

## 抄 録

## — 耐 火 物 —

## ドロマイトと製鋼スラグとの反応

(F. OETERS and B. NEUEV: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 6, pp. 443~450)

ドロマイト (dolomite) の滓化速度を流速とスラグ組成を変化させて求めた。実験は回転円板の試料を 1400°C では純鉄るつぽ、1600°C ではカルシウムクロマイトるつぽに入れタンマン炉で行なつた。実験に使用したスラグ組成は通常の LD スラグと同じに CaO-SiO<sub>2</sub>-FeO が 80% になるように選んだ。

実験結果より、耐火物の損耗は実験条件によつて表面からの溶解と機械的なスポーリング (spalling) を導く浸透の 2 つの機構により進行することが明らかとなつた。

もし、固体の 2CaO-SiO<sub>2</sub> がライムとスラグの反応によつて析出したり、ペリクレーズ (periclase) 化した結晶がスラグからウスタイトを分離させるならば耐火物の溶解は表面から起こる。第 2 の機構による場合には、生成したマグネシウムウスタイトの固溶体が膨脹し、耐火物の表面に連続的に保護膜ができる。この 2 つの損耗機構が起こるそれぞれの条件を詳細に検討した。

表面から溶解が起こる場合には、耐火物の溶解速度は次式で示される回転円板に適用した Fick の第 1 法則に従う。

$$J = D^{2/3} \cdot \omega^{1/2} \cdot \Delta C / l, 62 \cdot \nu^{1/6}$$

ここで、 $D$  は拡散係数、 $\omega$  は角速度、および  $\nu$  は粘度である。この場合において、溶解速度はすべて回転数の平方根に比例した。とくに、純マグネサイトの溶解速度はこの機構に従つた。

実験によつて得られた結果により、スラグと耐火物の相互作用についても考察した。(笹田隆志)

## — 製 鉄 —

## 1550°C での溶融鉄-炭素の表面張力の測定

(F. O. BORGANN and M. G. FROBERG: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 337~340)

溶融金属の表面張力の測定値は一致した値が得られていない。この原因は測定方法のみならず、表面張力に活性な不純物、溶鉄では酸素と硫黄が表面張力を下げたためと考えられる。よつて高純度鉄を用いて溶融鉄-炭素-硫黄について最大泡圧法を用い、アルゴン雰囲気中、温度 1550°C で炭素 (1~5% C)、硫黄 (0.0005~0.32% S) の組成で炭素、硫黄が溶鉄の表面張力に及ぼす研究をした。

実験結果より、炭素は溶融鉄の表面張力に影響を与えないことがわかつた。溶融鉄-硫黄系と溶融鉄-炭素-硫黄系の表面力張が等しいことから、溶融鉄-炭素-硫黄系についての表面張力  $\sigma$  と硫黄活量  $a_s$  の関係は次の式で表わされた。

$$\sigma = 823 - 367 \log a_s$$

この式は J. F. ELLIOTT らによる溶融鉄-硫黄について

の表面張力と硫黄活量の関係式

$$\sigma = 810 \cdot 16 - 389 \cdot 29 \log a_s$$

とほぼ一致した。これらの結果より、硫黄を含む溶鉄中では炭素が表面張力を下げるのではなく、炭素が硫黄活量に影響を及ぼすために、表面張力が下がると考察した。

表面張力  $\sigma$  と炭素濃度 [%C]、および硫黄濃度 [%S] の関係式は次のように示された。

$$\sigma = 823 - 367 \log [\%S] - 43 \cdot 3 [\%C] + 1 \cdot 06 ([\%C])^2 - 0 \cdot 58 ([\%C])^3$$

および

$$\sigma = 1798 - 367 \log \{1 + 459 ([\%S]) \exp 2 \cdot 303 [0 \cdot 118 [\%C] - 2 \cdot 9 \cdot 10^{-3} ([\%C])^2 + 1 \cdot 58 \cdot 10^{-3} \cdot ([\%C])^3\}$$

