

抄

録

—原 料—

焼結操業の計算機制御に関する数式モデル

(P. DUMITRASCU *et al.*: Iron and steelmaking, 1 (1974) 1, pp. 45~45)

適性な還元性および強度を有する焼結鉱を定常的に製造するため焼結操業の計算機制御法を開発し、実焼結機に適用した。計算機に読込ませたモデルは次の三つのサブモデルからなる。

第一サブモデルは、単位時間あたりの供給原料に占める鉱石、石灰、コークス、返鉱の配合割合を算出するモデルで、各原料中の CaO 、 SiO_2 、 Al_2O_3 と焼結鉱の塩基度および最適生産量の関数として表わせる。最適生産量は焼結鉱の適性性状、コークス量、グレート速度によつて定まる。

第二サブモデルは、グレート速度を計算するモデルである。最適グレート速度 h_{opt} と実際の速度 h は理想的には $h/h_{\text{opt}}=1$ で操業される。最適グレート速度は焼結速度で定まり、これは原料中水分量で調整しうる。したがって $h/h_{\text{opt}} \geq 1$ の場合は水分量を変えて1になるよう制御する。

第三サブモデルは、最適返鉱量を計算するモデルである。最適返鉱量は焼結鉱からの発生量と装入量との比が1となる条件である。返鉱の発生量は配合コークス量と相関があるため、コークス量の制御を、このモデルで行なう。この三つのサブモデルを計算機に読込ませ 150 m² の実焼結機で試験した。その結果、配合コークスを減らしても性状が一定した焼結鉱が得られた。さらにコークス石灰、鉱石量を減らした場合にも良好な性状の焼結鉱生産量が2~4%増加した。このように比較的簡単なモデルの導入により焼結機の効率的な自動制御が可能となることが明らかとなった。(吉越英之)

—耐火物—

耐火物試験技術の現状と将来方向及び開発能力

(Herbert Schäfer and M. Kolterman: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 15, pp. 657~664)

過去 15 年間の鉄鋼業における技術進歩は著しく、その結果、耐火物は新しい基準で製造され、評価されている。操業技術の変化高温化高荷重化に対して、より高級な耐火物を使用するに当たり、従来の方法によつては限界がある。とくに CaO 、 Al_2O_3 、 SiO_2 、 C 、 ZrO_2 、 MgO 、 Cr_2O_3 、 Fe_2O_3 、 TiO_2 など化合物によつて与えられる限界につき当たることが多い。

従来、耐火物は、物理的、化学的及び鉱物学的性質が主に測定されていたが、試験技術の進歩により、実用の際問題となる。構造体としての特性や操業的性質も試験の対象とされるようになっていく。

次に実炉のライニングについて述べる。

高炉ライニングの化学的侵食や損耗を防止する方法が

示してある。しかし熱伝導率の大きいセミグラファイトのような物質を用いるだけでは損傷は防げず、さらに、構造体としての特性を明らかにする必要がある。

溶銑鍋は、溶銑温度の上昇と共に寿命が低下しておりアルミナ含有量の高いレンガを用いて寿命延長を図っている。その際用いる $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系のレンガは、高温下での熱衝撃試験によつて評価できる。さらにドロマイト質レンガを用いている例もある。

DH 法や RH 法などの溶鋼脱ガス装置内張りは、1957 年以来、コランダム質→ドロマイト質→マグクロ質と改良され、寿命は約 10 倍となった。

最後に、装置としての炉の利用効率を上げるため、以前はより高価な耐火物を用いて寿命延長を図ってきたが現在は、装置の各部分を交換できるようにすること、および修理計画を前もつて立てられるようにすることが重要である。(小林基伸)

—製 銑—

 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 溶融体の炭化速度

(K. SCHWERTFEGGER and H. G. SCHUBERT: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 8, pp. 499~507)

黒鉛ルツボ中で、55% CaO -45% Al_2O_3 溶融体の 1600 °C における炭化速度を測定した。雰囲気は、 CO-Ar 混合ガスを流し、一部は溶融体中に吹き込んで $P_{\text{CO}}=0.1 \sim 1 \text{ atm}$ としている。炭化は緩慢に進行し、その速度は P_{CO} の減少とともに増加し、溶融体の充填高さ、ルツボ壁の厚み、吹き込みガス量には依存しない。しかし、ルツボ壁と溶融体との接触面積には比例している。この実験結果からは、炭化は理質移動律速か、反応律速かは明確に結論付けられないが、双方を想定して可能性のあるモデルをたてて考察している。

