

抄 録

—耐 火 物—

高炉の朝顔にグラファイトおよびセミグラファイトレンガを使用した場合の温度分布の測定と計算

(J. MAES and J. Van LAAR: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 19, pp. 1098~1101)

Ijmuiden の小型高炉 (炉床径 5.8m) の朝顔は、鉄皮側からグラファイト、スタンプ、セミグラファイトレンガの構造とし、蒸発冷却を採用した。冷却上問題とされるリングプレート付近の構造は、熱流をグラファイトレンガを通して直接鉄皮に伝達させないために、鉄皮とグラファイトレンガの間はシャモット層とした。朝顔部に鉄皮から種々の間隔で 4 本の熱伝対を埋込み、操業中のレンガ内の挙動について調査を行なった。その結果、以下の事実がわかった。セミグラファイト部の温度は大きく変動し、その温度経過から付着物の形成・剝離現象が、たえず行なわれていることが推測され、またその現象は、蒸発冷却の水消費量の測定からも追跡可能であった。スタンプ層の温度勾配は意外に高かったが、これはスタンプの材質が問題と思われる。グラファイト部の温度および温度勾配は、予想どおり低かった。こうしてこの朝顔構造は正しいことが確かめられた。この経験を基礎として、1971 年の初めに改修する Ijmuiden の第 6 高炉 (炉床径 10m) をこのレンガ構造とし、蒸発冷却方式とすることに決定した。

多くの高炉の朝顔は、シャモットレンガで囲まれた冷却函による冷却方式である。冷却函方式の場合の朝顔部の温度分布とレンガの消耗についての模型実験を行なった。炉内鉱石温度を 1600°C、耐火物は 1100°C の等温線まで消耗されるという条件で実験を行なった結果、以下のことがわかった。

① 冷却函間隔を 540 mm と 350 mm について比較すると 350 mm のほうが消耗が少ない。

② シャモットレンガのみと、シャモットレンガと鉄皮の間にグラファイトレンガを入れた場合を比較すると後者のほうが消耗が少ない。

③ シャモットレンガとセミグラファイトレンガの場合を比較すると後者のほうが、はるかに消耗が少ない。

この結果から 1970 年に建設した Ijmuiden の第 5 高炉 (炉床径 9 m) の朝顔は、セミグラファイトレンガとし、冷却函 (間隔 350 mm) 方式とすることに決められた。
(炭竈隆志)

アルミン酸カルシウムセメントで結合された 92-97% アルミナセラミックスの精密鑄造

(R. P. HEILICH, G. MACZURA, and F. J. ROHR: Amer. Ceram. Soc. Bull., 50 (1971) 6, pp. 548~554)

タブラー・アルミナ (T-61)、仮焼アルミナ (A-17)、アルミン酸カルシウムセメント (XCA-25C) を使用して高純度 92-97% Al₂O₃ のアルミナ・セラミックスを鑄込み、養生時間と強度、焼成収縮、応用などについて論じた。

アルミナセメントで結合した 4-48 メッシュを最大粒とした連続粒を持つアルミナ・セラミックスは、ステンレススチール、チタン、ベリリウム金属の熱間成形用型として、① 経済的、② 高温まで (3400°F) 使用できる、③ 強度大、④ 寸法精度大、⑤ 酸化還元雰囲気強い、⑥ 容易に製作可能、⑦ 複雑な形状も再現性よくできる、⑧ 初期強度大、⑨ 気体の放出がない、⑩ 多くの金属と反応しない、などの利点がある。

1×1×7 インチの試験体を作るため 1800 g のグロッグをよく混合し、適当量の水を加えて鑄込み、90°F、相対湿度 90% で 24 hr 養生した。

養生後の曲げ強さは 45~90 kg/cm²、1500°F、5 hr 加熱後は 70~270 kg/cm²、2250°F、5 hr 加熱後は 96~177 kg/cm²、3000°F、5 hr 加熱後は 227~440 kg/cm² であつた。

焼成収縮は 1500°F~3000°F、5 hr 加熱で、-1.76% から +0.33% までであるので変化は少ない。

精密鑄造しようとするときはシリコンゴム型を使用する。
(宗宮重行)

—製 鉄—

高炉の風圧と風量の統計的解析

(R. STÖCKIGT: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 17, pp. 968~971)

本稿は高炉に吹き込まれる、風量、風圧を度数分布による統計的手法を用いて解析し、複数高炉の群管理操業、すなわち単一送風機による分岐送風の有効性について言及し、銑鉄の生産性を例にとり若干の考察を加えたものである。

単一高炉の風量のチャートをもとに、1 カ月にわたる風量のひん度曲線を高炉 3 基について作成する。次に、これを合計したひん度曲線を作成する。後者の曲線には風量 0 のひん度はないことがわかる。また風圧に関しても同様の風圧ひん度曲線を作成しようが、この際の圧力の 100% の点は各高炉のうちの最大圧力となる。次に、同一時点の風量、風圧を両軸にして分布図表を描き、これに所定の圧縮機の性能曲線を重ねる。送風機の最適な運転状態と高炉の最多ひん度状態とは一致しないことがわかる。この差は将来の高炉の容量の増加に見合うといえよう。

実操業において、これらの解析結果の適用に指針を与えるのが、1 つのタービン圧縮機による一定風量の分岐送風であろう。この群管理操業が生産高に与える影響については、風量ひん度曲線上の (設定吹き込み風量)/(最大吹き込み風量) の値をパラメータにとり、一定の吹き込み風量の増大に伴い、どの程度の銑鉄生成量の増大が可能であるかを示した。

統計解析の結果より一定風量による効率のよい送風が実操業に対して有効に適応できることが明らかになった。
(奥村和男)

—製 鋼—

“LD” スラグ-溶鉄間でのマンガンと酸素の平衡

(F. BARDENHEUER and P. OBERHÄUSER: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 8, pp. 525~532)

純 N₂ ガス雰囲気中で LD スラグと溶鉄への Mn の分配平衡実験を行なった。同時にスラグ中 FeO の活量の測定をも行ない、CaO-SiO₂-FeO 三元系図上に等 (Mn)/[Mn] 曲線および等 FeO 活量曲線を示した。(Mn)/[Mn] 値は三元図上で以下のような経過をたどる。すなわち、ダイカルシウム・シリケートの飽和領域では塩基度を一定にすると酸化鉄濃度増大とともに増加し、酸化鉄濃度を一定とすると塩基度上昇とともに減少する。さらに SiO₂ 濃度が 23~26% の範囲で等 (Mn)/[Mn] 曲線上に屈折点が現われる。トリカルシウム・シリケートの飽和領域および CaO 混晶の飽和領域では等 (Mn)/[Mn] 曲線は FeO 100% を頂点とする三角形の垂線に平行であり、トリカルシウム・シリケートおよび CaO 混晶が同時に飽和する組成において (Mn)/[Mn] 値は一つの極大値に達した後、塩基度上昇とともに一度減少し再び増加する。

