

抄 録

—製 鉄—

ソルメール高炉におけるオールコークス操業

(C. THIRION, et al.: Rev. Mét., 78 (1981) 11, pp. 857~868)

原油価格の急上昇に対処するために、ソルメールでは1980年4月に、No. 2 BFにおいてオールコークス操業試験を行い、いくつかの有益な知見を得るとともに、それが経済的に有利であることを確認した。そして同年6月、シャフト吹き付け補修のため3週間休風した後、8月末から翌1981年3月までオールコークス操業を実施し、この期間中に、出鉄比 2.34 t/d/m³、コークス比 447 kg/t-p、鉄中 Si 0.28%、Si 変動 $\sigma_{Si}=0.073\%$ などの月間新記録を樹立した。このような操業結果が得られた理由として次のことがあげられる。(1) No. 1 BFの改修によつて No. 2 BFの焼結鉄配合率を92%まで増すことができ、また TI, RDIを良好に保ちつつ Fe⁺⁺も4.5%まで低下させることにより、被還元性も改善した。(2)原料を厳選して Zn, アルカリの入量を制限した。(3)GHH式ムーバブルアーマを C₁C₂O₁O₁付近で適正に使用することによりガス流分布を良好に保ち、常時52%のガス利用率を達成した。(4)送風温度1200°Cで送風湿分を24 g/Nm³まで低下させ、また溶鉄温度を十分注意を払いながら1480°Cまで低下させることができた。(5)炉頂温度の下限を90°Cに設定し、焼結鉄の冷却を弱めて40°C程度で装入するウォームチャージも一時実施した。(6)操業スタッフが非常に熱心に検討解析し、多くの改善を実施した。またこの期間中、一定温度1150°Cで融解するカプセル中に RIガスを封入して炉頂ゾンデから装入することにより溶融帯形状を測定し、オールコークス操業におけるその形状が、重油吹き込み時よりも平坦であることを見出した。炉熱低下は2回あつた(Si=0.09% 温度1440°C, Si=0.22% 温度1380°C)。このように我々はオールコークス操業で非常に良好な操業成績を記録したが、今後はこれが通常の技術となるように定着させたいと考えている。(草野祥昌)

高炉内における焼結鉄の還元粉化の程度に関する研究

(K. GREBE and H. HAAS: Stahl u. Eisen, 102(1982) 6, pp. 253~260)

高炉装入物、特に焼結鉄の高炉内での還元粉化の程度を推定し、その通気・還元への影響を評価することにより焼結鉄の還元粉化に対する品質要求を導き出すことを試みた。

高炉では試料回収が困難であるので、直接還元シャフト炉(Midrex)を用いて38種類の高炉装入物の還元粉化実験を実施した。すなわち網状の耐熱容器に入つた約160gの高炉装入物試料を炉頂より装入し、炉下部から回収した。

直接還元シャフト炉で得られた -3.15 mm 還元粉化指数(y)と実験室で回転炉を用いて求めた -3.15 mm 還元粉化指数(x)の間には、 $y = -0.72 + 0.33 \times x \dots \textcircled{1}$

式で表される良い相関関係が得られた。このように相関が良いのは、Mannesmannの還元粉化試験法では室温から700°Cまで連続的に昇温するからであると考えられる。

次に高炉のシャフト部から採取した焼結鉄に対して、おおむね①式が成立し、さらに還元粉化試験法の回転条件を緩和すれば粒度分布も一致することが分かつた。これに基づいて高炉内での還元粉化後の焼結鉄平均粒度を推定したところ、約5~9 mmとなつた。

さて粒度低下により被還元性は良好となるが通気性は悪化する。そこで、このような特性を考慮して高炉内での還元粉化後の装入物の還元挙動を総合的に評価できる還元試験法を考案した。すなわち高炉内での還元粉化後の粒度分布に近似させた焼結鉄を用いて差圧一定で還元試験を行つた。この結果、約6 mmが焼結鉄の限界平均粒度であり、これ以下では還元ガス量の減少による還元への影響が優勢となり、還元が急速に遅延することが分かつた。還元粉化後の平均粒度6 mmはMannesmannの還元粉化試験指数55%、日本のRDI指数30%に相当する。これらの限界値は、高炉操業上の要請に焼結鉄品質を適合させる際の指標として役立つ。

(野宮好堯)

溶鉄中のニオブ其他の元素の選択酸化

(林宗彩, 周栄章: 鋼鉄, 17 (1982) 2, pp. 31~35)