総括的に、 $3\langle C \rangle + (\text{O}^{2-}) = (\text{C}_2^{2-}) + \{\text{CO}\}$ (1) の反応が起こり、物質移動律速とした場合、各々 (C_2^{2-}) 、 (CO) 、 (C) の移動律速として、三つのモデルをたてて実験値と比較した。 (C_2^{2-}) 、 (CO) の場合、炭化速度は P_{CO} に依存する結果となり、実験結果と矛盾し不適當であつた。しかし、(1) 式を

$$3\langle C \rangle = 3(\text{C}), \quad 3(\text{C}) + (\text{O}^{2-}) = (\text{C}_2^{2-}) + \text{CO}$$

に分解し、溶解した炭素原子 (C) の溶融体/気相界面への移動律速としたモデルは、実験結果とよい一致を示した。

また、反応律速とした場合、黒鉛壁/溶融体界面で

$$2\langle C \rangle + 2e = (\text{C}_2^{2-})$$

$$\langle C \rangle + (\text{O}^{2-}) = 2e + (\text{CO})$$

の電極反応が起こるとして、速度定数の大小により二つのモデルをたてて計算したが、ともに実験値とよい一致を示した。

(文中、 $\langle \rangle$ 、 $()$ 、 $\{ \}$ は各々、黒鉛、溶融体、気相中の成分を意味する。)(高橋謙治)

大型コークス炉設計上の要点

(Dr. D. WAGENER: Iron steel Eng., 51 (1974) 10, pp. 35~41)

最近、炉高を高くしてコークス生産性を増す傾向にある。現在では、炉高 23ft, 炉長 56ft, 炉容 1625 cu. ft, 装入量 40 t と大型化してきた。このような大型炉を設計する場合、レンガの材質（熱伝導度など）の選択、炉高方向の均一加熱方法の選択、高温作業時のカーボントラブル等を考慮することが必要である。

大型炉では、作業の変化に対応して広い伝熱面を均一に加熱することが大切である。そのため加熱方式別（2分割式、2分割流量調節式、ツインフリー式、フリーグループ加熱式）に、速度、圧力から水平方向のガス量分布を示した。また、垂直方向の加熱の均一化をはかる方法を示した。

大型化につれ炉材に質が重要となる。加熱速度を変えると熱膨張が変化することがある。また、炉材により温度特性が異なるので事前にテストしておくことが必要である。炉の効率という点からは、レンガ厚さはできるだけ薄い方がよいが、荷重強度等で制約をうける。強度計算式と計算結果の一例を示した。

消費熱量は、揮発分の増加と軽留温度の上昇により増す。これは、ガス中の炭化水素のクラッキングと関係がある。炉高とクラッキングとの関連はまだはつきりしていない。

採来傾向としては、炉高は、投資コストからいつて、23ft が最適であろう。炉長は、56ft 以上では窯出時の押出しが問題になる。炉温は、シリカ材を使用して max. 2820°F は大丈夫であろう。レンガ厚さは、3.5in. 以下では危険と思われる。生産性は、シリカ材以外のものを使えば増大できるが費用が高すぎる。予熱炭を使えば生産性の向上にもなり、高揮発分炭を多量に使えてよいだろう。

(渡辺嘉明)

—製 鋼—

溶鋼のカルシウム脱酸と脱硫に関する動力学

(K. KNOP and H. W. ROMMERSWINKEL: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 8, pp. 493~497)

カルシウムによる鋼浴の脱酸または脱硫について、以下の3つの技術が考えられる。①製鋼工場で広く利用されているカルシウム-シリコン合金の粉末を添加する方法。この方法では、鋼浴表面でカルシウムが大気によつて酸化されるので、十分な脱硫効果が得られない。②圧力容器中カルシウムを入れ、熔融状態で長時間溶鋼と接触保持する方法。この方法は、大規模になり莫大な費用を必要とする。③微細なカルシウム化合物を、不活性ガスと共に鋼浴中に吹き込む。この方法は、比較的簡単でかつ有効である。本報告では、③の方法による主として脱硫に関するモデル式をつくり、計算を行なっている。その結果、終点の硫黄濃度およびカルシウム有効利用率は、初期硫黄濃度、気泡上昇高さ（ランス浸深さ）およびカルシウム添加量の関数として表わされる。すなわち

$$-\frac{N_{Ca}}{V_B} = \frac{1}{\frac{KRT}{rv} \ln\left(1 - \frac{rvt}{b}\right)}$$

$$\left(\ln \left(\frac{1 - \frac{rvt}{b}}{1 - \frac{rvt}{b}} \right)^{\frac{KRT}{rv} C_E} + \ln \left(\frac{1 - \frac{rvt}{b}}{1 - \frac{rvt}{b}} \right)^{\frac{KRT}{rv} C_A - 1} \right)$$

