

抄 録

—原 料—

還元過程での酸化鉄成型物のふくれについて

(J. T. MOON and R. D. WALKER: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1975) 1, pp. 30~35)

CaO:0.05~0.5%, 塩基度:0.15~1.0, SiO₂+CaO:1.5%, 4.0% の条件で Malmberget 産マグネタイト精鉱を基に 1220°C で作成した球形の成型物を用いて還元性とふくれ (swelling) の研究を行なった。

還元性測定では、高炉の還元過程を考慮して、温度 (750~950°C) と還元ガス組成を変化させたものと、950°C で還元ガス組成だけを変化させたものの2方法でふくれ測定では、950°C で還元ガス組成を変化させたものと、950°C で CO 100% ガスの2方法について還元を行なった。

還元性は、還元ガス組成だけを変化させたものより、温度と還元ガス組成の両方を変化させたものの方が還元速度は速い。これは、還元途中でできるウスタイトの相の形状の違いによるものである。

多くの報告でふくれは鉄のフィラメント形成が原因であると指摘されている。そのフィラメント形成はウスタイト中に現れる鉄の核数に関係する。しかし、鉄の核数は温度に敏感であるため、ふくれは還元過程、特に温度により大きく影響される。

石灰石を加えるとふくれは減少するが、これは石灰石と小さな赤鉄鉱粒子が反応して CaO·2Fe₂O₃ を形成し、CaO·2Fe₂O₃ 結合がふくれをおさえるためである。脈石の量が 1.5% から 4.0% になるとふくれは減少するがどちらも、CaO/SiO₂=0.7 でふくれは最大となる。

(小松 修)

—耐 火 物—

使用前後のマグネシア耐火物の評価に対する顕微鏡使用の重要性

(F. TROJER: Stahl u. Eisen, 95 (1975) 2, pp. 50~55)

耐火物の調査に顕微鏡を用いる方法は、比較的新しいことであるが非常に重要であり、更に電子線を用いた微小部分の分析法やX線回折法、赤外線分光法等も補助的に用いることにより完全な調査が行なえる。

使用前のマグクロ及びクロマグレンガについて、原料中の Fe クロマイトは酸化状態下での焼成により、Cr₂O₃ や Fe₂O₃ を偏析するなど、構造と組織の調査結果を焼成条件の違いとともに述べている。

使用后レンガについても、顕微鏡調査と電子線による微細調査がなされ、加熱面から背面にわたって温度、スラグ、気相、付着物などの影響によるレンガの構造、組織及び鉱物の変化について述べている。

まず 80 t 平炉の天井に用いられた不焼成メタルケースマグクロレンガの例である。鉄皮側は焼結せずに化学結合を持った微粒部もあるが、焼結されたマグネシアやクロム鉱石及び偏析した Fe₂O₃ や FeO もある。鉄板の

近くでは、一部の (Cr, Fe)₂O₃ が FeO と反応して Fe (Cr, Fe)₂O₄ の結晶を生成している。一方加熱面から 20 mm で 1500°C の所では、Fe クロマイト粒子中に MgO が侵入しており、マトリックス部では MgAl₂O₄, MgCr₂O₄ や MgFe₂O₄ が MgO と溶融平衡状態にある。加熱面においては、マトリックス部に多量の SiO₂ を固溶した 2CaO·Fe₂O₃ が生成している。

次に、LD転炉の永久張りに用いられたマグネシアレンガでは、内張りレンガ中の含浸タールがカーボンとして永久張りレンガの組織間に偏析している例や、CO による Mg₂Fe₂O₄ や Ca₂Fe₂O₅ の還元について述べてある。

最後に、石灰焼成炉に用いられた付着物境界部のマグクロレンガの例で、クロマイトは分解して Ca₂AlFeO₅ や MgO, CaCrO₄ などを生成し、CaSO₄ と一体化している。(小林基伸)

—燃料および熱—

エネルギー供給事情の変貌と鉄鋼業のエネルギー経済

(R. FRIEDE: Stahl u. Eisen, 95 (1975) 3, pp. 85~90)

当報告は 1973/74 年に起きたエネルギー危機のまき起こしたエネルギー経済の難問について述べたものである。

まずエネルギーコストの今後の動向について、石炭、天然ガス、石油、電力について予測し、エネルギーのコスト上昇を指摘すると同時に、他方では OPEC 諸国の収入の急増 (1973年の 6×10⁹\$ に対し 1974 年では 65×10⁹\$へ増大) および OECD 諸国および第3勢力諸国の支出の急増という問題点を示した。これらの問題に対し、ヨーロッパ共同体のコミッションが立てた新しい計画について言及し、1985年のエネルギー消費量が危機以前に立てられた目標値の 10% 減とされ、さらにその燃料の構成比率も大きく変えられていることを示した。

