



日本鉄鋼業における独自技術の開発と現在-17

高品質・高速丸ビレット連続鑄造技術の開発

Development of High Quality and High Speed Round Billet Casting Technology

川本正幸 住友金属工業(株) 総合技術研究所
 Masayuki Kawamoto 部長研究員
 塚口友一 同上 主任研究員
 Yuichi Tsukaguchi

1 はじめに

1997年(丸ビレット連鑄機が稼働したのは1996年8月。シームレス鋼管ミルが稼働し、直結ラインが稼働したのは1997年2月)に、世界で初めての鋼のシームレス鋼管ミルと丸ビレット連続鑄造機が、直線上に配置されたプロセスが、住友金属工業(株)和歌山製鉄所で稼働した^{1,2)}。住友金属工業(株)における、丸ビレットの連続鑄造に関する開発は古くから実施されており、その歴史は1949年にまで遡る。しかしながら、丸ビレット連鑄機の実用化は、1950年代後半に鋼の連続鑄造技術が導入された後も、1970年代後半から1980年代前半まで待たなければならなかった。住友金属工業(株)では1985年にスラブ連鑄機を改造した丸ビレット連鑄機を稼働させた。一方、日本鋼管(株)京浜製鉄所(現JFEスチール(株)東日本製鉄所京浜地区)は、丸ビレット専用連鑄機を1982年に建設した。海外では、1978年にSIDERCAが、1982年にHKMが丸ビレット連鑄機を導入した。

住友金属工業(株)における丸ビレット専用連鑄機の建設は1996年まで待たなければならなかったが、それまでに蓄積した技術を結集して、鋼種制約が無く、高速鑄造、無検査、無手入れを実現することを前提とした丸ビレット連鑄プロセスを完成した。本解説では、難鑄造鋼種の鑄造技術開発、高速鑄造による高生産性技術、シームレス鋼管ミルへの直送が可能な無欠陥丸ビレット連続鑄造技術について紹介する。

2 住友金属工業(株)における丸ビレット連鑄技術開発の歴史

図1に、下川による丸ビレット連続鑄造実験の装置図を示した³⁾。この実験が、我が国における鋼の連続鑄造実験の最初であったと言われている。この実験は、我が国で鋼の連続

鑄造が稼働する以前であるので、技術的には未熟なものであった。しかしながら、シームレス鋼管の素材の丸ビレットを、連続鑄造で直接製造することは、住友金属工業(株)にとっては長年の目標であった。

矩形鑄型による連続鑄造が実用化するなかで、和歌山製鉄所第2スラブ連鑄機の鑄型とローラーエプロンの一部を丸ビレット用に改造し⁴⁾、丸ビレット連鑄技術の開発を開始した(1981年)。この技術は、1985年から商用生産に移行し、本操業を通して、丸ビレットの初期凝固の不安定さ、中心キャビティの生成などの課題が明確になり、1996年に丸ビレット連続鑄造機を建設するための多くの技術開発が実施された。

3 丸ビレット連鑄、シームレス鋼管ミル直結プロセス

住友金属工業(株)では、和歌山製鉄所のリフレッシュの目玉として、製鋼工場、丸ビレット連鑄機、シームレス鋼管

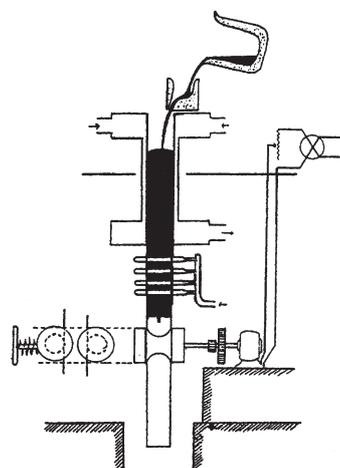


図1 住友金属工業(株)での丸ビレット連鑄実験装置¹⁾

ミルを直線上に配置した、製鋼—シームレス鋼管ミル直結製造プロセスを稼働させた。図2に和歌山製鉄所の配置図を示す。このように、直線配置にすることによって、従来の大断面矩形ブルーム連続機、分塊圧延機、シームレス鋼管ミルの工程が、1/3 (60日→20日) まで短縮された。このプロセスには、設計当初から、手入れならびに検査の工程は考えられておらず、欠陥の無い丸ビレットを製造することを前提とする斬新なものであった。

丸ビレット連続機設備の概略を図3に、主な仕様を表1に示した。製造された丸ビレットは、トーチによって所定の長さに切断された後、直接、もしくは自動倉庫を経由して、加熱

