

抄 録

—原 料—

チタン鉄鉱石添加の焼結鉱性状への影響

(S. Z. EL-TAWIL, et al.: Iron and Steel International, 53 (1980) 5, pp. 259~269)

焼結鉱原料としてのチタン鉄鉱石の添加は焼結操業や高炉の生産性に影響する。本研究では Bahariya 鉄鉱石へチタン鉄鉱を添加し、焼結鉱の圧潰強度、還元性、脱硫性などから最適添加量を決めた。

鉄鉱石は 10 mm 以下に粉碎され、コークスブリーズおよび石灰石は 3 mm 以下に砕かれる。焼結は容量 5 kg の焼結機を用いた。焼結後空冷され落下強度試験、水素による還元試験を行った。実験は 3 シリーズ行い、一定のコークスブリーズ量、塩基度でチタン鉄鉱量を変えた場合、コークスブリーズ量を変えた場合および塩基度を変えた場合の 3 とおりである。

焼結速度は、チタン鉄鉱添加で低下するがコークスブリーズ量が増すと増大する。塩基度が増加すると焼結速度は低下する。また、コークスブリーズ量、チタン鉄鉱の増加により 12 mm 以上の焼結鉱の生産量は増大し粉は減少する。5~6% のコークスブリーズ量が、12~15% のチタン鉄鉱添加、塩基度 1~1.2 のチャージでは最適である。またチタン鉄鉱、コークスブリーズ量の増加は FeO 量を増加させる。脱硫度は 12% チタン鉄鉱添加までは 90% 以上であるが、それ以上添加すると低下する。またチャージの塩基度が増すと脱硫度は低くなった。

チタン鉄鉱に比べ FeO 分の低いチタンマグネタイト精鉱 15% を含むチャージの焼結鉱は、15% チタン鉄鉱を含むチャージに比べて低い還元性を示した。

焼結鉱サンプルの X 線回折、顕微鏡組織観察を行った。焼結鉱中にはマグネタイト、 α -Fe₂O₃、 γ -Fe₂O₃、CaOFe₂O₃、CaO·2Fe₂O₃ を含んでいた。

以上のことから Bahariya 鉄鉱石へのチタン鉄鉱の最適添加量は 12~15% であることがわかった。

(月橋文孝)

—耐 火 物—

電気炉耐火物の損耗におよぼすいくつかの操業パラメータの影響

(G. SCHMEIDUCH and F. OETERS: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 20, pp. 1188~1194)

100% 海綿鉄操業、100% 屑鉄操業および海綿鉄 50%-屑鉄 50% 操業にて試験を行った。海綿鉄は産地が異なる 5 種類を用いたが、この海綿鉄の金属鉄含有率は 88~85% である。屑鉄は全量装入後溶解を開始、海綿鉄は平均すると約 45 t/h となるよう少量ずつ投入しながら溶解、屑鉄、海綿鉄混合の場合にはまず屑鉄を溶解し、その中に海綿鉄を順次装入しながら溶解する。(本報告には炉の大きさ、装入物の量についての記述が見あたらない。ボイリング期の操業条件は 460 V, 43 kA である。)

損耗量の測定方法は、耐火物中に放射能を有する Pt-In 線を埋め込み、浴中に混入してきた In 192 の放射

線量から知る方法と、スラグ中の MgO あるいは Cr₂O₃ のバランスから算出する方法の 2 つを用いている。

屑鉄溶解の場合、カーボンボイルが非常に弱いときには精錬期に損耗が生ずる。ボイルが激しい時は、浴の高さが増大しアークが被覆され、損耗は少なくなる。海綿鉄連続投入の場合には常にアークが被覆される必要がありこのためには海綿鉄に適当量の炭素を含有させる必要がある。

