

抄 録

—原 料—

ソ連のギプロコークスシステム—コークス乾式冷却技術の先駆 (B. ROGAN: Iron and Steel Inter., 51 (1978) 2, pp. 101~104)

Giprokoks プラントは、1960 年、ソ連で始められ、約 50 の冷却プラントが造られ、年産 20Mt のコークスを冷却処理している。

コークス乾式冷却プロセスでは、熱いコークスは不活性ガスと接触する。熱せられた不活性ガスは、Giprokoks システムでは、ボイラー蒸気によつて冷却され、過熱蒸気の形でエネルギーを回収する。

このシステムの利点は、(1) 蒸気の形でエネルギーを回収でき、大気中への熱損失が少なくなる。(2) 乾式冷却コークスは、熱的、機械的なコークスの性質が改良される。(3) 高炉で使用するコークス量が 2~3% 減少する。(4) 環境がよくなり、コークスプラントの汚染、腐食が減少する。

操業は次の様に行なわれる。コークスは 1070°C で冷却室に入る。冷却速度は 50~56 t/h である。不活性ガスは冷却室底部から吹き込まれ、コークスは 200°C に冷却される。ガス量は 90000m³/h で、コークスを冷却しながら 800°C に熱せられ、ボイラーで 180°C に冷却される。次にサイクロンでダストを取り、冷却室へ循環する。ガス組成は、CO₂ 6~10%、CO 8~14%、H₂ 2~4%、O₂ 1% である。ボイラーの過熱蒸気は 440°C になる。

1 チャンバーあたりの回収蒸気は 21MW になり、電力にして 8.5MW である。鉄を年産 1.5Mt 生産するとコークス使用量が 2% 減少する。コークス比 575 kg/t、平均価格 65.65 ポンド/t で一年間にエネルギー回収とコークス節約で、300 万ポンドが節約される。

最近の燃料価格の高騰によつて、商業的にも、環境的にも、コークス乾式冷却プロセスの各能性は高まっている。(月橋文孝)

焼結過程のダイナミックモデル

(R. W. YOUNG: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 6, pp. 321~328)

焼結鉱は高炉原料として現代鉄鋼業に不可欠であり、高炉装入物の予備処理法として世界中に普及している。また、燃料費の高騰に伴い、焼結過程における効率のわずかな上昇が操業経費の大幅節減に結びつくことも理解されるようになった。このため、燃料使用量の低下、生産性の増大および品質の向上の観点から焼結過程の最適化について、多くの理論的研究がなされている。

本報では、鉄鉱石の Dwight-Lloyd 焼結過程における熱および物質移動の機構とその数学モデルを示し、これを用いて焼結速度、焼結温度をコークス・石灰石配合量、水分そして排風の負圧などをパラメータとして動的に計算し、その結果について述べている。モデルの使用にあたっては以下の仮定を行なった。たとえば、

(i) 方程式をたてるに際し、時間と層内深さとを独

立変数として常微分方程式にした。

(ii) 層中の粒子の熱伝導度を無限大、すなわち粒子内の温度分布は一様であるとした。

(iii) 層からの輻射伝熱を無視し、対流伝熱のみを考えた。

などである。これらの仮定のもとに、ガス-固体間の熱移動、層内ガス流れ、物質の反応の式をたて、数値計算を行なった。その結果は、たとえば

(i) 負圧を高くすることにより、焼結時間は短縮されるが、負圧の値の高いところでのその上昇はあまり効果がない。

(ii) コークス量を多くすると、焼結の最高温度が高くなり、焼結強度は大となる。

(iii) 石灰石の配合量を増加させると、焼結の最高温度は低下するが、焼結強度は大きくなる。

などである。これらの結果は焼結技術には既知のことはあるが、いろいろなパラメータの相互作用を予測するうえで、その影響を定量化するのにこのモデルは役立つと考えられる。(高木 泰)

—製 鉄—

高炉の初期スラグ帯の形成機構

(W. WENZEL, H. W. GUDENAU, and M. SASABE: Arch. Eisenhüttenw., 49 (1978) 1, pp. 15~19)

高炉の初期スラグ帯の形成機構の考察のために、ウスタイトと CaO-SiO₂ 間の熔融反応、CaO-SiO₂ を含むウスタイトの CO ガス還元を行なった。

ウスタイトと CaO-SiO₂ 間の熔融反応は、純 CO、または CO-CO₂ 混合ガス (CO:CO₂=1:1) 1Nl/min 中で次の 3 方法で行なった。方法 (A) では、ウスタイト板上に CaO-SiO₂ 板をおく、(B) 方法では、層厚 5mm の CaO-SiO₂ 粉末上にウスタイト板をおく、(C) 方法では、ウスタイト板上に CaO-SiO₂ 粉末を薄く (0.01 mm) のせる。実験温度は 1150°C、1250°C、1300°C、1350°C、実験時間は 20 min であった。この実験から、ウスタイトと CaO-SiO₂ は、CO ガスより CO-CO₂ 混合ガスの方が反応しやすく、また、ウスタイトと脈石との熔融開始温度は鉱石種類とスラグ量に依存することがわかった。

CaO-SiO₂ を含むウスタイトの還元では、CaO-SiO₂ 10%、ウスタイト 90% の球 (直径 5 mm) を層厚 8 mm の粉コークス上にのせて、1300°C、1350°C、1400°C で 15 min 間 CO 還元を行なった。1350°C の場合、軟化しながら還元され、表面に固体鉄が生成し、中空鉄球内壁にスラグが付着していた。

