

抄 録

—製 鉄—

高炉への粉炭吹込み近況

(G. F. KEENAN, et al.: Iron and Steel Engineer, 54 (1977) 10, pp. 30~40)

高炉への粉炭吹込みについては近年変化が見られない。しかし、この方法は 1831 年以來行われている。

Armco 社の Bellemonte 炉および Amanda 炉では、1966 年、1973 年、1976 年で 100 万 t の粉炭を吹込んだことになる。たとえば、Bellemonte 炉では熱風温度 830°C で 80 kg/t-pig の粉炭を吹込んだ。羽口 1 本当り最大 1t/h であるが、全羽口から吹込むことを基準操業としている。

粉炭吹込み原料として、ブラジルでは小型高炉に木炭を期待している。灰分が 2.5~4%、硫黄がないことを考えれば、森林地域の高炉に適切である。

褐炭および泥炭は価格が \$ 8~10/t であり、吹込みの可能性に興味がある。東ドイツでの試験があり、今後の研究が必要であるが、低灰分、低硫黄の褐炭利用が適すると思われる。

歴青炭はアメリカでは最も重視しているが、最適吹込量、コスト、灰分、硫黄、揮発分に対する研究がなされていない。なお、Armco 社の最近の試算によれば、1 工場に 1 基に 400 t/d を吹込む場合と、3 基に 1200 t/d を吹込む場合、前者が後者より石炭コストは \$ 3/t 高くなる。

1976 年アメリカとカナダの高炉への吹込み燃料は、重油 26.5%、タール・ピッチ 18.5%、天然ガスで 8.6%、石灰は 1.1% である。

5000 t/d 高炉でコークス比 (コークス 408 kg、重油 91 kg) とし、等価コークスを一定において重油を粉炭に切換えれば、粉炭量は 145 kg/t-pig となる。燃料コストは \$ 2.68/t-pig 減少し、吹込み諸設備費は 3.8 y で償却できる。(天辰正義)

ヘマタイトからマグネタイトへの還元の高圧電顕観察 (P. R. SWANN and N. J. TIGHE: Met. Trans., 8B (1977) 9, pp. 479~487)

本研究では、未還元ヘマタイト、反応界面、生成したマグネタイトの微細構造を電子顕微鏡で観察し、還元機構を考察した。

用いたヘマタイト試料は 1) 天然単結晶、2) 粉をプレスし 1200°C で焼結した円板、3) ホウ砂をフラックスとして作った小板状のもの、である。試料を直径 3 mm 厚さ 40 μm のウェファーにしてプラチナポートに入れ、400°C から 1100°C の温度で、水素又は CO/CO₂ 雰囲気中で還元する。この試料を切断し、還元反応面を観察した。

結果は、400°C の低温還元では、マグネタイトは、平均長さ 27 mm、直径 8 mm のトンネルが密にあるセル構造をしていた。高温還元ではマグネタイトはレンズ状の単結晶板で存在していた。ヘマタイトマトリクスには転位が見られ、また、マグネタイトにはトンネル構造は

見られなかった。650°C から 800°C の中間温度では、板状とセル状の両者による構造であった。

電顕観察結果から、還元が温度により異なる機構でおこることがわかった。650°C 以下では、還元は、鉄イオン、酸素イオンによるセル界面での原子移動によつておこり、トンネルは、反応界面からヘマタイト外面に向かつてのび、発生するガスの通路となつている。800°C 以上では板状のマグネタイトができ、縦、横方向への成長は、それぞれ、ヘマタイトマトリクスの拡散、界面の移動性によつてきまると考えられる。800°C 以上ではブロック状のマグネタイトも存在し、板状のものとは異なる結晶方位関係を示し、結晶成長の異方性は示さない。中間温度 (650°C ~ 800°C) では、2 つの機構の中間の状態であり、セル界面での拡散とマトリクス拡散の割合によつて、マグネタイトの成長が決められる。

(月橋文孝)

—製 鋼—

溶鉄および溶融 Cr-, Mn-, Ni-, Si- 鉄合金中の水素の拡散

(H. BESTER und K. W. LANGE: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 9, pp. 487~493)

