

## 抄

## 録

## —原料—

## ペレットの品質と製錬特性

(A. S. G. WINZER: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 2, p. 68~73)

この論文は、ペレットと焼結鉱との製造方法、製造費などについて比較し、単味および混合鉱石から作つたペレットの性状、高炉での使用結果、ペレットの将来への展望について述べたものである。

1963年以来欧州各地の製鉄所でのペレットの使用、共同研究機関での混合鉱石からのペレットの製造研究によりペレットに関する多くの問題点が解明されてきた。

焼結鉱の必要熱量が40万~70万 kcal/t に対し、ペレットは20万~25万 kcal/t で足りるので、電力などのエネルギーを多く必要とするペレットの製造においては、それが安価に得られる地方での大型のペレット工場は焼結鉱よりもむしろ有利である。それ以外の地域でも150万 t/year の規模を持つペレットおよび焼結工場ではその製造原価は同程度であるといわれる。

北米・スウェーデンなどにおける単味の鉱石から作つたペレットばかりでなく、日本の千葉製鉄所におけるごとく、混合鉱石からのペレットについても、優れた品質のものが得られており、性状を試験した結果、圧潰強度は200 kg/pellet、耐摩耗性の試験としての ASTM のタンブラー試験で+5 mm 指数が94%以上、-0.6 mm 指数で5%以下であった。ペレットの重要な性状の一つとして、高炉での還元にさいしての強度が問題となり、多くの試験、研究が行なわれた。特に高品位の鉱石や精鉱から作つた脈石の少ないペレットは、還元にさいして、ふくれたり、亀裂が入つたりして粉化し、高炉内での順調な降下を妨げる。このペレットの崩壊現象は、原料中へ適量の SiO<sub>2</sub> 分を添加したり、数種の鉱石を適当に混合することにより防ぐことができた。ペレットの還元過程での強度およびコークス灰分との関係などより考えると、ペレット中の SiO<sub>2</sub> 含有量は、ドイツにおいては、約5%に調整すべきであろう。

ペレットを高炉で使用しての良好な操業結果が、世界の各地、特に北米の高炉で得られており、一方焼結機の能力は横ばいを続けている。この傾向はドイツにおいても現われてきている。ペレットの使用は、高炉の数を増やすことなしに、鉄鉄を増産するために、酸素富化送風と同じく有用である (山田幸夫)

## —燃料および熱—

オイル添加した石炭のコークス品質におよぼす影響について (E. UNDERWOOD: Blast Furnace and Steel Plant, 55 1967) 3, p. 244~248)

1950年 Inland Steel Co. で Oiling により Oven Bulk Density (OBD) を一定にするために Mixer Bulk Density (MBD) をコントロールするようにした。これ

は各ハンマミルに噴霧する方法である。1951年1月に始め、徐々に増加して6月には0.25 gal/t 炭に達し最大の効果を得た。配合炭の比率は LVM 35%; HVM 65%であった。1959年以後 HVM と MVM の比率は1:1となった。Oiling に関してまとめると; 1) フル操業でない時でも利用できるが、OBD またはコークス品質を決める操業上の尺度はなかつた。2) Oil に制約はなく Wash Oil, Spray Oil, Low Viscosity Oil, No. 2 Oil 等いずれでも良い。粘度の低い方が取扱い容易で吸着もはやい。3) OBD を最大にするための Oil 添加量を 1/8~3/4 gal/t まで変えた結果、最適の添加量は 1/4 gal/t であつた。4) OBD から品質の向上を生じるが、それ以外にビンやホッパーでの流れも良くなる。5) 石炭水分と Oil 添加量の関連は見い出せなかつた。ここで Oiling と OBD および Stability Test の関係を調べることにし 1965年10月より実施した。MBD は ASTM-A Box Test によつた。OBD は最大0.25 gal/t とした。コークスの Stability と粒度は高炉側で測定。結果は下表のとおりであつた

	Oiling	Not Oiling
水分	5.8%	6.1 (+5%)
MBD	39.55 lb	38.27 (-3%)
OBD	50.4 lb	50.3 (-0.2%)
Oil/T	0.2 gal	—
Stability	約 58.5%	57.3 (-2%)
期 日	1965年10月	1965年11月

