

## 抄 録

## —原 料—

## 焼結原料の点火

(F. CAPPEL and A. KILIAN: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 11, pp. 453~461)

最近の焼結操業において、焼結鉱の性質、生産性およびコークス消費量は、かなり点火に影響を受けることがわかってきた。一般に、焼結原料の上層部においては点火炉より 40 kcal/kg、コークスの燃焼により 40~60 kcal/kg の熱が供給される。したがって上層部においてもコークスの燃焼による熱が重要な要素であることがわかる。

上層部において焼結鉱の性質がよくないことを経験するが、これは焼結不足や未燃焼コークスが残るためと思われる。これを解消するため、点火炉からの供給熱の増加、コークスの完全燃焼、点火燃料の有効利用が考えられる。これらの概念の表示法として、点火強度 ( $J$ ) =  $q_R \cdot \eta_{qR} \cdot i \cdot L_F / V$  ( $q_R$  は点火領域での最大燃料ガス量、 $\eta_{qR}$  は吸引効率、 $i$  は点火ガスのエンタルピー、 $L_F$  は点火炉の長さ、 $V$  はパレットスピード)、酸素量 ( $S$ ) = [点火ガス中の酸素量]/[点火炉領域でのコークスの要求酸素量]、点火燃料の酸素利用率 ( $\eta_{O_2}$ )、ドラフトの吸引効率 ( $\eta_{qR}$ ) の各値が利用できる。

二次点火炉を用いることにより、熱の供給を多くすると、上層部の性質が良くなるばかりでなく、各層の性質が均一化され、コークス消費量も減少することがわかった。

以上のことを考慮した、焼結機の点火装置が示された。また実際の焼結機において調べたところ、点火炉だけの場合でも、ドラフトが有効に働き、点火ガスの酸素量が適切であれば、点火炉からの供給熱、点火強度 ( $J$ )、酸素量 ( $S$ ) は多くなることがわかった。点火強度は点火炉の温度、酸素およびコークス量が適切であれば、原料を溶解することなしに 25 000 kcal/m<sup>2</sup> まで増加することがわかった。コークス消費量は、点火炉からの供給熱が一定でも、燃料が有効利用され充分な酸素供給が得られれば、減少することがわかった。(小松 修)

## —製 鉄—

## 溶銑の脱硫

(W. MEICHSNER, et al.: J. Metals, 26(1974) 4, pp. 55~58)

高炉への重油吹込みによつて、スラグ塩基度が低下し溶銑中  $S$  が増した。その結果、炉外脱硫を強化することになった。ヨーロッパでは、ソーダ灰を溶銑の脱硫に用いてきたが、60年代半ばから、内張煉瓦の侵食および大気汚染などの問題があげられ、脱硫法の研究開発が進められた。本報告では、カルシウムカーバイド粉を圧縮空気輸送によつて、ランス(1本)から溶銑中に吹込み、溶銑の脱硫を行なう方法を述べている。

ランスの内径は 1 in. で、外表面にセラミックスが塗布されている。CaC<sub>2</sub> を溶銑内に十分に攪拌分散するた

めに圧縮空気(露点-40°C)によつて吹込む。脱硫剤(CaC<sub>2</sub>)量は溶銑  $S$  濃度に比例する結果が得られた。吹込速度約 110 kg/min で、約 8 min 間吹込むことによつて、 $S=0.050\sim 0.055\%$  から最終値 0.020% まで脱硫が可能である。 $S=0.050\%$  のとき、脱硫剤を 4.3 kg/t 吹込むことによつて、 $S=0.020\%$  まで低下できる。他成分への影響はなく、溶銑温度が約 7°C 低下することがわかった。脱硫作業はトーチ内で行なうことができるので、特殊な容器を必要としない。またランスは軽く、取扱い易くなつている。

4年間の脱硫実験から、脱硫剤吹込法は安全で、信頼性があり、経済的な方法であることがわかった。

Hamborn 工場では、月産 28.5 万 t の設備が建設中である。(天辰正義)

## 原子力の直接還元への利用

(W. WENZEL: Neue Hütte, 19(1974) 3, pp. 129~132)

現在の製鉄プロセスにおいて、必要エネルギー(鉄 t 当り)は製鉄で 4.5~6.5·10<sup>6</sup> kcal、酸素製鋼で 5.7·10<sup>6</sup> kcal、予備処理で 3.2·10<sup>6</sup> kcal と計算される。

高炉では、燃料比を減少させるために、強粘結炭以外の天然ガス、重油も使用されるようになった。さらに、炉腹から還元ガス吹込み、予備還元鉱石の装入などが試みられている。高炉の出銑比を高めコークス比あるいは燃料比を低減させる技術の発展は、60年代製鉄技術の発展の主軸となつた。最近強粘結炭の代りに大型高炉において成型コークスが使用されるようになった。

一方、石炭石油につぐエネルギーである原子力を製鉄に利用する志向がなされている。核エネルギー利用の可能性を鉄鉱石の直接還元と高効率の電気炉溶解による直接製鋼に追究すべきと考えている。本報では、高温 He の熱交換と化石燃料の還元ガス製造プロセスを紹介した。すなわち、(1)重油、天然ガスと空気の部分酸化反応によるガス化、(2)天然ガスと水蒸気の反応によるガス化、(3)劣質炭のガス化である。

高温反応器特性の実験が諸外国で行われているが、低エネルギーコストのプロセスが研究開発されるならば、原子力の直接製鉄への利用の可能性がある。すなわち、高炉用コークスは、10<sup>6</sup> kcal 当り 43.5 マルクであり、核エネルギーは 17.5 マルクである。

核エネルギーの製鉄への利用を長期的展望に立つて考慮しなければならないが、将来の化石燃料の高騰と安全性の高い原子炉材料および熱交換器などの技術経済的諸問題を解決することに条件づけられる。(天辰正義)

## —製 鋼—

LD転炉炉内反応に及ぼす B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と CaF<sub>2</sub> の影響の比較 (F. BARDENHEUER and S. DÖHLER: Arch. Eisenhüttenw., 45(1974)3, pp. 169~173)

(1) 石灰の溶解速度に及ぼす CaF<sub>2</sub>、B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の影響: 高圧成型、高温焼成した結晶性石灰と、LD初期スラグに相当するスラグを使用し、0~8% の CaF<sub>2</sub>、B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を

