

## 抄 録

## —原 料—

## 鉄鉱石の焼結プロセスにおけるガス流れの考察

(F. R. BLOCK and P. HEINRICH: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 7, pp. 519~524)

焼結鉱の製造において、圧送方式で送風する操作方法が提案されたが、それには送風方法や設備上の困難があつて 1910 年頃から現在の吸引方式操作が採用された。

本研究では、吸引方式から圧送方式に操作変更することによつて生産速度が 7~10% 増大することおよびそれが何に起因するかを明らかにした。

焼結プロセスの理論的考察から、焼結鉱の生産速度はガスの質量速度に比例することが得られた。したがつて焼結層内のガス流れを定量化するために、等温均一粒度の層内における圧力損失を吸引および圧送の両送風方式について測定した。モデル実験において、層の単位体積当たりの表面積を 20~100 cm<sup>2</sup>/cm<sup>3</sup> (粒度では 0.5~2.0 mm) および層高を 30 cm とした。両送風方式のガス密度を補正し、得られた測定値と CARMAN-KOZENY の実験式とを比較したところ、良好な一致が見られた。したがつて CARMAN-KOZENY の式を適用して、吸引方式あるいは圧送方式の操作における送風量を算出できることがわかつた。

一定条件、たとえば焼結層の差圧、温度、層高および単位体積当たりの層表面積を一定としたとき、吸引方式から圧送方式にプロセス変更することによつて送風空気増加量あるいは焼結鉱の生産速度の増加率が得られる。

計算結果によると、差圧を 1500 mm 水柱とすると 10~12%、1100 mm 水柱で 7.5~9%、800 mm 水柱で 5.5~6.5%、それぞれ焼結鉱生産速度の増大が期待される。これらの結果は 6 回の焼結実験によつて確認された。したがつて焼結操作における送風を圧送方式に変更することによつて生産速度は増大することがわかつた。

(天辰正義)

## —製 鋼—

## 非鎮静鋼の凝固時の介在物生成について

(K. TÄFFNER and G. TRÖMEL: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1973) 5, pp. 379~387)

Al, Si, Zr, Ti による脱酸での介在物生成について 15 kg 真空誘導炉, 18 t 試験溶解装置, 200 t 塩基性平炉で試験をおこなつた。添加した脱酸剤の量は 0.2~0.5 kg/t である。実験により判明した点はつぎのとおりである。(i) 非鎮静鋼の脱酸時に生成した次の脱酸生成物はマンガンオキサイドおよびシリカが 15~60% で、脱酸剤添加により生成したものである。物質バランスからこれらの酸化物は 1~5 min 以内に 50~90% が溶鋼から分離したものであることが確認された。(ii) リミングが終了したオープン製の 9.5 t の平炉鋼では鋼塊表面下 15~25 mm の範囲に 30~200 μ の巨大介在物の濃化が観察された。1.5 t 鋼塊では鋼塊断面に無珠序に巨大酸

化物系介在物が分布している。これらの介在物のおもな組成はマンガンオキサイドと珪酸塩である。脱酸剤による酸化物は 2~28% である。残りは CaO, FeO, MgO, CrO, KO, S が不定の割合で含まれたものである。(iii) すべての脱酸元素は高い酸素量が過飽和の状態で存在するにもかかわらず 0.001% ほど残留する。凝固した鋼塊でこれらの元素の脱酸平衡はマンガンやシリコンの場合と同じように酸素過飽和側に偏位する。(iv) リム層近傍の酸化物清浄度とリミング状況の間には次のような関係があることがわかつた。すなわち、リミング強度が減少するとともに介在物量は増加する。またこの介在物量はリム層での濃化と鑄造中に侵入してきた介在物を除く介在物の鋼塊内での勾配を考慮すれば説明される。以上の結果は従来知られている見解では説明できない。この矛盾はリム層近傍の酸化物系介在物が主として凝固中の鋼塊で生成される 2 次介在物によるものだとすれば解消される。鋼に含有されているすべての元素は大なり小なり介在物の生成にかかわりがある。これらの考察は、介在物の成長、凝集をあるモデルに基づいて物質バランス、あるいは熱力学的な検討を加えることにより確認された。

(橋 克彦)

## 鋼中硫化物の形態

(T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 210 (1972) 9, pp. 702~796)

鋼中の硫化物の形態は SIMS によつて I 型, II 型および III 型の 3 つに分類され、それらの生成は鋼の組成と関係し、とくに脱酸の度合に左右されるとされている。

本研究は、硫化物の変形挙動および圧延鋼材の破壊性質への硫化物の影響を調べる一環として、まず鑄込状態の硫化物の形態をくわしく観察し、それらの生成過程について検討を加えたものである。

上記 3 つの型の硫化物が見られるように鋼の組成などをえらんで試料を作製し、光学顕微鏡で観察、さらに試料を 50% 温硝酸で深く腐食して溶けずに残った酸化物の形態を走査型電顕で観察した。また、硫化物の組成を X 線マイクロアナライザで分析するとともに、I 型硫化物については Fe-MnS-MnO 3 元系状態図、II 型および III 型硫化物については Fe-MnS 2 元系状態図を用いてその生成過程を考察した。結果のおもなものは、つぎのとおりである。