12月: Oiling 中止。OBD は10月と同じで T<sub>25</sub> が56.5とやや低下。2~4月: Oiling 実施。OBD 約52と上昇した。イリノイ炭の影響と推定した。5月: Oiling 実施。月末に MBD; OBD ともに上昇。6月: Oiling 中止。OBD は52.2と高い。7月: Oiling 中止; イリノイ炭を削除したが水分も高く6月に比し OBD 51.7と0.4低下したのに対し T<sub>25</sub> は上昇した。なお MBD は 3 lb/ft<sup>3</sup> 変化したが OBD は 1 lb/ft<sup>3</sup> 変化したにすぎない。8月: Oiling 実施。7月以上の効果はなかつた。1年を通じて; T<sub>25</sub> が55以上になると Oiling しても大幅な上昇はない。Light grade oil を使用して水分との関係をみたが7%以上では効果がなかつた。次に石炭の流動性では Oiling しないと Slow charge やホッパー内の棚吊の度が増した。Oiling する時期と量は石炭の嵩密度よりもコークスの T<sub>25</sub> をあげるためと考える。なお、水分が少なく OBD が上昇している時では、Oiling しないでも通常の品質のコークスが得られることを見出した。(星 勝之)

## —製 鉄—

高温送風熱風炉群の2または3基操業における熱的挙動 (E. E. HOFMAN and K. MAYER: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 24, p. 1594~1601)

Salzgitter Hüttenwerk A. G. の第 1 高炉に付属する 3 基の外部燃焼室を有する熱風炉が、3 段階の異なつた負荷で試験された。この熱風炉は、最大送風量 80000 Nm<sup>3</sup>/hr、環状管での平均熱風温度、最大 1300°C、ドーム最大温度 1600°C で設計され、低カロリー (900 kcal/Nm<sup>3</sup>) の B ガスの燃焼でこの高温を得るため、燃焼ガスおよび空気を予熱する、付加燃料を燃焼できるレキュペーターを備えている。

試験は 3 期間にわけられ、第 I 期は、送風量 71·125 Nm<sup>3</sup>/hr 熱風温度 1300°C で熱風炉は 3 基操業である。第 II 期は、送風量 53000 Nm<sup>3</sup>/hr、熱風温度 1100°C、第 III 期は送風量 54000 Nm<sup>3</sup>/hr、熱風温度 1300°C であり、II、III 期では、熱風炉が 2 基および 3 基の 2 種類の操業方法が試験された。

試験結果の精度の向上を計るため、多数の測定点が追加され、良好な精度 (全装置の熱バランスの残余項は最大で 1·8% である) を得ることが可能となつた。測定データに基づいて、種々の熱バランスが作製された。この熱バランスの結果の各期間の比較、および設計計算値との比較により次のことが明らかとなつた。すなわち、

1. 熱風炉自体の効率は非常に良好で、最低 93·5%、最大 97·8% に達している。これは、良好な断熱 (壁損失は設計値の約 1/4 となつている) およびギッターのチャンネルの特殊な形状による良好な熱交換特性によるものである。

2. 熱風炉の全装置 (環状管まで) の効率はレキュペーターで追加燃焼をさせるか否かにより大きく異なるが、第 II 期の低い熱風温度の場合では、この必要がないため、効率は、94·3% (2 基操業) または 92·0% (3 基操業) に達している。(第 I 期では 88·0%)

(福武 剛)

## — 製 鋼 —

### 鋼の脱酸—出鋼から凝固

(E. T. TURKDOGAN: J. Metals, 19 (1967) 1, p. 38~44)

取鍋脱酸の過程に影響する因子および出鋼から凝固の間に生じる脱酸効果について理論的な解析を行なつている。本報では脱酸剤として Si, Mn をとりあげているが、解析結果は広く他の脱酸剤にも適応できるものである。

脱酸反応には 3 つの基本段階が含まれる。すなわち、脱酸生成物の臨界核形成、反応生成物の成長に伴う脱酸の進行および生成物の鋼浴からの浮上分離である。

介在物の核が形成される場合、溶鋼は平衡条件に較べてはるかに溶質が過飽和になつていなければならない。

たとえば、 $Mn + Si + 3O = MnSiO_3$  の場合、過飽和度 (Rs) は  $600 < Rs < 1000$  という値が得られている。

酸化物の成長は溶鉄中における脱酸元素の酸化粒子への拡散過程に支配されると考えられる。核の数を  $Z/cm^3$  として浮上時における酸化粒子の成長速度への影響をみると、 $Z = 10^5/cm^3$  のとき成長は約 10sec で完了し、 $Z = 10^3/cm^3$  では 6~7 min で成長が完了することがわかつた。

凝固と脱酸の関係をみるには、樹枝状晶内に残存する

融液中に富化されている不純物に着目しなければならない。初期濃度 (%O), (%Mn), (%Si) と凝固温度の 4 要素が与えられれば、凝固時の鋼中酸素量の変化を予測できることがわかつた。

