

抄 録

— 原 料 —

高炉用コークス生産における新しいアプローチ

(K. BECK: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 3, pp. 108~111)

世界的鉄鋼生産量の増加に伴って、高炉用コークスに対する要求が増し、これにより原料炭品質及びコークス製造に関する技術が発展してきた。これらには乾留条件の解明、粘結炭代用品の開発、装入炭に処理を加える方法及び成型コークス製造法などがある。

まず通常コークス炉により製造されるコークスの品質は、乾留時間や装入量に影響される。従って最近ではこれら乾留条件とコークス品質との関係を数学的に解析し、これを応用する方法が取り入れられつつある。

次に人造粘結炭を使用することにより、良質なコークスが得られることが知られている。日本においても、石炭からの抽出物、水添物または石油系バインダーを添加することにより、石炭のコークス化性を改善する方法が研究されている。この技術を応用して多大な効果を得ている例としては、成型炭装入法がある。

装入炭に処理を加える方法としては、ザール地方や東欧で発展してきたスタンピング法がある。しかしこの方法には炉壁に圧力がかかる難点がある。他の処理方法としては、US steel 社等で使用している予熱炭装入法がある。これは装入炭をあらかじめ 200°C で乾燥する方法で、品質の向上、生産性の増加という効果がある。

成型コークス製造法は、従来のコークス炉を使用せず、かつ低品位炭を多量に使用して高炉用コークスを製造する技術であり、成型及び乾留の二段階に分けられる。最初の段階は成型であり、石炭系または石油系のバインダーによる冷間成型法あるいは、石炭自身をバインダーとする熱間成型法により、ブリケットが製造される。第二段階は乾留過程であり、シャフト炉や砂乾留炉等が使用されている。この製造法の主な例としては、FMC, DKS, 及び HBNC などがあるが、これらの方法はまだ、工業的規模で高炉用コークスを生産できるまでには至っていない。(黒田浩一)

— 燃料および熱 —

鉄鋼業の省エネルギーへの道とその実現への道

(G. HOFFMANN, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 60, pp. 246~253)

1978 年の全世界のエネルギー消費量は石炭換算で 1000 億 t である。この内訳は、石油 44%、天然ガス 18%、石炭 30%、水力および原子力が 8% である。これらのうち 57% を西ヨーロッパ、北アメリカ、日本およびオーストラリア・ニュージーランドが使用している。この世界の消費量は西暦 2000 年には約 2 倍に増大するものと推定される。これに対応するエネルギー源として、石炭(褐炭を含む)と天然ガスは 2000 年までに 1.8 ないし 2 倍となるが、水力は増加せず、石油は 1990 年をピークに減少し、この不足分は原子力発電と回収熱発電の増加分で補われる、と推定されている。

1975 年の西ドイツのエネルギー使用量は石炭換算で約 36 億 t であった。内訳は石炭 19.1%、褐炭 9.9%、石油 52.2%、天然ガス 14.2%、水力 2.2%、原子力 2% である。2000 年には全使用量は 56 億 t になるものと予想され、その内訳は石炭 19%、褐炭 8%、石油 27%、天然ガス 16%、水力 1.6%、原子力 23%、変換エネルギー 5.4% となるものと予想される。

西ドイツ鉄鋼業の粗鋼生産のための消費エネルギーは、1978 年には 800 兆ジュール、粗鋼 t 当たりでは 2200 億ジュールであった。これに対応するエネルギーの内訳は、粉コークス 49.4%、石油 10.2%、コークス炉ガス 6.7%、天然ガス 12.7%、電力 19.0%、その他 2%、となつている。圧延工程でのエネルギー消費量は 170 兆ジュールで、圧延鋼 1 t 当たり 58 億ジュールであった。

西ドイツでは天然ガスの依存率が年々増大している。天然ガスの供給内訳は、1977 年は国産 40%、オランダ産 48%、ソ連産 10% であった。1990 年には国産 23%、オランダ産 27%、アルジェリア産 20%、ソ連産 13%、ノルウェー産 10%、イラン産 7% となることが見込まれている。

現状の製鉄所のシステムの中でエネルギー消費量を減少させようとすれば、15% までは減少させることができるものと計算された。(雀部実)

— 製 鉄 —

ELRED-コストの安い製鉄プロセス

(P. H. COLLIN and H. STICKLER: Iron Steel Eng., 57 (1980) 3, pp. 43~45)

ELRED プロセスは、次の 2 つの段階から成る。すなわち、鉄鉱石を炭素過剰の条件下で予備還元し、部分的に金属化する第一段階と予備還元した鉄石をアーク炉で熔融還元する第二段階である。

石炭は種々の揮発分を含む無煙炭、亜炭など様々な品質のものが使用できるが平均粒径 0.2~0.3 mm の粉炭でなければならない。精選鉄は平均粒度 0.1 mm 以下の微粉で鉄を 65% 以上含んでいることが望ましい。また、リンの多い鉄石も使用できる。

