

抄 録

— 製 鉄 —

走査電子顕微鏡による冶金反応の直接観察

(H. W. GUDENAU, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 9, pp. 361~366)

工業的な還元プロセスを理解するためには、還元の間、装入物の化学的、物理的变化を知ることが重要である。本研究では、走査電子顕微鏡に特別なアタッチメントを装備することによつて、電顕の中で、還元プロセス、及び、溶融プロセスを直接観察した。

①COを含むガス中で、鉄鉱石をマグネタイトへ、また、ウスタイトへ還元させて、体積変化を測定した。同時に連続的に組織観察を行い、針状鉄の成長機構を明らかにした。

②5~40°C/minの昇温速度で非等温還元を行い、体積変化を測定すると同時にマイクロ組織を観察した。10°C/min以下の昇温では、体積の変化が非常に大きい。これは、還元時間が長く、マグネタイトへの還元が完全に行われるので、ヘマタイト粒子間の結合が妨げられるからである。

③ロータリ・キルンの内壁の付着物の生成機構を明らかにするため、予備還元したペレットの粉と石炭灰分との混合物の溶融挙動を観察した。温度が上がるとともに、微細な石炭灰分が集結-塊状化-軟化-溶融してスラグが成長し、キルン内に付着物が生成する様子がわかる。

④断続的な処理を行うことによつて、電顕内で造つたスポンジ鉄の高温溶融実験(~1490°C)が可能となつた。この実験で特に重要なことは、X線による試料断面の組織解析である。なぜなら、局所的な化学的組成が、還元プロセス、及び、溶融プロセスに大きな影響を及ぼすからである。

(小松周作)

Midrex-直接還元プロセスでの測定、運転、制御技術-運転技術の変遷に対する例

(W. BAUMANN: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 19, pp. 1124~1131)

Midrex法による直接還元プラントは、Midland-Ross-Corporationにパテントが与えられて以後、総計1.7万t/dを越す還元鉄製造能力を持つた15のMidrexプラントが世界に稼動しており、直接還元プロセスの中で強力な地位を勝ち取るようになった。エネルギー消費量が、14.7gJ/tから10.5gJ/tへ減少し、シャフト径が3.6mから5.5mに増加した事実は、Midrex法の発展を示している。

Korf-Engineering GmbHが技術供与した例は、HSW (Hamburger Stahlwerker), Sidor I (Venezuela), BSC (British Steel Corporation), NFW (Norddeutschen Ferrowerken)である。HSWでは、広範囲に及ぶ集中測定技術や運転技術あるいは制御技術が導入されている。制御信号として、0.2~1 barの標準圧力を使用している。Sidor Iでは、HSWと同様の計装が備えられている。しかし、リサイクルさせたガス組成を検出するセンサーの数は、相当増加している。排ガス中の

酸素は、常磁性を利用して分析された。水蒸気は、塩化コバルトにより測定された。BSCでは、Sidor Iの経験を生かして、データをA-D変換して、デジタル化している。コントロールパネルは、プロセスデータの設定値に対する差を表示する機能を持っている。COとCO₂, H₂, H₂Oは、それぞれ赤外分析計、熱伝導、塩化リチウムにより、±2%, ±5%, ±10%の精度で測定されている。NFWでは、プロセスが将来発展することを予測して、プロセスコンピュータによるプラントの最終段階に拡張可能なシステムにしている。

今や、Midrexプロセスは、プラントの自動化に要する必要条件が確立されてきた時期である。

(小林一彦)

— 製 鋼 —

スカンジナビア式ランス型レードル・インジェクションシステム-オレゴン鋼板圧延工場で始動

(W. J. BOTTOMLEY: Iron Steel Eng., 57 (1980) 10, pp. 36~40)

ギルモア鉄鋼会社オレゴン鋼板圧延工場では、1969年小型圧延設備が稼動してから、さまざまな地域での広範な分野の鋼板市場を獲得してきたが、次の三つの品質改善の実施が必要となつてきた。①HSLAと高張力鋼の苛酷な条件下での圧延性の改善②板厚全体での特性強化③横方向の低温衝撃特性の改善。そこで検討の結果、本システムが品質とコストの両面で次の理由により採用された。①類似のシステムが稼動中②事前に設計されたシステムである③短納期。

