

抄 録

— 製 鉄 —

重油吹き込みの有無における高炉操業成績の比較研究
(R. WARTMANN: Stahl Eisen, 102 (1982) 23, pp. 1147~1152)

Hoesh 7 号高炉 (1843 m³) の 65 週操業データ (41 週重油吹き込みと 24 週カット) が比較に供された。鉄滓比・熱損失・原料配合はほぼ同一条件である。生産性は、重油カットにより 4.1% の時間当たりガス発生量減と 1% のガス発生原単位増により約 5% の減となった。燃料比は、 $486.9 - 476.0 (= 436.4 + 39.6) = 10.9$ kg/t の差があり、重油の見掛け置換率 1.27 に相当する。回帰式として $\Delta K = \dots - 1.19 \Delta \dot{O}_i + 0.27 \Delta WF$ が得られ、95% の確率で有意である。ここで K : コークス比、 \dot{O}_i : 重油比、 WF : 風湿である。KDS モデル計算によれば、燃料比の差は 8.7 kg/t、直接還元率減は 4.0% となった。これらの実績と計算との差は湿分や H₂% による。また溶解帯と 1000°C 帯の低下と全体の炉内温度分布の低下が解析された。

11 基高炉の操業データ比較により、以上の結果が裏付けられた。すなわち、950°C での FeO の CO ガス還元平衡値に対する到達度を指標: η とし、燃料比とシャフトガス量、燃料比と η 、シャフトガス量と火炎温度、 η とシャフトガス量の各関係が図示されている。以上 2 種類のデータと KDS モデルにより重油カット操業の欠点をあげると、置換率約 1.2、融着帯低下による炉況悪化、 η の本質的劣位である。

重油カット操業の欠点を補償するには、周知の処置、シャフトガス原単位の低減と η の向上を図らねばならない。なかんずく通気性改善と装入物被還元性向上、すなわち装入物の性状と分布に関連する。ドイツの Schwelgern, Phoenix 13 の操業条件に対応する日本高炉の燃料比の試算例が示されているが、風温 1314°C、 η 96.65% と Si 0.24% が特徴的である。(中村文夫)

— 製 鋼 —

Krupp Stahl 社 Rheinhausen 製鉄所 LD 製鋼工場の 2 基の DH 真空設備の概念と操業
(H. VORWERK, et al.: Stahl Eisen, 102 (1982) 23, pp. 1159~1162)

Krupp Stahl 社 Rheinhausen 製鉄所では、120 t LD × 2 基の第 1 製鋼工場と、300 t LD × 2 基の第 2 製鋼工場に、各 1 基ずつの DH 真空処理装置が設置されている。

第 2 製鋼工場の 300 t DH 装置では、1976 年の稼動開始以来、下記の改良をおこなつて来た。

(1) 浸漬管取付位置を、真空槽端部から中央へ変更することにより、浸漬管と槽敷れんが接合部の強化と、槽内壁の局所的損耗の防止をはかった。(2) 流し込み法による浸漬管内面の迅速補修方法を採用した。(3) 浸漬管内への Ar 吹き込みを採用した。

この結果、(1)、(2) の改良により、浸漬管寿命が

100 回から 320 回に、下部槽寿命が 400 回から 600 回に向上し、耐火物原単位が 0.7 kg/t Steel から 0.55 kg/t Steel に低減できた。(3) の改良により、Ar 吹き込み速度 100~400 Nl/min において、真空脱炭および脱水素処理時間が約 40% 短縮できた。また、(1)~(3) 全体の効果として、DH 装置による溶鋼処理能力が 80 000 t/月から 120 000 t/月に増大した。

第 1 製鋼工場の 120 t DH 装置は、高級鋼の生産比率の増大にともなつて、1981 年に設置されたもので、50 000 t/月の溶鋼処理能力がある。本 DH 装置では、第 2 製鋼工場の 300 t DH 装置での上記改良点を全面的に採用した。また、小ロットの溶鋼をも処理する必要性から、真空槽の外径を取鋼の内径より小さくして、槽が取鋼内に入るようにした。これによる真空槽内容積の減少を補うために、浸漬管を槽に直接溶接して槽昇降ストロークを大きくすると共に、昇降周期を短くした。この対策と、浸漬管内への Ar 吹き込みにより、従来の DH 装置と同等の真空脱炭および脱水素速度が得られた。

