

鋼はどのように造られるか

—製鋼プロセスの紹介—

池田隆果
Takami Ikeda

住友金属工業(株) 総合技術研究所 上席研究主幹

How Steel Is Produced ? —An Outline of the Steelmaking Processes—

1 はじめに

1856年Bessemerは溶けた銑鉄を入れた容器(転炉)の底から空気を吹き込んで脱炭し、溶けた鋼を作ることに成功した。鋼の大量生産への道を開いた近代溶鋼法の誕生の瞬間である。これに続いて、スクラップなど冷たい鋼を溶かせる平炉、高りんの鉄鉱石からつくった銑鉄を脱りんできる塩基性のThomas転炉などが登場し、製鋼の基本問題が順次解決されて溶鋼法は確立していった¹⁾。

製鋼技術の次の革新は1950年から1970年頃にかけての純酸素上吹き転炉(LD転炉)、溶鋼の真空処理、電気炉のUHP(超高電力)操業、ステンレス鋼の新製鋼法、連続製造法、等の目白押しの登場で、現在の製鋼プロセスの根幹が出来上がった。

その後、純酸素底吹き転炉(OBM,Q-BOP)の出現を契機としたLD転炉の上底吹き化や、製品の高機能化に対応した鋼の高純度化・均質化のための二次精錬、溶銑予備処理、連続製造等での多くの技術開発がなされてきた。

本稿では主に我が国では現在どのような製鋼プロセスが行われているか、不純元素をどのように除去しているか、均質な铸塊を得るのにどうしているか、今後製鋼プロセスはどうか変化しようとしているか、等に重点を置いて解説したい。

2 現在行われている製鋼プロセス

低合金鋼を含む炭素鋼とステンレス鋼の製鋼プロセスについて述べる。

2.1 炭素鋼の製鋼プロセス

現在我が国で行われている典型的なプロセスを図1に示す。高炉で鉄鉱石をコークスで還元して得た溶銑(おおよそC 4.5、Si 0.2-0.5、Mn 0.2-0.5、P 0.1、S 0.03各mass%)を主原料とする転炉製鋼法と、鋼スクラップを原料とする電炉製鋼法の2つに大別される。粗鋼年産量(1993年)は各々6850万tと3110万tで、電炉鋼の比率が増加しつつある。

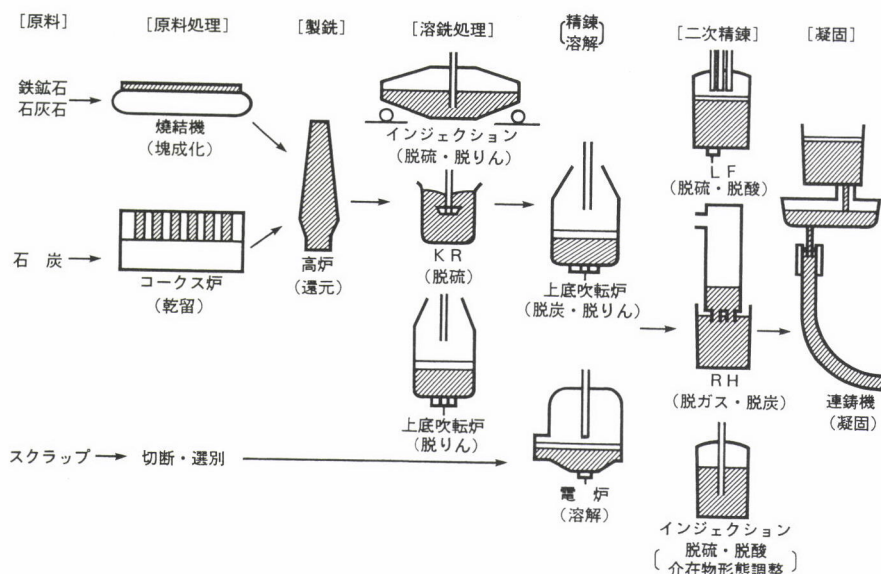


図1 炭素鋼の製鋼プロセス

2.1.1 転炉製鋼法

超音速酸素ジェットを上吹きして精錬するLD転炉の底から攪拌用のガスを吹き込む上底吹き転炉が主で、一部底吹き転炉（Q-BOP）が用いられている。

LD転炉は1960年代にそれまでの主役であった平炉の地位を一気に奪ったが、これは吹錬時間20分、製鋼時間1時間と平炉の数倍以上の高生産性を持ち、スクラップに頼らないプロセスであり（ある面では欠点でもあるが）、品質面でも窒素含有量が低い等大きな利点を持っていたためである。当初は転炉で脱炭と脱りん、取鍋で脱酸、成分調整、温度調整を行って鑄込むのを基本にしていたが、次第に変化して、図1のように溶銑段階で脱硫と脱りん、転炉で脱炭、取鍋で脱水素、極低炭素までの脱炭、脱硫、脱酸および非金属介在物の形態調整などの二次精錬、と精錬機能を分担するようになってきている。

溶銑処理のうち脱硫は搬送容器のトビードカーや注銑鍋内で脱硫剤のインジェクション等で行う。脱りんは予め高炉鑄床等で脱珪した後、同様の容器内で石灰－酸化鉄系フラックスで処理するが、転炉を使って予備脱りんするものも増えている。

脱りんした溶銑は上底吹き転炉で少量の石灰を用いて0.03mass%までの脱炭と2次的な脱りんを行う。上底吹きは脱炭中に鉄が過剰に酸化するのを防止するため、攪拌が強く鉄の酸化が少ない底吹き転炉の利点を取り入れたものである。

