

抄 録

—製 鉄—

インドのルールケラ製鉄所

(HANS HEINRICH: Stahl u. Eisen, 80(1960) Heft 4 p. 197~206)

西独の Krupp と Demag が建設する Rourkela 製鉄所は、鋼板の製造が目的で、一部は作業開始し、一部は建設中。鉱石は 80km 離れた「Iron Belt」の Bonai 地区の Taldih-Dandahar 鉱床で、6種の鉱石中最も純度の高い硬鉄は Fe_2O_3 96~97% である。石炭は 320 km 離れた Bihar 州の Kargali, Bokaro, Iharia の 3 炭田から鉄道で運び、コークス灰分は約 20% である。

高炉は 3 基で、湯溜径 7.4 m, 有効内容積 995 m³, 日産能力 1000 t である炉底、湯溜、朝顔はカーボン煉瓦裏張である。製鋼工場は 25 万 t の固定式 80 t 平炉 4 基と 75 万 t の 40 t 酸素上吹転炉 3 基で、粗鋼年産能力 100 万 t である。平炉は熔鉄 30~40%, 工場返り屑 60~70% で作業し、有効炉床面積 40.5 m², コークス炉ガスと油の混焚である。転炉は内径 3100 mm で、タール・ドロマイト煉瓦裏張、 O_2 は 10~12 atü で上吹きされ所要量約 60 m³ である。7~16 t の鋼塊が製造される。 O_2 はリンデ・フレンケル法の、3 単位の空気分解設備で製造され、 $3 \times 3300 \text{ Nm}^3$ の O_2 (純度 99.5%) と $3 \times 6500 \text{ Nm}^3$ の N_2 (純度 99.99%) を供給、 N_2 は製鉄所外の肥料製造所に供給され、コークス工場からくるコークス炉ガスの水素とともに肥料を製造する。圧延工場は熱延と冷延とあり、厚板 20 万 t, 中板 30 万 t, 薄板 17 万 t, ブリキ 5 万 t, 合計 72 万 t の鋼板を製造する。設備は 1200 mm 分塊圧延機、逆転 4 段厚板圧延機(最大幅 2950 mm), 半連続広幅ストリップ圧延機(最大幅 1580 mm), 薄板用 4 ロール・逆転冷間圧延機(幅 1525 mm まで), ブリキ用 4 ロール・逆転冷間圧延機(幅 1040 mm まで) である。

以上の設備を中心に、製鉄所のすべての設備が詳述されている。第 1 コークス炉は 1958 年 12 月に製造を開始。コークス強度は 38 mm 以上 95~98%, 灰分約 22%。第 1 高炉は 1959 年 1 月に吹入れ、2 月 3 日に式が挙行された。第 2 高炉は 1959 年末に作業開始の予定、3 号高炉は 1960 年はじめに工事完成の予定。平炉の作業開始までは鋳物鉄を吹いた。鉱石は 25 mm 以下 10~50%, 100 mm 以上 4~5%, 成分 Fe 50~64%, SiO_2 1.6~1.8%, Al_2O_3 3.5~10.0%, MgO 3.0~4.0% で、鋳物鉄は C 約 4%, Si 2.5~3.0%, Mn 1.2~1.6%, P 0.22%, S 0.03% であつた。1 号平炉は 1959 年 4 月に作業開始した。

ルールケラに居住者 10 万人の製鉄都市が建設される予定。工場から 5 km 離れ、ダストも騒音も届かない。目下 7,000 戸を建設中で 5,000 戸完成。300 人のインド人技師がドイツの製鉄所で教育をうけ、職長・組長クラスが数年の教育課程を受けている。第 2 次 5 年計画(1956~1960)で、ルールケラとともにドルガプール(英国建設)とピライ(ソ連建設)の各粗鋼年産能力 100 万

t の 3 国立製鉄所が建設され、既存の製鉄所(タタ製鉄会社、インド製鉄会社、マイゾール製鉄会社)の 300 万 t への拡張と合せて、インドは粗鋼年産能力は 600 万 t に増加する。(中沢護人)

H-iron 法により製造された鉄粉

(GEORGE G. KARIAN: Blast Furn. & Steel Plant, 48 (1960) 3, pp. 276~281)

