

抄 録

— 製 鉄 —

1:1 の装入装置模型による高炉中装入物の構造の研究

(D. BÜLTER, K. BERNER, and U. LAUBIS: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 22, pp. 1223~1232)

特定高炉と同じ大きさの装入装置模型による実験結果の解析について述べている。大ペルのストロークは 800 mm でその下方 1 m をストックラインの起点とした。1 スキップあたりコークス 5 t, 鉱石 16 t である。装入物構造の特徴によつてシャフト断面は炉芯部, 中間部, 炉壁部の 3 つに区分される。コークスと焼結鉱を C I C I S I S の順に装入すると, 断面積の 20% ずつを占める炉芯部と炉壁部に粒度の大きい焼結鉱が多く, 断面積の 60% を占める中間部に粒度の小さい焼結鉱が多い。コークスも同様の傾向を示す。焼結鉱の量は中間部と炉芯部に多く, 炉壁部には少ない。ストックラインが変わると粒度偏析の程度と焼結鉱の量は中間部では変化しないが炉芯部と炉壁部では変化し, ストックラインが深くなると炉芯部では焼結鉱の量が減少し粒度が大きくなり, 炉壁部は逆の傾向を示す。コークスの粒度も同様の傾向を示す。通気性は中間部で悪く, 炉芯部と炉壁部でよい。シャフトでの鉱石量に対するガス量比は還元にとって重要である。炉芯部と炉壁部でのガス量比はストックラインが深くなると炉芯部では増大し炉壁部では減少するが, 中間部ではほとんど変化なく平均値以下である。またガス量比に対する焼結鉱の篩分けの影響は中間部と炉芯部や炉壁部とでは逆の傾向を示す。焼結鉱とペレットを交互に装入すると鉱石量の分布が均等化されて中間部のガス量比は大きくなる。ガス量比が大きいと温度が高く CO₂% は低いことから推定すれば, 実験結果はゾンデによる高炉での測定結果と定性的によく一致する。(小笠原武司)

— 製 鋼 —

固体介在物除去の機構中の表面現象の役割

(P. KOZAKEVITCH and M. OLETTE: Revue Mét., 68 (1971) 10, pp. 635~646)

溶融金属中の固体介在物の除去速度は種々の過程に影響される。その過程のあるものは金属, あるいは金属とガス, 金属とスラグとに接触した固体介在物の表面における現象に依存する。とくに浴中の介在物の amas (介在物集団) の形成中および浴の表面における介在物の発生過程中的表面現象がこの研究の目的である。

介在物の発生 (金属の収縮と介在物/ガス界面形成) は介在物/ガス界面張力が介在物/金属界面張力より小さいとき (すなわち接触角が 90° より大きいとき) に生ずる。実際における介在物発生の傾向は接触角 θ に強く依存し, θ の値は介在物の性質と浴の組成によつて変わる。純鉄, 炭素鋼の表面ではアルミナ介在物の発生傾向が著しい。浴の酸化, とくに雰囲気による再酸化は介在物の

発生を悪くし鋼浴中に介在物を再溶解させる。これに反し普通の量の硫黄ならば大きい影響を与えない。また浴の表面を覆うスラグは常に介在物の発生に有効である。Al のような元素で鋼浴を脱酸する過程で形成される固体粒子の除去に関する実験的研究によると微小な介在物の速度が互いに異なっており, また浴を攪拌することによつて金属浴中の移動過程で amas に凝集することが示された。amas を形成するため介在物間の接触を保ちやすくする動きは介在物-金属界面張力に基因する。この機構は最初に KNÜPPEL らによつて提案されたが, これによると 2 コの単位介在物が接触した後で合体するかどうかの解である。これに必要な条件は介在物-溶融金属-真空系での接触角 θ が 90° より大きいことである。アルミナの θ は 140° のオーダーでこの値は凝固した試料断面の顕微鏡組織からもよく説明される。TiO₂ の θ は 80° に近い値で, Ti 脱酸鋼浴中にほとんど酸化物 amas がないことから説明されよう。ある一つの介在物が上昇する動きの速度に関して, 介在物と金属浴間の凝集力について測定できるような速度の差はありえない。結局固体粒子の移動中に非常に小さい液層を引きずる。その層の厚さと凝集エネルギーの変化が非常に小さい寸法の (核の大きさ) 粒子の上昇速度だけに影響するであろう。

(岩尾 暢彦)

溶融金属の脱炭の強さにおよぼす反応表面の閉鎖の影響

(S. N. PADERIN, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 11, pp. 12~17)

高周波溶融した 250 g の溶鉄に酸化性ガスを吹き付けて脱炭し, 排ガス中の CO₂ を分析して脱炭速度を測定した。

Fe-C 合金に S を添加すると脱炭速度は低下したがそのときに [S] はほとんど変化しないのは, 熱力学的に SO₂ や SO に酸化されるより C や Fe が酸化されやすいためである。S は溶鉄中の C の活量を増加するので, 熱力学的には S が脱炭速度を増すはずであるが, 実際には低下することから脱炭過程を成分の活量変化によつて説明することはできない。

[S] が 0.06~0.1% の範囲では [S] の増加とともに脱炭速度はいちじるしく低下し, それ以上の [S] の増加ではあまり変化しなかつた。[S] と表面張力の間にもほぼ同じような傾向が認められた。また [S] の存在により, 表面脱炭の終了する [C] の臨界濃度も相当増加することがわかつた。

N₂-O₂ 混合ガスにて脱炭すると $P_{N_2}=0.25$ までは脱炭速度恒数は減少するが $P_{N_2}=0.75$ では逆に増加した。

S や N が脱炭速度を低下させるのはこれらの表面活性成分が反応表面を占有し, 拡散を妨害するためと考え, ギブスの一般式とラングミアーの吸着式を用いて脱炭速度恒数 α と表面張力 σ の関係式を次のように導いた。

$$\alpha = \alpha_0 e^{-\frac{A\sigma}{B}}$$

(郡司 好喜)