(大沼啓明)

— 性 質 —

Fe 基三元系合金の相平衡、8:Fe-Si-V 系状態図の批判的な評価

(G. V. RAYNOR and V. G. RIVLIN: Int. Met. Rev., 27 (1982) 5, pp. 289~306)

Fe-Si-V 三元系状態図および三元系を構成する各二元系状態図に関してはかなりの研究が行われてきている。しかし、これらの結果は研究者によつて異なっており、整合性のあるものとはなっていない。そこで、本論文では従来の研究結果を整理し、最も信頼できると考えられる三元系状態図の構成を試みている。

Fe-Si 二元系には、3 種類の一次固溶体 $\alpha\delta\text{Fe}$, γFe , Si 相と 6 種類の金属間化合物 Fe_3Si , Fe_2Si , Fe_5Si_3 , FeSi , FeSi_{2h} , FeSi_{2l} が現れる。また、Si-V 二元系には、2 種類の一次固溶体 Si, V 相と 3 種類の金属間化合物 Si_2V , Si_3V_5 , SiV_3 が現れ、Fe-V 二元系には、 $\alpha\delta\text{Fe}$, γFe , σ 相が現れる。Fe-Si-V 三元系には、上記の相に加えて 3 種類の三元化合物相 τ_1 ($\sim\text{Fe}_4\text{Si}_4\text{V}_5$), τ_2 ($\sim\text{Fe}_2\text{SiV}_2$), τ_3 ($\sim\text{Fe}_5\text{Si}_2\text{V}_3$) が現れる。三元系の初晶面域の投影図および各二元系状態図から推定すると液相と直接平衡する化合物相は Fe_3Si , Fe_2Si , FeSi , FeSi_{2h} , SiV_3 , Si_3V_5 , Si_2V , τ_1 相の 8 種類となる。1000 および 1100°C においては信頼できる三元系等温断面図が構成できた。しかし、1000°C 以下においてはデータの蓄積がなく三元系状態図の構成は不可能である。1000°C では、 τ_1 相は Fe_5Si_3 , Si_3V_5 , τ_2 , τ_3 相と平衡し、 τ_2 相は τ_1 , Si_3V_5 , SiV_3 , σ , τ_3 相と平衡する。また、 τ_3 相は Fe_5Si_3 , τ_1 , τ_2 , Fe_3Si , σ 相と平衡し、 σ 相は $\alpha\delta\text{Fe}$, Fe_3Si , τ_3 , τ_2 , SiV_3 , V 相と平衡する。 Fe_5Si_3 は最大約 45 wt% の V を固溶し Si_3V_5 と直接平衡する。 FeSi は、 Fe_5Si_3 , Si_2V , FeSi_2 と平衡し、 Si_2V は Si_3V_5 , Fe_5Si_3 , FeSi , FeSi_2 , Si 相と平衡す

る。また、 FeSi_2 は FeSi 、 Si_2V 、 Si 相と平衡する。 1100°C では、 τ_2 相と Fe_3Si との平衡が現れるため、 τ_1 相と τ_3 相とは直接平衡しなくなる。また、 Fe-Si 二元系の Fe_5Si_3 は 1098°C 以上で不安定となるが、 V を固溶した Fe_5Si_3 は 1100°C でも安定である。

(梶原正憲)

パーライトのへき開面

(D. J. ALEXANDER and I. M. BERNSTEIN: Metall Trans., 13A (1982) 10, pp. 1865~1868)

