

抄 録

—原 料—

深海鉱物からの金属—マンガンノジュールの研究結果と問題点

(N. HERING: Stahl u. Eisen, 91(1971)8, pp. 452~459)

マンガンノジュールは 1872 年に英国の海洋調査船によりはじめて発見されたが、資源の対象として具体的な研究がはじまったのはここ 10 年以内のことである。

ノジュールは深海底のみでなく大陸棚、内海、湖などでも発見され形はさまざまで大きさも数ミリから数十センチのものにまでおよぶ。深海粘土や各種の岩片類、有機物などを核としてこれを中心に層状の殻が発達し各層の間には光沢、成分などの差がありノジュールの成長、再溶解、異物の混入などの形成過程が確認できる。

鉱物組成としてはマンガンは Todorokit·(Na, Ca, K, Mn²⁺)·(Mn⁴⁺, Mn²⁺, Mg)₆O₁₂·3H₂O および Birnessit (Na_{0.7}, Ca_{0.3})Mn₇O₁₄·8H₂O が主要鉱物で両者の比率は水深や水中の酸素濃度によりことなる。鉄は主として Goethite である。他の随伴鉱物としては長石、石英、橄欖岩、輝石などがある。マンガンの起源は陸上から流入したり海底岩石から再溶解したりしたものが海中の酸化性雰囲気中で析出するものと考えられ鉄も同様の過程をとる。このようなノジュール形成過程で他の非鉄金属も吸着されるがこれは電荷をもつコロイド状金属が電気的ポテンシャルをもつノジュールに引き寄せられる結果と考えられる。

ノジュールの化学成分は組成鉱物により変化し、これは堆積する場所の水深や物理的、化学的条件でさまなる。

経済的な興味の対象となるのは Cu, Ni, Mn, Co などであるが深海底から鉱石を採掘することの経済的可能性についてはその採掘法、運搬、製錬に関する技術の開発や鉱床の調査が充分におこなわれないと明確にならない。

鉱床の探査には深海テレビが有効な手段となる。またノジュールの採取や海底からの引き上げについても種々の方法が提案されているが深海底への装置の吊り下げや船への引き上げに相当の時間を要するためこの面での技術的な解決が必要となる。(伊藤晴敏)

—燃料および熱—

高炉用成型燃料

(R. R. GORDON: Iron Steel, 44 (1971)1, pp. 47~50)

非粘結炭、弱粘結炭を使つた高炉用成型燃料の研究は最近の世界的な良質粘結炭の供給不足を反映して注目を集めている。成型燃料の利点としては、(1) 安価で埋蔵量が豊富な非粘結炭、弱粘結炭を使用する、(2) 粒度と重量の均一化、(3) 形状を変えて通気性と反応性を最適化する、(4) 連続製造、(5) 建設費、作業費が安い、(6) 設備の密閉化による大気汚染防止、がある。工業規

模で稼働中の設備は Phurnacite 法と Lurgi Spulgas 法のみである。乾留時のブリケットの亀裂防止のために石炭またはブリケットを酸化するか化学物質を添加する方法と、成型前の石炭の脱ガスまたはブリケットの熱処理の方法とがある。前者には NCB の CRE や Coppee-Need のブリケットの酸化の研究、CRE のライム、鉄酸化物などの化学物質添加の研究がある。後者は、弱粘結炭のチャーをコールタールバインダーで成型し内部加熱方式の垂直レトルトで乾留する FMC 法や約 420°C に加熱した石炭をノーバインダーで成型する NCB と Sapozhnikov の方法がある。Lurgi Spulgas レトルトで 1 次乾留した石炭をピッチバインダーで成型した後約 260°C で酸化する Polish 法のコークスは鑄物用に使われている。Bergbau-Forschung 法は非粘結炭を流動床で約 800°C に加熱し、ピッチと coking coal との混合バインダー 30% を混合して成型し、堅型砂乾留炉で乾留する。砂乾留法には回転式シリンダーを使う Weber 法、砂とブリケットが加熱ガスと対流する Lurgi 法、水平砂床で 550°C に加熱し堅型乾留炉で約 900°C で乾留する RE の Inix 法がある。その他 Disco 法のようなペレット化する研究もみられる。高炉装入試験は FMC の成型コークス、Bergbau-Forschung の熱ブリケットと成型コークスを使った試験があり、後者の結果から粉の発生増と若干の燃料比増がみられたが成型コークスの高炉への適用の可能性が認められた。(森下良彦)

コークス製造のための石炭の選択的、ペトログラフィ的処理法—Burstlein 法

(E. BURSTLEIN: Rev. Mét., 68(1971)1, pp. 39~50)

石炭は、歴青炭、亜歴青炭不活性炭の 3 グループに分けられる。これらは、地質学的な圧力の下で長年月の変化を受け、構造的に不均一で複雑な物質から成っている。ペトログラフィでの組織分類上、組織の強度はフジット、ビトリット、クラリット、ドリットの順に強くなり、他方、溶解性は、歴青、亜歴青炭の場合、フジットと鉱物質は非溶解性、ビトリット、クラリットが溶解性、ドリットは地と含まれるマセラルとにより性状が異なる。

今日の大部分のコークス工場では、歴青コークス用炭を 100% 使つていたときと同じように、混合原料炭を均一に粉碎している。しかし最近ではコークス用炭の不足から、歴青炭より 2~3 倍も硬い亜歴青炭の使用をも余ぎなくされており、これらを従来の方法で粉碎したのでは溶解性で柔い石炭が過粉碎となつて細粒部分に偏り、そのため密度の関係からコークス炉内で偏析を起してコークス品質にムラを生ずる。これを改善するため、歴青炭と亜歴青炭を別々の粒度で粉碎することが提案されてきたが、この方法には、非溶解性原料炭の比表面積が過粉碎により大きくなりすぎる欠点があつた。

本 Burstlein 法は、混合原料炭を粒度別に二分し、一方だけを粉碎するという点で『選択的』であり、粉碎強

度をピトリットに合せて決める点で『管理的』であり、さらに、いくつかの篩と粉碎機を組合せて、どんな原料条件下でも全体の粒度を一定に維持する点で『粒度の自動制御』の方法である。これにより石炭の過粉碎は防止され、粒度による組織偏析はなくなり、品質および生産性の向上、コークス用炭の節約がもたらされる。この設備は、すでに稼動している工場にも設置でき、また工場新設の場合には、原料処理設備の簡略化と敷地の減少が期待される。(才野光男)

— 製 鉄 —

コークスの反応性の測定による均質性の改良

(R. R. THOMPSON et al.: Blast Furn. and Steel Pl., 59(1971)3, pp. 161~177)

コークス炉の操業と高炉の炉況とに関連するコークスの品位の試験の中で、炭酸ガスに対するコークスの反応性を測定することによつて、従来のコークス強度または粒度とは異なる新しい品質表示ができるようになった。

この研究は実験室的な研究と実炉試験とにより確認したが、コークスの反応性は配合炭の組成とコークス炉の乾留過程におけるコークスの最高到達温度に支配されることがわかった。配合炭の組成の影響は石炭の顕微鏡的観察によつて、イナートと反応性間に相関関係があり配合炭についても加成性が認められた。また最高の到達温度は①フリーコー温度 ②窯出しスケジュール ③装入炭の熱伝導性 ④装入炭の密度、などによつて影響を受ける。窯出しスケジュールが作業遅れによつて崩れる場合には炉団のある部分の窯は置時間が延びて反応性が低いコークスとなる反面、火落直後の窯は反応性が高くなる。これは 18 インチの試験炉で高反応性のコークスと低反応性のそれとを製造し、それぞれ高温にさらした場合反応性の急激な低下を同じ比率で得ることによつても確認をしている。