添加した。各添加量に比例して石灰溶解速度は増大するが、両者の影響は同等であった。

(2) 転炉耐火物の溶損に及ぼす  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$  の影響: LD スラグへの  $\text{MgO}$  飽和溶解度をドロマイト、マグネサイト溶損の尺度とした。LD 終点に相当するスラグの  $\text{MgO}$  飽和溶解度は  $1620^\circ\text{C}$  で約 3.3% で、 $\text{CaF}_2$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$  添加量に比例して溶解度は増大する。比例係数は  $\text{B}_2\text{O}_3$  の場合が 0.45 と  $\text{CaF}_2$  の 0.37 より若干高い。

(3) スラグ-メタル反応に及ぼす  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{B}_2\text{O}_3$  の影響:  $\text{MgO}$  ルツボとカルシウムクロマイトルツボを使用し実験温度は  $1620^\circ\text{C}$ 、保持時間は 20 min とした。

(3-1) 脱硫平衡: LD 終点スラグ ( $\text{T.Fe}=18\%$ ,  $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2)=4$ ) に相当するスラグの場合、 $\text{B}_2\text{O}_3$  と  $\text{CaF}_2$  では  $(\text{S})/[\text{S}]$  に及ぼす影響が大きく異なる。 $\text{CaF}_2$  は添加量 1.5% まで  $(\text{S})/[\text{S}]$  が 10→12 と増加し以後 12 で一定となるのに対し、 $\text{B}_2\text{O}_3$  は添加量 1.5% で  $(\text{S})/[\text{S}]$  が極大値 12 に達し、以後 2.5% で 10, 5% で 6.5 と脱硫が不利になる。LD-AC の場合、 $\text{B}_2\text{O}_3$  は添加すればそれだけ  $(\text{S})/[\text{S}]$  を低下させる。特に 2 次吹錬終点における  $(\text{S})/[\text{S}]$  は 5%  $\text{B}_2\text{O}_3$  添加で 11.5→7 となる。

(3-2) 脱磷平衡: LD 終点スラグの場合、 $\text{B}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaF}_2$  無添加では  $(\text{P})/[\text{P}]^2=2\times 10^4$  で、両者共添加量 3% までは分配比を増加させ  $5.5\times 10^4$  までになるが、3% 以上の  $\text{B}_2\text{O}_3$  添加は不利である。LD-AC 1 次終点スラグの場合、吹き止め  $[\text{P}]$  は無添加で 0.028% で、 $\text{B}_2\text{O}_3$  が添加されると  $[\text{P}]$  は増大し、5%  $\text{B}_2\text{O}_3$  で  $[\text{P}]=0.048\%$  になる。(山田健三)

#### CaO-“FeO”-SiO<sub>2</sub> 系融体の密度と構造

(Y. E. LEE and D. R. GASKELL: Met. Trans., 5 (1974), pp. 853~860)

シリケートスラグに関する MASSON らの重合理論は、陰イオンの理想混合を仮定する。著者らは、陽イオンが 2 種となる 3 成分系では陽イオンと陰イオンの相互作用のためにこの仮定が妥当でないと考え、CaO-“FeO”-SiO<sub>2</sub> 系融体の密度からイオン間の結合を論じた。 $X_{\text{SiO}_2}$  一定 ( $X_{\text{SiO}_2}=0.33$ ) と 0.44) 下で  $X_{\text{CaO}}/X_{\text{FeO}}$  を変えた上記 3 成分系の密度を最大泡圧法で測定し、結果を  $1\text{ cm}^3$  中の酸素原子数 ( $O.D.$ ) に換算した。 $\text{Ca}^{2+}$  と  $\text{Fe}^{2+}$  のイオン半径の差の効果を差し引くと、 $O.D.$  は CaO-SiO<sub>2</sub> 系が “FeO”-SiO<sub>2</sub> 系より小さく、 $X_{\text{CaO}}/X_{\text{FeO}}\approx 1$  で極小を示した。前者は、CaO-SiO<sub>2</sub> 系の方がシリケートアニオンの平均重合度が低いという MASSON 理論による活量の解析結果と一致する。他方  $O.D.$  の極小は、平均重合度では説明できない。著者らは、 $\text{Ca}^{2+}$  と  $\text{Fe}^{2+}$  の  $\text{O}^{2-}$  と  $\text{O}^-$  への親和力の違いによつて  $\text{Ca}^{2+}$  と  $\text{Fe}^{2+}$  を囲む陰イオン雰囲気構造 (具体的には  $\text{O}^{2-}/\text{O}^-$ ) に差が生じ、これら陰イオン雰囲気が互いによく混ざらないために密度が下がるとした。この効果は  $\text{Ca}^{2+}$  と  $\text{Fe}^{2+}$  の濃度が同じ時最大の筈であり、実験結果をよく説明する。 $O.D.$  の極小現象は、温度が高いほど弱いこと、 $X_{\text{CaO}}/X_{\text{FeO}}\approx 1$  で熱膨張率が極小になることから、陰イオン雰囲気は温度上昇とともに崩れるとした。熱膨張率の値から、結合距離の熱膨張は  $\text{Ca}^{2+}-\text{O}^{2-}<\text{Fe}^{2+}-\text{O}^{2-}$

$<\text{Ca}^{2+}-\text{O}^-<\text{Fe}^{2+}-\text{O}^-$  の順であるとした。本研究では CaO-SiO<sub>2</sub>, “FeO”-SiO<sub>2</sub>, “FeO”-CaO 系の密度も測定している。CaO-SiO<sub>2</sub>, “FeO”-SiO<sub>2</sub> 系の密度は、MASSON 理論を用いて  $1\text{ cm}^3$  中のシリケートアニオン数 ( $\text{Si.A.D.}$ ) に換算した。CaO-SiO<sub>2</sub> 系の  $\text{Si.A.D.}$  は、 $X_{\text{SiO}_2}<0.09$  では “FeO”-SiO<sub>2</sub> 系より小さく、 $X_{\text{SiO}_2}>0.09$  では逆転することを見出だし、陽イオン半径と平均重合度の差で説明した。また、“FeO”-CaO 系の  $O.D.$  の組成依存性を  $\text{Fe}_2\text{O}_5^{4-}$  の生成と、陽イオン半径の差で説明し、この系がラウール則より負のずれを示すので  $\text{Fe}^{2+}-\text{O}^{2-}$ ,  $\text{Ca}^{2+}-\text{Fe}_2\text{O}_5^{4-}$  の結合が他より優先するとした。(拜田 治)