等 FeO 活量曲線は 100% FeO と平衡する溶鉄中の [O] % および各組成のスラグと平衡する溶鉄中の [O] % を測定することにより決定したが、CaO-SiO₂-FeO 三元系図上では一部をのぞいて (Mn)/[Mn] 値と同様の経過をたどる。以上の結果を利用して転炉における吹錬時間の経過と (Mn)/[Mn] 値の変化との関係を調査すると以下のとおりである。吹錬初期における (Mn)/[Mn] 値は平衡値に比較してきわめて小さいが、吹錬の進行とともに平衡値に急速に接近し、吹錬時間の 30~60% の時点で平衡値あるいはそれ以上に達する。これ以後 (Mn)/[Mn] 値は平衡値と同様に減少する。この場合、操業値のほうがいくらか平衡値よりも高いが、その差はそれほどではないので Mn の反応はきわめて速かであると結論できる。なお、溶鉄中 [O] 濃度と Mn の分配比 (Mn)/[Mn] の間にはつぎの関係式が成立することがわかった。

$$\log [O] = \frac{2}{3} \log \frac{(Mn)}{[Mn]} - \frac{8755}{T} + 2.39$$

(植谷暢男)

酸素製鋼におけるヒュームの生成機構

(A.F. ELLIS and J.G. GLOVER: JISI, 209 (1971) 8, pp. 593~599)

グラスウールフィルター付きの透明石英反応管内で Fe-C 合金 (0~4.6% C) を 1600°C に誘導加熱し種々の混合比の O₂-Ar ガスを通し、生じたヒュームのうち 5μmφ 以下の小粒子を捕えた。著者はこれをヒュームと定義し生成状況の観察から 2つのタイプに分けた。1. p_{O₂} が低く (0.1 気圧まで) 純 Fe および C の高い場合浴面から蒸発のみが起こる。2. p_{O₂} が高い場合ガスを通し始めて数秒~5 分後に CO ボイルが起こり多量のヒュームが発生する。電子顕微鏡観察によれば蒸発期のヒュームは 0.05~0.15μ の 8 角形状でありボイリング期では 0.05~約 3μ の球状である。ボイリング期の高速度写真からボイルにより浴面上に飛び出た小粒子が爆発し、

より細かいヒュームになるのが認められる。ボイリング期ではヒューム生成速度は蒸発期に比べ著しく大きく p_{O₂} に比例する。Mn を含む溶鋼のヒューム組成はボイルの起こる場合は溶鋼組成にほぼ等しいが、起こらない場合は Mn が著るしく少ない。混合ガスに替えて CO₂ ガスを通すとボイルは起こるが鋼浴から飛び出た粒子は爆発しない。以上の実験事実から蒸発期のヒュームは溶鋼の蒸発、凝縮によると確認される。ボイリング期におけるヒュームは浴面での CO バブルの破裂によつて生じた小粒子が蒸発するのではなく、雰囲気中に激しく酸化され爆発して生じると結論される。この機構によりヒュームのない精錬には爆発する確率の少ない弱い発熱性雰囲気と適当であることが理解される。なお p_{O₂} の増加につれてヒューム量/脱炭量の比は一定値 (2.4) に近づきヒューム量が CO 発生量に比例する傾向を裏づけている。p_{O₂} が小さい場合は比は小さくなるがこれは観察事実と従来の CO 発生機構を併用し定性的に説明している。LD の実操業では浴面にスラグがあるので蒸発ヒュームは一層少なくなり大部分がバブリングによるヒュームであると推察され、比は種々の因子をとり入れて 0.25 が妥当とされている。(矢野修也)

CaF₂ を主成分とするスラグの活量、サルファーキャパシティ、相平衡

(R.J. HAWKINS, et al.: JISI, 209 (1971) 8, pp. 646~657)

CaF₂ 基スラグは ESR 製錬用として一般的であるが、鋼塊中の S 濃度を厳しく管理するための溶解条件については不明の点が多い。本研究は、ESR 製錬ではスラグ-メタル間反応が平衡に近接して進行すると考え、スラグ系の熱力学データを、実験上の困難を避けて、スラグ-ガス間の平衡 (CaO + 1/2 S₂ = CaS + 1/2 O₂) の測定により導出したものである。ガスとしては十分に脱水した後各成分の分圧を制御した CO-CO₂-SO₂-50%N₂ 混合ガスを用いて、p_{O₂}/p_{S₂} を定め、4 コの Pt りんぼ中で溶融したスラグ試料各 0.5g への S の吸収を行なわせている。実験温度は、1500, 1550°C で、Al₂O₃ 製反応管中で 4hr 以上保持したのち急冷し、S 分析を行なっている。実験誤差はスラグ中の wt% S の相対誤差にて 7% 以内と見積られている。ガス分圧の計算は、KOR らの結果とよく一致することを確認した上で、コンピューターにより行なっている。対象としたスラグは Ca-(Mg)-(Sr)-O-F-S 系で、スラグのサルファアキャパシティ、S と (%CaO) 間の関係にて、曲線上に屈曲点の認められる CaO 濃度および二元系状態図より、三元系スラグの液相線を推定している。その他の研究結果を要約するとつぎのようになる。1. CaF₂-CaO-CaS 状態図上で等 p_{S₂}/p_{CO₂} 線にそつて Gibbs-Duhem 積分を行ない、CaS-CaO 二元系に平行な等 a_{CaF₂} 線を求め、これを基礎として G_{CaO}, a_{CaS} を算定した。2. CaF₂-CaO 系の S は CaO 濃度の増加によりわずかに増大し、温度係数は負の小さな値である。3. Ca を Mg, Sr で置換することにより S は低下する。4. ESR 製錬中、スラグ中の a_{FeO} は一定で S を変化させないと仮定し、スラグ組成に対する p_{O₂}/p_{S₂} の実験結果をへて、スラグ-メタル間の S の分配比を求め、COOPER らの ESR 製

鍊過程中的鋼塊中のSの濃度変化に関する実験の条件を考慮して、Sの濃度変化を試算した結果はCOOPERらの実験結果と良好な一致を示した。(鈴木健一郎)

炭素鋼鋼塊のブローホール生成に関する理論および実験的展望

(B. HARKNESS, et al.: JISI, 209 (1971) 9, pp. 692~713)