予備還元は循環流動層中で行われる。今までの流動層と異なるのは、ガス流速が大きい点で、そのため、過剰炭素の粘着が防げる。また、循環がよいので、温度分布が均一になる。粉炭と空気は直接、流動層中に吹き込まれ、還元に必要な温度 (950~1000°C) とし、微粉チャーとしての過剰炭素の他に、CO と H₂ を生成する。したがって、還元ガス生成のための新たな設備は不要である。反応容器からの排ガスの熱は、空気と鉄石の予熱に利用される。粉塵、水、CO₂ を除去したガスの 30~50% は、反応容器下部の流動に使用され、残りは発電に使用される。予備還元での還元率は、滞留時間と温度の調整によつて、60~70% にコントロールされる。

熔融還元は直流アーク炉で行われる。炉蓋の中央に設置された中空の炭素電極は整流器の陰極につながる。陽極は炉底の電極につながれ、直接、溶鉄と接する。予

備還元された鉱石はフラックスと混合後、600~700°Cで、電極の穴から装入され、溶融、浸炭、還元が行われる。

高炉/転炉, ELRED/転炉, シャフト炉/アーク炉の3つのプロセスの経済性を比較した場合、粗鋼 1 t 当たりの費用 (\$) は、それぞれ、182.5, 145.0, 203.5 であり、ELRED プロセスが経済性では最も優れていることがわかる。(小松周作)

鉄中の炭素によるスラグ中の酸化鉄の還元速度:

Part. 1 酸化鉄濃度の影響

(I. D. SOMMERVILLE, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 1, pp. 25~32)

スラグ中の酸化鉄が低濃度の場合の鉄中の炭素による還元速度の研究を、グラファイトを含まない系において行つた。本研究の対象は高炉におけるようなスラグ中の最後の数 % の酸化鉄の還元機構である。

用いたスラグ組成は 38%CaO, 20%Al₂O₃, 42%SiO₂ でありこれに化学量論組成に大へん近い FeO をわずかに加えたものである。軟鋼るつぽ中にアルミナるつぽを置きその中に高炭素鉄を入れる。さらにその上に混合されペレット化されたスラグを置く。るつぽを窒素雰囲気中で 900°C 1 h 予熱した後、1400°C の温度域に入れ反応は開始する。発生した CO ガス量を測定し酸化鉄の化学分析によるよりも正確な反応経過がわかる。

実験後の試料にはスラグ表面上、特にスラグ-るつぽ界面に鉄の小球が見出された。得られた結果から、総括反応 (FeO) + C = Fe + CO(g) は 2 つの反応 (FeO) + CO(g) = Fe + CO₂(g), CO₂(g) + C = 2CO(g) の和と考えられ、スラグ-メタル界面でのガスの存在を仮定したとき最もよく説明された。酸化鉄含有量が 2.5% 以下の場合には反応はガス-メタル界面での反応に律速されるようであり、そのときの反応速度定数は 1380°C で $2.0 \times 10^{-2} \text{ mol/cm}^2 \text{ min atm}$ であつた。一方、酸化鉄濃度が 2.5% 以上のときには間接的理由からではあるが、ガス-スラグ界面における化学反応が律速になると考えられる。

本研究の結果とグラファイトを含んだ系で行われた研究との比較から、炭素源が還元の律速過程の決定にはあまり重要性をもたないということが示されるようであるが、この仮説についてはさらに今後の確認が必要である。(月橋文孝)

鉄中の炭素によるスラグ中の酸化鉄の還元速度:

Part. 2 鉄中の炭素とスラグ中のシリカの影響

(K. UPADHYA, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 1, pp. 33~36)

本論文の Part. 1 において 1.5~3.2% のスラグ中の酸化鉄濃度での還元反応について報告され、スラグ-メタル界面でのガスバブルの存在により律速過程はガス-メタル反応であると推定された。さらに鉄中の炭素成分とスラグ成分を変化させた効果について研究を行つた。

用いた実験装置は Part. 1 に述べたものである。実験温度は 1410°C で行われた。多くの実験では 42% シリカスラグを用いたが、他に鉄中に 7%Si を含むもの、高シリカ成分のものも用いた。

スラグ上面に生成していた鉄粒は低炭素成分であり、浸炭しているのは CO バブルによることが示され、鉄粒

はバルクメタル中で生成したものではなくスラグ中酸化鉄の還元によるものであることが確認された。スラグ中 2%FeO で鉄中の炭素を 2.5~4.6% で変化させた場合でも、還元速度は炭素濃度に依存せず反応速度定数は $2.4 \times 10^{-2} \text{ mol/min cm}^2 \text{ atm}$ となつた。鉄中の炭素量の変化による効果により、スラグ-メタル界面でのガスバブルの存在が、鉄中の炭素によるスラグ中の低濃度酸化鉄の還元機構に重要な役割を果たしていることが確認された。さらに律速過程は鉄からの CO ガスによるガス状脱炭、さらに正確にはメタル表面への CO₂ の解離吸着であることが示された。

シリコンの影響については鉄中にシリコンが含まれる場合、スラグ中のシリカ成分が高い場合ともに還元速度が低下することが示された。シリカの還元と酸化鉄の還元のカップリングがおこり、遅いシリカの還元反応が律速する。シリカは酸化鉄の比較的速い還元のおこる濃度域を縮少し、この範囲内での酸化鉄の反応速度を低下させるようである。(月橋文孝)

