

## 抄 録

## —燃料および熱—

## 消火電車およびコークワーフの自動化

(J. F. Holt, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 58(1970) 9, pp. 639~647)

US スチールの Fairless 工場のコークス炉は 87×2 の炉があり、ワーフは約 100m の長さで 2 つの炉団の中間に、また消火塔は両炉団の中心から約 185m の所にある。ここで消火電車とワーフの自動化を行なった。

自動化では、中央制御室を設け、電車、炉、消火塔、ワーフの状態がわかるパネルを設置している。電車にはソリッドステートの論理制御システム、通信装置および中間リレーを装備している。また送信と受信アンテナを設置し中央制御室と連絡している。ブレーキは空気で作動し、ブレーキに関係のない車軸にパルスタコメーターがついており、電車が 2.5 in 走行するごとにパルスを送信している。中央制御室ではこのパルスを受け、正員のパルスの演算をし電車の位置を確認する電車位置計算がある。パルスによる誤差の蓄積を防ぐため、軌条にそつて 3 カ所に位置補正リミットスイッチを設けている。

CS ドアマシンには、押出桿の非常停止、任意停止、押出準備完了合図のボタンがあり、中央制御室とのみつながっている。

押出機には、押出桿にカムリミットが設置され、電車の走行と連動するようになっていた。また中央制御室と連絡する通信装置がある。ワーフコンベヤには、赤外線検出器と連動する散水設備がある。

消火車は通常の場合、押出桿の速度にしたがつて低速でコークスを受け、高速で走り消火塔で消火し、ワーフの組み込まれた位置でコークスをおろし、次の押出し予定炉に走行するようなプログラムにしたがつて操作される。

押出不能、水位不足撒水不能などの異常の場合、中央制御室の警報がなり、そこの監視者が手動で操作を進めることができる。

温度湿度の不利な条件による腐食や絶縁不良があつたが材質を変更して解決し、その他の問題も現場における改造調整を数カ月にわたつて行ない、自動で 1 日に 255 本の押出しが可能となつた。(山根 孝)

## 高炉でのホットブリケットおよび成型コークスの使用について

(O. Därmann, et al.: Stahl u. Eisen, 99(1970) 19, pp. 1009~1012)

コークス用炭の不足、および従来のコークス炉ガスの価値の低減を契機とし各国で成型コークスの研究がおこなわれている。ここでは BF 式成型コークスの製造法、実用高炉 (炉床径 6.8m, 有効内容積 764m<sup>3</sup>) での試験結果、経済面について概要を報告している。

本装置は流動乾燥機、粉碎機、予備乾留炉、成型機、砂乾留炉、篩分装置で構成されている。原料炭は高揮発

分炭 70%、コークス化性炭 30% であり、乾燥の後おのおの 3 mm, 1 mm 以下に粉碎する。高揮発分炭は 700~800°C で予備乾留後コークス化性炭と混合し、混合物は 450~500°C で成型し、(ホットブリケット)、BF 式砂乾留炉で 900°C で最終乾留をおこなう (成型コークス)。

ラインスタール社の実用高炉でホットブリケット (2700 t) の試験を 3 日間、成型コークスの (7000 t) 試験を 10 日間おこなつた。ホットブリケットの試験では風圧が上昇したが生産量はほとんど不変であつた。ダスト中 C 原単位の上昇により燃料比は増したが基準期間との差はわずか 1% である。成型コークスの試験でも同様に風圧が上昇した。また長期間の貯蔵のため水分が高く (17.4%) 変動も大であり 5 日目に炉の冷え込みを生じたが成型コークス 100% 配合維持でも炉況の回復が可能であることを確認した。燃料比は基準期間の 571 kg/t に対して 582 kg/t と若干高いがこれもダスト中 C 原単位と水分変動の大なるためと考えられる。

200~300万 t/year の成型コークス設備の必要投資額は在来の設備と同等と考えられ約 ¥ 1000/t-year である。ホットブリケットの生産を目的とすれば、投資のコストと操業費はそれだけ低下し在来法より安価である。

(角田健夫)

## —製 鉄—

炭素を含まない溶鉄の FeO<sub>n</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> スラグによる 1600°C における脱硫反応機構に関する研究

(W. Fix, G. Trömel, and H. W. Müller-Stoch: Arch. Eisenhüttenw., 41(1970) 10, pp. 939~945)

還元性下における溶鉄のスラグによる脱硫速度の研究に数多くあり物質移動が律速段階になり速度式は一次式で示されることがわかっている。しかるに酸化性下における脱硫速度の実測定はない。本研究では可能な限り多くの FeO<sub>n</sub> を含有せる FeO<sub>n</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> スラグを用いて脱硫実験を行なった。

溶鉄 380 g, スラグ 150 g 程度を 50 mm φ, 75 mm 高さの Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> るつぼ内で攪拌器にて両相を回転攪拌し適時両相のサンプリングを行ない 60 min 間にわたつて脱硫速度を測定した。鉄については S と O を分析し、スラグについては全鉄, Fe<sup>2+</sup>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub> および MgO について分析を行なった。溶鉄の初期 S% は 0.3%, 0.5%, 0.7% を用いた。

実験結果は境界二重層中の拡散律速の場合の次の式を満足した。

$$\begin{aligned} \log ([\% S] - [\% S_{\text{equil.}}]) \\ = -0.434Kt + \log ([\% S] - [\% S_{\text{equil.}}]) \\ K = -\frac{D'}{\delta'} \frac{F\rho'}{G'} \end{aligned}$$

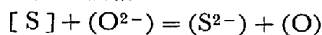
実験結果より攪拌速度 100 回/min, 1600°C では % S に関係なく (0.7% 以下)  $D'/\delta' = 1.58 \text{ cm/min}$  となつた。

また回転速度を 35回/min から数段にわたって 150回/min に増加したところ物質移動後数も増加し物質移動律速を証明した。攪拌による界面積の増加も考慮に入れてなおかつ動質移動律速を結論している。

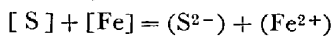
また、メタルとスラグのどちら側の物質移動が律速になつていくか知らべるため、メタルのみあるいはスラグのみを回転攪拌した。その結果はスラグ側の物質移動律速ということがわかつた。

実験に用いたスラグの  $Al_2O_3$  含有量 (8~17%) と物質移動係数と  $S$  の平衡分配係数も測定した。両者共  $Al_2O_3$  含有量増加にしたがって減少した。

脱硫反応の機構は



であるが脱硫が進行するにつれて次の反応におきかえられるであろう。



図面10枚, 文献30を含む。

(後藤和弘)

### 高炉の炉床ガス中のシアン化合物

(M. R. ROVENSKIY: *Stal'*, (1970) 9, pp. 779~780)

シアン化合物は耐火物の寿命に決定的な影響を及ぼすことが知られている。本研究は有効炉容  $1033m^3$  の高炉の、稼働時および短期間休風時における炉床ガス中のシアン化合物について、分布状態と休風時の挙動について調査した結果である。

製鋼用銑吹製時のガス試料は水冷採取管を用いて、炉床径方向の種々の深さから採取した。酸化帯は羽口先約  $2000mm$  の深さに拡がっており、シアン化合物は (KCN) ほとんど認められないが、さらに深部に進むにつれ KCN 含有量は急速に増大し、 $O_2$ ,  $CO_2$  が完全に消失している  $2300mm$  の点では  $2g/m^3$  にも達する。休風時には水流ポンプで吸引しつつ一定量を採取し、KCN 量の時間的変化を調べた。この時間変化は炉床内の KCN 分布を反映しており、炉床中心部で KCN 量は最大になり、採取ガスに  $O_2$  が混入しない場合  $6g/m^3$  に達する場合もある。 $O_2$  が混入し弱い炎が認められる場合 KCN 量は急減し、空気と混合して燃焼させると KCN は全く認められない。

休風時にシアン化合物は熱風炉の方へ侵入する。 $O_2$  がいない場合、これは酸化鉄と反応して煉瓦の表面にアルカリ金属酸化物を析出させる。この反応はとくに熱風配管中で進行することが、再度の検査により、1~2年の操業でも環状管下部に  $200\sim300mm$  の厚さの酸化鉄系スラグ層の存在が認められることで確認された。熱風炉内で  $O_2$  が混入してくると、シアン化合物は直接酸化され、その結果耐火物表面で低融点のスラグが形成される。短期休風の期間が全操業期間の1%とすると、 $1033m^3$  の炉の場合、休風の15min 毎に  $8000\sim12000m^3$  の炉床ガスが出るので、年間  $6\cdot0\sim6\cdot3t$  の低融点スラグが形成されることになる。実際に、ある熱風炉では、フードの変形が著しく、中心部でも  $400mm$  ずれていた例がある。

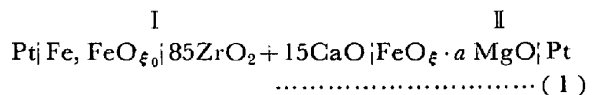
熱風炉をシアン化合物の浸食から保護するために、休風期間中特別な措置を講ずる必要がある。(徳田昌則)

### マグネシオウスタイトの平衡酸素圧

(A. A. LYKASOV and V. A. KOZHEUROV: *Izv. VUZov,*

*Cher. Met.*, 13 (1970) 9, pp. 5~8)

ウスタイトと  $MgO$  の均一固溶体であるマグネシオウスタイトについては従来 2, 3 の報告があるが、測定温度、濃度範囲が異なるため比較ができず、とくに  $1000^\circ C$  以下の低温および  $MgO$  の低濃度範囲についてはデータがない。本研究はおもに低温での熱力学的性質を知る目的で、固体電解質として  $CaO$  を固溶した  $ZrO_2$  を用い、下記のような酸素濃度電池を組み、マグネシオウスタイト相  $FeO_\xi \cdot a MgO$  の平衡酸素圧を測定した。



I は基準極で鉄とウスタイトの混合物からなり、II が試料極である。 $\xi$  は  $O$  と  $Fe$  の原子比で、 $a$  は  $FeO_\xi$  に対する固溶量 (モル比) である。 $\xi$ ,  $a$  の精度はおのおの  $\pm 0.001$ ,  $\pm 0.004$ , また測定起電力の誤差は  $\pm 0.002\sim 0.003V$  である。測定は温度:  $800\sim 1100^\circ C$ ,  $\xi: 0.922\sim 1.282$ ,  $a: 0\sim 0.986$  の範囲で行なつた。基準に

