

抄

録

—原 料—

ゴア産鉄鉱石の普通ペレットとマルチフルイドペレット製造の比較

(V. V. KANETKAR and S. K. GUPTA: Ironmaking and Steelmaking, (1974) 4, pp. 215~219)

ベンゼン、四塩化炭素、メタノールなどの有機物媒体と水を用いたペレタイジング技術の研究が行なわれているが、ここでは、ゴア産のヘマタイト鉱石により、有機物媒体として燈油を用い、燈油と水によるマルチフルイドペレットを製造し、その生産性、性状、生産コストについて、普通ペレットとの比較の研究を行なった。

その結果次のことが明らかになった。

1. 落下強度は普通ペレットと同程度で、石灰石、ベントナイト、ドロマイトなどのバインダーを添加することにより向上する。
 2. 普通ペレットの場合より低温度乾燥が可能である。
 3. グリーンペレットの製造時間は普通ペレットの40~50%の時間である。
 4. 圧潰強度は、この研究で使用したゴアの普通ペレットと同程度である。圧潰強度は普通ペレットと同じように石灰石、ドロマイトの添加により向上する。
 5. 普通ペレットより高い気孔率を持ち、高い被還元性を有する。
 6. ディスク型ペレタイザーのメンテナンスは細粒がペレタイザーにくつつかないのでマルチフルイドの場合は簡単になり、スクレーパーはいらなくなる。
 7. 燈油の97~98%は回収、再利用できる。失った燈油のコストはペレットの高い生産性と低いメンテナンス費用により補える。
- このようにマルチフルイドペレットは高い気孔率と適切な強度とよい被還元性を有するので直接還元による海綿鉄の製造に適している。(小松 修)

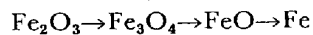
—耐 火 物—

固定層におけるヘマタイトの還元速度

(R. BENESCH, et al.: Scan. J. Met., 3 (1974) 3, pp. 236~240)

固定層においてヘマタイトペレットのCOガス還元実験から還元反応の次数および活性化エネルギーを得た。

ヘマタイトの還元反応は、McKEWANによれば次の3段階トポケミカル反応とされている。



また、既応の還元反応平衡データによれば、950°Kでのマグネタイトからウスタイトおよびウスタイトから金属鉄への還元反応の平衡ガス組成はそれぞれCO/CO₂=47/53, 48/42である。これら2ガス組成の混合ガス(42 l/hr)を用い、ヘマタイトおよびウスタイトの還元実験を行なった。実験温度を950~1300°Kとし、ペレット径は8~10 mmである。反応器出口ガスの組成を測定した。COガス組成 $N_{\text{CO}}^{\%}$ の時間変化を次式で表わす。

$$\frac{dN_{\text{CO}}^{\%}}{dt} = K(N_{\text{CO}})^n \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\log \frac{dN_{\text{CO}}^{\%}}{dt} = \log K + n \log N_{\text{CO}} \quad \dots\dots\dots (2)$$

(2)式にCOガス組成の測定結果を代入し、反応次数 n を求めた結果、実験温度およびガス組成によらず、 n は1に近い値(0.84~0.98)を得た。したがって、還元反応は1次反応として、反応速度定数 K と温度との関係から活性化エネルギーを求めることができる。還元反応の活性化エネルギーについては、ガス組成すなわち本研究では還元段階によつて異なる結果を得た。したがって、ヘマタイトからウスタイトへの還元反応は拡散律速であり、ウスタイトからヘマタイトへのそれは化学反応と拡散とに律速されることを示している。(天辰正義)

—製 銑—

下向通風焼結機の燃料

(B. WEILENDT und H. H. LACKMANN: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 22, pp. 1045~1052)