新しい研究方法によるアルミニウムの脱酸能力の理論的、実験的決定

(L. P. VLADIMIROV, et al.: Izv. VUZov Cher. Met., 14 (1971) 11, pp. 18~22)

溶鉄中に溶けている Al と O の 1550~1650°C ににおける相互作用を研究した。

Al の溶融過程、溶鉄への Al と O の溶解および溶解している物質の濃度の影響を考慮した熱力学的函数 M と N を利用し平衡恒数を計算した。その結果次式を得た。

$$(Al_2O_3) \rightleftharpoons 2[Al] + 3[O]$$

$$\log K = -\frac{55184}{T} + 19.667$$

これと平行し、酸素濃淡電池の起電力と温度を同時に測定する方法によつて Al の脱酸平衡を決めた。Al 添加後起電力は 3~7 分で一定値に達したが、溶解している Al は光電比色法によつて分析した。平衡恒数は、

$$a_O = f([\%Al]); \log K'_{Al} = f([\%Al]); \log K = f\left(\frac{1}{T}\right)$$

なる関係を利用し、グラフによつて求めた。

各温度における平衡恒数と [Al] の関係は、

$$\log K'_{Al}^I = -10.44 + 0.381[\%Al] \quad (1555^\circ C)$$

$$\log K'_{Al}^{II} = -10.15 + 0.381[\%Al] \quad (1580^\circ C)$$

$$\log K'_{Al}^{III} = -9.81 + 0.381[\%Al] \quad (1605^\circ C)$$

$$\log K'_{Al}^{IV} = -9.60 + 0.83[\%Al] \quad (1630^\circ C)$$

と得られた。[%Al]=0 における平衡恒数から次式が得られた。

$$\log K = \log [a_{Al}]^2 [a_O]^3 = -\frac{39284}{T} + 11.05$$

この平衡恒数は熱力学的に計算した値によく一致するばかりでなく、従来報告されてきた研究結果ときわめてよく一致することがわかった。(郡司好喜)

溶鋼の酸素および温度の同時測定用プローブ

(C. K. RUSSELL, et al.: J. Metals, 23 (1971) 11, pp. 44~47)

U. S. Steel の Applied Research Lab. で溶鋼の酸素と温度を同時に検出する sensor が開発された。これは Fruehan と Turkdogan による酸素濃淡電池を製鋼炉に適用して溶解酸素を測定するもので、固体電解質としては 3 mm φ × 3 mm 長さのジルコニヤ (4% CaO) を用い、これを石英管に封入している。標準極には金属 Cr と Cr 酸化物の混合物を石英管に充填して使用されており、空気を使用する通常の方法と異なっている。溶鋼に接触させる電極としては Mo 線を用いている。別に Pt-Pt·10% Rh 熱電対を石英管に入れて一緒に組込んである。溶鋼に浸漬すると O と温度の指示は 10~15 sec で得られている。

300 lb の誘導炉溶解による Fe-C-O 系について試験したところ、測定した O は CO 平衡線ときわめてよい一致を示している。同じ炉の Fe-Si-O 系について 0.48 %Si まで測定したが、得られた O は Si 脱酸の平衡値とこれもよい一致を示した。

さらに 30 t の BOP 炉について測定を試みた。0.25% C より脱炭させながら数回測定した。0.15~0.25% C で

は炉内 O は CO 平衡値より高いことが認められた。0.05 %C 付近では O がバラック傾向があつたが、これは C 分析値の不確かさによるものと思われた。

Al 脱酸 12 分後の取鍋の O を測定したところ 65~125 ppm の範囲にあつた。2 回宛測定における差の平均は 8 ppm にすぎず、差の最大値は 20 ppm であつた。温度も 10°F 以内でよい一致を示した。

これらの予備試験を経て 200 t BOF, 80~100 t アーク炉, 325 t 平炉にて多数測定した結果信頼できる測定値が得られることが確かめられた。現在では主として製鋼の生産管理および特別な脱酸過程における効果の確認に利用されている。(大井 浩)

石灰の滓化速度の研究

(R. SCHEEL and F. OETERS: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 11, pp. 769~778)

製鋼用石灰の反応性、滓化速度の向上が要求されてきているが、本研究は従来の潮解曲線などによる石灰試験に代わるものとして、溶融スラグに直接石灰を浸漬しその滓化速度の研究を行なつたものである。従来の報告で、珪酸塩系のスラグでは、石灰の表面に 2 CaO-SiO₂ のフィルムが形成し、滓化の進行を妨げるとされている。このため CaO-FeO スラグを鉄るつぼ中に溶解し、種々の焼結状態の石灰の円柱を浸漬して実験を行なつた。滓化過程は、①石灰の予熱とスラグの石灰中への浸入、②石灰の溶解と CaO の拡散、③石灰の崩壊と残留分の溶解の以上 3 段階に分けて考えられる。石灰中へのスラグの浸入の速度をスラグ中に 35 mm φ, 60 mm 高さの円柱石灰を 0.5~5 min 浸漬し、その断面のスラグの浸入高さを測定することにより求めた。固く焼結した石灰のスラグの侵入速度のほうが柔い焼結石灰よりも大きかつたが、これは、固い焼結石灰の大きな穴に起因すると考えられる。侵入は一般に初期の 1 分間に急激な上昇をみせ、その後急速に遅くなることが観測されたが、これらの過程をすべて明らかにすることはできなかつた。また、スラグの侵入も、毛管力、摩擦力、重力の 3 つに依存するものとして次式を導出したが、ほぼ実測値を説明することができた。 $x = (2\sigma \cdot \cos \theta \cdot r_0 \cdot \xi \cdot t / \eta)^{1/2}$

