

抄 録

— 製 鉄 —

Sparrows Point における溶鉄炉への天然ガス吹込
(Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 11,
p. 1083~1085)

Bethlehem Steel Co. は数年間にわたる検討の末、溶鉄炉への天然ガス吹込を開始した。天然ガスの吹込によりコークス使用量低減が可能である。

Sparrows Point においてコークス炉容量が不足になつて対策を検討した際に、コークス炉の増設、コークスの他からの購入は行なわず、コークス使用量の低減を実施することにし、四基の溶鉄炉に天然ガスを吹込むことに決定した。他の溶鉄炉で重油吹込の試験を行なつたので同一原料について、天然ガス吹込と重油吹込の効果の比較もこれにより可能であつた。

添加は溶鉄炉羽口で風量の 3%、また熱風炉へは溶鉄炉ガスに対し、熱量が 15 BTU/Cu.ft になるように添加することにした。使用量は圧力 60~90 psig で 20,000,000 CFD である。配管は計量所(440,000Cu.ft/h × 3 計量不能)まで 16 in 電縫管、工場内では 16 in 配管 800 ft, 14 in 配管 1800 ft を経て distribution header に到り、12 in 配管 600 ft, 8 in 配管 800 ft により溶鉄炉へ、さらに 4 in 配管 500 ft により熱風炉に至つている。

溶鉄炉には 8 in 配管から分岐した 2 in 配管を経て 1 $\frac{1}{4}$ in の吹込口から吹込まれる。この系はダイヤフラム電動弁で制御される。一方熱風炉への添加は炉頂ガス下降道内へ 10 コのノズルから噴射される。

天然ガスの圧力調整は特に行なっていないが、電動弁は、a. 熱風圧が 12 psig 以下に下つた時、b. 天然ガス主管内で圧力が 30 psig 以下に下つた時、c. 熱風圧力が天然ガスの圧力以上になつた時、d. 電気系統の故障、e. 空圧系統の故障などの際に自動的にガスを遮断する。もちろん手動による遠隔操作も可能である。

この方法の採用によりコークス使用量が低減され、あわせて装入量中コークス減少分だけ鉄石装入量が増すため、生産量が増大した。コークスの節減量は 1 日 390 t に達しており、操業は非常に順調である。(河合重徳)

オーストラリアの製鉄法の現況

(K. J. FIGGIS and F. E. CHARKER: Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 12, p. 1180~1191)

オーストラリアでは、溶鉄の 98% 以上が Broken Hill Proprietary Co. の Newcastle 他三工場および Australian Iron & Steel Proprietary Ltd の Port Kembla 工場で生産されている。本稿では代表的な Newcastle および Port Kembla での製鉄法の現況を概説する。

Newcastle には現在三基の高炉があり、炉床径 24ft の第 4 高炉が現在建設中で、1963 年に完成の予定である。内容積 40793 ft³、羽口から炉頂ストックラインま

での高さ 78 ft 6 in、高圧操業が可能で、大容量バーナーおよび自動制御系を有する熱風炉 3 基を有し出鉄量 1570 t/d、鉄石予備処理用に DL 式焼結装置、整粒装置を有する。

Newcastle での操業は、灰分の多い軟質コークスを使用する点で特徴的である。装入物の安定した降下が行なわれるよう、装入物、送風などに注意が払われる。コークス灰分の割には鉄石純分が高いので鉄滓量が少なく、S 分が低いため、塩基度が低くても十分な脱硫が行なわれる。1954 年以降最近までに装入物の予備処理、整粒、焼結、自溶性焼結鉄の採用などにより、出鉄量は次第に増加し、50% 増にまで達している。1961 年には燃料吹込試験を行ない、コークスの節減されることが明らかになつたが、重油を輸入する限り経済的ではなかつた。酸素富化送風についての試験結果は一応満足すべきもので特に燃料吹込と併用した場合に効果的なことが明らかになつた。

一方 Port Kembla には溶鉄炉 3 基、Lurgi 式焼結設備 2 基、大型平炉 13 基があり、年間粗鋼 3,000,000 t を生産している。この地方の石炭は Newcastle に比べ強度の大きいコークスを製造しうるが灰分とくに Al₂O₃ が多いためコークス比の低減、脱硫などに難点がある。

