

## 抄 録

## —製 銑—

## 高炉スラグ中での硫黄原子の結合形式

(Hans von ENDE, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 37 (1966) 6, p. 433~439)

高炉滓の固相での S 原子結合状態を化学分析, X線回折, X線マイクロアナライザー, 条痕および水への溶解性の諸方法を用いて検討した.  $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$  系である高炉滓を徐冷により緩慢に凝固させると原スラグよりも Mn, S, K, Na, Ti に富み, かつ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  が減少した部分を分離することができるが, これを用いて検討を行なった結果, S は各種硫化物として存在し, この事実は溶融物中の S 濃度の上昇に伴ない S との親和力が大きい Mn, Na, K など増大することから推論され, 水への溶解性試験と X線回折によつて確認された. 存在する硫化物の種類は次の通りである. 1) 硫化カルシウム: 今まで純粋に  $\text{CaS}$  と考えられていたが, Mn に対する溶解性を有し, さらに硫化マンガンとも共融混合物を形成する. アルカリ金属類が存在する場合には Fe, Mn も存在し, Fe が無い場合にはアルカリ金属類はマトリックスと共にシリケート化合物として存在する. 2) 硫化マンガン: Fe に対する溶解性を有し, 硫化カルシウムとの共融混合物としても存在する. アルカリ金属類の含有量が多いと“アルカリマンガン—硫化物”として存在し, 水に不安定となる. 3) 硫化鉄: 鋼中にある  $\text{FeS}$  と異なり, Mn の溶解性が高く, K を含んでいる. 主成分は“カリウム—マンガン—硫化物”で水に易溶で合成  $\text{KFe(III)S}_2$  とは Mn, Na を含有することにより多少異なる. 含有量が高いとスラグは薄片状に崩壊する. スラグ中のアルカリ金属含有量が低ければこの種の崩壊は起こらない.

スラグ中に  $\text{CaO}$  濃度が低く, かつ Fe, Mn などの含有量が少ない場合には S は元素状あるいは  $\text{SO}_2$  の形で気化しスラグは porous になる. この場合, アルカリ金属含有量が少なければミルスケールなどから Fe を添加することにより (Impfen), 崩壊の危険なしにスラグの気孔率を低下させることが可能となる. なお, スラグを急冷凝固すると濃度偏析が起こらず, スラグの物理性状が良好となる. (榎谷暢男)

## 低スラグ高炉操業における品質管理

(Jon A. Hussey: Blast Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 6, p. 496~501)

Inland Steel 社の高炉部門の今後の課題は, 第1に現在の高炉基数でより多くの銑鉄を生産することであり, 第2は製鋼・圧延の要求に沿った S の低い銑鉄を作ることにある. Indiana Harbor 工場は現在 8 基の高炉を持ち, 12,000 t/day の生産実績を上げているが, 将来選鉱した鉍石を大量に使用し 1970 年にはコークス比の低下 ( $1,350 \rightarrow 1,000$  lb/t), およびスラグ量の減少 ( $700 \rightarrow 350$  lb/t) により, 現在の高炉基数で 16,000 t/day の生産を

予定している. しかし低スラグ操業を実施する場合はスラグ成分, 性状および炉床熱管理がより困難となるのでこの対策を十分立てる必要がある.

低スラグ操業はスラグの塩基度, 特にボッシュ部でできるスラグの塩基度を上昇させ, 塩基度上昇に伴う粘性悪化を防止するためにドロマイトを投入させる必要がある. これは低スラグ操業になるほどボッシュ部でのスラグ塩基度がコークス灰分の変動の影響を受け易くなるためである.

鉍石の化学的組成 (特に  $\text{SiO}_2, \text{Al}_2\text{O}_3$  などの酸性成分), 物理的性状 (特に粒度) の変動はそれぞれスラグ成分および炉床熱を変える因子であり, 低スラグ操業の場合は特にこれが顕著となる.

例えば 800 lb/t スラグ量操業の場合でさえ, 鉍石中の酸性成分が 0.5% 変動すれば, 塩基度も相当変動 ( $0.05 \sim 0.06$ ) し, 粘性および脱硫能に大きな影響を与える. 鉍石の粒度範囲の影響も大きいので検討の結果 ①鉍石の粒度として  $+1/4$  in が 96% で, 最大サイズ 1 in とすること, ②ペレットは  $1/4$  in 以下の粉粒が 4% を超えないこと, という目標を立てた.

そして Lake 鉍石を性状の安定したペレットで置き換える操業を実施したところ, Si の変動は半減し, 低 Si 操業が可能となつた. ( $\bar{\text{Si}}: 1.07 \rightarrow 0.65, \sigma_{\text{Si}}: 0.27 \rightarrow 0.14$ )

このように低スラグ操業を行なう場合に最も重要なことは炉床熱を変動させる因子, すなわちコークス比に影響を与える因子である. 鉍石粒度および成分変動を管理することであり, 結局これが高炉操業管理につながるものとなる. (塩原勝明)

## 高炉およびコークス炉内部検査のための写真技術利用法 (E. P. MORGAN and R. L. STEPHENSON: Blast Furn. &amp; Steel Plant, 54 (1966) 6, p. 505~512)

写真技術は, 鉄鋼業において高炉羽口先酸化帯および製鋼圧延のプロセスの研究に利用され, 多くの成果をあげてきたが, 最近新しい応用法として, 高炉およびコークス炉内部の検査に用いて, 耐火物の割れや侵蝕度などの写真をとることによつて, 補修や改修に対する適切な計画を立て, 最も効果的な操業状態を保持することができるようになった. 熱風炉の内部の検査にはドームの最上部にある  $3\frac{1}{2}$  インチ径  $\times 4$  フィートの開閉口に  $120^\circ$  広角レンズをもつたステンレス製のボアスコープを差込みカメラを設置する. これは冷却の目的のため約 50 ガロン/min の水が循環する 2 重壁構造の水冷ジャケットで覆われていて, 炉内背圧の影響を防ぐため 20 psig の窒素でパージしている. これによって燃焼室および蓄熱室の格子レンガの詰まり状態などを観察できる. また高炉ストックラインの装入装置や炉壁保護装置の検査には, 厚さ 1 インチのファイバーグラス断熱材で作られた 2 重壁の箱の中に電子フラッシュと自動スプリング駆動カメラをはめ込み, 装入物を低下させた炉内に入れて, ストックラインのレンガ積み, ライニングや保護プレートの