表1 丸ビレット連続機の仕様

		仕様
ヒートサイズ		210t/heat
鑄型サイズ		φ 191, φ 225, φ 310, φ 360
マシンタイプ		湾曲型
湾曲半径		10.5m
ストランド数		6 ストランド
鑄造速度		最高3.0m/min
タデイッシュ	容量	50 tons
	ヒーター	プラズマツイントーチ
	再使用	熱間再使用
鑄型オシレーション		油圧オシレーター
鑄型電磁攪拌		最大 0.5 T

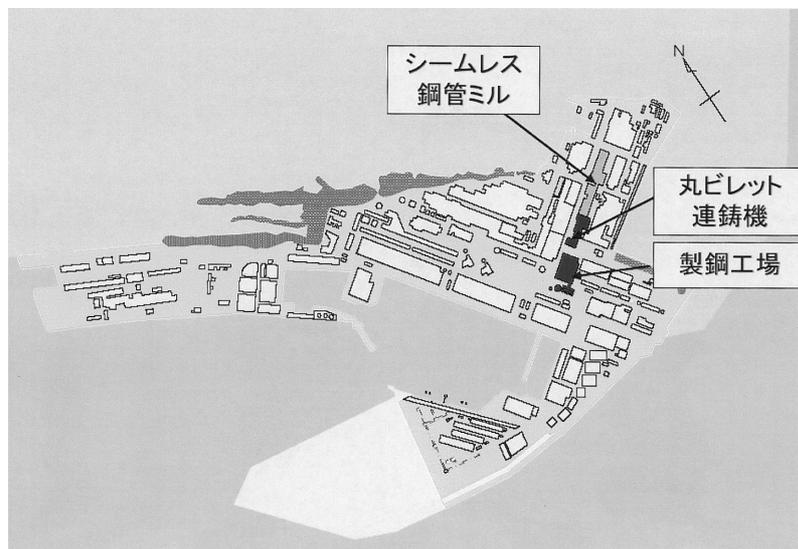


図2 製鋼工場・丸ビレット連続機・シームレスミル直線配置

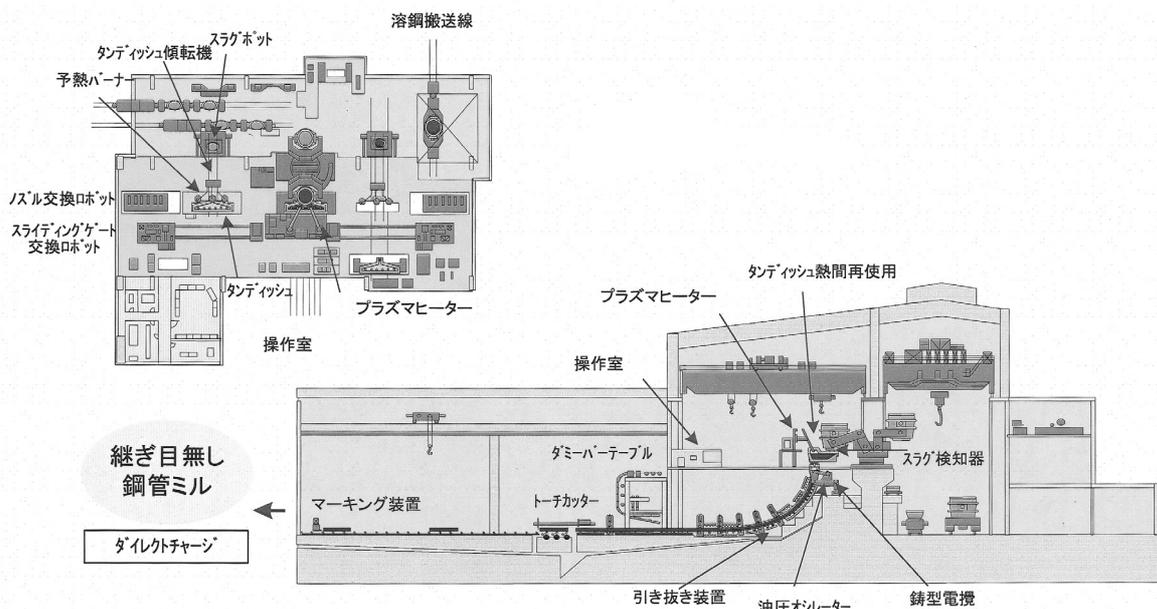


図3 丸ビレット連続機概略

炉に搬送される。ビレットはローラーテーブルによって自動的に搬送される。

丸ビレット連铸機はシームレス鋼管の材料全ての鋼種を、4つのサイズの铸型を用いて铸造を行う。铸型サイズ(ビレット公称直径)は、191 mm、225 mm、310 mm、360 mmである。通常の丸ビレット連铸機は、製造される鋼管のサイズに応じて多くのサイズの铸型を有する 경우가多いが、住友金属工業(株)においては、高交叉角拡管穿孔製管技術の開発によって、4つのビレットサイズから全てのサイズのシームレス鋼管を製造することが可能である⁵⁾。

