

抄 録

—耐火物—

耐火物の滓化反応に関する新しい実験法

(H. LEHMANN and J. MANTHURUTHIL: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1069~1074)

耐火物のスラグ中への溶解速度を解析するためにタンマン炉を改良し新しい実験室的な装置を作成した。スラグを酸性雰囲気中で実験できるようにタンマン炉に Al_2O_3 燃焼管を装入し、酸素ガスを流しながらスラグを溶解する。スラグは酸化鉄に対して安定な Pt ルツボ中で溶解し、所定温度で耐火物試料をスラグ中に装入する。耐火物の溶解速度の測定は所定時間にスラグを採取し、耐火物の主成分を分析して求める。本法では $1700^\circ C$ まで実験が可能である。とくに試料のスラグへの装入を精確に測定する目的で、試料がスラグ面に接すると電気回路が応答し、その位置から所定の深さまで精確に浸漬できるようにした。本装置により直径 20 mm, 長さ 60 mm のマグネサイトとクロムマグネサイトを試料とし平炉スラグへの溶解速度を調べた。ただし試料はスラグ中で回転させずに静止状態で行なつた。スラグ量は 120 g とし、実験温度は $1500, 1550, 1600^\circ C$ について行なつた。分析試料の採取は 5, 15, 30, 60, 120 min ごとに行なつた。マグネサイトおよびクロムマグネサイトのいずれの場合も高温ほどすみやかにスラグ中に溶解する。しかし Fe_2O_3 に関しては実験開始後約 5 min ではスラグから Fe_2O_3 が耐火物へ拡散し、15 min 以後は逆にスラグ中へ溶解しはじめる。この現象はいずれの耐火物試料においても認められるが、同温度における全滓化量はマグネサイトよりクロムマグネサイトのほうが明らかに少ない。いずれの試料においても滓化量は時間の平方根に比例し、滓化反応は拡散によることが明らかになつた。マグネサイトの場合は時間とともに試料の直径が減少し、一方クロムマグネサイトの直径の変化はわずかで、むしろ反応帯を形成しており、拡散機構の相異を示している。さらに滓化速度をアルレニウスプロットし、その勾配から滓化反応の活性化エネルギーを求めるとマグネサイトについては 39 kcal/mol, クロムマグネサイトについては 45 kcal/mol が得られた。(吉越英之)

耐火物のスラグ化に対する粘度の影響

(H. LEHMANN and J. Manthuruthil: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1075~1079)

スラグによる耐火物の浸食に対するスラグの粘度の影響を調査した。使用したレンガはクロムマグネサイト・レンガ、スラグは 3 元系の合成スラグ ($45\%CaO-40\%SiO_2-15\%X$, $X=MnO, Al_2O_3, Fe_2O_3$) と平炉スラグ (Fe_2O_3 含有量で 17% と 30% の 2 種類) である。実験温度は $1500^\circ C \sim 1600^\circ C$ であるが実験方法は前報 (Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970), S 1069) と同様である。スラグ粘度の測定は回転粘度計によつた。実験の結果、3 元系合成スラグによるクロムマグネサイト・レンガの浸食速度は合成スラグ中の第 3 成分 X によつて表

わせば、 $MnO > Al_2O_3 > Fe_2O_3$ の順位であり、平炉スラグによる浸食速度は平炉スラグ中の Fe_2O_3 含有量が大きいかほど大であつた。

耐火物の浸食速度は溶解した成分のスラグ中での拡散により支配されるが、これはスラグによる耐火物の浸食量 Q の対数と $1/\eta$ (η : スラグ粘度) の対数との間に正勾配の直線関係が成立することにより裏付けられた。

また浸食量 Q と \sqrt{t} (t : 時間) との間には直線関係が成立することが明らかとなり、 Q/\sqrt{t} なる量を浸食定数 (Verschleitzkonstante) と名づけた。浸食定数 Q/\sqrt{t} には拡散定数以外のパラメーターとして濃度と活量が含まれている。

ところで、多成分系に関する拡散定数と粘度の間には EYRING の式、

$$D \frac{d \ln c}{d \ln a} = K \frac{1}{\eta}$$

が成立する。ここに c は濃度、 a は活量である。したがつて、 Q/\sqrt{t} と $1/\eta$ の間には相関関係が成立するはずであり、これは使用したすべてのスラグについて成立することが明らかとなつた。しかし非可逆過程の熱力学によれば多成分系においては耐火物の浸食はスラグの粘度のみによつては記述できないことが明らかであり、いまのところ浸食とスラグ粘度との間の定量的関係は得られていない。(図: 12, 表: 1) (植谷暢男)

1600°C の酸化鉄含有スラグに対する耐火物の滓化抵抗の実験的研究

H.-J. LANGHAMMER and H. G. GECK: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 11, pp. 1081~1091)

各種成分の耐火物のスラグに対する滓化抵抗を調べる目的で、耐火物をスラグ中で回転させ滓化および破損現象を観察した。スラグには 0.5% FeO , 28.8% Fe_2O_3 , 19.8% SiO_2 , 2.1% Al_2O_3 , 40.3% CaO , 8.2% MgO を用い、Pt ルツボ中で $1600^\circ C$ に溶解し、耐火物を浸漬して滓化反応を起こさせる。スラグの溶解はタンマン炉に Al_2O_3 管を装入しその中で行なつた。滓化過程の検討は耐火物の重量変化および破損時間によつた。実験の結果、緻密な Al_2O_3 は浸漬時間にはほぼ比例して滓化し、試料表面から均等に溶解が進む。この場合滓化速度がおそいために実験後 1 hr たつても破損しない。シャモット煉瓦は浸漬後著しく滓化し、0.5 min で全体の約 38% が溶解する。工業用のマグネサイトの場合は初期にスラグによる侵入が生じるが、試料の容積変化はなく、約 4 min 後に急激な破損が起こつた。概して非塩基性の耐火物は破損されることなく、スラグによる滓化が起る。一方、マグネサイトの滓化機構はまずスラグが試料マクロ気孔に浸入し、試料の粒子結合を浸食し急激な破損をもたらす。しかし純度の高い MgO の場合はスラグによる初期の試料への侵入はすみやかであるが、マグネサイトのように急激な破損は起こらず、試料表面からのゆつくりした滓化が進行する。しかし Fe_2O_3 の含有量が数%低いマグネサイトの場合には急激な破損は起こらず