[x: 細孔中のスラグの高さ; σ: スラグの表面張力; θ: スラグと細孔壁のなす角; r₀: 細孔平均径; ξ: 迷宮度係数; t: 浸漬時間; η: スラグの粘性]

また、石灰の溶解速度の測定は MgO パイプ中に 22 mm φ, 30 mm 高さの焼結石灰を入れ、反応面積を一定に保持し、CaO 飽和に近い組成 (CaO 27%-FeO 73%) のスラグ中に浸漬して行なつた。石灰円柱には、回転、振動を加えたが、溶解速度と焼結の程度との相関はなく、スラグの流速にのみ依存した。CaO 飽和の組成から離れた場合は、柔かい焼結石灰の溶解速度は固い焼結石灰より大きい結果を得た。試料断面を顕微鏡で観察し、若干の溶解機構を検討した。(世良田勝彦)

一加 工一

冷延制御と臨界温度範囲内での焼鈍とによる低炭リムド鋼への高深絞性の付与

(R. D. JENKINS and D. V. WILSON: JISI, 209(1971) 10, pp. 805~812)

炭素 0.04% 以下, Mn 0.3% 以下を含む通常のリムド鋼に高い \bar{R} 値を付与せしめるのに有効な冷延・熱処理条件を決めるための検討が行なわれた。まず, 適当な細粒 (14μ 以下) となり, おおむねランダムな方位をもつよう熱延を行なつたのち, 冷延において潤滑をよくしてさらに 1パス当たりの圧下率を大にすると, 適切な冷間圧下率は約 80% 近くであることがわかった。すなわち, 圧下率 79% の冷延後, 700°C において 10 hr 焼鈍すると, 約 1.65 の \bar{R} が得られた。さらに, この場合, 焼鈍温度を高めて $700\sim 850^{\circ}\text{C}$ の温度範囲内で焼鈍すると, $\{111\}$ に近い結晶方位を持つ結晶粒の成長にとって有利であることから, さらに組織が改善された。すなわち 79% 圧下したのち 820°C で 5 hr 焼鈍を行なうと 2 以上の \bar{R} 値が得られた。

このように 800°C 近くの温度で焼鈍する際のフェライトの結晶成長によつて組織が改善される程度が著しいことは, 臨界温度範囲内での焼鈍の際に炭素が鋼板の中心部から表面下の部位にかけて, 板厚方向に偏析してくることに関連するものである。この偏析の結果, 板厚方向のかなりの部分において, 結晶粒界の移動をオーステナイトによつて妨害されることがなくなつた。臨界温度範囲内での焼鈍の際の炭素の板厚方向での偏析は, 同様な条件で処理を行なつたシリコンキルド鋼やアルミスタビライズド鋼には見られないもので, リムド鋼のみに独特であつて, これは固溶 Mn の分布状態に関連するものごとくである。この Mn の分布は, おそらく造塊の際の Mn の酸化の結果として生ずるものと考えられる。

このようにして臨界温度範囲内で焼鈍を行ない, 2 以上の \bar{R} 値を示す鋼板について, 引張りおよび成形試験を実施したところ, 良好な張出し成形性と共にすばらしい深絞り性を示した。そこで, 通常のリムド鋼をもとにして, 高深絞り性のある鋼板を製造することの実用化の可能性は十分あるという結論に達した。(図 11, 表 2, 参 21) (志村一輝)

オーステナイト系ステンレス鋼の熱間加工性におよぼす窒素とニッケルの影響

(B. JANZON: JISI, 209 (1971) 10, pp. 826~829)

オーステナイト系ステンレス鋼の熱間加工性 (hot ductility), とくに鑄造組織を破壊する際の加工性は, 窒素の存在によつて著しく変化する。経験的には 0.1% までの窒素によつて改善されるといわれるが, 系統的な研究は行なわれていないので, 0.02~0.24% の窒素を含む 17.5Cr, 10.7Ni, 2.8Mo 鋼と 17.5Cr, 13.6Ni, 2.8Mo 鋼についてその影響を調べた。前者は δ フェライトを含んでいるが, 後者はほとんど γ 単相である。

加工性は, 熱間衝撃引張試験における絞りの値によつて評価した。試料は 50 kg 鋼塊の上部から柱状晶が引張軸に垂直になるように切出した。また比較のため, 実際の 2 t 鋼塊からも試料を採取した。試験温度は $950\sim 1300^{\circ}\text{C}$, 引張速度は 30 s^{-1} である。

一般的傾向として 1000°C までは加工性は低く, ほぼ一定値を示すが, それ以上では急激に上昇する。しかし, 1250°C 以上ではふたたび低下する。2 t 鋼塊の試料と 50 kg 鋼塊の試料の傾向はよく一致した。一方窒素

の影響は, 1250°C 以下においてその増加とともに加工性は改善される。これは δ が減少するためである。しかし, γ を安定化させるに必要な値以上に添加されると低下する。これは M_6X_n と γ との共晶組織が現われるためである。またこの組織は 1280°C 以上で融解し, 加工性が悪化するため, この温度が加工温度の上限と考えられる。低温あるいは高 Ni 鋼では, δ が少ないので, 良好な加工性を示す窒素の上限値は低くなる。一方 13 Ni 鋼は, 1200°C 以下の試験において, 窒素が 0.2% 以上に増加するといつたん悪化した加工性がふたたび改善される傾向を有する。これらの挙動は, 炭窒化物の存在, 加工に際しての動的回復あるいは動的再結晶と窒素との相互作用によつて説明できる。(渡辺 敏)

一性 質一

切欠き曲げ試験における破壊現象の研究

(H. PIRCHER and J. DEGENKOLBE: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 11, pp. 799~805)