丸ビレット連铸機は、生産性の確保から、6ストランドマシンとした。小径サイズの191 mm ϕ 、225 mm ϕ については、断面が小さいので、2 m/min以上の高速铸造技術の開発を行った。

また、耐火物コスト低減のために、タンディッシュ熱間リサイクル法を採用した。タンディッシュは、铸床において排滓され、冷却することなく、マニピレーターによってスライディングゲートの交換、浸漬ノズルの交換が実施される。再使用回数は400heat以上に達し、大きな合理化効果を発揮している。

さらに、铸型の振動装置には、表面品質改善のために油圧式振動装置を採用した。これによって、オシレーションストロークを、鋼種毎に最適な値に設定することによって、360 ϕ の1 m/min程度の低速铸造から、191 ϕ の3 m/minを超える高速铸造が可能となった。また、等軸晶率の確保を目的として、铸型内電磁攪拌装置を設置した。さらに、铸込み中の温度補償を目的として、タンディッシュにプラズマヒーターを設置した。

4 丸ビレット連铸技術の課題

4.1 初期凝固安定化技術

丸ビレット連铸においては、矩形铸型の場合と異なり、静鉄圧によって外側へ凝固シェルが変形しにくいので、铸型と凝固シェルとの接触が不均一になりやすいという問題がある。また、初期凝固シェルが収縮する際に、凝固シェルが座屈変形しやすいという問題もある。このように铸型と接触がわるかったり、一旦座屈変形によって、铸型と凝固シェルとの間の距離が不均一になった場合、円周方向に大きな不均一を生じてしまう。この際、铸型から離れた部分は凝固シェルも薄く、温度も高いので、容易に破断したり、割れたりするためにブレイクアウトの原因となる。丸ビレット連铸機における不均一初期凝固シェルの例を図4に示した。この中でも、特に包晶領域においては、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態が固相線の直下で起こるために大きな座屈変形が生じる。

4.2 軸芯割れ

丸ビレット連铸の場合、最終凝固の位置が中心の1点になるために、中心キャビティが発生しやすく、復熱によって引っ張り応力が発生すると軸芯割れが発生したりする。特に、低炭素鋼、ならびに低炭素Cr含有鋼については、 δ 相の強度が γ 相よりも低いという理由から軸芯割れが発生しやすく、丸ビレット連铸機での铸造は困難であった。矩形の铸片の場合は、圧下などの対策をとることも可能であるが、丸ビレットの場合は、シームレス鋼管ミルから真円度を要求されるために、その適用は難しい。軸芯割れの例を図5に示した。

5 初期凝固技術の開発

5.1 铸型テーパの改善

凝固シェルと铸型との接触を良好に保ち、均一に冷却するためには、铸型を鋼の凝固収縮に合うように縮径することが必要である。矩形铸型の場合には、凝固シェルの各辺は外側に凸上に変形するために铸型と凝固シェルは良く接触する。丸ビレットの場合は、もともとの形が外側へ膨らんだ安定した形状になっているために、これ以上外側に膨らむことは少ない。したがって、铸型の内径を凝固収縮に合うように縮径

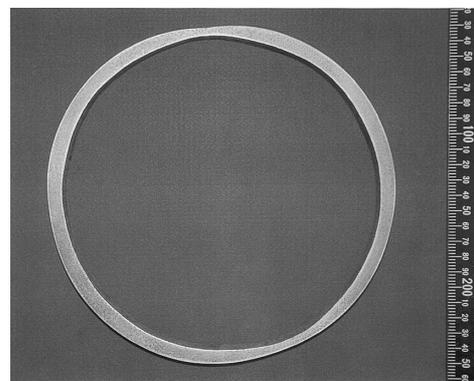
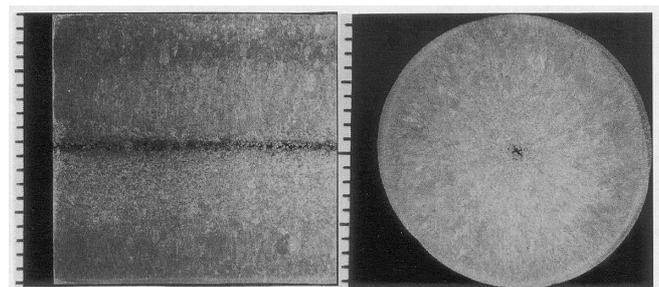


