

抄 録

— 製 鋼 —

連続鋳造ピレットモールドの熱変形

(I. V. SAMARASEKERA, et al.: Metall. Trans., 13B (1982) 1, pp. 91~104)

ピレット用連続鋳造の銅製モールドチューブの熱変形を数値解析した。

板の曲げ理論により、モールドの変形量を2次元弾性モデルを用いた有限要素法で求めた。また、モールドチューブの横断面要素について熱膨張による変形量を求めた。これら2つの計算結果より、1) 熱膨張による変形量は曲げによる変形量より大きい。2) 板の曲げ理論によると、幾何学的拘束による曲げ変形で生じる応力が、局部的にモールド銅板の降伏応力に達する。ということが明らかになった。

そこで、3次元の弾塑性有限要素法を用いてモールドの変形を計算した。これによると、メニスカス部の下方約 90 mm の位置で、最大 0.1~0.3 mm の外側へのふくれが生じる。そして、この最大変形部より上側のモールドでは約 1~2%/m のネガティブテーパがあり、下側では約 0.4%/m のポジティブテーパがある。

鋳込中のピレット連鋳機において、モールド壁の変形量を変位計により測定した。これと計算値を比較すると、メニスカス部を除いてよく一致した。メニスカス部で一致しないのは、コーナ部がモールド壁面の中心部よりも温度が低く、全体として熱膨張が少なくなるためである。

実機モールドピレットのケーススタディを行い、モールド変形に最も大きな影響のあるモールド諸定数と操業条件を調べた。モールド壁の永久変形を引き起こす主な要因はモールド壁の板厚、冷却水流量、溶鋼レベルとモールドチューブの支持位置である。永久変形を防ぐにはモールド支持位置に対して溶鋼レベルを下げるか、モールドの熱膨張を吸収するように支持方法を改良すれば良い。操業条件では、冷却速度が最も重要である。冷却速度が上昇すると、モールド壁面温度と変形量がともに減少する。(戸澤宏一)

取鍋内ガス攪拌時有効粘性係数の推定式

(Y. SAHAI and R. I. L. GUTHRIE: Metall. Trans., 13B (1982) 1, pp. 125~127)

軸対象に取鍋内液体をガス攪拌する際の流れ解析に必要なバルクの有効粘性係数 μ_e の推算式を提案した。

従来、 μ_e (kg/m·s) は燃焼室内の空気と燃料の流れ解析の結果導出された Pun and Spalding の式

$$\mu_e = CD^{2/3}L^{-1/3}\rho^{2/3}(\dot{m}U_0^2)^{1/3} \dots \dots \dots (1)$$

が採用されていた。ここで、 D 、 L は燃焼室の直径および長さ (m)、 ρ はガス密度 (kg/m³)、 \dot{m} はガス質量流量 (kg/s)、 U_0 は入口ガス流速 (m/s)、 $C=0.012$ である。

しかし、(1)式の使用に際し次の問題点があつた。

1) ガスの総エネルギーの大部分を占めるポテンシャルエネルギーを考慮していない。

2) μ_e は U_0 すなわちノズル直径に依存するが、佐野、森らは、ジェットおよび気泡径がノズル直径に依存しないことを実証しており、 $\mu_e \propto U_0^{2/3}$ は疑わしい。

3) $\mu_e \propto D^{2/3}$ および $L^{-1/3}$ は、事実と反する。

4) 典型的な浸漬ガスジェットは、そのサイズによらず瞬時に液体物性に依存する安定した気泡径に分散するが、(1)式はこの物理的概念化がなされていない。

これらの問題点を解決するため、工業的規模のモデル実験で流れ観察を行い、またガスジェットエネルギーを $\rho_L(1-\alpha)gL\dot{Q}$ と近似し、 μ_e をより正確に推定する(2)式を提案した。

$$\mu_e = CD^{-1/3}L^{2/3}\rho_L^{2/3}[\rho_L(1-\alpha)gL\dot{Q}]^{1/3} \dots \dots (2)$$

ここで、 D は取鍋直径 (m)、 L は取鍋内液体深さ (m)、 ρ_L は液体密度 (kg/m³)、 α は気液共存域内気泡の容積比、 \dot{Q} は平均液体深さ、温度でのガス流量 (m³/s)、 g は重力加速度 (m/s²)、 C は 5.5×10^{-3} であり、Hsiao Hse-Chiang らが水モデル実験で得たガス上昇速度の値を使用し K-ε 乱流モデルによつて求めた平均 μ_e と(2)式から算出した。

