

抄 録

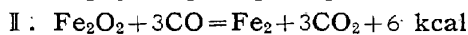
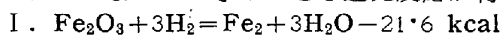
一製 鉄一

鉄鉱石の直接還元における天然ガスの使用

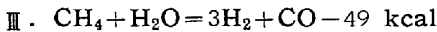
(H. Galluser: Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 46, No. 12, 1958, 1301/1302)

元来鉄鉱石というものは不純物の多いもので、これをコークスとともに熔鉱炉で製錬した鉄鉄はかなりの不純物を含有している。以後の平炉や転炉における精錬はこれら不純物除去の意味もある。と前置して、著者は Geneva の The Ateliers des Charmilles S.A. において Frankfurt-on-Main の LURGI Gesellschaft für Chemie und Hüttenwesen m.b.H. と連繋して行った天然ガスによる鉄鉱石の直接還元法の研究結果についてつぎのごとく述べている。

装置は細長い還元炉と CH₄ 吹込パイプ、循環ガス中の H₂O 除去装置、コンプレッサー、脱 CO₂ 装置、H₂+CO ガス吹込パイプより成り、炉底に吹込まれた H₂+CO ガスによつてつぎのごとき還元反応が行われる。



還元層は外部より誘導加熱されており、約 900°C に保たれている。この鉄層の内部に CH₄ ガスが吹込まれ、前記 I, II の反応で十分の H₂O ができているので



なる反応で分解され、天然ガスは完全に利用される。

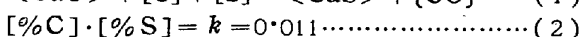
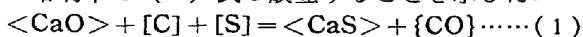
装入、排出は自動的にされ、排ガス中の H₂O と CO₂ は除去され循環される。作業者は一人で十分である。鉄石は十分還元されており製鋼に際しとくに精錬する必要はない。天然ガスの代りに炭素によつても本法は還元可能である。それは鉄石を粉砕したコークスまたは木炭とともに上部より装入し、排ガスの循環精製による CO+H₂ ガスは下方より吹込まれる。還元生成 H₂O は C によつて CO と H₂ になるが約 20% の H₂O が不足する。

前者の方法では Fe ton 当り CH₄ 200m³、電力 850 kwh、損失熱に相当する熱の 3 つのエネルギー源を要し後者の方法では、C 160 kg、電力 850kwh、損失相当熱である。還元率は約 98% である。転炉鋼、平炉鋼はそれぞれ約 \$ 70, \$ 80 であるが、天然ガス法一製鋼法では \$ 50 ですむ。(中村信夫)

固体石灰およびドロマイトによる熔鉄の脱硫

(W. A. Fischer, H. Spitzer: Arch. Eisenhüttenwes 29 (1958) Sept. s. 535~542)

固体石灰による脱硫反応は (1) 式で示されるが、この平衡関係については Fischer, Cohnen が CaO-CaFe 坩堝中で (2) 式の成立することを示した。



また Rosenguist は熱力学的計算により (1) 式に対し $\Delta G_1^0 = 27.05 - 27.55T$ を与えているが、本研究は本反応の諸成分の活量を考慮して平衡関係を確立しようと

した。

実験方法: 25KW の中周波炉で自製の CaO, ドロマイト坩堝を使用しスエーデン錬鉄を原料とする。実験毎に 1.5 kg を使用、浴の真上に town gas をふきつけて空気と浴との接触を防ぐ。温度測定は熱電対および光高温計を併用し、分析試料は Rotosil 管で吸上げた。実験はつぎの 6 群に分れる。第 1 群: 石灰またはドロマイト坩堝で底は CaS でスタンプし、湯面は cover せぬ。第 2 群: 坩堝の条件は第 1 と同じ、湯面は CaO またはドロマイト粉で cover する。第 3 群: 前者と同様であるが CaO あるいはドロマイト粉と CaS を混合して湯面を cover する。第 4 群: 坩堝の底は CaS のスタンプをしないで CaO あるいはドロマイトのままとし、湯に FeS を添加加硫しておき、ついで CaO あるいはドロマイト粉を少しずつ継続して加えて平衡に達するまで脱硫する。第 5 群: 第 4 と同じであるが加硫後 CaO は一度添加するだけである。第 6 群: 坩堝条件は第 4, 第 5 と同じであるが、多量の CaO あるいはドロマイトをよくまぜて湯面下の坩堝壁にはりつけ、しかる後湯面を CaS で cover する。かくして実験中 CaO が CaS と多量に固溶することを避けることができる。

