

## 抄 録

## —製 銑—

## 高炉下部におけるウスタイトの還元、コークスのガス化のカップル反応機構：パート I

(I. GABALLAH and J. SZEKELY: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 2, pp. 65~74)

高炉の下部でのカップル反応—ウスタイトの還元とコークスのガス化—機構を実験により検討した。この際、低燃比で操業している近代大型高炉 MBFS と高燃比で操業している従来の高炉 RBFS の2つのケースについて、その温度、ガス分布をもとにシミュレーションを行った。これにより、ウスタイトの還元割合  $%R$ 、ガス化したコークスの割合  $%B$  を実測し、さらに還元速度  $R_r$ 、ガス化速度  $R_g$ 、及び  $\eta(=R_g-R_c)$  を計算した。

これらにより、以下の結論を得た。

1. コークスの反応特性は、その履歴により大きく影響される。従つて、温度、ガス条件が変化する際の反応挙動を一定の条件下での測定値から予測するのは、困難である。

2. ウスタイトの還元とコークスのガス化に関する高炉の下部での CO の生成と消費の不均衡を評価する技術を考えてた。

3. アルカリレベルが低い場合、MBFS において、通常のコークスを用いればコークスのガス化とウスタイトの還元との間では、平衡が保たれる。

しかし、成形炭を用いれば、過剰のガス化反応が起こる。そして、この過剰のガス化反応は RBFS では過小評価される。

4. MBFS は、コークスのガス化速度に影響するような要素、例えばアルカリの装入量、コークスの反応性、装入物中の成形炭の割合の影響を受けやすい。逆に、RBFS では、それらの影響は小さい。(上谷年男)

## —鑄 造—

## 水平連鑄機の工業的展望

(P. VOSS-SPIJKER and W. REICHEL: Iron Steel Eng., 60 (1983) 6, pp. 32~38)

最近、水平連鑄法が実用化され多大な関心を集めているが、それは通常のプロレット連鑄機では製造困難であつた特殊鋼や高級鋼の分野への適用が可能である事と小規模生産に適合している事による理由によると考えられる。

水平連鑄法の開発経緯をたどると、基本的には General Motors Corp., Davy-Loewy Ltd., Tula Sherm-et の三方式のものがあるが、いずれの方式においても鑄型内凝固殻強度の制約から、プロレットは間欠的に引き抜かれる。前二者の方式では、引き抜き停止に続き圧縮および静止のサイクルパターンを適用して安定した高速連鑄が可能となつている。鑄造速度は、鋼種、サイズおよびスーパーヒート等の関連で決定されるが、具体的にはサイクルパターンの設定の仕方による。圧縮量・速度は非常に狭い範囲内で選ばれるので、鑄造速度への影響は小さいが、これに対して引き抜き量・速度と静止時間

の影響は大きい。しかしながら、プリスターや引き抜きマークの形成等のプロレット表面品質の適正化の面から最適なサイクルパターンの設定が重要である。

水平連鑄設備は、タンディッシュ、鑄型および引き抜き装置より構成されている。タンディッシュと鑄型との気密な接続が必須であるが、この事は同時に、鑄型への溶鋼の無酸化かつ一定量供給を可能ならしめている。ノズル耐火物としては、耐用性から  $ZrO_2$  などが使用される。鑄型との接続耐火物としては、この部分が凝固開始点となりしかもプロレットの引き抜き時に凝固殻が容易に離れる必要のある事から、BN 材質のものが開発されて来た。鑄型としては冷却制御や引き抜き抵抗緩和の面から、銅および黒鉛材質が望ましい。引き抜き装置は、サイクルパターンを正確かつ再現性よく制御すべく、油圧シリンダー2台と電子制御機構を有している。水平連鑄法でのプロレットサイズは、90~150 mm(角丸)が大部分であるが、250 mm(角丸)も可能である。Mannesmann Demag と Fonderies Magotteaux とで種々の特殊鋼を鑄造し圧延したが、工具鋼を除き、無手入で良好な成品が得られた。経済的にも、炉容 25 t 能力 6 万 t/y の1ストランド設備で、鑄造コストは約 \$ 35/t である。(菅原 健)