コークスの熱履歴に対して反応性がよく追従する特性から、炉操業の内外乱をよくモニターする役割を果たすとともに、高炉に対しては均質なコークスを供給しうるので、管理手段としては極めて効果的である。

反応性の高低と高炉操業との関連は理論的にも低反応性のコークスが望ましいが、実際的な効果試験は今後長期的な試験によつて確認する予定である。(三浦光敏)

高炉の樋での攪拌翼による脱硫

(H. P. SCHULZ, et al.: Stahl u. Eisen, 91(1971)4, pp. 165~172)

製鉄所で、広く採用されている回分式炉外脱硫法の欠点を避け、高炉の出鉄中に連続脱硫を行なうため、鑄床の溶銑樋に、円筒型の攪拌槽を設置した。溶銑は攪拌槽の中心に向かって、槽に入り、循環流と直角に交わる。脱硫剤は、予熱後、添加され、攪拌翼の攪拌作用により、溶銑と混合される。槽入口のレベルは、樋および槽内の溶銑の液面より、わずかに低目にとり、高炉スラグの混入、脱硫剤の流出を防ぎ、一方出口は、槽内の溶銑面よりレベルを上位にとり、入口より広くして、閉鎖を避けている。出口の直後に、スキンマーを設け、槽内の溶銑面の調節と脱硫剤の分離除去を行なう。

水を用いた cold model (縮尺1/2) 実験によれば、水

に添加した硫酸は、直ちに槽内全体に、均一に分布し、30~40%が 30 sec 後に流出し、全量が流出するのに、171 sec を要した。この種の脱硫装置では、短時間で、効果的な脱硫を行なわせる必要があるが、脱硫剤と溶銑との均一な混合と、両者の間に相対的な運動が起こっていることが必要な条件である。これらは攪拌翼で成し遂げられる。パイロットプラントの諸元は、槽内径: 2000 (mm), 溶銑深さ: 200~300 (mm), 槽高: 800 (mm), である。攪拌翼の寿命は、約 5 回出銑、最高で 10 回出銑、取り換えに 5~10 min を要する。槽の内張りは、5 日間の通銑に耐え、総重量は 10 t で、鑄床クレーンにより、30 min で取換えられる。

溶銑温度 1400°C ~ 1500°C, 出銑速度 2~6 t/min の場合、石灰を 8 kg/tiron 添加すると、[S]は 0.05% から 0.020~0.025% に低下するが、カルシウムカーバイドでは、0.010% まで低下する。(近藤幹夫)

— 製 鋼 —

1600°C における溶鉄中の炭素と酸素間反応の速度論

(H. SCHENCK, E. STEINMETZ, and R. THIELMANN: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971)2, pp. 79~86)

本研究では Al₂O₃ ルツボ中に鉄を溶し、1600°C で CO/CO₂ ガスと平衡させて鉄中の C・O を規定したあとガス圧を急激に変化させ、Fe/ガス界面から発生するガス量を分析し脱炭速度を測定した。溶鉄表面での O と C の反応素過程として次の 4 つが考えられる。1) 溶鉄から反応面への C の拡散, 2) 溶鉄から反応面への O の拡散, 3) C と O による CO と CO₂ への均一反応, 4) CO と CO₂ のガス相への移動。まずこれらの素過程を考慮した反応モデルを設定し、各成分の活量と反応速度の関係を論じ、さらに従来報告されている脱炭反応速度論に対する考察を行なつた。

実験の結果を脱炭速度式

$$-\frac{d[C]}{dt} = k(a_{C_1}a_{O_1} - a_{C_1}a_{O_1})$$

で定量化すると速度定数は溶鉄内の成分活量に依存する。ここで k : 速度定数, a_{C_1} , a_{O_1} : 溶鉄中の C と O の活量, a_{C_2} , a_{O_2} : ガス相の C と O の活量である。 k の内容は素過程, 3) と 4) が大きいと仮定すると

$$\frac{F}{V} \frac{1}{a_{C_1} + \frac{1}{K_{C,O} \cdot k_C \cdot a_{C_1}}}$$

で表わされる。

ここで F : 反応面積, V : 容積, k'_O , k_C : O と C の拡散係数, $P_{CO(l)}$: 溶鉄と平衡にある P_{CO} である。すなわち、 k は低炭素の場合 a_C に直線的に比例するが、高炭素では a_C の逆数に比例することが明らかとなつた。 k の F/V 項を除いた部分を補助関数 h として次のように定義すると

$$h = \frac{1}{a_{C_1} + \frac{1}{a_{C_1} \frac{P_{CO(l)}}{K_{C,O}} \frac{k'_O}{k_C}}}$$

酸素の物質移動係数を知ることができる。ただしこの場合、界面反応とガス相へのガスの移動は拡散過程と同じ大きさであるという仮定をしたが、実験結果はよく一致

した。したがって h と a_{c_1} の関係から k_c と k_0 を知ることができ、 1600°C における物質移動係数はそれぞれ $k_0=7.5 \times 10^{-2} \text{ cm/sec}$, $k_c=6.25 \times 10^{-2} \text{ cm/sec}$ が得られた。(吉越英之)

FeO を含む CaF_2 系スラグの熱力学

(R. J. HAWKINS and M. W. DAVIS: JISI, 209(1971) 3, pp. 226~230)

エレクトロスラグ再溶解法における溶鉄中の酸化物系介在物の挙動および酸化を受けやすい合金成分の酸化傾向を知る目的で、 CaF_2 を含むスラグ中の酸化鉄の活量を求める実験および熱力学的考察を行なった。

FeO の活量係数は CaF_2 -FeO 系および CaF_2 -CaO-FeO 系できわめて高く、理想溶液より大きな正の偏差を示し、これは系の immiscibility gap と一致している。CaO 含有量が増加すると CaO と FeO の間の相互作用にもとづいて FeO の活量係数は減少する傾向にある。

CaO の活量は 3 成分系について GIBBS-DUHEM の積分によつて計算したが状態図とよい一致を示した。また 3 成分系の CaO のコーナー近くで CaO-FeO は広範囲の固溶を示したが CaO- CaF_2 エッジでは CaO の活量が増加するため固溶量は減少する傾向にあつた。

CaF_2 -CaO-FeO 系への Al_2O_3 の添加は Al_2O_3 と CaO の強い相互作用によつて FeO の活量係数は増加した。上記の 3 成分系の CaO を SrO で置換してみたが FeO の活量係数への影響はなかつた。CaO を MgO で置換すると MgO と FeO の間のわずかな相互作用のために FeO の活量係数は増加の傾向を示した。

これらの結果を基礎にエレクトロスラグ再溶解における溶鉄中の酸素含有量または介在物の含有量の水準が推測でき、溶鉄中の Si, P, Mn, Al, Ti, Cr などの元素の挙動が予測できる。同様にして CaO の活量を知ることによつてスラグの脱硫能力を計算することが可能になつた。(大井 浩)

鋼塊圧延までの最短時間と凝固時間との理論的予測

(I. D. MASSEY and A. T. SHERIDAN: JISI, 209(1971)5, pp. 391~395)

鋼塊の熱伝導方程式の解法については、多くの研究者が報告しているが、本報では、鋼塊の熱履歴を追うことにより圧延にかけられるまでの最短時間を予測し、均熱時間を種々変えられるようトラック・タイムを変動せしめることを可能にしたものである。

