

抄 録

—製 鋼—

エマルジョン・メタラジにおける化学反応速度

(F. OETERS.: Steel Research, 56 (1985) 2, pp. 69~74)

エマルジョン・メタラジでの化学反応は細かく分散した相が融体相中を混合されずに短時間接触する間に起こる。この型の反応による速度式は、1個の分散粒子が融体相中を通過する際に起こる物質移動を考え、次いでその粒子を多数合計した場合について解くと得られる。

$$\left(C_i^I - \frac{C_{i,o}^{II}}{K} \right) / \left(C_{i,o}^I - \frac{C_{i,o}^{II}}{K} \right) = \exp \left[-K \frac{V_d^{II}}{\tilde{t}_R} \left[1 - \exp \left\{ -\frac{\beta_{tot}}{K} \left(\frac{A}{V} \right)_p \tilde{t}_R \right\} \right] t \right]$$

ここで C_i は成分 i の濃度で、添字 O は初期値を、 I と II はそれぞれ融体相と分散相を表わす。 K は i の分配平衡値、 V_d^{II} は全分散相の体積、 \tilde{t}_R は平均滞留時間、 β_{tot} は物質移動係数、 $(A/V)_p$ は分散粒子の表面積と体積の比である。 $(\beta_{tot}/K)(A/V)_p \tilde{t}_R \gg 1$ の場合、分散粒子と融体相間の反応は平衡に達するまで進行する。逆の場合は反応は平衡から遠く離れて、一定速度で進行する。

この式の応用例を3つ示す。第1の例は、純酸素上吹転炉での溶鋼からのマンガンの酸化反応である。溶鉄粒がスラグ相に分散する場合には、 $(\beta_{tot}/K)(A/V)_p \tilde{t}_R = 4.005$ となり反応は平衡にまで進行する。3t LD と LDAC のデータを計算値と比較してみると、LDAC の方が良く一致した。これは反応容器によつて分散粒子の大きさや滞留時間、物質移動係数が異なるためである。

第2の例は、CaO あるいは CaC_2 粉体の吹込みによる溶鉄の脱硫である。この場合、硫黄の分配係数が非常に大きいので $(\beta_{tot}/K)(A/V)_p \tilde{t}_R \ll 1$ となり、反応は平衡から遠く離れて進行することがわかる。

第3の例は、Ar バブリングによる溶鋼からの脱水素反応である。この場合、 H_2 の溶鉄への溶解反応がジebelツの法則に従うこと、またノズルから Ar 気泡が出て溶鋼表面に達する間に体積が膨脹することを考慮すると、前述の式とは少し異つた式が得られた。

(永田和宏)

—鑄 造—

取鍋処理高級鋼のブルーム連鑄

(W. RUDACK et al.: Metall. Plant Technol., (1985) 1, pp. 34~41)

連鑄材は今日では造塊材と比較して遜色のない品質を得るに至っている。軌条・特殊鋼・快削鋼など広範な鋼種を製造する Thyssen Stahl AG Ruhrort 製鋼工場では、1974~75年に品質と操業性の向上を目的として高級鋼、特殊鋼主体の生産を造塊法から連鑄法へ切りかえた。また、RH処理を中心にバブリング、インジェクションといった取鍋精錬を適用することによつて生産性向

上、高度な品質要求への対応、コスト改善等の優位性をもつに至つた。これらの優位性は連鑄機単体で得られるものではなく、前後工程とあいまつて適正な操業体制を確立することによつて得られた。

今回の連鑄機新設の検討において最も重要な選択は鑄片断面サイズの決定であつた。低級鋼のみならば小断面鑄造も可能であるが、高級鋼・特殊鋼では表面性状、偏析、清浄度、内部われの高い品質要求レベルを満足するために大断面が適当であると判断した。当初、70000 t/M を前提に、断面サイズ 250 mm × 350 mm (Mannesman DEMAG) の6ストランド、曲率半径 12 m、鑄造速度は 0.65~0.95 m/min とし、ヒートサイズ 125 t で鑄造時間 40~59 min を計画した。その後、生産量増に対応してヒートサイズを 140 t とし、1981年度には異鋼種連々鑄の実施により平均稼働率 89.4%、ピーク時 99% を記録した結果、生産能力 95000 t/M とした。

工程に関しては、溶銑を Thyssen-SKW プロセスにより 0.018% に脱Sし、転炉で [C] 0.06% まで脱炭する。RHで脱ガス、成分・温度調整と連々鑄のための時間調整を行い、連鑄機で適正鑄造速度、鑄片冷却により欠陥のない鑄片を製造している。

これらの改善により、軌条では無手入ワンヒート圧延、特殊鋼では同一成分の多連鑄化を計っている。さらに快削鋼では取鍋インジェクションにより Pb の均一分散を実現し、造塊材相当の品質をもつた鑄片を製造するに至っている。(石川厚史)

高生産性スラブ連鑄機の特徴

(G. FLEMMING.: Metall. Plant Technol., (1985) 2, pp. 10~19)

スラブ連鑄機1基当たりの生産量は、Thyssen社 Bruckhausenに見られるように今日では、25万 t/M以上が可能となつた。連鑄機に要求される課題は、品質改善・高信頼性・低コスト製造であるが、連鑄機各部のハード改善は、連鑄プロセスの上記課題に相互に寄与し、経済性を高める。

この数年間、稼働時間の増加、作業負荷軽減及び安定鑄造対策としての設備操業技術が飛躍的に発展してきたが、以下に最近の SMS 製高生産性連鑄機の特徴を述べる。

タンディッシュ：最近、2ストランドで 50~70 t 容量に大型化し、鋼浴深さも約 1.3 m である。注入システムとしては、広幅スラブの自動鑄造、注入開始時のモールドへの流量制御性の面からスライドゲートが、ストッパーよりも安定している。欠点は、コスト増である。

