

抄 録

—原 料—

原料鉱石の破碎と篩分けに関する研究

(S. K. SENGUPTA and G. SCHWABE: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 21, pp. 1188~1196)

鉄鉱石の粉碎機構を調査するため、Kiruna, Itabira, Nimba, Tazadit の4種の粗鉄を用いて、鉄石強度、碎料粒径、粉碎機特性の粉碎比、 -5 mm 、 $+30\text{ mm}$ に対する影響を、圧力粉碎機と反撈粉碎機を用いて実験した。その結果、Kiruna, Itabira のタンブラー強度は81~86%、Nimba, Tazadit は65~67%であった。粉碎比は圧力粉碎機では、粉碎板間隙の減少、鉄石強度の低下と共に上昇し、反撈粉碎機では、ローターの回転速度の上昇、鉄石強度の低下と共に上昇した。またすべての鉄種について、粉碎比の上昇、碎料粒径の低下、鉄石強度の低下に伴って -5 mm は上昇し、 $+30\text{ mm}$ は低下した。Kiruna の例では、圧力粉碎機の場合、 -5 mm は、碎料粒径 80 mm 、粉碎比 2.0 で6%であるが、 4.0 では14%であった。粉碎比 3.0 、碎料粒径 80 mm では10%であるが、 32 mm では21%であった。また粉碎比 3.0 、碎料粒径 80 mm で、Tazadit は12%であるが、Kiruna は10%であった。一方、圧力粉碎機と反撈粉碎機を比較すると、後者の方が前者より碎製物の粒度範囲が広く、 $+5\sim 30\text{ mm}$ は前者が後者より12~34%高い値を示した。したがって、粗砕には後者は不利である。次に、一次にコーンクラッシャー、二次に突起付ロールフラッシャー、三次に平滑ロールフラッシャーを持つ閉回路粉碎プラントAと、一次にコーンクラッシャー、二次に平滑ロールクラッシャーを持ち、各段階に循環回路を持つプラントBにおいて、同一の粗鉄を用いて実験試験を行なった。その結果、各粉碎段階において、実験結果の妥当性が確認された。一方、プラントA、Bを比較すると、Bの方が -5 mm の発生が少なく、とくに低強度の鉄石においてその傾向が顕著であった。したがって、 -5 mm の減少を狙うならば、循環回路プラントが有利である。(田中 周)

—製 鉄—

高炉内における装入物移動速度

(L. Z. KHODAK and Yu. I. VORISOV: Steel in the USSR, 1 (1971) 3, pp. 182~185)

高炉内装入物の降下について模型を用いて解析した。 $1/20$ の模型を使用し、装入物は $3\sim 5\text{ mm}$ の耐火粘土および鉄石とコークスを用いた。耐火粘土の嵩密度は高炉装入物(鉄石とコークス)の平均値に相当し、内部摩擦係数は 0.82 (鉄石は $0.57\sim 0.86$ 、コークスは $0.52\sim 1.19$)であった。炉内滞留時間は $71\sim 90\text{ min}$ とし、送風は $55\sim 60\text{ mm}$ の安定なレースウェイをつくるに必要なだけ吹込み、送風の限界はストックラインで流動層が形成されるまでとした。

炉壁に付着物がない正常なときでも装入物の流れはす

でにシャフト下部とボッシュでレースウェイ帯の影響を受ける。炉壁に付着物があると流れの軌跡は正常なときより炉中心寄りにずれる。溶融帯より上部の装入物の動きはコークス燃焼の度合と鉄石の溶融による体積変化の度合に支配されることを検討し、鉄石とコークスの体積比(V_0/V_c)の分布、等降下速度線の分布(W/W_0 、 W_0 はストックラインでの平均降下速度)、溶融帯の分布の間に対応があることを見出した。 V_0/V_c が最大の位置で降下速度が最大となり、等温度線が最も下がっている。降下速度が単調に減速するのは中心部だけである。その他の位置の降下速度は溶融帯より上部でははじめは若干減速し、その後加速され中心から $0.5\sim 0.7R$ (R は炉床半径)の位置がとくに激しい。降下速度は溶融帯では小さいが、溶融帯の下では再び速くなる。実炉での降下速度との対比からは正確な情報を得ることはできなかつた。実炉の中心から種々の距離での滞留時間は模型の結果から推算すると、シャフトの中部までは一致しているが以後相違しはじめボッシュの下方ではますます差が大きくなった。(小笠原武司)

高温還元ガス・常温酸素複合送風(空気を含まない)時の高炉操業諸元

(V. G. VOSKOBOINIKOV, et al.: Steel in the USSR, 1 (1971) 4, pp. 259~263)

(I) 高温還元ガス($\text{CO}+\text{H}_2$ $70\sim 97.5\%$) + 常温酸素(空気をふくまない)、(II) 9%酸素富化の熱風 + 常温天然ガス、(III) 熱風 + 常温天然ガス、各複合送風時の高炉操業諸元について理論計算をおこなった。計算は Yu. I. GOKHMAN の方法で 3200 m^3 の高炉について、次の前提をもとにおこなった。

羽口でのコークスのガス化速度、理論燃焼温度、単位時間当りの炉体放散熱、 CO の利用率を一定とし、 H_2 の利用率は羽口先での H_2 濃度に逆比例するとした。

(I)の場合(II)に比較してコークスカーボンの CO への燃焼熱の原単位は低下するが、 CO の CO_2 への燃焼熱の原単位が増すこと、分解熱が必要でないこと、生産速度が増し炉体放散熱が低下すること、炉頂ガス原単位が低下し炉頂ガス熱原単位が低下することによりコークス比を低下できる。 $\text{CO}+\text{H}_2$ 97.5% のとき(II)に比較してコークス比の低下は $25\sim 28\%$ 、生産量の増加は $23\sim 29\%$ となる。