粉末金属は大別すると a) 機械的粉碎法, b) 化学的あるいは物理化学的方法のいずれかによつて製造される。Alan Wood Steel Co. では流動床直接還元法により、日産 50 t, 年間 18,000 t の高品質鉄粉を製造している。第二次大戦中に国外からの鉄粉輸入が停止したため、国内生産に関して各種の方法が研究された。この方法はその結果開発されたものである。設備は 1. 原料鉱石部門, 2. 水素発生部門, 3. 還元部門, 4. 仕上部門の四部門により構成される。この方法では鉱石中の脈石類を除去できないので、原料鉱石は不純物のないものでなければならない。この鉱石を所定粒度に粉碎して原料にする。水素は部分酸化法により製造する。原料としてはコークス炉ガスをを用い、高圧下で酸素と反応させ、さらにこれに水を加えて変成する。生成した水素ガスは還元容器に下部から 500 psi の圧力で送りこまれる。この中には三段の鉄鉱石微粉流動床があり、温度約 1000°F で還元が行なわれる。第一段のベッドでは還元は約 47% 進行し、第二段で 87%, 第三段で 98% まで還元される。還元された鉄粉はダンプホッパーに圧送され、容器内鉱石は各一段あて下げられ、そのあとに原料鉱石が送入されるセミバッチタイプであり、装入用ホッパー、ダンプホッパーは開閉にあたり内部の気体を置換しなければならない。還元過程では送入した水素の約 5% が水蒸気になり、容器頂部から排出される。この水分は凝集させて除去し、水素は再び還流される。

還元された鉄粉は反応性に富み酸化され易いので、安定化するため無酸化雰囲気で 1200~1600°F に加熱する。用途によつては 2000°F 位に加熱し焼結することもある。安定化された鉄粉は粒度、見掛け比重などを調整の上、出荷される。現在の用途は焼結機械部品、電機鉄心溶接棒被覆、マグネット、パウダーカッティング、スカーフイングなど非常に多種におよんでいる。

これらの用途以外にブリケットにして特殊な溶解用原料、真空溶解用原料としても使用されるであろうし、将来は鉄粉をロールで圧縮後焼結し、さらに圧延して鋼板を製造し溶解過程を省略する方法も研究されている。

(河合重徳)

—製 鋼—

高真空中の鉄冶金 (WILHELM ANTON FISCHER: Arch. Eisenhüttenw. 31 (1960) Heft 1 s. 1~9)

合金元素を含む鉄の真空熔融において、各元素の去就坩堝材の影響を述べ、反応の熱力学的考察で結んでいる。基準および任意の時点の熔鋼量 $1 \cdot l$ 、含有元素 B 濃度 $y_0 \cdot y$ と B の分配率 K_B とから、 $y = y_0 \cdot l^{(1/K_B - 1)}$

