

## 抄 録

## — 製 鉄 —

## 実験室規模のキルンによる鉄鉱石の還元

(W. A. MULLETT, et al.: JISI, 211(1973), 4, pp. 278~283)

キルンによつて鉄鉱石の還元を行なうときの問題は高炉に比べて生産性が低いことと、鉱石が溶着固着してしまうことにある。そこでそれらの解決の一つとして炭化水素を用い、実験室的条件下で種々のパラメーターを変化させてその影響を求め、工業化への指針とした。炭化水素を燃焼させて CO, H<sub>2</sub> などを作つてこのガスで還元させることにより種々の利点が生まれる。水素と酸化鉄は吸熱反応を行なうので水素の量を適当にすることにより、炉内温度を溶着を防げるある一定値に保つことができる。また水素は反応が早いので生産性を高められる。実験はそれぞれガス、鉱石の供給量と排出量を測定して、物質バランスから各値を求め、また各種ガスからできている還元ガスの還元能力を計算した。結果としては還元率が 90% まで溶着せずに還元できた。960°C では溶着したが、粒子径を大きくすれば防げる。キルンの還元における重要な因子である温度、粒子径、滞在時間、還元ガス中の炭素と水素の比についてお互いの関係をグラフに示した。炭化水素の燃焼で作つた還元ガスはその温度、ガスの成分の量、種類が異なり、還元反応に種々の影響を与え、特に平衡にある H<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub>-CH<sub>4</sub> を用いると、還元が早まり、溶着も防げる。また還元ガスを N<sub>2</sub> で薄めても反応はあまり変らなかつた。

得られた結果を適用すると、この方法によるキルンと電気炉を組み合わせると高炉に充分競合できると思われる。(佐々木康)

## ドロマイトペレットの高炉への適用

(V. P. BRATCHENKO, et al.: Steel in the USSR, 2(1972) 6, pp. 421~423)

ペレットの媒溶剤としてドロマイトを使用した場合、1) ペレット中の S 含有量が下がる。(約 0.022% 下る。) また 5 mm 以下の粒が 2% まで下がる。2) 軟化温度が高く、またその幅が狭い。3) 高炉に装入した場合、生成スラグの脱硫能が高い。などの利点に注目して、媒溶剤としてライムを用いたペレットとの比較試験を行なつた。試験を行なつた高炉は内容積 1370m<sup>3</sup>、ストックライン下 0.7m および 7.0m の位置にサンプリング装置を有し、部分還元後のペレット強度、炉内温度分布、ガス分布、圧力損失、燃料比、操業度、スラグ比、溶銑成分、スラグの脱硫能などに関して比較を行なつた。その結果、ドロマイトペレットはライムペレットに比較して軟化温度が高く、また温度幅が狭いため、ライムペレットより下部で軟化し、炉内の温度分布、ガス分布、通気性が好ましい状態となり、結果として操業度の上昇(1.4~5.1% 上昇)、燃料比の低下(1.2~1.3% 低下)をみた。溶銑成分を比較すると、溶銑温度は約 30°C 上昇し溶銑中 S は約 0.007% 低下した。これは、ドロマイトペ

レットを用いた場合高炉のスラグの脱硫能がライムペレットのそれに比較して高いためである。脱硫率は焼結鉄 100%、ライムペレット 100%、ドロマイトペレット 100% を比較するとそれぞれ 50%、82.1%、95.2% とドロマイトペレットが最も高いが、ドロマイトペレット配合をあまり高くすると、スラグ比は 220 kg/t と低下するが、スラグ中 MgO が 13~15% となりスラグの流動性がきわめて悪くなる。(牧 章)

## 高炉プロセスと同様な条件下における自溶性焼結鉄の挙動

(M. S. BYKOV, V. A. DOLINSKII, and A. A. PERMYAKOV: Steel in the VSSR, 2(1972) 6, pp. 424~425)

この研究により焼結鉄を普通に還元した場合と荷重軟化中に還元した場合とで、その鉄物組成において本質的な違いがあることが示された。それは特に Silicate 相が普通還元したものより荷重軟化中で還元した焼結鉄の方に多く存在したということである。

供試焼結鉄には塩基度 1.1 および 4.3 の 2 種類が与えられた。1~3 mm の焼結鉄がクリプトル炉で 2 kg/cm<sup>2</sup>、800°C で 2~3hr 加熱された。軟化中にその鉄物組成は poly- および mono-calciumferrite の増加により変化する。軟化後、焼結鉄の側面および端面で最も還元されているのがみられる。金属鉄が magnetite および mono-calciumferrite の粒子上にみられた。焼結鉄の軟化中に、CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が分解して形成される相当量の ferrous oxide および calcium oxide の silicate が溶解して silicate 相が増大する。軟化後の silicate 相は pyroxenes, ferromonticellite, melilite, merwinite および lairnite である。

8~10 mm の焼結鉄が 34% CO, 66% N<sub>2</sub> ガス中にて 700°C および 1000°C で 140 min 間還元された。これによると CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が初めに還元され、その還元性は hematite に近いことが示された。2CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> より安定である。700°C で還元したときの特徴的な組織として、約 1.5% 体積の hematite が針状の skeletal 結晶で表面近くに残っているのがある。還元は完全には進まず、たびたび表面からある距離のところまで突然停止する。

軟化後に還元された焼結鉄においては、金属鉄はほとんどすべて均一に散らばつた大きな玉の粒子状となつている。多くの magnetite の粒子は十分 wustite または magnesio wustite に還元されている。silicate および 2CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を除いたすべての鉄物の結晶は丸い形をしている。2CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は金属鉄と magnesio wustite の粒子に対してバインダーとして働いている。(野沢光男)

## — 製 鋼 —

## エレクトロスラグ再溶解における酸素の挙動

(H. MISKA: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 1, pp. 19~25)

エレクトロスラグ再溶解における酸素の挙動について

研究した。使用した設備の仕様は次の通りである。

電極直径 80 mm (電極表面 Al 粉末塗付), 水冷鉄鑄型直径 200 mm, その高さ 400 mm, 溶解鋼塊重量 32~35 kg, スラグ使用量 8 kg, 電圧 40~44 V, 電流 2 000~4 000 A。

溶解中に W-WRh 熱電対および光学的手段で測定したスラグ表面温度は 1 700~1 800°C であった。また、スラグ内の温度均一性はよかつた。

まず  $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-FeO}$  系スラグを用いてリムド鋼の再溶解を行ない、鋼塊中の酸素分析値より 1 700~1 800°C におけるこれらスラグ中の FeO の活量を求めた。その結果、 $\text{CaF}_2\text{-FeO}$  系の FeO の活量係数はきわめて大きく、また FeO, CaO,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  などの酸化物の添加により、その値は減少する傾向がみられた。

次に鋼組成の酸素含有量に及ぼす影響を調べた。 $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$  系スラグを用いた Al キルド鋼の再溶解では、鋼中酸素量は、スラグ中の  $\text{Al}_2\text{O}_3$  の活量を 1 とした。Al による脱酸平衡式で記述できた。したがって、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  がスラグ-メタル界面で濃化している可能性または、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  粒子がメタル中に懸濁している可能性が考えられる。また、 $\text{CaF}_2\text{-CaO-SiO}_2$  系スラグによる Si キルド鋼の再溶解においても、鋼中 Si と鋼中酸素は平衡にあつた。

これらの実験事実より脱酸機構について考察した結果酸素移動の律速段階は、スラグ-メタル界面のスラグ側の物質移動であることが明らかになった。(伊丹俊夫)

**希土類元素, Ce, La による脱 O, 脱 S, 脱 N の研究**  
(W. A. FISCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 2, pp. 87~95)

25 KVA の真空溶解炉にて 25 kg の電解鉄 (C 30, 50, Si 25, 50, Mn 20, 50, S 45, 75, N 20, 100, Al 20, O 700, 20ppm) を溶製し、Ce, La による脱 O, 脱 S および脱 N 平衡を 1 600°C で求めた。溶解炉のライニングは結晶質ライム (粒状, 主な不純物は  $\text{Al}_2\text{O}_3$  0.89,  $\text{SiO}_2$  0.81, FeO 0.46,  $\text{CaC}_2$  0.18%) をスタンプし、予備溶解にて焼成して使用した。添加した希土類元素の純度は 99.5% 以上である。平衡実験は Ar 400 Torr にて行ない、平衡時間は予備実験により希土類元素添加後 4~6 min で平衡に達することを確認し、8 min とした。溶鋼のサンプリングには 7 mm ID, 19 mm OD, 100 mm L の結晶質ライム製保護管を用いた。なお、Ce, La の分析精度は 0.01% 以上で相対誤差  $\pm 5\%$  以下であり、Ce, La 添加鋼の O 分析には 1 950°C の抽出温度で十分であることを確認している。