焼結過程での熱的プロセスを規定するものは、燃料の反応性と燃焼空気の酸素含有量である。反応性が悪い場合には、燃焼がゆるやかに進み燃焼は完全には終了しない。反応性が大きい場合には、燃焼は熱交換に先立つて起こり、反応性が大きくなならないように、適当な燃料粒度が選択されなければならない。有効なコークス粒度は1~3 mmである。また熱的には、供給された熱が、焼結過程において過剰な場合には、混合原料中で高い温度領域が広がり、下部で熱の不均一が生じる。燃料は一定の反応性と粒度を持っている。燃料の揮発分は、蒸発し、焼結プロセスには使用されない。焼結用燃料に要求されている性質は、粉コークスによつて最もよく満たされる。しかし、粉コークスでは需要が、十分に満たされず、しかも、コークスの粉砕が非常に高価なので、他の燃料が使用されうる。褐炭、木炭、瀝炭、半成コークス、浮遊選鉱した貧石炭、オイルコークス、無煙炭などが、代替燃料として、鍋試験や実機で試験された。低品位混合原料では、高品位混合原料よりも燃料の置換に対しては敏感ではない。細かい粒度の代替燃料を使用すると、粗い粒度の代替燃料の場合に比較して、操業成績は、悪化する。高反応性燃料は、焼結には、ほとんど適さない。無煙炭は、低品位混合原料では、よい代替燃料である。また、高品位混合原料では、粉炭の20%が無煙炭に置き換えられても、焼結の生産性や品質の面では、不都合な点は、見られなかつた。しかし、細粒の高品位混合原料において、粉炭が完全に無煙炭に置き換えられると焼結機において不都合な点が見られ、粉コークスよりも反応性の大きい粒度の粗い無煙炭によつても改善されない。(古川和博)

炉床径7.8m高炉におけるAncit方式成型コークスの装入試験

(E. TEICHERT: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 26, pp. 1330~1338)

1973 年 3 月, 1 カ月間にわたり, Peine Saltz 社において高炉試験が行なわれ, Ancit 方式成型コークスの置換率を徐々にあげていき, 最後は成型コークスの置換率を 50% まであげた. 置換率が 33% 以上になると, 送風量は決定的に低下し, また送風圧は上昇した. さらに燃料比及びダスト量も増大した. 高炉を下降するときに受ける Ancit 成型コークスの変化を調べた結果, Ancit は高炉内で“後コークス化”(Nachverkokung) が進行し, 水素および揮発分が多量に抜けることがわかった.

この“後コークス化”に伴い灰分含有量が増大し耐圧強度は高くなる. 成型コークス用ブリケットの最適形状を調べるためにいろいろな装入試験が行なわれた結果, コークス層として, 圧損が低いブリケット形状としてはふくらみのあるタマゴ型(Banchige Eiform) が最もよいと思われた. また焼結鉱に対して最適コークス粒度があるのと同様に, 焼結鉱に対して最適成型コークス粒度があるのではないかと思われた. また通常コークスと Ancit 成型コークスを別々に装入するよりも, いつしよに混合して装入した方が圧損が低く, 高炉操業には適していると思われた. そこで将来の高炉試験には, ふくらみのあるたまご型 Ancit ブリケットを使用し, 高炉に装入する際には, 通常コークスと別々に装入するのではなく, いつしよに混合して装入するのがよいであろう.

(柳田 衛)

ち密ウスタイトの CO による還元

(T. G. Cox and F. R. SALE: Ironmaking and Steelmaking, 1(1974)4, pp. 234~238)

ち密なウスタイトを CO ガスによつて還元し, 還元試料の電子顕微鏡観察を行なった. 本研究の主目的は還元過程において鉄ウイスキー生成の有無を確認することである.

ウスタイト試料の作製およびその還元実験は次のように行なった. 径 12 mm, 厚さ 1.4 mm の円板状の純鉄を 1373°K において, 70% CO₂, 30% CO 雰囲気下で酸化する. 自動熱天秤で重量を測定し, その変化がなくなつてから所定の還元温度に調整し, CO ガスに切替える. 還元温度を 1073~1373°K の範囲で実験を行なった.

還元途中で 45 min 間 N₂ 気流中におき, CO ガスに切替え還元反応を再開した結果, 還元速度は遅くなつた. これは生成した多孔質な海绵鉄が焼結することによつて還元反応後期には気孔中のガス拡散が律速することを示している.

電子顕微鏡による表面観察から, ウスタイト試料はち密であり, また 100% 還元鉄もウスタイトと同じ稜線模様が得られた. 還元途中(還元率 30%) の試料表面には多数の気孔が観察された. その気孔径は還元温度の上昇によつて大きくなつた. 1073°K で約 1 μm, 1373°K で約 5 μm であり, 温度上昇によつてウスタイトの還元速度は早くなつた.

本研究では, 鉄ウイスキーの成長は観察されなかつた.

(天辰正義)

— 製 鋼 —

真空アーク溶融するときの鋼の脱酸

(N. M. CHUIKO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1975) 1, pp. 8~14)

3 種類の合金鋼を直径 50 cm と 63 cm の鋳型を用いて真空アーク溶融し, 精錬の際の脱酸過程を研究した.