鋭い切欠き ($r\approx 0.005\text{ mm}$) を付けた板状曲げ試験片の破壊挙動を研究した。電子顕微鏡による破面観察の例として本報では St 52-3 鋼の破面を示している。破断応力, 変形および破断面状況の温度依存性を検討し, 巨視的な破壊挙動を 5 つの温度領域に分類した。フラクトグラフィによつて決定したクラック発生機構 (shear と tear) およびクラック伝播方向は, H. M. SCHNADT の基本図を利用して解釈した。

高温側の曲げ試験において shear 破壊条件に基づいて発生するクラックは, 切欠き底から出て試験片内部へ成長する。中間温度では tear 破壊の形式でクラックの発生が起こる。その場合クラックは切欠き底からではなく, 試験片内部の多軸応力が最大となる点から出る。このクラックの発生に先行して塑性変形が生ずるが, その寄与は温度の低下とともに減少し, ついにはクラック発生場所における初期塑性流動と tear 破断の開始が同時に起こるようになる。次に破壊機構は変化しないで, tear 破壊の条件が変化する。すなわち温度がさらに低下すると, クラック発生場所は切欠き底に近づいてゆく。そして破断応力-温度曲線の最も低温側領域ではクラックは切欠き底において発生する。

材料の巨視的破壊挙動の温度依存性は 5 つの境界温度 ($T_a > T_i > T_{sp} > T^* > T_c$) によつて記述される。 $T > T_i$ は shear 破壊によるクラック発生領域, $T < T_i$ は tear 破壊によるクラック発生領域である。前者はさらに $T > T_a$ の準静的クラック成長領域と, $T < T_a$ の不安定クラック伝播領域に分かれる。 T_{sp} は脆性破壊温度である。 T^* はクラック発生場所において tear 破断に塑性変形が先行する温度範囲の下限を示し, 材料の巨視的挙動から決定することはできない。 $T < T_c$ では切欠き底において tear 破壊が開始する。(和田 仁)

人工きずをつけた炭素鋼試験片の疲れ強さ

(M. HEMPEL: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 11, pp. 807~812)

人工的なきずを付けた 2 つの炭素鋼 C90 W 3 (0.90% C) と Ck 10 (0.09% C) の丸棒試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行なつた。試験速度は 6000/min とした。

C90 W 3 鋼の場合は焼入れ割れを利用した。Ck 10 鋼では内部および円周にクラックを導入した。

C90 W 3 鋼の焼入れ割れを含まぬ試験片(引張強さ, 約 1550 N/mm^2)の疲れ強さは $\pm 740 \text{ N/mm}^2$, パラッキ幅は $\pm 30 \text{ N/mm}^2$ であつた。焼入れ割れを有する試験片では割れは試験片の半径以上に達し, 疲れ強さは $\pm 350 \sim \pm 400 \text{ N/mm}^2$ であつた。

内部クラックあるいは円周クラックを含む試験片を作るため, 直径 1 mm の横方向の穴を持つ試験片と深さ 3 mm の 30° V ノッチを持つ試験片を加工した。これらを室温ですえ込み鍛造し, 続いて一部は 750° C あるいは 930° C において 30 min 真空加熱し, ほかは 930° C において大気中でさらにすえ込み鍛造した。

内部クラックを含む試験片の場合は冷間のすえ込み鍛造後の処理が異なるものでも, 応力振幅と繰返し回数値は1つの分布帯に入り, 疲れ強さは $\pm 140 \text{ N/mm}^2$, パラッキ幅は $\pm 20 \text{ N/mm}^2$ であつた。円周クラックを含む試験片の場合は真空加熱した試験片の疲れ強さが $\pm 75 \text{ N/mm}^2$, パラッキが $\pm 15 \text{ N/mm}^2$ であつたのに対して, 930° C においてすえ込み鍛造した試験片の疲労強さは $\pm 160 \text{ N/mm}^2$, パラッキは $\pm 20 \text{ N/mm}^2$ となつた。

組織観察および破面観察の結果から, 非常に鋭いクラックが存在し, 種々の処理によつてもクラックが完全に閉じることはないことが明らかになつた。

以上述べたような人工きずを付けた鋼の試験片の疲労試験において, 疲れ強さを決定するためには 50×10^6 以上の繰返し回数が必要であつた。またとくに注目すべきこととして, 試験片中に大きなノッチ効果を持つ鋭いクラックが存在する場合でも, 疲れ強さは零とならずある最終値に到達することを挙げておく。

* $1 \text{ N (ニュートン)} = 0.102 \text{ kg 重}$ (和田 仁)

線引きにより得られる引張強さにおよぼすオーステナイト系鋼線の化学組成の影響とその見積方法

(P. FUNKE, JR. and J. PFEIFFER: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 12, pp. 863~871)

オーステナイト鋼の規格の許容範囲内における化学組成の変動は線材の引張強さに大きな影響を与える。焼なまし状態でオーステナイト一相である 18-8 ステンレス鋼は深冷処理あるいは冷間加工によつてマルテンサイトに変態する。この傾向, すなわちオーステナイトの安定度は化学組成によつて著しい影響を受けるだけでなく, 冷間加工条件によつても変化し, 加工温度が高いほどオーステナイトは安定である。冷間加工によつて得られる強さの増加は, 加工により形成されるマルテンサイト量, すなわちオーステナイトの安定性と, オーステナイトとマルテンサイトの二相組織の加工硬化性の二つの因子に支配される。線材の強さは従来実際の引張試験によるか, あるいは化学組成から Ms 点を知り冷間加工状態の強さを推定していたが, 確実な見積方法ではなかつた。

ここでは 18-8 ステンレス鋼について線引材の引張強さにたいして化学組成・焼なまし状態の引張強さなどの因子を組み入れて, つぎの4つの条件についてそれぞれ回帰分析を行なつた。1) 焼なまし状態の強さ, C+N, Si, Mn, Ni, Mo 量 2) 焼なまし状態の強さを無視し

