

融体である。

平衡状態では、界面の状態は溶鉄中の硫黄および酸素の含有量によつて著しい影響を受ける。すなわち、界面張力は硫黄含有量の増加に伴い減少する。また酸素含有量の増加に対してはより急激に減少する。酸素や硫黄の活量が低い場合は、界面張力は 1200 から 1500 $\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ 程度であるが、FeO と平衡する酸素飽和溶鉄に対してはその界面張力は 300 $\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ の最小値をとる。今、この効果が単に界面のメタル側への酸素や硫黄の吸着によるものであるならば、飽和状態でのこれらの元素の表面過剰量はメタル-ガス界面における表面過剰量より少し小さい。スラグ組成が界面張力に与える影響は、溶鉄中の酸素や硫黄の含有量が一定の場合にはそれほど大きくない。CaO-SiO₂-Al₂O₃ スラグに CaF₂ や Na₂O を添加すると界面張力は増大するが、MnO を添加すると逆に減少する。

スラグ-メタル界面で物質移動が起つている非平衡状態では、動的な界面張力は最初急激に減少し、酸素の移動量に換算して 0.1 $\text{g}\cdot\text{atm}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ の場合には、界面張力は測定が不可能なくらい小さくなった。そして、移動量が 0.01 $\text{g}\cdot\text{atm}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{s}^{-1}$ 以下になると界面張力は急速に高い値に回復し、平衡値に近くなった。

(永田和宏)

酸化物融体中への窒素の溶解度に関する実験的研究

(A. V. PAVLOV et al.: Steel USSR, 14 (1984) 8, pp. 374)

窒素の熔融スラグへの溶解度をスラグの酸化ポテンシャル P_{O_2} の関数として測定した。酸化物融体中の不純物の溶解度はおもに融体の酸化の大きさに依存しており、したがつて、従来の研究はこの点を考慮していないために相互に矛盾した結果が得られている。

実験に供したスラグ試料は 50CaO-50Al₂O₃, 38CaO-19Al₂O₃-43SiO₂, 50CaO-40Al₂O₃-10TiO₂ である。これらはそれぞれの試薬から事前に溶解して作られた。これらのスラグを 0.4 から 0.7 g 取り、ムライト管に接続した内径 6 mm のジルコン製の鞘の中に入れた。この鞘の中には N₂ ガスを鋼製の管で 100 ml/min の速度で流した。一方、抵抗炉を用いて、アルミニウムとジルコニウムで脱酸した溶鉄 700 g をるつぼ中に保持した。スラグを入れた鞘を N₂ ガスを止めた後、ゆつくりと溶鉄中に降し、スラグとメタルを接触させた。雰囲気を 1.013 × 10⁵ Pa に調整し、スラグを飽和させた。実験温度は 1823 K から 1923 K の間で調整した。

スラグとメタルを平衡させたところで、溶鉄中の P_{O_2} を ZrO₂(Y₂O₃) 固体電解質を用いた酸素濃淡電池で連続的に測定した。

30 分から 60 分間保持した後に、るつぼを炉から取り出し空冷後、スラグ中の窒素濃度をクロマトグラフィーを用いた不活性ガス中酸化溶融法で決定した。再現性はスラグ中の窒素 0.040%, 試料重量 0.3 g の時、3% であつた。

得られた結果は次式で表された。

$$(N) = K_N P_{\text{N}_2}^{1/2} P_{\text{O}_2}^{-3/4}$$

温度に対する効果は顕著でなく、窒素の溶解熱は大きくないと思われる。ちなみに 50CaO-50Al₂O₃ では P_{O_2}

が 10⁻¹¹ Pa のとき、(N)/ $P_{\text{N}_2}^{1/2}$ は 10⁻¹ であつた。

(永田和宏)

— 鑄 造 —

アームコ社バルチモア製鉄所におけるステンレス鋼の水平連鑄

(A. J. ZALNER and S. E. TAYLOR.: Iron Steel Eng., 62 (1985) 2, pp. 37~44)

