

## 抄 録

## —原 料—

## 予熱粘結炭配合の高炉コークス製造における石炭予備処理プロセス

(K. G. BECK: Stahl u. Eisen., 99 (1979) 7, pp. 323~327)

石炭の予熱設備を用いてコークスの製造を行った。石炭予備処理プロセスは石炭の予熱のための加熱システムと、コークス炉内へ、約 200°C に予熱された石炭を、輸送、装入するチェーンコンベアの組合わせが特徴となっている。

工業的パイロットプラントで得られた実験結果では、予熱石炭を用いた操業は従来に比べ、炭化時間を 1/3 短縮し、従来の条件でのコークス製造プラントと比較して同じかまたは、より良いコークスの性質を得ることを示した。同じ炭化時間で、加熱炎管温度は通常の操業に比べて、約 200°C 低下させることができ、コークスの性質を改良できた。

これらの結果は、シカゴの US スチールのコークスプラントで得られた操業結果からも確認された。予備処理プロセスでは、生産性は 50% 増加し、性質は大変改良された。高炉へ装入された予備処理コークスは、出銑比を増加させ、コークス比を減少させた。高炉コークスの性質は、たとえば、弱粘結炭を 30% 配合したとき、ドラム強度 ISO<sub>40</sub> は従来の 73% から、予備処理すると 82% に増加した。また弱粘結炭を 60% にしても ISO<sub>40</sub> 値は 77% であった。弱粘結炭の結合の高いものの使用と高炉操業における出銑比、コークス比の改良は、装入物のコストを引き下げ、経済的にも大変有利である。さらに、コークス炉の生産性は 40% から 50% 増加する。

予備処理プロセスの建設には、コークスを同じ量、生産するために、従来の石炭を用いて、長い炭化時間を要して行っているコークス製造プラントを拡張するのと同様の資本を必要とする。(月橋文孝)

## —製 銑—

## 高炉増産とコークス節約の経済分析

(潘家瑛: 鋼鉄, 14 (1979) 3, pp. 54~58)

首都鋼鉄公司(北京)には4本の高炉があり、総内容積は 3328m<sup>3</sup> である。この論文は 1977 年と 1978 年の年平均データの比較を行っている。出銑比は 1.58 から 1.984 t/m<sup>3</sup>d に、コークス比は 536 から 445 kg に、総出銑量は年 168 から 38% 増しの 232 万 t になった。

使用する遷安鉄石の鉄分は 26% であるが、精鉄品位は以前 63% であつたものが、77年の 64.45 から 66.96% にまで上昇し、SiO<sub>2</sub> は以前の 12% から 4~5% まで低下した。焼結鉄は鉄分の変動を 1% 以内に押え、5 mm 以下の粉率を 14.5 から 12.5% に下げ、FeO は 20.75 から 17.47% に下り、塩基度を 1.15 まで上げた。したがって高炉装入の石灰石は 61 より 31 kg に下り、鉄石比は 1.804 より 1.715 t に、出滓比は 522 よ

り 398 kg に下つた。

コークスの節約は粉炭の吹込みにより行い、1978年に粉砕、輸送装置の増設により、粉炭吹込量は 65 より 96 kg/t に上昇した。コークスの単価は 80 元 (1 元約 140 円) だが、粉炭は 30 元/t であるので、燃料比は大幅に低下した。熱風温度はコークス炉ガス 10000m<sup>3</sup>/h の添加により 948 から 1012°C に上昇した。

企業の管理体制を強化し、「政治的操炉」、「気ままな操作」、「自由な製錬」という無政府的な傾向を克服した。出銑速度を 8 t/min とし、棚吊りは年 893 から 505 回に、スリップは 1167 より 799 回に減少した。

とくに、1号炉(註 600m<sup>3</sup> 内外)は秤量機を 10 t から 16 t にし、CO<sub>2</sub> は 13 から 18% に増加したので、1978 年 12 月は出銑比 2.85、コークス比 370 kg となり本年 1 月はさらに改善され、冶金部は「英雄高炉」と称し、中国一の成績で、国際水準に達した。

銑鉄のコストは 119.7 から 106.7 元/t に下り、1978 年の総生産に対するコストの低減は 3000 万元をこえ、1950年代の旧設備のままで、1970年代の水準に引上げ、64万 t の増産をして 4 つの現代化に貢献した。

(相馬胤和)