Ce, La 添加鋼の分析値を整理し、つぎに示す生成物相を平衡相として、1 600°C の平衡値を算出した。

$$\text{Ce}_2\text{O}_3(\text{S}); [\% \text{Ce}]^2 [\% \text{O}]^3 = 1.8 \times 10^{-9}$$

$$\text{La}_2\text{O}_3(\text{S}); [\% \text{La}]^2 [\% \text{O}]^3 = 6.0 \times 10^{-10}$$

$$\text{CeS}(\text{S}); [\% \text{Ce}] [\% \text{S}] = 1.9 \times 10^{-4}$$

$$\text{LaS}(\text{S}); [\% \text{La}] [\% \text{S}] = 1.5 \times 10^{-4}$$

$$\text{LaN}_2(\text{S}); [\% \text{La}] [\% \text{N}]^2 = 1.0 \times 10^{-5}$$

Ce と O の関係は log-log でほぼ直線にて近似できその直線の傾きは  $\text{Ce}_2\text{O}_3$  を脱酸生成物と想定した場合の傾きとほぼ一致することを確認した。これは他の Ce-

S, La-O, La-S, La-N 系についても同様であつた。

さらにライニング中の  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaC}_2$  などの不純物が鋼中の Ce, La により容易に還元されること、Ce, La を多量に添加した場合には炭化物、金属間化合物の生成量が多く、これは希酸および大気中の湿分とも反応すること、0.3% までの Ce, La の添加により一次結晶粒が粗大化するが、0.3% 以上では結晶粒度はほぼ一定となることなどを示した。(鈴木健一郎)

#### 連続鑄造過程における金属の超音波処理

(O. V. ABRAMOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 2, pp. 55~60)

連続鑄造鑄片の品質を改善するために超音波処理の効果を検討した。

超音波のエミッターを一体の鋼製、銅、銅およびチタンで先端を造つた複合のものとし、その内部に水を通して冷却した。溶融ピスマスを用いて、溶融金属に伝導される音波の力を測定した結果もつとも効率の高いのは、一体の鋼製であり、銅製の複合のものが低い効率を示した。

エミッターを溶融金属へ挿入したときの冷却効果を、鋼製の一体のものと銅製の複合のものを用い、冷却水の消費量、超音波の出力および挿入深さを変えて検討した。エミッターから周辺に向う温度降下は、冷却水の増加および超音波の出力の増加とともに大きくなつたが、エミッターの挿入深さには影響されなかつた。しかしスキンを生成するときのエミッター表面の温度は、エミッターを深く挿入すると上昇し、超音波の出力を増加すると上昇した。これらの現象は、超音波による金属の攪拌の強化およびエミッターの表面に生成した結晶の破壊によつて説明された。

チタンで造つた複合エミッターをアルミニウムの連続鑄造に応用した結果、鑄造組織のいちじるしく変化することがわかつた。

断面が 150×640 mm の銅鑄型で  $\text{C}_T.50$  鋼を連続鑄造するとき、銅製のエミッターで超音波を加えた。その結果、マクロ組織で柱状晶域が減少し、鑄造状態での降伏強度は 49 kg/mm<sup>2</sup> から 63 kg/mm<sup>2</sup> に、衝撃値は 1.5 kg-m/cm<sup>2</sup> から 2.8 kg-m/cm<sup>2</sup> に向上した。また超音波処理によつて非金属介在物の性質や分布、ガス組成は変化しなかつた。(郡司好喜)

#### Fe Cr-C 合金とガスおよびスラグとの界面の性質

(S. I. POPEL', et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 2, pp. 61~66)

Fe 30%-Cr 70% の 1 730°C における密度は 6.40 Mg/m<sup>3</sup> であり、C を加えると  $\rho_1 = 6.4 - 1.6 \times 10^{-3} [\text{at.}\% \text{C}]$  なる関係で直線的に減少した。分子容は 8.3 cm<sup>3</sup>/g-at から 28 at.% C で 6.95 cm<sup>3</sup>/g-at に減少し、部分分子容は  $\bar{V}_C = 3.6 \text{ cm}^3/\text{g-at}$  と得られた。

Fe-Cr の 1 730°C における表面張力は 1 650 MJ/m<sup>2</sup> であり、28 at.% C までは C の添加でほとんど変化しなかつた。また、スラグと接触したあとでは 1 370 MJ/m<sup>2</sup> まで減少するが、C を 2.2 at.% まで添加すると元の値に回復した。またこの Fe-Cr-C 系の表面張力は、Cr および C の活量係数  $\gamma$  から計算した値とよく一致した。

40% SiO<sub>2</sub>, 30% MgO, 20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 10% CaO のスラグと Fe-Cr の 1730°C における界面張力は 880 MJ/m<sup>2</sup> であり, 2.2 at% C の添加で 1170 MJ/m<sup>2</sup> まで増加するが, それ以上の C の増加ではほとんど変化しなかった. C を添加しない合金の [O] は 0.08 wt% であり, C の添加によつて [O] は 0.02 wt% に減少し, 表面張力および界面張力が増加した.

熱力学モデルにより, ガスおよびスラグと接触している金属界面における C, Fe, Cr, Al および Si の吸着濃度と [C] の関係を求め, さらにスラグ側における各成分の吸着濃度を計算した.

Fe-Cr-C 合金と SiO<sub>2</sub>-MgO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO スラグの附着力は 990 MJ/m<sup>2</sup>, 接触角は 11° と決められた.

(郡司好喜)

### 酸素製鋼炉と連続铸造機の組合せ操業をより効果的に行なうための補助技術の適用

(R. ALBERNY: Rev.met., 70(1973) 2, pp. 71~96)

転炉と連続铸造機を結びつけて効率よく鋼を生産するための種々の方法について論じている.

連铸機の稼働率の向上のためには連炉における終点制御が完全に行なわれることが必須条件である. そのために, 物質収支および熱収支から成り立つ静的モデル(CALBAL モデル), ダイナミック制御を目的とした動的モデル(CALDYN 1 モデル)を開発し, 実操業に使用している. 現在, CALBAL モデルは 5 万チャージに適用し, 鉱石の投入量が従来 9.5 kg であつたものが 5.6 kg に, 鋼塊ボトムの切り捨て量が 7.5 kg から 5.5 kg にそれぞれ低下し, 出鋼温度の標準偏差が 16.6°C から 13°C に減少するなど, 種々の効果が得られている. また, CALDYN 1 モデルは使用開始直後ではあるが, 終点における C 濃度の標準偏差の向上に効果が認められている. つぎに, 連炉と連铸機間の連結を密にするための保持炉の有効性について述べ, 保持炉の概説をした. 保持炉は転炉と連铸機のタンデッシュとの間に設置され, 電磁誘導による溶鋼の攪拌と加熱の機能を有し, 温度と成分の調整, スラグとメタルの分離, さらに, 脱酸剤や合金剤の添加のできるもので, 保持炉における温度調整の例を示した. また, 保持炉は連铸機のブレイクアウト時の安全装置ともなり, 連々鑄時の転炉と連铸機間の時間調整にも有効に使用できる. 最後に, 連铸機自体の生産性の増大方法と製品の品質について述べ, 引抜速度の増加のためには伝熱計算の重要なことを示した. また, 引抜速度や注入方法と製品の表面欠陥との関係について述べ, 製品の内部性状の改良のためにはクレーター内溶鋼の電磁攪拌が有効で, ピレット連铸機における柱状晶域の攪拌は鑄片中央部の等軸晶領域を増加させることを示した.

