

抄 録

—製 鉄—

CO を含むガスと鉄鉱石の還元において、方向性を持つ鉄結晶成長の機構に関する考察

(H. de HAAS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 5, pp. 167~172)

CO を含むガスと鉄鉱石の還元において、析出する鉄結晶の形態は、鉄酸化物の種類のみならず、還元ガスの雰囲気にも影響される。鉄は、硫黄酸化物が還元ガス中に含まれる場合、特定の方位に向かって優先的に結晶成長することが、近年の研究で明らかになってきた。硫黄は、析出した鉄の表面に化学吸着するので、炭素の析出サイトは、無効となる。このために、還元ガス中の CO は、FeO と反応する。反応で析出した鉄は、FeO 層と直交する方向に成長する。一方、還元ガス中に硫黄がない場合、炭素は、鉄層の表面で析出する。析出したカーボン、鉄層中を拡散して、Fe-FeO 界面に到達する。拡散してきたカーボンは、界面で FeO と反応して、鉄が析出する。反応が進行するにつれて、鉄は、界面と直交する方向で、深さ方向に結晶成長する。このメカニズムは、トポケミカルな還元反応進行を意味する。

著者は、以前、900°C、40%CO/60%N₂ ガスでマグネタイト鉱を還元したことがある。ガスは、硫黄を含む場合と含まない場合に分けて、使用した。発生する CO₂ 量と時間の関係を調べたところ、両者のガスで、差異が認められた。CO₂ の発生挙動は、ガス中に硫黄がある場合、特定の方位にのみ成長したと考えられる結果を示した。

工業プロセスでは、5~50 ppm の硫黄が還元ガス中に含まれるのは、避けがたいので、鉄は方位性のある結晶成長を行う。しかしながら、鉄の最終形態は、核生成や鉄酸化物の表面構造にも影響される。

初期の還元に関する研究で見逃されてきた程度の微量の硫黄は、鉄の結晶成長に重大な影響を及ぼすことが明らかにされた。(小林一彦)

高炉の通気性とコークスの機械的性質との関係

(E. SZURMANN: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 12, pp. 617~623)

各種粒度のコークスによる高炉操業試験に関する既報を補足するために、コークスの機械的性質が高炉の通気性に及ぼす影響が検討されている。

ドラム試験前の +40 mm のコークスの割合と、送風量および羽口-炉頂間の差圧から導いた高炉の通気性指数との間にはよい相関がある。しかし、ドラム試験前の +40 mm のコークスの割合によつて、全粒度分析の影響は表現できないし、また、装入物の通気性はコークスの強度によつても影響されるので、この関係は不十分であると指摘されていた。このため、この研究では、補足的な考察と評価を行つた。

高炉内でコークスは、機械的負荷と熱的負荷にさらされる。機械的負荷は、粒度分布、嵩密度、空隙率の変化に影響を与える。これに対して 1100°C までの温度領

域、すなわち、化学反応領域におけるコークスへの熱的負荷の場合には、CO₂ により一部ガス化して、コークスの強度が低下する。この場合、コークスの内、外表面が反応に寄与するのに対して炉床の高温域では、外表面のみが反応する。

この過程を考慮するためには、高炉内における粒度分布の変化を取り入れねばならない。ドラム試験後のコークスの粒度分布は、ドラム試験前のコークスの粒度分布と組み合わせて、コークス強度の総括的指標 F*-値にまとめることができる。

コークスの機械的性質と装入物の通気性の間の関係を定量化するには、コークス強度、コークスの嵩密度とドラム試験前の +40 mm の割合からなる指標 λ が有効である。この指標は、送風量と、羽口-炉頂間の差圧から導かれる通気性指数とよい相関関係を持つ。

(西尾浩明)

高炉下部の流体の流れ現象のモデルテスト

(R. JESCHAR, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 12, pp. 623~631)

高炉下部での熔融物の落下挙動は高炉プロセスに大きく影響するので、その挙動の解明は重要である。高炉下部、レースウェイにおける流体の挙動を理解するためにモデル実験を行つた。モデル実験装置は 2 次元モデルで、幅は羽口前で 600 mm、羽口からの高さ 560 mm、奥行き 150 mm で直径 10 mm の粘土球が充填される。レースウェイは網目の大きい金網で形成され、羽口からの奥行きは 210 mm である。装置の裏側全面に 60 mm 間隔でゾンデが層内にそう入されている。羽口からは常温の空気を 750~1600 m³/m²h で送風し、また流体として水が充填層上部より 4.5~9 m³/m²h で一様に注入される。ゾンデから色水が注入され流体の流下挙動が観察された。