本報告の著者は 2 報にわたつて溶鉄-ガス相間の水素および窒素の交換反応速度について報告したが、本研究ではそのデータを用いて溶鉄中の水素の拡散係数を計算した。

溶鉄中にゆるい対流があるときの特性流速 (速度成分の最大値) U_0 の近似解は次の通りである。

$$U_0 = (-0.13\pi^4 r / 2t) \exp(\pi^2 \cdot Dt / 4l^2) \cdot (\mu_t - \mu_t^{(0)})$$

ここで、 r は半径、 t は実験時間、 D は拡散係数、 l は溶鉄の深さ、である。また $\ln(1 - \mu_t) = -\beta Ft / V$, $\mu_t^{(0)} = 1 - (8/\pi^2) \sum_{q=1}^{\infty} [\exp D \cdot \{(2q-1)\pi/2l\}^2 t] / (2q-1)^2$

の関係があり、ここで、 β は物質移動係数、 F は溶鉄の表面積、 V は溶鉄の体積である。本研究では U_0 を決めるために前報の窒素の β と D を用いた。

純鉄中の水素の拡散係数は $\log D = -2.611 - 690.7/T$ となつた。この値は従来の測定例 7 例のうち最小値とその次の値の間に入っている。1600°C における水素の拡散係数におよぼす添加元素の影響を $\log D = \sum_{i=1}^m A_i X_i^{m-1}$ と表わすと、 A_m は次のようになる。

系	適用範囲	A ₁	A ₂	A ₃	A ₄
Fe-Cr	0~20%	-2.9133	-0.53644	—	—
Fe-Mn	0~5%	-2.9549	-0.88597	—	—
Fe-Ni	0~80%	-2.9660	0.30570	-1.3860	0.84112
Fe-Si	0~10%	-2.9498	0.80363	—	—

ただし、 X は合金元素の添加量、 D の単位は cm²/s である。

Cr, Ni, Si の添加量を増加すると水素の拡散係数およびその活性化エネルギーは大きくなるが、Mn の添加量

を増加すると、拡散係数と活性化エネルギーは減少する。
(雀部 実)

けい素で脱酸した鉄中の3次脱酸生成物の研究

(D. Ya. Povolozhkin, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally (1977) 4, pp. 56~61)

あらかじめ Si で脱酸した水素還元鉄を 4 mmφ×120 mm の棒として黒鉛発熱体により帯溶融した。帯溶融により 10~20 mm の溶融体が得られ、その最高温度は 1650°C となった。未脱酸の鉄を再溶融する予備実験から、上方および下方へのいずれの再溶融でも O および S は液体中に濃化することが分った。

介在物の大きさにおよぼす凝固速度の影響を知るために、0.07% の S を含む真空アーク溶融した軸受鋼および 0.4% Ti を含む純鉄を再溶融した。溶融速度 0.65 mm/min では介在物の大きさは 4~12μ, 介在間の距離は 435μ, 溶融速度 5 mm/min では 2~4μ, 140μ となった。硫化物は粒内および粒界に析出し、窒化チタンは粒界にのみ析出した。

こうした結果を考慮し、Si 脱酸した鉄中の凝固前に生成した介在物を除去するために 0.65 mm/min の速度で 2 度再溶融したが、それによつて介在物は 1.5μ 以下の微細なものとなった。三次の再溶融は 5 および 0.65 mm/min の速度で下方に行い、0.07, 0.2, 0.38, 0.57 および 0.7% の Si で脱酸した試料を用いた。試料の上部には浮上した介在物が集積し、下部には硫化物が分布した。3次脱酸生成物の形状は 0.38% Si 以下では不規則であるが、それ以上の Si では球状となった。

拡散の式および介在物の量から酸素量を計算し、Si 含有量との関係を明らかにした。3次生成物の量は Si 濃度および凝固速度に依存し、Si 量が増加すると 3次生成物として析出する量が減少するが凝固速度が増大すると 3次生成物量は増加することが明らかにされた。

(郡司好喜)