鋼塊のブローホール生成条件について解析を行ない、Mn-Si 脱酸を対象にブローホール生成条件、および、セミキルド鋼塊の適正組成の決定方法について検討した。

この種の問題に対する数式モデルはすでにTURKDOGANによつて提出されているが、このモデルは適用範囲が狭く、0.1% C以下の鋼塊にのみ有効であり、これ以上のC濃度の鋼塊には適用不可能である。そこで、このモデルに対して次の3点の効果を加味し、0.5% Cの鋼塊まで適用可能なモデルを展開した。(1)溶質間の相互作用、(2)C濃度の増加に伴つて一次凝固相が δ 鉄から γ 鉄に変化する。(3)凝固中の溶質濃化による液相線温度の変化。このモデルによれば、凝固進行中の溶鋼(デンドライト樹枝間にトラップされた溶鋼を対象とする)の H_2 , N_2 , および、COガス分圧の変化が求まり、これら溶解ガスの全圧 P_{total} が一定値を越えるとブローホールが生成されるものと考えた。この推察を確認するために、12.5 kgの試験鋼塊(快削鋼, 低炭素鋼, および、レール用鋼相当組成で、C濃度はそれぞれ0.04~0.06, 0.09~0.22, および、0.45~0.55%)を450チャージ出鋼し、その縦断面におけるブローホールの生成状況を観察した。その結果、デンドライト樹枝間の溶鋼が90%凝固した時期の溶解ガスの全圧 P_{total} (90%)が一定値を越えるとブローホールが生成されることがわかり、本モデルによる P_{total} (90%)はブローホール生成の判定基準となることがわかった。モデルの有効性を確認するために、本モデルを15 tセミキルド鋼塊の製造に適用し、試験鋼塊で得られた結果は実用鋼塊に対しても有効であった。CO反応のみが考慮されている他の研究者の結果と、 H_2 , N_2 ガスをも考慮に入れた本モデルによる計算結果とを比較すると、0~3 ppm H, 0~0.004% Nの鋼塊では両者はほとんど一致した。しかし、H, N濃度がこれらの値以上となると差が大となり、ブローホール生成に対する H_2 , N_2 ガスの効果の大きいことが判明した。(藤井徹也)

送酸速度を430~480 m³/minに強化した130 T 転炉の操業

(A. I. BORODULIN, et al.: Stal', (1971) 8, pp. 697~701)

130 TLO 転炉において、酸素使用量を340~380 m³/min から430~480 m³/minに増加する吹鍊試験を行なった。

3~5本のラパルノズルから成る複合ランスを使用した。ノズルの入口および出口の直径とその長さは酸素量、酸素の圧力および温度などを考慮して決めた。強化吹鍊に用いた5本ノズルの複合ランスは傾斜角20°, 酸素圧力11.5 atmであり、ノズルの寿命は400~600回と向上した。

強化吹鍊したときの排ガスの冷却水の温度上昇はあま

り大きくなかつた。

吹鍊過程における[C], [S], (Σ FeO), (CaO)/(SiO₂)の変化は普通の吹鍊過程とあまり変わりがなかつた。また排ガス中のダスト量、ダスト中のFe, CaOの含有量も大きく変わらなかつた。吹鍊末期における溶鋼中の[C], [O], [H] および [N] も規格の範囲内にあつた。

転炉ライニングはドロマイトおよびマグネシア煉瓦で造られ、その密度は2.73~2.89 g/cm³, 気孔率10.2~15.3%であつた。強化吹鍊によつてスラグの生成が改善され、吹鍊時間がいちじるしく短縮されたために耐火物の寿命が非常に増大し、最高764溶解となつた。これによつて耐火物の消費量は17.1 kg/T から14.27 kg/Tに減少した。

新しい方法によつて生産性は15%増加したが、製品の品質は低下しなかつた。(郡司好喜)

複合脱酸剤の検討

(A. M. YAKUSHEV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1971) 7, pp. 44~46)

複合脱酸剤の効果を攪拌浴(高周波炉)と静止浴(抵抗炉)を用いて研究した。脱酸剤は表に示されているもののほかにAl, Si-Mnを用いた。温度は1600°Cとし、アルミナるつば(40 mm ϕ)中で鉄(初期酸素濃度0.065~0.080%)320 gを脱酸した。抵抗炉の場合アルゴン雰囲気下で、また高周波炉の場合はスラグで各々空気酸化を防いで実験を行なった。脱酸剤の使用量はAl添加量が高周波炉の場合0.15%, 抵抗炉の場合0.12%となるように決めた。

抵抗炉の場合、脱酸は15~20 min 続き、脱酸速度はどの場合も比較的小さいが、Mn含有量の高いAMCとMn-Alの場合はSi-Mn, Al, Si-Al, Ca含有剤の場合より脱酸速度は大きく脱酸限界は低かつた。Si-Al, Ca含有剤は単独Alよりすぐれているとはいえない。

高周波炉の場合、浴の攪拌のために脱酸速度は極めて大きく、脱酸剤による差異は顕著でなかつたが、それでもMn含有量の高いAMCの場合はSi-Al, MnSiAlCaの場合よりわずかに良い結果を与えた。最適組成はMn: Al=4~8:1であることがわかつた。Mn含有量が高い脱酸剤がよい結果を与えるのは、MnOが介在物の凝集性を改善することおよびMnOが介在物の表面張力を低下させるために介在物の生成が容易になることに原因すると考えられる。

脱酸剤	組成 %				
	Mn	Si	Al	Fe	Ca
AMC-1	60	13	7	20	—
AMC-2	50	25	7.5	17.5	—
AMC-3	35	25	7.5	32.5	—
AMC-4	45	30	15	10	—
AMC-5	30	13	7	50	—
MnAl	60	—	15	25	—
SiAl	—	40	20	40	—
SiAl	—	80	20	—	—
AlCa	—	—	75	—	25
AlCa	—	50	25	5	20
MnSiAlCa	50	30	10	—	10

(小林三郎)

熔融 Fe-Ni 合金への TiN の溶解速度

(V.I. TOMILOV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1971) 8, pp. 5~7)

円盤回転法により熔融鉄合金中への TiN の溶解速度を測定した。鉄合金は 1600°C であらかじめ脱酸したものをを用いた。[O] ≤ 0.0015% で実験中定常であつた。TiN 円盤の回転数 ω は 60~300 rpm であつた。

i) Fe-Ni(1~100%):TiN は [Ni] < 3% のとき溶解せず, [Ni] 25% のとき溶解した。1550~1630°C においては TiN の溶解速度 $v(\text{mg}/\text{cm}^2 \cdot \text{sec})$ は $\sqrt{\omega}$ に対して直線関係を示した。[Ni] が 5 から 100% に対して v 0.04~0.14 から 1.2~1.8, すなわち 1 オーダー大きくなった。 $v/\sqrt{\omega}$ の [Ni] 依存性を求めた。 $v/\sqrt{\omega}$ は [Ni] ととも増大した。 v の温度依存性 (1550~1630°C から TiN の溶解の活性化エネルギーを求めたところ, [Ni]=5~100% に対して $90.898 \pm 4.883 \sim 24.012 \pm 1.544 \text{ kcal/mol}$ であつた。

ii) 18-10 ステンレス鋼: Fe-10%Ni と 18-10 ステンレスの場合を比較したところ, 1550~1630°C においては TiN 溶解に対する Cr の影響はないこと, 1400~1500°C においてはステンレスへの TiN の溶解はないことがわかつた。

iii) Fe-11%Ni-Ti, Ti 含有ステンレス: TiN の溶解速度におよぼす [Ti] の影響は両合金の場合において同じであつた。 $v/\sqrt{\omega}$ は [Ti] とともに減少し, 1570, 1600 および 1630°C において, それぞれ [Ti]=0.2, 0.7 および 2.4% のとき零, すなわち TiN の溶解度は零になつた。(小林三郎)

高アルミナスラグと Fe-Ti および Fe-Al 合金界面における静的ならびに動的界面張力

(L.N. SABIROV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1971) 8, pp. 14~19)