鑄込時の大気による再酸化、ブローホール形成防止の問題などについても検討がなされ、経済性を考えた操業を行なう場合の脱酸方法、鑄造方案などに示唆が得られている。(渡辺靖夫)

### 黒鉛の圧搾空気噴射による脱酸

(A. E. DELANS and J. A. SKARJA: J. Metals, 19 (1967) 4, p. 37~40)

平炉製鋼において鋼浴の酸化状態は重要な問題である。一般に、実際操業においては炉内浴の酸素量は酸素—炭素平衡よりも高い値となることが知られている。本報では 170 t 平炉の脱酸に際し、黒鉛を圧搾空気で噴射することにより浴の組成均一化をはかり、性質の向上を得たのでその結果を報告している。

用いた黒鉛は溶解酸素と完全に反応を行なわせるために 20 メッシュ以下とし、そのうち少なくとも 35% は 100 メッシュ以下とした。空気圧は 90 psi のものを減圧弁に 50 psi に下げて噴射している。吹込パイプは直径 1 1/4 in である。噴射後 3~5 min 間は反応が完了し、鋼浴の均一化をはかるために、浴を保持する。

黒鉛噴射を行なつても、浴の温度、組成 (C, Mn)、スラグ組成 (FeO, MnO) に変化は認められなかつた。

鋼浴内の酸素は普通かなりばらつきがあるが、黒鉛噴射を行なうと非常に改良されることがわかつた。そのため添加合金の歩留りが向上し、その推定が容易になつた。また脱酸の度合をみると、1) 過酸化の浴は減少し、良好な炭素—酸素関係が得られる。2) 浴内の酸素のばらつきは全くなくなる。3) 一般に、酸素量は低くなり良い結果が得られている。その上溶解酸素減少に伴い金属脱酸剤の量も減少できるので、生成酸化物が少なく清浄度の良い鋼が得られている。

高マンガン鋼の場合、最終マンガン量为目标成分におさえるのに困難があるが、黒鉛脱酸を行なつて鋼浴酸素量を均一にしておくと、マンガン歩留りがほぼ一定となり、幾分上昇するとともにマンガン量決定が容易になることがわかつた。(渡辺靖夫)

## — 加 工 —

### アルミニウム箔と粉末の鋼ストリップへの被覆

(W. BULLOUGH, J. NUTTING et al.: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 1, p. 6~10)

Al 被覆鋼板は溶融メッキ、Al 箔のクラッドおよび粉末の電気泳動による電着によつて製造されている。溶融メッキでは鋼と Al は金属的な結合をするが、後の 2 つの方法では圧延によつて酸化物が完全に破壊し金属結合をしているかどうか疑わしい。著者は Al 箔および粉末を用いて鋼と Al をおのおのの酸化物によつて結合させ、OT 曲げ試験で割れの発生しない Al 被覆鋼板を得た。

Al 箔のクラッドの場合は鋼板を 0·8N 硝酸で酸洗して粗い表面にし、280°C で 10 min の空気中加熱をして圧延によつて破壊しないような鉄酸化物をつくり、それに Al 箔をラミネートして取り出し温度 70°C 位で 3~

4% の圧延をする。その後鋼と Al の接合面の酸化物を成長させるため 450°C, 1.5hr 加熱する。乾燥 Al 粉末方式の場合は 300 メッシュの粉末をクラッドのときと同様に処理した鋼板にふりかけ、380°C で 4% 圧延し、450°C, 1.5hr 加熱する。電気泳動による Al 粉末の電着の場合は 1 mol/l NiCl<sub>2</sub> を加えた 10% Al-エチルアルコール溶液で処理し、Al 粉末と同時に Ni(OH)<sub>2</sub> を電着させた鋼板を 3~4% 冷間圧延後 450°C, 1hr 空气中で加熱する。

以上の Al 被覆鋼板の電気抵抗は市販の Al クラッドしたものが 0.3mΩ/cm<sup>2</sup> に対し、本実験の Al クラッドは圧延のままで 0.3mΩ/cm<sup>2</sup> が 450°C の加熱で 6mΩ/cm<sup>2</sup>, 乾燥粉末方式のものは圧延のままで 0.2mΩ/cm<sup>2</sup> が 450°C の加熱で 1.5mΩ/cm<sup>2</sup> と増加し、電着方式のものは 1~2mΩ/cm<sup>2</sup> である。これは圧延のままでは鋼と Al は金属的な結合をしているが、加熱によって酸化物が成長するためである。

この酸化物については、追補で Fe と Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の界面での酸化物の成長は明確ではないが、Fe の酸化物と Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の界面では 450°C の低温でも FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> のような酸化物が生成されることを電子回折によって明らかにした。(小池一幸)