実験結果から、高炉初期スラグ帯の形成機構を次の様に推定した。ウスタイトまで還元された鉄鉱石は、脈石や滓化剤とともに 1300~1350°C で熔融する。熔融鉱石は固体鉱石間を落下しながら、表面から還元され、固体還元鉄により鉱石が結合し、スラグは CaO-SiO₂ 濃度が高くなり固体化する。

初期スラグ帯下では、熔融鉱石はコークス間を流れ、表面の還元鉄に、内部の熔融物がしみ出して還元され、

内部は中空となり「つらら」状還元鉄ができる。

以上のことから、高炉の熔融状試料の組成から、その場所の温度を決定するのは正しくないようである。

(月橋文孝)

ハイキャップ直接還元プロセス

(W. L. DAVIS, Jr.: Iron Steel Eng., 55 (1978) 3, pp. 42~50)

ハイキャッププロセスは、鉱山から掘り出される鉱石の性質、利用エネルギー、還元剤、還元鉱石の生産規模によつて、構成設備や大きさを変化できる。鉱石処理は 25~6 mm のオーバーサイズ、6 mm~74 μm のミドルサイズ、74 μm 以下のアンダーサイズの 3 種類にスクリーニングされる。オーバーサイズは、塊成鉱を必要とするシャフト炉、固定炉、回転炉などの直接還元プロセスに使う。アンダーサイズは、直接還元用の酸化ペレットにして使用し、ミドルサイズは、この方法の特色である流動層に使用する。流動層では、設計されるガス速度において、流動化しないサイズの上限とキャリーオーバーする下限があるので、このミドルサイズが最も適している。

この方法に使用される流動層は、三段の流動層が用いられる。鉱石は、まず乾燥状又はスラリー状で高圧の流動層に送られ、ガスを燃焼して 815~925°C に予熱される。その後、予熱された鉱石は、還元用の流動層に送られる。還元ガスは、天然ガスのスチームリフォームにベースをおいたガスと液体や固体燃料のガス化にベースをおいたガスの 2 種類がある。しかし今日では、主にスチームリフォームされた還元ガスが使用されており、ガス組成は、68.6% H_2 、7.94% H_2O 、20.7% CO 、1.8% CO_2 、0.5% CH_4 、0.46% N_2 である。一方排ガスは、變成炉に送られ水蒸気と反応して $\text{CO}_2 + \text{H}_2$ ガスに變成される。そして CO_2 が取り除かれた後、再び予熱されて次段の燃焼に使用される。全く同様に三段までこれと同じプロセスをたどる。還元された鉱石は、不活性ガスで冷却する乾式処理と水で急冷する処理とホットブリケットのうち、適当な後処理を受けて電気炉、転炉、平炉などに送られる。なお鉱石の金属化率は各段とも 90% であり、ハイキャッププロセスは 3 000 t/d の生産能力を持つ。一方ガス利用率はリサイクルガスを含めると、第一段では 24.89%、第二段では 47.88%、第三段では 63.74% である。

(小林一彦)

— 製 鋼 —

連続鑄造の技術的諸問題

(H. S. MARR: Iron and Steel Inter., 51 (1978) 2, pp. 87~100)

ECSC (欧州石炭鉄鋼共同体) は鋼の鑄造と凝固についての 1 次 (1969~1973) および 2 次 (1973~1977) の共同計画のもとに、連続鑄造技術の諸問題の研究を後援してきた。本論文は連続鑄造において生じた諸問題を総括および解説し、1977年に開始した第 3 次共同計画が新技術の開発によりそれらの諸問題の解決にどのように寄与するかを述べる。

鑄型内の溶鋼の挙動は鑄造した製品の内部、外面の品質への影響が大きく、溶鋼の流動と温度分布についての

研究がなされた。アーヘンで研究された電磁流量制御は操業の安全性や円滑化を計るうえで有効であるが、パイロットスケールでの実証に留まり、実操業への適用は今後に待たれている。モールドパウダーは湯面の断熱と酸化防止、鑄型/鑄片間の潤滑、介在物の吸収、鑄型内伝熱制御に関し多く研究されたが、複雑なスラグの潤滑機構を説明するうえでの問題が残されている。

偏析は組織に密接に関係し、組織を改善する方法が偏析を低減するうえで効果がある。電磁攪拌は 1) 鑄片の組織、特に偏析とポロシティの改善、2) 鋼の清浄性の改善、3) 表層および表皮下の品質改善に効果がある。3) の効果を得るため鑄型内での攪拌技術が IRSID と BSC で研究された。スラブへの電磁攪拌は新日鉄でのみ実用化されている。日本におけるスラブ中心部の清浄性と偏析の改善が極厚板やラインパイプの世界市場への進出に有利となるのは確実である。また、日本ではロール配列の整備に配慮しバルジングと偏析を防止している。

表面縦割れは凝固殻の $\delta \rightarrow \gamma$ 変態収縮と他の操業要因との関連で生じ、パウダーの基礎的研究、伝熱量の設定、鑄型/鑄片の摩擦測定、鑄型内温度分布測定、凝固殻の強度と応力などの研究が必要である。高速鑄造は凝固殻が薄くかつ高温になり、注入流の噴流が増大するため、造塊での高速連鑄と同様に割れに対する配慮を要する。

