

## 抄 録

## —原 料—

## 高炉の還元条件下における原料の特性試験

(P. T. SEATON, et al.: JISI, 211 (1973) 6, pp. 406~418)

製鉄原料(ペレット, 鉱石, 焼結鉱)の還元中における性質(膨脹, 強度など)の変化を知るために各種実験がなされているが, いずれも簡単な条件下で行なっているので現実への適用がすぐにはできない。

本実験は原料が高炉頂から1200°C帯まで下降していくときの温度, ガス組成を現実の高炉と同じように時間変化させながら還元を行ない, その結果, 原料の物理的性質がいかに変化するか検討したものである。

実験は還元率と圧縮応力に対する抵抗の依存性, また還元率と体積膨脹, 軟化の関連性, 還元中に起きる割れや, 摩耗について, それぞれ装置を開発して行なつた。

なお, 還元率の測定は荷重下では原料が飛散したり, ラムに固着してしまふので, 同じ試料を無荷重で還元して補正した。予備還元原料の圧縮に対する抵抗は低酸化度の酸化鉄の出現とともに急速に減少する。さらに還元されて, 金属鉄ができて抵抗性はあまり変化しない。

また, 予備還元された原料の圧縮強さは還元される前の強度と無関係である。ペレットを除いて, 還元中の原料の物理的諸特性の変化は, 原料の体積膨脹変化と強い関連がある。(大きな膨脹を示すものほど強度は弱くなる。)酸性焼結鉱や Magnetite 鉱は還元されにくいが摩耗しにくい。

ペレットは他の原料よりも摩耗しにくい。

コークスの圧縮強度は1000°C以上で予備還元原料のどれよりも数倍強いが, 未還元へのマタイト鉱は同程度の強さである。(佐々木 康)

## 焼結鉱強度の改善方法

(G. E. OVCHINNIKOV, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 12, pp. 948~951)

焼結鉱とペレットの強度に及ぼす要因の影響についての解析が行なわれ, その改善方法が調査された。焼結鉱やペレットの圧縮試験を行なつた場合, 塑性変形は起こらない。1.5~2.0%以下の変形で破壊が起こる点から, 協性破壊であることが指摘できる。試料の半金属化により, 変形量は14~15%に増加することができる。

冷間および加熱還元時の最高の強度はち密な組織でみられた。それは高炉装入物の破壊はあらゆる形の応力の作用のもとに, 弱い面にそつて, 気孔の間の壁にそつてそしてより弱い個々の相にそつて起こるからである。

輸送過程での焼結鉱の破壊は焼結塊どうしあるいは焼結塊と鉄板の間の衝撃によつて起こる。衝撃力は質量と衝突の際の速度に比例し, 衝突時間に反比例する。衝突時間は物体の質量が増加すれば増加し, 落下距離が増加すれば減少する。粒径を大きくすれば, 繰り返し落下後の未破壊の割合は減少する。一般的には大量の試料の許容可能な落下距離は一個一個の試料のそれよりも大きい。これは隣接する小さな粒子のクッション効果によつ

て説明できる。繰り返しの落下試験の結果から, 焼結鉱の破壊率は単に消費された仕事量によるのではないことがわかる。落下距離の小さい場合には衝突時間が増加するので衝撃力は小さくなる。それゆえ焼結鉱を2mの高さから10回落下させても完全には破壊されないが, 焼結鉱よりも5~6倍も強いペレットでさえ20mの高さから1回落下させた場合には破壊する。より大きな焼結鉱はより弱いポーラスな部分を含んでいるのでこわれやすい。それゆえ輸送前に50~80mm以下の大きさにくだくことがのぞましい。

焼結鉱やペレットの強度の向上や粒度の改善は次の方法で可能である。(a)一種類の1:1~1:4の塩基度のかわりに二種類の焼結鉱を作る。(b)ホットブラスト焼結を行なうか焼結鉱の熱処理を行なう。(c)使用原料の半金属化を行なう。(谷中秀臣)

## —製 鉄—

## スラグの処理と利用

(J. D. SHARP: Iron Steel International, (1973) 4, pp. 131~135)

現在スラグは, 高炉や製鉄炉での生産の延びに応じて多量に排出され, 原料のコスト高に対処するためにも, スラグの利用が避けられないものとなつている。また今後, 発展途上国で製鉄業が建設される場合, スラグ処理技術が当然取り入れられていくであろう。そこで, この論文では, スラグ処理ないし加工を具体的な例をあげて述べている。

まず第一に, スラグの塊を一般の石や岩の代りに用いる方法が考えられる。これは必要な大きさに選別した上で, 道路の敷石や鉄道のバラスに用いるのである。

第二には, 粒状化したスラグをセメントにして, 窓わくや階段などの構造物に用いようというものである。しかしこれは, 材料の成分や硬さが問題になつて, 処理が面倒なのでコストがかさみ, 特殊な用途にしか用いられない。

第三には, 凝固時にスラグ中に気泡を閉じ込めた泡状スラグを建築物に用いる方法であり, 材料の研究が建築界でもなされている。泡状スラグは, 気温などによる体積変化も少なく, 他の材料より安定した性質ももっている。

第4にはガラス製品を作ろうというものであるが, これはまだ実用化には至っていない。

最後に, 最近関心を集めているスラグウールの話である。これは1400°C程度で, 混合したスラグと鉱石を熔かし, 水蒸気の高圧ジェットの中に流し込んでやると, 吹き飛ばされている間に細い繊維になるというのである。この繊維は化学的に不活性であるため, 液体や気体のフィルターとして用途も多い。(妹尾義和)

## 気固系反応器設計のための反応モデル

(J. W. EVANS, et al.: Met. Trans., 4 (1973) 7, pp. 1701~1807)

非触媒の気固系反応において, 近年 Diffusion interf-

ace モデル (grain モデル) が提唱されている。

このモデルは反応が固体中のある有限の厚みを持った領域層で起きると考えている。

これはごく薄い界面で反応が起きると仮定している shrinking core モデルとは明らかに異っている。

このモデルの提唱者達は このモデルの方がより現実的、一般的であると主張しており、確かに拡散律速の shrinking core モデルは grain モデルの特殊な場合と考えられる。この論文は grain モデルを1個の粒子ではなくて、粒子群の反応に適用して解析したものである。

Grain モデルでは無次元時間  $t$  と距離  $R$  について  $t \approx A + R^2 B$  なる関係が得られている。(A, B は反応率の関数) つぎに粒子群の特性を表わすものとして粒度分布を考え、これは一般に鉱石によく当てはまるとされている Gates-Gaudin-Schumann 分布  $Y = mR^{m-1}/R^*$  をとり、2つの式を組み合わせると粒子群の平均反応率と時間の関係を得た。

その関係式に grain の形や粒度分布を変化させ、パッチ、逆混合、ピストン流れの各反応器を適用して計算し結果を10個のグラフとして示した。

ある条件下で得られたグラフは BARRETTE らの結果と一致し、これは理論的に予想される所であり、モデルの一般性を示している。

なおこのモデルは気体の反応転化が少ないほど誤差が少なくなる。(佐々木 康)

#### マイクロ波による高炉ストックレベルの測定

(G. RAU und K. HARZ: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 17, pp. 769~772)

非接触法によつて高炉ストックレベルを測定した。マイクロ波の周波数を時間に対し鋸歯状に増減することによつて、ストックレベルの距離  $E$  は次式で得られる。

$$E = T \cdot (c \cdot f_b) / (2 \cdot \Delta F)$$

ここで、 $T$ : マイクロ波の周期、 $c$ : 光速度、 $f_b$ :  $T$  における発信と受信周波数の差 (本研究では 25kHz)、 $\Delta F$ : マイクロ波周波数の最大最小の差であり、周期  $T$  を除いて一定値に維持する。

測定装置は、いわゆる高度計であり、発信部・受信部および増幅部などから成っている。基礎試験から高炉では、測定深さは反射能から最大 16m まで炉可能であった。マイクロ波と装入物面との角度は約 22度であった。装入物表面は直径約 2.5m の範囲が測定できる。

測定端子は冷却箱の窓に取付けられ、ダストを除くために 200 l/min の窒素ガスで洗浄し炉内に挿入した。実際に、2基の高炉で 14 カ月使用した。その結果、従来の検尺棒による測定値とマイクロ波によるそれとは、ストックレベルが平均 5m において、0.5m 以下の範囲で一致した。

マイクロ波による高炉ストックレベルの測定は何の障害もなく実施でき、ストックレベルの変化における評価は 6 mm 以内に可能であろう。(天辰正義)