溶鉄中のNbを回収するための選択酸化過程にはFe, Mn, Nb, Pなどの元素の分離回収を考慮する必要がある。Nbの酸化物には2種あり、溶鉄のNbが0.5%のときには平衡状態でNbO₂(またはNb₂O₄)で、0.4%以下のときはFeO·Nb₂O₅で、包頭の0.25%以下ではNb₂O₅である。

熱力学的自由エネルギーはMnとNbは同程度で、60%吹錬時間ではNbは開始時とほぼ同じだが、それ以後低下する。温度が適当だと、まずSiの全部とMnの約半分が、つぎにNbが、最後にPが酸化される。スラグ中の(Nb₂O₅)は[Nb]/[Si]+[Mn]の比に比例するので、予備的にSiとMnを除くことは有利である。

溶鉄温度は重要で酸化吹錬開始温度は1400~1350°Cが適当である。

PとNbの酸化分離は重要で、スラグ中の(ΣFeO)を7%に保つのが良い。12%を超えると(P)/[P]が急速に上昇する。

酸素底吹法で酸素ジェット長さは選択性に重要であり、水模型での実験をふまえ、表面がおだやかに波立つ程度が良い。

熱力学的に可能な良い選択性を持たせるには、動力学的に良い条件を与えれば到達可能である。溶鉄の完全混合時間τは動力学的条件を示す良い指標となり、適当な圧力と流量を適当に選ぶことにより最短の混合時間にすることができる。

(相馬胤和)

— 製 鋼 —

石灰系パウダーインジェクションによる Al キルド鋼の介在物形態, 清浄度, 機械的性質の改善

(S. K. SAXENA: Ironmaking and Steelmaking, 9 (1982) 2, pp. 50~57)

Al キルド鋼の介在物と機械的性質に対する CaO-CaF₂-Al 粉インジェクションの効果, 65 t 電気炉で溶製した, 0.17% C, 0.35% Si, 1.5% Mn, 0.03% S, 0.02~0.06% Al を含む鋼について調べた。

吹き込み粉は, 65% CaO-15% CaF₂-20% Al から成る。インジェクション処理後の溶鋼成分は, S: 0.006-0.009%, トータル酸素: 9-13 ppm である。Al 添加した溶鋼の介在物はふつう, Al₂O₃ クラスタとタイプ II の MnS であり, 圧延により長く延びるが, インジェクション処理により, Al₂O₃ クラスタは低融点の CaO-Al₂O₃ となつて凝集しやすくなり, 浴から迅速に分離する。また, タイプ II の硫化物は, 小さくて比較的固く, ランダムに分布する MnS-CaS に変わる。純粋な CaS 単独の介在物は見られず, 硫化物は主に, CaS を含んだ MnS の形で存在する。

QTM により介在物の面積率を測定した結果, 酸化物は 0.01%, 硫化物は 0.03% であり, インジェクション処理によつて清浄度が向上する。これは, 鋼中の S とトータル酸素濃度が減少したこと, 介在物が比較的小さくて固く, ランダムに分布していることによる。脱硫溶銑から溶製した鋼と比較すると, S 濃度が同じとき, 品質に有害となることの少ない 2~6 μm の介在物は増えるが, 有害な 10~25 μm の介在物は 10~15% に減少する。

インジェクション処理によつて, 圧延製品の圧延方向及び横方向の衝撃値が改善される。また, 圧下率が同じか, あるいは, 幾分大きな場合, 厚み方向の延性が約 50% 増加する。

本研究から, CaO-CaF₂-Al 粉インジェクションが, 鋼中介在物の形状, 大きさ, 分布の面で有効であり, そのため清浄度がよく, 圧延方向及び横方向の強度, 厚み方向の延性の改善された製品が得られることが示された。(原 義明)

— 性 質 —

浸炭環境での Ni 基合金の高温き裂成長

(S. FLOREEN and C. J. WHITE: Met. Trans., 12A (1981) 11, pp. 1973~1979)

近年, 超合金の高温での疲れき裂の成長に及ぼす環境の効果が重要な研究課題となつた。酸化の環境では疲れき裂の成長速度が増加する。浸炭の環境の研究例は少ないが, 著者らが INCONEL-718 合金で H₂-4% CH₄ の雰囲気中での疲れき裂の成長速度が純 He 中での結果と同じであつたので, この点に疑問を持ち, 今後この種の環境が工業的にも普及するので研究を行つた。

供試材は市販の NIMONIC-115 合金を 1190°C × 2hA. C. × 1090°C × 6hA. C. で溶体化処理を行いコンパクト型試験片を採取した。疲れ試験は He (99.995%), H₂ (99.95%), CH₄ (98.0%) を所定の量に混合し 1000 cc/min を流した。荷重はサイン波型を用い, 応力