この電池の起電力  $E$  は次式で与えられる。

$$E = - (2.2RT/4F) \log (P_{O_2}^I / P_{O_2}^{II}) \dots\dots\dots (2)$$

$P_{O_2}^I$  は鉄と平衡するウスタイトの平衡酸素圧であり、KULIKOV の値を用いた。(2)より求められる  $\log P_{O_2}^{II}$  は酸素濃度の低い領域と高い領域で急激な変化を示し、おのおのマグネシオウスタイト相と金属鉄もしくはフェライト相との共存領域に対応することが確かめられた。均一相領域では  $-\log P_{O_2}$  は  $(5-4\xi)$  に対して直線的に変化した。また、 $(5-4\xi)$  に関してゼロに外挿した場合、各温度で  $a$  に無関係に一定の  $P_{O_2}$  値が得られた。

マグネシオウスタイト相が  $FeO$ ,  $Fe_3O_3$  および  $MgO$  からなる固溶体でカチオンはすべて等価な格子点を占めるとの仮定の下に、 $FeO$  と  $Fe_3O_3$ ,  $MgO$  と  $FeO_\xi$  の混合熱をパラメータにして導出された  $\log P_{O_2}$  と各成分濃度との関係式を適用し、 $MgO$  と  $FeO_\xi$  の固溶体は理想溶体ではないと推定した。(図1, 表1, 文献11)

(徳田昌則)

## — 製 鋼 —

### Fe-CaO-FeO<sub>n</sub>-SiO<sub>2</sub> 系スラグ (1600°C) 平衡に対する MnO<sub>n</sub>, MgO の影響

(G. TRÖMEL, et al.: *Arch. Eisenhüttenw.*, 41 (1970) 7, pp. 613~620)

多元系の平行多面体投影法を用いて、状態図を平面に表わし、 $1600^\circ C$  で、 $Fe-CaO-FeO_n-SiO_2-MnO_n-MgO$  系の平衡を調べた。スラグ相の顕微鏡組織観察を行ない、さらに単一成分 ( $MnO_n$ ,  $MgO$ ) の化合物 (たとえば  $CaO \cdot SiO_2$ ,  $2CaO \cdot SiO_2$  など) に対する溶解度を求め、この結果より転炉および平炉スラグに考察を加えた。

低燐含有銑鉄を製鋼する際のスラグ組成は  $CaO-FeO_n-SiO_2-MnO_n-MgO$  が約 90% 以上であり、このスラグ系の平衡関係の評価がとくに重要となる。本研究では、五元系の存在する空間を平面に表示するのに、この系の飽和空間で表わす方法をとつた。文献および平衡実験より  $1600^\circ C$  で  $Fe-CaO-FeO_n-SiO_2-MnO_n-MgO$  系状態図を求めた。さらに得られたスラグの顕微鏡観察

も行なつた。

一例として、全系から  $MnO_n$  および  $MgO$  を一定とした面で切断した状態図を求めた。組成としては、LD 転炉スラグ (10%  $MnO_n$ , 2%  $MgO$ ) および平炉操業末期スラグ (10%  $MnO_n$ , 10%  $MgO$ ) で切断し、その液相線を求めた。さらにそれを文献値と比較している。これらのことより、LD 転炉操業では、スラグが著しく不均一な  $2CaO \cdot SiO_2$  飽和領域に入るため、造滓が困難となる。平炉末期スラグはこれと異なつた様相を示す。すなわち  $1600^\circ C$  において、 $2CaO \cdot SiO_2$  に対する溶解度は非常に小さいが、 $CaO \cdot SiO_2$  や  $3CaO \cdot SiO_2$  との溶解度が酸化性雰囲気ではかなり大きい。そのためもし珪酸含量が、この液相線より低く、鉄の含有量が高いならば、スラグが不均一となる。これらの関係はメタルスラグ平衡に関し、とくに重要である。ただし上記に示した  $FeO_n$ ,  $MnO_n$  はいずれも、非化学量論的組成で、スラグ中に存在する鉄酸化物、マンガン酸化物を一括して表わしたものである。(高橋博保)

#### 酸素測定電池の照合電極としての固体金属-金属酸化物混合物の適性

(W. A. FISCHER and G. PATEISKY: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 7, pp. 661~673)

起電力法で溶鉄中の酸素量を定量分析するには起電力の再現性と安定起電力の持続時間が重要である。本研究は照合電極として  $Cu/Cu_2O$ ,  $Ni/NiO$ ,  $Co/CoO$ ,  $Fe/FeO$ ,  $Ti/TiO_2$ ,  $Zr/ZrO_2$ ,  $Ta/Ta_2O_5$ ,  $Mo/MoO_2$ ,  $W/WO_2$ ,  $V/V_xO_x$ ,  $Nb/Nb_xO_x$  を用いて対極に空気をおいたときの EMF の再現性を検討した。再現性の良好なるものは  $Cu/Cu_2O$  ( $600^\circ \sim 1070^\circ C$ ),  $Ni/NiO$  ( $600^\circ \sim 1440^\circ C$ ),  $Co/CoO$  ( $750^\circ \sim 1480^\circ C$ ),  $Fe/FeO$  ( $600^\circ \sim 1530^\circ C$ ),  $Mo/MoO_2$  ( $1400^\circ \sim 1700^\circ C$ ) であつた。

$ZrO_2 \cdot CaO$  一端閉管の下部外側に  $ZrO_2 \cdot CaO$  粉末を更に焼結し安定起電力の持続時間を長くして液体銅、およびニッケル中の酸素の活量を測定した。

更に  $SiO_2$  管の下端に  $ZrO_2 \cdot CaO$  を詰め溶鉄中の酸素分析用の電池 ( $Mo/MoO_2$  照合極) を数多くつくりタンマン炉による実験では EMP の再現性が  $\pm 14 mV$  ( $1600^\circ C$ )、酸素分析誤差にして  $\pm 14\%$  であることをたしかめた。また  $P_{O_2} = 10^{-9.5}$  気圧以下では理論起電力より小になることを再確認した。

更に 12 kg 溶鉄 (低周波炉) 中に 8 本の電池を同時に浸漬し EMF の再現性と安定起電力の持続性を試験した。

その結果  $ZrO_2 \cdot CaO$  層が 5 mm 以上では EMF の安定時間が長く、7 本の電池間の EMF のバラツキは浸漬後 2~4 min では  $455 mV \pm 5 mV$  で酸素分析誤差にして  $\pm 5\%$  であり、13 min 後にはこの誤差は約 2 倍に増加する。しかし EMF は数 10 min 間安定であつた。更に  $Fe-Si-O$  系液体に数多くの電池を浸漬し EMF を測定した。再現性は前述と同程度であつたが  $e_{Si}^{\delta} = -0.16$  (CHIPMAN and PILLAY) にもとづいて計算した理論値より大きく、実測値は  $e_{Si}^{\delta} = -0.40$  に相当した。著者らは EMF とキャリアーガス法による分析酸素値の関係図でバラツキがとあるのは、分析用試料のサンプリングを分析の誤差が含まれるので、EMF 測定そのものの再現

性はこれよりかなり小であると主張している。論文のわりに本方法を製鋼工場で用いた場合の測定誤差についての討論がついている。以上要するに実用化のための電池の構造を実に詳細にくり返し実験しているのだからそれに関心のある人々にとっては電験技術上非常に参考になる論文である。(後藤和弘)

#### 溶鋼中の酸化物の核生成-均質核生成か不均質核生成か?

(J. POETSCHKE und M. G. FROBERG: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 8, pp. 723~729)

静止鋼浴中では、共軛誤差関数および誤差関数にしたがう拡散によつてそれぞれ過飽和になつた脱酸素素 A と溶解酸素 B が、界面 ( $x=0$ ) で反応して長さ  $a$  の酸化物  $A_\mu B_\nu$  を作るを考える。  $x=a$  から更に進んだ所で過飽和が新たに形成され、それが酸化物析出に十分になつた位置で次の核生成を起こす。周期的な酸化物の析出はこの繰返しによる。今一周期に注目して、A, B の初濃度が  $[A]_0$ ,  $[B]_0$  の溶鋼から、溶解度積  $K'$  の  $A_\mu B_\nu$  が析出するとき、過飽和度  $\alpha$  を位置  $x$  と時間  $t$  の関数として次のように表わす。

$$\alpha(x, t) = \frac{(1/2[A]_0)^\mu \cdot ([B]_0)^\nu}{K'} \cdot \underbrace{\left( \operatorname{erf} \frac{x}{2\sqrt{D_A t}} \right)^\mu \cdot \left( \operatorname{erf} \frac{(x-a)}{2\sqrt{D_B t}} \right)^\nu}_{K_0}$$

$\alpha_0$  は初飽和度、 $K_0$  は一種の溶解度積で、ある  $t$  においてある  $x$  で極大値  $K_0^{\max}$  をとる。 $K_0^{\max}$  は  $t$  とともに 0 から 1 に近づくゆえ、析出の起きる過飽和度  $\alpha^{\text{krit}}$  が、 $\alpha_0$  と  $K_0^{\max}$  の積に等しい時核生成が起こる。 $D$  は拡散係数、 $\phi = \sqrt{D_A/D_B}$ 。

$AB$ ,  $AB_2$ ,  $AB_3$ ,  $AB_4$ ,  $A_2B$ ,  $A_2B_3$  型酸化物について、 $K_0^{\max}$  を  $\lambda = (x-a)/2\sqrt{D_A t}$  と  $\phi$  の関数としてグラフ表示した。A で決まる  $\phi$  値に対応して到達可能な  $K_0^{\max}$  の最大値と  $\lambda$  が求まる。一方、核生成頻度の下限 ( $I = 1 \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) に対して、 $A_\mu B_\nu$  と溶鋼の界面張力から最小の  $\alpha^{\text{krit}}$  を知り、 $K_0^{\max}$  最大値から最小の  $\alpha_0$  がきまる。同様の手続きを核生成頻度上限 ( $I = 10^{20}$ ) に実施し、最大の  $\alpha^{\text{krit}}$ ,  $\alpha_0$  を求め、最大の  $\alpha_0$  と最小の  $\alpha^{\text{krit}}$  からきまる  $K_0^{\max}$  に対応する  $\lambda$  が知られる。