#### 高炉内の圧力降下に対する滓の影響

(Yu. M. POTEBNYA, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 9, pp. 684~687)

高炉での滓層の圧力降下に対する影響について調べた論文である。

まず滓の滴下能力と滓組成との関係を調べるため、滓成分と滓比重の関係が調べられた。

FeO の影響は、溶融滓で  $\rho = 0.0117FeO + 2.724$ 、凝固滓で  $\rho = 0.129FeO + 2.993$  であり、相関係数は  $r_{1350^\circ C} = 0.85$ ,  $r_{20^\circ C} = 0.81$  であつた。溶融滓と凝固滓の比重差は  $0.285 \text{ g/cm}^3$  であつた。

MgO の影響は、溶融滓で  $\rho = -0.004MgO + 2.874$ 、凝固滓で  $\rho = -0.0036MgO + 3.155$  であり、相関係数は  $r_{1350^\circ C} = 0.94$ ,  $r_{20^\circ C} = 0.88$  であつた。CaO を MgO で置換すると滓の比重は下る。1% の MgO の増加は滓比重を約  $0.005 \text{ g/cm}^3$  下げる。

塩基度 ( $B'$ ) の影響は、溶融滓で  $\rho = 0.3256B' + 2.459$ 、凝固滓で  $\rho = 0.3314B' + 2.716$  であり、相関係数は  $r_{20^\circ C} = r_{1350^\circ C} = 0.94$  であつた。滓の塩基度 0.05 の上昇で比重は  $0.015 \text{ g/cm}^3$  増加する。

滓の滴下能力と溶液の性状の関係は、ゴムボールを充填したガラス筒の中に下から衝風を通し、上からグリセリン液 ( $\rho = 1.2 \text{ g/cm}^3$ ) と塩化亜鉛溶液 ( $\rho = 2.0 \text{ g/cm}^3$ ) を通すことにより調べられ、衝風量、液の粘性を変化させたときの充填筒内の圧力降下と液量が計られた。乾いた充填筒内の圧力降下については ZHAVORONKOV の式があるが、この式から圧力降下と充填筒内に満たされる液量とは関係があることがわかる。

試験の結果、充填筒内の液量が増えると圧力降下は増加し、また充填筒内の液量と衝風量が同一の場合はグリセリン液 (65 dyne/cm) の方が ZnCl 液 (75 dyne/cm) より圧力降下が大きいことがわかつた。

充填筒内に入る溶液の量に及ぼす他の因子は溶液の比重で、比重が増すと単位体積に入る液量は増す。

この結果、炉下部での圧力降下を減らすためには滓量を減らすことが最も効果的であることがわかつた。

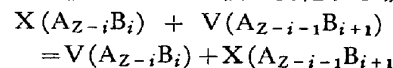
(中野皓一朗)

## 一製 鋼一

2元金属溶液中の酸素および他の非金属元素の活量係数 (C. WAGNER: Acta Met., 21 (1973) 9, pp. 1297~1303)

2元金属溶液 A-B 中の非金属元素 X の活量係数について、準化学模型を発展させた立場から理論的考察を行ない、従来の実験値と比較検討した。

前提として金属溶液の short-range order は fcc 構造で近似でき、X はこの八面体格子間位置に入るとし、X に対する溶媒原子 A-B の配位数  $Z = 6$  とした。一般に A と B の X に対する相互作用は異なる。最隣接位置の B 原子が  $i$  個から  $i+1$  個に変化する場合の反応式は



ここに V は空の格子間位置を表わす。この反応のエンタルピー変化を  $\Delta H(i \rightarrow i+1)$  で表わせば、もし B の X に対する結合力の方が強い、つまり B の方が X の溶解度が大きい場合には

$$\begin{aligned} \Delta H(i=0 \rightarrow i=1) < \Delta H(i=1 \rightarrow i=2) \\ < \Delta H(i=2 \rightarrow i=3) < \dots \end{aligned}$$

ここで、次式の仮定をおき、さらに  $i$  の変化によつても

$$\Delta H(i+1 \rightarrow i+2) - \Delta H(i \rightarrow i+1) = h$$

エントロピー項の寄与は一定とみなして X のモル分率を求

め、Bのモル分率  $N_B$ 、各純系における活量係数  $\gamma_{X(A)}$ 、 $\gamma_{X(B)}$  の関数として2元素における活量係数  $\gamma_X$  の式を導いた。この際、 $i$  個のB原子が配位する場合のXの溶解熱は次式で表わされ、 $i$  に対して放物線的に変化する

$$\Delta H_i = Z - 1/Z \cdot \Delta H(A) + i/Z \cdot \Delta H(B) - 1/2(Z-i)ih$$

ことがわかる

実験値との比較は、 $Q \equiv \gamma_X / (\gamma_{X(A)} \cdot \gamma_{X(B)})^{1/2}$  とし、 $\log Q$  と  $N_B$  との関係を検討することで行なつた。酸素の場合、多くは  $\log Q$  のずれは0.1以下で良く一致している。窒素の場合も一致しているが、炭素は比較し得るデータが無い。硫黄は原子半径が大きいため  $Z=8$  とすれば定性的に一致し、水素に対しては適用できない。その他、理論計算に用いた仮定に対して考察を加えている図2、表1、文献53。(徳田昌則)

### 溶鋼と耐火物との反応について

(H. ABRATIS: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 329~336)

本報告は溶鋼と耐火物との反応に関する基礎研究として、グラファイトならびにシリカ、耐火粘土、ムライトおよびコランダムなどの酸化物と溶鉄との反応に関する従来の研究を概観、検討し若干の応用例を紹介したものである。

溶鋼と耐火物との反応機構の中でもつとも簡単な場合は、グラファイトが溶鉄中に Nernst の法則に従つて溶解する反応である。この反応の速度は溶鉄中の拡散境界層に於けるカーボンの移動によつて支配される。またこの場合グラファイト中に含まれる溶鉄に対する溶解度の小さい不純物は、反応を抑制する作用をする。

シリカ、耐火粘土、ムライトおよびコランダムと溶鉄(カーボンを含む)との反応は、ガスおよび珪酸塩などの生成を伴うが、多くの実験結果からこの反応の速度は境界層の反応ではなく物質移動により支配されていると考えられる。したがつてこれらの耐火物の還元反応は溶鉄層の拡散律速であり、溶鉄-耐火物境界層における流動性が重要な因子の1つである。またマンガンおよびクロムを含む溶鉄とシリカおよびシリカを含む酸化物との反応についても：現在までに報告されている実験結果では、溶鉄層の拡散律速と考えられることが示唆されている。

このようにいくつかの実験がなされ耐火物の還元反応速度式が提案されているので、これらの結果をマンガン鋼の鑄込みにおける湯道レンガの摩耗量導出に応用し、製鋼の実操業における 8 mm/min という値と一致する 6 mm/min という値を得た。また鑄込み取鍋の酸性ライニングレンガからの酸素移動量の導出に応用した結果、真空脱ガスプラントのマグネシヤレンガにおける実測値に比べて2桁大きい値が得られた。(早稲田嘉夫)

### 上吹酸素転炉における物理現象

(F. R. BLOCK, A. MASUI, and G. STOLZENBERG: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 357~361)

上吹転炉の脱炭機構についての理論を、水モデル実験および100 kg 小型実験転炉の実験結果から組み立てた。この理論によると、火点に吹き付けられた酸素ジェットは火点で脱炭反応を起こした後(約30%)、火点より反射する際に多くの粒鉄を発生し、この急増した比表面積を

持つ粒鉄により残りの酸素は反応してしまう。

まず水に  $N_2$  ガスを吹きつけ粒滴の発生現象を調べ、粒滴の発生臨界条件および発生量を支配するジェット特性値 (Blaszahl) を見出した。ジェット特性値はガス流量、ノズル径およびランス高さ(ノズル出口からクレータの先端までの距離)によつて定義された。

つぎに100 kg 実験転炉で吹錬中に粒滴をサンプリングし粒滴の大きさ、量および脱炭量を求め、そのデータに基づき理論的解析を行なつた。その結果粒滴の脱炭は火点の極近傍でのみ起こり、しかも脱炭量はその表面積に比例した。また粒滴の発生分布関数および発生量は Blaszahl の関数として定量化することができた。