高炉送風機・高炉・熱風炉間の相互作用

(B. DITTMER: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 5, pp. 214~220)

高炉送風機の特長曲線とともに、特性曲線の要因である、失速・サージング・施回失速についてまず説明した。

次に、送風機の始動方法を、放散系の抵抗曲線と送風機自体の特性曲線とを用いて、どのように進められるかを説明している。

送風機と高炉設備との相互作用を送風機の特長曲線と高炉の抵抗曲線とからなる特性図を用いて、種々の高炉操業条件に対して説明している。すなわち、まず炉頂圧をかけない場合について具体的な送風方法を、さらには炉頂圧をかけた場合の変化について述べている。さらに高炉の棚吊り時に、一定圧力条件および一定風量条件で送風するとき、送風機の作動点がどのように変化するかまた、その時送風機をどのように制御するか述べている。次に、その棚吊り時の棚落とし方法に関して、具体的方法、すなわち、熱風弁を閉じる方法およびスノート弁を開ける方法の進行過程を特性図を用いながら説明した。さらに、熱風炉切り替え時には、一定圧力または一定送風量で行うことが重要であり、その各場合の進行過程および送風機の制御方法について特性図を用いながら説明している。

サージング・施回失速および過負荷での失速が生じた場合の具体的な現象および損傷について述べ、さらには高炉操業と直接関係ない送風機自体の損傷も記している。

最後に、特性図上、許容できない領域での送風機の運転に関して、防衛するための適切な方法について提案している。(新谷一憲)

ELRED プロセス-価格節約型の鉄鉄製造に関する新しい方法

(P. COLLIN and H. STICKER: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 5, pp. 220~224)

鉄鉱石から鉄鉄を作るための新しい直接還元プロセスが開発された。これを、ELRED プロセスと呼んでいる。ELRED プロセスは、循環流動層による粉鉱石の予備還元段階とアーク炉による最終還元段階から成り立つ

ている。

流動層を使用しているので、石炭と同様に鉱石も粉鉱のままで利用できる。このため、焼結やコークス化の前処理が不要である。これは、エネルギー問題と環境問題の両面から世界的に好まれる。

本プロセスでは、エネルギー源を石炭に選んでいる。粒度は、0.2~0.3 mm で、無煙炭や瀝青炭を使用している。鉱石は、粒度が 0.1 mm 以下で、純度が 65% 以上のものを用いている。

予備還元用流動層は、950°C で運転され、高温空気と流動化に必要なガスが供給される。石炭を含んだ還元鉱石は、アーク炉に供給されて、1450°C で最終還元される。アーク炉への鉱石の装入は、炭素電極の中央に設けられた中空の穴から行われる。流動層で発生した排ガスは、ガス清浄機と予熱器を通りガスタービンに送られて発電に供される。ガスタービンで発生する電気エネルギーは、プラントの全必要電気エネルギーをまかなうことができる。

ELRED プロセスで製造された鉄鉄の原単位を、高炉-LD、ELRED-LD、そして、シャフト炉-アーク炉の各プロセスについて比較した。ELRED プロセスでは、高炉-LD に比べて、70 DM/t、またシャフト炉-アーク炉に比べて 110 DM/t も安価である。ELRED プロセスのエネルギー原単位は、発電所の効率が 33% の場合、3.7 G cal (15 500 MJ) である。(小林一彦)

一製 鋼一

連続鋳造における電磁攪拌の理論と実際

(S. KOLLEBERG: Iron Steel Eng., 57 (1980) 3, pp. 46~54)

連続鋳造設備のスプレー冷却室中に、直線型の電磁攪拌装置 (ASEA の設計) を取り付けると、鋳片の性質を改善するのに役立つことを、理論的および実操業の結果から報告している。

ビレットとブルームに用いられる直線型の攪拌器は、非磁性のオーステナイト鋼製でスプレー水を循環するために 2 重殻の箱になつている。この攪拌器の設置位置は、ストランド 4 面のいずれでもよい。ストランドと並行に設置された攪拌器は、ストランド中の溶鋼を長手方向にループを描かせる。この流れによつて、上部の温かい材料と下部の冷たい材料が混合され、鋳型付近の過加熱を防止し、低温鋳込を可能にし、柱状晶の発達をおさえて、細かい結晶粒の粒状組織の発達を促進する。この混合領域は、攪拌器の大きさよりも広い範囲に影響をあたえており、この形状は、鋼の引き抜き速度によつて変化しない。通常、引き抜き速度を増加させると、負偏析のホワイトバンドの発生を促進するが、攪拌器からの磁場浸透深さや周波数などを適当に変化させるとホワイトバンドを排除し、中心部偏析や空孔を無くすことも可能である。最適条件は、大型ビレットでは 15 Hz、小型では 25 Hz である。

次にスラグに用いられる直線型の攪拌器は、横または縦方向の作用をする。縦方向の作用については、前と同様であるので、ここでは横方向の作用をする攪拌器について述べている。横方向の流れでのストランド上部と下部の溶鋼を混合する効果により、ビレット・ブルーム用