比 0.10, 周波数 0.01~0.1 Hz を用い, 試験温度は 650°C, 760°C および 870°C とした。

試験の結果, H₂+4% CH₄ の浸炭環境は, き裂の成長速度は純 He 環境より 4 倍速い。しかし Arrhenius の式で活性化エネルギーは, いずれも 20 kcal/mol であつて炭素の活性エネルギーと疲れき裂との関係は明らかでない。

一方周波数の影響は大きく, 低サイクルの方がいずれのガス中でも成長速度が速く, 粒内から粒界破壊となる。これは, 表面の保護皮膜の破壊の影響が考えられる。1.0 Hz では全く同一の速度となる。H₂ および He 中の CH₄ の効果を見るため CH₄ 量を 1, 2, および 4 % と変化させた結果量が少ない場合 ΔK が大きくなると dC/dN が増加し, He 中では C が析出し Soot が見られた。SEM の観察で, ストライエーションは粒内破壊の破面に観察され CH₄ の高い条件ではそれが少なかった。粒界破面にクリープ試験に見られるような equi-axial cavities があり (0.01 Hz), この場合は, き裂成長の機構が時間依存性のあることを示している。破断直前の試験片のマイクロ組織では, き裂は炭化物や介在物を縫っているのが見られる。しかし, き裂の先端に浸炭の影響が認められない。

無負荷で H₂-4% CH₄ 雰囲気中 760°C で 20 h 保持後, 純 He 中で疲労試験をした結果, 始めから He 中で試験した結果と全く同じであつた。このことから, き裂の成長は応力と環境が同時に存在して影響するという意味で腐食疲労と呼べ, 熱力学的な情報だけでは予測が困難である。(望月俊男)

二, 三の含有 V および V-Nb 非調質鋼の析出と再結晶

(M. I. CROOKS, et al.: Met. Trans., 12A (1981) 12, pp. 1999~2013)

非調質鋼のオーステナイト状態での熱間変形中の炭化物の析出および再結晶の研究が進められ, 特に Nb の挙動が注目されている。しかし Nb と V の炭窒化物は, いずれも NaCl 型の組織をし識別するのが困難である。本研究では, これら Nb または V の炭窒化物の役割について考察した。

供試材は, 0.11% C-1, 35% Mn, 0.016~0.026% N₂ に 0.1, 0.2% V および 0.03% Nb を組み合わせた。温度を 800°C から 900°C の間に一定に保持し, 圧縮や静的試験を行つた。再結晶は軟化割合により測定し, 各供試材は恒温状態から焼入れし光学顕微鏡の観察を行つた。析出は硬化割合で測定し各析出物は炭素やアルミニウムの抽出レプリカおよび分散式 X 線分光法または電子エネルギーロス分光法 (EELS) で調査した。

その結果を要約すると次のとおりである。

- 1) 動的加工硬化の割合, および静的硬化の割合は, 温度が低く, かつ V が多いほど大きくなる。
- 2) オーステナイトの変形中の析出は, オーステナイトの粒界や粒内に発生する。
- 3) 粒界への析出は, 変形中または静的に保持を開始した直後に開始され急速に大きくなり一定の大きさになると変形開始直後に析出する。
- 4) 静的な硬化は粒内析出し, V の窒化物である。

5) A_3 以上の温度では、Nb 鋼の析出と再結晶は運動エネルギーにより三段階の温度域に区分される。析出のC曲線のノーズの温度 T_R 以下では、再結晶は短時間では生ぜずこの温度は含有 Nb 鋼より含有 V 鋼の方が低い。

6) T_R 温度以上では、再結晶が粒内の析出に先行し、再結晶の速度は炭素鋼より含有 V 鋼の方が遅い。

7) 静的な硬化運動エネルギーは、逆C曲線を示しノーズ点より高い温度では含有 V-Nb 鋼が V 鋼より早く反応が進み低温度域では両者が一致する。

8) 長時間恒温保持後、粒内の析出物の Nb/V 比は母オーステナイトよりも大きく、温度によつて変化する。粒界に析出する Nb/V 比は母オーステナイトに一致している。(望月俊男)

二相鋼の変形特性

(A. R. MARDER: Met. Trans., 13A (1982) 1, pp. 85~92)

0.1C-1.45Mn をベースに 0.16Mo, 0.18Mo, 0.08V 0.075V を添加した4種類の供試材を用いて、2相鋼の引張り特性に及ぼすマルテンサイトの体積率 (f_m) の影響を定量的に調べた。