#### Ar ガスによる鋼の炉外清浄化処理

(M. КЕРКА, et al.: Neue Hutte, 19(1974) 3, pp. 143~147)

Ar ガス吹き込みによる溶鋼の清浄化処理について、その概要と実験結果について述べた。

Ar 処理の目的は、溶鋼中の含有ガスや非金属介在物の減少、脱酸反応などの化学反応の促進と温度の均一化および、真空脱ガス処理や合成スラグ処理効果の助長にあり、これらについて従来の研究を概観した。Ar 処理時の技術的問題について、Ar ガス吹き込み方法の詳細を図示し、また、ガス吹き込み羽口の具備すべき条件について述べた。ガス含有量、非金属介在物量、スラグ組成変化、取鍋耐火物の溶損、および、羽口耐火物の寿命に及ぼす Ar 処理の影響について、Škoda 研究所の 250 kg 電気炉を用いて実験を行なった。対象鋼種は Škoda T56, 57 耐熱鋼であり、T56 の成分は 0.20~0.25% C, 0.25~0.5% Mn, 0.25~0.60% Si, 0.30% Ni, 1.0~1.5% Cr, 0.45~0.65% Mo, 0.65~0.85% V, 0.4~0.7% W である。電気炉にて溶解、酸化、還元処理を経て所定成分に調整された 250 kg の溶鋼を取鍋に出鋼し、Ar 処理開始前に比較材として 40 kg 鋼塊を鑄造する。残りの 210 kg 溶鋼について 3~7 min の Ar 処理を行ない、200 kg 鋼塊を鑄造した。浴の攪拌状況を観察しながら Ar ガス圧力を調節し、浴表面の露出を最少とした。これら 11 チャージの実験について、40 kg と 200 kg の鋼塊から分析試料を採取し、Ar 処理の効果を検討し以下の結果を得た。H: 16.5~72.2% 減少(平均 34.3%) するが  $2\text{ cm}^3/100\text{ g}$  以下とするのは困難である。N: ほとんど減少しない。この理由は Nitride の生成に起因する。O, 非金属介在物: それぞれ 25, 28% 減少する。介在物組成は、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  が減少し、 $\text{SiO}_2$  は変化しない。この現象は  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  の溶鋼との濡れ性から説明できる。すなわち、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  は溶鋼との濡れ性が小で浮上分離が容易と考えられる。(藤井徹也)

#### 過熱度ゼロの金属の一方向凝固、冷却鑄型の場合

(O. S. PIRES, et al.: Z. Metallk., 65(1974) 2, pp. 143~149)

半無限の金属-鑄型系における種々の熱抵抗は凝固時間に対し積算効果を持つとする仮定に基づき、1 つの経験的な方程式を提案する。この方程式は過熱度ゼロの純金属の一方向凝固を記述し、金属の厚み  $x$  が凝固するのに要する時間  $t_s$  を次式で表示する。

$$t_s = \alpha x^2 + \beta x \dots\dots\dots (1)$$

第1項は金属の凝固殻内での熱抵抗からの寄与によるもので、 $\alpha$ はSTEFANの解析厳密解の凝固定数と金属中の熱拡散係数によってあらわされる定数である。第2項は鑄型-金属界面の熱抵抗からの寄与によるもので、 $\beta$ は鑄型-金属界面における熱伝達係数に反比例し、他に凝固潜熱、凝固金属密度、金属の融点および鑄型の初期温度などにより表わされる定数である。

純粋な鉛、亜鉛およびアルミニウムについて、水冷された薄い金属板鑄型を用いた一方向凝固装置により、過熱度ゼロの状態での凝固時間を測定した。この場合、鑄型内面に各種のコーティングを施し、鑄型-金属界面の熱伝達係数を変化せしめた ( $h_i = 0.02 \sim 0.10 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{C} \cdot \text{s}$ )。いずれの金属に対しても、すべての冷却条件下で、凝固時間の測定値は(1)式から定まる計算値と良く一致する。

HILLS と MOORE が行なつた錫と鉛についての精密な凝固時間の測定結果に対し、(1)式を適用して比較した。彼らの実験における凝固金属外面に対する熱伝達係数は本実験におけるそれと比較し約1桁小さいが ( $h_i = 0.0027 \sim 0.0055 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{C} \cdot \text{s}$ )、(1)式は実験値と良く一致する。実験値と計算値との間の一致は、数学的には複雑なHILLSの方程式より(1)式の方が優れている。

(木下勝雄)

## — 鑄 造 —

### 強靱なベイナイト球状黒鉛鑄鉄

(Metal Prog., 105(1974)4, pp. 86~92)

ベイナイト球状黒鉛鑄鉄は、すぐれた鑄造性を持ち、オーステナイト化熱処理が不要なことから鑄鋼品の代用となり、またパーライト球状鑄鉄では要求する性質が得られにくく、そして強度が強いためにより軽い鑄物が要求される場合には、パーライト球状黒鉛鑄鉄の代替となりえよう。フェライト、パーライト組織では機械的性質の向上が得られないので、上部あるいは下部ベイナイトまたはマルテンサイト組織に変えねばならない。

合金化によつて、降伏点が 100 000~170 000 psi、引張り強さが 140 000~200 000 psi、更に十分な延性を持つベイナイト球状黒鉛鑄鉄が可能である。添加元素として、有害なセル間黒鉛生成を妨げ、焼き入れ性を向上させベイナイト形成を助長する合金元素が要求される。Niはこれらの条件を満たし、Moは少量の存在で焼き入れ性を向上しベイナイト形成を助ける。

上部ベイナイトを得るための組成は、NiとMoの割合と肉厚に依存し、必要なNi量とMo量とは相互に関係がある。5.2%Niを含む鉄の基地組織と強度に与えるSi, Mn, Moの影響を調べた。厚さ1 in.でSi量が1.86から52.33%に上がると、黒鉛濃度および下部ベイナイト量減少のため降伏点が下がる。しかし2および4 in.肉厚の下部ベイナイトではほとんど影響がない。Mn量の圧加であらゆる厚さにて強度は顕著に増すが、特に厚いところではセル間黒鉛を形成しやすくなる。また、特に、0.19%Mo添加によつてパーライト組織は完全にベイナイト組織に変態し、強度が上がり靱性も向上される。

また、最適の性質は、600°Fにて4hr保持後空冷にて得られた。

(毛利勝一)

### セル状凝固における溶質の再分配

(R. M. SHARP and M. C. EIMINGS: Met. Trans., 5(1974)4, pp. 828~830)