化学的な滓化反応が継続する。これらの現象から試料表面での滓化と気孔内の滓化はわずかな化学成分、とくに Fe_2O_3 の含有量の相違により非常に異なった現象となる。スラグの試料への侵入と開気孔率の関係を調べるために、上記試料のほかにマグネシアクロマイト、クロムマグネサイトをを用いて調べた結果、開気孔率の高いもの程スラグの侵入は大きい。したがって耐火物としては出来るかぎり気孔率が少ないことが望ましい。回転炉における滓化速度と実験室における破損時間の比較から滓化速度の大きいものほど短時間で破損する。マグネサイトをタール被覆することにより気孔へのスラグ侵入を抑制できる。

(吉越英之)

— 製 銑 —

焼結冷却速度による焼結鉄強度・粒度の制御

(P. I. GURIN and A. V. ROSTEMBERSKII: *Stal'*, (1970) 7, pp. 499~502)

現在の焼結方法は、塊状化が不完全で -10 mm の粉が 50% 以上をしめている。焼結工場で返鉄として使用する以外の粉は、高炉に装入され通気性阻害の原因となっている。高炉操業の面から 50~10 mm の粒度範囲の焼結鉄が、要求される。-10 mm の粉を少なくするには十分な焼結鉄強度が必要である。鍋試験によると、焼結鉄強度は、焼結過程での急速冷却により低下する。冷却速度は、熱歪やマイクロクラックの生成に影響し、10~15°C/min になるとマイクロクラックは生じない。冷却速度は予熱空気温度が 20°C の場合 250~340°C/min に対し 1020°C の場合 10~15°C/min になる。また焼結層の上部にくらべ下部のほうが冷却速度は遅くなる。クリボイログ鉄石を使用し、塩基度 1.4 で鍋試験を行なった。コークス配合比は予熱空気温度により調整した。実際の焼結工場と条件を同一にするため、6m の高さより 6 回落下させ、+10 mm を成品、-10 mm を返鉄とした。予熱空気温度 20°C 冷却速度 250~340°C/min の基準焼結鉄の平均粒度は 22.3 mm、返鉄発生比は 61.7% であるのに対し、予熱空気温度 1020°C 冷却速度 150°C/min の焼結鉄の平均粒度は 61.7 mm、返鉄発生比は 16.8% であつた。予熱空気温度 900°C 一定で冷却速度を 40°C/min から 2~5°C/min に変えた試験によると返鉄発生比は、28% から 16% に減少した。適性な予熱空気温度と冷却速度を選ぶことにより最適な返鉄発生比が得られ、さらに +50 mm の塊を破碎することにより焼結鉄粒度を、高炉用コークスの粒度構成に近似させることも可能である。

(竹原亜生)

— 製 鋼 —

A. Finkl & Sons 社における真空アーク脱ガス法

(C. W. FINKL: *JISI*, 209 (1971) 1, pp. 33~36)

A. Finkl & Sons 社では 1958 年以来溶鋼のガス攪拌による取鍋脱ガス処理を行なっているが、処理中の温度降下が大きく、温度が下がりすぎると脱ガスをしない場合よりも悪くなる傾向があつた。温度降下を補償するために 100°C 前後の過熱が必要になるが、同時に昇熱による余分のガス吸収、炉の耐火物の損傷、昇熱に時間がかかることおよび取鍋耐火物がいたむなどの問題が発生

する。また温度降下の制約によつて、合金材の添加による成分調整および減圧処理時間が制限される。

これらの欠点を改良するために脱ガス中の加熱方法を種々検討した結果 3 相アーク加熱法を開発した。容量 50 t では 6000 KVA, 150 t では 12000 KVA の変圧器を用いて 2°C/min の昇熱が可能である。

操業法は取鍋に溶鋼を受けて真空槽に設置した後排気とアーク加熱を開始する。2~4 min たつて圧力が 100 Torr 以下になるとグロー放電がおこるのでアーク加熱を止め 1 Torr 前後で約 8 min 脱ガスする。再び圧力を 100~200 Torr に上げて約 20 min 保持する。この間アーク加熱、合金材の添加による成分調整およびスラグ剤の添加による脱硫が行なわれる。取鍋には処理中ガス攪拌が行なわれるのでフリーボードが 2~3 フィートとつてある。

容量 69 t の実績によると 0.2% C 鋼で [O] を 10 ppm, [N] を 8 ppm, [H] を 0.95 ppm にまで下げることができた。

25 t および 150 t 容量の場合の処理費と設備費はそれぞれ 29 および 16 シリング/t, 12 万および 30 万ポンドである。

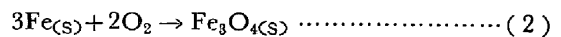
(大井 浩)

CaO-FeO-Fe₂O₃-SiO₂ 系における相平衡と熱力学的研究 (M. TIMUCIN and A. E. MORRIS: *Met. Trans.*, 1 (1970) 11, pp. 3193~3201)

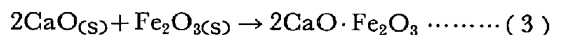
塩基性酸素転炉の製鋼過程でのスラグの挙動を把握するため、1450°C と 1550°C で CaO-FeO-Fe₂O₃ 系と CaO-FeO-Fe₂O₃-SiO₂ 系での相平衡と活動度の測定を行なった。雰囲気酸素分圧は 1~10⁻¹¹ atm の範囲である。四元系については SiO₂ 割合を 0, 5, 10, 20, 30 wt% と変化させた。CaO 割合の増加は溶融体中の Fe³⁺ の安定性を高め、また、SiO₂ 割合の増加は溶融体中の Fe²⁺ の安定性を高める。CaO-FeO-Fe₂O₃ 三元系における CaO, "FeO" の活動度は、次式の GIBBS-DUHEM 積分

$$\log a_2^{II} = \left\{ \log a_2^I - \int \frac{[\partial n_1 / \partial n_2]_{a_1, n_3} d \log a_1}{\log a_1^I} \right\}_{n_2/n_3} \dots \dots \dots (1)$$