1968年10月Novo-Tula工場での操業試験(1203°C 、 $\text{CO}+\text{H}_2$ 88.4% 還元ガス、還元ガス原単位 $983\text{ NM}^3/\text{T}$ 常温 $85\%\text{O}_2$ ガス 原単位 $303\text{ NM}^3/\text{T}$)では9%酸素富化熱風+天然ガス複合送風時よりコークス比は19%低下した。この場合還元ガス中に $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ が 6.1% 含まれており、理論燃焼温度一定とすると $\text{CO}_2+\text{H}_2\text{O}$ 低下でコークス比は 3.05% 低下する。(角田健夫)

—製 鋼—

溶融純鉄および Mn, Ti, B を含む溶鉄中の酸素の活量 Mo, W, Nb, Ta を含む溶鉄中の酸素の活量

(W. A. FISCHER und D. JANKE: Arch. Eisenhüt-

tenw., 42, (1971) 10, pp. 691~694, 695~698)

溶鉄中の酸素の活量に対する共存元素の影響に関しては、 H_2O-H_2 , CO_2-CO 混合ガスと溶鉄との平衡測定を中心として多くの報告があるが、従来の研究結果にはかなりの不一致があり、検討の余地が多い。著者らは酸素濃淡電池により、溶鉄中の C, P, O, S, CO, Ni, Cr, V, Cu と酸素間の相互作用助係数, $e_O^{X'}$ を測定しており、本研究においては、この測定法を O, Mn, Ti, B, Mo, Nb, Ta を含む溶鉄へと拡張している。測定に用いた電池の構成は

Pt-Rh, 空気// $ZrO_2(+CaO)$ //Fe-O(e), Fe(S) (a)

Ir, H_2O-H_2 // $ZrO_2(+CaO)$ //Fe-X-O(e), Fe(S) (b)

(a) は $e_O^{O'}$ の決定に用いたもので、10 kg の純鉄を中周波炉にて溶解し、炉底部に電池を設けている。(b) は $e_O^{X'}$ の測定用のもので、タンマン炉, Ar 気流中で 300 g の Fe-X 合金を溶解後、その上部より電池部分を浸漬するタイプで、いずれも 1600°C における測定を行なっている。(b) の場合の基準極の p_{O_2} は 10^{-10} atm に調整し、起電力測定前に粉末状グラファイトを微量添加して脱酸したのち共存元素 X を添加しつつ測定を行なっている。測定時の鉄合金中の酸素は石英管吸上げ試料の Ar 送気法により決定し、 $e_O^{X'}$ は同一酸素濃度に対応する Fe-(X)-O 系の起電力値の変化より算定した。測定結果は

$$\begin{aligned} e_O^{O'} &= -0.30 \pm 0.06 (<0.23\%), & e_O^{Mn} &= 0 (<12\%), \\ e_O^{Mn} &= -0.028 \pm 0.002 (12\sim 28\%), & e_O^{Ti} &= -0.45 \pm 0.05 (<0.3\%), \\ e_O^{B} &= -0.40 \pm 0.02 (<1.2\%), & e_O^{Mo} &= 0.007 \pm 0.0005 (<22.7\%), \\ e_O^{W} &= 0.011 \pm 0.0005 (<31.5\%), & e_O^{Nb} &= -0.066 \pm 0.001 (<8.4\%), \\ e_O^{Ta} &= -0.009 (<24.8\%) \end{aligned}$$

とかなり精度のよい値がえられている。この中で、Ti, B については上記の濃度範囲以上では、 $e_O^{X'}$ の絶対値が次第に減少することを確認した。(鈴木健一郎)

溶融金属浴中の酸素の活量に対する二、三の元素の協同効果

(P. A. ČERKASOV and W. A. FISCHER: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 10, pp. 699~702)

Cr, V を含む溶融鉄合金およびコバルト合金について $e_O^{Cr'}$, $e_O^{V'}$ を測定した。測定方法は前報と同様に空気流入極を基準極とする酸素濃淡電池を用いた。測定温度は 1600°C である。

まず、 $e_O^{Cr'}$, $e_O^{V'}$ の値を確立するため 3 元系での起電力測定を行ない、つぎの結果をえた。

$$\begin{aligned} e_O^{Cr'}(Fe-Cr-O) &= -0.035 (5\sim 18\%) \\ e_O^{V'}(Fe-V-O) &= -0.013 (0.3\sim 1.5\%) \\ e_O^{Cr'}(Co-Cr-O) &= -0.070 (3\sim 20\%) \\ e_O^{V'}(Co-V-O) &= -0.26 (0.2\sim 4\%) \end{aligned}$$

これらの数値は従来の報告とほぼ一致し、測定精度も良好である。さらに、Cr, V を同時に添加した 4 元系へと起電力測定を拡張した。その結果は

$$\begin{aligned} e_O^{Cr'}(Fe-V-Cr-O) &= -0.028 \\ & (V 1.4\sim 2.1, Cr 3\sim 20\%) \\ e_O^{V'}(Fe-V-Cr-O) &= -0.064 \\ & (Cr \approx 17, V 0.3\sim 2.3\%) \\ e_O^{Cr'}(Co-V-Cr-O) &= -0.045 \\ & (V 2.5\sim 3.5, Cr 3\sim 22\%) \end{aligned}$$

$$e_O^{V'}(Co-V-Cr-O) = -0.072$$

$$(Cr 15\sim 19.5, V 0.5\sim 3\%)$$

したがって、3 元系、4 元系の $e_O^{Cr'}$, $e_O^{V'}$ はいずれも異なり、その差は Co 合金についてとくに大きい。この差は実験誤差以上のものであり、多元系溶鉄中の酸素の活量の評価に際して、 $e_O^{X'} \cdot [\%X]$ の加成性が成立しないことを示すものである。同様の現象は高 Cr 濃度の Fe-Cr-O, Co-Cr-O, Ni-Cr-O 系に Ti あるいは Si を添加した場合についても報告されており、多元系の高濃度合金浴中の O, C, N, S などの活量評価にあたっては留意すべき点であるとしている。(鈴木健一郎)