二元および三元合金の大きな $G/R$ (温度勾配 $G$ と成長速度 $R$ との比)でのセル状またはデンドライト状凝固における溶質の再分配を表わす解析解と実験結果を述べている。解析にあたって、成長しているセルまたはデンドライトの近傍での組成過冷は無視でき、また、曲率および界面の動力学の影響も無視できると仮定する。実験結果は、Al-Cu二元系およびAl-Cu-Ni三元系の合金のセル状凝固に関して、 $G/R$ をパラメーターとして得られる。データは、セル先端の温度と組成、三元系については、二相セルが形成され始める温度の形で求める。これらの結果を、理論から得られた値と比較すると良い一致が得られる。二元系のセル先端での液体組成は、 $G/R$ が増加すると、 $G/R=0$ での $C_0$ の値から直線的に増加する。三元系合金の分析結果では、セル先端の液体組成は、 $G/R$ が増加するにしたがい、 $C_0$ から三元共晶組成 $C_E$ まで変化する。二元および三元系の両方とも実験的に測定したセル先端の温度は、 $G/R$ が増加すると共に低下する。三元系において二相セルが現われ始める温度は、大きな $G/R$ では共晶温度に等しく、小さな $G/R$ では、 $G/R$ が増加するにしたがつて直線的に低下する。これらの観察は、理論式から得られる傾向と矛盾しない。典型的な「拡散経路」と「凝固経路」が、単純な三元合金について与えられる。「拡散経路」は成長しているセル先端の前面における組成の変化を表わし、「凝固経路」はセル間の液体における組成の変化を表わす。凝固経路のひとつは、谷にそつて三元共晶組成に近づき二相領域が存在する状態であり、もうひとつは、単相領域の中で三元共晶組成に近づく経路である。凝固経路は $G/R$ によつて変化する

(小松政美)

### 低合金鋼の凝固中におけるマイクロ偏析に対する逆拡散の影響

(O. HAMMER, et al: Scand. J. Met., 3 (1974) 1, pp. 11~20)

30gの低合金鋼試料について凝固実験を行なつた。冷却速度を鋼塊の中心部で発生する冷部速度と同程度に選ぶならば、このような試料中でのコアリング、逆拡散およびデンドライトの粗大化は鋼塊の凝固と関連づけて論ぜられる。

凝固途中の固相中における逆拡散は鋼塊のマイクロ偏析に対し重大な影響を及ぼす。固液共存域における滞留時間が十分長く、固相中の溶質の拡散率が大きく、拡散すべき距離がある限度内にあれば、逆拡散がマイクロ偏析を低減せしめる効果は著しい。炭素濃度が低い程フェライト+液相での滞留時間は長くなる。フェライト相での凝固は一般的にオーステナイト相での凝固より高い実効分配係数を与える。少なくともクロムの偏析現象に関しては初晶フェライトを晶出する成分組成が望ましい。この際炭素濃度が固定されているならば、例えばマンガン、クロムあるいはニッケル含有量を変えることにより、初晶フェライトあるいは初晶オーステナイトを調整すること

ができる。拡散距離はデンドライトのアーム厚あるいはアーム間隔に関連する。

以上の結果から、柱状晶域と等軸晶域におけるマイクロ偏析強度の差を説明することができる。この事実から、普通鋼塊による鍛造棒と遠心鑄造された薄肉管のマイクロ偏析を比較して、方向性凝固のかくされた重要性が指摘された。焼鈍の後、未加工状態にある薄肉管は全厚み方向にわたり事実上均質であるのに対し、鍛造棒では鍛造および熱処理後においても、広い等軸晶域にわたり好ましくならざるマイクロ偏析が明らかに認められる。

(木下勝雄)

### 鋼中の Cr の偏析に及ぼす炭素の影響

(H. FREDRIKSSON and L. HELLNER: Scand. J. Meta. 3 (1974) 2, pp. 61~68)

炭素濃度を 0.1 wt% から 1.2 wt% まで変化させた場合の Cr 1wt% の鋼における Cr の偏析におよぼす炭素の影響を調べた。試料は、マクロ組織、マイクロ組織を観察の後、デンドライトの主軸、二次の板およびデンドライト間の Cr の分布を EPMA で分析した。得られた試料での実効分配係数  $k_{\text{eff}} = \text{Cr}_{\text{min}}/\text{Cr}_{\text{orig}}$  は、炭素濃度の増加につれて、0.83 (C: 0.12 wt%) から、0.70 (C: 1.2 wt%) に減少していくが、偏析比  $\text{Cr}_{\text{max}}/\text{Cr}_{\text{min}}$  は、1.5 (C: 0.12 wt%) から、3.9 (C: 1.2 wt%) と増加していく。これらの結果は、炭素濃度が 0.4 wt% 以下の領域では、DOHERTY and MELTORD の結果とよく一致しているが、0.4 wt% 以上の領域では、彼らの値より大きくなっている。このような結果を理論的に説明するために、炭素濃度 1.5 wt% 以下では、固相中の Cr の後方拡散と、炭素濃度による分配係数の変化を考慮して近似計算を行い、1.5 wt% 以下では、固相中の炭素の拡散が十分遅く、各瞬間における炭素濃度が平衡であると仮定した上で、SCHEIL の式を使って Cr の偏析を計算した。その結果として、本実験においてみられた Cr の偏析比の変化は低炭素濃度で偏析が最大となる理由としては、凝固の間に、固相中の Cr に強い物質化がおこる事で、説明できる。また、高炭素濃度では、炭素濃度が増加するにつれ、共晶反応が、よりすみやかになると仮定すれば、十分説明がつく。結論として、Cr の偏析比は、炭素濃度が約 1.5 wt% の際に最大値をとるという結果を、実験的に得た。さらに、本実験における低炭素鋼の Cr の偏析比が高かったことは、オーステナイティックな凝固によるものと考えられる。

(鈴木俊夫)

## 一 性 質

### 12% Cr 耐熱鋼の 500° および 600°C における析出過程について

(J. KOUTSKÝ, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 3, pp. 155~159)

0.2% C, 12% Cr で Mo 2.2% まで、V 1.11% まで W 3.97% までを含む 7 種類の耐熱鋼を 1300°C から水冷後 500° および 600°C で 0.5hr から 5000hr まで焼もどし、光顕、電顕、X線回折で調べた。さらに硬さと焼もどし時間の関係を測定した。固溶化熱処理、焼入れの状態では、組織はマルテンサイトと 6~27% の  $\delta$  フェ

