

抄 録

— 製 鉄 —

鉄鉱石の直接還元

(M. SMALL: J. Metals, 33 (1981) 4, pp. 67~75)

製鋼メーカーは高品位で有益な鉄源として還元鉄 (DRI) に注目している。DRI は炭化水素系物質で高品位鉄鉱石 ($\text{Fe} > 60\%$, 脈石 $< 5\%$) を還元して製造される。工業的には4種類の反応器 (シャフト炉, ロータリーキルン, 流動層, レトルト炉) があり, 世界の年間生産能力は 3300 万 t (10 年以内には 5000 万 t と予想される) で, 高品位鉄鉱石と化石燃料に恵まれた地域に多い。

アメリカでは 1985 年に粗鋼の約 30%, 4500~4700 万 t の鋼が電気炉で生産されると予想され, スクラップの代替品として DRI が必要になる。DRI は電気炉で使用される場合, 不純物 (Cu, Ni, Cr など) の少ない鋼を製造するためには, 通常のスクラップよりは優れた品質をもっている。

しかし, 現在では, スクラップを用いた方が経済的であるので, DRI メーカーは幾多の努力をしている。天然ガスの欠乏のため石炭やその副産物が利用されつつあり, また, エネルギーコスト低減のため, (1) 生成ガスのリサイクルや (2) ガス予熱などが行われ, HYL-III の場合エネルギー消費量は 2.4 Gcal/t-DRI (通常炉は 3.4~4.8 Gcal/t-DRI) が報告され, 2.0 Gcal/t-DRI にむかつて削減されつつある。製造された DRI を消費地へ輸送する過程で DRI の品質を保持するため表面をコーティングしたり, あるいは DRI をブリケットにするなどの工夫をしている。

現在, DRI の 90% は電気炉で使用されている。電気炉装入物の 2% は DRI であり, 1985 年には 8% になると予想される。電気炉への連続装入は (1) 生産量の増加, (2) 高電力効率, (3) 電極消耗量の減少をもたらす。これらの努力と将来における良質なスクラップの欠乏により, この 10 年以内に現在の情勢 (DRI のスクラップに対する劣勢) は変化するであろう。

(片山英司)

連続式 HYL 直接還元設備の開発

(Metals and Materials: (1981) 5/6, pp. 45~48)

HYL 社は固定層方式の直接還元炉 (HYL-I) に代つて高圧移動層方式の HYL-III を開発した。1969 年に研究に着手し, 1974 年にパイロットプラントの建設, 1978 年に Monterrey 工場の既設の固定層炉を移動層炉に改造し, 1980 年 5 月に操業に入つた。

リフォーマーは HYL-I の旧設備をそのまま使用する。リフォーマーの発生ガスは H_2 量を多くして, 還元炉の還元効率を上げる。還元排ガスはリフォーマーに戻さないために触媒の劣化は少ない。

還元炉は上部の還元帯と下部の冷却帯, 炭化帯で構成される。還元帯では還元鉄の金属化率を, 冷却帯では C を各々独立にコントロールする。還元温度は 950°C に保ち, 還元速度の向上および製品の品質を保証する。高

圧 (4~6 kg/cm²) とガス-固体の向流接触により還元炉の効率を良好にする。還元炉のプロフィールが簡単のために装入物の降下は均一であり, クラスタ-ブローカーのような内部駆動部分は不要である。還元炉の排ガスは除塵後, リフォーマーや加熱炉の熱源に用い, また循環ガスとして加熱炉の入口でリフォーマーガスと混合して使用される。

塊鉄石やペレットの種類, 操業条件を変えて 65 回の試験操業を行い, プロセスの柔軟性, プラントの信頼性ともに満足な結果を得た。760 t/d (25 万 t/y) の設計基準に対して約 900 t/d を生産し, 還元鉄の平均金属化率は HYL-I が 87% であつたのに対し, 92% である。将来, プラントの立地条件やエネルギー効率を考慮して, 還元排ガスの循環利用方法や発電設備を検討している。HYL-III プラントはすでに 5 つのプロジェクトで 25 万 t~200 万 t/y 規模の建設計画が進んでいる。

(小板橋寿光)

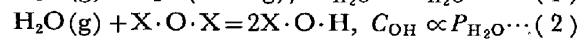
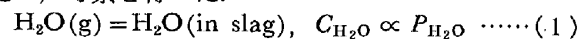
— 製 鋼 —

