

抄 録

—原料—

ペレット組織におけるガラス質の役割

(Z. I. NEKRASOV, et al.: Stal in Eng., (1970) 6, pp. 417~420)

ペレットの冶金的価値は、常温のみならず、還元中の性状にもよるところが大きい。還元中での性状劣化は以前から知られているが、その理由は明らかにされていない。ペレット焼成過程でもつとも重要な役割は、従来酸化鉄粒子間の固体反応であるとされ、ガラス質の役割は研究者により様々に結論されていた。著者らは、Sokolovka-Sarbai (I) と Krivoi-Rog (I) のペレットをサンプルとして研究を行なった。サンプルの分析値は次のとおり。

	T.Fe	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	CaO/SiO ₂
I	62.98	5.84	3.68	4.36	0.49	1.18
II	59.79	4.81	8.04	5.30	0.57	0.66

この結果から次のことがわかった。

(1) マグネタイトを原料とするペレットの強度は、再結晶によるヘマタイト結合を伴う、マグネタイトの酸化によつて得られると考えられていたが、磁気測定によつて酸化度を測定した結果、両者の間には、ほとんど関係がない。

(2) 顕微鏡写真とX線マイクロアナライザーによる観察によると、鉄粒子間の直接結合は、一部であり、鉄粒子間をガラス質が網の目のように拡がり、酸化鉄とガラス質が交互に存在する。

(3) ペレット焼成中のシリカ、ライム、酸化鉄間の反応により、比較的大きな、または非常に細かい脈状の溶融物(ガラス質)が形成し、この溶融物が、特に還元中の強度に影響する。

(4) 高炉よりとり出したIのペレットを観察した結果、酸化鉄の還元中も、まず初めに、ガラス質が破壊されていた。(中川敏彦)

—製鉄—

焼結鉄中のマグネタイト

(E. MAZANEK and M. WYDERKO: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1017~1022)

この研究は、種々の焼結条件下での、焼結鉄中マグネタイトの形態学的研究である。ヘマタイト鉄石を原料とする自溶性焼結鉄では、マグネタイトは、融体から結晶化したものと、固相でヘマタイトが還元されたものとに大別される。前者は、規則的な八面体自形結晶となり、後者は、ヘマタイトからマグネタイトへの変化の際の体積増加に由来する亀裂を多く含む他形あるいは潜晶として生成する。また、シリケート融体で二価鉄が過剰な場合には、マグネタイトが球状あるいは樹枝状晶として、シリケート結晶あるいは非晶質ガラスの中に生ずる。また、マグネタイトは、ヴスタイトの酸化によつても生じ、ヴスタイト周囲に球状で観察される。さらに、成品焼結鉄中のマグネタイトの形や量は、冷却中の酸化のよ

うな二次的過程によつて影響を受ける。高塩基度焼結鉄(CaO/SiO₂=3.0~3.5)では、マグネタイトの量は減少しカルシウムフェライトが増大する。マグネタイトは、自形を失い、不規則な形で生成し、マグネタイト粒中のCa²⁺含有量が増加する。この種のマグネタイトは、カルシウムマグネタイトと呼ばれ、コークス添加量の多い場合にも観察され、還元性がよい。高アルミナ焼結鉄中のマグネタイトは、細粒であり、とくに、融体からの晶出マグネタイトで著しい。また、この種のマグネタイトはAl³⁺を粒中に含み、Ca²⁺を含む場合とは異なつて、純マグネタイトよりも還元性が悪く、アルミナの高配合は焼結鉄特性にとつて好ましくない。予熱空気焼結による焼結鉄では、主として、細粒のマグネタイトが生ずる。酸素富化空気焼結では、還元過程が妨害されるので、マグネタイト量は減少し、ヘマタイト粒周囲に層状に生成するのみである。固相でのヘマタイトの還元により生ずる他形マグネタイトを含む焼結鉄は、融体から結晶化したマグネタイトを含む焼結鉄より還元性はよいが、亀裂のため強度は小さい。(戸村寿孝)

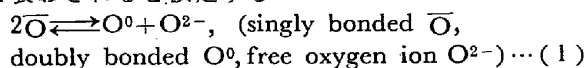
—製鋼—

熔融スラグの電離とその冶金反応における意味

(M. L. KAPOOR and M. G. FROBERG: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1035~1040)

熔融スラグの構造については、すでにいくつかの報告があるが、本報告は二元系珪酸塩および二元二価金属酸化物について、融体中でのイオンの解離平衡を考慮したモデルにより、酸化物の組成によるイオン種の変化、酸化物の活量について検討したものである。

熔融珪酸塩中のイオンの解離平衡が、組成によらず次式で表わされると仮定する。



(1)式の平衡定数をKとすると、

$$K = (a_{O^0} \cdot a_{O^{2-}}) / a_{\bar{O}}^2 \approx N_{O^0} \cdot N_{O^{2-}} / N_{\bar{O}}^2$$

物質収支を考慮することにより、

$$N_{O^0} = 2N_{SiO_2} / (1 + N_{SiO_2}) - N_{\bar{O}} / 2,$$

$$N_{O^{2-}} = N_{MO} / (1 + N_{SiO_2}) - N_{\bar{O}} / 2,$$

$$N_{\bar{O}} = [1 - \{1 - 8N_{MO} \cdot N_{SiO_2} (1 - 4K) / (1 + N_{SiO_2})^2\}] / (1 - 4K) \dots \dots \dots (2)$$

混合自由エンタルピー、

$$\Delta G = RT(N_{MO} \ln N_{O^{2-}} + 2N_{SiO_2} \cdot \ln N_{O^0}) \dots \dots (3)$$

と表わすことができる。(2)式よりKが決まれば任意の組成におけるN_{O⁰}、N_{O²⁻}、N_{̄O}を算出することができる。ここで、種々の珪酸アニオンのおのおのについてSi原子の数をn_i(i=0~4)とおくと $\sum_0^4 n_i = N_{SiO_2}$ となり、結合の数と組成の関係を考えることにより、次式を導くことができる。

$$n_i / N_{SiO_2} = [\exp\{-N_{SiO_2} \cdot i / (1 + N_{SiO_2}) N_{\bar{O}}\} \cdot \exp\{-N_{SiO_2} (4-i) / (1 + N_{SiO_2}) N_{O^0}\}] /$$

$$\sum_0^4 \exp \{-N_{\text{SiO}_2} \cdot i / (1 + N_{\text{SiO}_2}) N_0\} \cdot \exp \{-N_{\text{SiO}_2} (4-i) / 2(1 + N_{\text{SiO}_2}) N_0\} \dots \dots \dots (4)$$