1. MnS は、上記 3 つの型すべて鋼の凝固組織の樹枝状間に析出生成する。

3. I 型硫化物は球状で、凝固しつつある鋼の中から偏晶反応により酸化物と硫化物が種々の割合で共晶として析出したものであり、最初に生成するものは後で鋼から排出されてできるものよりも非常に酸素含有量が高くなっている。

3. II 型硫化物は棒状で、それが拡がった枝状を呈して析出する。この III 型は元来共晶反応により生成されるとされているが、それよりも Cooperative monotectic reaction (共同偏晶反応) で生成されると考えられる。

4. III型硫化物は octahedral(八面体)の形態をとり、分離共晶 (divorced eutectic) によつて生成される。X線マイクロアナライザによる分析では、I型硫化物の組成と大差がない結果が得られたが、これは分析上、 $MnL_1$ 線と  $OK_\alpha$  線が干渉してしまうため酸素量が測定できないという点に問題が残されている。このIII型硫化物は、固体として溶鋼中に析出し、Fe-Mn-S 2元系状態図に対する合金元素の影響という観点からその生成過程を考察できる。(内山 郁)

#### 不活性ガスを溶鋼に吹込んだときの水素の挙動

(V. I. BERDNIKOV et al.: Izv. VUZov Cher. Met., (1972)8, pp. 21~25)

とりべの中にある溶鋼に Ar ガスを吹込んで  $H_2$  を除去するときの速度  $i$  は

$$i = -\frac{d[H]}{dt} = i_1 + i_2 + i_3 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで  $i_1$ ,  $i_2$  および  $i_3$  は金属と Ar 気泡の間の物質交換による脱ガス速度、空気による脱ガス速度およびとりべ耐火物による脱ガス速度を示す。

各脱ガス速度はそれぞれ次のように表わされる。

$$i_1 = -\frac{100\eta[H]^2}{pK_H^2 - \eta[H]^2} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで  $q$  は吹込みの強さ、 $\eta$  は脱ガスの効率係数、 $K_H$  は  $H$  の平衡溶解度、 $p$  は圧力を示す。

$$i_2 = -0.6\beta \frac{F_v}{G} ([H] - K_H \sqrt{p_{H_2O}}) \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで  $\beta$  は  $H$  の物質移動係数、 $F$  はとりべ上部の断面積、 $G$  は溶鋼重量、 $\gamma$  は溶鋼の比重、 $p_{H_2O}$  は空気の絶対湿度を示す。

$$i_3 = \frac{[H]_3 - [H]_2}{\tau_3 - \tau_2} \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで時間は  $\tau_3 - \tau_2 = 15 \text{ min}$  とする。

数種類の溶鋼を 100 t とりべで処理した 98 溶解のデータを用いてこの理論式を検討した結果、(1)式において  $i_1$  は無視できることがわかり  $\tau_1$  における  $[H]_1$  と  $\tau_2$  における  $[H]_2$  の間に

$$[H]_2 = [H]_1 - ([H]_1 - K_H \sqrt{p_{H_2O}} - i_3) (1 - e^{b(\tau_2 - \tau_1)}) \quad \dots\dots\dots (5)$$

が得られた。

この式は実験値と非常によく一致し、空気中の  $H_2O$  によつて脱水素速度がいちじるしく左右されることが明らかにされた。(郡司好喜)

#### 種々の脱酸法における介在物の除去速度

(G. N. OIKS and T. M. ASODOV: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 9, pp. 50~54)

攪拌溶鋼と静止溶鋼において、脱酸剤の添加様式が脱酸速度におよぼす効果を調査した。脱酸元素は Mn, Si, Al で、脱酸剤は純金属(またはフェロアロイ) ( $Mn \rightarrow Si \rightarrow Al$ ,  $Si \rightarrow Mn \rightarrow Al$ ,  $SiMn \rightarrow Al$  の添加順序)、元素が層状分布した粒子および溶剤(硝石または硝酸塩)添加フェロアロイブリケットの3種類である。溶解手順は以下の通り、すなわち 30 kg の鋼を高周波炉で溶解し、脱酸剤添加直前 (1600~1650°C) に電源を切る。脱酸剤添加後、静止浴の場合そのまま保持し、攪拌浴の場合のはつば底附近まで浸漬したパイプから Ar を 5~8 l /

min 吹き込む。いづれの場合も溶鋼上に溶鋼の 5% のスラグ ( $CaO-CaF_2$ ) を添加する。

結果: i) 攪拌浴の方が脱酸速度は大きくかつ到達酸素濃(脱酸限)は低い。これは Ar 気泡の運動により、介在物の凝集体あるいは介在物の浮上が促進されるためである。ii) 粒子剤の場合は攪拌、静止浴ともに金属の順序添加の場合より脱酸限は低い。粒子剤の場合難溶融介在物 ( $Al_2O_3$ ) の生成が防止され、溶融しやすい介在物が生成するので、脱酸初期においてすでに巨大介在物が生成し、30 sec 後にはこれらの介在物は除去されている。Ar の吹き込みはこの過程を促進する。 $Al_2O_3$  介在物は 4 min 後でもなお存在しており、 $Al_2O_3$  介在物の除去は遅い。iii) ブリケットの場合は攪拌、静止浴ともに脱酸限は低く3種の脱酸剤の中で最良であつた。溶剤の添加は介在物のスラグへの吸収を容易にするといわれているが、ここでもそのことが実証されている。