羽口から吹き込まれた空気により流体は炉芯側へ向かつて流れが変化し、空気量が増加すると流体の流線の曲がりが大きくなる。その結果から、羽口からのガス吹き込みによるガスの不均一な分布により熔融物のフラッキング挙動の変化が示された。それによると熔融スラグはレースウェイ、乱流域上でフラッキングを起こし、このフラッキングスラグは炉芯域を通つて流れ、炉芯域でフラッキングを生じないことが示された。

また、レースウェイ内での水の旋回挙動を羽口径を変え、また羽口傾斜角を変え、映画撮影によりとらえた。その結果、羽口径が小さくなると流体の旋回する点が羽口から離れていくことが示された。どの程度これらの結果を高炉に応用できるかは、操業実験により考慮する必要がある。

(月橋文孝)

—製 鋼—

熔融スラグ、メタルの密度および界面張力の同時測定

(T. El GRAMMAL and R-D. MÜLLENBERG: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 6, 221~226)

本報告では、熔融スラグ、メタルの密度および界面

張力を同時に測定しうる方法として液滴離脱法 (drop detachment method) を選択し、実際の系に適用した。

本方法は、液滴重量法の流れを汲むもので、秤量系上に置いた、熔融スラグを満たしたるつぼ内に、熔融メタルを満たしたるつぼと一体をなす毛管を浸漬し、この毛管先端にメタルを押し出すことにより、熔融スラグ中にメタルの液滴を形成させる。そして液滴が大きくなると遂には毛管を離脱し、熔融スラグ中を落下するつぼ底に達する。この間の重量変化を秤量系に接続した記録計により読みとる。液滴の体積を別に測定するか、メタルの密度が既知ならば、スラグの密度および界面張力値を同時に求めることができる。

本測定法のそのほかの長所として挙げられるのは、実験装置の組み立てが低コストですむこと、電気物理的界面現象を調べるのに適していること、反応動力学プロセスの記録が容易であること、および非常に広い温度範囲における測定が可能であることなどである。

本測定法の短所は、厳密な数学的物理学の理論による裏付けが不十分なことであるが、試行錯誤によつて求められた補正係数の不確かさは、静滴法などにおいてもまぬがれえないものであり、かつ、この係数によつてひきおこされる誤差は制限されたものである。とくに密度値には何らの影響もおよぼさない。

本測定法の再現性は良好で、50%Al₂O₃-50%CaO-電解Cu系など数種の系に適用した結果、既に文献に公表されているデータとよく一致した結果をも得ることができ、本測定法がきわめて優れたものであることを立証した。

(檀 武弘)

取鍋処理、鋳込み、凝固時の非金属介在物

(E. STEINMETZ and H-U. LINDENBERG: Arch. Eisenhüttenw., 51 (1980) 6, pp. 227~234)

非金属介在物の生成は熱力学的平衡により、またそのみかけの形態は成長条件により規定される。

脱酸初期、とくに高酸素含有量のもとで形成される液相生成物は、その成長によつて非常に好都合である。なぜなら球状の表面を経由してあらゆる方向から反応元素をとり込み、あらゆる方向へ等方的に成長しうるからである。

それに反して、固相生成物は結晶方位によつて決まるごくわずかの成長方向しか持つことができない。したがつて、反応元素の輸送速度も液相生成物でのそれに比して著しく低下する。反応元素のローカルな濃度とマッスフローデンスティがその成長方向を決定する。

反応元素の供給輸送と結晶成長の速度の間の種々の組み合わせにより、非金属介在物は柱状、樹枝状、サンゴ状、面状、稠密な結晶など、種々の形態をとる。

硫化物についてみると、凝固の初期段階で、温度の低下とともに分解するタイプIの硫酸化物が、更に脱酸力の強い元素の含有量の多い場合には、残留メルト中に樹枝状あるいは柱状のタイプIIの硫化物が、またCやSiの高いメルトでは、凝固中に稠密なタイプIIIの硫化物が形成される。

鋼の清浄度改善のための対策としては、OやSを更に低くすることと、これらを低値のままかなり長時間保持することが挙げられる。前者としては一次脱酸の完遂、

強力な攪拌処理、高塩基度合成スラグエマルジョンの利用など、後者としては大気、耐火物およびスラグからの侵入防止、偏析の抑制などが考えられる。

非金属介在物の分離の可能性を十分に生かすためには、物理的、流体工学的対策が、物理化学的対策とならなくてはならなければならない。

(檀 武弘)

SSAB社のOxelösund, DomnarvetそしてLulea工場における取鍋精錬

(C-E. GRIP, et al.: Scand. J. Met., 9 (1980) 3, pp. 121~127)

