Fe_3O_4 への分解速度は、各種の要因により影響される。この研究では 300°C の分解速度に対する結晶粒の大きさ、 α -Fe 共存の有無、ウスタイト格子の変形の影響を検討している。分解過程として、つぎの 2 段階の過程が考えられる。



ここで、 $(\text{FeO})_S$ は鉄と平衡するウスタイト、 $(\text{FeO})_M$ は $(\text{FeO})_S$ の分解過程で生成する不安定なウスタイトである。分解過程で生ずる物質の同定は、X線回折により行なっている。1 ミクロン以下に、ボールミルで微粉碎したウスタイト試料は、0.4 mm 程度の大きな結晶粒を持つ単結晶試料よりも、(1)、(2) いずれの分解速度も著しく大きい。これは微粉碎試料が粉碎中に格子変形を受けたためであり、表面積が大きいことも原因している。格子変形が存在することは、X線ピークが広がることにより確かめられている。また、微粉碎した試料においては、金属鉄がウスタイト中に少量存在していても、分解速度にはほとんど影響をおよぼさない。微粉碎試料および単結晶試料のいずれの場合も、(1) の反応がほとんど終わった後に(2)の反応が進行する。一方、純鉄板上にウスタイトを成長させた鉄と共存する粉碎しない試料においては、(1)の分解反応が少しでも起こると、ただちに(2)の反応が進み、(1)、(2)の反応が並列して進行する。これは、金属鉄の核生成が容易なためと考えられるが、やはり微粉碎試料よりも全体の分解速度が遅く、分解速度に対してはウスタイトを微粉碎し結晶粒を小さくする効果もつとも大きい。(佐々木晃)

鉄酸化物の構造および還元性におよぼす還元ガス組成の影響

(R. D. WALKER et al.: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 1, p. 67~74)

高炉での還元条件に合わせて $\text{CO} + \text{CO}_2$ 混合ガスの組成を変化させ、緻密ならびに多孔質のヘマタイトブリケットを 840°, 900°, 960°, 1020°C で還元した場合の還元過程の挙動を検討している。還元条件は、RISTによる oxygen exchange diagram に基づき、特定の条件が選ばれた。緻密なヘマタイトの還元では、840°C 以外の温度で、ウスタイトの構造に起因する初期潜伏期が認められた。すなわち、低温で形成されたウスタイトは多孔質であるが、高温で形成されたウスタイトは比較的緻密であるということによる。このことはウスタイトの物理的性質を決定するウスタイトまでの初期還元を支配する条件が、ヘマタイトの還元では重要であることを示している。また、すべての温度で認められた放射状クラックは、各酸化物の比容の差に基づくものであり、900°, 960°C で認められた $\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Fe}_3\text{O}_4$ 界面での同心円状クラックは、放射状クラックの剪断効果によるものであり、これらのクラックが温度上昇に伴い増加するのは、還元速度の増大により応力の緩和が十分に行なわれなため

ある。相互連絡した気孔を持つ供試ヘマタイトの 1020°C での還元の場合、同心円状クラックは生じない。これは、還元中にヘマタイト粒界が分離させられ、全体の応力が緩和されるからである。多孔質ヘマタイトでは、緻密ヘマタイトより還元速度は大きく、潜伏期は認められない。さらに、多孔質ヘマタイトでは、鉄で囲まれたウスタイトが広範囲に生じ、後の段階での還元速度を減少させる。また、緻密試料の 1020°C 以外と多孔質試料の全温度で、ヘマタイト粒子中への針状マグネタイトの成長が認められた。(戸村寿孝)

高炉へのゾンデの適用

(N. J. CAVAGHAN and A. R. WILSON: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 231~246)

1962 年から 1966 年にかけて 3 つの商業高炉に対し、手動操作による径方向および軸方向のゾンデを用いて調査した結果、次の点が明らかとなった。

(1) 装入条件を変化させた場合の径方向ガス分布、温度分布と操業成績の関係

コークスから始まる装入順序 (たとえば CCC/SSS) のとき、外部操業となり炉内周辺部のガス温度は高く、 CO_2 濃度は低くなり、ガスは周辺部に流れやすくなる。全体的にガスの利用率が落ちるが、圧力損失が少なくなり、操業成績は操業度が高くなりコークス比は高くなる。一方、鉱石から始まる装入順序の場合はガスの分布が均一の傾向となり、温度も均一となる。この方法はコークス比を減少せしめるが操業度が低下する。また混合装入 (たとえば CSCS/CS など) の場合は上記の中間的な操業となる。鉱石から始まるいわゆる内部操業型とすると炉に壁が付きやすく、これに対して装入順序を外部操業型とすることにより壁を落すことができた。ゾンデと同時に壁内温度計を併用することにより、スリップ、棚吊りも適確につかむことができた。今後の高炉操業ではゾンデを利用し、ストックラインの高さをコントロールにすることを含めて、ある操業に対して最適な装入順序を決めることができる。

(2) 軸方向のガス組成、温度、圧力分布の測定と検討。

温度分布については 800~1000°C の温度保持帯が認められた。ガス分布の測定結果からガス組成と温度の操作線を描いたところ、900°C 前後では Bonduard 曲線よりウスタイトとの平衡に近く、このことはコークスの反応性が低いことによりソリューションロス反応が遅れているものと考えた。圧力分布の測定からはシャフト部に局部的に高くなる場所があり、装入物の粉化などが原因となつていると考察した。また炉下部での固体試料の採取により炉内反応の基礎資料が得られた。(大槻 満)

高炉へのガス吹込みの技術と効果

(S. HENKEL et al.: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 7, p. 321~328)

送風中酸素富化の生産性、燃料比に対する効果を①炭化水素原単位、水蒸気添加量、②羽口先ガス温度不変の場合に関し、理論的に求め、実操業との対比をおこなった。計算の前提条件は、シャフトガス速度、ウスタイト還元時のガス利用率一定、その他諸条件は炉床径 6 m の実炉にもとづいた。酸素無富化、風熱 1000°C、重油比

40 kg/t·p, 羽口先ガス温度 2100°C のとき, 酸素 1% 富化に対する生産性の向上は ①, ② おのおの 3.2, 1.2% と求められる. 一般に酸素濃度, 風熱上昇にともない効果は低下し, 風熱 1300°C では ① 2.4~2.8, ② 0.9~1.2% である. また炉頂ガス発熱量は ① 2.8, ② 4.0% の上昇, 炉頂ガス温度は ① 6.7% 低下 ② ほぼ一定と計算される. 酸素原単位は, 燃料比に比例して増す. コークスと炭化水素の置換率は, 酸素無富化時は重油について 1.0 kg/kg, 発熱量 7800 kcal/Nm³ の天然ガスでは 0.5 kg/Nm³ であるが, H. MAYER らと同様に酸素富化により低下するとし, 羽口先ガス温度, ガス利用率をその原因としている.

酸素濃度 21.3, 26.1, 26.9%, 羽口先ガス温度 2103, 2199, 2238°C の実操業結果, 富化酸素 1% につきおのおの 2.66, 2.91% の生産性向上となり, 計算モデルの前提条件を考慮すれば, 理論値とよい一致をみている. 熱バランスにより, コークス, 重油発熱量の和は, 全期間利用熱と炉頂ガス顕熱, 潜熱の和と等しく, 変化量は溶剂量のみに依存しており, 燃料比は酸素富化により不変であった. (角田健夫)

高炉へのガス吹込みの技術と効果

II. エネルギー技術と経済性

(R. GÖRGEN et al. Stahl u. Eisen, 90 (1970) 7, p. 328~331)

この論文は高炉用酸素の製造コストを電力費, プラント規模, 酸素純度などの点から検討し, さらに, 高炉用酸素プラントの経済性について考察している.

酸素製造コストの中では, 電力費が最も大きな割合を占めており, 電力消費量の低下はコンプレッサーの効率向上によつて達成される. 酸素プラントの規模は製造コスト, 建設費に大きな影響を与える. 電力費を 5 Dpf/kWh とした場合 30 000 m³/hr のプラントは, 10 000 m³/hr のそれと比較した場合, 建設費は 35~40%, 製造コストは 25~30% 低くなり, 20 000 m³/hr と比較した場合は, それぞれ, 10~15%, 30~35% 低くなる. 製造酸素の純度を上げると建設費, 電力費が増大し, 製造コストが上昇する. 純度 99.5% のプラントでは純度 60% のそれに比較して, 建設費は約 5% 高く, 電力費は約 30% 増大する. したがって, 製造コストは上昇し, 35 000 m³/hr のプラントでは, 前者は後者に比べて約 20% 高くなる. これらを総括すると, 高炉用酸素は 60% 純度のものを大規模なプラントによつて製造するのが最も経済的である.

高炉への酸素吹込みのメリットとしては, 出鉄量の増大, 燃焼比の低下のほかに, 高炉ガスの発熱量増大がある. 送風中酸素 21% のときの高炉ガスの燃焼温度は, 1380~1410°C であるが, 25% に酸素富化することにより 1460~1480°C まで上昇し, この結果, 熱風炉や加熱炉でのコークス炉ガス, 天然ガスの使用量を減らすことができる. 高炉用酸素プラントを持つことにより, 好況時には出鉄量の増加に, 不況時には燃料比低下に利用することができ, 市況の変化に対して柔軟性がある. 高炉 1 基の増設と, その出鉄量に見合う規模の酸素プラントの新設に要する設備投資額を比較すると, 後者は前者の約 50% 程度ですむ. (田中 周)

高炉ガス洗浄水の循環システム

(DeY. WALLACE: Iron Steel Engr., 47 (1970) 4, p. 83~87)

Youngstown Sheet and Tube 社は, 高炉ガス洗浄水による廃水汚染防止のため, ガス清浄設備として, 従来のスプレイワッシャからベンチュリースクラバに置きかえ, 洗浄水の循環システムを開発した. Ohio 州 Campbell 工場の 4 本の高炉に, このガス清浄設備を改造して設置した.