## —製 鋼—

## 低酸素活量の溶鋼中の固体電解質による測定技術の可能性と限界

(D. JANKE and H. RICHFER: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 3, pp. 93~100)

本論文は  $a_{O_2} = 0.0001$  から 0.01 の溶鋼中の酸素の活量を固体電解質を用いて測定する方法に関するレビューである。

EMF 測定時の誤測定あるいは誤情報は次のような原因により発生する。(a)セルに使用した固体電解質の部分的電子伝導、(b)部分的電子伝導にもとづく固体電解質中の O<sup>2-</sup> の輸送現象、(c)使用した熱力学データの精度不足、(d)固体電解質表面上での化学反応層の形成、(e)溶鋼と接している電池のセラミック部品の溶解、(f)固体電解質中の気孔や微細割れを通しての O<sub>2</sub> ガスの輸送、(g)電池内の熱起電力、本報は(a)~(d)に対する対策を述べている。

(a)に対する補正は部分的電子伝導  $p_e'$  を用いて補正され、酸素の活量は、 $a_{O_2} = \exp(-\Delta G^\circ/RT) [p_e'^{1/4} + p_{O_2}^{1/4}] \exp(-EF/RT) - p_e'^{1/4}$  となる。ここで  $\Delta G^\circ$  は 1/2 O<sub>2</sub>(lbar) → O(1%) の反応の標準自由エネルギー変化である。 $p_e'$  は代表的な固体電解質についてクロマチック法で測定されている。

(b)からの誤差は  $\pi = (\kappa O^{2-} - RT/16F^2) \int_{p_{O_2}^{(I)}}^{p_{O_2}^{(II)}} (1 - t_{O^{2-}}) d \ln p_{O_2}$  で与えられる酸素の透過度で決まる ( $\kappa$  は電導度、 $t$  は輸率) 種々の電解質の中で ThO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の  $\pi$  が一番小さいことが確認されている。

(c)の誤差は標準自由エネルギーに次の値を用いることで最少とすることができる。

$$\Delta G^\circ_{\text{Cr}_2\text{O}_3} = -1077.682 + 0.23249T \text{ (kJ/mol)}$$

$$\Delta G^\circ_{\text{MoO}_2} = -491.028 + 0.11840T \text{ (kJ/mol)}$$

(d)の誤差は固体電解質と酸化鉄との反応が少量ならば問題にならない。一番問題となるのは脱酸生成物の $\text{Al}_2\text{O}_3$ がセンサ全面を覆ってしまった場合である。

(雀部 実)

### 混合の熱力学的数値を計算するための短範囲規則モデルと鉄-炭素系への応用

(E. SCHÜRMAN and R. SCHMID: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 3, pp. 101~106)

AとBから成る2元系においてr種の短範囲規則が  
 $nA+mB=A_nB_m$ , ( $n+m \leq r$ ,  $n, m \geq 0$ )

の反応で生成するとき,  $a_A + a_B + \sum_{n+m=2}^{n+m=r} a_{A_nB_m} = 1$ ,  $X_A =$

$$\frac{\sum_{n+m=1}^{n+m=r} n a_{A_nB_m}}{\sum_{n+m=1}^{n+m=r} (n+m) a_{A_nB_m}}, \quad X_A + X_B = 1 \text{ という}$$

関係が成立している。(ここでaは活量, Xはモル分率, m, nは整数) また,  $a_{A_nB_m} = K_{nm} a_A^n a_B^m$ ,  $\Delta G_{nm} = -RT \ln K_{nm}$ であるから,  $K_{nm}$ がわかればaを求めることができる。鉄-炭素系の短範囲規則を $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_2\text{C}$ ,  $\text{FeC}$ ,  $\text{FeC}_2$ とし, これらの $1550^\circ\text{C}$ における生成エンタルピおよびエントロピから求められる $K_{nm}$ を用いて $a_C$ を計算したところ, 炭素のモル分率0から0.22において従来の実験結果とほぼ一致する結果を得た。この計算結果から炭素の混合エンタルピの部分モル量を $1550^\circ\text{C}$ と $1550^\circ\text{C}$ について求めたところ, 従来の測定値よりわずかに大き目の値を得た。同様に炭素の過剰エントロピも求めることができた。混合エンタルピと過剰エントロピの部分モル量の固相での値は次のように計算され, 従来報告されている値に一致した。