普通降伏後の軟鋼試験片の破壊におよぼす切欠深さの影響 (J. F. KNOTT: J. Iron & Steel Inst., 205(1967) 3, p. 288~291)

通常脆性破壊を生ずるような環境で使用される鋼に対しては、ノッチを入れた試験片を使用して破壊に対する抵抗性を定量的に測定することが行なわれている。このような測定に使用される試験片は厚さや切欠の精度に関しては注意深く調整されるが、ノッチ深さの影響に関してはわずかの注意が払われているに過ぎない。本研究では、鋼が普通の降伏後に生ずるたりを起点として、ヘキ開型の破壊を生ずる場合の鋼の強度におよぼすノッチ深さの影響について論じている。供試材は酸性ベッセーメルム鋼で、C 0.07%, Si<0.005%, Mn 0.33%, S 0.053%, P 0.049%, N 0.021%, の化学組成を有し 1 インチ角の棒に熱延したものを 3/4 in 厚の短形断面に機械加工し、45° で深さ 1/6 in, 1/3 in および 1/2 in の 3 通りのノッチを入れたものとほかに Hounsfield No. 13 の標準引張試験片が準備された。機械加工後全試験片は 950°C 6H の焼準が施され結晶粒を 0.08 mm 径に調整した。ノッチ試験片は -50°C ~ 420°C の温度範囲で 50 t Denison 試験機を使用し、加工速度 0.08 in/min に調整して曲げ変形が行なわれ、引張試験も同じ速度で行なった。変形後の試片は 250°C 3/4H の時効を行なって切断し Fry の試薬で腐蝕し残りの試片は顕微鏡試験に供した。

試験の結果では、浅いノッチと深いノッチにおける試片の変形性には本質的な相違が認められた。すなわち前者では棒の表層面から降伏破壊が生ずるのに対し後者ではノッチの側から破壊が起こる。また浅いノッチの試験片では普通の降伏の直後に表層面から降伏破壊するのに対し深いノッチの試片では全体の応力が概略同等の値となつた後にノッチの側から破壊する。顕微鏡による観察では前者はヘキ開型の微細ワレであるのに対し後者では幅のある短いワレが相互に連結した形態を有する。しか

しながら鋼の強度そのものに関しては三軸方向の stress が両タイプの変形によつて部分的に緩和されるので、何らの相違も認められなくなる。(桐林武彦)

#### 粉末圧延による鉛クラッド鋼板

J. A. LUND: Iron & Steel Eng., 44 (1967) 1, p. 104~106)

鉛は鉄に対する溶解度がほとんどなく、流動抵抗が鋼に比して非常に低く、また鉄や鉛の表面に生成される酸化膜は強靱であることなどにより、通常のクラッド法は純鉛を鋼にクラッドする場合は適していない。そこで粉末圧延による実験室的研究を行ない、均一で密着性のよい鉛クラッド鋼板の得られることがわかつた。

この研究では 0.018 in 厚リムド鋼ストリップを鉛粉で覆い、常温または 149~316°C で圧延する方法を用いた。鉛粉は -10~-325 メッシュの範囲の粒度の異なる 5 種類を用い、圧延は 4 in ロールで 3, 35 fpm の速度で行なつた。被覆した鉛の密着性は繰り返し曲げ引張、カップ絞り試験でしらべ、皮膜の均一性は検鏡、厚さ測定、塩水浸漬、ゴバン目試験などでしらべた。

鋼の表面状態の影響をサンドブラスト板、エメリー手仕上げ板、化学研磨板、593°C で酸化し、816°C で還元した板を用いてしらべた結果、常温圧延では酸化還元板が最もよい密着性を示し、-325 メッシュの粉末を使用すれば 0.0002 in 厚の鉛層が得られ、-10 メッシュでは 0.020 in の層が得られた。鉛粉を被覆したストリップを圧延前に 149~316°C に加熱し、高温圧延の効果をしらべたが、最も細かい 2 種の鉛粉では表面の酸化物量が増加して (>0.2%) よい密着が得られなかつた。粗い鉛粉を被覆したミル仕上のストリップを 180~210°C で圧延するとすぐれた密着性を示した。圧延速度を 35 fpm に増加すると鉛粉を被覆したストリップはロールに入る前に振動を起こした。しかし連続作業では後方張力を加えれば避けられるだろう。圧延力の最も高い場合 (10.8 t) でもほとんど鋼の塑性変形は生ぜず、引張試験で不連続降伏を起こし、鋼の延性や成形性をひどく低下させることはない。鉛層が 0.002 in 厚以上のクラッド板はストリップの両端を除き、地金に達するピンホールはなかつたが、鉛層の薄い板では小さなピンホールがみられた。被覆厚みは均一で厚さの変動は平均 10% 以下であつた。(斧田一郎)