$$b = rh_0 + Pa$$

ここで N_{Ca} : カルシウム添加量, V_B : 鋼浴の体積, r : 溶鋼の比重, R : 気体定数, T : 温度, h_0 : 気泡上昇高さ, C_A : 初期硫黄濃度, C_E : 終点硫黄濃度である。一方実験は、120 t 取鋼中の溶鋼において、カルシウム添加量 0.7 kg/t, 鋼レンガとしてシヤモット、ドロマイトを使用、ランス浸深さを 50~285 cm の範囲で変化させ脱硫処理した。その結果、上式による計算値と実測値は極めて良い一致を示した。したがってこの式の適用性は十分であり、脱硫におよぼす物理的な要因 Pa , h_0 , C_A , N_{Ca} 等の影響が、本式によりシミュレートされることが明らかになった。特に、大気圧を 1 から 0.03 atm に減少すると、カルシウム添加量 0.7 kg/t, 初期硫黄濃度 0.045% の場合の脱硫率は 50% から 84% まで増加することから、カルシウム脱硫には、大気圧の影響が極めて大きく、減圧が脱硫効率を著しく増大させると推定される。

(土田 裕)

溶鋼からの合金元素の蒸発損失の研究での実験結果と理論式との比較

(W. A. FISCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 8, pp. 509~515)

X5CrNi 189 溶鋼からの Cu, Mn, Cr 合金元素の蒸発損失を、温度 1550~1650°C, 圧力 10^{-4} ~50 Torr, 表面/体積比 $0.04 \sim 0.11 \text{ cm}^{-1}$ の簡囲で、真空誘導炉中で実験し、その結果を理論式と比較して、蒸発の律速過程を研究した。

誘導攪拌された溶鋼からの合金元素の蒸発素過程のうち、(1) 溶鋼中での拡散境界層を通しての溶鋼内部からの対流移動、(5) 凝集場所への気体による移動、(6) 凝集の素過程は、かなり速く経過すると仮定されるので、律速過程とはなり得ず、律速段階となるのは、(2) 自由表面への溶鋼中の拡散層を通る拡散、(3) 自由表面での蒸発、(4) 自由表面上の気相境界層を通しての拡散の3つの素過程であり、それぞれ E. S. MACHLIN の理論、I. LANGMUIR の方程式、W. K. LEWIS および P. C. CARMAN の理論を用いて実験結果を解析した。

実験によつて得られた Cu, Mn, Cr の蒸発係数の圧力 P と温度との依存性の関係から、次の4つの圧力範囲に分けられた。

1. $P \leq 10^{-1}$ Torr の範囲では蒸発係数は圧力に依存しない。したがって、蒸発過程は、温度と表面での溶鋼の流動速度によつて決まり、律速段階は、溶鋼中での相互拡散と溶鋼表面からの蒸発との混合の蒸発拡散係数によつて特徴づけられる。しかし、Cu, Mn, Cr の間には、わずかな違いがあり、Cu は蒸発過程の影響が、また Mn は拡散過程の影響に強く支配されている。これに対し、Cr では自由表面からの蒸発過程にのみ支配されている。

2. $10^{-1} \sim 1$ Torr の間では移行範囲が存在している。

3. $1 \sim 10$ Torr の範囲では、蒸発係数は、おおよそ、圧力に直線的に依存し、気相中での拡散が蒸発速度を律速していることを示している。拡散層の厚さは、25 kg

のルツボでは 0.7 cm, 5 kg のルツボでは 0.3 cm と計算された。

4. $P \geq 10$ Torr の範囲では、蒸発係数が、直線よりわずかに正に偏位しており、これは、圧力が増加すると、気相中の境界層の厚さが、減少することで説明される。

(山村 稔)

— 鑄 造 —

連続鑄造鑄型内の伝熱および表皮形成におよぼす炭素量の影響

(S. N. SINGH and K. E. BLAZEK: J. Metals, 26 (1974) 10, pp. 17~26)

鋼の連続鑄造において鋼塊の引抜き速度は凝固シェル厚に大きく支配される。たとえば固・液界面がマクロ的に滑らかでないならば、凝固シェル厚は変動し、薄い個所は応力を受けると破断し、ブレーク・アウトの原因となる。そこで本研究は鑄型内での表皮の生成・成長を、ブレーク・アウトを制御し、そこから得られた凝固厚の測定、炭素量による鑄型内伝熱量の変化を詳細に測定し考察した。また溶鋼の表面張力に関する S, Al の添加代表的合金元素である Cr, Ni の添加、溶湯の加圧、浸漬ノズル使用の影響についても実験した。その結果 1) 鑄型内の伝熱量は炭素量によつて変わり、約 0.10% C において最小となる。2) 炭素量が 0.25% をこえると、鑄型内伝熱量はほぼ一定となる。3) 0.10% C において鑄型内伝熱量が最小となるのは、凝固とその後の冷却に伴う収縮が大きいからと考えられる。収縮が大きいと、シェル外表面を曲げ、このために鋼塊表面と鑄型表面の接触面積が減少し、鑄型内全伝熱量を減少させる。4) 0.10% C 鋼において、S を添加すると伝熱量が増すが、0.70% C 鋼のような高炭素鋼では S 添加の影響はない。5) 溶鋼表面を加圧させることは、低炭素鋼においても、高炭素鋼においても伝熱量が増す。6) 凝固したシェル内面の形状は炭素量に強く依存する。約 0.10% C の低炭素鋼のシェル内面は非常に厚みに変動があるが、炭素量の増加にともなつてこの傾向は減少し、炭素量が 0.4% をこえると、内面は滑らかとなる。7) 低炭素鋼でのシェル外表面のリップルによつて、銅鑄型壁は急速な往復運動を起こし、これは銅鑄型の熱疲労の原因になりうるであろう。8) シェル厚が不整のために、0.10% C 鋼を鑄造する時に、しばしばブレーク・アウトの原因になりうる。