## —性 質—

## Alloy 800 の 838 K における機械的性質の挙動

(W. B. JONES and R. M. ALLEN: Metall. Trans., 13A (1982) 4, pp. 637~648)

Alloy 800 は、高温でくり返し荷重が負荷される状態での挙動に不明確な点もあるが耐食性とクリープ強度を要求される用途に近年多く使用されてきている。AS-TM 規格に沿つた材料でも、マイクロ組織と高温の機械的性質は広い範囲にわたつているが、これらの相違は C, Ti あるいは Al などの微量成分によるだけでなく材料の最終溶体化処理によるものである。そこで規格内の成分と最終熱処理の異なる3種類の市販の試料を用いて 838 K での機械的性質の挙動を調査する目的で、高温引張り・クリープ試験および低サイクル疲労試験(歪み範囲 0.2~1.4%)を実施し TEM を用いて試験前後のマイクロ組織の比較を行った。

838 K での引張り特性とクリープ挙動は結晶粒の影響が大きく 1450 K で溶体化処理を実施した試料では、結晶粒が大きいため引張試験で耐力が減少するが、クリープ試験では破断時間が伸び、クリープ速度が遅くなる効果を示した。

本合金の低サイクル疲労の挙動は、転位の増加によるくり返し硬化(Cyclic hardening)の影響だけでなく析出による硬化の影響があり、低い塑性歪み範囲では析出が加わることにより二次硬化を生ずる。本試験温度での本合金の  $M_{23}C_6$ , Ti(C, N) と  $\gamma'$  についての恒温変態曲線とオーステナイト基地中の  $\gamma'$ , Ti と C についての固溶限界曲線より、この析出挙動は溶体化材では基地の転位上に形成される  $M_{23}C_6$  型炭化物、低 C のミルスケール中での焼なまし材では基地中への  $\gamma'$  粒子の均一な分布によるものである。本試験は  $M_{23}C_6$  炭化物と  $\gamma'$  の析出温度での変形の影響を調査するために実施されたが、高温の時効効果と機械的なくり返しが重なり転位が

核形成位置として  $M_{23}C_6$  炭化物の形成が促進される。一方、 $\gamma'$  の析出についてはくり返しによる変形と温度が関係する訳ではなく、Planar slip が slip band で細かな  $\gamma'$  粒子を再溶解するように作用するためである。

(原 隆三)

#### クリープ条件下における粒界キャビティ成長機構に及ぼす偏析の影響

(W. D. Nix, et al.: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 563~570)

クリープ条件下における粒界キャビティの成長機構に及ぼす偏析の影響について概説する。ここで、粒界キャビティの径は  $0.2\sim 20\ \mu\text{m}$  と仮定し、溶質がどのように粒界エネルギー ( $\gamma_{GB}$ )、表面エネルギー ( $\gamma_s$ )、粒界拡散係数 ( $D_{GB}$ )、表面拡散係数 ( $D_s$ )、格子拡散係数 ( $D_L$ ) およびマトリックスのクリープ強度に影響するかを検討した。

多結晶体の粒界におけるキャビティが拘束されないで成長するとき (HULL と RIMMER, SPEIGHT と BEERE, RAJ と ASHBY, CHUANG と RICE, PHARR と NIX, MARTINEZ と NIX, HANCOCK, NEEDLEMAN と RICE), キャビティ成長速度は、 $D_{GB}$ 、 $D_s$  および  $D_L$  に支配される。キャビティ成長は、周囲の結晶粒におけるクリープ変形によつて拘束される (DYSON, RICE, RAJ と GHOSH)。