た場合 3) 焼なまし状態の強さ, C+N, Si+Mn, Ni 量 4) 焼なまし状態の強さと化学組成のほかにおーステナイトの安定度の目安となる Md 点を考慮した場合。

冷間加工状態の引張強さは 120~100 種類の鋼について冷間加工を 75% 行なつた状態で測定した。線材の強さを予測する実験式として条件 1) と 3) に対応するつぎの二式が提案された。

$$\sigma_B(\text{加工状態}) = 3178 + 1.25 \sigma_B(\text{焼なまし状態}) - 693 \cdot 5(\text{C+N}) - 100 \cdot 4 \text{ Si} - 60 \cdot 1 \text{ Mn} - 2 \cdot 2 \text{ Cr} - 224 \cdot 7 \text{ Ni} + 53 \cdot 4 \text{ Mo}$$

$$\sigma_B(\text{加工状態}) = 3272 + 1.22 \sigma_B(\text{焼なまし状態}) - 687 \cdot 1(\text{C+N}) - 82 \cdot 6(\text{Si+Mn}) - 233 \cdot 7 \text{ Ni}$$

この式は限定された組成範囲 (18-8 ステンレス鋼) と加工度に適用されるものである。しかしながら 17-7, あるいは 18-9 ステンレスのような他の鋼種にたいしても同様の計算によつて実験式を決めることが可能である。

(式の σ_B は N/mm^2 で表現されており, $1 \text{ Newton/mm}^2 = 0.102 \text{ kg/mm}^2$ である。) (鈴木朝夫)

鉛脆性に及ぼす鋼の組成の影響

(W. R. WARKS and N. N. BREYER: JISI, 209 (1971) 10, pp. 779~784)

各種の鋼に鉛を添加することは, 機械的性質を大きく損なうことなく, 被削性を大幅に改善することができる有効な方法と考えられていた。しかしながら最近の研究によると, 鉛添加の鋼は高温で著しい脆化を示すことが報告されている。以下に鉛脆性と称するこの現象は, 200° C 付近からはじまり, 鉛の融点 450° C 付近で最大になり 480° C を越えると突然消滅するという特異な性質を示す。これはいわゆる「溶融金属脆性」とよく似た現象であるが, 融点より 100° C も低い温度から起こることが大いに異なり, 金属蒸気の輸送現象による脆性機構などが考えられる。本論文ではこの鉛脆性におよぼす鋼種や鉛添加量などの影響について報告している。得られた主な結果は以下のとおりである。(1) 鉛脆性は高温引張試験において, 約 430° C までの温度上昇に伴う真破断応力と伸びの減少と, $450 \sim 480^\circ \text{ C}$ 以上における急激な回復, 脆性-靱性遷移によつて顕著に示される。(2) 鉛脆性は, 炭素量 $0.2 \sim 0.9\%$, その他 Mn, Cr, Ni, Mo および Cu などを含む各種鋼において, 炭素量, 添加元素の有無にかかわらず広範囲に認められる。(3) 450° C 以上における脆性-靱性遷移の温度は, あるものでは約 70° C も高いものもあるが, 一般に鋼種や鉛添加量による規則的な傾向は見られない。(4) しかしながらこの脆性-靱性遷移の温度は鋼中 Pb 相中の Zn や As などの不純物の影響が大きいようである。(5) 鉛脆性の程度は鉛を添加しない鋼自身の靱性が低いものほど顕著であり, オーステナイト粒径の影響は大きい。(6) オーステナイト粒を熱処理で微細化することによつて, 脆性の程度を低下させ, 異常に高い脆性-靱性の遷移温度を低下させることができる。(藤平昭男)

Ni-Mo 熱間ダイス鋼の破壊靱性におよぼす Co の影響

(J. R. HOLLOWAY and A. D. HOPKINS: JISI, 209 (1971) 10, pp. 813~818)

10% までの Co を含む 3%Ni, 3%Mo 熱間ダイス鋼の破壊靱性におよぼす Co の影響を調べた。破壊靱性は疲労クラックを入れた $12.7 \times 25.4 \times 143$ mm の試験片を用いて 3 点曲げ試験で測定した。K_{IC} は荷重-変位曲線から求めた。なお熱処理は 760°C で焼なまししたのち、1020°C 油焼入れ、200~600°C 1 hr 油冷の焼もどしをした。

この合金は 550°C の焼もどしで大きな 2 次硬化を生じ、そして Co は焼もどし抵抗を著しく高める。Co を含まない鋼は焼もどし温度が高くなるほど K_{IC} も増加し、400°C の焼もどしで最大値に達する。400°C より高温では K_{IC} は低下する。Co の影響は 2 つに分けられる。焼入状態と 200°C 焼もどしでは Co 量が増すほど K_{IC} は増加する。しかし 200°C 以上の焼もどしでは Co 量が増すほど K_{IC} は低下する。しかもその低下量は Co 量が多いほど著しい。最も低下量が大きいのは 400°C 焼もどしのときで、0%Co と 10%Co の K_{IC} はそれぞれ 78.2, 39.5 MN m^{-3/2} であった。

破面は焼入状態と 200°C 焼もどしの場合にはディンプル破壊であるが、200°C より高温ではもろい破面を示し、ついには粒界破壊となる。そして Co 量が多いほど粒界破壊を示す焼もどし温度は低くなる。この Co によるぜい化の原因は残留オーステナイトの分解や 350°C ぜい性のためではなく、Fe₃C の形状におよぼす Co の影響によつて説明できると思われる。すなわち Co を含むものは焼入状態より微細なマルテンサイトを生じ、400°C 以下の焼もどしの場合 Fe₃C 量が少なく、また 550°C 以上の焼もどしの際の Mo₂C は微細である。そして 400°C 焼もどしの際のぜい化は炭化物の形態の変化によるもので、Co は炭化物とフェライトの表面エネルギーを減少させ Fe₃C の球状化を妨げる。その結果残留しているフィルム状の炭化物はクラックの伝播を容易にして、K_{IC} を低下させるものと考えられる。

