

抄 録

— 原 料 —

グリーンペレット品質の鉄鉱石結晶粒子形態への依存性 (W. G. BURCHARD et al.: Arch. Eisenhüttenw., 43(1972)5, pp. 353~359)

グリーンペレット強度に対する原料鉄鉱石中の結晶粒子の鉱物学的形態 (Morphologie) と粒子径, グリーンペレットの気孔率などの影響を人工の酸化鉄と水酸化鉄および天然鉄鉱石を用いて検討した。結晶粒子の鉱物学的形態は電子顕微鏡により, また結晶粒子径は電子顕微鏡と篩分けにより, さらに鉱物組成は示差熱分析と熱天秤により決定し, グリーンペレットの強度は圧潰強度により決定した。人工の酸化鉄と水酸化鉄を用いた実験ではグリーンペレット強度に対する構成結晶粒子の鉱物学的形態の影響がはつきり現われた。この場合, グリーンペレットを構成する結晶粒子形態は, 丸味をおびた立方状, 針状, 星状および極微粒結晶の集合体の4種に大別され, それらの平均粒子径は同一とした。グリーンペレットを構成する結晶粒子形態にもとづくグリーンペレット強度の順位は, 極微粒結晶の集合体>針状>丸味をおびた立方状>星状であった。他方, グリーンペレットの気孔率は, それを構成する粒子の形態が立方状からはなれるにしたがつて, つまり針状さらに星状になるにしたがつて増加する。しかし上述の強度順位からグリーンペレットの気孔率と強度との間に明らかな相関は認められない。したがって, グリーンペレットの強度に影響を与える因子としてその気孔率あるいは構成粒子の粒子径を知るだけでは不十分であり, 構成粒子の鉱物学的形態こそが強度を支配する因子と考えなければならない。同時にグリーンペレットを構成する粒子の表面の性質も強度に影響する。たとえば, 極微粒結晶の集合体はその成因ゆえに表面は凹凸の多いざらざらした状態であり, これが星状粒子から構成されるグリーンペレットの強度との差異の原因と考えるべきである。上述のグリーンペレット強度がそれを構成する結晶粒子の鉱物学的形態に大きく左右されるとする結論は天然鉄 14 種を用いた実験においても確認された。(表1, 図10) (榎谷暢男)

— 製 銑 —

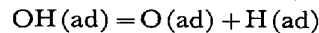
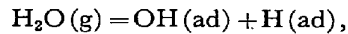
H₂-H₂O 混合ガスによるウスタイトの酸化および還元反応の速度と機構

(Von A. GALA und H. J. GRABKE: Arch. Eisenhüttenw., 43(1972)6, pp. 463~469)

H₂-H₂O 混合ガスによるウスタイトの酸化および還元反応の速度と機構を, 800°C ~ 1000°C の範囲で, ウスタイト表面での H₂O(g) = H₂ + O の反応を次の2つの方法で測定し, 検討した。その1つは, ガス相内の酸素活量の変化による電気抵抗の変化を測定する Relaxation 法であり, 一方は, H₂O(g) と H₂ 間に重水素の同位体交換反応 (HDO + H₂ = HD + H₂O) を利用し, その

同位体元素の存在比を測定する質量スペクトル法である。

結果として, 反応における酸素の移動は次の2つの段階を経て起こることがわかった。



質量スペクトル法による測定から, 第1段階の速度式として v_1 が, また, Relaxation 法によつて第2段階の速度式 v_2 が与えられた。

$$v_1 = 0.16 \cdot \exp(-28.6/RT).$$

$$a_0^{-n_1} \cdot p_{\text{H}_2\text{O}} \left(1 - \frac{a_0}{p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}} \right)$$

$$v_2 = 3 \cdot \exp(-40.0/RT).$$

$$a_0^{-n_1} \cdot \frac{p_{\text{H}_2\text{O}}}{p_{\text{H}_2}^{1/2}} \left(1 - \frac{a_0}{p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}} \right)$$

ここで検討した圧力範囲は $0.03 < P = p_{\text{H}_2\text{O}} + p_{\text{H}_2} < 0.36$ atm である。活量の影響について見れば, $a_0^{-n_i}$ で表現されている両式は, 酸素の活量が増せば, 酸化物の表面は吸着された酸素でおおわれ, 反応を遅らせてしまうことを示している。

要約すれば, ここに述べた方法でウスタイトとガス相間の酸素の移動を測定すれば, Fe-H₂O-H₂ 系における酸化と還元を機構を表現できることがわかった。

(高橋礼二郎)

CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系における水蒸気溶解度

(P. L. SACHDEV, et al.: Met. Trans., 3(1972), pp. 1537~1543)

N₂, H₂O 混合ガスにより, CaO-SiO₂ 系, CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系における H₂O 溶解度を, おもに 1550°C, $p_{\text{H}_2\text{O}} = 1.90$ torr の条件下で測定した。

混合ガスと平衡させたスラグは水中に急冷し, 破碎した後 150°C, 48hr の乾燥を行なつて, 真空溶解法によつて H₂O の分析を行なつた。混合ガスの H₂O 分圧の1/2乗に溶解度は比例し WALSH らの結果とよく一致した。H₂O 分圧 1900torr の測定では, Al₂O₃ 一定下で CaO/SiO₂ が増大すると溶解度は直線的に増加した。同一分圧下で, CaO/SiO₂ = 0.6 では, Al₂O₃ が少量増加すると溶解度が減少し, Al₂O₃ 20 wt% 以上では Al₂O₃ が増加すると溶解度が増加した。また, CaO-SiO₂ 系で CaO/SiO₂ = 1 の条件下ではスラグ中の FeO の増加は溶解度にほとんど影響せず, 混合ガスとの平衡到達時間にも影響する。FeO 20 wt% では FeO を含まない場合の約 1/3 の時間で平衡に到達する。

スラグ中に H₂O が溶解する機構は次の二種類が考えられる。Si-O-Si + H₂O → Si-OH HO-Si, 2(Si-O⁻) + H₂O → Si-O-Si + 2OH⁻ 最近のスラグの赤外吸収による研究では, スラグ中の OH に三種類の結合形態が報告されており, このうちで強い結合を示しているものは比較的強い水素結合をしていると考えられる。これら三種