鉄鋼業がこのエネルギー経済の変貌に対処すべき道は3通りあり、すなわち第1に新しいエネルギー源の開発、第2にエネルギーの多様化であり、第3に鉄鋼業におけるエネルギーの有効活用であるとしている。先の2点は短時間では実現できないが、企業の重要目標とされるべきであり、これに関連するものとしては石炭が最も重要であるとしている。第3の方法としては鉄鋼業の炉または装置から出る排ガスおよび排熱の有効利用を行なえば、数パーセントの省エネルギーが実現できると考えられ、新しいエネルギーコストレベルの観点に立つてエネルギーに対する投資を行ない、省エネルギーにつとめるべきであることを強調している。(榊井 明)

—製 鋼—

溶鉄の高炭素領域における脱炭反応速度

(D. N. GHOSH: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1975) 1, pp. 36~48)

内径 18.0cm, 深さ約 30cm の 100 lb 高周波誘導炉

において、0.2~4.0% の高炭素領域の溶鉄に酸化性ガスを吹きつけ脱炭反応実験を行なった。ガス流通、酸素分圧、温度、窒素、イオウおよび融体量の脱炭速度に及ぼす影響、活性酸素の挙動および排ガス組成を調査し、脱炭機構を <0.25 atm の低酸素分圧と $0.5\sim 1.0$ atm の高酸素分圧の場合に分けて解析した。酸化性ガス中の酸素分圧が低い場合には、1) 脱炭速度はガス流速に独立で、2) 酸素分圧の1次関数であり、3) 融体中の[C][O]積は $p_{CO}=1$ atm の平衡値に近く、4) 脱炭はおもにガス/メタル界面で起こり、5) 脱炭のみかけの活性化エネルギーは 24.0 ± 4.01 kcal/mol で、6) 酸化性ガス中の窒素および融体中のイオウにより脱炭速度が遅延し、それぞれみかけの活性化エネルギーは 32 ± 2.83 および 40 ± 1.12 kcal/mol に増加することなどから、酸素の解離吸着が脱炭反応の律速段階と推論できる。また、高酸素分圧の場合、活発なボイリングおよび多量の鉄酸化物フェームの発生があり、1) 脱炭速度は温度に独立で、2) ガス流速の1次関数であり、3) 窒素およびイオウに影響されず、4) 炭素減少速度 (lb/min) は融体量の減少に伴い増加し、5) 排ガス中に free 酸素は皆無であり、6) 融体中の活性酸素は炭素とほぼ平衡しており、7) 高酸素分圧、低ガス流速では脱炭速度は酸素分圧に比例しなくなることなどから、浴への酸素供給速度が反応 $C + FeO = Fe + CO(g)$ に対する律速段階であると推論できる。本実験条件は、小さい反応速度ではあるが、供給酸素の100%近くが脱炭に利用されている藤井らの転炉反応モデルの第2期に類似しており、実操業の経験と一致している。(戸村寿孝)

スラグで覆われた溶鉄の酸化速度

(V. SESHADRI, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1957) 1, pp. 56~60)

酸化性ガスのスラグ相を介する溶鉄の酸化機構について速度論的な研究を行なった。従来の研究によると本系の反応機構は次の3段階である。(1) ガス-スラグ界面での Fe^{2+} の酸化、(2) スラグ相内の Fe^{2+} , Fe^{3+} の物質移動、(3) スラグ-メタル界面での Fe^{3+} の還元。

実験は内径1cmのCaOルツボを使用し、タンマン炉にて1600°Cで行なった。用いたスラグはCaO飽和のCaO- Al_2O_3 - FeO_n 系で試薬を原料として白金ルツボで予備溶解した。ガス相の p_{O_2} はAr- O_2 またはCO- CO_2 混合ガスを用いて $10^{-6.7}\sim 1$ atmの範囲とした。まず、鉄-スラグ系を $p_{O_2}=0$ の状態にて一定時間保持し平衡状態の達成後ガス相を所定の p_{O_2} として酸化反応を開始させる。反応速度は系の重量変化の連続測定から求め、一部については急冷スラグの化学分析から求めた。なお、 Fe^{2+} と Fe^{3+} の濃度比と p_{O_2} の関係を求めるために平衡実験も行なった。

スラグ中のFe濃度が5.25%以下である本系の場合には、スラグ中の Fe^{2+} と Fe^{3+} の拡散が酸化反応の律速段階と考えられ、この仮定に基づいて Fe^{2+} と Fe^{3+} に関する連立非定常拡散式を積分法で解き、実験結果を解析し以下の結果を得た。(1) 平衡実験によると、 Fe^{2+} と Fe^{3+} の濃度比は $p_{O_2}^{-0.25}$ に比例し、本スラグ中のFeイオンの存在形態は Fe^{2+} と Fe^{3+} のみといえよう。(2) 実験開始直後を除くと酸化速度は時間に関して一定