界面を物質が通過している状態における動的界面張力は, 平衡状態における静的界面張力よりもはるかに小さな値をとることが知られている。

ここでは 60 Al₂O₃-40 CaO スラグと Fe-Ti および Fe-Al 合金の界面張力を, スラグ中のメタル滴の形状を X線により撮影する方法で求めた。測定温度は 1650°C である。

上記スラグと Fe-Ti の界面張力は Ti 濃度が高いほど小さく, 28%Ti で 285 erg/cm² にまで下がり, Ti が界面活性物質であることを裏付けた。界面張力は測定開始時に小さく, Ti 濃度に応じて 10~80 min でほぼ平衡値に達する。この時点で初期 Ti の 27~43% ガススラグへ移行し, 2.2% 以下の Al がメタルに還元されている。Fe-Al と上記スラグとの界面張力は測定期間中ほとんど変化せず, 40%Al で 550 erg/cm² であつた。Al の濃度変化はほとんど認められなかつた。しかし, スラグに 5~10%TiO₂ を添加すると界面張力は急激に減少した。この界面張力の低下は初期 Al および TiO₂ の高いほど, つまり平衡からのずれが大きいほど, 急速でかつ大きく, 50 erg/cm² 以下にまで達する場合も認められた。

このように酸化反応が急速に進行する場合には, 動的界面張力は極端に小さくなるので, メタルはスラグ中に分散されやすくなる。たとえば, 48 Al₂O₃, 32 CaO,

20TiO₂ のスラグと 80Fe+20Al のメタルの接触では数ミクロンのメタル介在物が形成されており, このようなメタル小滴は現場スラグにも観察される。メタル中 Al の TiO₂ による酸化によつて, メタルが固体アルミナにより被覆される場合には, この膜の溶解速度が小さいためにメタル滴の合一が阻害される。Al のテルミット反応によるフェロナタンの製造でメタルの歩留りが悪いのは, 上述のような現象によりメタル滴がスラグ中に大量に残留するためと考えられる。図 3, 写真 1, 表 2, 文献 8。(徳田昌則)

希土類金属によつて溶鉄を脱酸したときの脱酸生成物の分離速度

(V.E. ROSHCHIN, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14 (1971) 8, pp. 75~78)

第 1 シリーズでは静止鉄浴中における希土類元素の脱酸生成物の浮上速度を測定した。高周波で溶融した溶鉄を希土類元素で脱酸し, その溶鉄を石英管で吸引採取して直径 4~5 mm のアルミナ管に入れて溶鉄中に沈めた。アルミナ管内にある試料の高さ方向における介在物の粒度分布から脱酸生成物の浮上速度を測定した。

脱酸生成物の密度を溶鉄より 0.6~0.7 g/cm³ 低いと推定したが, これは純粋な希土類元素の酸化物でなく複雑な介在物を生成するためと考えられた。

第 2 シリーズの実験は 7T 電気炉を用いて行なつた。0.4%Ce に相当する Fe-Ce を添加するとはじめに酸素が増加してから 15 min 後に初期の [O] まで減少した。これは Ce 添加によつてスラグあるいは耐火物から酸素が浴内に入り, 介在物の浮上が遅いので酸素が増加するということにより説明された。

脱酸生成物の浮上におよぼす浴の攪拌の影響を知るために, 容量 140 kg 以下のいろいろな周波数の誘導炉を用いて実験した。攪拌浴の酸素の減少は速いが, 表面にスラグがあると最小の酸素含有量に達する時間が早くまたその後の酸素の増加速度も小さかつた。

これらの実験結果から, 希土類元素によつて生成した脱酸生成物の浮上はストークスの法則に従つて進行するが, 生産規模でその浮上分離を強めるには鋼浴の攪拌もつとも効果的であることが明らかにされた。

(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鉄の凝固機構に関する理論的ならびに実験的基礎

(T. OHASHI and W.A. FISCHER: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 7, pp. 449~457)

純鉄および少量の C, S, O, N, P, Si の一つを含む鉄の一方凝固 (zone melting) における固液界面での熱および物質移動現象について拡散膜理論を用い理論的な検討を行なつた。

熔融金属の凝固は過冷が存在してはじめて生ずるとし, 上記の理論的考察より熔融金属中の凝固面での過冷の式を下記のように導びいた。

$$\Delta T = n \cdot \sqrt{v} + m \cdot C_{S_0} \left(\frac{1}{k_0} - 1 \right) \left\{ 1 - \exp \left(- \frac{v}{D} \cdot x \right) \right\} - G_{L_0} \left(\frac{\alpha}{v} \right) \left\{ 1 - \exp \left(\frac{v}{\alpha} \cdot x \right) \right\}$$

n = 常数 (=3.3), v = 凝固速度, m = 添加元素による液相線の温度降下, C_{S_0} = 凝固相の濃度, k_0 = 平衡分配係数, D = 拡散係数, x = 凝固面からの距離, G_{L_0} = 凝固面での液相側の温度勾配, α = 溶鉄の熱伝導度 (=0.0778 cm²/s)

Zone melting を用い凝固速度を 1.14 cm/hr から 14.9 cm/hr の範囲で変化させ, 含有元素の平衡分配係数および拡散恒数をそれぞれ実験試料の濃度分布より求めた. また液相側における凝固面の温度勾配 G_L を熱電対を用い直接実測し, 次式に示す実験式を求めた.

$$G_{L_0} = 68 - 9.55 \cdot 10^3 v$$

ここで求められた平衡分配係数, 拡散恒数, G_{L_0} およびその他必要な物理常数は文献より引用された値を利用して ΔT の計算を行ない, 凝固速度 (1.14 cm/hr, 6.8 cm/hr, 14.9 cm/hr) および含有元素 (O, S, C, P, Si) が純鉄の凝固前面の過冷にどのような影響を及ぼすかについて調べた. 純鉄については ΔT は x が増すにつれ直線的に減少するが, O, S, C あるいは P を含有させることにより ΔT は x の増加につれ増大しやがて極大値を示す. この極大値は凝固速度および含有元素の濃度に支配される. 一例を示すと, 0.03% C の鉄が 6.8 cm/hr で凝固する場合の ΔT は約 11° に達する.

(梶井 明)

鉄の凝固組織 I (マクロ組織)

(W.A. FISCHER and T. OHASHI: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 8, pp. 533~540)

純鉄, C, S, O, N, P, Si のいずれかを微量含む 2 元系鉄あるいは C+S, C+N, S+N を含む 3 元系の鉄におけるマクロ組織の生成機構について zone melting を利用して実験を行なった. zone melting で作られたサンプルの凝固軸面およびそれと垂直な断面とについて 3% HNO₃ 水溶液で腐食し, それぞれの面でマクロ組織粒の大きさを測定し, 単位長さ当たり存在する結晶粒子の数 (個/mm) を求めた. 凝固速度は 0.2 cm/hr から 14.9 cm/hr の範囲で実験された.

