

抄 録

—原 料—

H₂-H₂O および CO-CO₂ 混合ガスによるウースタイトの還元について

(E. RIECKE and K. BOHNENKAMP: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 4, p. 249~255)

H₂-H₂O ならびに CO-CO₂ 混合ガスによるウースタイトの還元について研究した。ウースタイトの還元速度は、還元生成物の構造に強く依存する。還元生成物としてウースタイト表面に生成する鉄層は、緻密になる場合と海綿状になる場合とがあり、H₂-H₂O ガスでは 200 Torr. の圧力までは緻密な層が形成され、CO-CO₂ ガスでは、混合ガスの炭素活量が一定値以下の時緻密なもの、一定値以上では海綿状のものが形成された。酸化物の還元による重量減少曲線は、時間経過に対して放物線状になり、この結果から鉄層中の酸素の拡散が律速過程であることが結論される。つぎに還元中に H₂ と CO ガスを交互に交換すると、H₂ の場合には密に、CO の場合には粗に鉄層が形成される。CO を含むガスで海綿鉄の生長する理由は、鉄層への加炭にあり、この C は鉄中を拡散して鉄-ウースタイト界面で FeO+C→Fe+CO の反応によつて酸化鉄を還元し、CO 自身も FeO+CO→Fe+CO₂ によつて酸化鉄を還元する。CO₂ は鉄中の C と結びついて CO ガスとなる。したがつて、鉄と酸化物の間に CO-CO₂ ガスを生成し、このガス圧が高くなつて鉄層が破れるため還元速度は数倍となり、鉄層は海綿状となる。890°C で CO-CO₂ 混合ガスで連続して炭素活量を上げた場合の還元実験では、重要減少速度は、炭素活量が 0.35 以上であれば $-\frac{\Delta m}{Ft} = K_1 P_{CO} - K_2 P_{CO_2}$ に従うことがわかつた。K₁, K₂ は FeO+CO₂⇌Fe+CO₂ 反応の正、逆反応の速度定数、Δm は重量減少量、F は反応表面積、t は時間を意味する。(梶永剛啓)

焼結鉱の性状におよぼす塩基度の影響

(G. WINZER and K. H. SCHMITZ: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 8, p. 432~438)

自溶性焼結鉱の製造は近年では通常のこととなり、個々の鉄鉱石を用いての高塩基度焼結鉱の製造についての研究はこれまでに多く報告されているが、この論文では P 分の低い輸入鉱の混合原料を使用した CaO/SiO₂ が 6 までの高塩基度焼結鉱に関する研究結果を述べている。

焼結原料には、Borni Hill の精鉱、Venezuela, Goa, Marcona の粉鉱および 3 mm 以下の石灰石を使用し、10 mm 以下の返鉱を 35% 添加し、燃料の水準を 6.0, 7.5, 9.0%, CaO/SiO₂ は 2.0~6.0 の間 15 水準変えて試験鍋(300 mm φ, 225 mm 高さ)を用いて焼結試験を行なつた。

焼結鉱の石灰含有量が増加するにしたがい、ガラス質の部分が多くなり、焼結鉱の歩留や強度は CaO/SiO₂

1.3~2.0 の範囲で最低を示す。CaO/SiO₂ 1.5 以上では SiO₂ の結晶化が進み、結晶質のカルシウム、フェライトの晶出が増加すると、再び強度が高くなり、CaO/SiO₂ 2.0~3.5 の範囲で最高値を示す。粉石灰石は、CaO/SiO₂ 4.0 以下では、分解して焼結鉱の中に入り、この焼結鉱は水中に貯蔵しても性状に変化がなかつた。焼結の生産性および製品の還元性は CaO/SiO₂ 2.0 までは上昇し、それ以上では、還元性はほとんど変わらず、生産性は 3.0 以上ではゆるやかに低下している。自溶性ではあるが、強度の低い中間の塩基度の焼結鉱の代わりに、強度の高い CaO/SiO₂ 0.8~1.0 および 2.0~3.0 の 2 種の焼結鉱を一緒に使用することも考えられる。