値となる。 Fe^{2+} と Fe^{3+} の拡散係数が等しいものとして酸化速度の計算値と測定値を比較すると、 $D_{Fe^{2+}} = D_{Fe^{3+}} = 1.6 \times 10^{-4}$ cm²/secなる値が得られる。(3) この拡散係数を用いれば p_{O_2} と酸化速度の関係の計算値と測定値はよく一致する。また、スラグ中のFe濃度が大きくなると酸化濃度が大きくなる傾向も説明できる。(4) スラグ中の Fe^{2+} , Fe^{3+} の濃度分布の測定値と計算値間にはよい一致が得られた。(藤井徹也)

溶鉄中における酸化物系介在物の生成とその挙動について (D. YA. POVOLOTZKII, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1975) 1, pp. 15~21)

対向拡散法により、0.001~0.17%の酸素を含む1600°Cの溶鉄を脱酸し、生成した脱酸生成物は光学顕微鏡、電子顕微鏡およびXMAによつてその性質をあきらかにした。脱酸剤としてSi, Al, Zr, Ti, CeおよびLaとFeの合金、さらにMn-Si, Al-Mn, Al-SiおよびAl-Mn-Siを用いた。得られた結果は、過飽和度および元素の拡散速度によつて検討した。

脱酸剤と溶鉄の接触面においては、過飽和度の小さいSiなどでは大型の介在物が生成し、過飽和度の大きい強力な脱酸剤では細かい介在物が生成した。生成した介在物のうち、液状介在物のように凝集しやすいものは凝集肥大して浮上分離するが、凝集し難くかつ比重の大きい介在物は長時間その位置に滞留する。

過飽和度は脱酸剤と溶鉄の接触面で最大であるが、この接触面から離れた所で酸素の流束と脱酸剤の流束の相互関係から過飽和度に極大が生じ、脱酸反応によつて脱酸生成物の核生成が起こる。接触面から離れた所では脱酸反応は酸素の拡散によつて律速され、デンドライト状の介在物を生成するが、その融点が金属の温度より低い介在物はデンドライト状でなく球状となる。

脱酸剤に比して酸素の多い所ではFeOが生成し、複合脱酸剤を用いたときにMnが強い脱酸剤の反応前線を越えるとMnOが生成する。Si, CeおよびLaで脱酸するとFeを含む大型介在物となりデンドライトが生成し難い。また浮上する介在物はより強い脱酸剤と反応して低級な酸化物TiO, Ce_2O_3 , AlO- Al_2O_3 , Al_2O を生成し、初期の形状が変化する可能性のあることを示した。(郡司好喜)

エレクトロスラグ再溶融した鋼塊の化学的な均質性におよぼすフラックスの組織の影響

(M. I. KRICHETZ: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1975) 1, pp. 22~30)

構造用鋼をANF-6のフラックスでエレクトロスラグ再溶融するときの鋼塊の化学的な均一性におよぼすスラグの影響を、熱力学的に研究した。再溶融はAlによるスラグの脱酸、AlとMnおよびSiの酸化物を同時に添加する方法によつて行なわれた。

スラグをAlで脱酸したときの活量係数 $f_{Al_2O_3}$, f_{SiO_2} , f_{MnO} と F^- のイオン分率の変化 Δy_2 の間には

$$\Delta \log \frac{f_{Al_2O_3}^2}{f_{MnO}^3} = -3.7 \Delta y_2^2 + 1.785 \Delta y_2 - 0.00346$$

$$\Delta \log \frac{f_{Al_2O_3}^4}{f_{SiO_2}^3} = 7.1 \Delta y_2^2 - 18.35 \Delta y_2 - 0.313$$

活量比の変化 $\Delta \frac{a_{Al_2O_3}^2}{a_{SiO_2}^3}$ は Δy_2 が0.04~0.05にお

いて極小となり、Si の初期値 $[Si]_0$ と τ 時間における $[Si]_\tau$ の比 $[Si]_0/[Si]_\tau$ はこの Δy_2 の範囲において極大となった。

これに対して、 $\Delta \frac{a_{Al_2O_3}}{a_{MnO}}$ は Δy_2 が 0.03~0.04 に
おいて極大となり、Mn の初期値 $[Mn]_0$ と τ 時間における $[Mn]_\tau$ の比 $[Mn]_0/[Mn]_\tau$ はこの Δy_2 の範囲において極小となった。

スラグ中における Si^{4+} および Mn^{2+} の濃度をこれらのイオンの初期値、 Al^{3+} の濃度、 SiO_2 と Al_2O_3 の平衡比、 MnO と Al_2O_3 の平衡比から計算する式を導いた。
(郡司好喜)

— 鑄 造 —

連続鑄造設備の体系的計算

(H. G. BAUMANN, et al.: Stahl u. Eisen, 95 (1975) 5, pp. 183~188)