二次精錬炉には攪拌、加熱、フラックス精錬、真空処理などの機能を複数具備した多くのプロセスが用いられている。幾つかの例を上げると、アーク加熱を持つLF炉は脱硫、脱酸に用いられる。気泡ポンプで溶鋼を真空室に吸い上げて処理するRHは、脱水素、極低炭素化、脱酸に用いられる。また大気圧下でフラックスやCaSiをインジェクションするプロセスは脱硫、脱酸や非金属介在物の形態調整に用いられる。

2.1.2 電炉製鋼法

電炉では溶解を主とし、二次精錬炉で転炉の場合同様に仕上げ精錬を行う。

電炉は以前は特殊鋼の製造にのみ用いられたが、今ではスクラップから普通鋼を量産する炉としてのウェイトが大きい。これは転炉のスクラップ消化率が約20%と低いためでもあるが、電炉自身の高エネルギー化が達成できたことに大きく負っている。排ガスの熱を利用したスクラップ予熱、溶損防止に水冷パネルの炉壁を用いたUHP操業、大量の酸素吹き込みによる溶解の促進、炉底出鋼法、さらには直流電炉の導入、等により製鋼時間は約1時間に短縮され、電力原単位も300kWh/t（1.08GJ/t）近くにまで下がっている。

スクラップが主原料だけにCu、Sn等精錬で除去できないトランプエレメントの混入防止に対してはスクラップの選択や銑鉄、直接還元鉄のようなバージンな原料の配合による希釈が必要となる。

2.2 ステンレス鋼の製鋼プロセス

我が国のステンレス鋼の年産量は世界第一位の330万t（1993年）に達し、今やポピュラーな材料となっているが、これは1970～80年代にかけてそれまでの電炉単独の大気圧下の精錬からVOD法（真空酸素脱炭法）、AOD法（アルゴン酸素脱炭法）という低CO分圧下で精錬を行う革新的な新製鋼プロセスが開発されたことに負う所が大きい。

ステンレス鋼と炭素鋼との違いは、鉄よりも酸化しやすいクロムが通常18%含まれていることである。このクロムの酸化を防ぎながら0.06または0.02mass%以下まで脱炭するのに、VODでは真空中で攪拌しながら酸素上吹きを行う。AODでは大気圧下で酸素－アルゴン混合ガスの底吹きを行うが、Cの低下につれて酸素/アルゴン比を下げて行く。電炉単独の時代には多量のCrを酸化しながら脱炭した後にSiによるCrの還元と高価な低炭素フェロクロムの形でCr分の追加をしなければならなかったが、新製鋼法は高炭素フェロクロムのみで造れるようになった。

実用されているプロセスは図2のようにバラエティに富んでいる。ニッケル系ステンレス鋼の場合はニッケルを含んだスクラップを主原料として電炉で粗溶鋼（C 1mass%以下）をつくり、AODかVODで脱炭をするところが多く、クロム系ステンレス鋼の場合は高炉からの脱りん溶銑とフェロクロムを高炭時に酸素上吹きを併用出来るAOD炉1炉で脱炭するか、又は上底吹き転炉でCrの酸化が進まないレベルのC（0.3mass%以上）まで粗脱炭した後、VODで仕上げ脱炭しているところが多い。また、クロム鉱石から直接クロムを溶融還元するところも出てきている²⁾。

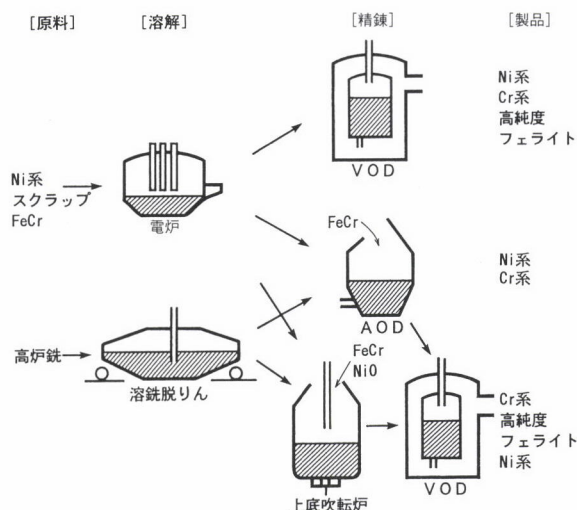


図2 ステンレス鋼の製鋼プロセス

2.3 連続鋳造法

現在凝固プロセスの主流を占めている連続鋳造法について述べる。

凝固プロセスは1960年代から1970年代にかけて大型銅塊一分塊方式から連続鋳造方式へと次第に置き換わり、今や極厚品と極太品を除いてほとんど全て連続鋳造法で固められるようになり、連鋳比率は95.7%(1993年)に達する。これは連続鋳造法が歩留まり向上、鋳片内成分の均一化、分塊工程省略による省エネルギー等多くの利点を持っているためである。

連鋳鋳片の断面は製品に応じて板用は200mm厚前後のスラブ、条銅用は2ヒート圧延には300~400mm角のブルーム、1ヒート圧延には100~200mm角のビレットが一般に用いられている。シームレス管用には丸ビレット鋳片が直接用いられつつある。

連続鋳造機の形式には垂直、垂直一曲げ、湾曲などの型があるが、最近では特に気泡や介在物防止の点で垂直一曲げ型が多くなっている。

連鋳プロセスの構成要素を図3に示す。溶銅は取鍋からタンディッシュ、浸漬ノズルを経て水冷銅鋳型へと鋳込まれる。タンディッシュは低ヘッド給湯、多ストランドへの溶銅の分配および多ヒートの連鋳のためのもので、電磁誘導加熱やプラズマ加熱によって鋳込み温度を正確に制御するものが増えている³⁾。取鍋とタンディッシュの間は、アルゴンシール等で空気による溶銅の再酸化、窒素および水素吸収を防止する。