以上の結果を用い、実測の酸素効果とジェット特性値 (Blaszahl) との関係を示し、ソフトブローでは火点での脱炭が大きく酸素効果が低いが、ハードブローになるに従つて粒滴の発生量が増して粒滴による脱炭が多くなり酸素効率も高まり、上吹き転炉の脱炭における粒滴の役割が大きいことを説明している(火点脱炭粒=30%、滴脱炭=70%)。

最後に実験炉の結果と工業炉での結果とを比較し考察を加えている。(梶井 明)

### 上吹き転炉内張り耐火物におけるスラグ侵食の低減

(F. BARDENHEUER, et al. Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 6, pp. 451~455)

転炉内張り耐火物の損耗が主としてスラグの溶解作用によつて起こるという前提のもとに、内張り寿命延長の可能性について検討した。

溶解度の観点からすれば、マグネシアで富化した石灰を使用することにより、耐火物の損耗を低減できると考えられる。CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> 系のスラグに対する高温での MgO の溶解度は吹錬の進行とともに低下し、吹錬初期では約9%であるのに対し、末期では約3%となる。したがつて、初期スラグが丁度 MgO で飽和されるように MgO 含有量を調整して石灰を装入すると、末期のスラグは硬くなり、精錬反応が緩慢となる。逆に、末期のスラグが MgO で飽和されるようにマグネシアを富化して石灰を添加すると、初期スラグ中の MgO 量がわずかになり、内張り耐火物の侵食が大きくなる。結局、このような方法で内張り耐火物の侵食を最小にするためにはスラグ中の MgO 濃度を吹錬の各段階において常に飽和に近い状態に保つことが必要である。吹錬の進行とともにスラグの組成と量が変化し、MgO の溶解度が低下するので、最初に一定量のマグネシア質原料を装入しておけば、この条件をほぼ満足することができる。この場合、必要とされるマグネシア添加量は、初期の溶鋼 t 当たり 2.5 kg である。スラグの脱硫、脱磷能に対するマグネシア添加の影響としては、初期スラグにおいて脱磷能が若干低下する以外はほとんど問題はない。また、この方策で炉寿命を延長し、鋼の製造原価を低減するためには炉一代当たり少なくとも、 $n = A/K[A/aK] - B$  で与えられる溶解数  $n$  が達成されなければならない。ここに A は労務費込みのれんが積みのコスト、K は一回当りの鋼の溶解炉 (t)、a は通常の溶解を行なつたときの炉一代の溶解数、B は寿命延長の方策をとつた場合の追加コスト(粗鋼 t 当たり)である。(新谷宏隆)

**ATH 社 Ruhrort 工場における RH 脱ガスシステム** (D. JOHNSON: Iron Steel, 46 (1973) 2, pp. 174~177)

ATH 社 Ruhrort 工場における RH 脱ガス設備の概要を紹介した。

本設備は 1968 年に Standard-Messo 社によつて建設され、浸漬管の浸漬法は真空槽上下方式である。真空設備は 4 段スチームエゼクター、ウォーターリング真空ポンプからなりその排気能力は 0.5 Torr 時に 300 kg 20°C air/hr である。真空槽は内径、高さがそれぞれ 1.7, 5.5m であり、溶鋼の環流速度は処理鋼種によつて異なるが真空度が 2.0~0.2 Torr 時に 30~45 t/min である。真空槽の予熱にはグラファイト棒 (800 mm 径, 2m 長さ) の抵抗加熱方式を採用しているが、その消費電力は 45 kW/charge である。90~120 t の溶鋼処理時の溶鋼の温度降下は予熱のない場合に 1.0~1.3°C/min であるが予熱設備を使用すると 0.6~0.8°C/min と減少し、グラファイト棒抵抗加熱方式の有効なことを確認している。合金添加装置としては 2.5~30 t の容量を有する 8 個のパンカーを有し、これとは別に C, Al などの少量添加物用に 1 t, 1.2 t のパンカーが設置されている。操作室は本設備の後方上部にあり、処理中の取鋼の直接観察ができるように配置されている。また、真空槽内は槽上部に設置されたテレビカメラによつて観察可能となつている。浸漬管はクロム・マグネシウム系の耐火物製で、その耐久回数は上昇管側が 150 回、下降管側が 1150 回である。また、真空槽の耐久回数は上部が 2000 回、下部が 800 回である。設備の処理能力は 3 万 t/M の設計であつたが、実績では 1971 年 9 月に 6 万 t/M, 1972 年 10 月に 7.8 万 t/M にも達し、近い将来には 10 万 t/M も容易に達成される見込みである。脱ガス処理コストは設備の償却を考慮して £1/t であり、リムド鋼やキルド鋼、さらにはボールベアリング鋼など、各種の溶鋼の処理を行ない満足すべき結果が得られている。

(藤井徹也)

#### 鉄が凝固する過程における非金属介在物の分離と凝集について

(Yu. V. MIROSHNICHENKO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 4, pp. 32~34)

アルミナるつぼ中にアームコ鉄と脱酸剤を入れ、真空中で溶融し 1600°C に 25 min 保持して一次脱酸生成物を除去した。脱酸剤として Al, Fe-Si (75%Si), Si-Ca (60%Si, 30%Ca), Fe-Mn (96%Mn), Fe-Ti (29.5%Ti), Fe-V (30%V), Si-Zr (58%Si, 30%Zr) を用い Al, Si, Ti, V, Zr で 0.01% に相当する量を添加した。炉冷したインゴットを  $5 \cdot 10^{-5}$  mmHg の真空度のエミッション顕微鏡中で観察し、凝固中における非金属介在物の挙動を検討した。

Al で脱酸した鉄の凝固過程に生成する非金属介在物の存在により異常な二次エミッションが発生し、非金属介在物は黒い地に光る点として現れた。溶融と凝固を繰返すとアルミナ粒子の凝集が観察された。

Fe-Si で脱酸した鉄を 1400~1500°C の間で 2 min 保持すると非金属介在物の凝集肥大が見られた。

Fe-V で脱酸した鉄では介在物の分離し始める瞬間が

観察された。固相線以下の温度に 3~5 min 保持する過程ですでに分離した介在物が凝集し、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態のあとでさらに細かい介在物が生成した。Ca-Si で脱酸した鉄でも Fe-V-O 系と同様に、凝固の第 1 段階で分離され固相線以下の温度で凝集し、そのあとで細かい介在物が分離された。

いろいろな脱酸法において固体介在物の分離が液相線-固相線の温度範囲で観測された。凝固の初期で細かい介在物が分離して温度降下とともに凝集し、 $\delta \rightarrow \gamma$  変態のあとでより細かい介在物の分離することが明らかにされた。

(郡司好喜)

**溶融 CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系スラグの構造とその精錬能力** (L. N. SOKOLOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 4, pp. 23~27)

溶融 CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系スラグの超音波速度の温度係数  $\alpha C/\alpha T$  の組成による変化および成分の活量係数の変化から、この系のスラグは構造上から領域に分けられた。

領域 I は SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 側に近くネットワーク構造の領域、領域 II は領域 III との中間でマイクロ不均質領域、領域 III は CaO 側に近くカチオン-アニオン溶液の領域である。各領域において粘性流の活性化エネルギーが異なつた。

CaO (30~67 mol%)-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0~40 mol%)-SiO<sub>2</sub> (0~55 mol%) のスラグについて表面張力と密度を測定し、各成分の表面濃度を計算した。各成分の表面濃度は CaO 16.7~70.6 mol%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0~32.4 mol%, SiO<sub>2</sub> 0~76.1 mol% といちじるしく変化し、とくに SiO<sub>2</sub> の表面濃化が見られた。これらの表面濃度の変化によりスラグの表面の構造を分類すると、ネットワーク構造の領域 I が広くなり領域 II, III はいちじるしく狭くなることがわかつた。そしてバルクと表面の構船が領域 III に入る組成のスラグの粘度は 1.5 poise を超えない。

スラグの表面層の構造とスラグの粘度はメタルとの相互反応にいちじるしく影響する。CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系スラグで SiO<sub>2</sub> が 15 wt% を超えると表面層にネットワーク構造が現れてメタルからスラグへの S の移動を妨げ、脱硫能力を低下させる。10 種類の炭素鋼および合金鋼を合成スラグで処理した結果、スラグ中の SiO<sub>2</sub> が 10 wt% (2, 3 の鋼種では 15 wt%) を超えると鋼中の残留 [S] がいちじるしく増加した。

(郡司好喜)