パーライト組織の鋼における強度や靱性は組織や結晶粒寸法などに影響を受けて変化するため、その脆性破壊機構がフラクトグラフィ的及び透過電子顕微鏡的立場から検討されているが、パーライト中の作動するへき開面の同定に関しては報告がない。このため $0.8\%C$ を含むパーライト組織鋼の切り欠き付きシャルピー試験片を液体窒素温度で破壊させた後、破面には塩化鉄及び塩化カルシウム溶液を用いて約 1.5mm の鉄めつきを施し、破面に直角、き裂伝ば方向に平行で、鉄と共析鋼を含むように直径 3mm の試料を切り出し、機械加工とジェット研磨により薄膜試料を作製し、透過電子顕微鏡により観察した。

薄膜観察の結果マトリックスと鉄めつき層との間に破面が明瞭に認められた。マトリックス中においては層状のパーライト組織が観察されるが、へき開ファセットは非常に直線的で、層状パーライトが急速破断している様子を呈していた。局所的な塑性変形の存在を示唆するステップやき裂伝ば方向が変化したと考えられる大きな段差がファセットの端に認められた。しかしへき開面直近のフェライト相中では転位密度の増加はなく、制限視野回折パターンにもみだれはなかつた。得られた回折パターンのステレオ投影からへき開面に対する軸を調べるトレース解析の結果 $\{100\}$ が一般的でフェライト・パーライトにおける低温へき開面であることがわかった。高倍率観察した結果層状になつたセメンタイトはへき開の伝ば方向にほとんど影響を及ぼさないことが結論された。

(増田千利)

A 533 B 鋼の焼もどし脆化材及び水素脆化材からのインデンテーション負荷によるアコースティックエミッションの発生

(R. B. CLOUGH and H. N. G. WADLEY: Metall. Trans., 13A (1982) 11, pp. 1965~1975)

A533B cl. 1 鋼の 500°C での等温焼もどし処理をして得られた焼もどし脆化材及びさらに水素を吸蔵させた水素脆化材を用いて、ピッカース用ダイヤモンド圧子による漸増負荷時の AE 発生について調べた。試験片は板幅 22mm 、長さ 72mm 、厚さ 9mm の三点曲げ試験片で、焼入材、 $650^\circ\text{C}\times 1\text{h}$ の焼もどし材、 $500^\circ\text{C}\times (8\text{h}\sim 20\text{d})$ の長時間焼もどし脆化材及びこれらの試験片にさらに水素を吸蔵させた水素脆化材を用いた。得られた結果を以下に示す。

1. 水素吸蔵のない場合、AE の発生は 500°C 焼もどし脆化材が最も多かつた。
2. この場合の AE 発生は、 MnS 系介在物界面のはく離が原因であり、 10μ 以下の微小割れが圧子直径の $2\sim 3$ 倍以内に分布していた。
3. 焼もどし脆化材に水素を吸蔵させた場合の AE 発

生は 250μ に及ぶ粒界割れが原因であり、その割れはやはり MnS 系介在物界面を起点としていた。またこれらの割れは、水素が多く吸蔵される試験片表面に集中していた。

4. このような割れの原因は、 500°C 等温焼もどし処理中に材料中の不純物 (P , As , Sb , Sn) が MnS 系介在物の界面や、旧オーステナイト粒界に集まりそこでの粒界の結合力を低下させるためと考えられ、さらにここに局部的な引張応力が作用すると、介在物界面にはく離が生じこれが微小ポイドとなり AE を発生する。

5. 水素吸蔵材の場合、荷重除荷後も AE の発生が認められたがこれは残留応力による微視的遅れ破壊であると考えられる。

(片田康行)

チオ硫酸溶液における鋭敏化した 304 型ステンレス鋼の応力腐食割れ

(R. C. NEWMAN, et al.: Metall Trans. 13A (1982) 11, pp. 2015~2026)

鋭敏化処理した 304 型ステンレス鋼の応力腐食割れ試験を定電位下で、定荷重及び定歪み速度 ($10^{-6}\sim 2\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$) で行つた。環境として、室温の $6\times 10^{-4}\text{M}$ 及び 0.5M のチオ硫酸ナトリウム溶液を用い、歪み誘起マルテンサイトの確認も同時に行つた。またアノード溶解のき裂進展における役割を調べるため、各種の pH の 0.5M $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液及び 0.5M Na_2SO_4 溶液中で引かき電極試験を行つた。