赤外線吸収法を用いたの焼入れスラグ中の水蒸気の存在形態に関する研究 ($\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ および $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$ をモデルとして)

(C. KÖHNKE and N. NOWACK: Arch. Eisenhüttenwes., 52 (1981) 7, pp. 271~273)

試料は白金るつぼに入れ, 885°C の種々の水蒸気分圧下で 6 h 溶解保持し平衡させた。平衡到達後銅製試料皿の上にあけて凝固させ, 窒素雰囲気中で粉碎した。この粉体を 10 kbar の圧力でプレスし 150 μm の厚さの試料とした。 $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$ では 3450 および 2720 cm^{-1} の波長で吸収が見られた。両者の波長とも水蒸気分圧に比例して吸収率が大きくなる。 $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ では, 3550, 3400 および 2950 cm^{-1} の 3 つの波長で吸収が見られた。前 2 者の波長での吸収率は水蒸気分圧に比例して大きくなるが, 3 番目の波長にはそのような傾向は見られなかつた。

スラグ中への水蒸気の溶解反応は次の 2 つである, と考えて, 考察を行つた。



ここで C はスラグ中の濃度, X は P または B である。

各吸収端での積分吸収量を $E_i (= \int E_{\nu} d\nu)$, 試料の厚さを d とすると, 次の式が成立する。

$$E_i/d = k_1 P_{\text{H}_2\text{O}} + k_2 \sqrt{P_{\text{H}_2\text{O}}} \dots (3)$$

ここで, k_1 と k_2 は試料によつて決まる定数である。

2 つの試料のそれぞれについて, 横軸を $P_{\text{H}_2\text{O}}$, たて軸を E_i/d としてプロットすると, $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$ は原点を通る直線となつたが, $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ は直線とはならなかつた。横軸を $\sqrt{P_{\text{H}_2\text{O}}}$, たて軸を $E_i/d\sqrt{P_{\text{H}_2\text{O}}}$ としてプロットすると, 2 つの試料とも直線となり, その傾きは同じ値となつた。後者のプロットの傾きから, (3) 式の k_1 は 2 つの試料とも $1.5 \times 10^5 \text{ cm}^{-2} \cdot \text{bar}^{-1}$ であること, たて軸の切片から $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2\text{B}_2\text{O}_3$ での k_2 は 0,

$\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{P}_2\text{O}_5$ での k_2 は $34\,000\text{ cm}^{-2} \cdot \text{bar}^{-1/2}$ であることがわかった。(雀部 実)

塩基性酸素製鋼：含酸化鉄スラグによる二元系および三元系溶鉄滴の脱炭

(T. GARE and G. S. F. HAZELDEAN: Ironmaking and Steelmaking, 8 (1981) 4, pp. 169~181)

転炉の脱炭に対する溶鉄エマルジョンの役割を明らかにするために、全鉄量 13% を含む 47%CaO-38%SiO₂-15%Al₂O₃ 溶融スラグ浴(温度は主に 1500°C)に 1.5g の Fe-C₂-Si₂-Mn₂-P₂-S 合金粒を滴下し、発生するガスによる密閉系 (2.4 l) 内の圧力変化を連続的に測定すると同時に、透過X線を用いて観察した。

Fe³⁺ を多量に含むスラグによる脱炭は下記の 5 段階に従って進行した。すなわち①導入期(反応は遅く、ガスの核生成期に相当する)②滴表面脱炭期(滴とスラグの界面からガスが発生して、滴全体が量をかぶつたようになる。スラグの泡立ちが激しい)③停滞期(炭素量が減少するにつれ量および泡立ちが減る)④滴内外核生成期(反応速度が再上昇し始め、ガスの核が滴内からも発生する。滴が分割することもある)⑤滴内部核生成期(泡成ちは減り、ガスを包含した滴が振動するのが観察される。

合金元素の影響としては、Si の酸化は脱炭よりも後に起こり、脱炭を加速した。Mn は脱炭にほとんど影響しない。P は初期から自身が酸化するために脱炭を遅滞する。S は炭素の活量を上げかつ表面活性なためにガスの核生成を容易にする結果脱炭が加速される。