この改造により, ガス中のダストを 0.1 g/Nm³ 以下に, 使用水量を約 1/3 に減少でき, 廃水による河川の汚染も防止できた. 洗浄水の循環システムは, 各高炉の 4 基のベンチュリースクラバからのドレン (15 000 l/min) を 16.4m 径のシクナ 2 個に集め, 水とダストを分離し, オーバーフローを浄水として浄水槽に入れる. この浄水をポンプにより再びスクラバに循環する. 約 1 年間循環水を系外に放水せずに運転した結果, スクラバーへの戻り管は, おもに Ca と Fe の炭酸塩の沈殿生成物でつまってきたが, 浄水槽から, 約 1 500~2 300 l/min の放水を行なえば, このような問題が生じない水質を維持できることがわかった. この放出水の水質は, 河川水に匹敵し, 汚染の問題はない. シクナからのスラッジは, 焼結原料に配合される.

このスラッジ処理系統は, 焼結配合原料の含有水分量の多少に応じて, 直接液状スラリをバグミルへ送る方法, 真空ろ過を行なつてケーキとして配合する方法, 焼結の操業がとまったり, 操業度をおとした場合は, 貨車により, ヤードに貯蔵する方法, および, これらいずれかの組み合わせもできるように設計されている. これら高炉ガス洗浄水循環システムの各設備は, 十分な保守管理計画によつて問題なく操業され, 排出物を少なくすることにつとめている. このシステムに改造した結果, 取水河川の水質は, 明らかに改善された. (陳野友久)

— 製 鋼 —

1600°C における Fe-O-Al 系における Al₂O₃ との平衡について

(H. SCHENCK, E. STEINMETZ, and K. K. MEHTA: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 2, p. 131~138)

Fe-O-Al 系の平衡値については従来多くの測定結果

$$\langle \text{Al}_2\text{O}_3 \rangle \rightleftharpoons 2[\text{Al}] + 3[\text{O}] \dots\dots\dots ①$$

$$K = a_{\text{Al}}^2 \cdot a_{\text{O}}^3 / a_{\text{Al}_2\text{O}_3} \dots\dots\dots ②$$

があるが, J. F. ELLIOT らの熱力学的データから, $\gamma_{\text{Al}}^{\circ} = -3360/T + 0.173$ (G. R. BELTON ら) として $\log K = -63020/T + 20.41 \dots ③$ と計算できる. 実験的確認を得るためタンマン炉で 200~300 g の純鉄を溶解し, 20% の Fe-Al で脱酸した. この Al₂O₃ 介在物を析出させる実験での平衡値を $\pi^* = a_{\text{Al}}^2 \cdot a_{\text{O}}^3$ とした場合, $\log \pi^* = 2 \cdot \log \%[\text{Al}] + 3 \cdot \log [\text{O}] + (2e_{\text{Al}}^{\text{Al}} + 3e_{\text{O}}^{\text{Al}}) \cdot \%[\text{Al}] \dots ④$ ($\%[\text{O}] \approx 0$ と考えてよい). Al₂O₃ の核が生成するためには核の表面エネルギーを考慮すべきで, $2(\sigma/\gamma) V_{\text{Al}_2\text{O}_3} = RT(\ln \pi^* - \ln K) \dots ⑤$ (γ : 核の半径, σ : 表面張力, $V_{\text{Al}_2\text{O}_3}$: Al₂O₃ のモル体積) となる. 実験から $\log(\pi^*) = -9.15 + 0.495\%[\text{Al}]$ が得られた. $\log \pi^*$ と $\log(\pi^*)$ を比較すれば, $e_{\text{Al}}^{\text{Al}} = 0.087$ とした場合 e_{O}^{Al}

$= -0.22$ である。また $\log \pi^* = -9.15$ であつた。更に $\sigma_{\text{Fe}/\text{Al}_2\text{O}_3} = 2200 \text{ erg/cm}^2$ とし、1 個の Al_2O_3 の核の $r = 8\text{\AA}$ とすれば式(3)から得られる $\log K$ は式(4)の $\log K$ と一致する。すなわち Al_2O_3 の表面エネルギーが高いことが理論平衡値と実験値との差の原因である。 Al_2O_3 ルツボで Al_2O_3 を解離させて平衡値を求める実験をしたが、分析精度の問題で、明確な結果は得られなかつた。次に、Fe-Al 合金を静止浴の上面に添加して、鋼浴面からどの距離に Al_2O_3 の層が生成するかを調べた。どの位置に Al_2O_3 が生成するかは、物質移動速度、核生成速度、核生成速度などによつて決定される。10% の Fe-Al の場合には 1 層、2.4% Fe-Al の場合には周期的に 2 層の Al_2O_3 が析出したが、その理由は $I_{[\text{Al}]} > I_{K.W} > I_{[\text{O}]}$ (おのおの [Al] の移動速度、核生長速度、[O] の移動速度) なる条件が存在しているからである。この実験から Al の拡散速度は $D_{\text{Al}} = 2.5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ が得られた。また $I_{K.W} = Z \cdot F \cdot \beta \cdot \Delta\mu$ (Z : 粒子の密度, F : 表面積, β : 速度定数, $\Delta\mu$: Al_2O_3 生成の化学ポテンシャルの差) から粒子の成長速度 dy/dt が得られるので、粒子径を界面からの距離と時間との関数として計算したところ実測の粒子径と一致した。

(川和高穂)

スクラップ高温予熱

(C. G. THOMAS, et al.: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 1, p. 28~35)

BISRA における 8 t アーク炉用スクラップ予熱パイロットプラントを対象として、装置の概要と試験操業、および、操業条件の決定方法について述べている。

本装置は予熱温度が 850°C 程度であつて従来のものと比較すると約 300°C 高い温度が得られ、加熱速度も比較的大きい。予熱炉は軟鋼製円筒で、内面は耐火物で 4.5 in の厚さにライニングされている。バーナーは 485 BTU/ft^3 の熱量を持つコークス炉ガスを $20000 \text{ ft}^3/\text{hr}$ の速度で燃焼可能ように設計した。なお、各部の寸法とともに装置の概略を図示した。試験操業は、(1) トラブルなしに送風可能な予熱ガスの最高温度、(2) スクラップの予熱によつて得られるメリット、(3) 予熱ガス温度とスクラップの酸化、(4) 耐火物のライニング方法、などの技術的問題を明らかにする目的で行なつた。その結果、トラブルなしに操業可能な予熱ガスの最高温度は 1150°C であることがわかつた。また、ガス温度が $950 \sim 1150^\circ\text{C}$ の範囲でのスクラップの酸化量は $0.5 \sim 2.5\%$ 程度であり、装入スクラップがある程度酸化されている場合にはさらに小さな酸化量となることがわかつた。スクラップの予熱がアーク炉操業におよぼす影響について検討した結果、 $800 \sim 850^\circ\text{C}$ のスクラップ予熱によつて溶解までに要する電力と時間は、それぞれ約 36%, 31% 節約できた。予熱によつて得られる電力節約量を理論的に算出し操業データと比較した結果、計算値と実測値はほぼ一致することがわかつた。予熱の採用によつて得られるアーク炉の操業コスト低下量を求めるために、予熱効率 (アーク炉での消費エネルギーの減少量とスクラップ含熱量との比) を計算したところ、スクラップの種類によつて異なるが、35~45% の値を得た。付録では、スクラップ予熱炉の操業条件とスクラップの含熱量との

関係を考察し、操業条件決定のための資料を得た。またこの資料に基づいて操業条件決定の計算例を示した。

(藤井徹也)

定盤の製造と使用

(G. MILLINGTON: J. Iron. Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 128~134)

John Summers & Sons Ltd, Shotton において定盤の寿命におよぼす使用条件ならびに製造条件について調査した。

使用条件のなかでは注入温度が顕著な影響をおよぼす。すなわち注入温度が高いほど注入流による定盤の浸食が大となり、かつ定盤付きが多発し寿命が短くなる。たとえばリムド鋼で $2\frac{1}{2}$ " ϕ ノズル使用の場合、温度 1°C につき定盤の原単位が 1.95 lb/t 上昇する。つぎに湯上り速度も顕著な影響をおよぼし、湯上り速度が小であれば注入流が定盤にあたる時間が長くなる結果、浸食が大となり寿命が短くなる。ノズルを $1\frac{1}{4}$ " ϕ から $2\frac{1}{2}$ " ϕ に変更した結果、寿命が 33% のびた。また定盤温度も影響が大で温度が高いほど定盤付きが多発し寿命が短くなる。したがつて定盤サイクルをある程度長くすることが大切で、当所では 18hr を目標にしている。なお定盤にスクラップを前置きするか、定盤塗布剤を使用することにより寿命を長くできる。スクラップと塗布剤を使用すれば一層効果的で、この場合リムド鋼で $2\frac{1}{2}$ " ϕ ノズル使用の 12.5 t 鋼塊では寿命が 228~262 回でスクラップのみの 66~72 回に比して大幅に向上した。

つぎに製造条件のなかでは化学成分の影響が大きい。すなわち ($\%C + 1/3\%Si + 1/3\%P$) で表わす C 当量と定盤寿命には直線関係が存在し、C 当量が大ききほど寿命が長くなる。これはグラファイトが多くなる結果、熱伝導がよくなるためである。Mn は最適の量がありこれより少なければ強度不足で型抜きなどの際に欠損しやすく、また多すぎれば脆弱となり、初期割れしやすくなる。P の影響も大きく、 0.050% 以上では初期割れや浸食が起きやすくなる。なお定盤錆込後の冷却が速い場合も寿命を短くする。

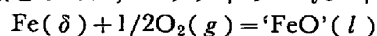
(垣生泰弘)

