

抄 録

— 原 料 —

グレート上で焼結鉱の冷却を行なう D. L. 式焼結機

(J. ASTIER (IRSID): Circulaire d'Informations Techniques, 31 (1974) 11, pp. 2429~2444)

粉鉱石の焼成と冷却を同時に行なう考え方は、新しくはなく、すでにペレタイジング法の分野で Dravo-Lurgi 方式などで採用されている。IRSID は、この数年この方法を焼結機に応用すべく研究を重ねてきたが、本論文はその概要の報告である。

まず IRSID の試験鍋を利用し、焼結層に 4 個の熱電対を挿入して、ローレヌ鉱と輸入鉱について、焼結試験と冷却試験を行なった。この試験鍋での結果を、5000t/d の実機の設計に応用すると次のとおりになる。

	ローレ ヌ鉱	輸入鉱		ローレ ヌ鉱	輸入鉱
焼成部表面積	216m ²	168m ²	冷却空気平均温度	250°C	300°C
焼結機速度	3m/min	2.1m/min			
冷却部表面積	84m ²	92m ²	冷却用送風機の動力消費量	6.5 kWh/t	8kWh/t
焼結機幅	4m	4m			
焼結機表面積	300m ²	260m ²			
冷却部吸引圧	400mm W.G.	400mm W.G.			

次にこの方法が従来のクーラーを分離して設置する方法よりすぐれている点は、1) 焼結鉱の還元性が良くなり成品粒度分布が好ましい。2) 焼結ケーキ排出時の損傷が少なく、スパイクローラーの歯の寿命が長くなることから保守費用の軽減となる。3) グレートパールの熱履歴が良くなるため、寿命が長くなること。4) 排鉱部の諸機械の損傷が少なくなるため、稼働率が向上すること。5) 返鉱が少なくなること。6) 冷却用空気が奪った顕熱を再利用できること。7) 装置が簡単になるため、監視用の人員を減らせることなどが挙げられる。

現在、この方式で稼働中、または建設中の焼結機は次のとおりである。

会 社 名	生産量 (t/d)	幅(m)	焼成部 表面積 (m ²)	冷却部 表面積 (m ²)	火入年月日
SIDMAR	12,000	4.25	300	180	1972年 7 月
LA CHIERS	6,500	4.50	272	120	1973年 11 月
COCKERILL	12,000	4.50	321	195	1975年 10 月
ISCOR	7,200	4.50	250	150	1975年 11 月

(満岡正彦)

フランス la Chier 社のストランド上で熱焼結鉱を冷却する D. L. 式焼結機

(J. THIBAUT, et al: Rev. Mét., 71 (1974) 10, pp.

703~711)

1970年来高炉用コークスの値段は、騰貴する一方なので、フランス la Chiers 社は、高炉コークス比の低減、高炉生産性の向上を目的として、200,000 t/d の焼結鉱生産設備を建設することにした。それまでは、グリナーワルト焼結機とスミス式回転炉で焼結鉱を生産していたが、この新設備の稼働により 100% 自溶性焼結鉱装入による高炉操業を狙いとした。本設備は、ベルギーの Sidmar 社の焼結機同様、フランスの Delattre Levivier 社の設計で、Decazeville の 500 t/d のパイロットプラントの操業結果を参考に設計された。火入れは、1973年 7 月 4 日で、1974年 3 月初旬に 100 万 t を達成した。

設備としては、貯鉱槽は、鉱石用として 450 t の容量のもの 5 槽、燃料用として 210 t のもの 2 槽、返鉱用として、300 t のもの 1 槽である。1 次ミキサーは、3.1m 径×8 m 長で、回転数は 6.5 r.p.m、二次ミキサーは、4 m 径×14.2m 長で、回転数は 7.6 r.p.m で、疑似粒度を向上する効果を狙っている。焼結機本体は、焼成部表面積 275 m²、冷却部表面積 118 m² で焼結機幅 4.42 m、風箱数 29 (焼成部 20、冷却部 9) でバレット数は 183 個、層厚は最高 50cm まで可能である。排風機は、2 台で負圧は 145 mbar、風量は、130°C で、1 250 000 m³/hr である。1 次冷却用には、電気集塵機付の排風機 2 台、2 次冷却用にはマルチクロン付の排風機が 2 台ある。篩別け設備は二連あつて、25 mm、12 mm、5 mm で篩わける。操業方法は簡単で排出熱焼結鉱が成品コンベヤーを損傷しないよう、焼結機の数や風量を調節すれば良く、自動制御も可能である。1974年 2 月の操業成績をまとめると、稼働率 92.74%、月間生産量 178 270 t 生産率 25t/m²・d 返鉱の割合 478 kg/t・焼結鉱、燃料比 83 kg/t・焼結鉱、平均層圧 40cm、床敷厚さ 2~3cm である。焼結鉱の化学組成は、T-Fe 43.73%、FeO 8.43%、塩基度 1.38% で MICUM 強度 28.4% となっている。

その他公害に対する配慮として、焼成用、冷却用の排風機をコンクリート製の建屋に入れ騒音をたてないようにしたこと。均鉱ヤードには完全に覆いをかぶせたこと。騒音発生箇所には、防音壁を設置したこと。煙突は 100 m にしたことなどが挙げられる。(満岡正彦)

— 製 鉄 —

高炉に大量の重油を吹込むための特殊羽口

(D. BORGNAT, et al: Circulaire d'Informations Techniques, 31 (1974) 11, pp. 2445~2455)