連続鑄造設備は、一步一步設計され、体系的に計算された技術システムであるべきである。このことは、基準にもとづいた系統的なアプローチを意味し、そうすることは、新しい技術システムに対してばかりではなく、既存のシステムの研究に対しても有効である。この方法によれば、ある課題に対して、ひとつの解だけでなく、多くの解が得られ、その中から最も適した解を選択することが可能である。この論文では、連続鑄造設備の技術システムについて考えている。技術システムの順序だった設計は、問題の説明、解析、定性的構成、定量的構成の4段階で行なわれる。そのとき、有効な手段は、数値計算プログラムである。それらの応用例として、温度変化 (TEMPO)、収縮 (KONTRA)、曲げモーメント (MOM)、ローラーおよびロール中の非定常多次元熱伝達過程 (WINST)、円筒状のローラーとロール中の温度および熱応力 (TROWA)、およびローラー間および冷却帯について (ROLAB) の計算を説明している。プログラム TEMPO では、横断面が 1200 mm × 250 mm のスラブについて、幅の中央とコーナーの表面温度および中心の温度を計算している。引抜き速度が 1.0 m/min の場合、スラブは、メニスカスから 22 m の位置で凝固する。スプレー面積が一定の場合、比水量が増しても、単位時間にうばわれる熱量は、あまり変化しない。比水量が一定の場合、スプレー面積が増すと単位時間にうばわれる熱量は、増大する。従つて、スラブの冷却面をできるだけ大きくすれば、スプレー間の温度の振れを小さくできる。比水量が一定の場合、引抜き速度を大きくすると、凝固距離は長くなり、たとえば引抜き速度が 1 m/min から、2 m/min となると、凝固終了位置は 20 m から 40 数 m になる。比水量を大きくしても、凝固終了位置は、ほとんど変わらない。同様に各プログラムの計算結果は、設備の計画および設計にあたつて、大変役に立つ。
(小松政美)

— 加 工 —

テーラー圧延機—極薄板圧延における新しい進歩

(O. P. BALLINTINE and L. H. TAYLOR: Iron and Steel Eng., 52 (1975) 3, pp. 35~38)

従来の圧延法で極薄、広幅のストリップを圧延する場

合、ストリップ形状が悪化したり、ロール形状の調整がむずかしいなどの問題があり、これらの点を解決するためにテーラーミルが開発された。

通常の4段ミルにおいてトルクとワークロールのそりから水平方向に推力が生ずるが、テーラーミルではこの力を摩擦駆動の小径ワークロールの制御に使用し、基本的構成は1対ずつのバックアップロールと駆動ロール、1つのワークロールよりなり、圧延材はワークロールと下の駆動ロールの間に装入される。駆動力が上のロールのみにかかると摩擦力 F_T はワークロールを入側の方へ推すように働き、逆に下のロールのみに力がかかると摩擦力 F_B は出側の方へロールを動かすよう作用する。駆動ロールにはそれぞれ2つのモーターが設置されており、プースター発電機を介して4つのモーターは交差接続されている。ワークロールの中央部付近に取り付けた検知器によりロールのそりを検出し、その信号を発電機に伝え F_B と F_T がつり合うよう上下の駆動ロールに力を配分することにより、ワークロールの形状が正確に制御されるので、形状のよいストリップが得られる。

最初の試験ミルは 8.7~10 cm 径ワークロール、1個の 12.5~17.5 cm 径アンビル・ロール、1個の 22.5~25 cm 径駆動ロール、70 cm 径バックアップロールの6段構成をしており、速度は 300 と 900 m/min で、張力は 138~2750 kg まで変えられる。最大振幅 62.5 cm、厚み 1 mm の炭素鋼は 0.025~0.3 mm の厚みに問題なく圧延でき、このほかステンレス鋼、銅、リン青銅、Al 被覆鋼板についても良好な結果を得た。

このミルは4段としても使用でき、ブリキ用に2つのミルをタンデム化し、No 1 は通常の4段圧延、No 2 は DR の場合5段テーラーミルとして、また調質圧延の場合4段ミルとして組合せることができる。(小池一幸)

熱間鍛造金型の温度の影響

(B. W. ROOKS, et al.: Metals Technology, 1 (1974) 10, pp. 449~455)

熱間鍛造金型は熱的、機械的衝撃を受けるため、耐食性・耐疲労性が劣化して破損することがある。この研究は鍛造金型に与えるピレットの接触時間の影響について検討したものである。

実験はペトロ・フォー ジ高速ハンマーを用い、0.4% 炭素鋼ピレットを 9 m/sec の速度で鎚打して行ない、鍛造中のダイス温度・潤滑剤の有無、ダイス鋼の冶金組織、表面および断面のクラックの状態、硬度との関係などについて 1000 回鎚打後に調査した。ピレットのダイス中保持時間は 0.005~1 sec ダイス鋼は Cr-Mo-V 鋼 Ni-Cr-Mo 鋼の2種、潤滑剤はコロイド状のグラファイトと水の混合物を使用した。