ライトから成っていた。

すべての鋼において、焼もどしマルテンサイト中の基本的な炭化物反応は同様な形で推移する。すなわち、最初に析出した  $\text{M}_2\text{C}$  は  $\text{M}_7\text{C}_3$  へと移行し、それからあらためて  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  が急速に形成される。

500°C では長時間の焼もどし後でも通常  $\text{Fe}_x\text{C}$  のみしか認められないが、600°C では短時間で  $\text{Fe}_x\text{C}$  または  $\text{M}_2\text{C}$  を生じ、この炭化物は in situ 変態あるいは独立核形成によつて  $\text{M}_7\text{C}_3$  に変化する。Mo や W を含まぬ 1.11% V 鋼では進行が急速である。また後者の反応の方が優勢なので、この種の反応が起る焼もどし段階では硬さに最大値が認められる。若干の鋼では炭化物反応の終期に針状の析出相が現われるが、X線回折によればこれは炭窒化物  $\text{M}_2\text{X}$  である。

W 鋼では、ほかにさらに Mo や V を含有するものも含めて、長時間焼もどしの間における  $\delta$  フェライト中での基本的な析出過程は  $\text{Fe}_2\text{W}$  型ラーベス相の形成である。他の相が先行して析出することはない。Mo を含有するラーベス相は 600°C では安定性が悪く、直ちに  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  から  $\text{M}_6\text{C}$  への変態が始まる。従つて硬さの変化は W 鋼とは異なっている。また W を含まない Mo 鋼では、ラーベス相が出現する前に  $\delta$  フェライト中に小さな彎曲した棒状の新しい相が認められ、それらはとりわけ粒界近傍に存在していた。

(渡辺 敏)

**X2CrNiN199 鋼における粒界脆化と窒化物析出の関係** (D. BLAZEJAK and G. HERBSLEB: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 3, pp. 161~167)

オーステナイト系 Cr-Ni 鋼に若干量の窒素を添加すると強度の増加がもたらされるが、他方で、粒界の脆化が懸念される。従来、 $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型 Cr 炭化物と  $\text{Cr}_2\text{N}$  が共存する状態に関しては、窒素の粒界破断挙動に与える影響が十分に解明されていない。本報では、鋼中に存在する窒化物の化学的および電気化学的処理を利用した定量的測定方法の検討と、含窒素オーステナイト系 Cr-Ni 鋼の析出挙動の解析にその方法を応用した結果について述べる。

実験試料には X2CrNiN199 オーステナイト鋼 (0.02% C, 0.91% Si, 0.016% P, 19.2% Cr, 9.2% Ni, 0.004% Al, 0.025% N) を使用した。1150°C において 15 min 溶体化処理し、600~1100°C に最高 5000hr 保持して析出挙動を調べた。Cr<sub>2</sub>N の析出は 800°C に 1000hr 保持した場合に最大となつた。

本研究の結果によれば、化学的な処理を用いて Cr<sub>2</sub>N と AlN を定量分析することが可能である。これは Al がほぼすべての鋼中に存在し、しかも窒素に対する親和性が極めて強い点を考えると、Cr<sub>2</sub>N の定量的測定に重大な意義を持つている。

さらに X線回折や電子線回折をも利用して析出物の同定をおこない、焼戻しの温度と時間に関して  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  と Cr<sub>2</sub>N の析出条件を決定した。

Straub 式および Huey 式の腐食試験と組織観察から粒界脆化に及ぼす窒素の影響を検討した。本研究の場合 (0.025% N) Cr 窒化物の析出は粒界破断挙動に影響を与えなかつた。また、酸化性媒体中で焼鈍処理した場合に Cr-Ni オーステナイト鋼に発生する粒界 attack は、

従来いわれているように P と Si の量を一定値に抑えることによるのみではなく、本研究の試料に含まれる程度の窒素の存在によっても抑止できることが明らかとなった。

(和田 仁)

#### 静的応力および繰り返し引張応力下での低炭素鋼における亀裂生成に伴う変形過程

(R. MITSCHKE, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 3, pp. 179~184)

本研究は、亀裂の発生成長に伴ってその近傍に生ずる塑性変形域を腐食により出現させて、その挙動を観察したものである。0.11% C, 0.33% Si, 0.33% Mn, 0.008% P, 0.021% S, 0.013% Al, 0.08% Cr, 0.08% Cu, 0.06% Ni, 0.008% Sn の組成を有する鋼を焼準状態で実験に供した。機械的性質は、 $\sigma_y = 255 \text{ N/mm}^2$ ,  $\sigma_B = 400 \text{ N/mm}^2$ ,  $\delta = 39\%$ ,  $\varphi = 63\%$  である。20 mm × 50 mm 長さ 300 mm に、深さ 6 mm、開き角 45° および 53.5°C、先端半径 0.2 mm の片切り欠きを有する試験片を用い、1MN 容量の Pulsator によつて、最低応力を常に 37 N/mm<sup>2</sup> にし最高応力を 160~210 N/mm<sup>2</sup> の範囲に取つて、0~16 mm の種々の長さの疲労亀裂を導入した。さらにその後、一部については、静的引張応力により、亀裂の進展を行つた。これらの試験片に 680 × 20 hr + 炉冷の熱処理を行い、試験片表面あるいは適当な深さの断面を 3% 硝酸アルコールで腐食して、亀裂近傍の塑性変形域を出現させてその様子を観察した。

その結果、次のような結論を得た。

繰り返し引張応力のみによつて生じた亀裂の場合、その側面および先端に粗い再結晶粒が認められ、塑性変形域の形状は、破壊力学により理論的に期待されるそれとは違つていた。

引張応力によつて生じた亀裂の場合には、その囲りは強い変形を受けており、しかも変形域はより大きくなつていた。繰り返し引張応力により亀裂を導入した後、室温で長時間放置し時効を行つた試験片は、最終的に引張応力を加えて亀裂を進展させる場合、室温長時間放置をしない材料に比べてその挙動が異つており、より脆性的な様相を示し、塑性変形域も小さくなつていた。これについては今後検討する必要がある。(斉藤鉄哉)

#### 融液状態から急冷した Fe-Cu 合金の焼戻し挙動

(E. BLANK and E. HORNBÖGEN: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 3, pp. 193~196)

