

抄 録

— 製 鉄 —

合成高炉スラグの液相線温度への微量成分の影響

(H. A. FINE and S. ARAC: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 4, pp. 160~166)

高炉スラグ組成は脱硫性や、低操業温度でのスラグの流動性を保つ範囲になければならない。CaO-MgO-Al₂O₃-TiO₂-SiO₂系のデータから最適スラグ組成が推論されるが、他の微量に含まれる酸化物も最適スラグ組成に重要な影響をもっている。本研究ではFeO, Na₂O, MnOのわずかな添加による合成高炉スラグの液相線温度への影響を、酸素ポテンシャルが10⁻¹⁵ atmにおいて調べた。

実験は65種の異なる合成スラグを用いて行つた。10%Al₂O₃を含む合成スラグの液相線へのFeO, Na₂O, MnOの添加の効果を検討した。スラグのV比((wt%CaO+wt%MgO)/(wt%SiO₂+wt%Al₂O₃))は0.92から1.13の間である。Na₂Oは0.17~5.52 wt%含まれ107Kの液相線温度の低下が観測された。酸化鉄は4種のスラグについて0.05wt%~1.94wt%FeOを含んだものについて、またMnOはV比1.11で2.60wt%MnOを含むスラグについて研究した。TiO₂についてはV比1.11と1.13で3.27wt%まで含まれている。

得られた液相線変化の結果の回帰分析の結果から、液相線変化は $\Delta T = -19(\text{wt}\% \text{Na}_2\text{O}) - 8(\text{wt}\% \text{FeO} + \text{wt}\% \text{MnO}) + b_{\text{Ti}}(\text{wt}\% \text{TiO}_2) \pm 3\text{K}$ となる。 b_{Ti} はスラグ成分の関数である。また研究したV比の範囲ですべてのスラグに対して $\Delta T = -58.0 \sum x_i m_{\text{M}_x\text{O}_y} (m_{\text{M}_x\text{O}_y}$ はスラグ中でFeOやNa₂Oと同様に挙動する不純物M_xO_yのモル数)が成り立つことが示された。以上のことから、FeOやNa₂Oは液相線温度に対して線型関係があり、初期スラグ組成には影響されない。しかし、TiO₂を含むスラグについては酸素ポテンシャルに依存しており、TiO₂は低O₂ポテンシャルでスラグの液相線温度を高め、高O₂ポテンシャルでは低下させる。

(月橋文孝)

焼結鉄の低温破壊に関する研究

(K. GREBE, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 17, pp. 973~982)

焼結鉄は、近年高炉用装入原料として、重要な役割りを果たしてきた。焼結鉄の研究対象は、銑鉄に対する需要の増加に伴い、機械的強度や粒径、あるいは還元性に向けられてきた。塩基度が1.5程度の焼結鉄は、シャフト上部において、良い機械的強度を示すにもかかわらず、しばしば、破壊する傾向を示す。本研究の目的は、ECSCの援助により遂行され、焼結プロセス及び焼結鉄の性質の最適値を見出すことである。

焼結鉄の動的な破壊挙動を調べるため、62% Feの鉄石を原料として、90個の試料を作製した。粒径10~16 mm焼結鉄1000 gを、10 rpmで回転している直径150 mmのドラムに装入して、24%CO, 16%CO₂, 60%N₂雰囲気中で、110 minの間に20°Cから700°Cまで昇温した。常温まで冷却後、3.15 mmのふるい上と0.5

mmのふるい下の全量に対する焼結鉄の比率を求めた。

回転数をパラメータにとり、塩基度と0.5 mmのふるい下の比率との関係を調べた。どの回転数についても、塩基度の増加に伴い、ふるい下の比率は、直線的に上昇して、1.5でピークをとり、それ以後は、下降する傾向を示している。また、回転数の高いデータが、即ち20 rpmよりも70 rpmの方がふるい下の比率は高い位置にある。焼結鉄の酸化度をパラメータにとり塩基度とふるい下の比率との関係を調べた。各酸化度に対して、塩基度が1.5でピークをとる傾向を示している。また、酸化度が92~98と増加するにつれてふるい下の比率も高い値を示している。一方、ヘマタイトの体積含有率とふるい下の比率との関係を調べたところ、ヘマタイト量が増加するに伴い、ふるい下の比率も直線的に上昇する傾向がある。