本論文はSSAB社で稼動している取鍋精錬法及びその冶金特性を概説したものである。

SSAB社の3工場(Oxelösund, Domnarvet, Lulea)のうち、Luleaには104t RH脱ガス装置、OxelösundにはASEA/SKF、またDomnarvetにはポーラスプラグによるガス攪拌装置がある。

取鍋インジェクション装置は3工場とも設置されており、特にOxelösundではTN法、LuleaではSL(Scandinavian Lancers)法が稼動している。

Alワイヤフィード法もOxelösund, Luleaの2工場でおこなつており、その供給速度はそれぞれ70kg/min, 35kg/minである。

チップ状のスクラップを投入した溶鋼冷却法も上記2工場でおこなつており、安定した冷却効果を得ている。

Luleaにおける種々の2次精錬プロセスでの温度降下を調べたところ、ガス攪拌の有無による温度降下の差はあまりなく、またRH脱ガスによつて約1.3°C/min、インジェクションによつて約2°C/minの温度降下を得た。

窒素吸収はAr攪拌で2ppm、N₂攪拌で10~15ppm、インジェクションで20~40ppm、RHで変化なししか微減という結果を得た。インジェクションの窒素吸収範囲が大きいのはスラグ層厚みの違いによる。

水素濃度はASEA/SKFの真空吸引後で2.2ppm、真空としない場合及びTN法で3.6ppm、RH脱ガス後では1.2ppmとなつている。

SSAB社ではLD転炉にこれらの鍋精錬装置を組み合わせたプロセスで、冷延材、チタン安定化鋼、ワイヤ、レール材、パイプライン材等を製造している。

(加藤嘉英)

流動層をもつ炉内での石灰の製造

(O. I. TISHSHENKO, et al.: Stal, (1980) 6, pp. 492~493)

ソ連のカラガンダスキー冶金コンビナートでは、1d 1000tの石灰を生産できる石灰石の焙焼流動層を操業している。

流動層は3段から成り、最上段の温度は500~550°C中段は750~800°C、最下段は950~1000°Cに加熱され、最上段から装入された石灰石は予熱されながら下降し、最下段で分解され、石灰となる。生成した石灰は上段の冷却層で450°Cに冷却され、さらに下段の冷却層で約150°Cまで冷却されるようになつている。

流動層の高さ1~2mで950~1000°Cに加熱すればほぼ90%以上分解反応の進行することが確認された。使用される燃料(プロパン-ブタン)は2000m³/h、

空気は $65 \times 10^3/h$ でその発熱量 113 MJ/m^3 である。各層の圧力降下は最上段 13.5, 中段 16, 最下段 21, 上段冷却層 13, 下段冷却層 5.5 kPa となる。

装入される石灰石の粒径は $25 \sim 12 \text{ mm}$ で 12 mm 以下の粒子は 7%, 平均粒径は 15.5 mm であり, 得られる石灰の平均粒径は 10.0 mm である。

最近の操業例では, 1 d に転炉用石灰 ($87 \sim 89\% \text{ CaO}$) 750 t , 焼結鉱用石灰 ($74\% \text{ CaO}$) 290 t が生産され, 燃料消費量は石灰石 t 当たり 172 kg となった。

この流動焙焼法は回転炉法より 25% も経済性の高いことが明らかにされた。(郡司好喜)

一性 質一

高歪みまで変形させた時の低炭素鋼の組織および性質
(R. L. AGHAN and J. NUTTING: Metal Sci., 14 (1980) pp. 233~237)

低炭素鋼について, 冷間圧延量を変化させた時の引張強さおよび均一歪みを調査し, あわせて組織観察と破面観察を行った。

用いた試料は, $0.12\text{C}-0.5\text{Si}-0.8\text{Mn}-0.027\text{S}-0.025\% \text{ P}$ 鋼で, 初期の結晶粒度を $10 \mu\text{m}$ に調整した後, 冷間圧延で 2~99% の圧下を与えた。

以上の試料について引張試験を行った結果, 圧延歪み ϵ_t の増加にともない, まず急勾配で引張強さが上昇した後, ϵ_t と引張強さは直線関係になり, さらに ϵ_t が増加し 1.2~2.0 の間では, 引張強さは一定で, ϵ_t が 2.0 を越えると再び ϵ_t と引張強さは直線関係をもち, その勾配は ϵ_t が 1.2 以下の時と等しいことがわかった。一方, ϵ_t と真歪み ϵ_u (ネッキング前の均一伸び) の関係は, ϵ_t が増加すると ϵ_u は最初急激に低下し, その後ゆるやかに低下した後, 再び上昇し ϵ_t が 2.3 の所でピークを示す。さらに ϵ_t が増加すると, ϵ_u は一定値に低下していく。