IRSID 研究所は、高炉に大量の重油吹込みの可能性を探るため、ダンケルク製鉄所の高炉の近くに羽口燃焼用の燃焼室を設置して実験を行なった。

この燃焼室設備の全体の高さは 3.6m で、燃焼室の深さは約 1 m、燃焼室の形状は、レースウェイの形に近似してある。熱風はダンケルクの第 3 高炉から採取され、熱風温度は 600~1 200°C まで調節できる。風量は、

3 000~10 000 Nm³/hr の間で送風可能で、酸素富化は 35 %まで可能である。重油は 2 000 l/hr までの流量が可能で、90~270°Cまで加熱できる。燃焼室内部は、マグネシヤ煉瓦で内張りされており、2 000°Cまでの昇温が可能で、燃焼圧力は、1~2.5バールの間で調節できる。燃焼室内には、4本の水冷のゾンデがあり羽口面で羽口の中心線方向とそれに直角方向におのおの1本燃焼室上部と中間部に各1本ずつあり、燃焼生成ガスの化学分析ができるようになっている。

試験は熱風温度 1 100°Cで、送風量 6 500 Nm³/hr、重油温度は、130°Cで行なわれ、重油量は、送風中の酸素 Nm³ 当り、190~860 g (送風 Nm³ 当たり 40~180 g) の間で変化した。発生したススの量は、羽口面の上 600 mmの点で採取したサンプルで行った。3本の吹込みパイプを有するダンケルク製鉄所の通常羽口で試験を行なった所、炎の長さは、レースウェイより長く、燃焼は不均一で、送風量 Nm³ 当たり 75 g (酸素 Nm³ 当たり 360 g) をこえるとススの発生量は 9 g/Nm³ に達した。つぎに羽口内面を若干絞つてある SACILOR 型羽口 (仏特許 No. 2145089) を使用したがこの羽口内では、空気の流れは 550 m/sec に達し、炎の長さは、通常羽口の場合よりも短く、ススの発生量も少なかった。送風量 Nm³ 当たり 110 g の重油を吹込んだ場合でススの発生量は、5 g にしかすぎなかった。つぎに羽口の内部を極端に絞つた IRSID の衝撃波羽口 (仏特許 No. 2108856, No. 2120474) で実験を行なったが、この場合炎は、燃焼室の有効部で完了し、燃焼生成物の均一性は、非常に良く保たれ、ススの発生は、送風量 Nm³ 当たり、90 g の重油吹込量までは、全くなく、重油吹込量 120 g でススの発生量 0.8 g、170 g で 5 g にすぎなかった。(満岡正彦)

Sidbec-Dosco における直接還元および製鋼

(L. TELLIER, et al.: Iron and Steel Eng., 54 (1974) 12, pp. 33~39)

Contrecoeur, Quebec 工場における直接還元・製鋼の操業報告である。1969年に60万t/年の電気炉製鋼工場および40万t/年の直接還元工場の設備計画をした。

直接還元工場には25万tヤードがある。+4meshの鉱石/ペレット(平均粒度11~15mm)をシャフト炉(Midrex法)で還元し、7 000 t サイロ3基に一時貯蔵後、還元鉄を電気炉製鋼工場へ、ベルトコンベヤーで送る。

直接還元炉は1973年4月操業開始し、日産約1 000 tで稼働率は73.9%から94.5%になった。原料にはスエーデン(マグネタイト)鉱、ブラジル(ヘマタイト)鉱、カナダ鉱を用いた。またそれらを配合して使った。直接還元プロセスはMidrex法であり、ガス洗浄、気密性、熱回収などに改良を加えた。操業は季節的条件および原料配合条件による。

還元鉄の+6 meshを電気炉(120 t)2基へ装入する。装入は全自動であり、装入速度は30~140 t/hrである。約60%のペレットを装入してきたが、溶解速度の低下を伴うので温度制御の指針が必要である。溶鋼の52%をペレットに、48%をインゴットに使った。

電力消費、電極および耐火物の損耗は、特に操業時間による。1回の操業時間は平均190 minで、良い条件で

135 minである。110回の操業には十分耐えた。

将来、直接還元炉の性能を向上させるとともに電気炉へ100%ペレット装入を可能にしたい。(天辰正義)

高炉装入計算機制御システム

(W. BREUNINGER, et al: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 20, pp. 942~947)

1972年、Hoesch社(ドルトムント)において、高炉のパケットによる原料装入システムを、ホッパースケールを用いたベルトコンベア装入システムに更新した。

この新システムは、ディジタル計算機(コア容量16k語、他にディスク容量を有する)、ホッパーの下部に装備された電子式秤量スケール、及び制御装置(ハードウェアにてプログラムされている)の3つの群から構成されている。

計算機には、装入制御用プログラムが入っており、その役割は次のとおりである。

- ①各スケールの重量設定値提供 ②秤量値読込み
- ③秤量補正 ④コークス水分補正(中性子水分計利用)
- ⑤テスト用重錘によるスケールの管理 ⑥装入ロギング
- ⑦配合計算 ⑧装入サイクルの決定

当装入制御システムにおける操作モードとしては、システム故障対策も含め、次記の4モードが用意されている。

- ①全手動 ②自動(ハードウェアによつてプログラムされた制御装置使用)
- ③計算機制御 段階1 (②モードにロギング、監視機能を加えたもの)
- ④計算機制御 段階2 (③モードに秤量補正、配合計算を加えたもの)

ホッパーのスケール部には風袋補正器及び論理制御装置が連結している。計算機への秤量値データ伝送はパリティビットによりバックアップされている。各スケールは、テスト用重錘利用により、計算機との対話を通して管理される。

本システムは稼動開始後約2年間順調に動いている。

(一場俊幸)