純鉄の実験で見られたマクロ組織はどの凝固速度の場合でも凝固方向へ延びた葉状のものであり, この大きさは凝固速度が増すほど小さくなり, $v=0.2$ cm/hr では約 1570 mm³ で, 14.9 cm/hr では 31.4 mm³ であつた. さらに純鉄に他の元素が添加されるとマクロ組織は細くなる. たとえば凝固速度が 14.9 cm/hr の場合, 0.09% C で 0.64 mm³, 0.09% S で 0.64 mm³, 0.017% N で 2.22 mm³, 0.05% O で 4.86 mm³ とそれぞれマクロ組織は微細化される. また, 形状もある濃度あるいは凝固速度を超えると葉状のものから球状のものへと変化する. 一般にマクロ組織の大きさは凝固速度と濃度に支配され, それらが増加するとマクロ組織は微細化するといえる. 3 元系の場合についてもこの実験範囲の濃度ではそれぞれの元素のマクロ組織に及ぼす影響力は加算性が生ずる.

さらに当研究で導びかれた最大過冷度の式

$$\Delta T_{\max} = n\sqrt{v} + m \cdot C_{S_0} \left(\frac{1}{k_0} - 1 \right) - C_{L_0} \left(\frac{D}{v} + x_{\max} \right)$$

を計算し, その値とマクロ組織の大きさとの関係を調べたところ, マクロ組織の大きさはただ ΔT_{\max} だけの函

数として表わせることがわかり, $0.001^\circ\text{C} < \Delta T_{\max} < 20^\circ\text{C}$ では一定の直線関係が成立し, 20°C を超えるとより大きな勾配を持った直線として表わされた.

これらマクロ組織の大きさと過冷度の関係から考えて, 凝固前面で結晶に似た原子配列が起こっている領域が推定される. (梶井 明)

鉄の凝固組織 II (ミクロ組織)

(W.A. FISCHER and T. OHASHI: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 8, pp. 541~549)

純鉄および 0.002%~0.34% C を含む鉄の zone melting 中に両端の固体試料を引き出し, 固液界面の固体側の表面を走査電顕を用い観察した. 純鉄の場合, その表面は比較的平滑で, わずかのなめらかな突起が溶鉄側へ突き出していた (I). この突起の高さは凝固速度を増すと高くなり, その数も増加する (II). 純鉄が炭素を含有していると, この突起は急激に高くなり, その効果は 10⁻³ % 程度の微量ですでに顕著に現われる. この突起の先端は細くかつている (II). 炭素濃度が高くなり凝固速度が増大してくると, その突起は太く成長し, 分岐しはじめ, デンドライト組織を形成する (III). この固体相の表面機構は zone melting 後のサンプルを腐食して現われるミクロ組織の調査結果とも一致した. すなわち均一ミクロ組織は I の結果と一致し, セル構造を持つ不均一ミクロ組織は II に相当し, デンドライト機構の不均一ミクロ組織は III の観察と一致した. さらに S, O, N, P あるいは Si を含む鉄についてのミクロ組織についても調べ C の場合と同様な検討を行なっている.

均一ミクロ組織からセル構造の不均一ミクロ組織への移行, さらにその組織より葉状のマクロ組織中にデンドライトをもつ不均一ミクロ組織への移行, さらに球状のマクロ組織中にデンドライト組織を持つ不均一ミクロ組織への移行についての臨界条件を C あるいは S を含む鉄について定量化した.

均一ミクロ組織から不均一ミクロ組織への移行条件は著者らが過去に報告した研究の中で導びかれた過冷の式から次のように計算できるが,

$$\frac{m \cdot C_{S_0} \left(\frac{1}{k_0} - 1 \right) - G_{L_0}}{D} = \frac{G_{L_0}}{v}$$

これより計算された値と実測された値とはほぼ一致を示した. (梶井 明)

一 加 工

圧延のためのスラブの再熱

(W.R. LAWS: Iron Steel, 44 (1971) 4, pp. 231~241)

プロセスの相違から鋼工業用再熱炉の設計は合金鋼ストリップ用と中・低炭素鋼ストリップ用とに判然した区別をつけねばならないし, プロセスルートの相違によってもそれは変えられねばならぬ.

連続鑄造が世界的に急増しつつあるけれども, 鋼塊をもつてするスラブ加熱の要求はまだまだなくなるだろう. 下部燃焼式ウォーキングビーム炉のような自力搬送形式は, 加熱の質からすると望ましいけれどそれが高価格, 低操業効率といった不利を補うとはほとんどの場合考えられないし, 高出力のプッシャー炉が見直される

ときも来るだろうが、いまのところ、最も気の利いた、効果的な炉は 1969 年以來 U.S.A. で稼動中の三段式誘導加熱炉であろう。

将来の再熱炉はフル生産での連続スラブをそのままの状態に加熱完了しうる連続炉となろうが、事故があつて必要なときは冷スラブをも加熱しうるよう考えねばならず、上のような多段式炉が電気式であるか燃焼式であるかはここ数年間における開発次第による。資本費の低からねばならぬことは確かだがエネルギー費は低すぎる必要はない。資本費対運転費の正確な比率は再熱されるべき冷スラブの総トン数に影響される。

本報には鋼塊ルートの炉として広幅ホットストリップミル用と合金鋼スラブ用のそれが、また連続製造スラブ用再熱炉が説かれているが連続スラブ用としての、McLouth 社の誘導加熱炉は比較的まとまつた報文であり、Atlas 社のローラーハース式燃焼炉は考えて面白い。(図 12, 参 12) (内藤弥太郎)

ピレット再加熱炉の設計と選択に影響を及ぼす冶金的要因

(R.H. HAYNES and S.R. DENTON: Iron Steel, 144 (1971) 4, pp. 242~246)

ピレット再加熱炉の要件は、昇温、均熱が迅速で、操作に柔軟性があり、さらに表面状態がよいこと、すなわち、あまり酸化しないことである。

ピレット再加熱用の炉としては、昔はバッチ型のものが用いられたが、生産量の増加に伴つて連続炉が採用されるにいたつた。最初の連続炉で現在もなお利用されているのはプッシャー型加熱炉である。しかしながら、この型の炉は、基本的に、(1)素材の上面からのみ加熱するため、均熱までの在炉時間が長くなる；(2)素材の温度分布が必ずしも好ましいものとはならない；(3)設定温度の変化に対する炉の反応が遅い；などの点で、素材の表面酸化の原因となるような問題点が多い。

そこで考えられたのはタンデム炉である。これは、表面酸化が 700°C 以下ではほとんど無視しうることに着目したもので、最初の炉で素材を 800°C 近くまで予熱しておき、次の炉で熱間加工温度まで急速に加熱しようというものである。この炉では、ほぼ理想的な均熱状態がえられるが、設備が高く、熱ロスも多いという欠点がある。

在炉時間の短縮を狙つて考えられたのがウォーキングビーム炉である。これによると素材三面からの加熱が可能で、加熱速度、均熱状況とも従来炉よりすぐれている。ただ、設備費と維持費が高いのが難点である。

次に、強力なパーナーにより直接燃焼ガスを対流せしめる加熱方式が開発された。これは加熱速度が速いので酸化が最小に抑えられる。欠点は、素材一本通しなので炉長が非常に長くなることと、あまり急速に加熱すると温度分布の不均一から割れを起こす恐れのある事である。