スラグの水素と窒素の溶解度ならびに製鋼過程におけるその吸収

(N. M. Снукко: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1977) 5, pp. 42~47)

製鋼過程におけるスラグの水素および窒素の吸収機構および溶鋼の吸収機構を窒素のデータと比較しながら検討した。

スラグ中では、 $(CaO) + H_2O = Ca(OH)_2 + 110$ なる反応で H が溶解するが、この平衡恒数 K_p は実験的に測定されている。 $Ca(OH)_2$ は Ca^{2+} と (OH^-) に分解するとし、 (OH^-) 濃度に比例する K_{H_2O} を、 K_p の値を用い塩基度 B を 2.0~5.0, 温度 1500~1700°C について計算した。低合金を精錬した平炉スラグの K_{H_2O} は 1600°C 以下、 $B > 2.5$ の範囲で計算値とよく一致した。また平炉スラグ (43% CaO, 15% SiO₂, 4% Al₂O₃, 13% MgO, 9% FeO, 4% Fe₂O₃) の 1600°C における水素溶解度も計算値と一致した。

電気炉の還元期においては、 $(CaO) + H_2 + C = (CaH_2) + CO$ のような水素化合物が生成し、酸化が進むと $Ca(OH)_2$ となり両者が共存すると考えられた。

酸化性スラグでは、 $3(CaO) + N_2 + 3[Fe] = (Ca_3N_2) + 3(FeO)$ なる反応で N が溶解するため、平炉あるいは電

気炉の酸期におけるスラグへの N の溶解は少ない。しかし還元性スラグ中では、 $(CaC_2) + N_2 = Ca(CN)_2$ なる反応で N が溶解するためカーバイドスラグ中の N は 0.1~0.3% に達する。

スラグを通しての金属のガス吸収速度 v'' ではガス通過能 μ と界面積 F の積で表わされ、 μ は物質移動係数 β と金属中のガス濃度 $[C]$ と金属中の平衡濃度 $[C]_E$ の差の積の関係 $\mu = \beta([C]_E - [C])$ と表わされる。185 t 平炉の実測値から H の吸収速度 v''_H を

$$v''_H = 0.0139([H]_E - [H]) \text{ (cm}^3/100g \cdot \text{min)}$$

と得た。 v_C なる速度で脱炭している時は

$$v''_H = 0.0139(1 + 116v_C) ([H]_E - [H])$$

となつた。(郡司好喜)

鋼塊および連铸スラブ中の Al 酸化物の形状と形成

(E. STEINMETZ, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 23, pp. 1154~1159)

脱酸生成物 Al₂O₃ の形態と成長に関する実験室規模での研究 (前報) に基づいて、実操業鋼塊 (RSt38 鋼 7 t 鋼塊) および連铸スラブ中の Al₂O₃ 介在物の形状、位置および分布を、光顕、電顕、走査電顕および EPMA を用いて観察した。この際、過塩素酸電解波による強エッチング法を併用した。

その結果、1) 鋼塊および連铸スラブ中の Al₂O₃ 介在物の形状は、ほとんど全てサンゴ状である。2) これらサンゴ状 Al₂O₃ 介在物は樹枝状晶間の残存溶鋼やマイクロパイプ内に存在する。3) サンゴ状 Al₂O₃ の量と大きさは、局部凝固速度の低下とともに、増加する。4) サンゴ状 Al₂O₃ は、その形状の不規則性にもかかわらず、 α -コランダム単結晶である、などの事実が明らかになった。

脱酸初期には、大きな球状のハースナイトやデンドライト状 Al₂O₃ が形成されるが、取鍋内での後処理ともあいまつて、これらは急速に浮上分離される。

この後、なお溶鋼中に溶解している Al は、耐火物ライニング、侵蝕により剝離し溶鋼中に懸濁している耐火物およびスラグと反応し、二次介在物として定義される介在物が絶えず浮上分離する擬定常状態が生ずる。

凝固の際には、凝固温度での平衡に対して過剰に含まれる溶鋼中の Al と O が反応し、サンゴ状 Al₂O₃ を三次介在物として析出する。これらのサンゴ状 Al₂O₃ は Al と O の濃度の局部的、時間的、空間的变化および凝固条件に応じて種々の大きさに成長する。