後者の式より、硫黄濃度の減少とともに炭素の溶鉄への表面張力に及ぼす効果が減少してゆくことが明らかとなつた。(山田養司)

## 鉄鉱石の直接還元

(R. S. PITT: IuS International, 46 (1973) 3, pp. 242~251)

現在、粗鋼の大部分を生産している「高炉による製鉄体系」は、コークス依存性が高く、これからの脱却として直接還元プロセスがある。

鉄鉱石の予備還元プラントは、50 以上も開発されているが、このうち経済的に見合うものとして、現在、5 プロセスがある。Hyl, Midrex プロセスは、天然ガスを改質して、還元剤として使用する。前者の場合、レトルト法で、高い金属化率を有しているが、後者はそれに比して連続シャフト炉であり、均質生成物、低エネルギー消費、省力化の利点を有する。また SL/RN & Lurgi, Krupp プロセスは、ともにロータリ・キルンである。SL/RN などでは、石炭により地域特性をもち、また Krupp 法では脱硫効果があり、電気炉の鉄源として 35~50% 使用されている。ほかにパイロットプラントとして Armco, Purofer プロセスなどがあげられている。

海綿鉄生成プロセスは、化学的および熱的エネルギー源として、天然ガスを使用する。天然ガスを還元に供するためには、CO、H<sub>2</sub> に分解せねばならず、その経済性は化学的な利用効率に依存し、また CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O を含有するため熱力学に支配される。さらに排ガスの回収利用とともに、二つの蓄熱室により熱交換と改質とを効率よく行なわねばならない。

核燃料の利用が将来可能になるうが、当面原子炉の冷却剤との熱交換を利用して、天然ガスから H<sub>2</sub> を生成し流動層還元プロセスが可能である。生成された海綿鉄を 20% スクラップとともに処理するためには、9 基の UHP (75 t/hr) を有する最低 3.6 Mt/yer のプラントが必要である。

将来、市場にあまり左右されない有用な新しい燃料が注目され、従来のプラントを新設する場合は、粘結炭を埋蔵する地域に限定される一方、核燃料を基礎としたプ

ラントが天然ガスの産出する地域に進出するであろう。  
(高橋謙治)

### 酸化鉄の還元速度に及ぼす NaCl, FeCl<sub>2</sub> の影響

(H. ITAYA, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 17, pp. 772~774)

酸化鉄ペレットに NaCl および FeCl<sub>2</sub> をそれぞれ 3~5% および 1~2% に添加し, CO-CO<sub>2</sub>-N<sub>2</sub> 混合ガスで還元実験を行なった。ヘマタイト, マグネタイトおよびヴェスタイトの各還元段階について, 700°C および 900°C の還元温度における NaCl および FeCl<sub>2</sub> 添加の影響を調べた。

ヘマタイト→海綿鉄の還元反応では, 700°C で NaCl を添加したペレットは初期に反応の潜伏期が見られたが FeCl<sub>2</sub> を添加したペレットはそれが見られなかつた。また, FeCl<sub>2</sub> を添加すると還元率は 40% で停滞した。900°C では NaCl を添加したペレットは無添加のペレットより還元速度が増した。

マグネタイト→ヴェスタイトの還元段階での NaCl および FeCl<sub>2</sub> 添加の影響は, 各温度において少なかつた。

ヴェスタイト→海綿鉄の還元段階では NaCl および FeCl<sub>2</sub> 添加の影響が顕著に現われ, 無添加ペレットより著しく速度が増大した。各還元段階で NaCl 添加の還元速度におよぼす影響は FeCl<sub>2</sub> より顕著であつた。