—製 鋼—

2 成分系シリケート融体の熱力学量と構造上の性質の計算

(M. L. KAPOOR, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 10, pp. 663~669)

前報(M. L. KAPOOR, et al., Arch. Eisenhüttenw., 45 (1971), p. 213)で、シリケート融体の構造と熱力学量を算出する理論を展開した。本報では、この理論を、CaO-, MgO-, PbO-, MnO- および FeO-SiO₂ 系に適用している。まず混合の自由エネルギー ΔG_M の実測値を用いて k の値を定めた。 k は、融体中の3種の酸素原子 $\bar{O}$ ($-\text{Si}-\bar{O}-$), O° ($-\text{Si}-\text{O}-\text{Si}-$) および O^{2-} の間の反応((1)式)の平衡定数である。また、本論文で、「混合の」とあるのは、対象とする2成分系融体を成分酸化物から作る反応を指す。次いでこの k の値を用いて融体中の



O^{2-} , SiO_4^{4-} , $\text{Si}_2\text{O}_7^{6-}$, $\text{Si}_3\text{O}_{10}^{8-}$ のイオン分率 N_{O} , N_{SiO_4} , $N_{\text{Si}_2\text{O}_7}$, $N_{\text{Si}_3\text{O}_{10}}$ および陰イオンの平均長さを計算した。さらに、得られた N_{O} を用いて、混合のエントロピーのうち配置に関する部分 ΔS^k を計算した。

(1) 式の反応の自由エネルギー、エンタルピー、エントロピーをそれぞれ ΔG , ΔH , ΔS とすれば (2) 式が成り立つ。

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S = -RT \ln K \quad (2)$$

オルト珪酸塩の生成自由エネルギーおよび関連する熱力学量の実測値を用いて融点 T_M におけるオルト珪酸塩融体の ΔG_M を求め、さらに T_M での k を計算した。先に ΔG_M の実測値から k を計算した温度 T_a と T_M の間で ΔH と ΔS が温度変化しないと仮定し、 T_a と T_M の 2 温度での k の値を (2) 式に代入して ΔH と ΔS を決定した。 ΔH と ΔS は、 CaO -, MgO -, PbO-SiO_2 系に対してそれぞれ 28.5, 1.2, 1.9 kcal および +4.5, -4.5, -3.08 kcal/mol $\cdot$ k であった。 ΔH , ΔS を用いて混合のエントロピー ΔH_M と混合のエントロピーのうち配置によらない部分 (すなわち、(1) 式の反応に関する部分) ΔS^{nk} を計算した。

本論文のとり扱いを、MASSON 理論から出発した D. R. GASKELL のものと比較した。陰イオンの理想混合の仮定を必要としない点、および ΔS^k の表式に、2 種以上のイオン濃度を同時に含む項がないという点で著者らのとり扱いが優れているとした。(坪田 治)

鋼塊および連続鋳造における鋳片-鋳型間のギャップの生成機構

(F. OETERS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 11, pp. 737~743)

鋳片-鋳型間のエアギャップの生成機構を理論的に考察した。鋳片の高さ中心で、水平面内に単位厚さの鋳片と鋳型のスライスを切り出して考え、鋳型および鋳片凝固殻をラーメンとして取扱った。したがって、垂直方向の効果は無視した。鋳片凝固殻は、拘束長さ $b-2d$ (ここで、 b : 鋳型ならびに鋳片幅、 d : 凝固殻厚) の両端固定梁と考え、温度分布から生ずるたわみ量と、溶鋼静圧から生ずる弾性たわみ量、および溶鋼静圧による鋳片厚みの増加から生ずる表面変位量を求めた。一方、鋳型も拘束長さ b の両端固定梁と考え、温度分布から生ずるたわみ量と熱膨張によるたわみ量とを求めた。鋳片-鋳型間のエアギャップは、これらのたわみ量および変位量の代数和として評価される。

造塊時の鋳片表面の変位を誘導型変位記録計を用いて測定した。その結果、エアギャップの生成時期および鋳込後の各時刻におけるエアギャップの絶対値ともに、先に求めた計算値に良く一致した。

このエアギャップの理論解析は、連続鋳造に対しても応用することができる。しかし、連続鋳造の場合は完全なエアギャップは生成せずむしろ負の値となる。したがって、この解析結果を直接実測によつて検証することはできない。造塊の場合あるいは連続鋳造の場合を問わず負のエアギャップの一定値が常に熱伝達係数の一定値と対応すると仮定するならば、造塊において実測された熱伝達係数と負のエアギャップの関係を用いて、連続鋳造の場合の熱伝達係数を計算することができる。理論解析

から得られた負のエアギャップに相当する熱伝達係数を求め、実際の操業において得られている熱伝達係数と比較しよい一致をみた。(木下勝雄)

鋳型設計要素および ESR 生産技術の考察

(R. S. CREMISIO, et al.: Iron Steel Eng., 51 (1974) 12, pp. 41~46)

ESR 用鋳型の設計時および使用時に考慮すべき事項について解説した。

鋳型の材質、寸法、構造や、溶解される金属の固相線および液相線温度は鋳塊の凝固組織に強く影響する。とくに、温度勾配、デンドライト・アーム間隔などに及ぼすこれらの要因の影響を図解した (Fig. 2)。

銅は、鋳型内壁材料として、伝熱条件は申し分ないが強度的には不十分で補強支持する必要がある。鋳型もしくは鋳塊が移動する型式に用いられる比較的短い鋳型の場合は、鋳型内温度分布がほぼ一定に保たれるので、問題の程度が軽い。しかし、固定式鋳型の場合には、温度分布が常に変化するもので、膨張収縮を十分許容しながら半径方向の歪を防止するように補強する必要がある。とくに、固定式スラブ用鋳型の場合には注意深い設計を要する。