数学的解法としては、有限差分方程式を用い、適当な境界条件を設定して電子計算機による解を求めた。そのプログラムは、鋳型中および型抜き後の鋼塊の熱伝導問題を前記の有限差分方程式の形で解くように書かれたものである。台車上で型抜きされた鋼塊の表面温度の実測値と前記の解法による計算値とを比較したところ、非常によく一致した。次に、この解法を鋼塊が圧延にかけられるまでの最短時間の予測に応用するため、鋼塊の熱履歴を 3 つにわけて、(1) 鋳型内存在時間、(2) 型抜き後均熱炉装入までの時間、および (3) 在炉時間、とし、最初の 2 つについてまったく理論的に求めたのち、最後の 1 つについて、実際の操業条件を若干採り入れて補正して計算を行ない、在炉時間の予測値を求めた。これらの 3 つの条件を適当に組みあわせることによつて、予測通り

の在炉時間で好調な操業を行なうことに成功した。これが理想的に行なえるのは、鋼塊の中心が凝固すると同時に表面が圧延適正温度となる場合であり、この結果、圧延までの時間が最短となり、燃料の節約と稼働率の向上が期待される。また、鋼塊の凝固時間の予測について応用したところ、同一の断面積では、スラブ鋼塊のほうが角鋼塊よりも凝固時間が短くなるが、扁平比が 1.5 以上ない限りあまり効果が大きくないという結論を得た。なおこれらの数値は実測値とよく一致している。(図 4 表 1, 参 10, 付 1) (志村一輝)

下注造塊におけるスライディングノズルの応用について

(S. MUTH: Stahl u. Eisen, 91(1971)4, pp. 173~181)

西独の Edelmetallwerk witten A. G では 40 t LD 転炉で溶製した合金鋼を真空脱ガス処理を行なっているが、ポーラスレンガによるアルゴンガスを吹込みながら真空処理を行なうため、出鋼温度は鋳込温度よりも $70 \sim 90^\circ\text{C}$ 高く、また取鍋内の溶鋼滞留時間が平均 75 min となる。このため通常のノズルストッパーでは鋳込作業が不可能であつた。そのため 1967 年 10 月よりスライディングノズルの使用を開始した。ノズルの構造は受レンガ、ノズル、底板、スライド板、コレクター、およびコレクターとスライド板を一体とした枠とこの枠を底板に対してスライドさせる油圧シリンダーより構成されている。受レンガは Al_2O_3 75% のポーキサイトで、ノズルは Al_2O_3 97% で 7 回使用可能である。底板とスライド板は Al_2O_3 78% で、コレクターは 1 体物は Al_2O_3 50% のシャモット質である。スライド板は 2 回使用可能であり、またストッパー組立に相当するスライド板とコレクターとの組立は $40 \sim 50 \text{ min}$ で行なわれる。鍋は使用後、底板を空気ハンマーで破壊し、新しい底板を特殊な装置でセットする。スライド板を底板に取付けるには 25 min を要する。ノズルも同時に交換するときには 45 min 要する。取鍋にはスライドノズルを 2 個セットしてあるので、4 ヒート連続して使用する。

1970 年の 1/4 期では 1 個のスライドノズルが 1 回しか使用できなかったヒートが $50 \sim 60\%$ であつたが、この数値は次第に減少するであろう。鋳込作業は、スライド板を開き、内部につめた砂と黒鉛粉を落とし、その後酸素ガスで洗浄してから開始する。鋳込初期はスライド板によつて注入流を絞り、静圧の小さくなる末期には十分開いて鋳込を行なう。注入流の太さは $50 \sim 60 \text{ mm}$ である。スライディングノズルの利点は、ノズルを外押できること、取鍋の予熱を十分できること、ストッパー事故がないため高温の湯を長時間鑄内に保持できる点などである。現在までに $40 \sim 45 \text{ t}$ の湯を 4000 ヒート以上スライディングノズルで鋳造した。(川和高穂)

振動液滴法による熔融純鉄およびニッケルの表面張力測定 (M. E. FRASER, et al.: Met. Trans., 2(1971) 3, pp. 817~823)

表面張力測定の新しい方法である振動液滴法を用いて純鉄および純 Ni の表面張力を測定した。実験には雰囲気制御が可能な浮揚溶解装置が使用され、10kW の高周波加熱装置 (450 Hz) で溶解される。雰囲気はあらかじめ 10^{-1} Torr に排気した後精製した $\text{He}+6\% \text{ H}_2$ ガスを流した。実験温度は 2 色温度計にて $\pm 10^\circ\text{C}$ 以内に保

持した。溶融した液滴の形状を高速カメラで撮影する。(1000駒/sec) 滴の温度が高いので露出時間の問題はなかつた。表面張力 γ は次式により求められる。

$$\gamma = 3/8\pi m\omega^2$$

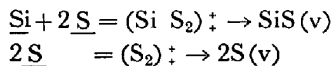
m は滴の重量, ω は位相角

実験に当つてコイルの軸のまわりを滴が回転する問題があり, コイルの改良と撮影を垂直および水平方向について行ない振動を測定した。測定の結果純鉄では $\gamma_{Fe} = 0.65t + 733$ dyn/cm (t は温度 $^{\circ}C$), ニッケルでは $\gamma_{Ni} = 0.215t + 1665$ dyn/cm が得られた。表面張力の温度係数は理論的には負であるが本実験では Fe, Ni ともに正を示した。含有不純物として O と S はともに 10ppm 以下に保存したが温度の上昇による不純物の吸着が温度係数に影響していると考えられた。

従来の測定結果の KOZAKEVITCH らの純鉄 (1550 $^{\circ}C$) の 1788 dyn/cm に対し本法では 1781 dyn/cm, 標準偏差 17 dyn/cm が得られた。Ni についても従来の測定値とよい一致が得られた。(大井 浩)

真空下における鉄合金の脱硫-SiS(v) 生成の自由エネルギー (R. J. FRUEHAN and E. T. TURKDOGAN: Met. Trans., 2(1971)3, pp. 895~902)

真空中 (圧力 10 μ m) における溶融 Fe-C-Si-S 合金の脱硫速度を容量 15 kg の誘導溶解装置を用いて行なつた。0.008~0.1% S の範囲内で脱硫速度は S の濃度に関して 1 次反応とみなされた。S 濃度がこの範囲以上になり, C が飽和まで増加し, Si が O から 5% まで増加すると S の活量は十分高くなり, 吸着された S による表面の被覆比率は 0.75 と 1 の間になる。このような条件の下ではつぎの 2 つの反応により脱 S が進行すると考えた。



(\ddagger) は activated complex を示し, これが矢印方向に解離すると考えると実験結果をよく説明できる。1600 $^{\circ}C$ において脱硫速度におよぼす C の影響は C による S の活量増加に相応する影響がみられた。ただ 1280 $^{\circ}C$ で Si を含まない場合は S とともに若干の CS または CS₂ が生成する傾向が認められた。

最も影響の大きい元素は Si で, C 飽和鉄に 2% Si が含まれると Si による S の活量増加のみで脱硫速度は 10 倍になる。さらにこのほかに SiS の発生が存在する。S による表面被覆比率が小さくゼロに近い領域では実験の困難のために検討できなかつた。SiS 生成および S の蒸発のみかけの活性化熱として 47 および 37 kcal が得られた。(大井 浩)

溶鉄の脱炭および沸騰の強さ

(A. A. TRAVIN, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14(1971)3, pp. 13~18)

伸び計を利用し, 重量変化を連続的に測定する装置により溶融 Fe-C 合金の脱炭速度を測定した。アルミナあるいはマグネシア坩堝中に 200 g の Fe-C 合金を溶融し, 内径 3 mm のノズルを通して溶鉄表面上 40 mm の位置から酸素を吹付けた。溶鉄は炭素抵抗炉で加熱し, 1500~1730 $^{\circ}C$ の温度範囲において, 160~1000 cm³/min の酸素ガスを送入した。