本工場では80tアーク炉2基があり、溶湯は150~178mm厚スラブに加圧铸造により鑄込まれている。本装置はプラットフォーム上のディスペンサーとコンテナ、フロア上のランススタンドとランスマガジンからなり、また排気システムは取鍋フードと現存の設備との連結により構成されている。装入はまず、溶鋼に満ちた取鍋上に一つのフードがセットされ、計量済の粉体(60%Si-30%Ca)がコンテナからディスペンサーに搬送される。その後ランススタンドが回転しランスをフードの装入穴に固定し、アルミナ-グラファイトを固成したランス先端がフードから150mmの距離まで降下する。装入は完全に自動的に実施され、ランスの取鍋中への降下と共に粉体は搬送ガスで溶鋼中に装入される。現在、出鋼の際に取鍋中に2.7kg/tの割合で造滓用石灰が添加され、また脱硫を効果的に実施するために、脱酸が行われ残留アルミナは0.02~0.04%の範囲にある。本工場ではスクラップからペレットまでを製鋼材料として使用しているが、本システムの導入により、最終的にSレベルを0.005%まで減少できる。圧延性は、粉体の添加により、非金属介在物形状が繊維状から、複合カルシウムを混合した高融点の球状に変換することにより改善された。

本システムを、本工場の全溶解数の5~10%に実施しており、現在まで約225回の実績がある。対象は耐力49kg/mm²の鋼板から装甲板(H_B500最小)までを本

システムで処理し、圧延性・横方向試料からの曲げ試験結果と低温衝撃試験結果共に良好である。本システムの導入は、低コストで幅広い鋼種でのすぐれた品質改善効果をもたらしたといえる。(原 隆三)

鋼への添加材としてのREシリサイドとミッシュメタルの有効性の比較

(A. J. DeArdo, et al.: Iron and Steelmaker, 7 (1980) 7, pp. 17~25)

鋼の硫化物形態制御には希土類元素(RE)の添加が有効であるが、RE合金種による効果の差を検討した。比較に用いた合金は、ミッシュメタル(96%RE)と三種類のREシリサイド(30%RE-30%Si, 50%RE-30%Si-10%Al-0.5%Ca, 50%RE-30%Si-10%Al-3%Ca)である。供試鋼は4社で工業生産した深絞り鋼、压力容器鋼、ラインパイプ鋼、高張力鋼と、実験室的に真空溶解して得たラインパイプの鋼の5グループである。各グループはRE無添加の鋼と0.03~0.14%RE相当の上記合金を添加した鋼で構成され、10~25mm厚(深絞り鋼のみ3mm厚)に圧延された材料として入手した。次の二種類の調査を行つた。まず圧延により展伸した介在物の長さの統計的分布を調べ、正規分布であることを確認した上で、介在物長さの分布の99%が納まる上限長さを求め硫化物形態制御の効果の指標とした。次に、C方向試片のシャルピVノッチ衝撃試験によりシェルフエネルギーを求め指標とした。

介在物上限長さで表される硫化物形態制御能力は上記4種のRE合金の間で大きな差は認められなかった。工業生産鋼の介在物はRE無添加材では最大200 μ mまで展伸しているが、添加材では40 μ m以下であることを確認した。シャルピ衝撃試験では、入手圧延材の鋼塊対応位置が不統一であつたためか、RE合金種の差を明確にはできなかった。真空溶解材では、介在物展伸長さが増すとシェルフエネルギーが明らかに低下する関係を得た。以上の結果より、RE合金種による硫化物形態制御能力の差は極めて小さいと判断した。(桜谷敏和)

鑄片の凝固シェルと鑄型壁との電気的作用の実験的研究 (N. V. Nikitskii, et al.: Stal, (1980) 12, pp. 765~766)

連続鑄造機では、鑄片と鑄型の通常の摩擦の他に熱起電によつて生ずる電磁作用が原因となる摩擦がある。銅鑄型と鋼鑄片の熱起電力は100°C当たり1.2mVであるが、この起電力による電気回路は鑄型と鑄片の界面の高さ方向における温度差が原因となつて局部的に形成される小回路と、鑄片と全設備の間に形成される大回路に分けられる。