光顕観察の結果, ϵ_t が 1.2~2.0 の間で引張強さが一定値を示すのは, パーライトコロニーの形状変化に対応していることがわかった。 ϵ_t が 1.2 より低い時には, パーライトは変形していないが, 引張強さが一定値を示す ϵ_t の時には, パーライトは伸長し, さらに ϵ_t が高くなると, パーライトは圧延方向に長く薄い板状となっている。

電顕観察によると, 圧下量が 5% より大きい場合は等軸なセル壁が発達するが, 一度等軸組織が形成されると, それ以後の ϵ_t が増加した時の組織変化は, マイクロバンドの形成によることがわかった。このバンドは, 引張試験において, 転位の運動を阻止する。また ϵ_t の増加にともないバンドの体積率が増加し, それに相当する応力の上昇が見込まれる。

一方, 引張試験後の破面観察によると, ϵ_t の増加に従い, カップアンドコーンの破面から, 長く浅いディンプルを含む, 平らな剪断破面に移行することがわかった。

(古君 修)

加工されないオーステナイトでの NbCN の析出挙動
(A. BROWNRIGG and R. BOELEN: Metal Sci., 14 (1980) 6, pp. 237~240)

低合金鋼について, オーステナイトを加工した時の

NbCN の析出機構に関しては研究がなされてきたが, 加工を受けないオーステナイトでの NbCN の析出機構は, ほとんど研究されていない。著者らは, この点に関し研究を行い, 従来と違った知見を得たのでここに報告する。

試験材には, Nb を 0.05~0.06% 含む 2 種類の低合金鋼のスラブを用い, 2 種の方法で圧延した。まず第一番目は, $1200^\circ\text{C} \times 3 \text{ h}$ スラブ加熱後, 120°C の炉に移し 30 min 保持後圧延する方法 (方法 A) で, 第二番目は, $1200^\circ\text{C} \times 3 \text{ h}$ スラブ加熱後空冷し, 120°C から圧延する方法 (方法 B) である。これらの試料について, 引張試験, シャルピー衝撃試験を行った。その結果, 両鋼種とも方法 A による圧延の方が, 強度は低く, 靱性は良好であつた。また電顕観察によると, 方法 A で圧延した試料には NbCN が認められ, これは 120°C での保持中に析出したものと考えられる。

つぎに, 1200°C でのスラブ加熱後, 120°C での保持中に NbCN が析出することを確認するため, 1200°C で加熱し空冷した試料, および 1200°C で加熱後 120°C まで冷却しさらに 120°C で 1 h 保持, その後空冷した試料について引張試験を行った。その結果, 120°C で保持した試料の方が, 降伏点, 引張強さともに 25 MNm^{-2} 低かつた。この強度低下は, NbCN の析出に起因すると考えられる。従来, 120°C で 1 h 保持しても, NbCN は析出しないと言われており, 本実験の結果と矛盾するが, この相異はスラブ加熱時の固溶 Nb 量によるもので, 本実験では溶解度積に従い, 1200°C では完全に Nb が固溶せず, 未固溶の NbCN が核となり NbCN が析出したためと考えられる。

以上の結果から, 圧延開始温度を制御するためにスラブをより低温度に保持することは, Nb を含む鋼では好ましくないことがわかる。(古君 修)

9Cr 鋼の高温性質に及ぼす Mo の影響

(P. J. GROBNER and W. C. HAGEL: Met. Trans., 11A (1980) 4, pp. 633~642)

9Cr-1Mo 鋼は火力機器において再熱や過熱管として使われている。この鋼は耐酸化性はよいが, 破断強度は $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼と同程度しかない。そこで, 破断強度を高めるため, Mo 量を 2 及び 3% に増加させた 9Cr-2Mo 及び 9Cr-3Mo 鋼を開発し, その実用性を調べた。この 2 鋼はデルタフェライト相をもつが, その体積を全体の 25% に押さえ, そのため 9Cr-3Mo 鋼には Ni を 1% 加えた。また溶接性を向上させるため, C を 0.06% に下げた。なお 9Cr-1Mo 鋼では通常 0.10~0.15% の C を含む。

高温引張及び破断強度は Mo 量の増加とともに高くなるが, これは 9Cr-1Mo 鋼はマルテンサイト組織で, 炭化物の析出により強化されているのに対し, 9Cr-2Mo 及び 9Cr-3Mo 鋼はラーバス相の析出と Mo の固溶による強化がさらに加わっているためである。Mo を増加させた 2 鋼は破断延性及び衝撃値とも大きい値を示しており, 上記の機構による強化はこれらの低下を招かない。