以上の結果を浮遊溶解法を利用した滴のガス脱炭速度と比較して、転炉の脱炭速度をエマルジョンのみによるとして計算すると酸素ガス-メタル反応を仮定した場合の少なくとも一桁は小さい。また合金元素の酸化順序が本実験と転炉とで異なることから、少なくとも転炉吹錬の初期には、すべての酸化はガス-メタル反応により火点近傍のみで起こっており、後半においてもエマルジョンの利点は脱りんのみに限られ、スロッピング、鉄歩留り、泡立ち等、有害作用の方が大きい。これから酸素上底吹き吹錬の利点が容易に想像される。

(佐野信雄)

電気炉製鋼スラグのメスbauer分光分析

(E. RAMOUS, et al.: Met. Trans., 12B (1981) 2, pp. 403~407)

40 t 塩基性電気炉における酸化期の初期、中期、末期にスラグ採取を行い、急冷粉碎の後、常温でメスbauer分光を測定し(a)どのような鉄イオン種が存在するか。またこれらイオン種に対するスラグの組成および酸素ポテンシャル(Fe²⁺/Fe³⁺)の影響、(b)種々の鉄イオンの構造に対する酸性成分(SiO₂)、塩基性成分(CaO, MgO)等の影響、について調査した。ほとんどのスペクトルについてコンピューターを用いて波形分離を行い、この結果から、Fe²⁺ と Fe³⁺ の量比に対応する異性核シフト(IS) および Fe イオンの配置に対応する四極子モーメント分裂(QS) の各メスbauerパラメータを算出した。この結果スペクトルは 3 種に分けられる。まず①小さい QS で $0.15 < IS < 0.55(\text{mm/s})$ のもの。これは Fe³⁺ に対応する。② $0.1 < QS < 1.76(\text{mm/s})$ で $IS \approx 1$ のもの。これは、FeO-MnO-MgO

-CaO 固溶体中の Fe²⁺(Fe²⁺ox) に対応する。③ $2.0 < QS < 2.5$ で $IS \approx 1$ のもの。これはシリケートガラス中の Fe²⁺(Fe²⁺sil) に対応する。これらの結果を用いて、スラグ組成とスペクトルの関係について考察した。 $5 < \%(\text{SiO}_2) < 30$ では Fe²⁺sil は、 $\%(\text{SiO}_2)$ の上昇とともに増加する。また、CaO/SiO₂ の増加とともに Fe²⁺ox/Fe²⁺sil も増加する。Fe イオンの存在形態について(1) $25 < \%(\text{SiO}_2)$ では、Fe²⁺ox と Fe²⁺sil が両方とも存在する。(2) $10 < \%(\text{SiO}_2) < 25$ では Fe²⁺ox は $\%(\text{SiO}_2)$ に依存していない。(3) ライム飽和の $\%(\text{SiO}_2) < 10$ では、Fe²⁺ のほとんどが Fe²⁺ox である。との知見を得ている。さらに ELLIOTT らの a_{FeO} と Fe²⁺ox/Fe²⁺sil の間には密接な関係のあることを示した。

(前田正史)

連続鋳片の内部品質(凝固過程の欠陥の形成と防止)

(K. WÜNNENBERG and H. JACOBI: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 13/14, pp. 874~882)

内部品質の優れた連続鋳材であるためには、氧化物や硫化物の清浄性が良く、かつ内部割れ、中心偏析およびセンターポロシティが少ないことが必要である。鋳造方向に平行および垂直な内部割れは凝固前面に引張応力が働くことによつて生じる。内部縦割れは、鋳型出口でビレット、ブルームおよびスラブ凝固殻のコーナーや丸鋳片の凝固殻で縦方向の凹みを生じた位置に発生する。この割れを防止するためには鋳造鋼種成分を配慮して、鋳型内での鋳片の収縮量に合うように鋳型テーパーを設定することが重要である。丸鋳片はこの種の欠陥に対し特に敏感である。

内部横割れは湾曲型連続鋳機の矯正点において凝固殻に作用する矯正力とバルジングとの複合効果によつて発生する。すなわち、スラブの矯正は上面凝固殻に引張歪みを、また下面凝固殻に圧縮歪みを発生させ、さらにバルジングによつて上下両凝固殻の凝固前面に引張歪みが付加されて、この合成歪みは上面凝固殻の凝固前面において著しく増加する。この内部割れを防止するにはロール間隔の小さい設備構造とし、設備を許容値内に調整保守することによりバルジングを防止することが大切である。また圧縮鋳造を採用して、上面凝固殻内の引張歪みを圧縮歪みにシフトすることも有効である。