これらの実験結果は、遮幣因子 f_s と耐火物損耗因子 RE_w によつて整理することができる。すなわち、耐火物損耗速度 $dx/dt = \text{定数} \times (1-f_s) RE_w + (dx/dt)_{\text{スラグ}}$ の関係がある。ここで、 RE_w は OTTMAR らの定義したものと同様のものであり、 $f_s = (\text{ボイリングレベルの高さ}) / (\text{アークの長さ})$ である。よつて、 $\text{定数} \times (1-f_s) RE_w$ はアークによる損耗速度であり、 $(dx/dt)_{\text{スラグ}}$ はスラグの侵食による損耗速度である。

(雀部 実)

—製 鉄—

CO と H₂ による鉄鉱石還元熱力学と反応速度論

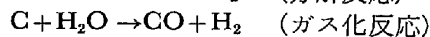
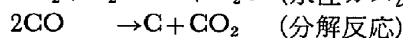
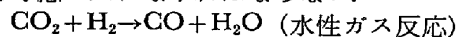
(O. HATARASCU: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 11, pp. 445~448)

48.2%CO, 48.0%H₂, (1.8%CO₂, 2.0%CH₄) の還元ガス中で鉄鉱石の還元を行った。その際、鉱石の重量変化を測定し、発生ガスの組成から反応率を決定した。700, 800, 900, 950°C の等温還元実験の結果と BAUR-GLÄSSNER の CO と H₂ による鉄鉱石還元の状態図から次のことが明らかになった。

還元率は還元時間の 1/2 乗に比例する。

H₂ と CO の還元能力は約 800°C で等しくなるが、H₂-CO 混合ガスとして用いると H₂ の利用率は CO のそれよりも小さい。これは、CO が H₂ の還元能力を低下させるためであると考えられる。

鉄鉱石の還元を考える場合には、次のような二次的反応も考慮に入れなければならない。



水性ガス反応により発生した水蒸気は、平衡定数より算出できる。還元ガス組成が、4.0%CO₂, 46.6%CO, 45.6%H₂ の場合、700~1000°C では、水蒸気は 1.54~0.55% である。

CO の分解反応のため、スポンジ鉄中の炭素量は、還元温度が 800°C から 700°C に下がると著しく増加する。

熱力学的には、800°C 以下では、水蒸気による炭素のガス化は起こらない。実際、この反応は 900°C 以上の場合に問題となる。

還元が悪影響を及ぼす硫黄、りん、ひ素を除去する実験を 800°C で行った。りんは還元した鉄と親和性が強いのでほとんど除去できなかった。硫黄、ひ素はそれぞれ 87%, 60% 除去できた。これは、還元初期には、還元速度が大きいため、CO₂ と H₂O の濃度が大きくなり、硫黄は SO₂ に、ひ素は As₂O₃ に酸化されるからである。

(小松周作)

焼結鉱の粒度と強度の影響に関する研究

(K. GREBE, et al: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 22, pp. 1279~1285)

高炉用装入原料の物理的、化学的性質に対する要求は、高炉の能率が向上するにつれて、増々、高度になりつつある。本報では、欧州石炭鉄鉱共同体の資金援助により強度や燃料費、あるいは、返し鉱などの技術的な指標とならび、焼結鉱の物理的、化学的性状に決定的な影響を与える塩基度や脈石成分に着目した実験を行った。

用いた試料は、0.25 の強酸性から 3.5 の強塩基性に至る。コークス消費量に及ぼす塩基度の影響を調べた。コークスの消費量は、塩基度が 2.0 で、最小値 63 kg/t sinter をとつた。

焼結鉱の粒度と焼結時間との関係を調べたところ、両者の間には、正の相関があることが見いだされた。しかし、焼結温度と粒度の間には、逆に負の相関が見られた。

焼結鉱の強度を調べるため、回転摩耗試験を行った。試験後、試料をふるい、6.3 mm オーバーと 0.5 mm アンダーの粒子の占める割合を計算した。そして、6.3 mm オーバーの試料は、回転強度が有り、0.5 mm アンダーの試料は、回転摩耗が有りと判定した。塩基度と回転強度との関係を調べたところ、回転強度は、塩基度が 1~1.5 で最小値 60% を持つことが明らかになった。