D 、 L 、 \dot{Q} 、 ρ_L を変えて K-ε 乱流モデルにより求めた平均 μ_e は、(2)式で推算した値とよく一致した。

(2)式は流れ場の簡単な推定に使用でき、計算時間の単縮が可能である。(糸山誓司)

— 鋳 造 —

最終製品の連続鋳造法

(F. R. MOLLARD: J. Met., 34 (1982) 3, pp. 57~62)

極細線、線材および狭幅の鋼板などの最終成品を直接溶鋼から連続的に製造するプロセスは、従来の鋳塊製造・圧延プロセスに比較して極めて魅力的である。この新しいプロセスに関して米国と英国で提出されている特許を展望すると、近代的大型製鋼法の発展や積極的な冶金研究の進歩を背景として 1900 年と 1950 年に二つのピークが存在する。しかしながら 1975 年以降、この分野の特許は一つも出されていない。この理由は、小断面サイズの連続鋳造により高凝固速度で微細組織を有する材料が得られる利点があるものの、一方では、成品形状のコントロール性ならびに生産性の問題が残っているためである。

主要なプロセスについて、以下に紹介する。Upward casting は鋼浴面上に上部に水冷ジャケットを連結された黒鉛製鋳型を浸漬させ、鋳型内の一定位置にメニスカスが維持されるように大気圧の約 1/10 に減圧する。この方法での鋳造速度は、20 mm φ の線材のとき約 1 m/min である。Taylor process は極細線の製造に限られ、金属棒を封入したガラス管を垂直に置き、加熱コイルにより下端から金属棒を溶融させ軟化したガラス管を下方へ引張る。細線の直径は 50~100 μ が得られるが、ガラスに被覆されているため冷却速度は小さい。Melt drag casting や Melt extraction は、冷却され高速で回転するドラムや円板を溶融金属と接触させ線材や鋼板を製造する。10²~10⁴°C/s の冷却速度が得られる。

Melt spinning には各種の方法があるが、熔融金属がノズルを通つてジェットを形成し下方の冷却帯で急冷凝固する。冷却速度は $10^4 \sim 10^7 \text{C/s}$ である。Roll quenching は熔融金属ジェットを一对の冷却ロールで凝固させる方法で冷却速度が 10^8C/s でもつとも大きいと共に、ほかの方法に比較して表面や内部の健全な成品が得られる。

これらの方法によれば機械的・電気的・電子的・磁気的な各種分野での新材料開発の可能性が期待される。

(菅原 健)

連铸ピレットの製造に及ぼす鑄型挙動の影響

(I. V. SAMARASEKERA and J. K. BRIMACOMBE: Metall Trans., 13B (1982) 1, pp. 105~116)

ピレット連铸の操業・品質上の課題である rhomboidity とコーナー縦割れの発生防止対策に関しては、従来鑄型の変形・摩耗、鑄型とフットロール間のミスアライメント、非対称な二次冷却条件などの改善が行われている。しかしながら、これらの欠陥の発生機構について鑄造中の鑄型の熱的・力学的挙動とを結び付けて解析した研究はない。本研究は、鑄型銅板内温度分布および断続的ボイリングの発生に及ぼす操業条件の影響を定量的に求めると共に、断続ボイリングの発生が鑄型の変形挙動に与える影響を弾塑性有限要素法により解析しピレットの上記欠陥の発生機構と対策を明らかにしたものである。

鑄型銅板の熱伝達に関する従来の Savage-Pritchard の式によれば、冷却水側銅板表面温度は冷却水の沸点以下であり、冷却水路内でボイリングは生成せず、実操業への適用には限界がある。これに対して、本研究では強制対流伝熱とボイリング発生時の伝熱式の二つを導入して、銅板温度の広い範囲にわたつて熱伝達係数が求められるモデルを作つた。すなわち、冷却水側銅板表面温度が水の沸点に対して約 15°C のスーパーヒートを超える領域にボイリングを介しての熱伝達係数を適用させる。本モデルを使用して、ピレット連铸の操業条件下で伝熱解析を実行すると、メニスカス直下の銅板表面温度はボイリングの断続的発生に対応して $4 \sim 5 \text{Hz}$ の周期で振動を繰り返す。

この周期的なボイリングおよび熱サイクル現象は、鑄型の変形に直接影響を与える。特にボイリングが隣接する二面で同時発生し、ほかの二面では発生していない場合に銅板内の熱量がもつとも非対称な状態となり、弾塑性的に鑄型は菱形に変形する。rhomboidity が形成されると、メニスカス直下の凝固シェルには、鈍角コーナー側で大きな Air gap が形成され、熱伝達が小さくなる結果としてピレット表面が復熱し、その熱歪みによりコーナー縦割れが形成される。以上の解析結果から、ピレット連铸においてはボイリングの発生防止(冷却水の背圧・流速増加、冷却水側銅板表面の粗い仕上げ、銅板の薄肉化など)が肝要である。