破損状態を写真にとることができる。コークス炉内部の検査にも写真技術は非常に有効である。カメラは同様の断熱装置をもった25ミリ広角レンズを装備し60ポンドの重量である。フラッシュは100 watt-secで、f 6.5, 1/100 secで露出は十分であり、耐火レンガやモルタルの溶損状態を炉内に下したカメラによつて自由にとることができ、さらに一部を接写して拡大することもできる。これらの写真技術を用いた検査技術は炉の内部の熱やその他の条件に十分耐えられる装置の開発によつて、今後テレビカメラとの組み合わせなどにより急速に進展していくであろう。(佐野和夫)

### 高炉の羽口前でおこる諸過程について

(Helmut Wysocki and Ulf Pückeroff: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 13, p. 761~770)

立体高速度映画を用いて高炉の羽口前の運動過程の調査を行なった。撮影視野が3.5度に限定されたのでレースウェイの拡がりをすべて把握することはできなかったが、羽口前の運動過程の概観を得ることができた。レースウェイで運動しているコークスはその粒径と粒度構成によりレースウェイの拡がりに影響を与える。レースウェイでのコークスの平均運動速度は、粒径が40 mm以上では5m/secを越えないが、20~40 mmで10m/sec, 10~20 mmで20m/sec, 10 mm以下では30m/secに達する。コークス粒子の燃焼は、コークス粒子の表面の限られた層内で進行した。操業状態が変化したときの運動過程の変化も観察された。羽口送風エネルギーとレースウェイの大きさとの関係について述べられた。

さらに3個のガス採取管を有するゾンデを用いて、羽口先のガス組成の調査を行ない燃焼過程を調べた。燃焼帯においては、ガス組成は時間的に著しく変動するので統計的に処理される必要があつた。レースウェイにおける運動過程と燃焼過程との関係が示され、さらに送風中湿分の影響についても述べられた。高炉シャフト部に設置された測定装置によつてシャフトガスの温度および炭酸ガス濃度を測定することにより、羽口前の運動および燃焼過程と炉上部におけるガスの流通との間に明白な関係があることが示された。燃焼帯における酸素収支から羽口先ではすでに還元された装入物成分に対して、酸化過程が進行することが明らかにされた。(浜田尚夫)

## — 製 鋼 —

### 酸素吹精時における精錬反応の速度論

(F. OETERS: Arch. Eisenhüttenw., 37 (1966) 3, p. 209~219)

鉄鋼精錬時の温度はきわめて高温であるために、精錬反応の大部分は移行過程によつて律せられていると考えてよい。移行過程は大別して拡散流と対流にわけられるから、これら両者を加味した物質移動係数を求める必要がある。そのために著者らは反応界面近傍の対流状況を次の三つにわけ、化学工学的的手法によりそれぞれの場合の物質移動係数を導出した。

#### 1. 摩擦のない平行流の場合

$$\beta = D/l \cdot 1/\sqrt{\pi} \cdot \text{Re}^{1/2} \cdot \text{Sc}^{1/2}$$

#### 2. 定常流の場合

$$\beta = D/l \cdot 1/3 \cdot \text{Re}^{1/2} \text{Sc}^{1/3}$$

#### 3. 乱流の場合

$$\beta = 0.04D/l \text{Re}^{9/10} \text{Sc}^{1/3}$$

$\beta$ : 物質移動係数,  $l$ : 単位面積の反応界面での移行距離,  $\text{Re}$ : レイノルズ数,  $\text{Sc}$ : シュミット数

以上の結果と実験および観測データより、酸素吹精時のCO発生速度( $V_{\text{CO}}$ )と、他のスラグメタル反応との相関性を数式的に与えた。

$$\bar{\beta} = 0.0095D^{2/3} \cdot l^{-0.1} v^{-0.567} D_0^{-0.554} \cdot H_0^{-0.680} K_M^{0.554} V_{\text{CO}}^{0.704}$$

$v$ : Kinematische Viskosität ( $\text{cm}^2 \cdot \text{sec}^{-1}$ ),  $D_0$ : ノズル径,  $H_0$ : 酸素吹精によつて生ずる溶鋼表面のくぼみの深さ,  $K_M$ : 単位時間あたりの酸素とCO容積の比。

15 t 転炉における操業値についてこの式を検討した結果は十分満足すべきものであつた。次に  $A+B^{2+} \rightarrow A^{2+} + B$  なる交換反応のそれぞれの元素について速度式をたて移動係数を比較した結果メタル側の移行係数の方がスラグ側のそれよりも約15倍程大きいことがわかつたが、スラグメタル間での分配平衡濃度を考慮すれば実際にはメタル中に溶解した元素のスラグへの移行過程が律速段階になるだろう。

最後に平炉における脱炭反応について各過程ごとに論じ、あわせてCO気泡発生の状況について述べている。

(杉浦三朗)

### LP-Kaldo 両法を結合させた新しい酸素上吹転

炉 (H. SCHIRMER and G. URBAN: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 13, p. 771~782)

従来、多くの製鉄所は直立型転炉を用いたLD法あるいはKaldoの回転傾斜精錬法によつて操業を行なつてきた。最近この両者を一緒にした新しい酸素上吹転炉が設計された。本報告には、その転炉設備の特長、容器の形状、実際操業結果について詳しく述べられている。

容器の形状はLD法とKaldo法の間の中間の形であり、反応容積  $0.75 \text{ m}^3/\text{t}$  は両者に適用できる値である。この装置を用いると非常に沢山充填できるので、容器を垂直に立てた場合でも、斜めに傾けた場合でも、酸素と溶鉄との反応は十分に進行する。

溶解作業はLD法あるいはKaldo法単独の場合、または両方法を一緒に用いた場合といずれでも行なえるようにしてあり、酸素吹込装置、造滓剤添加装置、廃ガス冷却設備、除塵装置などが備わっている。

寸法の一例として、35 t LD-Kaldo 転炉をあげると、全体の高さ11,760 mm, 炉体高さ6,834 mm, 外径4,200 mm, 内径2,740 mm, 内容積  $26 \text{ m}^3$ , 重量62 tである。

予備実験をいろいろ行なつた結果、この方法の利点として、a) トーマス鉄から高純度の軟鋼を製造できること、b) Kaldo法の特長を広く利用、適応することによつて、燐含有量の少ない健全な軟鋼を得られることがわかつた。(渡辺靖夫)