の攪拌器と同様の効果が期待できる。ただし、スラブの連続鋳造においては、ストランドの支持が重要であるので攪拌器は、支持ローラーの後に設置されるので 2 重殻構造ではないが、磁場の効果を失わないために、ローラーには非磁性鋼を使用する。また、長時間の使用を可能にするために、3 相から 2 相に設計変更している。

(虎岩 清)

ノズルを通過する溶鋼流: Ca の影響

(G. M. FAULRING, et al.: Iron and Steelmaker, (1980) 2, pp. 14~20)

本研究の目的は、Al 脱酸した溶鋼のノズル流の特性におよぼす Ca の影響を明らかにすることである。タンディッシュ内溶鋼の %Ca/%Al 比が、脱酸生成物の組成およびノズル流を左右し、かつ Ca 添加により、ノズル閉塞を防止しうることを示した。

Al で強力に脱酸した鋼は、湯流れが悪くノズルを閉塞しやすいことが経験的に知られているが、著者らは、脱酸生成物の融点を低下させ、形態を変化させることが有効で、それには Ca 添加が有望であることを提唱してきた。この主張を裏付けるため、MgO ライニングの 131.6 kg 誘導炉で 1038 級鋼を溶製し、Si-Mn で予備脱酸・排滓後、Ca-Ba-Si-Al 合金または Al と Ca-Ba-S 合金で脱酸した。Al 添加量は 0.06%、Ca のそれは 0.01~0.1% であつた。溶鋼は ZrO₂ ノズルを備えたタンディッシュを経由して、17.8 cm 平方の鋳型に鋳込んだ。ノズル流特性の目安として、タンディッシュが空になるか、またはノズルが閉塞するまでの所要時間と、得られたインゴットの重量を選んだ。採取試料は化学分析に供するとともに、エネルギー分散型分析系を備えた SEM により脱酸生成物の量、形態および組成の変化を観察した。

%Ca/%Al < 0.10 では、Al 単独脱酸の時よりもノズル流特性が悪くなるが、これは CaO·6Al₂O₃ が形成されるためで、高融点と、Al₂O₃ に比して体積増加が 14% にもものぼることによる。0.10 < %Ca/%Al < 0.13 では、CaO·2Al₂O₃ が形成されはじめ、CaO·6Al₂O₃ 量が減少するに従つて、ノズル閉塞が減ってくる。0.13 < %Ca/%Al < 0.14 では、CaO·2Al₂O₃ のみとなるが、この生成物は、析出時には液状あるいは半熔融状であることが SEM 観察からわかる。

0.14 < %Ca/%Al < 0.28 では、さらに CaO·Al₂O₃ が析出し、ノズル閉塞が皆無となるばかりでなく、鋳込所要時間も短縮され、とくに 0.22 以上では、その時間は Si-Mn 脱酸鋼とほぼ同程度になる。(檀 武弘)

鋼の連続鋳造の際の水冷振動冷却子の応用について

(A. A. SKVORTSOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally (1980) 1, pp. 61~65)

連続鋳造した鋳片の内部割れや中心偏析などの欠陥を減少する目的で、振動する冷却子を開発した。水冷した外函を溶鋼内で振動させるこの冷却子には二つの効果がある。一つは、冷却によつて溶鋼が抜熱されて溶鋼の過熱は低下し、液相線温度あるいはそれ以下まで温度は低下する効果である。もう一つは、外函の表面に凝固した結晶が振動によつて分離し、溶鋼中で結晶核となり多数の結晶を生成する効果である。

炭素鋼を 180×140 mm 断面のビレットに連続鋳造す

る際にこの振動冷却子を利用し、過熱度の低下におよぼす振動数、ピレットの引き抜き速度及び冷却子外箱の浸漬面積の影響を研究した。

過熱度の低下は振動数 ($<280\text{ Hz}$) の増加、外箱の浸漬面積 ($<0.06\text{ m}^2$) の増加及び引き抜き速度 ($0.6, 1\text{ m/min}$) の減少とともに大きくなった。

溶鋼の凝固フロントの移動速度におよぼす過熱度の影響を、鋼の熱物理的パラメータのみでなく溶鋼の流動をも考慮し、二次元の熱伝導方程式を解いて検討した。過熱度が 40°C から 5°C に低下すると固液共存域は $40\sim 50\%$ も減少し、凝固速度の増加することがわかった。またデンドライトの二次アームスペーシングは計算値と実験値がよく一致した。

53 溶解の試験結果から、振動冷却子を用いて過熱度を 5°C まで低下させると、中心偏析、軸心ルーズネスなどの銑片欠陥はいちじるしく減少することがわかった。

(郡司好喜)

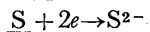
ESR 法における電極からスラグへの S の移行に対する電気化学反応の寄与

(N. Q. MINH and T. B. KING: Met. Trans., 10B (1979) 12, pp. 623~629)

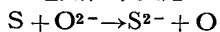
ESR 法における、電極の極性や、電極と鋳型の大きさは、脱硫、脱炭反応に対する電気化学反応の寄与に、影響をおよぼす。その理由についての解釈はまだ、一致をみていない。

著者らは、電極/スラグ界面、および、溶融メタルプール/スラグ界面を反応の場所と考え、これらにおける電気化学反応の寄与を Chronopotentiometry による遷移時間測定をもとに、考察した。