(菅原 健)

— 性 質 —

4340 鋼のき裂発生に及ぼす水素源の影響

(R. A. PAGE and W. W. GERBERICH: Metall. Trans., 13A (1982) 2, pp. 305~311)

鋼の水素脆化において、水素があらかじめ鋼中に内在しているか、あるいは外部より侵入するかにより、水素割れが発生する位置と潜伏時間がどのように影響されるかを、切り欠き先端半径と関連させて調べた。

供試材として焼入れ焼もどし熱処理をした 4340 鋼を用い、切り欠き先端半径がそれぞれ 0.21, 0.95 及び 2.6 mm の 3 種類の CT 試験片を製作した。水素をあらかじめ含む試験片は、陰極電解により水素をチャージし、カドニウムめつきしてベイキングした。水素濃度は約 3 ppm であつた。CT 試験片を 0.1mm/s のクロスヘッド速度で、 $54.9 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の応力拡大係数になるまで負荷しそのまま保持した。水素をあらかじめチャージしない試験片に対して、0.1% 硫酸水 (pH 1.84) を切り欠き部に満たした。水素割れの発生は AE を用いて行つた。

水素をあらかじめ均一に内在させた試料では、水素割れは切り欠き底部の弾塑性境界付近に発生し、その発生までの潜伏時間は切り欠き先端半径に直線的に依存して増加した。これに対して、水素が外表面より侵入する試料では、水素割れは弾塑性境界よりずつと内側の切り欠き表面近くに発生し、その潜伏時間は切り欠き半径にほとんど依存せずほぼ一定であつた。

水素があらかじめ均一に試験片内部に分布している場合のき裂発生位置と潜伏時間は、応力に依存する臨界水素濃度の存在を含む短時間拡散フローモデルを組み込んで Troiano の水素脆化理論によつてかなり正確に予測することが可能であつた。しかし、この考え方は外部より水素が侵入する場合は適用できず、大きな表面濃度勾配の効果を見込んで Cherepanov の半無限線形スリットの先端における拡散方程式の解を用いることによつて潜伏時間を予測することができた。

(青木孝夫)

熱疲労によるき裂発生寿命予測への低サイクル疲労データの適用

(L. LUNDBERG and R. SANDSTRÖM: Scand. J. Metall., 11 (1982) 2, pp. 85~104)

高温プラントの起動、停止時や、稼動中に起こる温度変動は熱応力を発生させ、いわゆる熱疲労により構成機器にき裂の発生や破壊をもたらす。実験室的な熱疲労試験における温度、負荷履歴は実機のそれと、試験時間の関係で同じにすることはできず、非常に異なつたものになる。またひずみと温度を同時に変える熱疲労試験は一定温度下の試験よりも複雑である。したがつてこれまでは、熱疲労試験よりも一定温度下の低サイクル疲労試験がより多く実施されてきている。ここでは蒸気パワープラントに通常用いられる Cr-Mo 低合金鋼と 12Cr マルテンサイトステンレス鋼について、一部オーステナイトステンレス鋼や Ni 基超合金を含め、低サイクル疲労に関する文献データをとりまとめ、機器の熱疲労によるき裂発生寿命を予測するときに、低サイクル疲労データをどう用いるかについて解説している。

初めに、低合金鋼及びマルテンサイト鋼 8 鋼種について 41 件の文献よりデータを収集し、疲労寿命に及ぼすひずみ範囲、温度及び周波数またはひずみ速度の影響について述べ、ついでオーステナイトステンレス鋼、超合金を含め、低サイクル疲労におけるひずみ波形、ひずみ保持時間の効果について紹介している。そして保持時間

を有する低サイクル疲労の寿命予測法として、COFFIN による周波数修正ひずみ範囲-寿命関係、OSTERGRÉN による損傷評価法、MCLEAN, PINEAU らの粒界すべりによる損傷評価法クリープ・疲労累積損傷則、MANSON らによるひずみ範囲分割法を解説している。また、設計において問題となる低サイクル疲労や熱疲労に及ぼす切り欠き効果の扱いについて、GONYEA の考え方を紹介している。そして最後に、ひずみ範囲分割法の考え方を基にすると、低サイクル疲労データを用いて温度変動下の熱疲労寿命を評価することができることを示している。