系の振動の大きさによつて脱炭反応の強さ (I) を表わしたが, 脱炭反応の強さには 2 つの極大値が見られた。アルミナ坩堝では, 1% C 附近に第 1 の極大値があり, 0.2~0.3% C に第 2 の極大値があり, 0.4~0.6% で最小となつた。マグネシア坩堝ではこれらの極大値は小さかつた。第 1 極大値および最小値は温度上昇とともに増加したが, 第 2 極大値は温度上昇とともに減少した。また第 1 極大値は O₂ 流量の増加によりいちじるしく増大したが, 第 2 極大値はほとんど変化しなかつた。

第 1 極大値が O₂ 流量に比例することから, これは表面沸騰の強さを示し, その律速段階は O₂ の反応界面への移動過程であるとした。第 2 極大値は溶鉄内部における沸騰であり, その強さが O₂ 流量に関係しないことから律速段階は反応界面への C の移動であるとした。

溶鉄内における CO 気泡発生の確率を, C および O の濃度, C および O のイオン半径, 溶鉄の表面張力などから計算した結果, CO の臨界半径は 0.2% C で 1.36×10^{-7} , 0.5% C で 7.1×10^{-8} , 1% C で 1.5×10^{-8} となつた。これらの結果から 0.2% 以下の C 濃度であれば溶鉄内部で沸騰が起りうると結論した。(郡司好喜)

脱炭過程における物質移動

(V. V. YAKOVELEV: Izv. VUZov, Cher. Met., 14(1971)3, pp. 19~22)

酸素転炉製鉄の強化, 完全化, 制御の效果的対策などのためには, ガス流の流体的因子と火点における反応のメカニズムを知る必要がある。ノズルの直径を d とするとガス流の慣性力の影響が強い軸の囲りの $0.1d$ の部分のガス流に関する物質移動は, $Sh_m = 2 \times 10^{-9} R_e^{2.5} \dots (1)$ で与えられる。実験によるとガスジェットの中心軸から離れるにしたがつて物質移動量は急速に減少することがわかっている。自由乱流では, Sh は動圧に比例することを考慮すると, この部分でのシャウウッド数 Sh_z は $Sh_z = Sh_m (u/u_m)^2 \dots (2)$ で表わされる。実験データによると指数はもう少し大きく, $Sh_z = Sh_m (u/u_m)^{2.5} \dots (3)$ で与えられる。かくしてジェットが溶鉄を衝撃するゾーン全体に関しては (3) を径方向に積分すればよいが, 乱流域での速度分布は $u/u_m = [1 - (x/R)^{3/2}]^2$ で与えられるので, ジェットの半径を R とすれば, $\bar{Sh}_z = (2/R^2) Sh_m \int_0^R x [1 - (x/R)^{3/2}]^2 dx \dots (5)$ で与えられる。衝撃部分以外のガスの分流部分については, $Sh_{zp} = 0.051 R_e^{0.832} (x/d)^{-1.0}$ で与えられるので, 結局ガスの全接触面に関しては $\bar{Sh} = [Sh_z R^2 + \bar{Sh}_{zp} (r^2 - R^2)] / r^2$ で与えられる。 r は全接触面の半径。

70 mm ϕ のるつぼ中で溶鉄表面上に内径 15, 30 mm の耐火物リングを乗せて, 表面からノズルまでの距離を 20, 50, 1000 mm として, ガス-溶鉄接触面の脱炭速度におよぼす効果を調べた。ノズルは 1 mm ϕ で, ガス流は 0.4 l/min であつた。系が異なつても脱炭挙動を, 物質移動の観点から統一的に理解しうる。(小林三郎)

溶鉄に溶解している炭素および酸素の迅速定量法

(G. N. OIKS, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14(1971)3, pp. 43~47)

Ee-C 合金の凝固点を測定して C 濃度を定める方法を, 実験室および平炉によつて検討した。

実験室において W-Re 熱電対により凝固温度 t_{kp} を

測定した結果, C の濃度により次の関係が得られた.

$$t_{kp} = 1535.47 - 76.57\%C \quad [C] < 0.123\%$$

$$t_{kp} = 1535.78 - 79.03\%C \quad 0.123\% < [C] < 0.498\%$$

$$t_{kp} = 1529.98 - 67.37\%C \quad 0.498\% < [C]$$

平炉鋼浴については 1 kg の溶鋼を採取し, 0.5 mm の W-Mo 熱電対により測定した. 溶解している酸素の影響を知るために, 同時に採取した溶鋼を 2 分し, 一方は Al で脱酸してから測定し, 他方はそのまま測定した.

Al 脱酸鋼の凝固点は

$$t_{kp} = 1535.27 - 92.33\%C \quad 0.015\% < [C] < 0.1\%$$

$$t_{kp} = 1534.20 - 82.37\%C \quad 0.1\% < [C] < 0.63\%$$

$$t_{kp} = 1530.65 - 76.73\%C \quad 0.63\% < [C] < 1.6\%$$

となった. 酸素を含む溶鋼の t_{kp} はこれより低く, それぞれの [C] の範囲で

$$t_{kp} = 1526.32 - 43.20\%C$$

$$t_{kp} = 1529.84 - 79.68\%C$$

$$t_{kp} = 1527.27 - 74.54\%C$$

となった.

この凝固点の差 Δt_{kp} と全酸素 % [O] Σ の間には

$$\%[O]\Sigma = 0.01424 + 0.01096 \Delta t_{kp} \quad \Delta t_{kp} \geq 1.8$$

$$\%[O]\Sigma = 0.00546 + 0.01583 \Delta t_{kp} \quad \Delta t_{kp} < 1.8$$

なる関係が得られ, $\pm 0.0051\%O_2$ の誤差で [O] を定量することができた. (郡司好喜)

一 加 工

成形および促進時効により強化された薄鋼板の開発

(B. S. LEVY: Blast Furn. Steel Pl., 59(1971)3, pp. 149~153)

材料システム工学の手法を用い, 加工工程を含んで総合的に強度を増加させた薄鋼板を製造する試みを行なった. 薄鋼板を使用して製品を製造する場合, 通常, 原板をプレス成形してのち塗装ラインを通して接合するので原板は, 加工硬化と高温による促進時効のために相当量の硬化を示し, 最終の強度は, 原板の降伏強度と加工硬化量および時効硬化量の 3 つの量を合計したものと異なる.

インランド・スチールでは, AISI 1010 鋼に 0.01% の窒素を加えることにより, 最終の強度が 65 000~70 000 psi の鋼板の開発に成功した. この場合, 冷延焼鈍板で原板の降伏強度が約 41 000 psi, 加工硬化による強度増加 (10%予歪) が約 18 000 psi, 高温時効による増加量 (350° F 1hr) が約 8 000 psi で, 従来の AISI 1010 鋼にくらべて, 原板降伏強度が 10 000 psi, 加工硬化分が 8 000 psi, 合計 18 000 psi 程度の改善となっている.

これらの強度増加は窒素の添加によるものであり, 改良 1010 鋼の時効後の全伸びは 12~18% あり実用上問題はない. 時効による増加分は, 200°~500° F で 7 分半から 2 時間にわたる時効試験の結果では, 時効条件, 鋼種にかかわらず 6 500 psi から 10 000 psi の間で, 大きな変動はない.

改良 1010 鋼は, その他, 遷移温度が通常の 1010 鋼より低く靱性が良い, 短時間疲労性はほとんど変わらないが, 長時間疲労性は改善される, 溶接性がすぐれているなどの特長を有する. なお冷延焼鈍板での特性値は, n 値が 0.18, 一樣伸び 17%, 全伸び 31% である.