最小の  $\alpha_0$  と  $[A]_0$ ,  $[B]_0$ ,  $K'$  値との比較、および  $\lambda$  値の範囲と既存実験結果との比較から、 $1600^\circ C$  で均質核生成が可能かを調べた。製鋼で経験される成分濃度範囲では、Al, Zr, Ti 脱酸による  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $TiO_2$  は均質核生成により析出されうるが、Si, Mn 脱酸による  $SiO_2$ ,  $MnO$  の析出は不均質核生成によること、同様に  $MnS$  の析出も不均質核生成によること、が明らかにされた。(江見俊彦)

#### $CaO-CaF_2-Al_2O_3$ 系スラグの炭素と窒素の吸収におよぼす Si と Al の影響

(W. OELSEN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 9, pp. 829~834)

$CaO-CaF_2$  合成滓を黒鉛ルツボ中で溶解保持すると  $CaO$  が還元され、吸収された C と N によりカーバイド

やシアン化物が生成する。しかし Al や Si を含む炭素飽和鉄浴と共存する場合には十分な報告がみられない。

筆者らはタンマン炉に黒鉛ルツボを用い、大気または窒素雰囲気下で、CaO-CaF<sub>2</sub>(50%) を 1550°C にて溶解保持し、これにアルミナを 10~40% 添加せる場合の鉄浴中の Si や Al の初期濃度 [X<sub>i</sub>]<sub>0</sub> がカーバイドやシアン化物などの生成におよぼす影響を調査した。

まず母系 CaO-CaF<sub>2</sub>(50%) を 2hr 保持後の (ΔC), (N), (CN) はそれぞれ 1.33, 0.99, 1.31(%) であつた。アルミナ 10% と 40% 添加では、それらは 1.98, 0.71, 1.72(%) と 0.08, 0.096, 0.19(%) となつた。炭素飽和鉄浴と共存せしめても、前述とほぼ同じ結果が得られた。

つぎに [Si]<sub>0</sub> 5% でアルミナ 10% と 40% 添加の 2 hr 後の [Si]<sub>f</sub> は 0.53, 3.1(%) であり、[Si]<sub>0</sub> 10% ならば [Si]<sub>f</sub> は 4.4% と 6.6(%) であつた。(ΔC), (N), (CN) は、アルミナ無添加で [Si]<sub>0</sub> が高いほど多量に生成し、たとえば [Si]<sub>0</sub> 10% なら、3.31, 2.40, 3.87(%) であつた。Si による還元反応は添加アルミナが少なく CaO の活量をあまり下げない限り、すみやかに進行する。

[Al]<sub>0</sub> 5% でアルミナ 10% と 40% 添加の 30 min 後の [Al]<sub>f</sub> は 0.015 と 2.7(%) となり [Al]<sub>0</sub> 10% では 1.75, 6.89(%) である。前者の場合 (ΔC), (N), (CN) は 2.33, 0.35, 0.11(%) から 0.29, 0.21, 0.004(%) と急減した。2 hr 保持後の [Al]<sub>f</sub> は著しく低下し、それにつれて (CN) の生成が促がされている。これから、カーバイドなどの生成速度が CaO の活量に依存していることが確認された。

スラグ中にわずかに混入している SiO<sub>2</sub> は [Al] で還元されて鉄浴へ移行する。その反応式は  $4[Al] + 3(SiO_2) \rightleftharpoons 3[Si] + 2(Al_2O_3)$  で、その平衡は 1550°C のこの高塩基性率では著しく右側に寄っている。(関根稔弘)

**電気炉に予備還元鉄を使用する際の操業および経済性**  
(E. L. FOGLEMAN, et al.: Blast Furn. Steel Pl. 58 (1970) 10, pp. 733~743)

予備還元鉄はスクラップの価格の上昇のたびに興味をもたれ、これまで多くの予備還元方法が提案されている。また、1967 年にはエビアンで予備還元鉄の使用と生産に関する初の国際会議が開かれ、予備還元鉄に対する興味は今や世界的に高まつてきている。しかし予備還元鉄を電気炉で使用した例としてはステルコ社プレミア工場での 25 t 炉による。比較的小規模な実験例が報告されているだけである。そこで、ラッケンズスチール社では 150 t 電気炉による大規模試験を計画し、予備還元鉄に対する経済性などについて検討を加えた。

予備還元鉄としては SL/RN スポンジ鉄、およびファイオールブリケットを使用し連続装入方式を採用した。実験規模は総計 175 ヒートで、インゴットの生産量は 28 000 t であつた。

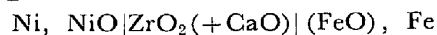
実験の結果、次のように結論された。(1) 予備還元鉄を 10.5~23% 連続装入すると、溶解時間、および精錬時間が短縮し、電気炉の生産性は 20% 程度増大した。(2) 電力消費量は予備還元鉄を使用した場合には若干上

昇した。(3) 電極消費量は、従来の方法にくらべ 22% 低減した。(4) 酸素の吹き込み、および石灰石の添加により溶鋼中の C, S の調整は容易であつた。(5) 予備還元鉄の物理化学的性質はスラグ浴の活性化に大きな影響をもっている。(6) 耐火物の溶損はスラグ浴の活性度の増加、および電力量の減少で低減できる。(7) 精錬期間中の操業には、還元率 90% のブリケットのほうが、高還元率のペレットよりも良好な原料である。(8) 原料費を試算すると、all-scrap 操業の場合を 100 とすれば、10.9% 予備還元鉄を装入した場合には 100.7 となり顕著な差はない。(菅原 実)

### 鉄を含む熔融スラグの酸化特性

(A. B. CEPREEB, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 8, pp. 19~22)

FeO-CaO-SiO<sub>2</sub>, FeO-CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Fe-CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO スラグ中の 1300~1450°C の範囲における  $a_{FeO}$  を



なる電池の起電力測定によつて求めた。FeO は 50 mol% 以下とし、大部分は  $N_{FeO}=0.15$  と  $N_{FeO}=0.20$  で測定した。CaO/SiO<sub>2</sub> は 0.5~2.0(mol), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の含有量は 6~16 mol%, MgO は 6~17 mol% の組成範囲とした。

CaO/SiO<sub>2</sub>=0.5 の場合、FeO-CaO-SiO<sub>2</sub> 系の  $a_{FeO}$  は  $N_{FeO}$  が約 0.3 まで急激に増加して一定値となつたが  $\gamma_{FeO}$  は常に正であつた。FeO-CaO-SiO<sub>2</sub> 系では  $N_{FeO}$  が約 0.35 までは  $\gamma_{FeO}$  が負となりそれ以上の FeO で正となつた。

$N_{FeO}$  が 0.15 および 0.20 の FeO-CaO-SiO<sub>2</sub> と FeO-CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の  $\gamma_{FeO}$  は、CaO/SiO<sub>2</sub> が約 1.5 になるまで増加して極大となり、それ以上では逆に減少した。また  $N_{FeO}=0.15$  のスラグの  $\gamma_{FeO}$  は  $N_{FeO}=0.20$  の  $\gamma_{FeO}$  より約 1 だけ常に高かつた。

FeO-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の  $\gamma_{FeO}$  は  $N_{FeO}$  の増加とともに増加し、CaO/SiO<sub>2</sub>=1.2 と 1.4 の FeO-CaO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系の  $\gamma_{FeO}$  は、 $N_{FeO}=0.15$  付近で極大値が認められた。

FeO-CaO-SiO<sub>2</sub>-MgO 系スラグの  $\gamma_{FeO}$  は、 $N_{FeO}$  が約 0.2 付近において  $N_{FeO}$  の増加とともにいちじるしく増加した。

さらに多成分系スラグの酸素ポテンシャル  $\Delta\pi_O$  を求めた結果、塩基性スラグでは  $N_{FeO}=0.10=0.15$  の範囲で  $\Delta\pi_O$  がもつとも高く、また測定したスラグ組成の範囲では、CaO/SiO<sub>2</sub>=1.5 の場合に  $\Delta\pi_O$  が最大となつた。(郡司好喜)

### 鋼塊のトップ形状の決定

(A. M. BIGEEV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 8, pp. 50~54)

鋼塊の大型化や溶鋼注入速度の増大は鋼塊割れなどの欠陥を生じやすい。鋼塊トップの形状を平たんから波型にすると割れは少なくなるが、波型の形状や大きさの選択は合法的に行なわねばならない。波型トップでクラックが生ずるのは波型の突出部または最初の 10 min 以内で凝固する層の突出部付近である。波型の突出部で鋼塊とキャップの間に 10~15 sec で間隙が生じ、6~10

min後には波型の谷部でコルクはキャップに押しつけられる。このことは突出部におけるコルク表面に引張り応力 $\sigma$ が生じこれが割れの原因になることを物語っている。 $\sigma$ が最小になるように波型を決めることが必要。上面では冷却され下面では溶鋼に接しているコルク層をモデルにして、波型のピッチ、高さ、波型の曲率、コルク層内の温度差、あるいは注入速度などを考慮して $\sigma$ を計算した。対象は $160 \times 80 \times [200+50]$  cm鋼塊であつた。それによるとコルクの波型の突出部で最大引張り応力が生ずるのはコルクの出現時である。 $\sigma$ に最も影響を与えるのは波型の形状パラメーター、つまり波型のピッチ $l$ とその高さ $h$ の比であることがわかつた。 $l/h > \gamma$ のとき $\sigma$ は鋼の凝固温度での抗張力 $10 \text{ kg/cm}^2$ を越える。つまりクラックが発生するわけである。実際 $l/h > 10$ ではクラックが発生した。21.7 t 鋼塊では $l/h=5$ , 12 t に対しては $l/h=6.2 \sim 6.5$ ではクラックが発生しなかつた。鋼塊の大きさ、波型パラメーター、注入条件との間には $l/h=21 \sqrt[3]{b(r+3)/a} / \sqrt[3]{\omega}$ の関係がある。 $a, b$ は鋼塊の幅と厚さ(cm),  $r$ は波型突出部の曲率半径(cm),  $\omega$ は注入線速度(cm/min)。 $l/h$ を割れの生じない範囲におさめるように他の条件を決める。(小林三郎)