### 低炭素鋼の脱酸時におけるアルミナ粒子の浮揚機構

(G. C. DUDERSTADT and R. D. WELLER: J. Metals, 18 (1966) 6, p. 714~718)

深絞り用低炭素アルミキルド鋼板の製造にあたり、凝固時に酸化物介在物が凝集すると板の表面疵の発生原因となる。シリカなどに比較するとアルミナ系介在物粒子は浮揚性が良い。これはアルミナ粒子の表面張力が大きい

く、溶鋼とのぬれ性がよいためであると考えられる。しかし、しばしば凝固時に微細なアルミナ粒子が凝集して鋼中に介在物の集中した区域を生ずることが報告されている。

本研究においては、350 t 取鍋を用いて非金属介在物の浮揚性および炉中酸素量、出鋼温度、保持時間、脱酸剤の量などが鋼中の酸素量と介在物の分布におよぼす影響を調べている。出鋼から凝固までの反応機構を検討するために、1) 炉中、2) 1/3出鋼した時の取鍋中、3) アルミ添加直後、4) 出鋼終了後、5) 8~12 min 取鍋中保持の5回試料採取を行なっている。その結果、炉中においても注入時においても、インゴットの最終酸素量に影響をおよぼすほどの酸素が大気から入らないことが認められた。アルミニウムを添加すると酸素量は急激に減少し、出鋼終了時には0.013~0.025% O<sub>2</sub> となつている。析出したアルミナ粒子は急速に浮上しはじめるが、出鋼および注入時の湯の乱れによつてかなりの量が鋼塊中に入ることがわかつた。

インゴットの断面についてアルミナ粒子の凝集を調べたところ、本実験に用いた 27×52 in の上端の広いホットトップインゴットの場合には、かなりよく浮揚上昇しておりほとんど問題にならなかつた。しかしインゴットによつては周縁部に特に介在物濃度の高いものがみられた。出鋼温度、時間の変化は鋼中酸素量および介在物の分布にほとんど影響はなかつた。(渡辺靖夫)

## — 鑄 造 —

### 小型断面キルド鋼の連続鑄造試験

(V. F. H. MEYER and W. ENGELMANN: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 9, p. 525~532)

高さ 42 m の垂直型 3 連式連続鑄造機ならびに 22 t 電気炉 2 基を 1962 年設置し、現在までに 7,500 回以上の溶解が行なわれた。使用鑄型は銅製で、内面に約 0.03 mm のクロムメッキをほどこし、断面が四角形、八角形、円形で大きさの異なる 13 種類のものである。鑄型内の液面の調節は Co<sup>60</sup> を使用し自動的に行なわれた。液面の酸化防止および鑄型とピレット間の潤滑剤として、液体の場合はナタネ油を使用した。ナタネ油は燃えて液面の酸化を防止し、その残りは鑄型とピレット間の潤滑剤となる。固体として、鑄込み粉末 (訳者註: Gie Bpulver, 成分など不明) を使用した。液面の保護は完全であり、潤滑性はナタネ油よりも明らかにすぐれていた。すなわち、ピレットの表面の性質は圧延された半製品に近いものであり、鑄型のクロムメッキ壁の消耗も減少した。一方、鑄型とピレット間に粘着した薄い粉末の層は鑄型の冷却効果を減少させるが、このことは鑄込み速度を減少させる結果となる。しかし、鑄込み速度が減少しても、すぐれたピレットの表面が得られるので、固体潤滑剤の使用は本質的な改良となる。連続鑄造でつくられたピレットの中心部に収縮孔が生じるが、後続の工程において圧着しうる程度のものである。ピレットに生ずる欠陥は、表面欠陥、ピレットの変形、内部欠陥の 3 つにわけられる。表面欠陥はしわと表面割れが主なもので、しわは鑄型の上下往復運動の距離およびその往復回数、使用された鋼材の組成によつて左右され、表面割れは鑄

型の隅角部における液面の高さの不均一に帰因する。ピレットの変形は鑄型内の不均一な冷却によるもので、湯の鑄込みは正確に鑄型の中心で行なうべきで、これは、とくに小さいピレットの製造の場合、必要である。また鑄型の厚さおよびクロムメッキ層の厚さも均一でなければならない。内部欠陥の主なものは中心部に生ずる収縮孔および内部割れである。内部割れには外来的なものと同様の内生的介在物が関係しており、前者は表面から 10 mm 程度のところ、後者はかなり深いところに分布しており、条件の悪いときは、かなり大きなものがみられた。

(渡辺俊六)

## — 加 工 —

### 13/16 in 径の棒に圧延した 2, 3 の適用鋼の機械的性質におよぼす仕上圧延温度の影響

(R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 204 (1966) 6, p. 615~622)

フェライト+パーライト鋼の機械的性質におよぼす熱間圧延仕上温度の影響を研究した。試料として、0.24% C, 1.69% Mn を含む Si キルド鋼, 0.13% C, 1.54% Mn のパラソド鋼, および 0.2% C, 1.33% Mn の 0.03% Nb 処理鋼の 3 種類を用い、1,250°C で初めての 2 鋼種は 15 min, Nb 処理鋼は 1 hr ソーキングした。異なる仕上温度を得るためにはピレットの寸法を変化させた。仕上温度は、1,050°C から 750°C まで 50°C おきにとり、20.6 mm 径の丸棒に圧延して空冷した。その冷却速度は 850°C~500°C の間で約 100°C/min であつた。これらの試料の顕微鏡組織、引張および衝撃試験を行ない、次のような結果を得た。

Si キルド鋼: 引張強さは仕上温度 1,050°C~950°C で平均 65.0 kg/mm<sup>2</sup>, 900°C~800°C で 60.6 kg/mm<sup>2</sup> に低下したが、750°C で 66.2 kg/mm<sup>2</sup> に増加した。降伏強さまたは 0.2% 耐力 (950°C 以上では降伏点を示さなかつた) は、1,050°C~900°C では 37.8~38.6 kg/mm<sup>2</sup> であつたが、それ以下の温度で次第に増加し、750°C で 41.7 kg/mm<sup>2</sup> となつた。40ft-lb (4.5 kg-m) 遷移温度は 1,050°C の +50°C から 800°C の -15°C に低下したが、750°C で上昇した。