$$\Delta \bar{H}_C^\circ = 45382 - 6526X_C - 91200X_C^2 + 144687X_C^3$$

$$\Delta \bar{S}_C^\circ = 18.056 - 63.597X_C - 267.788X_C^2 + 1212.92X_C^3$$

$$\Delta \bar{H}_C^{\circ, \#} = 96.129 \text{ J/mol}$$

$$\Delta \bar{S}_C^{\circ, \#} = 41.089 - 8.499X_C \text{ J/mol K}$$

$\alpha$ 鉄と固体炭素から $\text{Fe}_3\text{C}$ が生成するときのエントロピとエンタルピ変化はそれぞれ $\Delta H = +70757 \text{ J/mol}$ および $\Delta S = +46.39 \text{ J/mol}\cdot\text{K}$ と計算された。この計算値を用いてさらに,  $a_{\text{Fe}_3\text{C}}$ ,  $a_C$ ,  $a_\alpha$ あるいは $a_\gamma$ が1となる濃度と温度の関係を計算し, 安定系および準安定系の状態図を書いたところ, おおむね測定値と一致した。

(雀部 実)

### 大型鋼塊のエレクトロスラグによる押湯加熱法

(A. MITCHELL: Ironmaking and Steelmaking, (1979) 1, pp. 32~37)

著者らは, エレクトロスラグによる押湯加熱法(ESHT)を大型鋼塊の凝固コントロール法として確立し, 本ESHTプロセスの装置概要および操業について論じている。

加熱電極として, グラファイト製もしくは消耗型が有望である。電源としては, 誘電損失, 熱的安定性およびスケール・アップの容易さから直流電源よりも, 単相もしくは3相交流電源の使用が望ましい。

スラグ・モールドとしてa)耐火物製モールド, b)冷却型金属モールドの2種類がある。種類a)として, グラファイトと耐火粘土の混合物,  $\text{MgO}$ 系耐火物,

$\text{Al}_2\text{O}_3$ 系耐火物があげられる。とりわけ $\text{MgO}$ 系耐火物は $\text{CaF}_2 + \text{CaO} + \text{Al}_2\text{O}_3$ スラグと反応し, 耐スラグ侵蝕性のマグネシウム・アルミネート層を形成するため寿命が長い。種類b)として, スプレー冷却式の銅あるいは鉄モールドなどがあるが水冷装置を付設せねばならぬ欠点を有する。

鋼塊中での溶鉄のフローと熱伝導を促進するため, 鋼塊頭部に溶鉄が供給されるが, その最適供給速度は熱伝導モデルを用いた鋼塊の凝固体積計算より設定される。

また, ESHTプロセスの実操業では, 鋼中H濃度を低減するための真空鑄込および, 水素ピックアップ防止のための乾燥空気雰囲気中での押湯加熱が必要とされる。

ESHT, ESR両法の凝固組織を比較すると, 約1800mm以上の鋼塊断面では, ほぼ同等の効果が観察された。

上記研究開発の結果, ESHTプロセスを真空注入設備に付加することにより, 大型鋼塊(約100t)の品質向上および低コスト製造が可能となった。(別所永康)

簡単な曲げ理論を用いた連铸スラブのバルジングの計算 (K. MIYAZAWA and K. SCHWERDTFEGER: Ironmaking and Steelmaking, (1979) 2, pp. 68~74)

ロール間を移動していく連铸スラブのバルジングの計算を簡単な曲げ理論を用いて行つた。すなわち, ロール間距離に比較しスラブ幅が十分(例えば2倍以上)大きければ, スラブ広面中央部での凝固シエルのたわみはロール間で支持される一次元梁のモデルを適用して求めることができる。凝固シエルのクリープ変形および弾塑性変形のそれぞれによるたわみ量を求めた。

1次および2次クリープを含め, クリープ変形によるたわみ量,  $\delta$ は次式の3次方程式であらわせる。

$$\frac{d^3\delta}{dz^3} = -\frac{\alpha M |M|^{m-1}}{u I_c^m} \dots\dots\dots (1)$$

(ここで, z:ロール間座標,  $\alpha$ 1次および2次クリープのそれぞれに対し別個に定まる定数, M:曲げモーメント, u:鑄込速度, m:クリープ歪速度の応力依存指数,  $I_c$ :定数)一方, 弾塑性変形によるたわみ量,  $\delta$ は次式の2次方程式であらわせる。

$$\frac{d^2\delta}{dz^2} = -\frac{M |M|^{1/n}}{I_{EP}^{1/n}} \dots\dots\dots (2)$$