浸漬ノズルは一般にアルミナ-グラファイト質で、スラブ用鋳型では横方向2方向へ、ブルームも通常2方向へ、細

いビレットでは下方のみへ給湯される。鋳型内湯面にはCaO-SiO₂-C系の粉末(パウダー)を乗せる。これは溶銅表面で溶融して溶銅の酸化を防止し、鋳型-鋳片間に流れ込んで潤滑剤として働く。

水冷銅鋳型は数mmのストロークで80~400回/minの上下振動(オシレーション)をさせる。この水冷銅鋳型、潤滑剤およびオシレーションは銅の連続鋳造を可能にした3要素である。

銅片は一般に0.5~3m/minの範囲で薄い(細い)ものほど速く連続的に引き抜かれる。鋳型をでたあと凝固が完了するまで溶銅静圧によるシェルの変形(バルジング)を防ぐためにローラーでシェルの保持しながら水のスプレー又はミストで鋳片を冷却する(二次冷却)。凝固の進行速度はおおよそ平方根則($25\sim 30\text{mm}\cdot\text{min}^{-1/2}$)に従うので200mm厚鋳片では凝固に10数minかかる。

湯面レベルの変動は鋳片表面性状に悪影響を及ぼすため渦流センサーなどによって湯面を制御している。また、連鋳機に電磁石を取り付けて等軸晶生成のための溶銅攪拌や介在物の侵入防止のための注入流の制動を行っているところが多い⁴⁾。

凝固完了した鋳片は矯正・切断し、圧延工程へ送られるが、鋳片の保有している熱を有効活用するため、熱片を加熱炉へ直接装入(ダイレクト・チャージ)したり、熱片を直接圧延(ダイレクト・ロール)するようになってきている⁵⁾。後者の場合1GJ/tの省エネルギーになる。

3 不純物はどのように除去するか

高純度銅や清浄銅の製造に必要なC、P、S、O、Nの除去方法について、必要性、原理、歴史的背景、プロセスの選択などの観点から要点を述べる。

3.1 炭素の除去

炭素は銅の組織、強度を決める基本成分で、それぞれの銅種で目標があるが、深絞り用、電磁用、ほうろう用、高純度フェライト系ステンレス銅では極低炭素が要求される。

溶鉄中のCは酸素で酸化してCOとして除去するが、如何に鉄を酸化させないで脱炭するかが課題である。溶鉄中ではCとOとの間には平衡状態で一定の溶解度積があり、CO分圧に比例して大きくなる。このためCが下がるとOが増加してくる。大気圧下ではCが0.013mass%でOは0.2mass%のFeO飽和点に達し、これ以上は脱炭できない。CO分圧を1/10以下に下げるとFeO飽和のCが0.001mass%以下まで下がるため脱炭が進む⁶⁾。