類の OH^- のそれぞれの占る割合は組成や温度によつて決まるが、上述の溶解機構を考え合せると、(強い結合を示す OH^-)/(弱い結合を示す free-OH^-) の比は、珪酸塩のネットワークを切つてゆくアルカリ金属酸化物の増加に従つて減少し、一方アルミナの増加と共に増大すると言える。 Al_2O_3 の濃度が 20 wt% 以上では AlO_4^{5-} から AlO_6^{9-} の変化が生じて O の束縛力が減少し、比較的自由的な O^{2-} が増大するため溶解度が増加する。溶解度とスラグ中の全酸素の充填密度の関係を求めると、 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系は Al_2O_3 濃度に無関係に一直線で表わされ、密度が増加すると溶解度は直線的に減少する。以上のことからスラグ中の H_2O 溶解度は主に酸素イオンの充填密度によつて決まり、90%以上を占る free-OH^- は珪酸塩の網目に侵入型に存在すると言える。

(世良田勝彦)

高炉内のガス滞留時間の測定方法

(S. MAYER, et al.: Stahl u. Eisen, 92(1972)17, pp. 827~831)

高炉内のガスの流速分布を知るために、 ^{85}Kr をトレーサーとして、炉内のガスの滞留時間を測定するための装置と方法を示した。物理的、化学的に不活性、測定に十分なだけ半減期が長い、生物学的半減期が物理的半減期に比べて短いなどの理由によりトレーサーとして、 ^{85}Kr を選択した。しかし、 ^{85}Kr は γ 線放射が少なく、 β 線を測定するため、測定が困難という欠点がある。

^{85}Kr は石英ガラス製のアンブルに各回 100 mci 封入し、このアンブルを火薬により破壊して一時に炉内に放出するような装置を用いて羽口から炉内に導入した。

炉内ガスの採取は、炉の高さ方向に 3 水準取りつけた。空気圧により駆動する IRSID タイプの水冷式水平ゾンデ (長さ 7 m) により行なつた。採取したガスは、計数管部を通したのち、流量を測定して外部へ放出した。計数管は、 β 線測定のため薄壁のガイガーミューラー計数管を用い、測定室の容積を小さくして、放射線強度の時間的な変化に追従できるようにした。

測定データは 8 チャンネルの磁気記録装置により記録した。記録された計数管のパルスは矩形波に成形し、その積算値および、レートメーターまたはアナログ周波数計による放射線強度の時間的な変化を求めた。

滞留時間を求めるための時間を与える基準点として、放射線の検出される最初の点、放射線強度最大の点、あるいは積算値が全積算値の 50% になつた点を選んだ。流速が大きいときには、どの点を用いても実際と同様な結果が得られる。

みかけのガス滞留時間は、任意の 2 つの測定点について、上述の基準点の時間の差を、測定点間の距離で割つて求められる。炉内での滞留時間は、この時間から火薬の点火からアンブルが破壊し、 ^{85}Kr ガレースウェイの外に出るまでおよび、炉内ガスがゾンデの先端から計数管に達するまでの不感時間を差し引いて求められる。不感時間は、みかけのガス滞留時間の 5 から 50% であつた。

(福武 剛)

— 製 鋼 —

18ニッケルマルエージング鋼の電極スラグ再溶

融 (P. I. FONTAINE, et al.: Iron Steel, 45(1972) 3, pp. 286~292)

直径 152 mm, 高さ 254 mm の水冷銅鑄型によつて 18%Ni マルエージング鋼を電極スラグ再溶融し、スラグ組成、電力、電極の表面仕上げ、塗料および保護ガスの影響を研究した。

70% CaF_2 -30% Al_2O_3 スラグにより大気中で再溶解すると Ti の損失は 55~63% に達したが、低珪酸-高マグネシアの塗料で電極を被覆すると Ti 損失は 40% に減少した。被覆をしない電極を Ar 気流中で再溶解すると Ti の損失は 30% となつたが、被覆と Ar 気流を併用すると Ti 損失は 8.7~17% に減少した。

70% CaF_2 -20% Al_2O_3 -10% TiO_2 スラグにより再溶解すると Ti の損失はいちじるしく減少したが、インゴット中に大型の非金属介在物が増加した。

60% CaF_2 -30% Al_2O_3 -10% CaO スラグで再溶解すると Ti 損失および脱硫率ともに、70% CaF_2 -30% Al_2O_3 スラグの場合より悪化した。また 30% Al_2O_3 のスラグで再溶解するとインゴット中の Al が 0.05~0.11% から 0.19~0.29% まで増加し、時効硬化への影響を考慮する必要が生じた。

インゴット中の [C] は 0.009~0.039% に変動したが、被覆剤の使用により [C] は増加した。しかしこれはインゴット径が小さいためであり、大型インゴットでは問題でないと推定された。

最適の条件で電極スラグ再溶融した鋼材の強さ塑性および異方性は、真空アーク再溶融した鋼材よりも相当すぐれていることがわかった。(郡司好喜)

鋼の脱酸過程の研究

(G. N. Oïks, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972)5, pp. 28~32)

タツマン炉内のマグネシア坩堝に 1 kg の鉄 (0.2~0.23%) を溶融して温度を 1600~1620°C に調節した。溶鉄の酸素活量は坩堝の底部に取付られた Al_2O_3 固体電解質によつて連続的に測定し、全酸素量 $\Sigma[\text{O}]$ は試料を採取して決めた。溶鉄の表面には CaO , シャモットおよび CaF_2 から成る 5% のスラグを加えた。

脱酸剤として Mn, Si, Al, Si-Mn=1:4 および工業用の Fe-Si, Fe-Mn, Si-Mn (17.37%Si, 61.6%Mn) の用い、2 種以上のときは 20 秒ごとに添加した。

脱酸剤添加後 2 min で酸素の活量 a_0 は最低となり 4 min 後にほぼ一定となるが、 $\Sigma[\text{O}]$ は添加後 4 min まで徐々に減少して一定となつた。

1) Mn→Si→Al, 2) Si→Mn→Al の順序で脱酸すると 1) の方が低い a_0 および $\Sigma[\text{O}]$ まで脱酸された。また合金鉄を用いると純金属を用いるより約 0.001% 程度低い $\Sigma[\text{O}]$ まで脱酸された。

1) Si→Mn→Al, 2) Al→Si→Mn, 3) Si-Mn のように脱酸すると、1) の場合にもつとも低い $\Sigma[\text{O}]$, 3) の場合にもつとも高い $\Sigma[\text{O}]$ が得られた。この場合でも工業用の合金の方がよく脱酸された。