Fe-O-S 系における介在物の生成

(J. C. YARWOOD, et al.: Met. Trans., 2 (1971) 9, pp. 2573~2582)

偏晶反応による介在物の生成の理論を提示し、三元合金 Fe-O-S 系に適用して実験結果とよい一致を見た。溶質 O および S を少量含む鉄合金は、最初に鉄デンドライトを晶出し、液相 L_1 は濃化されて偏晶線に達する。この点において溶質濃度の高い異なつた液相 L_2 が析出し、それは成長中のデンドライトに液体小粒子として捕えられる。温度の降下につれて溶質濃度の一層高い L_2 が析出し、それらが順次デンドライトに隔離される。この機構に因んで、ここに提示される理論を“isolation”モデルと呼んでいる。隔離されたおのおの液体小粒子は少量の鉄を析出して共晶の谷に達し、FeO あるいは FeS を析出して三元共晶点に至り凝固を完了する。したがって凝固組織中にみられる介在物組成は連続的に変化していることが予想される。偏晶反応における物質平衡式、体積保存の式および二液相間の結合線関係式と Hilty & Crafts による三元状態図に基づいて計算を行なつた。温度降下に伴つて析出する L_2 相の重量分率と FeO 含有率の変化、初期合金組成の O/S が介在物の FeO 含有率と介在物組成範囲に及ぼす影響を定量的に求めた。

試料は Fe_2O_3 と FeS を Ferrovac-E に充填し不活性ガス中で浮揚溶解して作成し、光学顕微鏡により介在物の観測、測定を行なつた。介在物は一般に FeS-FeO 共晶マトリックスに FeS または FeO を含み、時々 Fe を含んでいる。O/S が約 0.05 より大きい合金では介在物組成にある一つの範囲が観測された。介在物の FeO 最大含有率は O/S によらず一定である。FeO に富んだ介在物は球状でデンドライトアームの中心の方に在るが、FeS に富んだ介在物は大部分が卵形ないし板状で、デンドライトアーム間に存在する。介在物の組成範囲、形態、分布は冷却速度の影響を受けない。以上の実験事実は“isolation”モデルで予測されることと定性的、定量的に一致している。(矢野修也)

鋼が凝固するときの非金属介在物の生成

(G. V. KUPRISOV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 9, pp. 54~57)

雰囲気調節できる抵抗炉内にて Fe-O, Fe-Si-O 系の液体および固体状態における酸素の活量を起電力法にて測定した。 $K_{Si} = [Si] \cdot [a_O]^2$ と $1/T$ は 1600°C から δ - γ 変態温度付近までは同じ直線関係にあつた。

Fe-O 2 元系における [O] は凝固過程において 0.17

% から 0.034% に変化し、 δ - γ 変態において 0.009% から 0.002% に変化した。

電子顕微鏡観察により、脱酸の弱い Fe-Si-O 系の凝固過程で生成する介在物は温度変化によつてその量および形状の変化することがわかったが、これは平衡定数の変化によつて説明された。 δ - γ 変態温度に達すると結晶粒や粒界のサブ組織とマイクロドンドライトと区別できる変化しない酸化物相が観察された。

酸素溶解度の変化によつて生成する二次および三次の介在物は脱酸剤の量によつて変化する。たとえば [Si] が 0.2% から 0.4% に増加すると、二次の介在物は 35.5%、三次介在物は 24.5% 減少した。

140 T 平炉で溶製した 20×HP 鋼の脱酸法を変化したときの介在物量と機械的性質の変化を研究した。鑄造過程での a_0 は脱酸法によつて変化するばかりでなく、Ar ガス中での鑄造ではいちじるしく減少した。そのため Ar ガス鑄造した鋼中の二次介在物は減少し、衝撃値は 20~25% 向上した。(郡司好喜)

鋼を真空処理するときの酸素活量の決定, 第 1 報

(G. N. OIKS, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 9, pp. 41~45)

アランダム坩堝中に 350~400 g の鉄をタンマン炉で真空溶融し、1580~1620°C において溶鉄中の酸素の活量を測定した。酸素の活量は固体電解を用いる起電力測定によつて決めた。溶鉄中に挿入した W 棒を一方の極とし、標準極としてはアランダム管内に黒鉛粉を充填したものを溶鉄中に挿入した。標準極のうち直径 10 mm の小極は真空中で測定し、直径 20 mm の大極は大空中で測定できるようにした。

アランダムのイオン電導の割合は 0.75 とし、また W と黒鉛の間の熱電力を考慮して酸素の活量 a_0 を算出した。

大小 2 つの標準極によつて同時に測定した a_0 の値には相当の差があり、真空中で動作する小極の方が高い値となつた。この差は標準極の P_{O_2} におよぼす圧力の影響で説明され、小極と大極で測定された a_0^C と $a_0^{C'}$ の起電力の差 ΔE は

$$\Delta E = \frac{RT}{nT} \ln \frac{a_0^{C'}}{a_0^C}$$

溶鉄中の a_0 に影響されないことが確かめられた。

Fe-C, Fe-Cr, Fe-C-Cr, Fe-C-Cr-Si, Fe-C-Cr-Si-Al の各合金の 1600°C における a_0^C を小極を標準として測定した結果、炉内圧力によつて次のように変ることがわかった。

$$a_0^C = (4.8 \log P + 3.1) 10^{-5} \quad (50 \sim 760 \text{ mmHg})$$

$$a_0^C = (2.6 \log P + 6.9) 10^{-5} \quad (0.5 \sim 50 \text{ mmHg})$$

(郡司好喜)

—加工—

連続鑄造薄鋼板のプレス成形性

(I. A. OSTREIKO, et al.: Steel in the USSR, 1 (1971) 4, pp. 300~303)