C-Mn 鋼: 引張強さはほとんど変化しなかつたが、降伏強さと靱性に大きな影響が認められ、1,100°C における降伏強さ 29.9 kg/mm<sup>2</sup>, 遷移温度 -10°C から 775°C における 39.4 kg/mm<sup>2</sup>, -80°C にまで改善された。フェライト結晶粒の微細化は、850°C 以下で顕著であり、865°C で 12.5 μ であつたものが、765°C で 7.5 μ になつた。

Nb 処理鋼: 前と同じように引張強さはあまり変化しなかつたが、降伏強さは 1,050°C の 39.4 kg/mm<sup>2</sup> から 800°C~850°C の 46.4 kg/mm<sup>2</sup> に増加し、さらに低い温度になるとわずかに低下した。遷移温度は 1,000°C の 0°C から 800°C の -55°C に低下したが、それ以下の温度ではわずかに上昇した。

以上を総括して、それぞれの最適仕上温度により、C-Mn 鋼では降伏強さ 39.4 kg/mm<sup>2</sup>, 40ft-lb (4.5 kg-m), 遷移温度 -40°C, Si キルド鋼で 39.8 kg/mm<sup>2</sup>, -15°C, Nb 処理鋼で 46.4 kg/mm<sup>2</sup>, -60°C が得ら

れた。仕上温度に対する強さと靱性の関係をみると結晶粒度と密接な関係があることがわかり、3鋼種間の性質の相違は摩擦応力、パーライト体積率、化学組成によって完全に説明されることが示された。(青木孝夫)

**厚さ 0.5mm 以下の冷延コイルの硬度の磁氣的測定の研究** (Hermann-J. KOPINECK, et al.: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 12, p. 720~725)

冷延コイル全体にわたって均一な機械的性質を得るために、その連続的な非破壊検査法が要求される。この検査法としては抗磁力が鋼中の析出物や介在物の量と比例関係にあり、しかもこの量はおもな機械的性質である硬度と密接な関係があるので、抗磁力による硬度測定の可能性がある。しかし抗磁力測定は難しいので、抗磁力と残留磁化の間には履歴曲線に見られるような関係があることから、実際には測定の容易な残留磁化を用いることにした。この場合磁場の強さが大きいほど材質の変化が残留磁化の変化に現れにくくなるので、薄板では履歴現象の起り始める 0.5A/cm 位の磁場の強さが適当である。

この測定条件で連続硬度測定の基礎として、材料の製造条件や性質の残留磁化におよぼす影響を調べるため、熱間圧延時の仕上温度 (806~883°C)、捲取温度 (540~717°C)、硬度 (ロックウェルス-パフィシャル 30T 49.6~56.9)、化学組成 C (0.02~0.06%), S (0.014~0.048), P (0.009~0.025)、結晶粒の大きさ (0.008~0.016 mm)、板厚 (0.225~0.365 mm)、スキンパス圧下率 (1.00~1.30%) のような範囲にある多数の材料について残留磁化を測定し、その結果を数学的に解析して、炭素量、結晶粒、熱間圧延時のコイルの捲取温度が残留磁化に大きく影響することが分つた。すなわち炭素量が増すと残留磁化は減少し、結晶粒が大きく、捲取温度が高くなると残留磁化は増加する。この3つの因子について残留磁化との相関は次の式で表わされる。

残留磁化 (G) =  $-30.5 - 119.1 \times (C\%) + 0.0582$

$\times$  (捲取温 °C) +  $2306 \times$  (結晶粒の大きさ, mm)

しかし本来の目的の硬度と残留磁化の間には明確な関係が見られなかつたので、さらに磁気におよぼす個々の要因を単独に調べる必要がある。(小池一幸)

**フェライト⇌オーステナイト変態中における鋼の超塑性** (D. OELSCHLAGEL and V. WEISS: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966) 2, p. 143~154)

金属が相変態をしているときに変形を加えると特異な塑性挙動を示すことはよく知られており、これは相変態のみに限らず組織が再構成されるときにもみられる。これらのとき一般に金属は超塑性を示す。超塑性状態における特別な性質とは 1) 塑性変形抵抗が小さいこと、2) 破断することなく大きな変形に耐えうること、である。

著者らは3種類の炭素鋼 (AISI 1018, 1045, 1095) と軸受鋼 (AISI 52100) を用い、フェライト+カーバイド⇌オーステナイト相変態中における変形の効果について調べた。

実験は、いずれの鋼種についても、一定の荷重をかけ誘導加熱により温度を 538°C から 816°C のあいだで周期的 (周期約 1 min) に変化させ、そのときの伸びを差動トランスにより検出し、温度の変化とともに連続的に測定した。

温度サイクルの昇温時に Ac<sub>1</sub>, Ac<sub>3</sub> 変態が、降温時に Ar<sub>3</sub>, Ar<sub>1</sub> 変態が起り、そのとき温度-時間曲線と伸び-時間曲線は同じ変化を示すが、昇温時の伸びが降温時の収縮より大きいため、温度サイクルごとに塑性変形を生ずる。そして温度サイクルあたりの塑性変形量は 17.5 kg/mm<sup>2</sup> に至るまで負荷応力の増加に対して直線的に増加する。

温度サイクルの最低あるいは最高温度を変化させて伸びを測定すると、温度サイクルがフェライト領域内あるいはオーステナイト領域内だけで行なわれるときはほとんど塑性変形が起こらず、このことより変形はもつぱら相変態が起こることによるものといえる。

温度サイクルによる伸びの増加速度は同一荷重、同一温度領域における恒温クリープ速度より数倍も大きく、また破断に至るまでの伸びはきわめて大きく 500% からそれ以上にも達する。

この超塑性状態では負荷応力と歪速度は正比例しており、粘性流体と同じ挙動を示すが、その機構は不明であり、粉界クリープ、体積拡散クリープなどの解釈もある。

(田頭 扶)

## 一 性 質

### クロム拡散被覆層における2次拡散について

(I. A. MENZIES and D. MORTIMER: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204, (1966) 6, p. 599~606)