各還元過程におけるペレットの体積膨脹率を測定した結果, 還元温度によらず NaCl 添加ペレットは FeCl<sub>2</sub> 添加ペレットの膨脹率より大きい値を示した。すなわち, NaCl 添加ペレットでは全還元過程で膨脹しており, 還元率 30~40% で膨脹率は最大 (28%) になつた。FeCl<sub>2</sub> を添加したペレットでは還元率 40~50% で膨脹率は最大 (15%) となり, 還元率 70% 以上で体積は収縮した。これは無添加ペレットとほぼ同様の傾向であつた。還元過程の体積変化から, NaCl および FeCl<sub>2</sub> 添加の還元性に及ぼす影響が見られた。  
(天辰正義)

ペレットの粒径がその冶金学的性質におよぼす影響について (Yu. M. BORTS, et al.: Steel in the USSR, (1972), pp. 952~954)

ペレットの粒径がその冶金学的性質におよぼす影響を調べるため SSGOK (Sokolovka-Sarbai Mining-Beneficiation Combine) にあるペレット工場の焼成機で試験を行なった。試験の結果, 超平面方程式で表わせる種々の応答関数が得られた。この関数の回帰係数を比較したところ粒径, 層厚が脱硫率に最も影響をおよぼし, その硬化, 酸化に対しては層厚, 焼成温度レベル, 熱処理時間 (ストランド速度) にかかり影響されることがわかつた。

実験室での試験結果 (1200°C で 30 min 焼成) では粒径にはある「臨界値」がありこれ以上になると平均脱硫速度は急激に低下する。これは粒径が 20 mm 以上になると脱硫反応は拡散律速になるためである。

つぎに実操業での調査の結果, ペレットの脱硫, 硬化, 酸化プロセスは焼成機の生産性を最大にする際には十分考慮すべきであるとしている。

まず円滑加熱方式 (予熱温度 1100°C, 焼成温度 1250°C) では粒径を大きくすると酸素はペレットの中心にある硫化物へ移動しにくくなるため脱硫率は低下する。

一方層厚を厚くすると酸化反応およびガスの浸透が緩慢になるため焼成帯の温度がそれほど高くなかつペレットの加熱が不均一であるにもかかわらず脱硫, 硬化プロセスはペレット層全体に渡って進行する。

急速加熱方式 (予熱温度 1100°C, 焼成温度 1300°C) では粒径が脱硫, 硬化プロセスにおよぼす影響はその層厚に依存している。層厚が 280 mm では粒径が大きくなるにつれペレット内部へ酸素は拡散しにくくなり層内への熱の集中度も不十分になり強度と脱硫率は悪化する。層厚を 310 mm にし粒径を 17 mm まで増加すると層内での空気力学的条件が改善されるため脱硫率は若干低下するが強度は増加する。

以上のように冶金学的に優れた性状を有するペレットを得るには焼成過程での加熱, 保持温度および層厚によつて最適粒径を選ぶ必要がある。SSGOK の条件では粒径は 13 mm を越えるべきではないという結論が得られた。  
(坂本 登)

## — 製 鋼 —

### 2 成分溶液の成分の活量を計算するときのショートレンジオーダーの計算

(M. S. PETRYSHCHEVSKII, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metally (1973) 4, pp. 67~72)

無秩序分布している 2 成分系の原子分布からの偏位を示すショートレンジオーダーのパラメーターとして  $\eta$  が用いられるが,  $\eta$  は原子のまわりにある他原子の数の比で示される。

原子率が  $x_1$  と  $x_2$  の 2 成分系の自由エネルギー変化  $\Delta G$  および過剰自由エネルギー変化  $\Delta G^{(E)}$  は

$$\Delta G = x_1 x_2 (1 + \eta) Q' + RT (x_1 \ln x_1 + x_2 \ln x_2) + 2z RT x_1^2 x_2^2 (1 + \eta) \ln (1 + \eta)$$

$$\Delta G^{(E)} = x_1 x_2 (1 + \eta) Q' + 2z RT x_1^2 x_2^2 (1 + \eta) \ln (1 + \eta)$$