転炉では溶銅の上にスラグが存在し、Cが低下して溶銅のOが増加するのに対応してスラグ中のFeOも増加するた

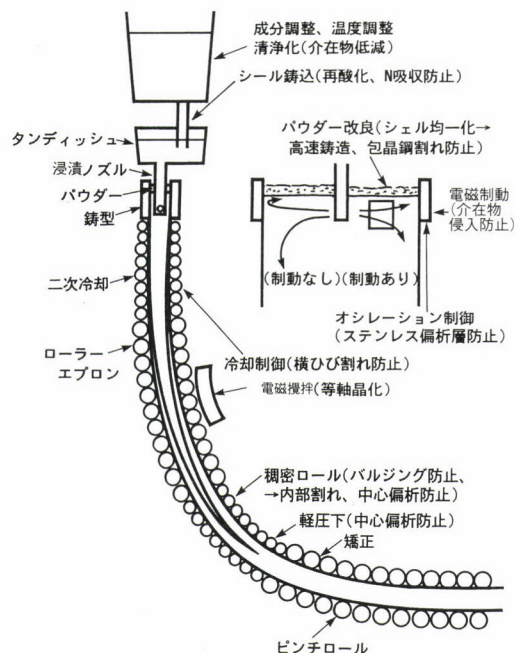


図3 連続鋳造機と鋳片欠陥防止対策

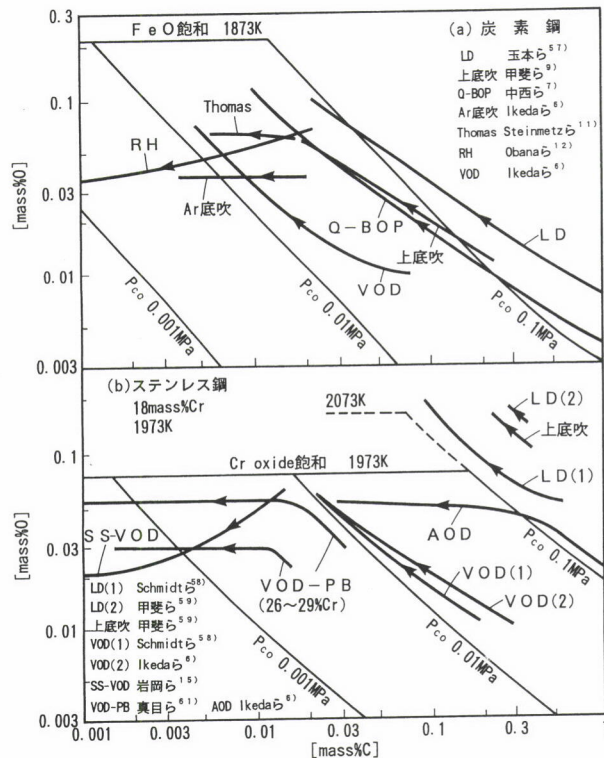


図4 脱炭挙動のプロセス別比較

め脱炭が進みにくくなる⁶⁾。上吹き転炉は浴の攪拌が弱い
ために溶鋼以上にスラグが酸化しやすく、この傾向が顕著
である。攪拌の強い底吹き転炉は羽口保護用の炭化水素ガ
スによるCO希釈効果⁷⁾、スラグによる脱炭効果⁸⁾、などで溶
鋼の酸素が大気圧下での平衡値よりも低くなり、脱炭は進
み易い。上底吹き転炉ではこの底吹き転炉に近い効果が得
られる⁹⁾。しかし実操業では鉄の酸化ロスを考慮して吹き
止めCは上底吹き転炉で0.03mass%程度にとどめている。

転炉のみでこれ以下まで脱炭するには、CO分圧を下げ
た精錬が必要で、底吹き転炉で酸素吹き止め後にアルゴン
のみを吹き込めばCを0.01ないし0.005mass%以下まで下げ
ることは可能である^{7)、10)}。なお、窒素でCOが1/3以下に希
釈される空気底吹きのThomas転炉では、0.006~0.010mass
%まで脱炭できる¹¹⁾。

薄板連続焼鈍材として大量に使われている30mass ppm
以下の極低炭素鋼は取鍋真空処理でCO分圧を下げて造ら
れる。転炉で0.03mass%まで脱炭した後、RHで真空処理
する¹²⁾。一般には酸素吹き込みは行わずに溶鋼自身に溶解
した酸素を用いて脱炭しているが、Cが高目のところから
酸素を吹き付けて脱炭することも可能である¹³⁾。脱炭速度
の向上には浸漬管径拡大による循環速度の増加や真空槽内
へのアルゴン吹き込み等が行われている¹⁴⁾。

ステンレス鋼では、18mass%のCrを含む場合、大気圧下
で酸素で脱炭するとCが0.2mass%に達するとCr自身が酸
化し出すが、VOD、AODで低CO分圧精錬を行うと、Crの
酸化が始まるCが0.02mass%以下まで下がる⁶⁾。両プロセス

ともに酸素の吹き込まれた場所でCrが一度酸化しても、こ
の酸化クロムが脱炭のための酸素源として使われうる範囲
が低炭素領域まで拡大するため、これはバルクの溶鋼の
Oレベルが低下することに依っている⁶⁾。

また、数10mass ppmのCとNを要求される高純度フェライ
ト鋼の製造には、VODで強攪拌を行ったり(SS-VOD法)¹⁵⁾、
酸化鉄粉末を吹き付ける(VOD-PB法)¹⁶⁾ ことによって、
脱炭・脱窒を促進している。

以上の炭素鋼とステンレス鋼の脱炭挙動を比較して図4
に示す。

3.2 りんの除去

りんは凝固時の偏析を助長し、また製品で靱性劣化の原
因となるため、低温用鋼、耐水素誘起割れ鋼等多くの用途
で低減が求められる。

主に鉄鉱石と一部石炭に含まれるりんは高炉で還元され
て溶銑にそのままたらされ、通常0.07~0.12mass%であ
る。製鋼ではこのりんを酸化させてCaOを含む塩基性のス
ラグに分配させて除去する。

塊石灰を使用するThomas転炉(空気底吹き)では脱り
んはCが0.1mass%以下まで脱炭してから進行する¹⁷⁾。これ
は底吹きで攪拌が強いためにCが高い間はスラグのFeOが
高くなれず、酸化力が弱いため、窒素によるCO希釈効
果のためばかりではない。純酸素底吹き転炉でも石灰を塊
状で添加するプロセス(LWS)では脱りんは同様にCが
0.35%まで下がってから進行する¹⁸⁾。一方、石灰を粉末に
して酸素と一緒に底吹きするプロセス(OBM、Q-BOP)で
はCが高い時期から脱りんが進行する^{10)、19)}。これは石灰が
吹き込まれたところでFeOを含んだスラグが生成し、脱り
んが進むためである²⁰⁾。

LD転炉は攪拌が弱く、鉄の酸化によるFeOの生成が多
い欠点があるが、脱りんにはこれが幸いし、塊石灰を使っ
ているにもかかわらず吹錬の初めから顕著な脱りんが進
む。このため目標C量で吹き止めるキャッチ・カーボン法
が可能である。底吹き転炉の出現が契機になって過多の鉄
酸化を防止するため攪拌用ガスの底吹きが取り入れられた
が、FeOが低下しても脱りん反応が平衡に近づくため、か
えって脱りんには有利に働く²¹⁾。

ただ、転炉による一回の脱りんではスラゲーメタル間の
りんの分配比の制約から0.010或いは0.005mass%以下の低り
ん鋼を得るのが難しく、前述のように溶銑脱りん処理が行
われるようになった。溶銑段階の処理が低温でなされる点
は脱りん反応にとって有利であるが、Cが高いだけに脱り
んフラックスの酸化力を高くしておくことが必要である²²⁾。
この処理でPを0.03mass%まで下げておくで脱炭炉での脱
りんで低りん鋼が容易に得られる。また、脱炭炉の生成ス