CaF₂-CaO-Fe₂O 系エレクトロスラグ・フラックス中における酸化鉄の熱力学的性質

(D.A.R. KAY, et al.: J. Iron Steel Inst., 208(1970) 2, p. 141~146)

鉄鋼製錬において、スラグ中の酸化鉄の活量は酸素ポテンシャルの目安として重要であり、これはエレクトロスラグ再溶解 (ESR) においても同様である。ESR でのスラグ中の Fe_2O はたかだか 1~2% であるが、 CaF_2 を含む場合は Fe_2O の活量、つまりスラグの酸素ポテンシャルが高くなる。この観点から、 CaF_2 - CaO - Fe_2O 系のエレクトロスラグ・フラックス中の Fe_2O の活量係数の測定を行なつた。

実験としては、スラグ中の Fe_2O 平衡濃度を、



$$\Delta G^\circ = -54850 + 10.47T$$

の平衡実験により測定する方法を用いた。すなわち、 $1410^\circ \sim 1500^\circ\text{C}$ の範囲で、スラグを一定酸素分圧 F の鉄ルツボ中で溶解し、平衡到達後、スラグ分析から Fe_2O を測定する。この値と、 $a_{\text{FeO}} = (P_{\text{O}_2}/P'_{\text{O}_2})^{1/2}$ より計算

した活量とから活量係数を決定した。ここで、 P_{O_2} は実験条件からきまる酸素分圧で、これは CO/CO_2 で規制した。また、 P_{O_2} は ΔG° から計算した。各温度でえられた Fe_2O の活量係数から、

$$R(\partial \ln \gamma_{Fe_2O}/\partial T)_{P, X_{CaF_2}, X_{CaO}} = \Delta \bar{H}_{Fe_2O}$$

を用いて、部分モル溶解熱を求めた。すなわち、

wt% CaF_2 /wt% CaO	$\Delta \bar{H}_{Fe_2O}$ (kcal)
100 : 0	46.21
97.5 : 2.5	30.33
95.0 : 5.0	26.38
90.0 : 10.0	15.69
85.0 : 15.0	8.69
80.0 : 20.0	0.76

をえた。えられた結論はつぎのとおりである。スラグ中の Fe_2O が 2% 以下ならば、HENRY の法則が成立する。

CaF_2 を含む、低塩基度のエレクトロスラグ・フラックスを用い鉄合金の溶解を行なう場合は、スラグの酸素ポテンシャルが高く、合金元素が低下したり、インゴットの酸素量が高くなる。他方、高塩基度の場合はスラグの酸素ポテンシャルが低く、脱硫率の上昇などが期待できる。(植谷暢男)

分塊歩止に及ぼす鋼塊形状の影響

(I. M. MACKENZIE: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 4, p. 342~347)

分塊圧延時のスラブ端部の切捨て量はおもにその形状によつて定まる。10~25 t のリムド鋼塊では、およそ 12% の切捨て量の中、約 10% が端部形状によるものである。BISRA の Ingot Committee ではこの切捨て量を軽減するためワーキング・グループを作り研究を行なつた。

スラブ端部の形状の異常は圧延時の変形が一様でないための表面のかぶりによるもので、幅方向のそれはフィッシュテイル、厚み方向のそれは、たおれ込みと呼ばれる。鋼塊寸法、および幅、厚み方向の圧下量と切捨て量の関係を求める実験の結果、分塊歩止に関して次式を得た。

$$y = 100 \left[1 - \frac{112(T-t) + 144(W-w-6) - 494}{H \times T \times W \times 0.248} \right]^{-2}$$

ただし、 y : 分塊歩止(%), H : 鋼塊高さ, T : 鋼塊厚み, W : 鋼塊幅, t : スラブ厚, w : スラブ幅で寸法はいずれも in である。

変形の不均一は定、盤に凹みを作り底部の形状を修正することによつて、補償することができるが、この場合現場作業への適用性について十分考慮しなければならない。すなわち 1 種類の定盤が数種類の鑄型に使用できて定盤の種類が多くなならない。同一の定盤、鑄型の組み合わせが種々のスラブ寸法に適用できる、溶損によつて当初の凹み形状が変わつてもよい。均熱炉内で鋼塊が倒れないような底部形状であるなどの条件が満たされねばならない。また定盤の寿命を考慮すると凹み深さは 6in が限度である。以上を考慮して四角錐台の凹みを定盤につける試験を行なつた結果、切捨て量を 2% 程度までは減少させることがわかつた。ある製鉄所では凹みつき定

盤を現場工程で 1 年以上使用し、1.2~1.4% の歩止り増加を得ている。

頭部形状の改良のためには鑄型頭部にテーパーをつける方法が試みられ、底部と同様の効果が認められた。

(松野淳一)

鉄合金のマイクロ偏析

(M. C. FLEMINGS, et al.: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 4, p. 371~381)

Fe-Ni, Fe-Cr およびこれらにそれぞれ C を添加した合金を種々の方法で凝固させ、凝固組織の観察とマイクロアナライザーによる樹枝状晶間偏析 (マイクロ偏析) の測定を行なつた。またマイクロ偏析および冷却時の均一化の程度を計算で求め、実測値と比較した。

樹枝状晶のアーム間隔は冷却速度が速いほど短く、両者は対数-対数で直線関係にある。

マイクロ偏析はチルからの距離によつてはあまり変わらない。Fe-Ni 合金では Ni 10% のほうが Ni 26% よりも偏析率が大きく C の影響はあまりない。Fe-Cr 合金では C 1.75% のときにマイクロ偏析が最大になる。加工後もマイクロ偏析はかなり残存し、2750:1 の加工度でも偏析率が半分になるにすぎない。

マイクロ偏析の計算は、樹枝状晶の形を板または円柱で近似し、液相内の溶質濃度が均一で固相内で拡散が起こるとして物質収支をとる方法によつた。マイクロ偏析率 S = 最高濃度/最低濃度はパラメーター $\eta = t_f/d^2$ (t_f = 局所凝固時間, d = アーム間隔) によつて定まり、 $\eta = 0$ で最大、 $\eta = \infty$ で 1 になる。 S の計算値を実測値と合わせるには、 d として実測の d に 1 より小さい係数 g (0.13~0.40) をかけた値を用いなければならないが、このことは凝固中の d が凝固後測定したよりも小さいことを示している。すなわち著者らがすでに報告した樹枝状晶粗大化の理論によれば、曲率半径が小さいため平衡凝固温度が低い小さなアームは凝固の進行中に再溶解して消滅し大きなアームの成長が促進されるが、その過程で液相の希釈が行なわれるのでマイクロ偏析が軽減されると考えられる。

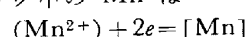
上の計算でも冷却中の溶質の均一化が考慮されているが、均一化の過程だけを計算して、1025~1175°C, 0.5~40hr の熱処理による実測値と比較した結果はきわめてよい一致を示している。(松野淳一)

スラグからのマンガンの還元速度

(Г. А. Топорищев, et al.: Izvestija VUS MVSSO SSSR Chërnaia metallurgija, 13 (1970) 3, p. 13~17)

溶融スラグからの Mn の還元速度を電気化学的に測定した。電解質として 0.03~0.5% の MnO を加えた 38% SiO_2 -37% CaO -25% Al_2O_3 スラグを用い、陰極として 0.4% までの Mn を含む炭素飽和溶鉄を用いた。

スラグ中の Mn は



なる反応で還元されるが、その速度はスラグ中の Mn^{2+} の拡散によつて支配されることがわかつた。ポテンショスタット法で得られた電流の経時変化曲線、銑鉄中の Mn の拡散係数およびその濃度から Mn^{2+} の拡散係数 $D_{Mn^{2+}}$ は

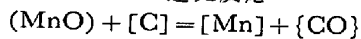
$$D_{Mn^{2+}} = 9 \cdot 8 \cdot 10^{-3} \exp\left[-\frac{13000}{T}\right] \text{ cm}^2/\text{sec}$$

と得られた。また還元反応の速度定数 $K_{S,Mn}$ は

$$K_{S,Mn} = 10^3 \exp\left[-\frac{39000}{T}\right] \text{ cm}^2/\text{sec}$$

と得られた。活性化エネルギーは他の研究結果に近かった。1623°K における $K_{S,Mn}$ は $3 \cdot 9 \cdot 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{sec}$ であり、S の移動速度に近いが、Si の移動速度 ($K_{S,Si} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{sec}$) よりは大きかった。

C による Mn の還元反応

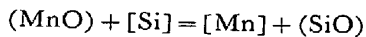


の反応速度 $v_{Mn,C}$ は

$$v_{Mn,C} = 4 \cdot 4 \cdot 10^3 \exp\left(-\frac{37600}{T}\right) \left[\frac{d(Mn^{2+})}{a_{[Mn]}}\right]^{0.3}$$

$$[C] \text{ g} \cdot \text{atom Mn}/\text{cm}^2 \cdot \text{sec}$$

となつた。同じようにして Si による Mn の還元反応速度は

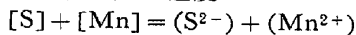


$$v_{Mn,Si} = 7 \cdot 1 \cdot 10^4 \exp\left(-\frac{26000}{T}\right) [Si] \left[\frac{[Mn^{2+}]}{[Mn]}\right]^{0.58}$$

$$\text{g} \cdot \text{atm Mn}/\text{cm}^2 \cdot \text{sec}$$

となつた。

また脱硫反応の速度は



$$v_{S,Mn} = 2 \cdot 24 \cdot 10^5 \exp\left(-\frac{26500}{T}\right) [Mn]^{0.45} [S]^{0.55}$$

$$\text{g} \cdot \text{atom Mn}/\text{cm}^2 \cdot \text{sec}$$

となつた。

(郡司好喜)