ここで  $Q' = x_1 \Delta \bar{G}_2^{(E)} + x_2 \Delta \bar{G}_1^{(E)}$ ,  $z$  は配位数,  $\Delta \bar{G}_1^{(E)}$ ,  $\Delta \bar{G}_2^{(E)}$  は無限量の他成分中にそれぞれの成分 1 K mol が溶解したときの変化を示す。また成分の活量  $a_i$  は

$$RT \ln a_i = \Delta G + (1 - x_i) \frac{\partial (\Delta G)}{\partial x_i}$$

Fe-Si 系については,  $\Delta \bar{G}_{Fe}^{(E)} = -57 \text{ KJ/g-at}$ ,  $\Delta \bar{G}_{Si}^{(E)} = -80 \text{ KJ/g-at}$  として計算すると  $a_{Fe}$ ,  $a_{Si}$  および  $\Delta G^{(E)}$  の組成変化が 1600°C の多くの実験結果とよく一致した。

Co-Si 系については  $\Delta \bar{G}_{Si}^{(E)} = -100.6 \text{ KJ/g-at}$ ,  $\Delta \bar{G}_{Co}^{(E)} = -70.6 \text{ KJ/g-at}$ , Ni-Si 系については  $\Delta \bar{G}_{Si}^{(E)} = -146 \text{ KJ/g-at}$ ,  $\Delta \bar{G}_{Ni}^{(E)} = -76 \text{ KJ/g-at}$  として計算した活量および  $\Delta G^{(E)}$  と  $x_{Si}$  の関係が実験値とよく一致した。

また (Fe-Al) については  $\Delta \bar{G}_{Al}^{(E)} = -51$ ,  $\Delta \bar{G}_{Fe}^{(E)} = -34$ ,  $Q'_{(0.5)} = -51 \text{ KJ/g-at}$ , Co-Al 系については  $\Delta \bar{G}_{Al}^{(E)} = -70$ ,  $Q'_{(0.5)} = -93 \text{ KJ/g-at}$ , Ni-Al 系については  $\Delta \bar{G}_{Al}^{(E)} = -100$ ,  $Q'_{(0.5)} = -117 \text{ KJ/g-at}$  を利用して計算した活量および  $\Delta G^{(E)}$  が実測値とよく一致した。  
(郡司好喜)

### 凝固時における溶融鉄-炭素合金の粘性について

(A. M. VYKHODETSU: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 4, pp. 84~87)

金属が凝固する過程で固液共存するときの粘度は  $\eta =$

ートンの粘性法則

$$\frac{T}{F} = \eta \frac{dU}{dy} \dots\dots\dots (1)$$

を適用して検討できる。ここで  $T$  は内部摩擦力、 $F$  は固体の表面積、 $dU/dy$  は速度勾配である。一方固体と液体が共存するときの摩擦係数  $f$  は

$$f = \frac{\pi \eta_0 U}{\rho_1 y} \dots\dots\dots (2)$$

で表わされる。ここで  $\rho_1$  は比荷重、 $y$  は間隙の大きさを示す。(1)と(2)から

$$\eta = \pi \eta_0 \ln \frac{y}{U} \dots\dots\dots (3)$$

$U$  は固体の成長速度  $U_1$  と成長方向におけるジャンプによる速度  $U_2$  の和で表わされるが、Fe-C 合金については

$$\eta = \pi \eta_0 \ln \frac{1.51 \times 10^{-18}}{\phi_5 x_C T} \text{ g/cm} \cdot \text{sec} \dots\dots\dots (4)$$

なる関係が最終的に導かれた。ここで  $x_C$  は C の濃度、 $\phi_5$  は比例係数である。

この式を用いて計算した  $\eta$  と実験によつて求めた  $\eta$  の C 濃度による変化は同じ傾向を示したが、その絶対値には相当の差が見られた。さらにこれらの関係を利用し、Fe-C 合金の  $\eta$  の温度との関係、一定温度における係数の濃度との関係をあきらかにした。(郡司好喜)