マルテンサイト単相の 9Cr-1Mo 鋼は溶接割れを防ぐため予熱をする必要があるが, 9Cr-2Mo 及び 9Cr-3Mo 鋼はデルタフェライトを含む 2 相であることと, C

量を下げたことにより溶接性がよく、予熱なしでも溶接割れを生じない。また SR 割れ試験においても HAZ の部分でぜい性的に破断したものはなく、高い SR 割れ抵抗性をもつことが確認された。

デルタフェライトは圧延方向と平行にバンド状を呈しており、そのため機械的性質の異方性が大きいと考えられたが、マルテンサイト単相の 9Cr-1Mo 鋼のそれよりもむしろ小さかった。

以上の結果より、9Cr-2Mo 及び 9Cr-3Mo 鋼はボイラ用の予熱や過熱管として注目すべき材料といえる。

(新谷紀雄)

二相ステンレス鋼の鋭敏化に対する炭素含有量とフェライトの形態の影響

(T. M. DEVINE, Jr.: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp. 791~800)

展伸材および溶着金属の 308 ステンレス鋼の粒界腐食に対する炭素量とフェライトの形態の影響について調べた。展伸材については、1050°~1350°C で 1 h 焼なまし後水冷してフェライト量の種々異なる二相組織をえた。また完全焼なましを施した 304L ステンレス鋼に 308 ステンレス鋼を溶着した。その両者について 480°~700°C で 15 min~1000 h 時効し、酸化銅-硫酸銅溶液中に 72 h に浸して粒界腐食感受性を調べた。その結果以下のことがわかった。

α - γ 境界の量と分布に、それ以下では粒界腐食に対して敏感であるが、それ以上では鈍感となる臨界値が存在し、それは炭素量によっている。臨界値以下では 2 つの型の粒界鋭敏化現象が観察された。ひとつは、時効のごく初期から鋭敏化し、時効の進行とともに急速に鋭敏化組織がなくなる場合である。これは、高温で導入された比較的少量であるフェライトが、時効時に α - γ 境界で分解し、セル状オーステナイトの $\gamma_2 + M_{23}C_6$ が形成され、Cr 量の低い γ_2 の腐食が支配的になることによると考えられる。しかし、この低 Cr 相は、短時間のうちにオーステナイトからの拡散による Cr の補充が行われ、腐食に対して鈍感になる。他のひとつは、時効とともに鋭敏化が進む場合である。この場合は、 α - γ 境界の量などは比較的少量で、時効によつて粒界に Cr 富化 $M_{23}C_6$ 相が析出し成長する。このような二相組織は、フェライト量によらず完全オーステナイト組織と同じようなふるまいが、粒界腐食において観察される。 α - γ 境界の量と分布の臨界値を、炭素量の関数として表すことのできるモデルについても考察・提案している。そのモデルは、炭素量の増加とともに臨界値が増加する実験結果をよく説明している。

(長井 寿)

Ni-Cr-Mo-V タービンディスク鋼の室温苛性環境における腐食疲れき裂成長速度に及ぼすカソード電位の影響

R. RUNGTA and J. A. BEGLEY: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp. 821~830)

ASTMA-471 蒸気タービンディスク鋼の室温 12 MNaOH 溶液中の腐食疲れき裂成長速度を 1" のコンパクト型破壊じん性試験片を用いて調べた。タービン中での蒸気不純物の濃縮はよく知られており、多くの低圧タービンで苛性物、塩化物は多く損傷の原因であつ

た。種々の腐食疲れの機構を明らかにするため広範囲に電位を変え、とくに陰分極の役割りを研究した。疲れ試験条件は 0.1~10 Hz、応力比 $R=0.5$ である。

不動領域の -530 mVH の電位では酸化膜の修復が早く、皮膜の破壊によるき裂成長速度への影響は少なかった。-1280 mVH の電位では、とくに ΔK (応力拡大係数範囲) の低い領域で著しく加速された。割れの形態も開回路電位の場合の粒内割れと異なつて粒界割れとなり、割れの機構が変化し、水素ぜい性が大きな役割りを演じていることが考えられる。き裂先端までの水素の拡散はき裂成長速度の支配因子ではないが、割れを促進する必要条件と考えられる。また、この鋼に含まれる Si, P, S, Sn, Sb が焼もどしぜい性と関連して、粒界割れを促進することが推察される。

この電位では周波数の影響が強かつた。波形の効果として、ゆつくりと負荷を上げる slow-fast の鋸歯状波形は、短時間で負荷を上げる rast-slow の鋸歯状波形より、き裂成長速度が速かつた。