Cr 拡散処理鋼板における Cr の2次拡散について、金属組織、化学分析およびX線マイクロアナライザーを用いて実験を行なつた。

原材料は C 0.03% のアームコ鉄および C 0.08% の軟鋼板に Cr 拡散処理被覆をおこなつたもので、被覆厚みはそれぞれ 25~28μ と 38μ であり、大きさ 1cm × 1.3cm、厚さ 0.7~1.0mm の試片として使用した。2次拡散実験装置は、ニクロム線加熱の縦型炉で、Ar ガスを通した石英管中の加熱帯に、白金ルツボに入れた試片を入れて加熱する。酸化を行なわせる場合には、石英スプリング熱天秤を使用した。

900°C ~ 1050°C における2次拡散の場合、拡散過程で二つの段階が生ずる。第1段階では Cr 被覆厚さが拡散時間の経過とともに速やかに増加し、同時に被覆層の平均 Cr 量は急速に減少し、Cr 23% から 14% 程度となる。第2段階では、Cr 被覆層の厚みの減少が起こり、被覆層の平均 Cr 量は 13~14% のほぼ一定値を保つ。この時期にはコア部の Cr 含有量の増加が同時におこる。拡散の第1段階における拡散恒数は 950°C と 1050°C で  $33 \times 10^{-12}$  と  $88 \times 10^{-12}$  cm<sup>2</sup>/sec であり、第2段階の拡散恒数は上記の値よりも小さく約 1/10 になる。また第2段階における拡散速度は被覆層の酸化による影響をうけない。これは表面酸化層とコア部のオーステナイト層の間に十分なフェライト層があるためである。

700°C と 825°C では被覆層とコア部はともにフェライトであり、時間とともに被覆層の厚みは増加し、平均 Cr 含有量は減少する。これらの温度における拡散恒数は  $1 \times 10^{-11}$  と  $4 \times 10^{-11}$  cm<sup>2</sup>/sec である。825°C における拡散速度は 900°C における第2段階での拡散速度

よりも約50倍大きい。このことはフェライト中でのCr拡散速度が、より高い温度におけるオーステナイト中へのCrの浸透速度よりも大きいことを示すものである。

(近藤嘉一)

#### ベイナイト反応の運動論

(Jack BARFORD: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 204 (1966) 6, p. 609~614)

ベイナイト反応は数多くの鋼種について研究がなされているが、炭素の拡散がこの反応速度を支配するという最も一般的なモデルでは説明困難ないくつかの観察結果が運動論的研究から明らかとなった。この研究は、高純度のFe-C-Mn合金の300~330°Cにおけるベイナイト反応の活性化エネルギー、TTT図の下部ノーズ、および顕微鏡組織変化を研究し、 $\alpha/\gamma$ 界面移動度に基づく新しいモデルを提出したものである。

試料として、C 0.81~1.42%, Mn 1.00~2.73%の4種の合金を用いた。恒温ベイナイト生成速度は、オーステナイト温度からガス焼入された0.01 in (0.25 mm)径の針金の電気抵抗を連続的に測定することによつて求めた。試料はすべて1100°Cで5 min, ASTM粒度6となるようにオーステナイト化された。TTT図、活性化エネルギーのデータからつぎのような結論が導かれた。

(1) 低合金鋼では、ベイナイト温度範囲で2つの基本的に異なる機構が存在し、それぞれTTT図で明らかなC曲線挙動を示す。(2) 下ベイナイト生成における重要な段階は、 $\alpha/\gamma$ 界面の伝播である。炭化物の析出は2次的反応である。(3) 上ベイナイトには2つの変種がある。下ベイナイトの直上の温度範囲では、下ベイナイトと同じように $\alpha/\gamma$ 界面の移動が重要な段階であるが、この界面は下ベイナイトのものとは異なる性質のものである。炭化物の析出はここでも2次的な反応である。比較的高温における律速段階は、反応機構の基本的な変化なしに炭素の拡散へと変わるであろう。(4) 核生成プロセスは両方の温度範囲で同じように働く。(5) C 1.42%, Mn 2.73%を含む高合金鋼は、低合金鋼とは異なつた運動論的挙動を示したが、これは適用された解析方法によるものであつて、おそらく機構は基本的には同じであると考えられる。

(青木孝夫)

#### NbとVを含む焼入・焼もどした低炭素鋼

(J. J. IRANI, et al.: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 204, (1966) 7, p. 702~710)

焼入・焼もどした構造用鋼の研究は、これまで主として、Cが0.13~0.40%のものに限られていたので、Nb (0.024~0.135%) または V (0.046~0.14%) を含む低炭素構造用鋼 (C<0.08%, Mn約1.5%) の焼入状態および焼入・焼もどし状態の性質を研究した。真空溶解した22.7 kgの鋼塊を20.6 mm径棒に圧延したが、加熱温度1,250°C、圧延終了温度950°Cに制御しただけに流水中に焼入れするか、または空冷した。また圧延終了温度を1,050°Cまでのより高い温度に変えた実験も行なつた。また300~650°C×1hrの焼もどしを行ない、主として硬さ測定、一部の試料については引張りおよび衝撃試験、および光学、電子顕微鏡観察を行なつた。

950°Cの圧延終了温度から水冷した試料は、空冷材と

比較して、強度は高く、引張強さに対する0.2%耐力の比は低く、衝撃遷移温度は低かつた。焼入組織はacicular フェライトで、かなり高い転位密度を有する。より高い圧延終了温度から焼入れた場合は、転位密度が非常に高いベイナイト組織であつた。冷却後、焼もどしすると転位上に特殊炭窒化物が析出し、550~600°Cの温度範囲ですべて2次硬化した。一般的に言えば、強度の改善は衝撃遷移温度の低下をともなつた。このことは特にV-N鋼で明瞭であつた。

CとNの侵入型元素が高い場合は、焼入強さが高く、置換型のNbまたはVが高い場合は、2次硬化が著しかつた。炭化物生成元素でない置換型元素(Mn, SiとNi)は主に固溶体強化の効果を示したが、この効果は焼もどし処理を行なつても保たれたCrはピーク硬さを増加し、遷移温度を上昇した。この効果はおそらく特殊炭窒化物の析出の体積率の増加によると考えられる。

(金尾正雄)

#### セメンタイトおよびその他の相の熱膨張

(H. STUART and N. RIDLEY: Iron & Steel Inst. (U.K.), 207 (1966) 7, p. 711~717)