融液状態から合金を急冷 (splat cool) すると過飽和固溶領域が著しく拡張する。材料の諸性質の限界は固溶限に対応した挙動を示すから、通常、固相状態の熱力学的平衡関係により規定されるこの限界を splat cooling により乗り越えることが考えられる。本研究では鋼に関する splat cooling の可能性を探ることを目的としている。この種の処理を与えた材料は実用する場合、焼結過程が必要となるから、焼戻しによつて急冷組織の特異な性質が保持、改善されるものでなければならない。

試料としては Cu をそれぞれ 1%, 3%, 5%, 7.5% 含む Fe-Cu 合金を使用し、急冷したのち 500°C あるいは 700°C において焼戻した。光学顕微鏡および電子顕微鏡により急冷状態ならびに焼戻し状態の組織を観察し、マイクロ硬さの測定により機械的性質を検討した。

これまで急冷組織としては CURICH の fcc 固溶体  $\gamma$  のみが報告されている。本研究の電顕観察ではすべての試料において、結晶粒が極めて微細で欠陥濃度の非常に高い  $\alpha$  固溶体が認められ、 $\gamma$  は粒界にわずかに存在するにすぎなかつた。また急冷状態でのマイクロ硬さは通常の焼入れ状態に比べて大幅に増大した。しかし、Cu 量によるマイクロ硬さの差はわずかであつた。

急冷した試料を焼戻すと、 $\gamma$  相の析出が起こつた。その場合の硬さの増加は、通常の焼入れ・焼戻し試料の析出硬化よりはるかに著しい。なお、析出した粒子は splat cooling により導入された転位の回復と、結晶粒の成長を抑える作用を及ぼす。

7.5% Cu を含む試料においては FeCu 超格子 (CsCl 型) が認められ、マイクロ硬さは時折、非常に高い値を示した。

以上の結果から、Fe-Cu 合金の強度は splat cooling により数倍増すことは明らかである。今後は、Cu 量をさらに増し、規則構造の微細分布をはかる方向で研究を進展させれば、興味ある結果が得られると思われる。

(和田 仁)

#### ファサードパネル固定用オーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れ

(A. H. Th. BALK, et al.: Brit. Corros. J., (1974) 1, pp. 4~9)

オーステナイト鋼が、自然石またはコンクリートのファサードパネルの固定(アンカー)に用いられつつある。しかしこの鋼種は SCC を生ずる欠点があり、その上実際の使用例は西ドイツ、英国でも十数年の実績しかなく、オランダでは皆無である上に、建築後の検査はできないので、参考資料とするための調査が必要であり、低温での SCC 試験、塩化物の降下量、壁の温度などを求め、材料の寿命を求めた。

SCC 試験は 304 鋼の 80 × 20 × 2 mm 板を用い、50~100°C の温度範囲で 34% MgCl<sub>2</sub> 溶液中で定荷重 3 点曲げ試験を行なつた。負荷応力を 20 kg/mm<sup>2</sup> とし、破断に要する時間を温度の関数として求めると、温度の低下とともに破断時間は長くなり、50~55°C で直線の変化からずれる。この温度が SCC 臨界温度と考えられ、40 kg/mm<sup>2</sup> の応力では 40°C である。

実際の壁に締め付けたボルトの応力を求めると、設計応力よりかなり高くなつており、SCC の生ずる応力条件は満されている。

オランダでの塩化物の降下量を海岸からの距離の関数として求めると 1 km で 50 mg/m<sup>2</sup>/day で距離とともに低下し、20 km 以上で 16 mg/m<sup>2</sup>/day と一定になるが、工場地帯ではかなり増加している。さらに乾湿の繰返しにより、塩化物が濃縮し 30~40 年で 0.4 g/m<sup>2</sup> の塩化物が濃縮する。

25°C での平穏な天候での壁の最高温度を求めると、表面では 63°C でアンカーの温度は 50~60°C になると推定される。アンカーの温度が 51°C 以上になる年間通算時間を測定気温から求めると、最高の地域で 111 hr、最低で 16 hr となり、50°C、40 kg/mm<sup>2</sup> の応力で SCC 破断時間は 600 hr であるので、最短寿命年数は、最高 46 年、最低 6 年となり、とりあげた 5 地域中 4 地域は 24 年

以内であり、この予焼が誤差をかなり含むとしても、工場地帯の  $\text{SO}_2$  ガスなどの影響を考えれば、十分注意を払って使用しなければならないことを示している。

(沼田英夫)

### 金属学および生産の面から見た高 Cr 鋳鉄の耐摩耗材への応用

(R. S. JACKSON: British Foundryman, 67 (1974) 2, pp. 34~41)

白鉄鉄に Cr を多量に添加すると、共晶組織中に連続して存在したレーデブライトが不連続な六方炭化物  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  に変わり、耐衝撃性・耐摩耗性が増す。C 量を増せば共析温まで冷却する際の、フェライト+炭化物への変態速度が低下するが、Cr も同様の働きを行なう。これより、組成を適当に選べば、砂型あるいは金型での通常の冷却によつてオーステナイトからの変態が生じないようにできる。これは、オーステナイト中を急速冷却することにより、Cr が過飽和となつて sub-critical 変態が抑えられるためである。

常温で Cr 鋳鉄中に存在するオーステナイトに関して海定を行なつた。化学組成は C 量で 1.1~4.06%, Rickert の式に基く Cr 当量で 14.49~32.54 であり、4~55 mm 径の乾燥砂型に鑄込んだ。オーステナイトとフェライトの比を誘導型透磁率計で測定し、硬度とともに組成との関係を調べた結果、平衡状態図上の液相面と常温におけるオーステナイト量に相関が認められた。

実用に供するには、鑄造性・熱処理性・経済性より組成を選ぶ必要がある。このためには硬度とともに、表面の加工硬化性を考慮しなければならない。実験によれば低 Cr 側で加工硬化性がわずかに優れており、低摩耗の条件では有用であるが、耐衝撃性を強く要求する場合には使用限界以下になる。また、鑄造・熱処理の条件により最適組成は異なってくる。成功例としては、25% Cr-3% C, 18% Cr-2.5% C, 15% Cr-3% C-3% Mo, 15% Cr-1% C がある。実用的には、セメント工業に代表される、耐摩耗性を必要とする炉の内ばりとして用いられている。

以上述べたように、Cr や C は合金成分として重要であるが、その他の微量添加元素としての Ni, Mo, Mn, Si などの重要性も無視してはならない。(加藤 寛)

### 石油精製装置におけるオーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れ

(A. J. BROPHY: Mat. Perform., 13 (1974) 5, pp. 9~15)