連続鑄造鋼片から圧延された薄鋼板を、自動車工業における複雑な形状を持つ部品のプレス成形加工に利用しえるかどうかを決める目的で、普通造塊により得られた

冷延鋼板とのプレス成形性の比較がソ連の ZIL (Likhachev) および Lenin Komsomol 自動車工場において実施された。調査の対象となつたプレス成形部品は、ギヤケース、センターピラー、ラジエーターケースパネル、および計器盤パネルで、ソ連では現在のところ、これらの部品の製造の場合は、主として輸入鋼材を振り当てている。鋼種としては、0.05~0.08% C, 0.28~0.40% Mn, 0.009~0.015% P, 0.012~0.016% S, 0.02~0.03% Si, および 0.030~0.086% Al を含有する冷延スタビライズド鋼板 (08 Yu 鋼) の、Novo-Lipetsk 工場製連鑄材が選ばれ、比較鋼としては Novo Tula, Zaporozhstal', Cherepovets の各工場製ソ連国内材、およびオーストリア、西独よりの各輸入材の、いずれも普通造塊材がそれぞれ選ばれた。

これらの試験材についての諸特性を比較したところ、連鑄材から圧延された薄板は、普通造塊材のそれと比較して通常の機械的性質、たとえば降伏応力、伸び率、硬度などはほとんど同等であり、また異方性係数 R 、加工硬化指数 n は、連鑄材の方が平均してはるかに高い値を示した。このことは、連鑄材が普通造塊材と比較して、薄板のプレス成形性という点で、優れた特性を持つことを示唆するものである。これらの知見に基いて前述の各自動車部品について連鑄材冷延鋼板の工業的プレス成形を実施し、まったく不良の生ずることなく製品を得ることに成功した。この結果、ソ連においては、連鑄材を工業的プレス成形加工用材として推奨できるものとなつた。(図 2, 表 2, 参 2) (志村一輝)

—性質—

18 Ni 200 K Si 級マルエージ鋼の粒界破壊におよぼす活性化元素の影響

(R. L. CAIRNS and C. J. Novak: Met. trans., 2 (1971) 7, pp. 1837~1846)

200KSi マルエージ鋼を 1200°C 以上の高温から冷却する際に、1000°C~750°C の温度域で徐冷すると脆化する。これは粒界に TiC が析出するためであるといわれているが、この脆化を防止する元素を求めるために、L₃, L₂₄ の直交表に、A シリーズ (V, Al, Mn, Cr, Mg, Ti), B シリーズ (Al, Cr, S), C シリーズ (Mg, Ti, Mo, Ca, Zn, B), D シリーズ (Ti, B, Ca, Zn, Mg) の組合せを割り付け、真空溶解で 15 kg インゴットを溶製し、引張試験、シャルピー試験を行なつた。熱処理は、(1) : 1 hr/820°C + 3 hr/480°C (2) : 1 hr/1200°C → 1 hr/980°C + 3 hr/480°C (3) : 1 hr/1200°C → 4 hr/820°C + 3 hr/480°C (4) : 1 hr/1200°C + 3 hr/480°C の 4 通り行ない、比較した。

A シリーズから、Mg 0.01% の添加によつて、(2) の熱処理による靱性の低下が防止され、Ti が靱性の低下に影響し、C が多いとその低下が大きいたことが他のシリーズと比較して明白になつた。また他の元素の効果ははつきりしなかつた。B シリーズから、Al, Cr 複合添加より、Al 単独添加のほうが強度に対して効果があり、S が 150 ppm 以上添加されると、もはや熱処理の違いによる靱性の低下は現れなかつた。破面には Ti サルフェイドが存在することなどが認められた。C シリーズで

は, Ca, B, Zr の効果を調べたが, Mg のみが有意であり, Ca, B+Zr は標準の熱処理 (1) でも靱性を低下させる。D シリーズでは B と Zr を別々にとりあつかって調べた。B は低 Ti で, Zn は高 Ti で靱性を下げ, Ca は 0.05%Ti では有効であるが, 0.3%Ti では効果がない。

以上総括すると, Ti は通常の熱処理では良好な性質をもつが, 1000°C~750°C の間を徐冷すると, 脆化をおこさせる。Mg は, オーステナイト粒界の析出物の量, 形態にはつきりした変化がなくても, 粒界析出による脆化を防止するが Ca, B, Zn にはこのような性質はない。

(沼田英夫)

2つの強力鋼の強度と靱性の改善

(D. WEBSTER: Met. Trans., 2 (1971) 7, pp. 1857~1862)

本研究は特殊なオーステナイト化処理により生ずる微細組織と機械的性質の変化を調べたものである。2つの鋼, すなわち AFC 77 (0.15%C, 14%Cr), AFC 260 (15%Cr) を採用した。試料は 1800~2000°F の温度でアルゴンまたは真空中で 1 hr オーステナイト化処理した。 δ フェライトは AFC 77 では 2100°F, AFC 260 では 1900°F 以上のオーステナイト化温度で生じた。オーステナイト化処理のあと AFC 77 は -100°F に急冷し, 1 hr 保持したのち, 800~1100°F で 2+2 hr 焼きもどした。AFC 260 は -100°F に急冷し 1 hr 保持したのち, -320°F に 1 hr 保持し, 800~1100°F で 2+2 hr 焼きもどした。AFC 260 のいくつかは -100°F で 48 hr サブゼロ処理し, 更に -320°F で 1 hr 保持した。次に恒温変態を 1600~2000°F で 15 min~100 hr 行なった。これらの熱処理を行なった試料につき引張試験, 破断靱性試験, 応力腐食試験を行なった。