鑄造中モールド幅可変：短辺のテーバーを3段階に制御(増加→平行移動→減少復帰)する方式の採用により、コーナー部のエアギャップ形成を抑制できるので、鑄造速度低下を伴わずに操業可能である。幅拡大、縮小共に、 V_c 1.6 m/min の時に 32 mm/min の変更速度を達成した。

モールド振動：スラブ表面のオシレーションマークを浅くするため、400 ストローク/min、1.5 mm/ストロークの高速振動が可能である。また曲率半径に幾何学的に正確に浴う振動が特徴である。

ロールプロファイル：高速鑄造時の内部歪軽減策として、2分割スプリットロールを配置し、ロールピッチ短

縮 (湾曲部 328 mm, ロール径 275 mm) を図っており, バルジング歪最大 0.18%, 矯正歪 (5 点) 0.03% に抑制される。

気水噴霧冷却: モールド直下は低空気比, 1100°C 以下の冷却末期は低水量比, そして 1100°C 以上のゾーンは鑄造長に応じて, 低空気比から低水量比まで任意に制御可能なノズルを採用している。均一冷却性が秀れ, また異なるスラブ幅でも同一ノズルにより冷却が可能である。(菅原 健)

— 性 質 —

ベイナイト組織 0.5Cr-Mo-V 鋼のクリープ・疲れ条件下におけるき裂進展

(D. ARMSTRONG and G. J. NEATE.: *Meter. Sci. Technol.*, 1 (1985) 1, pp. 19~24)

鍛造製品や溶接の熱影響部のき裂を評価するために, ベイナイト組織で粗大結晶粒 (平均結晶粒径 250 μm) の 0.5Cr-Mo-V 鋼の油焼入れ材を用いて, 高温, 繰り返し荷重下のき裂進展挙動を調べた。

放電加工により切り欠きを入れたコンパクト試験片を用い, 温度 838 K において荷重制御及び変位制御でき裂進展試験を行った。波形は台形波を用い最大値及び最小値の片方あるいは両方で一定時間保持した。試験片の変位は静電容量ゲージにより, また, き裂長さは直流電位差法により測定した。さらに, 中断試験片を液体窒素中で破壊しその破面を観察した。おもな結果は次のとおりである。

1) き裂は荷重負荷直後に発生し, 発生時の切り欠き先端の変位は小さい。同じ試験片を用いた同一の応力及び温度の静的なクリープ下でも同様な小さい変位でき裂が発生した。

2) き裂の進展は保持時間, 保持応力あるいは応力比によらずクリープによつておもに支配され, クリープ・疲れ相互作用はみられなかった。

3) 時間依存型のき裂進展速度はクリープひずみ速度に依存する。き裂の成長はき裂前方の微小領域での粒界キャビティやくさび型き裂などのクリープ損傷の結合による。これらの損傷は塑性または拡散支配の機構により生成する。

4) 変位制御試験において, き裂進展速度は応力拡大係数 K を用いて整理するよりも, 径路独立積分値 C^* を用いて整理する方法の方が, ばらつきも小さく評価に適

している。

5) き裂はすべて粒界に沿つて進展する。

(岸本 哲)

— 合 金 —

Ni 基単結晶合金 NASAIR100 の高温クリープ挙動 (M. V. NATHAL and L. J. EBERT.: *Metall. Trans.*, 16A (1985) 3, pp. 427~439)

単結晶合金の開発により耐熱合金のクリープ破断強度が大幅に向上したが, 単結晶合金のクリープ破断挙動に関する研究は主に中間温度域に限られていた。本論文では, 高温域におけるクリープ破断挙動を単結晶合金 NASAIR 100 を用いて詳細に調べた。

クリープ破断試験は, 引抜き法を用いて一方向凝固した軸方位が [001] から 10 度以内にある単結晶に, 1302°C \times 4 h, 空冷の溶体化処理を行い続いて 982°C \times 5 h \rightarrow 871°C \times 20 h の 2 段階時効処理をした試料について, 925°C と 1000°C で行った。熱処理後の組織は, 一辺が 0.25 μm の微細 γ' 析出粒子の均一分布で, デンドライトコア周辺に α -W の析出 (0.8 wt%) 及び 0.7% の Porosity が認められた。 γ と γ' の格子定数ミスマッチは, 室温で -0.3%, 1000°C で -0.8% であった。

定常クリープ速度, 破断寿命, 2 次及び 3 次クリープ開始時間等のすべてが外力の n 次式で表わされ, $\dot{\epsilon}_s$ の指数は 8 であった。1000°C では, 通常の 1 次クリープ曲線を示し定常クリープ域が寿命の大部分をしめていた。クリープの活性化エネルギーは γ' のオストワルド成長の活性化エネルギーと同等であった。1 次クリープ変形中に立方体 γ' が応力軸に垂直な方向に粗大化し, γ - γ' ラメラ組織が形成され, 転位のバイパス運動の大きな抵抗となつた。 γ' の剪断過程及び γ - γ' 界面に形成された不整合転位網との相互作用がクリープの変形抵抗になつていることが TEM 観察で明らかにされた。歪誘起によるラメラの厚さの増大が 3 次クリープを引起していた。破断は porosity に発生したクラックによるくびれが始まつた後に起つた。

925°C のクリープ曲線は S 字型で定常クリープ域が非常に短い。完全なラメラ組織は 2 次または 3 次クリープ域で形成された。変形は剪断過程が主体で, ラメラ組織の形成は強度上昇の効果がなかった。

(山縣敏博)