により計算した。式中 $[\partial n_1 / \partial n_2]_{a_1, n_3}$ は SCHUHMANN 法に基づき図から決定した。1450°C での Fe 活動度の精度のチェックは、Fe₃O₄ 飽和と 2CaO·Fe₂O₃ 飽和の範囲について行ない、



の反応について求めた ΔG^0 は -136.2 kcal/mol (文献値: -137.4 kcal/mol) であり、



の反応についての ΔG^0 は -15.9 kcal/mol (文献値: -16.7 kcal/mol) であつた。また、1550°C での "FeO" 活動度と組成の関係は LARSON と CHIPMAN および TURKDOGAN のものとよく一致した。四元系についても GIBBS-DUHEM 積分を適用し、CaO-SiO₂-Fe-O 系で、次式を用い Fe 活動度を求め、さらに "FeO" 活動度を求めた。

$$\log a_{\text{Fe}}^{\text{II}} = \left\{ \log a_{\text{Fe}}^{\text{I}} - \int \left[\frac{\partial n_0 / \partial n_{\text{Fe}}}{\log a_0^{\text{I}}} \right]_{a_0, (n_{\text{CaO}}/n_{\text{SiO}_2})} \right. \\ \left. d \log a_0^{\text{I}} \right\}_{(n_{\text{CaO}}/n_{\text{SiO}_2}), (n_{\text{Fe}}/n_{\text{CaO}})} \dots \dots \dots (4)$$

この系を CaO-SiO₂-“FeO”系で近似し、SiO₂とCaOの活動度を同様に GIBBS-DUHEM 積分により求めた。さらに、これを CaO-SiO₂-FeO-Fe₂O₃系に変換し、活動度-組成図を求めた。1550°Cでの“FeO”活動度は、SiO₂ 10%までは LARSONとCHIPMANのデータと一致したが、それ以上ではわずかに低かった。(戸村寿孝)

溶融金属の内部における脱炭速度の特性

(V. S. RIMKEVICH, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 11, pp. 10~15)

マグネシア坩堝中に 250g の Fe-C 合金を高周波にて溶融し、400cc/min 以下の O₂ と不活性ガスを送り脱炭した。脱炭速度は排ガスの分析および溶鉄中の [C] の分析によつて測定した。

脱炭速度がガスの供給速度で決まる領域から [C] に依存する領域に移る C の臨界濃度 C_{Cr} より低濃度になると、3 領域で log [C] と時間の間に直線関係が得られた。I の領域と II の領域の境界の [C] を C_I、II と III の領域の境界のそれを C_{II} とし、各領域の脱炭速度恒数をそれぞれ、γ₁、γ₂、γ₃ とすると、次のような関係になった。

O ₂ cm ³ /min	温度 °C	C _{Cr}	C _I	C _{II}	γ ₁	γ ₂	γ ₃
400	1800	0.33	0.019	0.012	2.27	0.63	0.190
200	1800	0.20	0.027	0.015	1.87	0.725	0.22

C_{Cr} は O₂ 供給速度の増加とともに直線的に増大したが、C_I および C_{II} は O₂ 供給速度にほとんど影響されなかつた。各領域における脱炭速度は [C] の低下とともに減少した。O₂ に Ar を加えて供給ガスの速度を増加すると、領域 I の脱炭速度は増加するが、領域 II、III の脱炭速度はほとんど変化しなかつた。

これら各領域における脱炭速度は物質移動によつて説明された。領域 I における脱炭速度は、[C]、P_{O₂} およびガス速度の函数として表わされるので、速度恒数は O₂ の供給速度にも影響される。領域 II では中央に発生した酸化膜が坩堝壁に向つて移動するが、領域 III になると酸化膜は溶鉄の全面を掩い [C] は (FeO) によつてのみ酸化されるので脱炭速度が低下するものと考えられた。

(郡司好喜)

脱硫の際の金属における酸素の臨界値

(A. S. ZUBREV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 13 (1970) 11, pp. 54~57)

0.014~0.038% の S を含む 2 種類の炭素鋼 (0.5~0.9% C, 0.01~0.05% S) 30 kg を高周波溶融し、アルゴンガスを用いて粉末石灰あるいは Al や Mn を含む粉末石灰を溶鋼に吹込んだ。

溶鋼中の [O] が約 0.015% 以上になると脱硫率は約 20% となりほぼ一定しているが、[O] が 0.015% 以下になると脱硫率はいちじるしく増大し最高 70% に達した。

[O] の増加とともに脱硫率が低下するのは、表面活性

元素である O が溶鋼表面を掩い、CaO と S の反応を妨害するためと考えられた。

BLIZNYUKOV の測定によると吸着層の酸素濃度 Γ₀ は 1600°C で

$$\Gamma_0 = 6.3 \times 10^{-8} [\text{O}]^{1.075} \text{ g-atom/cm}^2$$

となつた。S についてもほぼ同じような関係が得られた。しかし Fe-S-O 3 元系については表面における各成分の活量を考慮した SEMENCHENKO の次式を用いなければならない。

$$\Gamma_1^N = \frac{1}{RT} \left[C_{N_1} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln C_{N_2}} \right) C_{N_1} - (1 - C_{N_1}) \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln C_{N_1}} \right) C_{N_2} \right]$$

$$\Gamma_2^N = \frac{1}{RT} \left[C_{N_2} \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln C_{N_1}} \right) C_{N_2} - (1 - C_{N_2}) \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln C_{N_2}} \right) C_{N_1} \right]$$

ここで C_{N₁} と C_{N₂} はバルク中の成分のモル濃度、σ は表面張力 (erg/cm²)、Γ_{1^N} と Γ_{2^N} は吸着されている成分の濃度 (mol/cm²) である。BLIZNYUKOV の測定値をこれらの式に代入して計算し Γ_S/Γ_O と [O] および [S] の関係を得た。その結果 0.015~0.02% [O] 以下で Γ_S/Γ_O がいちじるしく増大し、CaO 粉末による脱硫率の変化を説明することができた。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鋼の連続鑄造の数学的研究

(J. J. GAUTIER et al.: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1053~1059)

ピレット用連鑄機に対する熱伝導の数学モデルを考案して実際操業にどの程度適用できるか試みた。対象とした設備のピレット寸法は 85 mm, 105 mm および 120 mm 角の 3 種である。鑄型は銅製で長さ 650 mm 厚さ 6~8 mm であり、2 次冷却帯の長さは 3200 mm である。

