

抄 録

—製 鉄—

層状装入層の通気抵抗

(J. SZEKELY and M. PROPSTER: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 1, pp. 15~22)

本報告は高炉に装入するコークス、焼結鉱またはペレットを層状に装入し、高さ方向の圧力分布を測定しその結果を述べている。

充填塔は径 0.97m、高さ 1.07m で、壁効果を少なくするために大きくした。圧力の測定は層内に端子を 2cm 挿入し、ピエゾメーターで行なつた。

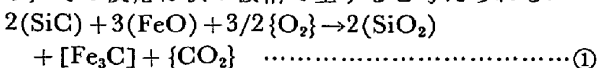
各試料をそれぞれ装入した層の圧力損失とガス流速の関係は Eruhur の式と 7% の範囲で一致した。

2 種類の粒子を層状 (水平) に装入した層において、高さ方向の圧力分布は、ガス流速が 1.2~2.8m/sec で直線的に変化した。しかし、層の境界領域での圧力損失は、とくに大粒子層の上に小粒子を装入するとき、約 10% 増大した。この圧力損失はガス流速の 2 乗に比例して増大した。大粒子層 (コークス) の上に小粒子 (焼結鉱) を装入すれば、焼結鉱がコークス層の間隙に侵入して空隙率が小さくなり、境界領域での圧力損失が高くなる。ERGUN の式から求めた空隙率と C. FURNAS による 2 種粒度粒子の混合層における空隙率はよい一致を見た。したがって、大粒子層の上に小粒子を装入する場合、それらの粒度差が大きくなるようにすべきである。これは原料の事前処理および装入装置の最適化によつて可能である。さらに、コークスと鉱石からなる層状 (傾斜) の装入層におけるガスの流線を数学モデルから求め図示した。(天辰正義)

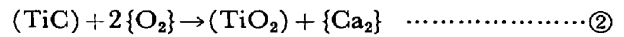
—製 鋼—

エレクトロスラグ法による予備還元ペレットからの製鋼法 (R. H. NAFZIGER and R. R. JORDAN: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 1, pp. 39~44)

本報告は、予備還元したペレットを消耗電極として、エレクトロスラグ法による製鋼法を小型実験によつて検討したものである。まず、粉末状の合金元素を配合したペレットを等加圧成形によつて棒状とし、これを消耗電極としてエレクトロスラグ溶解を行ない、鋼塊を製造した。普通炭素鋼、高 Mn 鋼および高合金の機械用鋼材は、70CaF₂-15CaO-15Al₂O₃% の熔融フラックスを用いて製造できた。また、産地の異なるペレットを使用した調査では、脱酸剤を添加せずに、少なくとも 93% の金属を得られることがわかった。一方、熔融時に十分な脱酸を行ない気泡の少ないインゴットを製造するには、少なくとも 15% の SiC か 40% の TiC を脱酸剤として使用すればよい。ここでスラグ中に添加した炭化物のうち、SiC や TiC は CaC よりも容易に熔融し、脱酸剤として作用する。特に SiC は、最も有効な脱酸剤であり、その反応は次の機構で生ずると考えられる。



また TiC は、次の様に反応すると考えられる。



①式の反応によつて生成した SiO₂ は、その後脱酸されて Si としてメタル中に入るが、TiO₂ はそれほど脱酸されない。さらに、ある程度の炭化物粒子が鋼塊中に残留すると、柱状晶粒の成長を抑制し、等軸晶粒の成長を促進する。また、Al を脱酸剤として使用すると、他の脱酸剤を使用した場合に比べ、きわめて硬い材質の鋼塊が得られた。このようにして、完全に割れない板は、0.8% の Mn を加えて予備還元したペレットを用い、エレクトロスラグ溶解によつて製造した鋼塊を鍛造および圧延することで製造できる。なお、高炭素鋼の鋼塊は、非消耗の黒鉛電極を有するエレクトロスラグ炉中へ、ペレットを挿入する方法で製造した。(土田 裕)

熔融 Fe-Si-C 合金中の成分の活量

(I. S. KULIKOV: Izv. Akad. Nauk SSSR. Metally, (1977) 1, pp. 89~92)

合金鉄および鉄鉄の基礎系である Fe-Si-C 系の熱力学的性質を発表されている熱力学のデータを用いて検討した。

Si + C = SiC については

$$\Delta G_T^\circ = -16450 + 1.81T \quad (1000 \sim 1690\text{K})$$

$$\Delta G_T^\circ = -28332 + 8.84T \quad (1690 \sim 1996\text{K})$$

鉄中の C の溶解度から

$$\log \gamma_{\text{C}}^{\text{sat}} = -\frac{560}{T} + 0.375$$

稀薄溶液の γ_{C}° については

$$\log \gamma_{\text{C}}^\circ = \frac{1180}{T} - 0.874$$

鉄と Si の稀薄溶液については

$$\log \gamma_{\text{Si}}^\circ = -\frac{5624}{T} + 0.253$$

といった値が知られている。以上の値と SiC と平衡する Fe-Si-C_{sat} 溶液の [%Si] および [%C] の関係から (Fe-Si-C)-C_{sat}-SiC 系における C と Si の活量係数を次の関係式に従つて計算した。

$$\ln f_{\text{Si}} = \epsilon_{\text{Si}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}} + \epsilon_{\text{Si}}^{\text{C}} N_{\text{C}} \quad \text{①}$$

$$\ln f_{\text{C}} = \epsilon_{\text{C}}^{\text{C}} N_{\text{C}} + \epsilon_{\text{C}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}} \quad \text{②}$$

ここで $\epsilon_{\text{C}}^{\text{C}}$ は Fe-C_{sat} のデータから決め次のようなパラメーターを得た。

$$\epsilon_{\text{C}}^{\text{C}} = \frac{6015}{T} + 6.74 \quad \text{③}$$

$$\epsilon_{\text{C}}^{\text{Si}} = \epsilon_{\text{Si}}^{\text{C}} = \frac{22600}{T} + 0.30 \quad \text{④}$$

$$\epsilon_{\text{Si}}^{\text{Si}} = \frac{24720}{T} - 3.36 \quad (1473 \sim 1693\text{K}) \quad \text{⑤}$$

$$\epsilon_{\text{Si}}^{\text{C}} = \frac{8850}{T} + 6.01 \quad (1693 \sim 1963\text{K}) \quad \text{⑥}$$