(小林三郎)

#### 低 $SiO_2$ 活量のスラグ吹き込みによる溶鋼の Si 脱酸

(T. A. ENGH, et al.: Scand. J. Metallurgy, 1 (1972) 3, pp. 103~114)

ステンレス鋼の O 濃度を Si と Mn 以外の脱酸材を使用せずに十分低くする方法を研究した。脱酸生成物  $SiO_2$  の活量を下げる合成塩基性スラグを Ar ガスと共に鋼浴に吹き込み O 濃度の経時変化を小型実験 (A) と大型実験 (B) について調べ、結果を速度論的に解析した。

実験 (A): 炉底に吹き込み用銅パイプ(内径 3 mm)を埋設して高周波炉内を  $SiO_2$  または  $MgO$  でスタンプし 9 kg の純鉄を溶かした。温度約 1600°C で 0.35% 相当の Si により予備脱酸した。吹き込みスラグ組成は 40%  $CaO-60\%CaF_2$  および 50%  $CaO-50\%Al_2O_3$  であり、あらかじめ溶融—粉碎—ふるい分けした後 250°C × 4hr の乾燥を行なつた。12ヒートの実験は再現性に乏しかつたが以下の結果を得た。スラグ吹き込み前の Ar パブリングにより鋼中 O 濃度は増すが、スラグ吹き込みが始まると  $SiO_2$  スタンプ時の O 濃度は低下する。しかしそれは  $a_{SiO_2} = 1$  の条件下で変化するにすぎない。一方、スタンプ材が  $MgO$  の場合には吹き込みスラグの効果は認められなかつた。

実験 (B): クロム・マグネサイトで内張りした 7 t 高周波炉で 18-8 ステンレス鋼 6 ヒートにつき実験した。254 mm  $\phi$  のランスを浴面から 600 mm に浸漬し 450 Nl/min の Ar ガスに 11 kg/min のスラグ (40%  $CaO-60\%CaF_2$ ) を混ぜて吹き込んだ。実験温度は 1500~1550°C の範囲にあつた。5 min 間のスラグ吹き込みにより O 濃度は 150 から 50ppm に低下し、直径が 30  $\mu$  以上の介在物を XMA で調査すると最初は 50%  $SiO_2-50\%MnO$  であつたが、吹き込み後 3 min で 70%  $CaO-18\%SiO_2$  へと変化した。

速度論的解析: 力学的考察によれば、スラグ粒子のほとんどは吹き込みガス気泡中から離脱できず、気泡内部で溶解し、溶鋼と接する。吹き込み前平均直径 (60  $\mu$ ) を用いて計算すればスラグの溶解に約 0.1 sec を要する。一方スラグの浴内滞留時間は実験 (A) で 0.25 sec、実験 (B) で 1.5 sec であり後者でスラグ脱酸の効果が顕著であつた事実がうなずける。O 濃度は時間の指数関数

で近似され、その時定数は実測値で 1.8 min である。これは吹き込みスラグ—溶鋼間の物質移動が律速段階であるとして計算される理論値 3.3 min にほぼ近い。

(中西恭二)

**酸素転炉で鋼を溶製するときのスラグ生成過程の強化**  
(A. F. KUZNETSOV, et al.: *Stal'*, (1972)8, pp. 669~703)

130 t 酸素転炉のスラグ生成を強化するために、吹錬後のスラグを残留させる溶製試験を行なった。

残留スラグは 45~50%CaO, 20~25%ΣFeO, 12~18%SiO<sub>2</sub>, 7~12%MnO, 3%>MgO, 1.5%>Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の組成であり、4 t を残し 27~28 t のスクラップを装入して試験溶解とした。一方普通溶解では 26~28 t のスクラップを装入し、Mn 含有量の高い銑鉄を使用した。CaF<sub>2</sub> は両者とも 0.5 t 用い、酸素使用量は 260m<sup>3</sup>/min ランス高さを 1200~1300 mm とした。

吹錬時間 12.5% で試験溶解のスラグ中の (CaO) は 39% となり、普通溶解のスラグより 15% 高かった。この (CaO) は吹錬時間 62.5% まで急激に増加してから徐々に減少したが、普通溶解の (CaO) は終点まで徐々に増加した。試験溶解の (CaO) は普通溶解のそれより 8~15% 高かった。

試験溶解スラグの (FeO) は吹錬時間 87.5% までは普通溶解のそれより数%低く、(SiO<sub>2</sub>) にはあまり差が見られなかった。スラグの塩基度は全吹錬期を通じ試験溶解が常に 0.2~1 高かった。