鋼材の化学分析から, 減圧下における Al, Si および C の脱酸平衡を比較した結果真空アーク溶融では C による脱酸の起こり得ることがあきらかになつた.

炭素による脱酸反応はメタル中の酸素の拡散によつて律速されるとして検討し, 溶融メタルの厚さの平方に比例して脱酸の不完全さの増加することを示した.

電極先端に附着する溶融メタル薄膜の厚さは 0.02~0.05 cm であり, この薄膜が溶融状態で先端に保持される時間は 50 cm 径の鋳型で 2.88 sec, 63 cm 径鋳型で 4.08 sec と計算された. 同じようにして, 190~200 A/cm の電流で溶融したときにメタルプールに保持される時間は 50 cm 径鋳型で 1390 sec, 63 cm 径鋳型で 2190 sec と計算された.

電極先端では, 電極中にある 2 次介在物の溶解は保持時間が短かいので十分進まないが, 表面への酸素の拡散距離が短かいので炭素による脱酸は十分進行する. 溶解できなかつた介在物は電極先端あるいは融滴中で表面に排出, 分離されるが残りにはメタルプールに運ばれる.

メタルプールで溶解した酸素がプール表面で CO ガスとして除去される速度を決めるのはメタル側の拡散層の厚さと鋳型の直径であり, 実験の結果から鋳型直径の影響の大きいことがあきらかにされた.

精錬過程における介在物の量およびその組成の変化から, Al₂O₃ は減少するが SiO₂ は逆に増加することが分かつた. これは Al₂O₃ とメタルの界面張力が大きいため浮上分離する一方, SiO₂ は溶融メタルに溶解し凝固の際に再び SiO₂ を生成することで説明された.

(郡司好喜)

連铸鋼の酸素活量と脱酸について

(L. HOLAPPA, et al.: Stahl u. Eisen, 94(1974)25, pp. 1292~1298)

連続用鋼(炭素量: 0.1~0.4%) に対して, アーク炉と LD 転炉の場合について, 溶鋼の測温と溶解酸素量及び全酸素量を酸素プローベ法によつて求め, 平衡論に基づいて脱酸問題を議論した. 更に, 酸素プローベ法によれば, 添加脱酸材の適正量を決定することが可能であることを示した.

炉中で 3 回, 取鍋中で 2 回, タンディッシュ中で 3 回の測定を行なった結果, 次のようなことが明らかになつた. すなわち, 炭素/酸素の平衡関係を考えるならば, 電気炉, LD 転炉における吹錬末期に酸素の過飽和状態が認められ, その過飽和度は原則として炭素濃度によつて決定される. 一方, 低炭素濃度域では過飽和度は Mn 濃度及びスラグの酸素活量に影響され, 鋼浴の温度が上昇するにつれて増大する.

また, アーク炉における Al 脱酸と, 取鍋での出鋼時の Al, Si, Mn による最終脱酸は溶解酸素量を急激に減少させ, 大形酸化物をスラグ中へ浮上分離させる. なおタンディッシュのノズル詰りに関して Al の残留限界値は 0.007% 付近にあるが, 今回の試験において Al 濃度は 0.007% 以下であつた.

これに対して, Si, Mn による取鍋中での脱酸過程においては, 反応生成物は比較的ゆるやかに分離する。

しかし, これらの脱酸過程においては, 溶解酸素と脱酸添加物との平衡関係は取鍋中で実現しており, Si/酸素の平衡を考えるならば, 最終の溶解酸素量は 20~40 ppm であるため, この程度の酸素量では, 連鑄の凝固中に気泡発生は認められなかった。(村上勝彦)

電気炉での直接還元鉄の溶解

(E. ELSNER et al.: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 26, pp. 1322~1330)

電気炉に還元鉄を使用する場合, スクラップ使用時とアークの条件が異なるので還元鉄を利用できる電気炉が限定される。しかしその問題は炉殻径を大にすることで回避できるとしている。炉殻径を大にすればアーク側壁間の距離が長くなり耐火物損傷がそれだけ減少するので, アーク長さを短くし, 還元鉄を溶解できるよう大電流を与えられるようになる。