FeO% と回転強度との関係を調べた。FeO% の増加に伴い回転摩耗は、減少する傾向を示した。一方、回転強度は FeO が 8% で最大値をとることが示された。

現在、焼結鉱に関する機械的性質の詳細は、不明である。しかし、化学組成や内部構造が、焼結鉱の諸性質を決定しているのであろう。(小林一彦)

— 製 鋼 —

冶金学および機械的条件を基にした最適スラブ連铸機の選択

(F. GALLUCCI and E. S. SZEKERES: Iron and Steelmaker, 7 (1980) 10, pp. 23~28)

U. S. Steel 社の垂直曲げ型スラブ連铸機をモデルにして、(1) 鑄型の影響、(2) 変則オンレーション、(3) 内部割れと圧縮鑄造、(4) 中心偏析、について報告した。

(1) 炭素濃度は、0.2% 以下で、シェルと鑄型との接触面積に影響しており、0.1% C で鑄型での抜熱速度は最大となる。コーナークラックの原因となる鑄型からの短辺の遊離を防止するため、鑄型下部にはテーパーがある。理想のテーパーは直線にならないが、種々の鑄造条件に対応できるように、経験から得た 2 種類の直線テーパーを使用している。

(2) オンレーション・パターンは、周期の 1/3 で鑄型が上昇し、残りの 2/3 で下降する変則的な放物線型を採用しており、引抜速度と周波数との比を一定にして操業している。オンレーション・マークが小さくなる理由を、メニスカスシェルの生成から、それがストランドシェルに合体するまでのモデルで説明した。

(3) 凝固先端における、i) 引張歪み、ii) 引き裂きに敏感な柱状晶組織、iii) 溶質が濃化された融液、これらは内部割れを引き起こす重要な因子である。ストランド

に長手方向の圧力をかけることで、曲げおよび曲げ矯正個所での引張歪み場を移動させ、i) の状況は解消される。これが圧縮鑄造法である。

(4) 中心部の凝固時に変形を与えると、中心部にクラックが生じ、中心偏析の原因となる。これを防止するため、ロール間隔は、パルジングによる変形量が最大許容値となる最大臨界値と、折損の起こらないロール最小径から決まる最小臨界値との間に保つ必要がある。

(平岡 久)

LD 転炉操業中のスラグへの酸化マグネシウムの溶解

(K-H. OBST, et al: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 20, pp. 1194~1201)

LD 転炉操業中の初期スラグおよび終点スラグ中への MgO の溶解量を、マグネシアライニング 200 t 転炉を用いて調査した。試料添加の方法は、方法 1: パンカーから塊状の石灰石およびドロマイトを吹錬中に投入する、方法 2: 吹錬前に石灰石および細粒ドロマイトを投入しておく、方法 3: 塊状ドロマイトに細粒マグネシアをまぶして吹錬前に投入しておく、方法 4: 細粒ドロマイトあるいはマグネシアを酸素と共に吹き出す、の 4 つの方法が採用された。温度は 1600°C である。

方法 1 では、スラグ中の MgO 含有量は吹錬初期では約 6%、終点で約 10% であり、組成はダイカルシウムシリケート付近にあつた。マグネシオウスタイトは飽和していない。方法 2 では、スラグ中の MgO は 5~13% にあり、MgO 含有量は増加した。吹錬途上でのサンプリングではスラグ組成はオリビンに近く、終点ではマグネシオウスタイトに近い。方法 3 では、MgO 含有量が 23% にまで高まつた。この場合も、スラグ組成は吸錬途中でのサンプリングではオリビン、終点ではマグネシオウスタイト付近になつていた。方法 4 では、吹錬時間の 25% 程度で早くもスラグ組成はマグネシオウスタイトとなつており、MgO は飽和状態にあつた。

初期スラグの塩基度に合わせて、添加する MgO をすばやく溶解させるようにすれば、MgO 単味のインジェクションだけでも、MgO はスラグ中に飽和する。

MgO 添加と無添加の操業を比較した場合、添加しても操業中の挙動および脱りんおよび脱硫能力に何らの悪影響も与えないことがわかつた。(雀部 実)