(郡司好喜)

Al およびミッシュメタルで脱酸した高炭素鋼の凝固過程における介在物の析出について

(S. MALM: Scand. J. Met., 5 (1976) 6, pp. 248~

257)

高炭素鋼 (0.76%~1.28% C) の介在物を圧延スラブで調査し, [Al] および [Ce] 濃度と介在物形態とを明らかにすることを目的として特に凝固過程での介在物の析出について注目した。

鋼片中の介在物の形態は [Al] [Ce] 濃度に影響され $MnS + Al_2O_3$ のものから $MnS + RE_{oxides}RE_{oxysulphides}$ まで変化する。これら鋼片中の代表的な介在物は MnS , Al_2O_3 , $(RE)Al_{11}O_{18}$, $(RE)AlO_3$, $(RE)AlO_2S$ であり, [Al] が少ない時には $(RE)SiO_2S$ が見られる。観察される介在物の大部分は 5μ 以下で, Al_2O_3 , RE_{oxides} は特に微細であるが, $RE_{oxysulphides}$ は比較的大きくなる。

高炭素鋼において溶鋼酸素は製造前に [C][Si][Mn] の脱酸平衡にあると考えられることから, 観察された微細な介在物は凝固過程に生成したと考えられる。すなわち凝固過程での温度降下と溶質の濃化によりデンドライト樹間が均一核生成の過飽和度に到し介在物が生成する。この概念の基に鋼成分による介在物の形態を予測する式を提案した。 $[M]_x + [O]_y = M_xO_y$ の脱酸式をもとに [M] および [O] の凝固過程での液相濃度を (1) 式および (2) 式で与え, M_xO_y の核生成式を脱酸平衡式から (3) 式で求める。

$$M^L = M^0(1 - f_s)^{k_0^M - 1} \dots\dots\dots (1)$$

$$O^L = O^0 / (1 - f_s + f_s k_0^O) \dots\dots\dots (2)$$

$$- \log [M^0(1 - f_s)^{k_0^M - 1}]^x - \log [O^0 / (1 - f_s k_0^O)]^y \geq S_{M_xO_y} \dots\dots\dots (3)$$

ただし, M^L, O^L : [M], [O] 液相濃度
 f : 固相率 k_0 : 平衡分配係数
 $S_{M_xO_y}$: 過飽和度による係数

(3) 式の左辺を各固率で計算し, 式を満足した固相率で M_xO_y が析出する。

(3) 式により各試験材の [Al], [Ce], [O] および [S] 濃度から計算した予測される介在物は, 観察された介在物と非常によく一致した。また観察結果と (3) 式を対応すると固相率の小さい時析出した介在物は大型になることが確認された。これは (3) 式は介在物の形態だけでなく, 大きさも予測されることを示し, 介在物の形状制御に有効な式であることを明示している。(石田寿秋)

— 加 工 —

強化鋼の冷間ねじり

(T. C. HARRISON: Met. & Metal Form, 44 (1977) 2, pp. 56~62)

この論文の目的は, 冷間ねじりによつて高耐力冷間加工強化棒を製造する際に最良の組合せの引張性質を得るための熱間圧延棒を供給するときに考慮しなければならない因子を決定することにある。

試料は 12m 長の真直棒, 面とりをした角棒などから切りとつた 350mm の長さ, 直径 16mm の棒である。使用した 8 種の鋼の炭素含有量は 0.18~0.27% で, パーライト量が 16.5~27.6%, 結晶粒度 $d^{-1/2}$ は 7.58~10.43 $mm^{-1/2}$ である。

おのおのの試料は異なつた度合いのねじりをかけて加

工硬化させた。ねじり回数はピッチであらわし棒直径の 19~6 倍の範囲であつた。直径の 10 倍までのピッチを与えるトルクをかけてねじりを行なつた結果, 加工硬化によつてトルクはすべて $120 \pm 10 Nm$ 増加した。圧延したままと冷間ねじり後の棒について引張試験を行ない, 耐力は圧延したままでは $284 \sim 407 N/mm^2$ であつたのに対して冷間ねじりを加えた後ではピッチ 6.1 で最高 $615 N/mm^2$ にまで達した。

270Nm のトルクで冷間ねじりを行ない, ピッチが 13.5 と 11.7 いにした二種の試料の時効試験を行なつた。3 カ月間室温で自然時効したものと, $100^\circ C$ と $250^\circ C$ で人工的に時効処理したものについて引張試験の結果, 耐力および引張強さの増加は $59 N/m^2$ 以下であつたが 3 年間の自然時効後と $100^\circ C$ で 30 min とは同等であつた。耐力とトルクの関係式からねじり中のトルクの測定を行なえば最終製品の強度をコントロールすることができ, 耐力の要求性質である $460 \sim 500 N/m^2$ は安定して得られる。

結晶微細化元素を含有しない鋼のフェライト粒度は, 熱間圧延棒がうける仕上げと冷却の状態によつて大きく影響されること, 最終的な冷間ねじり強度のレベルはもとの熱間圧延棒の強度に大きく依存していることがわかつた。(高橋恒雄)

鉄-3wt% シリコン合金におけるパルスレーザーによる誘起変形

(A. H. CLAUER, et al.: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 119~125)

高出力のパルスレーザーで非常に短いパルスの強いレーザー光を照射することにより, 標的試料に応力波もしくは衝撃波が発生する。この論文は鉄-3wt% シリコン合金中に生じた衝撃誘起による塑性変形の量と, 各種の表面被覆を施した場合のレーザーのパルスの長さやパワー密度の関連性に関する一連の実験について報告したものである。