を導き、 $K_B \approx 1$ より鋼中B濃度の増、不変、減を知る。真空圧 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ Torr, 温度 1600°C で実験した。酸素は初期 $[C] = 2.08 \sim 0.17\%$, $[O] = 0.024 \sim 0.007\%$ が 1h で $[C] = 2 \sim 0.09\%$, $[O] = 0.002 \sim 0.001\%$ に下り, 20h 後も不変, すなわち酸素は $[C]$ と無関係に減少する。窒素は初期 $[N] = 0.011\%$ に対し, 共存酸素 $[O] \leq 0.002\%$ の時 0.001% (60mn), $[O] = 0.125 \sim 0.2\%$ の時 0.009% (100mn), 0.007% (465mn) (何れも $[C] < 0.01\%$) を示した。水素は $0.5 \sim 0.1 \text{ Ncm}^3 / 100 \text{ g Fe}$ で理論値より高かった。硫黄は共存炭素濃度増加と共に, $\text{CS}_2 \cdot \text{CS}$ を発生蒸発大となる。また $[\text{Si}] = 0.11\%$ で 91% (3mn) $[\text{Sn}] = 2\%$ で 100% の脱硫を見た。燐は共存酸素 $[O] < 15 \cdot 10^{-3}\%$, $= 15 \cdot 10^{-3}\%$, $= 3 \cdot 10^{-2} \sim 17 \cdot 10^{-2}\%$ に応じて増加, 不変, 減少した。共存酸素 $[O]$ の増加と共に, 燐蒸気圧は増大し, 鋼中燐は活動量を増す。砒素は共存炭素, 酸素の量に無関係に蒸発減少する。7h で初期量の 60% が蒸発, $10^{-2}\%$ 濃度でも尚蒸発を続ける炭素と鉄はそれぞれ 2415°C , 1798°C で蒸気圧 1 Torr を示し, 真空中の鉄からは主に鉄が蒸発する。6h で熔鉄中の $[C] = 1.86\%$ が 2.14% に濃縮された。マンガンは圧力 10^{-5} Torr, 4h で 1.06% から $5 \cdot 10^{-2}\%$ へと減少した。珪素の蒸気圧は 1600°C で鉄の $6 \sim 10$ 倍, MgO および Al_2O_3 製坩堝中では, 鋼中共存炭素 $[C] \geq 5 \cdot 10^{-2}\%$ に応じて $[\text{Si}]$ は増加, 減少する。坩堝材はドロマイト, MgO , 珪酸の順にその成分珪素を熔鋼中へと溶出し難い。すなわちドロマイト中の珪素が最も結合力が強い。Cr は 12.6% が 11.6% に, 19.7% が 19% に減少した。Ni と Co の蒸気圧は 1600°C でそれぞれ, 鉄の $1/2$ および 100 倍で, 真空中で熔鉄中 $[\text{Ni}]$ は増加, $[\text{Co}]$ は減少する。銅, 錫の蒸気圧は鉄より大で, 盛んに蒸発し鉄中の濃度は減少する。Mo, W, Ta, Ti の蒸気圧は 1600°C で鉄より 1 桁小さく, 熔鉄中に濃縮される。Mo, W の酸化物は鉄より蒸気圧大, 地金に酸化物の多い時, これら元素は濃度を減少する。

炭素, 酸素を含む熔鋼は, 電解コランダム, 酸化ジルコニウム, ジルコン酸石灰, 製の坩堝から Al, Zr を還元採取し, マグネシア, 石灰, ドロマイト坩堝からは採取しない。低炭素かつ酸素飽和熔鉄は坩堝材と無関係に蒸発と坩堝壁内への浸透で $[O]$ を減じ, 熔融純鉄は, 電解マグネシア坩堝で 400mn で $[O] = 2 \cdot 10^{-3}\%$ が $25 \cdot 10^{-3}\%$ に, ドロマイト坩堝で 340mn で $[O] = 2 \cdot 10^{-3}\%$ が $7 \cdot 10^{-3}\%$ に増加し, 石灰坩堝では $[O] = 10^{-3}\%$ が 6h を通じ無変化に保持された。 Al_2O_3 と ZrO_2 の解離平衡恒数が $2 \sim 3$ 示され, 例えば, 純鉄熔解, 7h 後に, Al_2O_3 坩堝で $K'_{\text{Al}_2\text{O}_3} = [\% \text{Al}]^2 \cdot [\% \text{O}]^2 = 4 \cdot 10^{-14} \sim 7 \cdot 10^{-11}$, $K_{\text{Al}_2\text{O}_3} = \alpha^2[\text{Al}] \cdot \alpha^3[\text{O}] = 2 \cdot 10^{-14} \sim 9 \cdot 10^{-12}$, ZrO_2 坩堝で $K_{\text{ZrO}_2} = [\% \text{Zr}] \cdot [\% \text{O}]^2 < 1 \sim 4 \cdot 10^{-10}$ などが実測され, 諸文献における他の研究者の報告値と, 充分に一致している。(本多 孝)

世界最大真空誘導炉 (J. W. BRYNE: Metal Progress, 77 (1960) No. 4, pp. 83~86)

世界最初の 5000 lb 真空誘導炉の構造と操業の報告である。炉の構造は半連続鑄造を行なうために添加槽, 溶解槽, 鑄造槽を有し, それらは互いに独立して真空にす

ることができる。添加槽は溶解槽の後方に双子垂直円筒状をなしている。溶金は溶解槽から樋によつて鑄造槽にある tundish を通して鑄込まれる。ルツボは溶解槽と共に傾けられるので, 溶解槽の径を増大すれば溶解量を増大することができる。この場合, 大きな円筒シールの設計が問題であるが, これも解決の見込がついた。電力は 550kW, 890-cycle 単相発電機 2 基を並列とし, 更に攪拌用に 800 kVA, 30-cycle 2 相発電機によつて, 従来のフォーループ型攪拌の欠点を除くために低周波複相攪拌によるツウ・ループ型攪拌を行なっている。すなわち添加物は短時間に完全に混合され, 主に溶湯の完全な脱ガスに要する時間を縮める。例として, Vdimet-500 の 5000 lb チャージの場合 Al や Ti 添加の混合に要する時間はほんの 60 秒である。薄板とされた yoke の使用はコイル外部の磁場のためにも, コイルとルツボの組立の機械的支えともなる。これは真空誘導溶解のコストや時間の問題以上にライニングの寿命を延ばす助けとなつている。