溶鉄および溶融合金の電気抵抗

(П.П. Арсеншчев, et al.: Izvestija VUS MVSSO SSSR Chérnaja metallurgija, 13 (1970) 3, p.18~22)

300 g の溶鉄に直径 1.5~2 mm のタングステン電極を挿入する接触法によつて電気抵抗を測定した。1600°C 以下における溶鉄の比電抵抗 ρ_t ($\mu\Omega \cdot \text{cm}$) は

$$\rho_t = 135 \cdot 1 [1 + 2 \cdot 88 \cdot 10^{-4} (t - 1535)]$$

また 1400°C 以上の δ -Fe の ρ_t は

$$\rho_t = 121 [1 + 3 \cdot 68 \cdot 10^{-4} (t - 1400)]$$

と得られた。 ρ_t の温度係数は正であり、その値は A ($5 \cdot 9 \times 10^{-4}$) および Pb ($4 \cdot 7 \times 10^{-4}$) の値に近かった。

また 1.26% 以下の C を含む溶融 Fe-C 合金の 1650°C 以下における ρ_t は

$$0.13\%C : \rho_t = 145 \cdot 5 [1 + 3 \cdot 14 \cdot 10^{-4} (t - 1530)]$$

$$0.23\%C : \rho_t = 147 \cdot 4 [1 + 3 \cdot 20 \cdot 10^{-4} (t - 1525)]$$

$$0.38\%C : \rho_t = 145 \cdot 8 [1 + 3 \cdot 30 \cdot 10^{-4} (t - 1513)]$$

$$0.78\%C : \rho_t = 148 \cdot 4 [1 + 3 \cdot 64 \cdot 10^{-4} (t - 1483)]$$

$$1.26\%C : \rho_t = 146 \cdot 4 [1 + 4 \cdot 11 \cdot 10^{-4} (t - 1443)]$$

と測定された。

ρ_t は 0.2~0.4% C の範囲までは急激に増加するが、それ以上の炭素濃度では、炭素濃度の増加による ρ_t の増大は小さい。この変化は溶鉄中の C の陽イオン状態および Fe の $3d^6$ 殻をみたすための価電子の伝送に関連している。また溶融 Fe-C 合金には δ 近似構造および γ 近似構造の溶液が考えられているが、その影響は ρ_t の温度係数 α の変化に表われている。 α は炭素濃度の増加とともに増大するが、0.2% C までは炭素濃度変化の影響が大きく、それ以上の濃度ではその影響が少ない。測

定された炭素濃度範囲における ρ_t の温度係数は、溶媒の抵抗のみならず、溶解している C および C と鉄イオンとの相互作用におよぼす温度の影響で決められる。C の増加によつて温度係数が増大するのは、鉄イオンおよび炭素イオンの相互作用を表わすものである。(郡司好喜)

溶融鉄のアルミニウム脱酸によつて生ずるアルミナ介在物の除去に対するその集合体の変形の影響

(K. TORSSELL and M. OLETTE: Rev. de Métall. 66 (1969) 12, p. 813~822)

Al でキルドした鋼中に脱酸によつて形成されるアルミナ介在物が、特に表面下部に集合することが知られ、SLOMAN らの研究では数グラムの集団に達することが認められた。

この研究の目的はこれら介在物の集団の形成を実験的に明らかにすることと溶融鉄を Al で脱酸する過程でアルミナ介在物を除去するためにこのアルミナ粒の集合が持つ役割を評価することである。

溶融鉄中の介在物の衝突による集合体形成に関する仮説は KNÜPPEL らによつて作られ、またソ連の研究者などによつて介在物の結合における表面現象の役割と金属-スラグ界面における分離、特にスラグによる介在物の吸収に関する自由エンタルピー変化の決定などの研究が行なわれた。しかしこれら研究は工業的な複雑な鋼とスラグに関するもので現在の研究条件に適用できない、それゆえここでは溶融鉄の脱酸の一般化された問題に関し研究した。

この実験に用いた装置は容量 1 kg のアルミナルツポを用いた高周波炉で、試験温度は約 1600°C で行なつた。実験法は脱酸を行なつた後試料を採取して介在物の計算と組織分析を行なつた。炉の雰囲気は酸素分圧を 10^{-14} ~ 10^{-16} 気圧に精製した Ar を用いた。またこの装置では雰囲気を乱すことなく石英管で浴の添加および吸上げによる試料採取ができる。介在物の 50% は 1~2 min で除去されるので脱酸剤添加直後の 1 min に 3 本、続いて 1 min ごとに試料を採取し、脱酸時の浴中の酸素の活量の変化を連続して追跡するため固体電解質による電気化学電池を用いた。

これらの研究結果から溶融鉄の脱酸過程でアルミナ介在物の除去は近似的にシリカ介在物の集合分離と同じ速度になる。浴の搅拌は介在物の集合形成と除去のために重要である。また集合体の形成は主として介在物の衝突によることが示された。(岩尾暢彦)

— 鑄 造 —

John Summers & Sons 社における鋼塊用鑄型の取り扱いについて

(G. MILLINGTON: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 135~140)

John Summers & Sons 社の Shotton 平炉工場では 1952 年末に操業を開始して以来、鑄型寿命におよぼす種々の要因について実績を重んじつつ検討を重ねて現行の操業条件に至っているが、その経緯および検討によつて明らかにされた結果が記述されている。

鑄型寿命におよぼす製鋼条件のうち最大の要因は出鋼温度と注入直前の鑄型温度である。出鋼温度範囲をできるだけ低温に規制することによつて (15E0-1590°C, 60

mmφノズル、低炭リムド鋼) 鑄型消耗量は著しく減少した。鑄型温度は工場の生産トン数の増加に伴って上昇してきた。これは使用した鑄型を冷却する時間的・空間的余裕が少ないことに起因している。そこで型抜き段取り場を新築した。また英国鉄鋼協会鑄型小委員会の推薦および工場の要求の双方を考慮した6種(単重: 8-16 t, M/I 比: 1.04-1.10, 偏平比: 1.0-1.6, 標準高さ: 1960 mm, 下広)の新型鑄型を製造した。新型鑄型を使つて注入直前に適当な鑄型温度になる冷却周期を査定した。たとえば注入の際に 100°C 以下であるためには注入時間間隔を 30~35hr とすることが必要である。つぎに週平均生産トン数が著しく変化した期間を選んで、ある温度範囲に属する鑄型の本数百分率と生産鋼塊数の関係を求めた。以上の結果を組み合わせて生産予定量に応じて循環に必要な鑄型の本数を推定できるようにした。

また鑄型は注入順によつて注入条件や隣接鑄型による加熱条件が異なり、損傷程度に差異を生じるので鑄型の占める位置を段取りのたびに規則的にかえることにした。従来は鑄型の素材の成分は大幅に変化しても鑄型寿命には関係ないと言われてきたが、製鋼条件を先に述べたように綿密に管理したことによつて Mn/S 比が大きいくほど、また Si% が大きいくほど鑄型寿命はのびることが明らかになつてきた。(矢野修也)

ピレット歩留まりにおよぼす鋼塊形状の影響

(S. J. SMITH: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 247~254)

本報は、BISRA の「ピレット歩留まり向上のための最適鋼塊デザイン研究ワークグループ」により、1969年5月に発表された調査報告である。14カ所の工場で、主として 0.1~0.4% C を含む鍛圧用材の、工程用および実験用の 55 鋼塊を圧延し調査した。鋼塊は正方形断面でフラットな表面のものが多かつた。まず諸種の底部形状について、フィッシュテイル、底面肌のパレット表面への伸び込みなどを調査した。3.5 t 以下の上広鋼塊では底付きの一体型鑄型で底部形状を適当にすると、フィッシュテイル、底面伸び込みとも少なくなり、底部切捨量は約 1% ですんだ。3.5 t 以上の一体型またはすべてのオープン型鑄型使用の場合には、高級鋼でも 2% 程度の底部切捨率にすることができる。このための底部の形状寸法、使用上の注意が示された。鋼塊頭部の切捨量は高断熱性押湯棒と発熱性保温剤との併用で最小になる。通常押湯所要量は上広の場合、2 t 鋼塊で 9% (溶鋼体積率)、5 t 鋼塊では 12% 程度であつて、この際の頭部切捨量は、それぞれ 7, 11% 程度である。一方下広鋼塊では、5 t および 8 t 鋼塊についてそれぞれ 11, 13% の押湯量が適当で、頭部切捨量はそれぞれ 8, 13% と上広の場合より約 3% 少ない。これらの値は今後更に改善される見込があり、最終的推奨値ではない。鋼塊単重が増すと、所要押湯量、頭部切捨量(いずれも%)が増大し、上広のほうがその傾向がつよい。ピレット用鋼塊の断面は正方形に近いものが有利であり、隅角の曲率半径は鋼塊厚さの 5% 程度が適当と思われる。鋼塊本体高さや鋼塊平均厚さとの比は鋼塊性状、とくに二次パイプや偏析に影響があるが、実際は鋼塊単重によつてほぼ決まり、2 t 鋼塊で 4, 5 t 鋼塊では 3 位の値で満足すべ

き成績をおさめている。ワークグループは更に詳細な調査を続行中である。(深山三郎)

—加工—

棒および線の引抜加工における温度分布の計算

(O. PAWELSKI and R. KOPP: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 2, p. 201~208)

棒材、線材などの引抜加工において、被加工材各部の温度分布を測定することは大変困難である。そのため被加工材の物理的、機械的特性値および引抜工具の特性値をもとにして温度分布を求める理論計算が、従来から多く試みられており、E. SIEBEL と R. KOBITZSCH, H. KORNST, T. ALTAN, H. LIPPMANN, と W. JOHNSON らの計算がある。そのうち、SIEBEL らの計算は、仮定が少し粗略であるが、基礎的な塑性力学にもとづいた簡単な式なので参考にされることが多い。