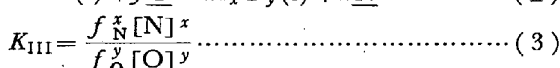
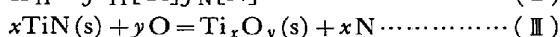
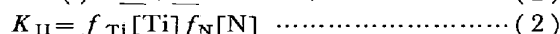
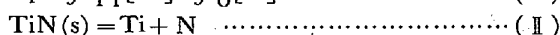
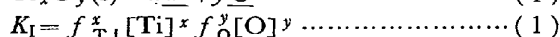
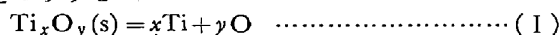
1) Mn→Si→Al, 2) Si→Mn→Al, 3) Si→Mn→Al, 4) Al→Si→Mn で脱酸したときは 1) の場合にもつとも低い $\Sigma[\text{O}]$, 4) の場合にもつとも高い $\Sigma[\text{O}]$ が得られ、工業用合金の方がよく脱酸された。

これら各脱酸過程の差は $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ などの脱酸生成物の浮上速度によると推定された。(郡司好喜)

溶鉄中のチタン、酸素および窒素の溶解度

Yo. G. GUREVICH: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 5, pp. 42~45)

溶鉄中に Ti , O および N が共存すると次のような反応が起こりうる。



300~400 g の鉄を溶融し、窒化チタンのデスクを高速しつつ窒化チタンの溶解速度と脱酸速度を測定した。30 sec の間における脱酸速度は次式で表わされた。

$$\frac{d[\text{O}]}{dt} = K[\text{O}]^{2.85} \quad \text{..... (4)}$$

1500°C, 1600°C および 1650°C における Ti , O および N の平衡溶解度から (I), (II), (III) の各反応の平衡恒数を次のように決めた。

$$\log K_I = -\frac{52200}{T} + 16.40 \quad \text{..... (5)}$$

$$\log K_{II} = -\frac{19000}{T} + 6.48 \quad \text{..... (6)}$$

$$\log K_{III} = \frac{14200}{T} - 3.44 \quad \text{..... (7)}$$

これらの平衡恒数は O および N についてそれぞれ測定されている他の研究結果とよく一致した。

これらの平衡恒数を用い、1600°C で平衡状態にある $[\text{Ti}]$, $[\text{O}]$ および $[\text{N}]$ の状態図を作った。

(郡司好喜)

一加工一

炭素鋼および低合金鋼のコントロールローリング

(D. DULIKU, et al.: Iron Steel, 45(1972)3, pp. 277~284)

従来、材料の機械的性質を向上する目的で、コントロールされた熱間または温間加工を行ない、いわゆる加工熱処理 (TMT) 法としてたとえばオースフォーミングが知られている。しかしこの方法は主として高合金鋼に適用されるものであつて、高度の加工荷重を必要とする。本研究では、炭素鋼または低合金鋼の棒鋼圧延の際に通常の装置を用いて実施できるような簡易 TMT 法の検討を行なつたものである。手法としては、 AC_3 温度付近またはそれ以下で圧延したのち直接焼入れを行なうものであつて、高張力構造用鋼板の製造方法ではすでに確立した手段である。実験に際しては 9 鋼種を選定し、いずれも 50 mm 角または 63.5 mm 角まで圧延したのち空冷した。次いで 3 重棒鋼圧延機により最大 12 パスまでのコントロールローリングを実施したのち水中または油中に直接焼入れされた。最終寸法は 12.7~28.6 mm 径で主として 20.6 mm 径とした。比較材としては、同鋼種

で通常の工程を経たものを用い、焼き戻し温度はいずれも BS の推奨値を採用した。機械試験としては、引張りおよび衝撃 (シャルピー V ノッチ) を行なつた。実験結果は次のとおりである。まず強度については、通常の再オーステナイト化処理および焼入れ工程を経た材料と比較すると、本法においては温間圧延後に直接焼入れする効果により、一般に焼き戻しマルテンサイト鋼の降伏強度の増加が見られた。かかる効果は普通炭素鋼および低合金鋼において最も顕著であり、合金成分の増加に伴つてこの効果は薄れた。次に衝撃値については、本法の処理によつて極端に減少することなく、しばしば増加する場合も見られた。これによつて、許容の靱性を保ちながら高降伏強度を示す低合金鋼が得られた。また、さらに合金成分の多い鋼種では、しばしば低めの焼き戻し温度を用いて通常処理を材料と同等の衝撃値を保ちながら、さらに高い強度を与えることができた。なお、圧延処理条件についてはかなり自由度があり、基本的条件としては、800°C 付近で最低 40% の圧下率を要することのみで、それも必ずしも 1 回の圧延で行なう必要はなかつた。(図 9, 表 5, 参 11) (志村一輝)

一性質一

二軸荷重試験における亀裂開始および停止応力について (A. KRISCH: Arch. Eisenhüttenw., 43(1972)5, pp. 431~437)

構造用炭素鋼 St 37-1, St 37-2, St 37-3 および St 52-3 を用い、シリンダー状あるいは肉厚にテーパーを付けた管状の二種類の中空引張試験片を作製し、内圧を加えて引張る二軸荷重試験を行なつた。鋼材は試験片切り出し前に 920 × 1 hr/空冷の焼準を行なつた。本実験に先立つて、鋼材の異方性を調べるため、縦および横方向について引張試験を行ない、降伏応力、引張り強さはほぼ変化がなく、破断伸びあるいは絞りには差が見られることを確認した内圧引張り試験は二台の試験機 (油圧) を用い、一台で引張り荷重を、同時に他の一台で液体を中空試験片に送り込んで加圧を行なつた。加圧液体には低温ではアルコールを用いた。このような中空試験片の降伏応力、引張り強さは

$$\sigma_v = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$$

により求めた。シリンダー状試験片については、通常引張り試験との比較のため、内圧なし ($\sigma_2/\sigma_1=0$) の場合と $\sigma_2/\sigma_1=1$ の場合とを各鋼種について室温で試験した。さらに -70°C で σ_2/σ_1 を種々変えて実験を行なつた。次に肉厚にテーパーを付けた管状試験片を用い、-100~20°C の温度範囲で $\sigma_2/\sigma_1=1$ (他に少数 0.9 と 0.8) で試験を行ない、亀裂開始、停止応力あるいは亀裂にそつて試験片肉厚の変化などを測定した。肉厚 2 mm (テーパー付きの場合は最小肉厚) のために析偏などの材質的欠陥が影響し鋼種などによりかなり違つた挙動を示しているようであるが、得られた結果を要約してみるとシリンダー状試験片による低温での試験では、重複した縦方向荷重の大きさに従つて、試験片軸方向に長い亀裂を生ずる。またテーパー付きの場合には、亀裂開始応力に比べ、停止応力は試験温度あるいは σ_2/σ_1 に依存し、