また、高塩基度の焼結鉱は SiO₂ の高い塊鉱やペレットの製錬に際して、石灰石のかわりの添加剤として使用して、コークス比をかなり低下させることができる。

(山田幸夫)

—製 鉄—

高炉の自動制御

(W. A. MUNSON: Blast Furn. Steel Pl., (1967) 5, p. 397~400)

高炉プロセスを自動制御化することにより、20%以上の操業度向上が可能であることが過去の実績から示されている。アームコスチールのアマダ高炉においても、それによる鉄生産で米国の新記録が続けられている。高炉の自動制御装置については、従来から種々改良され保守の個においても効果をあげているが、特に注目すべき点は炉頂制御である。それは 2ft×4ft×2ft のボックスの中にプリント配線でトランジスタ回路が組み立てられておりモーター駆動のドラム型制御になつている。これによつて、大小バルブの開閉、各種バルブの制御、ストックラインの記録、炉頂装入装置および分配器の制御などが行なわれる。そのおのおのには警報回路が付属しており、作動不良に対して大きな効果をあげている。従来のカムタイプの制御器ではバルブの故障などがすぐに見つからず生産上多大な損失を生じる時があつた。この炉頂制御装置はそのままオンラインに組み込むことが可能である。操業計画に対しては別に 2ft×2ft のプログラム装置をもつており、炉頂の装入はセレクトスイッチとパンチカードあるいはパンチテープによつて読出し、読込みが行なわれ、プログラムされる。この方式はかなりのチャージパターンに対する適応性と速度をもつて指示する条件を高炉に与え、1000スキップ以上のプログラム容量をもつており、プログラマーは管理室のグラフィックパネルを見ながら生産管理ができるシステムになつている。これらの制御装置は全高炉投資額の 1% 以下で設置され、鋼質に影響する最も重要な部分である。秤量システムについてはホッパー、コンベアのスケールはすべてデジタル信号で把握され、その精度はイタリアのタラントにある高炉では全容量の 0.25% まで得られている。読出しは

任意の点においてタイプアウトされ、またパンチされたテープは計算機によつて解析され詳しくチェックできる。データのロギングはすべてデジタルでプリントアウトされ、あらゆる面で合理化されている。熱風炉においても同様の傾向にある。これまでの高炉の自動制御は機械系に対してデザインされてきたが今後は制御系に対して機械系がデザインされ、閉ループの完全な自動制御が実現するであろう。(佐野和夫)

ガスタービンと高温熱風炉

(J. K. DAVIS: Blast Furn. Steel Pl., (1967) 5, p. 401~404)

最近高炉の送風温度は、コークス比を下げ出鉄量を上げるために、ますます高温になっている。そのためガスの発熱量が低くなり、高炉ガスだけでは必要な高温の熱風が得られなくなるという事態を生じている。過去の経験から、1090°C の熱風を得るためには、燃焼ガスの温度は 1290°C が必要で、そのためには高炉ガスの発熱量は 800kcal/Nm³ 以上でなければならない。発熱量が低いという条件を補なつて高温の熱風を得るためには、2つの方法が考えられる。1つの方法は天然ガスまたはコークス炉ガスのように発熱量のより高い他の燃料を富化する方法で、これは簡単であるが、多少エネルギーの浪費になる。他の1つは高炉ガスか燃焼用の空気のいずれか一方、または両方を予熱する方法であるが、この場合排ガスによつて熱交換器で予熱するには伝熱面積を非常に大きくしなければ効果は望み薄である。