(木下勝雄)

鋼中の硫化物の生成機構におよぼす脱酸の影響

(G. P. GROMOVA, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metallo, (1978) 1, pp. 3~6)

いろいろな形状の硫化物の生成におよぼす酸化物の種類の影響を知るために、脱酸方法の異なる鋼塊を溶製した。大気誘導溶解および真空誘導溶解した溶鋼を Si、(Si+Al) (Fe-Si+Al) (石英+Al) で脱酸したが、Si として沃素法で精製した Si および単結晶 Si を用いた。溶製された 8 本の鋼塊の組成は 0.27~1.54% C、0.20~0.40% Mn、0.16~1.80% Si、0.20~0.33% S、0.017~0.920% Al、0.001~0.014% O となつた。

Si で脱酸された酸素の多い鋼塊では、多くの球状介在物と高次のデンドライトの板の外周に酸化物を囲む形状の硫化物 (FeS と MnS) および不規則な形状の堆積した硫化物粒子が見られた。真空溶解し Si で脱酸した鋼塊には、少量の SiO_2 と多量の硫化物があり、硫化物はデンドライトの間に細かい共晶 (5 μ) として析出した。硫化物は凝固末期に濃縮した硫黄によつて生成し、先に析出した酸化物はそのサブレイヤーとなつた。

Si と Al で脱酸した鋼塊では、錯状にデンドライト軸間に存在する不規則形状の酸硫化物が見られた。酸素と硫黄の偏析する領域にはフィルム状の酸化物と硫化物が析出した。フィルム状酸化物は Al で SiO_2 が還元され、凝固の際にフィルム状の SiO として析出した。酸化物が少ない時には硫化物は共晶として析出した。

FeSi と Al で脱酸した鋼塊では、大型の SiO_2 とフィルム状の酸化物と硫化物が見られたが、フィルム状の析出物はガラス、ムライト、 Al_2O_3 および硫化物から成っていた。また酸化物上に析出した硫化物も見られた。

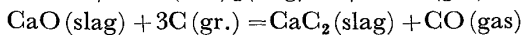
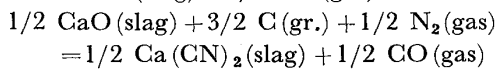
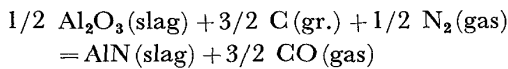
石英と Al を加えた鋼塊では、フィルム状硫化物が析出したが、部分的には酸化物上に析出した硫化物も見ら

れた。

(郡司好喜)

黒鉛共存下の $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 融体中への窒素、炭素の溶解度 (K. SCHWERTFEGGER and H. G. SCHUBERT: Met. Trans., 8B (1977) 4, pp. 535~540)

還元性雰囲気下で溶解されたスラグ中に多量の窒素、炭素が溶解し、メタル相の浸窒、浸炭現象を起こすことがしばしばある。本研究では $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 融体中の窒素、炭素の溶解度を黒鉛共存下の還元性雰囲気中で測定し塩基度 ($\text{CaO/Al}_2\text{O}_3$) への依存性から溶解反応機構を推定した。 $\text{N}_2\text{-CO-Ar}$ 気流中で黒鉛ルツボ中に 40~50% $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 融体を 1600°C に 30~100h 保持する実験を行ない、融体中の $(\text{N})_{\text{total}}$, $(\text{C})_{\text{total}}$, CN の分析を行なった。



なる溶解反応を想定し、各々の反応の平衡定数 K を分析値の P_{N_2} , P_{CO} への依存性から求めた。すなわち、

$$(\text{N})_{\text{total}} \sqrt{\frac{P_{\text{CO}}}{P_{\text{N}_2}}} = \frac{K_{\text{nitride}}}{P_{\text{CO}}} + \frac{14}{26} K_{\text{cyanide}}$$

$$(\text{C})_{\text{total}} \sqrt{\frac{P_{\text{CO}}}{P_{\text{N}_2}}} = \frac{K_{\text{carbide}}}{\sqrt{P_{\text{N}_2} P_{\text{CO}}}} + \frac{12}{26} K_{\text{cyanide}}$$

実験点はこの式で良く整理でき、各々の平衡定数、すなわち nitride capacity, cyanide capacity, carbide capacity が決定された。

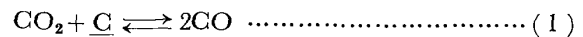
CN^- , C_2^{2-} の溶解度は塩基度の増加と共に増し、 N^{3-} の溶解度は逆の傾向を示す。この結果は想定した反応式に含まれる融体中の Al_2O_3 , CaO の活量への依存性から予測されるものに一致する。(桜谷敏和)

溶鉄中の溶解酸素および炭素と CO-CO_2 混合ガスの平衡反応 (N. H. EL-KADDAH and D. G. C. ROBERTSON: Met. Trans., 8B (1977) 4, pp. 569~579)