(安中 嵩)

帯状組織を有する鋼の組織調整と破壊異方性

(F. A. HEISER and R. W. HERTZBERG: JISI, 209 (1971) 12, pp. 975~980)

0.23%C, 1.43%Mn, 0.34%Si および 0.04%MnO 低合金鋼を用いて、パーライトとフェライト (P・F) の帯状 (banded) 組織試料およびマルテンサイトとフェライト (M・F) の帯状組織試料、さらにそれらを均熱処理した (1260°C×7 hr) 試料を作り、機械的諸性質の異方性について調べた。P・F 試料は 954°C で 1 hr 保持後 538°C まで炉冷、その後空冷して作った。M・F 試料は P・F 試料を 732°C で 15 min 保持後水冷して得た。試料中には板状の MnS が含まれており、これらは熱処理により変化しなかつた。各試料について圧延方向、直角方向および厚さ方向の試験片を切りだした。

種々組織を変えることにより、降伏強さ 35~106 kg f/mm², UTS 49~141 kg f/mm² の強さをうることができた。一般には M・F 試料を均熱処理した場合に高い強さがえられ、とくに降伏強さが高いのが目立つた。試験片の採取方向の強さへの影響はみられなかつた。

絞りおよび衝撃試験の際の shelf エネルギーと遷移温度は、試験片の熱処理条件に関係なく、試験片の方位に強

く依存した。これは板状の介在物と基地との境界に生じた空隙が原因していると考えられ、介在物が割れ成長方向に直角に存在するときはそれらはエネルギーおよび延性を増加させるように作用するが、介在物が破面方向に存在し、かつ割れ成長方向にあるときは絞りおよびエネルギーを下げ遷移温度を高くした。(角田方衛)

窒素を含むオーステナイト鋼の機械的性質および溶接性

(A. RANDAK, et al.: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 22, pp. 1255~1270)

窒素を含むステンレス鋼は単に化学的に安定な材料であるばかりでなく、耐熱材料としてまた低温用材料としてもすぐれている。ドイツでは 1962 年以來、窒素を添加したステンレス鋼の工業生産高は年々増加し、1969 年の年間生産高は 750 t に達した。

本研究では、以上の観点から工業的に重要である 18% Cr-10%Ni を基本組成としたオーステナイト鋼を用い、これに 2~3% の Mo を含む鋼と Mo を含まない鋼にそれぞれ 0.1~0.2% の窒素を添加して、室温および高温における引張試験、-269°C から室温までの温度範囲での衝撃試験および 550~650°C の温度範囲でのクリープ破断試験を行ない、それらの機械的性質におよぼす窒素の影響について調べたものである。さらにこの種の材料の溶接挙動および溶接継手の機械的性質が詳細に調べられた。以上の諸結果に関して広範な報告がなされた。

室温および高温引張試験では 0.2% および 1% 降伏点とともに鋼中の窒素量の増加とともに上昇する。また結晶粒径も窒素量とともに小さくなるので、降伏点の増加は窒素量と結晶粒径の両方に依存するものと思われる。ISO-V 切欠衝撃試験では、液体ヘリウム温度での衝撃値が 70~110 J/cm² (7.1~11.2 kg/cm²) とかなり大きく、これらの鋼の低温靱性の良好なことが示された。またクリープ特性に関しても、窒素を含まない鋼に比べて窒素鋼の優秀性が確認された。

手動アーク溶接、MIG 溶接、WIG 溶接および UP 溶接法を Mo および Mn を含む窒素鋼に適用した結果、いずれの場合も継手部にはブローホールの欠陥組織は現われず、この種の鋼の溶接材は著しく良好な靱性を示すことが見出された。-196°C の ISO-V 切欠き衝撃値はもつとも小さな値を示す鋼でも 60 J/cm² (6.1 kg m/cm²) と十分大きな値が得られた。のち熱処理を施すことにより溶接材は母材と同じ引張強さを持つようになり、700~950°C×1 hr の焼もどしにより、溶接材はオーステナイト一相となり、脆化はまつたく起こらないことが示された。(脇田三郎)

高温硬さデータからのクリープおよび自己拡散の活性化エネルギーの決定

(O. D. SHERBY and P. E. ARMSTRONG: Met. Trans., 2 (1971) 12, pp. 3479~3484)

Larsen および Badse は 23 の純金属に対して、高温硬さ試験から圧加時間一定の場合の見掛けの活性化エネルギーを決定した。その値は格子自己拡散あるいは定常クリープに対する活性化エネルギーの 1/10~1/20 であつた。本報では Larsen-Badse のデータにさらに理論的検討を加えて解析し、高温硬さ試験のデータからクリー

ブと自己拡散の活性化エネルギーを決定する式を誘導した。すなわち $0.75 T_m$ 以上の温度範囲において、純金属のクリープあるいは自己拡散の活性化エネルギーは高温硬さ試験のデータから次式を用いて求めることができる。

$$H/E = G_{\text{exp}} Q_L / nRT$$

ここで H は高温硬さ、 E は弾性率、 G は物質定数、 Q_L は格子拡散の活性化エネルギー、 T は絶対温度、 n はクリープに対する応力指数でここでは 5 であると仮定している。また次式により遷移温度における同素体の拡散係数の比を予想することができる。

$$(D_L)_\beta / (D_L)_\alpha = [(H/E)_\alpha / (H/E)_\beta]^5$$

ここで D_L は格子自己拡散係数、 α および β はある元素の同素体を表わす。

$0.5 T_m$ 以上の温度領域における高温硬さのデータを H/E の対数として絶対温度の逆数に対してプロットすると、 $0.75 T_m$ 付近に屈折点を有する折線となつた。この屈折点は歪速度と格子自己拡散係数の比 $\dot{\epsilon}/D_L = 10^9$ に相当する。この比の値はクリープに対する幅法則が成立しなくなる限界に関係した値である。