(梅田高照)

— 加 工 —

バナジウム炭化物により強化した低合金鋼の溶接金属のクリープ破断強さにおよぼす組織とその安定性の影響

(J. SOBOTKA and T. PRNKA: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 9, pp. 629~634)

14MoV63 鋼 (0.14% C, 0.3% Si, 0.5% Mn, 0.6% Cr, 0.6% Mo, 0.3% V) の溶接継手の溶接に用いる 2 つの溶接棒と Cr-Mo-V-W 鋼 (0.15% C, 0.3% Si, 0.5% Mn, 1.1% Cr, 0.55% Mo, 0.4% V, 0.6% W) を溶接するのに用いる他の溶接棒を使用してアーク溶接により 23 mm 厚の試験片を作成した。溶接金属の化学組成はそれぞれの母材のそれと異なり、C 含有量が 0.05

% に低下したり、ある場合には Mo 含有量が 0.95% に増加したりした。三つの異なる化学組成の溶接金属の室温における機械的性質を調べ、さらに 600°C - 5000 hr の焼きなまし試験、組織観察、525°C - 600°C で約 16000 hr までのクリープ破断試験を行なつた。

720°C, 2 hr/air の熱処理状態では、異なる組成の 3 つの溶接金属は 512~596 N/mm² の降伏点強さ、608~677 N/mm² の引張強さ、約 22% の破断伸び、64~72% の断面減少率、100~120 T の切欠じん性 (DVM) を示す。降伏点強さに対して高い寄与率を示すのは転位による硬化 (約 50%) であり、固溶体硬化とバナジウム炭化物 M₄C₃ の微細分散析出による硬化はそれぞれ約 15% と約 35% の寄与しか示さない。析出硬化の寄与が比較的少ないのは C 含有量が低いことやバナジウム炭化物が不安定なためである。とりわけ Mo または W 含有量が高いときは室温における強度が高いにもかかわらずクリープ破断強さが低くなり、溶接金属のクリープ破断強さが母材の圧延あるいは鍛造状態のそれに達することはまづたくなかつた。試験温度の上昇および長時間試験になるほどその差はより明瞭なものとなつた。W を含まず、0.5% Mo を含む溶接金属が最も好ましい挙動を示し、この溶接金属のクリープ破断強さは 14 Mo V 63 鋼の破断強さの ±25% の帯の下側に位置する。より高い Mo または W 含有量では、粒界の M₆C の析出が促進され、固溶体硬化の減少や析出硬化に寄与するバナジウム炭化物の安定性をそこない、その結果クリープ破断強さを低下させる。

(山田武海)

スラブの再加熱温度を低下させることによる Nb 含有軟鋼の調節圧延

(V. K. HECKKINEN and T. HANNUKAINEN: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 158~162)

最近、細粒鋼の調節圧延の研究が行なわれているが、スラブの再加熱温度の効果についてはほとんど研究が行なわれていない。スラブの再加熱温度を 1200°C から 1100°C に低下させると耐力を変えずに靱性が改善されることが判つたので工場的規模の実験を行なつた。

60 トンの塩基性転炉により製鋼を行ない、連続鑄造によつて 150 mm と 175 mm 厚のスラブを得た。再加熱温度は通常の 1240°C と 1110°C であり加熱時間は 4 時間である。圧延は 4 段可逆圧延数で 2.6 m/s ~ 5.2 m/s の圧延速度で行なつた。均熱後のパス回数は 4~10 回で仕上げ温度は 840°C と 800°C を選んだ。圧延後、引張試験と衝撃試験を行ない機械的性質を評価した。鋼板の組織は電子顕微鏡と光学顕微鏡で調べ、電顕直接観察用の箔はサブゼロ温度のメタノール-硝酸水溶液での電解研磨によつて作つた。

機械的性質および組織の研究から、次のことがわかつた。

1. 通常の再加熱温度を用い低い仕上げ温度での圧延は Nb 含有軟鋼の靱性を低下する。これは、十分粗大なフェライト粒とオーステナイトの分解に関連して r/α 境界で形成される Nb(C, N) の拡散硬化によるものである。
2. 再加熱温度の低下させ、高い仕上げ温度での圧延は、わずかに靱性を増すが強度は低下する。