応力腐食割れの実験結果を用いて、Wei と Landes の提案した、腐食疲れき裂成長速度の予測のための線型累積モデルの有効性を検討した。このモデルで、腐食環境下のき裂成長速度は、不活性雰囲気において決定される本質的な疲れき裂成長速度と腐食環境中での静荷重によるき裂成長速度の単純な重ね合わせでほぼ予測できる。正弦波の場合にはこのモデルの適用は妥当であつたが、鋸歯状波の場合には不相当であつた。

(金尾正雄)

2 相混合組織鋼における混合則

(J. Y. Koo, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp. 852~854)

1010 鋼 (0.1C, 0.5 Mn) 及び 1020 鋼 (0.19C, 0.5 Mn) を供試材とし熱処理によつてマルテンサイト量を変化させ、引張試験を行つて引張強さにおよぼすマルテンサイト量の影響を調べたものである。一般に熱処理によつてフェライト (α) + マルテンサイト (m) 混合組織を形成する低炭素鋼は 2 相混合組織鋼としてよく知られている。

実験的に引張強さ σ_c はマルテンサイト量 V_m に比例して上昇し、 σ_α , σ_m を各々フェライト、マルテンサイトの引張強さとする、

$$\sigma_c = \sigma_\alpha(1 - V_m) + \sigma_m V_m \dots\dots\dots (1)$$

とあらわされる。本論文は 1010 鋼及び 1020 鋼を熱処理して得られる 2 相混合組織に対する (1) 式の有効性を論じている。

その実験手法は、マイクロビッカース硬さ試験によりマルテンサイトの硬度を調べ、 σ_m を推定する。次にフェライト中にマルテンサイトが分散することによりフェライトが転位強化されていると考え、 σ_α を (2) 式で示す。

$$\sigma_\alpha(k_{si}) = \sigma_i + ky \cdot d^{-1/2} + 10 \dots\dots\dots (2)$$

σ_i , $ky \cdot d$ は各々摩擦応力、定数、マルテンサイト間隔である。10 は低炭素鋼の引張強さがだいたい $10k_{si}$ 降伏強さより大きいことから付加されている。 σ_m マルテンサイト中の炭素量に比例していると考え、それを (3) 式のようにあらわす。

$$\sigma_m = \sigma_0 + k \cdot (\%C) \dots\dots\dots (3)$$

σ_0 , k は各々 0% C としたときの σ_m の外挿値及び定数である。(1), (2), (3) より求められた σ_c と実験値との比較は 1010 鋼についてのみなされており, 推定値と実験値とが非常によく合っている。しかし 1020 鋼については定量的な取り扱いに成功していない。

(河淵 靖)

湿気による Fe-Cr-Co 磁石合金の水素脆性

(S. JIN, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp 854~856)

受話器に使用されている Fe-28Cr-10.5Co 磁石合金は微細な bcc, 再結晶組織を得るため, 強冷間圧延後 930°C × 30 min 溶体化処理し, カップ形状に冷間加工後, 最終時効処理を施している。その溶体化処理の際, 雰囲気として酸化防止のため窒素ガスを用いているが, 時に冷間加工中クラックが発生する場合がある。この研究では, この脆化現象の特性を把握するため, 種々の雰囲気 (Ar, N₂, Air, O₂, H₂) 下で露点を変化させて溶体化処理を施した試験片に対し, 曲げ試験, 引張試験, SEM 破面観察を行なった。

その結果, H₂ 雰囲気での溶体化処理の場合を除いて露点の低い雰囲気の場合, 90° 曲げ試験でクラックは発生しないで, 引張試験の絞り値も良好である。破面は細かいディンプルタイプの延性破面である。一方露点の高い雰囲気下で溶体化処理を施した試験片は曲げ試験でクラックが発生し, 絞り値も低い。破面はディンプルと擬へき開の混合型である。また, H₂ 雰囲気処理では露点が低くても, 試験片の水素含有量は 4.7 ppm と最高値を示し, 曲げ試験では大きなクラックが発生し, 絞り値も最も劣る。その破面は完全な擬へき開様式の脆性破面である。

しかし, これらの脆化材料は水素除去熱処理により, 延性を回復することが可能である。水素の bccFe 中への溶解度は低温になる程低くなる。ただし水素の速い拡散を促すために十分な活性化エネルギーを与えるためには約 250°C の温度が必要である。250°C × 2h の水素除去熱処理によつて, 一度脆化した材料 (水素含有量 4.0 ppm) も水素含有量は 3.6 ppm にまで減少し, 曲げ試験, 引張試験, 破面観察から完全に延性を回復することが確認された。以上の結果から, 工業的には完全に溶体化熱処理の雰囲気を制御することは不可能であるから, 250°C 水素除去処理を行うことをすすめている。

(徳山幸夫)