強靱鋼製造への TN 法の応用

(H. P. HAASSTR, et al.: Stahl u. Eisen. 100 (1980) 22, pp. 1298~1303)

TN 法とは開発した会社の頭文字を組み合わせたものであるが、真空脱ガスとインジェクションを組み合わせた精錬法で、脱酸、脱硫および介在物分離とその形態制御を目的としている。この方法では、取鍋内で脱ガスを行つた後、SiCa, CaC₂, CaCN₂などを石灰石、螢石あるいは石灰石と螢石の混合物、あるいは人工的にあらかじめ溶融作成した塩基性スラグを Mg と混合して、取鍋内にインジェクションする。精錬後 Al-Si キルドした鋼中 O は Al-O 平衡値に近くなつている。また、0.018% S を 0.003% S にまで下げることができる。

本法は溶銑および溶鋼処理のいずれにも適用することができ、薄板、ホットストリップ、微細結晶粒構造用鋼、可熱処理高張力鋼、鍛造用鋼、線材などを生産する

際に利用されている。

平炉、電気炉および LD 転炉のそれぞれにて生産された鋼を TN 処理した場合としない場合を比較すると、0°C での切り欠き脆性は StE 材では未処理の場合 125 J であるものが処理を行うと 270 J に上昇し、切り欠き脆性値の縦横比は 0°C では未処理では 0.6 であつたものが処理によつて 0.95 程度になる。-80°C で処理した場合の縦横比は 0.9 となつている。APIX 70 鋼の連铸材も切り欠き脆性の値が向上している。Stahl u. Eisen 試験基準による清浄度は 19±8 から 9±5 に向上し、それにともない衝撃値も 97±22 J から 146±21 J に上昇している。しかし、低温での切り欠き脆性値の等方性が悪くなつている。

150 t インゴットでは TN 処理を行うと逆 V 偏析が生じなくなつた。また、高圧容器用鍛造材 30 NiCrMoV 14.5 も切り欠き脆性値が向上した。(雀部 実)

— 鑄 造 —

Oxelosund, SSAB のスラブ鑄造機の電磁攪拌での経験

(J. LIPTON: Iron Steel Eng. 57 (1980) 10, pp. 66~75)

Oxelosund, SSAB スラブ連铸機を使用して、スラブの内部品質および、圧延後の機械的性質に及ぼす、鑄込温度・電磁攪拌 (EMS) の有無と条件の違いの影響を調査して、EMS の有効性を述べている。

連铸鑄造を行つた材料の内部品質としては、高温鑄込時では、中心割れと S の中心偏析を伴つたもの (A1)、非常によく管理された状態で鑄込まれた健全な中心部のもの (A2)、低温鑄込時の中心割れのない粒状晶 (B)、EMS を使用した場合には、B と類似であるが、ホワイトバンドと言われる負偏析を生じるもの (C1)、Oxelosund での最適 EMS 条件による、高温鑄込みにおいても、B と類似の健全な中心部を得られるもの (C2) に大別できる。次に、圧延板の内部組織へのスラブ内部品質の影響を評価するために、曲げと Z 方向引張試験を行つた。板の割れの状態で、①割れ無し、②多少割れている、③完全割れ、の 3 段階に分類した結果、A1 と C1 は、①または②、B と C₂ は①であつた。

以上の試験の結果から、Oxelosund での EMS 装置の効果は、溶鋼の流れの形状を電氣的に調節することで、内部品質に最適な、強い渦巻き状の流れ線を作り出せた。

凝固組織は、非常に低い鑄込温度の場合に得られる中心部の健全な組織と同等もしくはそれ以上である。

中心部偏析は、機械の軸合わせ不良の場合を除いてほぼ避けられる。また、圧延した製品の機械的性質は、鑄造スラブの凝固組織と強い相関があるため、EMS で調節できる。

簡単なサルファープリント試験により、ラミネーションの中心線を実際に評価する横曲げ試験の結果が、予想できることがわかつた。

EMS は、スラブのコナー部へも良好な効果を与えている。(虎岩 清)