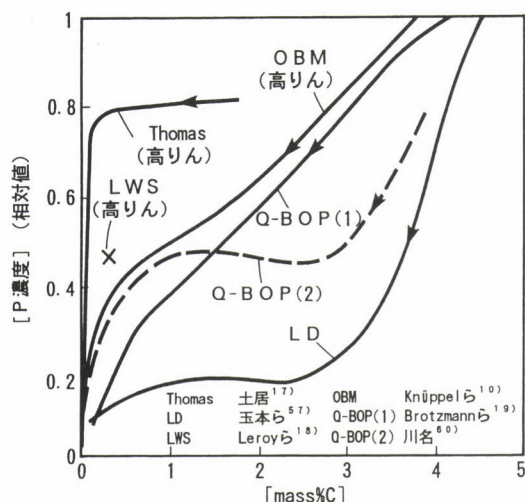


図5 転炉の脱りん挙動のプロセス別比較

ラグを脱りん用フラックスに再利用すれば発生スラグ量を大幅に低減できるという利点がある²³⁾。

以上のプロセス別の脱りん挙動を比較して図5に示す。

3.3 硫黄の除去

硫黄は圧延によって伸びたMnSとなり、圧延横、厚み方向の延性・靱性劣化や水素誘起割れの原因になるため、熱延コイル、厚板、ラインパイプを始め多くの用途で低減が必要である。

石炭中のSはコークス化の段階で30%、高炉でスラグとして90%除去されるが、溶銑中に0.03mass%前後残ってくる。このSを脱硫反応の進みやすい還元性雰囲気での溶銑段階と鋼の脱酸が終わった取鍋内で塩基性フラックス等で固定して除去する。

溶銑では脱硫剤として以前はソーダ灰、炭化カルシウムが使われたが、最近は生石灰を主にした経済的な脱硫剤が使われている。極低硫鋼の場合は0.003mass%程度までさげる。

転炉は酸化性雰囲気のため脱硫率は50%と低く、特に低硫の場合は副原料からピックアップするので、最終の脱硫は取鍋で行う。CaO-CaF₂系、CaO-Al₂O₃系など脱硫能力の大きなフラックスを取鍋で加熱・攪拌したりインジェクションすることにより、数mass ppmの超低硫鋼の製造も可能である²⁴⁾。また、耐水素誘起割れ鋼では、有害なMnSが

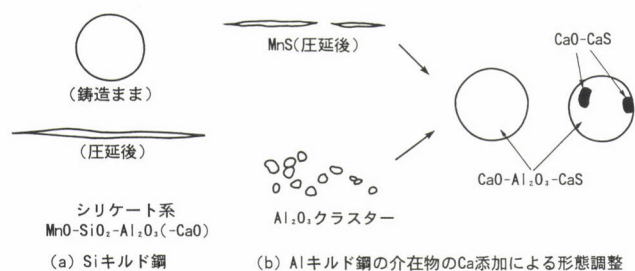


図6 非金属介在物と形態調整 (模式図)

凝固時に生成するのを防ぐため、脱硫後にCaSiをインジェクションやワイヤーで添加して圧延後にも伸びないCaO-Al₂O₃-CaS系の球状介在物に調整する (図6)²⁵⁾。

3.4 酸素の除去

溶鋼の酸素は凝固時のCO気泡発生の原因になり、また凝固鋼で酸化物系介在物となって製造工程で疵になったり、製品の性質を損なう。例えば軸受鋼では疲労強度から数mass ppmの超低酸素鋼が要求される。またコードワイヤー材では伸線時に断線しないよう延伸介在物が望まれる。

脱炭が終わった溶鋼は数100mass ppmの酸素を含んでいるので、酸素との親和力の強い元素を添加して脱酸を行う。Mn、Si、Alが一般に使われるが、酸素と脱酸元素の濃度との間には一定の溶解度積があり、この元素の順に酸素が低くなる。通常合金成分として脱酸力の弱いMnを含んだ鋼にSi脱酸、Si-Al脱酸、Al脱酸がなされている。Alを使う場合には0.03mass%で溶解酸素は2mass ppmと充分低いが、脱酸生成物のAl₂O₃をどう分離するかが問題となる。10 μm以下の径では静止浴での浮上速度は0.1mm/sよりも小さく分離は期待できないので、介在物の凝集肥大や塩基性スラグへの吸着が期待出来る攪拌処理を行っている²⁶⁾。また、真空処理で強制的に発生させた窒素気泡に介在物を付着させて分離する方法等が開発されている²⁷⁾。また、Si脱酸の場合は0.3mass%で100mass ppmと残留酸素が多いので、脱酸生成物のSiO₂の働き (活量) を下げてSiの脱酸力を強くできる塩基性のフラックスで溶鋼を処理して低酸素鋼を得ている²⁸⁾。

清浄鋼製造で注意しなければならないのはスラグ、空気、耐火物による溶鋼の再酸化の防止である。電炉の炉底出鋼によってFeOの高い炉内スラグの取鍋への流出を防ぐことによって軸受鋼で5mass ppmの超低酸素鋼が得られている²⁹⁾。

3.5 窒素の除去

窒素は一般的に鋼を硬くするが、特に連続焼鈍用薄板材の深絞り性向上やフェライト系ステンレス鋼の靱性、耐食性向上にはその低減が必要である。

窒素は溶鋼中へN₂分圧の平方根に比例して溶解する。その低減のためには真空あるいは他のガスで分圧を下げてやる必要があるが、脱窒反応は溶解NがN₂になる化学反応律速で、一般に進行が遅い。

上底吹きを含めて純酸素転炉は莫大な量のCOガス発生によって吹き止め時には窒素は10~20mass ppmと低いレベルまで下がる³⁰⁾。しかし出鋼時に脱酸を行うと20~30mass ppmのピックアップが起こる。これを防止するには未脱酸で出鋼する³⁰⁾。これはOが溶鋼の界面活性元素でNの吸収を阻害することを利用したものである。窒素は低窒素域ではRH真