この他、直接通電加熱とか、炉天井に複個のパーナー、または炉の両端に対向パーナーを取付けたものなど種々考察させているが、いずれも一長一短がある。

将来の傾向としては、少量多品種生産には対流加熱、量産向きにはウォーキングビーム方式が、それぞれ広く

用いられよう。ただ、今後無酸化加熱の傾向が強くなると、装入する素材の素面状況のますますよいものが要求されよう。これはスケール落ちによる疵の除去が行なわれ難くなるからである。(図 8, 参 19) (志村一輝)

オープンコイル状の電磁鋼の脱炭

(K.V. DNEPRENKO, et al.: Steel in the USSR, (1971) 2, pp. 154~157)

電磁鋼をペル型炉で脱炭焼鈍するに際し、タイトコイルでは 8~100% H_2-N_2 、水蒸気(露点)+20°C と +70°C の混合雰囲気中で 5 hr と 12 hr 加熱したところ脱炭するにはいたらなかつた。そこでオープンコイルにして 750 mm 幅と 120 mm 幅の 2 本のコイルを前者は手工業的規模で、後者は実験室的規模で脱炭焼鈍をおこなつた。オープンコイルにはコイルを捲きもどしながら 2 本のワイヤーを間にはさんで作り、そのままの状態に焼鈍した。焼鈍温度は 800°C である。

この結果、5~75% H_2 の湿潤混合雰囲気では極めてよく脱炭し、とりわけ水素の多い雰囲気ほどよく脱炭する傾向を示した。加熱時間は 3.5~75% H_2 、+20°C と 70°C の混合雰囲気中で 5~60 min 焼鈍したところ 60 min で著しく脱炭した。その後時間を延長しても大きな効果はなかつた。

混合雰囲気の水素量が低いときは水蒸気量もまた狭い範囲でしか添加できないので水素量の少ないしたがつて水蒸気量も少ない混合雰囲気では焼鈍時間を長くしなければならない。水蒸気量をかえられない場合は流量を増すとよい結果が得られる。アンモニア分解ガス(+70°C)を 4.5 m³/hr の流量で流し脱炭すると鋼表面に 0.02 mm の酸化皮膜ができる。これに対して 1.5 m³/hr とすると皮膜はできない。水蒸気量を +20°C とすると皮膜は 0.007 mm となる。しかし水素を 10%(+20°C) とすると再び酸化皮膜ができる。アンモニア分解ガスでも +50°C に下げると 10% H_2 (+20°C) よりも皮膜は粗しようとなつて脱炭は進行する。

オープンコイルを高い水蒸気量の雰囲気中で長時間焼鈍すると N, O, H が吸収される。またオープンコイルを脱炭焼鈍して真空炉で高温焼鈍すると炭素量が増加し磁性の改善にはならない。(山崎恒友)

一性 質一

種々の加熱速度および保持時間が各種炭素鋼の再結晶過程に及ぼす影響

(P. FUNKE, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 42 (1971) 8, pp. 551~557)

炭素鋼線 St 37, C 35, C 70, D 12-2, D 15-2 および D 35-2 を用い、10~50% の加工率、6~350°C/sec の加熱速度、300~700°C の焼なまし温度、60~1000 sec の保持時間による鋼線の再結晶状態を調べた。

実験は高周波誘導装置(出力 12 kW, 周波数 1 MHz)で行ない、加熱部コイルは肉厚 0.8 mm の 4 mm×6 mm 楕円形鋼製水冷式パイプで内径 10 mm である。試料の長さは 220 mm で温度は試料の中心線に沿つてあけた長さ 30 mm の孔により測定した。

同じ加工率において引張り強さは焼なまし温度が高くなるに従い下がり、破断伸びは上がる傾向を示す。

炭素量が増すと一次再結晶温度範囲は広がり、再結晶終了温度が高い方へずれる。

加工率 15~25% において最大粒径を示し、それ以上の加工率では焼なまし温度の低下は粒径を減少させる。

加熱速度が増加するに従い一次再結晶温度範囲はせばまる。また再結晶の開始と終了温度のいずれもが高くなる。一次再結晶範囲の焼なまし温度は材料特性に著しく影響し、D35-2 は約 10°C 焼なまし温度が下がると引張り強さは 60 N/mm² 増す。

低炭素鋼線の完全再結晶は 350°C/sec の加熱速度、700°C の焼なまし温度により十分得られるが、高炭素鋼線では加熱速度を小さくするか 700°C 以上の焼なまし温度で行なう必要がある。(三橋多美子)

オーステナイト鑄鉄におけるマルテンサイト変態および機械的性質と破壊のモードにおよぼすその影響

(P. J. RICKARDS: JISI, 209 (1971) 8, pp. 638~645)

マルテンサイト変態は鉄合金および鋼で広く研究されており、また歪誘起変態は引張、圧縮の両試験でしばしば観察される。本研究は、片状および球状黒鉛を含むオーステナイト鑄鉄を -196°C までの温度で破壊するまで歪ませて、そのとき生じるマルテンサイト変態を金属組織学的に詳細に調べ、また変態が機械的性質および破壊のモードに与える影響について考察し、オーステナイト鑄鉄の低温挙動を解明しようとしたものである。

オーステナイト鑄鉄では M_d 点は M_s 点よりも一般に 40~70°C 高く、これは合金組織に著しく依存する。温度誘起マルテンサイトはかぎ型 (chevron) の板状片の対として核生成し、温度の低下とともにその変態は進行し、比較的大きなマルテンサイト板が複雑な網模様状に形成される。一方歪誘起マルテンサイトは微小薄片として生成され微細に分散する。この歪誘起マルテンサイトが生じると応力-歪曲線は階段状となり、耐力は低下する。しかし温度がさらに下り塑性変形前に大量の温度誘起マルテンサイトが生成されると、応力-歪曲線は連続的となり塑性域が急速に上昇し、耐力は再び増加する。歪誘起マルテンサイトの生成は引張強さを増大させることが認められた。しかし全伸びや V 切欠きシャルピー値にはほとんど影響しない。温度誘起マルテンサイト変態は湿度の低下とともに引張強さの増加に寄与することがある。しかし全伸びを急速に減少させ、これが引張強さの増加速度を低下させることになる。またこの変態は温度低下に伴う V 切欠き衝撃値の急激な減少の原因となる。温度誘起マルテンサイトの生成は破壊前の母相の変形量を減少させるが、破壊のモードに対しては歪、温度誘起マルテンサイト変態のいずれもほとんど影響しない。(淀川正雄)

長時間クリーブ破断および高温耐力データの解析

(P. R. TAYLOR and R. F. JOHNSON: JISI, 209 (1971) 9, pp. 714~720)

ボイラや圧力容器の主要な設計標準として、長時間クリーブ破断特性や高温における耐力が近年国際規格化された。これらの規格値を求めるために、ISO を通じて国際的な尺度で多量のデータの解析が行なわれ、BISRA のデータ解析グループが実際の解析作業を行なった。この論文は、BISRA で行なわれた解析作業の概要を述べ