こうした電気回路が原因となつて生ずる摩擦力は鑄片の引抜抵抗となるので、それを消去する逆向きの電流を与える必要があり、鑄型を絶縁した直接測定法で測定したが十分な値が得られなかつた。

この研究では間接測定法によりこれらの電気回路の電流を測定した。測定は鑄型と設備を変圧器のコイルの1部とする原理を応用して行つた。電流は直流の他に、鑄片と鑄型の周期的な電気抵抗変化にもとづく交流も発生する。断面1950 \times 270mmの鑄型の下に磁気回路を設置し、その誘導電流を測定した結果、大回路の電流として平均730Aが得られた。短時間には1200~1500Aの

値も得られたが、大回路の電流の増加に比例し鑄片の引抜抵抗の増加することが明らかにされた。外挿で求められた鑄片と鑄型の界面温度は300~700°Cとなり、その熱起電力が3~8mVとなることから大回路の電気抵抗は8 $\mu\Omega$ と計算された。

溶鋼表面水準のソケットにフェロゾンデを設置し、小回路の電流を測定したが雑音が多くて正確な測定値は得られなかつた。(郡司好喜)

—加工—

圧延機技術の発展

(E. C. Hewitt: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 4, pp. 180~195)

1960年から1970年の始めに日本を筆頭に世界の鉄鋼業の発展をみた。しかし、オイル・ショックを発端として、経済的に不景気となり、次の10年間の圧延機の発展は、様相の異なつたものになる。各国の置かれた環境により1)人口の多い中国・ブラジルなどの発展途上国では急速に生産を伸ばすための大型設備、2)アルゼンチン・フィンランドなどの比較的小型の設備、3)西ドイツ・フランス・イギリスなどの先進国で、生産量の維持のため圧延機の近代化または既存の圧延機の再生などに区分される。

圧延機は連続鑄造を考慮しないでは語れないが、その境界面では二三の問題がある。一つは連鑄材の切断で、レバース式2段圧延機の採用により、内部割れを圧着し、端面に欠陥が出ないようにできる。また、3スタンド(縦-横-縦)のレバース式圧延機を組み合わせて所定の寸法のビレットにして切断することにより40~60%の生産性の向上がはかれた。他の一つは連鑄機と圧延機と直結するために、75~150mmのビレット寸法の出来る水平連鑄機が開発された。一例としてDAVY-NKK方式を紹介し、本方式は発展途上国などのミニミルへの適用について述べている。連鑄法は比較的大型ビレットのため、1ヒートで圧延するためには高減面率の圧延機を組み合わせた方がよい。No-Twist式の丸棒圧延機は圧延速度が112ms⁻¹、140 ϕ ビレットがあるが、次の10年間にはビレット・サイズが150~160mmも可能となる。この他にKocks Swing forgeやGFMがすでに稼動しており、Schloeman-Siemagの3段プラネタリー・クロス・ローリング・ミルが設置されているが、0.6ms⁻¹、67mm ϕ 、60TH⁻¹に限定されている。

従来の圧延機では、ホット・ストリップ・ミルでは、1)省エネルギー、2)加速圧延、3)ゲージ、形状制御などの改善点について述べている。この他、厚板、線材、丸棒、コールド・ストリップ、形鋼の圧延機の近代化について、ヨーロッパの窮地にある鉄鋼メーカーの競争力を改善するための方策に視点を置いて論評している。

(望月俊男)

—性質—

中炭素鋼の超焼入れ

(G. T. Brown, et al.: Metals Technology, 7 (1981) 7, pp. 261~268)

製鋼技術の上で、焼入性は鋼の成分と結晶粒度によつて決定される。しかし、超焼入れ現象というものが、こ

の概念をくつがえした。そこで、この超焼入れ現象を、En 15 などの簡単な中炭素マンガン鋼を用いて説明する。なお、焼入性についての比較は、ジョミニー試験片での Hv 450 の深さの位置を焼入性パラメータとして、回帰式による計算値と実測値とを比べて行っている。