定歪み速度試験の結果、 $6\times 10^{-4}\text{M}$ $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液中において $-300\text{mV}\sim +300\text{mV}$ (SCE) の電位範囲において SCC が見られ、平均き裂成長速度は、 $+100\text{mV}$ 、歪み速度 $2\times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ において最大 $8\mu\text{s}^{-1}$ が観察された。また 0.5M $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ 溶液中において $-400\text{mV}\sim +100\text{mV}$ の電位範囲において SCC が見られた。定荷重試験におけるき裂成長速度は、定歪み速度試験の結果に類似した。き裂成長下ではアノード電流の増加が、試験片破断後には、減少が見られた。

粒界での成分をシミュレートした合金 (9Cr-10Ni) における引かき電極試験の結果は、アノード溶解支配型の機構で期待されるように、き裂発生頻度及びき裂成長速度が合金の再不働態化速度に非常に関連が深いことを示したが、一方、各電位での最大き裂成長速度は、引かき電極の試験結果から予測されるアノード溶解モデルのき裂成長速度より 100 倍も大きい。またき裂先端の前方の粒界に歪み誘起マルテンサイトが見られることより、き裂前方の粒界の分離によりき裂が成長していくことが考えられる。

(升田博之)

鋼における摩擦層の摩擦抵抗

(L. H. EKLUND and S. HOGMARK: Scand. J. Metall., 11 (1982) 5, pp. 226~232)

本研究は、構造用鋼 (フェライト (F)/パーライト (P) 組織)、HSLA 鋼 (焼もどしマルテンサイト (TM) 組織) と工具鋼 (TM 組織) を供試材とし、先在する摩擦層 (活性層) による摩擦抵抗の変化を明らかにすることにより、活性層の意義を明示するために行つた。

先端に円柱状のカーバイドチップのついたハンマをもつ衝撃振子摩擦試験機で試片に溝を切ることにより、摩擦層を作り、摩擦層の微小硬さの測定を行つた。摩擦試験は、回転リングーピン摩擦試験機を用い、溝の中央部

から切り出した試片と溝を切らない試片に関して行った。試験条件は、室温、乾燥空気中で、すべり速度 2 m/s、垂直荷重 30 N であった。リングの材質は構造用鋼 (F/P 組織) を用いた。組織観察は光顕、SEM で行った。

摩擦層の特性、すべての試片で硬化層が観察され、注目すべきは、構造用鋼の硬化層 (0~20 μ) の硬さが 1200 HV まで達したことである。この著しい硬化は、もとの F/P 組織が破壊され、マルテンサイトに変態した結果である。また 20~30 μ の深さで、硬さが 900~1000 HV に達した。これは、パーライトの一部がマルテンサイトに変態したためである。

摩擦抵抗、摩擦試験の初期において、溝を切った構造用鋼と HSLA 鋼の摩耗割合は減少した。これは硬化した摩擦層の高い摩耗抵抗によるものである。さらにすべり距離が増加後、溝を切った試片と切らない試片の摩耗割合は同じになった。この結果は、摩耗試験中に溝を切っていない試片に活性層が急速に発達すること、および活性層の摩耗特性がもとの組織にあまり依存しないことを示唆している。オーステナイト領域への局部的加熱が摩擦層中に観察された。この加熱の摩耗と表面の変形への寄与は、オーステナイト相中で生じると考えられる。工具鋼では、溝を切った試片と切らない試片の摩耗割合は同じだった。これは、工具鋼がもともと最高強度をもつように熱処理されているため、摩擦層に焼きが入っても摩耗抵抗に変化を与えないためである。

溝を切ったすべての試片において、同一の摩耗挙動を呈したことは、注目すべきことである。これは、比較的軽摩耗の状態において、摩擦層の摩耗抵抗がもとの組織や成分に敏感でないことを示すものである。

(吉田和彦)