図4 丸ビレットの不均一凝固シェル



(a) 縦断面 (b) 横断面

図5 軸芯割れの例(低炭素1mass%Cr鋼)

して接触させるようにしなければならない。

本開発では、FEM 計算によって、変態を考慮した凝固シェル
の収縮量を見積もり、その収縮量に対応して鑄型の内
径を縮径させる方法を採用した。

言い換えると、直線テーパーの場合は、どうしても凝固
シェルと鑄型との間に空隙が生じるために冷却が不均一に
なるが、マルチテーパーでは理論上、凝固シェルの収縮に合
致する。

鑄型の中で凝固シェルが外側に向かって変形しにくい丸ビ
レット連鑄において、鑄型と凝固シェルとの接触を補償す
るためには、鑄型の収縮量に合致するマルチテーパー技術が必
要であると言える。

5.2 モールドフラックスの開発

丸ビレット連鑄機は、亜包晶鋼を含む、低炭素鋼から高炭
素鋼までを鑄造しなければならないこと、191 mm φ、
225 mm φ の小断面鑄造の場合には、2.0~3.0 m/min の高
速鑄造が必要なこと、上述した通り、鑄型と凝固シェルとの
間に空隙ができやすいことから、均一に流入し、かつ緩冷却
のモールドフラックスが必要である。

また、丸ビレット連鑄機の場合、中心部の等軸晶率確保を
目的として、鑄型内における電磁攪拌を実施している。円形
断面鑄型において電磁攪拌を実施すると、遠心力が発生し、
そのためにメニスカスの形状がすり鉢状になり、溶融した
モールドフラックスが中心部に移動し、鑄型近傍で溶融層厚
さが薄くなるという問題が発生する。図6に、実測した溶融
層厚さの分布とモールドフラックスの粘度との関係を示した⁶⁾。
低粘度の場合は、溶鋼の回転速度との速度差が大きくな
って、溶融フラックスが中心部に偏るが、高粘度の場合は
溶鋼の回転の影響を受けて溶融フラックスも遠心力を受ける
ために、比較的溶融層の厚さが均一になる。

一方、丸ビレット連鑄の場合には不均一凝固が生じやすい

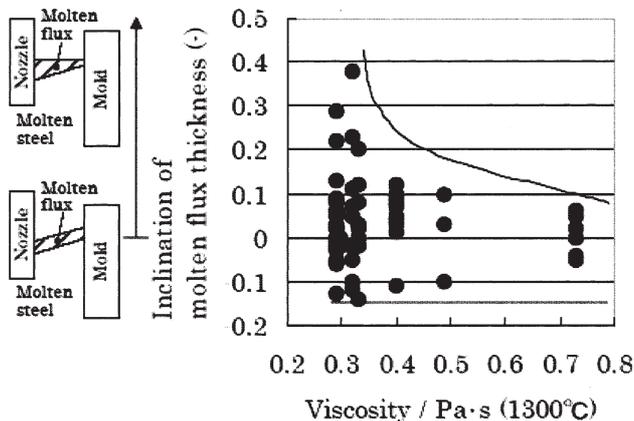


図6 溶融層厚さ分布に及ぼすフラックス粘度の影響

ために、モールドフラックスには、緩冷却の能力を具備しな
なければならない。通常、モールドフラックスに緩冷却機能を
具備させるためには、Cuspidine ($3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot \text{CaF}_2$) の析
出を狙って、塩基度を高める方法が普通である。しかしなが
ら、高塩基度のフラックスは、シリケートのネットワークを
分断するために、流動単位が小さくなり、低粘度になること
を防ぐ手だてがない。すなわち、従来の技術においては、高
粘度と緩冷却を両立させることはできなかった。著者らは、
Cuspidine 以外の結晶析出に着目して、低塩基度・高粘度の
丸ビレット連鑄用のモールドフラックスを開発した。化学成
分ならびに物性値の代表例を表2に示した。このモールドフ
ラックスにおいて主に析出する結晶組成は、Akermanite
($2\text{CaO} \cdot \text{MgO} \cdot 2\text{SiO}_2$) であった。