亀裂停止応力は降伏応力よりも低いところにある。しかしこれらの応力がどの程度実験条件に依存するかあるいは材料定数であるのかは、さらに実験をしなくては断定できない。(齊藤鉄哉)

溶製法の違う構造用鋼 USt-37-2, St37-3, St52-3の疲れ強さ

(M. HEMPEL: Arch. Eisenhüttenw., 43(1972)5, pp. 439~446)

L D転炉および平炉により溶製したリムドならびにキルド構造用炭素鋼 USt 37-2, St 37-3, St 52-3 (文字 St の後に来る数字が引張強さ (kg/mm²) を示す) の提供を三製鋼所より受け、疲れ試験を行なった。試験片はすべて 11 mm φ に圧延して落し、880~930°C × 1hr/air cooling により焼準した鋼棒より切削した。切欠なし ($\alpha_k=1.0$) と切欠付き ($\alpha_k=3.7$) 試験片で、試験断面は両者ともに 6.74 mm φ とした。(繰返し速度) = 6000回/min, (平均応力) = 0 で回転曲げにより荷重し、試験中は試験片表面に無酸素油を注ぐことにより昇温を防いだ。有限寿命疲れ強度範囲 (S-N曲線傾斜部) では各9本の試料を種々の応力で、また耐久限範囲では段階法 (Treppenstufen 法) により 15~21 本の試験を行なった。また前者の場合につき $P_u = m/(n+1) \times 100\%$ (ここで n = 試験本数(本実験では $n=9$), $m=1\sim9$ の値, $m=1$ は最大, $m=9$ は最小破壊繰返し数を有する試験片) により得た 90%, 50%, 10% 非破壊確率 (P_u) における疲れ強さ, その Scattering limit を S-N 曲線の形で示しさらに French の方法により Schaden 曲線も同時に示した。一方, 引張試験を行ない, 引張強さと疲れ強さとの相関を調べた。これらから以下のことを明らかにした。切欠なし試験片では (耐久限/引張強さ) の平均値は 0.60 で切欠付きの場合には 0.40 であった。この値は前者の場合 (降伏点/引張強さ) が増すにつれて増加するが, 後者の場合は無関係に一定値を有する。なお耐久限としては $n=10^7$ の繰返し数の所を取っている。また溶製法の差あるいは鋼材提供会社の違いによる影響は実験範囲内では, 切欠の有無に関係なく耐久限には表われなかった。(齊藤鉄哉)

低合金耐熱鋼溶接部の溶接金属の高温破断強度について (J. SOBOTKA and T. PRNKA: Arch. Eisenhüttenw., 43(1971)5, pp. 427~429)

溶接金属の耐熱性に関する従来の報告により, 溶接金属の高温強度は同一化学組成を有する母材の高温強度をおよそ 15~30% 下回ることが明らかにされている。一方著者らは既報 (J. SOBOTKA and T. PRNKA: Zváranie, 20(1971)13) において, 溶接金属 (Cr-Mo-V 鋼) の高温強度に対し析出炭化物 (M_4C_3) の粒子間距離が決定的影響を与えることを示した。すなわち粒子間隔が等しい場合には母材と溶着金属の高温強度に差が認められなかった。本研究では2つの溶接金属 (A: Fe-2.25% Cr-1% Mo, B: Fe-0.5% Cr-0.5% Mo-0.25% V) の諸性質について報告する。

試料の溶接金属はV型グループに手溶接によつて溶融させた。試料Aは 740°C で 4 hr, Bは 720°C において 2 hr 加熱した後, いずれも空冷した。試料Aはベイナイト組織, Bは 52% ベイナイトと 48% フェライト

の組織となつた。電解分離した残渣を X 線解析した結果, 試料Aでは M_7C_3 と $M_{23}C_6$, Bでは M_4C_3 と M_3C の炭化物が同定された。2つの試料の室温における引張試験から得られた諸特性値は, 母材に対する ISO (the International Organization for Standardization) 規格の最小値を上回つた。

高温強度試験の試験片寸法としては直径 $d_0=6\sim 8$ mm 平行部長さ $L_0=3d_0\sim 4d_0$ を用いた。試験は 550, 575, 600 および 625°C の各温度でおこなつた。最長破断時間は試料Aにおいて 14723hr, Bでは 8103hr であつた。試験結果からこれら2つの溶接金属の高温強度は ISO 規格の平均値よりも 10~20% 程度低いことが判明した。この結果は溶着金属中の炭素量が母材と比較して最高 0.1% 程度まで少ないことに起因すると考えられる。(和田 仁)

耐熱材料(平滑および切欠き)の 500~700°C でのくり返し引張り圧縮疲れ強さ

(M. HEMPEL: Arch. Eisenhüttenw., 43(1972)6, pp. 479~488)

8種類のオーステナイト鋼の5種類とフェライト鋼で平滑材と切欠き材(切欠き係数 $\alpha_k=4.3$) の疲れ試験片とラプチャー試験片をつくり, 所定の熱処理をほどこし, 500~700°C の温度範囲で引張り-圧縮疲れ試験(1000および 2000~2200 cpm) とラプチャー試験をおこない, 疲れ強さ曲線(ただし横軸は時間をとる) とラプチャー強度曲線の関係, 組織変化をともならう $10^4\sim 2 \times 10^5$ hr の高温疲れ強さを平滑材, 切欠き材についておこなつた。

平滑材において 400~650°C で疲れ強さ曲線はラプチャー強度曲線より下側にあるが温度上昇とともに両曲線は接近し 800°C 以上では逆転する。2つの曲線は 2×10^4 hr 以上の領域で接触した材質や温度によつても影響をうける。

疲れ試験とラプチャー試験結果において 500~700°C 300hr についてみると, 疲れ強さ/熱間引張り強さ, 切欠き疲れ強さ/熱間引張り強さ, 平滑材疲れ強さ/切欠き疲れ強さ (β_k) の値はそれぞれ 0.5~0.3, 0.30~0.15, 1.5~2.5 の範囲で直線関係を示し, 疲れ強さ/ラプチャー強度, 切欠き材疲労強さ/切欠き材のラプチャー強度の比は次第に小さくなる。