潤滑剤を使用した場合は 0.75 sec や 1 sec の保持時間でダイス表面にマルテンサイト層が生成する。マルテンサイト変態はダイス鋼の最高温度が A_{C1} 点以上、最低温度が M_s 点以下でないと起こらず A_{C1} 点以上の温度におかれる時間が長いほど、マルテンサイト層の厚さが増加する。マルテンサイト層の生成は耐腐食摩耗性を向上させるが、薄く、脆いので機械的剪断クラックを生じやすい。0.75 sec と 1 sec の保持時間ではダイス表面の中心部分はクラックの発生が少ないが、中心の外側の部

分ではマルテンサイト変態が起こり、クラックの細かいネットワークが生成する。Ni-Cr-Mo 鋼は Cr-Mo-V 鋼よりもクラックが大きく、数も多い。保持時間が、0.005 sec のように短い場合はダイス鋼の加工面全体にクラックの粗いネットワークが形成される。マルテンサイト変態が起こった部分では、クラックはダイス表面と 45° の角度をなしている。

潤滑剤や冷却剤を使用しない場合は、マルテンサイト変態が起こらないので疲労によるクラックの問題はないが、ダイス温度が高くなるために保持時間が長くなると軟化して塑性変形したり、耐腐食摩耗性が劣化したりする。(松井建造)

ラインパイプ用低炭素 Mn-Mo-Cb 鋼溶接部の性質
(J. M. SAWHILL, JR and T. WADA: Welding J., 54 (1975) 1, pp. 1s~11s)

低温で良好なじん性を有する大径パイプライン用 70 Ksi (50 kg/mm²) 約級低炭素 Mn-Mo-Cb 鋼の溶接割れ、じん性および疲れ強さなど溶接部の諸性質を調べた。この鋼材の成分範囲は次のとおりである。0.06% C_{max}, 1.6~2.0Mn, 0.15% Si_{max}, 0.25~0.35% Mo, 0.04~0.07% Cb, 0.010% N_{max}。

溶接熱影響部ボンド近傍では上部ベイナイト+ウイドマンステッテンフェライト+少量のマルテンサイト組織であり、溶接部の最高かたさは約 250 Hv 以下であった。被覆アーク溶接による溶接低温割れが Y 開先拘束割れ試験により行なわれ、割れ防止のための予熱温度は 90°C であった。また Implant 割れ試験では水素量の高い溶接棒 (E 11018 を水中で 15 min 浸漬したものであり、水素量は IIW 法で 18.8cc/100 g) を用いた場合、臨界応力は 88 Ksi (約 62 kg/mm²) であった。この結果、いずれの試験においても本鋼材は低い遅れ割れ感受性を有することがわかった。じん性は V シャルピー試験により行なった。溶接はサブマージーク法を用いた。溶接入熱量は 56~142 KJ/in (22~56 KJ/cm) である。溶接熱影響部の 40 fr-lb 遷移温度は、2 パス溶接の場合 -23°C であったが、多層溶接 (7 パス) することにより約 -37°C に低下した。溶接金属では、少量の Ti および V を添加することにより良好なじん性が得られた。疲れ強さは MIG 溶接継手を用い両根曲げ疲労試験によつて行なわれ、余盛削除した場合には、母材に近い値を得た。(春日井孝昌)

一性 質一

液体ナトリウム環境下の Type 304 ステンレス鋼の疲労クラック伝ば挙動

(L. A. JAMES and R. L. KNECHT: Met. Trans 6A (1975) 1, pp. 109~116)

液体金属高速増殖炉に用いられる Type 304 ステンレス鋼の液体ナトリウム中の疲労クラック伝ば挙動を、427 および 538°C で、線型弾性破壊力学法を用いて調べ、その結果を真空中および大気中の結果と比較した。

比較的大型のナトリウムループにクラック伝ばテスト部を組み入れ、温度差が小さくなるような条件でループを運転した。ナトリウム中の酸素濃度を 2 ppm 以下および 20~40 ppm、クリープ効果が少なくなるように振

動数を 180~400 cpm, また stress ratio を 0.05~0.50 にし、破面マーク法を用いてクラック生長速度 (da/dN) と effective stress intensity factor (K_{eff}) との関係を求めた。真空中の実験は酸素含有量が少ない。約 6×10^{-6} torr の環境でほぼ同様に行ない、大気中の結果は既報のものを用いた。

上記実験結果からナトリウム中の疲労クラック生長速度は同温度の大気中よりもかなり小さくなり、これはクラック先端に酸素が存在しないためと考えられること、真空中のクラック生長速度は同温度のナトリウム中とほぼ等しくなること、427°C のナトリウム中のクラック生長速度はナトリウム中の酸素濃度によつて変わらないこと、ナトリウム中および真空中のデータは室温大気中のデータとほぼ等しくなり、高温大気中のクラック生長速度が大きいことはその環境に起因すること、ナトリウム中ではクラック先端の近傍までナトリウムが侵入したことなどを明らかにした。(鈴木 正)