—物理冶金—

下部ベイナイト変態と炭化物析出の意義

(H. K. D. H. BHADSHIA: Acta Met., 28 (1980) 8, pp. 1103~1114)

鋼の下部ベイナイト変態によつて形成される組織は, レンズ状のフェライト α の粒内に板状の炭化物が分散した形態を呈する。本研究は下部ベイナイト変態機構に果たす炭化物の役割を明らかにすることを目的としたものである。

0.30% C-4.08% Cr 鋼の下部ベイナイトを 435°C で形成させ, その組織を透過電子顕微鏡法で観察した。この

鋼の未変態領域は残留オーステナイト γ として残存するので, γ , α および炭化物の間の方角関係を詳細に検討することができる。

下部ベイナイト組織の α 中にはセメントライト θ が観察され, ϵ 炭化物は観察されない。 θ は α と BAGARYATSKI の方角関係を有するが, 一つの α 中に析出する θ は上述の方角関係のうちの一つのバリエーションに属する。一つの γ とそれから生成した二つの異なる方位の α およびそのそれぞれの内部に析出した θ の合計 5 結晶の方角関係を解析し, 下部ベイナイト中の θ は γ/α 界面で生成したものではなく, γ が α に変態した後, 過飽和 α 中で核生成・成長したものであることを明らかにした。 α 中の θ が限定されたただ一つの晶癖面をもつて析出するのは, 下部ベイナイト α の歪みエネルギーを, もっとも低下させるような晶癖面が選ばれるためであろう。この晶癖面が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の格子不変変形のずれ面であろうという提案もあるが, 実測結果はこの提案とは矛盾している。上部ベイナイトから下部ベイナイトへの遷移温度は, 炭素温度が増加すると低下し, おおよそ Bs と Ms の中間温度であると見ることが出来る。このことは, 遷移温度が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の熱力学的な駆動力によつて決められていることを意味する。この鋼で ϵ が認められないのは, 転位密度が高い α 中の炭素が転位に偏析してしまつていて, 下部ベイナイト中に ϵ 炭化物が認められるようになるのは, 炭素濃度が 0.55% 以上の鋼である。

(菊池 実)

クロム-鉄-ニッケル系の状態図に関する批判的集録

(V. G. RIVLIN and G. V. RAYNOR: International Metals Review, 25 (1980) 1, pp. 21~38)

本報告は鉄基置換型三元合金の相平衡に関する一連の批判的集録の第一報であり, まずステンレス鋼の基磁である Cr-Fe-Ni 三元系を取り上げたものである。すなわち, Cr-Fe-Ni 三元系およびこの三元系を構成する Cr-Fe, Cr-Ni および Fe-Ni 三種類の二元系の相平衡に関する 51 に及ぶ文献のデータを試料の純度, 熱処理法などに着目して評価し批判的に集録した。

現れる気相, 液相および固相 α (bcc), δ (bcc), γ (fcc), σ , CrNi₂ および FeNi₃, 特に α , γ および σ 各組の安定に存在する領域ならびに各相間の反応および不動点反応の種類を整理してまとめた。この結果に基づき, 液相面および固相面の投影図ならびに 1300, 1200, 1100, 1000, 900, 800, 650 および 550°C の等温断面図の推奨図を示した。さらに, 各相間の平衡タイラインの実験値のうち, 信頼できる 3 組の値を表として与えた。最後に, この三元系の平衡に関する熱力学的研究の現状についても簡潔に記した。

(菊池 実)

電子顕微鏡によるクラック伝ばのその場観察

(S. M. OHR and S. KOBAYASHI: J. Metals, 32 (1980) 5, pp. 35~38)

破壊に関するクラック発生と伝ばの問題について, 数多くの研究がなされているが, この現象の根本的機構は未だ解明されていない。本研究では延性および脆性材料の引張変形中のその場観察により, クラック伝ばの機構について調べている。

供試材としては, ステンレス鋼, Ni, Mo および Nb

の単結晶あるいは多結晶を用い、薄膜試験片を電解研磨により、0.05mmの穴をあけたものを用いた。試験片は電子顕微鏡内で3点曲げホルダー中で変形を加えられた。

この結果、薄膜中での単純引張変形に伴うクラック先端の塑性域における転位の分布は、BILBYらのモデルとよい一致を示し、塑性域での転位は、通常と逆の方向に堆積する。その転位量は、クラック先端の変位に対応しており、試験片の厚さにはほぼ等しい。薄膜試験片では、クラックを伝ばさせるのに必要なクラック開口変位は、ほぼ薄膜の厚さに等しくなるからである。このような観察から、クラック伝ばの現象は材料の塑性変形と密接な関係があることがわかった。また積層欠陥エネルギーと同様に、各種のすべり系が動くことにより、塑性域が決定される。粒界は動転位の障害物として働きうるので、クラック伝ばを制御しうる。またある種の金属では、クラック先端付近に転位のない領域が存在することは注目に値する。