(2), (4)式より n_i の組成による変化を求め、さらに各イオン種のおおの組成依存性を定量化した。この結果より $K=0.01$ では $N_{\text{SiO}_2}=0 \sim 0.3$ の間で SiO_4^{4-} が支配的であることが明らかである。また、(3), (2)式より $\Delta G - N_{\text{SiO}_2}$ の関係を求め、F. D. RICHARDSON らの PbO-SiO_2 の data と比較すると $K=1$ できわめてよく一致した。このような検討はすでに H. FLOOD が行っているが、(1)式の平衡を基礎にしたものではない。また(1)式を基礎としたものでは、B. PRETNAR および G. W. TOOP らのものがあるが、いずれも各イオン種の組成依存性を定量化していない。AO-BO の二元系溶融酸化物についても、 $(\text{AOB})^{2+} \rightleftharpoons \text{A}^{2+} + \text{B}^{2+} + \text{O}^{2-}$ の平衡を考え平衡定数 $K = \frac{N_{\text{A}^{2+}} N_{\text{B}^{2+}}}{N_{(\text{AOB})^{2+}}} \dots \dots \dots (5)$ を用いて検討した。酸化物の活量 a_{AO} , a_{BO} , 混合の自由エンタルピー ΔG が K , N_{AO} , N_{BO} の関数で表わされるが、CaO-FeO 系について J. F. ELLIOT らの実験値と比較して $K=0.23$ となり、活量曲線はよい一致を示した。(世良田勝彦)

操業および経済性からみたアーク炉における予備還元鉄の使用

(E. L. FOGLEMAN, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1979) 10, pp. 733~743)

Luckens Steel において予備還元鉄をアーク炉に連続装入する試験が行なわれた。アーク炉は容量 150 t, 電極直径 24 in, 56 000 kVA, 最大出力 38 MW の high power ものである。使用された予備還元鉄はペレット 3 000 t, ブリケット 2 000 t でペレットは 89% Total Fe, 88% Metallic Fe で SiO_2 および MgO がそれぞれ 3~5% 含まれており、S は 0.016% と低く、20% の細粒が含まれている。一方、ブリケットは 92% Total Fe, 85% Metallic Fe で SiO_2 および MgO はそれぞれ 1~2% と低いが酸化鉄が約 9% 含まれ、S は 0.024% と高く、0.58% の C を含んでいる。嵩比重はブリケットのほうが大で取扱い上有利であつた。

還元鉄使用量はヒート当たりペレットは 19, 23, 39% の三種類、ブリケットは 10.5% のみで行なわれ、スクラップが溶解後ホッパーより 8 吋パイプで連続的に添加された。

実験の結果還元鉄 10.5~23% の配合により生産性は約 20% 向上し、加熱所要電力は数%増加した。150 t 炉において連続的に装入可能な速度として 70 lb/min/MW が得られた。

このときの電極消費量は通常ヒートより 22% 少なかった。耐火物の溶損は若干増加する傾向にあり、とくにペレットの場合鋼浴面が平滑になるためにこの傾向が強くなり、ブリケットは反応が活発のために溶損が少なかった。

歩留りはスラグ中の鉄分を調査した結果通常ヒートと差がなく、還元鉄中の鉄分は 100% 回収されていると推測された。

全般的にみてペレットよりブリケットの方が利点が多く、また貯蔵の面でも同様のことがいえる。

(大井 浩)

真空誘導溶解中の脱酸

(A. G. COWEN and J. A. CHARLES: JISI, 209 (1971) 1, pp. 37~45)

真空中で溶鉄に炭素を添加して脱酸した場合、 \underline{C} , \underline{O} , \underline{Si} がどんな速度で変化するかを研究した。また同様のことを H_2 gas を 10 t で吹付けたときについて測定した。crucible/melt 界面より \underline{Si} , \underline{Al} , \underline{O} が入り、gas/melt 界面より \underline{C} , \underline{O} , \underline{Si} が CO gas , SiO gas として出る。律速段階をメタル中の物質移動と仮定して \underline{O} , \underline{C} , \underline{Si} の経時変化を解いた。

実測結果 (2.5 kg, 溶鉄, 0.5 t 溶鉄) と計算結果を CO boiling の鎮静した後に比較した所かなりよく一致した。

crucible/melt 界面, gas/melt 界面の物質移動係数 L_i^* , L_i^0 を次式で定義する。

$$\frac{dC_i}{dt} = L_i^*(C_i^* - C_i) - L_i^0(C_i - C_i^0)$$

C_i は i 成分の crucible/melt 界面の濃度, C_i^* は溶鉄中の濃度, C_i^0 は表面濃度である。これの推算値を次表に示す。

Table 1. Values of mass transfer coefficient.

Inter-face	Component	Laboratory scale		Industrial scale	
		1 550°C	1 610°C	1 550°C	1 610°C
Crucible/melt	O	0.63	0.67	0.23	0.25
	Al	0.45	0.48	0.11	0.12
	Si	0.018	0.019	0.0046	0.0049
Melt/vacuum	O, C	0.26	0.28	0.06	0.064
	Si	0.18	0.19	0.03	0.032

上記の値は melt の運動状態の変化によつて当然異なるが大概の値が必要な場合有効であろう。

CO boiling 鎮静直後の $[\%C] \times [\%O]$ は 3×10^{-4} , さらに完全に気泡がみられなくなつたときは 2×10^{-5} となり従来の他の研究結果と一致した。また SiO gas として \underline{Si} の減少を考慮したので $\% \underline{Si}$ は一度極大を示し以後は次第に減少する計算結果を得たがこの点も実測結果と一致した。

Appendix として物質移動に関する連立方程式の計算器による解法がついている。(9 図 1 表) (後藤和弘)

アルミニウムで安定化した連続鑄造鋼塊の組織と非金属介在物

(A. I. MANOKHIN, et al.: Stal', (1970) 12, pp. 1081~1084)

Al で脱酸した 081-0 鋼の連続鑄造スラブのマクロ組織, ミクロ組織および非金属介在物を研究した。マクロ組織は 3 領域に分けられ、表面から 3 mm までは急冷されて等軸晶のチル層となり、それに続いて柱状晶帯, 中心の 20~40 mm は等軸晶帯となつた。偏析は S が 0.02% 以上になつたときとスラブの厚さの増加とともに増大した。ときには、いちじるしい凝固速度の変動および不適当な二次冷却によつて軸心割れや内部の偏析割れが発生した。

室温におけるミクロ組織はフェライト, パーライトおよびセメンタイトであるが、技術的な条件が乱れると、断面はもちろん高さ方向におけるミクロ組織は不均一に

なつた。

連続鑄造した 0810 鋼が非金属介在物によつて汚染される主な原因の一つは脱酸生成物である。もつとも清浄な鋼は、転炉の中では複合脱酸剤で脱酸し、取鍋では特に用意された Al で脱酸した場合に得られた。鋼中の非金属介在物に強く影響するのは、注入流および溶鋼メニスカスの 2 次酸化であることがわかつた。浸漬ノズルで注入し、保温剤でメニスカスを保護することにより非金属介在物による汚染は減少した。いろいろな方法で Al 脱酸したスラブ中にある細粒の介在物の組成は、23~41% Al, 5~6.5% Fe, 7% > Mn のアルミニートであり、大型介在物の組成は 16~45% Al, 0.6~9% Fe, 24% > Mn および 7~41% Si のものであつた。

(郡司好喜)

合金鋼およびステンレス鋼製造のための Fe-Ni ペレット (L. G. BONAR, et al.: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., 27 (1969), pp. 126~134)