疲労切欠き係数 (β_k) の時間的变化はラプチャー試験においては温度, 時間によらずほぼ一定であるが, 疲れ試験においてはフェライト鋼の β_k は室温で 1 に近づき, オーステナイト鋼の β_k は室温で 1 を上下し, 高温ではいつたんピークを示しその後下がり 300hr の β_k は室温よりも下である。このほかに組織の観察もしている。(三橋多美子)

高純良鉄ならびに低炭素鋼に錫を加えた場合の衝撃挙動 (C. J. THWAITES and S. K. CHATTERJEE: JISI, 210(1972)7, pp. 581~587)

鋼に錫を添加した場合に脆化が起こる現象はよく知られているが, この原因はまだ明らかでない。本論文では鋼のほかに純鉄にも錫を加えて, その衝撃挙動を観察し, 錫の影響の原因を考察するとともに, 熱処理や第3元素の添加による脆化防止の試みも行なつている。得られたおもな結果は以下のとおりである。1) 純鉄に最大 2%

までの錫を添加した場合の脆化は一般の鋼における炭素との共存の場合よりもはるかに顕著であり、遷移温度も 60°C 以上に上り、引張強さも下がる。2) 0.1~0.18% C の市販鋼、鉄-0.15% C 合金、鉄-0.15% C-0.15% P 合金に錫を添加した場合、引張強さはすべて増加し、脆化純鉄の場合ほど顕著でなく、とくに 0.15% C 合金ではむしろ衝撃値が純鉄よりも増加し、また遷移温度の上昇もほとんどないかごく少ない。3) 2) に述べた弱い脆化の傾向は、しかし、「標準熱処理」(1000°C × 1 hr + 650°C × 30 min) の後水冷した場合であり、炉冷した場合にはやはり強い脆化が見られる。しかしこの脆化は reversible であり、再熱処理後水冷すれば除去される。4) 標準熱処理中の中間処理温度 650°C を種々に変化させると、保持温度が 1000°C から下がるに従って衝撃値は初め徐々に、温度が下るとより急に低下するが、約 500°C 付近以下では一定値を示す。5) 錫添加による脆化では明白な粒間破断を示し、粒界が弱化していることを暗示しているが、光顕、レプリカ観察によつては特別な析出物は認められない。6) オーステナイト粒度を熱処理によつて粗粒と細粒にした場合、錫添加材でも細粒の方が高い衝撃値を示す。錫 1% を含む鋼に第 3 元素として Ce, Mo, Ni, Mu, Cu, W, C をさらに添加した結果、0.5% の Ce 添加によつて衝撃値がやや向上し遷移温度が少し下がったほかは、すべて衝撃値の低下をもたらす。(藤平昭男)

超塑性の変形機構

(H. W. HAYDEN, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 4, pp. 833~842)

超塑性変形機構の諸説に検討を加え定性的に統合し、実験的に確認した。

超塑性変形過程において応力・温度条件により空孔クリープ、粒界すべり、転位クリープなどが律速過程になりうる。低応力域では空孔クリープが、中応力域では転位クリープに全体の歪速度を制御された粒界すべりが律速過程となる。高応力域では転位クリープによる加工硬化のために超塑性は得にくい。

また、融点の絶対温度 T_m の 40~65% の温度域で転位パイプ拡散が、 T_m の 65% 以上では体拡散が律速過程である転位パイプ拡散から体拡散にうつる温度を T_C とすると、

$$T_C = (Q_V - Q_P) / k \ln \left(\frac{D_{OV} d}{40 D_{OP} b} \right) \dots \dots \dots (1)$$

$T < T_C$ のとき

$$\dot{\gamma}_T = \beta \frac{D_B b^4 \sigma}{d^3 k T} + \left(\frac{K_1}{d} + 1 \right) \frac{24\pi(1-\nu) D_P b^3 \sigma (\sigma - \sigma_0)}{d^2 \mu k T} \dots \dots \dots (2)$$

$T > T_C$ のとき

$$\dot{\gamma}_T = \alpha \frac{D_V b^3 \sigma}{d^2 k T} + \left(\frac{K_1}{d} + 1 \right) \frac{6\pi(1-\nu) D_V b^2 \sigma (\sigma - \sigma_0)}{10 d \mu k T} \dots \dots \dots (3)$$

ただし、 Q_V , Q_P : 体拡散、転位パイプ拡散の活性化エネルギー、 D_{OV} , D_{OP} : 拡散項、 k : ボルツマン定数、 d : 結晶粒径、 b : バーガースベクトル、 $\dot{\gamma}_T$: 歪速度、

α, β, K_1 : 定数、 D_B, D_V, D_P : 粒界、体、転位パイプ拡散係数、 σ : 応力、 T : 絶対温度、 ν : ポアソン比、 μ : 横弾性係数、 σ_0 : 粒界からの転位生成応力である。(2)、(3)式右辺第 1 項はそれぞれ粒界拡散、体拡散を示す。同様に両式右辺第 2 項は粒界すべりと転位クリープの和を示す。

Ni 基 2 相合金 (Fe: 26%, Cr: 35, Ti: 0.58, Ni: Bal), IN-744 (Ni: 6.5, Cr: 26, Ti: 0.2, Al: 0.05, Fe: Bal), Fe-Cu 合金 (Fe: 50, Cu: 50) につき実施した実験結果は仮説とよい一致を示した。(本多徹郎)

316 オーステナイトステンレス鋼の高温時効中の相不安定性

(B. WEISS and R. STICKLER: Met. Trans., 3 (1972) 4, pp. 851~866)

316 型オーステナイトステンレス鋼は蒸気発電プラントおよび原子炉に広く使われているが、高温での使用中に形成する析出物の性質および析出の速度に関する知識は限られている。本論文は、316 型ステンレス鋼の時間-温度-析出すなわち TTP ダイアグラムを広い時間/温度範囲にわたつて、炭素量、固溶化温度および冷間加工の関数として決定し、各析出相の核生成と成長および組成を調べ、さらに観察された結果に対応した相反反応に関するモデルを提案したものである。

試料は 316 L および 316 の 2 鋼を使用し、大気中で、1090°C と 1260°C で固溶化処理を行なった後一部は冷間加工し 400~900°C の温度範囲で 1 min から 3000 hr 時効した。組織は光学顕微鏡、抽出レプリカおよび薄膜観察により調べ、析出物の同定と定量は抽出残渣の粉末 X 線法により行ない、高分解能走査型電子顕微鏡 (SEM) とエネルギー分散 X 線分光法との組合せにより組織中にみられる析出相の識別を行なった。