終点における [P] は試験溶解で 0.005~0.006%、普通溶解では 0.015~0.030% であり、試験溶解の脱磷効率は高かった。S の分配率  $L_S = (S)/[S]$  は吹錬時間約 75% までは普通溶解が高く、それ以後は試験溶解の  $L_S$  がいちじるしく増加した。スラグの繰返し使用による (S) を計算した結果、20~25% のスラグ量を残すのであれば 6~7 溶解まで問題のないことがわかった。

その他、スラグを残留させる吹錬法では CaO や CaF<sub>2</sub> の使用量が低く、銑鉄を注入するときのメタルやスラグの噴出の少ないことがわかった。(郡司好喜)

## — 鑄 造 —

**溶鋼の注入を制御するスライディングノズルシステムの開発**

(K. K. KAPPEMEYER, et al.: *JISI*, 210 (1972) 10, pp. 751~756)

US Steel で開発したスライディングノズルについてその経緯、構造および特徴などを報告している。連続鑄造操業初期では従来のタンディッシュストップローッドは使用時間の長びく連々鑄の場合には使用困難となり、さらにノズルは最良質の耐火物を使用しても出口に付着した溶鋼を除去する際に損傷を受けた。これらの理由からタンディッシュの外部に装着する方式をとったスライディングノズルを開発した。このスライディングノズルは耐用時間が長いだけでなく、注入速度を変えることも可能である。現在は実操業で信頼性高く使用されており 2 個のノズル付きのタンディッシュから 200 t ヒート 25 連鑄が可能で、一年間にわたる事故発生率はわずか 0.01% である。構造はタンディッシュ底部の溶鋼の出口に穴の

開いた 1 枚のトッププレートがあり、それに接してバネで押し付けられたノズルゲイトが油圧シリンダーにより水平に移動するようになっている。ノズルゲイトには目的の注入速度に応じた直径の穴が開けられている。直径は 20 mm φ から 68 mm φ まで 4 段階あつて最大注入速度は約 0.5 t/min から 5 t/min まで段階的に変えられる。

取鍋用スライディングノズルはタンディッシュ用より数年遅れて完成された。これはタンディッシュへの注入だけでなく鋼塊用モールドへの注入、脱ガス用取鍋などに使用されている。この構造は原理的にはタンディッシュ用と同じであるが注入速度を広範囲にわたつて連続的に調節できる絞り弁方式を採用している。ノズル直径は 38 mm φ から 114 φ まで 4 段階あり、絞りを調節して 0~12 t/min まで連続的に注入速度を制御できる。このノズルによつて 265 t ヒートの注入が可能であり出鋼から注入終了まで 2.5hr を越えても使用できた。また 135 t ヒートを 3 回連続して 65 鋼塊に分注することも行なわれている。使用耐火物は 85~90% アルミナで、タンディッシュ用には場合によりジルコニアも採用されている。(矢野修也)

**鋼塊寸法とミクロ偏析との関係**

(I. LAREN, et al.: *Scand. J. Metallurgy*, 1 (1972) 2, pp. 59~68)

種々の大きさの鋼塊について鋼塊各部における凝固組織とミクロ偏析の調査を行ない、鋼塊重量のこれらにおよぼす影響について論じた。

溶鋼成分は、0.36% C, 0.35% Si, 0.68% Mn, 1.48% Cr, 1.44% Ni, 0.20% Mo で、下注法にて 1, 2, 4 および、9 t 角型鑄型に注入した。鋼塊中部から横断面試料を、鋼塊中心部から縦断面試料を採取し、凝固組織観察用の試料とした。1 t と 9 t 鋼塊について 1 個の柱状晶を鋼塊表面から 1 mm 間隔で切断し、各断面の写真を組み立てることによつて柱状晶内のデンドライトの 3 次元的状态の観察を行なった。その結果、1, 9 t 鋼塊ともに、柱状晶の横断面積は鋼塊中心部に向かって増加し、柱状晶から等軸晶への遷移点では 7~7.5 mm<sup>2</sup> であつた。等軸晶についても同様な観察を行ない、結晶を完全に横切つているデンドライトの枝を 1 次とし、これに垂直なものを 2 次としてこれらの枝の間隔を測定した。9 t 鋼塊では 2 次の枝の間隔は鋼塊中心に向かって微増し 1 t 鋼塊では一定であつた。デンドライトの 1 次の枝の長さとしての等軸晶の大きさは、柱状晶と等軸晶との境では 1, 9 t 鋼塊ともに 5 mm であり、鋼塊中心では 1, 9 t 鋼塊に対してそれぞれ、10, 18 mm であつた。鋼塊表面から中心まで XMA によるミクロ偏析の測定を行ない、Cr 濃度でその傾向をみると、Cr<sub>max</sub> は 1, 9 t 鋼塊ともに鋼塊表面から徐々に増加し、3/4 の位置で最高値となり、その後中心まで減少する。Cr<sub>min</sub> については 1, 9 t 鋼塊ともに鋼塊表面から中心まで一定値を保つ。2 t 以上の鋼塊に出現した逆 V 偏析について調査し、従来の観察結果と同じ結果を得た。XMA による分析から V 逆偏析部の Cr 濃度は正常部よりも高く、Cr<sub>max</sub> と Cr<sub>min</sub> の差の大きいことがわかつた。(藤井徹也)