Port Kembla でも鉄石の予備処理、整粒、自溶性焼結鉄の採用、高圧操業、燃料吹込など各種の新技術を採用入れ、最大生産量を得る条件とし次の事項が明らかになつた。(a) 焼結鉄を整粒し装入物通気度を改善する。(b) 焼結鉄に石灰を添加し自溶性にすること。(c) 焼結鉄粒度を適当に選んで焼結工場の能率を上げる。(d) 原料の配合、調整に注意し、炉況の変動を最低におさえる。(e) 高灰分コークスの代りに低灰分の燃料を使用する。

オーストラリアでも将来は燃料の吹込、酸素富化送風高温熱風、熱風炉の更新などが盛んに行なわれると共に安定した操業を行なうため計算機制御方式が採用されるようになるであろう。(河合重徳)

ソ連邦における高炉の構造の発展

H. K. ЛЕОНИПОВ: Stal, (1962) 11, p. 968~971)

最初南部の主要冶金地帯に建設された高炉は外国資本の参加によるもので、大部分は垂直若しくは傾斜バケット式巻上機を有し、只米国式の炉だけがスキップ巻上機と 2 重ベルの方式であつた。1926 年~1927 年に初めて湯溜と炉床の周辺に鑄鉄板製の冷却函が採用され、朝顔にはこの冷却函式と散水式があつた。秤量車と貯鉄槽の設置によりスキップまでの原料供給を最初に自動化したのは 1929 年である。

1931~32 年ギプロメでは 930~1000m³ の高炉を標準化し、7 工場に 14 基を建設したが、そのシャフト、朝顔および羽口帯には内蔵冷却函を用い、湯溜と炉底には

従来の冷却函を採用した。当時はまだ鉄皮式は少く、バンド式が多かった。

1938年最初の 1300m³ 高炉が火入れし、その後 1958年までは主として断面積の拡大により、1500, 1700, 2000m³ と次々に大型化された。

煉瓦は最初輸入されたが、1936年より国産シャモットが使われ、1955年以後は強度増大のため高アルミナ煉瓦の炉底が出現した。ソ連における C ブロックの使用は 1944年に始まり、1962年 1月現在、全高炉の 45% がその炉底と炉床に使用していた。

更に 1956 年以後は下部の C ブロックの下から強制空冷する方式が採用され、最近の新設炉は全てこの方式である。しかしシャフト部の寿命は依然として不十分であり、第 2 次大戦後はこの部分に補強の支柱を設けている。

熱風炉の燃焼の自動調節とプレッシャーバーナーの採用は 1929 年に始まり、1956年からは弁の切替を時間の函数として自動化した。1962年 1月現在では高炉内容積 1m³ 当りの加熱面積は 60m² となつている。

原料の装入設備の機械化も進展し、スキップ巻上機の能力並に速度は増大され、それに伴い若干の大型炉では秤量車をコンベヤ方式に変えて自動化している。

その他、鑄床関係の機械設備、溶洗滓の処理設備も次第に大型化すると共に改良されている。

今後は更に高炉を大型化し、併せてプロセス管理を最大限に自動化することが課題である。(長井 保)

内容積 2700m³ の高炉

(H.K. леонипов: Stal, (1962) 11, p. 972~980)

1957年ギプロメは内容積 1719m³ の高炉を設計し、それによつて多くの炉を建設したがそれ以上の炉容拡大は送風機能力の制約と装入機構の不完全さのため出来なかつた。

その後天然ガスの吹込と酸素富化により衝風に対する要求が軽減されたので 1958 年 2002m³ の設計を行なつた。この炉は条件が良ければ日産 4350 t の出鉄が可能である。その後ネフスキー機械工場で最大風量 5000 Nm³/mn, 最大圧力 6 気圧の送風機を開発したので、ギプロメでは 1959 年の高炉技術者会議において 2700m³ の炉を提案した。

この炉は 100% の焼結鉄若くはペレットを使用し、生石灰石を装入物から完全に除き、焼結鉄は 2 種の粒度範囲に分けて装入する。40~100mm のコークスも 1 対 1 の重量比になるよう 2 部分に分けて使用する。