供試材料はたやすく食孔が得られ, 塑性変形の分布と変形量を観察しやすい鉄-3 wt% シリコン合金を使用した。大半の試料は 3mm 厚のものを用いたが組織変化や圧力波の減衰を調べるため薄い試料も使用した。レーザーによる衝撃試験はレーザービームのパワー密度を $2.8 \times 10^8 \sim 4.04 \times 10^9 w/cm^2$, パルスの長さを $25 \sim 200 \times 10^{-9} sec$ まで変化させ, かつ試料表面に鉛, 水晶, および鉛と水晶の両方を被覆することにより応力波の強度と持続時間を変化させた。応力波により試料中に生じた変形の分布と変形量の相違は, 試料を切断し腐食してエッチピットを観察することによつて求めた。

レーザー衝撃による誘起変形の程度はレーザービームのパワー密度に依存していた。表面被覆の効果調べた結果, 一定のパワー密度のレーザーを照射した場合, 鉛-水晶複合被覆の試料で最大の変形を生じたが, $5 \times 10^9 w/cm^2$ の中位のパワー密度が最も効果的であつた。試料の厚さの効果は, 試料が厚い場合は中心部は表面よりも変形を受けないが, 試料が薄くなるにしたがい変形は均一になり, 0.2mm の厚さの試料で 1% の引張ひずみに相当する均一な変形が観察された。パルスの長さの効果は $30 \times 10^{-9} sec$ と $200 \times 10^{-9} sec$ の 2 種類のパルスにつ

いて調べたところ後者の試料では溶解したのも観察された。衝撃による変形は主としてすべりによるが、双晶による変形も観察された。(松井達造)

一性 質

環境による鋼の破壊におよぼす金属材料学的因子の影響 (I. M. BERNSTEIN and A. W. THOMPSON: Intern. Metals Reviews, 21 (1976) 12, pp. 269~287)

環境による鋼の脆化におよぼす化学成分、結晶粒径、集合組織、微視組織、熱処理などの影響に関する多くの研究をレビューし以下の結論を得た。

C, Mn, Sb, P の添加は悪影響を及ぼすが、Si, Ti は水素脆性を緩和する。結晶粒および下部組織を細かくするとよい結果が得られる。方向性を有する集合組織の効果は大きく、利用を検討する価値がある。微視組織の効果は複雑であるが、一般にオースフォームした焼入焼もどし組織、球状化炭化物が細かく分散した組織、パーライトのラメラ間隔の小さい組織などは環境脆化に対し有効である。これは炭化物、窒化物の界面、結晶粒界、双晶あるいはマルテンサイトの界面が水素を捉えることにもよると考えられる。固溶元素の分配の仕方、水素の捕捉の性質、下部組織の大きさを変化させる熱処理は最も大切で、うまく利用すれば最大の効果が得られるが間違えると害も大きい。炭素の粒界あるいは格子への分配は鋼の割れ感受性を高め、炭化物・フェライト界面あるいは前オーステナイト粒界に偏析した As, P は焼もどし脆性を生じる。この焼もどし脆性を生じる熱処理は水素脆性をも促進する。このように1つの熱処理によりいくつかの脆化現象が類似の影響をうけるので、ある1つの脆化現象を解明しようとすると同様に、熱処理をいろいろ変えて広く研究することも必要である。なお合金元素の効果は脆化現象の種類、電気化学的条件の違いによつて異なることに注意しなくてはならない。捕捉効果についても同様で環境の相違によつてよくも悪くもなる。

以上の結論は環境が水素である場合、水溶液中の高強度鋼の場合に明らかであるが、水素の直接的働きがはつきりしない時にも拡張できる。しかしこのことはアノード溶解の重要性を否定するものではない。水素脆性とは成分、微視組織、熱処理によつて作り出された脆化を水素がさらに促進するものとも考えられる。(柴田浩司)

Alloy 800 の粒界腐食に対する鋭敏化時間

(S. J. SANDERSON: Met. Sci., 11 (1977) 1, pp. 23~30)

Alloy 800 (32wt%Ni-20Cr-46Fe-Al-Ti-C) は、原子力装置に用いられる候補合金であるが、 γ -ステンレス鋼と同じように、ある熱処理条件のもとで鋭敏化され粒界腐食を起こす。粒界腐食の原因となる粒界炭化物の生成を抑えるため、Cを下げ Ti が添加されているが、鋭敏化を予測する Cr 欠乏帯モデルの適用において、Cr リッチ析出物とマトリクス境界の Cr 濃度の評価が最大の問題である。

本研究は、C が 0.019%, Ti:C が 24.2:1, Ti:(C+N) が 10:1 の合金を用い、Cr リッチ粒界炭化物の溶解温度を電子顕微鏡的に決定し、炭化物とマトリクス境界における平衡濃度を与える溶解度積の計算式を決定

し、それから予測される理論的鋭敏化曲線と2つの標準溶液の浸せき試験から得られた実験的鋭敏化曲線を比較したものである。

まず、Cr リッチ粒界炭化物の析出に対する TTT 図を直接通電法によつて決定した。試料を 1050°C に 0.5 h 加熱し、Ar ガスジェットで 250°C/s の速度で所定の温度まで急冷し、各時間時効したのち室温まで急冷し薄膜試料を作り電子顕微鏡で観察した。つぎに、TTS 図 (Time-temperature-sensitization) を実験的に求めた。すなわち、1050°C と 950°C で焼なましたのち直接時効した試料を、ASTM 262-70(B) と (E) に対応する硫酸第二鉄-硫酸中に 120 h、および銅-硫酸銅-硫酸中に 24 h 浸せきして粒界腐食試験した。

この実験に用いたような低 C で、Ti/C と Ti/(C+N) 比の高い合金においても、適当な熱処理によつて鋭敏化よることができ、粒界腐食の不感性が単に Ti/C 比のみの関数でないことが示された。また 950°C で焼なました合金は、1050°C で焼なました合金よりも鋭敏化の程度が少なかったが、この現象に対しては TiC の析出状態、結晶粒の微細化が対応し、Cr 欠乏帯理論と合金の自己補修モデルを組み合わせて説明された。また透過電子顕微鏡観察によつて、鋭敏化と自己補修状態のいずれにおいても、 $M_{23}C_6$ 型の粒界炭化物が存在していることが明らかにされた。(青木孝夫)