著者らは、まず実験室においては、40 kg の鋼塊を作成して 28φ に鍛伸して、英国規格 4437:1969 年 method 2 による、ジョミニー試験を行った。

これにより、超焼入性を生じるためには、次のような要因が関与することがわかった。

- i) 焼入性に関与する合金成分
- ii) 溶鋼の加熱温度
- iii) 脱酸剤の量

したがって、これらのことをさらに詳しく調べて、超焼入性を生じる鋼の製法は、以下のような方法であることが判明した。

(1) 主要合金添加元素は、ベースの焼入性を保証するために、あるレベル以上であらねばならぬ。

(2) 脱酸剤として用いられる Al, Ti は、脱酸剤として用いられる量 (0.008%) 以上の量で 0.05% または、0.03% ぐらい加えなければならない。しかし、Al は 0.05% 以上では、効果は同じとなる。

(3) 溶鋼は鋳込み前に 1650°C 以上 1680~1700°C に加熱されなければならない。なお、この場合、保持時間との関係はみられなかった。

以上のようなことを考慮して、25 t の電気炉を用いて実操業に適用してみた。実操業では、高温鋳込みは、問題があるので、Finkl の真空脱ガス装置を用いて、鋳込み温度を 1550°C まで下げている。できた鋼塊は、圧延され、同様にジョミニー試験が行われた。鋼塊の上部と下部とでは多少のずれがあるが、実験室での結果と同様な超焼入性が保証できた。また機械的特性についても、En 24 鋼において、焼入れ、焼もどしを行ったところ、同等な結果が得られた。(廣松秀則)

2.25Cr-1Mo 鋼の高温における内部組織と強化機構
(W. B. JONES and J. A. VAN DEN AVYLE: Met. Trans., 11A (1980) 8, pp. 1275~1286)

2.25Cr-1Mo 鋼は各種高温機器に広く用いられており、高速増殖炉の蒸気発生器用材料としても採用された。本研究はこの鋼について時効処理後、クリープ試験後、および高温疲労試験後の内部組織を透過電顕で観察し、析出過程、転位組織等から高温強度を決める要因を検討することを目的としている。

供試材は 1200 K で 1 h オーステナイト化し、977 K まで冷却した後 2 h 保持して室温まで徐冷した。その組織は約 80% のフェライトと約 20% のパーライトより成る。微細な棒状の M_2C 炭化物 (主成分は Mo) がフェライトの $\langle 100 \rangle$ 方向にそって析出している。

866 K で 800 h までの時効処理では M_2C 炭化物はやや球状化するだけでほとんど組織変化は生じない。同温度のクリープ試験では、大きな Mo-C-Mo クラスタが形成され、転位との親和力によつてクリープ速度が低く抑えられる ($10^{-8}/s$ 以下)。

866 K の繰り返し変形 (ひずみ速度は $4 \times 10^{-3}/s$) では、初期に加工硬化した後に加工軟化が起こる。初期の加工硬化は転位の増殖、再配列と Mo-C ペアによる動

的ひずみ時効によつて生じ、加工軟化は強化因子としての Mo-C ペアが消失し Mo-C-Mo クラスタが形成されるために生じる。試験時間が数百 h を超えるような台形波試験では加工軟化後に 2 次加工硬化が起こるが、これは Mo-C-Mo クラスタが微細な球状の M_2C 炭化物となつて析出するためである。微細な球状炭化物は時効やクリープ試験では形成されず、繰り返し変形後の組織の特徴である。(山口弘二)

5Ni および 9Ni 鋼のミクロ組織と低温破壊におよぼす熱処理の影響

(J. R. STRIFE and D. E. PASSOJA: Met. Trans., 11A (1980) 8, pp. 1341~1350)

5Ni および 9Ni 鋼を熱処理して残留オーステナイト (残留 γ) を含まない (X線回折による測定限界 0.5% 以下) 試料と約 4, 5% 含む試料を作成し、そのミクロ組織と 77 K における破壊性質を調べた。試験は引張試験、疲労切欠シャルピ試験片を用いた静的曲げ試験による破壊靱性試験、標準 V 切欠シャルピ試験を行った。また薄膜透過電顕と光学顕微鏡によりミクロ組織を観察した。なお破壊靱性 K_{IC} は COD 法と等価エネルギー法による 2 つの方法で推定した。