実験結果: 実験は大部分 1600°C で行われた。CaO あるいはドロマイトによる脱硫の結果 [C%]・[S%] の値は C% が増すにつれ低下するが、CaO, ドロマイトのいずれにも関係なく同一曲線で示される。しかしいずれも第 4 群の実験のとき [C%]・[S%] の値は最小の値を示す。脱硫限度におよぼす温度の影響はほとんど認められなかつた。また第 4 群の実験において CaO 添加後 CaF₂ を加えるときに S は低下する。一方において保護ガスを遮断したり、スケールを添加して FeO が高くなると、明らかに復 S して S 値は高くなる。

[C%]・[S%] の積を考慮するときそれぞれの活量係数を考えて (3) 式のごとく表わすと f_C^C , f_S^C の既知の値を入れ (4), (5) の結果が得られる。

$$[ac] \cdot [as] f_C^C [C\%] \cdot f_S^C [S\%] \dots (3)$$

$$\text{第 4 群に対し } [ac] \cdot [as] = 0.0135 \pm 0.0015 \dots (4)$$

$$\text{第 6 群に対し } = 0.0215 \pm 0.004 \dots (5)$$

この両者の差はつぎのごとく考えられる。前者の場合は CaS が高温で CaO 中に固溶しているが CaO は過剰にありその活量はほぼ 1 と見做されるに対し、後者は固体 CaO および CaS は互いに平衡状態にはなく、両者とも固体で活量は 1 と見做することができる。したがって (4) と (5) の比を a_{CaS} と考えると第 4 群において $a_{CaS} = 0.63$ となる。この値をとり (1) 式の平衡恒数 $K_1 = \langle a_{CaS} \rangle \cdot \{p_{CO}\} / \langle a_{CaO} \rangle \cdot [ac] \cdot [as]$ を求めると 1600°C で $K_1 = 46.5$ を得た。

FeO の混入による脱硫の妨害は同様に FeO-CaO 系状態図および CaO の活量を考慮することにより理解される。これから考えると Bo Kalling による Rotor 法や固体粉石灰吹込みによる脱硫の実施には石灰は鉄酸化

物を固溶してはならぬことを特に注意すべきである。(井上道雄)

— 製 鋼 —

高真空下における熔鉄の挙動 (W.A. Fischer, A. Hoffmann; Arch. Eisenhüttenwes. 29 (1958) Juni. s 339~349)

実験に使用したのは Firma Balzers, Typ VG25の真空熔解炉で熔解重量 5kg である。坩堝は電熔 MgO, 電熔 Al₂O₃, スタビライズした ZrO₂, Ca-Zirkonat, CaO, Dolomit 等を自製で使用した。原料は純鉄およびスエーデン鉄から熔製したもので, C は 0.1~3.5%, Si, Mn, Al, As, Cu, Mg は 0.00x% 程度, P 0.001~0.027%, S 0.003~0.138% であつた。10⁻³~10⁻⁵Torr で 6~7h 熔解をつづけ 3~4 回途中で試料採取(鑄型に Cast した)する。

[N]: 10⁻⁴ Torr 下で 1550~1650°C で N の溶解度は分析限度以下になる筈であるが実際には大多数 0.001% 以下に下つた。

[H]: 1600°C における溶解度は Sieverts の法則からは 0.03 Ncm³/100g となるが, 本実験では 0.3~4.8 Ncm³/100g の範囲にあり 10~100 倍高い。

[P]: P の蒸気圧から考えると高真空中で P は vaporize すべきであるが, P 0.012% 以下の試料はほとんど変わらない。また P 0.012% 以上のときは坩堝に関係なく 0.025~0.04% にふえている。これらの結果は熔鉄中の P の活量を考慮すべきことを示しているがなお今後の研究にまつところあり。

[As]: 原料中の As は 0.002~0.008% で低いが, 真空熔解でさらに 0.001~0.004% まで下つた。

[S]: 熔鉄中の S の分圧は 0.05~0.3% S のとき 10⁻⁵~10⁻³ Torr で大体本実験と同じであるが C を含むときは CS₂, CS 等の生成が見られ, 1600°C で前者は 1 Torr 程度になる。本実験ではすべての坩堝で S の減少がみられた。すなわち始め 0.003~0.057% が終りに 0.001~0.009% となつた。炉壁に凝結した鉄中の S は 0.015~3.3% で C の高い試料のときいちじるしく高かつたことは C-S 化合物の蒸発を意味する。