(ここで, n:応力の歪依存指数,  $I_{EP}$ :定数)(1)および(2)式をそれぞれについての境界条件を用いて解いた。

ロール間の最大たわみ量を1次クリープ, 2次クリープおよび弾塑性について求め, WÜNNENBERGが円弧型連铸機において測定した結果と比較した。PALMAERSが測定した1次クリープのデータを用いて計算した値は, 2次クリープあるいは弾塑性変形のデータを用いて計算した値より大きく, WÜNNENBERGの実測値と良く一致した。すなわち, 連铸機内を移動していく鑄片のバルジングは主として1次クリープによつて生ずることが明らかになった。

本モデルを用い, バルジングに及ぼすロール間隔, 鑄込速度, スラブ表面での熱伝達係数および円弧型連铸機の曲率半径の影響について調べた。(木下勝雄)

### 溶融 Fe-Ni-Cr 合金の酸素溶解度

(V. E. SHEVTSOV: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metall., (1979) 2, pp. 71~74)

1600°Cにおける Fe-Cr(<50%)-Ni(4.1%, 29.0%)合金の酸素溶解度を測定し、理論的に求めた溶解度曲線と比較した。

溶融合金中の Cr が 0.5% までは、溶融合金は (FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>+FeO) と平衡すると仮定し、酸素濃度 N<sub>O</sub>(モル分率) の計算式を導いた。

$$N_O = \frac{\exp(-\epsilon_{O}^{Cr} N_{Cr} - \epsilon_{O}^{Ni} N_{Ni})}{K_{FeO} a_{Fe} \sqrt{b \cdot 5 a_{Cr} a_{Fe}^{-1.5} + 0.5}} \dots \dots (1)$$

0.5~3.1%Cr の範囲では FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> と平衡すると仮定し、次式を得た。

$$N_O = \frac{\exp(-\epsilon_{O}^{Cr} N_{Cr} - \epsilon_{O}^{Ni} N_{Ni})}{\sqrt[4]{K_{FeCr_2O_4} a_{Cr}^3 a_{Fe}}} \dots \dots (2)$$

3.1%Cr 以上では Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と平衡するとし、次式を得た。

$$N_O = \frac{\exp(-\epsilon_{O}^{Cr} N_{Cr} - \epsilon_{O}^{Ni} N_{Ni})}{\sqrt[3]{K_{Cr_2O_3} a_{Cr}^2}} \dots \dots (3)$$

以上の各式中にある各パラメータには、これまでに提出されている次のような値を用いた。相互作用パラメータとして  $\epsilon_{O}^{Cr} = -9.4$ ,  $\epsilon_{O}^{Ni} = 1.35$ ,  $a_{Cr}$  及び  $a_{Fe}$  としてそれぞれ  $N_{Cr}$ ,  $N_{Fe}$  を用いた。  $K_{FeO} = N_{FeO}/a_{Fe} a_{O} = 138$ ,  $K_{FeCr_2O_4} = (1 - N_{FeO})/a_{Fe} a_{Cr}^2 a_{O}^4 = 1.5 \times 10^{15}$ ,  $b = K_{FeCr_2O_4}/K_{FeO}^4$  を利用して計算した酸素溶解度曲線は、1600°Cでの測定値とよく一致した。さらに、合金中の酸素濃度は、Ni の増加とともに減少することを明らかにした。(郡司好喜)

溶融合金中での酸素及び窒素の相互作用係数について (Y. A. CHANG and D. C. HU: Met. Trans., 10B (1979) 3, pp. 43~48)

溶融合金 A, B 中に第 3 元素 (酸素または窒素) X を加えた A-B-X 系の 1 次と 2 次の相互作用係数を導く理論を概観し、それらの妥当性を実測値と比較検討した。

対象となったモデルは、

(1) Wargner モデル: これは“central atom model”に準拠して導出されたもので、A-X 系, B-X 系の Gibbs エネルギーから定まるパラメータ  $h$  を A-B-X 系に適用した。

(2) Two-parameter モデル: Wargner モデルを拡張してパラメータを  $h_1$  と  $h_2$  の 2 個にした。これにより種々の溶融合金組成での活量係数の変化を定量的に記述することができる。