この炉には天然ガスと O₂ の添加を行ない、送風温度は 1200°C で、送風湿分は一定に保持し、炉頂圧力は 3.7 気圧まで上げ得る。生産量 5,500 t/d, 造滓量 2,450 t/d でそれぞれの処理設備が設計されているが出鉄計画の設定、鉄滓処理には問題が残っている。炉のプロファイルの決定に当つてはパブロフ方式を大きく逸脱し(炉高)対(炉腹)の比は 3 以下となり、また炉頂上昇に対応して炉口径は小さくなる。これらの考え方は 1719m³ と 2002m³ の高炉における実際操業試験により肯定されている。羽口数は常圧におけるパブロフの式を修正して(湯溜径)×2を用いたがこの考え方は不十分で 1719m³

の炉の実績から云つて更に減らすべきである。

耐火物は炉底の周辺並に下部にはグラファイトの C ブロック、炉底上部には高アルミナ煉瓦を用い、炉底周辺は鉄板製冷却函で水冷、下部は強制空冷を行なう。炉床壁は C ブロック、羽口帯および朝顔部はシャモット煉瓦で積み、炉腹並にシャフトは高密度で焼成温度の高いシャモットを使用する。このシャフトの寿命についても問題がある。

鉄滓は炉の傍で流水により粒状化し、破碎篩分設備に送る。溶鉄車はミクサー型の大容量のものとする。出鉄口並に出滓口の数に応じて適当な鑄床が設計され、集塵装置が設置される。

熱風炉は 4 基で、加熱面積は高炉内容積 1m³ 当り 63 m² であり、バーナー容量としては 80,000m³ ガス/h。

スキップは焼結鉄で 20m³ の容量とし、その他は従来方式と大差ないが、秤量車とコンベヤの両方式を設計検討すべきである。その他鑄床設備の機械化を積極的に進め、圧力制御によるプロセスの自動管理も計画している。(長井 保)

鋼製

燐を含む溶鉄における N の吸収速度および溶解度におよぼす酸素の影響

(W. A. FISCHER and A. HOFFMANN: Arch. Eisenhüttenwesen, 33 (1962) Heft. 9, p. 583~588)

著者により以前溶鉄の N 吸収速度は酸素によつて遅くなる結果をえたが、さらに P を含む溶鉄の N 吸収速度は酸素によりどのような影響を受けるかを究明するために本研究を行なつた。N 吸収速度が気相-溶鉄間の境界層での N の拡散により律速されるとするならば Fick の第一法則により吸収速度 V (%N·S⁻¹) は次式で示される。

$$V = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} \cdot (C_s - C) \dots \dots \dots (1)$$

ただし、C: 時間 t の N%, C_s: N の飽和濃度 (%), D: N の拡散係数 (cm²·S⁻¹), F: 気相-溶鉄間の界面積 (cm²), δ: 境界層の厚さ (cm), V: 溶鉄の体積 (cm³) である。N の吸収の初期では C ≈ 0 であり、さらに Sievert の法則を使用すれば次式をうる。

$$V = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} \cdot C_s = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} \cdot K_N \sqrt{P_{N_2}} \dots \dots (2)$$

ただし、K_N: 平衡恒数、P_{N₂}: N の分圧である。

また (1) 式を積分すると次式をうる。

$$\lg \frac{C_s - C_0}{C_s - C} = \frac{D \cdot F}{\delta \cdot V} \cdot t \dots \dots \dots (3)$$

ただし、C₀: N の初濃度である。

実験は 1600 ± 20°C においてあらかじめ作成した Fe-P 合金や Wüstite を添加した 4.6~4.9 kg の試料を高周波炉でとがした。P_{N₂} は 75, 130, 240, 570 Torr にしたが、一部のものには 50, 100 Torr を用いた。その結果同じ 1.18% P が含有されていても 0.005~0.045 % O の溶鉄の N 吸収速度は 0.14~0.22% O の溶鉄の場合より早く、また 4.10% P の場合にも 0.004~0.049% O の溶鉄のほうが 0.075~0.0112% O より N 吸収速度が早い。かくして得た N 吸収速度と $\sqrt{P_{N_2}}$ との関係を見ると両者の間には正比例の関係が認められ、(2)式で示