オーステナイトステンレス鋼は石油精製装置にかなり使用されているが、応力、高温での組織変化、割れ誘起イオンの競合によつて、稼働停止時に SCC が生ずる場合がある。この研究では、304, 304L, 321, 347 鋼の塩素イオンおよびポリチオン酸溶液中での割れ感受性におよぼす熱処理の影響を 3 mm 厚、12.5 または高応力負荷を想定した 6 mm 径の U 曲げ試験片を用いて調査した。

まず腐食環境と熱処理の影響を調べるために pH=1.5 一定とし、A: 25%  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , B: 0.4%  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , C: Samen 液<sup>3)</sup>(0.4~0.5% ポリチオン酸溶液)に酸素暴露(AO)または窒素による脱気と遮断(AN)の 6 条件と、TA(1066°C×4hr): 溶体化処理, TA+TS (677°C×4

hr): 鋭敏化処理, TA+TST(899°C×4hr): 安定化処理の 3 条件とで常温で試験した。割れは、304 鋼の TA+TS 処理の AO 雰囲気では B 液で 1 日後、C 液で 3 カ月後、AN 雰囲気では C 液の高応力試験片で 2 日後に生じ他の鋼種には生じなかつた。また 1%  $\text{K}_2\text{S}_4\text{O}_6$  溶液 (pH=5.3) とそれに硫酸を添加した液 (pH=1.5) で 304 鋼を試験すると、後者は 1hr で割れ、前者も 18 日で割れた。これらの結果から、応力、酸素、pH が割れに影響を与えることがわかる。この SCC は、鋭敏化処理のみに生ずるから、稼働上限温度の 530°C での時効時間と組織変化と割れ感受性の関係を調べた。304, 304L は短時間時効で、粒界の組織変化があるが、10 日の時効で 184 日後に割れた。321 は 120 日時効で割れ発生するが、TST 処理後は、TS 処理を 1 年以上行なつても割れない。347 鋼は 1 年以上時効しても割れは発生せず、組織変化は少ない。また  $\text{H}_2\text{SO}_4$  溶液で割れることから FeS スケールが酸化して、ポリチオン酸が生成されることが考えられるので、FeS を 304 試片外側に濾紙で包み密着させ、60°C 飽和水蒸気中で 24 日間試験した結果半数が割れ、蒸気に  $\text{SO}_2$  を含ませると、4 日の暴露で全数割れた。また 60°C の A, A+C, C 液で溶接材の SCC 試験では割れず、TS 処理の非溶接材は A, C 液で割れた。

以上硫黄を含む場合 425°C 以上では 304, 304L は危険であり、321, 347 は安定化処理を行なえば安全であるがより高温では注意を要する。(沼田英夫)

### 熱サイクルによる 300 級マルエージング鋼の破壊靱性の増加

(S. P. ANTOLOVICH, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 3, pp. 623~632)

時効硬化した 300 級マルエージング鋼に靱性に富んだオーステナイトを細かく分散させて析出させることにより、破壊靱性などの機械的性質を向上させた。

18.8%Ni, 9.07%Co, 4.94%Mo, 0.69%Ti, 0.11%Al の 300 級マルエージング鋼の 76 mm  $\phi$  のピレットを 1150°C×6hr 均一化加熱後、熱間圧延により 38 mm 厚の板材を作成し、供試材とした。6.4 mm  $\phi$ ×25 mm の熱膨脹試片を 825°C まで 0.33°C/sec の速度で加熱し、2 hr 保持し、室温まで炉冷すると As, Af, Ms, Mf はそれぞれ 615, 718, 156, 60°C であるが、825°C で 2 min 保持し、炉冷という熱サイクルをくりかえすと、4 回目までは As は下降し、Ms はしだいに上昇するが 5 回目では Ms は若干降下し、As は上昇する。サイクルが増すごとに残留  $\gamma$  は増加し、1, 4, 10, 30 回でそれぞれ 17.8, 38, 57.5, 79.5% となる。これらの残留  $\gamma$  は -195°C でも安定である。熱サイクルが増すと、 $\sigma_B$  は減少し、伸び、絞りおよび歪硬化係数は増加する。マルテンサイトとオーステナイトの 2 相合金における混合則より求めた計算値と実測値はほぼ一致した。通常の熱処理材の強度レベル  $\sigma_y=1931\text{MPa}$  のものの破壊靱性値  $K_{IC}$  は 77 MPa であつたが熱サイクル 1 回後は強度レベル 1655 MPa のものの  $K_{IC}$  は 116 MPa と約 45% 増加した。クラックの進展の様相は熱サイクル材はゆるやかであつた。熱サイクル材ではクラック先端の塑性域にラメラ状に残留  $\gamma$  が存在しているためこれが微量クラ

クの進展を防止するものと思われる。(内堀勝之)

### 18Ni(350) マルエージング鋼の加工熱処理による疲労抵抗の向上

(H. J. RACK and D. KALISH: Met. Trans., 5 (1974) 3, pp. 685~694)

200 および 300 級の 18 Ni マルエージング鋼は引張り強度の増加に対応して疲労強度も増加するが 350 級では引張り強度の増加にかかわらず疲労強度は改善されない。そこで加工熱処理によつて疲労抵抗の向上を試みた。

真空再溶解した 18 Ni(350) マルエージング鋼 (18.51 Ni, 11.89Co, 4.67Mo, 1.53Ti, 0.09Al, 0.008C) の厚さ 15.9 mm の板材を供試材とした。加工熱処理はマルフォーミングとオースフォーミングの 2 通りとした。前者は試料を 816°C × 1hr 加熱後空冷し、室温でまた後者は 816°C × 1hr 加熱後 399°C に急冷し、その温度でそれぞれ圧延加工を行なった。圧延率は 25 および 70% であつた。疲労試片は加工方向に平行に採取し、引張り疲労試験に供した。

引張り強さおよび高応力低サイクル疲労での強度は加工熱処理の影響を受けなかつたが、低応力高サイクル領域では疲労強度の増加が認められた。10<sup>7</sup> 回における疲労強度は両方の加工熱処理ともに 25% 圧延材は通常処理の 100 ksi から 120 ksi へ、70% 圧延材は 130 ksi へと約 20~30% 改善されている。加工熱処理によつて時効後の残留応力および疲労破面に変化は認められなかつた。また集合組織はマルフォーム材とオースフォーム材とで挙動は異なつたが、疲労強度に及ぼす影響は認められなかつた。加工熱処理材の下部組織は転位密度が大となりかつ、細かい安定なセルが生成されていた。これらの下部組織が疲労クラックの発生を防止し、疲労強度の増加に寄与しているものと思われる。(内堀勝之)