(藤井徹也)

### エレクトロスラグ再溶解におけるスラグ, 鋼塊温度の連続測定

(P. O. MELLBERG: Scand. J. Met., 2 (1973) 1, pp. 5~6)

エレクトロスラグ再溶解プロセスを理解するためには再溶解時の温度分布およびその溶解条件による変化を把握することが重要である. 電極やスラグの測温に関する報告はいろいろあるが, 測温プローブを鑄型・電極間に

挿入する方法では電極先端付近のスラグ温度を測定することはできない. また, この方法では溶鋼プール温度の信頼できる測定値が得られない.

著者は, 再溶解条件と凝固組織との関連を調査するための大規模な研究プロジェクトの一環として, スラグ, 鋼浴および鋼塊内の任意の位置で測温できる方法を開発した.

定盤から絶縁した固定式水冷銅鑄型の側壁に銅パイプを溶接し, 溶解開始前に測温プローブをはめ込んでおく. 溶解が進行し電極先端がプローブ位置を越えてからプローブをスラグ中に押し込むことにより, 時間の経過にともない, スラグ, 鋼浴および鋼塊内におよび縦方向温度分布が測定記録される.

いろいろなタイプのプローブを試用したが, CaF<sub>2</sub> スラグ中および溶鋼中でひどく溶損されることなく, 熱衝撃にも十分耐えたのは W3Re/W25Re 熱電対をアルミナキャピラリーに通し, 外径 5.5 mm の窒化ポロン保護管に納めた型式のものであつた. 熱電対保護のため, キャピラリーを通して熱電対先端までアルゴンガスを流しながら測温したが, 起電力測定値は安定しており, この測温で採用した程度のアルゴンガス流量によつては影響されないことがわかつた.

今後, より細いプローブを開発して種々の溶解条件下におけるスラグ, 鋼浴および鋼塊中の温度分布を調査し報告するつもりである.

(深山元郎)

## — 鑄 造 —

### 低合金鑄鋼の凝固挙動

(P. A. BIBBY and J. BEECH: JISI, 211 (1973) 4, pp. 290~292)

低合金鑄鋼の凝固挙動を熱分析技術により調べ, 凝固範囲を測定し, 包晶反応の存在を見つけた.

断面 108 mm<sup>2</sup>, 長さ 250 mm の鋼を鑄造し, 中央部で切断して表面を研磨し塩化アンモニウム鋼溶液で腐食して組織を調べた. 等軸晶の面積を測定し鑄物の全横断面積に対する%として記録した. 温度は鑄物の長さ方向の中央部に Pt/Pt-13%Rh 熱電対をおいて測定し, 記録計を用いて時間の函数として記録した. 鑄造前の温度と鑄型の中で測定した液相線の温度との差も測定した. 固相線の温度は試料を再加熱して示差熱分析により求めた. 鑄物の固相線の界面は液体を除いた後調べ, 試料の分析はカントメーターで行なつた.

使用した合金は 0.3C-2%Ni 合金および 0.3C-2%Mn 合金で, 等軸晶は 0.3C-2%Mn 合金の方が大きい. 熱分析曲線には二つの型 a, b が得られたがそれは鑄造温度と液相線温度との差によるものではなく組織すなわち合金成分に関係している. a 型の曲線の一定温度を保つ時間は樹枝状晶の先端が鑄物の中心に達する時間をあらわし, b 曲線にみられる第二の水平線は包晶反応により生ずるものである. この相変化は凝固の潜熱の約 10% に相当する熱を出すだけであるが, 包晶変化は狭い温度範囲でおこり固体量は約 20% にまで増加するので, 固体の分離にとまらぬ潜熱および限定された温度範囲で遊離される変態の熱が第二の停止を生ずる. また凝固範囲と等軸晶の面積%とのグラフからは非包晶合金(a型)と包

晶合金(b型)の間に重要な関係がみとめられる。この二群への分離は固体液体界面の性質によつても明らかで、包晶反応の有無に係っている。またその組織は包晶型では凝固範囲に関係なく樹枝状晶は液体の流れによりゆがめられ不安定界面を示しているが、非包晶型は完全な樹枝状晶を示している。(堀谷貴雄)

#### 厚板および薄板用スラブの連続製造における製鋼要因について

(J. LECLERC: Rev. Met., 70 (1973) 2, pp. 97~114)

湾曲型連続製造機による厚板および薄板用スラブの製造において発生する割れ、介在物などの問題の対策について述べた。連鑄機は曲率半径 12m, タンディッシュ容量 12 t, 2 ストランドで、スラブ幅 1000~2000 mm, 厚さ 150~250 mm である。1971年1月に操業を開始し現在連々鑄率 85% で月産 45000 t, 厚板用 91% (内パイプ材43%), 深絞り薄板用 9% である。厚板の機械的性質は普通造塊材に比べて遷移点における衝撃値が大きいこと以外には差はない。スラブの内部割れは注入速度の制御およびタンディッシュ内溶鋼を液相温度より 15°C 高く調整することにより解決された。介在物の問題は厚板の場合と薄板の場合で異なり、厚板では溶接材の端部の清浄度が重要である。このためには溶鋼中の清浄度をある水準以下に抑えればよい。薄板の場合には一定の残留 Al を得るために  $\underline{O}$  値を制御しなければならない。転炉吹止め時の  $\underline{O}$  の目標値は  $\theta$  を吹止め温度として  $\underline{O} = 2.235/C + 0.2(\theta - 1600) + 30$  として表わすことができる。Al 歩止りのバラツキを小さくするために出鋼中と出鋼終了後の 2 段階に分けて、細長い Al 片を高速で取鍋内に入れる方法をとった。Al 再酸化防止のためにタンディッシュへの注入には 200 mm  $\phi$  シリカ製浸漬ノズルを使用し、タンディッシュをマグネシアでライニングした。また、障害物を設けた実物大のタンディッシュ模型のモデル実験で湯動きの検討をした。スラブ上面側表面から 1/5 厚さの位置に見られる介在物の線状分布は冷延板製品における、白スジ、黒スジ、“Straw line” などの欠陥の原因と考えられる。この介在物分布についてはモールド内湯動きが重要な因子で、ノズル穴の傾き断面積の最適値はスラブ厚やその他種々の鑄込み条件によつて異なる。モールド内被覆剤中の  $Al_2O_3$  は注入中に富化し、その速度は被覆剤により異なるが、飽和値は 17~18% 程度であり周期的な被覆剤の取り換えが有効であることを裏づけている。(矢野修也)

#### August Thyssen-Hütte AG Ruhrort 製鋼工場での生産サイクルと連鑄設備

(B. BERTRAM: Rev. Met., 70 (1973) 2, pp. 143~159)

August Thyssen-Hütte AG, Ruhrort 製鋼工場の 120 t 転炉は 3/4 基操業で、1 基はインゴット鑄造、他の 1 基は真空脱ガス装置と組合され、残り 1 基は連鑄機に溶鋼を供給している。同工場の粗鋼月産はインゴット鑄造 20 万 t, 連続鑄造 5 万 t の計 25 万 t である。連鑄機は、単ストランドの全湾曲式であり、曲率半径は 10m, 鑄型寸法 (mm) は 1700×183, 2000×200 および 2050×250 の三種で、鑄造速度 (m/min) はそれぞれ 0.75~

0.95, 0.60~0.70 および 0.50~0.60 である。鑄造前に、取鍋中溶鋼を浸漬ランスからの Ar 吹き込みにより攪拌して温度を均一化し、合金剤を添加して成分を調整する。連鑄機は 1969 年 2 月に操業を開始した。同機の計画月産能力は単連鑄で 3 万 t, 連々鑄比率 30% で 3.5 万 t で操業当初の実績もその通りであつたが、転炉と連鑄機の操業の同期化の改善により最近では単連鑄で 4~4.2 万 t, 最高は連々鑄比率約 65% で 5.25 万 t に達した。鋼種構成は構造用鋼 (St 37~52), パイプ材 (L×56~65) がおもであり、耐候性鋼および 0.45%C max. の炭素鋼がわずか含まれている。単鑄造の場合、転炉操業サイクルは 45 min, 連続鑄造サイクルは準備を含めて 95 min, 搬送, Ar 攪拌および取鍋準備を含めると転炉原料装入から次の鑄造準備完了までの全操業サイクルは 159 min であるから、間にインゴット鑄造をはさみ次の連鑄ヒートの装入待ち時間は 5 min となる。単鑄造後、第 2 ヒートを真空脱ガス連鑄とする場合には、真空脱ガス時間 30 min を考慮すると第 2 ヒートの転炉装入待ち時間は 29 min となる。また、連々鑄の場合、取鍋準備時間を 10 min とすると装入待ち時間は、第 2 ヒートで 5 min, 第 3 ヒートで 15 min となる。操業シーケンスを確保するためには、溶鋼温度および組成を精密に調整することが必要である。(戸村寿孝)