このような目的にうまく合致するのが新しく考案された燃焼用の空気の代りにガスタービンの排気ガスを使う方法である。この排気ガスは 430~540°C の範囲にあり、16% 程度の過剰酸素があつて、27°C の空気の代りに使うと、燃焼ガスの温度は 44~83°C 高くなる。熱風炉にガスタービンを利用する場合には、ガスタービン用に天然ガスが必要であるが、その反面高炉ガスの消費量が減少し、また電力が得られる。ガスタービンは普通排気ガスの熱回収装置が備えられなければ不経済で、特に小タービン以外は回収装置の費用が嵩むが、高炉の熱風炉に利用すると熱効率が向上し経済的になる。しかしガスタービンの高炉の熱風炉への利用はどの工場にも適しているわけではなく、十分な利益を挙げるためには、つぎのような条件の下に設置されなければならない。(1) 燃料の使用量が高炉ガスで 100万 kcal/min 以上の熱風炉。(2) 現在の低発熱量の高炉ガスで得られるよりも高温の熱風が必要な操業をするとき。(3) 高炉ガスの発熱量が低く、新しい操業法でさらに低くなることが予想されるとき。(4) 高炉ガスのより有利な利用量が発生量以上にあるとき。(5) 高発熱量の燃料が安価に入手できるとき。(6) 余剰電力の有利な使用者があるとき。

などである。以上に述べられた方式はまだ具体的な実施例がないのが弱味であるが、任意の条件の下では解決策が得られている。ガスタービン方式の融通性、工場への適応性、操業の経済性は、飽くなき低コストを探索する鉄鋼会社では魅力ある問題として重要な研究の1つになるであろう。(千原完一郎)

高炉熱風炉の燃焼における最近の進歩

(J. C. AGRAWAL and H. R. PRATT: Blast Furn.

Steel Pl., (1967) 5, p. 405~412)

高炉操業はこの 10 年間に目ざましく進歩し、コークス比 500 kg/pigt 以下、出鉄量 2700 t/D 以上の操業成績の高炉が出現するに至つた。これらの進歩は、装入物の予備処理、燃料吹込み、高温送風によつてもたらされた。

送風温度上昇による効果は、実績によれば、送風温度 983°C までで 167°C の上昇によつてコークス比低下約 30 kg/pigt、出鉄量増加約 14% であり、一方 1000~1100°C までの高温送風の問題点は解決されている。

この論文では 983°C 以上の高温送風の効果と高温熱風発生とについて理論的考察を行なつていゝ。すなわちドイツにおける高温送風による高炉操業結果について理論的解析を行なつて、送風温度上昇による炭素比の低下は送風温度 538~760°C の間で 0.29 kg/°C、760~983°C の間では 0.227 kg/°C となり、実際にはスラグ比の減少によるコークス比の低下、水蒸気添加量、燃料吹込み量増大によるコークス比の低下がこれに加えられることがわかつた。

つぎに基準になる高炉操業(送風量: 2830Nm³/min, 送風温度: 980°C, 出鉄量: 2720 t/D, コークス比: 505 kg/pigt 等)を想定するとともに、羽口先燃焼温度の限界を 2040°C とし、送風温度上昇による羽口先燃焼温度の上昇を水蒸気添加量の増加または天然ガス吹込みにより補償すると仮定して、AGARWAL ら、HODGE らの数式モデルを使つて、送風温度上昇と水蒸気添加量増加および送風温度上昇と天然ガス吹込みのコークス比低下におよぼす効果を定量的に推測し、送風温度上昇と水蒸気添加量増加の場合の送風温度とコークス比低下率(送風温度上昇 56°C 当たりのコークス比低下量)との関係を水素増加によりソリューションロス低下係数(ソリューションロス低下量/水素増加量)をパラメーターにして示した。同時に、送風温度上昇と天然ガス吹込みの場合の送風温度、天然ガス吹込み量、水素増加によるソリューションロス低下係数、燃料比、炉頂ガスの CO/CO₂ 比などの要因の相互関係を示している。

さらに熱風炉について考察し、送風温度上昇によつて高炉ガスの熱量が低下するために、熱風炉燃焼室内の火焰温度が低下して高温の熱風が得がたくなるという相互関係を定量的に示すとともに、高温熱風を得る方法として、天然ガス添加による熱量上昇、燃料ガスの冷却により湿分除去して火焰温度を上昇する方法、ドーム温度が燃焼期終点で設定温度に到達するような燃焼スケジュールなどを提案している。(下間照男)

一製 鋼一

溶融鉄合金小滴の酸化試験

(R. BAKER: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 6, p. 637~641)