本研究の結論として、ミクロ的な清浄度を決定する介在物は、多数の小さな脱酸生成物の凝集や衝突合体により成長したものではなく、不規則なサンゴ状の形状をした α -コランダム単結晶であることを明らかにした。

(檀 武弘)

— 鑄 造 —

固液共存相を伴う凝固におけるマクロ偏析

(F. OETERS und M. SEIDLER: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 9, pp. 481~486)

リムド鋼の凝固や、連続鑄造における鋼の凝固時にはマクロ偏析が問題となる。著者らは、固液共存相を伴いながら進行する凝固を仮定し、マクロ偏析の生成条件、

偏析度、固液共存相の幅、実効分配係数などについて理論的な解析を行なっている。

マクロ偏析が生成する条件としては、デンドライト先端における溶質濃度 (C_2) と融液中の濃度 (C_L) の間に $C_2 > C_L$ の関係があること、さらに融液中に流動が存在することが上げられる。デンドライト先端の濃度 (C_2) は溶鋼の過熱度 ($\Delta\theta$) を導入して(1)式で表わされる。

$$C_2 = C_L - 1/m \cdot \delta_N^*/\delta_\theta^* \cdot \Delta\theta \dots\dots\dots (1)$$

ここで δ_N^* は拡散層の幅、 δ_θ^* は温度境界層の幅、 m は液相線の勾配である。融液中の流動、および凝固速度が一定の場合、すなわち $\delta_N^*/\delta_\theta^*$ が一定の条件で、 C_2 は $\Delta\theta$ のみに依存し $\Delta\theta=0$ では $[C_2=C_L]$ となりマクロ偏析は生成しない。

また C_L は凝固に伴う溶質の物質収支より、融液の分率 (f_L)、凝固速度 (u) の関数として(2)式で表わされる。

$$C_L = C_0 + \left(\frac{D}{u} \delta_N^* \right) \cdot \frac{\Delta\theta}{m \cdot \delta_\theta^*} \cdot \ln f_L \dots\dots\dots (2)$$

C.C., C.V. について(2)式でSの偏析を計算すると、C.C.の方が流動速度が小さく、 u が大きいことより偏析の程度が小さくなる。また $\Delta\theta$ がマクロ偏析に大きな影響を与えることがわかる。

さらに固液共存相内における濃度変化を求め、実効分配係数 (K_{eff}) を(3)式で表わした。

$$K_{\text{eff}} = 1 + \frac{\Delta\theta}{m \cdot \delta_\theta^* \cdot C_L} \left(\frac{D}{u} - \delta_N^* \right) \dots\dots\dots (3)$$

ここで D は拡散係数である。(水上秀昭)

連铸丸ビレットの凝固における冶金学的問題

(H. JACOBI, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 22, pp. 1075~1081)

連铸 174 mmφ ビレットのマクロ偏析および凝固組織を以下の結果を得た。調査鋼種は ST35 鋼 (0.11% C, 0.29% Si, 0.45% Mn) と ST37Mn5 鋼 (0.38% C, 0.26% Si, 1.25% Mn) の2種類である。

ビレットの等軸晶帯はビレット直径に対し、ST35 鋼で $0.4 < l < 0.6$ 、ST37Mn 5 鋼で $0.25 < l < 0.75$ になり、ST35 鋼の方が柱状晶が伸びる。柱状晶帯における2次デンドライトアーム間隔はビレット径の1/3の位置に最大値があり、ビレット中心部では加速凝固が起こっている。

ビレット横断面での溶質元素の分布はビレット径の1/4に正偏析のピークが1度生じ、その後偏析は低減し中心部の正および負偏析になる。この中心部の偏析状態は中心部の凝固組織により影響される。すなわち凝固組織の形態による凝固収縮量および最終凝固部のビレット軸心部での残溶鋼の流動の差異によつて説明できる。柱状晶凝固と等軸晶凝固で偏析の程度を比較すると等軸晶凝固において偏析が低減される。この現象は結晶の沈降と沈降に伴う流動および物質移動で説明できる。またビレット直径の1/4に観察された偏析のピークは、ノズルから溶鋼浸入による乱流により発生すると考えられ、逆にピークの位置から種々の鑄造状態による溶鋼浸入深さが推定できる。