操業にあつて, 溶解槽は $2 \times 10^{-2} \text{ mmHg}$ 以下に下げられ, 始めはゆつくり加熱して 75~85 分後に溶け落ちる。湯の攪拌中は精錬と脱ガスが行なわれ, 10^{-2} mmHg 以下に保つ。圧力が予定した値に達した時に添加を行ない, そして低周波攪拌を 5 分間行なう。次にサンプル検査をする。注入時間は鑄型の種類と使用する金属によつて 10~25 分を要する。注入後, インゴットは十分な真空中で凝固される。

結論として, 5000 lb 炉により, 1 月当り 500,000 lb 製造することができ, 能率も良くなつた。更にこの革命的設計は 10,000 lb やそれ以上の溶解が真空誘導溶解法により可能なることを証明している。(水野 博)

電気低炉および電弧製鋼炉よりなる粗鋼生産設備の物質精算と熱精算 (G. SCHWEISGUT: Stahl u. Eisen, 78 (1958) 407~412)

電気低炉での赤鉄鉱製錬の熱精算結果は第 1 表の通り。

使用鉱石は Fe_2O_3 90.41%, SiO_2 3.00%, Al_2O_3 1.43% の赤鉄鉱 1465 kg/t pig, 還元材には固定炭素 77.85%, 灰分 14.71% の無煙炭 420 kg/t pig, ほかに鉄鉄当り電極 15 kg, 石灰石 231 kg, 珪石 74 kg, Mn 鉱 30 kg (MnO_2 65.68%, Fe_2O_3 24.31%), 電力 2520 kWh を要し, 鉄鉄, 鉄滓, 廃ガスの組成(%)などは第 2 表の通り。

電弧製鋼炉の熱精算結果は第 3 表の通り。

この場合熔鉄と鋼屑の比は 1:1, ほかに赤鉄鉱 142 kg, 石灰石 40 kg を使用し, 粗鋼の C は 0.10%, 鉄滓は塩基度 2.27 で 44.40 kg/t, ガスは発熱量 2580 kcal/Nm³ で 55.40 Nm³/t。

電気低炉は高炉にくらべて建設費が遥かに安く, 鉱石も粒度小なるものでよく, また高温に上げられるため還元反応を促進でき, とくに脱 S は良好である。材料の配合計算も容易で, 前表のように全熱量の 47% が熔鉄に 38.4% がガスに配分され損失は約 11% で高炉にくらべて小である。これに対して電弧製鋼炉では全入熱の 88.4% が粗鋼に入り, 損失は 3% となつている。両者を通算して粗鋼 1 t 当り電力量は 1730 kWh, また所要

第 1 表

入 熱 %			出 熱 %		
電 力 (2520kWh)	43.25		鉄 鉄 { 潜熱 (Fe, C, Si, Mn, P, S の還元熱)	39.83	
還 元 材 { C→CO ₂ , S→SO ₂ }	54.30		鉄 鉄 { 顕熱	6.19	
(無煙炭420kg) { CH ₄ →CO ₂ +2H ₂ O }			鉄 鉄 { 熔融熱	1.04	
電 極 (15kg)	2.26		鉄 鉄 { 潜熱	0.51	
装 入 物 顕熱	0.19		鉄 鉄 { 顕熱	2.65	
			鉄 鉄 { 熔融熱	0.62	
			鉄 鉄 { 潜熱 (発熱量)	34.18	
			鉄 鉄 { 顕熱	3.67	
			鉄 鉄 { 蒸発熱	0.53	
計	5,016,760 kcal	100%	計	4,475,588 kcal	89.21%
			冷却, 変圧器, 電氣的損失	10.79%	