これらの結果から純金属の高温硬さ試験における律速プロセスは温度範囲により変化すると考えられる。 $0.75 T_m$ と $1.0 T_m$ の間では変形プロセスは格子自己拡散と幅法則領域のクリープ流動による。 $0.5 T_m$ と $0.75 T_m$ の間では律速プロセスは、転位パイプ拡散および幅法則の成立しない領域のクリープ流動に関係している。

(和田 仁)

Fe-Cr-C-Co 鋼の組織と機械的性質

(M. RAGHAVAN and G. THOMAS: Met. Trans., 2 (1971) 12, pp. 3433~3439)

本報は Fe-Cr-C-Co 鋼 (Cr=4% 一定, C=0.281~0.351%, Co=0~5.3%; $M_s=660\sim735^\circ\text{F}$) において、変態下部構造と変態温度の関係およびこれらと鋼の機械的性質の関連を検討したものである。

双晶が存在すると破壊靱性に悪い影響を及ぼすという説が出されている。本研究では炭素レベルが同じである場合、Co は M_s 温度を上昇させたが双晶の量には影響が現われなかつた。すなわち M_s 温度は変態下部構造を支配する唯一の因子ではない。また炭素量を増してゆくと Co は双晶の生成を抑えて転位型のマルテンサイト構造を保持するという点に対して効果が認められず、この点で靱性に有効でなかつた。

M_s 温度は異なる 2 つの鋼に対しては双晶反応の指標にはならないが、同一の鋼の場合にはマルテンサイト plate 中の双晶の量はマルテンサイトが生成する温度範囲によつて決まつた。

焼戻し処理および等温変態処理を $177\sim566^\circ\text{C}$ の温度領域で行なつた。本研究に使用した鋼は比較的高い M_s 温度を有しており、等温変態処理の際その変態温度によつてベイナイトと焼戻されたマルテンサイトの混合組織となつた。等温変態処理を与えた鋼は上部ベイナイトの生成により焼戻した鋼よりも機械的性質が劣つた。すなわち M_s 温度が高い場合には、双晶組織ではあつても焼戻しマルテンサイトの機械的性質のほうがすぐれている。

空冷処理のみによつて望ましい自己焼戻し組織を得ることを試みた。しかしその組織はベイナイトとマルテンサイトの混合組織となつて、機械的性質を改良することはできなかつた。

(和田 仁)

炭素鋼板の固有抵抗に及ぼす成分の効果

(D. C. LUDWIGSON and F. C. SCHWERER: Met. Trans., 2 (1972) 12, pp. 3500~3501)

炭素鋼の電気抵抗は電気機器の設計や陰極防食に主要であり、広く研究されている。著者らは低炭素鋼板の固有抵抗に及ぼす Mn, P, S, Si, Cu, Ni, Cr の影響について調べた。試料は成分を C: 0.006~0.078, Mn: 0.07~0.39, P: 0.005~0.026, S: 0.005~0.036, Si: 0.007~0.060, Cu: <0.005~0.050, Ni: 0.0022~0.0115, Cr: 0.013~0.098 の範囲で変え 32 種類で、それぞれ 50 Lb を真空誘導溶解し、熱延、酸洗、冷延加工し 0.030 in の厚さの板を得、それを 705°C (1300°F) 4 hr 箱焼鈍した。焼鈍された鋼を $0.25\text{ in} \times 4.12\text{ in}$ に 2 枚ずつ平行、垂直、 45° 方向にそれぞれ切り出した。試料の断面積 A は試料すべての密度を共通に 7.871 g/cc とし試料の重さ M と長さ L から $A=M/(7.871 \cdot L)$ で計算した。測定温度は $26.75^\circ\text{C} \pm 0.15^\circ\text{C}$ で固有抵抗の測定は 4 端子法により同時に 8 試料ずつ測定した。測定誤差は温度と端子間距離に対してそれぞれ $0.01\mu\Omega\text{-cm}$ と $0.006\mu\Omega\text{-cm}$ であつた。2 枚の試料と各方向に対しての固有抵抗の差はなかつた。おのおのの元素に対する測定値を回帰分析した結果、固有抵抗 ($\mu\Omega\text{-cm}$) = $10.1169 + 6.1985 (\text{wt pct Mn}) + 14.3269 (\text{wt pct P}) - 10.3715 (\text{wt pct S}) + 11.7499 (\text{wt pct Si}) + 3.8815 (\text{wt pct Cu}) + 2.9775 (\text{wt pct Ni}) + 5.5696 (\text{wt pct Cr})$ なる式が得られた。おのおのの係数は他の研究の値と一致しているが、定数項の $10.1\mu\Omega\text{-cm}$ は純鉄の値 $9.9\mu\Omega\text{-cm}$ に対して高い。この差は Al や C の効果と考えられる。この結果は多成分系の場合でも単純な法則が成り立つことを示している。S のみが添加量と共に固有抵抗を減少させているが、これは S が鋼中の Mn と結合し MnS を形成することと関係している。合金元素が鋼の固有抵抗に及ぼす効果の一般法則を得るには、硫化物が析出する純鉄や二元合金の固有抵抗に及ぼす S の効果を研究しなければならない。

(岡田 毅)

ベイナイト鋼の強化機構

(M. E. BUSH and P. M. KELLY: Acta Met., 19 (1971) 12, pp. 1363~1371)