以上の結果より、焼結鉄の破壊傾向は、塩基度が1.5付近で、しかもヘマタイト分の高い不均一な構造を有するとき、顕著であることが明らかになった。

(小林一彦)

— 製 鋼 —

鋼へのレアアースシリサイド合金添加とミッシュメタル添加の効果の比較

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

希土類元素(RE)の合金材として30%RESi, 0.5%Ca・50%RESi, 3%Ca・50%RESi, ミッシュメタル(MM)を用いた場合の硫化物形態制御(SSC)の効果を比較した。調査対象は、4工場から提供された6鋼種の実用鋼(Alキルド深絞り用鋼DDQ, Si-Alキルド細粒化圧力容器用鋼PVQ, API X-60とX-65のラインパイプ用鋼, 自動車用・容接用HSLA鋼)とX-60組成の実験室規模試料である。前者は鑄型注入時に、後者は誘導溶解炉から出湯直前に、上記の各種RE合金を、REの添加量が等しくなるように添加し、3~25 mmの板に圧延した試料につきSSCの程度とVノッチシャルピ(CVN)を測定した。SSCは、圧延方向に平行な試料面を400倍で顕微鏡観察し、10 mm²の被検面内の大きい方から30個の介在物の長さLと幅Wを測定した。SSCの程度を表すために、縦軸にL, 横軸に上記30個の介在物についての累積頻度をとった図を使うことを提案し、この図を用いて使用したRE合金の種類によるSSCの差を調べた。SSCの程度は、MMより3%Ca・50%RESiが良い場合(API X-65, X-60実用鋼)と逆の場合(PVQ, X-60小型鋼塊), 30%RESiより3%Ca・50%CaSiが良い場合(HSLA)があるがその差は小さく、総合的に判断すると使用合金によるSSCの程度の差はないと結論される。

X-60小型鋼塊の試料につき、CVN シェルフエネルギーと99%累積頻度介在物長さの間により負相関関係を認めた。この場合、MMおよび0.5%Ca・50%RESi添加試料は、同一相関の範囲内に入っている。

(拜田 治)

放射性トレーサによる鋼塊底部介在物の起源決定

(G. J. ROE and B. L. BRAMFITT: Iron and Steel-maker, 7 (1980) 7, pp. 26~32)

比較的半減期の短い放射性ランタン酸化物 (^{140}La , 約 0.3Ci) をトレーサとして, BOF 鋼塊底部の 100 μ 以上の外来酸化物系介在物の起源を調査した. 実験鋼塊は, 30'' \times 66'' \times 66'' の 2 鋼塊 (No. 7, 8) で, トレーサを入れたアルミニウム重管を, No. 8 では注入完了直後, 溶鋼上部に凝固皮膜が生成する直前に溶鋼表面上に, また, No. 7 では, 注入完了後 3.5 min 経過してから, 生成した凝固皮膜上に置き, 同時に, 発熱性押湯保温剤を添加した. 完全凝固後, 鋼塊を 6 インチ厚スラブに圧延し, 放射能測定および 1 MHz で超音波探傷を実施した. その結果, トレーサは押湯部および鋼塊最底部に相当する位置に存在し, それらの中間部には存在しなかった. この際, 底部のトレーサからの高放射能記録位置と探傷位置の一部が一致した. また, 底部のトレーサは, No. 8 の鋼塊では鋼塊高さの 6.5% に, No. 7 の場合は 9.8% 高さに位置しており, 押湯保温剤の投入時期によらず, 双方とも底部にトレーサの存在が認められた. これは, 注入床からストリップヤードまでの台車移動の間の機械的な力により押湯部凝固皮膜が破断し, 保温剤に付着しているデンドライトやトレーサがシャワリング機構により鋼塊底部に沈降した結果である. 放射性トレーサテスト後採取したサンプルの走査型電子顕微鏡による調査の結果, これまでの報告文献と同様, 非金属介在物の主成分は Al, Si, Ca であり, 他に, K, Na, Cl, Mg, Ti も検出した. 特筆すべきは Cl の存在であり, 本実験で使用した押湯保温剤のみが Cl を含んでいることから, 底部介在物の起源が保温剤である明白な証拠となつた. 以上のことから, 放射性トレーサ添加法は, 単独でもまた超音波探傷および金相学的研究との組み合わせによつても, 介在物起源の正確な決定ならびに鋼塊中の介在物位置のマッピングにとつて有力な手段となる. (戸村寿孝)

低周波電流を使用する, 低 Al 含有大型鋼塊の ESR 再溶解

(A. CHOUDHURY, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 17, pp. 1012~1018)

商用周波数の交流を使用する ESR 法による, 鍛造用大型鋼塊の再溶解は誘導損失が非常に大きい.