新しいオーステナイトステンレス鋼におけるクリープ強度改善の機構

(L. G. LILJESTRAND and A. OMŠEN: Met. Trans. 6A (1975) 2, pp. 279~286)

B 添加は粒界 $M_{23}C_6$ の安定化と格子定数増加、 σ 相形成の遅滞化により高温強度、靱性を増し、N は固溶強化にまた VN_{1-x} は粒界 $M_{23}C_6$ とは別の析出物として強化に寄与する。

本研究では 316L ステンレス鋼に B, N, V を添加した開発中の UHB ステンレス 724LN 鋼のクリープ特性の改善とその機構をクリープ特性、微細組織、化学組成の点から検討した。試料は 0.02C-18Cr-13Ni-2.7Mo-0.004B をベースとし、A (0.12N-0.41V, V/N~1) および B (0.22N-0.37V, V/N<1) の 2 鋼種を 50 kg 誘導炉で溶製し、標点距離 100 mm, 直径 5 mm の試験片を 1070°C で固溶化処理後実験に供した。

両鋼とも初期クリープ段階はみられず、初めから徐々にクリープ速度が増加する。650°C, 20.4 kg/mm² のクリープ速度は、 $10^{-4}\%$ /hr で非常に小さい。650°C, 700°C でのクリープ破断時間は A 鋼が優れているが、クリープ靱性は B 鋼がやや高い。通常の 316L に 0.14N を添加したものに比べると、A, B とも平均クリープ速度は約 1/10, クリープ破断強度でおよそ 5.1 kg/mm² 高い。

微細組織では粒界に $M_{23}C_6$ が密に析出し、粒内には転位上への微細な V 窒化物の析出が観察された。これらの窒化物は "self-generating precipitation and redissolution" によりクリープ中に転位上に優先的に析出したもので、長時間クリープの後でも大部分は 150~300 Å の大きさでほとんど成長はみられない。窒化物の体積率は B より A の方がいくぶん大きく、窒化物の強度への寄与を示している。

本鋼種における強化は小さな V 窒化物の転位上析出と粒界 $M_{23}C_6$ によると考えている。(武田修一)

低炭素合金鋼におけるオーステナイトの分解に及ぼす B の影響 (Ph. MAITREPIERRE, et al.: Met. Trans. 6A (1975) 2, pp. 287~301)

微量の B 添加は鋼の焼入性に有益な効果をもつ。しか

しオーステナイトの分解過程を通じてのBの役割は現在のところ正確には理解されていない。本論文はBがオーステナイトの分解に及ぼす効果を低炭素鋼を用いて透過電顕、アルファグラフィおよびイオン顕微鏡により調べたものである。なお焼入性を評価するため等温分解実験およびジョミニー試験を行なった。

試料は実験室で溶製した0.12%C-6%Ni鋼(50ppm B添加のものと無添加のもの)と、工業的に溶製した0.18%C-1.2%Mn-0.9%Cr鋼(100ppm B添加のものと無添加のもの)である。前者の鋼を用いて γ から初析フェライトが形成する速度を組織の定量と等温膨張実験により測定した。Bがどの場所に存在するかは2次イオン分光法によつて調べた。

Bは粒界へのフェライトの核生成を強く抑制する効果をもつことがわかった。Bは冷却中 γ の粒界上に容易に偏析し、その結果鉄のほう炭化物が析出する。この粒界上のほう炭化物の析出を広い範囲にわたつて調べた結果、(1)析出物はfcc構造で格子定数がおおよそ10.6Åの $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ である。(2)析出物は隣接する γ 粒のいずれか一方と平行な方位関係をもつて γ 中に核生成する。(3) $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ は冷却中に安定な γ ($T < 950^\circ\text{C}$)および準安定なオーステナイト中のいずれにも核生成する。 $\gamma \rightarrow$ 初析フェライト反応において粒界上の $\text{Fe}_{23}(\text{B}, \text{C})_6$ 析出物がフェライトの核生成を抑制する。一端焼入実験からBを含む鋼の熱履歴が焼入性に大きな影響を与えることを明らかにした。(田中 徹)

立方方位をもつNi基超合金単結晶の疲労破壊に及ぼす温度ならびに歪み速度の影響

(G. R. LEVERANT and M. GELL: Met. Trans., 6A (1975) 2, pp. 367~371)

すでにNi基耐熱合金Mar-M200の単結晶と柱状結晶の疲労破壊に関する著者らのこれまでの研究で、Stage I cracking(プラナーで不均一なすべりと $\{111\}$ すべり面に沿った結晶学的疲労亀裂生成)、およびStage II cracking(波状の均一なすべりと主応力軸に垂直な疲労破壊)の2つの破壊様式に分類している。

本研究は温度と歪み速度が、変形、破壊様式に及ぼす影響を系統的に理解することを目的としている。

実験はMar-M200の低炭素単結晶を空气中で $760^\circ\text{C} \sim 982^\circ\text{C}$ 、歪み速度0.033~1058 Hzの範囲で応力制御パルス引張試験を行なった。結晶の引張軸は $[001]$ と 5° 以内にある。