丸や角ビレットのように断面の小さい鋳片の中心偏析はクレーターエンドでブリッジングを形成して溶湯の供給が不足することによつて起こる。スラブのような大断面鋳片の中心偏析はローラーエプロン中を鋳片が移動していく際にクレーターエンドでの体積収縮を補償するように中心への残溶鋼の吸引流が起こつて発生する。低温鋳造や電磁攪拌により鋳片中心部を粒状晶化すると中心偏析やセンターポロシティが分散するので好ましい。

(木下勝雄)

— 鋳 造 —

特殊鋳鋼による鋳造金型の製造と評価

(P. R. BEELEY, et al.: Metals Technol., 8 (1981) 7, pp. 268~273)

鋳造金型は、金型形状の単純化と機械加工費の点から金型製造コストの低減につながるが、従来までの研究は主に、鋳造して使用される金型合金の利用にかぎられて

いた。

本金型鋳鋼はマトリックスが Fe-5Mo-17Ni-0.2Al-6Co-0.5Ti のマルエージ鋼で、5 wt% の NbC を分散させていることを特徴としており、鋳込直前に炉中に炭化物形成成分を添加して熔融状態で塊状炭化物の分散をはかる。鋳型による炭化物分散の影響を確認するため、通常の凝固と水冷銅板を用いての 1 方向性凝固を比較したところ、冷却速度は初晶炭化物サイズに影響するが、炭化物の体積率は比較的冷却速度に影響を受けないことが判明した。熱処理条件としては 900°C 空冷の溶体化処理後、500°C の時効処理を実施するが、熱処理による寸法変化は時効処理時にはほとんど起こらないことが実験により確認されたので、最終加工は溶体化処理後に実施可能である。造型方法は、寸法・表面仕上・細かな表面細部の再現の点からショウプロセス法が採用された。

自動車用ユニバーサル・ジョイント・スパイダー用金型を 7 とおりの試験条件で鋳込みを実施し、その中の 1 組は工業的な鍛造試作に供せられた。型の寸法は O-2% の収縮で十分鍛造用に使用でき、また、プラスト処理後では表面の異物や目に見える酸化スケールは除去されていた。表面粗さは 0.6~4.5 μm でマイクロ組織はマルテンサイト中に共晶炭化物と角ばった初晶 NbC 粒子の分散からなっており、表面からの深さ・鋳込み時の鋳型の Ar 処理により、組織・硬さに差が認められた。機械的特性において、衝撃試験の結果では、使用条件を満たしている型鋼 (BH 13) と比較して良好であり、引張試験でも Hounsfield 試験片で破断応力 844 MN m⁻² (室温)、664 MN m⁻² (300°C) を示した。工業的な鍛造試作では、早期破壊や変形もなく最終的に 10 250 個の部品を成形でき、通常の型鋼材の点からみて寿命は満足できるものであった。(原 隆三)

— 性 質 —

焼入れ焼もどし中炭素鋼の破壊挙動に及ぼす水素の影響

(J. E. COSTA and A. W. THOMPSON: Met. Trans., 12A (1981) 5, pp. 761~771)

焼入れ焼もどしを行つた 1045 鋼の破壊に及ぼす水素の影響を調べるため、水素をチャージ (3 ppm) した試片とチャージしない試片に対して、引張、圧縮、シャルピー、および切り欠き付 4 点曲げ試験を室温で行つた。

引張試験において、水素による延性の減少が認められ水素をチャージした試片では粒界破壊 (IG) の量が増加した。曲げ試験において、水素をチャージした試片では、き裂の発生する荷重はチャージしていない試片より大幅に減少し、さらに明確な焼もどしマルテンサイトぜい性 (TME) が認められなかつた。それ故、水素の影響は TME の影響をかなり遮蔽する。すなわち、これは水素がき裂の発生過程における支配的因子であることを示している。水素をチャージした試料では破壊の大部分は IG であるが、最大法線応力の作用する部分 (切り欠き底の下部) に粒内擬へき界破壊 (QC) が局在し、この部分に mode I のき裂が観察され、さらに切り欠き底では mode II のき裂が認められた。擬へき界面上のテアリッジはマルテンサイトラス境界にあつた。このことより、水素をチャージした試料では QC が先に生じ、そ