ピレットを円柱で近似し、ピレット表面温度が計算できる熱伝導の微分方程式を導出した。鑄型内での伝熱については凝固 Shell と鑄型が接触している層と分離している層の上下 2 層よりなつていていると考えた。

注入中の引抜き速度、水の流速、鑄型の冷却水の温度を正確に測定し、ピレット表面温度を鑄型出口および 2 次冷却帯の 4 レベルについて各 4 面について 2 色温度計にて測温および記録した。同一高さの 4 面間の温度は一樣でなく、1, 2 面と 3, 4 面の間には約 100°C の差が検出された。これは鑄型中心と注入軸がずれているのが原因ではないかと思われる。表面温度の実測値と計算値はあまりよく一致せず、実測値が低い傾向を示した。表面温度の実測値はバラツキが大きく、表面のスケール生成などに影響されやすく、測定精度が低いのが難点であつた。

鑄型に RI (放射性 As に Au, W および Pb を添加したもの) を添加してオートラジオグラフィによつて得た凝固クレーターの深さは 4.8 および 4.65 m であつた。一方計算によつて求めた深さは 6.70 m であり、角ピレットを円柱で近似したため表面積が小さくなり、凝固がおそくなる傾向が出たものと思われる。(大井浩)

— 加 工 —

半連続 810 ミルにおける自動板厚制御

(V. I. RUSAEV, et al.: Stal in Eng., (1970) 7, pp. 536~538)

熱延鋼板の板厚精度はバックアップロールの振れなどにより現状では $\pm 0.06 \sim 0.08$ mm の誤差があり、自動板厚制御を使用した場合でも、油膜軸受の速度効果や張力の不安定により ± 0.05 mm の誤差を生じている。一般に板厚精度を増すには、ミル剛性を高めるのが種々の面で得策であるのだが、この値を 600~700 t/mm 以上に増加させると、バックアップロールの偏心の影響が大きくなり逆に板厚精度が低下する傾向になる。そこで、バックアップロールの振れをハウジングの弾性変形に吸収させる形で、部分的に圧延機スタンドの剛性を高める装置を開発し、Novo-Kramatorsk 工場の 810 ミルに設置し試験を行なった。この装置は、ロール組替直後のオンゲージ対策と圧延中の板厚変動減少を目的としている。あらかじめ 50 気圧の圧力を閉じた油圧回路に与えておき、その回路に、ロール・ギャップ設定および調整用の油圧シリンダー、シリンダー位置制御用の位置検出器、過負荷補償回路、油圧変動をスクリュウ・ダウンに伝える圧力変換器、ロール・ギャップの変化検出用のワークロールショック中の油圧シリンダーなどが配置されている。この装置を熱延仕上スタンドの No 2 および No 3 スタンドに設置して 65G 鋼 (2.4×720 mm) を圧延したところ長さ方向の板厚変動が従来の 0.28 mm から 0.15 mm に減少した。この装置の特徴は、ロールギャップの「自己調整」によつてバックアップロールの振れの影響を補償することができ、スクリュウ設定の電気駆動制御系統に対して明確な信号を送り出せるという点にある。構造上の問題として、油圧回路の安定化、すなわち、より厳しい密封の問題がある。また、この試験により、この装置を取り付けるのに、巨額の投資も圧延機の構造上の改造も含まないということが示された。(岩崎 守)

— 性 質 —

衝撃性質におよぼす介在物の影響

(A. BROWNRIGG and F. M. CHAMBERS: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1078~1082)

熱間圧延した構造用鋼の切欠衝撃強さの非等方性は、帯状組織と硫化介在物の両者と関係しており、帯状組織は横方向の衝撃性質を劣化させる。また鋼中の硫黄含有量を増すと衝撃エネルギーは減少することが認められている。衝撃強さを改善する 1 つの方法は、変形され難い硫化物を生成させるために溶鋼中に稀土類金属を添加することである。この処理は鋼の全硫黄含有量も下げ、より高い衝撃エネルギーが得られる。本研究では、衝撃性質におよぼす稀土類金属および珪化カルシウムの添加の影響を研究し、その結果を介在物の大きさと関連づけた。またインゴットの場所による性質の変化についても調べた。

稀土類金属としてはミッシュメタルを用いたが、ミッシュメタルおよび微量の CaSi を添加すると、圧延方向に対して縦横両方向のいずれの衝撃エネルギーも増加する。しかし横方向の増加のほうが著しくおよそ 2 倍にな

る。インゴットの場所により衝撃性質は変化し、稀土類金属の有無にかかわらず、インゴットの中心部から切削した試片より縁から作製したものの方が良好な衝撃性質を示す。縁の部分の試片の遷移温度は稀土類金属の添加により変化しないが、中心部のものは $20^{\circ} \sim 30^{\circ} \text{C}$ 高くなる。

衝撃エネルギーの変化と介在物の長さは対応しており、衝撃エネルギーが高いときは介在物の長さは短い。しかし縦方向と横方向の性質の相違は介在物の長さによつては説明できない。破壊の様相は、ミッシュメタルあるいは CaSi の添加により亀裂伝播が困難になることを示す。無添加の試片の破面は層状であるが、添加するとこの組織は消え微細な破面となり、また明りようなシェアリップを生じる。

(淀川正進)

鉄-炭素合金の組織と引張り特性におよぼす多段加工熱処理の影響

(L. K. Gordienko, et al.: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1100~1103)

いろいろな種類の加工熱処理によつて鋼を強化することが試みられてきているが、多段加工熱処理 (multiple-mechanical treatment, 以下 MMTT と略記する) による強化はパイコフ冶金研究所で研究されてきた。この方法によれば、軟鋼の LYS (下部降伏応力) は 100% 増加し、同時に靱性も 50% 増加する。本報告は MMTT による引張り特性の向上と転位構造の変化を研究したものである。

使用した鋼は炭素濃度 0.05% のもので、0.009% の窒素を含む 99.97% の純度の鉄から溶製した。試験片は厚さ 1 mm, 幅 1 cm, 標点距離は 5 cm である。引張り試験は 1.8×10^{-2} /min の歪み速度で行なつた。