これらの結果から、透過型電子顕微鏡でのその場観察は、クラック先端でおこる物理的現象の研究に非常に有益であることがわかった。各種の構造を持つ材料の、破壊過程に対するよりよい理解のために、この技術の適用は大いに貢献することが期待されている。

(名村夏樹)

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. V. SANDE: Met. Trans., 11A (1980) 6, pp. 1033~1037)

オーステナイトステンレス鋼の積層欠陥エネルギー(SFE)は流れ応力、水素脆化感受性、耐応力腐食性を決める重要なパラメータである。オーステナイトステンレス鋼に窒素を添加すると転位配列が平面状になること、窒素濃度を0.2%から0.3%に増加すると著しく水素脆化するようになることなど、窒素添加がSFEを低下させる傾向のあることは知られていた。本報告はオーステナイトステンレス鋼のSFEに及ぼす窒素添加の効果を系統的に研究したものである。

用いた鋼は窒素を0.21から0.52%まで含有する6種類の21Cr-6Ni-9Mn鋼である。1040°C、1h固溶化後、5%引張変形を加えた試料の転位の拡張接合点をウィークビーム法で撮影し、SFEを算出した。

窒素濃度を0.21%から0.24%に増加するとSFEは53mJ/m²から33mJ/m²に急激に減少する。しかし、0.24%以上0.52%まで増加しても、SFEはほとんど変化しない。また、炭素およびけい素はそれぞれ0.010~0.060%および0.17~0.25%の濃度範囲ではSFEに影響を与えない。

窒素の0.2~0.3%の濃度範囲においてSFEが急激に変化するという本研究の実測結果は、次のような観察結果とよく対応している。第1は、窒素濃度が0.21%

から0.24%に増加すると転位配列が急に平面的になる。第2は、0.21% N 試料では0.24% N 以上の試料に比べて、積層欠陥および双晶の存在頻度が少ない。第3は、水素脆化感受性はSFEが小さいほど大きいとされているが、この合金の水素脆化度は0.21%から0.31% N の範囲で急激に増大するが、0.31%以上0.47% N までは脆化度はそれ以上増大しない。

このようにSFEが狭い濃度範囲で急激に変化するのはオーステナイトの安定性に関係した特性であるとも考えられる。この理由がどのようなものであれ、この種の合金においてはSFEを窒素濃度の一次式で表現することは意味がない。(菊池 実)

一合 金一

ガスタービンエンジンでの急速凝固合金の使用可能性 (A. R. Cox and E. C. Reuther: Metals Technology, 7 (1980) 6, pp. 238~243)

本論文は、超合金の粉末冶金用の粉末の品質改善を目的としたもので、Ni₃基合金を取り上げその合金化現象とその後の焼結過程および押し出し過程について最近の研究報告を整理して述べている。また、クリープ強度の観点から、この合金のガスタービンエンジンへの応用可能性にも言及している。

報告されているNi合金は、いわゆる分散強化型Ni基合金で、さらに4つのタイプに分類している。すなわち、従来型のNi-Co-Cr系、高 γ' 系、一方向性凝固(DS)の共晶系、Ni-Al-Mo系である。急速凝固は、高速(24000rev/min)で回転する円板の上に溶湯を落下させ遠心力で霧化し、Heで冷却し粉末状(10~100 μ 径)に凝固させる。この方法によると、過飽和の固溶体合金が可能であり、また完全に共晶や析出物を押さえることも可能で広範囲な合金が期待できる。しかも、その後の焼結、押し出し過程に特に困難さはなく、したがって偏析のほとんどない均一な組織を得られ、熱処理によつて均一に析出物を分散することもできる。

従来系のNi-Co-Cr合金では、この粉末急速凝固法によつてほとんどクリープ強度は改善されないが、かなり弾性は大きくなる。この性質は、エンジンのタービンブレードに有利である。高 γ' のNi-Al-Cr合金は、非常に大きなクリープ抵抗を示すが、これは明らかにW, Hf, Nbなどの耐火金属の添加によるものである。また、この合金は、著しい耐酸化性も有している。Ni-Al-Mo系は、その高温強度が共晶系で達しうる値をはるかに上回る非常に大きな値を有する。これは、 γ' 相とNi-Mo基地に分散している α Mo相に分配されている高Moによると思われる。

以上のような高温強度、さらに二次的性質としての耐酸化性やヤング率の改善は、粉末急速凝固法によつて従来の方法での合金化範囲を拡張できたことによるものである。(新村哲生)