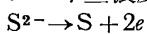
実験には、溶融 Cu と、 $15\%\text{CaO}-65\%\text{Al}_2\text{O}_3-20\%\text{CaF}_2$ なる組成のスラグを用い、 1550°C における、スラグ中 S^{2-} イオンの酸化反応、およびメタル中 S の還元反応について測定をおこなった。S の還元の場合は、



なる電気化学反応と



なる直接反応の両方が生じる。一方 S^{2-} の酸化の場合メタル中 O 濃度が低いために、



なる電気化学反応のみが生じる。電気化学反応は可逆的であり、拡散律速であることが明らかとなった。

さらに、直流電流を印加した場合と、電流を流さない場合とについて、メタルからの脱硫反応における電気化学反応の寄与を調べた。その結果、電気化学反応の寄与が、直接反応の寄与よりも大きいことが明らかとなった。

このことは、実際の ESR において、直流を用い、電極側を負にして、大きなインゴットを製造する場合に、脱硫がよいという事実に対応するものである。しかし、交流を用いた場合にも、脱硫がよいという事実に対しては、まだ、明らかな答えとはなっていない。

(大沼啓明)

—加工—

最新高速棒鋼圧延機の仕上圧延温度制御の新しい方法

(R. S. HOSTETTER, et al.: Iron and Steelmaker, 7

(1980) 1, pp. 23~27)

ベスレーム・スチール研究部門がジョンタウン工場の 11 インチおよびラカワナ工場の 13 インチ棒鋼圧延機の仕上圧延温度の制御方法を改善した例を紹介している。丸棒の仕上温度を 1127°C から 957°C まで変化させて各巻線機のコイル位置により調査した結果、 $977\sim 955^\circ\text{C}$ ではコイルの位置に関係なく均一な結晶粒が得られることがわかった。このほかにもスケールの平均厚みが薄くなり、 FeO の多いスケール構成となり酸洗の時間が短く、焼けの少ないことがわかり、これを 11 インチの圧延機にて実現するためには圧延機と巻線機との間のスペースが十分でなかったため、スタンド間に冷却装置を考案した。本装置は圧延ラインの上に設置され、スプレッド・チャムバー内に円周より 6 方向のノズルから水が噴霧され、ノズルを保護するために案内板が取り付けられている。本装置により圧延された 19 mm 径のコイル材で 1008, 1040 および 8620 鋼につき特性の比較を行っている。一例を示せば仕上温度が 1060°C (従来法) および 902°C (新法) で、各特性値は各々次の数値を示している。すなわちスケールの厚み 0.10, 0.02 mm, 酸洗時間 15, 6 min, 耐力 31.8, 34.5 kg/mm², 引張強さ 56.2, 57.4 kg/mm², ブリネル硬度 163, 163, 伸び 27.7, 30.5 (%), 絞り 58.7, 75.7 (%), シャルピー (室温) 6.9, 15.7 kg-m, 粒界破面率 50.0, 0.0 (%) とよい価を示している。そのほか丸棒の表面、ミクロ組織などについても調査し好結果を得ている。

操業記録は 11 インチ圧延機で 5 年以上、13 インチ圧延機 (直列式連続 22 スタンド 20.3 m/s の仕上速度) で 3 年以上使用され大きな事故もなく、低コストで需要家の要求する均一な結晶粒とよい特性が得られている。

(望月俊男)

—性質—

StE 47 鋼を用いた破壊力学の実験結果に及ぼす試験片形状の影響

(W. DAHL and H.-C. ZEISLMAYER: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 1, pp. 7~14)

溶接構造用高張力鋼 StE 47 を用いてき裂先端の塑性域の大きさが破壊力学のパラメータに及ぼす影響を検討したものである。形状の異なる種々の CT 試験片を用いさらに試験温度を 77K から室温まで変えて、材料の性質をほぼ線形弾性挙動から全面降伏状態まで変化させ、破壊靱性、試験片表面での塑性域あるいは破面様相などに試験片寸法および試験温度がどのような効果を与えるかについてのべている。得られた結果の要約は以下のとおりである。

試験片寸法は破壊靱性 $K_{\max}$ (最大荷重により計算) に対して相対立する影響を与える。すなわち、試験片厚さの減少に対しては $K_{\max}$ は増加する傾向を示す。これは薄い試験片では横方向のひずみ拘束が小さいため塑性変形域が大きくなることによる。一方、試験片幅が減少すると $K_{\max}$ は低下する。幅の小さい試験片においては、周辺の弾性変形域が十分でないため周辺部からの弾性的拘束が少なく、リガメントに比べて塑性変形域が相対的に大となる。その結果、応力の小さい領域において試験片は線形弾性挙動からずれるからである。実験に用

いた高張力鋼では ASTM 規格の CT 試験片による破壊靱性は小形試験片の方が常により低い値を与えることから考えて、試験片幅の影響が試験片厚さのそれよりも優先して現れるということができる。また、本実験結果から ASTM 規格での最小試験片厚さ許容寸法は余りに安全側にありすぎるといえる。本実験の試験温度の範囲内で、破壊機構は低温でのへき開から室温でのディンブ破壊へと変化を生じる。試験片の形状したがって応力の状態によって、両方の破壊機構が同時に遷移温度域では生じる。COD あるいは J-積分値は、上記の破壊靱性と同様の試験片形状依存性を示し、これらのパラメータの形状に依存しない領域が特に拡大することにはなかつた。