粒界およびキャビティ表面への溶質の偏析は、種々な形態でキャビティ成長に影響を与える。キャビティが偏平なクラック状の場合、偏析による  $\gamma_s$  の減少はキャビティ成長速度を増加させる。 $D_{GB}$  は溶質が増すとともに増加したり減少したりする (GLEITER と CHALMERS, BORISOV ら)。BORISOV らによる現象論的な格子拡散エネルギー、粒界拡散エネルギーおよび粒界エネルギーに関する関係図によると、偏析の増加とともに  $D_{GB}/D_L$  は減少するので、偏析による粒界拡散支配のキャビティ成長は遅くなる。場合によつては溶質の添加は  $D_L$  を増し、クリープ支配のキャビティ成長速度を増加させる。 $D_s$  に及ぼす溶質偏析の影響に関する知見はないが、もし表面拡散が偏析によつて大きく増加するならば、キャビティ成長速度は粒界拡散かあるいは Power law クリープ (格子拡散に関連する) によつて制限されるものと思われる。

(田中千秋)

#### オーステナイト・ステンレス鋼の高温クリープ強度に及ぼす残留及び微量元素の効果

(R. W. SWINDEMAN, et al.: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 581~593)

オーステナイト・ステンレス鋼のクリープ強度や延性におけるヒート間のばらつき要因を残留及び微量元素と加工熱処理による観点からレビューした。特に炭化物の非安定化鋼である 304 及び 316 鋼について、これまで蓄積された日 (金材技研)、米 (ORLN) 及び英 (BSCC) のデータを用いた。化学成分による長時間強度の回帰分析や、溶接を含む加工熱処理による析出物と偏析による破壊機構の変化をオージェ電子分光分析により調べた例などを紹介し、今後、必要な研究の方向を考察した。

304 鋼のヒート間のばらつきに対して ORNL と金材技研のデータを対比させた検討によると、クリープ強度の上昇に最も効果的な元素は Nb であり、S や P による

強度及び延性の劣化は認められず、短時間強度と長時間強度の傾向はほぼ一致している。316 鋼については N, P, Mn は長時間強度に無関係であるが、ORNL での検討によれば最も高強度のヒートは B (100 ppm) と Nb (0.12%) が高く、S (0.007%) は低くなっている。一方、多数ヒートの化学成分を説明変数とする回帰分析結果は 316 鋼での S は強化元素となっていたが、他の弱化学素との組み合わせ効果のためと考えられ、この種の解析結果の解釈には注意を要する。

304 鋼の溶接金属成分である 308 鋼についての系統的な研究によれば、1) C はクリープ強度を高め、延性を下げる。2) Si を下げるとクリープ速度が増し、延性も高まる。3) P はクリープ破断強度を上げる。4) S の影響はほとんどない。これらの結果から開発された 308 CRE (controlled residual element) では高目の P と Ti 及び B の添加が行われている。

オーステナイト・ステンレスはある程度の冷間加工を受けた状態で高温で使用される。従つて、主要な析出物である  $M_{23}C_6$  炭化物の析出、成長挙動に及ぼす加工熱処理効果の解明が重要で、日本 (東工大グループ) の研究が注目される。一方、実際の使用状態に対応した組織的な検討、特に表面活性元素 (S, P, B, Ni) の界面付近での偏析と性質の関係を明らかにする必要がある。

(門馬義雄)

#### 加工による水素侵食の促進

(S. F. CLUGSTON, et al.: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 695~699)

先に著者の一人は水素侵食におよぼす冷間加工の影響を調べる目的で、1020 シリコンキルド炭素鋼の短冊状試験片に三点曲げ試験による加工を加えた試料を用いた。また焼なましの影響を調べるため、上述の一部の試料に再結晶温度より高い  $650^\circ\text{C}$  で 1 h の焼なましを行った試料も用いた。本報告はこれと同一条件の試料を用い、加工により水素侵食が促進される原因を調べたものである。ただしここでは水素中での曝露は行っていない。曲げ試験片側面の引張り変形および圧縮変形をうけた領域と加工の影響をうけない端部から試験片を切り出し、エメリー研磨と電解研磨を行ったのち二段レプリカを作成した。これを TEM 観察した。