この損失は, 直流の使用によつて大幅に低減させることが可能であるが, 一方で, 脱硫の悪化, 高酸素含有量のごとき問題点を惹起する.

そこで, より低周波の交流の利用が関心を集めている.

本報告は, 低周波を ESR 装置を用いて脱硫, 非金属介在物の除去, 酸素含有量および合金元素の酸化などへ及ぼす低周波電流の影響を調査したものである.

その結果, 低周波電流による鍛造用大型鋼塊生産のための ESR 法は, 商用周波数を用いるそれとほぼ同程度の冶金学的効果を有することが明らかとなつた. すなわち, 再溶解中の脱硫, 酸素含有量, 非金属介在物量ならびに Si, Mn の損耗量はほぼ同じオーダーにある.

水素量の増大は, ESR 法の欠点の一つであるが, 特殊なフードを用いた乾燥空気による溶解ゾーンの保護によ

り, 再溶解中の水素の吸収が抑えられる.

なお, ローターの生産には, 耐クリープ性保持のため 0.010% 以下の Al 含有量が必須であるが, 本研究では, 上述のような望ましい冶金学的反応を阻害することのない特殊な脱酸法によつて, この条件を満たすことに成功した.

以上, 100 t を越える鍛造用大型 ESR 鋼塊の生産に際して, 低周波電流の使用がいかなる冶金学的な問題も生じないことを明らかとした. (檀 武弘)

吹錬製鋼分野における最近の発展

(H. JACOBS, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 18, pp. 1056~1060)

近年, OBM 法が実用化され, その優れた吹錬挙動が注目を集めている.

一方, 純酸素上吹精錬法 (LD-AC 法) を改良して, このような優れた効果を挙げるため, 上吹き, 底吹きを組み合わせた吹錬法の試みが世界各地で行われている.

本研究では, これら複合吹錬法のうち, LD 転炉に底部より, 不活性ガス (Ar 又は N_2), 羽口冷却用ガスとして炭化水素を伴う酸素, あるいは CO_2 単独ガスを吹き込む LD-HC 法および, 同じく LD 転炉に 6 つのポラス煉瓦を通じて不活性ガスを吹き込む LD-BC 法がテストされた.

後者はなお試験中であるので, 本報告では主として前者の結果について述べる.

りんの多い銑鉄の精錬試験は, 複合吹錬法によつて穏やかな吹錬経過と, 酸素使用効率の向上がもたらされることを明らかにした. 更に, LD-AC 法の欠点であるスラグ-メルト間およびメルト内部の非平衡もかなり改善される.

窒素の底吹きは, 鋼中の窒素含有量を増大させるので Ar の使用が推奨される. 水素も底吹き酸素の割合を増すに従つて増加し, 30% で OBM 法と同じ 4~7 ppm に達する. しかし, この値は不活性ガスの吹き込みにより, 容易に 3 ppm まで低下せしめうる.

しかし, 後吹き期に CO_2 を使用するとこれらの問題点も容易に克服しうる.

また, 屑鉄装入率は底吹き酸素の割合が 20% で最大値を示した.

最適な操業法についての最終的結論は, まだ得られていないが, 複合吹錬法を用いることによつて, LD-AC 法においても, 吹錬状態および Fe の歩留りの改善, 組成の均一化ならびに屑鉄装入率の向上が可能であることを示した. (檀 武弘)

一 鑄 造

British Steel 社 Rarenscraig 工場におけるスラブの連続鑄造

(N. A. MCPHERSON and R. E. MERCER: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 4, pp. 167~179)

British Steel 社 Ravenscraig 工場の No. 1, No. 2 湾曲型連鑄機 (半径 9.8m) で, 自動車用深絞鋼板に使用する Al キルド鋼及び北海での oil-rig プラットホーム用 C-Mn-Al-Nb 系鋼のスラブ製造上の問題点について述べた.