著者らは、引抜加工中の材料の流れについて、R. KOPP による速度分布の理論を応用し、とくに引抜加工をうけるさいの材料各部の流動径路について、従来の理論計算よりも精密な近似式を設けて計算をおこなつた。すなわち材料の流れに関して実験をおこない、その結果より材料各部の流動径路を多項式によつて近似した。計算は塑性変形による温度上昇と、主として材料周縁部について、まさつによる温度上昇の 2 通りにわけておこない、SIEBEL らの式および実測値と比較した。なお引抜加工に供した材料は鋼 CK 10 である。

塑性変形による温度上昇の計算では、著者らの計算結果は、実測値よりもやや高めであるが、大体よい一致を示した。SIEBEL らの計算は、引抜軸方向に関する温度分布が実測値および著者らの計算値では曲線を示す部分でも、直線に近い分布を示す。このような相違のあらわれる理由は、被加工材料の流れに関して、きわめて単純な仮定を用いているためである。まさつによる温度上昇の計算では、著者らはまさつ係数の値として、0.02を用いて計算した。この結果では、材料表面よりわずかに内側における材料の流動径路に沿つた引抜軸方向の温度分布が実測値とよく一致した。このほか、半径方向の温度分布工具とのまさつにより加熱される表層部の範囲、引抜速度の影響などについても検討した。(大内啓史)

ストリップのフラッシュ溶接部の高速冷延

(N. S. KOBANOW, et al.: Stahl in English, (1969) 11, p. 981~984)

熱延リムド鋼を用いてクロス溶接部を圧延する場合にその速度を落すことなく圧延するために破断原因を究明した。この破断の原因は、750~780 mm×2~2.5 mm のブリキ用鋼板および酸洗鋼板(成分は 0.06~0.09% C, 0.01Si, 0.27~0.45% Mn, 0.03% S, 0.01~0.02% P)を 1600~1700 mm 溶接機により溶接したものを、1200 mm 5 タンデム圧延機によつて圧延し研究が進められた。

その結果、80~95% の大きな圧下率を与えて、溶接部に破断を生ずることなく、冷間圧延をおこなうる圧延案が求められた。それは次のように整理される。すなわち、(i) 板厚の偏差は 0.05~0.10 mm 程度であること (ii) フラッシュ溶接をした部分の板厚は溶接に直接関係

ない部分の板厚よりも 0.05~0.10 mm 以上厚くならないようにする, (iii) 溶接部の加工硬化をなくす, (iv) 溶接前の板のラミネーションや偏折を完全に除去しておく, (v) 溶接機内では板の振れやエッジの傾きがないように, 板を正確にセットすること, (vi) 溶接用ダイスの清浄と規則正しい取換え, (vii) 変位と電流の記録結果より常に溶接の安定性を検討すること, (viii) エリクセンカップリング試験を用いて管理をおこなうこと, などである。

(柳本左門)

深絞り用鋼板の表面粗度について

(A. P. CHEKMAREV, et al.: Stal in English, (1969) 12, p. 1064~1066)

深絞り用鋼板の表面状態と表面粗度の大きさと均一性は重要な品質の一つであり, 深絞り性, 外観, 塗接性えの地の皮膜の強度に影響する。米国においては表面粗度は $1.01 \sim 1.3 \mu$ で凸凹は 1 インチあたり 130~140 がよいとされている。ソ連の薄板について性質の向上をはかるために種々の実験を行なった。

測定の一つの問題として, 粗度の確実な値をうるためには, 測定長さは 6 mm 以上が必要であることが示された。SWIFT の方法による深絞り性に及ぼす粗度の実験を行なった。冷間圧延によつて粗度を $1.0 \sim 4.0 \mu$ とし, これを焼鈍後スキンプスした結果 $1.35 \sim 2.15 \mu$ のものがえられた冷間圧延のときの粗度と深絞り性との相関がえられ, 冷延時の粗度が高い程深絞り性が悪いことが示され, 粗度が適当であれば, スキンプス後の粗度は大きいほどわずかながら深絞り性はよくなる。機械的性質としてはスキンプス後の粗度と関係があり, 粗度が大きくなるほど降伏点は上昇し, 引張り強さは低下する。スキンプス前の粗度は機械的性質とほとんど関係はない。

自動車用鋼板は塗装その他の皮膜の密着性が重要な因子であるので, 燐酸塩皮膜の場合に粗度が $1.0 \sim 1.2 \mu$ の場合に最もよい塗装がえられることが示された。これらの結果より自動車の外板用には粗度は $1.0 \sim 1.3 \mu$ で凸凹は 1 cm あたり少なくとも 50 以上は必要である。

表面粗度の生成の状況を生産の面から考えみると, ロールの粗度と板の粗度の関係を粗度の比で示すと, 冷間圧延の場合には $0.4 \sim 0.6$ であり, スキンプスの場合には $0.5 \sim 0.7$ である。またロールに粗度をつける前には注意深く粗度は 0.5μ 以下に研磨する必要がある。

(赤松泰輔)

磁性のすぐれた低炭電磁鋼板の製造

(E. M. KONTSEVAYA, et al.: Stal in English, (1969) 12, p. 1082~1083)

ソ連規格によれば, 低炭電磁鋼板 E 級, E A および E A A 級の抗磁力はそれぞれ 1.2, 1.0, および $0.8 \theta e$ 以下でなければならないとされている。抗磁力を低くするには, 鋼板の組織は粗粒であるほうがよい。しかしながら, 需要家での打抜性がよいためには, 納品の時点で細粒でなければならない。この矛盾した要求があるので, 板厚 3~4 mm の E A A 級鋼板の製造が従来困難であった。すなわち, シートバーを $850 \sim 650^\circ\text{C}$ で熱延するとその後の冷却の過程, および再結晶焼鈍の際に, 一部の鋼板に結晶粒の粗大化が起り, このため需要家での打抜工程で割れがはいる, 30%もの不良を出した実例があ

る。

抗磁力と打抜性の両方の要求を満足させるためには, 納品の時点で均一な細粒組織を持ち, 打抜後の最終成品の焼鈍を行なう際に結晶成長をする潜在能力を持つていなければならない。このために, まず均一な細粒組織を持つよう焼準した鋼を $10 \pm 2\%$ 程度の圧下率で冷延した。この工程でダクティリティが減少したが, これはさらに連続ローラーハース炉で $600 \sim 650^\circ\text{C} \times 5 \text{ min}$ のテンパー処理を施すことによつて復元した。この処理の際起こる現象について, X線回折による組織の検討をしたところ, 前記テンパー処理により (110) 線の強度が若干弱まることが示され, ポリゴニゼーションが起こっていることがわかった。このようにして製造した鋼板は最終成品焼鈍 ($820 \sim 850^\circ\text{C} \times 4 \text{ hr}$) において結晶成長する潜在能力を保有し, 焼鈍後 $0.35 \sim 0.40 \theta e$ の抗磁力を示した。

この実験を行なった Hammer & Sickel 工場では, このようにして開発した新工程 (すなわち, シートバーの焼延, 焼準, 約 10% 圧下率での冷延, 650°C でのテンパー, および酸洗という工程) を用いて, $3 \sim 3.9 \text{ mm}$ 厚の低炭電磁鋼板を製造することに成功し, 現在実施中である。また, 冷延工程を組み込んだことにより, 従来の熱延板と較べて鋼板の表面状況および寸法精度を大いに改善された。(図 3, 参 5)

(志村一輝)

フェライトオーステナイト 2 相ステンレス鋼 IN-744 の圧延

(D. M. WARD: Iron and Steel, 43 (1970) 1, p. 11~15)

本研究は異なる炭素量の鋼の機械的性質におよぼす圧延温度と圧延加工率の効果を決定し, 組織との関係を明らかにするために行なったもので, フェライト-オーステナイト 2 相ステンレス鋼・IN 744 の性質および組織におよぼす実験室的圧延の効果を調査検討した。

試供材は 26%Cr, 6.5%Ni に $0.022 \sim 0.087\% \text{C}$, $0.12 \sim 0.27\% \text{Ti}$ を添加した組成で, オーステナイトを分解し, フェライト固溶体を生成させるために 1250°C または 1350°C に加熱し, この温度から約 950°C の温度で熱間圧延し, 2 相領域の 925°C で等温熱間圧延し, 引張試験, 衝撃試験, 検鏡試験に供した。

1250°C もしくは 1350°C から 900°C まで連続的に圧延した鋼は低い引張強さと靱性を示し, 最高の機械的性質を達成するためには 925°C で大きな等温圧延加工を必要とする。実際にこのことは $950 \sim 900^\circ\text{C}$ の温度範囲での連続圧延に應用することができる, フェライト+オーステナイト 2 相領域における 925°C での熱間圧延加工によるフェライト素地中のオーステナイト粒間距離の減少もしくは 925 から 815°C への焼なまし温度の低下は IN 744 ステンレス鋼の引張強さと靱性の相方を増す。 $0.022\% \text{C}$, $0.12\% \text{Ti}$, または $0.087\% \text{C}$, $0.27\% \text{Ti}$ を含有する鋼は 1250°C もしくは 1350°C から 950°C に連続圧延, または 925°C で等温圧延したのちと同様な機械的性質を示す。オーステナイトの固溶温度は $0.022\% \text{C}$, $0.12\% \text{Ti}$ を含む鋼の 1220°C から $0.087\% \text{C}$, $0.27\% \text{Ti}$ を含む鋼の 1320°C まで上昇し, 最高の機械的性質に到達するためには後者では高い圧延温度が必要となる。

(山田武海)

一 性 質

可逆性焼もどし脆性の研究

(E. SCHMIDTMANN and M. CHITIL: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 2, p. 165~171)