(斎藤鉄哉)

約 260~800 N/mm² の降伏点をもつ種々の鋼の破壊力学的パラメータに及ぼす試験片厚さの影響

(K. E. HAGEDORN: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 1, pp. 15~20)

試験片厚さが種々の破壊力学パラメータに及ぼす影響について検討したものである。対象としたパラメータは K_Q (ASTM 規格による 5% セカント法), K_{max} (最大荷重による。急速破断開始点に相当し若干の例外を除いてこれに先立つ安定き裂成長はなし) J-積分値および COD である。ただし後二者については詳細な記述はせず別報に譲っている。

実験には次の二種類の CT タイプの試験片を用いた。(イ)試験片幅 $W=100$ mm (一定)。厚さを $B=5\sim 50$ mm と変化させたもの。さらにそれぞれ初期き裂長さ a を $a/W\approx 0.3\sim 0.7$ の間で変化させている。供試鋼は St52-3, StE70 及び 30CrNiMo8 である。

(ロ) ASTM 規格に基づく通常の CT 試験片で $W=2B$ の比例関係を保ちながら $B=25, 50, 100$ mm としたものの。この場合には $a/W\approx 0.5$ と一定とし供試鋼は RSt 37-2 である。

(イ)の実験から次のことを示した。すなわち、77Kでの試験結果より、平面歪み破壊靱性は K_{IC} は試験片厚さに依存しない材料定数である。 $B=50$ mm の試験片が ASTM 規格での最小厚さ条件を満たす程度の温度域での結果より、 K_{max} は試験片厚さの減少とともに増加する。さらに K_{max} は初期き裂長さ a/W によりほとんど影響を受けない。次に(ロ)の方の実験によつて、173Kで得られる K_{IC} は試験片形状に依存しないがこれより高温で得られる K_{max} は試験片が小形になるにつれて低下することを示した。以上の結果を総合して、き裂長さおよびリガメントがき裂先端の塑性変形域に比べて十分に大きい場合には、試験片厚さが $B_1=\alpha(K_{max}/\sigma_Y)^2$ より小となると応力状態の変化のために K_{max} は増大すること並びにこの係数 α は 1~2.5 の間の値 (ASTM 規格では 2.5) を取ることを結論した。さらに限界 J 値および COD 値も上記 K_{max} と同様な変化を示し、試験片厚さの減少に伴つて増加した。(斎藤鉄哉)

鋼の擬似コンクリート環境中における陰極防食電位条件 (J. B. VRABLE and B. E. WILDE: Corrosion, 36 (1980) 1, pp. 18~23)

鉄筋コンクリート用棒鋼のコンクリート環境中での腐食に対する電位, pH, 塩化物イオン濃度の影響, および、これら環境中での陰極防食条件, ならびに水素放出

電位について調べた。得られた結果はつぎのとおりである。

(1) AISI 1036鋼 (C: 0.39%, Mn: 1.46%) を, NaCl 0.02, 1.0 あるいは 5.0M 含む飽和 $\text{Ca}(\text{OH})_2$ 水溶液中に浸せきした場合、腐食は起きなかつたが、石灰石を混合してクレビスが存在するようにした場合には、塩化物イオンを 0.02M 以上含むとき腐食が生じた。後者の条件下で完全に陰極防食するためには、 -770 mV CuSO_4 の電位が必要であつた。

(2) 5.36 M Cl^- を含む溶液中で pH の影響を調べた結果、基本的 $\text{Fe}/\text{Fe}_2\text{O}_3/\text{Fe}_3\text{O}_4/\text{H}_2\text{O}$ 系電位-pH 図からコンクリート用棒鋼の腐食感受性の予測ができることが示された。すなわち、 $\text{pH}>8$ の溶液では腐食しないが、4.0 のような低い pH では腐食する。

(3) 動電位法による陽分極実験から、0.4% 炭素鋼を、 $\text{pH}>9$ の 5.36 M Cl^- 溶液中に浸せきしたとき、腐食電位が臨界孔食電位より貴の場合、孔食が生ずることが示された。しかし、 -770 mV CuSO_4 の電位を加えたときは、全面およびすきま腐食と同様に孔食に対しても陰極防食の効果があることがわかつた。

(4) 飽和 $\text{Cu}(\text{OH})_2$ 溶液中における水素気泡放出電位は、溶液の塩化物イオン濃度や棒鋼の表面条件 (黒皮あるいは酸洗) にかかわらず、 -1170 mV CuSO_4 であつた。5.36 M Cl^- を含む腐食液の pH を、9.4 から 4.0 に低下させると、水素気泡放出電位は -1020 mV CuSO_4 から -970 mV CuSO_4 にシフトした。

(青木孝夫)

応力腐食割れと焼もどし脆性

(C. LEA: Metal Sci., 14 (1980) 3, pp. 107~112)