の結果 mode I のき裂が最大法線応力の部分に発生する。それ故、水素は粒界破壊との競合において擬へき開破壊の核形成を促進すると考えられる。

水素をチャージしていない試片では、mode I のき裂が切り欠き底で発生し、また破壊様式は粒界破壊であつた。また、水素ぜい化割れが切り欠き底の下方部分において 3 軸応力の最大になる部分で発生するという上述の結論は、 σ_{nom}/σ_y (σ_{nom} : 曲げ試験における法線応力、 σ_y : 圧縮試験における降伏応力) の比が水素をチャージした試片では 1 以下 (これは切り欠き底の下方部分において塑性変形がほんのわずかししか生じないことを意味する) であるという実験結果を支持するものである。

(吉田和彦)

ハッドフィールドマンガン鋼における加工硬化の機構 (Y. N. DASTUR and W. C. LESLIE: Met. Trans., 12A (1981) 5, pp. 749~759)

ハッドフィールドマンガン鋼の著しい加工硬化の機構について調べるため、-50~600°C と 10⁻⁵~10⁻² S⁻¹ のひずみ速度の範囲で引張試験を行い、動的ひずみ時効 (DSA) と静的ひずみ時効 (SSD) の実験を行なつた。試料の成分は 1.13% C-11.4% Mn-0.2% Si-0.17% Ni-0.16% Cr-0.08% Mo、熱処理は水じん処理を行い粒度 3~4 (ASTM) の均一な γ 相にした。

-25~300°C で DSA の特徴であるセレーション、流動応力の逆ひずみ速度依存性、高い加工硬化率が示された。セレーションのひずみ速度-温度領域が決定され、セレーションの出現と消滅に対する活性化エネルギーはそれぞれ 104 kJ/mol、146 kJ/mol であつた。-50°C では非常に多くの双晶が形成されたが、加工硬化は低く、また 225°C 以上では双晶がまったく形成されないにもかかわらず、加工硬化は高かつた。300~400°C で DSA の停止のため加工硬化は減少し、400°C 以上で炭化物の析出のため再び増加した。300~400°C における SSD の活性化エネルギーは 138 kJ/mol であつた。この値は、セレーションの出現、及びハッドフィールド鋼の炭素の体拡散における活性化エネルギーにほぼ等しい。

高 Mn 鋼の内耗は、置換型の Mn 原子によつて八面体位置がひずまされるために生じる C 原子の応力誘起規則化に起因することが知られており、この規則化は転位心中で容易に起こる。また、Fe-Mn-C 合金において、Mn はオーステナイト中の C 原子の活量をかなり減少させることが知られており、これは転位をピン止めする点欠陥対を生じさせるに必要な Mn-C 間の引力を示している。

この既知の結果と本実験結果より、双晶の形成がハッドフィールドマンガン鋼の著しい加工硬化の原因ではなく、Mn-C 対の C 原子の転位心中での再配列によつて生じる動的ひずみ時効が主原因であると結論される。

(吉田和彦)

軸受鋼の転動接触疲労による非金属介在物周辺の組織変化

(P. C. BECKER: Metals Technol., 8 (1981) 6, pp. 234~243)

軸受鋼の非金属介在物が、転動疲労損傷と相関があることが報告されている。近年、真空脱ガスなどにより非

金属介在物が顕著に減少した。その結果初期損傷は減少したが、その寿命の分布は従来のもので損傷の周囲には酸化物や窒化物を伴っている。本論文では、このような介在物の周辺に発生する翼状のバタフライに注目し、組織の区分や形成機構について透過電子顕微鏡の観察などから検討を行った。供試材は、SAE 52100 鋼を使用し、熱処理は球状化焼なまし後 860°C で油冷、160°C で焼戻しを行った。疲労試験は、SKF-R₂ 耐久試験機で面圧 3 280 MPa、回転数 6 000 回/min、潤滑は Vitrea-33 油で 50~55°C で行った。試験後 10⁹ 回以上の供試材について選び出し調査した。

光学顕微鏡の結果からは、バタフライは軸受軌道直下の最大剪断応力付近に、介在物を中心として、軌道に 45° の方向に翼のように両方向に広がり、その界面には多くの微細クラックを伴っている。硫化物で包まれた酸化物系介在物については、このバタフライは観察されなかった。またその大きさの一例として翼の長さは 100 μm、その深さは 65 μm であった。

透過電子顕微鏡観察の結果は、基地のマartenサイト非常に細かな粒子の集合が指のように整列して現れているのが観察された。この細かな粒子は、制限視野観察の結果、フェライトで、この中に炭化物は含まれていない。この粒子は約 10 nm であり、周辺の炭化物は 7 nm であった。