(図 6, 表 1, 参 9)

(坂本 徹)

一 性 質

構造用鋼の疲労破面のフラクトグラフィによる研究
(M. HEMPEL and H. HAHN: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971)1, pp. 31~38)

St37-3 および St52-3 焼ならし材から製作した切欠および丸孔を有する疲労試験片 (長さ 370 mm, 厚さ 8 mm, チャック部幅 65 mm, 幅方向切欠 R-両側とも -25 mm, 切欠底部有効幅 20 mm, 中心丸孔 2.1 mm ϕ , 形状係数 α_K 2.7) に一定振幅あるいは多段応力振幅の繰返し引張-圧縮荷重 (平均応力は 0) をかけた場合の破面は 3 種類に分類できる. 第 1 は中心の丸孔から試片長手方向に対し垂直に円形に発達した 90° 破面, 第 2 は 90° 破面の周辺から試片の両面に向い, 面と 45° の角度で進行した 45° 破面, 第 3 は残りの幅部分における急速破壊破面である.

走査電子顕微鏡によると 90° 破面にはストリエーション, ディンプルの他, 長手および横方向の 2 次きれつが観察された. 組織中に含まれる MnS は 90° 破面においてきれつ面が小さい場合には横方向応力のため長手ならびに横方向 2 次割れを生ぜしめるが, きれつが長くなった場合には特殊形状ディンプルを生ずる.

45° 破面においては非対称ディンプルのみ観察され, 90° 破面でみられた特殊形状ディンプル, ストリエーション, 2 次割れはみられなかった. その理由は酸化物あるいは硫化物の介在物間の距離と塑性域の大きさとの相互関係に求めることができる. (上正原和典)

高純度の Fe-C-P 亜共析合金における P の偏析

(V. KURZ, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971)2, pp. 123~132)

P はフェライト中およびオーステナイト中における拡散速度が小さく, 凝固時の偏析を熱処理によつて均質化することがきわめて困難である. 本研究では 0.02~0.06% C と 0.02~0.06% P を含む Fe-C-P 合金を急冷および徐冷して凝固させ, as-cast と 800°C, 900°C, 1060°C で 1~168 時間焼鈍した試料について顕微鏡観察, EPMA 測定, 微小硬さ測定を行ない P の偏析挙動を検討して以下の結果を得た.

(1) 研究に使用した三元合金においては (凝固速度が等しい場合には) C あるいは P 量を増やすといずれも樹枝状凝固の傾向が著しくなる.

(2) P の分配比 c_M/c_m (c_M : 残留融液中の P 濃度, c_m : 樹枝状晶中の P 濃度) は C 量に著しく依存するが, P の濃度および凝固速度にはあまり関係しない.

(3) Fe-C-P 三元合金を鑄造した場合に現われる 2 つの組織 (柱状晶と等軸晶) は, 他の条件が同じならば合金の組成に強く依存する. C は柱状晶の成長を促進し P は等軸晶の成長を助長する.

(4) Fe-C-P 三元鑄造合金では C と P の濃度に依存して, フェライト-パーライト組織に方向性が現われる.

(5) 鑄造組織における P の偏析はオーステナイト領域における焼鈍によつてのみ急速な均一化が可能である. これに対して二相 (フェライト+パーライト) 領域において焼鈍した場合は均一化の進行が緩慢である. この現象は拡散係数の温度依存性のみでは説明できない.

(6) 均一化時間に対して Fe-C-P 合金における C 対 P の比率は、温度の低下とともに影響を増す。P の濃度が同じ場合 C の量が増すほど均一化が急速に達成される。

(7) 冷間加工が均一化時間に及ぼす影響は、焼鈍温度の低い場合ほど著しい。(和田 仁)

コークス工場排水の生物学的処理方法

(D. DRECHSEL: Stahl u. Eisen, 91(1971) 9, pp.509~515)

従来コークス工場の排水はベンゾール・アルカリ処理法で処理し、フェノールを 90~98% 回収していたが、フェノールの価格低下のため経済的に不利となつたこと、また当局の排水規制が厳しくなつてきたことなどにより、Neunkirch Eisenwerk 株式会社では 1969 年夏から、コークス工場排水 (700 m³/day) を表面曝気装置を備えた浄化設備で処理してきている。

設備は予備試験の結果をもとに設計され、曝気槽 970 m³ (9m幅×36m長さ×3m高さ)、沈殿槽 285m³ (8.6×20×1.5)、濃縮槽よりなつている。排水を熱交換器で冷却し稀釈水を適量加えて、栄養源としてりん酸、さらに必要に応じて FeSO₄·7H₂O を加えて処理する。

排水処理の例をあげると、汚泥負荷 0.79 kg B.O.D./kg·day, りん酸 0.012 kg P/kg·B.O.D, FeSO₄·7H₂O g/m³ 排水量, 曝気槽温度平均 25.5°C (最大28最小21) 排水量 780m³/day, 稀釈水量 1210m³/day の条件で、過マンガン酸消費量 11500mg/l が 960mg/l, 全フェノール 1140mg/l が 4.2mg/l, 全シアン 28.5mg/l が 1.01mg/l, 硫化物 140mg/l が 0.4mg/l, PH 9.1 が 8.4 となつた。

これまでの運転経験から、活性汚泥法によりコークス工場排水を効率よく処理するには、曝気槽の温度を 20~28°C で、かつ毎日の温度変化を 1~2°C と一定にすること、汚泥のフロック形成状況および PH 値を観測しアンモニア量を一定にするように稀釈水を加えること、可溶性リン酸塩は 0.5 kg/kg フェノール加えること、曝気槽の溶存酸素は約 1mg/l にすること (それ以上にしても効果はない)、などが判明した。(山根 孝)

Nb 微量添加による一般構造用鋼の強度向上

(H. I. SANDLER and S. R. DOBRUSKINA: Stal', (1971) 1, pp. 59~63)

Nb を 0.02~0.04% 添加した 0.08, 0.17, 0.32% C の Mn 鋼 10Γ2B, 15Γ2B, 30Γ2B を 5~10 mm 厚さの板および形鋼に圧延し、熱処理して組織や機械的特性への Nb の影響を調査した。

C 量の増加につれ安定 Nb 炭化物が増加する。10Γ2B では全 Nb 量の 30% が、15Γ2B, 30Γ2B では 78~92% が炭化物と結合し、残りの Nb が非金属介在物とフェライトとの間に分布されるので、低 C 鋼ほど強度上昇の度合いが大きい。すなわち、炭化 Nb の析出パーライト結晶粒微細化により $\sigma_{0.2}$, σ_B がそれぞれ 10Γ2B で 33, 22%, 15Γ2B, 30Γ2B で 17, 10% 強化された。

どの鋼も 900~1150°C の焼ならしでは炭化物中の Nb 量は最大を示し、結晶粒度番号 10 番 (Nb を含まない鋼では約 8~10 番) となり強度は若干低下したが塑性、靱性は改善された。同一の鋼でも圧延終了温度を下げる方

法により靱性を改善できる。すなわち圧延終了温度を 850~900°C, 1050~1080°C とした場合、前者は粒度番号 8~10 番のフェライト・パーライト組織、後者はベイナイト組織部を増しフェライト粒は粒度番号 6~7 番まで成長し、粒界に鎖状炭化物が見られた。また 10Γ2B の -40°C における衝撃値 ρ は前者で 4.3~5.6, 後者で 1.0~2.6 kg-m/cm² を示した。この結果を 10Γ2B の鋼塊から L, 溝形鋼への圧延に適用したが、遷移温度は -70~100°C であつた。