高炉内金属の精錬を迅速に行なわせることを目的とし溶鉄表面積を増加させることによつて酸素の移動をより有効にする試みが数多くなされている。

本研究ではアルゴン雰囲気中で組成一定の針金の一端を加熱し単一小滴を作つた。その小滴が落下する間に酸素流量一定の反応室内を通り、水中に急冷される。

小滴が酸素中を 5ft の高さから自由落下する間に Si, Mn は最初の組成の 80% 以上が減少する。また、液滴の大きさが増すと減少速度は小さくなる。

Si 量が 3.5% をこえると酸化皮膜が厚くなり、酸化されにくくなり、6% 以上になると不動態膜ができて組成の減少は起こらない。

脱炭速度は小滴の大きさに非常に依存し、直径 1.5~2 mm と小さい場合には、ガス拡散律速として計算したよりもはるかに大きく、最大で 6.6% C/sec であった。Fe-C 合金に Si を添加すると 3% 以下では脱炭速度が増し、特に液滴が大きいとき著しかつた。この場合の脱炭速度は液滴の大きさが 1.5~3 mm, 3~5 mm, 5~6 mm のとき、それぞれ 3.85%, 3.28%, 1.29%/sec であった。

液滴が酸素中を自由落下する間に脱硫も生じている。しかし、熱力学的にみて鉄が酸化される前に硫黄が直接酸化されることは考えられないので、金属小滴とその表面のスラグの間に S が連続的に分布し、SO₂ としてスラグ表面から硫黄が移動するものと考えられる。脱硫速度は小滴の表面積と体積の比に依存する。(渡辺靖夫)

OH リムド鋼の出鋼、鋳込み、凝固時における酸素移動に関する研究

(H. J. LANGHAMMER, et al.: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 12, p. 718~728)

炉内鋼浴、鋳込み流、インゴットおよびピレット中の炭素、マンガン、酸素量の関係を調べ、炉内およびピレットにおける酸素損失および酸素移動を検討してある。

圧延材による試験のみでなく、炉内、鋳込み時あるいはインゴットにおける試験から、炭素量、マンガン量が与えられても酸素量はかなり広い範囲にちらばり、そのため合金元素成分は酸化ポテンシアルにあまり大きい関係のないことがわかつた。しかも、鉄中の酸素減少量と酸化置換に必要な酸素量の間には釣合がとれていないこともわかつた。

出鋼の際には大気から多量の酸素が混入し、合金元素の酸化損失が大きくなる。これは出鋼方法あるいは鋼浴流の中を変化させることによってコントロールできる。

リミング反応の強さにおよぼす炭素、マンガン含量および鋳型形状の影響について調べるとともに、リミング作用時と凝固時にガス量を測定し、鋳型内の気泡発生についても検討してある。その結果、炭素、マンガン、酸素量をバランスさせることによつて鋳型内のリミング作用の強さを決定できた。

鋳型内のガス発生および対流についての理論的考察を行なうために凝固時間と凝固量の関係を求めた。1.7 t から 8.1 t のインゴットについては次式が近似式であることがわかつた。

$$d = -19 + 24\sqrt{t}$$

ここで d = 凝固層の厚さ mm
 t = 凝固時間 min

鋳込み時の雰囲気の影響、気泡発生におよぼす空気吹込の影響なども検討し、モデルを用いて流れテストを行なっている。(渡辺靖夫)

— 鋳 造 —

溶液の一方凝固における凝固速度分布

(P. K. ROHATGI and C. M. ADAMS, Jr.: Trans. AIME, 239(1967) 6, p. 850~857)

溶液が半無限で、一方熱流を持つた場合の凝固における熱伝導の解析を行なつた。溶液の凝固は純金属の場合と異なり、凝固潜熱の発生に温度範囲が伴うため凝固の解析が難かしくなる。ここでは凝固中の溶液を異なつた一定の比熱を有する 2 つの区域において解析しているが、5% 以内の精度を保つとしている。その区域の 1 つは液相線直下の比熱、他は固体の比熱と同一とみなして取り扱う。