**DH 法による 210 t 転炉鋼の脱炭**

(K. FABIAN and K. GOBEL: Stahl und Eisen, 93 (1973), 14, pp. 616~624)

低 C 材の製造条件を確立するため、DH 装置 (脱ガス容器径 2850 mm, ノズル径 500 mm, 到達真空度 0.3 mmHg) での脱 C 試験を 240 チャージ実施した。DH 処理は LD あるいは LD-AC 転炉製の 210 t 溶鋼について行ない、その処理前の組成はつぎのとおり、C 0.03~0.06, Mn 0.05~0.15, P<0.04, S<0.02%。DH 処理後合金材を添加し、C 0.01, 0.02, Mn 0.20~0.25, Si 0.6~1.2, Al 0.2~0.3% の電動機用鋼板を製造した。

脱 C 反応の進行状況を把握するためのパラメーターとして、次式の  $R$  を用いた。

$R = (\text{真空容器内溶鋼量} / \text{取鍋内溶鋼量}) \times \text{処理回数}$   $R$  は真空容器内溶鋼量を容器内溶鋼高さから耐火物溶損量を考慮して 20% の誤差で評価できることを示した。

真空容器の予熱温度が低い、C 濃度が低いなどの悪条件のときには、粒状ボーキサイトなど核発生物質を添加しても脱 C 反応が開始しない場合が見られたが、7 kg 程度のグラファイト粒の添加により改善できた。この原因は真空容器内耐火物表面を覆っているスラグなどの層により気泡発生が抑制されるためである。

DH 処量中の脱 C 量は  $R$  を用いた実験式により十分な精度で評価できる。また脱 C 速度は溶鋼中の C、O 濃度比が CO 生成時の化学量論比と一致する C 濃度、0.035% で最大となった。

脱 O 量はパラッキが大きい次式で表わされる。

$$\Delta[\%O] = 1.3 \Delta[\%C] - 0.023$$

ここで定数 0.023 は真空容器内に残存した転炉スラグなどに起因するものである。なお、鋼中 Mn 濃度は 0.30

%までの範囲では脱 C 反応に影響しないことを確認した。

最後に DH 処理時間の短縮のため溶鋼の真空容器内滞留時間を減少し、処理回数を増すことで対処していると述べている。(鈴木健一郎)

**— 鑄 造 —**

**広幅スラブ連続における機種および操業の展望**

(G. KOMMA, et al.: Iron Steel Eng., 50 (1973) 6, pp. 68~73)

連続で広幅スラブを製造する際のスラブ品質に対する機種の影響と操業上の要点について記述した。

鑄型内の抜熱は熱測定およびシェル厚測定から垂直型と彎曲型はほとんど差がないと判断される。

非金属介在物は垂直型および垂直-曲げ型では、とくに集積現象はみられないのに対し、彎曲型では彎曲内側に集積しやすい欠点がある。しかしこれは介在物の浮上が容易なボックス型ノズルを使用することにより解決できる。

凝固中に変形を受けた場合に発生する内部割れは、シェルの受ける変形量、溶鋼の組成と温度、シェル内の温度分布、などにより左右される。たとえば、S, P, Mn, Cr, Ni, などは多くなるほど割れやすくなり、C は 0.17~0.25% の範囲が最も割れやすい。また、タンディッシュ溶鋼温度が高いほど割れが多発する。機種別では凝固中に曲げ矯正をする垂直-曲げ型に多発しやすく、完全凝固後に矯正する彎曲型では問題ない。垂直-曲げ型ではシェルにかかる応力は、シェルと曲げ軸心間の距離に正比例するので、曲げ矯正位置が鑄型に近づくほど割れが発生しやすい。この欠点を補つたのが多段矯正型であるが、ローラー・エプロンのアライングが困難であるという問題が残る。垂直-曲げ型で垂直部が短い場合は二次冷却ゾーン中最も水を多量にかけるゾーンで曲げることになるのでスラブ表面の温度不均一に起因した横割れが発生しやすい。