第 2 表

	C	Si	Mn	P	S	出鉄温度
鉄 鉄	4.00	0.50	0.57	0.12	0.04	1450°C
	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaO+ MgO/SiO ₂	出滓温度
鉄 滓	37.27	4.96	42.21	8.72	1	1450°C
	CO	CO ₂	H ₂	CH ₄	温 度	発熱量
廃ガス	71.16	19.04	7.80	12.00	700°C	2535 kcal/Nm ³

第 3 表

入 熱 %		出 熱 %	
電 力 (550kWh)	19.40	粗 鋼 { 潜熱	71.88
熔融鉄鉄 { 潜熱	38.36	粗 鋼 { 熔融熱	2.55
(469kg) { 熔融熱	0.60	粗 鋼 { 顕熱	13.95
鋼 屑 { 潜熱	5.57	鋼 滓 { 潜熱	0.32
(469kg) { 顕熱	33.71	鋼 滓 { 熔融熱	0.18
添加物および水分の	0.04	鋼 滓 { 顕熱	0.95
顕熱		鋼 滓 { 潜熱	5.85
電極炭素 (7kg)	2.28	ガス (55.40 Nm ³) { 蒸発熱	0.16
		ガス (55.40 Nm ³) { 顕熱	1.21
計	2,441,527 kcal 100.00%	計	2,367,422 kcal 96.96%
		冷却, 変圧器, 電氣的損失	3.04%

熱量は 68 万 kcal となる。なおこの粗鋼所要熱量の約半分は均熱炉へ赤熱のまま鋼塊を装入することによって回収される。(田中良平)

酸素吹精率の簡易計算 (G. W. HEALTY: Prod. Electr. Furn. 16 (1958) pp. 552~258)

この報告は、ステンレス鋼熔解の酸化期における酸素所要量と、初期条件、吹精条件、最終結果の一般関係を与える 8 つの図表を用いて説明している。酸素所要量と酸化経過時間当りの平均吹精率を算出する迅速計算法を与え、実際操業の前に、計算により最良点を求めることを推奨している。計算はつぎの段階によっている。

熔鋼中の C の酸化熱、メタルの酸化熱、電気エネルギーの入力と、炉+メタル系の温度上昇、鋼浴の熱損失の出力との間の熱平衡方程式を、装入 t 当り kWh を用

いて立て、これらの各項を、C, Cr, Si の変化、Cr と Fe の酸化熱、未熔融部分の熔解熱、電気エネルギー、温度上昇、熱損失 (炉の大きさの函数) 空気中の O₂ の侵入率で表現し、方程式の左辺に鋼浴の成分変化と最終温度 (酸化期末温度の函数となる項を集め、右辺に炉の大きさ、時間、温度の変化の函数となる項を集める。

成分変化による入力比熱と成分変化よりえられるが、計算の第 1 段階では、酸化初期の C, Cr, Si%, 温度 °C 未熔融部分の割合、電気入力を与え、酸化期末の最終条件として C, Si% を与える。酸化期末 Cr% と温度は、未知変数として置き、方程式の左辺を、C, Si の変化などによる既知熱量と、Cr の変化に必要な未知量との和として表わす。

ついで、酸化期末温度を数段階に与えると、温度と最初の C% と Cr% の関係を示す図表から酸化期末の Cr% が求まる。すると、Cr% の変化が求まるから、% 当り Cr 酸化熱と吹精後の Cr% の関係を示す図表を用いて、Cr の変化に伴う熱量を求め、方程式の左辺を完成する。この熱入力と温度上昇から、酸化経過時間が求まる。

これらに必要な酸素量を求めるには、まず C, Si の酸化に要する酸素量を、単位重量あたりの所要量 (ft³/lb) と成分変化より求め、図表からえた Cr% に対する所要量を加える。これは消費される全酸素量であるから、この値から、図表と経過時間より求めた、空気の侵入につれて供される酸素量を差引くと、酸素所要量がでる。これを経過時間で割り、吹精率をうる。

メタルの酸化は、図表から、装入 t 当りの酸化量をうるが、これを鋼滓から還元するために必要な Si 量は、Fe と Cr の酸化に必要な酸素量に、熔け切るまでに酸化された部分を加えたものに対し、理論的に求まるが、後者は経験的に知られているに過ぎない。

この計算に用いられた図表のうち、一部は実際操業の影響を受け、精度はおちるが、他は実験室ならびに現場での実験結果で、信頼性は高い。(八巻雄三)