Fe-Cr-N 系合金の焼戻しマルテンサイトの微細組織

(L. K. V. LOU and D. H. JACK: Met. Sci. 11 (1977) 2, pp. 46~53)

Fe-5.9%Cr-0.5%N 系合金を焼入れた後 25~550°C の範囲で焼戻したときの組織変化を電顕観察、電子回折、X線回折および微小硬さ測定により調べた。おもな結果は次のとおりである。

1) 焼戻し過程ではゾーンや中間析出物など一連の析出段階を経て最終的には平衡析出物の CrN (fcc 構造) が形成される。

2) 置換型溶質原子の易動度が大きくない温度域で生ずるゾーンはマトリクスの {001} 面上に規則的に配列した α'' -Fe₁₆N₂ の薄いプレートに類似している。電顕写真には弱い "tweed" 状のコントラストが生じ、また <110> 方向のストリークを伴っている。

3) 450°C 以上で生ずるゾーンは Cr と N の単一層のプレートを形成し、tweed 状コントラストと同時に <100> 方向のストリークが生ずる。このゾーンは最終的には fcc 構造を有する CrN の薄いプレートになる。

4) Fe₁₆N₂ 型のゾーンから Cr-N 単一層のプレートや fcc 構造の薄い CrN のプレートへの遷移は構造的な不連続や鉄窒化物の γ' -Fe₄N の生成を経ずに起こる。

5) tweed 状コントラストを伴った <110> 方向のストリークは全弾性歪みエネルギーを最小にするように配列した歪み場の相互作用の影響により生ずる。

(宮地博文)

炭化物の析出による Ti 鋼の強化

(S. FREEMAN and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 11 (1977) 2, pp. 59~64)

Nb, V, Ti を単独あるいは複合して含む低合金鋼では、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中に微細な炭化物がバンド状に析出して

強化をもたらす。Ti 鋼の機械的性質が TiC の分散によつてどのような影響をうけるかを調べた。

用いた試料は C 0.02~0.11%, Ti 0.13~0.55% を含む高純度鋼である。これらの鋼を 1250°C に加熱後 600~850°C における等温変態および連続冷却によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態をさせた後に、組織、引張性質、破壊靱性、破面などを調べた。さらに、焼入れ後等温変態温度と同一の温度に焼もどした試料も作成した。

フェライト中に TiC のバンド状析出が認められ、析出物の間隔および大きさは、変態温度の影響を強くうけ変態温度の低下とともに減少した。

降伏強さ、引張強さは変態温度の低下とともに増加した。また、C および Ti 量が高くなり析出する TiC 量が増加することによつても両者の値は増加した。焼入れ焼もどし材の 0.2% 耐力は同一変態温度の等温変態材に比べて約 200 MPa 高かった。同一の体積率の析出物を含む場合に、TiC の分散による強化は VC のそれと非常によく似ていた。 γ 中における TiC の固溶度は VC に比べて非常に低く、1200~1300°C のオーステナイト化温度では TiC の体積率としては 0.45% 程度が上限であるがこの場合に低い変態温度では 600~750 MPa 程度の 0.2% 耐力がえられるであろう。等温変態した試料における降伏強さを摩擦応力、固溶強化、結晶粒度強化、析出強化の各成分に分離した結果によると、析出強化が主体であった。

破壊靱性は COD 試験によつて測定した。等温変態材の COD 値は変態温度の上昇とともに増加したが、これは降伏強さの低下と密接に関係していた。焼入れ焼もどし材の COD 値は、同一変態温度で比較した場合に、等温変態材のそれとほとんど差がなかった。連続冷却材では冷却速度と冷却開始温度が大きな影響を及ぼした。

(中島宏興)

超塑性を示す Cr-Ni 鋼の特性

(H. HILDEBRAND, et al.: Met. Tech., 4 (1977) 1, pp. 32~36)

X5CrNiTi26.6 鋼 (0.03C-25.5Cr-6.28Ni-0.32Ti-0.47Si-0.68Mn) の超塑性についての研究である。熱間圧延およびその後の 950°C 焼なましによつて微視組織的因子を種々変えた $\alpha + \gamma$ 二相組織を有する平行部径 3 mm × 長さ 30 mm の試験片を Zwick 型 No. 1835 試験機で、クロスヘッド速度 0.2~200 mm/mm, 試験温度 700~1025°C で引張試験を行なった。炉温度は幅 400 mm にわたつて $\pm 3^\circ\text{C}$ 以内になるように調節した。同一条件で 3 回試験を行ないその平均値を用いて、変形応力、歪速度感受性、全伸びとそれらの微視組織・歪速度・温度依存性を評価した。

1) 微視組織的要因の中では α 粒径が変形挙動に対して支配的な影響を及ぼす。超塑性は α 粒径が 4.5 μm 以下、歪速度 10^{-1}mm^{-1} 以下、温度 875°C 以上の条件であらわれた。1000°C 以上では粒成長が起こり、結果として超塑性はなくなる。

2) の α 粒径 3.2~5.4 μm の $\alpha' + \gamma$ 二相組織における超塑性変形過程における活性化エネルギーを、温度と歪速度の Arrhenius 型プロットの直線部の傾きから求めた。えられた活性化エネルギーは、1) に述べた超塑性の条件を十分に満たしている限り α の粒径と直線的な関

係を有する。 α 粒径 3.2~5.0 μm で求めた活性化エネルギーは 220~280 KJ/mol となり、この値は、他の文献に示された値を比較すると空孔の自己拡散の活性化エネルギーとよく一致する。よつて、この鋼における超塑性の律速過程は自己拡散が支配的で、また粒界すべりも有力であると思われる。

3) 活性化エネルギーの粒度依存性は、 α 粒径の増加が空孔や転位の粒界への径路の延長になり、障害物との相互作用を増すことによると考えられる。(長井 寿)

2Cr-Mo 鋼と 0.5Cr-Mo-V 鋼の再現熱影響部の機械的性質の比較

(P. J. ALBERRY and W.K.C. JONES: Met. Tech., 4 (1977) 1, pp. 45~51)