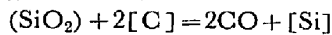
#### セミキルド鋼塊における群落気泡の発生

(A. V. VISHNYAKOV: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 8, pp. 55~60)

セミキルド鋼が凝固する過程で進行する。



なる反応は Si (0.05~0.15%) あるいは Mn (0.3~0.6%) を添加して制御する。したがって総括的な反応は



で表わされる。この反応の平衡恒数  $K'_{\text{Si-C}}$ , 初期炭素濃度  $[\text{C}]_0$ , 気泡発生場所における圧力  $P_{\text{in}}$ ,  $\text{H}_2$  と  $\text{N}_2$  の分圧  $P_{\text{H}_2}$  および  $P_{\text{N}_2}$ , 固相率  $q$ , 平衡分配係数  $k_0$  の関係は,

$$[\text{Si}] = \frac{K'_{\text{Si-C}} [\text{C}]_0^2}{(1-q+k_0q)(P_{\text{in}}-P_{\text{H}_2}-P_{\text{N}_2})}$$

となる。この関係式を用いた計算結果から、セミキルド鋼塊の大部分はキルド鋼塊と同じ過程で凝固し、収縮孔を相殺する気泡は、主として上部にのみ発生することがわかつた。

全鋼塊を5個の素片に分け、各部分は  $x = k\sqrt{t}$  なる法則にしたがつて凝固するものとして各時間における固相率、さらに収縮孔と気泡の発生する領域の高さ $l$ の計算式を導いた。

(750×710)×2250×(680-640) mm の C<sub>T</sub>. 3PS 鋼塊について凝固係数 $k$ を2~3 cm/min, 収縮を2.2~3%として計算した結果、ソリッドスキンの厚さは190~305 mm, プローホールのある上部断面は(300×260)~(70×30) mm<sup>2</sup>の範囲に変動した。同じ寸法の鋼塊を切断した結果、ソリッドスキンの厚さは200~230 mm, プローホールの上部断面は(280~240)~(220×180) mm<sup>2</sup>の範囲に変動した。(郡司好喜)

#### キルド鋼塊中の非金属介在物分布

(A. V. MORCUNOV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 9, pp. 41~44)

キルド鋼塊中の介在物の不均一分布は浮遊している介

在物粒子を機として成長した凝固粒子の浮沈状況による。介在物粒子はその囲りに凝固相を成長させながら平均の密度を高め溶鋼密度を越えたとき沈降を始め鋼塊底部へ推積していく。このときの凝固粒子の半径を臨界半径  $R_c$  とする。介在物粒子の半径を  $R_0$  とすると  $R_c$  は  $R_c = R_0 \sqrt[3]{\rho_s - \rho_i} / \sqrt[3]{\rho_s - \rho_l}$  で与えられる。 $\rho$  は密度で、 $s, i, l$  は固体鋼, 介在物, 溶鋼を意味する。 $\rho$ に数値を代入すると  $R_c = 2.38R_0$  を得る。過冷溶液における固相析出による粒子半径の増大は  $R(t) = \sqrt{R_0^2 + 4\lambda^2 at}$  で与えられる。 $a$  は熱伝導度で、 $\lambda$  は  $\lambda^2 e^{2t} [e^{-\lambda^2 t} - \lambda \sqrt{\pi} \text{erfc}(\lambda)] = c \cdot dt/2r$  で与えられる。 $c$  は比熱  $r$  は凝固潜熱,  $dt$  は過冷度。よつて粒子が  $R_0$  から  $R_c$  に成長するに要する時間  $t$  は  $t = (R_c^2 - R_0^2)/4a\lambda^2 = 4.7R_0^2/4a\lambda$  で与えられる。 $R_0$  に対して  $t$  を計算すると  $R_0$  が大なるほど  $t$  は大きくなつた。これは小さい介在物ほど沈降しやすく、介在物は小さいものから沈降推積することを意味している。他方鋼塊の横方向における二相領域におけるデンドライトに捕捉される介在物は拡散と凝集により巨大化する。ある場所における二相共存領域の存在時間  $dt$  の間に起こる介在物のペア凝集回数  $m$  は  $m = \log(dt/t_0 + 1)/\log 2$  で与えられる。ここで  $t_0 = 3\mu R_0^3/2kT$  ( $\sqrt{1+4/R_0^2 n} - 1$ )<sup>2</sup>。 $\mu$  は粘性係数,  $k$  はボルツマン定数,  $T$  は °K,  $n$  は溶鋼中の半径  $R_0$  の介在物の数。その結果粒子の大きさは  $R(dt)/R_0 = 2^{m/3}$  となる。 $dt$  は  $dt = K^2(1-\alpha)^2/4[e'(t)]^2$  で与えられる。 $K$  は凝固係数,  $e'$  は凝固速度。 $\alpha = 0.46$  として  $1 \sim 2\mu R$  の介在物が 0.05% (vol.) である溶鋼について計算したところ,  $dt < 60 \sim 80 \text{ min}$  においては介在物の大きさの実測と計算とはよく一致した。(小林三郎)

## — 鑄 造 —

炭素, マンガンを含む鋼の凝固速度が, ミクロ偏析およびデンドライト樹枝間でのマンガンサルファイドの析出におよぼす影響

(K. SCHWERDTFEGER: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 9, pp. 923~937)

デンドライト晶の析出を伴う凝固過程のミクロ偏析, および, デンドライト樹枝間の MnS 介在物の個数と大きさにおよぼす凝固速度の影響について, 理論と実験の両面から検討した。

まず, 凝固速度がデンドライト組織におよぼす影響を調べるために, 1 t, 50 kg, および, 70 g 鋼塊 (C: 0.6, Mn: 2.0, S: 0.01~0.04%) の凝固速度を測定し, 1.6 600 sec の局所凝固時間を得た。凝固後の試料のデンドライト樹枝間隔  $L(\mu\text{m})$  を測定し, 局所凝固時間  $\theta_f(\text{sec})$  との間に  $L = 29.5\theta_f^{0.36}$  なる関係を得た。簡単な凝固モデル (平行平板状のデンドライトの生長) を設定し, 物質収支式に基づいて Mn のミクロ偏析を計算した。その結果, Mn はデンドライト樹枝間の中心で大きな濃度ピークを生じ, このピークは固相温度から常温までの冷却過程で拡散によつて減少することが明らかとなつた。また, 計算値は, 50 kg 鋼塊の XMA 測定結果とよく一致した。Mn と S が共存する場合は, 前述の物質収支式に MnS の析出反応を考慮して, Mn, S および MnS 濃度の時間変化を算出した。また, MnS 介在物の析出

量およびその個数と大きさについて、50 kg 鋼塊の横断面での分布を測定した。MnS 介在物の析出量の計算値と実測値はよい一致を示し、凝固速度への依存性は小であつた。また、測定結果によれば、鋼塊中心に近づくほど MnS 介在物の個数は減少し、逆に、その粒径が増加する傾向がみられた。局所析出時間  $\theta_p$  (sec) (MnS 介在物が析出を開始してから凝固完了までの時間) と析出した MnS 介在物の半径  $r$  ( $\mu\text{m}$ )、または、その個数  $N_v$  (個/cm<sup>3</sup>) との間に、 $r=0.615\theta_p^{0.39}$ 、 $N_v=2003 \times 10^9/\theta_p^{1.17}$  なる関係式を実験データから求めた。MnS 介在物の核発生、および、オスワルド成熟による小粒子の再溶解プロセスについて検討し、介在物粒径と局所析出時間の関係を論じた。(藤井徹也)

#### 大型連続鋳造の設備、操業およびその応用の最近の進歩 (K. HECK: Iron Steel, 43(1970)5, pp. 289~297)

連続鋳造は従来の分塊方式に比べて所要面積が小さく、作業工程および所要人員が少なくしかも歩留りが向上する利点があり、たとえばスラブ連続鋳造においてトン当たり 3400円以上のコストダウンが報告されている。

最近の傾向として稼働率を上げるために取鍋の交換を迅速にする目的で取鍋台車を台設置したり、ターンテーブルによる取鍋交換方式が採用されている。タンディッシュについても同様の試みがなされている。

鋳型は鋼製で肉厚6.35~12.7 mm、長さ610~810 mmの実績があるが大型設備でも長さは710 mmで十分なことがわかつた。そのうち溶鋼のメニスカスが75~100 mmあるので実際は625 mmでよいわけである。鋳型寿命はHB 60~80で150~250 ヒートである。最近は大規模鋳型には組立方式が採用されており、さらに幅および厚みを約15 minで変更できる方式が試みられている。ブレードアウトの発生率は0.3~0.5%でこの検出のために圧縮空気を送つたAl管を鋳型内面に配置し、ブレードアウトにより管が破れるとただちに検出されるような考案がある。

鋳型の寸法はブルーム用では254×305 mmのものがあり、さらに大型型鋼用に622×432 mmのものがある。そのほかにビームブランク用の設備が次第に増加しつつある。

スラブ用には1または2ストランドがほとんどで幅762~2286 mm、厚さ152~356 mm、年産600~800万tの工場(300tまでのLD転炉)も連続鋳造の採用により2ストランドの設備を5~6基おけば全量を十分処理することができる。

連続鋳造はタンディッシュを4回交換して13ヒート連続して行なわれた報告があり、あらゆる面で利点が多い。

Alキルド鋼はピレット用では鋳型にAl添加されるが大規模では取鍋に添加し、パウダーおよび浸漬ノズルを使用する。薄板製品はホット・コールド、ティンプレートともに満足すべき性質を示し、とくに米国の自動車用に多くの試験がなされた上で広く採用されている。

(大井 浩)

### —加工—

#### 低炭素鋼ストリップ冷間圧延での最小板厚

(W. L. ROBERTS, et al.: Iron Steel Eng., 47(1970)8, pp. 77~84)