低炭 Al キルド鋼の問題点は, 製品での表面キズにな

るスラブ表面層 Al_2O_3 , 内質上好ましくないスラブ上面から 30~50 mm 内側に集積する Al_2O_3 クラスタ, および $[Al]_{sol}$ のばらつきである。これらが生じる主な原因は, 取鍋・タンディッシュ間の溶鋼注入流の $[Al]_{sol}$ を分析した結果, 注入流の乱れによる溶鋼の空気巻き込みに伴う $[Al]_{sol}$ の酸化であることがわかった。取鍋溶鋼出口への extensontip の設置による注入流の安定化, 注入流の Ar シールによる溶鋼空気酸化防止, タンディッシュ・ストッパー・ロッド先端からの Ar ガス吹き込みによるモールド内での Al_2O_3 の浮上促進とタンディッシュ・ノズル内壁への Al_2O_3 付着防止につとめた。一方, 出鋼終了後, 取鍋溶鋼内へのテープフィード式 Al 添加による $[Al]_{sol}$ の安定化を計った。以上の対策により, 表面, 内質ともに良好なスラブ連铸が可能になった。

C-Mn-Al-Nb 系鋼の問題点は, スラブコーナの微細な横割れであつた。割れは, スラブ上面コーナ近傍のオキシレーション・マークの谷に沿つて発生し, かつ旧 γ 粒界のネットワーク状フェライトに沿つて伝播していた。また旧 γ 粒界には, 微細な Nb(CN) が析出しており, 一部粗大 AlN も認められた。割れが発生した試料の Nb(CN) は, 割れない試料のそれに比べ微細になつていた。割れ発生は, $[Al]_{sol}$ が高いほど又 $[P]$ が低いほど多い。これは, $[Al]$ が旧 γ 粒界への微細な Nb(CN) 析出を促進させるのに対し, $[P]$ は $[Al]$ と逆の効果を有するためと考えられる。製品欠陥は, スラブエッチの二次冷却の弱冷化, 铸型オキシレーションの高サイクル化によつて減少した。

機内凝固後の観察から, 割れは铸型内で発生し, 矯正点で拡大・伝播すると考えられた。(糸山哲司)

一加工一

急速作業ロール交換一過去, 現在および未来

(W. W. EISE: Iron and Steel Eng., 57 (1980) 9, pp. 39~45)

鋼板の板厚, 形状, 表面品質の改善のため, ロールが頻繁に取り換えられるようになった。したがつて, ロール取り換え時間による圧延時間の損失は重大な問題である。本稿ではタンデム式の作業ロールの取り換えについて述べる。

従来は, 1) ハウジング上部を開閉する, 2) 予備の圧延機ごとと交換する, および 3) C型フックなどによるポーター方式などの方法が実施された。これらの方法は 1 スタンドのロールの交換は 10~15 min 以内に実施されるが, 同時に多数のスタンドのロールを交換する時に問題となる。

新設の圧延機の場合は, 設計的に柔軟性を持たせることができ, ロールを短時間に取り出すため, ギヤ比の大きい圧下ねじと, ねじの下にスペーサー・ブロックを挿入できるようにしている。また, 下側の補強ロールのチャックの下にもフィーラ・プレートを急速に出し入れできるようにしている。その他の形式では, 圧延中の薄板をそのままにして, ロールを取り出せるようにした装置で, スピンドル部の着脱にくふうがこらされている。

既設の圧延機の場合は, 生産, 機構および工期上制約がある。スタンド内にルールが設置できる 2 540 mm 巾

を越える場合には, カートリッジ方式のロール交換機で, カートリッジの下に 90° 回転可能なローラが着けられ, スタンド内に挿入される。新しいロールが装着されたカートリッジは使用済みのカートリッジを押し出すことにより完了する。2 540 mm 以下の場合には, 水圧式でユニバーサル・カーで, ロールの軸部をカンチレバーで握む方式である。場所が狭い場合は, ハウジング上部よりバーティカル・ブームで吊り下げる方式がある。

1 932 mm 巾の 5 スタンド冷間タンデム圧延機でのロール交換機は, 時間研究で最少 4 min 以下であるが, 実際には 6~8 であり, 年間 7 200 h の稼動時間に対し, 660 h の節減可能である。

今後の改良点として, 1 スタンドのみのロール交換であれば, 残りの 4 台でコンピュータ制御するか, また予備の 1 台のスタンドを設けるかの方法があろう。

(望月俊男)