空処理では除去しにくく、逆に浸漬管部からの空気の侵入防止に努めている³¹⁾。連続鋳造時の窒素ピックアップ防止のためにシール鋳込みは不可欠である。これらの総合対策によって転炉鋼のNは20mass ppmくらいまで低減できる。

電炉鋼の窒素は炉内への侵入空気の窒素がアークによって溶鋼へ吸収されやすいため通常50mass ppm以上と高めである。

ステンレス鋼ではAOD精錬では還元期および出鋼時に数10mass ppmのNの吸収があって不利で、低窒素を要求されるものは一般にVODで精錬されている³²⁾。脱炭量にもよるが真空下でのCOガス発生に伴って50mass ppm以下までNが下がる。高純度フェライト鋼ではさらに前述のような手段でCと同時にNを下げている。

4 均質な鋳片はどのようにつくるか

連铸鋳片の品質の理想は欠陥が無く均質なことである。ここでは図7に示すような鋳片の表面疵、内部割れ、中心偏析及び介在物をどう防止しているか述べる。なお、図3に対策を併記している。

4.1 表面疵

連铸の高速化は後述する薄スラブ連铸法だけでなく連铸の能率向上に必要であるが、鋳造速度の増加につれてパウダー消費量が減少し、低炭素鋼でも縦割れが発生する。これを防止するには適正な凝固点と粘度を持ったパウダー組成の選択が必要で、実機で非サイン振動と Li_2O 入りパウダーの組み合わせで2.5m/min³³⁾、また中厚スラブ試験連铸機で5m/min³⁴⁾が達成されている。

Cが0.1mass%強の亜包晶鋼は凝固時の収縮が大きく、水冷銅鋳型で急冷すると凝固シェルの発達が不均一になって表面凹凸や縦割れが発生し易い。対策として、緩冷却効果のある結晶化温度の高い組成のパウダーによってシェル成長の均一化を計っている。丸ビレットではシェルの均一成長によってビレットの真円度が著しく向上する³⁵⁾。

極低炭素鋼では表皮部にアルゴンの気泡や介在物が捕まって疵になりやすい。オシレーションで出来るマーク部に

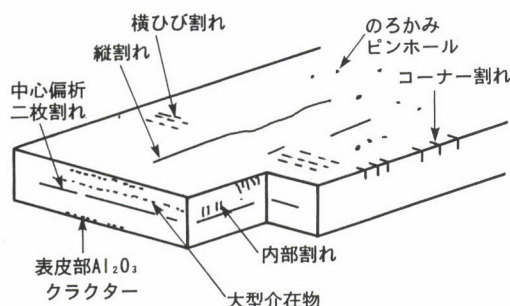


図7 連続鋳造鋳片に発生しやすい欠陥

爪状組織が出来やすく捕捉される、凝固が不均一、などの原因が指摘されている³⁶⁾。浸漬ノズルの詰まり防止に使うアルゴン量の制限や気泡・介在物が捕捉され易い湾曲型から垂直一曲げ型への転換が計られている。

包晶鋼では表皮部に横ひび割れが発生し易い。この種の鋼は冷却中にオーステナイト粒が成長し易く、低歪み速度の鋳片矯正時に粒界のフェライトネット中に析出した AlN や NbC が起点となって割れるためである³⁷⁾。矯正時まで A_3 変態の始まらない高温を維持するか、 $(\gamma + \alpha)$ 二相共存域近傍の脆化域以下の温度まで冷却して矯正するか、いずれかの鋳片冷却パターンを取ることによって、この疵を防止している³⁸⁾。鋼の用途によっては微量のTi添加によるNの固定も有効である。

オーステナイト系ステンレス鋼ではオシレーションマークの溝の底に数100 μm の濃化偏析層が出来て冷延製品で疵になる。濃化液の滲みだしと濃化液のオーバーフローの二説がある。小ストローク高サイクルなどオシレーション条件の選定によって濃化層を浅くして対処している³⁹⁾。

4.2 内部割れ

凝固進行中の鋳片はロール間の変形や曲げ・矯正で変形を受けて固液界面で割れが発生し、割れの中に凝固偏析でできたS、P、Cなどの濃化した液が侵入して欠陥となる。凝固中の鋳片の割れは、固相の割合が0.8から0.99の間の状態にある時に受ける累積引っ張り歪み量が、C、Sなど鋼の成分にもよるが、約1.0~2.0%に達すると割れることが判明し⁴⁰⁾、連铸機的设计にも反映出来るようになってきた。

4.3 中心偏析

鋼は合金であるため凝固時にデンドライト樹間でミクロ的な成分偏析が生じることは避けられないが、品質上主に問題になるのは中心部に生成するマクロ的な偏析で、組織異常や硫化物の集積をもたらす、溶接割れや水素誘起割れの原因となる。

中心偏析は凝固の最終段階で凝固シェルがロール間でバルジングしたり、凝固収縮によって溶鋼が流動し、固液界面の濃化液が集まるために起こると考えられている(図8)。前者に対しては、例えばロールの間隔を250mmと狭くして張り出し量を0.1mm以下と小さくして防止している⁴¹⁾。後者に対しては、スラブでは凝固収縮量に見合うように勾配を付けてセットしたロールで軽圧下して溶鋼の吸い込みを防止している⁴²⁾。ブルームでは中央の未凝固部を圧下し易い形のロールで軽圧下を加える⁴³⁾などしている。また、ブルーム連铸で凝固末期に連続鍛造で強圧下を行い、残溶鋼を絞り出して中心偏析を防止するプロセスも行われている。