高温でオーステナイト化処理することにより AFC 77 と AFC 260 に生じた δ フェライトは 1800~2000°F でオーステナイトに恒温変態する。この処理により, δ フェライト域以下のオーステナイト化処理温度で可能な量より多くの炭化物および金属間化合物を固溶し, 多くの残留オーステナイトが生ずる, この効果を利用するために採用した 2 段オーステナイト化処理は試験に供した鋼の最も優れた強度と靱性を示す。 δ フェライトは AFC 77 の強度と靱性を低下させるが, これは 700°F 以上で焼きもどした場合特に顕著である。(山田武海)

準安定オーステナイト系ステンレス鋼の応力および歪誘発マルテンサイト変態と変態の強度と靱性に及ぼす影響

(D. FAHR: Met. Trans., 2 (1971) 7, pp. 1883~1892)

準安定オーステナイト系ステンレス鋼における加工誘発マルテンサイト変態について, Mn と C 量, 試験温度および加工温度と加工量の面より研究した。

試料は 9%Cr-8%Ni-Mn-C 合金鋼で Mn を 1~4%, C を 0~0.5% に変化させ, 1200°C で γ 化後室温から 450°C までの種々の温度において, 20~80% の圧延比で加工熱処理を行ない, 室温, 100°C, -78°C および -196°C の各温度での引張特性を求めた。

M_s と M_d 間でのマルテンサイト変態は応力および歪

によつて誘発される。前者は応力誘発マルテンサイト変態と呼び, マルテンサイト変態に必要な応力が γ のすべりに必要な応力より低い場合 ($\sigma_{A \rightarrow M} < \sigma_{yieldA}$) である。後者は歪誘発マルテンサイトと呼び, γ のすべりがマルテンサイト変態より先に起こる場合 ($\sigma_{A \rightarrow M} > \sigma_{yieldA}$) である。

γ の安定度により, 引張り特性を調節することができる。 γ の安定度が低いとき, 降伏強さと伸びが低下し, 引張り強さと加硬化度は高くなる。9%Cr-8%Ni-Mn-0.3%C 鋼では Mn の増加により, 安定な γ が多くなり降伏強さと伸びが高くなり, 引張り強さと加工硬化度は低下した。しかし加工硬化度がある値より高くなると, γ の安定度が大きになつても伸びは減少する。試験温度の機械的性質に与える影響は大きく, M_d 近くの温度で最大の伸びがえられる。また圧延温度が M_d 以下のときは残留 γ が安定化し, M_d 以上の加工では析出により安定な γ が少くなる。450°C での圧延時間を長くするとすなわち圧延比を高くすると γ の安定度が減少する。

(内堀勝之)

衝撃強化したオーステナイト・ステンレス鋼の昇温時の機械的性質

(M. KANGILSKI, J. S. PERRIN, R. A. WULLAERT, and A. A. BAUER: Met. Trans., 2 (1971), pp. 2607~2612)

本研究は衝撃で導入した欠陥組織が昇温時の機械的性質を左右することを予想し, 引張試験, クリーブ試験, X線回折, 微細組織の観察を行ない機械的性質と組織の関係を調べた。材料は 0.5 インチ厚の 304 型ステンレス鋼を用いた。衝撃強化方法は試料と 15° の角度を持つた「はね板」(flyer plate) を試料にはげしく衝突させ, 面衝撃波により強化させた。このとき, 供試材は 320kbar の圧力により衝撃をうけ, 供試材は 0.5' から 0.45' になり, 密度は 7.910 から 7.889 g/cu cm に減少した。また 20% のフェライトが生じた。衝撃によつて結晶粒径の変化は見られなかつたが粒内にストレーションが観察され, X線回折により (111) 面における双晶であることが確認され, また多数の転位が生じた。

660°C 以下の焼なましで衝撃強化鋼はわずかに硬化したが, さらに焼もどし温度が高温になると硬さは減少し, 900°C の焼なましで衝撃強化する前の硬さに戻った。衝撃強化により耐力, 比例限は大きく増加したが伸びは減少した。焼なましにより衝撃強化材は強度の低下と伸びの増加を生じたが, 900°C における焼なましは衝撃強化する前より低強度であり, 伸びも少なかつた。また高温引張試験の結果衝撃強化はやはり有効であつた。焼なましによつて 500°C における強度は低下したが低下の程度は焼なまし温度に依存しなかつた。伸びは焼なまし温度の増加と共に増加した。900°C の焼なましをした試料は低い温度で焼なましをした試料と比較すると応力-ひずみ曲線に大きな相違が見られた。これは 900°C における焼なましによつて局部的に再結晶が始まるためであり, 875°C の焼なましでは生じなかつた。

650°C におけるクリーブ試験の結果, 衝撃強化しない鋼は 54 hr で破断したが, 衝撃強化された鋼は 820 hr でもわずか 1.1% の伸びしか見られなかつた。

(金尾正雄)

炭素鋼の衝撃誘起変態強化におよぼす初期組織および衝撃加圧方法の影響

(B. G. KOEPKE, et al.: Met. Trans., 2 (1971) 8, pp. 2043~2049)

SAE 1020, 1040 および 1095 の炭素鋼に対し、飛しょう板法で加えられる衝撃波によつて、158, 283 kbar の最大圧力を加え、衝撃加圧後の機械的性質、光学顕微鏡組織の観察を行ない、これまでに測定された $\alpha \rightarrow \epsilon$ の変態を起こす圧力の効果と、この方法で得られた結果とを、加圧する前の組織と衝撃圧力を得る方法の相違などから比較検討した。

衝撃圧力を得るにはこれまでに2つの方法が用いられ、その1つは、爆発によつて加速された飛しょう板が試料に衝突し、面衝撃波を生じる方法、もう1つは三角錐の頂点での爆発を平面衝撃波に変える explosive lens を使用して衝撃波を attenuator および空隙を通して試料に与える方法である。衝撃圧力の持続時間は後者の方が通常長い。