#### Ensidesa Avilis 工場の連続鑄造設備

(J. V. TEJERINA: Rev. Met., 70 (1973) 2, pp. 175~192)

スペイン Ensidesa の Alivès 工場に新設した第 2 LD 工場とその連鑄設備の概要、操業経過を述べた。第 2 LD 工場は 100 t 炉 2 基、連鑄設備は 75×75~200×200 mm のピレット、ブルーム用 6 ストランド連鑄機 3 基であり、年間 100 万 t の生産能力がある。モールドは垂直型で長さ 762 mm, トーチ切断機の前で 5842 mm の半径で徐々に彎曲する垂直-曲げ方式である。

この工場の特徴は、鑄込をすべて連鑄化したことにより、転炉との調和が極めて重要となる。転炉の平均製鋼時間は 40 min であるが温度が低かつたり、過吹錬の場合 9 min, 高 C 鋼のように吹錬の困難なチャージで 20 min をさらに必要とするので、これらを考慮して最適な生産能力を引き出すよう、鋼種や鑄込サイズを設定せねばならない。取鍋、タンディッシュの内張りを改良した。タンディッシュは、連鑄機 1 基に 3 孔のもの 2 台を用いていたが、それぞれのタンディッシュで 1 孔がつまりかけると鑄込不能となるので、6 孔 1 台に変更した。これにより、うち 3 孔がつまりかけたときでも完鑄可能となつた。取鍋溶鋼の適正、均一化のために Ar バブリングを実施しているが、通気性レンガを用いるより、開孔したストッパーを鍋底部から 20 cm まで浸漬し上方から Ar を導入する方法で良い結果を得ている。鑄込に最適な温度を経験的に求めた。品質面では 100×100 mm, 長さ 6m 以上のピレットの湾曲と 0.33~0.45%C の範囲のピレットのみに発生するコーナー縦割れが問題である。前者は、可動テーブルが水平であり、ピレットの置き方に欠点があつたので、固定棒に一定圧力で押しつける方法を取つた。後者は、モールドの角から 4 cm の所に固定ガイドを設置し、強冷却を行なうことにより、近

い将来解決できる見通しを得ている。サイズ別の生産割合は、100×100 mm 33%，140×140 mm 24%，180×180 mm 43% である。(中戸 参)

## 一 加 工

### 圧延中の板の温度降下予測

(F. SEREDYNSKI: JISI, 211 (1973) 3, pp. 197~203)

熱間圧延において、圧延中の加工材料の温度変化を正確に予測することは、圧延荷重の推定、正確な板厚設定あるいは圧下率の適正な配分にとつてきわめて重要であり、さらには圧延材の性質の改善にもつながる。

ここでは3つの温度予測法を取り上げ、実測値と統計的に比較することにより、それぞれの方法の精度を確かめた。

圧延中の材料の熱平衡を決定する因子としては、i) 材料内の熱伝導、ii) 輻射による熱損失、iii) ロールへの熱伝達、iv) 加工による熱発生、v) 噴水法による熱損失、があげられる。第1の方法(A法)は近似法であり、材料の表面からの輻射による熱損失のみを考え、ロールへの伝達熱と加工による発生熱とは打ち消されると考える。第2の方法(T法)は材料内部の温度勾配を考慮し、熱伝導方程式を解く方法で、ロールへの熱伝達はA法と同様に考える。第3の方法(C法)はA法に、さらにロールへの熱伝達と加工による発生熱との影響をつけ加える。

以上の3方法について実測値と比較するにあたり最初のパスの温度のみから予測した場合と、パスごとの実測を用いた方法についても検討した。その結果、いずれの方法でも前者では最初の温度の測定誤差により、その後の予測温度の実測値からのばらつきは大きくなることが判明した。しかし後者では、3方法とも満足すべき精度で温度予測ができることが確かめられた。ただしT法では、圧延材が炭素鋼であり、700~800°Cにおける熱伝導度が不正確であることから、この温度域ではばらつきが大きくなつた。以上の実験より、T法は材料の内部温度を知ることにより有効であり、A、C法は板厚の薄い仕上げスタンドにおける温度予測に向いており、また計算が簡便であることからオンラインの予測にも適している、という結論が得られた。(田頭 扶)

### 原子力部品の溶接のアカースティック・エミッションによるモニター法

(D. M. ROMRELL: Welding J., 52 (1973) 2, pp. 81-S~87-S)

アカースティック・エミッション(AE)によれば、通常の非破壊検査法(NDT)によつては検出されないようなマイクロ割れの感知が可能である。そこでAEを溶接の際の欠陥発生モニター用として利用することを試みた。実験の対象としたのは実験用リアクターの燃料棒キャップの溶接、同設備のパイプ内面シール溶接、および8in管の突合せ溶接である。まず燃料棒については、316ステンレス製の径0.23in、長さ93.80inのケース両端にキャップをTIG隅肉溶接により取り付けることを行なつた。AEのセンサーとしてはPZT-5(lead zirconate titanate)を、スプリングを内蔵したホルダーに収め、シリコンゴムの薄層を介してケース側面に押し付けて用いた。溶接に際してはケースの方を固定し、トーチを周囲

に回転せしめた。数百本の溶接についてモニターが行なわれ、その内、特に異常なエミッションを発生した分について試料を採取し治金的観察を行なつた。その結果特に高いエミッションの発生が見られた試料については、多くの個所でマイクロ割れの存在が認められた。このモニター方法は、かなり実用性があり、燃料棒製造工程で1本当たり最大1.5minの溶接遅れのみでAEモニター法が実施できる。

次にパイプ内面シール溶接については、外径7.85in肉厚0.655inの316ステンレス管の内側に308ステンレス製のシールを、浅い部分溶け込みで2個のトーチを用いて溶接した。この場合にはトーチは固定させ、管の方を約210°回転させて行なつた。多くの実験が行なわれたが、割れが発生したと見られる分は溶接終了後15min以上たつてからエミッションが検出された。これらの溶け込みはごく浅く、通常のNDT手法では全く割れの検出ができなかつた。その他、径8inの304-Lステンレス管の突合せ溶接についても検討を行なつた。これらの管溶接のモニターについては、測定結果はそれほど多く得られていないが、各種溶接に際してのAEモニター法の実用性は、かなり高いものと考えられる。

(図16, 参6) (志村一輝)

### ラメラティアと薄切り曲げ試験

(M. L. DRURY and J. E. M. JUBB: Welding J., 52 (1973) 2, pp. 88-S~95-S)

鋼材のラメラティア感受性を判定する一つの手段として薄切り曲げ試験が検討された。この方法は、単純な形状の試験片を用いて、簡単かつ安価な治具により未経験の作業員でも容易に判定が行なえることを目的として開発されたものであつて、本研究に用いられた試験片形状は、板厚3.175mm、幅25.4mm、長さ70mmの板状をなし、検査しようとする鋼板の圧延方向と平行または直角で、さらに試験片の幅方向が被検鋼板の板厚方向に平行となるように切りだされた。一方、治具は軟鋼製で直径12.7mm、長さ100.6mmの丸棒を端部に水平に備えたラムと、底半径7.94mm、上向開角60°、長さ100.6mmの溝を水平に備えたダイスとから成り、2tプレスによりラム移動必要距離38.1mmで使用された。試験手順としては、ダイス上に試験片をのせ、ラム移動距離0.254mmきざみでラムを押し込み、試験片の引張り側表面の割れの観察を各きざみごとに行なつた。またこれとともに1/8in割れの検査も行なつた。