凝固時の結晶形態の安定性および生長には固液界面での熱移動、残溶鋼の流動により支配されるが、デンドラ

イトの再溶解によつても決定される。

ST37Mn5 鋼においてデンドライト状と粒状の結晶が過冷された溶鋼中に存在し、これら結晶はクラスターを形成する傾向を持つことが認められた。

(石田寿秋)

一性 質一

ステンレス鋼における第二相金属相の影響

(R. F. STEIGERWALD: Corrosion, 33 (1977) 9, pp. 338~343)

この報告はステンレス鋼における第二相金属相の効果を総説したものである。ここでいう金属相とはおもに金属元素から成る相で、おもにオーステナイト、フェライト、マルテンサイトおよびσ相が取り上げられている。

オーステナイト・ステンレス鋼：この鋼では、フェライトの存在は溶接部および鑄物の高温割れを減少させる。また、これは強度を増加させるとともに耐 SCC 抵抗を増加させる。しかし、これによつて高温加工性は悪くなる。不安定なオーステナイトを加工するとマルテンサイトが形成されるが、これはオーステナイトの強度を増加させる。σ相およびこれに類似した相が存在すると延性および靱性を害する。さらに、耐食性を劣化させる。特に酸化性環境での劣化が著しくなる。この劣化はいわゆる“見えない”相の状態でも甚だしい。

フェライト・ステンレス鋼：通常のフェライト・ステンレス鋼では、溶接あるいは熱間加工のような工程で高温にさらされると、オーステナイトが形成される。このオーステナイトがそのまま残留しても鋼の性質にはほとんど影響を及ぼさない。しかし、このオーステナイトはマルテンサイトに変態しやすく、そうなる焼もどさないかぎり靱性および延性は減少する。540°C 以上ではσ相が形成されるが、これは靱性、延性および酸化性環境での耐食性を減ずる。320 と 540°C の間では、475°C ぜい性が起こるようになり、靱性が著しく低下するとともに耐食性も劣化する。

マルテンサイト・ステンレス鋼：マルテンサイト鋼中の残留オーステナイトの主要な効果は強度を減少させるということである。しかし、おそらく靱性を増加させる。残留オーステナイトはマルテンサイトに変態しやすく、そうなる焼もどさないかぎり靱性は減少する。フェライトは強度を劣化させるとともに材料を方向性をもつたものにしやすい。σ相と 475°C ぜい性はマルテンサイト・ステンレス鋼では、高合金鋼でないかぎり、めつたに現われない。(菊池 実)

低炭素鋼溶接部の組織及び機械的性質に及ぼす圧延の影響 (V. GOPINATHAN: Met. Tech., 4 (1977) 9, pp. 434~441)

溶接は、組織変化、溶接部での偏析、非金属介在物・内部収縮孔の存在、化学成分の変化、及び残留応力の導入等により、鋼の諸性質を変化させる。一般に溶接部は母材に比して、硬度、強度が高いが、これは微視組織の相違及び溶接部での Mn-Si 濃度の上昇によるものである。

溶接部と母材の組織及び機械的性質の均質化は冷間圧延のみによつては不可能である。同様に、焼ならしのみ

又は焼ならしに付随する冷間圧延によつても組織及び機械的性質の均質化は安全ではない。しかし、臨界温度での、板厚の限界圧下率までの熱間圧延により、母材と溶接部でほとんど同等の組織及び機械的性質が得られることが可能となつた。