粒界に偏析する元素が機械的性質に及ぼす悪影響は従来から報告されている。Cr-Mo 低合金系の鋼では、偏析元素のなかでも P のみが特に有害である。本実験では、低合金 2.25Cr-1Mo 鋼で P の粒界偏析が粒界応力腐食割れに及ぼす影響について調べている。

試験片は、濃塩酸中に数 s つけたのち、水とアセトンで洗い、熱した硝酸アンモニウム溶液とパラフィンに 30 min 浸して、 $2\times 10^{-6}\text{s}^{-1}$ の一定の歪み速度で試験を行つた。硝酸溶液につけたものは粒界割れを呈し、パラフィンにつけたものは延性的に破壊した。

パラフィン中での破断時間と、硝酸溶液中の破断時間の比で応力腐食特性を評価すると、粒界の P 濃度が単層で約 20% までは、P の増加に比例して悪化していく。これは P が粒界の腐食をすすめるためと考えられる。しかし P 濃度が 20% 以上になると、クラック伝播がおさえられて、それ以上の悪化はみられない。

普通 5% のような低い P 濃度では焼もどし脆性は助長されないが、応力腐食は促進されている。このため焼もどし脆性のデータから、この種の応力腐食を評価することはできない。

次に P の粒界偏析による脆性が La の添加によつて抑制されるだろうという予想のもとに、La 添加を行つたところ、LaP のかたちの析出物が形成され、粒界の P 濃度が低下し、応力腐食特性は著しく改善される。La は他の偏析元素である S や Sn とともに $\text{La}_2\text{O}_3\text{S}$, La_3S のかたちの析出物を形成し、最適 La 添加量は、重量 % で各元素を示した場合、 $\text{La}=8.7\text{S}+2.3\text{Sn}+4.5\text{P}$ であ

る. (村上雅人)

アシキュラーフェライト HSLA ラインパイプ鋼の低温における機械的性質

(M. R. KRISHNADEV and R. GHOSH: Met. Trans., 10A (1979) 12, pp. 1941~1944)

極寒地用ラインパイプ材のひとつにアシキュラーフェライト鋼があるが、その低温での延性、切欠感受性、疲労特性についての知見は少ない。そこで、マトリクスがアシキュラーフェライトである 0.05C-1.93Mn-0.26Ni-0.43Mo-0.065Nb 鋼を用いて、室温から -196°C までの間の引張試験、切欠引張試験、高サイクル疲労試験 (-129°C のみ) を行い、低温での機械的性質を求めた。結果は以下のとおりである。

降伏強度、引張強度共に温度の低下につれて上昇し、その温度依存性は低い低炭素鉄基合金の場合に類似している。すなわち、降伏強度はアレニウス型の依存性を有している。しかし破断伸びは、 -160°C 付近まで温度の低下と共に増加するという特異な傾向を示した。疲労変形を加えた試料の電顕組織観察によると、 -129°C でも室温と同様にセル、転位ループなどが認められており、これらの結果は、アシキュラーフェライト中の転位が低温に至つても可動であることを示している。

切欠材と平滑材との引張強度比は、すべての温度範囲で 1.4 以上であり、低温でも優れた切欠延性を有している。

疲労限は低温の方が高い。すなわち、室温での 310 MPa に対して、 -129°C では 345 MPa と向上している。この向上は、一般に静的強度の上昇、すべりの均質性、転位組織の縮小などに帰因するが、この場合においては、転位組織による寄与は重要な要素を占めないと考えられる。静的強度の温度低下による増加分に比して、疲労限の増加分はかなり小さいが、引張強度に対する疲労限の比は、室温で 0.45、 -129°C で 0.42 とほとんど同じである。(長井 寿)

合金鋼における溶質偏析と脆性破壊

(J. KAMEDA and C. J. McMAHON, Jr.: Met. Trans., 11A (1980) 1, pp. 91~101)

フェライト鋼の脆性破壊は普通、低温や高歪み速度においてへき開により起こる。しかし粒界へのある種の溶質元素の偏析が、へき開破壊を粒界破壊に変えることがある。この脆性破壊は粒界結合力が下がることに起因しており、その結合力の大きさは偏析している元素の量と型に依存する。ここでは Sb 添加の Ni-Cr 鋼 (C 0.29%, Ni 3.5%, Cr 1.7%, Sb 0.0558%) を用い、シャルピー試験、引張試験、および切欠試験片による 4 点曲げ試験、さらにはオージェ電子分光により Sb の偏析の統計解析を行い、粒界脆性破壊の機構について検討している。

その結果、脆性破壊は次の 3 段階の過程に分けて考えている。すなわち、1) すべり帯が硬い粒子に妨害されることによりクラックを発生する。2) 硬い粒子を通つてマイクロクラックが伝播する。3) マイクロクラックが成長して長範囲にわたるクラックとなる。

また、オージェによる Sb の粒界偏析測定では、 480°C 時効で粒界に Sb の集中がみられ、時効時間の増加と共に集中が進む。応力拡大係数 K_{Ic} と局所脆性破壊応