これまで最小板厚について、各種の式が提唱されているが、これらはほとんど平均摩擦係数  $m$ 、ワークロール径  $D$ 、平均降伏応力と張力の差  $(S_0 - S)$ 、ワークロールのヤング率  $E$  で表わされている。著者らは、初期板厚や圧下率に関係なく  $m$ 、 $D$ 、 $(S_0 - S)$ 、 $E$  より決まる圧延可能な最小板厚  $t_{\min}$  を求める簡単な式を求めた。すなわち  $t_{\min} \approx 1.25mD(S_0 - S)/E$  (ただし  $S_0 =$  動的拘束圧縮降伏強さ)。ここで、詳細な検討を要するものとして、平均摩擦係数と動的拘束圧縮降伏強さがある。平均摩擦係数は圧延油の種類・性質(乳化性、離水展着性)、圧延前の板の状態(表面粗さ、処理状態降伏応力)、ワークロール(直径、表面仕上)、圧延条件(圧下率圧延速度)などによつて異なるのであらかじめ各種条件に対応して、適切な値を決めておく必要がある。また、拘束圧縮降伏応力としては、一般に静的引張強さの1.15倍を用いるがここでは歪速度と加工硬化が問題となる。歪速度  $\dot{E}$  について次の式を導いた。 $\dot{E} \approx 0.178V_R/\sqrt{r/Dt}$  (ただし  $V_R =$  圧延速度)。この式と別の仮定より  $n$  パス時における動的引張強さ  $(S_T)_n$  を導いた。ただし1パス圧延のときは加工硬化の影響は無視し、数パス圧延のときのみ加工硬化を考慮した。

以上のような考察をもとに、焼鈍および未焼鈍の低炭素鋼ストリップおよびそれを錫メッキしたものについて、各種条件下で  $t_{\min}$  を算出し、実際の板厚およびSTONEの式、FORD & ALEXANDERの式と比較した結果理論値  $t_{\min}$  が実際の最小板厚よりもわずかに薄くなつた。しかし、従来のSTONEおよびFORD & ALEXANDERの式より求めた値は、著者らが求めた  $t_{\min}$  の約3倍、実際の最小板厚の約2.5倍となつており、このことから本論文の理論値がよい実際と一致するということが示された。なお、10 mm ワークロール径の多段ミルで数パス圧延の場合でも、その最小板厚は錫メッキしたもので0.0046 mm しないもので0.0075 mm が限界でそれ以下は張力制御上から圧延困難であつた。また、そのときの板の表面状態は、オレンジピールの様相を呈した。

(岩崎 守)

#### 高速連続亜鉛メッキライン

(M. D. BAUGHMAN, et al.: Iron Steel Eng., 47(1970)8, pp. 134~141)

亜鉛メッキ工業はシートのどぶづけから高速連続メッキ(ライン速度500 fpm)に至るまで、過去30年にわたつて劇的な変ぼうをとげた。いまここにその変ぼうの概要とさらに飛躍的發展をとげるであろう将来のラインの展望について紹介するものである。

1. 変ぼうの概要…本文では亜鉛メッキ、高速ラインとは、のメッキセクションにおけるライン速度が400 fpm以上のものと定義することにする。1930年後半に開発された連続メッキラインは需要の増大とともにつぎに示すごとく高速化へと進んできた。

(a) 1945年→1960年: 年150万tの消費が300万tになる。約36ラインの建造、最高速度300 fpm。

(b) 1965年→1968年: 年400万tから500万tになる。14ライン建造、最高速度400~450 fpm (内5ラインは300 fpm)。

(c) 1969年→: 年700万t。7ライン建造、最高速

度 550 fpm.

2. 増速化への鍵…(a)シートからストリップへハンドリング化, (b)誘導加熱による亜鉛の溶融, (c)亜鉛付着方法の改善が挙げられる. とくに 1964 年にはガス噴流の吹付による両期的なメッキ量調節法が開発され, 薄くてより均一な被膜がえられるようになったため, さらに高速化が可能となつた.

3. 将来ラインの展望…今後の目標としてライン速度を考えたとき, ライン各セクションでつぎのことが解決されるべきであろう.

(a) エントリ・セクション: コイル貯蔵, コイル着脱制御, 溶接の自動化, メカニカルルーパーの適用 (22 ゲージ以下なら 2500 fpm まで可能)

(b) 前処理セクション: 化学清浄か炉清浄の適用 (1000 fpm まで可能)

いずれもテンションおよびトラッキング制御.

(c) 加熱セクション: 加熱スケジュールの厳密な調節. 板厚が薄いときは垂直炉のほうがよい (100 t/hr の能力で 26 ゲージ, 40 インチ幅なら 1300 fpm まで可能)

(d) メッキ・セクション: メッキ量制御, 薄ゲージの場合フラタリング防止, スパングル調節, 冷却法.

(e) 機械的処理セクション: 平坦化, レベリング, テンバ

(f) 後処理セクション: 水平形か垂直形 (前処理と同じ)

(g) デリベリ・セクション: ルーパー, シヤラインの併用. (鴨井新生)

ヤングスタウン 84-in ホットストリップミルランアウトテーブルにおけるストリップ冷却システム

(E. K. HURSON and R. J. WILSON: Iron Steel Eng., 47 (1970) 9, pp. 61~67)

ホットストリップミルランアウトテーブルにおけるストリップ冷却システムにコンピュータコントロールを適用することの有利さを述べて

- ・低圧ラミネーフローズプレーシステムはストリップにおける温度分布をきわめて均一にする
- ・低圧, 大流量のスプレーシステムはかなりの焼き入れ効果を示す

と要約しそのコントロールシステムを概説したのが本報であるが著者のいう冷却システムとはつぎのようなものである.

ストリップの冷却システムは基本的には低圧, 大流量システムであつて長さ約 275 ft, 10個の上・下部セクションに分割されている. 上部セクションはいずれも4個のダブルヘッドに分かれておりヘッドあたり 27 個のノズルを備えているがこのノズルはヘッドを単位として交互ジグザグに作動する.

下部セクションはいずれも各 7 個のノズルをつけた 18 のパイプから成り, 高, 低いずれかの圧力で作動する.

使用水量の最大は上・下部セクションそれぞれ 45000 gpm, 15000 gpm であつて冷却水は原則として循環使用するが水温の定常化に工夫している.

上部ヘッドはいわゆるラミネーフローをつくり出すよう設計されているが各セクション直後に高圧スプレーを作用せしめてストリップ上滞留水を一掃しようとしたこ

と, No 10 セクション直後にさらに 5 台のコンプレッサをおいてストリップを乾燥, 測温の正確を期したことは注目に値する.

このシステムはアナログコンピュータによる半自動的のものであつたがいまは手動的にも完全自動的にも操作しうる. ロジック上のコンピュータ入力は基本的には巻取速度, 仕上り厚さ, 冷却水温および実際の仕上りならびに巻取温度の 5 つである.

ちなみにこのミルは加熱炉 3, 粗スタンド 6, 仕上りスタンド 7 であつて中間パーの厚さ  $1\frac{1}{4}$  in, ストリップ頭端速度は F7 を出るとき約 2000 fpm であるが随時加速されて 4100 fpm にまで達する. (図 11)

(内藤弥太郎)

Weirton Steel のスラブ連铸機による製品に対する需要家の評価

(R. S. MILTENBERGER: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 9, pp. 653~658)

Weirton Steel では, 数年前に連続鑄造の採用を決め, 1968年にスラブ 4 ストランドの低ヘッド連铸機を転炉と R-H 脱ガス装置との組み合わせで設置した. 鋼種としては従来鋼塊から造られたすべての板材, たとえばブリキ用キャップ鋼, CQ および DQ 級のリムド鋼および Al キルド鋼などが対象とされた. スラブ寸法は  $9'' \times 32'' \times 40''$  で, 連铸機もしばしば経験した. また材質向上のため, なるべく脱酸剤の添加をさけ, Al キルド鋼の場合以外は Al の添加も脱酸調整用に少量使用することとし脱ガスは R-H 法により行なわれた. 稼動開始当時は連铸材を主として亜鉛鉄板にふり向けていたが, 現在では大半がブリキで, これには TFS も含まれる. これらの製品の表面性状は従来材と比べて遜色なく, 介在物も少なく清浄度のよいことが認められた. また, 機械的性質も, 熱延材, 冷延材とも連铸材は従来材と同等ないしはよい値を示した. 中でも冷延材の DQ 相当品では,  $n$  値,  $r$  値などを比較すると連铸材のほうがすぐれており, また aging による劣化も, リムド鋼やキャップ鋼よりはるかに少ないことが知られた. また亜鉛鉄板やブリキについても全く問題なかつた. これらの連铸製品を市場に出すに当たっては, まずいくつかの需要家を選択し, これらに対し技術サービス, 冶金部門, および販売の協力の下にコンタクトを行ない, この結果, 各社により 50~100 t の試用が実施された. 需要家の評価としては, まず熱延材では自動車の安全性を要求される部品, ボイラー管用電縫管, 冷凍圧縮機ケースなどにつき合格, 採用された. また冷延材では, 非常に成形のむずかしい形状の自動車体部材, 冷蔵庫ドア, 鋼製家具などで成功を修めた. 亜鉛鉄板も, やはり自動車部材のほか, ダクト用などに採用された. 最後にブリキについては, すべてのむずかしい成形性を要求される用途についてすばらしい結果を示した. 缶については需要家でのパックテストが現在なお続いているが, これまでのところ, 国内の主要製缶業者のほとんどが採用を表明している. ある社のパックテストによると, 炭酸飲料での結果は連铸材のほうがはるかにすぐれているとのことであつた.