## — 性 質 —

## 鉄基二元合金の弾性定数

(G. R. SPEICH, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2031~2037)

パルス・エコー法 (100 kHz 弾性波) により 0~10 at% の C, Co, Cr, Ir, Mn, Ni, Pt, Re, Rh, Ru がそれぞれ等方性 Fe のヤング率 ( $E$ ) と剛性率 ( $G$ ) に及ぼす影響を研究した。

試料は高純度の供試材を用いて溶製し、600°C あるいは 1000°C において 1 hr オーステナイト化して、前者は炉冷、後者は水焼入れした。組織はそれぞれ等軸フェライトおよびマルテンサイトであった。測定温度範囲は 77~473°K である。

$E$  と  $G$  の値、および次の関係式によりポアソン比 ( $\nu$ ) と体積弾性率 ( $K$ ) を決定した。

$$\nu = \frac{E}{2G} = 1 : K = \frac{EG}{3(3G - E)}$$

一定温度で各溶質元素が  $E$  あるいは  $G$  に及ぼす効果はその添加量に比例した。ただ C と Co のみはその効果が非直線的挙動を示した。組成に関する  $E$  と  $G$  の変化率 ( $\Delta E/\Delta c$  と  $\Delta G/\Delta c$ ,  $c$  溶質濃度) は組成による格子定数の変化および周期律表における各元素の位置に依存しており、Co, Cr, Re に対しては正の値、Ir と Ru に対してはほぼゼロ、Rh, Pt, Ni, Mn, C に対しては負の値をとった。

77~473°K において Fe とその合金に対する  $E$  および  $G$  の値は、温度の上昇とともに非直線的に減少した。キュリー温度よりも相当低い温度領域においては次式が成立することが明らかとなった。

$$\left(\frac{\partial E}{\partial T}\right)_c = -3K\alpha_L \left(\frac{\partial E}{\partial P}\right)_T$$

ここで  $T$  は温度、 $P$  は圧力、 $\alpha_L$  は線膨脹係数である。この温度依存性は溶質濃度が 0~10 at% の範囲で組成にそれほど影響を受けない。

一般に  $\Delta E/\Delta c$  と  $\Delta G/\Delta c$  の値は異っており、ポアソン比が組成により変化することを示した。これに対応する変化が  $K/G$  の値にも認められた。 $K/G$  および  $\nu$  が増加すると靱性が向上するとされている。しかしながら本研究においては合金元素添加による  $K/G$  および  $\nu$  の変化と靱性の変化との間に直接的相関を認めることはできなかった。(和田 仁)

## Fe-Ni 合金のマルテンサイトからオーステナイトへの変態におよぼす塑性変形の影響

(L. E. POPE: Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2151~2156)

Fe と Ni の粉末から作った Fe-30.3%Ni-0.005%C 合金を  $A_d$  点 (約 210°C) 以下の室温で圧延し、マルテンサイト ( $\alpha'$ ) からオーステナイト ( $\gamma$ ) への変態におよぼす変形の影響を観察し、変態挙動を解明することを目的とした。

焼入温度と焼入温度での保持時間の両方を制御して、 $\alpha'$  量を 33 から 95% まで 4 段階変えた試料を作り、50 と 90% の試料について 42.5% まで 6 段階の圧延を行なつて、磁気の測定から  $\alpha'$  量と変形量による  $A_s$  点の変化を決定した。

変形量とともに  $A_s$  点は、 $\alpha'$  量が 50% の試料では直線的に上昇し、95% の場合には曲線的な上昇をする。2 つの試料における  $\alpha'$  相の Knoop 硬度と変形量の間には  $A_s$  点と同様な挙動を示す。すなわち硬度と  $A_s$  点の間には 1 Knoop 硬度あたり 0.93°C  $A_s$  点が増加するという直線的な関係が認められた。この合金では、硬度と降伏強さとの間に比例関係があるので、 $\alpha'$  の降伏強さと点と  $A_s$  の間にも同様の関係がある。また  $A_s$  点は変態前の  $\alpha'$  量には影響されないことから、 $\alpha'$  の葉の大きさや残留  $\gamma$  の降伏強さには強く依存しない。なぜならば  $\alpha'$  量が多くなると葉の大きさはちいさくなり  $\gamma$  残留の降伏強さは上昇すると考えられるためである。