めされる Fick の第一法則に従うことが確められた。従つてたとえ P が含まれても境界層における N の拡散過程が N 吸収速度の律速段階となると考えられる。また (3) 式より $\lg(C_s - C_0)/(C_s - C)$ と $F \cdot t/V$ の関係を調べるといずれも直線関係にあり D/δ の値は低い酸素濃度の時には $5 \times 10^{-3} \sim 2 \times 10^{-3} \text{cm} \cdot \text{S}^{-1}$ になり、高い酸素濃度のときには $4 \times 10^{-4} \sim 2 \times 10^{-4} \text{cm} \cdot \text{S}^{-1}$ になつた。次に 1600°C における N 飽和溶解度についてみると全ての P_{N_2} のもとにおいて P% の上昇と共に直線的に N 溶解度が低下している。しかも P% と N 飽和溶解度の直線関係は酸素が溶鉄に入つて来ても 6.02% P までには変化がない。また 6.02% P までは $1/\sqrt{P_{N_2}}$ と N 飽和溶解度の関係は Sievert の法則を満足した。なお相互作用係数 e_N^P は 0.047 となつた。(長 隆郎)

4 気圧までの圧力範囲における溶融鉄合金での N 吸収の研究 (H. SCHENCK, M. G. FROBERG and H. HEINEMANN: Arch. Eisenhüttenwesen, 33 (1962) Heft. 9, p. 593~600)

溶鉄の N 吸収について研究する目的で 25 kW の高周波炉を使用しマグネシア坩堝に $3.5 \sim 4 \text{kg}$ の試料をとかし、適当に Si, Mn, Mo, Fe-S 合金, Wüstite を添加し $1560 \pm 10^\circ\text{C}$ で実験した。 P_{N_2} は 4 at までで、その圧力下の試料採取には圧力、ガス組成を変えない特殊装置を使用した。実験結果は次のようなものである。 P_{N_2} が 4 at までは純鉄に関する N 溶解度は Sievert の法則に従い、 $\%N = 0.0426\sqrt{P_{N_2}}$ となつたが、笠松の結果とは違つている。また Fick の第 1 法則から次式が得られる。

$$\ln(C_s - C_0)/(C_s - C) = D \cdot F \cdot t / \delta \cdot V \dots \dots (1)$$

ただし C_s : N 飽和溶解度(%), C_0 : N の初濃度(%), C : 時間 t の N 濃度(%), D : 境界層の厚さ(cm), V : 溶鉄の体積(cm^3) である。(1) 式の $\ln(C_s - C_0)/(C_s - C)$ と t の関係から $D \cdot F / \delta \cdot V$ が得られるが結局それぞれ F, V の値を入れ $D/\delta = 1.8 \times 10^{-2} \text{cm} \cdot \text{S}^{-1}$ を得た。さらに N の溶鉄中の拡散係数を近似的に C のそれと等しいとして $D = 0.6 \times 10^{-4} \text{cm}^2 \cdot \text{S}^{-1}$ を代入し、 $\delta = 0.33 \times 10^{-2} \text{cm}$ を得た。溶鉄の N 吸収におよぼす酸素の影響として P_{N_2} を 380, 570, 760, 1330, 1520 Torr として調べるといずれも酸素%の上昇と共に N 飽和溶解度はわずかに上昇する傾向があり N 吸収速度は遅くなつた。また $\ln(C_s - C_0)/(C_s - C)$ と t の関係より $D \cdot F / \delta \cdot V$ の値を調べると酸素%の上昇と共に小さくなつていく。吸収曲線の直線部分から求められた $\lg 1/\sqrt{P_{N_2}} \cdot d(\%N)/dt$ と酸素%の関係から次式が得られた。

$$\lg d[\%N]/dt = -5.22\%O + \lg 1/\sqrt{P_{N_2}} - 2.48 \dots \dots (2)$$

N 吸収速度が酸素により小さくなる原因として第一に溶鉄に酸素が入ると粘性が上昇し N の拡散係数 D が小さくなり拡散層が厚くなることに原因するとも考えられるが、しかし酸素が入つて溶鉄の表面張力が低下することより、溶鉄内の酸素%が不均一になつて Gibbs の吸着式より導かれるような酸素原子に富化された薄い層が溶鉄表面に存在し、これが N 吸収を妨害すると考えるほうがよいと思う。次に N 吸収速度への Mo の影響を調べた

がほとんど変化はみられなかつた。また Si については従来の一部の論文に見られたような低 Si の時の N 飽和溶解度の上昇はみられず、たとえ少量でも Si が添加されれば N 溶解度は低下した。さらに $\%N/\sqrt{P_{N_2}}$ と Si% の関係を見ると両者の間には Sievert の法則は適応されなかつた。なお N 吸収速度は S により著しく影響され遅くなつて来るがこの場合にも酸素の場合とおなじ原因と考えられる。760 Torr における Fe-Si-N 系の相互作用係数 ω_N^{Si} は 8.6 であり Fe-Mn-N 系では $\omega_N^{\text{Mn}} = -2.25$ となつた。また Fe-Mo-N 系では $\omega_N^{\text{Mo}} = -10.6$ となりこの値は相互作用係数と原子番号との関係図において従来のものよりもよく適合した。(長 隆郎)