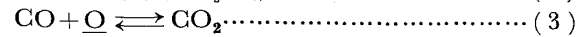
本研究は、 CO/CO_2 混合ガス雰囲気下での溶鉄中 C , O の平衡反応を解析したものである。実験法として高圧下での浮揚溶解法 (HPLC 法) を採用した。HPLC 法は、従来の平衡実験法である大気圧下でのルツボ溶解法に比べ、1) ルツボおよび大気による溶鉄のコンタミネーションを避けることができる。2) 平衡実験を行なう C 濃度の範囲を高炭域まで拡大することができる。3) 炭素ポテンシャル a_{C} および酸素ポテンシャル a_{O} を雰囲気圧力および $P_{\text{CO}_2}/P_{\text{CO}}$ 比により、独立に制御することができる。4) サンプル量が少なく、表面積/体積比が大きいため平衡に到達するまでの時間が短い。などの特長を有する。

実験は CO/CO_2 混合ガス雰囲気中で $P_{\text{CO}_2}=0.76\sim 8.28\%$ 、圧力 5~70 気圧、温度 1550°C~1750°C の条件下で、純鉄あるいは銑鉄 ($\text{C}\approx 4.5\text{wt}\%$) を高周波コイルで浮揚し、平衡に到達せしめ、急冷後のサンプル組成を分析するものである。脱酸剤として、 Al -ワイヤを用いている。

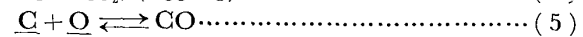
CO/CO_2 混合ガスと C , O の反応は、(1), (3), (5) 式で、各反応の平衡定数 K_1 , K_2 , K_3 は (2), (4), (6) 式で示される。



$$K_1 = (P_{\text{CO}})^2 / (P_{\text{CO}_2} \cdot a_{\text{C}}) \dots\dots\dots (2)$$



$$K_2 = P_{\text{CO}_2} / (P_{\text{CO}} \cdot a_{\text{O}}) \dots\dots\dots (4)$$



$$K_3 = P_{\text{CO}} / (a_{\text{C}} \cdot a_{\text{O}}) \dots\dots\dots (6)$$

本実験より得られた知見を以下に示す。

i) (1) 式の反応の平衡定数 K_1 および自由エネルギー $-\Delta G_1^\circ$ は (7), (8) 式で示される。

$$\log K_1(\text{wt pct}) = -6836/T + 6.37 \dots\dots\dots (7)$$

$$\Delta G_1^\circ(\text{wt pct}) = 130.9 - 0.118T \text{ MJ/k mol} \dots\dots\dots (8)$$

ii) 溶鉄中 C の部分モルエンタルピー $\Delta \bar{H}_{\text{C}}$, 剰余部分モルエントロピー $\Delta \bar{S}_{\text{C}}^\circ$ は (9), (10) 式であらわされる。

$$\Delta \bar{H}_{\text{C}} = 28.9 + 205N_{\text{C}} + 20.3 \text{ MJ/k mol} \dots\dots\dots (9)$$

$$\Delta \bar{S}_{\text{C}}^\circ = 46.1N_{\text{C}} + 20.3 \text{ kJ/k mol} \dots\dots\dots (10)$$

ここに N_{C} は C の atomic fraction である。

iii) Fe-C-O 三元系での相互作用助係数として、

$$e_{\text{O}}^{\text{C}} = 0.1 \dots\dots\dots (11)$$

$$e_{\text{O}}^{\text{O}} = 0.075 \dots\dots\dots (12)$$

の値が得られた。

(別所永康)

底吹き転炉の鋼中水素量におよぼす吹錬方法の影響

(K. SCHEIDIG, et al.: Neue Hütte, 22 (1977) 11, pp. 599~603)

底吹き転炉吹錬による溶鋼では水素値が高くなり、その起源は石英からの水分と羽口冷却剤とに依る。排ガス中の水素分圧は正確に炉内脱炭反応によつて決定されている。

鋼浴中の水素変化 $dH/d\tau$ は (1) 式で与えられる。

$$\frac{dH}{d\tau} = \frac{dH_{\downarrow}}{d\tau} - \frac{dH_{\uparrow}}{d\tau} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\downarrow$ は鋼中に入る水素、 $\uparrow$ は抜け出る水素を意味する。鋼中に入る水素は水素分圧に比例し、出て行く水素は CO や CO_2 気泡に伴つて運ばれるから (1) 式は (2) 式に書き換えられる。

$$\frac{dH}{d\tau} = \frac{S_{\text{H}_2+\text{H}_2\text{O}}}{V} \cdot \beta \left(K_{\text{H}} \cdot \sqrt{P_{\text{H}_2}} - [\text{H}]_{\tau} \right) \\ - \frac{S_{\text{CO}+\text{CO}_2}}{V} \beta [\text{H}]_{\tau} \dots\dots\dots (2)$$

吹錬初期は脱炭が芳しくないで (2) 式の右辺第 1 項が勝り水素は増大するが、脱炭反応に伴い脱水素速度が進み吹錬終了時には $dH/d\tau$ は 0 となる。しかし、トーマス鉄の場合は P を下げる必要があり、 C を 0.05% 以下に吹下げたため、吹錬終期の脱炭速度は低下し、(2) 式の右辺第 2 項が小さく、水素の増大が予想される。

鋼中水素量におよぼす羽口冷却の影響に関し、天然ガス、燃料オイル、液体炭化水素および水蒸気を比較している。トーマス鉄の場合、水蒸気を用いた冷却は鋼中水素の含有量を増大させるが、炭化水素の場合には水蒸気の 60% に減少できる。