MMTT とは次のような処理である。まず試料をリユース帯が試料全体に広がるまで変形させる。次いで 100°C で 1 hr 時効する。これを 1 回の加工熱処理として、この処理を最高 6 回まで繰り返した。従来得られていた結果と同様に、LYS および UTS (引張り強さ) は処理回数の増加とともに増大するが、均一伸びは減少する。MMTT を行なう以前の鋼の LYS は 19.0 kg/mm^2 で均一伸びは 28% であり、UTS は 34.4 kg/mm^2 で勿論これ以上の応力をかけるとネッキングをおこし均一には変形しない。3 回の MMTT 後 LYS は 37.7 kg/mm^2 にまで増加し、この強度で 7.7% の均一伸びを示す。すなわち通常の変形強化法と比較すると、MMTT は強化の割合は大きく、延性の減少は少ないという特徴がある。

通常の変形強化を行なつた試料では 11% 程度の歪みで転位配列はよく知られたセル構造をとる。MMTT を行なつた試料の転位配列は、通常の変形強化を受けた試料と同程度の高い転位密度をもっているが、明確なセル構造をとらず、セル壁の形成も不完全である。このため転位分布は通常の場合よりも均一であり、セル壁の間隔は通常の場合の $1/3 \sim 1/5$ 程度になつている。転位一本当たりの硬化率という観点からすると、MMTT 試料の均一に分布した転位構造をもつ場合のほうが大きいことがわかる。また転位分布がより均一であることが伸びの減少が少ないことと関係していると考えられる。

(菊池 実)

鋼線の圧延温度からのパテニング実験用小型実験装置 (E. NAUMAN, et al.: Stahl u. Eisen, 41(1970) 11, pp. 1041~1045)

費用のかかる現場実験の準備あるいは補足とし、Edenborn あるいは Garrett 線材圧延機を対象とした研究室の規模の垂直型実験装置を製作した。実験用鋼線は2つの端子で加熱室内に垂直に保持され、抵抗加熱によつてアルゴンガス雰囲気中でオーステナイト化温度に加熱され、ある時間保持後、速度制御用のローラーを通つて水冷室に降下し、水量制御ノズルによつて冷却される。鋼線は冷却室下部の脱水器によつてぬぐいとられてから水冷室下部にある空冷室に降下し送風冷却される。鋼線の温度は加熱および空冷室付属のピロメータにより測定記録される。

現場作業の送風冷却による鋼線の組織は単線の場合ソルバイトが70%であるのに対し63本からなる線束の場合にその中心の線について35%ソルバイトとなる。また鋼線の径が10mmをこえると横断面の中心と表面とで組織に著しい差が生じる。

本実験装置では現場操業の各種条件に対応することができるようになっており、5.5~8mmφ×500mm、0.4~0.9% C鋼の単線を用いた実験では900~500°C間の冷却速度を水冷ノズル数、水量、送風量を制御することによつて加減し、100%に至るまでのソルバイト組織を自由に再現しうる。また各種表面状態の影響についても調査可能である。(上正原和典)

18% Ni マルエージ鋼の応力腐食割れ挙動

(A. J. STAVROS and H. W. PAXTON: Met. Trans., 1 (1970) 11, pp. 3049~55)

マルエージ鋼の応力腐食割れ挙動については多くは研究されていないが、降伏強さが高くなると割れに対する感受性が増すことが一般的に認められている。マルエージ鋼の電気化学的性質は熱処理により影響を受けるが、これまで行なわれたマルエージ鋼の応力腐食挙動に関する研究のほとんどは、電気化学的あるいは金属学的性質の影響について調べたものであり、両者を考慮したものはない。それゆえ本研究では両者の影響を同時に調べることを目的とし、同じ降伏強さの多くの異なる微細組織を有する材料を作ることにより、オーステナイト粒度、オーステナイト量、析出物の大きさと分布および破壊靱性を変化させて、割れ挙動におよぼす影響を考察した。電気化学的変数としては試験溶液、pH、電圧および溶液上の雰囲気を変えた。

熱処理はマルエージ鋼の組織を変化させるため応力腐食割れ挙動に顕著な影響を与える。応力腐食割れを起こす限界の K_I すなわち K_{ISCC} は、熱処理、試験溶液、pH および電圧には依存しない。破断時間は試験溶液によりわずかに変わり、pH あるいは電圧によつても変化し、熱処理によつては著しく変わる。以上の挙動は単一の機構、すなわち水素割れが応力腐食の原因であることを示している。時効処理は破断時間に顕著に影響するがこれはマルテンサイト中の水素の拡散係数が時効により変化するからである。破壊の様子は限界破壊であり、試験条件を変えても変化しない。しかしある条件の材料では亀裂の枝分れ (branching) 現象が観察された。オー

ステナイト化温度が低いときに得られる細粒材は広範囲にわたり枝分れし、その破断時間は枝分れしない場合より長くなる。(淀川正進)

低炭素鋼板の再結晶集合組織と r 値に及ぼすマンガンの影響

(H. Hu and S. R. Goodman: Met. Trans., 1 (1970) 11, pp. 3057~3064)

実用鋼においては r 値を高くするためには、焼きなましのさいに、再結晶後さらに結晶粒を成長させることが必要であるが、Fe-C 2元合金においては、1次再結晶だけで高い r 値が得られる。予備試験の結果、このような現象に対しては Mn の影響が大きいと判断されたので、さまざまな Mn 含有量の低炭素鋼を真空誘導炉にて溶製して実験を行なつた。結果は次のようにまとめられる。

1) Mn 0.05~0.50% の範囲内では Mn が増すほど r 値が低下する。とくに Mn 0.1% 以下の場合には1次再結晶のみによつて r 値がひじょうに高くなるから、結晶粒が細かくてしかも深絞り性のよい鋼が得られる。

2) Mn 含有量の高い鋼は、焼きなましの雰囲気を脱炭性にして再結晶後に (111) の優先的な粒成長を行なわなければならないが、低 Mn 鋼では1次再結晶だけで (111) が発達するので雰囲気は通常の保護ガス ($N_2+6\% H_2$) でよい。

3) 冷間圧延集合組織は、Mn 含有量にかかわらずほぼ一定であるから、Mn 含有量による再結晶集合組織の相違は、(111) の再結晶核発生の優先性の相違によるためであると判断される。Mn は、それ単独および C, S, O などとの複合効果により、回復過程に影響を及ぼし、圧延集合組織の各方位成分からの再結晶核の生成に対して影響を及ぼすものと思われる。このような解釈は回復過程の X線観察の結果と一致している。