#### 圧延ロールの再生

(S. N. WILKINSON et al.: Iron & Steel, 40 (1967) 3, p. 99~105)

最近欧米各国において生産コスト引き下げに関連して圧延ロールの再生に非常に関心が持たれてきている。この稿では英米およびソ連、東ヨーロッパにおける使用経過と現状、今後の方向についていくつかの例を挙げて説明している。英国においては BISRA や BWRA など研究が行なわれているし、また諸会社でも個々に実験が行なわれている。たとえば District 社では古い船のプロペラシャフトを芯金とし、溶接、機械加工により形鋼ロールやエッジロールとして使用している。エッジロールの場合、新規ロールの 1/4 のコストですんでいる。ソ連でもこのロール再生に対しては大きな努力を払っておりウクライナ、アカデミー科学の E. O. Pa-

ton 溶接研究所で主として行なわれている。ここで開発された方法によつて、S. M. Kirov 鉄鋼工場で実際に 1961年度で 1000 個の再生ロールの製造に成功している。これにはブルームミル、ピレットミル、ストリップミルなどのロールが含まれている。この研究所では今後は自動溶接機の開発に努力が払われている。東ヨーロッパでは東ドイツ、ポーランドで各々の溶接研究所などで実験が行なわれており、東ドイツでは再生ロールの寿命が新しく製造されたロールの 80% に達すれば 300,000 東ドイツマルクの節約になると指摘している。米国では再生ロールについて、1940年初期にクレーンの車輪の溶接から始まつて発達している。ピッツバーグの Jones and Lavghlin 社ではブルームミル、ストリップミルロールなどの再生を行なつている。再生ロールは摩耗量が少なく、生産量も増加している。また Inland スチール社では、廃却したブルームミルロールを粗ロールへ再生して 83% の節約を行なつている。このようにロール再生という問題に対して各国で研究が行なわれており、今後も溶接棒、溶接機の自動化、特に、プログラム制御による、自動溶接工程の開発などの方向に研究が押し進められていくであろう。(根本 弘)

### 一 性 質

**0.3% C 鋼および 0.3% C-1.5% Cu 鋼の組織と強化機構** (A. R. Cox: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 1, p. 51~57)

0.3% C 鋼、および 0.3% C-1.5% Cu 鋼を高周波真空溶解炉で溶製し、800°C × 1hr 加熱後、水冷し、100°C ~ 700°C に 1hr 焼もどした。これを用いて、薄膜直接観察をおこなうと共に強化に携わる因子を調べた。

焼入の状態では、両鋼種ともマルテンサイトのラスの中に 450 × 50 Å の針状 Fe<sub>3</sub>C が析出した。制限視野回析は、アーク状になつており、Fe<sub>3</sub>C の方位が変化していることを示している。200~300°C で焼もどすと、Fe<sub>3</sub>C は厚くなり、300°C では転位は Fe<sub>3</sub>C/αFe の界面がその近くに存在する。300~400°C で Fe<sub>3</sub>C は固溶し始め、同時に粒界に析出する。400~500°C では、Fe<sub>3</sub>C は長さを減少し、ある場合はラスの境界で成長する。両鋼種とも、Fe<sub>3</sub>C の回析に [100] 方向にストリークが現れるが、これは Fe<sub>3</sub>C が非常に薄いことを示しており、ウィドマンステッテン状の Fe<sub>3</sub>C が固溶し始める場合に観察されるので、(001) 面が優先的に固溶すると考えられる。この場合、歪エネルギーが固溶を支配する因子と思われる。Fe<sub>3</sub>C と α-Fe の方位関係は (211)<sub>αFe</sub>//(011)<sub>Fe<sub>3</sub>C</sub>[011]<sub>αFe</sub>//[100]<sub>Fe<sub>3</sub>C</sub>[111]<sub>αFe</sub>//[010]<sub>Fe<sub>3</sub>C</sub> である。600°C と 700°C で焼もどすと Fe<sub>3</sub>C はマルテンサイトの境界に主に析出する。Cu を含む鋼の Fe<sub>3</sub>C の大きさがより大きく、700°C ではロッド状になる。600°C では球状の Cu 析出物が生じ、700°C では球状およびロッド状 (230 × 170 Å) であり、転位上および粒界に析出する。これは Cu/αFe の界面エネルギーの不均一によるものである。700°C × 117hr 焼もどすと、Cu の反射が観察され、暗視野像も得られた。α-Fe と Cu の方位関係は (111)<sub>Cu</sub>//(111)<sub>αFe</sub>, [110]<sub>Cu</sub>//[111]<sub>αFe</sub> である。