衝撃加圧後の引張試験結果は、1095 は加圧によりわずかな強度上昇がみられるが、1040 は 283 kbar で、1020 では両試験圧力で急激な強度上昇がみられた。急激な強度上昇は顕微鏡組織の観察から $\alpha \rightarrow \epsilon$ の変態が生じた試料に対応していることが認められた。1095 で強度上昇がわずかであったのは圧力によつて $\alpha \rightarrow \epsilon$ の変態が生じていないか、生じていてもわずかである。一方これまでに 0.99% C を含む鋼に対して同様な加圧方法でも強度上昇が 220 kbar 以上の圧力下で認められている。この相違は $\alpha \rightarrow \epsilon$ の変態圧力がパーライトの層間隔などの組織に影響されることを示している。すなわち使用した 1095 鋼では間隔が 0.1μ であり、強度上昇が認められた試料では 0.3μ であつた。

本実験で用いた飛しょう板法による加圧方法を使用した実験では、炭素量の増大により変態圧力は高圧側に移行するが、加圧時間の長い方法を使用した実験では、変態圧力は炭素量により変化しないことが知られている。この変態圧力の炭素量による依存性の相違は加圧方法による衝撃圧力の持続時間に影響される。衝撃面から試料の厚さ方向に硬度を測定し、この硬度の変化および本実験の加圧時間などの測定から、 $\alpha \rightarrow \epsilon$ への変態が起るに必要な時間が、 $0.8\mu\text{sec}$ であると推察された。したがつて $0.8\mu\text{sec}$ を超える加圧時間があると炭素量によらず、純鉄の $\alpha \rightarrow \epsilon$ の変態圧力の 130 kbar で変態が起こることを説明できる。(藤田充苗)

すぐれた靱性と延性をもつ強力ステンレス鋼の開発

(D. WEBSTER: Met. Trans., 2 (1971) 8, pp. 2097~2104)

本研究の目的はすでに報告した残留オーステナイトと微細オーステナイト粒径の強度と靱性におよぼす効果を利用できるような添加元素を加え、AFC 260 や AFC 77 よりすぐれた性質をもつステンレス鋼を開発することである。

供試材としては AFC 77 と AFC 260, さらに Nb の結晶粒の微細化作用を調べるために AFC 77 に 0.1% Nb を添加した鋼 A と、A 鋼に 1% Ni を添加して Nb の結晶粒微細化作用と Ni のオーステナイト安定化作用の

累積的效果を調べるための鋼 B を用いた。オーステナイト処理は $700 \sim 2200^\circ\text{F}$ で 1 hr 行ない、油冷したのち -100°F で 1 hr サブゼロ処理し、 $500 \sim 1200^\circ\text{F}$ で 2+2 hr 焼もどした。機械的性質は破壊靱性、引張特性、圧縮特性などを調べ、残留オーステナイト量を X 線を用いて測定し、オーステナイト粒径を測定した。

AFC 77 ステンレス鋼に 0.13~0.22% Nb を添加すると著しいオーステナイト粒径の微細化が起こる。AFC 77 に 1% Ni を添加すると高温 ($800 \sim 1100^\circ\text{F}$) で残留オーステナイト量を著しく増す。Nb の結晶粒の微細化作用と Ni により生じた残留オーステナイトのクラック伝ばの遅延効果を取り入れた合金 B は他のステンレス鋼よりすぐれた強度と靱性を示す。合金 B は $800 \sim 900^\circ\text{F}$ で焼きもどすと比較的高い延性を示す。これは応力に誘起されるオーステナイトからマルテンサイトへの変態がネッキングを遅延するためと考えられる。 1000°F で焼きもどした AFC 77 で認められる異常に低い引張降伏点応力はオーステナイト中の残留応力によるものである。

(山田武海)

準安定オーステナイトの破壊と顕微鏡観察

(W. W. GERBERICH: Met. Trans., 2 (1971) 8, pp. 2243~2253)

本研究の目的は 1) ひずみ速度に依存する異常な破壊現象の遷移に関する量的研究, 2) 組成と試験温度に依存する破壊形態のより詳細な調査, 3) 組成を変化させてオーステナイトの安定度を変化させることによりすでに提案されている理論的破壊モデルを証明することであり、得られた結果は次のごとくである。

強力、準安定オーステナイト鋼の平面応力破断靱性はクラック先端で生ずる断熱的加熱により支配されるクラック伝ば速度の関数である。この効果は断熱的溫度上昇がひずみ誘起マルテンサイトの生成速度を著しく変えるのに十分であることにより観察される。理論的モデルをクロスヘッド速度の関数として破断靱性を推定するために導いた。フラクログラフィーおよび破壊過程はマルテンサイト域での破壊の核発生、オーステナイト域でのき裂の伝ばの二段階に観察される。0.24% C 以下の合金ではマルテンサイトが延性破壊過程により破断し、0.27% C 以上の合金では室温でマルテンサイトが延性破壊し、 -196°C でへき開破壊を示す。 -196°C における延性から脆性への遷移度は約 $140 \text{ ksi-in}^{1/2}$ の平面ひずみ破断靱性 (K_{IC}) を示す低炭素合金と $K_{IC} \sim 50 \text{ ksi-in}^{1/2}$ を示す中炭素合金の間で、炭素量の関数として示される。 $450 \text{ ksi-in}^{1/2}$ といった優れた平面応力破断靱性が得られた。最も高い破断靱性はより不安定なオーステナイトにし、変態係数 m を最大にすると得ることができ、一次近似として K_{IC} は $m^{1/2}$ に比例する。これは定量的に変態によるせん断変形中に塑性的に吸収される多量のエネルギーを説明する従来のモデルを説明することになる。

(山田武海)

鉄の相変態塑性 (動的超塑性), Fe-C 合金 (0.011~1.52% C) における相変態塑性 (動的超塑性)

(S. PETSCHKE and F. STANGLER: Z. Metallk., 62 (1971) 8, pp. 601~605, 606~609)