鋼中水素の除去方法としては、転炉吹止時のリンスガス吹込みが効果的であり、ガス種としては N_2 、酸素製造時の残余ガス、 Ar が用いられる。リンスガスを 1~3Nm³/t·steel で 20~60 s 流すことによつて 3ppm 以下と害のない水素値まで低下できる。(野崎 努)

プラズマ一次溶解炉による鉄鋼生産

(A. S. BORODAČEV, et al.: Neue Hütte, 22 (1977) 11, pp. 604~607)

比較的近年になって、耐火物ライニングを備えた容量 30 t のプラズマ炉 (出力 12~15 MVA, 二次電圧 150~660 V, 二次電流 10 000 A, プラズマトーチ陰極材として W, 炉床電極材として水冷した銅を使用) を、信頼性の高い実操業炉に発展させることに成功した。

東ドイツでは、1969 年に 3 t, 1972 年に 10 t, そして 1977 年には 30 t のプラズマ炉が操業に入った。ソ連でも 1972 年以来 5 t のプラズマ炉が操業中である。

プラズマ炉による高合金鋼 (Cr-, CrNi-, CrMoTi-, CrNiMo-, CrNiMoTi-, CrAl-鋼, 工具鋼, Ni 基合金) 溶製の経済的利点は明らかである。すなわち、操業コストおよび原単位指数は、同容量の電弧炉と同等かあるいはそれを凌駕する。プラズマ炉は電弧炉にとつてかわることができる。

プラズマ炉は、その低公害性による特別の長所も持つ。すなわち、激しい騒音の除去と電力網における電流の急変現象の減少である。

冶金学的、金属材料学的観点から見ると、とくに冶金学的に優れているプラズマ炉は、これまで特殊冶金の分野に属していた。課題を解くのに適している。プラズマ炉は、部分的ではあるが真空誘導炉にもとつてかわることが可能である。

5 t 炉までは、炉蓋中央に位置する一本の垂直プラズマトーチで十分であるが、10 t および 30 t 炉では、本研究で得られた経験から、側方に並んだ傾斜プラズマトーチ群を備えたプラズマ炉が、固体装入物用高効率炉として有効である。この炉は、低合金鋼をも低コストで生産でき、UHP 電弧炉に比して、どの点から見ても優るとも劣らぬものである。

現在、さらに大容量の溶解炉の建設を計画中である。

(檀 武弘)

CLU 転炉製ステンレス鋼のミクロ介在物の研究

(S. JONSSON and S. MALM: Scand. J. Met., 7 (1978) 1, pp. 18~25)

本論文は Uddeholm Degerfors 工場 70 t CLU 転炉出鋼のオーステナイト系ステンレス鋼のミクロ介在物を 30 チャージ、57 サンプルについて調査したものである。

CLU 転炉製ステンレス鋼の介在物として次の 4 つの型のものが見つけられた。

- (1) MnS
- (2) アルミナ系介在物 (Al_2O_3 または $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$)
- (3) シリカ系介在物 ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2\text{-CaO}$, $\text{SiO}_2\text{-CaO/Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ または $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$)
- (4) 酸化クロム系介在物 ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ または $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$)

酸化物系介在物の組成は鋼塊組成とよく対応し $\text{Al} > 0.008\%$ ではアルミナ系介在物, $0.004 \leq \text{Al} \leq 0.008\%$ では $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ 系, さらに $\text{Al} < 0.002\%$, $\text{Si} > 0.06\%$ の場合には SiO_2 系介在物となる。

また ASTM にもとづいた QTM 測定結果より介在物の鋼中割合はかなり低くきれいな材質であることがわ

かった。今後 ESR 製材質のようにいつそう改善するためには以下の 2 点が考えられる。

(1) 鋼塊底部で Al と O がともに高い領域が存在するが、これを避けるよう、Al の最適添加量を定める。

(2) 低 Al, 高 Si で生じる SiO_2 系介在物はアルミナ系または $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-MnO}$ 系介在物より大きいので避ける。

具体的には $0.007\% < \text{Al} < 0.012\%$, $\text{O} < 70 \text{ ppm}$, $\text{S} < 0.010\%$ の含有量をねらうことである。

なお、調査サンプル中の介在物の大きさは $80 \mu\text{m}$ 以下、ストリンガーの長さも視野の径 ($800 \mu\text{m}$) 以下であることが観察されている。

(加藤嘉英)

鋼の連続铸造における冶金学的諸問題

(K. SCHWERDFEGER: Stahl u. Eisen, 98 (1978) 6, pp. 225~235)

本報告は、連铸タンの凝固組織の特徴、中心偏析、および中心偏析軽減対策について、最近の報告および著者らの研究結果をもとにまとめたものである。

最近の報告から、中心偏析に及ぼす冶金的、機械的要因について述べている。既に良く知られているように、中心偏析を軽減するには凝固組織の改善、すなわち铸造組織の等軸晶化が重要で、そのために溶鋼過熱度を低くすることが上げられる。又ロール間におけるバルジング量が大きくなると中心偏析が顕著になるため、バルジング抑制技術の確立も重要である。

著者らは、ロール間のバルジングにより生ずる濃化溶鋼の流動および、その流動によつて生ずる中心部における成分元素の偏析を、連铸の式、熱、物質、運動量収支の式を用いて理論的に計算し、結果が実測値と良く一致することから、中心偏析に及ぼす铸片バルジングの影響の大きいことを確認した。さらに、ロール間のバルジング量を、クリープを考慮したモデルにより理論的に計算した。計算値は WÜNNENBERG が実機において測定したロール間のバルジング量の変化と非常に良く一致し、このモデルをもとにバルジングに及ぼす铸造速度、二次冷却の影響を計算している。