Nb を含有する 0.06~0.21% C 鋼を熱間圧延終了と同時に焼入れすると $\sigma_{0.2}$ は 40~45 kg/mm², さらに焼入れ後 550~600°C の析出硬化温度域で焼もどすと $\sigma_{0.2}$ は 50~60 kg/mm², σ_B は 60~70 kg/mm², ρ (-40°C) は 5 kg-m/cm² 以上を示した Nb を含有しない鋼では同一熱処理で $\sigma_{0.2}$ は 12~20 kg/mm² 低かつた。

10Γ2B 鋼はいろいろの使用条件で試験したが、微細組織をもち、熱硬化感受性が低く、機械加工性、溶接性ともに良好で構造用鋼として十分な性能を示した。径 3 m 幅 6 m のコイルから高炉の電気集じん装置、熱風炉ケース、トレーラ生産ライン設備、農業機械などに実用されている。(本多徹郎)

熱風炉鉄皮破損事故について

(O. J. MAESER: Iron Steel Eng., 48(1971) 4, pp. 53~60)

熱風炉の鉄皮と底板部が上向きに引き上げられつつ突然破壊するという事故がたびたび起こつた。

一般に、鉄皮には送風時の風の衝撃力、内圧、レンガの熱膨脹による力が作用する。解析の結果鉄皮破損につながる主要因はレンガの熱膨脹によることがわかつた。

解析に先き立ち、断熱材の圧縮性、摩擦係数 (普通断熱材と耐火レンガ、普通断熱材と鋼、岩綿と鋼) を実験により求めた。圧縮性は岩綿の方が普通断熱材よりはるかにすぐれており、摩擦係数 f_c は、(1) 普通断熱材と耐火レンガ $f_c=0.9$, (2) 普通断熱材と鋼 $f_c=0.84$, (3) 岩綿と鋼 $f_c=0.55$ (圧縮力 5 kg/cm² 時) であつた。この事実から熱風炉垂直方向の鉄皮とレンガの熱膨脹による相対ずれは断熱材と鉄皮の間で起こることがわかる。

解析は鉄皮径 7.6m, 高さ 33.4m の内燃式熱風炉について行なつた。ドーム温度 1260°C, 廃ガス温度 315°C, 外気温度 -18°C とし各レベルにおける温度を算出し、鉄皮に生ずる応力を次の場合について求めた。

1. 炉壁レンガの熱膨脹による応力
2. チェッカーと炉壁レンガの熱膨脹による応力
3. チェッカーと炉壁レンガの熱膨脹による応力 (鉄皮と普通断熱材の間に 25 mm の岩綿を入れた場合)
4. CASE 1, 2, 3 に内圧 2.35 kg/cm² が加わる場合 CASE 1 の場合最大主応力は 9m 高さの位置で生じ約 19.7 kg/mm², 底板には全周にわたり 366 kg/cm の引き上げ力が生じた。同様に CASE 2 では 26 kg/mm², 2660 kg/cm が働くと同時に、ギッター受金物にも自重の 3 倍もの垂直力が加わつた。CASE 3 は岩綿の影響で主応力は大幅に減少し、最大応力値は 16m 高さで 2.7 kg/cm² となつた。CASE 4 は内圧が加わることによ

り最大応力値は 9 m 高さで 29.8 kg/mm² を生じた。過去の事故も 9 m 付近で鉄皮が破損していることと本計算はよく一致している。(秋本栄治)

燐を不純物として含有する Ni-Cr 鋼の焼もどし脆性
(R. VISWANATHAN: Met. Trans., 2(1971)3, pp. 809~815)

燐は低合金鋼中に微量存在しても、焼戻し脆化を引き起こすことは以前から知られていた。脆性破壊は旧オーステナイト粒界に沿って起こることから、燐は粒界に偏析したりして、その部分の強さを弱めるのであろうと考えられてきた。本報告ではオージェ分析法によつて、次のような問題を研究している。(i) 高純度の Ni-Cr-C 鋼の粒界に偏析する元素の種類と偏析量の決定。(ii) この偏析は可逆的であるか。(iii) 偏析量とシャルピー衝撃試験による遷移温度とを関係づける。

用いた試料は真空溶解したもので、その組成を重量% で表わすと次のようである。

合金	C	P	Ni	Cr
Ni-Cr-C	0.33	0.0005	3.98	2.21
Ni-Cr-C-P	0.32	0.02	3.87	2.3
	SB	Sn	As	
	<0.0003	<0.0005	<0.0002	
	<0.0003	<0.0005	<0.0002	

衝撃試験用の試料については、871°C 2 hr の固溶化処理を行なった。オージェ分析用の試料については、粒径を大きくするために、1232°C、2 hr の加熱後、871°C、2 hr の固溶化処理を行なった。固溶化試料を焼もどして 3 種類の試料をつくつた。非脆化試料：621°C、1 hr 焼もどし後水冷したもの。脆化試料：593°C 1 hr、588°C 15hr、524°C 24hr、490°C 48hr、460°C 72hr、399°C 168hr 段階的に保持後炉冷したもの。deembrittled (脆化試料の靱性を回復させた) 試料：脆化試料を 621°C、1 hr 焼もどし後水冷したもの。

-112°C に冷却した試料を 10⁻⁹ mmHg 真空中で破壊し、破面を観察した。オージェ分析では結晶表面 (深さ 5~15Å) の化学分析が可能である。深さ方向の分析は、Ar スパッタリングで表面を数 Å ずつ取り取つては行なつた。

Ni-Cr-C-P 鋼の脆化試料は、粒内に対して粒界に 235 倍の燐と 2.5 倍の Ni が偏析している。偏析層の厚さは燐では 10Å、Ni では 50Å である。燐の偏析量は、非脆化試料では 63 倍、deembrittled 試料では 25 倍であり、Ni-Cr-C 鋼の脆化条件では 5 倍の偏析があつた。

偏析量と衝撃試験による遷移温度はよく対応し直線関係が認められる。遷移温度は脆化試料では 91°C、非脆化試料では -57°C、deembrittled 試料では -84°C であり、Ni-Cr-C 鋼では -107°C であつた。

(菊池 実)

熱延 1% けい素鋼板の集合組織および顕微鏡組織におよぼす仕上げ温度の影響

(I. F. HUGHES: Met. Trans., 2(1971)4, pp. 929~935)

本研究は、市販されている熱延けい素鋼板の集合組織および顕微鏡組織におよぼす熱延仕上げ温度の影響を調べたものである。供試材の化学成分は、0.055% C、0.34

% Mn、1.02% Si、0.011% P および 0.024% S で、これを熱間で 2 mm 厚に圧延した。この際の仕上げ温度を 880°C から 680°C まで変化させ、巻取り温度を約 540°C とした。得られた熱延板の集合組織および顕微鏡組織を調べた結果を要約すればつぎのとおりである。

(1) まず、熱延板の中心層の集合組織は、仕上げ温度により、つぎのような 3 つのタイプに分かれる。すなわち、860°C 以上ではほとんどランダムに近く、その顕微鏡組織は、フェライトの等軸晶からなっている。800°C から 860°C の間では、(100) から (311) までの方位を含む [011] 繊維組織と非常に弱い板面法線回りの〈111〉繊維組織とからなり、その組織は、フェライトの細かい長方形の粒と粗い再結晶粒の混合である。さらに 680°C から 800°C の間では、[011] 繊維組織に加えて〈111〉繊維組織が段々と強くなり、強冷延のときにみられる集合組織に近い。その顕微鏡組織は、圧延方向に長く伸びたフェライトの加工組織 (90% 以上) と若干の不規則な再結晶粒との混合したものである。