以上得られた結果を述べると次のごとくである。

1) 低炭素鋼では、母材と溶接部の微視組織及び機械的性質は好適な溶接後処理を施すことにより、均質化することができる。2) 1100°C で圧下率 30% までの熱間圧延で、組織及び機械的性質の均質化がなされた。フラクトグラフィ的にも同様の破壊様式を示す。3) 組織及び機械的性質が均質化される程度及び変形量は非常にきわどいように思われる。この温度及び変形量から離脱すると、均質化は得られない。4) この処理によつて、母材と溶接部の組織及び機械的性質の均質化が得られるとともに、溶接のままの状態と比べて、溶接部の機械的性質の顕著な上昇が得られる。5) 引張試験における破壊の位置は、この処理の後に、溶接のままの状態での HAZ から、母材域へ移動する。(今井嗣郎)

フェライト系耐熱鋼の単軸及び多軸破断試験の比較

(R. V. HART: Met. Tech., 4 (1977) 9, pp. 442~446)

熱交換器用鋼管のクリープ破断試験では実際の応力状態が満足されるように内圧試験が行なわれるが、費用が高くなるため、もし単軸破断試験で有意な結果が得られればこれに代替しうるものと考えられる。従来の研究より未使用材では両者の結果はよい一致を示しているが、ある程度のクリープ損傷を受けると単軸試験では有意な結果は得られないとされている。そこで本研究では、実際の熱交換器に 33 000 h まで使用された 1Cr-0.5Mo 鋼管から試験片を作成し、単軸クリープ破断試験及びバースト試験を行なうことにより残余クリープ寿命に対する両者の試験方法の結果を比較検討している。残余クリープ寿命の計算式は $t_s/T_s + t_t/T_t = 1$ による。ただし t_s : 使用時間, t_t : 33 000 h 使用後の加速試験による破断時間, T_s : 使用状態での破断時間, T_t : 未使用材の加速試験による破断時間である。その結果は次のようである。

単軸破断試験による残余寿命推定値とバースト試験によるものとの一致はクリープ損傷の程度に依存することがわかつた。そして残余寿命率が 0.25 まではよい一致を示すが損傷の程度がそれ以上になると予測とずれてくる。つまり単軸破断試験は 0.1~0.5 の残余寿命率を圧別することができないため、信頼できる測定方法にならない。またバースト試験においても高応力による短時間試験では実際の寿命より長くなり、低応力長時間バースト試験がすべてのクリープ損傷の程度において有効であると結論される。(山下幸介)

—物理冶金—

鋼の鑄造品の品質保証への破壊靱性的アプローチ

(W. J. JACKSON and J. C. WRIGHT: Met. Tech., 4 (1977) 9, pp. 425~433)

破壊安全設計は理論的にはまだ未解決の点があつかう残されているが、実際的には、特に潜在的に危険な状態にある鍛造材や溶接材にとって有用な方法であり、これは鍛造材にも拡張されるべきである。工学に応用される

場合、鑄造品は過小に評価される傾向がある。つまり、存在するいかなる欠陥も危険でないといわけている場合でも、安全係数を必要以上に大きくするのである。急速破壊の可能性を避けるための設計則は、総合的な鑄造設計に対する単なる束縛ではなく、最大の束縛であることがしばしばであり、定量化もほとんどされていないのである。鋼鑄造品の結合された比較的高い降伏応力と靱性値とは、破壊力学的アプローチで十分なデータが得られれば鋼の鑄造品の設計に好都合なものとなり得ることを示唆しているのである。破壊靱性的アプローチが鋼の鑄造品の設計を根本的に改善すると述べるのは早計であるが、現段階での結果から、将来有望であると言える。鋼の鑄造品に関する仕様書、組成、熱処理、溶接方法、遂行状況などの広範な変化にわたるデータを蓄積するかどうかを決定することが必要であるというところまでの段階に近づいている。理論に何らかの欠陥があるかどうかを調べる意味で、又現存のデータの限界を探る意味で、提案されている新しい設計アプローチの全操作過程を再検討することが非常に望しい。

著者らはデータの重複や保証されない高精度を追求することは避け、大きなギャップをうめることに主力が注がれた。この計画問題と取り組む一つの方法は、材料の性質と保証と臨界の欠陥レベルとを結びつける方法に感受性解析を用いることである。(今井嗣郎)