純鉄および Fe-C 合金における相変態塑性について調

査した。加熱サイクル n の温度間隔 ΔT と温度変化の速度 $\Delta T/\Delta t$ をパラメーターとして、加熱サイクルの中間温度 T_m における変態圧縮歪 ϵ (%) を求めた。試料は高純度鉄 ($C < 0.01\%$)、Fe-0.011~1.52% C 合金を用い、高真空中で小さい応力 σ を加え、加熱サイクル処理を施し、変態によつて生じる圧縮量をマイクロメーターにより測定し、別にクリープ量を求め、圧縮量からクリープ量を引いて ϵ を求めた。 ϵ は σ が小さいときは比例関係があつた。

高純度鉄と 0.011% C を含む鉄の場合、中間温度がちょうど相変態温度のとき最大の変態圧縮歪がえられる。 $\sigma = 0.320 \text{ kp/mm}^2$, $T_m = 910^\circ\text{C}$, $n = 20$ 回, $\Delta t = 3 \text{ min}$ の条件では温度間隔が大きいほど完全な変態を生じるため ϵ は大となり、 $\Delta T/\Delta t$ にはあまり関係しない。

最大の変態圧縮歪と温度範囲との間には $\epsilon_{\max}[\%] = -6.3 + 0.208 \Delta T$ (ただし $80 \leq \Delta T \leq 115$)、また最大の変態圧縮歪を与える温度範囲と温度変化の速度との間には $\Delta T_{\max}[\text{C}] = 56.6 + 0.587 \Delta T/\Delta t$ (ただし $40 \leq \Delta T/\Delta t \leq 100$) という関係がそれぞれえられる。

Fe-C 合金の場合、変態歪はつねに相変化と対応する。亜共析鋼では最大の圧縮歪を与える温度は状態図の G-S 線にそつて変化し、 α - γ 変態温度範囲の大きさと ϵ_{\max} との間には比例関係があり、C% の増加とともに ϵ_{\max} は減少する。過共析鋼ではパーライト変態と γ -Fe₃C 変態のために、C% と T_m と ϵ とを3元の立体図で描くとき、 T_m が状態図の A₁ 温度のときと S-E 線に沿つた温度のときの2カ所で変態歪のピークがみられる。

(内堀勝之)

フェライト鋼における組織とクリープ強さの関係

(J. D. BAIRD: Jernkout. Ann., 55 (1971) 7, pp. 311~321)

この論文は数種の鋼のクリープ強さが合金元素の固溶強化によるものか、分散強化によるものかについて、すでに発表された論文を詳細に調べたものである。また種々の条件下で作用するクリープ強さの機構を考察した。

軟鋼または炭素マンガン鋼におけるクリープ強さは主にフェライト中に Mn, N が同時に存在することによる相互固溶体強化効果によつており、析出物が存在するとクリープ強さは低下する。

0.5% Mo 鋼において 450°C 、低応力 (6.2 kg/mm^2) の状態では MoC や MoN の分散強化が固溶体強化よりもより支配的であり、 550°C 、高応力 (14 kg/mm^2) では逆となる。Mo の固溶強化は固溶体中の炭素や窒素と Mo の相互作用に依存している。 550°C で 1% Mo 鋼のクリープの過程は 19 kg/mm^2 の応力レベルでは回復過程によつて支配される。しかし低応力 (12.5 kg/mm^2 以下) での過程は移動している転位の周囲に Mo-C や Mo-N の雰囲気形成することによる溶質原子を固溶体から引き出すプロセスが支配的となる。Cr や V を添加した Mo 鋼においては分散強化が固溶体による強化過程よりも 600°C 以下では支配的である。V を含んでいる鋼では 700°C までの温度で長時間焼戻しを行なつてもクリープ強さの低下がない。これは Mo や Cr に比較すると過時効によつても粗大化に対して大きな抵抗をもつ V₄C₃ によるものである。そして分散強化の場合には

炭化物粒子の微細な安定分散が強化に対して重要でこの組織は上部ベイナイト組織を焼戻すことで得られる。

分散強化は一般にあるクリープ強さに対し固溶体強化よりも延性が高くフェライト鋼におけるクリープ強化機構と延性破壊との間には関連があると考えられる。

(西川真人)

溶接金属の脆性について

(R. A. SWIFT and H. C. ROGERS: Welding J., 50 (1971) 8, pp. 357~373)

今日までの研究によれば応力除去脆性、クリープ脆性、焼きもどし脆性は互に関連があるということは明らかであるが、これらの相互関係は決して決定的なものではない。脆性は一般にオーステナイト粒径の増大にともない増す。鋼板では応力除去脆性は溶接後の熱処理中に熱影響部に生じ、粒間割れにより特徴づけられ、ノッチ靱性を低下させる。敏感な溶接金属では脆性は一般にノッチ靱性の低下により示される。

脆性感受性はまた強度の関数である。応力除去、クリープ脆性は高強度側でより顕著であるが、焼きもどし脆性は低強度側で顕著である。応力除去脆性とクリープ脆性は熱経歴や試験中の析出に依存する。焼きもどし脆性はおもにオーステナイト粒界への微量不純物元素の偏析によるものである。焼きもどし脆性の測定に用いる遷移温度の移行は低強度側で重要である。しかし焼きもどした $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo の 50°F での吸収エネルギーは明らかに強度に無関係である。

清浄度は溶接金属の脆性に影響をおよぼす。清浄度を増すとクリープおよび焼きもどし脆性感受性を低下させる。溶接金属の応力除去脆性におよぼす清浄度の効果についての研究はなされていないが、 500°F 、焼きもどしマルテンサイト脆性は清浄度が増すと低下する。不純物元素は脆性を増す析出現象と関係がある。