各機種全般の問題として、スラブとガイド・ローラー間のアライメントには十分の注意が必要である。締すぎは Squeezing による内部割れ、ゆるめすぎはスラブのバルジングに伴うシェルの変形が生じる。マシン高さが大で、広幅スラブを高速鑄込をする場合は、とくにスパーサーの使用が有効である。ドライブ・ローラーの数も Squeezing に影響するので、この点マルチ・ロール・ドライブ方式は局所的な負荷を防ぐので有効である。(垣生泰弘)

**エレクトロスラグ再溶解および真空アーク再溶解による鍛造鋼塊の再溶解**

(H. LOWENKAMP, et al.: Stahl und Eisen, 93(1973) 14, pp. 625~635)

VAR 法と ESR 法の比較を同じ溶鋼より鑄造してつくつた電極を用いて、大型鋼塊について行なつた。その結果、VAR 鋼塊中の酸化物系介在物の数は ESR 鋼塊に比べて少なく、また、その大きさも小さかつた。一方硫化物系介在物については ESR 鋼塊の方がやや少なくその大きさもやや小さかつた。酸化物系、硫化物系介在物を合せて考えると、VAR, ESR とも、通常造塊法に比べてはるかにすぐれているが、VAR の方が ESR よ

り清浄な鋼をつくるのに適している。

しかし、直径 1 m 以上の大型鋼塊をつくるには、VAR は経済的理由で不可能となるが、ESR は清浄性の優れた大型鋼塊の生産を経済的に行なうことができる。現在、Völklingen の Röchling-Burbach GmbH 製鋼工場で、大型鋼塊の ESR 操業が始まっている。その装置は、交流 10Hz を電源として用い、直径 2.3mφ (最大 160 t)、1.7mφ (90 t) 鋼塊に対しては、4 本電極を単一鑄型に溶解し、1.3mφ (52 t)、1mφ (31 t) 鋼塊に対しては単一電極を用いていて、底板移動式で鋼塊最大高さ 5 m まで可能である。

52 t および 31 t 鋼塊の確性試験結果は、溶解条件さえ適当であれば、小型鋼塊と同様に、清浄で、偏析の少ない、緻密な鋼塊が得られることを示した。また、水素についても、スラグおよび電極のつくり方に注意して、許容範囲内である 2ppm 程度の鋼塊を得ている。

(伊丹俊夫)

## —加工—

### 鋼板の高速圧延における摩擦の研究

(D. I. STARCHENKO, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 2, pp. 982~984)

理論的に圧延変数を決定するためには、金属とロールの間の接触摩擦係数を知る必要があるが、高速圧延において種々の潤滑剤を用いた場合の摩擦に関するデータは不足している。この報告は鋼板の高速冷間圧延において種々の潤滑剤を使用し、圧延速度を変化させて摩擦に関する実験研究を行なった結果を述べたものである。

実験に使用した潤滑剤は、ポリメチルシロキサン、石けん水、Grade-20 工業用潤滑剤、綿実油、水素化ひまわり実油、Genrex-26 潤滑剤、パーム油、ひまし油および 7 種のジュダノフ冶金研究所で開発された潤滑剤である。2.15 mm 厚の鋼板とトランス用鋼の熱延板と焼鈍板を供試材とし、圧延前に潤滑剤の薄膜でおおつて圧延中には潤滑剤を添加せずに、鋼製ロールにより圧延率約 20~50% 圧延速度 44.5~30m/sec で圧延した。

2.15 mm 厚の鋼を潤滑剤としてポリメチルシロキサンを使用して、圧延率 42.0% 圧延速度 10m/sec で圧延したとき、摩擦係数は 0.130 と最大になった。植物性潤滑剤を使用したとき、摩擦係数は低く、例えば綿実油を使用し圧延率 34.6% 圧延速度 30m/sec で圧延したときの摩擦係数は 0.030 であった。10% の界面活性剤を含む合成潤滑剤を使用したとき、摩擦係数は 0.034~0.076 と低く、有望な潤滑剤であることがわかった。