— 加 工 —

超合金ディスク鍛造品は技術が製造の鍵

(J. E. COYNE: Metal Prog., 118 (1980) 11. pp. 35~37)

4 年ほど前に、新世代の高推力の航空機用のタービン・エンジンが誕生した。新エンジン用の材料は各種のニッケル基が使用されているが、従来の鍛造法では製造困難であり、かつ設計者は材料を有効利用するため、ますます複雑な形状を求めている。ここに登場したのが、Gatorizing (恒温鍛造) や HIP 技術である。

Gatorizing は P & WA による特許であるが、Wyman-Gordon 社は 1800 t 恒温プレスで F-15, -16 戦闘機の F-100 エンジン用部品 (IN-100 材) に本法を適用し成功をおさめた。本法は素材を 1200°C までに加熱し、同時に金型 (TZM モリブデン) も同一温度にするため酸化が激しく、この防止策として真空室が設定された。鍛造温度を塑性域にとどめるため温度管理や塑性変形の歪み速度を 0.1~0.2 m/s と非常に遅く設定するためのプログラム制御を必要とした。IN-100 での代上代は 1~1.5 mm に入れることができた。この他 René 95 や Ti-6Al-4V も製造可能であつた。不良率は非破壊検査で 3000 個の部品を鍛造し 3 個であつた。現在 2 番目の 3000 t 恒温プレスを稼働させ、さらに大きな設備を検討中である。

HIP は同社では 1978 年に 1190 × 1520 mm の ASEA の装置を導入し、操業に入っている。GE の T-700 や F-404 の新エンジンのタービン・ホイールは René 95 材を粉末冶金で焼結し HIP 処理することを求められている。この成形法の臨界条件は材料の清浄度にある。低サイクル疲労の起点は微細な非金属介在物 (例えば 0.025 mm φ) である。これは複雑な非破壊検査にても検出されない。この技術上の対策のため、材料を粉霧化し、スクリーニングすることにより高純度材料を得た。各粉末を扱う工程では定期的にサンプルを採取し検査に万全を期している。(望月俊男)

— 性 質 —

焼もどし脆化による遷移温度の変化の計算

(S. TAKAYAMA, et al: Met. Trans., 11A (1980) 9, pp. 1513~1530)

P, Sn, Si を含有する Ni-Cr 鋼の焼もどし脆化による遷移温度の上昇が、これらの半金属元素の粒界偏析量 P_i (オーグジュビーク高さ比 (%)), オーステナイト結晶粒度 G (ASTM No.), 硬さ H (HRC) から計算される実験式が提案された。

実験は 3.5%Ni-1.7%Cr-0.3%C 鋼に 0.07%P, 0.06%Sn, 0.6%Si をそれぞれ単独に添加し、 G を ASTM No. 2~8, H を HRC 20, 30 に変化させ、 P_i を 480°C に保持して変化させて行われた。

遷移温度 TT (°C) が $TT(P_i, G, H)$ で表せるとする。TT 式を展開し、 TT が P_i, G, H と直線の関係を持ち、 $P_i=0$ のときに TT の G への依存性が無視できることから

$$TT(P_i, G, H) = TT(o, a, b) + P_i \partial TT / \partial P_i + (H-b) \partial TT / \partial H - P_i(a-G) \partial^2 TT / \partial P_i \partial G$$

$$+ P_i (H-b) \partial^2 TT / \partial P_i \partial H - P_i (a-G) (H-b) \partial^3 TT / \partial P_i \partial G \partial H$$

が導かれる。ここで a , b はそれぞれ G , H の基準値である。式の各項の係数は実験結果に基づいて図式的に決定され

$$\begin{aligned} TT_P &= -120 + 4.8P_P + 2(H-20) + 0.15(7-G)P_P \\ &+ 0.23(H-20)P_P + 0.036(7-G)(H-20)P_P \\ TT_{Sn} &= -110 + 24.5P_{Sn} + 2(H-20) + 0.37(8-G)P_{Sn} \\ &+ 0.33(H-20)P_{Sn} + 0.092(8-G)(H-20)P_{Sn} \\ TT_{Si} &= -120 + 4.0P_{Si} + 2(H-20) + 0.21(7-G)P_{Si} \\ &+ 0.08(H-20)P_{Si} + 0.02(7-G)(H-20)P_{Si} \end{aligned}$$