軟鋼、セミキルド鋼をはじめ、1.5%Cr、2.8%Ni含有鋼を含む10鋼種について試験が行なわれた。これら鋼板の板厚は1~2inであつた。これらの鋼材について薄切り曲げ試験を実施し、介在物含有量との対比を調べたところ、かなり明確な相関が見られた。とくに1/8in割れについては介在物の少ない材料では曲げの進行とともに例え割れの発生が見られてもそれ以上の伝播は起こらなかつたが、一般に介在物の多い材料では前記のような場合にはただちに割れの伝播が生じた。さらに、板厚方向におけるHounsfield No 11引張試験と当曲げ試験との間にも良好な相関が見られた。なお従来Cranfield試験ではラメラティア感受性が強いとされていた鋼種が当試験では安全と判定されたが、これは、Cranfield試

験はかなり厳しい試験で殆どどの溶接加工条件でラメラティアの発生しないような鋼種にも割れを生じさせるものである、という Farrar の意見を裏書きするものと考えられる。

なお、薄切り曲げ試験判定基準としては、圧延方向試験で 1/8 in 割れが 2.54 mm 以下の変形で生じればラメラティア感受性大、3.81 mm 以上であれば安全としている。(図17, 表2, 参10) (志村一輝)

## 一性 質一

### 拡散に基づく流動と超塑性

(M. F. ASHBY and R. A. VERRALL: Acta Met., 21 (1973) 2, pp. 149~163)

多結晶は拡散に基づく流動を伴った粒界すべりにより大変形が可能である。鉱物油を泡立たせ気泡を結晶粒に見立て、2枚のガラス板の間を流動させる模型実験によりこの種の機構が解明されモデル化された。NABARRO, HERRING, COBLEなどのクリープ機構と根本的に異なるのは位相幾何学的な点である。すなわち結晶粒は隣接粒子が相互に回転や途中でのごくわずかな変形でその位置を交替して隣接様式が変わり、材料は変形するが結晶粒としては有意の変形をしない。

このモデルから拡散に基づく流動機構をあらわす式が導かれた。すなわち、 $\dot{\epsilon}$ : 引張歪速度,  $\sigma$ : 引張応力,  $\Omega$ : 原子体積,  $d$ : 結晶粒径,  $\Gamma$ : 粒界の自由エネルギー,  $D_v$ : 全体の拡散係数,  $D_B$ : 粒界拡散係数,  $\delta$ : 拡散径路としての粒界壁厚,  $T$ : 絶対温度,  $k$ : ボルツマン定数とするとき

$$\dot{\epsilon} = 98 \frac{\Omega}{kTd^2} \left\{ \sigma - \frac{0.72\Gamma}{d} \right\} D_v \left( 1 + \frac{\pi\delta}{d} \cdot \frac{D_B}{D_v} \right)$$

となり歪速度は拡散に制御される。この式は NABARRO, らの式に似ているが歪速度は  $v$  と桁位大きい。また歪速度は粒界の点欠陥発生または吸収源としての活動能力やすべり能力に制御される。

超塑性合金の塑性変形はこの機構と通常の転位クリープの複合として説明される。鉛の  $T/T_M=0.5$  ( $T_M$ : 融点),  $d=1\mu$  の場合の歪速度と引張応力および歪速度感度係数  $m$  との関係の例では、 $\dot{\epsilon} \leq 10^{-5}/\text{sec}$  においては拡散に基づく流動域で、引張応力は  $\dot{\epsilon}$  の増大につれ著しく増大し、 $m$  値も同様に最高 0.9 まで増大する。  $10^{-5}\text{sec} < \dot{\epsilon} \leq 5 \times 10^{-4}/\text{sec}$  では拡散に基づく流動と転位クリープ域で引張応力の増勢は徐々に減じ、 $m$  値も急激に減少する。  $\dot{\epsilon} > 5 \times 10^{-4}/\text{sec}$  では転位クリープ域で引張応力は緩慢かつ一定に増加し、 $m$  値は低位の一定値を示す。以上、拡散に基づく流動を考慮することにより超塑性が良好に説明された。(本多徹郎)

### 構造用鋼 St 52-3 に対する希土類元素添加の効果

(W. A. FISCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 2, pp. 97~109)

希土類元素 (REM) の鋼中への添加の効果について研究した。研究の対象とした鋼種は St 52-3 の構造用鋼で成分濃度は、C 0.16~0.18, Si 0.25~0.45, Mn 1.2~1.5, P, S < 0.02% である。実験は 250 kg の溶鋼を 1680°C の出鋼温度にて結晶質ライムあるいはシャモット質耐火物によりライニングした取鍋 (容量 70 kg, 900

°C 予熱) へ注入し、これに軟鋼板で包んだ REM を添加後約 2 min キリングし、約 1560°C の鑄込温度にて 55 kg 鋼塊 4 本を作成した。使用した REM はミッシュメタル, La, Pr+Nd であり、歩止りは約 50%, REM 濃度は 0.44% であつた。また Al による予備脱酸を行ない、ミッシュメタル添加量を 0.3, 0.6, 1.2% とした鋼塊も作成した。取鍋内の S, O 濃度は REM の添加によりつぎのように減少し、S 0.011→0.004%, O 0.009→0.005%, 脱 S, 脱 O 能が大きいことがわかる。

Al 予備脱酸鋼では一次結晶粒が REM 添加により増大する。また REM 添加により引張り強さ、降伏点とも減少する一方、シャルピー試験値の鋼板内の異方性は軽減され、これは介在物の形態調整に起因することを示した。

Al 脱酸を行なわない鋼では、引張り強さ、シャルピー試験値とも向上した。また、REM 濃度が約 0.45% 以上の鋼では熱間圧延が困難であつた。

介在物の体積分率は本研究の REM 濃度範囲では REM の添加により増加する、例えば REM 濃度 0.10, 0.64% ではそれぞれ 0.15, 1.07% である。これに対しシャルピー試験の遷移温度はそれぞれ、-75, 0°C となり、介在物の影響が著しいことが明らかである。

また、介在物中には REM 硫化物、酸化物のほか炭化物としての C が 2~4% 含まれ、大気中の湿分によつて分解することを示した。

したがつて、REM 添加量は鋼板の機械的性質、表面性状などから必要最小限とし、0.1% 程度が妥当であり、さらに REM を含む介在物の溶鋼からの分離について格別の注意が必要であることを指摘している。

(鈴木健一郎)

### II型マンガン硫化物：その変形と鋼の破壊への影響

(T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211(1973) 3, pp. 187~192)

著者は、前に鋼を圧延した際の I 型 (粒状) および III 型 (特定形状) 硫化物の変形挙動を観察し報告しているが、本論文では II 型 (共晶状) 硫化物の変形挙動の観察とその鋼の破壊との関連性を調べ、硫化物対策について考察している。

試料として、雰囲気制御下で高周波炉で溶解し Al で脱酸した快削鋼 (0.16% C, 1.12% Mn, 0.28% S, 0.002 O) を用い、圧下率 50~94%, 圧延温度 1200°C ~ 800°C の各種条件下で圧延した際の II 型 MnS の変形状況を調べるとともに、10 mm 角の切欠曲げ試験片で COD を測定、硫化物とその鋼の断面方向での亀裂伝播との関連を調べた。なお、破面状況は走査型顕微鏡で観察している。結果のおもなものはつぎのとおりである。

(1) 鑄込状態での II 型 MnS は、コロニーが互いに連結していて、鋼の亀裂の径路になりやすい。

(2) II 型 MnS の変形は低温圧延ほど大きくなるがその程度は I 型と III 型の間に位する。

(3) 圧延すると、II 型 MnS のコロニーは圧延面内で回転するとともに延伸され、鋼の断面方向靱性を低下させる。

(4) 圧下率の低い薄板の靱性は、それを 1200°C で短時間加熱して硫化物を球状化することにより鑄造状態

の靱性まで改善しえる。

上記の結果から、I 型 MnS は鋼の破壊挙動に対してきわめて悪影響をおよぼし、高温圧延、圧下率の限定および最終的に MnS の粒状化熱処理などによつてその影響を最小限におさええるけれども、I 型および II 型 MnS とくらべるとなお悪いと述べている。その対策としては鑄込状態における MnS の形態をコントロールすることが最良であるが、鋼の O 量コントロールおよび MnS の変形を考えると、延びない硫化物を作ること、それには Zr, Ca, 希土類元素などの添加によつて MnS よりも安定な硫化物を作ることが唯一の方法であると結論している。(内山 郁)