たもので、特に電算機の使用について言及している。

クリーブ破断データに関しては、データ処理のためのフローシートが示されている。このプログラムの中に入れた種々の情報を基にして、短時間データより長時間データを推定する最良の方法を解析者が選択できるようになっている。すなわち、外挿法として種々の等応力挙動を示す式を含んだ MANSON の式のうちの等応力挙動を示す式を用いたらよいか、また、同材料のデータを各キャスト別にグループ別けることに関する母集団の取り扱いなどについて最良の方法を選択できる。

規則最小耐力値は、室温の引張強さ対高温耐力の関係におけるデータプロットに対する 95% 信頼限界の下限値を基準にして求めるべきである。なぜなら材料製造者は室温引張強さの規格値の上限をねらった材料を提供する傾向にあるので、それらの材料を試験して得た高温耐力値は強いほうにかたよってしまう。しかし、実際には室温引張強さの規格値の下限に近い製品も考えられる。したがって、ただ単に従来のように高温耐力の平均値から 2σ を引いた値を規格値の基準とすれば危険側になってしまうからである。このような解析を行えば、データ解析の精度は増し、安全係数の値を下げることができる。(田中千秋)

鉄-マンガン合金の組織と諸性質

(A. HOLDEN, et al.: JISI, 209 (1971) 9, pp. 721~728)

2~40% Mn を含む低炭素 Fe-Mn 合金をオーステナイト相より空冷し、組織変化を起こす組成範囲を決定し、組織と機械的性質との関係を検討した。

電顕組織、X線等による相の定量、熱膨張計による変態挙動の観察から、Mn 量による組織変化は次のようであることが認められた。

- (i) 0~2%Mn 等軸すなわち塊状フェライト
- (ii) 2~6%Mn 上部ベイナイト
- (iii) 6~10%Mn lath マルテンサイト
- (iv) 10~15%Mn 2種類、形の異なつた α' マルテンサイト + ϵ 、 ϵ は 15%Mn で最大となり 85~90%
- (v) 15~28%Mn ϵ + オーステナイト
- (vi) 28~37%Mn オーステナイト

10~15% Mn でみられる α' マルテンサイトは通常の lath マルテンサイトとは異なり、block 状と板状の形をし、双晶というよりは転位型のマルテンサイトである。K-S の関係が成立すると仮定し、一面解析法によると $\langle 111 \rangle \alpha // \langle 100 \rangle \alpha$ の関係が認められるので、このマルテンサイトの晶癖面は $\{112\} \gamma$ に近いものであり、近接する板との間は双晶関係にあることがわかつた。この α' マルテンサイトは 1350 J/mol の臨界駆動力で出現し、この駆動力は Fe-Ni 系合金において lath から acicular へ変化する場合と同一である。そして Fe-Ni, Fe-C 合金のように積層欠陥エネルギーが高い場合は、この駆動力が与えられると双晶型マルテンサイトに、Fe-Mn 合金のように積層欠陥エネルギーが低い場合には、転位型マルテンサイトを生じる ϵ に変化する。

12.5%Mn 以下で観察される lath マルテンサイトおよび加工硬化が大きな α' マルテンサイトは、引張強度

は大であるが衝撃特性が非常に悪い。Mn が 15% に増加すると、 ϵ が増加し安定になるので強度は減少する。 ϵ とオーステナイトの 2 相域では、2 相であることをおよび引張試験中のオーステナイトの加工誘起変態による加工硬化により強度は 20%Mn まで上昇する。しかしそれ以上の Mn を含むとオーステナイトが増加し、かつ安定になるので強度は低下する。オーステナイト単一相では Mn 量によらず一定の強度となる。 ϵ およびオーステナイト相の衝撃特性は非帯によい。(藤田充苗)

Nb で安定化されたオーステナイト・ステンレス鋼の高温疲れ

(J.H. ORIVER and R.W.K. HONEYCOMBE: JISI, 209 (1971) 9, pp. 729~738)

Nb で安定化されたオーステナイト・ステンレス鋼 18Nr-12Ni-1Nb-0.1C において、高温疲れ強さに対する過飽和固溶、粒内析出、粒界析出、また、溶質原子の減少した粒界領域 (PFZs) の効果を明らかにするために、過飽和固溶状態と、転位や積層欠陥に NbC 粒子が析出して硬化された状態に対して 500~800°C の範囲で疲れ試験を行ない、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡観察によつて検討を加えている。なお、疲れ試験は 3000 c/min で平均応力が 0 の引圧試験である。

500°C では粒内破壊が主体となり、過飽和固溶体については溶質原子のクラスタによる転位の固着で疲れ強さの降伏応力に対する割合は大きくなり、疲れ強さも 20°C の場合に相当するほど大きい。一方、析出硬化されたものについては積層欠陥にそつて形成された NbC の析出物を転位が切断するので、疲れ強さの絶対値は大きくなるが降伏応力に対する割合は小さくなる。

700°C ではつねに粒界破壊であり、過飽和固溶体では疲れ試験中の NbC の析出により疲れ強さの降伏応力に対する割合は大きくなるが、あらかじめ析出させた場合は転位は積層欠陥にそつた析出物を切断することができず、塑性ひずみが PFZs に集中して疲れ強さは低下している。

過飽和固溶体の 800°C での試験では長寿命のところ PFZs が生じ、そこで粒界破壊が起こっている。

また、PFZs の幅の疲れ強さにおよぼす影響としては、幅が小さくなるとそこでのすべりが集中するので疲れ強さは低下し、幅が観察されなくなるような状態では疲れ強さの改善がみられている。(金沢健二)

マルテンサイトの等温核生成に及ぼすオーステナイト化条件の影響

(W.K.C. JONES and A.R. ENTWISLE: JISI, 209, (1971) 9, pp. 739~744)

等温マルテンサイト変態の核生成における欠陥構造と結晶粒サイズの重要性についてはなお議論が続いている。これら 2 つの因子はいずれも熱処理によつて規定される。本研究では Fe-25.7Ni-2.95Cr-0.13Mn-0.006C 合金を用いて、最終オーステナイト化条件がマルテンサイトの等温核生成に及ぼす影響を検討した。

最終オーステナイト化処理は 900~1200°C の温度範囲において 30 min~128 hr 行なつた。結晶粒サイズは 0.04~0.3 mm であつた。この合金は -78.5~-140°C の温度領域で完全に等温的に変態した。また -130°C 付

近で最大初期変態速度を示した。

等温マルテンサイト変態の潜伏期を τ 、前オーステナイト粒サイズを d とするとき本研究の結晶粒サイズに対して

$$\tau^{-1/3} \propto d$$

の関係が成立することを確認した。

単位体積当たりのエンブリオの数を n_i 、格子振動頻度を ν 、活性化エネルギーを ΔW とすると、初期核生成速度 \dot{N} は次式によつて与えられる。

$$\dot{N} = n_i \nu \exp(-\Delta W/RT)$$

最終オーステナイト化温度が上昇すると \dot{N} は 1050°C 付近で最大に達し、それ以上では減少する。 \dot{N} のこのような挙動は 2 つの対立する現象に関係している。すなわちオーステナイト化温度が上昇すると n_i が減少し (これは初時変態速度を減少させる傾向を持つ)、またエンブリオの有効性が増す (これは初期速度の増加をもたらす)。オーステナイト化温度が高い場合は n_i の減少が支配的で、低温側では活性化エネルギーの減少が重要になる。