であつた。そしてこれらの式による計算値は実測値とよい一致を示した。これらの式における重要な項は P_i のみを含む項である。そして P_i を含む他の項も影響を及ぼすようになるのは、 $H > 22$, $G < 3$ の場合である。したがつて本鋼においては、硬さを HRC 22 以下にし、結晶粒度番号を 3 以上にしても、焼もどし脆化の軽減に対して効果がないことになる。(中島宏興)

オーステナイトステンレスの応力腐食割れおよび水素脆性破面の結晶方位に関する研究

(R. Liu, et al: Met. Trans., 11A (1980) 9, pp. 1563~1573)

304 及び 310 を中心とするオーステナイトステンレスの応力腐食割れ (SCC) 及び水素脆性 (HE) 破面の形態、結晶方位及び相の定量を行つた。SCC 試験は 155°C (沸騰 $MgCl_2$) と 289°C (塩化物水溶液) で三点曲げ試験法で行つた。HE 試験は H_2 雰囲気中での引張試験 (25~150°C) とあらかじめ陰極水素添加した試料の大气中 (室温) での引張試験により行つた。結晶方位は SEM 像解析法、チャンネルング像法及び 2 面解析法で決定した。また破面上に存在する相の定量を電子回折法とフェライトディテクターを用いて行つた。試料は δ フェライトが生成する一部のものを除き、ひずみ焼なまし法で結晶粒粗大化処理した。

沸騰 $MgCl_2$ (155°C) 溶液中での SCC 破面単位は、310 ステンレスでは大きく、平坦であり、その結晶方位は {100} 近傍であつた。一方 304 ステンレスでは方位が分散していた。しかしそれらは {100} ではなく、{211} と {110} 近傍に分布していた。

304 ステンレスの破面には α' 及び ϵ マルテンサイトが生成していたが、310 ステンレスにはそれらがなかつた。一方 289°C における 304 ステンレスの SCC 破面上にはマルテンサイトは検出されなかつた。

HE によるへき開破面は 304 ステンレスにおいてのみ発生した。しかし破面単位がきわめて小さいため正確な方位決定ができなかつた。陰極水素添加したままで表面割れが発生した。これはすべての試料で観察され、破面はいずれも {110} と {111} であつた。

SCC 及び HE 破面とマルテンサイトの間の明確な相関関係を見出すことはできなかつた。(宮地博文)

焼入れ焼もどした 4130 鋼の疲れき裂の発生と初期伝ばに及ぼすフレッキングと環境の影響

(D. J. GAUL and D. J. DUQUETTE: Met. Trans., 11A (1980) 10, pp. 1555~1561)

フレッキング疲れに関する基礎的研究はまだ少なく、その微視的機構についてもほとんど解明されてい

ない。この研究は、焼入れ焼もどした 4130 鋼の空気とアルゴン中におけるフレッキング疲れに対する、相対すべり変位、垂直圧力、及び繰返し荷重の影響について研究したものである。

疲れ試験は、油圧サーボ試験機を用いて、15 Hz, $R \approx 0$ の片振り引つ張りの条件下で行つた。フレッキングパッドを支持するフレームを、疲れ試験機の上部グリップに固定し、試験片の長手方向に対してパッドの位置を調整することによつて相対すべり変位の大きさを変化させた。パッドの材質は試験材と同じである。垂直圧力は皿バネによつて負荷し、接線方向の力は、パッド支持棒にはり付けたストレインゲージによつて検出した。