還元鉄供給速度については還元鉄のタイプ, 組成それに電気炉の容量に依存しているとしている。鋼浴温度を 1570°C とした場合 85 t 炉で供給速度は約 33 kg/mW·min $\cong$ 500 kWh/還元鉄 t であり, 60 t 炉でそれは約 32 kg/mW·min $\cong$ 520 kWh/還元鉄 t である。

また還元鉄溶解に必要な電力を次のように示している。すなわち鋼浴温度を 1570°C とする場合, 全鉄分の溶解に 0.435 kWh/kg Fe, 酸化鉄の還元に 0.594 kWh/kg Fe, スラグの溶解に 0.85~1.08 kWh/kg スラグ (この値は炉容に依存する)。これらのデータは組成の異なる還元鉄の溶解電力の計算に便利であろう。

電気炉で還元鉄を使用する際の経済性はその金属化率に大きく左右される。金属化率が低下すると鉄歩留りが低下し, またスラグ中の酸化鉄分が増加しスラグ量が増すので消費電力も増大する。この条件は精錬期に FeO_x の還元を促進させれば緩和される。しかしそのために沸騰が強まり, 溶解時間が長くなるといった不利な面も現われる。

スクラップ溶解初期にすくなくとも還元鉄を電極クレータ部に装入することが有利であるとしている。その長所は炉壁レンガ損傷の軽減と電力の投入が円滑になりかつその立ち上りを速めることが可能になり溶解時間が短縮できることである。(山田健三)

溶融スラグ中の拡散

(R. F. JOHNSTON, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 4, pp. 220~227)

溶融スラグ中の Ca, Fe と F の拡散係数を測定した。直径 3 mm の白金毛細管に RI を用いたプレーン・ソース法と, 一部キャピラリー・リザーバ法を併用した。スラグは 50.1%CaO-49.9%Al₂O₃ (A1), 38.0%CaO-20.0%Al₂O₃-42.0%SiO₂ (A2) と 23.5%CaO-14.5%Al₂O₃-62.0%SiO₂ (A3) の 3 種類, 測定温度は 1300~1600°C, 拡散時間は 1.5~3 hr である。冷却後試料を厚み 1.5 mm にスライスして, ガイガーカウンタにより濃度分布を求めた。化学 (D_{chem}) および自己 (D_{self}) 拡散係数を得た。

A2 スラグの 1450°C における Ca の D_{ca,chem} と D_{ca,self} は, 4.5 × 10⁻⁶ と 4.1 × 10⁻⁶ cm²/sec で, ほぼ

同値である。これらの値は CHIPMAN らの測定値の 3~4 倍である。しかし 1500~1600°C では両者ほぼ等しく, したがって活性化エネルギーは, 25~32 kcal と比較的小さい値になった。SiO₂ を含まない Al スラグでは D_{ca} が大きい。しかし SiO₂ 含有量の異なる A2 と A3 スラグでは, D_{ca} に差がなかった。

CaF₂ を用いて Ca と F の拡散を同時に測定したところ, D_{ca} は 2 倍以上に増大した。F の添加量は僅かであり, シリケートの切断効果は小さいと考えられる。したがって, F⁻ の速い拡散により誘起される電場が Ca²⁺ イオンの拡散を助長するものと推定した。

1450°C における D_{Fe,chem} (A2スラグ) と D_{Fe,self} (A2+1%FeO) は 1.12 × 10⁻⁵ と 9.55 × 10⁻⁶ cm²/sec で, 活性化エネルギーは 21.2 と 29.6 kcal であった。また CaF₂ を 1% 添加すると D_{Fe} は著しく増大した。10%加えてもその効果は同じである。CaF₂ は単にスラグの融点や粘性を低下するだけでなく, 微量の添加で各成分の拡散係数を大にし, 精錬反応を促進する効果があると考えられる。(山口征男)

溶鋼中の希土類元素の熱力学的挙動

(W-K. LU, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 4, pp. 228~233)

溶鋼中の希土類元素 (RE) を添加すると脱酸, 脱硫反応が連続あるいは併行して起こる。この問題の解析に際し, 反応生成物としては RE₂O₃, RE₂S₃, RE₂O₂S, その溶解度積はそれぞれ 1600°C で K_O (= [%RE]²[%O]³) = 10⁻¹⁵, K_S = 10⁻¹⁰, K_{OS} = 10⁻¹⁴ と推定した。これらの生成物相の組成および溶解度積は従来の研究報告を参照して決めたものであるが, RE-O-S 系平衡については確定的な報告がないため厳密さを欠くことについては著者らも認めている。また, 各成分の活量係数は, 同様の意味で信頼しうるものがないとの観点から, 活量 = [%J] として取り扱っている。