得られた TTP ダイアグラムの概略は以下のとおりである。低炭素の 316 L 鋼では、高温側で $\gamma \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 + \chi \rightarrow \gamma + \chi + \sigma$ 、比較的高温側で $\gamma \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 + \chi \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 + \chi + \eta \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 + \chi + \eta + \sigma$ 、比較的低温側では $\gamma \rightarrow \gamma + M_{22}C \rightarrow \gamma + M_{22}C_6 + \eta \rightarrow \gamma + M_{23}C_6 + \eta + M_6C$ 、低温側では $\gamma \rightarrow \gamma + M_{23}C_6$ である。一方高炭素の 316 鋼では、 $M_{23}C_6$ の析出開始曲線が短時間側にシフトし、各金属間化合物の析出開始曲線は長時間側にシフトする。溶体化温度の上昇は析出開始線を長時間側にシフトさせる効果をもつが、これはとくに金属間化合物相の場合は粒界面積の減少によるものと考えられる。さらに冷間加工により $M_{23}C_6$ の開始線は大きく短時間側にシフトし、また各金属間化合物相の開始線も短時間側にシフトする。 σ 相はこの場合は長時間側で多量に析出し、加工しない場合とは逆に χ 相の析出よりも支配的となるが、これは加工により核生成位置の増加と置換型元素の拡散が容易になることによると考えられる。以上の諸結果は、炭化物 $M_{23}C_6$ の溶解度、各析出相の熱力学的安定性、反応速度および析出にともなう母相組成の変化を考慮することによつてある程度理解することができた。最後に本研究の結果は原子炉中の照射下での 316 L 型ステンレス鋼の点欠陥増加による相不安定を予想するための貴重な資料となるとしている。

(脇田三郎)

合金鋼の超細粒組織と機械的特性

(R. L. MILLER: Met. Trans., 3(1972)4, pp. 905~912)

9%Ni 鋼, 15~21%Ni 鋼, 6%Mn 鋼などを冷 (温) 間加工後 $\alpha + \gamma$ 領域で焼なましすることにより超細粒組織が得られた。これらの鋼は $\alpha + \gamma$ 領域下限が低いため、焼なまし温度は低くてよい。その結果再結晶組織は高合金オーステナイトと低合金フェライトの 2 相等軸組織で、結晶成長が制限され結晶粒は長時間加熱後も小さいまま保たれる。

供試鋼は市販鋼 (9%Ni 鋼) を除き真空溶解により 3 in 径の鋼塊を鑄造し、熱間圧延後空冷した。これらの試料を室温 (または温間) にて 60~80% の加工率まで圧延 (板厚 2.5 mm まで) もしくは鍛造 (径 3.2 mm まで) 後 450~650°C 鉛浴にて 1~4 000hr 焼なまし、0.3~1.1 μm (ASTM 番号 20~16) の結晶粒サイズ (G.S.) が得られた。1 μm 以下の G.S. 域で機械的特性は改善され、21%Ni 鋼で G.S. を 1.1 μm から 0.33 μm にしたところ降伏強さは 68% 増大した。

G.S., オーステナイトの安定性、試験片の形状・寸法などに影響される引張特性は 3 種の塑性変形挙動を示す。第 I 型: G.S. $\leq 0.57\mu\text{m}$ のときリュース帯が全長に移動し終らぬうちにくびれが生じ、伸びは 7% 程度で下部降伏点をすぎても一定応力で経過し破断に至る。第 II 型: G.S. = 0.7~1.1 μm のときリュース帯変形後応力の若干の上昇があり、伸びは 30% 程度で上部降伏点は第 I 型より低い。第 III 型 G.S. > 1.1 μm のとき (すをわち焼なまし時間が長い) 変形中にオーステナイトは安定性を減じ、マルテンサイト変態をする。このことは早期くびれを防ぎ加工硬化能を上げ、伸びは 30% 程度得られる。

したがって焼なまし条件をかえることでマルテンサイト変態を制御すれば、加工硬化が遅く塑性不安定が特徴的である超細粒鋼に任意の機械的特性を与えることができる。(本多徹郎)

Fe-C-Mo 合金中における Mo_2C 針状炭化物の形成機構 (M. G. HALL, et al.: Met. Trans., 3(1972)5, pp. 1320~1322)

4%までの Mo を含む低炭素鋼において初析フェライト中に析出する Mo_2C の 3 つの析出形態は平行な集合体状、 $\alpha - \gamma$ 界面での緻密な繊維状、ウィドマンシュテッテン針状であるが、成長の運動学はまだ報告されていない。この報告は針状炭化物を含む組織中での炭化物の成長機構について調べた結果である。

供試材は真空溶解した Fe-0.1%C-1.95%Mo 合金で 1300°C で 3 日間均熱を行なった。0.012 cm の箔を 1300°C で 15 min 間オーステナイト化し、600~800°C の温度範囲で 24hr までの恒温変態を行なった。試料を 1% の過塩素酸を含むメタノール浴中で研磨し、電子顕微鏡で透過観察を行なった。変態の初期には炭化物を含まないフェライトが析出し、かなり後の時点では 550°C の低温においても初析フェライト中に針状の炭化物が見出される。これは針状炭化物がフェライト相中に発生し成長するという結果を与えるが、定量的な証明を行なうため針状炭化物の成長を検討した。組織写真より最も長

い針状炭化物の成長速度と炭化物先端の曲率半径を、600~750°C の 4 段階の温度について測定した。また成長の運動学の解析に必要な分散した Mo_2C の存在下におけるフェライト中の Mo 平衡濃度を 650~750°C の範囲で焼鈍後に X 線による格子常数の測定を行なって求めた。これらの結果を、ZENER-HILBERT の成長速度の式に代入し、Fe-Mo の相互拡散係数を計算し、アレニウスタイプのプロットを行なうと、HAM により測定された $\alpha\text{-Fe-Mo}$ のそれとよく一致する。これは Mo_2C 針状炭化物が α 相内で成長することを示すばかりでなく、針状炭化物の先端が不規則な界面組織をもつことを示している。(河村次男)

—物理冶金—

Fe-Ti-Si 合金の時効硬化

(D. H. JACK and R. W. K. HONEYCOMBE: Acta Metallurgica, 20 (1972) 6, pp. 787~796)

Fe-Ti-Si 合金が時効硬化をおこすのは、整合で球状の析出物が微細に分散している場合であり、このときの析出相は規則構造をもつ Fe_2TiSi であるという報告がある。