**エレクトロスラグリメルティング過程における熱特性** (A. MITCHELL, et al.: Met. Trans., 4 (1973) 3, pp. 631~642)

実験室スケールの ESR 設備により ESR プロセスの熱バランスについて研究した。対象鋼種は AISI 4340 鋼、電極直径は 38 mm、鋼製鑄型寸法は内径 80 mm、高さ 800 mm、スラグ組成は 75% CaF<sub>2</sub> 25% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、スラグ使用量は 660~720 g である。溶解は、交流または直流 (電極⊕, 電極⊖) 溶解、アルゴンまたは大気雰囲気、絶縁または非絶縁鑄型の種々の組合わせのもとに電圧 22~26 V、電流 780~1250 A で行なつた。溶解中スラグ内の温度分布を、ボロンナイトライド質保護管を用いた W3Re/W24Re 熱電対により測定した。また鑄型内、底板内にも熱電対を埋め込んで鑄型内および底板

内の温度分布を測定した。さらに、スラグ内の電位分布を測定した。測定された電位分布、温度分布よりスラグ浴を温度に依存した抵抗より成る抵抗回路網としてジュール発熱を計算したところ電力入力とよく一致し、ESRにおける発熱は単純な抵抗発熱であると結論した。また、発熱をコントロールする最も重要な要素はスラグ浴に対する電極の浸漬深さ、およびスラグ抵抗であることを示した。鋼塊より冷却水への熱の放散には、鋼塊頭部の円筒状の溶鋼部分と鑄型の接触面を通しての熱の流れの寄与が非常に大きい。電流のパスとして、電極-スラグ浴-鋼塊、および電極-鑄型-鋼塊の2通りのパスを考え、交流、直流 $\oplus$ 、直流 $\ominus$ 溶解の絶縁鑄型、非絶縁鑄型の際の溶解速度の差を説明した。(伊丹俊夫)

### 鋼の性質と非金属介在物生成機構に及ぼす稀土類金属の影響

(M. Kerpka, et al.: Neue Hütte, 18 (1973) 4, pp. 200~208)

製鋼への応用の観点から、稀土類金属および化合物の物理的、化学的性質をまとめるとともに、鋼の諸性質に与える稀土類金属の効果を述べた。

稀土類の融点は低く、溶鋼への添加は容易である。O, Sとの親和力が強く、添加後直ちにOあるいはSと反応し、融点の高い酸化物、硫化物を生成する。Nとの親和力はTi, Alと同程度である。脱硫反応は1600°C以下で起こるが、生成した稀土類硫化物の比重は大きく、溶鋼からの分離に60t取鍋で18minを要する。また溶鋼中で析出するため、硫化物形態はI型となり、鋼塊中に均一に分布するようになる。一方、稀土類は溶鋼の表面張力を低下させるので、臨界核直径は小さくなり、結晶数が増大し、マクロ組織が改善されてC, N, S, Oの偏析は軽減する。また、稀土類の添加により溶鋼の粘性が低下するので鑄肌が改善される。これらの結果は鋼材の低温下の機械特性、熱間強度、溶接性の向上をもたらす。稀土類の最適添加濃度は低合金鋼で0.2~0.3%、高合金鋼では0.02~0.05%である。

つぎに、250kgアーク炉、40kg誘導炉で溶製した合金鋼(CSN 12040鋼)の介在物をXMAで分析し、非金属介在物の生成機構を検討した。溶鋼を2.5~4.5kg/t FeSi脱酸、0.50kg/t Alで脱酸した後、0.5~2.5kg/tのFeCe(62.3% Ce)を鋼板で包み、棒で挿入した。稀土類添加前のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeS, MnSが添加後には稀土類酸化物、酸硫化物、硫化物の三つのタイプの介在物に変わる。Oの親和力がSよりも強いにもかかわらず、低酸素鋼では硫化物の生成が先行した後に、中央部に酸素の富化した酸硫化物が生成している。硫化物の組成、形態の改善が稀土類金属添加の主目的であることから、稀土類を効率よく利用するためには、十分に脱酸された溶鋼に添加することが重要である。(桜谷敏和)

### 高速度工具鋼のESRにおける凝固の研究

(P. O. MELBERG, et al.: Scandinavian Journal of Metallurgy, 2 (1973) 2, pp. 83~86)

ESRにより溶製したM2型高速度鋼鋼塊のレデライト網状組織のセルサイズを測定し、凝固について検討した。ESRのおもな仕様は次の通りである。電極直径70mm $\phi$ 、鋼塊直径100mm $\phi$ 、スラグ組成、70%

CaF<sub>2</sub>, 15%CaO, 15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, スラグ使用量1.5kg, 交流電圧28V, 電流1.7kA, 電極送り速度8.5mm/min.

鋼塊を4hr, 840°Cで焼鈍したのち徐冷し、中心縦断面を8%ナイトール液でエッチし、出現したレデライト網状組織のセルサイズを光顕微鏡で測定した。セルサイズは中心で50 $\mu$ m, 表面近くで30 $\mu$ mであった。凝固前面の形状は溶鋼プールにFe-Sを添加することによつて調べた。

測定されたセルサイズより以前に実験的に求められているセルサイズと局所的凝固速度の関係より求めた局所的凝固速度は、中心で150°C/min, 表面近くで700°C/minであった。局所的凝固速度より局所的冷却速度を求め、その値と凝固前面の形状、および、電極送り速度から求まる凝固前面の前進速度を考え合せて、固液共存領域における平均の温度勾配として、中心部で20°C/mm, 表面側で120°C/mmを得た。また凝固の際の熱収支の式より推定した液相における温度勾配は固液共存領域の温度勾配よりやや大きい程度であり、溶鋼プールでの湯動きはむしろ、おだやかであると結論した。

さらに、マイクロ組織に及ぼすS含有量の効果を調査したところS含有量が0.028%から0.37%に変化してもデンドライト-アーム間隔は非常にわずかしこ減少しないことが確認された。(伊丹俊夫)

## — 鑄 造 —

### Fe-C(0.6%)炭素鋼の凝固速度に関する研究

(Yun Ken CHUANG and Klaus SCHWERDTFEGER: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 341~347)

スラブの連続鑄造における凝固速度を研究するため下記の条件で実験を行なった。1t高周波炉で、純鉄を溶解し、Fe-C系(C0.6%)の鋼を溶製し、Alで脱酸後、高さ1140mm, 断面寸法172 $\times$ 650mm<sup>2</sup>の鑄型へ鑄造した。凝固過程の温度変化は鋼塊内部にさし込んだ熱電対、および鋼塊表面温度は鑄型壁にあけた孔から、光高温計によつてそれぞれ測定した。測温データーを基礎に伝熱計算を行なった。計算の前提として、液相線温度で鑄造され、その後はFe-C平衡状態に従つて凝固するとした。また熱伝導は厚み方向のみを考慮する。固相線温度以下の完全凝固部の温度伝導率( $\lambda_s$ )は0.057cm<sup>2</sup>/Sとした。固相線前方のバルクについてのそれは、固相率を考慮し、 $1/\lambda_H = f_s/\lambda_s + (1-f_s)/\lambda_L$ , ( $\lambda_s, \lambda_L, \lambda_H, f_s$ はそれぞれ固相、液相、固液共存相の温度伝導率、および固相率)とした。伝熱の計算は差分法で行ない、測温結果と最も一致するように $\lambda_L$ を撰択したところ、 $\lambda_L = 0.052$ cm<sup>2</sup>/secとなつた。なお表面温度は光高温度の測定結果と鋼塊内部の測温結果から計算した値との平均値を使用した場合、および前記平均値が凝固時間内は1039°C一定とした場合をそれぞれ計算している。計算結果は凝固界面の前進速度をよく説明した。凝固の初期から中期までは、凝固界面の進行は、時間に対して倣物線的であるが、凝固末期の凝固速度は、両側への熱伝導が行なわれるために加速される。凝固界面としては $f_s = 1.0, 0.5, 0.1$ のそれぞれの界面を考慮して、それぞれの界面の前進速度を計算している。また表面温度をバ

ラメーターとして凝固界面の前進速度を計算し、表面温度と完全凝固時間（中心が固相線温度に達する時間）との関係を明らかにした。  
(川和高穂)

### 鉄-炭素-ヴァナジウム系合金の結晶偏析と共晶炭化物の析出について

(Hans HOFFMEISTER: Arch. Eisenhüttenw., 44(1973) 5, pp. 349~355)