冷却水は、ミネラル分を十分除去する必要がある。0.1 mm 厚さのスケールでも、鋼鋳型の温度上昇をもたらす。その結果スケールがさらに付着し易くなる。

冷却水の流速は、nucleate boiling を生ずる程度が効率が高く、対流伝熱も最高になる。しかし、これよりボーリングが激しいと、熱伝達が阻害され、鋳型が溶損しあるいはフレックルが発生する。

また、かなりの熱応力を受けている鋳型壁に高い水圧を作用させることは望ましくないもので、その意味でも、低圧冷却の可能な、nucleate boiling が有利である。

このような諸点を考慮して水の流速が決定される。一方、鋳型寸法形状や製造技術面の要求から熱流束の所要値が決まる。鋳型内熱流束が大きい場合、水の流速も大きくする必要がある (Fig. 3)。

実用鋳型の数例を紹介し、その特徴を説明した。

(深山三郎)

溶鉄の脱酸におけるアルミニウムおよびけい素の亜酸化物の生成について

(V. E. ROSHSHIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1974) 6, pp. 5~10)

真空あるいは中性気流中で加熱するタンマン炉の黒鉛管の中に Al_2O_3 あるいは石英管を入れて 1800~1900°C に加熱した。この加熱により低温域に蒸着した酸化物を光学顕微鏡、電子顕微鏡、X線回折および電子回折によつて研究した。

Al_2O_3 りつぽを加熱すると針状あるいはデンドライト状の結晶が得られたが、これらの結晶は Al_2O や $a=8.09\text{\AA}$ の Al_3O_4 であることが分かった。これらの亜酸化物は $3\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2\text{Al}_3\text{O}_4 + \text{CO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CO} = 2\text{AlO} + \text{CO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3 + 2\text{CO} = \text{Al}_2\text{O} + 2\text{CO}_2$ なる各反応によつて生成すると考えられた。

石英管を加熱したときの蒸着物は厚さが 0.03~0.05 μ の小さな結晶であり、これらの結晶は $a=7.09\text{\AA}$ の SiO であることが分かった。 SiO は $\text{SiO}_2 + \text{CO} = \text{SiO} + \text{CO}_2$

なる反応によつて生成すると考えられた。

Al および Si の亜酸化物は黒鉛の加熱によつて発生した CO によつて還元され低温域に蒸着したものと推定された。

金属から抽出された非金属介在物と Al_2O_3 の性質の比較から両者は同一であることが分かっているが、非金属介在物の中には $AlO \cdot Al_2O_3$ と SiO は存在しないと考えられている。これは $AlO \cdot Al_2O_3$ と $MgO \cdot Al_2O_3$ の結晶学的な性質が類似しているためで区別できないためであり、真空アーク溶融のような条件では $AlO \cdot Al_2O_3$ が生成し得るだろうと推定した。(郡司好喜)

溶融鉄-マンガン合金の窒素溶解度におよぼす温度の影響

(G. M. GRIGORENKO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall, (1974) 6, pp. 11~15)

1550~2100°C の温度範囲における Fe-Mn (0~100%) の窒素溶解度を 0.053~1 atm の P_{N_2} のを用いて測定した。研究は浮游溶解法によつて行なつた。

1550°C, $P_{N_2}=1$ atm における窒素溶解度は Fe-5% Mn で 0.059%, Fe-40%Mn で 0.228%, Mn で 1.590% となつた。各温度におけるいろいろな合金の窒素溶解度 $[N]$ は $\sqrt{P_{N_2}}$ に比例し、ジーベルトの法則に従うことが分かつた。

Fe-Mn 合金への窒素の溶解熱と Mn 濃度の関係は多くの研究者の結果とよく一致したが、金属の蒸気の影響を考慮していない測定では高い溶解熱の得られることがわかつた。

Fe-Mn 合金中の相互作用係数 $f_{N^{Fe-Mn}}$ は 1 次 (e_N^{Mn}) および 2 次 (r_N^{Mn}) のパラメーターにより表わされ、それぞれのパラメーターの温度依存性は次のように得られた。

$$e_N^{Mn} = -\frac{73}{T} + 0.022$$

$$r_N^{Mn} = \frac{0.4}{T} - 0.00019$$

40%Mn までは $r_N^{Mn}=0$ としてよく、 $\log f_{N^{Fe-Mn}}$ は e_N^{Mn} の一次関数としてよいことが分つた。

これらの関係から Fe-Mn の 100%Mn までの窒素溶解度の式として

$$\log K_{N^{Fe-Mn}} = -\frac{293}{T} - 1.16 - \left\{ \left(-\frac{73}{T} + 0.022 \right) \right.$$

$$\left. [\%Mn] + \left(\frac{0.4}{T} - 0.00019 \right) [\%Mn]^2 \right\}$$

が得られた。

(郡司好喜)

— 鑄 造 —

金属の凝固過程

(M. C. FLEMINGS: Met. Trans., 5 (1974) 10, pp. 2121~2134)

本論文は AIME の The Metallurgical Society における第 51 回 Howe 記念論文である。著者は金属の凝固過程に関する最近の研究を次の 3 つの観点から概観している。