炭素量が 0.1% から 0.6% までの 1%Cr-0.5%Mo-0.002%B 鋼を用いて、等温変態によつてえられたベイナイトの強度におよぼす組織の影響を求めた。

この鋼では 3 種類のベイナイトが生成するが、機械的性質との関係という点では 2 つのグループに分けられる。第 1 のグループは粒状ベイナイトで、針状でないフェライト基地中に「島」あるいは「小粒」が第 2 相として分散した組織である。フェライト基地中にはかなり高い密度の転位が存在するがそのサブ組織は針状でなく、また炭化物の析出は認められない。「島」には残留オーステナイトは存在せず、電顕で微細な双晶が観察されることや強度が高いことなどからマルテンサイトと考えられる。第 2 のグループは通常の上部および下部ベイナイ

トで、転位密度の高い針状のフェライト基地中に炭化物が析出している。

粒状ペイナイトの基本強度は、純鉄の強度を基本にしてこれに固溶合金元素、オーステナイト結晶粒度、転位密度の効果による寄与を含む。そして「島」の量の増加と共に、フェライト・パーライト組織におけるパーライトの効果と同様な二相効果によつて強度が上昇する。一方、通常の上部および下部ペイナイトにおいても、その基本強度は粒状ペイナイトと同様な因子によつて支配される。ただ転位密度による寄与がより大きい。そして変態温度の低下と共に、転位密度の増加および炭化物間隔の減少によつて強度が上昇する。炭化物間隔としては、平均距離よりも最短距離のほうが重要であり、最短距離は析出炭化物の数のみならず形状によつても大きな影響をうける。

(中島宏興)

超塑性の律速機構

(A. K. MUKHERJEE: Mater. Sci. Eng., 8 (1971/72) 2, pp. 83~89)

超塑性は金属が小さな応力で破壊することなしに著しく大きな伸びを示す現象である。この超塑性には大きく分けて、温度サイクルで生じる繰返し相変態によるものと、きわめて微細な組織的条件によるものがある。本研究では後者の場合についてのみ検討する。まず論文の前半でこの種の超塑性についてこれまで行なわれた研究を、組織的挙動、機械的挙動、変形機構について要約した。

超塑性の変形機構には、空孔の移動、粒界すべり、転位の上昇に基づく3つの理論がある。ここでは粒界すべりが変形の主たるモードであり、そのすべりは結晶粒内の転位の運動により支配されるとし、これを基礎にしたモデルを提案する。粒界面上の大きな突起はすべりを妨げ転位の発生源となる。ここから生成された転位は結晶粒の反対側の粒界へ集積され、さらに集積転位群の最前の転位は粒界の適当な消滅場所へ上昇していく。したがって粒界すべり速度はこれらの転位の上昇運動速度に支配される。超塑性の変形速度は、以上に基づき応力の平方に比例し粒径の平方に逆比例する式として導き出され、経験的に求められたものとよく一致する。高応力あるいは低温では、粒内に転位のタングルやセルが形成され転位の集積が起こらず、通常の高温クリープ変形となる。超塑性をクリープ変形機構と比較すると、低応力域では粒界に沿う空孔の拡散によるクリープであり、高応力域では転位の上昇機構によるクリープであり、その中間の応力域が超塑性となる。これらを Al-Zn および

Pb-Sn 合金の実験結果に照し合わせると、モデルと実験はよく一致する。しかし低応力域では実験データ不足のため詳しくは不明である。

(淀川正進)

—物理冶金—

白鑄鉄中の Si の微細偏析と一次黒鉛化反応

(N. SWINDELLS and J. BURKE: Met. Trans., 2 (1971) 12, pp. 3257~3263)

白鑄鉄の一次黒鉛化反応における核発生と成長の機構を個々に解明するには、これら両機構が総合された形での全反応の活性化エネルギー測定の方法などでは、いくつかの相互依存性を持つ個反応が存在し内容が複雑であるために困難であると考えられる。本論文ではこの見地から、さらに定量的な核発生機構モデルを設定することを可能にするために、一次黒鉛化反応開始前後の、黒鉛化に最大の影響を持つと思われる Si の微細分布についてより詳細な資料を得ようとする。用いた試料は組成 C 2.39~3.94%, Si 0.33~3.26% の砂型徐冷、金型急冷によつて得られた白鑄鉄であり、Si の微細分布測定は EPMA によつた。得られた主な結果は以下の通りである。(1)セメントイト中の Si 濃度は試料中の平均濃度よりも小さいが、試料中 Si 濃度一定の場合、凝固速度の増加に従つて増加する。(2)凝固速度一定の場合、セメントイト中 Si 濃度は試料中 Si 濃度の増加に従つて増加するが、その場合も上限があるようである。(3)共晶部分の凝固に際して Si の大きな偏析が生じ、セメントイトから排除された Si は隣接するオーステナイトとの界面に濃縮される。(4)初晶オーステナイト中の Si 濃度は大体均一な分布を示し、試料の Si 濃度の増加に従つて直線的に増加しその量は試料の Si 濃度にほぼ等しい。(5)凝固の際生じたセメントイト-オーステナイト界面の偏析は黒鉛化反応中持続する。(6)セメントイトの溶解の様子はその位置によつて大いに異なる。(7)試料中の Si はオーステナイト中の鉄の活量を変化するために黒鉛化反応に影響をおよぼすと考えられる。このことは、黒鉛化反応に伴う自由エネルギー変化はオーステナイトの炭素固溶の自由エネルギー変化によつても大きく影響され、この値が Si 固溶によつて変化するためである。(8)しかしながら、凝固速度の黒鉛化反応におよぼす影響に関しては、上述の自由エネルギー変化の影響はむしろ小さく、オーステナイト-セメントイト界面の面積が大きく変化することが核発生速度に大きな影響を持つと考えられる。

(藤平昭男)