(3) JACOB と ALCOCK による擬化学的モデル

(4) ALCOCK と RICHARDSON による擬化学的モデル

(5) 正則溶液モデル

の 5 つである。

これらのモデルの帰結式を用いて、実測値が得られている 28 種の A-B-O 系, 27 種の A-B-N 系の 1 次と 2 次の相互作用係数  $\epsilon_{X}^A$ ,  $\epsilon_{X}^B$ ,  $\rho_{X}^A$ ,  $\rho_{X}^B$  を計算した。(1), (2) のモデルでの計算値が (3), (4), (5) のモデルに比べて種々の溶融合金において実測値に近い、すなわち (1), (2) のモデルによる  $\epsilon_{O}^B$ ,  $\epsilon_{O}^A$  の計算値は 40 個のうち 23 個が、 $\epsilon_{N}^B$ ,  $\epsilon_{N}^A$  の計算値は 32 個中 20 個が ±

33.3% の範囲で実測値と一致した。A-B-O 系中の B を Mn または Si とし、A-B-N 系の B を Nb, Mo, または W とした場合は、実測値と合わなかった。 $\rho_{X}^B$ ,  $\rho_{X}^A$ ,  $\rho_{X}^B$ ,  $\rho_{X}^A$  については実験的に正確な値を定めることが困難であるが定性的には計算値と実験値に同じ傾向があった。

今後は、A-B-S 系に Wangnen モデル及び Two-parameter モデルを適用することが考えられる。

(加藤嘉英)

### 大型鋼塊の溶融軸心部を冷却、精錬するための可溶性中子の利用

(A. P. OGURTSOV: Stal', (1979) 2, pp. 104~105)

鋼塊軸心部に、溶鋼を精錬し、さらに溶鋼を冷却できる可溶性の中子を利用する方法を提案した。

中子は合成スラグ (45%CaO, 45%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 10%CaF<sub>2</sub>) を電気炉で溶融し、厚さ 0.5 mm の円錐錐型 (上部直径 90 mm, 下部直径 140~250 mm, 長さ 2 m) に鑄込んで製作した。中子材料は融点 1120~1190°C, 密度 2.6 g/cm<sup>3</sup>, 界面張力 1150 MJ/m<sup>2</sup>, 粘度 3~5 ポアーズという特性を有している。

この中子を 9 t 鑄型の軸心部に取付け、下注ぎ法により 12~14 min の時間で溶鋼を鑄込んだ。冷却後の鋼塊の表面は細かい波模様を呈するが、圧延後に悪影響はなかった。試験鋼塊の収縮孔は普通鋼塊に比して浅く、軸心部の気孔率も低かった。

柱状晶域の厚さは普通鋼塊の約半分に減少し、溶鋼の温度勾配の減少が急速であることを示した。さらに、軸心部の偏析はいちじるしく軽減した。

試験鋼塊の成分の均質性はいちじるしく改善され、普通鋼塊では 40% にも達する S 及び C の平均組成からの偏位は 15% 以下となった。鋼塊の S は 0.008%, P は 0.003% 減少した。

非金属介在物の分布特性は普通鋼塊とあまり変らなかったが、その含有量は 15~20% も減少した。酸素含有量は約 15% 減少したが、窒素及び水素の挙動はあまり変らなかった。

得られた鋼材の機械的性質の測定から、じん性の改善されることが明らかになった。(郡司好喜)

### プラズマ電気炉による鋼の精錬

(A. S. BORODACHEV, et al.: Stal', (1979) 2, pp. 115~117)

ソ連及び東独ではプラズマ製鋼炉が開発されてから連続的に改良が続けられており、生産性、電力消費、歩留、耐火物消費などの点で大きく進歩している。ソ連及び東独の専門家の共同研究によつて開発された 30 t プラズマ製鋼炉が、高品質鋼を溶製する東独のフライターリ工場に設置され、1977年に操業が開始された。

この炉の構造上の仕様は、電力回路の電圧: 16 kV, 二次電圧: 660 V, プラズマトロンの二次電流: 10 kA, 溶解期の電力消費量: 625 kW·T/h アルゴン消費量: 60 m<sup>3</sup>/h, 冷却水量: 60 m<sup>3</sup>/h である。回転する炉の天井と側壁はマグネシア・クロマイトで構成され、炉床はマグネシアをスタンプして構成した。4本のプラズマトロンは斜めに設置され、直流で操業した。陰極はタングステンで造り、炉底の電極には水冷された銅を用いた。