ある歪み速度で疲労寿命は最大となり、その歪み速度は温度の上昇とともに増加する。歪み速度と疲労寿命(時間)の関係を図示すると明らかに2つの領域に分けられる。一方は疲労寿命が歪み速度に依存する領域で、 760°C では歪み速度の全範囲、 843°C では高歪み速度の範囲にみられる。他方は 843°C 、 928°C の低歪み速度の場合で、疲労寿命は歪み速度にかかわらずほぼ一定となる。この場合はクリープが疲労挙動に大きな役割をはたしている。クリープが影響を及ぼす後者の場合を除けば破壊は表面直下の0.1 mm程度の小さな穴のところで発生し、伝播しており、Stage I crackingは低温高歪み速度、Stage II crackingは高温低歪み速度になるほど増加する。 843°C ではStage Iの亀裂の伝播は0.033~

1030Hzで0~100%まで増加した。

電顕による微細組織は、低歪み速度ほど均一で転位密度は高いが、高歪み速度では転位密度は極端に低くプラナーバンド状に不均一に分布する。破壊形態は熱活性化変形、回復過程に支配され、転位のプラナーバンドからの解放速度によると考えられる。各温度での臨界歪み速度では、Stage I、Stage IIの亀裂生成が観察され、熱活性化過程の活性化エネルギーは88 kcal/molである。

(武田修一)

低合金耐熱鋼の性質におよぼす脱酸の影響

(M. KEPKA: Neue Hütte, 19 (1974) 12, pp. 710~715)

非金属介在物は、その総量のみならず、組成、形態、大きさ、配列などによつて機械的性質に影響をおよぼす。この介在物の形態および配列は3つのタイプに分類される。すなわち、(I)鋼中に一様に分布する組織の著しく不均一な球状介在物、(II)共晶状あるいは境界に鎖状に配列する小さな介在物、(III)著しく角ばった介在物(Iより組成の均一性がよい)で機械的応力による亀裂の生成に敏感である。

本研究は、高温($545 \sim 570^\circ\text{C}$)で運転される蒸気タービンの高応力構造部に使用される低合金耐熱鋼について、介在物を球状化させるための脱酸剤としてのSiCa、FeCeが靱性や介在物の形態と組成におよぼす影響を調べている。

試料はCNS鋼(0.15C-1.25Cr-0.6V-0.5W-0.5Mo)およびGS鋼(0.18C-1.35Cr-0.15V-1.0Mo)を40 kg塩基性中周波誘導炉にてAl、SiCa、FeCeの脱酸剤添加量を段階的に変化させ溶製し、 $1000 \pm 10^\circ\text{C}$ 焼入れ、 720°C 、6hr焼もどしを行なっている。

Al 0.2~3 kg/t添加により両鋼とも過剰Alが検出され、全酸素量はCSN鋼では0.057%、GS鋼では0.08%の過剰Al量にて最低値が得られる。X線スペクトル分析により、介在物は Al_2O_3 を主とする複雑なオキシ硫化物である。介在物はIII型で、靱性改善のため球状化してI型に変える必要がある。

SiCaの場合は全酸素量は両鋼とも1.5~2 kg/tの添加で最低値が得られ、介在物は珪酸アルミを主とするCaの濃縮したI型の形態で現われる。靱性の改善は認められるが錆物でAlほどではないが亀裂生成を促進する。

FeCeでは、CSN鋼、GS鋼それぞれ2 kg/t、3 kg/tの添加で介在物の球状とともに最低酸素量を得る。添加量をこの臨界値以上に増すと、介在物はぶどう状に凝集を起こし、再び靱性は低下する。これらの介在物はCe、Alを主成分とするオキシ硫化物でありSが介在物の縁に検出される。

(武田修一)

3次クリープ中の歪応力と真応力の関係

(R. SÖDERBERG: Scand. J. Met., 3 (1974) 6, pp. 268~272)

現象論的クリープ破断理論においてNortonの法則($\dot{\epsilon} = k\sigma^n$)は3次クリープについても成立すると推定されてきたが、本論文は、真応力の瞬時の値をとつてNortonの法則が3次クリープにもあてはまるかどうか、また歪み速度と真応力との間にほかの関係が成立するかどうか調べている。

試料は Ti で安定化した 20Cr-30Ni 鋼を用い、1150°C-15 min 固溶化熱処理後、750°C で 100hr の析出処理を行なった実験温度は 700°C で、3 次クリープ中の歪み速度と真応力の関係を調べるために一軸定荷重で、また 2 次クリープについては一軸定応力でそれぞれクリープ試験を行なった。