Fe-Ni ペレットを鉄源として日本と西独の製鋼所で低合金鋼とステンレス鋼の電気炉溶解実験を試みた。

ペレットは SL/RN ロータリーキルンで製造したもので主要成分は 91% total Fe, 1.52% Ni, 0.12% Cu, 0.04% Co, 0.004% P, 0.018% S, 0.32% C であり、大きさは 3~19 mm 位であり、密度はバルクの状態で通常の屑鉄の 2~3 倍であつた。溶解実験を試みた炉の大きさは 35~53 t 溶解用で鋼種は SAE 8 620, 4 340 などの低合金鋼と SAE 301, 304 のステンレス鋼であつた。ペレットの配合割合を 15~42% の範囲とし、全屑鉄溶解と比較した。ペレットの割合が 40% までは通常の溶解法と同様な操業が行なえた。電力消費量はペレットの割合の多少にかかわらず全屑鉄溶解よりは少なかつた。溶け落ち速度は全屑鉄溶解の場合より少し速い。収率は全屑鉄溶解よりは約 0.5% 低下するが金属分の収率は全屑鉄溶解より約 0.5% 高く計算どおりであつた。また Ni の収率は 100% であつた。ペレットの割合が 30% をこえるときはスラグ調整として CaO を添加する必要がある。とくにステンレス溶解の還元期におけるスラグの塩基度が約 1.0 以下に低下するときはペレットの t 当たり 13.6~18 kg の CaO を添加する必要がある。炉中におけるスラグの重量、容量および厚さについてとくに問題点はなかつた。溶け落ち時の S および P 含有量はスラグの塩基度の低下にもかかわらず全屑鉄溶解の場合よりは低くなつた。

溶解原料として Fe-Ni ペレットを使用することは鉄源対策として有効であろう。(内堀勝之)

— 加工 —

連続圧延機で継目無鋼管を製造のための引張絞り圧延機のカリバー設計について

(K. NEUHOF, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1047~1053)

23.1~168 mm 外径の継目無鋼管を連続熱間圧延法で製造する場合は、(イ)製品直径変更のためのロール組替時間削減、(ロ)内径 50 mm 以下の管の製造、(ハ)公差の DIN 規格合格などのために、最終工程で引張絞り機での圧延が欠かせない。

引張絞り機は、ロール軸が互に 60 度傾いた 3 本のロ

ールセットをもつ最大 30 基のスタンドからなり、変形温度に加熱した素管をマンドレルなしに圧延する。そのカリバー設計にあつては、まず圧縮率を求め、次にカリバー形状を決めなければならない。各スタンドは役割によつて、引張スタンド、加工スタンド、仕上スタンドに分かれる。24 スタンドのラインの例では、引張、加工、仕上各スタンドの基数はそれぞれ 3, 16, 5 である。引張スタンドでは小さな全圧縮率でできるだけ高い延伸率が得られるように各スタンドの圧縮率がきめられる。加工スタンドでは素管を仕上管に加工するために必要な変形の大部分が行なわれる。ここでは駆動モータの負荷ができるだけ均等になるようにするため、スタンド番号がふえるほど圧縮率を小さくする。仕上スタンドでは圧延材がロール間隙にはみ出て間隙跡がつかないように、つまり真円形に変形するためオーバル・カリバーが用いられる。各スタンドの圧縮率が高いほどオーバル度も大きくなる。鋼管内側プロファイルが多角形(六角形)になることがあるが、これはカリバー設計不良または不適正延伸率に起因する。薄肉の場合は、オーバル・カリバーが適しているが、厚肉での場合は、オーバル・カリバーは上記の多角形を作りやすいので、円形に近いカリバーが用いられる。(周藤悦郎)

圧延時の鋼片端部位置の連続検出装置の開発と実用化試験 (G. POKLEKOWSKI: Stahl u. Eisen, 91 (1970) 1, pp. 5~13)

可逆式分塊圧延機で圧延中の鋼片長さや連続的かつ即時的に測定することによつて、主原動機の減速を制御することができれば、(イ)主原動機の動力節減、(ロ)圧延時間の短縮、(ハ)静かな運転による故障の減少というメリットが生ずる。

本文で紹介するミルに採用された熱間の圧延材検出ヘッドは、光学的走査のため回転多角鏡をそなえ、55~60 度の視野をもち、圧延機の前後の適当な高さにとりつけられている。光電素子には 1.8 μ の波長までの感度をもつ Ge フォトダイオードが適して、たとえば硫化鉛はかなり冷却のたスケールにも感度が高いというように、その他の素子はいずれも不適なことがわかつた。光電素子から出る電気インパルスの持続時間が、鋼片端部のロールからの距離に近似的に比例する。開発に要したエネルギーの大部分は、この測定装置を圧延機に組み入れる上で起つた諸困難の解決に費された。中でも最大の困難は、有効信号が大断面鋼片の場合は 30~60V、小断面の場合は 10~20V であるのに攪乱信号は 10~20V というように攪乱信号が大きいことであつた。これはロールガングに残つた熱いスケールやロールガングからの輻射熱に起因するのであるが、この問題はうまく解決できた。また適当な補償回路によつて、ヘッド内の電子装置が -10~+70°C の温度領域で冷却なしで異常なく作動するようにした。本方式による自動減速運転と従来の手動式運転との比較試験では、大型角鋼片の場合、前者は電流値で 10%、電力値で 8%、圧延時間で 10% の減少をみた。しかし大形扁平鋼片ではそれらの差はわずかであつた。この工場では 2 号分塊圧延機もこの自動方式の改善する計画である。(周藤悦郎)

線材の圧延温度からの制御冷却法

(W. J. AMMERLING: Iron Steel Eng., 47 (1970) 12, pp. 99~107)

最近の線材圧延ミルにおいては、一般的に、表面脱炭を最小にすること、寸法精度のよいこと、および圧延速度の速いこと、などが要求されるが、そのほか

1. コイル単重の増大
2. 機械的性質および冷間加工性を向上するような組織をもつこと
3. 容易に除去可能なような、うすいスケール層をもつこと
4. コイルの全長にわたって均質であることが要求される。このうち、最初の点は、ピレットを大型化することで解決されるが、その他の3点については、慎重な制御冷却作業が必要である。この報文は、ドイツの Schloemann 社における線材の制御冷却法について述べたものである。

すなわち、線引きのために適切な組織を線材にもたせるには、オーステナイトの低部パーライト域への恒温変態を行なうことが必要であり、このため Schloemann 法では、水冷による急速冷却部と、ループを扇形に展開していく空気中徐冷部とから成る仕上げラインを採用し、これにより圧延温度から直接に準恒温変態を行なわせている。このラインは、簡単な模様さえによつて、広範囲の冷却パターンを得ることが可能であり、これによつて多くの異なつたグレードの線材を熱処理することができる。