[C, O]: C の蒸気圧は Fe より小さいので C 1% 以上の試料では 6~7h で 0.11~0.54% C の増加がみられる。一方 [C]-[O] 間の反応は真空中では速やかに進行し, 最終 [O] は多くの場合 0.001% で測定限界にあり, low C の場合 [C] は最低 0.001~0.003% に達する。

[Mn]: 1600°C で Fe より 20 倍蒸気圧が高いので高真空中では容易に蒸発し, 0.008% のものは <0.001% になる。

[Si]: C 0.1% 以下のとき一般に Si は下り, 最終 0.004~0.001% Si となる。C 0.1~3.5% のとき始め 0.001~0.018% Si が 0.01~0.13% に増加した。これは C を含む melt は坩堝材から SiO₂ の還元を起すからである。

[Cu]: Cu は真空中で蒸発するので始め 0.002~0.05% Cu が一般に低下し最終値 0.001~0.02% になる。

一般に high C の melt は真空中では一層坩堝の構

成々分を還元しやすいので電熔 Al₂O₃ 坩堝の場合 0.002~0.020% Al だつたものが 6~7h 後 0.1~0.2% にふえている。MgO, CaO 坩堝では Mg, Ca は 0.001% 程度に過ぎなかつた。純鉄の真空熔解にあつては, 1600°C で MgO の分解酸素圧が酸素飽和鉄のそれより 10 倍も大きいことから MgO 坩堝では [O] がふえる傾向にあり, 本実験では [O] の吸収速度は比較的小さいが, 7h 後 0.025% に達した。これに反し CaO 坩堝では 10⁻⁴ Torr で 6h で 0.006% [O] から 0.001% に減じ, MgO より CaO 坩堝の方が適していることを示す。また ZrO₂ や Ca-Zirkonat の坩堝では 7h 後 [O] は 0.002~0.001% に過ぎず, [Zr] も <0.0001% であつた。(井上道雄)

純酸素精錬についての研究

(Paul Metz: Blast Furnace and Steel Plant, 46 (1958) No. 10, p. 1065~1069, No. 11, p. 1187~1191)

約 10 年以前から転炉精錬に対し酸素富化あるいは酸素水蒸気を使用する研究が行なわれて来た。この研究の目的は従来平炉でのみ製造可能であつた低窒素, 低燐含有量の冷間で靱性の大きい鋼を製造することであつた。そのために各種の実験を行つたのち純酸素と粉末石灰の鋼浴への吹きつけによる精錬, 中間除滓を行う方法の効果的なことが認められ, O-C-P 法が完成された。

この実験に使用したのは容量 26 t の塩基性転炉で高さ約 5m, 鋼浴深さ 0.8~1.25m, 実験時装入量 21.7~32 t で各溶解ごとに鋼浴深さを測定した。ランスのは設備の関係で真直ものが使用できず, まげて使用した。上下方向への移動と同時に廻転運動が可能でノズルは任意の位置に置き得る。計測記録および制御関係としては火焰放射記録計, 酸素圧, 湿度, 流量の記録, 制御および石灰の流量, 重量測定, 冷却水流量, 圧力の記録などが行なわれる。

使用する鉄は塩基性転炉鋼で C: 3.35~4.12, Si: 0.10~0.63, Mn: 0.31~0.65, P: 1.73~2.00, S: 0.032~0.068 のものである。

石灰はボールミルで粉碎して, 純酸素中に懸濁, 炉内に吹き込む。酸素は通常 96~97% で数溶解 99.5% の純度のものを使用した。

第一回の試験は比較的高 C 含有量の時に十分な脱燐を行う条件を決定することで, 純酸素と石灰の共用によりこれは容易に行いえた。吹精条件により固体, 液体の鋼滓が容易に得られ, 脱燐が行なわれる。液状の鋼滓ははげしい泡立ちを生じ操業を困難にした。しかし適当に制御できればこの現象は種々の点で有用で検討の結果つきのごとき方法が良いと認められた。

鉄鉄, スクラップ, 使用量の 1/3 の石灰, ボーキサイト若干, 鉱石少量, 鉄鉄の Si が低いならば若干の珪砂を初装し, ランスを高い位置に置いて吹精する。この状態を約 5 分続けこの間には石灰を吹き込まない。この間に液状鋼滓が生成し泡立つ。この時期に石灰の吹き込みを開始し次第にランスを下げる。吹精は C が 0.7% に到達した時に中断し除滓を行う。これまでに約 14 分間, 温度は 1570~1650°C, 石灰消費量は 132~177lb/t