実験はドライアイスとアセトンで -70°C に保つた銅のチルプレート上に Tygon Tube を置きその中に KCl, NaCl, LiCl の水溶液を液相線温度で流入して行なつた。凝固した試料は -40°C で顕微鏡観察を行なつた。実験結果と熱伝導の解析からつぎの結論が得られた。

1) チルプレート表面からの一方凝固中の溶液の温度分布は誤差関数でほぼ求められる。

2) 液相線温度の水溶液は一定温度のチルプレート表面に接するとき、各高さの液体は凝固速度の影響をうける。各位置における凝固速度ははじめはおそく、最大になつて再び減少する。

3) 凝固速度の影響はチルプレートからの距離によつて変わる。平均凝固速度同様、最大凝固速度もチルからの距離に反比例する。またどの部分でも全凝固時間はチルからの距離の 2 乗に比例する。

4) 一方凝固での樹枝状晶の間隔はチルプレートからの距離とともに直線的に増加し、最大凝固速度の平方根と反比例する。(福沢 章)

相平衡状態からはずれた結晶成長について

(L. GRAF and L. SCHEINER: Z. Metallkunde, 58 (1967) 4, p. 271~279)

金属の樹枝状および層状(平滑界面)な結晶の成長の条件について、理論と実験結果を比較した。

これまで不純溶質の濃度、凝固速度および温度勾配によつて、結晶の成長は層状から樹枝状へ変わることから、樹枝状成長は層状成長にくらべて安定度がより低い状態にあると W. A. TILLER は結論している。また J. W. CAHN らによつて樹枝状および層状晶の場合の熱伝導方程式の解が与えられており、その解から樹枝状および層状成長をおこす上での安定度の限界が決められる。しかし実際の数値計算はなされていないので、ここでは上記の条件をもとに、界面エネルギーと凝固潜熱の比を考慮に入れて樹枝状あるいは層状晶の大きさを求めるための次式を導いた。

$$U_{f(r)} = U_{f\infty} - \frac{2\sigma}{\lambda r} \cdot U'$$

$U_{f(r)}$: 樹枝状晶の過冷度, $U_{f\infty}$: 層状晶の過冷度, $U_f = C \cdot T / \lambda$, C : 比熱, T : 温度, λ : 凝固潜熱, σ : 表面張力, r : 樹枝状円柱の半径, $U' = C / \Delta S$, ΔS : 凝固エントロピー。

つぎに上式の検討のため純銅 (99.9998%) を溶解し、

凝固速度，温度勾配を変えて実験したが，樹枝状の半径は 4×10^{-4} cm 程度で理論値 2.9×10^{-4} cm とよい一致を示した．層状の場合も同様の結果を示した．

樹枝状成長の試料では層状成長にくらべて高い剪断応力が認められた．最後に，得られた結果から核生成と成長の機構についていくつかの検討を試みている．

(福沢 章)

一 加 工 一

圧延データによるロール噛込みの摩擦係数の算出

(W. L. ROBERT: Blast Furn. Steel Pl., 55 (1967)

6, p. 499~508)

摩擦係数はロールの噛込条件の主体をなすものであるが本稿では特にストリップの冷間圧延における摩擦係数を算出するためにグラフ，実験値，圧延理論を随所に取り入れて式の導入の過程を説明している．圧縮降伏力，固有圧下力の検討より始め圧下と摩擦係数の関係のグラフにより圧下力を求め摩擦係数 μ の値に対する圧下と圧下力の関係をグラフにすることにより実験室で圧下力を求めることにより μ は容易に求められるが圧延速度や運動降伏強さ，ロールの分離力などを十分注意して測定しなくてはならない．なおロールとストリップの潤滑の値を求めることも必要でありストリップの圧縮降伏力の正確な値も必要となる．これらの諸データにより摩擦係数 μ は数式で求められる(後記，注参照)．また本稿にはグラフによつて求める簡便法をも記載されているが省略する．