(図 3 表 10)

(志村一輝)

## フルプロセス電磁鋼板の打抜性

(K. G. BROWNLEE and T. W. SMYTHE: JISI, 208 (1970) 9, pp. 806~812)

本文献は、中シリコン(Si 1~2%)フルプロセス冷延電磁鋼板(板厚 0.508 mm)のスチール工具による打抜性について論じたものである。

実験方法としては、試験工具として単純スロット形のもの2種と複雑スロット形のもの1種の計3種類とし、Balfours SC 23 工具鋼を用いた。試験型 No. 1 は“ナシ形”スロット1個でクリアランス 0.061~0.076 mm のもの、試験型 No. 2 は長円形スロット6個から成り、クリアランスが 0.038 から 0.106 mm まで段階的に変わったもの、また試験型 No. 3 は実物のファンモーター用ロータブランクの打抜型で、“ピン形”のスロット形状をしたものである。

実験結果は、まず打抜の際の工具摩耗の機構については、これを3段階にわけて考えると、まず第1段階で試料の湾曲とダイス面上での板滑りが起こり、このためダイス上面の摩耗が生ずる。次に第二段階でパンチが下がるにしたがつて、パンチの角が板に食い込んでいき、角の摩耗が生ずる。最後に第三段階で板のまだ剪断されていない部分が臨界破断応力に達して破断が起こる。この際スロットおよび抜きカスの両方の断面がパンチおよびダイスの側面をおのおの擦るので、側面摩耗が生ずる。これらの段階は板の材質や工具の切れ味により各段階での程度の差はあるが、全般的にはすべて同様な機構を取ることが知られた。次に単純スロット工具の寿命については、絶縁被膜を施した板の方が無被膜材に比べて3~5倍の打抜回数(10万回に対して30~50万回)を示し、工具の上面摩耗も減少した。またインフタル酸アルキッド系被膜の方が無被膜よりよい結果を示した。一方、複雑なスロット形状の打抜では、シビアな形状の部分で局部摩耗が激しく、被膜付で7万回程度の打抜回数であった。また複雑スロット形状の場合には降伏点の高い材料のほうが工具の寿命も長くなり、抜板形状もよくなることが知られた。

なお、これらの結果は一覧表にまとめられて、文献の最後に示されている。(図11, 表4, 参6)(志村一輝)

## — 性 質 —

## 大静水圧が鋼の変態挙動におよぼす影響

(E. SCHMIDTMANN and W. MAY: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 6, pp. 569~575)

本研究では高い静水圧が Ck 45 鋼 (0.17% C, 0.22% Si, 0.66% Mn, 0.02% P, 0.029% S, 0.15% Cr, 0.02% V) と 50CrV4 鋼 (0.49% C, 0.30% Si, 1.04% Mn, 0.02% P, 0.011% S, 1.08% Cr, 0.1% V) の変態挙動に与える影響を調べた。高圧を得るために四面体圧力発生装置を使用し、圧力の検量は室温で圧力定点 (Ce, Bi, Tl)、高温で純鉄を用いて行なつた。変態温度は  $\gamma(\text{Fe})/\alpha(\text{Fe})$  相変態における電気抵抗の測定から求めた。

実験で得た結果により 6.24~34 kbar の圧力に対して両鋼の CCT 図を作成した。パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの変態領域が長時間、低温側に移ることが確認された。この移動に伴い変態反応自体も同時に変

化するであろうかという疑問を明らかにするために、まず圧力が  $\alpha/\gamma$  変態の平衡温度に及ぼす影響を計算と実験により求めた。両者の傾向がきわめてよく一致したことから、この計算の基礎となつたモデルすなわち「低合金鋼の変態は炭素の拡散に律速される」という仮定の正当性が証明された。

変態領域の移動に伴う変態反応の変化に関する疑問は変態反応の活性化体積に対する近似式により解明することができた。すなわち遅延係数  $t_p/t_{p0}$  ( $t_p$ =高圧下の変態開始時間,  $t_{p0}$ =大気圧下の変態開始時間) を決定するために 50CrV4 鋼の TTT 図を作成し、変態開始の遅れから活性化体積 ( $\sim 2.1 \text{ cm}^3/\text{mol}$ ) を計算した。文献によるとオーステナイト中での炭素の拡散に対する活性化体積は約  $1 \text{ cm}^3/\text{mol}$  であり、Umlapp 反応に対しては  $7 \text{ cm}^3/\text{mol}$  であるから、大気圧下では別の反応が現われる温度領域へ変態領域が高圧により移動した場合でも、もとの反応がそのまま残ることが明らかである。

本研究ではマルテンサイトが生じる場合の反応の変化については報告できなかつた。しかし実験により求めたマルテンサイト変態開始温度の低下は、従来報告されている値の範囲内にある。(和田 仁)

## 10CrMo910 鋼のクリープ強度と組織

(A. KRISCH und F. K. NAUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 9, pp. 835~840)

耐熱鋼のクリープ強度にはバラツキがあり、その下限値は平均値より約 20% も低くなることがある。そのため、あるチャージの製品を使用する場合、それがバラツキ内のどの程度の強度を持つているか知らねばならないが、長時間のデータを出していたのではその製品の使用に役立たない。そこで受入れ状態の組織から強度を予想できることが好ましい。

この論文は熱処理の異なる9チャージの 0.1% C-2 $\frac{1}{4}$ % Cr-1% Mo 鋼 (うち4チャージは 2~4 通りの熱処理を施してある) の計 15 試料について、500~600°C におけるクリープ破断強度を調べ光学顕微鏡および電子顕微鏡による初期組織との関連を検討している。

各試料の応力-破断時間曲線から  $10^3$ ,  $10^4$ ,  $2.5 \times 10^4$  および  $5 \times 10^4 \text{ hr}$  のクリープ強度を求め、強度の高い順に整理するとほとんど例外なくすべての温度で同じ順序を示した。クリープ強度を一義的に評価することはできないが、この場合は試料による差が認められた。この試料間の差は室温における引張り強さや C, Cr, Mo, N などの化学組成に対して明らかな相関を示さなかつた。クリープ強度の高いものはオーステナイト化温度から炉冷後焼もどしたもので、その組織はフェライトとパーライトである。次に強度の高いものは空冷後焼もどしたもので、組織はフェライトとベイナイトである。強度の低いものは油焼入れ後焼もどしたもので完全にベイナイト化している。例外として完全にベイナイトでありながら、かなり強度の高いものもあるが、同じ試料を熱処理を変えてフェライトとパーライトにしたものよりは強度が低い。フェライト中にはパーライトやベイナイト中にみられるよりも微細な炭化物  $\text{Mo}_2\text{C}$  の析出が認められる。フェライトが初期組織として好ましい原因はこの微細な  $\text{Mo}_2\text{C}$  の析出であると考えられる。(石井友之)



### 超音波による交番応力が軟鉄の変形挙動におよぼす影響について

(S. STANZL, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 9, pp. 867~874)

軟鉄に超音波による交番応力を与え、引張り特性およびマイクロ組織の変化などについて研究した。

試料は電炉鋼 0.036% C, 0.01% Si, 0.08% Mn, 0.012% P, 0.008% S, 0.015% N, 0.022% Al (sol.), 0.006% O を主体とした。素材は 0.3 mm  $\phi$  の線材で、これを 1 mm  $\phi$  に冷間引抜きおよび厚さ 0.3 mm, 幅 5 mm に冷間圧延を行なった。冷間加工後 680°C  $\times$  40 min 加熱して再結晶させたものを供試料とした。結晶粒径は引抜き材が 14~22  $\mu$ , 圧延材が 15~20  $\mu$  であつた。超音波装置の出力は 150W, 周波数は 20kHz を使用した。試片に与えた超音波による応力は 15~22 kg/mm<sup>2</sup>, および 10~17 kg/mm<sup>2</sup> の 2 種とした。前者は処理時間 10 sec 間で破断までの  $0.2 \times 10^6$  回に、後者は 60 sec 間で破断までの  $1.2 \times 10^6$  回にそれぞれ相当させた。超音波処理は 20~300°C の各温度の油浴中で行なつた。超音波処理後の試片はクロスヘッド速度 0.5 cm/min により引張り試験を常温で行なつた。負荷応力 15~22 kg/mm<sup>2</sup> の場合、降伏点、引張り強さはいずれも常温から 100°C くらいまでは未処理材より低かつたが 150°C 付近からしだいに上昇した。伸びおよびリューダース帯の長さは各温度とも未処理材より低くなり、50~100°C 付近で急減し、150~200°C で最低となるが 300°C 付近で上昇の傾向を示した。300°C で 22 kg/mm<sup>2</sup> の応力を与えたとき、降伏点、引張り強さともに未処理材よりは約 8 kg/mm<sup>2</sup> 上昇しそれぞれ 36, 42 kg/mm<sup>2</sup> となつた。伸びは約 14% と未処理材の約 35% に比べて半減した。組織観察によると超音波処理温度が 150~200°C で転位の形成が進み、200~250°C で転位密度が大となり、セル構造が顕著になるが 280~300°C 付近では転位の密集群がやや少なくなつた。(内堀勝之)

### オーステナイトの強度およびマルテンサイト変態へのその影響

(A. ANKARA: JISI, 208 (1970) 9, pp. 819~823)

オーステナイト ( $\gamma$ ) の強度および  $M_s$  におよぼす転位密度およびその分布の影響を調べた。試料は極低炭素の Fe-Ni 合金 (30.04% Ni, 0.22% Mn, 0.07% C, 0.1% Si) である。  $A_s$  は 350~360°C,  $A_f$  は 400~410°C,  $M_s$  は 0°C 以下である。

2°C/min および 600°C/min の速度で 420~1100°C のいろいろな温度に  $\gamma$  化した場合、マルテンサイトの降伏強さは  $63 \pm 4$  kg/mm<sup>2</sup>,  $A_s$  は  $355 \pm 5$ °C で大きな変化はなかつたが、 $\gamma$  の強度と  $M_s$  は著しく変化した。

$\gamma$  の強度は、徐熱の場合には  $\gamma$  化温度の上昇とともに低下した。たとえば室温の降伏強さは、420°C の  $\gamma$  化では 50 kg/mm<sup>2</sup> であるが、1100°C の  $\gamma$  化では 10 kg/mm<sup>2</sup> になつた。急熱した場合には様子が異なり、室温の降伏強さは 420°C の  $\gamma$  化では 45 kg/mm<sup>2</sup> であるが、 $\gamma$  化温度の上昇とともに強化され 530°C で最大値 (59 kg/mm<sup>2</sup>) に達した。さらに  $\gamma$  化温度が上昇すると強度は低下した。このような結果は、 $\gamma$  の強度が転位の密度と分布によつて支配されると考えることによつて説明される。急熱の場合、 $\gamma$  の強度は、 $\gamma$  化温度が低い場合に

は主として高転位密度によつてえられるが、 $\gamma$  化温度の上昇とともに転位の移動によつて生じるセルの効果が加わつて最大値になる。 $\gamma$  化温度がさらに上昇すると転位が消滅し始めるために強度は低下する。徐熱の場合には、急熱の場合よりも転位密度は低いが、低い  $\gamma$  化温度ですでにセルの効果が現われるので、低い  $\gamma$  化温度で最大強さになる。