1. 凝固過程における基礎理論と応用との密接な関係。

2. 実際の重要な問題を解決するには、非常に異なるスケールの問題を同時に考慮する必要があること。

(たとえば固液界面は Å 単位、介在物は μ 単位、デンドライト間融は 100 μ 単位、結晶粒は mm~cm 単位、鑄物もしくはインゴットは m 単位。またインゴットのマクロ偏析を理解するには上述のうちの微視的考慮を欠くことはできぬ。)

3. 凝固の問題は複雑なので、多くの実際の問題とか基礎的な問題においてさえ、定量的に取扱うには仮定と近似が必要とされる。この仮定と近似の妥当性とその範囲を明確にすること。

そして具体的に凝固組織、デンドライト・アーム・スパーシング、結晶粒の制御、柱状組織、in-situ 複合材料、マクロ偏析、介在物の生成、デンドライトの増殖、非デンドライト組織、半溶融液体金属のレオロジカルな挙動レオキャスト法にいたるきわめて広範囲な課題に対し、上記の観点から述べられている。(梅田高照)

Al キルド鋼の連鑄時におけるタンディッシュノズルへのアルミナの集結機構

(S. N. SINGH: Met. Trans., 5 (1974) 10, pp. 2165~2178)

Al キルド鋼の連鑄時に生ずるタンディッシュノズルの閉塞機構を明らかにした。真空、大気両用誘導炉で、135 kg の 0.05% C 鋼を溶製し、通常鋼より十分高濃度に Al を添加したのち、約 1100°C に予熱した MgO タンディッシュ、9.5 mm φ ZrO_2 ノズルにより 1565~1582°C で鑄込んだ。空気酸化の影響とノズル内での温度降下にもとづく析出反応を確認するため、真空中で、CO 脱酸後に Al を加え、真空および大気注入をタンディッシュの予熱なしで行ない比較した。小規模の連鑄機で用いた Al_2O_3 質テーパノズル、40 t パイロット C C で鑄込後のノズルも調べた。

ノズル内付着物はヒートサイズ、ノズル材質と形状、Al 濃度に関係なく、粒径が 1~4 μ で形態も同じであり、ノズル内の採取位置で化学組成の差がなく、溶鋼やノズル内凝固鋼、スラブ中の介在物組成と同じであつた。テーパノズルの実験では、溶鋼内浸漬部に付着物があり、大気部にはない。真空注入のノズルは付着物がなく大気注入では網目状のアルミナが見られた。これより、ノズル内に付着するアルミナの起源はノズル通過時の溶鋼にすでに存在する脱酸再酸化生成物である。

アルミナの付着機構は速度境界層を考えることにより説明できる。壁面に極めて接した部分の溶鋼流速は 0 に近く、ここではアルミナがほとんど静止している。アルミナと溶鋼は濡れにくいので、アルミナは界面エネルギーを小さくするノズル壁やほかのアルミナ粒子と付着する。さらに、乱流境界層内とその近くにある渦流が粒子間の衝突を促し焼結を進行させる。境界層を通過する溶鋼内のアルミナすべてが付着するとして計算した境界層厚は平板境界層モデルの「排除厚さ」と良く一致し、計算したアルミナ量も実測値と比べ妥当であつた。焼結は体積拡散で説明できる。これらのアルミナが網目状に成長してノズル閉塞にいたる。Ti, Zr, REM で脱酸した場合にも同様な付着物が認められた。(中戸 参)

一 加 工

鋼板の熱間圧延中における不均一変形

(A. JONES and B. Walker: Met. Tech., 1 (1974) 7, pp. 310~315)

熱間圧延中の金属の変形や流れについては多くの研究が行われてきたが、それらはほとんど厚さの大きい試料についてで、薄板 (12.5 mm 以下) については研究されていない。それは厚板やインゴットに用いた方法では大きな誤差を招く恐れがあるからである。そこでまず次の二つの方法を比較してみた。

一つは 6.35 mm 厚の鋼板に穴を開け、径 1.63 mm の短いステンレス鋼線をマーカーとして入れる方法、他は母材中に多数の介在物を含む快削鋼を利用する方法である。後者はまず強圧延してそれら介在物を圧延方向に強く引き伸ばした棒を圧延方向に垂直な面で切断すると、得られる試料は介在物が表面に垂直な形で存在するものとなる。その状態で厚さ 2.54~6.35 mm に切り出して再圧延をする方法である。試料の長さとは棒の寸法で限定され、長さ 38.1~50.8 mm、幅 20.3~25.4 mm であった。

試料は均熱後 1 パスで出側厚を変えて熱間および比較のための冷間圧延をした。試片の寸法測定、断面観察などから大要次のような結果を得た。

(1) 両方法とも、本質的には同一の結果を示したので、介在物を利用する方法が簡便であることと、介在物の大きさがステンレス鋼線よりはるかに小さいためよりくわしい知見を得ることが可能なことから、定量的な評価にはすべて介在物法を用いた。

(2) ロールストリップ界面での摩擦効果によつてストリップの相当な部分が剪断的な変形をするが、その界面を液状のエナメルで潤滑してやるとほとんど完全に剪断部がなくなり、厚さ方向にほとんど均一な、冷間圧延の場合と同じような変形条件となる。

(3) 上記影響を減少または除去するには連続熱間ストリップミルの 3~4 仕上部のスタンドを潤滑してやれば、熱間圧延鋼の結晶粒、集合組織、および諸性質に影響が見られ、このことはそれに続く冷延、焼鈍しをした鋼の組織や性質にも影響を与える。(鈴木正敏)

Z 方向延性の向上によるラメラティアの軽減

(W. G. WILSON: Welding J., 53 (1974) 11, pp. 691~695)