トランス用鋼の熱延板を grade-20 工業用潤滑剤を使用して圧延したとき、圧延速度の 4.5m/sec から 30m/sec までの増加に伴って摩擦係数は 0.073 から 0.049 まで減少した。このような関係はほかの潤滑剤に対しても同様であった。

トランス用鋼の焼鈍板の圧延実験により、摩擦係数の小さい潤滑剤ほど摩擦係数の圧延速度依存性が小さくなるのが明らかになり、このような潤滑剤では、板厚変動が少なくなるので有利である。

(箕浦陽一)

## —性質—

### オーステナイトの加工熱処理後の軟化について

(E. SCHMIDTMANN and H. HLAWICZKA: Arch, Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 403~408)

安定オーステナイト領域における加工熱処理後の、回復と再結晶による材料の軟化挙動について報告する。

実験材としては 30CrNiMo8 鋼 (0.30% C, 0.25% Si, 0.45% Mn, 0.035% P, 0.035% S, 1.95% Cr, 0.30% Mo, 1.95% Ni) を使用した。850°C においてオーステナイト化した後 720°C までの種々の温度に冷却して第一段階の加工を与えた。つぎに荷重をとりはずしてその温度で最高 1000 sec 保持し、続いて第二段階の加工を与えた。加工はいずれも引張荷重により、真空中でおこなった。第一段加工は試験片に明りようなくびれ (35±5%) が発生するまでとし、第二段階において破断させた。そして両者の変形応力の差を軟化量とした。

試験の結果を TTR (時間-温度-再結晶) 図を用いて表示した。加工量が一定の場合には新たな結晶粒の形成の開始と終了は加工温度が高くなると短時間側に移行した。等温 TTR 図における再結晶の開始と終了を示す曲線に対して、理論と一致する式を決定した。

軟化過程に対する活性化エネルギーは 65.9 kcal/mol となった。この値からオーステナイトの軟化過程は熱的活性化を受け、Fe の自己拡散に支配されると推定される。加工により発生する欠陥の数とそれらの消滅との関係は温度および時間を変数として含む指数関数により記述される。

実験技術上の理由から現時点で連結冷却中に荷重を測定する方法を用いることは不可能である。しかし実際工業的には冷却中の軟化過程が問題となる。本研究では経験的に等温 TTR 図と連続冷却 TTR 図の相対的関係を決定することを試みた。

(和田 仁)

### H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/NaCl 環境中における AISI 304L 型鋼の応力腐食割れにおよぼす加工マルテンサイトの影響

(A. HONKASALO: Scand. J. Metallurgy, 2(1973)3, pp. 156~160)

オーステナイトステンレス鋼が H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>/NaCl 溶液中で応力腐食割れを起こすことが知られている。本研究は AISI 304L 鋼の応力腐食割れにおよぼす加工マルテンサイトの影響について調べたものである。

C 0.03%, Cr 18.6%, Ni 10.9%, Mn 1.4% を含む 1.5 mm 厚さの試片を、+25°C と -196°C で曲げ、5NH<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>-0.5N NaCl 水溶液中で U 曲げ応力腐食試験を行なった。+25°C で変形した場合積層欠陥やマルテンサイトは生成しなかつたが、-196°C で変形した場合は α と ε マルテンサイトが生成した。-196°C で 5% 変形した薄膜試料を上記腐食液に 4 hr 浸せきし、電顕で調べた結果 α マルテンサイトがきわめて優先的に溶解することがわかった。応力腐食割れ試験した試料を走査電顕で調べたが、-196°C で曲げた試料では、試料の外側および破面上に平面的な選択的溶解の跡が明らかに認められた。この α マルテンサイトの選択的溶解は磁氣的測定の結果からも確認された。ε マルテンサイトの溶解を証明することはできなかつたが、溶解の形態的特徴から最初 α マルテンサイトが溶解し、ついで ε マルテンサ