である。除滓鋼滓中には P_2O_5 25%, Fe 4% を含む。溶湯中の P は 0.2% 以下である。除滓後湿度調整を行い、再吹精を所要時間行つて終了する。この時間は C 量によつて変り普通 3~5 分で、全所要時間は 26~28 t で 16~20 分、石灰使用量は合計 80~120 kg/t になる。吹精終了後に必要量の Fe-Mn を添加し出鋼する。

以上の精錬法により大量のスクラップ配合が可能となり、スクラップ 214.6 kg/t steel, 銑鉄 878.4 kg/t steel が可能となつた。鉍石、Fe-Mn 中の鉄分を合わせて考えれば総合歩留は 90.14% である。石灰消費量は 185 lb/t で、他の製鋼法に比しても十分満足すべき値である。平均酸素消費量は 1940 ft³ であつた。

製品の成分は比較的均一で高 C 含有量で低 P 含有量のものが得られた。窒素含有量は酸素純度によつて決定されるもので 99.5% の酸素を使用すれば 0.0025% 以下になる。脱硫率も大きく平均 62% であり酸素含有量は平炉鋼の場合と類似であつた。以上の結果から見ると O-C-P 製鋼法は十分に興味ある方法である。

(河合重徳)

一 性 質

アルミニウム被覆鋼線 (Ronald E. Griffiths; Wire and Wire Products, Nov. (1958) p. 1358)

使用されているアルミニウム被覆鋼線は、熱湯浸漬法をもとにした数種の方法で作られ、鋼の機械的性質とアルミニウムの耐蝕性および装飾的効果を結びつけたものである。他に、耐熱性、溶接性、製鋼の際の合金元素の保持などのすぐれた性質があるが、文献に相当発表されているので、ここでは、アルミニウム被覆鋼の生産過程における 3 つの重要な問題すなわちアルミニウム被覆の冶金学、耐蝕性およびその評価試験に限定した。

手頃な価格で、付着性がよく、連続的の被覆が良好にできると最後には亜鉛電気メッキ線と競走することになるが、当然、安価で仕上りが良く耐久性の長いものが採用されるようになる。そこで亜鉛メッキ線は、強度および延性について厳しい指定がなされるようになるが、延性は基本である鋼の性質のみによるので、亜鉛の代りにアルミニウムを使用しても変わらない。しかし、アルミニウムは溶融点が高いという点において、余分な要求が出される。そこで、さらに基本となるべき鋼材料の正確な選定および製造上のすべての作業因子を完全に理解することが必要となる。しかし、製造法が種々あり、因子を沢山とすることは混乱をまねくので、ここでは炭素量と冷間加工度および浴の温度をとつた。最終の鋼線の強度は、炭素量の増加、加工度の増加および被覆の際の温度の低い時に増加する。作業法により異なるが、被覆のままで、最高 200,000 psi までになる。伸延性は、炭素量および加工度の増加にしたがつて減少する。伸びが必要とされる時は、鋼の化学的性質および被覆前の下地に注意せねばならぬ。そして、他の浸漬被覆法におけると同様に、取出す速度が主な因子となる。

被覆量の点については、亜鉛とアルミニウムの根本的な差が重要となる。亜鉛被覆は、外部にさらされて順次その量が減少するので、長時間保持のためには厚い層を必要とするが、アルミニウムは同じような分解現象をう

けないので、厚みの点について両者が競走することは、使用者のためにも恐らく好ましくない。アルミニウム被覆の効果を与えるために要求されることは、あまり厚くない濃い層をつける熟練された技術である。

炭素量が多い鋼に対しては、ある程度、合金層の形成はさまたげられる。引抜き被覆線は、白く光沢があり、高強度で、各方面に低炭素鋼被覆線が使用され、この点引抜きによる強度上昇は興味がある。

鋼に対するアルミニウムの電気化学的關係は、研究者間でも完全に一致していない。しかし実際の目的に対しては、アルミニウムは、その酸化膜が残存する限り、鋼に対して陰性に働く。酸化膜が不良になると、より陽性になる。海上の雰囲気では、アルミニウム酸化膜は、塩素のために分解されるが、酸化膜が陽性に働くにしたがい、アルミニウムのよく付着していない鋼の欠陥、きず切断端面においては、陰性的保護性が期待される。

アルミニウム被覆はえぐられることはなく、裸の鋼が小部分あつても、すぐにさびるけれども進行はしない。海上における使用に対しては、被覆量の増加および化学処理によつてより改良されるであろう。

耐蝕性試験法としては、塩水噴出あるいは水蒸気による迅速試験などがあるが、耐蝕性は材料の組成および受ける環境が大きい因子となるので、アルミニウム被覆鋼線の耐久性試験には適しない。そこで受ける環境にさらす試験が最良であるが、高価で、時間もかかる。しかしその精度は材料および研究者自身にかかってくるだけである。