この制御冷却法を用いると、鉛パテンティングの場合と同様な組織を材料に生ぜしめ、良好かつ均一な機械的性質と伸延性がコイル全長にわたつて得られ、さらに、うすくて均一で除去の容易なスケール（ほとんど全体ウスタイトから成る）を生成せしめることが可能である。このような高級な線材が製造されることによつて、後工程の費用が著しく低減する。この方法による線材の製造は、設備投資と操業費が比較的少ないのが特徴とされており、当報文の著者によれば、この方法を採用することによつて、線材メーカーの競争力が増大する、としている。(図16, 参12)

(志村一輝)

連続製造による線材用炭素鋼の製造

(M. J. RAY: Iron Steel, 43 (1970) 6, pp. 347~355)

近年、多くの鋼材が連続製造材に切り替えられつつあるが、ボルト、ナットなどの冷間ヘッディング材にだけは、英国ではまだ採用されていなかつた。この問題について GKN グループ (Guest, Keen & Nettlefolds, Ltd.) がここ数年来研究を続けており、その結果をまとめたのがこの報文である。報告は、Mild Steel (C% 0.10~0.25) と Medium Carbon Steel (C% 0.37~0.43) の2部にわかれており、まず、Mild Steel については、連続キルド鋼について、かなり満足な結果が得られたが、問題点として、しばしばかなり大型の非金属介在物が発生し、これに起因する製品の不良、たとえばボルトのねじ山崩れなどが生ずるといつた難点が見られた。これについて当報文の著者は、連鑄の場合、普通造塊と比べて凝固速度が速いため、介在物が浮上または沈

降のひまなく材料中にトラップされるためと見ており、適切な脱炭条件を選ぶことにより、極力、介在物を減少せしめることが大切であるとしている。この点を除けば連鑄線材は普通造塊材とほぼ同等の材質を示した。すなわち、圧下率 8:1 まで熱延すると、その材質特性が普通材と同等になり、さらに表面性状はやや勝るものがあつたので、全般の歩留としては連鑄材の方がむしろ良好な結果を示した。

一方、Medium Carbon Steel については、製鋼でダブルスラグ法を用いることにより、介在物が大幅に減少すると共に小型化し、これによつて製品の不良率が低下した。また連鑄材も普通材も熱延後はほとんど同等な性状を示した。適切な機械的性質を得るためには、連鑄材の圧下率を 5:1 以上、できれば 8:1 程度まで持つていく必要がある。ただ、鑄片の断面が大きくなると、その寸法が通常の鋼塊と同程度となり、切り捨て部分の量が増すので、連鑄を行なうメリットが減少するから、鑄片の断面はできる限り小さくすることが有利であるとしている。

結論として、リムド鋼でなければ冷間ヘッディング材には使用できないという定説には根拠がなく、Siキルド鋼でも Al キルド鋼でも線材からの加工製品として満足な結果が得られたと述べている。(図13, 表6)

(志村一輝)

高級鋼の誘導加熱

(V. N. ASTSATUROV, et al.: Stal in Eng., (1970) 7, pp. 556~558)

85φ × 1400~2000 L ピレット用の誘導加熱装置が Zlatoust Plant の 280 mill に設置され各種の高級鋼および合金 (U7~U12, shkh 15 その他) がうまく加熱されていると述べ、温度と時間、条件を変えて誘導加熱中の鋼の脱炭を吟味した。それに関係する事項を記載したのがこの報文である。結論として「誘導加熱されたピレットを素材とするパーの脱炭層は連続式ガス燃焼炉で加熱されたピレットを素材とするパーのそれよりはるかに浅く」、「この mill に誘導加熱を採用したことはだから、実質的に圧延製品の脱炭層厚さを小さくしたことになる。加熱前のピレットがより浅い脱炭層をもつならば脱炭のもつと大きい減少が圧延材において可能だろう」といい、「断面全厚の1%以内に脱炭層を押えるための、280 mill におけるピレットの誘導加熱手順が公式化された。85φ ピレットについていえば許しうる脱炭深さは 0.4~0.45 mm となりこれは実際に 1200°C で 3~4 min, 1150°C で 5.5 min 加熱することによつて達成されるが設備の加熱能力、その他現状からすれば 4.5~6 min がピレットの全加熱には適当だろう」、「連続式ガス燃焼炉の場合、shkh 15 鋼において脱炭層が 0.51 mm に達し U12A 鋼においてそれが 0.55 mm に達したにもかかわらず誘導加熱の場合にはその深さはそれぞれ 0.10 および 0.19 mm であつた」と述べ、11~26φ の U7~U12, shkh 15, Shkh 15 SG 圧延鋼（これらは脱炭に関して最もきびしい条件——冷間引抜きボールベアリング鋼や精密圧延炭素工具鋼に要求される脱炭深さは各面につきパー径の1%を越えてはならぬ——のあるものである）からの試験 2000 コ以上のデータを

統計的に解析して「ガス加熱から誘導加熱にやり方を変えたとこの要求を満足するピレットの数は相当に——U7~U12 鋼については54から72%に、shkh 15 (SG) ボールペヤリング鋼については63から95%に——増えた」としている。

ほか本報には40 kh 鋼ピレット, U8A, 45 kh 鋼などの1100~1200°Cでの2~6 min 加熱結果その他が簡単に報告されている。(図2, 表2) (内藤弥太郎)

— 性 質 —

低合金高張力鋼のパウシグナー効果

(R. M. JAMIESON and J. E. HOOD: JISI, 209 (1971) 1, pp. 46~48)

低合金高張力鋼のパウシグナー効果に及ぼす種々の影響因子を明らかにした。

実験に用いた鋼板は、ガス輸送の高張力鋼管の製造に用いられた低合金高張力鋼5鋼種(含Nb鋼, 含V鋼)および比較のために用いた低炭素鋼3鋼種である。このうち、3鋼種は熱処理によつて結晶粒度を変えた。薄肉管試験片を鋼板の圧延方向と直角方向から採取し、WOOLLEY が考案した方法と同形式の振り試験機を使用して、試験片に正方向振り一逆方向振りを負荷した。

予ひずみ γ_1 に対する降伏応力 τ_1 と逆再負荷における0.2%耐力 τ_2 から、パウシグナー効果係数 $BEF (= [\tau_1 - \tau_2] / \tau_1)$ を求めた。その結果、 BEF と予ひずみ γ_1 との間に次式が成立する。

$$BEF = \gamma_1 / (a + b \gamma_1)$$

各鋼種に対する係数 a , b を最小自乗法によつて求めた。係数 a は炭素含有量およびマンガン含有量との間に直線関係が成立するが、係数 b はどの変数の影響も受けない。また、結晶粒度、降伏強度、Nb および V はパウシグナーの効果に影響しない。実験結果を重回帰解析して、次式に示すパウシグナー効果実験式を得た。

$$BEF = \gamma_1 [3.69 - 8.77(\%C) - 0.54(\%Mn) + 1.4(\gamma_1)]$$

パウシグナー効果はフェライトと炭化物との境界面に集積した転位数が増すと大きくなり、したがって、塑性ひずみが増加すると、また炭化物の体積率が増すとパウシグナー効果は大きくなると考えられる。上記の実験式はこのことを示すものである。JÄNICHE らおよび MILLIGAN らの実験データも、同実験式とよく一致した。(玉野敏隆)