Cr, Mo, V を含有する低合金フェライト鋼は 565°C までの発電プラントに広く用いられている。この 0.5Cr-Mo-V 鋼は、クリープおよびクリープ破断強さはすぐれているが、SR 中の溶接熱影響部 (HAZ) 割れ感受性の高いことで知られている。そこで、これに代わる蒸気管材としての 2Cr-Mo 鋼の再熱割れ感受性を調査し、0.5Cr-Mo-V 鋼と比較した。

実験は、熱サイクル再現装置により、金属アーク手溶接 (MMA) とサブマージアーク溶接の HAZ に相当する溶接熱サイクルを各種の拘束条件と組み合わせてシミュレートした後低歪速度高温引張試験を行なった。その結果は次の通りである。

(1) 溶接熱サイクルのシミュレーションにより、実際の HAZ の組織を正確に再現できる。またこれと低歪速度高温引張試験とを組み合わせると、材料の再熱割れ感受性の厳密な評価が可能である。(2) ピーク温度が 1320°C 以上の MMA 熱サイクルにより、粗粒のベイナイト組織の HAZ が再現される。この組織の引張延性は低く、ピーク温度 (1320°C 以上) や冷却速度あるいは歪サイクルの変化による影響は受けない。ピーク温度が 1000°C 以下では、細粒のベイナイトあるいはフェライト・ベイナイト組織となり、粗粒組織よりはるかに高い延性を示す。(3) 0.5Cr-Mo-V 鋼 HAZ の粗粒組織でも、W や As などの微量元素を減らすことにより、550°C での絞りを 5% から 25% へと改善することができる。(4) 0.5Cr-Mo-V, 2Cr-Mo 鋼のいずれの場合にも二次熱サイクルを与え、HAZ の粗粒を細粒ベイナイト組織とすることで高温延性が著しく改善される。これは多層盛溶接により可能である。(5) 2Cr-Mo 鋼 HAZ の強度と延性をあわせ考えれば、再熱割れに対する抵抗は 0.5Cr-Mo-V 鋼より大きい。適正な溶接と微量元素の調整により 0.5Cr-Mo-V 鋼の再熱割れを防ぐことは可能である。したがって、蒸気管用材料を変更する必要はない。(楠橋幹雄)

304 系ステンレス鋼の衝撃負荷感受性に及ぼす結晶粒径の効果

(H.-J. KESTENBACH and M. A. MEYER: Met. Trans., 7A (1976) 12, pp. 1943~1950)

種々の金属について衝撃負荷試験を行い衝撃波に対する感受性を検討した研究は多いが、衝撃負荷による強化と組織因子との関連を系統的に検討した研究報告は少ない。本研究では重要な組織因子の一つである結晶粒径に着目し、衝撃変形させた 304 ステンレス鋼の機械的性質

と微細組織に及ぼす結晶粒径の効果について検討した。

供試材の 304 鋼は熱処理により結晶粒径を 23, 55, 85 及び 187 μm に変化させた。“mousetrap”型の装置を用い 530m/s の速度をもつ銅板を衝突させ約 100kbar の圧力を与えた (2.8 μs のパルス) 衝撃負荷試料, これとほぼ同程度の約 5.2% の歪を冷間圧延により与えた試料及び焼なましたままの試料について引張試験と薄膜による透過電顕観察を行った。

変形双晶とプラナーな転位配列に加えて, ϵ 及び α マルテンサイトがすべての衝撃負荷した試料で確認でき, 結晶粒径が小さくなると ϵ 及び α マルテンサイトの体積率は増加する。衝撃負荷した試料及び 5.2% 冷間加工した試料は, とともにほぼ同じ最大せん断歪みを与えたにもかかわらず, 降伏応力は衝撃負荷した試料の方が高い値を示す。本研究の結晶粒径範囲内では焼なまし及び冷間加工した試料の降伏強さの粒度依存性は $k \approx 0.7 \text{M Nm}^{-3/2}$ の Hall-Petch の式に従う。一方, 衝撃負荷した試料では, 結晶粒径と降伏強さとの関連は Hall-Petch の式には従わず, 粒径が小さくなると飽和する傾向にある。衝撃負荷は歪誘発 α マルテンサイト変態への感受性を高め, これは衝撃負荷した際にすべりの交差点に小さな α 結晶が形成することに起因すると考えた。

(近藤義宏)

Cr-Mo 鋼のクリープ特性におよぼす Ti および Ti+B 添加の影響

(R. VISWANATHAN: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 57~61)

Cr-Mo 鋼に対する Ti+B 添加はクリープ強度及び延性を改善するとされているが, 本報告は, 実用材料の 1 $\frac{1}{4}$ Cr-1/2Mo 鋼における Ti, B 及びその複合添加の効果を明確にすることと, Sn, Sb, P の不純物の多量存在下における挙動を調べることを目的とした。

真空溶解した試料を 925°C, 1h 焼ならし後, 675°C 1h 焼もどしを行い水冷した。実験は 538°C でのクリープ特性, 室温での引張特性, 微細組織観察を行ない, 以下の結果を得た。

(1) Ti+B の複合添加は, 常温での引張特性及び 538°C でのクリープ強度を改善し, しかも良好な延性をもつ。しかし, Ti の単独添加は複雑で, 不純物として P を含むと引張強度, クリープ強度が低下するが, P+Sb+Sn を含むと強度水準は上がる。この理由については, まず B が旧 γ 粒界に偏析し, $\gamma \rightarrow \alpha + \text{パーライト}$ 反応を抑制し, ベイナイト変態による強化をもたらす。さらに, Ti は強力な炭化物生成元素であるため, ベイナイト変態の温度を下げ下部ベイナイトをつくり, ベイナイト粒径の微細化とともに, それ自身微細炭化物として強度を高める。一方, B が存在しない場合は逆の効果をもたらす。925°C のオーステナイト化温度では, Ti は TiC の形で未固溶のまま γ 粒径の微細化をもたらす, この細粒化は未溶 TiC が $\gamma \rightarrow \alpha + \text{パーライト}$ 反応で核生成サイトとしての役割を果たすこととあいまって強度の減少をもたらす。また不純物による効果は, Ti と不純物による相互作用や不純物の種類に依存することから, Ti の単独添加が複雑な特性を示すことが説明されている。