以上のことから、バタフライの生成要因は次のごとく考えられる。最大応力部でのマartenサイトは、かたい非金属介在物や、前から存在するクラックの周辺で応力が集中するためマartenサイトより炭化物が析出し、炭化物とフェライトに分離する。これが高応力下で超微細フェライトとなる。バタフライの翼は、常にクラックを伴い、おそらくこれらのクラックを起点としてクラックや翼が共に成長するのであろう。(廣松秀則)

V, N を含んだ高強度低合金鋼の析出強化におよぼす圧延条件の影響

(R. K. AMIN, et al.: Metals Technol., 8 (1971) 7,

pp. 250~262)

高強度低合金鋼の析出強化におよぼす圧延条件および V, N の影響を調べたもので、供試材としては 0.08% C-0.9%Mn 鋼を用い、N 量を固定し、V 添加量を変化させたシリーズと、V, N の両方を変化させたシリーズの二種類を用いている。試料は 1 300°C, 1 150°C, 1 000°C で再加熱し、その後 1 200-1 250°C, 900-950°C, 700-750°C の温度で圧下率 20% または 50% で圧延を行ったのち、900-950°C, 700-750°C で 100 s または 1 000 s 保ち、室温まで 400 K/min で冷却した。析出強度の度合は、同じ粒径を持った析出強化されていない試料との硬さの差 (ΔH)P で判定した。

一定の V 量のもとで最大の析出強化を得るためには、オーステナイト状態で V, C, N が固溶していることが望ましい。またオーステナイト状態で圧延などによつて生じる歪み誘起析出を極力抑える必要がある。しかしこの析出は再結晶や粒の成長を制御する場合には重要である。

成分的には VC の化学量論的組成のもとで析出強化は最大となるが、これは主として、VC が析出強化に寄与することを示している。N は Al と親和力が強いが、オーステナイト状態で圧延されると歪み誘起析出によつて VN が優先的に析出し、析出強化を低下させる。しかし、その後 VN が AlN にとつてかわると VC が生じる。強化に寄与する析出は主として $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中に生じるが、焼もどしの際のフェライト中での析出によつても強化が起こる。

本実験の V 添加鋼と従来の Nb 添加鋼との結果を比較すると、最適な加工熱処理を加えた場合、添加量が同じならば Nb 鋼の方が大きい。しかし Nb(C, N) はオーステナイト中で、たやすく歪みによつて析出が誘起されることから、この強化はこの析出による粒成長抑制に起因すると考えられる。これは、VC, VN でも同様の効果があることを示唆している。(村上雅人)

コ ラ ム

製管の歴史(2)

—ピルガー圧延機の開発—

マンネスマン穿孔法の開発による傾斜ロールのアイデアのなかには現在も生かされているものが多いが、1885 年にマンネスマン法が生まれてから傾斜ロールに対して過大な期待がよせられ、薄肉管を穿孔しようとして種々な試みがなされたが当時としては困難であることがわかり、穿孔後に別の圧延機で薄肉にする方式がよいことになった。そして、1891 年にピルガー圧延法の基本特許が発表された。

傾斜ロールで穿孔された素管に対して、前進と後退の運動をあたえ、断続的にロールと心金によつて圧延され、順次、素管の全長を延ばす。前進と後退をくりかえしながら圧延される様子が、ちょうど Echte-wacht 町のカトリックのお祭の行列において、信徒た

ちが 3 歩前進、2 歩後退の行進をするのとよく似ているところから、Reuleaux 教授によつて“Pilgerschritt” (お百度) という名前がつけられた。

最初の特許では、素管を中空の長い心金を用いて圧延する方式で、その後、心金を短くして円錐形にしたものも考えたり、周囲に 2 個の溝型をもつたロールの図面もあるが、最終的にはロールに 1 個の溝型をもち、心金はストレートの形式のものが熱間ピルガーの主力となつている。また、自動送り装置や 90° 回転方式などもいろいろと考察された。1892 年にはプラネタリー式の遊星型ロールも図面がつくられている。

現在、欧州には熱間ピルガー圧延機が稼働しているが、日本にあつた一台は停止した。なお、コールド・ピルガー圧延機はステンレスパイプや非鉄管の圧延で活躍している。(大阪大学工学部 加藤健三)