引張試験と上の結果を用い、何が強化に寄与するかを調べた。flow stress は  $\sigma \times \alpha_1 \mu b \rho^{1/2} + \alpha_2 \mu b \lambda^{-1} + \alpha_4 W^{1/3}$

t/in<sup>2</sup> で表される。ここで、 $\alpha_1 = \alpha_2 = 5.2 \times 10^{-9}$ ,  $\alpha_4 = 116 \mu$  はせん断応力 ( $8.25 \times 10^{11}$ ),  $b$  はパーガスベクトル (2.48 Å),  $\rho$  は転位密度,  $\lambda$  は析出物の大きさ,  $W$  は固溶 C の重量% である。ρ と λ は上の結果から求めた。300°C 以下では ρ は線分析では求められず、 $\rho = 1/Ld^2$  の近似式を用いた。(Ld は Sub-Cell diameter)。固溶 C 量は、薄膜の厚さを 2000 Å とし、αFe と Fe<sub>3</sub>C の体積比から求めた。析出物の大きさは体積の立方根とした。Fe<sub>3</sub>C の大きさは、多少の変動はあるが、焼もどしの温度とともに増大するが、固溶 C 量は減少する。上式にこれらの値を代入し flow stress を求め、引張試験によつた 0.2% 耐力と比較すると、よく一致する。600°C 700°C の場合、Cu が析出するが  $\sigma_{Cu} = \mu b \lambda^{-1}$  とし、これによる σ の増加を考慮に入れた。σ を各成分に分けて考えると固溶 C の影響が最も大きく、Fe<sub>3</sub>C および転位の影響は、それぞれ 10~15% 程度である。また Cu の析出は、Fe<sub>3</sub>C には影響を与えず単独で強化に寄与する。(沼田英夫)

**Ti と Al を含むオーステナイトステンレス鋼における析出効果** (B. R. CLARK and F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 1, p. 70~84)

3.85% までの Ti, または 4.2% までの Ti と 2.95% までの Al の両者を含む低炭素 15%Cr, 25%Ni オーステナイト鋼における γ' 析出相 (fcc Ni<sub>3</sub>(Al, Ti)) と cellular 析出の kinetics を研究し、また cellular 型と Widmanstätten 型の Ni<sub>3</sub>Ti 相 (hcp) の形態学的、結晶学的研究を行なつて、析出機構について考察した。得られた主な結果は次の通りであつた。

(1) γ' 析出物の成長は拡散支配で、一定温度では粒子の直径 D は時間とともに  $D = Qt^{n+1} + C$  の関係に従つて成長した。成長速度は、Al, Ti の増加による過飽和度の増加と時効温度が高くなることによつて増加した。

(2) 時効の初期の γ' の大きさは、Al や Ti の過飽和が増加すると共に減少し、また時効温度の低下によつても減少した。そして析出相の体積率の増加と重なつて析出物の数を増し、粒子間隔を減少し、したがつて時効による硬さの増加をました。

(3) cellular 析出の kinetics は複雑であるが、析出速度は Ti 量と時効温度が高くなることによつて早くなつた。溶体化処理温度からの水冷は、空冷と比較した場合 cellular 析出を遅くした。活性化エネルギーはオーステナイトにおける置換型の拡散と同程度であり、Ni<sub>3</sub>Ti のラメラ間隔は Fe-30Ni-6Ti 合金とほぼ同じ温度依存性を有した。

(4) cellular 析出は、おそらく Ni<sub>3</sub>Ti が薄い rod として結晶粒界に核発生し、rod の先端に Ti が拡散して成長する。cellular 析出は、もとのオーステナイト境界の移動というよりは、むしろ実際にオーステナイトの再結晶が行なわれる。

(5) この型の析出におけるオーステナイトと Ni<sub>3</sub>Ti の方位関係は次の通りであつた。

$$\{0001\}_{Ni_3Ti} // \{111\}_\gamma <1210>_{Ni_3Ti} // <110>_\gamma$$

(6) Ni<sub>3</sub>Ti の Widmanstätten 析出は、個々の γ' が Ni<sub>3</sub>Ti へ変態することから始まり、それによつて恐らく <110> オーステナイト方向に並んでいる粒子の stress

field に影響して変態が生じ、この型の析出の原因となるものと考えられる。その後は体積拡散によつて板状に成長するものと考えられる。オーステナイトと Widmanstätten 状の  $Ni_3Ti$  の方位関係は cellular 析出と同一であった。(金尾正雄)