一 性 質

Cr-Fe 系 および Cr-Ni 系における σ 相の電子光学的研究 (H. J. SCHULLER und P. SCHWAAB: Z. Metallkunde, 51 (1960) Heft 2, 81~84)

Cr-Fe 合金 (35, 45, 60% Cr) および Cr-Ni 合金

(55, 70, 85% Cr) をコロジョンフィルム上に蒸着させて薄箔を造り、アルミアセテートでコロジョンを溶解し残った金属箔を電子顕微鏡と電子回折で試験した。

Cr-Fe 箔は高真空中で 300, 350, 400, 500, 600, 750, 900, 950, 1025°C に種々の時間加熱後できる限り速く水冷して試験した。300°C 144 h 加熱ですべての試験合金に σ 相の回折リングを認め、350°C 120 h 加熱で判然と σ 相を確認し得る。1025°C 迄のすべての高い温度で加熱した箔に σ 相が見出されるのであるが σ 相の存在限界がかかる高温迄あると結論してはならない。何となれば低い温度での σ 相の変態は compact な材料と比較すると試験材料では非常に速やかに生起するので、この実験での急冷操作が冷却途中の σ 相形成を押えるに不十分であつたと考えられるからである。

Cr-Ni 箔は高真空中で 300, 400, 500, 600, 950°C で加熱急冷後試験した。300°C 144 h 加熱後ではなお全然 σ 相は認められないが 400°C 144 h 加熱ですでに σ 相が確認される。高い加熱温度のものも σ 相が認められるがこの場合もまた Cr-Ni 二元系中の σ 相の存在範囲が 950°C まで達するという結論は引き出されない。何となれば σ 相の形成が冷却中に起り得るからである。500°C における変態速度はなお少ないことが確認されるので相範囲の上限はすべての場合 500°C 以上にある。

(小犬丸胤男)

高温における数種の耐熱金属の抗張力について

(B. L. MORDIKE: J. Inst. Metals (U.K.) 88 (1960) 272)

最近特に 1000°C 以上の高温における金属の強度に関する研究が必要になつて来ている。そこで短時間の高温抗張力試験は、長時間試験またはクリープ強度についての十分な研究方法ではないが、高温強度に関する問題を解明する第一歩として、数種の耐熱金属の抗張力と温度との関係をあきらかにし、その際引張り破壊の形式を調べる。実験に使用された金属は、ニオブウム、タンタル、タングステン、モリブデンであり、各試料とも 99.98% 以上の純度を有する粉末より焼成されたもので、試験片は長さ 27.5cm, 厚さ 0.15~0.3mm のリボン状で、標点間距離 3cm, 標点間の幅は 3~6mm である。

実験装置は 0°~800°C は Hounsfield の tensometer を使用し、800°C ~2300°C の温度範囲では D.A. Melford の装置を改良し、特に高温部測定には Tinsley 型の optical pyrometer を使用してゐる。また試料の変形率は炭素蒸気による試片の汚染を考慮して 52%/mn を採用している。

実験結果として高温溶融金属は低温融溶金属の場合と色々な点で相似的なものであつた。すなわち抗張力は温度が上昇するにつれて、かなり減少し、2000°C 附近の強度は室温の場合の 10 分の 1 程度である。強度減少の原因は試料の再結晶と結晶粒の生長による。それゆゑに再結晶処理を行なつた試料は同一試料でも、処理を行なわなかつた場合とでは抗張力-温度曲線は異つたものとなる。またニオブウムとタンタルは、試料作成時に焼鈍処理を受けているので異つた曲線を示さない。一方炉壁および試片から発生する炭素蒸気のため、試片の表面に炭化物ができて、内部に拡散し、試料と共に共融合金をつ

くり、その融点を下げる。これはモリブデン、タングステン、ニオブなどにも見られるが、融溶してしまうモリブデン以外は、高温において融点の低下を起すのみで、破壊の形成は炭化物発生に関係なく、高温度における化学反応による金属の機械的性質の減退は二次的なものと考えられる。また試片の破壊の状況については、三つの形式が認められ、室温ではタングstenは脆性破壊を示し、モリブデン、タンタル、ニオブウムは劈開破壊を起す。温度が高くなると、皆延性が増し、高温では Cup-and-Cone 型の破壊となり、再結晶温度以上では、結晶粒界破壊になる。