つぎに圧延過程の数学的モデルを下に圧延圧力の計算を行ないロール噛込みにおける水平力の分析から固有圧下力を求める方程式の導入へと展開し摩擦係数が圧下と無関係であると仮定した場合には

$$f = \frac{(\sigma_c - \sigma_1)}{1-r} \sqrt{\frac{D_1' r}{2}} \left[1 - \frac{5r}{4} + \frac{\mu}{2} \sqrt{\frac{D_1' r}{2t}} \right] \text{ より}$$

f_1, f_2, D_1', D_2' をそれぞれ r_1, r_2 で圧下した場合の固有圧下力および変形したロール径とすると

$$\frac{f_1}{f_2} = \frac{(1-r_2)}{(1-r_1)} \sqrt{\frac{D_1' r_1}{D_2' r_2}} \left[\frac{1 - \frac{5r_1}{4} + \frac{\mu}{2} \sqrt{\frac{D_1' r_1}{2t}}}{1 - \frac{5r_2}{4} + \frac{\mu}{2} \sqrt{\frac{D_2' r_2}{2t}}} \right] \text{ となり}$$

噛込みの出入口における引張応力が等しいと仮定すると

$$\mu = 2 \left[\frac{\left(1 - \frac{5r_2}{4}\right) \frac{f_1}{f_2} \frac{(1-r_1)}{(1-r_2)} \sqrt{\frac{D_2' r_2}{D_1' r_1}} - \left(1 - \frac{5r_1}{4}\right)}{\sqrt{\frac{D_1' r_1}{2r}} - \frac{D_2' r_2 f_1 (1-r_1)}{f_2 (1-r_2) \sqrt{2t D_1' r_1}}} \right]$$

となる．ここに t : 噛込前の厚さ．

(注) この式は前述の場合と等しいものである．

上式は完全なものではなくつぎの段階ではいかなる圧延条件の下でも潤滑との関係で摩擦係数を予知できるまでにするには研究の余地がある． (福原基彦)

一 性 質 一

セレン化物-硫化物系介在物および (Mn, Me) (S, Se) 型合成化合物

(R. KIESSLING, et al.: J. Iron Steel Inst., 205 (1967)

5, p. 531~534)

本研究に快削 Cr-Ni 鋼にたいする Se 添加の影響を調べる基礎研究として合成介在物を作製し， α -MnSe 中の S, Mn(S, Se) 中の Fe, Cr および α -MnSe 中の第1長周期遷移金属すなわち Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni の固溶限を 1150°C で測定し，それらの固溶体のマイクロ硬度，格子常数の測定，および化学式を決定し，さらに Se を添加したオーステナイト Cr-Ni 鋼中の複合介在物を検鏡および E. P. M. A. により同定し，その冶金学的重要性にも言及した論文である．

合成セレン化物の実験では MnSe, (Mn, Me) Se, Mn(S, Se), (Mn, Me)(S, Se) 化合物を合成し 1150°C で焼入して実験に供した．純合成 MnSe は α -MnSe と同定され，(Mn, Me)Se の $\text{Mn}_x\text{Me}_{1-x}\text{Se}$ 相はすべて α -MnSe 型に属し固溶限は E. P. M. A. の同定結果から測定し，固溶限での固溶体の格子常数およびマイクロ硬度値を測定した．またこの研究では α -MnSe は第1長周期遷移金属にたいして置換型固溶度の範囲をもつて示した．Ti, V あるいは Cr を含む 3 元セレン化物の E. P. M. A. の結果は化学量論式 MnSe に相当する含有量よりも高い Se 量を示した．したがってその相は金属空孔をもつていられる．Fe, Co あるいは Ni を含むセレン化物は化学量論的組成を示した．つぎに固溶限における種々の (Mn, Me)Se 相にたいする化学式があたえられ，また固溶体のマイクロ硬度は純 MnSe に比べ著るしく増加した．Mn(S, Se) では MnS-MnSe の全組成範囲にわたつて Se にたいする S の連続的置換により完全な固溶度を示した．格子常数およびマイクロ硬度値は MnS と MnSe の間の値で直線的に変化した．