焼もどし脆化現象を解明するために、Ni-Cr 鋼、Ni-Cr-Mo 鋼、鋼炭素鋼を用いて、いろいろな実験方法によってえられた結果を検討した。

脆化の程度は2種類の切欠衝撃曲げ試験によって測定した。1つは DVM 試験片による衝撃試験、1つは切欠半径 < 0.005 mm の鋭い切欠試験片による衝撃試験である。両者の遷移温度は 500°C における焼もどし時間に対して ϵ 関数で上昇した。また 650°C に再焼もどしすることによって遷移温度は再び低下した。最初の組織はフェライト/パーライトよりもマルテンサイトの方が脆化の傾向が大きかった。

脆化した試料はピクリン酸/ツェヒロール腐食液によって元のオーステナイト粒界が撰択的に腐食された。またフェライト/パーライト組織ではフェライト粒界やフェライト/パーライト粒界はつきり腐食された。

透過電顕観察によると靱性試料にもすでに析出物が認められたが、析出物は脆化処理によってさらには現われなかった。走査型電顕観察によると靱、脆両試料の脆性破面には差が認められた。

減衰試験における減衰ピークの測定により、拡散のできる自由な炭素の量は、 600° および 400°C の焼もどしでは非常に早く平衡値に達したが、 500°C では焼もどし時間とともに ϵ 関数に従って減少した。結晶粒界の減衰ピークあるいは減衰上界は靱、脆両状態において差がなかった。

引張試験において普通のひずみ速度 ($\epsilon \leq 0.2 \text{ min}^{-1}$) では脆化しても上降伏点は変化しなかつたが、 $> 1 \text{ sec}^{-1}$ の高ひずみ速度では脆化度の増大とともに上降伏点は増大し、のびは減少した。

このような結果から、焼もどし脆性は炭素および合金元素の一相内における分離に帰因すると考えられる。すなわち、その原因は脆化の現われる温度範囲において十分な拡散速度をもつ置換型原子の短範囲規則格子の生成にあると思われる。そして炭素原子はこの領域に拡散し塑性変形能の低下をもたらす。(中島宏興)

市販鋼および工具鋼に適用された加工熱処理の現在の局面 (D. J. LATHAM: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 1, p. 50~57)

鋼に加工熱処理をほどこすと通常処理では望めないすぐれた性質が得られるが、近年はこの処理による微細組織の変化に研究の重点が置かれてきている。すなわち、オースフォーミングにおいては較位と微細カーバイトの相互作用が特に重要であり、加工焼入においてはオーステナイト結晶粒の微細化が主要な役割を果たしている。またアイソフォーミングや温間加工によっても下部組織が微細化しすぐれた性質が得られる。

本論文においてはこれらの加工熱処理の工業的な位置を評価するという観点から、市販鋼および工具鋼を用いてこれらのテクニックの実際的な面を調べ次のような結果を得た。

1. 加工熱処理により強さと靱性の魅力ある組み合わせ

せができるが、これは合金元素、加工温度、加工度および焼戻し条件によって変わってくる。

適当な TTT 図をもつた合金にオースフォーミングを適用すると延性および靱性をそこなうことなく強さが著しく増加する。また加工焼入れを行なうと強さは多少増加する程度だが延性および疲労寿命がかなり改善される。さらにアイソフォーミングにより中強度鋼の靱性が非常に向上する。なお変態を伴う加工も機械的性質を改善するが処理条件によって変わってくる。

2. 加工処理により得られるおもな利点としては強度—重量比の増加、疲労寿命の改善およびより安価な材料を使用できるということである。高合金鋼のかわりに安価な鋼に加工熱処理をほどこしてコストを下げることは望ましいが機械工作上的の難点がある。

3. 加工熱処理された鋼の応用面で可能なものとしてはベアリング、パンチ、ドリル、板、パネなどがある。

(宮地博文)

低炭素鋼の加工硬化

(T. GLADMAN, et al.: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 172~183)

フェライト—パーライト鋼の加工硬化特性を知るために、微細組織、成分元素の影響を考察している。試料として、C, Mn, Si, S, P, N, Al, Cu, Sn, Ni, Cr の含有量を変えた約 80 種の鋼を作成し、as-rolled, 950°C 焼ならし、 950°C 焼ましなどの処理を施すことによってフェライト粒度、パーライト量を変化させて引張実験に供した。

加工硬化特性を示すにあたっては、降伏応力 (σ_y)、流動応力 ($\sigma_{0.2}$ と $\sigma_{0.8}$)、加工硬化速度 ($d\sigma/d\epsilon_{0.2}$ と $d\sigma/d\epsilon_{0.8}$)、最大均一歪 (ϵ^*)、破壊時の全歪 (ϵ_T)、破壊応力 (σ_{fr}) などの値を採用し、これらを互いに関連づけることによって定量的な解析を試みた。

パーライト量の増加は σ_y には影響をおよぼさないが降伏伸び、加工硬化速度に対する効果によって $\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.8}$ に影響を与え、また σ_T , ϵ^* を減じる。これに対してフェライト粒の微細化は $\sigma_{0.2}$, $\sigma_{0.8}$, 加工硬化速度, ϵ_T を上昇させるが、 ϵ^* には関係しない。

成分元素の影響については次のような結果が得られた。すなわち、free N, Mn, Si, Sn は ϵ^* を減じ、Mn, Si は ϵ_T を増加させ、また P は ϵ_T を下げる。

酸化物、硫化物、炭化物の効果は主として靱性について調べたが、それによるとこれらの介在物の量が多いほど靱性は著しく降下し、かつその効果はおおの介在物に関して additive である。しかし、このような効果の機構は炭化物と他の非金属介在物とは異なつていと考えられる。

以上から、加工性に注目すれば低炭素で微細な粒をもつ材料が好ましいことがわかつたが、特に真空脱ガス処理を施したものは厳しい加工に耐えうると考えられる。

(中村皓一)

低炭素鋼におけるマルテンサイト変態

(J. M. CHILTON: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 184~193)

高炭素鋼のマルテンサイト変態に関しては従来から数多くの研究がなされてきており、かなりの知見が得られているが、低炭素鋼については不明な点が数多く見うけ

られる。本研究は Ni を含む 3 種類の鋼 (Fe-4Ni-0.05C, Fe-20Ni-0.03C, Fe-24Ni-0.1C), および Ni を含まない鋼 (Fe-0.1C) について, マルテンサイト変態の特徴と組織, 特に方位関係を明らかにするべく, 主として組織観察を中心に行なつたものである。以下に得られた結果を列記する。

(1) 低炭素の Fe-C 鋼と Fe-Ni-C 鋼のマルテンサイトの組織は lath 状である。この lath 境界内には小傾角転位の cell wall の network が見られたが, これは変態に伴う変形によつて生じたものである。

(2) lath 間の方位関係は

a) 双晶関係をなすもの

b) 双晶方位から $10\sim 20^\circ$ の角度をなしているもの

c) $\langle 110 \rangle_\alpha$ 軸に関して約 10° ずれているもの

の 3 つに分けられる。

(3) (2) は隣接する lath は KURDJUMOW-SACHS の方位関係とはやや異なつた方位関係を取ることを示しているが, これは歪エネルギーを考慮すれば予想できる。

(4) lath は一定の晶癖面と方向を有し, 双晶系が $(111)_\alpha$, $[112]_\alpha$ のときは, それぞれ $(213)_\alpha$, $[111]_\alpha$ である。

(5) 本実験における変態は, KELLY によつて提案された system II 機構 (不均一剪断系に関するもの) によつてできる低炭素の (lath 型) マルテンサイト変態と一致する。 (中村皓一)

低炭素鋼の脆性破壊および衝撃荷重試片における転位構造の関係

(A. G. van ZUILICHEN and C. A. VERBRAAK: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 194~198)

脆性破壊クラックが進行したあとの脆性破面直下, および同じ温度で衝撃荷重を加えた試料の転位構造を透過電子顕微鏡で調べた。

圧力容器鋼, 低炭素構造用鋼, および溶接用金属の 3 鋼種を用い, 脆性破面はロバートソン試験により作りまた衝撃荷重は, 分割ホプキンソン圧力棒によつて $6\phi \times 6\text{mm}$ の丸棒に 15 kb の圧力を加えて行なつた。破面直下の電顕試料は, 特殊な電解研磨装置によつて約 0.1 mm 厚さまで破面の裏側から研磨し, 最終的にボールマン改良法で薄膜とした。ロバートソン試験は等温クラック停止温度 (ICAT) 以下 -185°C まで, 衝撃荷重試験は, $-175^\circ\text{C} \sim +190^\circ\text{C}$ の間を 25°C おきに行なつた。

脆性破面直下の組織は, ICAT 以下の低温度においては, $\langle 111 \rangle$ 方向に配向した直線的な転位構造を示し, 一般の塑性変形で見られる組織と異なるのが特徴的であつた。破面から 1 mm 離れるとこの組織はほとんどみられなくなり, この特定の転位構造は破面にきわめて近い領域に限定されている。この組織は衝撃荷重を加えた試料の転位構造と類似している。また各鋼種に双晶がみられたが, その発生温度はそれぞれかなり異なり, 脆性破壊の伝播に対して本質的なものでなく, クラックの進行にともなつて 2 次的に生じたものと思われる。また衝撃荷重を加えた試料の直線状転位生成温度と双晶発生温度は脆性破壊試片のそれらと比較して全般的に高温側にずれ特定の関係は見い出されなかつた。

2 つの試料間の転位構造的な比較により, 脆性破壊クラックの進行にともなつて衝撃波が発生し, 間接的に

伝播するものと結論された。

(青木孝夫)

金属の硬さ, 変形強度結晶粒度間の関係

(R. M. DOUTHWAITE: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 265~269)