精錬は 30 t 炉と 10 t 炉を並列に設置して行い、溶鋼は特殊な処理なしに造塊した。二つの炉の騒音の水準

は 40 デシベル以下であった。

これらの炉で高合金鋼をはじめ多くの高品質鋼を溶製しているが、Mn が 97~99%、Cr 96~98%、Ni 98~100%、Ti 60~80% の歩留で、鉄損失は約 2% となった。精錬中に C の増加はなく、とりべ中での S は 0.01% 以下となった。

プラズマ炉の雰囲気中の酸素は 1% 以下で、10~20% となる電弧炉より非常に低く、鋼中の酸素も低く、非金属介在物も減少した。(郡司好喜)

## — 鑄 造 —

### 連鑄ビレットの中心線割れを予防する冷却システム

(A. GRILL: Ironmaking and Steelmaking, 6 (1979) 2, pp. 62~67)

連鑄ビレットの中心線割れ(スタークラック)は、ビレットの完全凝固時に、表面温度に比べて中心温度の急激な変化に基づく熱的な引張応力に起因する。BRIMACOMBE の伝熱計算モデルと著者らの応力計算モデルを用いて温度と応力の分布を求め、この割れの生成を予防するための完全凝固直後の冷却システムについて述べた。割れ生成の限界条件は SORIMACHI and BRIMACOMBE の研究にしたがった。

中心線割れの生成を防止するスプレー冷却帯は、できるだけ短い区間となるように配慮し、次の 2 つの規準により定めた。i) ビレットの表面と中心線がほぼ同じ冷却速度となる。ii) 表面の過冷はさけるべきであり、矯正ロール通過時の表面温度は 900°C 以上とする。ii) はロールの寿命および 900~700°C の鋼の脆化温度範囲を考慮して定めたものである。温度変化による応力変化は、40 s 以下の短時間を考えたので、応力緩和は無視している。あらかじめ、10×10、15×15、20×20 cm<sup>2</sup> の 3 種のビレットサイズについて温度と応力の分布の計算を行ったが、中心での最大引張強さはほぼ同じであった。

10×10 cm<sup>2</sup> (引抜き速度 4 cm/s)、20×20 cm<sup>2</sup> (引抜き速度 2.1 cm/s) の 2 種のビレットについて、前述の i) と ii) の規準を満足し、中心の引張応力が割れ生成の限界条件以下となるような鑄込方向の表面温度分布あるいは表面熱伝達係数を求めた。さらに、MIZIKAR により示されたスプレーノズルのデータをもとに、上記 2 種のビレットに適した冷却水の水圧、ノズルと鑄片表面間の距離、ノズルの配置間隔などをそれぞれに定めた。本研究では、用いるスプレーノズルの特性と熱伝達係数の関係が明らかであることが必要である。スプレーノズルに関するより詳しいデータが得られるようになれば、ここに示した方法により、中心線割れの生成を防止する適切なスプレー冷却システムの設計が可能となるであろう。(中戸参)

## — 性 質 —

### 加工熱処理法による低炭素高張力薄鋼板: I. 強化機構

(D. J. BAILEY and R. STEVENSON: Met. Trans., 10A (1979) 1, pp. 47~55)

最近、自動車部品の高張力化が注目されている。これまでの高張力化は素材に低合金高張力(HSLA)鋼を用いて行われてきているがこの方法ではプレスに要する荷重が高い。ダイスの摩耗が大きい、プレス後のスプリン

グバックが大きいなどの問題があった。これに対して本報告ではプレス中の加工硬化、プレス後の時効硬化を最終部品の強度に利用できる加工熱処理(TMT)による高強度化について述べられている。

TMT法は低炭素鋼板を(1)( $\alpha + \gamma$ ) 2相領域で加熱し急冷する(2)低温で熱処理する(3)プレス加工する(4)室温もしくは高温で時効する、の4つの過程からなる。(1)の過程により鋼板はフェライトにマルテンサイトの分散した組織となる。このマルテンサイトの分散強化のため鋼板の引張性質は加工硬化率が高く、引張強さの高いものになる。(2)の低温熱処理により鋼板の加工硬化率と引張強さは少し低下するが伸びが改善される。また(1)の過程のみでは鋼板は室温時効により強度、伸びが時間により変化するが低温での熱処理により室温時効による性質変化が少なくなる。(3)のプレス加工の時鋼板は加工硬化率が高いため少ないひずみでも加工硬化する。さらに(4)の時効過程ではひずみ時効によりプレス部品の強度が上昇する。