1960 年以来溶接構造物のラメラティアに起因する補修や工事遅れの経費が急激に増えてきた。実際、ラメラティアのために 10 万から 50 万ドルの思いがけない出費を強いられたケースが何件か報告されており、また、ラメラティアが発見されたため、工事が 1 年以上も遅れた場合も知られている。近年は超音波探傷の技術が発達したので、溶接後に割れをいち早く発見してこれに対処することが可能であるが、望ましくは割れそのものを発生させないことであることはいうまでもない。

ラメラティアは特に T 継手などのような拘束された溶接継手で鋼板の板厚方向すなわち方向の収縮応力のため発生する。これは鋼スラブの圧延の際に平坦化された非金属介在物の平らな面上に発生するマイクロ割れが、ス

テップ状につながって割れにまで発達するものであり、したがって、これを避けるためには、介在物そのものの数を減らすこと、および介在物が小型でしかも圧延の際に伸びないことが重要とされている。すなわち、介在物の種類および量により Z 方向の延性が影響をうけ、これがラメラティア感受性を支配する。延性を評価するための機械的諸性質と試験片の採取方向、ならびに介在物の種類との関係については各国の研究者による報告があり、特にスラブ圧延温度において可塑性を保つ MnS 介在物が有害であることが明らかとなっている。そこでこれらの介在物の低減努力が各国製鋼関係者によりなされている。この場合、硫化物または珪酸塩のような酸化物をそれぞれ単独でなく、同時に減らすことが必須であるが、特に S については、ラメラティア感受性を少なくするためには $S \leq 0.0005\%$ でなければならない。これを可能にしたのが希土類元素すなわち REM の適量添加である。これによつて、MnS や珪酸塩に代わり、スラブ圧延でも伸びない小型の球状 REM 系介在物が生じ、その結果 Z 方向の延性は飛躍的に向上し、ひいてはラメラティアの軽減に資する所、極めて大であるという知見が得られている。なお米国においては REM の資源として bastnasite なる鉱物があり、REM の需要を十分まかなえるだけの埋蔵量がある。(志村一輝)

延性破壊における介在物とマイクロ組織の役わりについての説明

(D. C. HILL and D. E. PASSOJA: Welding J., 53 (1974) 11, pp. 481-s~485-s)

この研究は、ガスアーク溶接におけるシールドガスの変化に伴う溶接金属のマイクロ組織および非金属介在物の寸法分布の変動について調査したものである。

溶接は、Ar-2%O₂、Ar-25%O₂、および CO₂ の 3 種類のシールドガスについて、AWS の E70 S-3 級の電極を用い板厚 3/4 in. の A515 級の板に水平姿勢で行なわれた。

機械試験は、標準 V-ノッチシャルピー試験片による室温、-18°C および -51°C における試験と、0.5 in. 引張試験片によるインストロン試験が行なわれた。

成分分析は、C, S, Mn, Si, Cu および O₂ について行なわれ、この内 O₂ は中性子放射法により分析された。

衝撃試験片の破面の観察は走査型電顕を用いて 800 倍から 2000 倍の間で行なわれ、破面に存在する介在物の同定は X 線アナライザーで行なつた。本研究において、破面に見られた介在物は主として MnSiO₃ の組成を持つものであった。

これらの実験の結果、上記の条件で得られた溶接金属の機械的性質は、シールドガスの組成に支配されることがわかった。すなわち上記 Ar 混合ガスでシールドして得られた溶接金属の機械的諸性質の方が、CO₂ ガスシールドにより得られたものより好ましいものとなつた。つまり、シールドガスの酸素ポテンシャルが増せば、溶融池にそれだけ多くの酸素が溶け、それに見合うだけの Mn と Si が消費される。介在物は高い温度で核生成すれば、冷却・凝固の過程でそれだけ大きく成長する。このようなわけで、CO₂ ガスアーク溶接により得られた

溶接金属の破面に見られる介在物の体積比と平均直径が、他のシールドガスによる場合に較べて大きくなるのである。さらに、溶融池の酸化に伴う溶接金属中の合金元素の減少により、そのマイクロ組織が好ましくないものとなつた。すなわち Ar 混合ガスでシールドした場合の方が CO_2 の場合に較べてフェライトのサブ組織が微細化することがわかつた。なお、介在物とマイクロ組織とのいずれがどのような割合いで靱性に影響を及ぼしているかについては、いまだ議論の余地のある所であり、今後の検討に待ちたい。(志村一輝)

一性 質一

Cr-Mo-V 鋼のクリープ試験中の組織変化

(D. HORSTMANN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 10, pp. 711~717)

約 0.15~0.25% C, 0~2.4% Cr, 0.25~1.0% Mo, 0~0.35% V を含む種類の Mo 鋼, Cr-Mo 鋼, Mo-V 鋼, Cr-Mo-V 鋼について、550°C で最長約 20 000 hr まで長時間負荷したときの組織変化を光学および電子顕微鏡組織観察、炭化物の電解分離、残渣の X 線回析により調べた。

0.26% Mo を含む Mo 鋼では、普通炭素鋼において観察されるような析出物が認められるが、0.36% 以上の Mo を含む鋼では従来の研究で観察されているように針状 Mo_2C の析出が認められた。約 1.1% または 2.4% Cr を含む Cr-Mo 鋼では、初期状態で、フェライト-パーライト組織が高温焼もどし処理で得られる組織より安定したときには、針状の Mo_2C 炭化物の析出が、長時間試験中の比較的広い範囲で認められた。しかし、フェライト部とパーライト部の界面付近での微細割れの発生は容易になる。その結果、焼もどし組織では割れが認められない 2.4% Cr 鋼においても、粒界割れが絞り部分に認められた。