$\alpha'$  の降伏強さと  $A_s$  点との依存性の結果については次の 2 つの説が提出されている。すなわちその第 1 は塑性変形による  $\alpha'$  相降伏強さの上昇は新しい  $\gamma$  の核発生のための転位運動をさまたげるために  $A_s$  点を上昇させる。またこの変態は  $\alpha'$  と  $\gamma$  の界面が  $\alpha'$  の方に成長することによつて起こると考えると、 $\alpha'$  の降伏強さの上昇は界面が成長するためには大きな駆動力が必要となる結果  $A_s$  点が増加するというものである。また第 2 の説は変態をより進行するためには、変態によつて新しくできた  $\gamma$  により  $\alpha'$  が歪を受け降伏強さが上昇し大きな駆動力を必要とするので、より高い温度が必要となるというものである。これらのうち後者の説がこの変態を十分説明できることを明らかにした。(藤田充苗)

## 三種類の高温用合金についての定歪変動応力クリーブ破断挙動

(G. R. HALFORD: Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2247~2256)

定歪応力変動クリーブ破断試験—すなわちある引張応力で一定引張歪までクリーブさせ、その後圧縮応力を加え一定圧縮歪までクリーブさせるサイクルを破断まで繰返す試験法は、歪が制限された条件下で低サイクルの高温疲労破断の研究に関して用いられた試験方法であるが、この方法は、一般の疲労試験とも定荷重のクリーブ破断試験とも異なり、むしろ真応力一定のクリーブ破断試験に近い高温強度を得ることが可能な興味ある試験方法である。本論文では 3 種類の高温用材料、6Al-2Sn-4Zr-2Mo の Ti 合金、Co 基 L-605 合金および 316 型ステンレス鋼を用いて定歪応力変動クリーブ破断試験を行ない、この試験方法のいくつかの特性を明らかにしている。おもな結論は以下のとおりである。1) この試験法による応力-破断時間曲線を一般の定荷重クリーブの曲線と比較すると、一定応力で 2~10 倍長時間側に現われる。この傾向の度合は材質によつて異なり、クリーブ破断の伸びの大きな材質ほど差異は大きい。2) 変動応力クリーブ破断寿命のうちの引張応力に相当する部分、引張クリーブ破断寿命は規定した歪の大小 (0.8~4.0%) にかかわらず一定応力に対して一定の値を示す。3) 引張クリーブ破断寿命は圧縮応力の大小には影響されない。4) しかしながら引張クリーブ変形速度は圧縮応力が小さいほど大きくなる。他方、圧縮クリーブ変形速度は引張応力には影響されない。5) これらの引張、圧縮クリーブ変形速度はサイクルが増すに従つて大きくなる。この傾向は引張圧縮応力が等しくかつ大であるとき

に最も顕著である。6) 圧縮クリープ変形速度は一般に引張クリープ変形速度より小さいが、その度合は材質により異なる。(藤平昭男)

#### 高速度工具鋼の粒度

(T. A. NEUMEYER, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2285)

本研究は高速度鋼のオーステナイト粒度を支配する因子を調べ、切削工具の寿命におよぼす粒度の効果を明らかにし、実験結果を説明するための機構を提案するためのものである。

本研究で用いた材料は AISI M1 と M2 高速度鋼である。変態焼なましは 871°C に加熱し、760°C に冷却し 6 hr 保持後空冷し、焼もどしは 788°C で 16hr 保持後空冷した。硬化処理は 1204°C で 2 min オーステナイト化処理し、552°C で 2 hr 焼きもどした。QTM と顕微鏡を用いて炭化物の平均粒径と平均粒子間隔を測定した。オーステナイト粒径は焼入れ状態で Snyder-Graff 法により、0.127 mm の直線を切る粒界の数を測定して求めた。工具の性能についてはせん盤による断続あるいは継続切削試験を行ない、さらに曲げ破壊試験を行ない、工具の寿命および曲げ破壊強さと粒度の関係を調べた。

硬化処理状態の初期の炭化物 (おもに  $M_6C$  と  $MC$ ) の粒径とオーステナイト粒径は正比例し、炭化物粒径が小さいほど結晶粒径が小さくなる。さらに炭化物を均一に分散させることは細粒組織を保持するのに有益である。硬化処理の前に焼なまし処理をすると硬化処理後のオーステナイト粒径を著しく微細にする。これは  $MC$  型の二次炭化物の析出によるものである。オーステナイト粒径を微細にすると、曲げ破壊強さが増し、断続した切削状態で使用される高速度鋼工具の寿命が著しく改善される。断続切削中に観察された工具の摩損は刃先の摩擦と "microspalling" 機構の相互作用の項により説明される。(山田武海)

#### オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ特性におよぼす硼素の影響

(M. LAGERQUIST and R. LAGNEBORG: Scand. J. Metallurgy, 1 (1972) 2, pp. 81~89)

本研究ではクリープ特性におよぼす B の効果を合理的に説明するためにいろいろな試みがなされた。ボロン原子と空格子の結合を調べるため冷間加工したボロンを含む高純度 Ni の電気抵抗の回復を測定した。クリープ試験と粒界すべりの測定を 20%Cr-35%Ni 鋼, 20%Cr-35%Ni-B 鋼, 15%Cr-15%Ni-Mo-Ti-B 鋼について行なった。クリープ試験した試験片の組織を電子顕微鏡によりとくに析出挙動に着目して観察した。