一 加 工

薄メッキ板の自動厚み制御

(THOMAS E. BRYAN and PAUL L. McMATH: Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 10, p. 970~974)

包装用材料として他種金属と競争するために厚みの薄いブリキ板が必要とされ、既設のロールの改造が行なわれている。圧延過程での厚み制御は圧下と張力の調整にある。2 スタンドのブリキ板圧延機では、第 1 スタンドの圧下調整、第 2 スタンドの速度によるスタンド間張力制御および両者の組合せの 3 種の制御方法が考えられる。本稿は既設の 2 スタンド調質圧延機を上記第三の方式の自動制御を行ない、0.132 in のストリップを 150 fpm の速さで 0.0066 in に圧延するように改造した状況について述べたものである。

改造後各スタンドには 33HP モーター 2 基を取付け、ギャおよびスクリュューによりロールを圧下している。厚み制御はスクリュューダウンコントロールと張力調整により行ない、まずスタンド中間での厚さを一定にする。第 2 スタンドの圧下はわずかであるから、入口側で一定厚さになつていれば出口側でも一定になつて来る。

X 線厚み計が第 1 スタンド出口側にあり、入口側ロール速度を調整し、張力を制御する。張力制御の限界に達した際には圧下の調整が行なわれる。第 2 スタンド出口側の第 2 X 線厚み計は、第 2 スタンドの速度を調整し、スタンド間張力を制御する。X 線厚み計は 5% の不感帯を有し、ロール圧下スクリュューからはフィードバック信号が出てハンティングや過剰制御を防止している。

この装置での最上の制御は、張力調整と圧下調整が適当に組み合わされた時に得られ、手動制御で変動が $\pm 3 \sim 4\%$ であつたのに対し、自動制御時には $\pm 1\%$ の精度が得られた。

厚さ 0.0132 in から 0.0066 in に 1200 fpm で圧延する調質圧延機の改造の際、第 1 スタンド圧下のみ自動制御を採用してみたが、厚みの変動は $\pm 3\%$ 程度であつた。第 1 スタンド圧下自動制御も併用すれば、かなりの成績が得られる。

スタンド間張力の調整のみでは、要調整範囲が $\pm 60\%$ にもなり実質的には制御不能であるが、この場合に適当な手動制御を併用すれば、変動を $\pm 1 \sim 1.5\%$ 程度に調整することが可能である。(河合重徳)

鉄の flow stress に対する温度、歪速度の影響

(H. CONRAD and S. FREDERICK: Acta Met., 10 (1962) 11, p. 1013~1020)

先に 90~300°K の温度範囲では電解鉄の flow stress の温度依存性は降伏応力と同じであることを報告したが、これは降伏と以後の flow で同じ機構が支配しており、B.C.C. 金属の降伏応力の強い温度依存性は Cottrell 雰囲気からの困着脱出よりも、未固着転位の移動によると考えられる。しかし B.C.C. 金属中の動き得る転位の速度を支配し、従つて降伏応力の顕著な温度依存性をもたらす機構についてはわかつていない。3つの機構が提案されている。(1) Peierls-Nabarro 力。(2) ラセン転位中のジョグの非保存運動。(3) 介在原子の析出物。

この実験の目的はよりよく支配的機構を定めることで、活性化エネルギー、活性化体積のような因子について、真空溶解した電解鉄の flow stress の温度、歪速度に対する影響を求め、各機構について予想される値と比較する。

鉄の降伏、flow には次の関係が知られている。

$$\dot{\gamma} = \rho b s v \exp(H^* - v\tau^*)/kT = v \exp -H/kT$$

$\dot{\gamma}$: 歪速度, ρ : 変形に寄与する転位密度. b : バーガー・ペクトル. s : 転位の掃過距離. v : 転位の振動数. H : 活性化エネルギー. v : 活性化体積. τ^* : 有効応力 (外力と内部応力の差). 演算によると $(\partial\sigma/\partial T)\dot{\epsilon}$ または $(\partial\sigma/\partial \ln \dot{\epsilon})_T$ の歪による変化は v , v^* の変化を表わす ($\tau = 1/2\sigma$, $\dot{\gamma} = 0.7\dot{\epsilon}$ と仮定). 鉄中の転位の移動の律速機構が peierls 力に打勝つことであれば、歪の影響は ρ に、他の2つの機構では v に期待される。