さらに铸造組織の等軸晶化に及ぼす電磁搅拌の効果を述べている。電磁搅拌の効果は溶鋼の搅拌方法に大きく依存すること、又、搅拌速度は理論的に計算される速度と一致することを水銀を用いた実験で明らかにした。又搅拌速度に及ぼす磁場の影響、凝固シェル厚みの影響について計算している。

(水上秀昭)

— 铸造 —

連铸ブルームおよびビレットの性状

(R. JAUGH: Stahl u. Eisen, 98 (1978) 6, pp. 244~254)

西ドイツにおける 1976 年のビレットおよびブルームの連铸材は粗鋼の 7.6% に達した。連铸ビレットおよびブルームが機械構造用鋼、自動車用鋼、線材などに広く適用された結果である。本稿では適用拡大をもたらした铸片内外欠陥の防止対策の経過と、これら連铸材と造塊材の機械的性質の比較を述べている。

铸片の表面欠陥は、表面割れと表層下の介在物である。深さ 1 mm 以下の割れが大半を占め、その長さも 50~

100 mm 程度であり、スカーフ代を大きくすれば、大半は除去可能である。しかし適切なパウダーと浸漬ノズルによるパウダーキャスト法を採用、また取鍋-タンディッシュ間の Air シール、浸漬ノズル中への Ar 吹き込みにより、表面割れ、介在物とも対策前の 25% まで減少可能となった。

主な内部欠陥は表層直下の凝固割れである。この割れに対する鑄造速度、鑄造温度、モールドテーパー、2 次冷却、Mn/S 比の検討を行なった。これらの要因で最も割れに影響をおよぼす要因はモールドテーパーである。モールドテーパーが小さいと割れが発生しやすく、同じテーパーでは 0.3~0.4% C で割れが生じやすい。また Mn/S 比も割れに影響し、Mn/S 比が 20 から 30 になると割れは半減する。これらの結果から鋼種にあつたモールドテーパー、2 次冷却また Mn/S 比の増加により凝固割れを防止できた。偏析、介在物清浄度について造塊材と比較検討した。連鑄材の偏析は造塊材の約 1/3 であつた T・M・B で均一で、製品での偏析も少なく、良好である。介在物は Oxide, Sulfide とも造塊材に比較し少なく、かつ均一に分布している。

従つて連鑄鑄片と造塊材で伸び、絞り、衝撃値、疲労限度などの機械的性質を比較すると、成分、介在物の均一性により連鑄材が秀れている。(石田寿秋)

一性 質

Fe-Cr-Ni オーステナイト合金のアルカリによる応力腐食割れ (P. BERGE, et al.: Corrosion, 33 (1977) 12, pp. 425~435)

蒸気発生器の伝熱管に用いられる Type 316 ステンレス鋼, Alloy 800 および Alloy 600 の応力腐食割れに及ぼすアルカリ濃度、応力、時効処理の影響について検討した。350°C の 4~500 g/l の水酸化ナトリウム溶液中で、C リング、U 字曲げ、引張型およびカプセル型の試験片を用いて試験した。試験温度において各試験片に附加されている応力値を試算し、応力の影響を求めた。

その結果、高アルカリ濃度、高応力のもとでは Type 316 鋼は Alloy 600 より著しく割れやすいが、応力依存性が高く、低応力 (140 MPa 前後) では割れが起らない。Alloy 800 も応力依存性は高いが全般的に割れ抵抗性が高く、100 g/l 以下のアルカリ濃度では極めて高い応力下でのみ割れが生じる。これに対し、Alloy 600 は応力の大きさによる割れ時間の差が小さく、試験した応力範囲 (≥ 130 MPa) ではしきい値が存在しなかつた。

アルカリ濃度についても同様に、Type 316 鋼および Alloy 800 は著しい影響を受け、割れが生じなくなる限界濃度が存在する。Alloy 600 は高濃度溶液中でも高い割れ抵抗性を示すが、濃度の影響は小さく、このような限界濃度は存在しなかつた。このことはアルカリ溶液中での試験結果を極低濃度まで外挿することによつて、純水中の割れ挙動を推定し得ることを示している。また合金間の優劣の評価が応力およびアルカリ濃度によつて逆転することがあることを示している。

500~700°C で時効した材料の割れの深さはほとんどの場合、受入れ材のそれ以下の値となつている。このような効果は粒界にクロム炭化物が網目状に析出することに

よつて得られたものである。

(松島志延)

ニッケル鋼の腐食疲れ

(I. M. AUSTEN, et al.: Metal Science, 12 (1978) 1, pp. 77~82)

降伏強度約 1100 MPa の 0.5C-5Ni および 0.5C-5Ni-0.3Mn 鋼を用いて、3 点曲げ疲れ試験を 70 Hz (繰返し速度) で行い、き裂伝播速度-応力拡大係数範囲曲線 ($da/dt-\Delta K$ 曲線) におよぼす環境の影響を調べた。使用した環境は乾燥アルゴン、湿潤アルゴン、水、塩水、3.3M H_2SO_4 水溶液などである。結果は次の通りである。