アメリカにこのような試験設備を作つたが、未だ十分な結果を出すには年月が少く不十分である。しかし、これまでの試験により、アルミニウム被覆線の優秀性が示された。(図省略)。

この方法は、すでに相当数の個所で行われているが、見誤る場合があるので、適当な指導を要する。そこでアルミニウム被覆鋼の評価試験のための標準規定を設けたが(省略)、評価の信頼性を高めることは将来に対して有益なことであろう。

(内山郁)

17-7 PH ステンレス鋼のラップシーム熔接の研究 (E. J. Funk and A. C. Willis; Welding Journal, Vol 37, No. 9 (1958) p. 397)

17-7 PH ステンレス鋼は、約 10 年前に紹介され、加工性が良く、高温強度も高く、すぐれた材料としてあらゆる方面に使用されてきた。一般に、高温で高強度の材料の接合方法はある程度制限をうけ、この 17-7 PH ステンレス鋼も同様である。本研究はつぎの 2 点に目標を置いた。

(1) 一次側に 3 相を用いたシーム熔接において、2 次電流の測定法および測定装置の検定法について述べる。

(2) TH-1050 熱処理条件で使用される時の 17-7 PH ステンレス鋼板のシーム熔接に関するデータを得る。

そして、以上のデータの他に見出された欠陥および高温における接合部の強度の減少についての討論を加えた。17-7 PH ステンレス鋼の組成は普通の低炭素ステ

ンレス鋼より Al が多く含まれ (0.75~1.50%), 析出硬化させるのであるが, Al はフェライト領域を広めるため, 特に δ フェライトの発生の原因となる. 本研究では試料をつぎの3つの条件に分けて試験を行った.

(1) グループ A

A条件で熔接し, TH-1050 条件まで熱処理.

(2) グループ B

T条件まで熱処理し, 脱スケール, 熔接した後, TH-1050 条件まで時効.

(3) グループ C

TH-1050 条件まで熱処理し, 脱スケール後, 熔接. ここでA条件とは, 焼鈍状態を示し, $1950^{\circ}\text{F} \pm 25^{\circ}\text{F}$ で 0.1 in 厚みに対し 3mm 加熱した後空冷した状態で, 初析オーステナイトである. T条件は, さらに 1400°F で 90mn 保ち, マルテンサイト状態を示す. TH-1050 条件は, さらに 1050°F に 90mn 保ち析出硬化させた状態を示す.

熔接は 200KVA 円型シーム熔接機を空气中で操作して行い, これは 440V 3相電源による周波数可変のための水銀蒸気整流管を用いている. 電極は, 回転自在で, 5~32 imp の熔接速度で操作出来, RWMA 級 II 合金を用いた.

まず, Oersted および Faraday の法則から実験近似式を作り, つぎに (イ) 容易に実施出来 (ロ) 单相の場合と比較が可能で (ハ) 将来進歩した時にも使用可能であることを考えて, 電流測定法を決めた. 検定は, 磁気接点をもった携帯用 50 KVA 单相スポット熔接トランスで回路に電流を流し, 0.5% 精度の電流計で行った.

実験結果はつぎの通りである.

(1) 25 ipm の熔接速度で, 加熱が 5 回, 冷却が 4 回の時に好適な表面状態および熔接間隔が得られた.

(2) グリット吹付けと化学的処理による脱スケールの間の差はなかつた.

(3) 引張り試験片のナゲットの巾および浸入部は熔接電流および熔接電極の電力の調節によつて簡単に加減し得る.

(4) 熔接した部分の高温における強度低下は, 母材よりも大きく, $300\sim 700^{\circ}\text{F}$ で約 12% 低下する.

(5) 熔接ナゲットは, はつきりした境をもたず, 母材と一緒になつて樹枝状または柱状組織とならない.

(6) シーム熔接は線, X線検査により, 熔接初期において気孔がわずかにできるが, 熔接条件のいかに拘わらず欠陥はほとんど見られなかつた.

(7) 亀裂に似た不連続線が, グループ A と C に見られた. これは両者とも, 高い温度で再び焼鈍したので, 粒界酸化を起し, これが熔接の際に熔融した鋼の方に移る傾向があるために生じたものであろう.