フレッキングの起きる条件下で疲れ試験すると、すべての応力範囲で疲れ寿命が著しく減少した。特に低応力の場合その影響が大きく耐久限が大幅に低下した。また、垂直応力を増加させると疲れ寿命が低下したが、相対すべり変位の大きさの影響は単調ではなく、最大繰返し応力と垂直圧力を一定とした場合、約 25 μ で疲れ寿命が最小になる傾向を示した。き裂の発生状況を顕微鏡で観察した結果、フレッキングによつて加工硬化した表面層の直下に、ポイドの合体によつてミクロクラックが多数発生し、表面層がはく離を起こして表面があらくなり、ミクロクラックの連結が局部的に集中して生じ、ついに疲れき裂の発生につながる事が明らかになつた。疲れき裂の方向と成長速度に及ぼすフレッキングの影響は、約 40 μ のき裂生長範囲までで、表面層のみに限定されていた。また、不活性雰囲気はフレッキング疲れ寿命を増大させたが、割れの様相には基本的に変化は見られなかつた。(青木孝夫)

— 合 金 —

共晶組成の一方向性凝固による耐酸化性 Fe-Cr-Al-Y 合金の強化

(P. N. QUESTED, et al: Metals Technology, 7(1980) 11, pp. 433~439)

高耐酸化、耐食性の Fe-Cr-Al-Y 合金は、高温強度が劣り、高負荷の条件下での使用には不適である。その高温強度改善のために、ここでは (Fe, Cr)-(Cr, Fe)₇C₃ 共晶組成を用いて、それを一方向性凝固させることにより繊維状の Fe-Cr 炭化物を一方向に配置し、基地組織を強化させている。そして、組織、耐酸化性、クリープ特性をフェライト系及びオーステナイト系の合金について調べている。

フェライト系合金の組成は、2.59% C, 33.20% Cr, 3.19% Al, 0.80% Y である。一定の温度勾配の場合、(Cr, Fe)₇C₃ 繊維の平均半径は、凝固速度が増加するに従つて減少する。しかし、凝固速度が一定 (9.0×10^{-3} mms⁻¹) の場合は、温度勾配が大きい (13 Kmm⁻¹) 方が小さい (5 Kmm⁻¹) 時よりも微細 ($3.6 \rightarrow 2.6 \mu$ m) になる。炭化物繊維の平均半径は、凝固時には決まらず、その後の体積拡散あるいは界面反応により増大する。

耐酸化性については、Y の効果が大きく、Y は酸化の初期 ($\leq 9 \times 10^3$ s) においては酸化物の成長速度を小さくする。また表面の酸化物を安定化する。最高温度 1373 K での 400 h 以上の周期酸化試験における重量変化は、約 1 mgm⁻² 程度である。

クリープ特性は、炭化物繊維が一種の変形摩擦抵抗として作用することにより向上するが、破壊寿命は平均半径に大きく左右される。それは 973K の温度で顕著で、炭化物半径 2.3~3.8 μm で試験すると 2.5 μm にピークがあり、破壊寿命は約 360h となる。これは炭化物が微細なほど基地は強化されるが、逆にクリープ試験中に炭化物の $\text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$ の反応が生じやすくなり、急速に劣化するためである。

オーステナイト系 Fe-Cr-Ni-Al-Y 合金の組成は、フェライト系に対して Cr を 18.20% に減らし、Ni を 15.00% 添加したものである。炭化物は Cr_7C_3 である。クリープ強度は Nimonic 115 に匹敵し CRM-6D に勝る。耐酸化性は、前述のフェライト系に劣る。逆にフェライト系は耐酸化性が抜群だが、クリープ強度は同様なフェライト系 Nimonic 80A に近いもののオーステナイト系よりは劣る。(新村哲生)

Mn, Si, Al 脱酸による Fe-50% Ni 合金中の非金属介在物の生成

(H. FREDRIKSSON and O. HAMMAR: Met. Trans., 11B (1980) 3, pp. 383~408)

Fe-50%Ni 合金中に Si, Mn, Al および複合元素を添加し、生成する非金属介在物の大きさ、形態、分布、組成、および溶融合金の酸素溶解度の時間的変化を調べた。また酸化物の生成過程を考察し古典的な核生成理論に従って脱酸元素と酸素の過飽和度を計算し、均質核生成が起こるために必要な酸化物と溶融合金間の界面張力の値を推定し、さらに平衡に要する時間を推算した。実験は抵抗炉において高純度アルミナ坩堝の中に Fe-50% Ni の母材 30 gr を溶解し 1550°C に保持した後脱酸元素を添加し所定時間保持した後水中に急冷した (13°C/s)。