3. 再加熱温度の低下させ低い仕上げ温度での圧延は、靱性を改良するが強度はかわらない。これは 1110°C で Nb(C, N) 析出物は粗大で、低い仕上げ温度での圧延により細粒フェライトを生ずる。これは不溶析出物が圧延中再結晶と再加熱時の粒成長を遅らせるからである。さらに Nb(C, N) はフェライト核の生成を助け、このため靱性が増す。粗大な析出物の拡散硬化が顕著でないで、強度は細粒組織にもかかわらず変化しない。
4. 遷移温度の低下によつて衝撃吸収エネルギーは減少する。
(矢崎勝仁)

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属におけるフェライトについて

(W. T. DELONG: Welding J., 53 (1974) 7, pp. 273-s~286-s)

本報はオーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属におけるフェライトの性質、役割、測定方法などを集録したものである。

フェライトは有益であつたり、有害であつたりするので、フェライトを含む溶接金属がよいかどうかはそれぞれの用途に応じて今日までの経験に基づき判断しなければならなかつた。また新しい用法に対しては、フェライトを含まない溶接金属とくらべてフェライトを含む溶接金属の長所を調査しなければならない。フェライトは常に重要な役割を演ずるという訳ではないが、フェライトは溶接割れやマイクロ割れを阻止し、溶接部の強化にも寄与する。Mo を含む鋼では、特殊な雰囲気で使用するときにはフェライトは有害である。これらの分野についてはその原因をさらに究明しなければならない。

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部におけるフェライト量を決定する方法として WRC により提案されたフェライト番号 (FN) が広く採用されている。一方、溶着金属の化学組織からフェライト量を推測するために組織図を用いるが、これらは非常に便利であり、溶接棒の製造などに使用されている。組織図によるフェライト量の決定は正確な溶接金属の化学分析が難しいため直接磁気測定による方法とくらべて精度が劣る。統計的検討を行なつた結果、磁性によるフェライト量を WRC の FN に換算することは十分補正すれば液接金属のフェライト量を決定するための最も実用的な方法であることがわかつた。SMA, GMA, GTA 溶接中に熱入力に変化しても溶接金属の平均 FN はほとんど変化しない。母材を溶接金属に溶け込ませると溶接金属の FN は母材の溶け込みの割合や、フェライト化傾向に依存して著しく変化する。N は溶接中に吸収され、多くの場合 FN を減少させるので、N の吸収と溶接法の関係を明らかにし、その吸収を制御しなければならない。
(山田武海)

パイプライン用低合金鋼の溶接性

(W. P. BENTER, Jr.: Welding J., 53 (1974) 8, pp. 361~367)

北極で使用されるパイプに対し、低温ノッチ強度の点から新しい鋼および仕様が開発され、その溶接性が注目されている。このため 0.15C, 1.2Mn, 0.2Si 鋼の溶接性におよぼす Cb, V, Al, N の影響について調べた。

供試材は、135 kg の大気誘導溶解した 51 種の鋼板で

あり、ショットブラストを行ない、900°C で 1 hr 保持後水焼入れし、620°C で 50 mm 焼戻した。試片は 25.4 mm 厚で縦横比が 2:1 である。試片は被覆金属アーク溶接法によりセルロースで保護した電極を用い 21°C で溶接した。14 鋼種については、同じ電極で 49, 66, 100°C で溶接し、また、21°C で低水素で鉄粉を用いた電極で溶接した。溶接後室温で 24hr 以上時効を行ない 593°C で 1 hr 熱処理した。溶接部で切断し湿式磁粉探傷法でビード下の割れを検査した。

割れは地金の熱影響ゾーンに生じる。これは、マルテンサイト組織の水素ぜい性効果により生ずる。割れに対する鋼の感受性は炭素等価則 (C.E.) により合金成分と関係づけられる。

各鋼種とビード下の割れについてまとめると、割れが炭素量と強い相関関係を持ち、Cb, V, Al, N の影響は通常考えられる量を使用する限り小さい。21°C での結果は C. E. の関数として表わせられ、Cu, Ni, Cr, Mo (残留元素) の有無にかかわらず関係に従がつている。オニール等の式では、残留元素を含まない鋼は C.E. の式に従うが、含む鋼では割れ感受性は小さく、特に、Cu, Cr の影響が小さいことを示している。ウィンテルトンの式を用いると、残留元素の有無による不一致は減少するが、残留元素を含む鋼はばらついた関係の下側にあり、残留元素の影響は式が示すより感受性が小さいことを示す。これらのデータは C. E. および割れテストの評価に使用できる。また、割れに関し残留元素の影響が炭素等価式での値より小さいことを示す。14 種の鋼について行なつた低水素電極での実験では割れは生じなかつた。
(渡辺道雄)