B は 700°C でクリープ中の  $M_{23}C_6$  の析出を促進する。B を含む 20%Cr-35%Ni 鋼では  $M_{23}C_6$  は粒界、粒内相方に析出する。これに対して B を含まない鋼では  $M_{23}C_6$  は粒界にのみ析出する。これは B の添加による炭素の溶解度の低下と  $M_{23}C_6$  とオーステナイトの界面エネルギーの低下に起因する。B を含む鋼では粒界に沿って denuded-zone が現われる。これは  $M_{23}(C, B)_6$  の粒界析出により B と C が枯渇したためである。微細な  $M_{23}C_6$  の粒内析出により B を含む鋼のクリープ速度は含まない

鋼と比べ小さくなる。冷間加工した B を含む Ni と含まない Ni の電気抵抗の回復を測定した結果、ボロン原子と空格子の結合はほとんど可能性のないことが明らかとなった。それゆえ、B がクラックの付近で突孔の凝集を遅延し、クラックの成長を遅らせる可能性は全くなかった。応力の関数としての粒界すべりと全クリープひずみの比は 3 つの鋼でほぼ同様な値を示す。これは粒界すべりと粒変形の間に密接な関係が有ることを示す。粒界すべりは約 13kp/mm<sup>2</sup> 以下で応力の低下にともない急激に増す。しかし 12kp/mm<sup>2</sup> 以上の高応力側ではボロンを含む鋼の粒界すべりはボロンを含まない鋼のそれに比べ小さい。これは B がクリープ延性を改善することの直接の原因となる。(山田武海)

#### 耐応力腐食割れ用の新しいフェライト・オーステナイトステンレス鋼

(R. KIESSLING: Scand. J. Met., 1 (1972) 4, pp. 185~189)

スウェーデンその他において 25%Cr-5%Ni-1~2%Mo (AISI 329) の組成を有する一連のフェライト・オーステナイト二相ステンレス鋼が開発されたが、これらの鋼はオーステナイト鋼と同じような良好な耐食性を示すほか、応力腐食割れ抵抗性もすぐれている。しかしこのような鋼はまだ一般にフェライト鋼における延性と溶接性とが劣っている点を残している。

Sandvik Steel works では SANDVIK 3RE 60 と呼ばれる新しい二相ステンレス鋼を開発した。この鋼は古い二相ステンレス鋼の利点と、それに良好な溶接性ならびに延性を併せもっている。本鋼は  $\leq 0.030\%C$ , 1.7%Si, 1.5%Mn, 18.5%Cr, 4.7%Ni, 2.7%Mo の組成を有し、AISI 329 と比較して C と Cr が低く、Mo と Si が高い。3RE60 はオーステナイトステンレス鋼よりも約 100% も高い降伏強さを示し、つぎのような機械的性質を有している。Y.S.: min 45 kg/mm<sup>2</sup> (0.2%耐力), min 50 kg/mm<sup>2</sup> (1%), T.S.: 65~90 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び: min 30%, Hv: 約 260。顕微鏡組織は約 60% フェライト, 40% オーステナイトの二相組織からなる。

本鋼は AISI 316L オーステナイト鋼よりも粒界腐食に抵抗性を有し、耐孔食性は 316L 鋼と同程度であり、430 フェライト鋼よりもすぐれている。また既存の鋼にくらべて、応力腐食割れ抵抗性が著しく改善された。とくにオートクレープ中での高温高圧水による試験 (295°C, 100 atm, 100ppm Cl, 8ppm O<sub>2</sub>) では約 1500hr 後でも割れなかつた。本鋼は本来はバルブ工業の熱交換器における材料の問題 (塩化物による応力腐食割れ) を解決するために開発されたものであるが、そのほかにも化学工業の熱交換器その他に広く用いられており、良好な稼働実績を示している。(石原只雄)

#### 一物理冶金一

#### 中炭素鋼の焼入れ、焼もどし微細組織におよぼす珪素の影響

(R. M. HOBBS, et al.: JISI, 210 (1972) 10, pp. 757~764)