定荷重クリープ試験における 3 次クリープ中の工学的歪み速度と真応力の関係は Norton の式で表わされ、定数 k と n は、定応力クリープ試験での 2 次クリープから得られた値と同じである。この結果は、3 次クリープ段階のクリープ機構が 2 次クリープのそれと同じであり、3 次クリープ中の歪み速度の増加は、試験片の断面積の減少およびクラックの形成により真応力が増加するためひきおこされることを示唆する。さらにまた、2 次クリープで得られる応力と転位密度の平衡状態は、3 次クリープで応力が徐々に増加する場合も維持されることを示唆している。3 次クリープ中の歪み速度は、クラックが形成される場合、歪み ϵ の関数として $\dot{\epsilon} = k \sigma_0^n (\epsilon + 1)^n \cdot [1 - A_c/A]^{-n}$ のように表わされる。 $(\sigma_0$: 初期応力, A_c/A : relative effective crack area) ここで A_c/A は歪みに対して対数的に増加し、本論文で用いた合金に対しては、 $A_c/A = k_1 \exp k_2 \epsilon$ と表わされる。この表現は 2 次クリープにもあてはまる。(浜上和久)

—物理冶金—

Fe-Ni-Ti 焼極低温用合金のくり返し熱処理による結晶粒の微細化 (S. JIN, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 1, pp. 141~149)

フェライト系合金の延性-脆性遷移温度は有効結晶粒径を細かくすることによって低下させられる。この原理にもとづいて合金をくり返しオーステナイト処理することによって結晶粒径を 5~10 μ m に安定させ、低温における延性の改善を試みた。使用した合金組成は 12.07% Ni, 0.26% Ti, 0.001% C, 0.014% N, 0.003% P, 0.004% S である。10 kg インゴットをイナートガス中で高周波溶解し、1050°C で 120hr 均質化した後、1100°C で 10cm 厚の板に鍛造した。900°C で 2hr 保持し空冷したものを出発材とした。熱膨張により変態点を測定した。その結果から $\alpha + \gamma$, γ 相領域内および境界を通過して加熱(加熱速度, 50°C/min), 冷却される際の相変態挙動を考慮して、相境界の直上または直下の温度にくり返し加熱、冷却された材料の光学組織観察を行なった。結晶粒径 40~60 μ m (ASTM #5~6) のものを 4 回

くり返し処理することによって、0.5~2 μ m (ASTM #15~18) のものが得られた。残留オーステナイトの存在は X 線観察では認められなかった。これらの試料を 77K, および 6K で V ノッチシャルピー試験を行ない靱性の評価をした結果、結晶粒径 0.5~2 μ m においては両温度において脆性破壊は認められず、吸収エネルギーもそれぞれ 115 lb-ft (15.9 kgm), 99 lb-ft (13.7 kgm) と高い値を示した。破面も走査電顕観察において結晶粒径の細かいものにはへき開破面は認められず、ディンプルであった。しかしくり返し回数の少ない、比較的結晶粒径の粗いものには擬へき開破面が認められた。さらに 77K において破壊靱性試験も行なったが、不安定破壊の発生は認められなかった。(石川圭介)

0, 5, 9%Ni 焼戻しマルテンサイト鋼の低温変形過程の解析 (Y. BERGSTRÖM and A. JOSEFSSON: Scand. J. Met., 3 (1974), pp. 259~267)

Ni 合金鉄の良好な低温靱性の原因は明らかでない。本論文においては Fe-Ni 鋼の焼戻しマルテンサイトの低温変形挙動を調べ、著者らの提案した転位モデルにより低温特性に考察を加えた。使用した材料は、9, 5, 0% Ni 鋼でそれぞれの C 量は 0.07, 0.04, 0.11% である。それぞれに適当な熱処理が施され、平均結晶粒径はほぼ同一で 10 μ m である。試験は -196°C~100°C 間で歪速度 $1.1 \times 10^{-3} \text{S}^{-1}$ で行ない、電顕による薄膜観察、焼戻しオーステナイト量の X 線測定を行なった。Fe-Ni 合金鋼の低温靱性の改善は焼戻し時に形成されたオーステナイトによる侵入型原子の吸収効果として説明されているが、歪時効によると相当量の N または C が固溶状態で残存していることが認められた。転位密度の直接観察から巨視的な応力歪曲線を導出して、実験との比較からパラメーターを考察する著者らのモデルを本実験に適用した。高 Ni 合金ほど、転位の回復パラメーターに大きな変化が認められ低温で一層顕著になる。これは Ni 添加により交差じりの頻度が助長されると推測した。さらに摩擦応力の温度依存項に大きな変化が認められ高 Ni 合金ほど、低温になるにつれて小さくなる。これは Ni による固溶体軟化効果である。従って Fe-Ni 鋼の優れた低温特性は、著者らの転位モデルによると、Ni による著しい固溶体軟化効果と低温における交差じりの頻度の上昇によるものと結論されるが、より前者が支配的であるといえる。さらにこのモデルを発展させ遷移温度をも推定し、実験とのよい一致を与えている。(石川圭介)