4) 低 Mn 鋼は、再結晶開始温度も終了温度も共に高 Mn 鋼より低い。この現象は、Mn が鋼の再結晶を遅らせるという一般的現象と一致している。低 Mn 鋼において再結晶速度がかなり大きくなるのは、(111) 再結晶粒の優先的な核発生の結果である。この (111) は変形集合組織との方位関係からみても他の方位を容易に吸収することができる。(田辺博一)

圧力容器鋼の特性に及ぼす温間オーバーストレンジングの影響

(L. N. Succop, et al.: Welding J., 49 (1970) 8, pp. 354~364)

圧力容器に温間で歪をあらかじめ与えることを温間オーバーストレンジングと呼ぶ。圧力容器鋼は温間で応力を加えられると破壊に対する抵抗性は増加するが、実際の使用温度で加熱される時歪時効により脆化する可能性もある。圧力容器鋼 A533B (0.18% C, 1.25% Mn, 0.52% Ni, 0.1% Cr, 0.51% Mo, 0.024% Al) と A516 grade 70 (0.23% C, 0.97% Mn, 0.025% Al) の歪時効による材料の脆化の程度を調査した。

試料は、A533B は板厚 180 mm のものより圧延と垂直方向に切り出し、焼入焼もどし後応力除去焼鈍 (SR) を施したものより、一方 A516 は板厚 51 mm の圧延方向材を焼ならしたものより作成した。歪は均一材と切欠材に与え、93°C で歪量 1.2~1.5% とした。204~

343°C × 1000hr 時効後各種の試片を作成した。破壊靱性 K_{1c} は均一歪材では Chevron 型の切欠を有する試片の静的曲げ試験より、また切欠歪材の場合は片側クラック付試片の引張試験より求めた。

シャルピー、引張試験において歪時効脆化は A516, A533B とともに現われ、A516 のほうがより敏感であった。いずれも歪と時効のくりかえしによりさらに鋭敏になった。260°C, 343°C の時効温度では同様な脆化傾向を示すが、204°C では A516 は若干脆化するが A533B ではほとんど脆化しない。均一歪材の破壊靱性は歪時効により低下した。歪時効後 593°C × 8hr の SR 処理によりシャルピー試験における靱性は向上するが K_{1c} は向上しなかつた。

(内堀勝之)

300°C の NaOH 溶液中における軟鋼の定電位的不動態化

(R. L. JONES, et al.: Corrosion, 26 (1970) 10, pp. 399~406)

高温の希薄アルカリ水溶液中での軟鋼の腐食反応においてみられる活性-不動態変化に対する電位の影響を調べた。直径 1/4 in の鋼管内壁を電極面とし、その内部にステンレス鋼製の対極と照合電極を挿入したカプセル型電解槽を用いて、300°C の 0.0016~5N NaOH 溶液中における軟鋼のアノード分極曲線を定電位法によつて測定した。その結果、この温度の NaOH 溶液中において軟鋼は溶液の pH に依存して活性、準不動態または不動態の腐食様式を示す。また分極時に鋼表面に形成される酸化皮膜を電子顕微鏡、X線回折および電子回折によつて調べると、分極曲線の活性、不動態および過不動態に対応する電位において、酸化皮膜はそれぞれ特徴的な構造を有することがわかつた。すなわち、0.04N 以下の NaOH 溶液中では、電位を貴方向へ移動したとき 7~800 mV (NHE) で過不動態に相当する電流の急増が起こり表面酸化皮膜はスピネル型から $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ へ変化しついで -1.300 mV における酸素発生電位に至るまでは 2 次不動態化がみられる。一方、0.04N 以下の溶液中では、上記のような $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ の変化が起こらず、過不動態電位の近くで電流が急増し、激しい孔食を発生する。孔食の発生原因は、十分な水酸化イオンが存在しないため $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ への変化が阻止され、高い pH では不動態皮膜が全面的に急速に破壊するのに対し、この場合には不動態皮膜が局部的に弱められ、孔食発生を導く条件を生ずるものと考えられる。この機構はアルカリ性溶液中で定電位的に制御されたときの応力腐食割れの際にも適用され、既往の研究結果にみられるように、割れ発生時間が 7~900 mV の電位範囲で最小となる事実を説明している。

(小林豊治)

タイプ 304 ステンレス鋼の応力腐食割れにおける皮膜と pH の影響

(H. R. BAKER, et. al.: Corrosion, 26 (1970) 10, pp. 420~426)

125°C の $\text{MgCl}_2\text{-FeCl}_3$ 溶液中において 304 ステンレス鋼の急速な応力腐食割れが、割れの内部の腐食液の pH が 1.2 と 2.5 の間にあるときだけに起こることが示された。pH 1.2 以下の溶液中では全面腐食を起こして、厚い保護性のない皮膜を形成して割れは生じなかつた。pH 2 以上の MgCl_2 溶液はステンレス鋼と接し

た場合に腐食反応の結果、より酸性になつた。食孔またはすき間内において隔離された少量の溶液の pH は結局 1.5 近くにまで低下する。ここでは応力腐食割れが起こりうる。pH 1.2~2.5 の範囲の腐食液は割れ伝播に不可欠な耐食性の保護皮膜を形成するため、pH 1.2 と 2.5 は 304 ステンレス鋼の応力腐食割れに関して臨界値であると考えられる。

上記の pH 1.2~2.5 の範囲の腐食溶液に鋼表面での保護酸化皮膜の形成を防止するのにグリセリンまたはエチレン・グリコールのような有機化合物を添加すると、全面腐食は著しく進行して保護皮膜も形成されなかつたが、応力腐食割れは起こらなくなつた。このデータは割れ内部での局部電池作用腐食によつて応力腐食割れが推進されるというモデルを支持する。また一方では、このようなグリセリンによる割れの抑制は全面腐食過程において水素発生は減少しないことから MgCl_2 溶液中でのオーステナイトステンレス鋼の水素脆性機構に対する反論にもなると考えられる。局部電池は割れ内部の溶液の pH に大きな変化をおこさずに作用する。これらの結果は応力腐食割れ機構の化学的見解における耐食性皮膜の重要性を強調する。