炭素 0.35~2.10%, ヴァナジウム 0.60~4.40%の範囲の Fe-C-V 合金における共晶炭化物の析出形態、および結晶偏析に与える合金成分の影響を調査した。さらに従来の研究を参照し、Cr, Mo, W などの合金成分の影響についても考察した。Fe-rich の固溶体-炭化物-融体間の平衡状態の確認は高温での拡散焼鈍を行なった試料で行なった。マクロ組織、および結晶偏析は 30 mm φ の鋼鑄型に上記成分の鋼 (C, V を除けば, Si 0.50/0.19%, Mn 0.52/0.26%, P 0.007/0.015%, S 0.024/0.039%) を鑄造して得られた鑄塊で調査した。その結果以下の事実が明らかとなった。V のマイクロ偏析は一般に少なく、おもに炭化物が偏析する。V 量が一定で、C 量が増加すると V の偏析量はさらに減少するが、逆に V 量が増加すると、その偏析量も増加する。V 量を一定とし、C 量が増加して行くと、初期の析出相が V-Carbide から共晶として析出する Fe-Carbide へと変化して行く。V 量が増加すると、Fe-Carbide が減少し、V-Carbide が増加し、V が約 3% では V-Carbide のみが析出する。V が 0.6% の場合のみ、平衡関係にある V-Carbide と Fe-Carbide が析出した。凝固後共晶炭化物が、平衡状態におけるよりも過剰に存在するように観察されるのは Fe-rich な固溶体と Carbide との偏析によるものである。Cr, Mo, W などの合金元素がマイクロ偏析、および共晶炭化物析出に与える影響を考察した結果、結晶偏析は V-W-Mo-Cr の順に増加するが、一方では合金組成にも大きく左右される。炭化物の組成とその析出量は一次の Fe 固溶体の結晶偏析に左右されるが、恐らく炭化物生成反応自体にも影響されているであろう。

(川和高穂)

### エレクトロスラグ溶解における水素吸収

(D. N. POCKLINGTON: JISI, 211(1973)6, pp. 419~425)

エレクトロスラグ溶解 (ESR) を行なった場合、熔融金属が水素を吸収し、クラックの原因となることが知られている。本研究では、この ESR 中の水素吸収に及ぼす雰囲気中の湿気、スラグ組成、スラグ調整などの効果を調べている。溶解装置は、実験種類を多くするため主として小規模 (鋼塊径 45 mm φ) のものを使い、水素濃度は鋼塊全体の分析値の平均を取った。スラグは主に気体状の  $\text{CaF}_2\text{-CaO}$  系および  $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  系を使用した。また実験は 20°C および 0°C の水蒸気で飽和したアルゴン雰囲気中で行なった。まず水素吸収に対してはスラグ中の鉄酸化物濃度が大きな影響をおよぼし、その値はある値以上にすることが必要である。その値は ESR の条件によつて変ってくるが、例えば、交流で 70 $\text{CaF}_2\text{-30 CaO}$  系スラグを使用したときは 0.35 wt% の酸化物濃度があれば十分に水素が除去できる。スラグは  $\text{CaF}_2\text{-CaO}$  系より 80 $\text{CaF}_2\text{-20Al}_2\text{O}_3$  の方が水素除去では優れ

ており、後者の場合鋼塊中の水素量は、電極棒 (0.39% C 鋼使用) のそれより減少する。一方  $\text{CaF}_2\text{-CaO}$  系スラグの場合はアルゴンだけの雰囲気中でも水素量は電極棒のそれより増加していることもあり、使用するにはとくに湿気に注意を払う必要がある。また熔融金属中の水素と雰囲気中の水蒸気のそれとは平衡になつておらず、水素吸収はスラグと熔融金属との界面での反応によつて制御される。なおスラグ中の水素は  $[\text{OH}]$  イオンとして存在していると考えられる。また溶解に直流を使つた場合は、交流に比べ S の除去能力が少なく、酸素の吸収量も多い。さらに直流と交流を併用する場合も、精錬がさらに進む利点もあるが、副電極を使用するため水素除去の改善はあまり期待できない。従つて、水素吸収を低く押え、S と  $\text{O}_2$  の除去能力を維持するためには、交流を使用し、スラグ中の鉄酸化物量に十分な注意を払う必要がある。  
(堀谷貴雄)

### 球状化剤無添加の球状黒鉛鑄鉄

(P. M. THOMAS, et al.: JISI, 211 (1973) 6, pp. 426~428)

片状から球状への黒鉛鑄鉄の形態学的変化は、通常マグネシウムや希土類元素混合物の添加によりひきおこされるが、遊離硫黄が球状黒鉛の生成を妨げることは一般にみとめられ、球状化元素は遊離硫黄と結びついて球状黒鉛の生成を妨げない形にするとと思われる。この研究は低不純物溶湯では球状黒鉛が容易につくられ、球状黒鉛の生成を妨げるのは硫黄であるという実験的確認を得るためになされた。

実験は各種の成分に混合した粉を 14 000 kg/cm<sup>2</sup> で圧縮した後誘導加熱して得た 5 g の大きさのボタン状の試料 27 種について行なった。試料はその液相温度より 100°C 上の温度まで加熱後冷却し、大部分は 150°C/min の速さで冷却したが、あるものについては冷却速度の組織への影響を調べるために 100°C/min~400°C/min の速度で行なった。

実験の結果亜共晶合金において鑄鉄の不純物水準が十分低ければ球状黒鉛が生成することは明らかになり、硫黄の役割も明らかになった。すなわち、硫黄は球状黒鉛生成を妨げる有害元素で、球状化元素は遊離硫黄と結合して遊離硫黄を溶湯から除く働きをするものであり、MnS として結合型硫黄がある場合も球状黒鉛は生成するところから遊離硫黄だけが球状黒鉛の生成を妨げるということがわかった。なおこの実験に用いられた試料は市販材料よりは純粋であるが、高純度といえるほどではなく、球状化剤を使用することなしに球状黒鉛を生成するのに必要な純度は一般に考えられているよりはかなり低い。  
(堀谷貴雄)

### 大型鍛造鑄塊の不均質性、偏析に関する不純物と合金成分の影響の研究

(J. COMON, J. DELORME, and P. BASTIEN: Revue de Métallurgie, 70 (1973) 4, pp. 251~258)

1961 年 Terni の国際会議で CREUSOT が“鍛造用大型鑄塊の不均質性について”という講演で鑄塊の成分の偏析、沈積層、小偏析などについて述べているが、同研究は炭素鋼の鑄塊に関するものである。本報告ではさらに合金鋼鑄塊にまで拡張したもので、炭素の偏析に対す

る合金成分または不純物成分の影響を統計的分析法により研究したものである。

供試鑄塊は総数 152 個でその内訳は大気中で鑄造した平炉鋼中炭素鋼が 44, 合金鋼が 23, 大気中で鑄造して塩基性電気炉鋼中炭素鋼が 26, 合金鋼が 36, また真空中で鑄造した塩基性電気炉鋼中炭素鋼が 15, 合金鋼が 36 で, 鑄塊寸法, 製鋼法, 鑄造法および化学組成の変化に対し炭素の偏析を求めた。

炭素の偏析は  $\Delta C/C\% = C_M - C_m / C_0 \times 100$  で示される。ここで  $C_M$  は鑄塊中の最大炭素量,  $C_m$  は最小炭素量で  $C_0$  は鑄造時の炭素量である。これらの鑄塊中の炭素偏析の割合の統計的分析結果から, (1) 化学組成が一定のとき偏析の割合は鑄塊の径に良く比例する。(2) 炭素の偏析は H/D 比 (H, D はそれぞれ鑄塊の高さと直径), 硫黄含有量, 燐およびシリコン含有量の増加とともに増大し, Mo および V の量の増加とともに減少する。(3) このことから Ni-Cr-Mo-V 鋼または Cr-Mo-V 鋼のローター材の炭素偏析の割合が小さいことを説明することができる。(4) これらの実験値から次のように炭素偏析の割合を示す式を導いた。 $\Delta C/C \cdot 1/D = 2.81 + 4.31H/D + 28.9Si\% + 805.8S\% + 235.2P\% - 9.2Mo\% - 38.2V\%$  ( $\pm 2\sigma = 15.6\%$ ) この式を用いて鑄塊寸法と合金成分から炭素の偏析の割合のオーダーを推定することができる。Mo と V の添加によつて直径 2.5m の鑄塊中の炭素の偏析を 50% 以下に保つことができ, また一方直径 3.5m の普通鋼の鑄塊中の炭素偏析は 100~150% に達するであろう。(岩尾暢彦)

## — 加 工 —

### 冷間圧延で平坦なストリップを得るための ASEA-ALCAN AFC システム

(O. G. SIVILOTTI, et al.: Iron Steel Eng., 50 (1973) 6, pp. 83~90)