(2) いづれ、これら熱延板の板厚方向における集合組織の分布をみると、やはり熱延仕上げ温度により顕著な集合組織の勾配がみられる。すなわち、860°C 以上では、ほとんどみられないが、820°C 以下では、表面から中心層に向かつて (200)、(211) および (222) 成分の増加がみられ、温度の低下とともに顕著となる。これは温度の低下により、板の中心層における上述の 2 つの繊維組織が増加したためである。これに対して、(110) 成分は、表面下 0.15 mm ないし 0.20 mm 付近で、その強度が最大になっている。そして、この最大強度も仕上げ温度の低下とともに著しく増加する。これらの傾向は TAKECHI らのリムド鋼および GOODMAN らの低炭素鋼における結果と一致している。(大久保透)

部分的に解離した水素雰囲気における鉄合金の脆化
(H. G. NELSON et al.: Met. Trans., 2(1971)4, pp. 953~959)

原子状水素と分子状水素とが混在している雰囲気では原子状水素の存在によりクラックの成長が促進される。

供試鋼は 4130 で、843°C 油焼入後 250°C × 2 hr 焼もどした。硬さ HRC 47、降伏点および引張強さはそれぞれ 140、154 kg/mm²、伸びは 6% であつた。-60~160°C の温度範囲で破壊靱性試験およびクラック成長速度試験を行ない水素脆化について調査した。破壊靱性試験は試料の大きさは幅が 25.4 mm、厚さ 4.8 mm の片側クラック付 3 点荷重による曲げ試験によつた。ただし荷重間は 38.1 mm とし、クラックは疲労によりつけた。一方、クラック成長速度試験は厚さ 1.6 mm の双片持はり試験によつた。いずれの試験も真空容器中で行なつた。原子状水素は 0.05 mm 径の W 線を 2000°C に加熱し、分子状水素を分解させてえた。

破壊靱性試験の結果、大気中の K_{scg} は温度にかかわらず一定であり、その値は 204 kg/mm²-mm^{1/2} であつた。分子状水素雰囲気では K_{scg} は 120°C 以下で急減し、室温付近で最低値を示し、88 kg/mm²-mm^{1/2} と半減した。一方、原子-分子状水素混合雰囲気では圧力の影響を受け、圧力の減少とともに脆化が増大し、最大の脆化は水素分子圧 8×10^{-3} torr で生じた。水素分子圧 8×10^{-3} torr の場合は室温付近に延性-脆性の遷移点が存在

した。いずれの雰囲気での脆化域には破面上に粒界破面がみられた。

クラック伝播試験は $K=145 \text{ kg/mm}^2 \cdot \text{mm}^{1/2}$, 原子-分子状水素混合雰囲気 (水素分子圧 $8 \times 10^{-3} \text{ torr}$) で行なつたがクラックの成長は熱活性化過程で制御され, 活性化エネルギーは 6800 cal/mol であつた。環境による水素脆化および固溶水素による鋼の脆化は水素-金属相互間の作用により脆化が起つた場所への水素の移動過程というような問題によつて複雑になつた現象である。

(内堀勝之)

食塩水によるマルテンサイト鋼の応力腐食割れ感受性におよぼす合金元素の影響

(G. SANDOZ: Met. Trans., 2 (1971)4, pp. 1055~1063)

焼入れ-焼もどし鋼において, 降伏強さ (0.2%耐力) が約 120 ksi をこえると応力腐食割れの危険が生じ, さらに強さの増大とともに割れ感受性は徐々に大きくなる。そこで本研究では数種の焼入れ-焼もどし鋼の食塩水中の応力腐食割れ抵抗性におよぼす C, Mn, Cr, Ni, Mo, Co, P, S の影響についてしらべた。これらの特殊元素は強靱鋼における一般的な成分元素または重要な不純物であるものを選んだ。

二つの基本的なタイプの合金シリーズをつくつた。その一つは純粋な Fe-C 系の二元合金に第三元素として上記の元素をそれぞれ濃度を変えて添加した鋼である。他のシリーズの合金は AISI 4340 鋼と同じ鋼である。

これらの合金シリーズについて 3.5% 食塩水または海水中の割れ成長に関する応力強度パラメーター, $K_{I_{sc}}$ を求めるために予クラックを有する片持ちばり試片を用いて割れ試験を行なつた。また同一試片を用いて破壊靱性パラメーター, $K_{I_{c}}$ ($K_{I_{sc}}$ に近似) も求めた。おのおのの元素の影響を明らかにするために, 試片は同一降伏強さになるような熱処理を行なつた。これらの試験結果から下記のような結論が得られた。

1) これらの元素の中で C と Mn だけが応力腐食割れに有害であつて, これらの量は鋼の硬さ, 焼入性および他の性質を満足させるに必要な最低量にすべきである。

2) 鋼が同一強度レベルであれば, Cr, Mo, Ni, Co, P, S は割れ抵抗性にはほとんど影響しない。

3) $K_{I_{sc}}$ 値は降伏強さが増すと減じる。

4) 天然海水中におけるこれらの元素の影響は 3.5% 食塩水中の場合と同じである。(石原只雄)

Si を 2.5, 3.5, 4.5% 含む Fe-Si 多結晶合金の歪速度感受性と延性-脆性挙動

(B. ARONSSON and L. GRANÜS: Met. Trans., 2 (1971)4, pp. 1087~1093)

フェライト鋼を開発し利用する場合, 延性-脆性遷移挙動は重大な問題であり, 珪素鋼板においても延性の低下があるため Si 量の上限はおおよそ 3% となつている。Fe-Si 合金の延性-脆性遷移に影響を及ぼす因子としては温度, 歪速度, 結晶粒サイズおよび Si 量などが考えられるが本研究では特に Si 量と歪速度の影響について報告している。

通常の温度と歪速度において延性-脆性遷移が生ずる

ような 3 種類の組成 (Si: 2.5, 3.5, 4.5%, C+N: 0.005~0.010%) の Fe-Si 多結晶合金を用意し, 室温で引張性質の歪速度感受性を決定した。温度依存性および歪速度依存性を検討するために, 本研究で得た結果と従来の報告からフェライトの降伏応力の非熱的成分と熱的成分とに及ぼす Si 量の影響を求めた。両成分はいずれも Si 量とともに増加するが, 熱的成分は本研究で用いた最大の歪速度 (10^2 sec^{-1}) においては Si 量によつてほとんど変化せずまた純鉄に対して報告されている値よりも小さい。

変形機構に関する知見を得るため転位速度指数を決定し, 透過電子顕微鏡を使用して転位構造を調べた。延性を示す試料を透過電子顕微鏡観察した結果, 転位の密度と配列は実験の範囲内で Si 量あるいは歪速度によつてあまり影響を受けないことが明らかとなつた。また室温において転位速度指数 m^* は Si 量とともに増加した。

本研究において用いた結晶粒サイズ (ASTM 5~7) の場合脆性挙動を避けようとする, すべりによる降伏に対する応力はおおよそ 700 MN/m^2 (100 ksi) 以下でなければならぬと思われる。

異なる Si 量と結晶粒サイズに対して, 延性-脆性遷移が生ずる温度と歪速度の関係を示した。(和田 仁)

9% Ni 鋼の厚物材の低温衝撃特性

(P. M. MUNRO: Iron Steel, 44(1971)1, pp. 21~27)

9% Ni 鋼の低温衝撃特性に及ぼす板厚の影響と 2 重焼もどし効果について調査した。厚さ 1.7~10.9 cm の板材および肉厚 20.3 cm, 幅 17.8 cm の輪状鍛造材より試料を作成した。試料の化学成分は 0.07~0.10% C, 0.20~0.35% Si, 0.43~0.80% Mn, 8.8~9.4% Ni, 0.006~0.014% S, 0.003~0.034 P, 0.003~0.005% Al の範囲内であつた。薄板を用いてより厚い板の熱処理条件に近似させるために次の方法を行なつた。12.7×12.7×1.25 cm の凹みを有する 30.5× t cm の大きさの細粒アルミナ質からなる耐火物を 2 つ重ね, 内部の凹みに試料を入れて板厚 40.7 cm までの数段階の厚さの熱処理条件をえた。ただし t は板厚 11.4, 17.7, 25.4 cm に応じてそれぞれ 5.1, 7.6, 10.2 cm とした。