マルエージング鋼のクリープ

(C. B. GODDARD and F. W. NOBLE: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1060~1063)

オーステナイトへの逆変態(500°C以上)に伴う機械的性質の劣化を遅らせるように開発された15% Ni マルエージング鋼(14.4% Ni, 8.83% Cr, 4.36% Mo, 0.80% Ti, 0.48% Al, 0.015% C)において高温クリープ特性を調べた。1000°C × 2 hr のオーステナイト化後空冷、500°C × 3hr 時効の試料について350~550°C 最大約150 kg/mm² までのクリープ試験のおもな結果は以下のとおりである。1) クリープ曲線の形状は温度によつて以下のように分類される。425°C以下: ここでは最小クリープ速度は認められず低温側では対数、高温側では放物線クリープを示す。425~450°C: 最小クリープ速度が認められ指数クリープを示す。450°C以上:

オーステナイトへの逆変態の影響が現われ、クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ は長時間側で高温ほど顕著に指数クリープより下がる。2) 活性化エネルギー。±15°Cの温度変化法によつて全温度域、応力域について測定し、約82 kcal/molを得た。3) 応力依存性。425~500°Cの範囲内で二次クリープ速度 $\dot{\epsilon}_s$ の対数と応力 σ の対数のプロットは直線関係を示し勾配 n は425°Cで6.5, 500°Cで4.5を示す。550°Cでは約45 kg/mm²で顕著な不連続点を示し、低応力側で $n=3.5$, 高応力側で $n=4.5$ である。4) 以上総括的に15% Ni マルエージング鋼のクリープ特性は500°Cを境として、より低温側ではクリープ中に引きつづき起こる時効による組織変化、より高温側ではオーステナイトへの逆変態による組織変化によつて強く影響されているものと考えられる。5) 500°C以上での $\dot{\epsilon}$ の低下に示されるクリープ特性の改善は、逆変態により生じたオーステナイト中の拡散がフェライト中のそれよりも遅いためとして説明されるが、全般的に500°C以上でのクリープ破断寿命は温度の上昇により顕著に低下する。(藤平昭男)

クロム拡散被覆されたTi含有鋼の疲労亀裂発生と伝播 (B. Z. WEISS and M. P. MEYERSON: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1069~1077)

Tiを含む極軟鋼(C 0.04%, Mn 0.28%, Ti 0.33%, Cu 0.08%, Al 0.05%)にCrを拡散被覆させたときに生じる組織、組成および応力分布の変化を定性的および定量的に解析し、これらが疲労亀裂の発生および伝播におよぼす影響について調べた。

このCr鋼拡散被覆はしばしば柱状晶を出現させ、Cr高濃度層が核発生場所として作用する。徐冷すると過冷却なしに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が起り柱状晶を成長させる。クロマイズ時間は柱状晶の深さに影響しないが、急速冷却柱は状晶の成長を妨げる。基本材料中へのCrの浸透は均一であり、結晶粒へのCrの偏析および炭化物の生成は観察されない。被覆層の硬さおよび残留応力はいずれもクロマイズ時間によつて変化しない。Cr高濃度層の残留圧縮応力はその層の下に引張応力を生じさせる。応力分布はクロマイズしたのちの熱処理により変化する。これらは疲労亀裂の発生と伝播に著しく影響する。クロマイズされた試料では亀裂は全疲労寿命時間の10~18%でCr高濃度層の下に生じる。亀裂発生は粒界、迂り帯および以前の $\gamma \rightarrow \alpha$ 界面の3種に観察されたが、これらはクロマイズ時間および応力の大きさに関係しないと認められる。亀裂伝播は初期段階では主として亀裂発生の種類に依存するが、後の段階では応力および粒界依存である。クロマイズしたのちの焼なましは残留応力を30%および粒径を減少させ、亀裂発生に要する時間を20~30%増加させる。小粒径は亀裂伝播速度を遅らせ疲労強度を増加させるが、大粒径では疲労寿命は粒径には依存しなくなる。クロマイズしない試料とクロマイズしたのち熱処理を施さないものの疲労挙動を比較すると、クロマイズは疲労寿命の増加の原因ではなく、クロマイズ後の焼ならしが疲労特性の著しい改善の原因であると認められる。(淀川正進)

高温加工熱処理によるX18H10T鋼圧延材の強化

(A. M. Tolsov, et al.: Stal', (1970) 12, pp. 1124~1126)

X18H10T 鋼 (C : 0.1, Mn : 1.3, Si : 0.7, Ni : 10.5, Cr : 18.0, Cu : 0.2, Ti : 0.65, Al : 0.1%) は従来圧延 (11パス) 終了温度 1000~1100°C で水焼入れしていたが, 本高温加工熱処理では 10 パス後最終パス (20~30%圧延) 前にコンベア上で 1000, 960, 930°C に冷却してから圧延し (終了温度 940, 900, 870°C; 28 mm φ; 15~24m長), 70~80sec後水焼入れした. 試料は機械的特性, 金属組織, 横断面硬さ分布, X線回折による再結晶形成, 粒界腐食などについて検討を行なった.

強化の度合は最終パスの加工温度が低いほど大で, $\sigma_{0.2}$ と σ_B は今までの加工法にくらべ圧延終了温度 900°C では, それぞれ 26.4 が 35.5~47.9 kg/mm² (35~80%増), 63.7 が 67~69.7 kg/mm² (5~9%増) に, また 870°C では 53 kg/mm² (100%増), 69 kg/mm² (10%増) に強化された. 伸びは平均 10% 減少, 絞りはずか (4%以下) 減少した. 圧延終了温度 940, 900°C では, 圧延材の先端から末端へ向つて強度特性 (特に降伏点) の上昇と塑性の若干の減少がみられたが, これは圧延材の長さにそつて再結晶形成過程に段階があるためであることがX線回折像により判明した. 横断面硬さ分布は表層部と中心部で差があり, 今迄の加工法ではそれぞれ Hv 212, 157 であるが, 圧延終了温度 900°C ではそれぞれ Hv 221, 190 となり差が少なくかつより深く硬化している. これは変形の度合が断面について一様でないことおよびロールとの接触による冷却に起因すると思われる. 本法によれば今までの加工法による結晶粒径 (9.2~10 μ) よりも小さな結晶粒径 (5.4~9 μ) が得られた. 粒界腐食の増加傾向はみられなかつた.

(上正原和典)

フェライト-炭化物集合体における炭化物割れ機構について

(T. C. LINDLEY: Acta Met., 18 (1970) 11, pp. 1127~1136)

実用材料において巨視的降伏をおこすことなく発生する脆性破壊は結晶粒界の炭化物割れが原因の一つである. そこで, 降伏前の微視ひずみ領域および降伏後の巨視ひずみ領域で結晶粒界に存在するセメンタイトフィルムの割れがすべりおよび双晶にどのような関係があるかを調べるために, 0.018%C 鋼を用いて, 引張および圧縮試験片を準備した. それらを 1200°C × 4 hr 加熱後炉冷することにより, 0.20 mm の結晶粒界およびセメンタイトフィルムを有する組織を得た. 試験後, 試験片表面を電解研摩, そして引張軸に対して 90°~0° の間を 5° の間隔で割れた炭化物の数を測定できる装置を用いて, 割れた炭化物の分布, その他の挙動を調べた. おもな結果は次のとおりである.