冷延鋼板にはおもに圧延時に生じたバックルやウェーブなどが存在する。しかしながら冷延中は張力がかけられているので, ひずみや応力となつて鋼板に内在して, 外観は平坦に見える。したがって帯板応力分布の測定は品質管理の上で重要である。

応力分布測定には, 応力による透磁率の変化を測定する非接触法と, 曲げの力を測定する接触法があるが, 著者らは後者の方法を選び, デフレクターロールに磁歪形圧力変換器を使用した。

測定用ロールは直径 313 mm, 長さ 2 130 mm で, 25 個のゾーンに分けられ, 軸方向に幅 50 mm のみぞが円周方向に 90 度間隔で 4 本つけられている。その中に 25 個のセンサーが取り付けられており, 曲げロールによる圧縮で透磁率が変化することを利用して, ゾーンは互いに独立であり, 各ゾーンからの信号はそのゾーンの鋼板の一定荷重と応力の和に比例している。測定用ロールからの信号はすべりリング装置を介して電子装置に伝えられ, 応力の項だけを取り出して表示装置へ送られる。この応力測定機は板厚 0.25 mm までについて, よい精度があつた。

この測定機は鋼板平坦制御機構 (ASEA-ALCAN AFC 構機) の一部である。これらの設置より歩留りの推移を

見ると, 2 130 mm のミルについて, ロールたわみ制御のなかつた 1963 年のストッチドクオリティの歩留は 3%, 手動制御になつた 1964 年には 62% に向上し, 1965 年には自動制御により 83%, さらに 1969 年の応力測定機の設置で 92% となつた。すなわち ASEA-ALCAN AFC 機構で, 非常に平坦度のよい板ができ, 例えばロールコーターによる塗装では, 平坦にする工程が省略でき, またタンデムにも設置できるので, 今までに西ドイツ, アメリカ, 日本をはじめ世界で十数社に設置されている。(玉井啓三)

### 25Cr-6Ni ステンレス鋼の熱間加工性におよぼす炭素とチタンの効果

(H. F. MERRICK, et al.: Met. Trans., 4 (1973) 3, pp. 827~832)

25Cr-6Ni ステンレス鋼平板, 棒材の 1 200°C 付近での熱間加工性におよぼす C, Ti の効果を顕微鏡および電子顕微鏡を用い組織学的に調べた。その結果, フェライトオーステナイト 2 相組織と関連づけられていた平板の熱間加工時に発生する edge 亀裂の原因は, この 2 相界面におけるセル状集合体の形成と関連づけられることを実証し, 次の結論をえた。

(1) 炭素量を増すと, 熱間加工温度での残留オーステナイトが増し, オーステナイトの安定化に伴い, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> とオーステナイトのセル状集合体が, フェライトオーステナイトの界面に観察される。本研究の 2 相ステンレスで熱間加工性の劣るのは, 加工温度におけるこのセル状集合体の存在と密接に関係しているものようである。

(2) Ti は, フェライト中で TiC の形成, フェライトの安定化の作用により, 2 相界面でセル状集合体の形成を限定し, 高炭素の鋼を単相あるいは 2 相領域の広い温度範囲で加工を開始してもあらゆる形状の材料の熱間加工を容易にする。

(3) 鋼の組織がほとんどフェライト単相である温度において熱間加工を開始すれば, 強力な炭化物形成元素の有無にかかわらず, 良好な熱間加工性を得る。

(4) パー材の良好な熱間加工性には, 炭素量制御の臨界値はない。平板の場合 C が 0.03% 以下であれば Ti は必要ないが, C が 0.03% 以上の場合には必要な Ti 添加量は次式で示される。

$$Ti = 4[(C - 0.03) + N]$$

(武田修一)

### プラスチックライニング鋼管の製造

Ya. E. OSADA, et al.: Steel in the USSR, 2 (1973) 7, pp. 731~732)

近年鋼管製造技術においてより効果的な方法が見い出され, 著しい変化が起こっている。新しい方法とはプラスチックに冷間であらかじめ応力をかけ, 鋼管の内面をライニングする方法である。このライニング法はプラスチックの高弾性変形後の弛緩の性質を利用したものである。

高分子材料はガラス転移点以上では粘弾性体であり, 高分子の構造によつてきまる弾性と粘性の両性の組合せを示し, 可逆の高弾性変形性質を持つている。

ライニング状態における高分子の全比例変形量は 1% 以下の弾性比例変形と高弾性比例変形の和である。また

## 一 性 質

高弾性比例変形の平衡値は変形の時間と弛緩の時間から計算できる。

プラスチック管は spinneret と呼ばれる絞りリングから押し出されて、鋼管とわずかな間隙を保ちながら、自由に鋼管の中に入る。鋼管の中でプラスチックのシェルはその直径と長さを回復する。この弛緩時間は低温や常温では長く、比較的早い加圧ではライニングは行なわれない。この過程を早めたり、軸方向の伸びを減ずるためライニングした鋼管を 95°C までの水浴中で熱処理を行なう。

この方法では鋼管とプラスチック管を接合してから引き抜く従来の方法にくらべ、ライニングに要する力が例えばポリエチレンを用いて直径 200 mm のライニング鋼管を製造する場合、従来の 30 トンから 1.6 トンに減少し、鋼管のねじれもなくなった。また鋼管を傾斜させる必要がなくなったため、異形鋼管や種々の鋼管の組み合わせにも応用でき、熱交換器用の二重鋼管もライニングできる。

現在この方法によるポリエチレンでライニングした各種の鋼管の製造が行なわれており、1967年にくらべ1970年には生産性が 56% も向上し、品質の改善と信頼性の向上が達成された。(斧田一郎)

## 構造用鋼の高温加工熱処理による強化の効果

(M. L. BERNSHTEIN, et al.: Steel in the USSR, 2 (1973) 7, pp. 746~747)

この報告は高温加工熱処理 (HTMT) により強化した低炭素低合金構造用鋼の引張、衝撃性質におよぼす焼もどしの影響を調べ、また普通の焼入と比較してこの技術の有効性を評価したものである。

供試材は平炉で溶解し、完全または部分脱酸した構造用 Mn-V 鋼 (0.14%C, 1.62%Mn, 0.14%V 鋼, および 0.18%C, 1.57%Mn, 0.10%V 鋼) と、完全脱酸した低炭素鋼 (0.21%C, 0.48%Mn 鋼) である。

試料は 180×60 mm の大きさに圧延板から切出し、HTMT および 920°C から普通の焼入をし、ついで 300°, 400°, 500°, 600°, 650°C の各温度で焼もどした。HTMT における圧下率は、1パスあたり 25% であり圧延開始温度は 950°C である。

熱処理後引張試験を行ない種々の引張性質を調べ、また衝撃曲げ試験を行なつて脆性破壊に対する感受性を調べた。

実験の結果、2種の Mn-V 鋼の焼入後および完全脱酸した Mn-V 鋼の HTMT 後 650°C で焼もどした圧延板は、十分な延性 ( $\psi \geq 60\%$ ) およびサブゼロ衝撃値とあわせて、高い強度 ( $\sigma_y \geq 50 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\sigma_B \geq 60 \text{ kg/mm}^2$ ) を持っていた。HTMT を行ない高温焼もどしをした部分脱酸した Mn-V 鋼は、より高い強度 ( $\sigma_y \geq 60 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\sigma_B \geq 70 \text{ kg/mm}^2$ ) と満足すべき延性およびサブゼロ衝撃値を持っていた。さらに2種の Mn-V 鋼と低炭素鋼の焼入直後、および完全脱酸した Mn-V 鋼と低炭素鋼の HTMT 直後においては、顕微鏡によりこれらの鋼に典型的な中間相の形成が観察されたが、HTMT 特有の強化効果は観察されなかつた。強化過程は圧延温度からの焼入中に生じる過程と類似しているとみなすことができる。この HTMT を低炭素低合金鋼に応用することはいくつかの利点がある。(高木研一)

## 鋼の He 透過試験

(H. SCHENCK and K. W. LANGE: Archiv. Eisenhüttenw., 44 (1973) 5, pp. 389~393)