核生成の活性化エネルギーはオーステナイト化時間には無関係である。しかし n_i は熱処理時間が増すと減少する。初期のエンブリオの数の減少は、マルテンサイト・エンブリオとして作用する転位が消失することと関係している。(和田 仁)

15Mo3 鋼のクリープ挙動とグラファイト生成に及ぼす N と Al の影響

(H. KEGEL, et al.: Stahl u. Eisen, 91 (1971) 19, pp. 1073~1080)

普通鋼や Mn 量の低い鋼のクリープ挙動に対して N が決定的な影響を及ぼすことがあることはよく知られている。その場合 N がマトリクスに固溶しているかあるいは Al と結びついて窒化物を形成しているかということが問題である。一般には固溶した N の量が多いほどある程度の温度範囲まではクリープ挙動がすぐれている。本研究では N の固溶量と存在形態が異なる 4 種類の試料 (15Mo3 鋼: Mo \approx 0.3%, N=0.005~0.010%) を用いて 450°C, 500°C, 550°C の各温度でクリープ試験を行ない、固溶した N と Al の窒化物としての N の差異を検討した。また応力と Al 量がグラファイトの生成に及ぼす影響を調べた。さらにクリープ破断絞りを試験温度および時間の関数として測定した。

Al 処理をした試料と Al 処理をしなかつた試料の長期間クリープ強さを比較すると、450°C と 550°C では前者の方が高い値を示し、500°C では後者の方が高い値を示した。マトリクスに大量の N (0.025%) を固溶している試料は Al 処理によつて N を Al 窒化物として含んでいる試料に比べて、全温度領域で低いクリープ強さを示した。

本研究で使用した試料はいずれもグラファイトを生成する傾向を持つ。固溶 Al 量の高い試料にこの傾向が最も顕著であつた。すでに短時間のクリープ試験で試験片の破断部においてのみではあるがグラファイトが観察された。鋼の実用上の性質は経験的にはこれによつて悪影響は受けない。

破断時間とともに破断絞りの値は減少した。この現象は 450°C と 500°C では、初期に固溶している N 量が増すと促進された。しかし最終値は Al 処理をした試料と比較して悪くはならなかった。550°C では Al 量に関係なく N 量の低い試料の破断絞りの最終値が高かった。

(和田 仁)

侵入型原子を含む α 鉄の動的歪時効に対する転位モデルの応用

(Y. BERGSTRÖM and W. ROBERTS: Acta Met., 19, (1971) 8, pp. 815~823)

偏入型原子を含む α 鉄における動的歪時効は、応力-歪曲線が鋸歯状になること、流動応力の温度および歪速度依存性が負となること、加工硬化速度が増加することあるいは靱性が低下することにより表わされる。本研究は多結晶 α 鉄の応力-歪挙動を記述するために著者が以前に用いた転位モデルを低炭素鋼の動的歪時効に応用し、これらの過程を定量的に説明しようとするものである。

流動応力 (σ) は全転位密度の平方根 ($\sqrt{\rho}$) に比例するが、 ρ は可動転位の密度と不動転位の密度から成る。不動転位密度の歪 (ϵ) による変化は、転位の生成、不動化、再可動化および消滅により決まると仮定し、可動転位の不動化あるいは消滅する割合を U 、不動転位の再可動化あるいは消滅する確率を Ω 、可動転位が他の転位や試片表面へ消滅する割合を A とする。応力-歪関係はこれらの係数を用いて、

$$\sigma = \sigma_{i0} + \alpha G b \left(\frac{U-A}{\Omega} (1 - e^{-\Omega \epsilon}) + \rho_0 e^{-\Omega \epsilon} \right)^{1/2}$$

と導かれる。ここで、 σ_{i0} は歪に依存しない摩擦応力、 G は剛性率、 b は転位のパーガスベクトル、 ρ_0 は $\epsilon=0$ における転位密度、 α は定数である。歪時効中の応力-歪曲線は上式により正確に記述される。 $(U-A)$ および Ω の温度による変化は、歪時効過程が 80~140°C および 140~300°C の 2 段階に起こることを示す。低温では不動化された転位が固着され再可動化し難くなり、加工硬化が増大する。高温では可動転位が侵入型原子により固着され、加工硬化速度はさらに増加する。動的歪時効中の加工硬化速度、降伏応力、リュウダース歪あるいは均一伸びなどの変化は、このモデルにより都合よく説明される。

(淀川正進)

冷却中における鋼の組晶微細化条件

(N.N. LIPCHIN and L.A. EFIMOVA: Steel in the USSR, 1 (1971) 2, pp. 152~154)

鋼を鍛造後冷却し結晶学的に不規則な微細組織を直接得る可能性について研究した。冷却中のオーステナイトの粒を微細化するためには粒界で網状に析出したり、粒内で針状に析出する過剰フェライトの生成を抑制しフェライトとパーライトの析出の核を十分つくることである。

試料は 14 mm ϕ の 40 鋼 (0.4% C, 0.25% Ni, Cr, Mo) 20 NM 鋼 (0.2% C, 1.7% Ni, 0.3% Mo) であり 65°C/sec の加熱速度で 1200°C まで加熱し一度 900°C (仕上温度に相当する) に冷却してから 0.5~4 sec 水冷して種々の温度にオーステナイトを過冷却し、その後空冷を行なう熱処理によって鋼の組織と機械的性質への影響とオーステナイトの分解速度への影響についてしらべた。冷却中の試料の尺度とオーステナイト分解の熱力学的な曲線をオシログラフに記録した。

試料を水冷したとき表面では急激な過冷却が起こり、その後の空冷時には芯部の熱により表面温度は 50~100°C 増加して試料の温度は均一となる。はじめに 650°C まで 1 秒間水冷し 680~700°C でオーステナイトの分解を行なったときは、900°C から空冷したときと同様に過剰のフェライトが針状に析出した。微細粒のフェライト・パーライト組織を得る最適の条件は 450~500°C に水冷し 550~650°C で分解を行なった場合であり、多数の多面体フェライト・パーライトゾーンが生成した。300~350°C に水冷し 450~500°C で分解させた場合は分散したソルバイト型の組織を生成し、さらに水冷温度が低下するとベイナイトやマルテンサイト組織となるためオーステナイトの分解温度を 400°C 以下にすることは好ましくはない。

1200°C から空冷し焼準した 20 NM 鋼は引張強さ 60 kg/mm²、降伏点 40 kg/mm²、伸び 24%、絞り 60%、衝撃強さ 14 kg·m/cm² の機械的性質をもつが、もつとも微細組織を示した 450~500°C に水冷し 550~650°C から空冷した場合は引張強さ 72 kg/mm²、降伏点 61 kg/mm²、伸び 23%、絞り 65%、衝撃強さ 16 kgm/cm² であり機械的性質はかなり改善されている。

(峯尾平治)