この実験では、1. 温度を一定に保ち、約 1% 引張毎に歪速度に 10:1 の変化を与えた。2. 室温で約 5% 引張後、温度を変え、以後 1 と同じく行なつた。このような実験は一定の転位構造のもとで、異なる温度での比較ができるようにしたものである。

実験結果は Basinski-Christian の Ferrorac 鉄の結果とも一致して、 $(\partial\sigma/\partial T)\dot{\epsilon}$, $(\partial\sigma/\partial \ln \dot{\epsilon})_T$ の歪による変化は変形に寄与する転位の数の増加により、また応力による H : v の変化は歪、介在物の量、分布には無関係である。

これより 300°K 以下の温度での鉄中の転位の移動の律速機構は Peierls-Nabarro 力に打勝つことであると考えられる。(松尾宗次)

一性 質一

低合金鋼のマルテンサイト変態におよぼす引張応力の影響 M. G. H. WELLS and D. R. F. WEST: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 9, p. 710~715)

引張応力が Ni-Cr-Mo 鋼のマルテンサイト変態におよぼす影響について調べた。用いた装置は、連続冷却中に鋼線試験片の温度および電気抵抗を同時に測定し、任意の温度で引張応力を加えることができる。試験片は 0.25mm ϕ \times 約 178mm の鋼線で、その化学組成は C 0.33, Ni 3.26, Cr 0.85, Mo 0.09, Si 0.23, Mn 0.57, S 0.007, P 0.005%, Ms は約 290°C であつた。応力は Ms の上下で約 38.7 kg/mm² まで加えた。

弾性歪のみを生じさせるような応力を Ms 以下で加えると、マルテンサイトが突発的に生成する。そして応力によつて生成するマルテンサイトの量は、応力が大きいほど多く、応力の加えられる温度が低いほど少なかつた。Ms 以上で加えると、マルテンサイトの生成は見られなかつたが Ms は僅か上昇した。

オーステナイトを塑性変形させるような応力を Ms 以上で加えると、Ms 以上のある温度範囲で少量のマルテンサイトが生成し、ある温度範囲を経過した後に大量の変態が始まる。この主な変態は、応力が正規の Ms に達する前に除去された時には、正規の Ms 以下の温度に達するまで始まらなかつた。たとえば 35.3 kg/mm² の応力を 305°C で加え 295°C で除去した場合、主変態の Ms は約 12°C 低下させられた。これは塑性変形がマルテンサイトへの少量の変態を促進する一方、オーステナイトを安定化させるためであろう。すなわち、オーステナイトを加工硬化し、マルテンサイト葉の生成を困難にさせるためであろう。一方、同じく 35.3 kg/mm² の応力を加えたまま正規の Ms 以下まで冷却した時には、主変態は正規の Ms よりもやや高い温度で開始した。この場合には応力の弾性的効果の変態を推進させるためと考えられるが、応力を除去した場合との約 15°C の差を説明するには不十分なようである。

ある応力を加えられた試験片が Ms を通過して冷却される時、あるいは Ms 以下約 10°C の範囲で応力が加えられる時、かなりの塑性変形が観察された。本実験では約 7.0 kg/mm² の応力 (この値はオーステナイトの正規の降伏応力よりかなり低い) でこの現象が観察されたが、Porter, Rosenthal は約 0.7 kg/mm² の臨界応力を測定した。変態によつて塑性変形し易くなる現象 (transformation plasticity) についてはいろいろな説明がなされているが、マルテンサイト葉が成長する時に転位がオーステナイト中を移動するので、転位の移動によつてオーステナイト中に選択方向的な滑りを生じさせるには僅かな応力を加えればよいであろうと考えられる。(中島宏興)

一分 析一

Borax Disk 法による鉄系合金および高合金鋼中の耐熱性金属の蛍光 X 線分析

(C. L. LUKE: Anal. Chem., 35 (1963) 1, p. 56~58)

装置は pt 対陰極, LiF 結晶, 10mil ソーラーシート, 1/2 \times 3/4 in Al 遮蔽板, およびシンチレーションカウンターを備えた G.E. 社の蛍光 X 線分析機を用いた。