本報告では低炭素鋼 SAE 1010 窒化鋼に対してTMT法を適用し、上記4つのプロセスでの加熱温度、加熱時間などを検討し、プレス時最低2%のひずみとプレス後の時効硬化とにより最終的に HSLA 鋼である SAE 980 鋼と同等の機械的性質が得られることを示している。

(加藤俊之)

### 加工熱処理法による低炭素高張力薄鋼板: II. ミクロ組織

(R. STEVENSON, et al.: Met. Trans., 10A (1979) 1, pp. 57~62)

第1報では加工熱処理(TMT)法による低炭素高張力鋼板の製造は(1)( $\alpha + \gamma$ ) 2相領域での加熱と急冷(2)低温での熱処理(3)プレス加工(変形)(4)室温または高温での時効の4つの過程からなることを述べた。本報告は SAE 1010 鋼, SAE 1010 窒化鋼, SAE 945 X鋼の3種の鋼にTMT法を適用し、ミクロ組織に対するTMT法の効果を調査したものである。

実験は上記3鋼にTMT法を適用し、4つのプロセスの各段階で光学顕微鏡、電子顕微鏡試料を採取しミクロ組織観察を行った。電顕試料は薄膜とし、加速電圧 100 kV で透過観察を行った。

TMT法の各段階でのミクロ組織変化は3鋼でほとんど差がみられなかつた。まず(1)の( $\alpha + \gamma$ )領域からの急冷によりフェライト中にマルテンサイトが形成される。マルテンサイトとしては双晶マルテンサイトとディスロケイティドマルテンサイトの両者が観察された。この両者の差は炭素含有量の違いによつて生ずることからこの段階では炭素量の不均一分布があると考えられる。フェライト中には転位列と非常に細かい析出物が観察されるが、熱処理から観察までの時間差を考えると、急冷直後ではフェライト中に炭素が過飽和で存在していたと考えられる。(2)の低温での熱処理によりフェライト中には Fe<sub>3</sub>C が析出する。またマルテンサイトは一部分解して  $\epsilon$  炭化物, Fe<sub>3</sub>C が析出する。(3)の変形では 2%程度の少ない変形でもフェライト中にセルが形成される。(4)の時効により転位上に不均一に核生成した析出物がみられる。これが変形により導入された転位を固着する。(加藤俊之)

**Nb(CN) 粒子を含有する低炭素鋼の変形と再結晶挙動**

(A. P. PAVIDSON and D. R. WEST: Metal Science, 13 (1979) 3, 4, pp. 170~178)

Nb を含有する低炭素鋼を前処理により Nb(CN) 粒子の体積率を一定として粒子の大きさ (すなわち粒子間距離) を種々に変えた。これらを圧下率 80% で冷間圧延しその後再結晶焼鈍を行った。このときの変形組織および再結晶挙動におよぼす Nb(CN) 粒子の大きさの影響を調べた。その結果以下のことが明らかになった。

(1) Nb(CN) 粒子を含有する鋼の再結晶は、粒子の大きさに無関係に Nb(CN) 粒子を含有しない鋼よりもおくれる。

(2) 再結晶速度は粒子間距離が 130~150 μm のところで急激に低下し、Nb(CN) 粒子を含有しない鋼よ

り 10<sup>6</sup> 倍も小さい。これはおもに微細粒子によって再結晶粒の核発生が抑制されるためと考えられる。

(3) 粒子が小さくなると冷延組織はセル組織でなく変形帯が容易に形成されるようになる。また {111}〈112〉冷延集合組織は粒子が小さいものほどよく発達する。

(4) 粒子が大きい場合は結晶粒内で再結晶核が頻度高く発生するのに対して、粒子の小さい場合の再結晶核は結晶粒界あるいはその近傍に限られ、その頻度も小さい。また再結晶粒は粒子の大きいものでは等軸状となり粒子の小さいものでは平板状となる。

(5) 再結晶集合組織は粒子の大きさにより、そのタイプと集積度が複雑に変化する。再結晶後の {111}〈112〉集積は粒子の大きさに関係なく冷延時より低下する。

(佐藤 進)