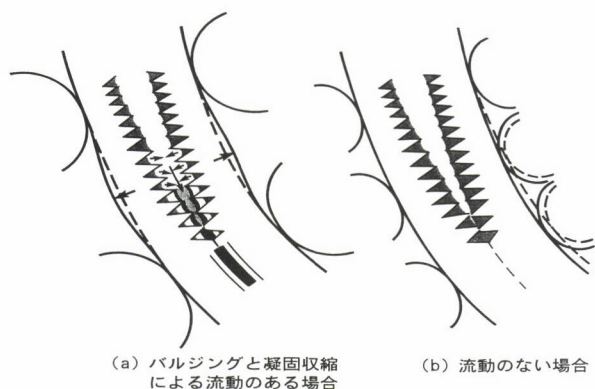


図8 連铸鋳片の中心偏析生成メカニズム (模式図)

るが、濃化液が抜け出して中心部に負偏析部が生成するのを防ぐため、圧下量の調節を行っている⁴⁴⁾。

4.4 非金属介在物

すでに酸素の除去については触れたが、連铸プロセスに直接関わることにについて述べる。

連铸では鋳型内で溶鋼が順次引き下げられて行くために介在物の鋳型内での浮上分離には本質的に不利である。例えば1m/minの引き抜きに抗して浮上出来る介在物は径200 μm と極めて大きい。このため連铸化とともに溶鋼の清浄化の必要性が強く認識され、タンディッシュシールや浸漬ノズル・パウダー鋳込みの採用など空気酸化防止の徹底が計られてきた。

さらにタンディッシュに堰を設けて分離を促進したり、堰に埋めたセラミックフィルターで濾過（付着分離）することが試みられ、介在物数半減の効果をj得ている⁴⁵⁾。

浸漬ノズルからの吐出流部に電磁気力で制動をかけ、介在物が深く侵入して湾曲部に捕捉されるのを防止することも広く行われている⁴⁶⁾。最近では鋳型幅全面に上下二段の制動をかけるなど、さらに工夫がなされてきている⁴⁾。

最近でもタンディッシュ内で電磁気力で回転流をつくり、遠心力を利用して介在物を分離する⁴⁷⁾ など改善が続いている。

5 製鋼プロセスを巡る新しい動き

製鋼プロセスに関わる技術動向を海外を含めて見てみると、新製鉄法など新しい鉄源の製造法と薄スラブキャストイング (TSC)、ストリップキャストイング (SC) など製品により近い形状に鋳込むニアネットシェイプ・キャストイングの動きが活発である。

5.1 新しい鉄源製造法

コークス炉—高炉方式に代わって鉄鉱石と石炭から前処理なしで直接鉄をつくる溶融還元法は、生産量のフレキシビリティの点からも注目されている。海外でCorex法が

稼働しているが、我が国でもナショナルプロジェクトによる鉄浴式のDIOS法の開発が最終段階にある⁴⁸⁾。

一方、国内鉄鋼備蓄量は10億tに達し、スクラップ指向の製鉄法にも関心が持たれている。我が国でも転炉型の炉で石炭粉と酸素で溶解して溶鉄をつくるプロセスが稼働を始めている。溶鉄はその半量を取り出し、脱硫した後転炉精錬を行う⁴⁹⁾。また、熱効率の良いコークス充填層方式のスクラップ溶解法の開発も進められている⁵⁰⁾。

また海外では電炉—TSC方式のミニミルの増加に対応して、スクラップのトランプエレメントの希釈材として直接還元鉄の需要が増大してきている。

以上いずれの鉄源の場合も転炉と電炉が引き続き製鋼の主役を演ずることになる。

5.2 ニヤーネットシェイプ・キャストイング

5.2.1 薄スラブキャストイング

電炉—TSC—簡易圧延機を組み合わせたミニミルの増設の動きが北米等で活発である⁵¹⁾。TSCですでに稼働を始めているプロセスの1つは、ノズル浸漬部のみを広くした鋳型（漏斗状）で50mm厚のスラブを鋳込むもの⁵²⁾で、もう1つは60mm厚の鋳型に鋳込んで内部が未凝固状態から完全凝固した後にかけて40mmまで圧下するもの⁵³⁾である（図9）。これらのプロセスは薄いところへ鋳込むための特殊な給湯法、5m/minの高速鋳造、未凝固圧下、など高度な技術を含んでおり、ここしばらくは製品の用途拡大と相まって技術が発展して行くものと思われる。

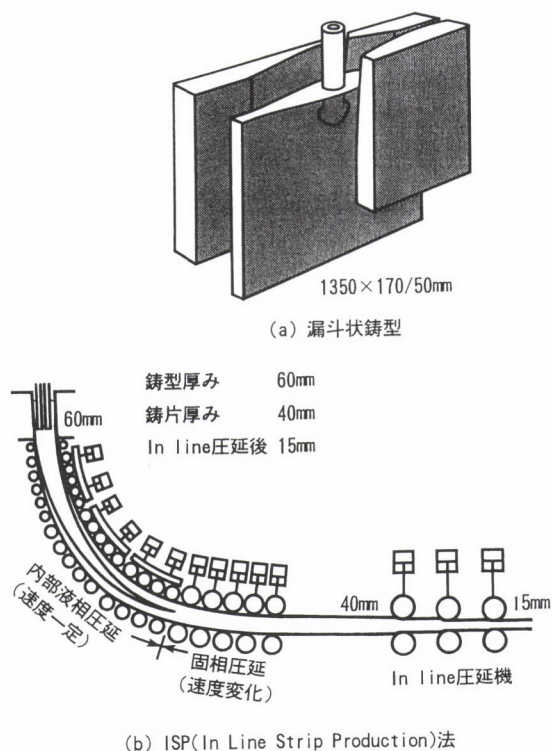
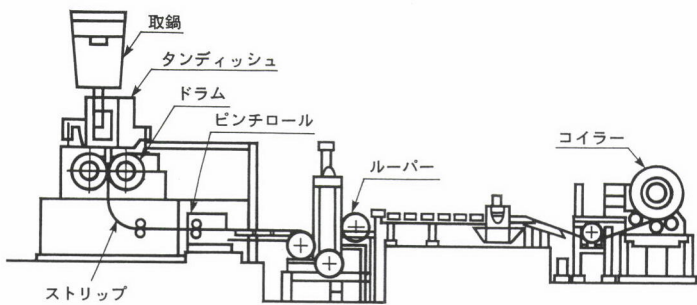