力 σ^* の測定値は、Sb 濃度が増加するにつれて減少する。この結果から、Sb の直接影響は粒界結合エネルギーを低下させるという McMahon-Vitek の解析と一致する。この結果、脆性粒界クラックを発生している先端の応力場が縮小し、その付近の転位の活動を指数関数的に減少させる。これに対する直接的な証拠は平均 Sb 濃度を変化させた粒界破面表面に対する X 線半値幅測定によって示される。以上より、粒界脆性破壊の評価は、破壊が最大局所脆性破壊応力 σ_{22}^{max} によって制御された条件下でなされることが最もすぐれており、これは適当な温度範囲である試験温度で、切欠試験片による 4 点曲げ試験を行うことである。(名村夏樹)

高強力鋼板の点溶接性

(J. M. SAWHILL, Jr. and J. C. BAKER: Welding J., 59 (1980) 1, pp. 19-s~30-s)

最近、燐添加鋼と回復処理鋼が自動車車体重量軽減のために使われている。燐添加鋼は P の固溶強化を利用しており、良好な成形性が要求される部位に使われている。回復処理鋼は冷延と回復焼なましを組み合わせたことにより、強度とある程度の成形性をもたせた低炭素鋼である。これらの鋼は精巧な熱処理や高価な合金添加を必要としないので製造コストが低く、これらの鋼板の点溶接性を確立することは非常に有意義である。

本試験結果によれば、燐添加鋼は低炭素鋼に比べて、母材強度に比例した比較的高い引張剪断強度を有する。U 字引張強度は引張剪断強度の 0.4~0.6 倍であり、たいていの HSLA 鋼と同じである。溶接部の静的および動的靱性は低炭素鋼のそれと同じであり、 10^6 サイクルにおける疲労特性も低炭素鋼のそれと差はない。

溶接継手の引張試験において、破断の前に時々、若干の剝離が認められたが、試片はすべてボタン破断した。ナゲットサイズが十分であれば、ボタン破断の前に起きる剝離は機械的性質に影響しなかつた。通電時間と電極先端径がわずかに増加することにより、燐添加鋼は広い電流範囲で溶接でき、ピールテストにおけるボタンサイズの厳しい品質管理要求を満たすことができる。

回復処理鋼は母材引張強度に比例して、低炭素鋼より高い引張剪断強度を有する。U 字引張強度は HAZ に軟化領域が発生するため、引張剪断強度の 0.4 倍程度である。ピールテストまたはたがねテストの成績からすれば、回復処理鋼は低炭素鋼と同じ条件で溶接でき、しかも、自動車製造における最も厳しい要求に応えることができる。(篠崎正利)

— そ の 他 —

2 元系シリケートの構造モデル

(P. L. LIN and A. D. PELTON: Met. Trans., 10B (1979) 12, pp. 667~675)

シリケート中の酸素は、シリコン 2 個と結合している場合 (O^0)、1 個と結合している場合 (O^-)、結合していない場合 (O^{2-})、の 3 つを考える。まず、単純なモデルとして $\text{No}^0=0$ (N はモル分率) の場合あるいは $\text{No}^{2-}=0$ の場合を想定して、MO (M は金属イオン) と SiO_2 の混合エントロピーの計算式を統計熱力学の手法から導き出し、この式が $\text{C}_2\text{Cl-ZnCl}_2$ 系および KF-BeF_2 系では混合のエントロピー、状態図、融解の自由エネルギー変化

測定値から推定されるエントロピと一致することを示した。次に実際のシリケートを考えるため、 O^{2-} イオンと Si 原子がランダムに存在する、という仮定から出発し、 O^{2-} と Si 原子の種々の組み合わせを考えて $N_{O^{2-}} \approx 0$ かつ $N_{O^0} \approx 0$ の場合にも適用できる混合のエントロピを計算する式を次のように導き出した。

$$\begin{aligned} \Delta S = & -R[X_{SiO_2} \ln \{X_{SiO_2}/(X_{SiO_2} + N_{O^-})\} \\ & + N_{O^{2-}} \ln \{N_{O^{2-}}/(X_{SiO_2} - N_{O^{2-}})\} \\ & + N_{O^0} \ln (N_{O^0}/N_{Si-Si}) + N_{Si-Si} \ln \{(N_{Si-Si} - N_{O^0})/N_{Si-Si}\}] \end{aligned}$$

ここで、 X はモル濃度、 N はモル分率、Si-Si は Si 原子 2 個の間に O^{2-} が存在するときの Si のペアを意味している。次いで混合のエントロピ ΔH を

$$\begin{aligned} \Delta H = & (N_{O^-}/2) (AX_{Mo} + BX_{SiO_2} + CX_{Mo}X_{SiO_2}) \\ = & (N_{O^-}/2) \Delta e \end{aligned}$$

とにおいて、実験値から A, B, C を、すなわち Δe を決めた。

最後に、CaO-SiO₂, MnO-SiO₂, FeO-SiO₂, PbO-SiO₂ 中のそれぞれのモノマー、ダイマー、トリマー、リニアテトラマーのシリケートの濃度を SiO₂ の関数として図示した。この計算は、1 個の Si と 1 個の O^{2-} が結合する確率を基礎として出発している。計算結果を Masson の推定値と比較すると、CaO-SiO₂ では非常によい一致を示すが、他のものは傾向的には一致するものの、絶対値にやや差が見られる。(雀部実)