6 軸芯割れ防止技術の開発 (FCR法の開発)

Grill⁸⁾は凝固末期のクレーターエンド近傍でスプレー冷
却することによって軸芯割れを防止できることを示した。こ
の知見に基づいて著者らは低炭素鋼、ならびに低炭素Cr含
有鋼に発生する、軸芯割れ防止を目的としてFCR法 (Final
Stage Compressive Cooling Process for Round Billet) の
開発を行った⁷⁾。

2次元のFEM解析を263 mm φ のビレットの条件で実施
した。まず最初に、凝固計算によって温度分布を計算した。
凝固末期冷却条件としては、12L/min のエアミストスプ
レーにおける冷却を仮定した。凝固末期冷却を行わない場合
と、凝固末期冷却を行った場合の温度分布を図7、8に比較
して示した。凝固末期冷却を実施した場合の表面温度はス
プレー冷却によって低下した。これらに対応して凝固末期冷
却を実施しない場合と、凝固末期冷却時の円周方向の応力分
布を図9、10に示した。凝固末期冷却を実施しない場合はビ
レット中心近傍 (23.5 mm 直径) においては引っ張り応力で
ある。これに対して、凝固末期冷却を実施した場合にはビ
レット中心近傍 (23.5 mm 直径) においては圧縮応力である。
これらの結果から、凝固末期冷却法が軸芯割れを防止できる
メカニズムが理解された。凝固末期冷却法の概要を図11に
示した。凝固末期冷却を実施しないと中心近傍に引っ張り
応力が発生するので、最終凝固点近傍において、ビレット中心

表2 モールドフラックスの化学組成、物性値の例

CaO/SiO ₂	Al ₂ O ₃	MgO	F	粘度(1300°C)	凝固点
0.85	4.6	8.0	2.0	0.55Pa·s	1205°C
mass% mass% mass%					

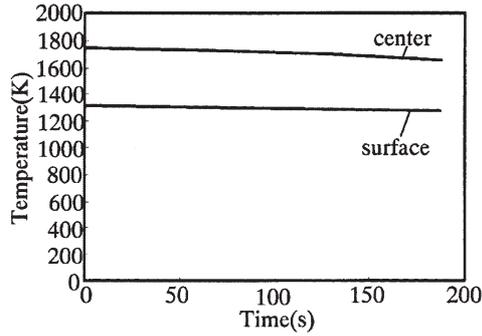


図7 温度の変化 (FCR非適用)

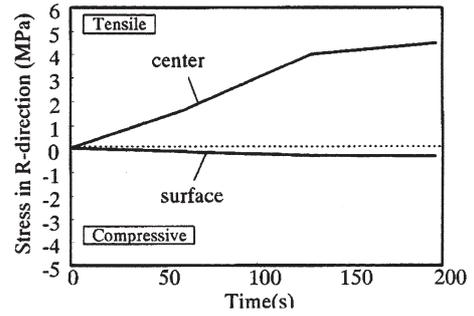


図9 半径方向の応力変化 (FCR非適用)

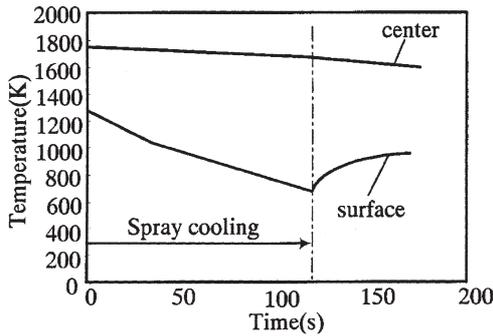


図8 温度の変化 (FCR適用)

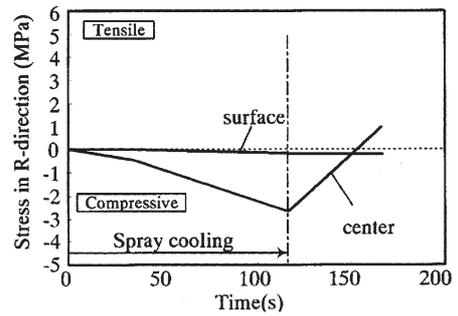
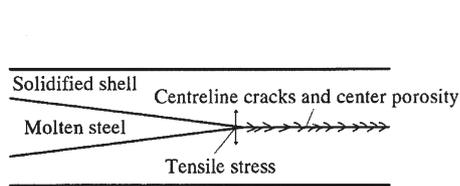
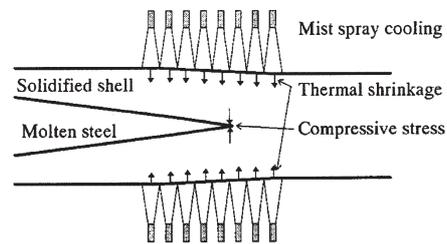