非金属介在物は光顕、SEM、による形態観察、EPMA、X-ray Diffraction による組成分析、QTM による個数測定などを行った。実験結果の一例を示せば、Si を 0.03% 以上添加すると母材の FeO はすべて FeO-SiO₂ に変わり、0.11% 以上では新たに 0.5~1.5 μm の微細な SiO₂ 粒子が多量生成する。0.53% では SiO₂ 粒子の数はさらに多くなり、共存する FeO-SiO₂ はクラスター状となり、3 min の保持で完全に SiO₂ に変わる。Si+Mn (Si:0.47% 一定) では、Mn が 0.37% のとき MnO-SiO₂ と微細な SiO₂ が多量生成し、1.5%Mn では MnO-SiO₂ はさらに大型化し微細な SiO₂ 粒子は減少し Si 単独の場合の 1/2 になる。Al を 0.5% 添加すると保持時間 1s で FeO は消失し 0.2~1 μm の微細

な Al₂O₃ と (Fe, Ni)Al₂O₄ が生成し、保持時間を長くすると Al₂O₃ は球状の FeO-Al₂O₃ のまわりに衛星状に集合し肥大する。熱力学的検討によれば酸素溶解度は Ni の増加により減少しかつ Si 脱酸では 0.03% で FeO-SiO₂(l) との平衡、0.1% 以上では SiO₂(s) との平衡で決まる。粒子の成長速度は酸素の拡散速度により決まり平衡到達時間は粒子の個数と大きさで決定される。SiO₂ や Al₂O₃ が多量生成する反応は均質核生成と考えられ、J. C. BRICE の理論式から、この反応が成り立つための各種の酸化物と melt 間の界面張力 (σ) の値が推定できた。(吉井 裕)

低侵入型フェライト系高 Cr 鋼の凝固

(B. CALLMER and O. GRINDER: Scand. J. Met., 9 (1980) 4, pp. 151~158)

従来のフェライト系高 Cr 鋼よりも、より溶接性および延性に富む低侵入型フェライト系高 Cr 鋼について、熱分析および組織観察の結果を報告した。得られたデータは、最近出版された工業用鋼の凝固データを掲載する 'A Guide to the Solidification of Steel' を補足するものであり、これと同一の表記形式で整理した。

Ti, Ti+Nb, または Nb を添加した 18%Cr-2%Mo 系および 25%-4%Mo-Ti 系の合計 4 種類の低侵入型フェライト系高 Cr 鋼を、2.0, 0.5, 0.1°C/s の冷却速度で凝固させて示差熱分析を行い、1300°C 近傍から塩水へ焼入れた。EPMA により偏析比を測定し、光顕観察により、窒化チタン、共晶炭化物、および共晶硫化物の形態を調査した。

4 鋼種ともすべて完全にフェライト凝固をし、急冷による $\alpha \rightarrow \gamma$ の変態は観察されなかった。

フェライト晶出時に過冷が発生せず、かつ、共晶炭化物 (Mo, Ti)C_x および共晶硫化物 TiS_x の粒界での晶出が見られたのは、Ti, Ti+Nb 添加材においてのみであった。過冷が生じない理由は、フェライト晶出温度直上で晶出する TiN がフェライトの晶出核となり、不均一核生成を起こすためである。この証拠として、フェライト粒内に閉じ込められた TiN の検出、および熱力学的に、フェライト晶出開始の直上温度で、TiN が晶出する可能性のあることを示した。この TiN は 5~12 μm の立方体で、試料全域に分散していた。TiS_x は棒状で、(Mo, Ti)C_x は微細な角状を呈していた。

Si, Ni, Mn, Mo, Cr の偏析比は一部の例外を除きいずれも小さな値であった。低い温度から急冷すると、偏析値が小さくなるため、固相線温度以下での冷却時に、溶質の均一化が起こると思われる。(平岡 久)