また破壊の型は応力-歪曲線と関係があり、例えば、ニオブウムの場合は 1450°C で可塑性変形を行ない、1650°C で最大の可塑性を示し、更に温度が上昇すると、結晶粒界破壊を起す。迂り変形から粒界移動変形への移行は延性結晶粒内破壊から結晶粒界破壊への移行に対応している。(中田栄一)

Castaing's "Electron Microprobe" による X 線分光法とその冶金学および鉱物学的研究に対する応用

(J. PHILIBERT: Third International Conference on Nondestructive Testing, May (1960) Preprint, No. 35)

本報告は、東京で行なわれた第 3 回非破壊検査国際会議において発表されたものである。いわゆるエレクトロンプローブ X 線マイクロアナライザーについて、その原理、発展経過、Castaing の作った装置の性能、操作および使用法を簡単に述べ、さらに IRSID およびその他の研究所で実施した例をあげてその応用および効果につき述べている。

Castaing の装置を少し改良し、現在では、分析し得る最小範囲は直径約 1 μ , G.M. 計数管および比例計数管を用いて、元素番号 11 すなわち Na より重いすべての元素の検出が可能である。200 ppm まで検出可能であるが、その時の精度は約 20%, そして、5% 以上含まれた場合は約 1% の精度で検出分析可能。(操作法、試料調整法などについては略す)。

この装置を用いて研究した例を次に列挙し、簡単に記す。

I. 樹枝状偏析に対する応用

(1) Al-Cu (1~2%) 合金の凝固の際の偏析。

冷却速度を変えた試料について実験し、Cu が固相-液相の境界面附近に濃縮され、樹枝状内部の 10~12 倍になつてゐることを示した。

(2) Fe-X および Fe-C-X (ここで X: AS, P, Si, Mo, Mn, Ni) の鉄合金の研究。

X が As の場合についてみると、Fe-C-As 合金における偏析係数は Fe-As 合金の場合の約 30 倍であり、他の元素の場合などを総合して、C との親和力が強い元素ほどその偏析は強くなることを示した。

II. 鉄鋼の帯状組織の研究

Cr, Ni, Mo, Mn, Cu の各元素の偏析状態を調べ、帯状部に元素が偏析されるという結果を示すとともに、熱処理によつてその均一化の必要性を述べている。

III. 相変態による微小な不均一性

ステンレス鋼に析出した炭化物の近傍と炭化物のない

地の部分の Cr および Ni の成分量を調べ、前者においては 8.7% Cr, 40% Ni であるのに対し、後者では 11.1% Cr, 36.2% Ni と異つた組成であることを示し、耐蝕性の観点から論じた。

IV. 鉄鋼中の非金属介在物の研究

各種の鋼中の非金属介在物につき、その構成成分を調べ Ti で脱酸した鋼では、Ti が非金属介在物中に大部分(例えば、ある介在物では Al 3%, Ti 54%, Mn 6.5%, Fe 0.7% の組成を示した)入ることを示した。また、Almino-silicate は Mn が多くて Fe が少ないのであるが、顕微鏡で見た場合に silicate と誤認されていた。しかし、本結果によれば、Manganese aluminate というべきものであることを述べている。

V. 金属中における成分拡散の研究

U-Zr, U-Mo, U-Ti につき、その γ 領域における Zr, Mo, Ti の拡散を調べ、その拡散係数、活性化エネルギーを計算。さらに Kirkendall 効果について測定を行なつた。

VI. 鉱物学的研究への応用。

例として、Chalcopyrite 中の Cobaltiferous 介在物の分析が述べられ、 Co_3S_3 (linnaeite) は (Co, Cu, Ni, Fe) $_3\text{S}_4$ とするべきものであることを示した。また、spinel, garnet などを研究し、赤色の garnet には、緑色の garnet の Mn 量の約 5 倍の Mn を含むことも示している。

VII. ステンレス鋼の粒界炭化物の研究。

エキストラクションレプリカ法で、粒界炭化物を抽出して調べ M_{23}C_6 であることを示すと共に、Cr/Fe の比を明らかにした。18-8 鋼 (Cr 18.6%, Ni 8.2%, C 0.05%) を 1200°C 焼入後、750°C で焼もどした場合、Cr/Fe は焼もどし時間に従つて次のように変化することを 1 例として示した。