世界初の 2 ストランド水平連鑄機が、1984 年 1 月にアームコ社バルチモア製鉄所において稼動を開始した。本連鑄機は、生産能力 4 万 t/年、ビレットサイズ 4~8 インチ角であり、ステンレス鋼線材、棒鋼の製造のため同所圧延ミルに供給されている。水平連鑄 (HCC) 設備は、50T-EF-AOD 溶解工場の西側に設置した。本体は、西独テクニカガス製、切断トーチはユニオンカーバイド製、搬出・冷却床はユーエスビレット製、建屋・工事等は自製である。以下に各設備の特徴を述べる。レードルカーには、取鍋昇降 (18 インチ程) 用のスクリージャッキが装備してあり、ロングノズルの交換作業をしやすくしている。タンディッシュカーには、鑄型との着脱・鑄造後の排滓等のために、東西南北方向への移動及び傾転機構がある。モールドアセンブリは、スライディンクノズル・着脱用油圧クランプ・ブレークリング (B N)・銅板-黒鉛モールド・水冷ジャケット・リニア型 EMS の各部より構成されている。引抜装置は、3 本の直流駆動ロールと 3 本の油圧ピンチロールより成り、引抜制御は、マイクロプロセッサからの出力信号により行われる。切断トーチについては、高速鑄造時のオシレーション運動によるスリップング並びにトーチへの振動伝達を抑えるために、把持機構の並列化を行つた。冷却床はウォーキングビーム方式である。冷却水系統は、モールド・マシーン・EMS 及び冷却塔から成り、淡水に薬注をして循環使用している。所用流量は、8 インチ角ビレットの場合に合計 9.3 Nm³/min、モールド 3.2 Nm³/min である。なお、モールド冷却水は、鑄造中 25°C に制御され、キャスト間には、モールド内壁への結露防止の観点から熱水が、別系統より供給される配慮が成されている。計算機システムについても、制御・監視の充実を図つている。

現在までに、AISI 302, 303, 304, 305, 306, 316, 410, 430, Nitronic 32 等の鋼種を生産したが、諸改善の結果、精整歩留り 98% 以上に到達し、最少の精整で圧延ミルへの供給が可能となつた。(菅原 健)

— 性 質 —

高温での炭素鋼の引張り破壊挙動

(P. J. WRAY.: Metall. Trans., 15A (1984) 11, pp. 2059~2072)

1050°C 以下の中間温度域での脆性は、鑄造、溶接および熱間加工で、微細な炭化物、窒化物の析出の可能性がある時やつかいである。この脆化の機構は、良くわかつていない。本報は、MnS がオースタイトを脆化する理由とオースタイト化温度近傍の混合組織 (例えばフェライトとパーライトやパーライトとセメントタイト) の高温での破壊状況を調査した。この結果が、熱間加工の緩や

かな歪みに遭遇する時の塑性引張りの不安定性や casting, 溶接工程でのわずかな歪みによる脆性に手がかりを与える。

実験は, Fe-Si, Fe-Mn-Si 合金及び炭素鋼を用い, 22.7 kg の鋼塊を 1260°C で 13 mm 厚さの板に圧延した。3.2 mm 径の引張り試験を長手方向に採取した。試験片は, 変形温度かまたはそれ以上の温度で 1 h 焼鈍し, 約 13 Pa のアルゴン中で高温引張を実施した。その結果は, 下記のごとく要約される。

1) フェライトとパーライトの混合組織は, 共晶温度近傍で破壊しがたい。Consideré 状態 ($d\sigma/d\varepsilon = \sigma$) の歪みが小さく加工硬化の速度が, パーライトのために小さい。しかし, 600°C 以上でのネッキングの開始が遅れる。

2) パーライトとセメンタイトの過共晶鋼では, セメンタイトが脆く, 共晶温度以下で, オーステナイトが混合した状態でも脆化する。

3) オーステナイト域では, 中間温度の粒界破壊は MnS の析出で進行する。かりに S の量が少くとも, 焼鈍温度が高く, 焼鈍時間が短かかつたり, 冷却速度が速い時, または変形前の保持時間が短いと 1050°C 以下のオーステナイト域で粒界脆化を生ずる可能性がある。

4) フェライトやオーステナイトの中間温度域での脆化は, 析出物の温度域で説明できるかもしれないが, Mn や Si の効果については十分に理解されていない。

5) 動的再結晶は, オーステナイトの回復過程であり, 粒界脆化する前に始まると塑性の不安定性及び破壊の開始が遅れることがある。(望月俊男)

TiN 粒子分散及び分散無しの 20%Cr-25%Ni ステンレス鋼の定常クリープ

(R. C. ECOB.: Acta Metall., 32 (1984) 12, pp. 2149~2162)