#### AISI4340 鋼の純せん断における塑性不安定の解析

(K. TANAKA and J. W. SPRETNAK: Met. Trans., 4(1973) 2, pp. 443~454)

AISI 4340 鋼の 19φ 熱間圧延材に 830°C×45 min 後油冷の焼入れ後、204, 315, 426°C×2hr 後空冷の焼戻しを施した素材から、7.62φ で 39.1 mm の有効長さをもつ試片を研削し、有効部表面層を約 0.1 mm 電解研磨にて除去して試験に供した。純せん断は室温にてねじり試験によつて与え、せん断応力-せん断歪関係を求め塑性不安定発生および破壊の様相について考察した。

ごく初期の低歪域でフローストレスの急激な上昇が認められるが、これは炭化物粒子の拡散による硬化および動的歪時効による。前者の度合は粒子の体積含有率、形状、降伏応力などにより、後者は未溶解炭素量に比例する。初期の歪硬化が飽和する歪に到達してから塑性不安定が生じ、材料は液体的挙動を示す完全塑性状態になる。塑性不安定発生時の歪は歪速度依存性が高く、歪速度が  $1.1 \times 10^{-2}$ /sec 以上の場合は Snoek レラキゼーションが、 $2 \times 10^{-4}$ /sec 以下の場合には Cottrell の機構が律速である。

ねじり試験片の塑性不安定境界面はらせん状に移動して軸方向に進む。この界面は熱力学的には定常と考えられるので、界面先端の伝ばに要する応力は界面先端移動速度と巨視的歪速度との比のみに依存する。塑性不安定域の幅が狭まるとその部分の応力が、どんな障害にも打ち勝てる程、高くなり静止面を構成するが、これを強度の不安定と呼ぶ。この静止面に微小な亀裂が発生し、これらの連結により試料は界面に沿つて急速に破断する。

破面に空孔が観察されるが、これは歪の強度の集中においてよくあることで不安定過程が要因ではない。破壊の過程はすべり面にそつて固体から次の固体への空孔の移動過程である。(本多徹郎)

#### TRIP 鋼の水素ぜい化の研究

(R. A. MoCoy and W. W. GERBERICH: Met. Trans., 4 (1973) 2, pp. 539~547)

TRIP 鋼の水素ぜい性感受性を調べるため、水素をチャージする陰極電解条件、水素ガスふん囲気の圧力、ひずみ速度などを変化させて検討した。

供試材として、0.25% C, 8.8% Cr, 8.3% Ni, 3.7% Mo, 2.0% Si, 2.1% Mn を含む鋼を、425°C で 80% 加工したものをを用い、平滑および疲労予き裂を付けた片側切欠き引張試験片で、引張りと静荷重下の遅れ破壊試験を行なつた。陰極電解によつてあらかじめ水素をチャ-

ージした場合、予き裂付試験片の引張りと静荷重下の遅れ破壊試験において水素ぜい性の感受性はわずかであつた。これは、オーステナイト状態で水素をチャージしても、水素の拡散速度がきわめて小さく、水素の吸収は表面近くに限定されるので、荷重を加えたとき、き裂先端部の塑性域に生成される  $\alpha'$  相(マルテンサイト)中に水素ぜい化にもとづくき裂が発生するが、それ以上進展しないためである。

平滑試験片においては、降伏後表面層の  $\alpha'$  中にき裂が発生し、伸びや絞りの減少が認められ、陰極電解の電流密度や水素ガスの圧力の増加、あるいはひずみ速度の減少にともなつてぜい化の程度が増大した。

水素ガスふん囲気中で予き裂付き試験片の遅れ破壊試験した場合、き裂先端部に生成する  $\alpha'$  相は容易に水素ぜい化してき裂を発生し、ふん囲気より水素が連続的に供給されるので、巨視的き裂の成長が生ずる。このき裂成長は、応力拡大係数  $K$  で表わして約  $25 \text{ ksi} \cdot \text{in}^{1/2}$  以上のレベルで生じ、成長速度は  $K$  の約 2.5 乗に比例して増大する。またこのき裂成長速度の温度依存性から、約  $10000 \text{ cal/g-atom}$  の活性化エネルギーが求められた。この値は、 $\alpha'$  中の水素拡散の活性化エネルギーにほぼ等しく、水素ガス中での TRIP 鋼の遅れ破壊き裂の成長は、 $\alpha'$  中の水素拡散によつて説明されることを示している。(青木孝夫)

#### 4340 鋼中の疲れ亀裂の発生

(J. LANKFORD and F. N. KUSENBERGER: Met. Trans., 4 (1973) 2, pp. 553~559)

高強度材の疲れ亀裂の発生点としての非金属介在物の役割については多くの研究がなされており、最もよく取り上げられる鋼種の一つが 4340 鋼である。しかし介在物-地鉄境界での亀裂発生に関する微視的機構にはいまだ決定的証拠はない。そこで介在物-地鉄境界の debonding および地鉄の Point-surface defect の生成に基づく疲れ亀裂発生モデルを支持しうるような観察を目的として本実験を行なつた。

試験片は AISI 4340 から作成した。熱処理は 830°C 2 hr 後油冷、524°C, 4 hr の焼戻しを行なつた。その結果得られた機械的性質は  $\sigma_y = 128 \text{ kg/mm}^2$ , UTS =  $136 \text{ kg/mm}^2$ ,  $R_c$  硬さ = 35~37 である。なお、ここで問題にしている介在物は  $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$  に属するものであり、その大きさは  $0.005 \sim 0.08 \text{ mm}$  である。他の種類の介在物、例えば MnS-stringer もみられたが、Stress raiser としては影響は少ないものであつた。

疲れ試験は最大応力  $91 \sim 133 \text{ kg/mm}^2$  の Zero-tension で大気中および  $10^{-6}$  torr の真空中で行なつた。試験を途中で中断し、レプリカ作成により電顕観察を行なつた。また、磁気および超音波による非破壊検査により、試験片表面下 ( $\leq 0.13 \text{ mm}$  深さ) に存在する介在物についても情報を得ることができた。

得られた結果を要約すると、

介在物の引張方向の極点で、介在物-地鉄がまず debond しこの debond seam が徐々に成長する。そして介在物-地鉄境界から少し離れた所に Point-defect として micro crack が生ずるという過程を経て、亀裂は発生する。この観察結果は THIBODEAU らが理論的に得た硬

い介在物周辺の弾性応力分布と首尾一貫している。またすべり線は表面の介在物での亀裂発生には寄与していないことが明らかとなった。(斉藤鉄哉)

### 微粒 2 相合金の疲れ挙動

(H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans., 4 (1973) 2, pp. 561~568)

超微細結晶粒の 2 相混合組織をもつ合金は高温で超塑性を示す。このような組織は低温での強度、延性、靱性の改善に有力と考えられ、また、2 相ステンレス鋼 IN-744 は疲れ強さが非常に高いことが知られている。本論文では、2 相混合組織がとくに良好な疲れ性質を有するものであるかどうかを検討している。

用いた合金系は Fe-Ni-Cr 系、Fe-Cu 系、Ni-Cr 系の 3 種類である。Fe-Ni-Cr 系については、オーステナイトとフェライトの 2 相混合のものと、マルテンサイトとフェライトの 2 相混合のものの 2 種類について試験している。各系について、組成や処理をかえることにより各相の体積分率と結晶粒径をコントロールしている。

回転曲げ疲れ試験の結果では、2 相混合組織を持つものは、対応する単相のものより高い疲れ強さを示した。しかし、最大の疲れ強さを示すものの各相の混合比は、合金系によつて異なる。

なお、低サイクル疲れの亀裂の伝播速度や進路などには著しい特徴は見られなかった。

一方、高サイクルの疲れに関しては、臨界亀裂開口変位モデルによつて実験値を整理することができた。このモデルによれば、疲れ強さは、

$$\Delta\sigma_f = \sqrt{\frac{8YE\epsilon_c\delta}{\pi a}}$$

と表わされる。ここで  $Y$  は降伏応力、 $E$  は弾性定数、 $\epsilon_c$  は亀裂の成長の始まる臨界変位、 $\delta$  は欠陥の先端からの距離、 $a$  は亀裂長さである。実験値を  $\sqrt{YE}$  に対してプロットすると、どの合金系もほぼ同一の直線上にのるという結果が得られた。この式から、第 2 相自身の強度や疲れ強さが低くても、第 2 相の導入によつて、結晶粒が細くなり、降伏応力が向上する効果が大きければ、2 相混合組織を持つ合金の疲れ強さは増加すると考えられる。(榎本正人)