制御圧延した C-Mn 鋼の直接焼入れ

(P. HEEDMAN and Å SjöSTRÖM: Scand. J. Metall., 11 (1982) 5, pp. 233~238)

本研究は、制御圧延した C-Mn 普通炭素鋼板を直接焼入れによって最良の機械的性質を得るための熱処理条件を求めるために行った。

熱処理は、0.13C-0.26Si-0.61Mn-0.002Al-0.003N 鋼 (鋼 1)、0.31C-0.26Si-1.14Mn-0.043Al-0.007N 鋼 (鋼 2)、の 100 mm 厚のスラブと 0.15C-0.20Si-0.63Mn-0.003Al-0.004N 鋼 (鋼 3) の 110 mm 厚のスラブを 20 mm 厚に制御圧延 (最終圧延温度は、鋼 1 で 1000°C、鋼 2 で 1000°C と 800°C、鋼 3 で 1000°C、900°C と 800°C) 後直接焼入れあるいは最終圧延温度に鋼 2 で 7 min、鋼 3 で 1 min 保持後焼入れ (700°C から室温の種々の温度で焼入れを停止した) とした。鋼 1 と鋼 2 の室温まで焼入れした鋼板を 600°C、1 h 焼もどした。鋼 3 は焼入れのまま焼もどした鋼板に関して引張試験、シャルピー試験を行った。

鋼 3 は、300°C~500°C まで直接焼入れしたとき、引張強さ (YS) 380 MPa、34 J におけるエネルギー吸収遷移温度 (FATT) -50°C を示し、最も優れた機械的性質を示した。組織はポリゴナルフェライト、ベイナイト、ウィドマンステッテンフェライトの混合組織であった。鋼 2 は、室温まで直接焼入れしたとき、YS 550~560 MPa、FATT -55~-60°C で最良の機械的性質を示し、機械的性質は最終圧延温度に依存した。室温より高温で直接焼入れを停止したとき、強度は上昇するが、靱性は減少した。最終圧延温度に保持後室温まで焼入れしとき、強度は減少した。組織はマルテンサイト、ベイナイト、ウィドマンステッテンフェライトの混合組織であった。鋼 3 は、300~500°C まで直接焼入れしたとき最も良い機械的性質を示し、組織はマルテンサイト、ベイナイト、ウィドマンステッテンフェライトの混合であった。直接焼入れ焼もどし処理によつて、強度はわずかに減少し、靱性はやや向上した。また、最終圧延温度に保持後の焼入れによつて、強度はわずかに増すが、靱性は減少した。

(吉田和彦)

編集後記

▶鉄と鋼第7号をお届けします。春季講演大会が盛会の内に終了し、はや1ヶ月が過ぎ、風薫るさわやかな季節となりました。大会は産業界の不況とは無関係に、年を追ってますます活発となり、講演数は増加の一途をたどっています。

ところで、昨年と今回の大会で講演発表された方々にお願ひがあります。皆様の中には、次回の秋季大会 (10月:秋田大学) に向けて発表準備を進めている方もおられると思いますが、発表内容に区切りをつける意味で、論文または技術報告への投稿をおすすめします。もちろん、事情により投稿が遅れたり、不可能な場合もあると思いますが、講演発表だけで貴重な成果が陽の目をみないまま埋まってしまうケースがよくあります。やはり本誌に投稿されて、会員はじめ関心あ

る方々に公開されるのが本筋かと思ひます。例年、大会後には投稿件数は多い傾向を示し、職務上、大学、研究機関からの投稿が多いのは当然ですが、工場関係者などからの投稿が少ないのが実状です。鉄と鋼は専門的にかたよつた学術論文誌ではないのですから、工場関係者の方々の研究、技術面の成果の掲載こそ本誌にふさわしいことと思ひます。

投稿してから掲載までの期間は、編集委員はじめ関係者一同精一杯の努力をしておりますが、現状では平均して1年間近くかかり、著者の方々に迷惑をかけております。著者の方々も、投稿規程、執筆要領にもとづいて規定頁内に納まるよう執筆され、内容の十分な見直しをすることを要望します。

(H.A.)