1) セメンタイトフィルムの割れ挙動を説明するためには, 微視的 (転位の pile-up) 機構および巨視的 (fibre loading) 機構が必要である.

2) 低温における降伏前の微小ひずみ領域においては, 炭化物割れはすべりおよび双晶に依存する. この場合, 巨視的機構は作用しない.

3) ひずみ量が多い領域の場合, 割れた炭化物の分布, 炭化物フィルム中の割れの位置, 炭化物割れのフェ

ライト中での伝播停止, および応力のフェライト割れへの影響は微視機構では説明できないが, fibre loading 機構により説明できる.

4) フィルムの破断応力をこの方法で計算すると 1% 以下のひずみの場合でも巨視的機構が有効である. したがつて, この機構は切欠脆性の条件下でもその破壊機構を説明できよう. (角田方衛)

1% C-Cr 軸受鋼の疲労性質におよぼす硫黄の影響

(W. T. COOK, Iron Steel, 43 (1970) 6, pp. 363~366)

数年来, 1% C-Cr 軸受鋼の疲労試験が行なわれているが, 非金属介在物は疲労特性に顕著な影響を与え, 純度を上げると疲労特性は著しく改善されることが示された. 硬くて脆い介在物を除去すると最も効果的であり, これは軟い硫化物介在物は有害でないことを示唆している. さらに硫黄は疲労性質を改善することも考えられ, これを確かめることが本研究の目的である.

1% C-Cr 軸受鋼の疲労性質は, 硫黄の含有量を 0.008~0.010% から 0.013~0.018% へ微量増加させると著しく改善される. 高硫黄の材料では酸化物と硫化物の結合した介在物の数が増加しており, これが疲労特性を改善すると考えられる. 軸受鋼の疲労による破壊は繰返し応力を加えることにより生じるが, 繰返し応力により鋼中に亀裂が発生し, これが内部切欠きとして働く. 材料中の不連続なものは応力を強化するものとして作用し, 同一の大きさとし形を有する介在物はすべて同じ程度応力を強化する. 硫化物のみは内部切欠きの働きとしては有害のようであり, これは酸化物の応力強化傾向を軽減させる. 硫化物あるいは硫化物と酸化物の結合体からの亀裂発生傾向は, 純粋な酸化物のそれよりも著しく小さい. この理由は酸化物, 硫化物および母相の熱膨脹係数の相違により説明される. 冷却による酸化物の収縮は母相よりも小さく, 周囲の母相に応力を生じる. 硫化物の収縮は母相より大きい, その周囲に空孔を生成するため生じる応力は小さい. そのため酸化物に硫化物が結合するとそのまわりの応力は緩和され, この結果, 亀裂発生は起りにくくなり, 疲労特性は改善される. 非金属介在物が疲労性質に影響する唯一の因子ではなく, 炭化物の形, 大きさ, 分布などの微細構造も重要であり, 同じ高硫黄鋼では, 炭化物が微細に均一に分散している. 組織が, 粒界に網状に析出したものよりすぐれた疲労特性を示す. (淀川正進)

改良オースフォーミング法により処理した5150鋼における層状破壊

(C. M. YEN and C. T. STICKELS: Met. Trans., 1 (1970) 11, pp. 3037~3047)

γ の準安定域で加工を施す従来のオースフォーミング法に対して, 改良オースフォーミング法は γ の安定域で加工を施すものであり, γ は加工後の焼入前に再結晶しないことおよび γ が加工温度で分解しない必要がある.

供試鋼は SAE 5150 で, 化学成分は 0.50%C, 0.90%Mn, 0.29%Si, 0.10%Cu, 0.11%Ni, 0.80%Cr, 0.02%Mo, 0.035%Al, 0.028%S, 0.010%P である. 直径 50.8 mm の丸棒を 899°C で熱間圧延し, 厚さ 9.5 mm をおよび 23.8 mm まで減じ, それぞれ通常熱処理および改良オースフォーミング材とした. 両材とも 899

°C で再加熱後空冷した。つぎに 843°C × 1hr で γ 化し、788°C まで空冷後通常熱処理材はその温度から水焼入を施し、一方改良オースフォーム材は 788°C で圧延した。このときの圧延率は 60% で、厚さを 9.5 mm とし、各パス当たりの圧延率を等しくし、合計で 4 パスであつた。圧延後水焼入した。焼もどしは両材とも 443°C、482°C で各種の硬さをえた。同硬度では両材の引張特性に顕著な差はみられなかつたが、7.62 mm 角、ノッチ底部からの厚さ 6.1 mm の V ノッチシャルピー試験の結果、圧延方向の衝撃値は各硬さ段階とも改良オースフォーム材は通常熱処理材の 2~5 倍となり、HrC 44 の場合では改良オースフォーム材の吸収エネルギーは 5.6~8.3 kgm に対し通常熱処理材は 1.5 kgm であつた。改良オースフォーム材は帯状組織がみられ、Mn、Cr、P の偏析を伴う領域は γ 粒が強く変形された。破面は破壊が部分的に圧延方向に進むささくれだつた様相を示し、破壊は MnS 系介在物に沿つて優先的に伝播した。

衝撃特性の向上は顕著な合金偏析と、それに伴う層状破壊に起因するものと思われる。(内堀勝之)

溶融酸化鉛および静止空気中における 21 Cr-6 Ni-9 Mn ステンレス鋼の酸化

(S. O. SLONAKER, et al.: Corrosion, 26 (1970) 9, pp. 363~370)

空気中における 21 Cr-6 Ni-9 Mn ステンレス鋼の高温酸化速度は主要元素ばかりでなく微量元素によつてかなりの影響を受け、また溶融酸化鉛中における腐食には物理的溶解と電気化学的腐食が関与するため、いずれも複雑な現象である。そこでこれらの腐食に影響を及ぼす主要因子を解明する目的から、900°C の静止空気中および溶融 Pb₃O₄ (この温度では安定な PbO に変化する) 中において、上記オーステナイト系ステンレス鋼の酸化挙動に及ぼす Si 含有量の影響を調べた。空気酸化によつて合金表面上に形成する外部スケールの生成速度は Si 量によつて異なつた。低 Si 合金は高 Si 合金より酸化が速く、かつ外部スケールの下部のオーステナイト中に内部酸化層を生成しやすい。磁氣的、化学的および X 線による分析結果によると、内部酸化層は立方晶の酸化物で、おそらく FeMn₂O₄、FeCr₂O₄ または MnCr₂O₄ のいずれかである。外部スケールには粗しよう皮膜とち密な皮膜の種類があり、前者は BEAUBIEN らの推定に反し立方晶と正方晶の 2 相の酸化物 (MnCr₂O₄、FeCr₂O₄、(Cr, Fe)₂O₃ および Mn₃O₄) から成り、防食性を持たず、また後者は立方晶で、主として高 Si 合金では MnFe₂O₄ と MnCr₂O₄ から成るが、低 Si 合金では MnFe₂O₄ から成る。溶融酸化鉛中に浸漬した合金の溶解速度も Si 量によつて影響を受ける。しかし高 Si 合金のほうが早く溶解し、かついずれの合金も内部酸化層を形成する。酸化鉛は合金中の Fe と Mn を選択的に溶解し、Cr や Ni とは反応しにくい。また酸化鉛は合金表面の酸化物を容易に溶解するので、酸化スケールの生成を防止する。したがつて合金の酸化-溶解速度は金属/酸化鉛界面における酸素の拡散速度と溶融酸化鉛中における保護性金属酸化物の溶解度に依存する。