一性 質一

304 型ステンレス鋼の連続冷却鋭敏化に及ぼす前変形の影響

(H. D. SOLOMON: Corrosion, 36 (1980) 7, pp. 356~361)

304 型ステンレス鋼はある特定の温度範囲で等温熱処理すると鋭敏化されるが, 連続冷却された場合にも加熱ピーク温度と冷却速度に依存して鋭敏化される。この研究は, 連続冷却鋭敏化 (CCS) における試験片前加工の影響について調べたものである。

直径 1/8 in の丸棒を直接通電によつて所定のピーク温度に 65°C/s の速度で加熱し, ついで 11°C/s から 0.01°C/s の間の速度で等速冷却した。熱処理後, 電解研磨して表面の酸化物を除き, 改良ストラウス試験 (ASTM Practice A262E) を行い, 鋭敏化度を評価した。試験は, 加工されたままの受け入れ材と焼なまし後 10% の引張変形を与えた試験片について行い, 焼なまし材の結果と比較した。

受け入れ材と焼なまし材の両試験片とも加熱ピーク温度が 800~900°C の範囲で最も CCS が起こりやすくなつたが, 受け入れ材の方が焼なまし材よりも速い冷却速度でも鋭敏化が生じた。しかし, 1 000°C 以上になると両者の差は見られなくなつた。これは, 加熱ピーク温度が, 1 000°C 以上になると 10°C/s の冷却速度においても完全に再結晶が起きるためである。受け入れ材と焼なまし材の間に結晶粒度の差が認められたので, つぎに焼なまし材を 10% 引張加工した材料について実験した。加工材も受け入れ材とほぼ同様に CCS が促進され, 変形が基本的促進因子であることが示された。また, 等温鋭敏化試験の結果からも, ピーク加熱温度が 900°C 以下で, 鋭敏化開始のみを問題とするならば CCS 感受性を計算から予測することが可能である。しかし, ピーク温度が高くなつたり, 冷却速度がおそくなつて多量の析出物が生ずるような条件下では予測は困難である。

(青木孝夫)

Fe-Ni-Cr-Mn 鋼の積層欠陥エネルギーに及ぼす窒素の影響

(R. E. STOLTZ and J. B. VANDER SANDE: Met. Trans. 11A (1980) 6, pp. 1033~1037)

21Cr-6Ni-9Mn ステンレス鋼のN含有量を0.21wt%から0.52wt%まで変化させ、積層欠陥エネルギーに及ぼす影響について調べた。試料は1040°Cで溶体化処理後水冷し、粒径を約60 μm とした。平行部の径が3mmの引張試験片を作製し、転位網が観察しやすいよう5%の全歪みを与え、平行部に垂直に薄片を切り出した。

積層欠陥エネルギーは、透過電顕で薄膜観察をし、転位の会合点における半転位の曲率半径と内接円の半径を求め、RUFFとIVESにより与えられている次の公式のR及びyに代入して求めた。

$$\frac{\gamma y}{Gb_p^2} = 0.55 \left(\frac{2-V}{1-V} \right) - 0.66 \frac{V}{(1-V)^2} \cos 2\alpha + \left\{ 0.018 \frac{2-V}{1-V} + 0.036 \left(\frac{V}{1-V} \right) \right\} \cos 2\alpha \log \frac{R}{\epsilon}$$

ここでGは剛性率、Vはポアソン比、 b_p はバーガーズベクトルを示す。 ϵ は転位芯の半径であるが $\epsilon = b_p$ とした。また α は半転位と会合する転位のバーガーズベクトルのなす角度で、本実験では観察結果から約36度とした。この式より、積層欠陥エネルギー(γ)を求めると、N濃度が0.21%から0.24%へ変化するところで約20MJ/m²エネルギーが遷移的に減少した。0.21%Nの場合、変形があまり平面的ではなく、また拡張された積層欠陥や変形双晶が観察されないことから積層欠陥エネルギーが高いことが予想され、上記の結果とよく対応している。

また、オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆化感受性は積層欠陥エネルギーと関係が深いといわれているが、Odegardらの結果によると、0.21%から0.31%Nにかけて、この感受性に遷移がみられ、Nが積層欠陥エネルギーに遷移的な変化をもたらすという結果を支持している。(村上雅人)