共析鋼、過共析鋼、Fe-Cr-C鋼、タービン軸用鋼および純鉄のセメンタイト、 $M_{23}C_6$ 型炭化物、フェライト、オーステナイト相の格子定数と熱膨脹係数を、高温X線粉末法を用いて室温から700°C附近までの間にわたつて測定した。

パーライト中のセメンタイトの膨脹係数は3結晶軸方向ともに温度の増加にしたがつて大きくなり、その挙動はFe-C合金から電解抽出されたセメンタイトのそれと同一であつた。このことは室温から約700°Cの間では、セメンタイトの組成は変化しないことを示している。3種の炭化物の膨脹係数のうちでタービン軸用鋼中の $M_{23}C_6$  (Cr 12.6%, Mo 14.6%, V 5.8%) が最大で、次がFe-Cr-C鋼中の $M_{23}C_6$  (Cr 65.7%) で、セメンタイトが一番小さかつた。この結果は加熱回転時のタービン軸の曲り発生原因に対するBARKERとJONESの見解を支持しない。フェライトとセメンタイトの熱膨脹係数の差のために生ずる微小応力を、共析鋼を700°Cから20°Cに冷却した場合について計算してみた。その値はパーライト組織の場合はフェライト7470 lb/in<sup>2</sup>、セメンタイト-54610 lb/in<sup>2</sup>で、球状セメンタイト組織の場合はフェライト62950 lb/in<sup>2</sup>、セメンタイト-14560 lb/in<sup>2</sup>であつた。

0.81%Cを含むオーステナイトの格子定数は純鉄オーステナイトのそれよりも大きい。両者の膨脹係数はほとんど変わらない。727°Cにおけるセメンタイトの分子容をHILLIARDの理論式に代入することによつて、この温度でセメンタイトと平衡しているオーステナイト組成の圧力による変化率を計算して $-8.9 \times 10^{-3} \text{Kb}^{-1}$ を得たが、実験値 $-5.9 \times 10^{-3} \text{Kb}^{-1}$ とは若干の差がある。またDARKENとFISHERによつて提案されたオーステナイトとパーライト中のフェライト、セメンタイト間の方位関係に本実験の格子定数の測定値を適用することにより、オーステナイト $\rightarrow$ パーライト変態にともなうデイレクション変化の正確な計算を行なつた。(渡辺忠雄)

### 変形した 3% Si 多結晶鉄における転位配列

(D. GRIFFITHS and J. N. RILEY: Acta Met., 14 (1966), 6, p. 755~773)

塑性変形した金属結晶中の転位組織の解明はその金属の加工硬化の機構を理解するために重要である。本研究では 2.9~3.3% の Si を含む多結晶鉄 (0.005% C) を用い、焼鈍した 0.004 in 厚の板を素材として 2~94% の冷間圧延をしてから薄膜の直接観察と引張試験を行なつて転位組織と流動応力を調べた。

焼鈍した素材の転位密度は  $10^7/cm^2$  以下で、2% 変形後の転位分布は均一であるが、5% でセル組織が現われ、変形量の増加とともにこの組織は一層明瞭になる。平均セルサイズは変形量の増加とともに  $0.39\mu$  から  $0.17\mu$  まで減少する。セルを隔てている転位のクラスターは 3次元のネットワークをつくつていくように思われる。75% 以上の変形を行なうと通常のセル組織とともにサブグレインが現われる。これはセルよりも転位密度が低く、粒界が鋭く、その形や大きさは一次再結晶の初期に現われるサブグレインに類似している。転位の多くは彎曲していた。2% 変形後の転位の最少曲率半径 (約  $1000\text{\AA}$ ) から STROH の式を用いて算出した転位を動かすのに要する応力 (約  $10\text{ kg/mm}^2$ ) は、引張試験によつて得た流動応力とよく一致していた。変形による同一粒内の方位のずれを制限視野回折像によつて調べた結果、50% 以下の変形ではわずかであるが、94% 変形後は最大  $40^\circ$  に達した。写真の注意深い観察によつて交叉転位の合成が認められた。転位密度は  $0.4 \times 10^{10}/cm^2$  (2% 変形) ~  $14.8 \times 10^{10}/cm^2$  (75% 変形) であつた。セル壁とセル中の転位密度の比は約 5 で、加工度とともにやや減少する。また転位密度と流動応力の測定値は  $\tau = \tau_0 + B G b N^{1/2}$  の関係を満足した。明瞭な積層欠陥が観察されたが、これは  $\{112\}$  面上にあつて、そのエネルギーは約  $40\text{ erg/cm}^2$  であつて純鉄の値よりもはるかに小さい。このエネルギーの低下は Si の添加によつて鉄の変形機構が変化することを示している。すべての変形量にわたつて転位のループが観察された。その直径の大部分は約  $1250\text{\AA}$  であつて  $\langle 112 \rangle$  方向に伸びていた。(斧田一郎)

### 鉄の粒界脆性 (C. J. McMAHON: Acta Met., 14 (1966) 7, p. 839~845)

微量の C を含む純鉄の低温での劈開開始の支配的機構は粒界の炭化物の亀裂による。しかし  $700^\circ\text{C}$  から焼入した試料は粒界破壊 (IG) するに対し、徐冷した試料は粒内破壊 (TG) することもわかっている。そこでこの研究ではフェライト粒界の密着強さにおよぼす C の影響を熱処理によつて C の分布をかえることによつて調べることとした。

試料は真空溶解した Ferrovac-E で C, O はそれぞれ 0.005%, 0.0020% である。  $925^\circ\text{C} \times 4\text{hr}$  徐冷によつて粒径を  $0.19 \sim 0.22\text{ mm}$  としたのち、  $705^\circ\text{C}$  に再加熱し、次にこれを (i) 塩水—アセトン—液体窒素の順に焼入れ、(ii)  $705^\circ\text{C}$  から  $636 \sim 320^\circ\text{C}$  の 9 水準の温度まで徐冷して 15 min 保持後 (i) と同様の焼入れを行なつた。試料を  $-196^\circ\text{C}$  でインストロン試験機で引張つて、破断応力と伸びを求め、破面を観察した。