鉄鋼および 7:3 黄鋼につきヴィッカーズ硬さ, プリネル硬さ, メーヤー硬さ, 極限メーヤー硬さ (プリネルボールの半球まで押込むに要する荷重を凹痕の投影面積で除した値) を測定し $H = H_0 + k_H d^{-1/2}$ なる関係をえたが, これは変形強度についてのペッチの関係式 $\sigma = \sigma_0 + K d^{-1/2}$ と同形で, H は硬さ, d は結晶の大きさ, H_0 および K_H はペッチ式の σ_0 , K に対応する定数である。さらに $H = c\sigma$ なる関係が確かめられた。 (c は定数で約 3.0, σ は変形強度) また硬さは降伏応力に比例はしないこと, および極限メーヤー硬さは結晶の大きさと無関係ではないことも判明した。

対象とした軟鋼は 0.07~0.19% C, 0.004~0.36 P で $950\sim 1250^\circ\text{C}$ で焼なまし後種々の速度で冷却し, さらに $650^\circ\text{C} \times 20\text{hr}$ の最終焼なましを行なつた。黄鋼は $450\sim 950^\circ\text{C}$ に各種時間保持した。これら焼なましにより軟鋼は $d^{-1/2}$ が $3\sim 8\text{mm}^{-1/2}$ の, 黄鋼は $2\sim 11\text{mm}^{-1/2}$ の試料とした。

ピッカーズ硬さ試験は 2.5, 20, 30 kg (鋼の場合), 2.5, 20 kg (黄鋼の場合) の荷重で行なつた。プリネルおよびメーヤー硬さ試験は直径 1 mm の球を用い, 30 kg (鋼) および 10 kg (黄鋼) で測定した。極限メーヤー硬さは 1 mm 球を使用し 2.5, 5, 10, 30 kg (鋼) および 1, 2.5, 10, 20 kg (黄鋼) で測定したほか, 2 mm および 10 mm 球をも用いた。いずれの試験においても荷重時間は 15 sec とした。 (上正原和典)

急速オーステナイト化による高合金鋼オーステナイトの強化

(N. K. NAGPAUL and D.R.F. WEST: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 276~281)

Fe-26Ni-0.4C および Fe-24Ni-3Mo-0.4C 合金鋼は室温でオーステナイトであるが, これらを Ms 点以下に冷却した後 $600\sim 860^\circ\text{C}$ に急速加熱してマルテンサイト \rightarrow オーステナイト変態を起こさせるとオーステナイトは強化され, 0.2% 降伏点は通常加熱の場合の約 3 倍またヴィッカーズ硬さは約 2 倍の値を示した。電子顕微鏡による観察ではこの場合高い転位密度がみられた。降伏点は変態前のマルテンサイト量が多いほど高く, またオーステナイト化の時間が長いと回復および再結晶によりオーステナイトは軟化する。

試料は冷間圧延した $0.5\sim 1\text{mm}$ の板であるが, これにつぎの処理を施した。Fe-Ni-C は真空中 $1000^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$ 溶体化後空冷し, さらに -196°C まで冷却してマルテンサイト化後 $800^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ 炉冷を行なつて標準のオーステナイトの状態とした。Fe-Ni-Mo-C の場合は -196°C まで冷却した後 $1240^\circ\text{C} \times 3\text{hr}$ 水冷として炭化物の析出が生じないようにした。

標準状態の試料は Ms 点 (Fe-Ni-C... $-20\sim 65^\circ\text{C}$, Fe-Ni-Mo-C... $-85\sim 130^\circ\text{C}$) と -196°C 間の温度に冷却してマルテンサイト+オーステナイトの組織とし, 室温で 0.5hr 以上保持してから急速熱処理を行なつた。加熱は塩浴で, Fe-Ni-C は $600\sim 670^\circ\text{C}$ に, また Fe-Ni-Mo-C は $650\sim 860^\circ\text{C}$ に数 sec~100hr 保持後水冷

した。

(上正原和典)

300KSi 級マルエージ鋼の異方的な変態歪

(A. GOLDBERG: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 3, p. 289~297)

本報告は、300 KSi 級 (210 kg/mm²) 18 Ni マルエージ鋼について、25°C と 815°C 間の熱サイクル中に生じる異方的な寸法変化の要因を明らかにし、その生成機構を検討したものである。

寸法の異方変化はおもに異方的な変態歪によるものであり、したがって熱間、冷間加工の加工方向が重要である。そのため、6 in φ のインゴットを 1 in² 角にまで鍛造し、その鍛造方向に対し 3 軸方向で冷間圧延し種々の鍛造、圧延の方向を組み合わせた方向から試験片を切り出し、熱膨張法により検討した。

マルテンサイト (M) からオーステナイト (A) への加熱変態、および A から M への冷却変態の際に生じる線寸法変化の正負とその大きさの程度はつぎの各因子に支配される。a) インゴットから最終形状に加工されるまでに与えられた試料軸方向の総加工量、b) 加工の際の延伸方向に対する試料軸方向の差異の程度、c) 化学成分の均一性の程度、d) 熱サイクル前の冷間加工度。

さらに、A→M変態を中断した試料の組織観察から、M変態が明りように層状に並んだMクラスターの形成により進行していることを明らかにした。このようにM変態が進行しているため、AとMの界面に沿った拘束により異方的な変態歪が生じ、Aは塑性的に降伏するかまたは方向性を持った変態を生じることにより応力を緩和しその結果、拘束により指示された方向に過剰の伸びが生じるものと思われる。

溶体化材では、M→A変態の加熱の際の寸法変化の異方性は、冷却の場合よりも小さい。しかし、冷間加工材では加熱変態の際にもかなり大きな異方性が生じる。この差異は As 以下で形成される析出物の分散状態が異なり、それがA変態に影響を与えるためと思われる。ただその場合でも、析出とM→A変態過程自体の動力学と温度範囲は冷間加工によつてほとんど影響を受けない。

(河部義邦)

オーステナイト系ステンレス鋼の再結晶と析出

(V. RAMASWAMY and D. R. F. WEST: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 4, p. 395~400)

3種類のオーステナイト系ステンレス鋼を用いて、過飽和オーステナイトを冷間加工し、焼なましたときのオーステナイトの再結晶および炭化物の析出について調べた。

試料は (1) 20%Cr, 25%Ni, 1%Nb, 0.1%C, (2) 19%Cr, 13%Ni, 0.82%Nb, 0.07%C, (3) 20%Cr, 25%Ni, 0.03%C で、(1)(2) は 1300°C, (3) は 1200°C でそれぞれ 1 hr 溶体化処理後水焼入れし、これらを 10~70% の範囲で冷間圧延した後、さらに 700~850°C で恒温焼鈍するかまたは 700~1200°C で 1 hr 等時焼鈍して実験に供した。以下に得られた結果を示す。

(1) 冷間加工後の焼鈍の際には、回復と再結晶による軟化と NbC 析出による硬化が同時に起こり、両者の優劣は合金の過飽和度および冷間加工度によつて決まる。

(2) 本実験の変形、焼鈍状態では subgrain が形成された形跡はなく、再結晶の核生成機構はおそらく、BAILEY と HIRSCH の機構であろうと思われる。

(3) 炭化物粒子は再結晶を遅滞させる働きを有し、しかもその分散状態が微細であるほど、あるいは体積比率が大きいほどその働きは著しい。

(4) Nb を含まない試料では Nb を含む試料よりも再結晶が速く進行する。これは、再結晶を遅滞させるという働きに関して、Cr₂₃C₆ のほうが NbC よりも少ないという事実起因している。

(中村皓一)

300°C までの温度における 18%Ni マルエージ鋼の引張り性質とプレス成形性

(B. MINTZ and J. C. WRIGHT: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 4, p. 401~405)

18 Ni マルエージ鋼板はロケットモーターケースや低温用構造材として有用であるが、溶体化処理状態でマルテンサイト (α') であるために引張り成形性が悪い欠点がある。よい成形性を得るためのひとつの方法として、なるべく低い温度のオーステナイト (γ) 状態で加工することが考えられる。そこで 170°C の Ms 点を有するマルエージ鋼をオーステナイト化したのち室温~300°C の範囲の試験温度に冷却して、引張試験とエリクセン試験機によるプレス成形性の試験を行なった。

オーステナイト化後約 200°C に冷却して引張試験した結果が、もつとも高い延性を示した。850°C, 900°C でオーステナイト化した場合、延性のピークは 225°C であり、800°C でオーステナイト化した場合のピークは 200°C であり、その上下の温度では著しく延性が低下した。ピーク温度付近での応力-歪曲線は、低歪で加工硬化率は一旦水平になるが、再び加工硬化率の上昇がみられ、引張り中の α' の形成を示差している。試験中にくびれが生じはじめる直前から適当量 (30~40%) のひずみ誘起マルテンサイトが生じて延性を増加させたものと考えられる。オーステナイト化温度の影響は結晶粒度の変化による Ms 温度の差によるものと考えられる。プレス成形性の試験結果も均一伸びの改善にともない約 200°C において良好であった。

(金尾正雄)

電子顕微鏡による破面解析の実際的応用

(G. HENRY and L. ROESCH: Rev. Métall., 66(1969) 12, p. 841~859)

J. PLATEAU, G. HENRY and C. CRUSSARD が 1956 年に microfractographie と名づけた電子顕微鏡による破面解析法は走査型電子顕微鏡の出現によつてますますその重要度を増してきている。

本資料は IRSID に勤務する筆者らが microfractographie の実際的応用を狙った解説で、約 40 枚の写真を用いて説明している。

前半は破壊のおもな形式の解説で、

- A. 粒内破壊
 - (1) 劈開脆性破壊
 - (2) 延性破壊
 - (3) 疲労破壊

B. 粒界破壊

について、また後半は調査の手段としての microfractographie の実例を

A. 相の判定

(1) フェライト, オーステナイト, マルテンサイト
あるいは金属間化合物の判定

(2) 介在物および析出物

(3) 加工歪を受けた表面層の構造

B. 金属の内部欠陥検査

(1) 熱間で形成された空孔

(2) ろうづけによる欠陥, 収縮孔

(3) 水素に起因する欠陥

(4) 特殊な機構の研究

について挙げている.