引張り強さと均一伸びの積 (UTS×UE) は f_m の増加につれ放物線的に減少した。 $(f_m < 35\%$ ではほぼ一定 $f_m > 35\%$ で急に減少) この急激な減少は、UTS- f_m 及び UE- f_m の関係が $f_m = 6.5\%$ まで線形であるという実験結果より、LANGEBOG が提唱しているように単なる数学的処理の結果であると考えられる。

マルテンサイト体積率の高い二相鋼は、くびれの発生中に破断することはなく、くびれの発生後介在物やフェライト/マルテンサイト界面にポイドを形成し破断した。マルテンサイトはラス状であり、くびれ発生後の高ひずみまでマルテンサイトの明らかな変形は観察されなかった。さらにマルテンサイトのき裂は見出されなかった。

帯状構造を有する二相鋼とこの構造を有しない二相鋼の引張り試験の結果を比較すると、著しい帯状構造は引張り特性を劣下させることが定量的に測定された。この原因は、延性の減少した帯状のマルテンサイト中をき裂がフェライトの素地によつて止められることなく伝播するためと考えられる。マルテンサイト体積率が 20%~30% 程度でも帯状構造が生じ、マルテンサイト体積率が高くないにもかかわらず、強度/延性の関係を劣下させることは注目すべきである。(吉田和彦)

低合金鋼のモード III 疲れき裂伝ば

(R. O. RITCHIE, et al.: Met. Trans., 13A (1982) 1, pp. 101~110)

大型発電機などは電気系統の突発事故などによる急激な電気変動を受け、回転シャフトが過大な変動トルクにより破壊することが知られている。これら部材の疲れ寿命を評価するために振り疲れ強さに関する基礎データを得ることが重要となる。本論文では商業用ロータ材と類似の低合金鋼 AISI 4340 鋼 650°C 焼もどし材を用いて振り試験を行い、モード III 型の疲れ強さ、き裂伝ば挙動及び破壊機構を調べ、モード I 型の場合と比較検討し、モード III 型疲れ破壊のモデルを提案している。

表面に応力軸と方向を異にする浅い環状切り欠きを付

した丸棒試験片を用いた振り疲れ試験結果、試験応力 τ とせん断降伏応力 k との比 $\tau/k < 0.7$ の場合疲れき裂発生、伝ばは応力軸と 45° をなす方向のモード I 型で生じるのに対し、 $\tau/k > 0.85$ の場合、表面方向にはモード II 型、深さ方向ではモード III 型でき裂は発生、伝ばしていた。0.7 ≤ τ/k ≤ 0.85 の場合はモード I からモード II + III への遷移が認められた。なお表面切り欠きの方向による差は非常に小さかった。

環状切り欠き試験片により 10^{-6} ~ 10^{-3} mm/cycle の範囲でき裂伝ば速度を測定した結果、等価応力拡大係数範囲で比較するとモード III の方がモード I よりき裂伝ば速度は遅い。き裂伝ば速度はモード I, III ともき裂開口変位幅 ΔCTD に比例し、その係数はモード III では 0.001~0.0005 とモード I の 0.1~0.01 より小さい。しかしモード III に静的にモード I を重畳した場合、き裂伝ば速度に及ぼすモード I の影響は小さい。

破面観察の結果モード III のみの場合破面は平坦で、ラプマーク、酸化物が認められ、破面がこすれ合っているが、静的にモード I を重畳させると $\Delta K_{I1} > 30 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ では平坦な破面からモード III 特有の破壊である鋸歯状模様が認められた。破面及び表面観察結果に基づき、き裂近傍に存在する非金属介在物に発生したき裂がモード II せん断により合体してモード III き裂が伝ばするモデルを提案し、これに基づきモード III 型き裂伝ば速度を計算した結果、き裂伝ば速度は ΔCTD に比例し、その係数が非常に小さいことが確認できた。(増田干利)

溶接部のクリープ破断性質

(M. J. MANJOINE: Welding J., 61 (1982) 2, pp. 50s~57s)

溶接部のクリープ破断特性は、溶接金属 (WM)、熱影響部 (HAZ) 及び母材原質部 (BM) の不均一性に基づいた組織的な「切り欠き」効果のため、一般に一定温度・荷重の下でも、塑性変形が拘束され、複雑な三軸応力状態となることを考慮して解釈される。実際の溶接構造、例えば厚肉管継手などでは、クリープ中に応力の再配分が起こり、内面で高い有効応力と歪み、外面で最大主応力と三軸性が時間と共に顕著になることが、有効要素法により確かめられている。