脆性におよぼす溶接条件の効果についてはほとんど研究されていない。今日までの報告によれば低加熱入力は一様に脆性を低下させる。

いろいろな脆性の研究が多くなされているにもかかわらず、確立されたこれらの相互作用を説明する機構はない。 $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo に関する研究は主にクリープ破断特性を調べているのみで、わずかにノッチ靱性を調べている程度である。近年その重要性は増してきたが、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼や溶接金属のノッチ靱性に影響をおよぼす諸因子の機械学的研究はいまだなされていない。(山田武海)

— 合 金 —

新しい Fe-Ni 基超合金 706 の微細組織

(J. H. MOLL, et al.: Met. Trans., 2 (1971) 8, pp. 2143~2151)

706 合金は同様な合金よりもすぐれた加工性を有する析出硬化型 Fe-Ni 基超合金である。本研究は他の Fe-Ni 基合金と比較して 706 合金の析出相について調査することを目的として行なわれたものである。

試験には 901, 718, 706, Pyromet 860 を用いた。熱間加工および熱処理を施した各試料につき光学および電子顕微鏡組織観察、電子線回折、抽出残査の X 線回折を行なつた。光学および電子顕微鏡組織観察用試料は次の

3つの腐食液を用いて腐食した。1) 15 ml HCl, 5 ml HNO₃, 10~20 ml グリセリン, 2) 92 HCl, 5 H₂SO₄, 3 HNO₃, 3) 50 HCl, 48 H₂O, 2 H₂O₂. 電子顕微鏡組織観察は二段レプリカ, カーボン抽出レプリカ, 薄膜透過法によつた。電解抽出は 10% HCl メタノール溶液と 20% H₃PO₄ 水溶液中で行ない, 抽出残渣の X 線回折を行なつた。

706 合金は典型的な Fe-Ni 基超合金である。この合金で同定された析出相は fcc r' , 斜方晶 Ni₃Cb, hcp Ni₃Ti, M₂₃C₆, MC である。Laves 相もわずかに観察された。化学組成と微細組織ではこの合金はよく知られている 718 合金と 901 合金の間にある。本合金の γ' の固溶は試験に用いた試料では化学組成に無関係である。逆に Ni₃Cb および Ni₃Ti の固溶温度は Ti+Cb 量により著しく変化する。本合金の時効反応すなわち γ' の析出硬化速度は 718 合金とほぼ同様である。析出物は γ 基地に対して整合であり, fcc γ' と同定された。本研究では bct γ'' の析出は認められなかつたが, 718 合金と比較して bct γ'' が 706 合金にも十分生じうると考えられる。よく知られている 718 と 901 合金の相反応と比較して 706 合金の組織的説明を試みた。

(山田武海)

1 200°F の最適クリープ特性を与えるための 706 合金の熱処理

(J. H. MOLL: Met. Trans., 2 (1971) 8, pp. 2153~2160)

一般に行なわれている熱処理 (1 800°F/1 hr/AC → 1 550°F/3 hr/AC + 1 325°F/8 hr/cool 100°F/hr to 1 150

°F/8 hr/AC) をほどこした 706 合金は 1 200°F で比較的低いクリープ破断延性を示す。そこで本研究では 706 合金の最適な強度と延性を示すような熱処理を開発することを目的とした。

7種類の真空溶解した 706 合金 (16 Cr-40 Ni-3 Cb-1.7 Ti-0.3 Al-0.005 B) を均一化処理し, 鍛造状態で再結晶していない粗粒 (ASTM 2~3) のものと, 再結晶して細粒 (ASTM 9~10) のものとに鍛造した。溶体化処理を 1 600~1 825°F/1 hr/AC, 安定化処理を 1 550~1 675°F/2~16 hr/AC, 時効処理を 1 325°F/8 hr/cool 100°F/hr to 1 150°F/8 hr/AC という様々な条件で行ない, 70°F および 1 200°F で引張試験, 1 200°F でクリープ破断試験を行なつた。光学および電子顕微鏡組織観察, 電子線および X 線回折により析出物の同定を行なつた。

室温と 1 200°F における最適引張特性と 1 200°F における最適クリープ特性を得るためには, 706 合金はできるだけ細粒に鍛造しなければならない。そして 1 625~1 675°F/1 hr/AC の溶体化処理をし, 組織的には細粒を保ち, 粒界の粒状 Ni₃Cb, Ni₃Ti を板状に成長させる。続いて強度を高めるため 1 325, 1 150°F で時効し, 粒内に γ' を析出させる。低温溶体化は再結晶していない粗粒なものにも有益であるが, 強度と延性は細粒なものより劣る。比較的高温溶体化を必要とするような場合には中間安定化時効はわずかに延性を改善する。1 550°F/4~8 hr 時効したとき最良の特性を示した。この熱処理は針状もしくはセル状 Ni₃Cb または Ni₃Ti を析出する。

(山田武海)

鉄と鋼「計測特集号」原稿募集のお知らせ

計測はこれまでの鉄鋼業の発展に大きな役割をはたして来ました。これまではどちらかと言えば, 市場に提供された, 熱電対なりオルフィス流量計と言つた, 従来からある計測器にたよつて来ましたが, 技術の進歩にともない, 計測に対する要求も高度化して来ました。計測は, 単に, 操業の管理または制御のみならず, 行程の解明に研究開発の面でも非常に重要になつて来ました。今回鉄鋼に対する新しい計測技術に関し, 特集を企画することになりましたので関連した論文あるいは技術報告をふるつてご投稿下さるようご案内いたします。

1. 操業変数の計測
(例えば高炉羽口微圧振動)
2. 製品品質の計測
(例えば, 鋼材硬度の on-line 計測)
3. 新しい計測法の応用
(赤外線, レーザー, 等の応用計測)

記

1. 投稿締切日 昭和47年6月30日(金)
2. 発行予定 「鉄と鋼」第59年第5号(昭和48年4月号)
3. 原稿送付先 100 東京都千代田区大手町 1-9-4 経団連会館 3階
日本鉄鋼協会 編集課