0, 1, 2% Si を含む中炭素鋼を 400~700°C で焼もどしたときに生ずるマルテンサイト組織の変化を透過電

子顕微鏡により調べた結果、次のことがわかった。焼もどし温度の上昇にともない高転位密度の初期組織では転位のセル壁への再配列が起こり、セル内での転位密度は減少し、セルや亜結晶粒の成長によりポリゴン化されたフェライト粒に変化する。前過程は回復であり、後者は粒成長である。しかしこれは冷間加工した高転位密度の組織を焼もどしたときに起こる再結晶とは別のものである。中炭素鋼に Si を添加すると、400~700°C の焼もどし過程を遅らせる。おもな組織的因子を定量的に測定した結果、焼もどし過程の遅延はセメンタイトの成長速度の低下転位の消滅、亜結晶粒、および結晶粒の成長の遅延と関係のあることがわかった。高温焼もどしを除いて焼もどし温度に対するセメンタイト粒径の変化は結晶粒度の変化によく対応している。炭素鋼と Si 含有炭素鋼において結晶粒の成長速度はセメンタイトの成長速度により支配されるように思われる。700°C で焼もどした炭素鋼のフェライト粒の成長速度が大きいのは炭化物がもはや結晶成長を抑制することができないような大きさに成長しているためであろう。容易に結晶成長が起こるようになる臨界粒子径を計算すると、結晶粒成長が観察された粒子径と一致する。400°, 450°, 500°C の温度において焼入れ鋼の等温膨脹試験を行なった結果、400°C で焼もどした 2%Si 鋼をのぞいて、フェライトとセメンタイト形成への組織変化は 1 hr 以内で完了し、フェライト中の炭素はもはや過飽和ではなくなる。(山田武海)

### 一 分 析

#### Fe-10%Cr-13%Co-5%Mo 合金における金属間化合物の析出

(F. A. THOMPSON and D. R. F. WEST: JISI, 210 (1972) 9, pp. 691~697)

Fe10%Cr-13%Co-5%Mo 合金を溶体化処理後焼入を行ない約 95% マルテンサイト組織とし、500~700°C の温度粒囲で時効を行なうことにより、マルテンサイトから析出する金属間化合物の組織および動力学的挙動の研究を行なった。R 相は転位上に優先的に核生成し、棒状球状の 2 種類の析出物が観察され、この相の析出により著しい 2 次硬化現象が認められる。700°C で長時間加熱すると、初期に存在した R 相は再固溶し、 $\chi$  相が析出し始め、それに伴ってマトリックスが回復する。R 相析出の活性化エネルギーは 400 KJ/mol と比較的高い値を示した。これは、溶質と溶質の相互作用の効果であると考えられる。高温時効では、活性化エネルギーは低下する。また、時効前にマルテンサイトを冷間加工した試料では析出が促進される。

Johanson-Mehl-Avrami の式  $y = 1 - \exp(-t/\tau)^n$  ( $y$ : 変態量,  $n$ ,  $\tau$ : 定数,  $t$ : 潜伏期から測定した時間) を R 相析出に適用すると、 $n$  値は 0.7~1.5 の範囲となる。

600°C, 700°C に直接焼入した後、オーステナイト領域で時効を行なうと、フェライト相の析出と、 $Fe_2Mo$  が基本成分であると考えられる相の不連続な析出により、オーステナイトの分解が開始する。そして 700°C で長時間時効すると結晶粒界に  $\sigma$  相が析出する。

このように鋼中のフェライトまたはオーステナイトから析出する複雑な組織は、温度と時間により変化していく。このことは、種々の金属間化合物の核生成の活性化エネルギーの値が異なる、という理由であると考えられる。(馬田 一)

### — そ の 他 —

#### マルテンサイト-オーステナイト-フェライト系ステンレス鋼のエレクトロスラグ溶接

(B. GRÖNWALL: Scand. J. Met., 1 (1972) 4, pp. 171~178)

板厚 100 mm の Avesta 248 SV ステンレス鋼 (16Cr, 5Ni, 1Mo) のエレクトロスラグ溶接を行ない、その溶接性について検討した。

本鋼の組織は、熱延後、580°C × 6hr 空冷した場合、57 vol% マルテンサイト—40 vol% オーステナイト—3 vol% フェライトである。

電極ワイヤには、Avesta 248SV-2 (1.2Mn, 16Cr, 5Ni, 1Mo) を、フラックスには、中性溶融型を使用し、溶接入熱 1.07~1.37 kJ/m の範囲で実験を行なった。

その結果、(1)溶接中に、1000°C および 600°C 以上に加熱される領域は、ボンドからそれぞれ、9 mm および 22 mm である。(2)溶接欠陥は認められない。(3)希釈による溶接金属の成分変化は無視しうる。(4)溶接後、580°C × 6hr 空冷すれば、継手性能は母材の水準に回復する。HAZ の過熱部の品質は 580°C × 6hr 突冷により、1000°C 空冷→580°C × 6hr 空冷した母材と同じになる。(5)溶接金属中心部にマイクロ偏析が生じている。(6)溶接後に 580°C × 6hr 空冷した場合、溶接金属において、オーステナイトマルテンサイト柱状晶の粒界と粒内に  $\delta$ -フェライトの存在が認められる。HAZ のボンド近傍においては、圧延集合組織にそつて、フェライトが分断された網目状に生じている。1000°C 空冷すれば、フェライトは若干球状化される。1000°C 空冷は溶接金属の細粒化と均質化に効果がある。(7)HAZ のマルテンサイト量は、溶接のままでは 90 vol% であるが、580°C × 6hr 空冷により 60 vol%、1000°C 空冷→580°C × 6hr 空冷により 51 vol% に低下する。溶接金属においても溶接後の熱処理によりマルテンサイトが著るしく減少する。

以上の結果より、この鋼種に関しては、エレクトロスラグ溶接後の熱処理として、580°C × 6hr 空冷すればよい。(衣川純一)