#### 細粒化 C-Mn 鋼

(K. J. IRVINE, et al.: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 205 (1967) 2, p. 161~182)

鋼を強化する因子として、結晶粒度、固溶硬化、炭化物や窒化物の分散硬化およびパーライト量などがあるが、これらのうちで結晶粒度を微細化することは、降伏強さを増すと同時に衝撃遷移温度を低下させることができるので最も重要である。本研究では、低 C-Mn 鋼に対する Nb, V, Ti および Al の細粒化効果を比較し、オーステナイト化温度、圧延仕上り温度、冷却速度などの因子の影響について調べた。

0.02% Nb, 0.1% V, または 0.05% Al の添加によつて顕著な細粒化効果が得られたが、Ti はこれらの元素に比較して 0.1% 以上でないと効果はほとんどなかった。引張試験結果を Petch の関係式を用いて整理すると、Nb と V の添加によつて結晶粒の微細化にもとづく降伏強さの増加以上の強度増加が得られた。Nb 添加鋼を 950°C でオーステナイト化した場合の降伏強さの増加は細粒化の効果のみによるが、1100°C と 1250°C でオーステナイト化すると、マトリックス中に微細な Nb 炭窒化物の析出が生じ強化されることが電顕直接観察によつて確かめられた。Nb 炭窒化物はオーステナイト化温度の上昇とともに溶解度が増すので、Nb 鋼の強さは加熱温度に依存するが、V 炭化物は 950°C で完全に溶け込んでしまうので、加熱温度によつてほとんど変化を示さない。

Nb, V, Ti 添加鋼の衝撃遷移温度は 950°C でオーステナイト化し焼ならした試料で細粒化によつて充分低い値を示したが、1250°C では、結晶粒の粗大化と析出硬化によつて著しく上昇した。しかし高温でオーステナイト化したのち熱間圧延すると、析出硬化と同時に細粒化が行なわれ、高い強度と低い遷移温度の良好な組合せが得られた。Al 添加鋼の衝撃遷移温度は、Al 0.1~0.2% 添加によつて約 50°C 遷移温度が低下した。Al 添加鋼の利点は可溶 N の低下であつて、Al を含まない同じ粒度の鋼に比して遷移温度が低い。(青木孝夫)

### —物理冶金—

#### 鉄の粒界の電界イオン顕微鏡による研究

(R. MORGAN and B. RALPH: Acta Met., 15(1967) 2, p. 341~349)

Fe ならびに Fe-C 合金の電界イオン顕微鏡像をイメージング・ガスとして水素を用いて観察した、Fe が定量ずつ連続的に蒸発するため像が変化する欠点があるが明るため写真撮影に支障はない。約 50 試料について調べ、代表的な 4 例を報告してある。

Johnson Matthey 社の純鉄ならびにゾーン精製鉄に浸炭して作った Fe-0.1% C, -0.5% C の試料の結晶粒界での乱れは 3 原子間隔以下で高融点金属の結果と一致する。Fe-C 合金では上記の事実と、さらには粒界での選択的蒸発がみられないことから、C 添加が Fe 結晶粒

界の構造に影響していないようにみうけられる。

電界イオン顕微鏡像は試料のステレオ投影の良い近似であることを利用して純鉄の粒界を結晶学的に解析した。2 つの結晶が [331] 軸のまわりに 15° 回転している場合は小傾角粒界の良く整合したものとも考えられる。[230] 軸のまわりに 30° 回転している例は、高融点金属の大傾角粒界の解析に適用された共通点 (coincidence-site) 格子の理論で良く説明できる。31° 回転した 2 つの (230) 面の 2 次元粒界モデルでは両方の結晶に共通な 7 原子中 1 原子の作る共通点格子点の密度が他に比べて大きくなる境界面が 3 つ考えられ、3 次元的にもこれら面の格子点密度が大きいことが確かめられる。ステレオ投影上でこれら面の極は観察された純鉄結晶粒界の 3 つの面の極におのおの対応する。結晶粒界は共通点格子の最密充てん面だけでなく、いくつかのより密な充てん面に存在し得ると考えられ、この場合マクロ的には結晶粒界が曲つて見える。

ステレオ投影の誤差を検討した結果、実測の結晶方位差 30° がモデルの値 31° に一致しない理由として、転位のサブバウンダリーが粒界に重畳していることすなわち結晶粒界の方位が完全な共通点格子方位からずれている場合は転位列がすき間を満たすことが推定され、実際にそのような転位も観察されている。(橋田 坦)

#### $\alpha$ -Fe 中の C 原子の集合体形成

(R. A. JOHNSON: Acta Met., 15 (1967) 3, p. 513~517)