(I) B が存在するしないにかかわらず Ti 添加は破断延性を改善する。これは TiC の析出による粒界強化

や粒界における局部変形を減らすことに関係していると考えられる。

(山下幸介)

焼入れ, 焼戻しベアリング鋼の圧縮による塑性変形 (C. A. STICKELS: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 63~70)

52100 ベアリング鋼 (C 0.97%, Cr 1.43%) の熱処理条件の選定およびローリング接触における破壊のメカニズムを知るため, 種々の条件で熱処理した 52100 鋼について, 圧縮試験を行ない, 流動応力や加工硬化特性を調べた。

試料の形状は直径 3.6 mm, 高さ 3.6~4.0 mm の円柱で, はじめの組織がパーライトのものと球状炭化物を含むフェライトのものをを用い, これらを 790°C~840°C (特別な場合 920°C まで) でオーステナイト化し, 55°C に焼入れた後, 149°C~260°C (特別な場合, 480°C まで) で焼戻しを行なった。また圧縮試験機は水圧式で, クロスヘッド速度は 0.025 cm/sec であつた。

流動応力は焼戻し温度が高くなるとともに低下し, その程度は歪が大きい程著しい。加工硬化係数 (n 値) は歪が 0.005 の場合, 焼戻し温度による変化はないが, 歪が 0.05 では焼戻し温度が高くなると著しく減少し, 232°C~370°C で, 0.05~0.1 の歪においてほとんど 0 になる。176°C の焼戻しにおいて, 残留オーステナイトが 10% 以下の場合, n 値は歪の小さい方が大きく, 10~15% では n 値は歪に対してほとんど変化せず, 15% 以上になると歪が増すとともに n 値は著しく増加する。オーステナイト化温度 (T_a) が 840°C 以下の場合, はじめの炭化物が細かい試料 (パーライト組織) ほど流動応力は大きく, T_a が高くなると流動応力ははじめわずかに増加し, 残留オーステナイトが増すような T_a では著しく減少する。一方 n 値は T_a が高くなると増加し, また炭化物の微細なものほど残留オーステナイトが増すのでその値は大きくなる。

X線により残留オーステナイトの量を測定すると, 歪に対し, (220) より (200) の回折強度の方が減少の程度が大きく, 圧縮にとって好ましい方位を持つオーステナイト結晶粒が容易に変態することを示している。この鋼種の圧縮における加工硬化は n 値を低下させるマルテンサイト相と n 値を増加させる残留オーステナイトの変態という 2 つの要因の相互作用によつて支配される。

(小池一幸)

ローター用鋼の高温焼もどし脆性

(G. M. SPINK: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 135~143)

低圧タービンローターやゼネレーターローターの靱性に影響を及ぼす因子の一つは, 高温焼もどし脆性である。8 個のローター用鋼について, 高温焼もどし脆性感受性に及ぼす組成, 焼もどし温度からの冷却速度, 等温時効, 製鋼法, 強度水準などの影響を調べた。えられた主な結果はつぎのとおりである。

(1) Ni-Cr-Mo-V 鋼では Ni 量の増加とともに脆化感受性が増加した。

(2) P の高い 3%Cr-Mo 鋼の脆化感受性は高いが, Mn を減少させることによつて改善された。ローター用 3% Ni-Cr-Mo-V 鋼の Mn 量を 0.2% に低下させると, 焼もどし後の冷却速度が 10°C/h 以上で焼もどし

脆化をほぼ阻止できることが文献に報告されている。

(3) ローター用低 Mn/Si 鋼の脆化感受性は低かったが、同様な結果が真空カーボン脱酸によつて Mn と Si 量を低下させた鋼においても報告されている。

(4) ディスク用 3.5% Ni-Cr-Mo-V 鋼の脆化の原因は、溶質原子が元のオーステナイト粒界に平衡偏析することにあつた。

(5) 連続冷却および等温保持における脆化挙動と応力除去状況がわかつていれば、残留応力を許容範囲内に抑えて焼もどし脆化を最小限にする熱処理サイクルを設定することができる。

(6) V は脆化感受性に対してほとんど影響を及ぼさないことが報告されているが、本研究における 2 つの Cr-Mo-V 鋼においては、 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の速度で徐冷しても脆化をうけなかつた。

(7) ESR は本研究における鋼の脆化感受性に対してはほとんど影響を及ぼさなかつた。

(8) 強度水準および焼もどし温度は、ディスク用 3% Ni-Cr-Mo-V 鋼の脆化に対して影響を及ぼさなかつた。

(中島宏興)

29Cr-4Mo-2Ni フェライト系ステンレス鋼の機械的性質 (T. J. NICHOL: Met. Trans. 8A (1977) 2, pp. 229~227)

C, N を低く押えた 29.5Cr-4.0Mo-2.17Ni-0.004C-0.0146N 組成の新しいフェライト系ステンレス鋼の機械的性質について述べている。真空誘導溶解した鑄塊を 1121°C で均熱後、熱間圧延で厚さ 12.7mm, および 3.66mm (それぞれ圧延終了温度 871°C , 404°C) にし、後者はさらに 1066°C で焼なまし後 165mm 厚に冷間圧延した。前者からシャルピー試験片、後者から引張試験片を作製し焼なまし条件 (温度, 時間, 冷却速度) およびその後の時効条件 (温度, 時間) を種々変えた熱処理を施し実験に供した。