Se を含む鋼介在物の実験には 0.073% C, 1.53% Mn, 0.40% Si, 0.030% P, 0.016% S, 10.03% Ni, 16.90% Cr, 0.125% Se の Cr-Ni 鋼を溶製し，硫化物系介在物は大部分 I 型の MnS 系介在物であつたが S より多い Se の著るしい量の存在することが E. P. M. A. の同定結果からわかつた．また酸化物核を含む複合酸化物-硫化物系介在物では光学顕微鏡写真 ($\times 2500$)，電子線吸収マイクロ写真および介在物中の各元素の分布から介在物核は Ca-Mn-Al-珪酸塩であり，一方リム層は (Mn, Cr)(S, Se) 型であることがわかつた．この部分の定量分析は約 35% Mn, 7% Cr, 4% S および 53% Se の組成を示した．鋼中の介在物成分として S と Se の間には密接な関係があり，硫化物におよぼす固溶体中の Se の影響は鋼の快削性の改善に重要性をもつと思われる． (平井春彦)

海水に対する軟鋼の腐食

(E. BRAUNS and W. SCHWENK: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 12, p. 713~718)

本報告はドイツの Helgoland における 1959~1963 年までの試験結果をまとめたもので，供試材として稀薄酸液で洗つたものと as.roll のままの造船用薄板が用いられ，それから試片が取られた．試片寸法は $3 \times 250 \times 400$ mm である．供試材の種類は溶解および脱酸方法の異なる 6 種類の軟鋼，すなわち 0.05~0.12% C, 0~0.25% Si, 0.33~0.54% Mn そして 0.06~0.23% Cu のものと，比較のために耐侯性がすぐれていると思われる 1 種類の低合金鋼，すなわち 0.09% C, 0.46% Si, 0.09% P,

0.65Cr, 0.42%Cu そして 0.48%Ni のものとの合計 7 種類である。

試験方法としては Helgoland の海岸で、海水のしぶきの掛る所(標準水位より約 3.2m 上)、波が繰返し浸漬する所(標準水位の直上)、常に沈水している所(標準水位より 3.2m 下)の 3つの陳列場所に各種類に対して 2つの試片を亜鉛メッキした枠に水平にならべる方法で試験が行なわれ、1 $\frac{1}{2}$ 年、2 $\frac{1}{2}$ 年、3 $\frac{1}{2}$ 年後の腐蝕状態が調査された。調査のために回収された試片はまず 15% 炭酸ナトリウムで 2hr 煮られた後、20% 塩酸に漬けられた。その後、試片の腐蝕量を計り、顕微鏡によって表面状態が調べられ、かつ厚み測定器によって最大および最小の厚みが測定された。

試験結果の 1例を上げると、3つの陳列場所における腐蝕速度のグラフに関して次のことが云える。すなわち、海水のしぶきの掛る所ではほぼ年に 1.2 kg/m² であり半年後には直線から曲線に変わり、波が繰返し浸漬する所では年に 1.0~1.75 kg/m²(平均値で 1.35 kg/m²)で 2 $\frac{1}{2}$ 年後には直線から曲線になり、そして常に沈水している所では年に 0.75~1.20 kg/m²(平均値で 0.9 kg/m²)で 2 $\frac{1}{2}$ 年後には直線から曲線になる。

3つの陳列場所の内、海水のしぶきの掛る所で鋼種による本質的な差が出た。この場所ではマンガンおよびシリコン含有量が増すほど、腐蝕量は減少する傾向にあるが、Cu の影響は現われなかつた。(岡村光真)

一物理冶金一

鉄-アルミニウム系の γ ループ

(P. ROCQUET, et al.: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 4, p. 437~441)

0.0~1.0 wt% のアルミニウムを含有する試料を使用して鉄-アルミニウム系状態図の γ ループ領域を顕微鏡観察により決定した。まず熱処理条件の決定および顕微鏡観察の予備実験として示差熱膨張の測定を行ない、アルミニウムの増加とともに加熱時と冷却時の各変態点の差が増加することが解り、また熱膨張より得られた 900~1000°C の間の γ ループの値は、LESNIK らの結果と一致した。