### 水素脆性におよぼす荷重形態の影響

(C. St. JOHN and W. W. GERBERICH: Met. Trans., 4 (1973) 2, pp. 589~594)

高強度鋼の水素脆性感受性におよぼす荷重形態の影響を比較した。供試鋼は AISI 4340 で  $843^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$  油焼入れ後、 $287^\circ\text{C} \times 4\text{hr}$  焼もどした。試片の形状は切欠付丸棒で、切欠はノッチ先端  $R 0.076 \sim 0.102\text{mm}$  の  $60^\circ\text{V}$  ノッチ、直径は均一部が  $19\text{mm}$ 、ノッチ部は  $12.7\text{mm}$  であつた。疲労クラックはつけていない。水素チャージは試片を陰極として  $4\%$   $\text{H}_2\text{SO}_4$  液中にて行ない、電流密度  $0.0465\text{mA/cm}^2$ 、 $24\text{hr}$  電解により試片中に水素を  $3.8\text{ppm}$  導入した。水素添加した試片は直ちに破壊試験に供した。破壊試験は I 型(引張り)、II 型(ねじり)の 2 つの応力形態によつて行なつた。

III 型の場合は I 型の応力では数分で破壊する応力の 3 倍のレベルでも  $300\text{min}$  はクラックが発生しなかつた。水素チャージの有無によつて、クラックの発生応力を比

較すると I 型の水素チャージしないほうの応力は水素チャージ材の  $450\%$  であるが、III 型では、水素チャージしないほうの応力が  $17\%$  大きいにすぎない。破面観察によると、水素チャージ材は I 型は粒界破面であるが III 型は延性破面であつた。すなわち III 型の荷重方式は水素感受性がないものと考えられる。また応力波放出試験の結果より破壊の核の発生距離を求め、水素による破壊領域における水素の集積量を推定すると  $7.2\text{ppm}$  という従来のデータに近い値がえられた。

I 型の荷重形態の場合は、応力集積と関連した静水圧の場が水素固溶体の濃度を増し、ついにはクラックを発生させるものと考えられる。(内堀勝之)

### フェライト系クロム鋼の熱間圧延組織

(A. HENSEL, et al.: Neue Hütte, 18 (1973) 1, pp. 16~21)

経済性に優れたフェライト系クロム鋼の難点はオーステナイト系クロム・ニッケル鋼に比較して耐食性、溶接性、冷間加工性が劣ることである。しかし熱間加工の条件を適当に選択すれば、室温における機械的性質および冷間成型性を大幅に改善することができる。本研究では熱間加工の過程において生ずる回復、再結晶あるいは結晶粒成長などの現象から、熱間加工条件による組織の変化、組織と冷間成型性の関係および熱間加工時の変形抵抗に及ぼす組織変化の影響について考察した。

実験材には X10CrAl24 鋼と X8CrTi17 鋼を使用した。熱間加工としてここでは  $600 \sim 1250^\circ\text{C}$  において板圧延をおこなつた。圧延速度は一定とし、圧延量は各パスごとに  $5 \sim 60\%$  とした。

圧延前の加熱の際にある臨界の温度以上に保持すると結晶粒の急激な粗大化が観察された。

圧延後の鋼材は中心部に再結晶していない粗い結晶粒から成る軟い組織、周辺層に転位密度が高く微細な硬い組織を含んでいた。周辺部に微細な組織が発達する原因としては、ロールなどによる冷却効果、中心部に比べて変形応力が大きいこと、さらに比較的低温で加工した場合には周辺層は中心部から発生した熱により再結晶することが考えられる。また圧延後の焼なましによる再結晶は圧延温度が低く結晶粒が微細である程、速かに進行した。

熱間加工組織が冷間成型性に及ぼす影響は、冷間加工が主に引張応力下でおこなわれる状況下で顕著に現われることを従来の研究報告などに基づいて示した。

高温側の圧延においては再結晶が不活発であるため硬化が生じ、変形抵抗は圧延量とともに増加した。しかし  $900^\circ\text{C}$  以下では圧延量が増加すると変形抵抗は減少した。(和田 仁)

### オーステナイト系ステンレス鋼ののこぎり歯状降伏現象について

(N. G. PERSSON and L. ROHLIN: Scand. J. Met., 2 (1973) 1, pp. 49~54)

オーステナイト系ステンレス鋼におけるのこぎり歯状降伏現象 (serrated yielding) が、 $18\text{Cr}9\text{Ni}$  (炭素+窒素, 2 水準),  $18\text{Cr}13\text{Ni}2.5\text{Mo}$  (同 2 水準),  $18\text{Cr}12\text{Ni}0.75\text{Ti}$  の 3 鋼種について高温引張試験によつて調べられている。

serration は歪速度  $10^{-6} \sim 10^{-2}$ /sec, 試験温度 400~650°C の範囲内で起こり, その発生状況, 振幅, 周期にはある種の規則性が見られる. serration は 2 種類の周期のものが観察され, 細かい方は歪率で約  $3 \times 10^{-4}$ , 粗い方は約  $5 \times 10^{-3}$  の周期をもつ. 振幅は peak-to-peak で全応力の約 3% を示すものが最大であるが, 一般にはより小さい. この最大振幅は Mo を含む鋼種に見られ, 単純な 18Cr の Ni では最小である. Ti を含まない 2 鋼種の場合, 炭素+窒素濃度は 0.05~0.12% の範囲内で serration に影響を持たないが, Ti を含む鋼では侵入型原子濃度が時として serration を起こさない程度まで下がることがある.

以上に見られた観察結果は動的歪時効の理論によつて整理されている. それによれば転位と溶質原子との相互作用としては (i) 転位付近に濃縮された侵入型原子と転位との強い相互作用 (ii) 侵入型原子と Cr, Mo, Ti, 原子との強い相互作用, の 2 種類が考えられ, 律速過程としては serration が始まる臨界歪から求めた活性化エネルギー 50~55 kcal/mol から置換型元素の拡散によると思われるとしている. この場合結晶粒の大きさは転位と空孔源の量を通じて臨界歪に影響を持つが, 活性化エネルギーには影響を及ぼしていない. (藤平昭男)

#### 鋼におよぼすボロンの影響

(S. R. KEOWN: Scand. J. Met., 2 (1973), pp. 59-63)

ボロンの少量添加 (0.003wt%~0.005wt%) により, 鋼の機械的性質 (焼入性, 熱間加工性, クリープ靱性など) が改善される. ボロン添加による鋼の機械的性質の改善機構については, 従来おもにボロンが粒界や析出物などへ偏析するためとされてきたが, それを実証する証拠はほとんどなかった. これは, ボロンが軽い元素の上, 鋼中のボロンの量がきわめて少量であることなどから鋼中のボロンの検出および位置の確認などが非常に困難だったことによる. しかし, 最近オートラジオグラフィの改良により, ボロンの放射性同位元素を利用して, 鋼中のボロンの位置, 分布などを詳しく知ることができるようになった. 本研究では, このオートラジオグラフィの手法を使い, 高張力低合金鋼, フェライト系耐熱鋼などに対する B 添加による機械的性質の改善機構について調べた. 1/2Mo 鋼に 0.003wt% B を添加すると焼入性が向上するが, これは従来からいわれているように B のオーステナイト粒界への偏析と関連づけることができる. 一方 316 型オーステナイトステンレス鋼に B を少量添加すると高温靱性が改善される. これは B が粒内破壊の誘因となる介在物に偏析して, 母相と介在物との界面を変化させることによる. また 1%Cr-Mo-V 耐熱鋼では, 大部分の B が析出物に偏析し,  $V_4(BC)_3$  の形になるがクリープ靱性への直接の効果はほとんど認められない. しかし 347 型オーステナイトステンレス鋼や 1/2Mo フェライト鋼のクリープ靱性は B 添加により向上する. これは, 前者の場合, NbC などの粒界析出物が B により効果的に改善されるため, 後者の場合についてはよくわからない. このように鋼に対する B 添加の機構はそれぞれ異なりかつ複雑である. なお, B のオーステナイト粒界への偏析は冷却速度に依存することがわかった. つ