本研究では、周継手を模擬した改良型 308 溶接継手の板状試験片を軸方向に 593°C, 16.1 kgf/mm² でクリープさせ、何回か中断し、格子状マークの変位を測定することにより、軸歪みと横方向歪みを求めた。破断寿命 (3096 h) の約 26% で HAZ 中央付近にクラックを生じ、クリープの進行に伴い直線的にクラックも成長する。約 76% ではクラックの成長が加速され、クリープ速度も増加する。

溶接部のクリープ破断延性は、WM の異方性のために、一般に低温及び低歪み速度側で三軸応力性が増すことにより減少する。従つて、低温の短時間側強度は母材より高いが、高温長時間側では逆に低下することがある。本研究の溶接継手ではクリープ歪みが約 4% に達したとき HAZ にクラックが発生し、最大主応力方向に伝播している。クラック成長速度は寿命の半分程度 (26% から 76% まで) にわたり、母材のクリープ速度に支配される。加速クリープの開始には、WM でのクラック発

生が関与している。

以上のように、一般に粒界破壊型の低延性材料では、クラックの発生・伝播がクリープ損傷の主要過程であり、高延性材料では粒内すべりや粒の回転により生ずる歪み限度までのせん断歪みの蓄積が重要である。現実には、この2つのモードが相互に作用することを考慮すべきである。

(門馬義雄)

浸炭性雰囲気における HK40 およびインコロイ 800H のクリープ挙動

(V. GUTTMANN and R. BÜRCEL: Corrosion and Mechanical Stress at High Temperatures (Applied Science, London), (1981) pp. 71~86)

耐熱合金の高温における機械的性質は環境の腐食性によつて大きく左右され、通常強い腐食環境下では強度低下が起こる。このような環境と機械的性質の相互作用の機構は非常に複雑であり、この問題の解明はほとんどなされていない。

本報告は HK 40 (25%Cr-20%Ni-0.40%C) およびインコロイ 800H (20%Cr-30%Ni-0.25%Al-0.50%Ti-0.05%C) の2種類の鋼を純粋な浸炭性雰囲気である CH₄/H₂ 混合ガス (CH₄: ~1 vol%) 気流中で 1000°C 1000 h 程度までのクリープ試験を行つた結果を大気中における試験結果と対比して述べたものである。

HK40 では浸炭性雰囲気中のクリープ速度は大きくなり、破断寿命は短くなる。しかし、破断時間が 100 h を越えると破断伸びは 8~10% となり、大気中の場合の 2~3% に比べて大きくなる。一方、インコロイ 800H ではクリープ初期のクリープ速度は大気中より大きい。長時間側になると逆に小さくなり、全体としては破断寿命が長くなる。しかし、破断伸びは大気中試験の場合と変わらない。

KN40 でクリープ速度が大きく、破断寿命が短くなるのは炭化物の凝集粗大化が浸炭によつて促進されるためである。割れは浸炭されていない M₂₃C₆ が形成されている領域の粒界に沿つて発生するが、割れの進展は浸炭によつて M₇C₃ が形成されている領域では停止する。すなわち、粒界が M₇C₃ で完全に覆われると割れの発生、伝播が抑制され、一度形成された割れも浸炭が進行すると割れの周囲が炭化物によつて覆われ、その進展が阻止される。これが破断伸びの増加をもたらす。

インコロイ 800H では TiC などの炭化物の粗大化はほとんど進まず、浸炭によつて固溶 Ti が炭素と反応し炭化物の増加が起こり、この炭化物が強化に効く。

このように、同じ浸炭性雰囲気に対しても、合金の種類によりその応答は著しく異なる。(菊地 実)

編集後記

▶ 燈下親しむ候となりました。皆様御研究に、体力増強に励まれていることと存じます。鉄と鋼 14 号 (10 月号) をお届け致します。お陰様にて投稿論文・技術報告とも非常に活発で、編集委員一同喜んでおります。ただ掲載待ちの論文もなお多く、できるだけ早く皆様にお届けするために編集委員会では種々検討しています。その一環として掲載論文を多くし、また論文の規定ページ数を原則として刷り上がり 8 ページ以内になりました。御協力をお願いします。

▶ 新プロセス、新設備および設備技術などに関する論文・技術報告がまだまだ少ないようですので、より活

発な投稿をお願い致します。

▶ 秋期講演大会への発表論文数は 844 件でして、春期講演大会での 632 件を大幅にうまわり、過去最高を記録しました。ただ発表論文数は年々増加の一途をたどつているため事務局では会場の手配で相当四苦八苦しながらも、嬉しい悲鳴をあげています。

▶ 講演大会講演概要集の予稿での図、表、写真でのキャプションおよび説明文は英文に統一しています。秋期大会予稿ではまだまだ和文が多かつたようです。

(K.K.)