1) 焼なまし材の機械的性質は、他のフェライト系ステンレス鋼より優れている。急冷材は、室温で靱性、延性、強度ともに優れているが徐冷材では強度の上昇と共に衝撃値が低下し破面遷移温度も上昇する。優れた性質の組みあわせはこの鋼の C, N が低水準であることによると思われる。2) 時効材で明確なようにこの鋼では、2 つの脆化現象があらわれる。1 つは、 $704^{\circ}\text{C} \sim 954^{\circ}\text{C}$ 時効での χ 相 (Fe_2CrMo と思われる) の析出によるもので、室温での破壊様式は粒界脆性破壊である。他の 1 つは、 $399^{\circ}\text{C} \sim 510^{\circ}\text{C}$ 時効であらわれるいわゆる 475°C 脆性と呼ばれるもので Cr リッチ相 (α') の析出による脆化で破壊様式は粒内へき開破壊である。 593°C 時効でもその程度は小さいが脆化がみられる。3) この鋼における変形はすべりもしくは双晶形成によつておこる。高温側の脆化範囲では強度は低く変形はすべりにより、低温側の脆化範囲では強度が高く変形は双晶形成によると考えられる。

(長井 寿)

疲労き裂伝播に及ぼす環境効果

(J. D. FRANSEN and H. L. MARCUS: Met. Trans., 8A (1977) 2, pp. 265~272)

鋼の水素脆性や、また遅れ破壊などは、水素中に酸素が加わることにより著しく改善されることがよく知られている。また酸素以外に H_2O ガスや CS_2 , CO_2 の添

加によつても同様の結果が報告されている。一方疲労特性に関しても、水素雰囲気中においては、耐久限が低下し、き裂伝播速度も早くなると言われているが、その他の気体添加による改善性は明らかではない。

本研究は、水素に多数の気体を添加した混合気体雰囲気中での疲労き裂伝播特性を検討し、添加気体成分の影響を明らかにしたものである。用いた供試材は、高合金鋼の HP-9-4-20, HY-180, および低合金鋼の ASTM, A514B であり熱処理として $1175\text{K} \times 1\text{h}$ の均一化処理 $1175\text{K} \times 1\text{h}$ のオーステナイト化処理の後油焼き入れし、 $825\text{K} \times 1\text{h}$ の焼もどしを行つた。雰囲気形成気体には H_2 , O_2 , CH_4 , C_2H_2 , CO_2 , CO , N_2O を用い、それぞれ単独気体雰囲気中、および H_2 との混合気体雰囲気中でのき裂伝播特性を検討した。その結果をまとめると次の通りである。

1) 応力拡大係数の幅 $\Delta K = 19.8 \sim 29.7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ (真空中での伝播速度が各鋼種、等しくなるように設定) でのき裂伝播速度は、各鋼種とも真空中に比べて、 H_2 雰囲気中で約 10 倍、 C_2H_2 雰囲気中で約 4 倍、 O_2 , CH_4 , CO_2 , CO , N_2O 雰囲気中で約 1.5 倍~2 倍に増加した。2) 一方水素に O_2 , C_2H_2 , CO , N_2O を添加した場合には、 H_2 単独雰囲気中に比べて伝播速度は大きく減少したが、 CH_4 , および CO_2 添加においては、それほど改善性は認められなかつた。3) 比較的高 ΔK を作用させた場合 ($\Delta K = 49.5\text{MN}/\text{m}^{3/2}$)、 H_2 雰囲気中での伝播速度は真空中に比べて約 5 倍であり低 ΔK を作用させた場合より水素の影響はやや小さくなる傾向が認められた。4) 各試料破断後の破面観察によると、 H_2 および $\text{H}_2 + \text{CH}_4$ および $\text{H}_2 + \text{CO}_2$ 雰囲気中にて試験したものは粒内割れおよび粒界割れが混在しているが、その他のものはすべて粒内割れである。

(関 勇一)

高速度工具鋼の凝固時の炭化物形成

(H. FREDRIKSSON and S. BRISING: Scand. J. Metallurgy, 5 (1976) 6, pp. 268~275)

高速度鋼の凝固過程について今世紀始めから多くの研究がなされ、以下のことが一般的にいわれている。溶融状態から冷却していくとまず、W, V, Cr を多く含む C の固溶量が低い強い偏析をもつフェライト一次晶が晶出し、次に残りの液相が包晶反応によりオーステナイトを形成する。これは C の固溶度が高いため偏析せず逆に W のような α 安定化元素が偏析する。さらに共晶反応により MC, M_2C , M_6C などの炭化物が形成されるが、この型は合金元素と偏析状態により決まる。本報告は C 量を 0.76, 0.89, 1.10, 1.59% と変化させた M2 (6W-5Mo-4Cr-2V) 鋼と、N 量を 0.026, 0.060, 0.11% とした M7 (9Mo-4Cr-2W-2V) 鋼において、C 量、N 量及び凝固速度が偏析状態や炭化物形成に及ぼす影響を述べている。なお変態温度は DTA 測定により求められている。

C 量を変化させた M2 鋼のうち、1.2% C 以下のものが一次フェライト晶の晶出より凝固が開始され、後に包晶反応により変態する。共晶反応は炭素量と冷却速度に依存し、低冷却速度高 C 量の場合は M_2C が最初の炭化物として析出する。高冷却速度の場合はすべての C 量にわたり MC が炭化物として析出する。この MC は少量のオーステナイトを含む不規則な共晶構造を形成するが

10°C ~ 20°C 低い温度で M_2C または M_6C が現われると、規則的な共晶構造になつていく。凝固を完了した合金では冷却速度に関係なく、または M_2C 共晶が支配的となる。共晶構造の全量は MC 量が増加するにつれて減少し、また共晶反応開始時の一次フェライト晶の量に影響される。

N 量を変化させた M7 鋼では炭窒化物が最初に析出し、フェライトの核として作用する。主な共晶炭化物は M_2C と同定される。低 N 量で低冷却速度の場合、共晶構造は fan 状で、高 N 量高冷却速度では通常層状となる。
(山下幸介)

—物理冶金—

3 元系での析出物の拡散律速成長における界面の組成変化 (J. I. GOLDSTEIN, et al.: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 105~109)

3 元系における等温拡散律速による析出物の成長は、拡散領域での元素同士の干渉の影響を無視した形で研究されてきた。しかし、実際には成長している相は半無限拡散ではなく、上記の効果は無視できない。特にこの効果は析出相界面の組成及び析出相の成長速度を変化させる。この研究のモデルでの界面の移動速度及び界面の組成は、母相-析出相(以下 M/P)界面で局部平衡しているとして計算した。この論文の目的は、1) 3 元系における拡散律速界面を等温的に取り扱うことによる数値的な方法を記述すること、2) 成長の初期及び干渉が重要となる成長の後期の M/P 界面の組成変化を研究することである。