(石原只雄)

—物理冶金—

炭化物の熱膨張と鋼中の Tessellated Stress

(H. STUART and N. RIDLEY: JISI, 208 (1970) 12, pp. 1087~1092)

室温から 1000°C までの温度範囲で一連の炭化物の格子定数を測定し、それによつて平均線膨張係数を算出する。用いた炭化物は鋼中から電解抽出したものと、市販の純金属から合成したものとであり、これらを石英の毛細管中に真空封入して高温での X線回折用の試料とした。X線測定の結果、各炭化物の格子定数は温度の上昇にともなつて二次式的に増加し、 $a_T = a_0 + MT + NT^2$ の形で整理されることが示された。ここで $a_T(a_0)$ は温度 $T(\text{O})^\circ\text{C}$ における格子定数であり、 M, N は定数である。平均線膨張係数 α として、立方晶炭化物については $\alpha = (a_T - a_{20})/a_{20}$ を、また六方晶炭化物については a, c 軸の格子定数 a_a, a_c の平均 $a_T = (2a_a + a_c)/3$ を上式に代入したものとすると各炭化物および素地について α の小さい順に 20~700°C の温度範囲で以下の値が得られる。WC 4.50 ($\times 10^{-6}$ 以下略), ZrC 6.03, Mo_2C 6.08, TaC 6.15, NbC 6.95, VC 7.26, TiC 7.39, M_6C 9.24, M_{23}C_6 10.36, Fe_3C 12.63, $\alpha\text{-Fe}$ 14.79, Fe-20Cr-25Ni 17.72, Fe-18Cr-10Ni, 18.08。以上の各炭化物はすべて素地よりも小さな α をもつため、これらの炭化物を含む鋼を高温から急冷すると α の差によつて tessellated stress を生じる。この応力は炭化物については常に圧縮応力であり、素地については球状炭化物に対する直径方向には圧縮応力、円周方向および軸方向には引張応力である。計算の結果、700°C からの急冷によつて生じる応力は素地に塑性変形を生じるに十分なほど大きく、またその度合は WC に関するものが最大で Fe_3C に関するものが最小であること、素地が $\alpha\text{-Fe}$ であるよりも $\gamma\text{-Fe}$ であるほうが大きいことなどが示された。

(藤平昭男)

低炭素鋼における歪時効の疲労損傷への影響

(D. V. WILSON and J. K. TROMANS: Acta Met., 18 (1970) 11, pp. 1197~1208)

疲労時の低炭素鋼の歪時効の影響を調べた。試料は低炭素 (0.029% C) リムド鋼で、板厚は 1.25 mm, 710°C で 5 min 間焼鈍し平均結晶粒径は 20~30 μm である。熱処理は 710°C から塩水中に焼入れおよび 400°C の炉にうつしさらに 150°C まで 12hr かけて炉冷した。疲労は一定の歪振幅 (± 0.002 , ± 0.003) の曲げで周波数は 300C/min である。上記の歪振幅は破断までのくり返し数が $10^5 \sim 10^6$, $10^4 \sim 10^5$ になるように選ばれた。試験温度域は 20~130°C で油浴を用いた。観察は電顕、光顕で行ない、電顕試料は表面から 15 μm のところから採取した。結果および結論をまとめると次のようになる。炉冷材も焼入れ材も試験温度を上げるにつれて活動り帯の鋭さは増す。走査電顕によると活動り帯の間には明りようなり帯は起きていなかった。透過電顕によると高振幅による疲労では、表面から 15 μm のところの結晶粒内には不規則なセルと転位雲が見られた。焼入れ材には析出物も転位もほとんど存在しないみぞ (channel) があり、これは転位が大きな振幅をもつて動いた領域と考えられる。析出物は転位雲内または活動り帯のへりに見られた。低振幅の運動をした転位は疲労中の時効により、溶質原子で固着され強化されるが、疲労後研摩し軽く腐食させ再び歪を加えると基地に比べ活動り帯は容易に変形し疲労中の歪時効によつて強化されていないことが知られた。大きな振幅の運動をする転位は溶質原子によつて固着されていない。固着は溶質原子濃度、拡散速度、転位の運動する振幅と頻度のかねあいで決まりこの試験条件では活動り帯の幅が狭いため固着されない。くり返し歪をかけているときの歪時効は転位壁やセルの低振幅の運動をする転位のところで起こり、基地の強化が促されることになり、その拘束によつて疲労強さが増すものといえ、この効果は亀裂成長の第 1 段階においていちじるしい。(石川圭介)

—その他—

測定単位に関する新規約制定について

(Von F. KLAUS: Stahl u. Eisen, (1971) 1, pp. 31~33)

測定単位の国際的統一については、従来より様々な努力がなされてきたが、各国、各分野間の統一はなかなか実現しなかつた。ISO (International Organization for Standardization) の第 12 技術委員会 (単位、記号、単位換算などを扱う) は、1 年間の討議の結果、SI 単位 (System International) と名付けられた単位系の統一に到達した。この内容は 1969 年 7 月の ISO 規約 1000 (R-1000) として各国に紹介された。これに基づきドイツ規格委員会は 1970 年 10 月 DIN-1301 の改正に着手している。

SI-System では、基本単位は Table 1 に示す 6 つから成り、これから Table 2 の単位が導かれる。数値については、10 の倍数を表わすのに Table 3 のような名称の「前置子」を推奨している。これらの前置子の使い方について、1 カ所に 2 つ以上使わないこと分数形の場合は分母には使わないことといった使用制限がある。鉄鋼関係での SI 単位系の実施については、ドイツ規格委員会および各国鉄鋼連盟の協力の下に、SI 単位に沿つて「鉄鋼業における測定量とその記号、単位」のリストを編さんすることが進められている。

このリストが完成し、実施に移されるまでには、一定

Table 1. Basiseinheiten des SI-Systems.

Basisgröße	Name	Kurzzeichen
Länge	Meter	m
Masse	Kilogramm	kg
Zeit	Sekunde	s
Stromstärke	Ampere	A
Thermodynamische Temperatur	Kelvin	K
Lichtstärke	Candela	cd

Table 2. Abgeleitete Einheiten des SI-Systems.