鉄粉溶加材を用いた高溶着潜弧溶接法

(W. TROYER and J. MIKURAK: Welding J., 53 (1974) 8, pp. 494~504)

主として電極による潜弧溶接に際し、開先内に溶加材として鉄粉を充填し、これによつて高能率な溶接を実施することを可能ならしめた、潜弧溶接法について紹介する。本法の特徴とする所は、開先内に、見掛け密度約 3.0 ~ 3.25 の、粒度 20 ~ 200 メッシュの鉄粉をあらかじめ母材面高さ程度まで満し、しかるのち通常の潜弧溶接装置を用いて溶接するものであつて、鉄粉の充填に際しては、手動または自動により自然落下せしめて行ない強制的に圧入したり、つき固めたりしない。本報にいう鉄粉とはいわゆるアトマイズ鉄粉であつて、溶鉄に液体ジェットを吹きつけて、ほぼ球形の粒子としたものである。本報に例示した鉄粉は Ni を 1.8% 含有しており、これによつて若干の強度と靱性の向上を期待している。このような鉄粉と、各種ワイヤおよびフラックス (いずれも市販品) の組合せを用いて、I 開先、V 開先、X 開先、部分溶込みの V 型開先、および下向き隅内の各継手を持つ構造用普通鋼の溶接を行ない、各種板厚についての適正溶接条件を求め、これを例示した。なお下向隅肉溶接の場合には、求める脚長の線まで鉄粉を充填しての潜弧溶接が行なわれた。

本法による効果を述べると、先ず鉄粉を用いることにより溶着量が 67% 増大した。すなわち溶着金属は 60% がワイヤ、40% が鉄粉によりもたらされる。また鉄粉

を用いることにより、溶接電流を高めることが可能となり、これによつて溶着量がさらに 100% 増加した。これに伴つてパス回数を減らすことが可能となり、ひいては全入熱量を下げることで、角変形の防止に効果的であつた。さらにルートギャップのパラッキに対して従来法より大きい許容差が得られた。このようにして得られた溶接金属の機械的性質は、いずれも AWS, ABS および ASME の規格を十分に満足するものであつた。

(志村一輝)

一性 質一

パーライト球状黒鉛鑄鉄の耐破壊試験

(S. R. HOLDSWORTH and G. JOLLEY: Brit. Foundryman, 67 (1974) 3, pp. 77~82)

材料設計を行なうには crack の存在下での破壊機構を知る必要があるが、鑄鉄についてはほとんどなされていない。しかし、球状黒鉛鑄鉄が各方面で使われるようになると、この点からの検討も必要であろう。本報告では球状黒鉛鑄鉄の耐破壊値に対する C 量および nodule 数の影響を調べた。試料中の C 量を 2.58~3.99% と変化させ、nodule 数は 20.6 から 106.8/mm² の間で変化させた。試料寸法は英国標準協会 DD 3 に従つた。実験は -100~+150°C の範囲で行ない、COD (critical crack opening displacement) 値および、変形応力を測定した。

COD 値は常温では極めて低く、温度の上昇とともに増加していき、途中で遷移を行なつたような挙動を示した。このことは、常温で crack の存在に敏感であることを示している。また、C 量あるいは nodule 数が増すと遷移点が低温側に移つた。COD 値および変形応力より臨界欠陥寸法 (あるいは臨界 crack 長さ) a_{max} を計算した。 a_{max} は温度依存性が強く、高温側ほど大きくなつた。また、測定温度範囲内では C 量あるいは nodule 数が増すほど、大きな欠陥に耐えることがわかつた。常温では、nodule 数が 37.2/mm² から 106.8/mm² に変化すると、 a_{max} はだいたい 3 mm から 6 mm に変化した。

本報告では試料厚さは一定 (10 mm) であつたが、厚さの増加とともに COD 遷移は上昇するであろう。計算によれば、臨界応力係数 K_{IC} は nodule 数に従つて増加するが、断面厚さによつてはあまり変化していない。

試料厚さ、micro 組織の影響は今後の重要な課題であろう。

(加藤 寛)

鉄における結晶粒界硬化について

(M. BRAUNOVIC and C. W. HAWORTH: J. Mat. Sci., 9 (1974) 5, pp. 809~820)

鉄における粒界硬化、すなわち結晶粒界に垂直な方向での硬さの変化はよく報告されている現象である。これは微小硬さ計で、一連の圧痕を打つことにより観察できる。この粒界硬化の原因は明らかではないが、空孔もしくは空孔と溶質原子の複合体などが焼なまし処理中または冷却中に粒界に移動することと関連していると考えられている。測定した粒界硬化が特定の粒界にのみ見られる現象、すなわち局所的な現象かどうか、また測定面の性質による効果であるのかどうかを確かめることは材料の不均一性、機械的性質などを把握する上で重要であ