顕微鏡観察用試料は 1400°C で 2hr 均一化し、所定の温度まで 150°C/hr の冷却速度で冷却し、2~3hr 保持後焼入の処理を行ない、機械的研磨のち電解研磨をし、4% HNO₃ イリアミルアルコール溶液を使用して腐蝕した。

顕微鏡観察から γ ループの各領域の組織は次のようであつた。(i) γ 相領域を通過しない α 相領域からの焼入組織は規則的な粒界を持つ大きな結晶であり、腐蝕は非常にゆるやかで、A₃ 点以下の温度から焼入れた純鉄の組織と同じ様である。(ii) δ 相領域の焼入組織は腐蝕が速く、不規則な粒界を持つ、ちいさな結晶粒である。(iii) γ 相領域の組織は中程度の結晶粒で、A₃ 点近くではちいさくなる。腐蝕は非常に容易でノコギリ状の結晶粒

である。(iv) γ と α 相共存領域では、地のアルミニウム濃度と異なる相が析出し、その析出物の形態は試料の含有アルミニウム濃度により異なる特有の組織を示す。低アルミニウム濃度の 2 相領域の決定は困難で、正確を期するために、温度勾配のある棒材で試験を行なつた。

顕微鏡観察より得られた γ ループの値は、1150°C で $\gamma/\alpha+\gamma$, $\alpha/\alpha+\gamma$ の相境界はそれぞれ 0.625, 0.95 wt% である。その γ ループは純鉄の遷移熱を 5.1 cal/gFe として計算した OELSEN の結果と一致している。また γ と α 相共存領域の組織はアルミニウムの多い (<0.6 wt%) 領域では鉄-タングステン、鉄-燐系の組織と同様で、アルミニウムの少ない領域では析出物はこまかく分散する。(藤田充苗)

衝撃荷重下の鉄における歪時効効果と応力緩和

(J. R. HOLLAND: Acta Met., 15 (1967) 5, p. 691~699)

鉄に衝撃荷重を与えたとき応力-時間曲線中に現われる応力緩和におよぼす歪時効の影響を調べ、それる通常の静的引張試験における yield drop におよぼす歪時効の影響と対応させて考察を行なつている。

Ferrovac E(0.0025% C, 0.0009% N) より作製した 38 mm ϕ \times 12 mm の円筒形試験片に焼鈍処理(850°C \times 4hr 焼鈍, 炉冷, 950°C \times 2hr 焼鈍, 850°C \times 4hr 保持, 炉冷)を行なつた後、圧縮試験機で Lüders 歪を越えた 2% の予歪を与えた。それを 313~373°K の温度範囲で適当な時間時効させて後、衝撃試験を行なつた。衝撃試験は爆薬を用い、室温で試験片に約 220kb の衝撃入力を与え、そのときの応力-時間曲線を試験片に密着させた水晶圧電素子により検出し、オシロスコープで記録した。

一方、比較のため同じ材料(850°C \times 4hr 焼鈍, 炉冷)に 4% の予歪を与え、293~373°K の温度範囲で適当な時間時効させた後通常の静的引張試験を行なつた。

その結果、焼鈍状態で見られる衝撃荷重下の応力緩和は予歪を与えると消滅し、予歪の後、前記の温度範囲で適当な時間時効させると再び現われてくる。これは通常の静的引張試験における yield drop が歪時効により受ける影響と定性的に同じである。しかし、衝撃応力緩和および静的引張試験の yield drop が再び現われてくる温度と臨界時効時間の関係を Arrhenius 線図にプロットしてそれぞれの活性化エネルギーを求めると、前者は炭素の鉄中への拡散に対する活性化エネルギーよりわずかに大きく、後者は窒素のそれに一致する。これより衝撃応力緩和は炭素の拡散あるいは炭化物(または炭窒化物)の析出に律速されていると考えられる。また衝撃応力緩和に対する臨界時効時間が静的試験の yield drop のそれより 1~2 桁長い。これは Cottrell 雰囲気形成だけでは衝撃応力緩和が現われるに十分な条件となり得ないことを示し、おそらくは析出による転位の固着があると考えられる。(田頭 扶)