2 重焼ならし (900°C/790°C) 後単一焼もどし (570°C) すると, 板厚増加とともに増加する γ の不安定性により低温衝撃特性は低下する。また P 含有量が高いと焼もどし脆化により低温衝撃特性は劣化する。530~570°C での単一焼もどしでは板厚 40.7 cm 相当材の遷移曲線に変化はないが焼もどし温度が 530°C 以下の場合には低温衝撃特性が低下する。

2 重焼もどし (620°C/500°C) により板厚 25.4, 40.6 cm 相当材の低温衝撃特性は 570°C 単一焼もどしの場合より向上する。たとえば 40.6 cm 厚さの場合, 試験温度 -196°C において, 2 重焼もどし材の衝撃値は単一焼もどし材の約 2 倍となる。350°C × 1000hr の恒温処理により 1.3, 11.5, 25.4 cm 板厚材はかなり脆化するが 2 重焼もどしを施すことにより脆化の程度を軽減できる。(内堀勝之)

破壊過程の実験と理論 I

(A. KOCHENDÖRFER: Z. Metallk., 62 (1971)1, pp. 1~12)

4 回にわたる破壊機構の展望の第 1 編で、まず破壊形式のマクロ的およびミクロ的特徴による分類について述べている。

(1) マクロ的特徴による分類

- A 塑性変形の程度： A_1 強変形 (約 10% 以上の変形)， A_2 弱変形 (約 10% 以下の変形)， A_3 変形ほとんどなし
- B 破面の応力に対する方向： B_1 最大垂直応力の方向に直角な垂直面， B_2 最大せん断応力面に平行なせん断面， B_3 両者を含む混合面
- D 破面の外観： C_1 つや消しになっている繊維状破面， C_2 光沢のある結晶状破面， C_3 鏡状の平滑破面
- D 破壊の伝播速度： D_1 塑性波の伝播速度 (約 3000 m/sec) に近い速度 (1000 m/sec) のオーダー)， D_2 塑性波の伝播速度に比べて小さい速度 (1 m/sec のオーダー)， D_3 塑性波の伝播速度に比べてきわめて小さい速度 (1 mm/sec のオーダー)

(2) ミクロ的特徴による分類

- E 破壊の起こり方： α_1 凝集力に逆らつて隣接面が分離してできた分離面を有するもの， α_2 すべり面に沿った局部的せん断によりできた延伸面を有するもの
- F 破面の状況： β_1 粒内破壊， β_2 粒界破壊， β_3 混合型破壊

次にこれに基づきマクロ的に延伸面を有する破壊，マクロ的に分離面を有する破壊などについて説明を行なっている。(上正原和典)

—物理冶金—

ニッケル-クロム基合金における酸化過程の速度論

(H. LEWIS: Metallurgia, 83(1971), pp. 3~8)

ニッケル-クロム基合金の酸化機構に関する研究は、これらの材料がすぐれた耐酸化性を有し、合金元素の添加により顕著な高温強度が得られるため、高温において広範囲に使用されている現状からみて、興味あるものと考えられる。本論文はニッケル-クロムを基本組成とした 4 種類の実用合金を用いて、大気中におけるこれらの合金の酸化反応の速度論を調べたものである。

まず 800°C ~ 1200°C での各試料の酸化曲線を熱天びんを用いて、重量変化の測定により求めた。100hr までの試験では時間の平方根に対する重量増加は直線的ではなく、放物線法則が成立しないことが示された。そこで実測された酸化曲線をうまく説明するため、酸化機構に関してたがいに独立な 2 つの過程を導入して次式によつて示される重量変化の表現がなされた。 $W = Kt^{1/2} - at + c \dots (1)$ ここで W = 単位面積当たりの重量増加 (mg/cm²)， t = 時間 (hr)， K ， a および c は定数である。 $Kt^{1/2}$ は酸化膜の成長に対応した重量増加を表わし、 $-at$ はクロムの蒸発による重量減少を表わしている。(1) 式を微分すると $dW/dt = 1/2kt^{-1/2} - a \dots (2)$ となる。

一方、実測した重量増加速度と $t^{-1/2}$ との間には簡単な直線関係が示され、この事実と (2) 式とを結びつけて、直線のこう配および軸切片の値から K および a の値が得られた。また K および a の温度依存性が調べられたが、これらはともに Arrhenius プロットにしたがうことが示された。すなわち、 $K = Ae^{-Q/RT}$ および $a = A'e^{-Q'/RT}$

で示され、酸化膜成長の活性化エネルギー Q は各合金により異なるが 25.2 ~ 31.4 kcal の範囲にあると見積られた。

長時間酸化では、ある時間後に重量減少の起こり始めるのが観察されたが、これは (2) 式で $dW/dt < 0$ ，すなわち $t > (K/2a)^2$ に対応するもので、クロムの蒸発速度が相対的に増加したことによると考えられる。以上のようにより、酸化機構に対して提案されたこのモデルはかなりの程度まで酸化による重量変化/時間曲線の一般的な形を説明するようである。また十分長時間側で重量減少速度が一定となつたが、このことはクロムが酸化物として蒸発することを示唆するものと考えられる。

(協田三郎)

—合 金—

一方向性凝固させた基超合金の遷移クリープの大きさにおよぼす応力と温度の影響

(G. R. LEVERANT and D. N. DUHL: Met. Trans., 2(1971)3, pp. 907~908)

一方向性凝固させた Ni 基超合金は普通凝固させた場合に比較して顕著な破断寿命と高温靱性の改善が見られる。一方、760°C 付近で 60 kg/mm² 程度の高応力の遷移クリープが比較的大きいという問題点をもつ。遷移クリープから定常クリープへの変化は {111} <112> すべり系間で十分な転位の交差が起こつた場合のみ起こることが知られている。この考え方を基礎にして MAR-M 200, B 1900 および IN 100 についてクリープ試験、透過電顕の結果を比較検討して、一方向性凝固した場合の遷移クリープが大きくなる条件を決定し原因を考察した結果、以下の結論に達した。

(1) 一方向性凝固試料では結晶粒径が約 3 mm と大きく、その結果一つの面内での大きな不均一すべりが生ずるのに対して、普通凝固の多結晶試料では結晶粒界が多いために「幾何学的に必要な」転位が多数形成され、転位交差が多く、定常クリープに早く達する。

(2) 60 kg/mm² 程度の高応力下では転位の移動速度も大きく増殖も多いために遷移クリープ歪みは大きい。より低応力では転位の移動速度が小さいために転位は他のすべり面へ移行しやすくなり転位の交差が増し遷移クリープは短くなる。

(3) 他方 77 kg/mm² までの高応力範囲では応力の増加にしたがつて転位の増殖はさらに多くなるために遷移歪みは直線的に増加するが、遷移期間は対数的に減少する。

(4) 844°C 以上の高温では小さな応力によつても転位の整列が起こり、すべり距離が減少するために一方向性凝固試料でも普通凝固試料と同程度の遷移クリープ歪みをもつ。

(5) 以上に示したように遷移クリープが大きい現象はごく限られた条件下でのみ起こるが、この条件下でも衝撃荷重などで微細な下部組織を導入して不均一な大きなすべりが起こらなくしてやると遷移歪みは小さくなる。(藤平昭男)