る。本報告では微小硬さ計による硬さ試験が局所的な硬さ変化を明らかにするのに最適な手段であることを示すとともに、粒界硬化現象が本質的な効果であることを示した。十分に再結晶した Fe-0.02 at% W 合金での微小硬さ測定により、粒内に比較して最高 35% までの硬さ上昇を示す粒界硬化領域が粒界の両側約 40 μm にわたつて存在することが示された。測定される粒界硬化の大きさは測定荷重に大きく依存している。Fe-0.02 at% W 合金では微小硬さ試験の際 20 g 以上の荷重を使用すると粒界硬化は観察できなかつた。一方、粒界硬化領域の幅は測定荷重の大きさに依存しない。この領域の幅は測定表面に関する粒界の位置に依存している。すなわち、表面に対する粒界の傾きが大きい場合、粒界硬化領域の幅は大きくなる。結晶粒の大きさはむしろ粒内の硬さに影響をおよぼし、粒界の硬さは結晶粒の大きさによらず一定である。粒内での硬さ上昇は粒界に起因する硬化領域が結晶粒の中心で重なるためと考えられる。以上の結果粒界硬化は他の要因による硬化に匹敵する本質的なものであることが明らかとなつた。このため比較的純粋な合金においてさえも材料全体で機械的性質の著しい不均一性を考慮に入れなければならない。

(関田貴司)

Fe-Co-V 合金の微細組織におよぼす熱処理の影響

(S. MAHAJAN, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1263~1272)

Fe-Co-V 合金の機械的性質を種々の熱処理によつて生じた微細組織での規則化の状態を知ることが必要であるし、また $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 変態がマッシブにおこるのか、マルテンサイト的におこるのかも今のところはつきりしていない。そこで本研究では、2.97 wt% V, 48.70 wt% Co 47.34 wt% Fe および C, P, N などの不純物を含む化学組成の合金を用いて、種々の熱処理によつて生じた微細組織の様子を、光学顕微鏡および透過電顕で調べた。その結果次のことが明らかになつた。1) γ (fcc) の一相の温度域から空冷または氷塩水中に焼入すると、V は α_2 (bcc) の過飽和固溶体として存在した。ここで用いた冷却速度の範囲では $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 変態は一部はマッシブに、また残りはマルテンサイト的におこつた。また逆位相境界が観察され、ドメインの大きさは約 70~640 Å であつた。2) 更に α_1 (bcc) + γ の二相の温度域で焼なましすると、 α_2 は V 量の多いサブグレイン (γ) と V 量の少ないサブグレイン (α_1) に分離し、空冷とか焼入の間に前者にのみ $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 変態がおこつた。比較的冷却速度のおそい焼入をした試料の α_1 サブグレイン中には幅約 170 Å の超格子転位および逆位相境界がみられた。また α_1 においても α_2 においても $\langle 100 \rangle$ 超格子の反射がみられた。しかし氷塩水中に焼入した試料では長範囲の規則化がおこっているという証拠は見い出せなかつた。3) 更に 600°C で 2 時間焼鈍して後空冷すると、V 量の多い、変態したサブグレイン (α_2) 内に析出がおこり、その晶癖面は {110} であつた。この場合、 α_1 , α_2 のサブグレインには長範囲の規則化がおこつていて、ドメインの大きさは約 1600 Å であつた。ただし析出物が多い場合には逆位相境界は観察できなかつた。

(中村森彦)

低炭素鋼の酸化におよぼすくり返し応力負荷の影響

(P. HANCOCK, *et al.*: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1451~1455)

多くの産業において、鋼が高温の酸化性環境下でくり返し応力をうけることは多く、これが疲れ寿命に大きな影響を与えることは知られているが、その際の酸化物スケールの機械的な挙動とか酸化物の成長速度やその形態に対してくり返し応力がどのように影響するかについてはほとんど知られていない。そこでこの研究では、くり返し応力を受ける条件下で低炭素鋼の酸化挙動をしらべかつこれを外的応力を与えずに等温的に成長させた酸化物の場合と比較しようとするものである。

使用材料は EN 2 鋼 (Fe-0.11 C-0.21 Si-0.023 S-0.009 P-0.44 Mn-0.20 Ni-0.02 Cr-0.03 Mo-0.04 Al) でその試片は 研摩、超音波洗滌後真空中で、950°C、1 hr の焼鈍しをおこなった。

まず円筒形試片を用いた熱天秤による測定を行ない、空気中での 500~600°C の酸化速度データを求めた。次に試片を空冷して横断方向に切断し、金相学的試験を行なった。