まず, RE-O, RE-S 系平衡では, それぞれ [%S], [%O] が大きくなると, 純粋な脱酸, 脱硫平衡からはずれ, RE₂O₂S が平衡相となるため, 同一の [%RE] に対する [%O] あるいは [%S] が低下することを示した。つぎに, RE, O, S が RE₂O₃ と RE₂O₂S, あるいは RE₂O₂ と RE₂S₃ の 2 組の生成物相と平衡し, これらの共存相は相互溶解度を持たず, その活量が 1 とおける場合を想定して, 任意の [%O], [%S] の溶鋼に RE を添加した場合の反応生成物相を明示した。この場合, RE₂O₃, RE₂O₂S, RE₂S₃ の生成する領域は [%S]-[%O] 平面上でそれぞれつぎのように表わされる。RE₂O₃: [%O] ≥ 1/10 [%S], RE₂O₂S: 1/100 [%S] ≤ [%O] ≤ 1/10 [%S], RE₂S₃: [%O] ≤ 1/100 [%S]。さらに同図上に, 反応にともなう [%O], [%S] および [%RE] の変化を示した。

ついで, RE 添加後の溶鋼が取鍋内スラグ, 耐火物, 注入時の空気のまきこみなどにより再酸化を受ける場合につき考察した。再酸化時には, RE₂S₃ → RE₂O₂S, RE₂O₂S → RE₂O₃ などの S を含む化合物から S を解離する反応および RE の酸化反応が起こるため, 凝固時の濃化 S の RE による固定を含む鋼中硫化物の形態制御は不完全なものになると予測している。最後に, RE 添加

前の [%O], [%S] および RE と O, S の反応終了後に溶鋼中に残留する [%RE], [%S] が与えられた場合に, 必要な RE 添加量を求めるためのノモグラフを示した.

(鈴木健一郎)

—加工—

熱処理した低炭素鋼板における点溶接の機械的, 冶金学的見解 (R. S. CHANDEL and S. GARBER, Metals Technology, 1(1974)9, pp. 418~424)

多くの研究によれば, 迅速焼鈍によつて軟鋼板の機械的性質が向上することが知られている. この場合強度の向上はマルテンサイトとベイナイト組織の生成によるものであり, これらの材料は十分な伸びと高い降伏点を持つてゐる. 抵抗点溶接は鋼板組立ての簡単で安価な方法であり, これらの製品の寿命は溶接部の性質に依存する. 点溶接は3つの要素(電流, 電極間の圧力, 電流を流す時間)と相関があり, 材料の機械的性質, 物理的性質も溶接中重要な役割を演じる.

この研究の目的は, マルテンサイトやベイナイト組織の板材での点溶接の性質を調べることであり, 熱影響部の金属組織の変化を求め, 溶接部の機械的性質におよぼす改良効果を求めることであり, また今まで使われてきた材料(冷間圧延機, 焼鈍機)とこれらの材料の溶接部の品質を比較することである.

供試材は 0.06% C, 0.38% Mn の低炭素リムド鋼で 1.52 mm 厚の焼鈍したコイルを 0.76 mm に冷間圧延し熱処理して次の4種(マルテンサイト材, ベイナイト材, 焼鈍材, 冷間圧延のまま)の試料を作つた. 2枚の 101.6 mm × 25.4 mm の板を長手方向に 25.4 mm 重ね点溶接を行なつた. 点溶接は 4.8 mm 径電極で時間は 10 サイクル一定で電極間圧を 136, 182, 227 kg に変え, 電流を変化させて引張-せん断強度を測定した.

最適溶接圧はすべて 182 kg であつた. 実験データから電流値と時間を使い強度を求める式を導いた. 静荷重のもとでマルテンサイト材, ベイナイト材, 冷間圧延材の溶接部強度は焼鈍材よりも強く, マルテンサイト材は焼鈍材のほぼ倍の値を示した. 微小硬さの測定と組織実験の結果, 破断は熱影響部の最も硬さの低い個所で起こり, この部分の硬さのレベルはもとの板の組織に依存することがわかつた. 点溶接の疲れ耐久限度は非常に低い値を示し, 板材の組織の違いは疲れ耐久限度の値にほとんど影響を示さなかつた.