### Fe-Ni 合金の微細組織におよぼす前加工と変態の

効果 (K. ONO and T. J. KOPPENAL: Met. Trans.: 5 (1974) 3, pp. 739~746)

Fe-Ni 合金のマルテンサイト→オーステナイト逆変態が適当な条件のもとで逆せん断機構により起こり、この逆変態オーステナイトが核生成と成長により形成されたオーステナイトより高い強度を有すること、およびマルテンサイトを前加工することにより逆変態オーステナイトが強化されることが報告されている。本研究ではこの強化機構を電顕観察による金属組織学的見地から説明している。試料の組成は Fe-31.4%Ni-0.03%C である。982°C でオーステナイト化し、水冷してさらに液体窒素中に保持し 88% マルテンサイト組織を得た。0%~80% の前加工を施した後、538°C に up-quench して逆変態オーステナイトを得た。電子顕微鏡により組織観察を行ない以下の結果を得た。1) この合金の midrib が双晶となつている板状マルテンサイトの室温における変形は主として転位のすべりによつており、80% 冷間加工後は midrib 双晶および板状組織は消滅する。圧延の結果転位密度が増加し、まれにセル状転位組織が観察にれた。塑性変形による強化は転位密度の増加で説明できる。2) 前加工を施さないマルテンサイトを逆変態して得たオーステナイトは焼なましオーステナイトに比較し

てかなり高い転位密度をもつ幅 1μm、長さ 10μm のせん断を受けた板の積み重ねよりなつている。逆変態オーステナイトの強度は焼なましオーステナイトに比較してかなり高く、その強化の約 60% は結晶粒の微細均一化に起因し、残り 40% は転位密度の増加に起因している。

3) 80% の前加工を施したマルテンサイトの逆変態により得たオーステナイトは転位密度が高く、大部分は直径 0.2~1μm のほぼ等軸的な結晶粒からなり、せん断を受けた長さ 1μm 以内の板状組織を少量含んでいる。その強化は主に結晶粒度の効果によると考えられる。4) 熱処理のくり返しにより逆変態オーステナイトの強度は増す。これは転位密度の増加に起因する。(関田貴司)

## —物理冶金—

### 熱的に脆化したマルエージング鋼における結晶粒界偏析元素の研究

(W. C. JOHNSON and D. F. STEIN: Met. Trans., 5 (1974) 3, pp. 549~554)

211 kg/mm<sup>2</sup> 以上の高い降伏点を得るため開発されたマルエージング鋼は、熱処理時に典型的な粒界破壊を起こし、著しく破壊靱性が低下する。この脆化が起こる熱処理温度領域はすでに調べられてはいるが、脆化の原因は明らかではない。本研究では、結晶粒界化学組成をオージェ電子分光によつて調べ、熱的脆化における偏析の役割を明らかにするとともに、脆化の速度論、時効の効果について検討した。試料は、17%Ni の 250 シリーズ・マルエージング鋼を用い、1315°C で 1hr 固溶化し、オーステナイト結晶粒径を一定とした後、760°C~1038°C の等温処理温度へ焼入れ保持水冷後、各実験に供した。

本研究では、破面のよごれをできるだけ少なくするため超高真空中で破壊試験を行ない、結晶粒界化学組成を調べるとともに、破面の形状を観察し、次の結果を得た。

シャルピー衝撃エネルギーは、等温処理の時間とともに低下し、とくに 871°C で 23.1 kgm から 2.2 kgm へともつとも低下し、ほとんど 100% 粒界破壊を示す。この現象を破面のオージェ電子分光および inert-iron sputtering により調べると旧オーステナイト粒界への Ti の偏析が観察されるとともに C が TiC の形で局部的に形成されていることが明らかとなつた。破面における結晶粒界 Ti 濃度を時間の関数として調べた結果は、衝撃エネルギーの低下とよく対応しており、この脆化の直接的実験的確認を示している。

脆化の速度論的研究により、871°C において脆化が最大となる時間は、およそ 60 min であり、これから Ti の拡散係数を計算した値  $1.5 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{s}$  はオーステナイト中での Ti の拡散係数の報告とよく一致する。時効の効果調べのために、871°C で脆化処理した試料を 482°C 3hr 時効すると、破壊靱性はさらに低下する。この原因は、すでに脆化している旧オーステナイト粒界へ B が偏析することにより、TiC と母相界面の結合力が低下するためである。(武田修一)

Fe-0.2%C マルテンサイト中のバケットの微細構造 (C. A. APPLE, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 3, pp. 593~599)

低炭素 Fe-C 合金のマルテンサイトは母相オーステナ

イトの粒がいくつかのパケットと呼ばれる一見平行なラスの集合体によつてわけられた形態を示す。本研究はFe-0.2%C合金のトルテンサイトのパケット構造をより完全にかつ定量的に記述することを目的とし、ラスの配列、幅および境界面積をレプリカおよび薄膜透過電顕によつて調べたものである。

母相オーステナイト粒径は0.4mmとし、マルテンサイトのラスの幅および境界面積はレプリカおよび薄膜透過電顕の両者により測定した。ラス間の方位関係は薄膜を用いて精密な暗視野法により定めた。

その結果、ラスの配列については1つの母相オーステナイト粒内において各ラスの晶癖面はオーステナイトの特定の(111)面と対になった(557)面であり、またパケット内のラス間の方位関係はK-S関係から予想される

ものと一致していることがわかつた。ラスの幅についてはレプリカおよび薄膜透過電顕写真から測定され、幅の対数とその頻度が直線関係にあることがわかつた。また最も多く観察されるラスの幅は $0.15\mu$ であつた。しかしそれよりも大きな $1\sim 2\mu$ の幅をもつラスもパケット全体にわたり分布しており、これがパケットマルテンサイトの微視構造を特徴づけるものである。マルテンサイトの単位体積あたりの全境界面積については以前にレプリカのみによる測定から $50\ 800\text{cm}^{-1}$ という値が報告されているが、薄膜透過電顕による解析をあわせて行なつた本研究では $65\ 000\text{cm}^{-1}$ の値を得た。またパケット内では大傾角の境界面積の5倍ほどの面積の小傾角の境界が存在することが推定された。(三島良直)