一方、くり返し応力を与えるには 2 ton のパイプロフオア試験機を用い、軸方向の引張圧縮 (110 Hz, 平均応力 0) を与えた。加熱は割型の炉を用い、昇温時間は熱天秤の場合と同じにした。両試験に用いた試片の横断面から円周に沿って 25 点で酸化物層の厚さを測定した。

その結果、1) 低炭素鋼上に 500 および 570°C において、一定時間内に、生ずる酸化物の厚さは $\pm 92.4 \text{ MN m}^{-2}$ のくり返し応力を与えると増加するが、 $\pm 46.2 \text{ MN m}^{-2}$ ではなんら影響はない。2) これら交番応力によつて生ずる歪の大きさから、酸化物の破壊歪の大きさは $2.7 \sim 5.1 \times 10^{-4}$ の間にあることがわかる。このことは酸化の過程における酸化物層の機械的性質の重要性を強調するものであることがわかった。(鈴木正敏)

—物理冶金—

炭化物を含まないベイナイトの構造と性質

(Z. BOJARSKI and T. BOLD: Acta. Met., 22 (1974) 10, pp. 1223~1234)

0.18 C, 0.5 Mn, 2.4 Cr, 1.4 Ni, 0.4 Mo および 0.003 B を含む鋼のオーステナイト化温度よりの連続冷却過程でのベイナイト変態を X 線および組織観察によつて調べた。この鋼は水または油焼入れすると、炭化物の析出予備段階のマルテンサイトと、たくさんの微細な炭化物を含むマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織とからなるが、連続冷却によつて得られる炭化物を含まないベイナイト組織に注目して、実験を行なった。このようなベイナイトは 0.7°C/min から 35°C/min の連続冷却により生成し、高い転位密度と種々の形状をもつ低炭素濃度のフェライトとオーステナイト-マルテンサイト island よりなる。

このようなベイナイト組織に含まれる γ 量および α 量格子常数、 γ 相による回折線の強度と半値幅を X 線回折

でもとめた。とくに高温 X 線回折法により昇温時、オーステナイト化の進行中および冷却中の諸量の変化を調べた。また微視組織は薄膜およびレプリカの電顕観察によつて調べた。

その結果連続冷却中のオーステナイトから炭化物を含まないベイナイトへの変態は次の 3 つの段階を経ておこなうことがわかった。

- 1) オーステナイト中で炭素の濃度変動が起こり α 相の不安定核が生成される。
- 2) この過飽和フェライトからオーステナイトへの炭素の長距離拡散によつて律連される剪断型変態を含むベイナイト変態が起こる。
- 3) 低炭素濃度の未変態オーステナイトの一部がマルテンサイトに変態する。(三島良直)

セミオーステナイトステンレス鋼の炭化物析出とマルテンサイトからオーステナイトへの逆変態

(H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Tech., 1 (1974) 6, pp. 295~299)

ステンレス鋼の逆変態で形成される逆変態オーステナイトは変態にともなう欠陥を内蔵し、これらがオーステナイトの強化に寄与することが知られている。本報告は Fe-14.9% Cr-8.7% Ni-2.05% Mo-0.09% C 合金の $M_{23}C_6$ 析出に逆変態がどのように影響するかを、電子顕微鏡観察、硬さおよび磁気測定によつて、研究したものである。

この合金の M_s は -40°C, A_s , A_f はそれぞれ 575°C および 775°C である。前処理の異なる 3 種類の試料を 700°C で時効した。(a) 1250°C, 1hr 固溶化, Hv146. (b) (a) + -195°C, 1hr (α' : 12.5%) + 775°C, 1 min, Hv186. (c) (a) + 50% 圧延 (α' : ~41%) + 775°C, 1 min Hv 340.

試料 (a) は 0.5hr で γ 粒界に炭化物の析出が認められる。この析出による合金濃度低下のため部分的に α' が生成され、このため硬さは僅かに増加する。1hr では粒内にラス状炭化物が析出するが、その後 50hr までは組織も硬さもほとんど変化しない。その後粒内にさいころ状の炭化物が析出し、核生成・成長機構で α も形成されるようになる。310hr では強磁性相の量は 10% になる。

試料 (b) は、時効開始時の硬さが (a) よりやや高いことを除けば 10hr までは (a) と類似した挙動を示す。10hr では逆変態 γ 中には炭化物は認められない。それ以後強磁性相の増加にともない増加する。120hr では逆変態 γ 中にも炭化物が析出し、強磁性相は 30% に達する。

試料 (c) は、時効にともない軟化するが、100hr 後でもその硬さは Hv300 と高い。1hr で炭化物が微細に分散析出する。この析出による硬化が回復、再結晶にともなう軟化を部分的に補償する。また炭化物析出がこれらの変化を遅滞させていると考えられる。100hr 後には炭化物はやや粗大化する。強磁性相の増加は 120hr 以後も続き、120hr ではその量は 60% に達する。

(菊池 実)