残留 γ の生成はマルテンサイトのポケット境界および内部への炭化物の析出をさまたげる。なお 5Ni 鋼の γ は熱的に不安定であるが、2 段の熱処理を行うことによつて残留 γ を生成させることができた。

77 K における降伏強さは焼もどし温度が高くなるほど、時間が長くなるほど低下する。降伏現象は残留 γ を含まないものには観察されるが含むものにはみられない。また残留 γ を含むものは大きな加工硬化を示した。これは引張中に γ からマルテンサイトへの変態がおこることによる。

77 K における K_{IC} は 9Ni 鋼では残留 γ を含むもののほうがわずかに高い。これは降伏強さの低下と加工硬化の増加に原因がある。一方 5Ni 鋼では 9Ni 鋼と同等な K_{IC} をもつものは 2 段の熱処理により微細粒化し、しかも残留 γ を含まないものであつた。微細粒であるが 3.8% の残留 γ を含むものは早期破壊をおこし、 K_{IC} は低かつた。77 K におけるシャルピ衝撃値と曲げ試験吸収エネルギーは K_{IC} と全く同じ傾向であつた。

以上の結果から熱的に安定な残留 γ を生成するものは γ が焼もどし中の炭化物のシンクとして働き良好な破壊靱性を示す。しかし残留 γ の機械的安定性が大切で、 γ が不安定であれば不安定き裂を生じ、破壊特性を著しく損なうことになる。(安中 嵩)

低炭素 Fe-5.5Ni 合金の析出オーステナイトのスキヤペンジング効果

(J. I. KIM and J. W. MORRIS, Jr: Met. Trans., 11A (1980) 8, pp. 1401~1406)

これまでの研究で低温用鋼の靱性が熱処理によつて向上するのはオーステナイト (γ) の析出に伴う炭化物の分解に関係があることが指摘されている。この現象を更に明らかにするために低炭素 5.5Ni 鋼についてミクロ組織観察、シャルピ衝撃試験を行い熱処理時に析出する γ の炭化物析出阻止効果について研究した。

供試材は圧延のままおよび As 変態点のわずか下の 670°C で焼もどしたものである。

圧延後空冷した試料は粗い高転位密度の下部構造をもち、主として前オーステナイト粒界に沿って大きなセメントタイトが析出していた。X線回折によると残留 γ はなかつた。670°C 5 min 焼もどした試料にも残留 γ はなかつたが、熱膨脹試験によると焼もどし中に約3%の γ 変態があつたことを示していた。そして電顕観察ではセメントタイト粒子が小さく、形状の変化もあつて、炭化物の分解がおこつたことを示唆していた。15 min の焼もどしでは微細なマルテンサイトがみられたが、これが γ から再生成したものであるとすると、その体積率は熱膨脹による γ 推定量16%とだいたい一致する。室温での残留 γ は約1%であつた。セメントタイトは著しく小さかつた。30 min の焼もどしでは約85%の γ を生成するためラスマルテンサイト組織が多くなる。セメントタイトはもはやラスの中や近くにはない。残留 γ は約6%であつた。 γ は炭化物かその周辺に形成される傾向があり、その核生成は炭化物によつて促進されると思われる。

圧延したままの試料にくらべて670°C 1 h 焼もどした試料のシャルピ衝撃遷移温度は低下し、セルフエネルギーは増加した。後者の効果は焼もどししないものではボイドの核発生サイトとして働く炭化物をとり除くことによる。この観察結果は何故侵入型元素を含まない同様の低温用鋼では焼もどしによつてセルフエネルギーが増加しないかということを示明かに説明している。

(安中 嵩)

ニオブを含む調質された高張力鋼の低サイクル疲労挙動 (S. I. KWUN and R. A. FOURNELLE: Met. Trans. 11A (1980) 8, pp. 1429~1437)