Größe	Einheit		Erläuterung
	Name	Kurzzeichen	
Frequenz	Hertz	Hz	1 Hz = 1 s ⁻¹
Kraft (Druck, mechanische, Spannung) ¹⁾	Newton (Pascal) ¹⁾	N (Pa) ¹⁾	1 N = 1 kg·m/s ² (1 Pa = 1 N/m ²) ¹⁾
Arbeit, Energie, Wärmemenge	Joule	J	1 J = 1 N·m
Leistung, Energiestrom	Watt	W	1 W = 1 J/s
Elektrische Ladung, Elektrizitätsmenge	Coulomb	C	1 C = 1 A·s
Elektrische Spannung, Potentialdifferenz, Elektromotorische Kraft	Volt	V	1 V = 1 W/A
Elektrische Kapazität	Farad	F	1 F = 1 A·s/V
Elektrischer Widerstand	Ohm	Ω	1 Ω = 1 V/A
Magnetischer Fluß, Induktionsfluß	Weber	Wb	1 Wb = 1 V·s
Magnetische Flußdichte, Magnetische Induktion	Tesla	T	1 T = 1 Wb/m ²
Elektromagnetische Induktivität	Henry	H	1 H = 1 V·s/A
Lichtstrom	Lumen	lm	1 lm = 1 cd·sr ²⁾
Beleuchtungsstärke	Lux	lx	1 lx = 1 lm/m ²

1) ISO R 1000 empfiehlt als Einheit für Drücke und Spannungen das N/m²: das deutsche Gesetz enthält hierfür die Einheit Pa. läßt aber auch alle Quotienten, die aus einer gesetzlichen Kräfteinheit und einer gesetzlichen Flächeneinheit gebildet werden, als Einheit für Drücke und mechanische Spannungen zu.

2) sr: Steradian, Einheit des räumlichen Winkels.

Table 3. Dezimale vielfache und Teil (Vorsätze) von Einheiten.

Faktor, mit dem die Einheit zu multiplizieren ist	Vorsatz		Faktor, mit dem die Einheit zu multiplizieren ist	Vorsatz	
	Name	Kurzzeichen		Name	Kurzzeichen
10^{12}	tera	T	10^{-2}	centi	c
10^9	giga	G	10^{-3}	milli	m
10^6	mega	M	10^{-6}	micro	μ
10^3	kilo	k	10^{-9}	nano	n
10^2	hecto	h	10^{-12}	pico	p
10	deca	da	10^{-15}	fento	f
10^{-1}	deci	d	10^{-18}	atto	a

Table 5. Fristen für die Zulassung im Eisenhüttenwesen gebräuchlicher, jedoch im SI-System nicht mehr enthaltener Einheiten (lt Abschnitt 4 der Ausführungsverordnung zum Gesetz über Einheiten im Meßwesen vom 26. juni 1970).

Meßgröße	Einheitsname	Einheit		Zugelassen bis
		Einheitszeichen	Beziehung	
Länge	Ångström	Å	$1 \text{ Å} = 10^{-10} \text{ m}$	31. 12. 1977
Kraft	Dyn	dyn	$1 \text{ dyn} = 10^{-5} \text{ N}$	31. 12. 1977
Druck	Pond	P	$1 \text{ p} = 9,80665 \cdot 10^{-3} \text{ N}$	31. 12. 1977
	Physikalische Atmosphäre	atm	$1 \text{ atm} = 101,325 \cdot 10^{-3} \text{ N/mm}^2$	31. 12. 1977
	Technische Atmosphäre	at	$1 \text{ at} = 98,0665 \cdot 10^{-3} \text{ N/mm}^2$	31. 12. 1977
	Konventionelle Meter-Wassersäule	mWS	$1 \text{ mWS} = 9,80665 \cdot 10^{-3} \text{ N/mm}^2$	31. 12. 1977
	Torr	Torr	$1 \text{ Torr} = 0,133322 \cdot 10^{-3} \text{ N/mm}^2$	31. 12. 1977
Energie, Arbeit, Wärmemenge	Konventionelle Millimeter-Quecksilbersäule	mmHg	$1 \text{ mm Hg} = 0,133322 \cdot 10^{-3} \text{ N/mm}^2$	31. 12. 1977
	Erg	erg	$1 \text{ erg} = 10^{-7} \text{ J}$	31. 12. 1977
	Kalorie	cal	$1 \text{ cal} = 4,1868 \text{ J}$	31. 12. 1977
Leistung	Pferdestärke	PS	$1 \text{ PS} = 735,49875 \text{ W}$	31. 12. 1977
Dynamische Viskosität	Poise	P	$1 \text{ P} = 10^{-1} \text{ N} \cdot \text{s/m}^2$	31. 12. 1977
Kinematische Viskosität	Stokes	St	$1 \text{ St} = 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$	31. 12. 1977
Temperatur	Grad Kelvin	$^{\circ}\text{K}$	$1 \text{ }^{\circ}\text{K} = 1 \text{ K}$	5. 7. 1975
	Grad	grd	$1 \text{ grd} = 1 \text{ K}$	31. 12. 1974

期間の猶予が与えられており、Table 5に示すように、
 オングストローム、ダインといった SI System がない

慣用単位も、多くは1977年12月31日まで使用を許される
 ことになっている。(長尾誠之)

書 評

“圧 延 技 術”

桂 寛 一 郎 著

本書は目覚ましい発展をつづけている日本鉄鋼業界を支える各技術のうち、圧延分野における自動化、大型化、高速化、連続化など最近の進歩の概要紹介に焦点をおき、入社後日の浅い技術者および一般中堅技術者を対象にして書かれた圧延技術の解説書である。

内容は分塊、厚板、熱延、冷延、鋼管、形鋼、棒線について各論し、ほかに圧延理論および近時の操業技術の改善安定化、生産性と品質の向上の基礎となっているコンピューター・コントロールについて、それぞれ章を設けて論じている。全般に親しみやすく具体的な内容であり、鋼管圧延、孔型圧延などでは参考になることが多い。すでに圧延業務に携わっている技術関係者にとっては最近の技術動向・進歩を把握するために、また新しく圧延技術の概要を知る必要のある人には、短時間で圧延についての知識を概観するために好適である。(藤田 達)

(日刊工業新聞社 A5 版 264 ページ 定価 1800 円)