(金澤健二)

引抜き加工後の軸受鋼の再結晶焼なまし

(G. A. KHASIN, et al.: Steel USSR, 11 (1982) 2, pp. 109~111)

ShKh 15, ShKh 15SG の 2 種の軸受鋼を冷間引き抜き後誘導加熱で軟化処理した際、圧下率の程度に関して硬化の機構、速度論を明らかにするため本実験を行った。

引き抜きした 2 種の軸受鋼の硬さは、圧下率 (ϵ) とともに増加し、特に $\epsilon=13\%$ まで増加の割合は大きい。 $\epsilon=4.5\sim 25\%$ で引き抜きされた 13~32mm の種々の直径の試料を誘導加熱したとき、試料の直径と無関係に硬さは $\epsilon\geq 12\%$ で引き抜き前の硬さまで減少した。

$\epsilon=8\sim 10\%$ で引き抜きした ShKh15 の試片を誘導加熱により 5 deg/s, 10 deg/s で 750, 780, 800°C のそれ

ぞれの温度まで加熱、そして保持後空冷したとき、軟化におよぼす温度、保持時間 (τ) の影響、および X 線回折により再結晶化過程を調べた。750°C において、昇温中に軟化は起らず、 $\tau=30$ s 程度で GOST 801-60 で規定する硬さより減少し、この保持時間で再結晶が開始した。780°C において、昇温中に軟化が生じ、 $\tau=15\sim 45$ s で最低の硬さに達し、 $\tau>45$ s で硬さは増加した(この増加は空冷によりソルバイト-トルースタイトの形成による)。 $\tau=30$ s 程度で再結晶はかなり進行した。800°C において、昇温中に引き抜き前の硬さまで軟化し、 τ とともに硬さは増加した(この増加は微細に分散した球状パーライトの形成による)。再結晶は、昇温中に完全に完了した。

以上の実験結果を実際の作業条件のもとで試験した結果より、通常の誘導加熱により完全に再結晶させるためには、軸受鋼材を最低 13% の圧下率で引き抜き加工後連続誘導炉中で 750~790°C まで加熱し 80~150 s 保持すべきであることがわかった。

さらに、焼なまし状態の試料、引き抜きした試料、再結晶焼なまし処理した試料の電気抵抗の測定結果は、誘導炉中での再結晶焼なまし処理において、ポリゴン化、回復、再結晶が同時に生じることを示していた。

(吉田和彦)

以下 p. 180 に続く

編集後記

▶ 昭和 58 年の新春を迎え、会員諸兄のご健康とご活躍を慶賀いたします。さて、現今の鉄鋼産業を取りまく周囲の情勢をみると、国際問題、経済摩擦など多難な時代を迎えていることを認めざるを得ない。このような時代こそ、日本鉄鋼業の真の力を示す時であろう。そのためには、現在まで育て上げた技術力に、さらに新しい創造力を加えて進めて行く必要がある。現存の設備および製品がいくら立派であつても数年を経過すれば古いものになる。これらの例は国の内外を問わず至るところに見られる。要は新しい創造を考え、進める人間がいるかどうかの問題であろう。そしてそのような人間がいる限り、技術の前進があると考えて間違いはないと思う。その意味で、日本鉄鋼協会の果たす役割はきわめて重要であり、学会誌としての「鉄と鋼」の責任は大きい。

編集委員会においても、昨年度に論文を 8 ページにまとめていただくこととし、また、編集のために必要な要項をつくり、解説など一般的な読みものと投稿論文を調和させて行くことに努力した。この方針は論文

数の増加とともに会員諸兄のご理解のもとに実施にうつされた。また、編集小委員会が活躍して興味ある内容が充実された。

一方、春秋の講演大会概要集は昨秋の北海道大会で最大のものとなり、講演数の増加とともに、最近では製鉄、製鋼、分析の第 1 分冊と加工、材料の第 2 分冊にまとめられている。また、多数の講演を行うための会場の問題も討議され、少なくとも東京では春の大会に 3 つの会場を確保することができたのは喜ばしい。

なお、企画委員会、編集委員会が中心になつて、「鉄と鋼」および「講演大会」に対してアンケートを取り、今後の新しい発展のための基礎づくりに役立てられることになつたのは時宜を得た処置として歓迎されている。

以上、昨年をふりかえつて新しい年に当たつて考えてみた。どうか、本年が鉄鋼の関係者にとつて新しい時代を切り開くための基礎づくりの年として充実した年であるよう祈りたい。

(K. K.)