調質された中炭素鋼におけるNiAlの析出は疲労軟化の程度を減少させるが、時効処理されたマルエージング鋼におけるNi₃Tiの析出にはその効果は少ない。いずれも正合性のある析出物であり、高ひずみ振幅域で疲労寿命を低下させる原因になつている。疲労寿命や疲労軟化挙動に及ぼす微細炭化物の効果を明らかにすることを目的として、ニオブ炭化物の低サイクル疲労挙動に及ぼす影響を調べた。

供試材は熱間圧延された、0.08%C, 1.43%Mn, 0.17%Mo, 0.034%Nbを含む高張力鋼である。1250°Cから焼入れ後、ニオブ炭化物が形成されない400°C 5 h 焼もどし材(400-5H材)と、微細なニオブ炭化物が形成される550°C 10 h 焼もどし材(550-10H材)を用意した。

組織の透過電顕観察、応力緩和試験、X線回折を行い、低サイクル疲労試験はひずみ制御で、ひずみ振幅が ± 0.004 から ± 0.045 の範囲で行つた。

組織はいずれもラスマルテンサイトで、転位密度は400-5H材の方が大きい。なお、550-10H材におけるニオブ炭化物の存在は間接的な手法で確認できた。

400-5H材は試食したすべてのひずみ振幅で著しく軟化した。この軟化は、転位のサブ組織がセル組織に再配列することによつている。繰り返しひずみに伴う転位組織の変化は、内部応力や格子ひずみの変化と対応してい

る。550-10H材の疲労軟化は、400-5H材に比べ顕著でない。この差は主に、微細なニオブ炭化物により、転位のサブ組織からセル組織になるのが阻止されるためと考えられる。ただしその機構は明らかでない。

高ひずみ振幅域での疲労寿命は550-10H材の方が小さい。この低下は主にき裂発生寿命の低下によつている。400-5H材の方がき裂発生寿命が大きくなるのは、形成されるセル組織が繰り返し塑性ひずみに順応でき、き裂発生がおさえられるためと考えられる。

(金澤健二)

—その他—

3.5Ni-Cr-MoV 鋼大型ロータ鍛鋼品中の介在物欠陥を超音波および組織観察した時の欠陥指示の大きさの比較

(R. GALLIMORE and M. C. MURPHY: Metals Technology, 7 (1980) 9, pp. 349~358)

蒸気タービンや発電機のローターなどの大型鍛鋼品に生じた欠陥の大きさを非破壊的に検査する方法として超音波探傷試験は有効な方法である。しかし、ビーム径よりも小さい欠陥の発見、さらにその評価法には問題があり、その対策として等価反射法(AVG)を採用することが一般に行われている。ここでは大型鍛鋼品に存在する8つの欠陥を、金属組織学的にその大きさを測定し、さらにいくつかの試験条件のもとでAVG径を求めてその比較を行い、AVG法採用の妥当性を検討している。

供試材は1350 mm ϕ \times 3100 mmの3.5Ni-Cr-Mo-V鋼製低圧ローター鍛鋼品を用い、そこから欠陥部を含む円板状の試験片を切り出した。欠陥はシリケート系の介在物で、それらはまず1.25, 2.5 および5 MHzの垂直法によつて検査され、さらに矩形に切り出した後、2.5 および5 MHzの探触子を用い水浸法によつてAVG径を求めた。AVG径の検定には3 mm ϕ および6 mm ϕ の平底人工欠陥を用い、水浸50 mmから350 mmにおいて完全に92%から114%に入ることを確認している。次に超音波探傷により同定された欠陥を連続的に薄層化し、そこに現れた欠陥の形状、大きさを立体的に観察して真のAVG径を求めて超音波探傷試験によつて求められたAVG径と比較検討した。

長軸が30 mm以下の小さな欠陥および集合体の評価をAVG法で行つた場合、

- 1) 比較的大きな単独欠陥については正確な測定が可能であるが
- 2) 波長よりも小さな欠陥の集合体の場合には過少評価される。
- 3) さらにより複雑な集合欠陥の場合には中心の大きな欠陥のみが検出され、まわりの細かい雲状に存在する欠陥は検出されない。
- 4) 過少評価される度合いは、欠陥の種類によりAVG径にして1/4程度の範囲である。

ことがわかつた。

(高崎惣一)