その結果  $705^\circ\text{C}$  からの焼入れ機は脆性破断し、粒界破

壊面を示した。焼入温度の低下とともに破断応力、伸びとともに回復し、  $483^\circ\text{C}$  では最高値を示した。この温度以上では炭化物がみられず、以下の温度では析出する。  $705^\circ\text{C}$  から  $480^\circ\text{C}$  付近まで IG 率は低下し、TG 率が增加する。2000 粒中の微小亀裂について調べたところ、  $705^\circ\text{C}$  から焼入温度の低下とともに IG 亀裂の数が増加し、  $570^\circ\text{C}$  にピークがあり、ふたたび減少して  $480^\circ\text{C}$  付近で TG 亀裂に遷移する。  $483^\circ\text{C}$  以下では粒界炭化物が析出して強度、延性がふたたび低下する。一方  $800^\circ\text{C}$  から焼入れた場合は  $705^\circ\text{C}$  と同様に脆性を示した。脆化現象の可逆性を調べるため、3種の熱処理を行なつて本質的に可逆であることを知つた。以上の現象は約  $700^\circ\text{C}$  以上からの焼入れで C は比較的均一に分布し、粒界に C が不足するため、粒界が弱くなることを示している。その原因として C が粒界に偏析すると、本来弱い粒界面が強化されること、すなわち粒界の Fe-O 複合体を分解して O の悪影響を相殺すること、あるいは過剰の C は粒界で強力な Fe-C 複合体を生成することが考えられる。粒界に偏析した元素が本質的に強化効果を持っているのか、あるいは粒界を弱める他の不純物を完全に吸収することによつて強化作用をもつのかを決定するのは今後の重要な課題である。(斧田一郎)

### 15% Ni マレージング鋼の変態と析出についての研究 (K. DETERT: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966) 2, p. 262~276)

15.6% Ni, 7.25% Co, 4.36% Mo, 0.69% Ti および 0.52% Al を含むマレージング鋼について、変態温度、時効時の機械的性質、磁氣的性質の変化、微細組織と諸性質との関係を調べた。供試材は 22 mm 厚の商用鋼板を  $1,000^\circ\text{C} \times 1/2\text{hr}$  熱処理後 4 mm まで冷間圧延したものである。電気抵抗測定用には、中間焼鈍後さらに約 80% の冷間圧延を行なつた。試験としては、硬さ測定、引張り、高温引張試験、光学、透過電顕観察、磁性測定などを行なつた。実験結果を総括すると次の通りである。

15 Ni マレージング鋼は強磁性強力鋼で、降伏強さは  $200\text{ kg/mm}^2$  を越す。適当に熱処理すると保磁力は 20 Oe 以下である。時効挙動は 18% Ni マレージング鋼に非常に似ている。時効温度が低いと高強度と低い保磁力の組合せが得られた。溶体化温度が高いと時効速度が遅くなり、かつ高強度と低い保磁力が得られた。溶体化処理後冷間加工すると時効強さを改善した。機械的性質のみを考えると使用温度は  $500 \sim 550^\circ\text{C}$  までであるが、磁性特に保磁力を考えると  $400 \sim 450^\circ\text{C}$  に限られる。

この鋼の高い強度はマルテンサイト地に細かく分散した粒子 (おそらく六方晶の  $\text{Ni}_3\text{Mo}$  と  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ) が析出するためであろう。それゆえ強度は析出物の体積率 (約 5%) 粒子間距離 (約  $200 \sim 300\text{\AA}$ ) と粒子の強さ (約  $10^8\text{ kg/mm}^2$  のせん断強さ) により決定される。この鋼が長い靱性を有するのは、普通マルテンサイト炭素鋼中に存在する、応力集中が発達しうる場所がないことによるものと考えられる。これは多分時効により、炭素のない延性のあるマルテンサイトがさらに焼もどしされることと特に結晶粒界や介在物の近くに微細なオーステナイトを生ずる高 Ni 含有量のためと考えられる。coercivity は

主に、存在するオーステナイトに支配される。使用温度は、マトリックスがオーステナイトにもどるかどうかの安定性により制限される。(金尾正雄)

### —合 金—

#### 2種の低合金鋼の焼鈍における4段階変化

(P. WILKES and H. J. BRAY: Iron & Steel, 39 (1966) 7, p. 308~311)

Cr-Mo-V系低合金鋼の焼鈍においては微細なVカーバイドが析出し、優れたクリープ性の原因となつている。本実験では(a) 1%Cr-Mo-V(0.2%C)、(b) 1%Mn, 1% Cr-Mo-V(0.2%C)の2種の合金鋼に関し、550~700°Cの温度範囲で25°C間隔で等温的に焼鈍し時間と電気抵抗値および硬度の変化を測定して各変態段階におけるカーバイド析出の活性化エネルギーを求めている。同時に電子顕微鏡写真と電子解析によつてカーバイドの組成を確かめた。実験に使用した試片は0.5×12cmの丸棒で1000°C 1Hの溶体化処理した後油焼入したもので±5°Cに温度制御ができる真空炉中で種々の直流電流が流されるよう両端に長さ10inの細いリードワイヤーが溶接されている。この測定のための電気回路の精度は0.1μΩ/cmである。実験の結果は1%Cr-Mo-V鋼では抵抗-時間曲線に2つのピークが現われた。温度による抵抗の変化は700°Cで6hr時効した試料を標準としてそれと比較することによつて求められた。そしてこれらの状態に到達する時間と温度の関係から各段階における炭化物の活性化エネルギーを求めると第1ピークでは54,000 cal/g. mol, 第2ピークでは74,000 cal/g. molであつた。1%Mn-Cr-Mo-V鋼ではより大きな一つのピークが現われその活性化エネルギーは172,000 cal/g. molであつた。焼鈍時間に対する硬度の曲線も抵抗値曲線と同様の形状を示すがあまり明確ではない。電子顕微鏡による観察結果は1%Cr-Mo-V鋼では第1ピークの前およびピーク時では大きな分解セメントライトが存在し地は針状または糸状の微細な析出物より構成され第2のピークまで次第に析出が進行する。この段階におけるカーバイドは典型的なCr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>の様相を呈している。第1のピークと第2のピークの間で新しい析出が始まり24hr後には小さい板状の析出物に発達し一方粗いセメントライトは次第に分解する。1%Mn-Cr-Mo-V鋼では地の量がより少なくその他の状況は1%Cr-Mo-V鋼と同様である。電子回折の結果最終的なmatrix中の主なカーバイドはV<sub>4</sub>C<sub>3</sub>であることがわかつた。

(桐林武彦)

### —分 析—

#### 原子吸光分析法による低合金鋼中のクロムの定量

(L. BARNES, et al.: Anal. Chem., 38 (1966) 8, p. 1083~1085)