(渡辺道雄)

—性質—

300 グレードマルエージング鋼の疲れ挙動

(L. F. VANUAM, et al.: Met. Trans., 6A(1975)1, pp. 45~54)

焼鈍状態 (820°C × 1hr 保持後空冷) および時効状態 (480°C × 3hr) の 300 グレードマルエージング鋼について, 定ひずみ (低サイクル) および定荷重 (高サイクル) 疲れ試験を大気中で行ない, 繰返し応力-ひずみ曲線, 応力 (ひずみ)-寿命曲線, 割れ伝播速度 (da/dN)-応力拡大係数範囲 (ΔK) 曲線などを求め, 疲れ性質の両熱処理材間での違いを検討した. 定ひずみ試験は平均ひずみをゼロとし, 0.04Hz および 0.1Hz で, そして定荷重試験は $R=0.1$ とし, 30Hz で行なつた. 一部の

試料については乾燥アルゴン雰囲気中で試験を行なつた. X線および電子顕微鏡を用いて疲れによる微視組織変化を調べ, 疲れ性質と組織との関係を論じた. なお, 焼鈍材および時効材の U.T.S. はそれぞれ 145 および 278 KSi であつた. 結果は次の通りである.

(1) 焼鈍材は繰返し軟化し, 0.2% 流動応力は 20% 低下する.

(2) 時効材も繰返し軟化し, 0.2% 流動応力は 40% 低下する.

(3) 時効材の耐久限が相対的に低いのは, 時効材の繰返し軟化度合が大きいためである.

(4) 焼鈍材の軟化はマルテンサイト変態により導入されたランダム転位網の再配列により, そして時効材の軟化は析出物周辺の転位の再配列により説明できる.

(5) 大気中およびアルゴン中において da/dN と ΔK との関係は両鋼種間で等しい. しかし, 低 ΔK 領域では大気中の da/dN はアルゴン中の da/dN にくらべて大きい.

(6) 本実験データはトムキンスの理論 (すなわち平滑材の寿命予測のたうに繰返し応力-ひずみパラメータを用いた疲れ割れ成長理論) によく対応する.

(角田方衛)

急冷パケットマルテンサイトの非立方格子

(A. K. SACHDEV and P. G. WINCHELL: Met. Trans., 6 (1975) 1, pp. 59~63)

高温で生成した鉄系マルテンサイトは, ラスがパケット内に平行に並んだ形態をしている. また低温で生成したものは板状をしている. これらの相違は成分と関係がある. そしてパケットマルテンサイトは, C を 0.5wt% 含んでいても立方晶であるという報告がある. 本研究では, Fe-18 wt% Ni 合金に C をそれぞれ 0.1, 0.2, 0.3 および 0.4wt% 含む厚さ約 0.5 mm のオーステナイト単結晶を食塩水に焼入れたとき生ずるマルテンサイトの (200), (020) および (022) ピークの位置を正確な X 線ディフラクトメータ法で別々に測定した. 同測定によると各ピーク位置が変化するが, これは C 含有量が 0.1 と 0.4wt% の間のとき次の近似式

$$a = 2.870(1 - 0.005[\text{pct C}])$$

$$b = 2.870(1 - 0.016[\text{pct C}])$$

$$c = 2.870(1 + 0.037[\text{pct C}])$$

に従う格子定数の変化として説明される. 一方この範囲の C 含有量に対しては, マルテンサイトはパケットかパケットとレンズ状の混合した形態をとる. したがつて, パケットマルテンサイトの格子は, しばしば主張されているような立方晶ではなく, 正方晶マルテンサイトについて知られている関係, すなわち, C 含有量により変化するパラメータ a と c およびパラメータ b を有する斜方晶のレンズ状マルテンサイトのそれに類似している. パラメータ a と b が等しくないことの意味は明らかでないが, この現象はいくつかの板状およびレンズ状マルテンサイトの特性であるといえる.