20Cr-25Ni ステンレス鋼の窒化により TiN を分散させた試料 (分散鋼) と特に分散させていない試料 (単相鋼) を用い, そのクリープ挙動の特徴を明らかにし, 第 2 相粒子の役割をクリープ中の転位運動と関連させて検討した。

クリープ試験は定応力試験機を用い, 1123 K の温度で行い, 最小クリープ速度, TiN 粒子とマトリックスとのミスオリエンテーション, サブグレインサイズ, 転位密度等を測定し, 以下のような知見が得られた。

1) 応力 σ と最小クリープ速度 $\dot{\varepsilon}_{ss}$ の関係は, $\dot{\varepsilon}_{ss} = A(\sigma - \sigma_0)^P$ で表わすことができる。ここで A は定数, P は約 5, σ_0 は TiN 分散鋼においては約 80 MPa であるが, 単相鋼においては 0 MPa, 分散鋼においては, 80 MPa 以上の定常クリープは Orowan 機構が支配する。なお, 80 MPa 以下の応力におけるクリープの律速機構は, 転位の上昇運動と考えられる。

2) 分散鋼における TiN 粒子とマトリックスとのミスオリエンテーションは, 83 MPa で増加し始め, 126 MPa まで増加が続く。また, 応力とサブグレイン直径 d との関係は $(\sigma - 80) \propto 1/d$ となり, これらのことは, 分散鋼の支配的な高応力変形モードが Orowan 機構であることを示唆する。

3) 定常クリープ域における転位密度 ρ は, 両鋼とも

$\sigma = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho - \rho_0}$ ($\sigma > \sigma_0$) によつて表せる。ここで $\alpha \approx 1$, G は剛性率, b はバーガースベクトル, ρ_0 は十分焼なました状態における転位密度。また, 最小クリープ速度は, $\dot{\varepsilon}_{ss} = B(\rho - \rho_0)^{P/2}$ で表され, B は定数で両鋼とも類似した値となり, 両鋼のクリープ速度は転位密度 $\rho - \rho_0$ に対してほぼ同じ関係となる。

4) 回復速度やクリープ強さは ρ_0 に直接的には影響を受けない。それらは, ここで用いたような組織的に不均一な材料においては, 局所的な変形により生じる応力集中部の転位挙動に依存するためである。(田中秀雄)

5.5%Ni 低温用鋼の靱性を決める構成相の役割

(J. I. KIM et al.: Metall. Trans., 15A (1984) 12, pp. 2213~2219)

市販の 9%Ni や 5~6%Ni 鋼は, 低温用の構造用鋼として, フェライト相とオーステナイト相が共存する温度で焼もどされる。この結果, ラス・マルテンサイトとラスの周囲または前オーステナイト相の粒界に密に析出したオーステナイトと 2 相で構成されている。本鋼は, 遷移温度が低くかつ上部棚エネルギーが高い。後者については, 熱処理中にマトリックスの炭素がオーステナイト相に析出するためとされている。しかし, 前者は, 二三意見を異にする。1 つは「き裂鈍化現象」, もう一つは「粒界の微細化現象」である。本論文は, この点を明確にするために実施した。また, 熱間加工時の, オーステナイト析出相の安定性について論じた。

供試鋼は, 5.5%Ni 鋼の構成相を STEM-EDAX 法で分析し, 焼もどしマルテンサイト相 (0.50%C, 3.90%Mn, 9.0%Ni, 2.1%Cr, 2.0%Mo) と残留オーステナイト相 (0.01%C, 0.60%Mn, 5.0%Ni, 0.08%Cr, 0.34%Mo) が得られたので, 各々相当成分を別に溶製した。熱処理は Q (800°C×1 h 水冷), L (670°C×1 h 水冷), T (600°C×1 h 水冷) を実施した。ただし, オーステナイト相の相当鋼は Q 処理のみ, マルテンサイト相当鋼は, QL/T (L' 5.5%Ni 鋼と A_s 点が 30°C 異なるため 710°C に設定) 処理と結晶粒が大きいため 25 及び 50% の冷間加工を加えた。

実験の結果, 次の結論が得られた。

1) 5.5%Ni 鋼の QLT 処理は, 77 K で靱性がある。しかし, 構成相単独では, いずれも靱性が低く, この点, 「き裂の鈍化現象」では説明できない。