(内山 郁)

軟鋼の衝撃性質におよぼす帯状フェライトの影響

(W. S. Owen, Morris Cohen and B. L. Averbach: Welding Journal, Vol. 37 No. 8 (1958) p. 368~)

極端なフェライト・パーライト帯状組織を持つ鋼と, パーライト・フェライトが任意に分散した状態の鋼のシャ

ルピー衝撃性質を比較するために本研究は行われた. 両方の試料は, ともに同一帯状組織のものからとり, 片方は適当な均一化処理を行った. 試験材は 3/4 in 熱間圧延板のセミキルド ABS Class B 鋼 (0.16% C, 0.69% Mn, 0.014% P, 0.028% S, 0.022% Si, 0.028% Cu, 0.042% Al) を用いた. フェライト・パーライトの帯状の度合は, (1) 圧延方向に平行および直角方向に切った平均パーライト線分比, および (2) 上記 2 方向について測った平均フェライト間隔の比の 2 方法で表わした. フェライト・パーライト帯状の度合は, 再加熱の際のオーステナイト化温度および保持時間, 冷却速度で影響され, 850°C から 950°C へ上昇するにしたがつて度合は上昇し, それから減少する. 帯状組織をなくすためには 1250°C で 24 h 必要とした. 完全に帯状が除かれた後は, 熱処理によつて再び形成させることはできない. フェライト・パーライト帯状組織は圧延方向に平行に現われるのでこのような帯状と熱間圧延鋼板の異方性との間に関係があると考えられ, 直接的な影響は切欠バネ衝撃試験結果において明白にあらわれる. 以下に, 実験結果および考察をまとめる.

(1) 帯状組織は化学的不均一性によるものである.

(2) シャルピー試験で作られた脆性破壊の性質は, 帯状組織の度合に影響されない.

(3) 延性破壊の性質は, 試料および切欠方向により影響をうける.

(4) 靱性範囲における試験温度では, 縦および横方向の両方のエネルギー吸収は, フェライト・パーライト帯状を除去する均一化熱処理によつて増加した. しかし, この試験温度範囲では異方性を示す.

(5) フェライトの結晶学的特性方向は, この研究においては影響がみられなかつた.

(6) 熱間圧延により帯状組織に平行に現われた非金属介在物は, 帯状組織の均一化熱処理によつて, その分布を変えることができないので, 上記の衝撃試験結果はつぎの 3 項目を仮定すれば説明できると考える. すなわち,

(イ) 介在物およびフェライト・パーライト帯状は横断面の劈開割れのエネルギー吸収に対して影響を与えない.

(ロ) 介在物およびフェライト・パーライト帯状の両方とも延性割れのエネルギー吸収を減じ, 介在物の影響はフェライト・パーライトのそれよりも大きい.

(ハ) 介在物の分布は, 破壊における顕微鏡的な部分の繊維状的現象には影響を与えない.

(内山 郁)

合金鋼におけるベイナイト炭化物の核発生位置

(S. M. Kaufman, G. M. Pound, and H. I. Aaronson: J. Metals, 9 (1957), 855)

ベイナイト中の炭化物が α から析出したものか, あるいは γ - α 境界で隣接する γ の中から析出したものかについては議論が一致していないが, 著者の一人は亜共析炭素鋼のベイナイト炭化物は高温では α 中に核発生するが低温では α と γ との両方の中に核発生することを報告した (T. ALME, 203 (1955), 1002). 本論文は Cr,

Mn, Ni, Mo, および Si の各合金元素がベイナイト炭化物の核発生位置におよぼす影響を顕微鏡組織でしらべたもので、鋼の合金元素の種類および変態温度にかかわらず、ベイナイト炭化物は α と γ の両方に核発生することを結論している。たとえば 0.34% C, 1.87% Mn 鋼を 1300°C×30mn オーステナイト化して 475°C に 35 S 保持した試片の組織には γ 中に突き出た α -plateと周囲の γ との境界に、 γ から核発生したと思われる炭化物も認められるが、他の部分では α 中に析出したと思われるものもある。とくに 0.39% C, 2.96% Cr 鋼を 600°C で変態させると、変態の初期ではベイナイトはパーライトより腐蝕され難く、かつ炭化物を認めないが、変態時間が長くなるとパーライトより速やかに黒く腐蝕され、一度生成したベイナイト中に後から炭化物の析出が起つたことを示している。また Si 鋼では相当量の α ができるまで α 中の炭化物析出が起らず、これらの観察は Cr-Mn-Mo 鋼での Davenport の報告 (T. ASM, 27 (1939), 837) その他と一致している。これらによつて合金鋼のベイナイト炭化物は γ と α の双方に核発生することが確かめられ、炭素鋼の場合と異なるがその理由は不明である。