Fe-C 合金におけるオーステナイト粒径一定の場合の初析フェライト反応速度に及ぼすオーステナイト化温度の影響

(J. R. BRADLEY, et al.: Met. Trans., 8A (1977) 12, pp. 1955~1961)

オーステナイト化温度を下げると、初析フェライト形成の反応速度が増大することが知られている。この促進効果はオーステナイト粒径を一定とした場合でも認められる。

本研究は、高純度の Fe-0.23% C 合金を用いて、1300°C でオーステナイト化した試料と、結晶粒径を同一にするために、まず 1300°C でオーステナイト化し、さらに 900°C でオーステナイト化した試料の二種類を、775°C および 725°C で時効したときの粒界アロトリオモルフ (GBA) の成長速度を直接測定するとともにその核生成速度も間接的に推定した。また、走査オーグジュ電子分光法により、旧オーステナイト粒界の不純物濃度を測定した。

結果は次のようになる。1) オーステナイト化温度を下げることにより、GBA の核生成速度は、775°C 時効ではほとんど影響を受けないが、725°C 時効では 1 桁以上減少する。2) GBA の長手方向および厚さ方向の成長速度は、オーステナイト化温度を下げるとかなり増大する。3) 旧オーステナイト粒界には炭素と S の偏析が認められる。その偏析量は S の方がずっと多く、偏析量はオーステナイト化温度が低いほど多くなる。McLEAN による等温吸着式を用いると、S と粒界の平均結合自由エネルギーは 13kcal/mol となる。

これらの結果は次のように解釈される。1) S の偏析は粒界エネルギーを下げ、粒界の核生成位置としての有効性を減少させるために、核生成速度が減少する。2)

フェライト/オーステナイト界面に偏析したSは、炭素の活量を増加させる。このため、フェライトの成長を律速している成長界面におけるオーステナイト側の炭素の濃度勾配が急になり、フェライトの成長速度が増大する。

(菊池 実)

安定および準安定なFe-N および Fe-C 固溶体中の侵入型原子の配位

(N. DECRISTOFARO and R. KAPLOW: Met. Trans., 8A (1977) 1, pp. 35~44)

Fe-C および Fe-N 合金の研究はあらゆる研究手段を駆使して行われてきているといえる。本報告は鉄中の侵入型合金元素の挙動を理解する上で、最も有効な研究方法の一つであるメスパウアー分光法による研究結果を報告したものである。

残留オーステナイト、パージン・マルテンサイトおよび常温でのマルテンサイトの時効過程を研究するために、Ms 点が常温直下にある Fe-1.86%C および Fe-2.34% N合金を用いた。

Fe-N 合金の残留オーステナイトのスペクトルから、窒素原子はオーステナイトおよびパージン・マルテンサイト中で一種類の侵入型位置、すなわち八面体位置に無

秩序に分布していることがわかる。加熱するとオーステナイトは 160°C 以上で平衡相である α -Fe と Fe_4N に直接分解する。常温におけるパージン・マルテンサイトの時効過程は、局所的な窒素の規則化であり、このとき現われる新しい3種類の Fe の状態は $Fe_{16}N_2(\alpha'')$ に特有なものである。通常はピークの幅広がりが多いので $Fe_{16}N_2$ 中で窒素原子の完全な規則化が実現しているのではないことがわかる。100°C で時効するとパージン・マルテンサイトは α -Fe と $Fe_{16}N_2$ とに完全に分解する。この2相組織は 160°C まで安定であるが、これ以上の温度では Fe_4N の析出が起こる。

これに対して、Fe-C 合金では残留オーステナイト中の炭素原子は八面体位置にできるだけ離ればなれとなつて分布する。この分布状態がパージン・マルテンサイトにも受け継がれる。この残留オーステナイトは160°C 以下では分解して ϵ -炭化物が形成されるが、180°C 以上になると Fe_3C の析出が起こる。パージン・マルテンサイト中の炭素原子は常温時効で集合、規則化し Fe_4C の領域が形成されると考えられる。さらに高温で時効すると、80°C で ϵ -炭化物が形成され、160°C 以上で Fe_3C の析出が起こる。(菊池 実)