2) 上部棚エネルギーが高いのは, 焼もどしマルテンサイト相により決められる。結晶粒微細化の効果は小さい。

3) オーステナイトの析出は, 5.5%Ni 鋼のマルテンサイトから炭素を得て上部棚エネルギーを上げる。

4) 析出したオーステナイト相の加工熱処理の安定性は, その化学成分に依存している。もちろん, 粒径及びマルテンサイト相の拘束力も効果がある。(望月俊男)

微量の Zr 添加による Ni-20Cr 合金のクリープ強さ及び延性の改善について

(J. H. SCHNEIBEL et al.: Metall. Trans., 16A (1985) 4, pp. 651~660)

Ni 基超耐熱合金に微量の Zr を添加するとクリープ強さ及び破断延性は向上することがよく知られている。しかし, その機構についてはいまだに明らかにされてい

ない。本論文は、炭化物及び γ' などの析出粒子を含まない高純度の Ni-20Cr 合金を用いて Zr 添加 (0.11 wt%) のクリープ強さ及び破断延性に及ぼす影響を検討したものである。

クリープ試験は真空中、800°C、応力 10~50 MPa で行い、拡散クリープ速度の測定は直径 1mm 線をコイル状に巻いた試験片を用いて真空及び水素雰囲気中、応力 3.5 MPa 以下で行っている。

Ni-20Cr 合金に Zr を 0.11 wt% 添加すると最小クリープ速度は約 1/10 に減少する。また、Zr の添加により粒界拡散係数は約 1/10 に減少するが、体積拡散係数に大きな違いは認められない。Ni-20Cr 合金はキャビティーが粒界に生じて破壊に至り、破断伸びは約 20% であるが、Zr 添加合金では動的再結晶を伴う延性破壊であり、破断伸びは 100% を超え、空泡は破面のごく近傍でのみ観察された。なお、Zr 添加合金では Ni₅Zr

及び ZrO₂ に加えて炭硫化物、Z₄C₂S₂ が観察された。このことは、硫黄が 20 ppm と非常に低い合金系においても Zr は硫黄を固着する効果をもつことを示している。

Zr の添加によるクリープ抵抗の増加は体積拡散係数の減少、積層欠陥エネルギーの減少、第二相粒子による強化では説明できず、おもに短範囲規則格子の形成及び転位組織と関連する Zr の固溶強化に起因すると推察している。

Ni-20Cr 合金におけるキャビティーの成長速度は粒界拡散に基づいた理論式から予想される値とよく一致するが、Zr 添加合金では硫黄が固着されるとともに、動的再結晶が生じ、これにより粒界が移動してキャビティーの核生成及び成長が抑制され、大きな破断伸びを示したものと推論している。(竹山雅夫)

コ ラ ム

ISO 漢字

最近、中国の方とお付き合いする機会が増えていますが、会話の中でどうしても単語の意味が通じないとき、文字を書くときとすぐに通じることがときどきあります。私の書いた文字は、ほとんど先方で理解して下さるのですが、先方が書いて下さったものが、どうにも私の理解力を越えるものがあり、困ることがあります。これはご推察のとおり、日本と中国とで、漢字の簡略体が異なっているためです。そのような時には、ビスやナットやその他のもののように、漢字にも ISO のような国際規格があれば良いのに、と思ったりします。

とはいえ、ISO 漢字ができたとしても、日中間で同字異義がいくつもあるらしいので、すべてが解決、というわけでもないようです。しかし、これに類似した問題は他の外国語にもありますので、我慢しなければいけないのかもしれない。たとえば、私の名前はローマ字では Sasabe と書くことにしていますが、ドイツの中部から北の方の人はザザーベと呼んでくれま

す。ササベという書きかたはないようです。中国の方からは、Xasabe と書くのかそれとも Sasabe と書くのか、と質問されました。アクセントのあるサ行は中国では S ではなく X で書くのだそうです。

ここまで書いてきましたら、和文英訳のためのソフトを何十万円かで販売します、という新聞広告を見つけました。和文英訳ができるのなら、和文中国語訳その他のものもいずれ開発されるでしょう。そうだとすると、ISO 漢字などという提案は陳腐なもの、ということになります。要は相手の言うことを正確に理解できることと、私の申し上げたいことを相手の方に正確に理解していただくことにあるのですから。

本音を申し上げますと、普通に話をしていると、胸のポケットに入れた機械が自動的に相手の言葉に翻訳してしゃべってくれるようなものが欲しいのです。早くそのような機械ができてほしいと切望しています。ただし、私の手の出せるような価格で。

(千葉工業大学 雀部 実)