$M_s$  は急熱、徐熱とも、 $\gamma$  化温度の上昇とともに上昇したが、その変化は急熱のほうが大きかつた。たとえば  $\gamma$  化温度を 420°C から 800°C へ上昇させた場合、急熱では 53°C, 徐熱では 44°C の上昇を示した。この結果は、 $M_s$  は転位の密度のみに依存することを示唆している。転位密度が増加することによつてエンブリオの大きさが減少し基底が強化されるので、エンブリオを成長させるためにより大きな駆動力を必要とする。したがつて  $M_s$  が低下すると考えられる。(中島宏興)

### フェライト系鋼のクリープ (クリープ強度におよぼす Cr, V, Mo, Nb の影響)

(B. B. ARGENT, et al.: JISI, 208 (1970) 9, pp. 830~843)

種々の組み合わせで Mo, Cr, V, Nb を添加したフェライト鋼の焼入れ、あるいは時効状態でのクリープ強度をおもに最小クリープ速度によつて調べた。クリープ初期に形成される Nb, V, Mo および Cr の微細な炭化物は 600°C でのクリープ強度を増加させる。これらの炭化物はしかしながら、より長時間の試験中に凝集粗大化し、炭化物間距離が鋼中に存在する三次元的転位網より大きくなるとクリープ強度増加の有効性は徐々に失われていく。これらの添加元素のうち Nb の炭化物は V, Cr などに比較して凝集が遅く、かつ分布が微細であるために 600°C でのクリープ強度の増加は顕著である。合金中に固溶する添加元素は、その素地との原子直径の相異に対応した転位との相互作用をもち、とくにそれほど強い炭化物形成元素ではなく素地中に多く固溶すると考えられる Mo は、その度合が強く顕著な強化を示した。しかしながらこの Mo の固溶による強化作用は約 1 wt% で飽和し、それ以上の固溶 Mo の増加は強化には役に立たない。V のような添加元素は炭素原子と強い相互作用を持ち、このような置換型-侵入型原子の対は転位網を pinning するのに有効なものである。事実、V-C 対を形成するために有効な V と C の固溶状態での濃度が、V を含む鋼の長時間側でのクリープ強度に重要な役割をはたすことが認められた。添加元素の複合添加は以上の各強化作用に微妙に作用する。その顕著な例は  $V_4C_3$  を形成する鋼に Nb を添加したときの大きな強度増加に見られ、この強度増加は Nb による  $V_4C_3$  の凝集速度の低下、あるいは V-C 対の増加によるものと考えられる。(藤平昭男)

### 中高力鋳鋼の疲労特性に与える小欠陥の影響

(F. DEKAZINCZY: JISI, 208 (1970) 9, pp. 851~855)

鋳鋼における疲労破壊は通常微細収縮巣、非金属介在物、ピンホールあるいはその他の空隙のような小欠陥から発生する。450~550 MN/m<sup>2</sup> (1MN/m<sup>2</sup>=1/9.8 kg/mm<sup>2</sup>) の引張り強さの範囲の鋼では、疲労強さの減少は

欠陥の大きさの関数として表わされる。より高力の鋼では切欠感受性が大きく、欠陥による疲労強さの減少はより大きいと考えられる。

本研究では、800MN/m<sup>2</sup>の引張り強さの13%Cr-1%Mo鋼(2302-Mo型)と880および1040MN/m<sup>2</sup>の引張り強さに熱処理した1%Cr-3%Ni鋼(2534型)を用いて、2・10<sup>7</sup>サイクルまで0平均荷重で引張り-圧縮試験を行ない、鋳物の小欠陥の疲労強さに与える影響について調べた。

疲労破壊が発生した欠陥は大部分が微細収縮巣であり、他は非金属介在物および結晶粒界の小さい割れであった。このとき試片の表面にある欠陥と内部にある欠陥とは異なる切欠効果を示し、前者は後者よりも大きな切欠効果を有する。また微細収縮巣の切欠効果は引張り強さの関数として表わされると考えられる。疲労限(2・10<sup>7</sup>サイクルでの疲労強さ)は欠陥の大きさが増すとともに減少するが、著者が以前に研究した軟鋼の場合と比較すると中高力鋳鋼のほうが急速に減少する。この疲労限 $\sigma$ は、 $d$ を欠陥の大きさ、 $a$ および $\sigma_0$ を定数として、 $\sigma = (\sigma_0 + a^{1/2})^{-1}$ で表わされる。また定数 $a$ は降伏応力に比例して大きくなることを見い出された。鋳鋼の疲労限は引張り強さの増加とともに増大するが、切欠感受性も大きくなるため最大値に達したのち減少する。このとき疲労限が最大に達したときの引張り強さは欠陥の大きさに依存する。(淀川正進)

#### C-Mn鋼における非恒温応力弛緩

(J. C. RITTER and R. MCPHERSON: JISI, 208 (1970) 10, pp. 935~941)

応力弛緩は熱サイクルの加熱段階で起こり、試料の弾性、降伏およびクリープ挙動と関連していた。

試料は0.19%C, 1.37%Mn, 0.06%Cr, 0.35%Si, 0.033%Nb, 降伏点 39.4 kg/mm<sup>2</sup>, 引張り強さ 55.2 kg/mm<sup>2</sup>の高降伏点鋼の板材で、粒径をASTM 8-9の細粒, 5の粗粒の2種をえた。応力弛緩は非恒温引張り試験機を用い、試片のゲージ長さ25.4 mm, 直径4.5 mm $\phi$ とし、同じ組織の2つの試片のうち1つを補正用として同時に加熱した。加熱速度は実際の応力除去焼鈍に近い65, 130°C/hrで窒素雰囲気中で加熱した。各種の温度での弾性係数, 降伏点は引張り試験機により求め加熱速度250°C/hr, 保持時間30 min以内, 歪速度0.02/minとし比例限を弾性歪の $1 \times 10^{-4}$ の点とした。クリープ試験は応力1.57~23.7 kg/mm<sup>2</sup>, 温度500~650°C, 時間25hrとし、指数20を用いてラルソンミラー曲線を求めた。

初期応力が降伏強さの75%以下の場合、弾性係数, 降伏強さ, クリープ強さより応力弛緩曲線を求めた。加熱中の初期弛緩は応力が降伏強さに達する温度までは弾性係数の低下により支配される。弛緩応力 $\sigma_\theta$ , その温度での弾性係数を $E_\theta$ , 初期応力 $\sigma_0$ , 初期の弾性係数 $E_{20}$ とすると $\sigma_\theta = \sigma_0 (E_\theta / E_{20})$ で表わされ、さらに測定の際の時間の影響を熱活性の式で補正した。一方、降伏が始まる温度以上では降伏点の変動によつて弛緩応力は支配され、比例限を弾性限で除した値を総有効歪とし、この歪がラルソン-ミラー曲線と交わる点を弛緩応力とした。これらの計算値は実測値とかなり一致した。結晶

粒の大きさは400°C以下では弛緩挙動に大きく影響し、細粒のほうが弛緩しやすいが、400°C以上ではほとんど粒径には影響されなかつた。(内堀勝之)

#### 各種処理を施した特殊鋼の変形能

(H. HEINRICH and H. SCHÜCKER: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 20, pp. 1087~1096)

21種類の構造用鋼, 工具鋼, ステンレス鋼, 高力鋼の処理状態を熱間圧延, 焼ならし, 溶体化処理後急冷, 球状化焼なまし, 冷間成形などとし、直径10 mm, 高さ15 mmの試験片によつて常温圧縮変形試験を行ない、化学成分, 処理などが変形能に及ぼす影響を調査した。試験は圧縮速度0.16 mm/secで行ない、対数変形量 $-\ln(1-x/h_0)$ を横軸とし変形抵抗 $(1-x/h_0)F/A_0$ を縦軸とするグラフを自動記録させた。 $x$ : 圧縮時の試験片の長さ,  $h_0$ : 試験片の初期高さ,  $F$ : 圧縮荷重,  $A_0$ : 初期断面積)

低合金調質鋼においては球状化焼なましの前に約25%の冷間加工を行なうのが有利で、セメントタイトの均質性は向上し、変形抵抗は減少する。冷間鍛造用炭素鋼Cq35はB鋼35B2, 0.5%Cr鋼38Cr2と変形抵抗の挙動および焼入性が同じである。35B2は低い変形抵抗でありながら高い焼入硬さを持っているが、Cq35は粗粒, 細粒とも変形抵抗ではわずかしか低くないのに焼入性は劣る。これに反してCr合金鋼38Cr2は35B2の焼入性と同じでもより高い変形抵抗を有している。微小硬さの測定結果によるとCr, Mn, Ni, Moの順に変形抵抗は増加する。

圧縮歪速度(初期)が0.011/secよりも小さい場合は多少よい結果が得られる。オーステナイト鋼は変形速度が大きくなると加工硬化の度合が大きくなる。

(上正原和典)

#### 高強度ステンレス1Kh15N4AMZ鋼の性質改善

(I. N. MEL'KUMOV, et al.: Stal' in Eng., (1970) 5, pp. 397~400)

オーステナイト-マルテンサイト系ステンレス鋼は、ここ数年の間に、広範囲に用いられるようになった。というのは、オーステナイト化した後、非常によい靱性が得られ、熱処理によつて焼入性が改善されるからである。このクラスの鋼1Kh15N5AMZは次のような化学組成をもっている。C=0.11-0.16%, Si $\leq$ 0.7%, Mn $\leq$ 1.0%, S $\leq$ 0.020%, P $\leq$ 0.035%, Cr=14.0-15.5%, Ni=4.0-5.0%, Mo=2.3-2.8%, N=0.05-0.10%。

この論文では、高強度ステンレス系オーステナイト-マルテンサイト1Kh15N5AM鋼のエレクトロスラグ再溶解法(ESR)によつて、その性質を大気溶解鋼より著しく改善しうることを簡単に紹介している。ESRによつて、非金属介在物の総量は、およそ50%だけ減少し大気溶解鋼では珪酸塩系介在物が主であるのに対し、ESRではアルミナ系介在物が主となる傾向がある。また、よりち密かつ均一なマクロ組織となり、鋼塊全体にわたつて粗大な数珠状の介在物も認められなくなつて、内部欠陥の少ない鍛造品の生産が可能となる。