(小林豊治)

154°C の MgCl₂ 溶液中におけるいくつかのオーステナイトステンレス鋼の応力腐食割れに関する破面観察

(J. D. HARSTON and J. C. SCULLY: Corrosion, 26 (1970) 9, pp. 387~395)

AISI タイプ 304 オーステナイトステンレス鋼および 304 鋼に Cu, Co, Ni または Si の添加元素を含む合金について 154°C の沸騰塩化マグネシウム水溶液中における応力腐食割れ破面を走査型電子顕微鏡で観察した。塩化マグネシウム溶液中での応力腐食割れ試験は U-曲げ試片を用い、ちょうど降伏点をこえたところの応力を付加して行なつた。また別な試験を 270°C, 800 psi, Cl⁻ 100 ppm の条件下でオートクレーブ中に 4 点支持法により降伏点以上の応力を付加した試片を暴露して行なつた。破面検査は塩化マグネシウム水溶液から取り出して冷水で洗滌後メタノールで乾燥してデシケーターに保存し、試片が完全に破断していない場合には引張試験で破断してから破面を観察した。

塩化マグネシウム溶液中で割れた試片についていろいろなタイプの破面が観察されたが、その中で最も一般的なタイプとしては扇形破面が観察された。304 鋼および Co または Cu を含む合金は一連の平行な結晶面で割れが多数発生した結果、割れがつながつて粒内破断の形態を示した。一方 Ni と Si を含む合金は塩化マグネシウム溶液中または高温高压水中のいずれの環境においても割れ寿命が長くて、また割れ発生数も減少していた。これらの合金ではいくつかの割れがつながつて平らな破面を示した。この破面の形態は合金の構造すなわち積層欠陥には影響されないで、おもに割れ先端での化学反応によつて影響されるものと推定される。すなわち Ni と Si の添加によつて割れ発生が起りにくくなり、また伝播速度も遅くなる。オートクレーブ条件における応力腐食割れの結果も同様に考えられる。(石原只雄)

一物理冶金一

オーステナイトの生成とセメンタイトの固溶におよぼす合金元素の影響

(M. HILLERT, et al.: JISI, 209 (1971) 1, pp. 49~66)

本研究の目的はオーステナイト (γ) 生成とセメンタイト (Cem.) の固溶に及ぼす合金元素の効果に関するいろいろな実験結果を検討し、さらに拡散完全律速モデルに基づく定量的理論式と比較することである。 γ 化と Cem. の固溶についての基本的反応は $\alpha + \text{Cem.} \rightarrow \gamma$ であり、 γ の増化に伴い生ずる α もしくは Cem. の減少を調査することによりこの反応の進行状況を検討することができる。

低炭素鋼では γ は γ 核と Cem. が接触するとただちに Cem. の周囲に生成する。この反応は γ 中の炭素の拡散により律速される。普通の炭素鋼では Cem. 粒の間隔があまり長くない、 α 中の拡散が重要となる。この場合 Cem. は α 中の炭素の拡散により隣接する Cem. の周囲の γ に固溶する。この反応は γ の核生成速度が比較的遅いので重要となる。高炭素鋼では Cem. 粒は互に接近しており、その結果 γ はある 1 つの Cem. の周囲に形成され、 γ の核となつた他の Cem. が完全に固溶する前に隣接する Cem. を含有するようになる。 γ は他の γ と接触

するまで著しく成長する。この反応は平衡状態図の A_3 線以上の炭素量になると顕著となる。炭素が A_3 線の臨界値より著しく多くなると、 γ は Cem. 粒の局部的固溶とともに成長を続ける。著しく高温では、Cem. の固溶が生ずることなしに α は γ に変態する。この反応は純 Fe-C 系では約 910°C 以上で生ずる。また Cem. の固溶は γ 中で生ずる。

いろいろな反応により生ずる炭素活量の相違は三元系状態図により評価でき、反応速度を計算するのに利用できる。高合金鋼では反応速度は合金元素の拡散により支配される。本実験では3つの Cr 鋼について γ 中への Cem. の固溶速度、また1つの Cr 鋼について γ の生成速度を得た。試験したすべての異なる反応について理論値と実験値との間に満足しうる一致が認められた。結局これらの反応は局部的平衡モデルを支持するものであつて、界面律速は示さない。(山田武海)

低濃度鉄固溶体の再結晶過程におよぼす置換型遷移元素の役割

(C. ANTONINE, et al.: Acta Met., 18 (1970) 11, pp. 1169~1180)

高純度鉄 (99.998%) の再結晶過程におよぼす第4周期元素の影響を調べた。添加元素としては Ti V Cr Mn Co Ni Cu Ga および Ge を選び 10~5000 at. ppm の範囲で添加して (1) 鉄の再結晶過程と添加量との関係、(2) 鉄の再結晶過程と添加元素の周期律表 (原子番号) との関係について検討した。精製アルゴン雰囲気のアーク溶解で作成した供試材に 85% 冷間圧延を施し一次再結晶が完全に終了する温度まで等時焼鈍 (3 hr) を行ない再結晶の進行状況を光学顕微鏡、X線および硬度測定により検討した。

純鉄の再結晶温度は第4周期元素の固溶量とともに増加し 50~200 at. ppm で ΔT (純鉄の再結晶温度と合金の再結晶温度との差) は最大となる。さらに添加すると ΔT は減少するが、最終的には (400 at. ppm) ΔT は一定となる。しかし Ni 合金は高濃度範囲で、再結晶温度を鉄よりも下げる。合金の再結晶温度に極大値が存在することが示されたがこれは本論文の大きな成果である。単位濃度当たりの溶質原の効果は合金元素の原子番号に依存する。すなわち低濃度 (50~200 at. ppm) では再結晶温度を原子番号でプロットすると V 型曲線になる。高濃度 (7400 at. ppm) では再結晶温度は Ti→Ni までの原子番号とともに連続的に低下してゆく。その中間濃度 (50~200 at. ppm) では上記2つの重なりである。しかし Cu Ga および Ge を含む合金の結果は Ti から Ni までの遷移元素に対する曲線と一致しない。

これらの結果を解釈するには2つの異なつた機構が考えられる。不純物原子が粒界に偏析することによる粒界の固着と変形で貯えられるエネルギーが溶質原子濃度とともに増加することである。結局再結晶と溶質原子濃度曲線にピークが現われる。しかしながら溶質原子の原子番号依存性を説明できない。このように本結果は従来の考え方からでは説明できない。低濃度では従来の不純物の粒界偏析、高濃度では鉄の粒界自己拡散 (α -電子の結合に関係する値) で説明できるであろう。