(上正原和典)

—物理冶金—

Mo を含む鋼の $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態

(M. J. GODDEN and J. BEECH: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 2, p. 168~171)

700°C で焼もどしたマルテンサイトに析出する M_2C 炭化物は 3.5%Mo-0.15%C 系合金では不安定で, 合金の化学組成および焼もどし温度と時間により安定炭化物 M_6C に変わる. 真空溶解合金の $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態は広範囲の Mo, C 含有量について大気中溶解合金より緩慢であることが報告されている. 本研究はこの相違をさらに明らかにするために行なった.

3.5%Mo-0.15%C に 0.02~1.00Si をさらに 0.04~0.16Mn, 0.006~0.43Al を添加した合金を真空中および大気中で種々溶解した. 試料はシリカチューブに封入したのち, 1150°C-4hr 加熱し氷水に焼入れ, 700°C \pm 2°C で 2000hr まで焼もどしを行なった. $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態について抽出残渣の X線解析, 化学分析, マイクロアナライザーなどにより検討した結果は次のようである.

溶解方法に帰因するといわれてきた $M_2C \rightarrow M_6C$ 変態速度の相違は Si 含有量の変化の項として説明でき, Al の変化に対する変態速度の相違は認められなかつた.

Si は 50% 変態時間を減少させ, M_6C の固溶体中に入り込み, それゆえ M_6C の格子定数は Si 含有量が 0.06 から 1.0% に変化すると 11.0365Å から 11.0140Å に減少する.

この結果は Si が M_6C の核成生速度を増すことと一致し, この効果は少なくとも 1% Si まで Si 含有量の増力とともに増す.

(山田武海)

希薄 Fe-Nb 合金の再結晶特性

(R. M. FORBES JONES and D.R.F. WEST: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 4, p. 387~390)

本論文は鉄の再結晶特性に及ぼす Nb の効果について述べている. 電解鉄とスポンジ Nb を真空高周波溶解して, Fe-1.8 wt% Nb 合金 (炭素量約 60 ppm) を, さらに電解鉄によつて希釈再溶解して, 0.5% Nb, 0.15% Nb 合金 (炭素量 100 ppm) を作った. 1380°C, 2hr の溶体化処理を行ない, 水焼入れした $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ マルテンサイト反応は 1.8% Nb では水冷によつて抑制されたが, 0.5% Nb, 0.15% Nb 合金では抑制できなかつた. 焼入れ後, 860°C (1.8% Nb および 0.5% Nb 合金に対しては $\alpha + Fe_2Nb$ 領域, 0.15% Nb 合金に対しては α 領域) 62hr の真空焼鈍を行ない空冷した. 0.5% Nb, 0.15% Nb 合金は湿水素中で脱炭処理した. 100 ppm 程

度の炭素量でも Nb 炭化物が形成され, 細かい析出物の存在が認められた. 860°C 焼鈍後, 圧延率 50% の冷間圧延を行なった. 冷間圧延後の硬度は Nb および炭素の量とともに高く, 等時焼鈍 (300°C ~ 850°C の間で 50°C 間隔で 1hr) において, 500~600°C の間で硬度の低下が始まり, 炭素量の減少とともに低温側に移行している. 等温焼鈍においても炭素量の減少とともに硬度の低下が早まっている. 透過電顕によると, 加工状態では 1.8% Nb 合金において最もセル構造が顕著に発達している. 再結晶前に起こる回復は, サブグレインの形成と成長とからなつていて, サブグレインは炭素量が少ないと明りように発達し, 析出粒子によつてサブ粒界の移動が止められているのが認められる. サブグレインの移動, 合体によつて大傾角粒界が形成され再結晶が起こると考えられる. 炭素のみが転位またはサブ粒界に偏析しているために, 転位の上昇, 粒界の移動が抑制されていることは考えにくい. 小さな Nb 炭化物の存在が回復, 再結晶を遅らせていることから, Nb と炭素の集合体と転位との相互作用によつて, 転位の上昇, 粒界の移動が抑制されているといえる. そのため炭素が共存しない場合, フェライト中に固溶状態で存在する Nb は, 鉄の回復, 再結晶特性への効果はない.

(石川圭介)

—合 金—

Fe-, Co-, Ni-二元合金中の活量に関する一般化した観察およびその相関関係

(K. W. LANGE: Stahl u. Eisen, 41 (1970) 2, p. 125~130)

従来研究された Fe-, Co-, Ni-系二元合金における溶質成分の活量係数から, その成分種と活量係数の間の相関関係を比較し, 活量の本質的な意味を考察した. 合金成分が稀薄な Fe-, Co-, Ni-系合金中の溶質の活量は周期律表で同族でも周期が高くなるほど RAOULT の法則から大きく負に偏倚する. そして原子番号が 26 より小さい成分の活量係数は Fe, Co, Ni の活量係数より小さく, 原子番号が 28 より大きい成分の活量係数は大きくなる. さらに溶質元素が稀薄な領域における $\log \gamma_i/x_i$ に対する $\log \gamma_i$ の勾配は元素により多少異なるが約 2 となる. この値は溶質元素の濃度に対する自由エネルギー変化から求めた値に一致するが, 溶質と溶媒の比が 1 付近では理論値の 4 から大きくはずれる.

Fe-, Co-, Ni-合金中の希釈溶質元素と溶媒金属の電気陰性度の差と, 溶質元素の活量係数との間には, 電気陰性度の差の増加とともに合金元素の活量も上昇することが明らかになった. この傾向は同じ周期の合金元素を比較しても明りように現れている. この事実は周期律表の同系列の成分でも原子半径が増加するとともに活量係数も大きくなることを意味している. その原因として合金元素の原子半径の増加とともに溶媒元素と反発作用を起こすためと思われる. したがつて同系列内の合金元素の相互作用母系数は溶媒金属と溶質元素の電気陰性度の差の増加とともに小さくなると考えられる. さらに溶質元素の活量係数の対数と混合熱の間にも明らかな相関があり, 混合熱が正であれば RAOULT の法則から正に偏倚し, 混合熱が負であれば負に偏倚する. この場合, 混合熱と混合エントロピーは比例関係にあるが, そ

の割合は一定でない。これらの結果から溶質元素の電気陰性度と混合熱、混合エントロピーの間の相関関係を知ることができる。(吉越英之)

—そ の 他—

製鉄所における廃棄物の処理

(Von M. HAUCKE: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 7, p. 348~354)

一貫製鉄所からの廃棄物は、粗鋼 1 t につき約 100 kg に達し、したがって鉄鋼生産量とともに増大する。一方公害規制は次第に厳しくなつてきている。この解決には廃棄物の分離と精製、さらにはその再利用がおし進められねばならない。1964 年におこなわれた廃棄物処理会議では、廃棄物の種類、量、存在状態に応じて、処理法をシステム化して最適化をはかることが提唱された。製鉄所からの廃棄物は、外販できるもの、くり返して使用できるもの、転用できるものと排出物に大別して処理法を考える必要があり、さらに量については、廃棄物の流れ、輸送方法とそのコストなどを考慮したうえで、経済性ならびに処理方法を最適化せねばならない。

主として Westfalen 地方の製鉄所における、廃棄物処理の例は次のようである。棄却場に廃棄する場合、土地の確保と輸送費の問題があり、ほとんどおこなわれていない。製鉄所から排出される土砂は、鉄分を回収した後微粒、中粒、粗粒にふるい分けられ、鉱山の埋めもどし道路、鉄道、ダム建設などの材料となる。加熱炉から出るコークス微粉とスラグの混合物は、現在は分離されて燃料や鉄原料となり、有効に利用されている。さらに最近は、廃棄物の捨場として、北海やバルト海に面した堤防や干拓地造成が注目されている。この場合鉱石運搬船の空便を利用すると処理コストが安くなる。酸洗ラインから回収される硫酸鉄 7 水塩は、鋼板 50 000 t/月処理ラインの場合 800 t/月発生する。これを約 1/3 量の生石灰と混合中和して石こうと水酸化鉄にする方法が考えられた。酸洗リンス液の場合も、高炉ガスの洗滌スラリーで中和して過後に工業用水として再使用している。冷延工場などから出る水分を含んだ油脂やエマルジョンからは、油脂が回収され再使用または燃料として活用される。その他のごみ類は、公共企業体に依頼して処理してもらっている。(橋田 坦)

正 誤 表

「鉄と鋼」56 (1970) 7, p. 859~868

論文「軟鋼の低温における降伏応力の温度および歪速度依存性と延性-脆性遷移について」

著者：西野知良，本間浩夫

位 置	誤	正
p. 861 右下 7 行目	5.0 kg/mm ^{2/3}	5.0 kg/mm ^{3/2}
p. 862 右上 16 行目	$\dot{\epsilon} = C_1 \sigma_n^t$	$\dot{\epsilon} = C_1 \sigma_t^n$
p. 863 Fig. 12 の説明文	Calculated	Calculated
p. 866 左上 10 行目	sec ⁻¹	sec ⁻¹
p. 866 (13) 式	$\frac{\partial FO}{\partial \sigma_0}$	$\frac{\sigma FO}{\sigma_0}$
p. 866 Fig. 17 の説明文	strain mild	strain rate in mild
p. 867 左上 7 行目の式	$\frac{\partial FO}{\partial \sigma_0}$	$\frac{\sigma FO}{\sigma_0}$
p. 867 右上 4 行目	摩擦	摩擦
p. 864 Table 1	K_y	K_y
	(kg/mm) ^{3/2}	(kg/mm ^{3/2})