まり 1/2Mo 鋼, 1%Cr-Mo-V 鋼などでは粒界への偏析が高温のオーステナイト領域で起きるので, 空冷した場合は偏析が起こるが, 急冷した場合は B は母相に均一に分散される (堀谷貴雄)

### —物理冶金—

#### フェライト鋼におけるバナジウム炭化物の析出

(A. D. BATTE and R.W.K. HONEYCOMBE: JISI, 211 (1973) 4, pp. 284~289)

本研究は 650°~850°C で  $\gamma \rightarrow \alpha$  への変態と相間析出機構によるバナジウム炭化物の生成について詳細に調べたものである. 電子顕微鏡組織観察により炭化物の分布特性を定量的に検討した. 基本合金は普通の Fe-1V-0.2C であり, これに 0~1.5%Mn を添加した鋼, V/C 比を一定に保ちながら V および C を変化させた鋼をアルゴンアーク溶解または真空高周波溶解した. 試片は 1200°C で 30 min, Ar 雰囲気中で溶体化処理し, 恒温変態は錫浴で行なつた. 薄膜および抽出レプリカの電子顕微鏡観察を行ない, V 炭化物の粒径および粒子間隔を測定した. 結果は以下に示すごとくである.

1%V と 0.23%C までの鋼では 850°~650°C での恒温変態中に  $\gamma$  が  $\gamma/\alpha$  相界面に析出した帯状の V 炭化物を含む  $\alpha$  に変態する. V 炭化物の帯の間隔および粒径を測定した結果, これらの分布は変態温度の上昇にともない粗になることがわかった. 恒温変態と炭化物の分散におよぼす (V+C) 濃度の影響を調べた結果, 次のことがわかった. (V+C) 量の減少にともない  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態の鼻が高温側に移行し, ベイナイト変態も高温側で認められるようになる. 850°~650°C では炭化物の分布は低 (V+C) 濃度では V 炭化物の体積分率が低下するので, あらくなる.  $\gamma \rightarrow \alpha + V$  炭化物反応は Mn もしくは Cr の添加により遅延される. 1.5% Mn 鋼では繊維状 V 炭化物が多く観察された. また試験した合金の強さは炭化物の分布状態, あるいは恒温変態温度, 炭化物の体積分率, 反応速度に依存することがわかった. (山田武海)

#### 鉄-タングステン-窒素合金における析出

(A. STEPHENSON, P. GRIEVESON, and K. H. JACK: Scand. J. Met., 2 (1973) 1, pp. 39~43)

鉄中の侵入型原子の挙動におよぼす置換型合金元素の影響に関する一連の研究の一部として, 本実験では 0.5~9.3 wt% のタングステンを含む Fe-W 合金を一定の窒素ポテンシャルのもとで 600°C 付近において時効し, 析出順序および析出形態を電顕観察を主として調べたものである.  $8NH_3-92H_2$  雰囲気における窒化速度は W 含有量の多い 5.0 wt% W 合金および 4.0 wt% W 合金では大きく W 含有量の低下とともに減少する. また窒素吸収量も高 W 合金の場合には低 W 合金に比べてかなり大きくなる. とくに, 5 wt% W 合金では 615°C, 48hr 時効において重量増加が 0.3% となるのに対して 2 wt% W 合金では 0.1% 以下である. またこのことは高 W 合金において時効にともなう硬さ増加が著しいのに対して低 W 合金ではさほど顕著ではないことも一致している.

4.0 および 5.0 wt% W 合金の時効においては, 初期に  $\{100\}_\alpha$  母相上へ薄い円板状のクラスターが形成される. 円板の厚さは 10Å, 径が 100~250Å でかなりの母相ひ

ずみを生み出す。クラスタリングに引続き起こる規則化過程によつてこのクラスターは中間析出物に変態する。この析出物は Fe と W が 1 対 1 の割合で  $\alpha''\text{-Fe}_{16}\text{N}_2$  型の面心正方晶の金属原子配列をとる三元窒化物である。この中間相はフェライト母相とは Baker-Nutting 方位をもつて整合に析出する。一方窒素ポテンシャルを  $8\text{NH}_3 : 92\text{H}_2$  から  $1\text{NH}_3 : 99\text{H}_2$  と下げ、W 濃度を 3.5 wt% 以下に下げた場合は、クラスタリングが起こらず、したがって均一析出が抑えられて、直接中間相が不均一析出により形成された。

さらに時効が進行すると、析出の最終段階として平衡相が不連続析出により形成される。この平衡相は六方晶のタングステン窒化物  $\delta'\text{W}(\text{N}, \text{O})$  で雰囲気中に酸素が少量含まれているために  $\delta\text{-WN}$  に酸素がわずかに固溶したものと考えられる。 $\delta'\text{-W}(\text{N}, \text{O})$  は単位胞の大きさが  $a=2.87\text{\AA}$ ,  $c=10.93\text{\AA}$  で  $\delta\text{-WN}$  の超格子構造と考えられる。この  $\delta'$  とフェライトとの方位関係は  $(011)_{\alpha} // (0001)_{\delta'}$  でフェライトの稠密面と  $\delta'$  のそれとが平行になっている。(脇田三郎)

## 日本の化学報文の内容を手早くつかむには

### — 『化学抄報』誌購読のおすすめ —

化学抄報は、日本の化学系報文（総報、原報、ノート、短報等）の書誌的事項を主とし著者抄録をなるべく和英両文で収録し、これに Chemical Abstracts の 80 分類に従った分類索引をつけ、毎月 2 回速報する現状追従用調査資料です。現在つぎの 57 誌の抄録を行ない、日本の化学系報文の 80% 以上を網羅し、その内容を専門分野別に手早く知ることができます。遡及調査用の化学総覧とは、その発行目的が全く異つております。

分光研究 分析化学 分析化学進歩総説 ソラミックス 電気化学 衛生化学 ファルマシア 醸酵工学雑誌  
化学工学 化学と工業 科学と工業 化学と生物 紙パ技協誌 軽金属 金属表面技術 高圧ガス 高分子  
高分子化学 工業火薬協会誌 燃料協会誌 日本物理学会誌 日本ゴム協会誌 日本土壌肥料学会誌 日本化学  
学会誌 日本海水学会誌 日本結晶学会誌 日本金属学会誌 日本鉱業会誌 日本農芸化学雑誌 日本写真学  
会誌 応用物理 生物物理 生化学 石油学会誌 繊維学会誌 色材協会誌 触媒 耐火物 鉄と鋼 薬学雑  
誌 薬剤学 窯業協会誌 油化学 有機合成化学 材料 Agr. & Biol. Chem. Bull. Chem. Soc. Japan  
Bull. Japan Detrs. Inst. Chem. & Phar. Bull. Chemistry Letters Jour. Biochem. Jour.  
Chem. Eng. Japan Jour. Phys. Soc. Japan Polzmer Journal Soil Sci. & Plant Nutrition  
Trans Iron Steel Inst. Japan Trans. Japan Inst Metals

年間購読料は、24,000 円 (24冊) です。本会会員には、団体のとき 20,000 円 (一団体が 10 口以上のとき 19,000 円、20 口以上のとき 18,000 円、個人のとき自宅あて送本の場合に限り 12,000 円の割引制度が適用されます。

購読申込には、会員の種別明記のうえ、つぎに申込書を請求して下さい。

〒101 千代田区神田駿河台 1-5 (社) 日本化学会気付化学情報協議会 (電 03 (292) 6161)

## 正 誤 表

「鉄と鋼」第 59 年 (1973) 第 8 号, pp. 1078~1088

論文「溶鉄中のアルミナクラスターの生成機構について」の共同研究者中次のごとく誤まりがございましたので訂正いたしますとともに、同氏に対して深くお詫びいたします。

ページ	誤	正
1078	関 根 稔 Minoru SEKINE	関 根 稔 弘 Toshihiro SEKINE