	5mn	15mn	1 h	24 h	168 h
Cr/Fe	1.6	1.3	2	3	3

以上のように、冶金学および鉱物学の研究において、効果が大きく、基礎的な研究装置で、さらに発展されるだろうと結論している。

尚、非電導性物質の場合には、その試料上に約 50Å 以下の薄い金属層を附着(蒸着などによる)させれば、応用し得ることを附け加えている。(内山 郁)

発電装置に用いられる鍛造材の遷移温度におよぼす影響について (B. CINA & P. JUFF: J. Iron & Steel. Inst (U.K.) 193 (1959) Part 4, 329)

本稿には、ターボ交流発電機に用いられる、12 m の長さのロータおよび 1.6 m の外径のタービン・ホイール用の低合金鍛造材の遷移温度を低下させるために、これら遷移温度におよぼす種々の冶金学的因子の影響が報告されている。これらの低合金鍛造材の遷移温度は、4 つの主因子すなわち、(1) 母材のオーステナイト結晶粒度、(2) 変態生成物、(3) 引張強さ、(4) 焼戻脆性範囲によつて影響される。また、3% Cr-Mo 鋼では炭素量が第 5 の因子として影響する。

ASTM 番号で 1 だけ結晶粒の大きさが小さくなると、遷移温度が約 14°C だけ低下する。また、引張強さが 1t/in² だけ弱くなると、3.2°C だけ遷移温度が低く

なる。

実際の使用応力の点で充分の引張強度を必要とするので、この強度を低くすることは好ましくない。次に、オーステナイト結晶粒度を微細化することは容易である。ロータ・シャフトのような大型鍛造材では徐熱とか長時間ソーキングは必要である。この熱処理のため結晶粒は粗大化しやすくなるので、V の如き添加元素を加えることにより結晶粒の生長を阻止する。他方、この添加による結晶粒の微細化は焼入能を低下させて、かつ変態温度を高め遷移温度を高める傾向を示す。

現在のところでは、大型鍛造材をマルテンサイト組織に変態させることは実際的でないと思われる。しかし 3% Cr-Mo 鋼ではパーライト組織に変態させることは可能である。一定の引張強度では、パーライト組織やマルテンサイト組織の鋼を焼戻したものは、パーライト組織やフェライト組織を焼戻したものよりも遷移温度は低い。

3% Cr-Mo 鋼の鍛造材は焼戻・脆性に関して敏感であるように思われるけれども、他の鋼種に比較して一般に低い遷移温度を示す。大型鍛造材は焼戻温度より急冷することは残留応力を高めるので、この焼戻脆性を避ける急冷法は実際的に適用できない。それで、大型鍛造材の焼戻脆性をできるだけ低減するために鋼の組成を調整する必要がある。P は焼戻脆性を増大させる元素であると一般に考えられているが、本稿の研究結果では焼戻脆性と P の含有量との間には相関が認められなかつた。これは供試材料の P の組成の変化は非常に僅かであつたためであらうと考えられる。

大型鍛造材の遷移温度を低下させる最も有効な方法は (1) オーステナイト粒度を微細化させること、(2) パーライト変態をおくらせるような焼入性をもたせるようにすること、(3) できるだけ焼戻脆性を低減するような鋼の組成を適当に決めることなどである。(上野 学)

放射性同位元素と X 線の比較

(JOHN A. REYNOLDS: Blast Furn. & Steel Plant, 48 (1960), 3, pp. 282~284)

最近 X 線、放射性同位元素などによる非破壊試験が多用されているが、線源としていずれを用いるかは大きな問題である。両者の主要な相異点は

1. X 線はその強度を広い範囲にわたつて変化させる。したがつて用途に応じ最適の値を選択できる。同位元素は放射線強度が常に一定である。
2. X 線は入切は意のままであるが、同位元素は常時放射線を出しており、取扱に注意を要する。
3. 放射性同位元素には電源が必要でなく、どのような場所でも使用しうる。X 線は電源をえるのが困難である。
4. 通常は X 線の方が強度が大で露出時間を短縮しうる。比強度の大きい同位元素を使用すればこの差は小さくなる。しかし同位元素はあらゆる方向に放射線を出すのでこれによる利点もある。
5. 同位元素は露出のコントロールは時間のみであるから X 線の電圧、電流および時間をコントロールするのに比し容易である。

(以下 682 ページにつづく)