試料1gをHNO<sub>3</sub> 1, HCl 4の混酸15mlで静かに加熱分解する。分解後冷却し、あらかじめNH<sub>4</sub>Cl 2gを入れてある100mlメスフラスコに、濾紙を用いて濾過しながら移し入れる。温水で洗浄後冷却し、水を標線まで加える。この溶液の3579Åにおける吸光度を測定する。

測定条件はスリット巾0.05mm, 電流値10mA, 空

気流量13.6l/min, アセチレン流量2.0l/minである。バーナーは長さ10cmの薄片状の噴出孔を持つものを用いた。

この方法はCr含有量0.002~0.15%範囲の試料に適用する。Cr量の高いときは適当にうすめる。ただし、この場合はNH<sub>4</sub>Clの添加量を1%とする。

本法におけるFe, 酸, および合金元素の影響はTable 1に示すごとくであるが、その他、Wが存在すると低値を得る。Wの沈殿にCrが吸着されるためと思われる。

この方法の利点は、感度が大であることと、試料と組成の近い標準試料を必要としないことである。検量線は2%のNH<sub>4</sub>Clを含んだ含量既知のCr溶液について作製する。

Table 1. Fe, 酸合金元素の影響

Cr 添加量 (p.p.m.)	Fe 添加量 (g/100 ml)	Mo, Mn, Ni 添加 量 (各 p.p.m.)	混 酸 使用量 (ml/ 100 ml)	吸光度(3579 Å)	
				NH <sub>4</sub> Cl 1g/100 ml	2g/100 ml
4	0.0	0	0.0	0.218	0.220
	0.1	50	1.5	0.218	0.213
	1.0	100	15.0	0.213	0.220
8	0.0	0	0.0	0.415	0.415
	0.1	50	1.5	0.413	0.409
	1.0	100	15.0	0.409	0.415
12	0.0	0	0	0.590	0.590
	0.1	50	1.5	0.598	0.577
	1.0	100	15.0	0.573	0.585
16	0.0	0	0	0.757	0.744
	0.1	50	1.5	0.751	0.735
	1.0	100	15.0	0.727	0.745

(若松茂雄)

### —そ の 他—

#### オーステナイト系Cr-Ni鋼中の酸化物介在物の抽出および抽出難易性について

(Anton MORE: Arch. Eisenhüttenw., 37 (1966) 6, p. 473~481)

Cr-Ni および Cr系ステンレス鋼中の酸化物介在物の抽出および抽出物について若干の考察を行なつた。実験結果を要約すると以下のようなものである。

介在物の抽出には、新方式の電解槽を用い希塩酸を含む溶液を電解液とした。また抽出物中の炭化物の除去は希硝酸および塩素酸カリウム溶液で行なつた。この方法によれば化学的に安定な酸化物介在物は抽出可能であつた。主成分としてCr-酸化物Al-や酸化物を含む介在物の場合あるいはMn, Si脱酸したCr-Ni鋼中のシリケート介在物の抽出の場合、抽出物の分析値から計算した酸素量と真空溶融法で得た酸素量とは良く一致する。しかしZr酸化物に富む介在物が存在する場合には、介在物が安定なために溶融法による酸素量は抽出物分析から計算した値よりも低くなる。

Tiを含む18Cr-8Ni鋼に見られる介在物はTi含有量とともに変化している。0.03%Tiを含むCr-Ni鋼中の介在物は主として、Mn-クロマイトおよびTi-酸化物に富む不均質な球形介在物であり、Ti含有量0.04%

Cr-Ni 鋼では、多量の Ti-酸化物と少量の Mn-クロマイトが見られた。また Ti 0.05% を含む Cr-Ni 鋼では約 11% の TiN の他に球形の  $Ti_3O_5$ -固溶体が見られた。0.06% Ti の場合には、特異な形の  $Ti_3O_5$  および TiN-固溶体が主要相であり、TiN は抽出物量の約 21% を占めている。0.09%Ti を含む Cr-Ni 鋼からは TiN-固溶体の他に  $Ti_3O_5$  を含む介在物が抽出された。この TiN は抽出物の約 43% に達している。Ti 含有量のさらに高い (0.3~0.4%) Cr-Ni 鋼では Ti-炭化物および多分 Ti-モノオキサイドをも含む TiN-固溶体が主なものであるこの場合には抽出物の約56~67%が TiN である。Al-酸化物もこの種の大部分の鋼に見られた。このように Ti 含有量の高い鋼の酸素量は溶融法では正確に知ることはできない。以上のことから、Ti 含有量の高い鋼の清浄度を知るには酸素量だけでなく TiN-固溶体をも知る必要があることがわかる。(斎藤鉄哉)

#### 金属工業の生産工程におけるコンピューターシステムについて

(J. S. ROHN: Iron & Steel, 39 (1966) 6, p. 251~255)

1958年よりコンピューターが生産工程の制御に使われ始めたが、金属工業は初期の発展段階においてパイオニアであった。金属工業に始めて設置されたのは1959年、Young-Stoun Sheet & Tube Co, のインディアナ、ハーバー工場の焼結作業の計算制御用の GE 317 である。現

在では下表に示すごとくコンピューターシステムを採用している所が多く、今後も生産工程の制御用には増加をたどるであろう。

適用種類	設置台数と設置場所				
	英国	西ヨーロッパ	アメリカ	その他の国	合計
A—鉍石処理	0	0	3	0	3
B—コークス炉	0	0	5	0	5
C—焼結炉	0	2	1	1	4
D—高炉	0	6	3	3	12
E—酸素転炉	3	5	20	6	34
F—電気炉	1	0	7	1	9
G—その他の製鋼炉	0	0	1	0	1
H—分光分析	1	2	3	2	8
I—均熱炉	2	1	0	0	3
J—リバーサル圧延	1	4	12	1	18
K—ストリップミル	3	4	18	2	27
L—冷間圧延	2	1	9	0	12
M—焼鈍	0	0	1	0	1
N—メッキ	3	0	8	1	12
O—剪断工程	4	1	0	2	7
P—動力	0	1	5	0	6
Q—生産管理	4	4	2	4	14
R—その他の使用	0	1	8	0	9
合計	24	32	106	23	185

(註: その他の国の23台のうち13台は日本である)。

(杉山重吉)