それによると微小割れがセメンタイトを含むフェライト/フェライト粒界やフェライト/パーライト粒界で見出された。セメンタイトが 2 ミクロン程度以下のプレートの場合、割れはその端から界面剝離の形で発生した。セメンタイトのプレートが非常に長いときはそれ自身に割れが発生した。また大多数の割れは引張変形領域の応力軸に平行な粒界上に集中していた。これらの観察結果は、マトリックス中に弾性定数の異なる介在物が存在するというモデルを考え、変形後の介在物のまわりの応力状態の計算結果から理解できる。

曲げ試験片に  $650^\circ\text{C}\times 1\text{h}$  の焼なましを施すと、水素侵食におよぼす加工の影響は取り除かれるが、微小割れは消失しない。従つて冷間加工により水素侵食が促進される原因として、セメンタイトのまわりの残留応力が考えられる。水素侵食に異方性が観察されるのも、介在物のまわりの応力場の計算値から理解できる。

(以下 292 ページへ続く)

(宮地博文)

12月に彼から手紙が届き、Wax Process がイラクで特許登録された、については日本の学会で発表したいという主旨であつたので、私は講演大会の開催予定等を調べて返事をした。しかし、翌57年4月になつて、学会には出席できないが、投稿だけでもしたいと4ページほどの手書きの原稿を送つてきたので、私はさつそく協会に投稿の手続きをした。

編集委員会で審査された結果、原稿の内容に不備な点があり補足修正してほしいとの連絡があつたので、昭和57年8月に彼にこの旨通知したが、彼からは何の返事も来ない。その理由は不明であるが、彼の投稿の意志は変わらないものと考え、編集委員会の判断に基づき、彼の

返事を待つことなく、若干の修正をすることで欧文誌掲載が決定された。

私としては、イラクでの3か月の生活は、覚悟はして行つたものの、猛暑の最中で、専門家の受入れ態勢の不備なども手伝つて、苦しいことばかりの連続で、あまりよい印象は残つていない。しかし、その中であつて、彼の友情はいつも私を勇気づけてくれた。遙かに彼の健在を祈つて筆をおく。

#### 文 献

- 1) 鉄鋼便覧第Ⅱ巻 (日本鉄鋼協会編) (1980), p. 332 [丸善]

#### (294 ページより)

#### 3%Ni Cr Mo V 低圧タービンディスク鋼の破壊靱性に及ぼす温度、試験片寸法および形状の影響

(N. B. SHAW and G. M. SPINK: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 751~759)

低圧タービンディスクの安全性を評価するために、破壊靱性とその解析方法について研究した。3%Ni Cr Mo V鋼について  $-100\sim 100^{\circ}\text{C}$  の温度で破壊靱性試験を行った。試験片は12.5~100 mm厚のコンパクトテンション (CT) 試験片と片側切り欠き曲げ試験片および半円板型曲げ試験片である。

破壊靱性は遷移温度まで試験温度の上昇とともに増加する。この遷移温度は安定延性き裂の進展開始温度と一致していた。遷移温度以下の温度では破壊は線型弾性または弾塑性破壊力学によつて解析することができる。遷移温度以上の温度では破壊は塑性崩壊 (plastic collapse) によつて起こつた。

遷移温度は試験片が小さくなると、しだいに低下する。そして試験片厚さが同じであれば曲げ試験片より

CT 試験片によつて得られた遷移温度のほうが低い。遷移温度領域では小型試験片でフルサイズの構成部品の破壊挙動を予測することはできない。遷移温度以下の温度ではデータは非常にばらついて、3倍にも達することがあつた。

試験片はできる限り大きなものを用いるべきであり、もし破壊が安定延性き裂の進展なしにへき開によつて起こる場合には、より大きい構成部品の挙動は予測できる。遷移温度以下の温度範囲で概略の破壊靱性値を推定するのは或る温度で試験し、他の研究者のデータも用いてここで数式化した規準曲線を用いれば可能である。もし材料が少なければシャルピー破面遷移温度から  $K_{IC}$  の下限界を推定できる。ただしこの場合は過度に小さく評価することになる。破壊が塑性崩壊で起こる場合には構成部品が同じ温度で同様の形態で破損することを示すことができないかぎり、フルスケールの構成部品の破壊は予測できない。

(安中 嵩)