V の微量添加は、V を含まない鋼よりも変態反応を速くする原因になる。このような 1.1% Cr を含む Mo 鋼や Cr-Mo 鋼におけるオーステナイトの変態は V の微量添加と、2.4% Cr を含む V を含まない鋼において観察される炭化物 M_7C_3 の生成により著しく加速され、1.1% Cr 鋼ではすでに始まっている。同様な組成の V を含まない鋼の長時間特性とくらべ、V を含む鋼の長時間特性は V のこの効果に起因する。(山田武海)

制御圧延されたパイプライン用鋼における矢尻破壊

(R. SCHOFIELD et al.: Met. Tech., 1 (1974) 7, pp. 325~331)

制御圧延を受けたパイプライン用鋼板は、DWTT においてその破面に Arrowhead markings (セパレーションの一種で破面上において矢尻に似た形態をとるマクロな割れ) が認められる。この割れは制御圧延鋼板特有な異方性と関連がある。そこで二種の鋼(一方 A は Arrowhead markings を示し、他方 B は示さない)を用いて、衝撃特性の異方性の観点から検討を加え、Arrowhead markings の現れる原因について調べた。受納状態では二鋼種とも破壊抵抗に大きな異方性を有し、圧延に平行、垂直方向における遷移温度の差は A で 80°C, B で 75°C であつた。焼ならしは (A は 920°C, B は 950°C それ

ぞれ 30 min) により異方性は低減しそれぞれ A は 20°C B は 15°C となつた。破壊特性の異方性の原因を組織から検討した結果、(a) 板面に平行に並んだ粗大結晶粒領域の存在、(b) 板面に平行な (110)[011] 優先方位の存在、(c) 圧延方向に導く延ばされた非金属介在物(おもに MnS) の存在が認められた。Arrowhead markings の発生の原因は、よこ方向の遷移温度がたて方向に比べ高いこと、高い応力集中によつて割れ易い平盤状の弱点が多く存在しないことと、高い集中応力を発生するに十分高い降伏応力を有することである。すなわち、板厚中央部で発生した高い板厚方向への集中応力は介在物などの少ない場合、その応力を緩和するために最大の割れを破面に垂直方向に発生し、順次表面に向つて割れが形成される結果として Arrowhead markings が出現することになる。(石川圭介)

C-Mn 鋼板のシェルフエネルギーに及ぼす S, V, Nb および圧延条件の影響

(P. J. KONKOL and M. F. BALDY: Met. Tech., 1 (1974) 7, pp. 332~337)

この論文は鋼板の横方向のシェルフエネルギーに及ぼす因子を検討したものである。S 量を 0.004, 0.012, 0.025% にかえた 0.19% C-1.20% Mn キルド鋼を真空溶解によつて作製した。そして縦方向/横方向 (L/T) の圧延比を 1/2, 1, 2, 4, 8 および一方向圧延にかえて 13 mm 厚さの鋼板に圧延した。さらに 0.19% C-1.20% Mn-0.012% S を基準にして 0.07% V あるいは 0.029% Nb を添加した鋼について、圧延比を L/T=2, 一方向圧延の両者にかえて、熱間圧延および制御圧延を行なつた。これらの鋼板の横方向の引張性質、縦および、横方向の V ノッチシャルビーのシェルフエネルギーを測定した。

降伏強さおよび引張強さは S 量に関係しなかつた。V または Nb の添加は降伏強さを 69~97 MN/m² 上昇させ、制御圧延も熱間圧延に比べてやや上昇させた。絞りは S 量の増加とともに減少した。

シェルフエネルギーは S 量の減少とともに改善され、改善の割合は低い S 量において大きかつた。L/T が増加するにつれて、縦方向のシェルフエネルギーは増加し、横方向のそれは減少した。Nb および V の添加は両方向のシェルフエネルギーを減少させた。制御圧延もやや減少させた。

シェルフエネルギーの異方性に及ぼす S 量の影響は、0.004% S 鋼板では著しく小さかつた。しかし 0.012% S および 0.025% S 鋼板ではかなり大きくなり、両鋼における異方性の程度はほぼ同様であつた。異方性に及ぼす圧延比の影響は、0.004% S 鋼板では L/T が 1 において 0.012% S および 0.025% S 鋼板では 1/2 と 1 の中間において最小となつた。そして L/T の増大とともに異方性は大きくなつた。Nb, V の添加および制御圧延は異方性の程度には影響しなかつた。

硫化物介在物の長さおよび幅は、それぞれ縦方向および横方向の加工度に比例して増大した。そしてシェルフエネルギーはクラックの伝ば方向における硫化物の長さに逆比例して変化した。(中島宏興)

鉄合金中の硫化物系介在物に対する均質化の影響

(M. C. FLEMINGS, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 12, pp. 2557~2567)

低合金鋼を均質化すると機械的性質、特に靱性が著しく良化するという多くの実験結果はあるがその改善をもたらす機構はよくわかっていない。この研究ではまず、一つの型の硫化物のみを含むように成分調整した一方向凝固鑄塊を作つて、介在物の大きさ、形、および分布に対する均質化の影響をしらべ、次に AISI4340 鋼に S を再添加して一方向凝固させた、一種以上の型の介在物を含むものについて検討を進めた。

4340 鋼は約 700 g の小片とし、減圧した不活性ガス中で FeS を数段階に変化して添加し、1600~1720°C から一方向凝固用鑄型に注いで約 50×50×37.5(深) mm のインゴットとした。また鉄合金は 99.9%Fe に Fe-C 母合金で C を添加し、さらに S と Mn とを母合金として加え、各インゴットにはそれぞれ 1 つだけの型の硫化物系介在物のみが存在するようにそれらの量を加減してやつた。