ガス炉の冷却剤として使用される He ガスが熱交用加熱管を通して洩れないようにすることは、経済上の面、安全性の面から重要な問題である。本研究は炭素鋼、低合金鋼、オーステナイト鋼、耐熱合金など計 18 種について He の透過性につき検討したもので、試料は一端を閉じた内径 10 mm, 外径 20 mm, 長さ 100 mm のチューブに外径 30 mm, 内径 20 mm, 長さ 200 mm のチューブを接合したものである。He 圧力は最高 11 bar, 試験時間は最長 144hr, 加熱温度は 1160~1290°C である。試験片の内側に He を入れて外側を真空に保ち、質量分析器に接続し、He 透過の有無を検討した。18種の試料のうち2試料についてのみ He が検出されたが、これは He が試料壁を透過することによるものではなく、苛酷な試験条件に材料が耐えることができなかつたための機械的損傷によるリークのためと考えられる。

本装置による He の検出感度は He 分圧  $10^{-9}$  Torr 以下であり、He が材料を透過して来たものと仮定すると、肉厚 1 cm, 1 sec, 圧力差 1 Torr 断面積  $1 \text{ cm}^2$  につき、標準状態で  $2 \times 10^{-15} \text{ cm}^3$  と計算される。

(吉田平太郎)

炭化鉄  $\text{Fe}_3\text{C}$  の融点

(R. S. JACKSON: JISI, 211 (1973) 5, pp. 375~376)

$\text{Fe}_3\text{C}$  の融点はまだ実験的に決定されておらず、1827°C や 1600°C のような高い温度と見積る人もあり、安定系の鉄-黒鉛共晶の温度に等しいとする人もある。また FILLIPOV らは過共晶 Fe-C 合金では共晶温度より 40°C 高い温度に包晶反応の存在を見出だしている。さらに最近の熱力学的計算では  $\text{Fe}_3\text{C}$  の融点を 1207°C あるいは 1212°C と与えている。

この Technical note では3種類の予備実験の結果から、C で飽和させた高純度溶鉄から径 4 mm のピペット試料を引上げて急冷する方法を採用し、組織観察を行なつて融点を決定した。溶鉄の温度は 1701~1163°C で、 $\pm 2^\circ\text{C}$  に保持した。1578°C までの温度では初晶黒鉛の中に少量の針状  $\text{Fe}_3\text{C}$  が点在し、1202°C およびそれ以下の温度から冷却されたすべての試料では黒鉛に代つて針状  $\text{Fe}_3\text{C}$  が大部分を占める。1578°C までの試料にみられた少量の  $\text{Fe}_3\text{C}$  は  $\text{Fe}_3\text{C}$  の融点に冷却されたときに生成したもので、1202°C 以下は黒鉛が存在しないことから  $\text{Fe}_3\text{C}$  の初晶範囲であると考えられる。1209°C では少量の黒鉛が認められたが、その黒鉛量の定量から初晶として黒鉛を生ずる領域と  $\text{Fe}_3\text{C}$  を生ずる領域の境界温度として 1207°C を得た。そして、従来の黒鉛初晶線と  $\text{Fe}_3\text{C}$  初晶線とを別々に引くのではなく、黒鉛初晶線の下端は 1207°C で終わり、この温度でより勾配の小さい  $\text{Fe}_3\text{C}$  初晶線と連結する形の状態図を与えている。この2つの初晶領域はたがいに包晶関係を保つが、 $\text{Fe}_3\text{C}$  が黒鉛と溶鉄の反応によつて生ずるものではなく、 $\text{Fe}_3\text{C}$  は C に過飽和な溶鉄から直接的に結晶化するもののようなものである。この過程は亜共晶 Fe-C 合金では成分元素の偏



析によつて、また過共晶合金では溶鉄からの黒鉛の緩慢な成長の結果として生ずる。このように、白鑄鉄の形成は大きな冷却速度によつて促進され、また黒鉛成長速度を減少させることが知られている S, Mg, Ca, Ce, Bi および Te の存在によつても促進されるとしている。

(脇田三郎)

#### 平均一、不連続降伏中の鉄鋼の下降伏点におよぼす結晶粒径と引張り速度の影響

(F. GAROFALO: Met. Trans., 4 (1973) 6, pp. 1557~1561)

鉄と鋼の下降伏点  $\sigma_{aF}$  は次式により得られることを前報告で述べた。

$$\sigma_{aF} = \sigma_i + \left( \frac{V_C}{N\theta K} \right)^{1/m^*} \left( \frac{1}{l^2} \right)^{1/m^*}$$

$\sigma_i$  は内部応力、 $V_C$  は引張り速度、 $N$  は伝播中のリュウダース帯の数、 $\theta$  は単位有効応力における平均転位速度、 $K$  は物質常数、 $m^*$  は転位速度-有効応力指数である。

室温において  $m^*=4$  とすると上式は Hall-Petch の関係式と総しくなるが、 $N\theta K$  の値は Hall-Petch の関係から得た値より 2 桁大きくなる。引張りが速度大きくなると上式の  $\sigma_{aF}$  値と実測値に差を生ずる。

可動転位密度や伝播中のリュウダース帯に対する結晶粒界抵抗がリュウダース帯伝播速度やリュウダース歪に影響すると思われる。リュウダース帯伝播速度を  $\bar{V}_L$ 、リュウダース歪を  $\epsilon_{PL}$  とし、 $K$  は物質常数でなく、 $\bar{V}_L \epsilon_{PL}$  の関数と考え、 $K = K'(\bar{V}_L \epsilon_{PL})^{1-\alpha}$  とすると  $V_C = N\bar{V}_L \epsilon_{PL}$  から  $K = K'(V_C/N)^{1-\alpha}$  となる。これらの式より

$$\sigma_{aF} = \sigma_i + \left( \frac{V_C^\alpha}{N^\alpha \theta K'} \right)^{1/m^*} \left( \frac{1}{l^2} \right)^{1/m^*}$$

が得られる。 $N=1$ 、 $\alpha = \frac{1}{3}$  としたとき実測値とよく一致し、各種鉄と鋼の実測値の相関係数  $R^2$  は 0.987~0.999 であった。

上式の適用可能範囲は、平均転位速度を  $v$ 、剪断応力を  $t$  とするとき、 $\log v - \log t$  図が直線となる領域と考えられ、適用可能転位速度の上限および下限を決定するためにはさらに多くの実験資料が必要である。

(石田二郎)

#### Fe-P, Fe-P-S, Fe-Sb-S 合金の粒界脆性

(P. V. RAMASUBRAMANIAN and D. F. STEIN: Met. Trans., 4 (1973) 7, pp. 1735~1742)

鉄中の O, S, P, Sb などの元素が、延性-脆性遷移温度をあげることや、Sb, P, Sn, As を含んだ低合金 Ni-Cr 鋼が焼き戻し脆性を示すことはよく知られている。本論文は、この中から P, Sb, S について、これらの元素が粒界脆性に及ぼす影響を、オージェ分光法と、破面の様子が変化する温度 (FATT) の測定によって調べている。

Fe-P 合金では、0.2 pct から 500 ppm の範囲で P の濃度が変わつても FATT はあまりかわらず、200°C 以下である。しかしながら、この中に S がわずかでも入ると、FATT は 300°C 以上になる。オージェ分光法による観察では、P や Sb が S の粒界への偏析を促進すると考えられる。とくに、Fe-P-S 合金では 1000°C 付近から焼き入れしても、S の粒界への偏析を阻止できない。

P や S の粒界への偏析は、フェライトでは全域にわたつて起こつてゐる。オーステナイトでは、固溶限が小さいにもかかわらず、偏析は非常に少ない。また、Fe-Sb-S 合金で Sb の偏析はほとんど認められなかつた。P は粒界に析出物として、厚さが 10~15 Å の層をなしているのが認められたものもある。

GAHN と HILLIARD の方法にしたがつて、粒界に存在する P や S の量を計算すると、これらの元素の偏析が、単純な GIBBS の平衡偏析のモデルに合わないことがわかる。偏析は、相や粒界の種類、粒界の近傍での固溶原子と空孔との相互作用などに影響されると考えられる。

また、鉄や低合金鋼で、各々の不純物元素に特有な遷移温度の上限があると考えられ、S は 350°C 以上、Sb は 600°C 以上、P は ~200°C である。(榎木正人)

#### 12% Cr を含む新しいステンレス鋼

(J. LEFÈVRE, et al.: Revue de Métallurgie, 70 (1973) 4, pp. 259~268)

0.05% C, 10.5~13% Cr の成分範囲のステンレス鋼は高温では添加元素によつてフェライト、二相混合オーステナイト組織になる。この点に注目して、フェライトおよびマルテンサイト鋼の機械的性質、溶接部の曲げ特性および靱性におよぼす組織ならびに化学成分の影響を調査した。要因としてとりあげた化学成分は C, Ti (または Nb), Ni, Cr で他の元素は実用鋼に含まれる程度添加して、大気溶解した。