なお前記のベイナイト変態の初期に生ずる Carbide-free の α はベイナイトと区別するために“X constituent”と呼ばれているが、むしろ両者を区別する必要はないとしている。(田中良平)

極低炭素不銹鋼における粒界炭化物

(R. O. Steiner and P. S. Trozzo, Metal Prog., 72 (1957), No. 1, 108)

本論文は 18.32% Cr, 10.32% Ni, 0.016% C, 1.68% Mn, 0.50% Si, 0.019% P および 0.019% S を含む極低炭素 Cr-Ni 不銹鋼を 1250°F (677°C) に 2h 加熱し、その粒界析出物についてしらべた結果を述べている。

試料表面を研磨後深く腐蝕して、不溶の炭化物を突出させ、ごく低角度の電子線によつて回折を行い、パターンインデックスおよび面間隔を理論値と比較して (Fe, Cr)₂₃C₆ なる炭化物であることを知つた。さらにこのパターンが確かに粒界析出物からの回折によるものかどうかを確認するため、この析出物の抽出レプリカを作り、電子線透過回折を行つて上記反射法と同様 (Fe, Cr)₂₃C₆ であることを確かめた。

抽出レプリカの電子顕微鏡写真によれば結晶粒界に沿つて巾約 20,000Å の深く腐蝕された部分が明らかに認められ、析出炭化物はほとんど全部ここに集まっているが、この析出粒子は粒界の両側に一様に分布せず、粒界のどちらか片方の側にのみ認められる。これは結晶粒相互の方位関係や双晶境界などが炭化物の析出に影響をもっているためであろう。また炭化物が粒界に直角の方向へ張り出したループ状ないし鎖状をなしているのも認められ、その理由は不明であるが興味ある特徴を示している。

これらの結果から粒界析出物が M₂₃C₅ 型炭化物であること、その析出によつて粒界付近に腐蝕され易い部分ができ粒間腐蝕の原因になること、またこの部分は Cr

および C が欠乏し sensitizing 処理後の冷却中に低 Cr フェライトを生ずること、粒界の析出 C 量が初めから存在していた C 量よりかなり多いので、1200°F×2h 加熱中に結晶粒内から粒界に向つて相当量の C が拡散したと考えられることなどを結論している。(田中良平)

真空熔解を行つた諸合金の清浄度 (Donald. E. Nulck, Metal Progress 37 (1958) No. 8, p. 103~109)

近年、反応性の強い元素を多量に含有する超合金の発達に伴ない、清浄度に関する問題が益々うるさくいわれるようになってきた。ガスタービン工業およびそれに関連した分野では、これらの超合金の正確な鍛造を必要とするので清浄度が問題になる。真空熔解法の発達により大気熔解では製造出来なかつた諸合金、たとえば Ti, Al, Zr, B 等を含む Ni ベースの合金も製造し得るようになってきたが、なお清浄度についての問題は残っている。清浄度が悪いと組織が乱れ、使用条件特に耐疲労性に影響し、また合金の有効度が低下する。理解を助けるために合金の金相学的な観点およびこれらの条件との関係を検討する。

(1) 炭化物 炭化物は均一に、そして細かく分散していることが望ましい。しかし超合金は偏析を起し易いので、小さなインゴットにするかあるいは適当な熱間加工を施す。炭化物の分散に関しては加熱温度、加熱時間加工度、結晶粒度などが関連する。

(2) 非金属介在物 Ti, B などは熔湯中の O₂, N₂ と化合して酸化物あるいは窒化物となり、その機能を失う。O₂ や N₂ が熔湯中に入つて来る方法は、(a) 添加金属中に固溶していたガスおよび介在物、(b) 添加金属中に吸着されていたガス、(c) 熔解室の雰囲気、(d) 鋳型またはルツボとの反応などである。

(3) 結晶粒度の調整 均一な粗粒組織あるいは均一な細粒組織はいずれも混粒組織より強度が大である。特に帯状の炭化物組織は絶対に避けねばならない。

(4) ボロンの役割 B は撰択的に転位あるいは結晶粒界に入り込み、鍛造過程で固溶した炭化物の再析出を促進する。B の存在により析出は均一化され、またいちじるしい固溶硬化を起す。また侵入型の元素と結合して結晶の清浄化に役立つ。

これらの諸合金の性質を調べるためには加工の際の見掛け上の清浄度と、実際に利用できる合金元素の量(有効度)とを対比して考えねばならない。それを証明するための簡単な実験を Waspaloy を使用して行つた。