$\alpha$ -Fe 中の C の集合体についてモデルを設定して、 $\alpha$ -Fe 中での C の移動の活性化エネルギー:  $E_C^M = 0.86 \text{ eV}$ ,  $\alpha$ -Fe 中での C の移動の活性化容積:  $V_C^M = 0.00 \Omega$  ( $\Omega$  は  $\alpha$ -Fe の at. vol.), および C 原子の  $\alpha$ -Fe の原子空孔への結合エネルギー:  $E_{V-C}^B = 0.41 \text{ eV}$  を用いて Fe-C の結合エネルギーと移動のエネルギーおよび原子の配列の仕方を計算で求めた。

設定した数学的モデルは約 530 コの独立した粒子と考えられる原子を含む球状の結晶体で、そのまわりにある原子は弾性的な連続体の中に埋まつているものとする。結晶の中で最近接 Fe 原子と 2 次最近接 Fe 原子との相互作用を考えるのに 2 体中心力を用い、Fe-C の相互作用を表わすのに同様なより短範囲の力を用いた。

2 炭素、3 炭素および 4 炭素の集合体の結合エネルギーはそれぞれ 0.14, 0.36 および 0.66 eV である。集合体がさらに大きくなると、この結合エネルギーは連続的に増加してゆく。結合エネルギーと集合体の中にある C 原子の数との間には直線関係が成立し、C 1 原子当たり結合エネルギーは約 0.31 eV だけ増加する。集合体の最も安定した配列状態は {001} 面上で非常に薄い小板状物になることで、ここでは個々の C 原子は八面体位置を占めている。この C 原子の軸は互に平行であり、小板状物に対しては垂直である。小板状物の移動のエネルギーは単独の C 原子の移動エネルギーよりも 1/2 (最初と最後の原子配列の変化によるエネルギーの変化) だけ高い。この小板状物の移動の機構は小板状物の端に沿つてその周上の原子が移動していくことより成つている。

(渡辺忠雄)

## — 分 析 —

## 鋼中の酸化物系介在物におけるボロンの存在

(K. A. RIDAL and J. D. H. HUGHES: J. Iron & Steel Inst (U.K.), 205 (1967) 2, p. 183~185)

Bは、鋼の焼入性、熱間加工性、クリープ強度、延性などを改善するため、合金元素として広く用いられている。鋼中のBは、酸可溶成分は固溶体中のBで、金属間化合物  $Fe_2B$  として存在し、鋼の金属学的特性を改善するもので、酸不溶成分はBNと一般に考えられている。

本論文は、次の方法により、Bが複雑な酸化物系介在物と関連して存在することを示すものである。

〔X線—マイクロ分析〕 本方法は、複雑な非金属介在物のうち酸化物系成分を各成分に対して±1%の誤差で分析できるものである。この方法でBを少量含んだ12% Cr 鋼、18/10 ステンレス鋼の酸化物系介在物の型と数を調べたところ、アルミノシリケート相では全酸化物の分析結果が予想外に低かった。また0.75% B 軟鋼ではシリケート相の分析結果がさらに低かった。

そこで、Bの酸化物  $B_2O_3$  がシリケート相中に存在しこれが上記の分析値の低い原因であると仮定した。

〔自動放射線写真〕 本方法は、天然のB中に19%存在する $^{10}B$ と熱エネルギー中性子との反応に基づく中

性子自動放射線写真によつて、1~3 $\mu m$ の分解能でBの分布を明らかにするものであり、少なくとも1 ppmまでのBを含有する材料に適用できる。大略の手順は次のとおりである。研磨した試料面にメチルイソブチルケトンを用いてアセトブチレンセルロースの被膜をつくり、適当な時間熱中性子を照射するとLiイオンが被膜に損傷痕をつくるので、これをKOH水溶液で腐食して目にみえるようにする。本方法は、試料表面のレプリカと重ね合わされ、Bの分布をマイクロ組織と関連されることが出来る。

この方法により、12% Cr 鋼、18/10 ステンレス鋼においては、Bはシリケート相に限定されていることが明らかになり、先の仮定が実証された。

〔結論〕 電子走査マイクロ分析とB自動放射線写真法を組み合わせると、B合金鋼においてBは酸化物系介在物のシリケート相中に存在し、アルミネート相中には存在しないことが明らかにされた。

シリケート中のBの酸化物は、シリケートの融点を低下させるため、熱間可塑性を増加させると考えられる。

なお、金属学的には、酸化物系介在物中に存在するBは無効であるが、これが酸に対して可溶か不溶かは明らかではない。

(高梨安弘)