分析操作の概略はつぎの如くである。

(a) 標準試料の作製: 4 箇の pt ルツボに Table 1 の酸化物を入れ、各ルツボに BaO 2g および Na₂B₄O₇ 10g をそれぞれ加え溶融し、Al 板上に流し Disk をつくる。

(b) 試料の前処理: 耐熱合金は 0.5g を HF-HNO₃ (2+1) 10ml で分解する。蒸発乾固後、水 5ml を加え塩類を溶解し、つぎに HClO₄ 10ml を加え、加熱蒸発

Table 1

ルツボ番号	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4
MoO ₃ (mg)	30・0	20・0	40・0	10・0
WO ₃ (mg)	40・0	10・0	30・0	20・0
Nb ₂ O ₅ (mg)	20・0	30・0	10・0	40・0
Ta ₂ O ₅ (mg)	10・0	40・0	20・0	30・0

して白煙を発生させる。冷却後 HCl 10ml を加え、煮沸して塩類を溶解すると同時に Cr および V を還元する。水 180ml を加える。耐銹合金は 4g を HCl 50ml で分解し、HNO₃ 5ml を加えて Fe を酸化する。つぎに HF 1ml および HClO₄ 25ml を加え、白煙が発生するまで蒸発する。冷却後、HCl 20ml を加え煮沸し、ついで水 250ml を加える。高合金鋼は 0.15~0.3g を HNO₃ 5ml、既知量の Nb を含んだ溶液 5ml、および HClO₄ 10ml を加え、分解し、ひきつづき加熱して白

煙処理を行なう。冷却後、耐熱合金の場合と同様、HCl と水を加える。

以上の操作により、W, Nb, Ta の全部と大部分の Mo が加水分解して沈殿する。残った Mo は a ベンゾインオキシムで沈殿させる。なお、Nb を含まない場合は W の沈殿が不完全になるから、その時は上記のように Nb 溶液を添加する。沈殿は濾紙を用いて濾過し、500~525°C で強熱し、残渣に BaO 2g, Na₂B₄O₇ 10g を加え、標準試料の場合と同様に処理して Disk をつくる。

(c) 測定: 50kV において 10s 試料と標準試料の蛍光 X 線強度を測定し、標準試料より作製した検量線を用いて Mo, W, Nb および Ta の量を求める。

Na₂B₄O₇ による溶融のさい操作を容易にするために BaO を添加するが、BaO の影響は標準試料と被検試料に同量加えることによつて相殺される。

本法では各成分について直線の検量線が得られ、分析結果の精度も良好であつた。(若松茂雄)

(特許記事 871 ページよりつづく)

溶融金属を処理する炉

特公・昭37—3352 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—2—2, 発明: エムリス・ダーヴィース, 出願: プリンポ・スティールワークス・リミテッド, ザ・ウェルマン・スミス・オウエン・エンヂニアリング・コーポレーション・リミテッド

超高压溶鋳炉

特公・昭37—3355 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—9—5 優先権: 1959—11—19(米), 発明: オーウエン・ロンドサラ・ライス, 出願: コッパーズ・コムパニー・インコーポレーテッド

溶鋳炉操業法

特公・昭37—3356 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—6—15, 発明: 鹿子木立郎, 出願: 住友金属工業株式会社

鉄鋳石の新連続還元法

特公・昭37—3357 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—6—25, 優先権: 1959—6—26 (仏), 発明: フランソワ・エシャル, 出願: インスティテュ・フランセ・デュ・パトリオル・デ・カルピュラン・エ・リュブリフィアン

特殊鋼の製造法

特公・昭37—3358 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—1—13, 発明: 堀居太郎, 出願: 志村化工株式会社

鑄鉄の黒鉛球状化剤添加法の改良

特公・昭37—3359 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—6—2 発明: 落合正雄, 鷹股謙二, 喜多新男, 出願: 信越化学工業株式会社

低炭素フェロクロムの製造法

特公・昭37—3360 (公告・昭37—6—2) 出願: 35—12—16, 発明: 市川和男, 出願: 昭和電工株式会社

含クロム鉄鋳より残留ソーダ分の

極めて少い製鉄原料を得る方法

特公・昭37—3455 (公告・昭37—6—4) 出願: 35—12—26, 発明: 有森 毅, 出願: 八幡製鉄株式会社