より良き合金を得るための手段としては高周波熔解プロセスと真空アーク熔解プロセスとの結合が考えられる。実際これによつて、大寸法のインゴットを得ることができた。また冷却速度を調節して介在物の大部分をインゴット頭部へ集める方法、低周波感応コイルによつて熔湯の攪拌を行う方法なども考えられている。

清浄度の評価に関してはまだ色々な問題があるが、現在ではつぎに示す 3 つの方法が使用されている。

- (1) Modified A.S.T.M. Inclusion Rating
- (2) Frequency/Severity Rating
- (3) Metallographic Classification

(谷野 満)

高炭素—高クロムダイス鋼の熱処理歪に関する研究 (K. Sachs: J.I.S.I., July (1958), 216~224)

高炭素—高クロムダイス鋼 (2~2.5% C, 12~13% Cr) 製抜型を熱処理する際にしばしば歪が発生し、型材の致命的欠陥となることがある。歪の発生原因としては、焼入温度における温度勾配、型材の異なる位置における炭素量および残留オーステナイト量の差異、炭化物粒子と地との熱膨脹係数の差、前処理からの残留応力、研磨応力、炉中における型の自重による曲り等が考えられる。これ等の諸因子を解明せんがために本実験を行った。

試片(角 3/4"×8")は、粗材(角 2 1/2")の炭化物分布度が試片の熱処理後の歪に反映するがごとく、それぞれ粗材の表面層、中間層、中心層等を含むごとき位置より採取した。すなわち中心層(約 3/4" 平方)は特に粗い炭化物が分布し、樹枝状晶的炭化物の痕跡も存在しているが、表面層では表皮より 3/8" の深さまでは軸方向にそつて非常に細い炭化物が分布している。

各試片を 960°C より油冷して残留オーステナイト量を測定すると、中心部 8.9%、中間層 9.7%、表面層 10.6%となり、試料間の差はわずかに最大 1.7% でこれが歪の主原因になるとは考えられない。

焼入温度における表面層の脱炭は明らかに極部的な残留オーステナイト量の差異を生じ歪の原因となつた。

試片の膨脹率は、昇熱時およびマルテンサイト変態時ともに軸方向は直角方向より大きく、また軸方向のみについては、鍛錬効果の少くない中心層の方が表面層より

大きい。この現象は、中心層に炭素が偏析していれば焼入時に残留オーステナイトが多くなり逆に収縮するので、炭素偏析は少なく単に炭化物粒度が主原因であることを示している。すなわち炭化物の軸方向のスケルトンが大きい程、昇熱時およびマルテンサイト変態時の膨脹は、軸と直角方向には抑制され、軸方向には促進される。これによつて炭化物粒度の異なる層が相接していると歪を発生する。ゆえに鋼の製造方法を変更して炭化物の粒度並びに分布度の差を少なくすれば、歪に対する感受性を少なくすることができる。

焼入温度保持中の温度勾配は、歪に対して最も悪影響をおよぼした。すなわち焼入温度の高温端では炭化物を余計に地中へ固溶してその分布度に差を与え、オーステナイトの安定性は増加してマルテンサイトの形式による膨脹を減少する。これに反して冷端においては焼入冷却中に最も早く Ms 点に到達して最初に膨脹し、このため未変態の隣接層は塑性変形して曲りを生じ、つぎにこの部分が遅れて変態する時には曲つたまま膨脹し、これが初に生じたマルテンサイトに弾性歪を与え焼割の一因ともなる。かくのごとくしてマルテンサイト変態が試片にそつて移動するので当然なる歪を発生した。

マルテンパーは正常な焼入作業を行った場合には歪の防止に対して有効であつたが、焼入温度保持中に温度勾配があつた場合には、Ms 点直上の温度に均一に保持しても炭化物の固溶度の不均一は回復されないのので歪の防止には役立たなかつた。(吉田勝彦)

「基礎科学研究の推進について」

声 明

1958・10・24

日本学術会議第 27 回総会

技術革新の基盤である基礎科学の進歩は、欧米では、最近飛躍的なものがあり、わが国とのひらきは益々増大しつあることがあきらかである。わが国としては、今日直ちに強力な施策をもつて、基礎科学の研究全般にわたり、水準の飛躍的な向上、内容の画期的な充実を図り、これによつて、科学・技術の強固な基盤を培養しなければならない。もし、これを放置するならば、数年ならずして、わが国の科学技術は、多くの重要な分野において国際水準から脱落せざるを得ず、その前途はまことに憂慮すべきものがある。

日本学術会議は、政府が、この点に関し、従来本会議が要望してきたところに基づき、有効適切な措置を速かに講ぜられることを強く切望するとともに、この事態に関し広く国民の理解と支持とを望むものである。