ESRによつて、鋼の靱性および衝撃値は増大し、室温および高温での性質の異方性もかなり減少する。ESRによる靱性の改善は明らかに清浄度の向上と、介在物の分

布状態の改善によるものである。300 mm 角の鍛造材の頭部および底部について、それぞれ中心部および外周部から試験片を採取し機械的性質をしらべた結果、均一で安定な性質を有することが確かめられている。ESR に用いるべき最初の電極としては、準連続鋳造工場で製造されたものもつとも有利であり、それによつて鋼の消耗は 150 kg/t だけ減少し、歩留りは 15~17% 高くなる。数珠状介在物が大気溶解鋼に存在すると非常にもろくなるが、ESR によつて、その脆性はほとんど解消される。

(末吉 智)

### Fe-Ni-C 合金におけるマルテンサイトからオーステナイトへの衝撃圧縮によつて誘起される逆変態の温度依存性について

(R. W. ROHDE: Acta Met., 18 (1970) 8, pp. 903~913)

67 kbar までの衝撃圧縮で、Fe-28.4%Ni-0.5%C 合金のマルテンサイトからオーステナイトへの変態温度の圧力による変化を測定し、得られた結果について、この変態が等温変態および断熱変態であると仮定し、それぞれの仮定にもとづいて、熱力学的な解析を行なつた。また衝撃圧縮実験による測定と 20 kbar までの静水圧下での測定との比較を行なつた。

遷移圧力は、38 mm  $\phi$  厚さ 7 mm 程度の円板状の試験片を伝播する衝撃波の応力-時間曲線から、弾性波および相変態の発生に関連のある第一塑性波を区別し、これらの波の速度および振幅を測定することにより得られた。

遷移圧力は 45°C で 67 kbar から 390°C で 6 kbar まで非直線的に減少する。300°C 以上の温度では、温度-圧力相線 (遷移圧力) の勾配は約  $-0.25$  kbar/°C であり、250°C 以下で  $-0.14$  kbar/°C である。変態が等温的に進行すると仮定して熱力学的に計算した値と測定値との比較では、定性的には一致しているが計算値は測定値より曲率が少ない。なおこの場合、変態を起こさせるに必要な駆動を  $-233$  cal/mol として計算した。この値は静水圧のもとで変態を起こさせるに必要な駆動力より 10 cal/mol だけ多い。この変態を断熱過程であるとして近似した計算結果は測定値と一致している。この場合の変態を起こさせるために必要な仕事は  $-215$  cal/mol と仮定して計算した。マルテンサイトからオーステナイトへの逆マルテンサイト変態は、断熱過程として計算したほうが等温過程として計算したよりも測定値によく一致するから、可逆的な断熱過程と考えられる。

衝撃圧縮実験による測定値と静水圧下での測定値の相線の勾配は一致しているけれども、衝撃圧縮実験のほうが静水圧下で測定された遷移圧力より約 10 kbar 高い。このずれは衝撃圧縮により弾性せん断応力が塑性第一波すなわち変態波の到着前に約 18% マルテンサイトがオーステナイトに逆変態することにより説明できる。

(藤田 充苗)

## —物理冶金—

### Fe-Ni 合金の変態塑性

(R. A. KOR and V. WEISS: Met. Trans., 1 (1970) 10, pp. 2685~2693)

15.4 および 32.9%Ni の 2 種類の Fe-Ni 合金について、定荷重下でのオーステナイト $\rightleftharpoons$ マルテンサイト (以下  $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$  と略記する) 変態に伴う塑性変形について研究し、以下の結果を得た。(1) 両 Ni 合金は  $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$  変態の温度域を含む熱サイクルによつて塑性変形を示す。この変態塑性による変形量は 15.4% Ni 合金については加熱変態によるもののほうが冷却変態によるものよりも大きく、また 32.9% Ni 合金については両変態による変形量は等しい。(2)  $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$  変態の温度域を含む熱サイクルによつて起こる 15.4% Ni 合金の変形量は、変態を含まない温度域での熱サイクルによる変形量 (クリープ変形) の約 8 倍である。(3) 定荷重下の繰り返し熱サイクルによつて、均一でかつ大きな変形が生じ、15.4% Ni 合金では 150 回の熱サイクルによつて均一な 160% の伸びを生じる。(4) 変態塑性の起こる温度は 15.4% Ni 合金では絶対温度での溶融点の 1/3、32.9% Ni 合金では 1/10 で起こるようであり、微細粒度の金属および合金の超塑性 (micrograin plasticity) が溶融温度の 1/2 以上で起こるのとは対照的である。(5) 熱サイクル 1 回当たりの変形量  $\dot{\epsilon}$  と外部応力  $\sigma$  との関係式  $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$  において両 Ni 合金の変態塑性は  $m \approx 1$  で近似され、擬粘性変形として特徴づけられる。(6) 両 Ni 合金の変態塑性は GREENWOOD と JOHNSON による擬クリープ理論と定量的に一致したが、32.9% Ni 合金の  $\alpha' \rightarrow \gamma$  変態についてはやや例外的に理論値と実験値のくいちがいが認められる。(7)  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態に伴う大きな剪断応力による変形と外力による変形との両方を考慮し、転位を用いた機構モデルを新しく提案した結果、この両合金の変態塑性の現象を説明することが可能であつた。(8) この変態塑性によつては、光学的顕微鏡による両 Ni 合金の微細組織はとくに影響は受けない。

(藤平昭男)

## —合 金—

### Ni-Fe-Cr-Nb 合金中の $Ni_3Nb$ の析出

(I. KIRMAN and D. H. WARRINGTON: Met. Trans., 1 (1970) 10, pp. 2667~2675)

ニッケル基耐熱合金として開発された Inconel 718 に関連して、著者はさきにニッケル基合金の主要な時効硬化元素である Al あるいは Ti を Nb で置換した場合の析出挙動を研究し (I. KIRMAN: JISI, 207 (1969), p. 1612), その結果 Ni 30wt% 以上を含む Ni-Fe-Cr オーステナイトに Nb を添加した合金は時効硬化性を示し、この硬化は主として準安定相の  $DO_{22}$  型構造をもつ正方晶  $Ni_3Nb$  ( $\gamma^*$  と呼称する) の析出によることを明らかにした。この準安定相  $\gamma^*$  に対して安定相は斜方晶  $Ni_3Nb$  ( $\beta$  と呼称する) である。

本報告では

Fe	Cr	Nb	C	Mg	Ni
24.8	14.7	4.85	0.055	0.008	bal

の組成の合金を 1150°C, 1hr 固溶化処理後 650, 700, 750, 800°C の各温度で 1000hr まで時効し、この合金の析出反応を透過電子顕微鏡法によつて観察した。

650°C 時効では  $\gamma^*Ni_3Nb$  が粒内に微細に全面析出する。この析出物の形状は正方板状で母相  $\gamma$  とは (100) $\gamma^*$ //(100) $\gamma$ ; [010] $\gamma^*$ //[010] $\gamma$  の方位関係を持ち、原子間隔の不適合度の最も大きい  $c$  軸方向に薄い。粒界に沿つては

析出物のない領域が存在し、全面析出におよぼす過剰空孔の重要性を示唆している。この温度で 300 hr 時効すると粒界にかなりの  $\beta$   $\text{Ni}_3\text{Nb}$  がセル状に析出し、1000 hr 時効でこの析出反応は 20% 程度進行する。

700°C 時効では  $\gamma$  の分散は粗くなる。 $\beta$  はセル状に形成されるほか、粒内に析出した  $\gamma^*$  の最密面である。(112) $\gamma^*$  面に形成される積層欠陥上に lath 状に析出する。この  $\beta$  が成長するとその周囲には  $\gamma^*$  が認められなくなり、 $\beta$  の成長は  $\gamma^*$  の溶解をともなっている。粒内に析出した  $\beta$  と  $\gamma$  とは (010) $\beta$ //(111) $\gamma$ ; [100] $\beta$ //[110] $\gamma$  の方位関係をとる。

750°C 時効では  $\gamma^*$  の積層欠陥上の析出が全面析出より優先する。800°C 時効では粗い  $\gamma^*$  板が析出するが、lath 状の  $\beta$  が 10hr 以下の時効時間で現われ、100hr では粒内全面が  $\beta$  lath でおおわれてしまう。

引張り変形後に時効すると、 $\gamma^*$  は転位上に優先的に析出するのが観察される。(菊池 実)

### —そ の 他—

#### EPMA による固液領域における酸化物平衡状態図の研究

(K. H. OBST: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 7; pp. 703~707)

固相および液相の状態図に関する研究方法としては、熱分析、熱力学的な方法ならびに冷却法がある。前の2つの方法は溶液と平衡する固相に関する情報が少ないこと、多数の実験を必要とすること、さらには経費がかか

るなどの欠点のために、今日では冷却法が最も普遍的に行なわれている。しかし、冷却法においても結晶の析出状況によつては顕微鏡的に液相線の走行を決定するだけで飽和相の組成を詳しく調べるのが困難であつた。

この点を解決するために、本論文では冷却法によつて得た試料の融体の組成と結晶の析出状況との関係を EPMA 分析によつて明らかにした。この方法の利点は、顕微鏡観察と組み合わせると平衡状態図の原理から比較的少ない実験数で多くの情報を得ることができることである。

採用した系としては  $\text{CaO-SiO}_2$ 、 $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  の2種類である。あらかじめ調整した組成を有するスラグを白金カプセルに入れ、所定の温度に 6 hr 保持した後 0°C の水で急冷した。実験温度は 1550°, 1600°, 1650°C の3水準である。 $\text{CaO-SiO}_2$  系については、比較のために  $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$  または  $\text{SiO}_2$  飽和による実験を行なつた。いずれの測定結果も従来の測定結果と異なつていない。したがつてこの系についてはさらに検討を要すると述べている。また、 $\text{CaO-MgO-SiO}_2$  系については、 $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ 、 $\text{MgO}$  ならびに  $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$  の飽和曲線ならびに共晶線の走行を決定した。さらに  $\text{MgO}$  と  $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$  が飽和した融体が凝固するさいには、glassy ではなくて微細結晶として析出することが明らかになつた。なお EPMA 分析に関しては PHILIBERT の補正式を採用し、標準試料としては  $\text{CaO}\cdot\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$  を用い、 $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$  および  $2\text{MgO}\cdot\text{SiO}_2$  で check した。

(井上博文)