(宮地博文)

ガス浸炭理論の実際への応用

(C. DAWES and D. F. TRANTER: Metals Technology, 1(1974)9, pp. 397~405)

本報では種々の材料を浸炭し, 最適炭素濃度を与える

ガス雰囲気を設定する方法と、望ましい浸炭深さを得るための最短時間での処理方法を明らかにし、終りに将来技術の見通しを簡明に示した。

浸炭による表面炭素濃度は鋼中の炭素の拡散速度と鋼表面上での化学反応速度によつて制御され、平衡炭素濃度には非常に緩慢にしか達しようとしなため、促進拡散浸炭法（比較的の高いポテンシャルで浸炭し、次に目標とする表面炭素濃度と平衡するポテンシャルで炭素を拡散させる方法）を用い、 $\text{CO}_2\%$ は $0.12\% \sim 0.35\%$ の範囲に、促進時間／拡散時間の比は $1:1$ とするとよい。表面炭素濃度-時間-雰囲気および 550 Hv 以上の浸炭深さ-時間-雰囲気についての関係図から浸炭雰囲気条件を求めた。合金元素の平衡炭素濃度に与える影響は次式で求めることができる。

$$\log(\text{補正係数}) = \% \text{Si} \cdot 0.055 - \% \text{Mn} \cdot 0.013 - \% \text{Cr} \cdot 0.040 + \% \text{Ni} \cdot 0.014 - \% \text{Mo} \cdot 0.013 \dots \dots$$

合金鋼の平衡炭素濃度 = (補正係数) $\times$ (炭素鋼の平衡炭素濃度)

促進拡散浸炭法は、浸炭層の深さは浸透炭素総量として考えるなら1段階での浸炭とほとんど差はないが、浸炭層深さを 550 Hv の部分までと考えるなら合金鋼の場合 60% 、軟鋼の場合 20% の浸炭時間が短縮され、このことは浸炭層深さが 0.5 mm 以上すなわち処理時間が 2 hr をこえる場合に実際の意味がある。さらに原理的な利点として浸炭層深部まで高い硬度が得られ、このことはグラインダー研磨のあと少くとも $700 \sim 750 \text{ Hv}$ の表面硬度が必要である場合に最も効果的であり、この場合には、合金鋼に対しては 80% 、軟鋼には 25% の時間が短縮され、合金鋼の場合により効果的である。

将来技術の見通しとして高温浸炭による時間短縮、熱伝導効率の向上と温度制御の正確さのための流動層の利用、部分的に真空を用いて浸炭深さを制御する方法などについて一層の研究が必要であろう。（盛山博一）

バナジウムを含む軟鋼の強さと延性におよぼす変態双晶の影響 (V. K. HEIKKINEN and R. SOININEN: Scandinarican J. Met., 3(1974)6, pp. 245~248)

引張、COD、シャルピー試験によつて N 量の異なる2種類の含 V 軟鋼 ($0.1\% \text{C}$, $0.3\% \text{Si}$, $1\% \text{Mn}$, $0.1\% \text{V}$) の強度と延性におよぼす変態双晶の影響を研究した。そしてその結果を含 Nb 軟鋼の結果と比較した。また低温変形の際の変態双晶の挙動を透過電顕によつて調べた。なお COD 試験片はシャルピーサイズで、切欠は深さ 1.7 mm に切削後プレスノッチをつけ 2 mm にしたものである。

圧延状態では3鋼種の降伏強さと粒度はいずれも等しい。 910°C で焼ならしすると粒径は小さくなるが強度は低下する。圧延状態では炭窒化物が析出しているので分散強化がおこるが、 910°C 焼ならしすると炭窒化物は粗大化し軟化する。変態双晶を含む 110°C 焼ならし状態では含 V 鋼の強度は 910°C 加熱のときより著しく高い。 V 炭窒化物は 1100°C では固溶し、冷却中に、 γ/α 界面に微細に炭窒化物が析出するのでこれが強度増加の主原因であろう。一方含 Nb 鋼では 1100°C は Nb 炭窒化物は固溶せず粗大化するので強化はあまりおこらない。理論的には双晶の晶帯軸に平行なパーガースペクトルをも

つ転位以外の転位には双晶は硬い粒子のような働きをするので、変態双晶は有効粒径を小さくし強度を増加させる。実験的には前述の分散強化が重複するので強度増加の大きさを推定することは難かしいが、強度増加の一部は変態双晶によることは明らかである。

110°C で焼ならしして変態双晶のある含 V 鋼の COD とシャルピーの遷移温度は、含 Nb 鋼よりいくらか高い。含 V 鋼の強度は高く、強度は析出に大きく依存している。遷移温度におよぼす変態双晶の影響をわからなくしている。しかし大きな影響はもっていないことを示唆している。破面にみられる変態双晶による Tongue は変形双晶の場合とは違つてみえたが、このようにへき開面の方向を変えるにはより大きなエネルギーを必要とするであろう。（安中 嵩）