1. 中間き裂伝播速度領域では、 $da/dt-\Delta K$ 曲線は全般に環境の影響をうけるが、鈍い切欠からのき裂発生に対応する低 ΔK 領域では da/dt は環境の影響をあまりうけない。

2. 本 $da/dt-\Delta K$ 曲線は NICHOLSON の式にはよく合うが、FORMAN の式には合わない。 $da/dt=c(1-R)^n \left\{ \frac{\Delta K-\Delta K_t}{(1-R)K_c-\Delta K} \right\} \dots\dots$ (NICHOLSON の式) ここで ΔK_t は

き裂伝播下限界値、 R は応力比、 K_c は破壊靱性。

3. 水蒸気や水溶性腐食環境の da/dt への影響は酸素が存在することにより著しくなる。

4. 使用した 2 鋼種において、Mn を含まない鋼の場合、低 ΔK 領域において腐食性環境下の da/dt はアルゴン中の da/dt にくらべて速く、 ΔK との勾配は大きい。しかしながら、中間き裂伝播速度領域では含 Mn 鋼において da/dt はむしろ大きい。

5. 3.3M H_2SO_4 溶液中において da/dt は時間とともに連続的に増大せず、約 200 sec の周期で増減する。

(角田方衛)

低合金鋼の高ひずみ疲れ試験中の酸化とクラック成長

(R. P. SKELTON, et al.: Metal Science, 12 (1978) 2, pp. 64~70)

1/2 Cr-Mo-V 鋼および 1Cr-Mo-V 鋼について 550 °C の空気中における酸化速度と外部および内部応力との関係を検討した。

(1) 外部応力のない場合 ダイヤモンド研摩したままで表面冷間加工層が残っている試料より、研摩後真空中で焼鈍したものの方が酸化速度が大きい。内部にベイナイト相を生じさせると内部応力が発生するため酸化速度は速くなるが、それを焼鈍するとおそくなる。

(2) 低サイクル疲れ試験中の酸化 10 サイクル/h 程度のひずみ速度で 1000 サイクル前後まで引張り-圧縮応力をかけた。塑性ひずみ幅が 0.001 以上になると酸化速度はひずみ幅とともに急増し、その時表面酸化物は非常に顕著な層構造を呈する。これは繰返し応力によつて酸化物-合金界面がきわめてしばしばはがれて空気が侵入したためであり、しきい値以上の外部応力で酸化が著しく激しくなるのは明らかである。

(3) 疲れ破断面の酸化 真空中で疲れ破断させて一対の試料をつくり (したがって両破断面の面積は等しい)、一方はそのまま、他方は焼鈍してから酸化速度を測つた。焼鈍すると酸化速度は約半分になるから、非焼鈍試料では疲れ破断面にたまったエネルギーが酸化を促

進したのである。

(4) 真空中との比較 真空中での疲れ挙動はほとんど力学的因子だけによると考えられるから、空気中でのデータと比較し、ひずみ幅が大きいほど、またクラックが長くなるほど、クラック成長に対する酸化の影響は大きくなると述べている。

(池田雄二)

300M 鋼棒材の K_{IC} , K_{ISCC} および他の機械的性質におよぼす種々のオーステナイト化処理の影響

(D. S. McDARMAID: Metals Technology, 5 (1978)

1, pp. 7~16)

真空アーク再溶解した航空機級商用 300M 鋼棒材(直径 127 mm)の直径方向の引張性質, K_{IC} , K_{ISCC} , および疲労き裂伝播速度におよぼす種々のオーステナイト化(以下 γ 化)処理の影響を調べた。高温 γ 化処理は, AISI 4340 鋼などの中炭素鋼において強度を低下させることなく K_{IC} を増加させると報告されているので, ここではその高温 γ 化処理と細粒化を目的とした急熱短時間 γ 化の繰返し処理を検討し, 通常の γ 化処理と比較した。 K_{IC} , K_{ISCC} および疲労き裂伝播速度測定用試片のき裂は C-R 方向に挿入した。標準の 320°C 焼戻しで, 通常処理材 (γ 粒径 45 μ m) と較べて, 急熱 γ 化繰返し処理材 (γ 粒径 10 μ m 以下) は K_{IC} を減少させ, 引張強さおよび 0.2% 耐力を増加させるが, 高温 γ 化処理材(おもに 1165°C $\times$ 1h, γ 粒径約 130 μ m) は K_{IC} を 30% 増加させ, 0.2% 耐力を少し減少させ, 絞りを半分に減少させる。また 1165°C で γ 化後, 通常の γ 化温度(880°C)まで炉冷し, その温度より焼入れる階段焼入れ処理では, K_{IC} は通常処理材より高く, 高温 γ 化材より低い。一方, 1M NaCl 水中での K_{ISCC} と疲労き裂伝播速度 ($R=0.1$, 100Hz) は γ 化処理の影響を受けない。残留 γ の量および分布状態は γ 化処理によつて変化せず, 未溶解合金炭化物はどの処理でも認められなかった。しかし双晶型マルテンサイトは γ 化温度が高いほど減少していた。 K_{IC} 試片の破面はおもにマイクロボイドの合体と擬へき開による粒内破壊で, 粒径が大きいほど巨視的な破面の様相は粗くなった。また階段焼入れ処理材では粒界破壊が多く認められた。高温 γ 化処理による K_{IC} の増加は, 強度水準の変化によるものではなく, 前述の組織および破面変化, ならびに粒界脆化などを生ずる不純物元素の偏析の除去を含めた材料の均質化がともに関連して生じたものと考えられる。