均質化は 4340 鋼は 1315°C で 20~100 hr 真空加熱後炉冷、鉄合金は 950~1315°C で 5~150 hr 真空加熱後炉冷し、研磨後金相学的定量手法を用いて試験した。計算に当たっては硫化物を球形と仮定してコンピュータプログラムにかけた。

その結果、(1) 種々の S 含有量の一方向凝固 4340 鋼中の硫化物容積百分率はチル端からの距離によつて著しい変化は示さない。(2) II 型と II-III 型介在物が共存しているこの鋼も、単一型の介在物のみを含んでいる各種の Fe-C-Mn 合金も均質化に当たつて同様な粗大化を起す。(3) 粗大化の間に硫化物の容積百分率は変化しないと云えるが、その形態は変化してくるなどのことが認められた。

さらに、4340 鋼中の介在物に対して粗大化のモデルを導入し、その理論的考察を行なつた。硫化物の単位体積当たりの界面積、母材の単位体積当り介在物数などの均質化時間に対する変化は予想と実測とで良好な一致を示した。(鈴木正敏)

インコネル 617 の微細組織と相の安定性

(W. L. MANKINS, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 12, pp. 2579~90)

Inconel 617 は Ni-Cr-Co-Mo 系の固溶強化型耐熱合金であり高温での強度及び酸化抵抗がすぐれている。本研究では 1093°C までの温度での長時間にわたるクリープ試験中の組織と相安定性を調べるとともに、合金の高温強化機構を解明するため組織と機械的性質との関連性を検討した。

1177°C で 1 hr 固溶化し空冷後クリープ試験に供した試験温度は 649~1093°C、応力は 0.7~24.6 kg/mm² の範囲である。クリープ試験後各々の試片のゲージ長の部分から試片を切出し、光顕観察、抽出レプリカと薄膜による電顕観察を行ない、また抽出残渣の X 線回折から析出相を固定した。

試験温度の範囲での主な析出相は M₂₃C₆ (M は Cr +

Mo) である。すべての試料で CrMo(C, N) 相が同定されたが、この相はごく少量であつた。MC 及び M₆C 炭化物は認められなかつた。また σ 、 μ 及び λ のような TCP 相も見出されなかつた。固溶化温度から冷却する間に多角形状の安定な M₂₃C₆ 炭化物が析出する。この試料を 760°C 以上の温度で試験すると、さらに M₂₃C₆ が粒界上、双晶境界に沿つて、あるいは多角形の M₂₃C₆ のまわりに析出する。いずれの場合も M₂₃C₆ は不連続な粒子として析出する。649°C と 760°C の温度で試験した試料中に少量の γ' 相が認められた。Phacomp により解析した結果では 0.63% の γ' が存在しうる。760°C で 10000 hr の試験材中に安定な Ni₃Al 型の γ' 相が認められた。このことは γ' 相が長時間後でも形態的に有害なかなる相にも変態しないことを示している。 γ' 相の量は少量であるため、大きな時効硬化は現われないが 649~760°C でやや強化に寄与する。 γ' が固溶するような高い温度での強化はおもに安定で不連続な M₂₃C₆ の析出によるものである。(田中 徹)

5% Ni 鋼溶接部の破壊靱性

(D. A. SARNO, et al.: Welding J., 53 (1974) 11, pp. 486s~494s)

LNG 船やタンクなどの低温容器の必要性が高まっている現在、低温でより強く、さらにより経済的な材料の開発が望まれている。これに対してアームコ社は組成の調整および独特の熱処理によつて得られた微細組織を有する 5%Ni 低温用鋼を開発した。この鋼材は、現在、ASTM (A645)、ASME (SA-645) および API 規格にのつとり採用されている。また、その溶接性についてアームコ社や関連メーカーでの多数の試験から、適正入熱量で溶接が施工されれば、低温用鋼材としてすぐれていることが実証された。本論文は、この 5%Ni 鋼について、過去において行なわれた疲れ試験および破壊靱性試験の結果を述べたものである。本 5%Ni 低温用鋼材は最高 0.13% の炭素、1/4%Mo を含み、Mn と Si は普通の合金鋼と同じであり、また P と S を低レベルに押えてある。さらに、通常の焼入れ焼戻しに加え、回復焼鈍 (reversion annealing) の 3 段階の熱処理が施されている。試験は 1/4 in. から 1 1/2 in. の板厚の母材および、Inconel 92 と Inco-Weld B による溶接部について行なわれた。おもな結果は、回転曲げはり疲れ試験では、切欠付 ($K_t=2.7$) 試片の 10⁸ 回疲れ強さは -196°C で、母材は約 29 ksi であり、溶接部では 35 ksi であつた。また、-171°C における応力拡大係数 (K_I) は溶接金属部で最高値を示し、母材部のそれは 1/4 in. 板厚での 355 ksi $\sqrt{\text{in.}}$ から 1 1/2 in. 板厚の 171 ksi $\sqrt{\text{in.}}$ まで変化した。さらに 1/4 in. 板において溶接入熱を 15~45 KJ/in. に変えた場合、HAZ の K_I 値は 475 ksi $\sqrt{\text{in.}}$ から 325 ksi $\sqrt{\text{in.}}$ へと減少した。また、最低 K_I 値から最小限界亀裂長さを計算すると、1 1/2 厚板の母材に対しては 30 in. であつた。疲れ亀裂成長速度は -171°C において、母材で最高であり、板厚の影響はほとんどなかつた。(渡辺健彦)