計算及び実験に対して、2wt%Ni-2wt%P-96wt%Fe 合金を使用し、875°C から徐冷し 750°C で 2 週間置いた。この時の析出相は $(FeNi)_3P$ である。時効時間に伴う濃度プロファイル及び界面濃度の変化をクラック-ニコルソン有限差分方程式 (finite difference equation) により計算した。

P, Ni の拡散係数及び干渉は次のような効果をもたらす。拡散の遅い Ni と速い P の流量が釣り合うように最終平衡タイラインをずらし、界面の組成を変化させる。従つて両者の拡散係数の比が成長を制御する。また、元素同士の干渉は成長を抑制する。計算から、析出相の成長は 3 段階に分けられ、初期では、計算に使われた空間格子の大きさと初期組成が大きく左右する。中間期では成長速度が \sqrt{t} に比例し、界面の組成は成長に伴つて変化せず、拡散係数の大きい P の干渉が激しくなる。後期では Ni の干渉が起こり、ほとんど成長せず、界面の組成は界面近傍の濃度勾配をなくしながら最終平衡タイラインで示される組成まで変化する。この論文では、平面モデルによつて解析しているが、これを円筒あるいは球モデルによつて解析することが実験の過程に対してより本質的であると結論している。
(小倉康嗣)

内部窒化 Fe-Ti 合金および Fe-Cb 合金の機械的性質 (L. J. CUDDY and H. H. PODGURSKI: Met. Trans., 8A (1977) 2, pp. 245~251)

資源エネルギー問題の出現で軽量高強度であつて加工性もすぐれた鋼材が強く望まれるようになった。強度と加工性を適当な値でバランスさせる方法もあるが、加工し

やすい状態で成形し、後で強化処理をほどこす方法も有効である。ここでは、Fe-Ti, Fe-Cb 合金を成形後窒化処理によつて強化する方法をしらべた。

試料は 0.005%C, 0.005%N, 0.002%O, 0~0.5%Mn, および 0.02~0.6% の Ti または Cb からなる鉄合金を用いた。窒化は、 NH_3/H_2 混合ガス中、500~575°C でおこなつた。窒化の程度は試料の重量増分によつてチェックした。窒素活量は窒化鉄生成を避ける範囲で最も合金元素の窒化を促進する条件に整えた。窒化処理後、575~600°C で乾燥 H_2 中で加熱することにより、固溶窒素を脱窒し、合金元素の窒化物のみが残存するようにした。

Fe-0.19%Ti-0.39%Mn 合金の窒化処理によつて析出物量はわずかに 0.002 vol.% にすぎないが、降伏応力は 83 から 630 MPa に増加した。加工硬化率はほぼ変わらず、破断歪は 30% から 15% へ低下した。Fe-Cb 合金についても同様であつた。窒化物量の増加にともなう強度増加の割合は Cb の方がやや大であつた。0.25% 以上の Ti を含む合金は窒化処理前に再結晶させると窒化後の延性が劣化する。窒化前に 10% 位の冷間加工をほどこすと窒化後の延性が向上する。0.3% 以上の Mn を添加すると、強度は増加しないが、窒化後の延性が向上する。Ti は微細窒化物を粒界に優先析出させ、粒界の延性を低下する傾向があるが、Mn 添加により、Mn が粒界へ優先的に偏析して、TiN の偏析を緩和する効果を生ずる。加熱による CbN の粗大化は 600°C から開始し強度を低下させる。TiN は 800°C までの加熱ではやや強度増加をもたらすが、それ以上の温度では、(100) 面で円盤状の成長を示し強度を低下させる。

(大内啓史)

加工誘起 fcc-hcp マルテンサイト変態の動力学 (L. REMY: Met. Trans., 8A (1977) 2, pp. 253~258)

この論文の目的は 1) 変態によつて生成する ϵ の体積率及びその平均体積 (average platelets volume) などの実測値が計算値と合うようなモデルをたてること。2) このモデルを前加工された変態に応用すること。3) このモデルを用いて高強度オーステナイト鋼の合金設計を行うことである。

26wt%Mn-0.2wt%C 鋼を 1050°C 30 min 溶体化処理後空冷した。 $\gamma \rightarrow \epsilon$ の自然変態は $E_s \approx 120K (-153^\circ C)$ で起こり、加工誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態はこの E_s と $E_d \approx 328K (55^\circ C)$ の間で起こつた。 ϵ マルテンサイトの体積率は格子定数測定から密度を計算して求めた。 ϵ の平均体積は組織から定量した。真歪に対する ϵ マルテンサイトの体積率の曲線は、ステンレス中で起こる $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に見られるような S 字形である。またこの体積率は 0.6 で飽和に達する。 ϵ の平均体積は ϵ の体積率に対し直線的に変化する。

これらの動力学は積層欠陥エネルギーの関数であるパラメーター α 及び定数で関係づけられ、実測値は計算値とよく合っている。このモデルを前加工を加えた場合の $\gamma \rightarrow \epsilon$ 加工誘起変態に応用する。前加工 5% までは積層欠陥、30% では双晶ができるが、この前加工は 1) オーステナイトを安定化する。2) 加工量が少ない状態では積層欠陥の導入によつて変態を促進し、加工量が多くなるとこの効果はなくなり、変態の S 字カーブを放物線に

する。加工誘起 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態は鋼の強度及び延性を向上させるが、この強度向上のための合金設計は、パラメータ $\alpha (=AV_0/2$ 、ただし A は積層欠陥エネルギーの関数、 V_0 は ϵ の初期体積で試料により定数となる) の値を小

さくする、すなわち A 及び V_0 を小さくすることである。そのために 1) E_d 点に近い変態温度を選ぶ、2) ϵ 結晶の大きさを小さくすることが必要であると結論している。
(小倉康嗣)