イトが選択的に溶解するものと思われる。しかしこの選択的溶解はき裂先端部のみでなく、試料全体に生じ、引張応力も必ずしも必要でないので、応力腐食割れということとはできない。室温で曲げたマルテンサイトの生成していない試料では選択的溶解は見られず、鋭い応力腐食き裂つが見い出された。

オーステナイトステンレス鋼の沸とう  $MgCl_2$  溶液中の応力腐食われ現象において、き裂先端部の引張応力によつてマルテンサイトが生成し、そのマルテンサイトが優先的に溶解するという機構が提出されているが、本実験において走査電顕で調べたかぎりではこの機構を確認できなかった。しかし  $-196^\circ C$  で変形した試料の加工マルテンサイトがきわめて選択的に溶解される事実は、もしき裂先端部にマルテンサイト変態が起きる場合は、き裂先端部のマルテンサイトが急速に溶解し、応力腐食割れが生ずることを示すものと思われる。(青木孝夫)

#### 冷延リムド鋼板の最適の特性を得るための条件

(V. S. D' YAKONOVA, et al.: Steel in the USSR, 2 (1973) 12, pp. 994~997)

非時効性のアルミキルド冷延鋼板は絞り性に優れ、ひろく使用されているが、表面状態を改良することが困難で、コスト高となる。一方ヴァナジウムを  $0.05\sim 0.07\%$  添加したリムド鋼においては常に  $0.006\%$  以下のすべての窒素を固定することはできないが、熱圧における巻き取り温度を  $680\sim 760^\circ C$  とし、徐冷すると効果があることが知られていた。著者らはこのリムド鋼について冷延鋼板の性質におよぼす熱圧後の冷却条件と焼鈍につい

て研究した。

試料はヴァナジウムを  $0.04\sim 0.06\%$  含み、 $0.07\% C$ 、 $0.0035\sim 0.0045\% N$  のリムド鋼で、熱圧仕上げ温度を  $850\sim 870^\circ C$  とし、 $630\sim 650^\circ C$  および  $690\sim 720^\circ C$  で巻取つた。  $60\sim 65\%$  で冷間圧延を行ない、巻き取り温度近くで焼鈍し、調質圧延の後に  $100^\circ C$  2 hr および 3 カ月までの常温時効を行なつた。フェライト粒度、炭化物、介在物などを観察し、引張性質とランクフォード値を調べた。

巻き取り温度が低いと降伏応力は  $6\sim 21\%$  増大し、フェライト粒度と炭化物粒度は若干微細化するが、 $0.06V\%$  の場合でも歪時効の傾向を示すのに対して、高温巻き取りでは  $0.04V\%$  の場合を除いてヴァナジウムが窒素を固定し、歪時効の傾向が減少する。巻き取り温度が  $720^\circ C$  以上の場合は板厚全体にわたつて不均一なフェライト粒と粗大炭化物を生成した。

つぎに熱圧仕上げ温度を  $860\sim 880^\circ C$  で巻き取り温度を  $680\sim 700^\circ C$  とした鋼板を冷圧の前に  $700\sim 720^\circ C$  で焼鈍し、その効果を調べた。焼鈍を行なつたものは時効に鈍感であり、固定されていない窒素量は  $0.001\%$  以下であり、圧延方向に平行および直角方向の降伏応力の差が小さく、伸びが若干高く、絞り性に好ましい結晶方位が発達した。R 値は焼鈍を行なわない場合は  $1.01\sim 1.27$  であり、焼鈍により  $1.42\sim 1.9$  まで増加した。この処理を行なつた薄板の自動車部品のプレスにおける不良率は  $1.2\%$  以下であつた。(盛山博一)