3.5% NaCl 中における HY180M 鋼の応力腐食割れにおよぼす温度の影響

(S. R. BARA and D. TROMANS: Met. Trans., 11A (1980) 7, pp. 1161~1165)

3.5%NaCl水溶液中のHY180M鋼(10Ni-2Cr-1Mo-14Co-0.16C 残部Fe, 各重量%)の応力腐食割れにおよぼす温度の影響を-0.28V_{SHE}(-0.48V_{Ag/AgCl})と-0.8V_{SHE}(-1.0V_{Ag/AgCl})の電位について調べ、特にき裂伝播速度が応力拡大係数 K_1 に依存しない領域IIにおける挙動を破壊力学とフラクトグラフィから検討した。

供試材は38mmの丸棒と30.5mmの板材を用い、二重溶態化処理後550°C×5hの時効処理を施した。この供試材の機械的性質は $0.2\sigma_y = 1560\text{Mpa}$ $K_Q = 170 \sim 180\text{Mpa m}^{-1/2}$ であった。試験片は厚さ12.7mmのCT試験片でASTM E399-72を適用した。荷重はボルトで負荷し、試験片表面は透明ラッカーで保護した。±1°Cの精度で22~95°Cの間の各温度に保持した3.5%NaCl水溶液中(pH=6.5)で最大1000hまで試験し、次のような結果が得られた。

(1) 22°Cの温度で求めた K_{ISCC} 値は-0.28Vの電位の時5~12Mpa·m^{-1/2}であり、-0.8Vの電位では40~50Mpa·m^{-1/2}であった。

(2) 領域IIにおけるき裂伝播速度はすべての温度範

囲で-0.28Vよりも-0.8Vの電位のときのほうが高かった。

(3) 破面形態は電位によつてあまり変わらず、本質的には同じであった。すなわち、22°Cでは粒界割れが大部分であるが温度が高くなると貫粒割れが多くなり80°C以上の温度ではほぼ貫粒割れとなつた。

(4) 領域IIのき裂伝播速度は4340鋼などで得られている値の1/100~1/1000であり、また、フラクトグラフィからも水素脆性を予測させるような-0.8Vの電位においてさえ、き裂伝播速度と温度の関係は直線関係とならなかつた。これらの結果は、割れが単純な水素拡散モデルのような単一支配ではなく、混合過程支配によつて示唆している。(中野恵司)

HY-180M 鋼の機械的性質と応力腐食割れに及ぼす過時効の影響

(S. R. BALA and D. TROMANS: Met. Trans. 11A (1980) 7, pp. 1187~1196)

HY-180M鋼(10Ni-2Cr-1Mo-14Co-0.16C 各重量%, 残部Fe)の強度と靱性を大幅に低下させることなく耐SCC感受性を向上させることを目的として、その機械的性質とSCC特性に及ぼす過時効の影響について研究した。

供試材は、900°Cと815°Cで2重オーステナイト化処理後、510°C~650°Cの間の各温度で5h時効した。破壊靱性値とSSC挙動は、ASTM E399-72に準拠した板厚12.7mmの疲労予き裂付きのCT形試験片を用いて調べた。SCC試験は、ボルト負荷型CT試験片を用い、22°Cの3.5%NaCl水溶液中で、ポテンショスタットにより、-0.28V_{SHE}と-0.80V_{SHE}の2つの電位に保持し、最高1000hまで行つた。

時効温度を510°Cから650°Cまで上げるに従つて、降伏強さは1550MPaから900MPaまで連続的に低下したが、破壊靱性値 K_Q (平面ひずみ条件を満足しない値)は、510°C~594°Cまでは170~180MPa·m^{1/2}とほぼ一定で、650°Cになると140MPa·m^{1/2}に低下した。耐SCC性は、565°C以上で時効した場合に向上したが、特に-0.80Vの電位において大きな改善効果が認められた。例えば、 K_{ISCC} 値は650°C時効では-0.80Vの電位において110MPa·m^{1/2}以上であつたが、-0.28Vの電位においては20MPa·m^{1/2}以下であつた。しかし、650°C時効の場合は引張強さの低下が著しくて実用的ではない。もしも $3 \times 10^{-11}\text{m/s}$ というきわめて低いき裂成長速度が実用上許容されるならば、強度、靱性、-0.80Vにおける耐SCC性の最適の組み合わせは594°Cで時効した場合に得られた。すなわち、降伏強さ~1550MPa、 $K_Q \sim 170\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で K_{ISCC} が110MPa·m^{1/2}の値を示した。また、時効温度の上昇に伴つて残留オーステナイト量が増加し、650°C時効で25容量%に達しSCC挙動と見掛け上相関が認められたが、他の因子の影響も含まれていると考えられ、その機構については正確に明らかにすることはできなかった。(青木孝夫)