(中沢興三)

低炭素鋼の組織と性質に及ぼす温間加工の効果

(D. N. HAWKINS: Metals Technology, 5 (1978) 2, pp. 37~44)

フェライト鋼の動的軟化機構は Zener-Holloman パラメーター Z によつて評価される。純鉄では $Z \approx 5 \times 10^{12}$ /sec より大のときは回復過程により, それ以下のときは再結晶過程により軟化する。回復では広範囲に発達した下部組織を生じる。この研究の目的は 2 種の低炭素鋼の強度, 延性, 靱性について下部組織の影響を明らかにすることである。供試材は 0.11 および 0.017% C の低炭素鋼(それぞれ A, B 鋼)であり, 鑄造後, 熱間圧延で幅 60 mm, 厚さ 13 mm にし, これを 650°C で圧延ひずみ $\epsilon_R (= \ln(h_0/h_f))$, h_0 : 初めの厚さ, h_f : 最終の厚さ)

が 0.25 から 0.96 まで数種の温間圧延を行ない試験に用いた。温間圧延下では, ひずみ速度は 3~12/sec であり, $Z = 3.5 \sim 7.5 \times 10^{16}$ /sec となり, 回復過程で軟化することが認められた。 ϵ_R に対する A, B 鋼の引張性質は, ϵ_R が大になると引張強さ σ_{UTS} や耐力 $\sigma_{0.2}$ は上昇し, 延性は低下し, $\sigma_{UTS}/\sigma_{0.2}$ は減少する。また, シャルピー試験の上部シェルフエネルギー $(C_V)_{max}$ は減少し, 遷移温度 Tr は始め上昇するが, ϵ_R が 0.96 になると熱間圧延材より低温になる。また引張破面は, 円形から楕円状になる。下部組織は ϵ_R の増加とともに大きくなるが, 透過電顕観察によると, 温間圧延は不均一な分布と形状を生じさせる。A 鋼では亜結晶粒はみられるが, B 鋼では亜結晶粒はみえず, 転位網がみえる。亜結晶粒は伸張形であり, その寸法は 0.75 μ m であり, この値は流動応力から予測した値とよく一致した。(200) 極点図より, $\epsilon_R = 0.96$ では圧延面に平行な $\{111\}\{100\}$ 集合組織が発生していた。シャルピー破面は, $\epsilon_R = 0.96$ で圧延面に平行なへき開分離がみられた。集合組織は, 引張りでの楕円状破面やシャルピーのへき開発生の原因となり, また, ϵ_R が大のときには Tr を低下させる原因ともなる。GLADMAN らによる算定式を用いた流動応力の計算値は実験値と一致しなかった。この理由としては, 流動応力には化学成分のほかに, 転位, 亜結晶粒, 集合組織等が影響するためであると考えられる。

(呂 芳一)

3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼蒸気タービンおよび発電ローター鍛造機の強度と靱性

(A. ELSENDER, et al.: Metals Technology, 5 (1978) 2, pp. 45~56)

3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼鍛造品の強度と靱性への熱処理の影響は十分明らかでない。平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} とシャルピー試験の破面遷移温度 FATT の関係は, 過剰温度 $B(K_{IC}$ の試験温度より FATT を引いた温度) によつて, $K_{IC} = 6600/(60-B)$ MN/m^{3/2} で表わされている。本研究の目的は数種の 3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼を用いて実験室的試験で組織, 強度, 靱性間の相互依存性を明らかにし, また低圧ローター用鍛造品の靱性の変化を調べるために K_{IC} -FATT の関係を利用することである。実験は鍛造材を心部と外縁部に分け, それぞれ硬さ, 引張りおよびシャルピー試験を行なった。熱処理は 840°C 24h, γ 化をし, 水焼入れ後, 560~640°C で 1~130h で数種の焼もどしを行ない空冷した。組織は心部が上部ベイナイト, 外縁部はマルテンサイトと下部ベイナイトであつた。実験室的に, ローター母材の強さに焼もどし後, 心部の水焼入れをした試料は, 心部の靱性は大型鍛造品の心部より高く, これは旧 γ 粒径の差により起きる。外縁部の靱性は同じであつた。一般に靱性は旧 γ 粒径の ASTM 番号の単位増加当り, FATT で 10~15°C 分だけ低下する。焼もどし後, 10°C/h で徐冷した場合非脆化処理材に比べて強度は変わらず, 延性はやや高く, 靱性は心部は脆化するが, 外縁部はあまり変らない。実験室的に得られた靱性は, 耐力が 80 kg/mm² までは耐力の影響を受けず, FATT は心部で -60°C, 外縁部で -100°C である。これらの結果より, この材料の大形鍛造品の強度と靱性をうるのに必要な熱処理を規定すること

ができる。鍛造品の心部と外縁部の靱性は、耐力が 80 kg/mm^2 まで強度の顕著な効果を受けない。両方とも試験方向や軸まわりの位置の影響は小さい。鍛造品の長手方向は横方向より、底部は頂上部よりそれぞれ FATT

が約 15°C 低い。ベイナイトとマルテンサイト組織から成るローター用鍛造品では、 K_{IC} -FATT 間に前述の関係式が成立し、FATT は定量的な設計や生産制御の基準として使用できる。
(呂 芳一)