図10 半径方向の応力変化 (FCR適用)



(a)FCR非適用



(b)FCR適用

図11 FCR法の概要

に軸芯割れを発生させる。凝固末期冷却を実施した場合には中心近傍に圧縮応力が発生するために軸芯割れは発生しない。

191 mm ϕ の低炭素2 mass%Cr鋼のマクロ組織を図12に示した。凝固末期冷却を実施しなかった場合は、軸芯割れが観察された。一方、凝固末期冷却を実施した場合には、軸芯割れは観察されなかった。このように、凝固末期冷却は軸芯割れの防止に、顕著な効果がある。

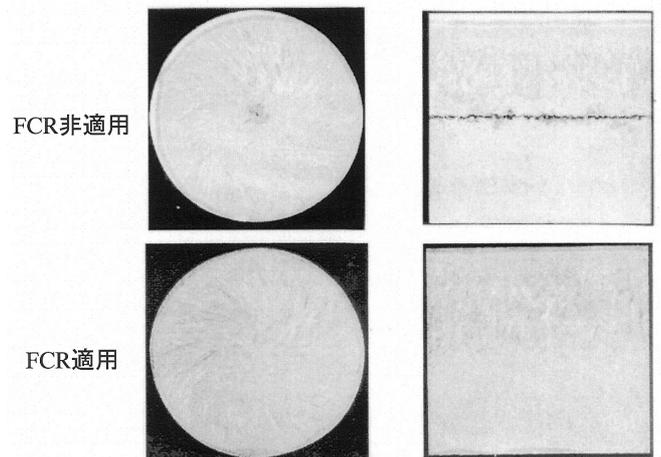


図12 FCR法の効果 (低炭2mass%Cr鋼)

7 まとめ

鑄造後の検査、手入りを省略でき、鋼種限定のない高品質・高速丸ビレット連続鑄造技術の概要を述べた。主な内容は、以下の通りである。

- (1) 凝固・変態収縮に合う鑄型テーパーによって(マルチテーパーの採用で)、凝固シェルと鑄型との接触を良好に保ち、均一冷却化が可能となった。
- (2) 低塩基度・高凝固点モールドフラックスによって、均一流入、緩冷却化が図られた。このモールドフラックスによって亜包晶鋼、中炭素鋼をブレードアウト無しに、高品質・高速で鑄造することが可能となった。
- (3) 凝固末期冷却法 (FCR法) によって、低炭素鋼、低炭素Cr含有鋼の軸芯割れが防止できた。その結果、これらの鋼種も丸ビレット連鑄機で鑄造することが可能となった。
- (4) 高品質・高速丸ビレット連続鑄造技術の開発によって、シームレス鋼管ミルとの無手入れ直送、同期操業が可能となった。

参考文献

- 1) 平田敦嗣, 辻田進, 白石愛明, 岩田勝吉, 佐藤光信, 南之園信竹: 材料とプロセス, 10 (1997), 243.
- 2) 塚口友一, 森啓之輔, 南之園信竹, 白石愛明, 佐藤光信: 住友金属, 50 (1998) 2, 59.
- 3) 下川義雄: 扶桑金属, 1 (1949) 1, 1.
- 4) 吉田圭治, 永幡勉, 友野宏, 木村和成, 辻田進: 鉄と鋼, 67 (1981) 8, 1317.
- 5) 大河内賞受賞業績報告書 第50回 (平成15年度), 新世代中径シームレス鋼管製造技術の開発, (2004.4.30), 57-67.
- 6) Y. Tsukaguchi, M. Kawamoto, K. Okamura and A. Hirata: ICS Proceedings - 2005, 903.
- 7) A. Hirata, H. Hayashi, M. Kawamoto, K. Iwata, Y. Tsukaguchi and A. Yamanaka: ISS Tech 2003 Conference Proceedings, 701.
- 8) A. Grill: Ironmaking and Steelmaking, 6 (1979) 2, 62.

(2006年10月17日受付)