本研究では、粒子径の異なる場合の変形機構を決定するために、Fe-1.75 at% Ti-7 at% Si 合金が用いられた種々の硬化理論モデルから予測される降伏応力と実験値を比較するために時効時間と温度の変化による粒径の変化を調べた。また析出反応は透過電顕を用いて詳細に調べた。

得られた結果は、(1) この合金では、1000°C 以下の温度で形成される平衡析出物は Laves 相、 Fe_2Ti であり、この相は不均一に核生成し、種々の形態で成長する。(2) 800°C 以下の時効温度では、 L_{01} 規則構造をもつ準安定な Fe_2TiSi が均一毎相析出によつて生じる。析出物はミスマッチがきわめて小さい場合 (0.3%) には、少なくとも 1500Å の直径の粒子にいたるまで整合状態を保っている。(3) Fe_2TiSi の析出は転位の存在によつて著しくは影響されない。 Fe_2TiSi が粒界付近に観察されないのは、平衡相 Fe_2Ti が成長している場合のみである。(4) 粒子の凝集は Lifshitz-Wagner モデルに従っており、毎相中の Ti の拡散が凝集速度を制御する。(5) 時効により、降伏応力は最高値まで急激に増加し、その後減少する。最高強さを示す時効時間の付近で加工硬化率が増加する。(6) 最高強さを示すまで時効した合金で観察されるたいていの転位は単一である。対になつた転位が時々観察されるが、これが降伏応力を制御するとは考えられない。そしてこのことは、単一転位が析出粒子をせん断することによつて Fe_2TiSi 中に逆位相境界を形成するという機構によつて定性的に説明される。(7) 過時効した試料で転位は、粒子間を掃き、そして観察された降伏応力は OROWAN のモデルによつて予想された結果とほぼ一致する。転位と粒子の間の相互作用は比較的大きな粒子のまわりで転位の交差すべりを伴うものと思われる。(田中 徹)

Fe-Ni-C 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加熱速度の影響

(C. A. APPLE and G. KRAUSS: Acta Met., 20(1972) 7, pp. 849~856)

Fe-Ni合金のマルテンサイト→オーステナイト(α' - γ)変態は加熱速度が $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ であつてもせん断によつて進行するが、これをさらに遅くして $0.3^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ とすると一部拡散型となることが知られている。Fe-Ni-C合金の α' - γ 変態の機構は炭化物の析出などが関係するのでFe-Ni合金より加熱速度に大きく影響されると考えられる。

本論文は M_s 点を室温以下に調節した炭素含有量の異なる4種類のFe-Ni-C合金 α' - γ の変態機構におよぼす加熱速度の影響を熱分析、表面起伏、微細組織の観察によつて研究したものである。

合金の名称とその組成は次のとおりである。0.004C(0.004% C, 32.2% Ni), 0.05C(0.05% C, 30% Ni), 0.3C(0.29% C, 24.9% Ni), 0.6C(0.60% C, 21.9% Ni)。

試料は電解鉄、電解ニッケル、分光用炭素を用いて真空溶解で溶製した。径2.41mm、長さ101.6mmの試片と直接抵抗加熱して $3^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ から最高 $28000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の加熱速度で実験を行なつた。 α' - γ 変態の開始および終了温度であるAsおよびAfは温度-時間曲線の遅滞から決定した。

得られた結果を要約すると次のようになる。

0.004C合金では、加熱速度が3から $3000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ の範囲で変態機構はマルテンサイト型であつた。他の3種の合金では、2つの競合する異なる機構によつて α' - γ 変態がおこり、各機構によつて形成される γ 量の割合は加熱速度に依存する。

高速度加熱側で支配的な変態機構はマルテンサイト型であつて、 α' - γ 変態で形成される γ は板状でその中の転位密度は高く、せん断型変態に特有な鋭い表面起伏が観察される。もう一方の機構は熱活性型で α' - γ 不整合界面を横ぎる短範囲の拡散によつて変態は進行する。この機構で形成される γ は等軸晶でその中の転位密度は低く、表面起伏は丸味をおびたものである。変態が熱活性による加熱速度範囲では、加熱速度を増大するとAfは増大する。(菊池 実)

ガスを含む金属内のボイドの熱力学

(K. C. RUSSELL: Acta. Met., 20(1972)7, pp. 899~907)

中性子照射をうけた金属内に、ボイドが生成される現象が観察されて以来、照射欠陥からボイドが形成される機構の解明が大きな興味を呼ぶようになった。ここでは、原子空孔と溶存不活性ガスおよびボイドからなる系を考え、ボイドの核生成機構の理論解析をおこない、誘導した理論式に実際の増殖炉におけるデータを代入してボイドの核生成におよぼす種々の要因の影響度を評価した。

個々のボイドが生成されるとき自由エネルギー変化を原子空孔の濃度、不活性ガス濃度、外圧、歪エネルギー密度などの関数として、熱力学、統計力学によつて導いた。これをもとにして、平衡状態におけるボイド分布を求め、さらにボイドの臨界核形成にもなる自由エネルギー変化を求めた。この自由エネルギー変化の式から、ボイドの核生成の駆動力および核生成速度を導出した。核生成の駆動力をあらわす式を用い、実際の反応炉におけるデータを用いて数値計算し、マトリックス中における原

子空孔の過飽和度、外圧、転位によるひずみエネルギー、溶存ガス原子の蒸気圧などが、ボイドの核生成に与える影響を定量的に評価した。数値計算は、鉄中に原子空孔が熱平衡値の $10^3\sim 10^6$ 倍、過飽和に存在し、溶存ガスとして、ヘリウムが原子分率で 10^{-6} だけ存在している場合についておこなつた。

計算の結果、外圧のボイドの核生成におよぼす影響は無視できることがわかつた。一方溶存不活性ガスの呈する蒸気圧は、ボイドの核生成を促進する効果を有し、その効果は、ガス原子の金属への溶解熱を1eV程度とすると、原子空孔の過飽和度による促進効果と同程度のオーダーであることがわかつた。なお、この理論計算では解析上の困難から、溶媒原子によつて形成される格子間原子の影響を考慮に入れることができなかったため、その点、別に留意する必要がある。(大内啓史)

コバルトを含む3元フェライト合金における規則化した析出物による時効硬化

(D. J. ABSON and J. A. WHITEMAN: Met. Trans., 3(1972)5, pp. 1157~1162)