(浜野隆一)

スパッター法によつて作製した 304L ステンレス鋼の平衡相

(S. D. DAHLGREN: Met. Trans., 1 (1970) 11, pp. 3095~3099)

18-8 ステンレス鋼は熱力学的計算によれば、 340°C 以下ではフェライトが安定であるとされているが、塊状の試料は液体窒素に冷却するか、 80°C 以下で強加工しなければマルテンサイトは形成されない。スパッターによつて得られる蒸着試料は、低温度でも塊状試料より平衡状態に近いことが期待される。この点に着目して、この鋼をスパッターして得られる蒸着試料がどのような組織となるかを相の安定性との関係で研究した。

組成 17.49(18.30)%Cr, 10.66(10.63)%Ni, 0.43(0.56)%Si, 0.80(0.47)%Mn, 0.019(0.012)%C, 0.036(0.031)%N の試料 (括弧内はスパッター後の試料の組成) を三極法でスパッターした。蒸着試料の厚さは 0.25 から 1.6 mm で、下地には銅板および同じ組成のステンレス鋼を用いた。下地温度は 1~ 800°C の間の9点を選び、蒸着速度は 6~12 μ/hr である。上の条件で作製した蒸着試料の構造を X線回折法、磁気測定、組織観察、硬さ測定、密度測定などで研究した。

下地が 375°C 以下ではフェライト単相、 500°C 以上ではオーステナイト単相であり、 375°C から 500°C の温度範囲ではフェライトとオーステナイトの混合組織となる。これはオーステナイト→フェライトの転移温度が 340°C であるという計算とほぼ一致している。単相の組織はフェライトの場合もオーステナイトの場合も、下地に垂直方向に伸びた 2~2.5 μ 程度の太さの柱状晶からなつていて、二相混合の場合は 0.7~1.5 μ 程度の大きさの等軸晶からなつていて、低温度で形成されるフェライトは、その (110) 面が下地に平行であるような方位配列をとるが、混合組織とオーステナイトは方位配列を示さない。下地が 1°C および 200°C の場合に形成されたフェライトの格子定数はおのおの 2.877 および 2.875 Å で、塊状試料を液体窒素温度で変形して得られたマルテンサイトの格子定数 2.868 Å より大きく、 1°C で作製した試料の密度は測定した格子定数から計算した値より 0.03 g/cm³ 低い値を示した。荷重 200 g で測定した硬さは、 1°C で作製した試料は 560 Dph で下地温度が高くなると漸次低下するが、混合組織では著しく高く 750 Dph に達する。(菊地 実)

—そ の 他—

ガス基準極を有する固体電解質を用いた電池による溶鉄中の酸素の活量測定

(W. A. FISCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1027~1033)

固体電解質 (SE) を用いて電気化学的に溶鉄中の酸素の活量を測定する際には被検極および基準極の酸素ポテンシャルが EMF 値に正しく反映されているか否かが重要な問題となる。著者らはこの点に関し、 1600°C においてつぎの電池、Pt-Rh, 空気|SE|O₂, Fe_{solid}……(1) Ir, H₂O-H₂|SE|O₂, Fe_{solid}……(2) の EMF を測定し、送気法による吸引試料の酸素分析を行ない SE (CaO-ZrO₂, mullite(+SiO₂), MgO) の適用範囲を検討した。基準極として容易に得やすい空気を用いた(1)

のセル (SE には CaO-ZrO_2) のタンマン炉における静止溶の実験から、0.02% 以下の低酸素領域では理論曲線より低い EMF 値が得られた。また被検側の一定酸素量に対する EMF の経時変化は漸次減少した。しかし浴を攪拌すると EMF は上昇し理論値に近づく。また浴の攪拌を伴う高周波炉においては、低酸素領域で理論値に近い EMF が得られた。著者らは静止浴で理論値より低値となる原因として、SE における酸素の通気性をあげて説明している。すなわち、常温ではガスタイトな SE も $1300^\circ\sim 1400^\circ\text{C}$ の高温になると、気孔とか microcrack があらわれるため一定量の酸素ガスが内側から SE の壁を通つて隣接した溶鉄または溶鉄上の気相へ拡散し、SE/溶鉄界面に溶鉄バルクより高い酸素濃度を有する拡散層が生成するため EMF 低値の原因となる。さらに上部浸漬型の測定法では SE/溶鉄/気相の三相領域が存在し、溶鉄中の酸素と気相が平衡にないときには、得られた EMF 値が溶鉄中の真の濃度を反映しない危険性がある。この点については、炉底部に装着したセルと上部浸漬型のセルによる脱炭の実験から明らかとなつた。以上のことから酸素ポテンシャルの低い $\text{H}_2\text{O-H}_2$ を基準極を用いたセル (2) の実験では、0.003~0.15%O の酸素領域で理論値と十分な精度で一致した。さらに Mullite は、 1600°C ではガスタイトであり、空気、または $\text{H}_2\text{O-H}_2$ のいずれも基準極として採用しうるが、 MgO は ZrO_2 と同様基準極としては空気より $\text{H}_2\text{O-H}_2$ のごとき低い酸素ポテンシャルを有するガス極のほうがよい。(井上博文)

金属復熱器の設計および構造材の役割に影響をおよぼす諸因子

(J. H. FLUX, et al.: JISI, 209 (1971) 1, pp. 19~32)

本研究は United Steel Co. Ltd. における均熱炉と加熱炉における金属復熱器についての継続研究である。鑄鉄の復熱器が何年間も低温復熱器に用いられてきた。しかし近年復熱器は空気を 650°C に余熱し、ガスを 550°C に余熱して使用するのが望ましくなり、均熱炉において輻射や対流を利用した合金鋼やステンレス鋼の復熱器が導入されるようになってきた。

一方輻射型復熱器の寿命は主として金属温度の制御を行なうため一般に約 8 年で、他の設計方式では要求される寿命以下となる。この復熱器の破損は設計および製作の失敗、構造材の不適切な使用、極度に低温あるいは高温での使用などの複合作用により生ずる。それゆえ破損後の試験がいろいろな工業的要求に対処しうるように寿命や性能を改善するための情報を得るために始められた。最適条件を得るためにおのおのの炉の要求を満たすように設計したので標準の復熱器を得るものではない。

金属復熱器の破壊原因はおもに過熱、有害な廃ガスの雰囲気、余熱した空気とガスの影響、ガス中に含まれる固体の金属表面への付着による材質の劣化、設計上の失敗、材料の選択の失敗、使用上の問題などである。設計とは無関係に復熱器の作動温度が厚みを減少させるため材質を劣化し、同時に機械的性質を変化させるので、金属温度は余熱および廃ガスの温度により決定すべきである。また鋼の性質変化におよぼす時間、温度、ガスの成分、固体の付着などの単独あるいは複合効果を十分に考慮し材料を選択する必要がある。(山田武海)