大気および水中のHY130鋼溶接材の疲労き裂の成長

(O. VOŠKOVSKÝ: Welding J., 59 (1980) 9, pp. 255~258)

HY130鋼の溶接材の疲労き裂成長に及ぼす、海水中の環境効果、応力比、繰返し回数および電気化学的な電

位などについて報告してきた。疲労の起点は、母材よりもむしろ溶接部に多く含まれるが、各種の文献では、溶接金属とその熱影響層の疲労き裂の成長速度が母機に比較し、同じか、遅い。本報では、大気中および 3.5%NaCl 溶液中のカーソディック電位の疲労き裂成長速度に及ぼす応力比の効果について報告する。

供試材は 12.7×254×508 mm の 2 枚の板を 508 mm の面でルート間隔 1.6 mm で 35° の開先角度の X 型突き合わせの自動イナートガス・アーク溶接を行つた。溶接は、MIL-E-24 355 にもとづき MIL-1 405 型の溶接棒を使用した。両面を機械加工し、厚みを 11.5 mm と標点の巾を 76.2 mm とした。試験は MTS の closed-loop 水圧試験機で三角波の荷重を用いた。試験片は、大気中で溶接の突き合わせ面の片側より ~2.5 mm の予備疲労き裂を入れた。試験中は、き裂の進展を顕微鏡と電位降下法で測定し、破断面の形状の推定を行つた。応力比は、0.05、0.7 および 0.9 の三水準で行つた。

大気中では、40% の相対温度で 10 Hz の繰り返しを行い、応力比が 0.05 および 0.7 では溶接部が母材よりも疲労き裂の成長速度が遅くなり、0.9 の時は、ほぼ一致する。かりに残留応力があつても、 ΔK または応力比が大きい時は、塑性歪みを打ち消すために母材と溶接部の疲労き裂の成長特性が一致し、母材の特性が内輪の見積りとして考えることができる。

3.5%NaCl 溶液では、毎日液の交換を行い、 -1.03 ± 0.01 V の電位を加え、加速環境下のため、繰り返し回数 0.1 Hz で行い、その他の条件は同一とした。この場合も、応力比 0.9 の場合を除き、応力比が大きくなるにつれき裂成長速度は母材の方が溶接部より大きい。またき裂は表層の方が内部より早く進展し、表面側では柱状晶の間を、内面側では、柱状晶を貫通して進展し、凝固開破面で母機に近似している。 ΔK と疲労き裂の関係より、 K_{Isc} は概算 $60 \text{ MPa}\sqrt{m}$ と評価される。

(赤沢和夫)

編集後記

▶第 3 号をお届けいたします。

本号には、前号に引続いて昨年年第 100 回講演大会の特別講演「日本経済と鉄鋼産業—80 年代への課題」をトップに入れ、技術資料と解説を併せて 6 件、技術トピックスや随想なども含めて多彩な編集をいたしました。

今春の講演大会は討論会を除いた一般講演の申し込みが 632 件、査読の結果 628 件となり、15 の会場に割振つてプログラム編成を行いました。講演件数は、昨秋第 100 回大会の 725 件は別としても、54 年秋の 561 件、55 年春の 597 件、そして今回の 628 件と着

実に増加しております。

一方、本誌「鉄と鋼」への投稿は、論文と技術報告を合わせ、特集号も含めて、昭和 52 年に 220 件、53 年 149 件、54 年 214 件、55 年 208 件となつており、およそ 200 件前後に落ち着いている感じです。

次号は春の講演概要集として、4 号（製鉄、製鋼、加工、分析）と 5 号（性質）の 2 冊を同時に発行いたします。また、本年の特集号は、8 号（6 月）に「鋼の連続製造の進歩」、15 号（11 月）には「圧延歩留り向上の技術と理論」を予定しております。ご期待下さい。
(R.T.)