—物理冶金—

Cu, Ni, Mo を含む球状黒鉛鑄鉄における焼入れ後の2次黒鉛化の速度論

(A. K. CHAKRABARTI and P. P. DAS: Brit. Foundryman, 67(1974)12, pp. 330~334)

基本組成約 $\text{C } 3\%$, $\text{Si } 2.5\%$, $\text{Mn } 0.5\%$ に $\text{Ni } 1$ 及び 2% の2水準と $\text{Cu } 0 \sim 2\%$ の5水準を組合せた10種類 (Ni-Cu 系), $\text{Ni } 1\%$, $\text{Mo } 1\%$ を加えた1種類 (Ni-Mo) 並びに基本組成の計12種類の、 Mg および Si で接種した球状黒鉛鑄鉄に、 $900^\circ \text{C} \times 30 \text{ min}$ 加熱後水冷後 $600 \sim 700^\circ \text{C}$ の温度範囲で2次黒鉛化を行ない、膨脹計による黒鉛化曲線の測定および光顕による組織観察を行なっている。

速度論的な解析は Zener-Wert-Avrami 型の

$$x = 1 \exp \{-(t/\tau)^m\} \dots \dots \dots (1)$$

式を用いて黒鉛化曲線を整理し、cross-cut 法によつて得られた《見掛け上の》活性化エネルギーと(1)式の m 値とから《黒鉛粒成長の》律速過程を推論しようとしている。

得られている主な結果は以下の通りである。

(1) 基本組成材以外の11種類の試料では反応前期の m 値 ($1.71 \sim 2.66$) は反応後期の m 値 ($0.95 \sim 1.87$) より大きな値をとる。(2) 《見掛け上の》活性化エネルギーも反応前期 (Cu-Ni 系 $27.5 \sim 45.8$, Ni-Mo 50.3 , 基本組成 54 kcal/mol) の方が反応後期(それぞれ $20.6 \sim 41.1$, 45.8 , 43.5 kcal/mol) より大きな値をとる。(3) 2次黒鉛化に伴う試料の膨脹量は Ni-Cu 系で約 0.43% ($0.58\% \text{C}$ に相当する)であるが、 Ni-Mo では約 0.27% ($0.37\% \text{C}$) の値をとり、これは Mo による炭化物の安定化によるとしている。

以上の結果から考察により以下の推論をしている。

(1) Ni-Cu 系合金の律速過程は炭素原子の拡散過程であること。(2) 反応前期では球状黒鉛以外の新しい黒鉛熱の核発生が起こり、反応後期では黒鉛粒成長のみが起こること。

表6, 図3, 写真1を含む。(1)式などの印刷の誤りが目立つ。()は抄録者による。(藤平昭男)

金属のコントラスト層のオージェ電子分光による研究 (S. HOFMANN und H. E. EXNER: Z. Metallkde, 65(1974)12, pp. 778~781)

金属の研磨試料を長時間、強い電子照射すると材質に依存した色のコントラストが生ずる。このコントラスト層は相によつて色が違うので、種々の相を明瞭に区別することができる。この研究は試料表面に生成したコントラスト層をオージェ電子分光により分析して、その着色の機構を明かにしたものである。

装置は光学顕微鏡の試料台に取り付けた小さな真空容器で、ガスの入口と電子銃が取り付けられている。

試料は Cu と Ni (10 mm ϕ $\times$ 2 mm) で、電圧は 0.6 ~ 1.8 kV, ガス圧は 10 ~ 30 N/m² (0.1 ~ 0.3 torr.), ガスの種類としては O₂, A, H₂ が用いられた。またカソードとしては Au, Fe, Pb₂ が使われた。

処理された試料表面をオージェ電子分光により深さ方

向に半定量的に分析した。その結果、試料のコントラスト層はほとんどカソードに使った金属と O からなっており、その中の O の量はカソードが Fe の場合最も多く Au の場合最も少ないことがわかった。さらに O の量は雰囲気ガスの種類によらず、H₂ の時も O₂ の時もほとんど差はなかった。すなわち、Fe は H₂ 中でもその中の残留 O₂ により、酸化物分子として試料表面に付着したと思われる。これらの結果は、着色の機構としてこれまで提案されてきた機構、たとえば層の厚さの違い、または炭化水素の作用などの機構を否定するものであり、むしろカソードの材質が決定的であつた。このような知識は最適の着色条件、またそのための装置の設計に有用である。

(新居和器)