本論文は3元フェライトFe-Co-AlおよびFe-Co-Ti合金の時効硬化性について調べたものである。Fe-Co-Al合金の場合、3元系を構成する各2元系はいずれも等比組成においてCsCl型規則格子を形成するが、3元系内においては 750°C 以下にmiscibility gapが存在する。したがつてこの合金をmiscibility gap内に保持した場合、規則化した相が析出し硬化することが予想される。Fe-Co-Ti合金の場合も同様に、3元系を構成する各2元素はいずれもCsCl型規則格子を形成し、時効処理をほどこした場合、規則化した相の析出が予想される。また上記2つの3元合金はいわゆるマルエージ鋼に属するものであり、これら合金の内部組織変化を調べることににより、マルエージ鋼および同種の鋼の析出挙動の解明に新たな手掛りを与えるものと期待できる。このような観点から著者らは本研究を行なつたものである。

得られた実験結果を列挙すると次のようになる。

(1) Fe-Co-Ti合金系においてはFe-20Co-6TiがまたFe-Co-Al合金系においてはFe-15Co-11Alが最も著しい時効硬化性を示した。両合金とも最大時効硬化量はほぼ等しいが、Fe-Co-Al合金の方がより早く硬化が開始したより急激に過時効状態に至る。

(2) 両合金系とも規則化した球状の析出物が微細に分散しこれが硬化の原因となる。過時効状態における析出物の構造は、Fe-Co-Al合金においてはB2, (Fe·Co)Al, またFe-Co-Ti合金においてはL2₁, Fe₂CoTiであると思われる。

(3) 両析出物ともフェライト母相との間のmismatchは0.2%あるいはそれ以下と非常に小さく、整合的に核発生しかつかなりの大きさまで母相と整合関係を保っているものと思われる。

(4) Fe₂CoTi析出物は準安定であり、最終的にはFe₂Tiラーベス相があらわれる。(萩原益夫)

—その他—

鋼の機械的性質と組織におよぼす冷却速度の影響を決定するための一端焼入装置

(W. B. DAVIS, et al.: JISI, 210(1972)7, pp. 501~505)

加工熱処理を施した鋼の諸性質や靱性に関する知識の必要なことがしばしばあるが、この情報を得るには時間と費用がかかる。本論文に述べる装置はこれを経済的に得るためのものである。冷却速度の影響を見るために必要な熱勾配はジョミニ試験の原理を採用した。

装置は加工熱処理のための炉と圧延機および焼入装置を連結させたもので、加熱された鋼板は圧延後スリットから噴出する水により一端焼入れされる。圧延後焼入れまでの時間、水の噴出口の大きさおよび噴出量を調節することにより、熱処理条件を変えることができる。標準の鋼板の大きさは $300 \times 100 \times 15$ mm で数種類の冷却速度の異なるシャルピー試片が取れる。さらに試験後のシャルピー試片から小型引張試片を製作する。冷却速度は熱電対により測定したが、 $900^\circ\text{C}/\text{sec}$ から焼入れた場

合 $800^\circ\text{C} \sim 300^\circ\text{C}$ の温度範囲で $1^\circ\text{C} \sim 50^\circ\text{C}/\text{sec}$ である。

この一端焼入装置を用いて行なつた実験の例として、3種の低炭素鋼の機械的諸性質および組織におよぼす冷却速度の影響についての結果を示した。たとえば、 $0.1\% \text{C}$, $1.85\% \text{Mn}$, $0.06\% \text{Nb}$ 鋼では、 $2 \sim 7^\circ\text{C}/\text{sec}$ の冷却速度で衝撃性質と強さの良好な組合せが得られる。このとき降伏応力は $51 \sim 64 \text{ kg}/\text{mm}^2$ であり、組織は微量のペイナイトあるいはパーライトを含む微細な針状フェライトである。

この装置の特徴は1枚の鋼板で冷却速度を変化させた研究のできることであり、時間と材料の節約になる上にすべての試片の組成を同一に、また焼入れ前の処理を同一にすることができる利点がある。さらに長さ方向に厚さの異なる鋼板を圧延したり、温度勾配のある鋼板を焼入れたりすることにより、圧下率や焼入温度の影響を簡単に調べることもできる。(渡川正進)

書 評

金属の塑性と腐食反応

大谷 南海男著

金属の腐食防食に関する書物は内外ともに少なくないが、本書はこの分野ではまさに画期的な著書である。本書の副題「メカノケミストリーへの道」が示すように、負荷応力下の金属材料における種々の腐食現象を、メカノケミストリーの立場から系統的に取扱つた著書は、内外ともに本書が最初である。第1章腐食理論の未解決問題、第2章金属の塑性と破壊、第3章金属の構造と腐食反応、第4章ひずみ電極、第5章応力腐食割れ、第6章水素脆性にわたり現在の最高水準の理論が展開されている。著者は長年金属の腐食・防食とくに応力腐食割れ、水素脆性、孔食の研究に従事し、数多くのすぐれた業績を上げており、この分野の著者として最適格者である。著者が序の中で「自分のまわりの現実の動きをよく観察して、深い思索をこらす態度が大切ではないかと思われる」と述べているように、本書には理論が多いが、本書を各自のまわりの現実問題に挺子として適用すれば、現場技術者にとつても得るところがきわめて大きいことを疑わない。(下平 三郎)

(産業図書株式会社 A5判 220 ページ 定価 1400 円)

鉄 の 故 里

原 道 徳 著

著者は現在新日本製鉄株式会社八幡製鉄所製鉄部作業長として分析業務に従事している人です。氏は全く本務の余暇に昔の製鉄遺跡(タタラ)を文字どおり“たずねあるきまわり”、現地で古老と語り、また文献をあさるなどして、十年一日のごとく趣味の取材を続け、それをまとめたのがこの随筆の紀行文であります。同社の組合の機関誌「製鉄文化」に連載されたものを今回自費出版したものであります。序文を寄贈された新日本製鉄(株)専務取締役武田喜三氏は「製鉄業に一生をささげる私にとつて、ひしひしと迫るものがある」と述べられています。私は過去数10年来、タタラと首曳きしている関係から著者とも交際しており、彼の努力と文才とに敬服しています。私は本書をひろく一般の方々に推挙します。特に九州や山口県に郷里を持たれる方たちに、また現在のご日常の仕事や学問からすこしはなれて趣味の門戸をのぞかれようとするかたたちに。(長谷川熊彦)

(A5判 250 ページ 定価 850 円 お申し込みは北九州市小倉区金雞町1 原 道徳宛)