900~1300°C からの急冷組織を観察して、Ni 当量 = Ni% + 10(C%)、Cr 当量 = Cr% + 8(Ti%) の関係式が求めた。1100°C から急冷してマルテンサイト組織が得られるのは、Ni が 0.3~1.0% 添加されるか、または低 C、低 Cr で、Ni および Ti の添加されない (0000) 鋼種で、フェライト組織が得られるのは、Ni が添加されず Ti の入った鋼種であり、Ni 当量、Cr 当量状態図から、0.7(Cr 当量)-Ni 当量 ≤ 7.3 でマルテンサイト、0.25(Cr 当量)-Ni 当量 > 3 でフェライトが得られることがわかつた。

フェライトステンレス鋼の強は C に依存し、1000°C 以上の加熱で結晶粒が粗大化し、伸びが低下する。溶接部の曲げ特性はよく、割れは発生しなかつたが、衝撃特性はよくなく、遷移温度は常温以上である。また Ti 添加鋼より Nb 添加鋼の方が遷移温度を 50°C 程度下げ

Ni の入ったマルテンサイト鋼は  $A_1$ , Ms 点を下げ、焼なまし軟化抵抗を増大させる。焼なまし状態では、強さはフェライト鋼より高いが、(0000) 鋼はほぼ同じである。溶接部の衝撃遷移温度はフェライト鋼より低く、Ti を添加すると常温以下になるが、より多量の Ti 添加では二相混合組織となるため、かえつて悪化する。曲げ特性は Ni 添加鋼は悪く、割れが発生するが (0000) 鋼では発生しなかつた。

結局、低 C、低 Cr で Ni および Ti の添加されない (0000) 鋼が、溶接性のよい靱性すぐれた鋼と考えられる。(沼田英夫)

#### 0.3wt% リンを含むオーステナイトステンレス鋼中の $M_{23}C_6$ の析出

(A. V. A. SAARINEN: Scand. J. Metallurgy, 2(1973))

2, pp. 161~168)

オーステナイト系ステンレス鋼では  $M_{23}C_6$  が結晶粒界、双晶境界に析出し耐食性を劣化させる。P を添加すると  $M_{23}C_6$  の粒内析出を促進するが、その効果は複雑である。たとえば  $M_{23}C(C+P)_6$  または  $(M+P)_{23}C_6$  の形をとると云われている  $M_{23}C_6$  の形状も2種類あり、片状の析出物は  $\{111\}$  を晶へき面とし、プリズム状のループとして析出するとの報告もある。本論文は17-10鋼中の  $M_{23}C_6$  の析出におよぼす0.3% P の効果を検討した。1050°C × 30 min 溶体化後600~800°Cの析出処理を行ない以下の結果を得た。硬さ、耐力；球状析出物および片状析出物に応じて2段の変化があらわれた。あらかじめ冷間加工を施しても析出過程に影響がなかった。電気伝導度；10hr まで徐々に増加（固溶 P, C と空孔の減少）し40hr を境に急激に減少（析出物の整合歪）、冷間加工によつて本質的に不変。磁気モーメント；20hr 後に急激に増加（片状析出物の成長）。活性化エネルギー；第1段のピーク（球状析出物）の活性化エネルギーは50 kcal/mol で第2のピーク（片状析出物）の活性化エネルギーは前者よりやや小さい。電顕観察；700°C 加熱では数分で粒界に析出が起り、30 min 後には整合歪を伴つて粒内および一部転位上に析出した。しかしプリズム状転位上への析出は認められなかった。球状および板状  $M_{23}C_6$  の析出の核は空孔濃度に依存する。また、析出物のない領域も観察された。板状析出物の晶へき面は  $\{100\}_\gamma$  でなく  $\{310\}_\gamma$  である。そして  $M_{23}C_6$  と  $\gamma$  の方位関係は従来の結果と一致した。X線回折；球状および板状析出物は  $M_{23}C_6$  と考えられる。しかしPの挙動については不明である。耐食試験；1N  $H_2SO_4$  + 100 mg  $NH_4SCN$  溶液での耐食性は析出処理時間とともに劣化した。

### —物理冶金—

#### 鉄の降伏と粒界割れに及ぼす粒界溶質と組織の役割

(I. M. BERNSTEIN and B. B. RATH: Met. Trans., 4 (1973) 6, pp. 1545~1551)

粒界の浸入型溶質であるCとNとの濃度と分布の変化がPetchの式および水素割れにおよぼす影響について、さらにPetchの式と粒界組織との関係について調査した。

湿水素気流中で脱炭したFerrovac-E鉄(30ppm C, 50ppm O, 10ppm N)と真空溶解鉄(45ppm C, 125ppm O, 10ppm N)に0.15% Tiを添加して浸入型溶質元素を固定したFe-Ti合金を冷間圧延により粒度を調整し、750°C × 1hrの再結晶後、炉冷(0.1 C/S)、急冷(2 C/S)および水冷( $2 \times 10^3$  C/S)の冷却方法により浸入型溶質の濃度と分布を変化させて試料とした。引張り試験は常温で行ない、荷重速度は0.127 mm/secである。

Hall-Petchの式  $\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$  におけるKの値は、

Fe-Ti合金は可動浸入型原子を含まないので冷却速度により変化はしないが、約40ppmの可動浸入原子を含む脱炭鉄の場合は冷却速度の増加により急減した。これは冷却速度のK依存性が浸入型固溶原子の分布に関連し、粒界浸入原子の濃度の増加とともにKが増加することを示す。

1N  $H_2SO_4$  中で水素チャージした試料の粒界割れはFe-Ti合金では冷却速度に関係しないが、脱炭鉄では冷却速度が増せば粒界割れが減少した。Kが大であると粒界割れを生じやすく、水素による粒界割れが浸入型溶質の存在と分布に敏感である。

粒界転位(ledge)の密度は冷却速度にのみ関連し、浸入型溶質の分布には関係しない結果がえられ、ledgeがKの挙動を支配するというLiの説と一致しないことが判明した。鉄の変形と割れの挙動は粒界における相対強度、粒界に生成したFe-O-C混合物の存在および解離したHの影響による。(内堀勝之)

#### Fe-3%Siの高温クリープ

(R. G. STANG, et al.: Met. Trans. 4 (1973) 7, pp. 1695~1699)

本研究ではFe-3%Siを用いて、広範な応力における定常クリープ速度  $\dot{\epsilon}_s$  と転位密度の応力依存性について調べ、それとクリープ理論から得られる結果と比較した。熱間圧延した1.27 cm  $\phi$  の丸棒を直径0.507~1.02 cm、長さ0.952~1.27 cmの直角円柱状試験片に加工した。試験片は水素焼なまししたのち、1678°Kと1613°Kで変形した試片は1693°Kで焼なましし、また低温で加工した試片は1593°Kで焼なましした。このような処理をした試片には普通2~3個の結晶粒を含むが、時には単結晶のものもあつた。焼なまし後の転位組織を観察した結果、亜結晶粒は認められず、転位密度は、 $10^4 \text{ cm}^{-2}$  以下であつた。クリープ試験は水素雰囲気中で、定圧縮荷重下で行なわれ、クリープ変形は $10^{-4}$ まで測定可能な差動トランスを用いて調べた。試験後には試験片は負荷状態で約200°K/hrの速度で冷却した。試験した試片をマイクロアナライザーで調べたがSi濃度の減少は認められなかった。本研究において得られた結果は次のごとくである。

弾性定数の温度にもなう変化を補正したときの  $\dot{\epsilon}_s$  の温度依存性はほとんどの高温クリープについての研究結果と一致し、自己拡散の温度依存性に近い値を示す。  $\dot{\epsilon}_s$  の応力依存性は指導数法則により近似され、温度の上昇にもない、応力指数  $n$  は  $0.5T_m$  ( $T_m$  は融点) における  $5.3$  から  $0.8T_m$  における  $3.0$  に減少する。しかし  $\dot{\epsilon}kT/DGb$  対  $\sigma/G$  の線図は広範囲の  $\sigma/G$  に対して指数  $3.2$  の指数関係を示す。  $\sigma/G$  が  $2 \times 10^{-5}$  以下では、転位密度は応力に依存しない。このように転位密度が応力に依存しないのは、等温試験で明らかな  $\dot{\epsilon}_s$  の応力依存性の減少と対応するのは、転位組織の変化がすべて応力依存性に貢献することを示している。(山田武海)