図9 薄スラブキャストイングの代表的プロセス



取鍋容量 10t, 鑄造速度 20-130m/min
 ドラム巾 800mm, ドラム径 1200mm, ドラム表面 Cu+Ni
 ストリップ厚 1.6-5.0mm

図10 双ロール法ストリップキャスト

5.2.2 ストリップキャスト

さらに鑄片を薄くして最終製品に近い厚みに鑄込むものである。

現在主にステンレス鋼を対象に多数のパイロット規模の開発が行われている⁵⁴⁾が、代表的なプロセスは図10に示す双ロール方式⁵⁵⁾のものである。このプロセスに限らずいずれの方式でも平坦な表面を得るための鑄型(ロール)、ロール耐火物-溶銅の三者の接点、鑄片厚み制御など多くの技術課題があるが、順次解決されて来ている⁵⁴⁾。また、製品品質に関しても、18Cr-8Ni鋼の微細なしわ(ローピング)や18Cr鋼のリジングの対策も提示されるなど、凝固組織-冷延-熱処理の関連での研究が進んで来ている⁵⁶⁾。

ストリップキャストは近代溶銅法を生み出したBessemerが考案した究極の凝固プロセスであり、次世代技術として今後の発展に期待したい。

6 終わりに

製鋼プロセスについて、特に高純度・均質銅の製造に重点をおいて、不純物除去のための精錬と連続鑄造での欠陥の防止を主に解説した。

何分対象が広範囲で、誌面の制約から説明が舌足らずになっており、特に読んで頂けたらと思っている製鋼が専門でない方々には判りづらいのではないかと懸念しているが、製鋼を知って頂く取っ掛かりになれば望外の幸せである。

引用文献

- 1) 中沢護人：銅の時代, (1964), [岩波書店]
- 2) 田岡啓造, 多田睦, 山田純夫, 野村寛, 大西正之, 場田一：鉄と銅, 76(1990), p. 1863
- 3) 王寺睦満：第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), p. 1
- 4) 反町健一：同上, p. 103
- 5) 栗林章雄：同上, p. 125
- 6) T. Ikeda, M. Taga, T. Matsuo and S. Masuda : Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 433
- 7) 中西恭二, 三本木貢治：鉄と銅, 65(1979), p. 138
- 8) 岸本康夫, 加藤嘉英, 桜谷敏和, 藤井徹也：鉄と銅, 75(1989), p. 1300
- 9) 甲斐幹, 大河平和夫, 平井正純, 村上昌三, 佐藤宣雄：鉄と銅, 68(1982), p. 1946
- 10) H. Kneuppel, K. Boltzmann and H. -G. Fassbinder : Stahl u. Eisen, 93(1973), p. 1018
- 11) E. Steinmetz and H. -U. Lindenberg : Stahl u. Eisen, 90(1970), p. 1517
- 12) T. Obana, H. Ikenaga, M. Tanaka, Y. Yoshida and S. Kourogi : I&SM (July, 1990), p. 21
- 13) H. Nishikawa, K. Kameyama, M. Aratani, Y. Kishimoto, R. Asaho and M. Ohnishi : Sixth IISC(1990), Nagoya, 3, p. 143
- 14) 平岡輝祥：第143・144回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1992), p. 107
- 15) 岩岡昭二, 大橋延夫：鉄と銅, 65(1979), p. 2097および私信
- 16) K. Shinme, T. Matsuo, T. Ikeda, H. Yamaguchi, M. Taga, M. Morishige and K. Kamegawa : Proc. Sixth IISC(1990), Nagoya, 3, p. 128
- 17) 土居襄：転炉製銅法, (1966), p. 120 [日刊工業新聞社]
- 18) P. Leroy, M. Gombert, H. de Larminat, J. Bastien and H. Marion : Rev. Met. 67(1970), p. 181
- 19) K. Brotzmann, W. T. Lankford, Jr. and A. H. Brisse : Ironmaking and Steelmaking, 3(1976), p. 259
- 20) 拝田治, 竹内秀次, 野崎努, 江見俊彦, 数土文夫：鉄と銅, 68(1982), p. 1744
- 21) 川上正博, 伊藤公允：鉄と銅, 79(1990), p. 1791
- 22) T. Ikeda and T. Matsuo : Tran. ISIJ, 22(1982), p. 495
- 23) 松尾亨, 増田誠一：鉄と銅, 76(1990), p. 1809
- 24) 菊池潤, 坂健司, 木村貴司, 尾花友之, 浜名孝年, 長尾興昭：材料とプロセス, 8(1995), p. 1106
- 25) 池田隆果, 藤野允克, 市橋弘行：鉄と銅, 60(1980), p. 2040
- 26) 北村和夫, 竹之内朋夫：融体精錬反応の物理化学とブ

- ロセス工学(1985), p. 291
- 27) 新井学, 渡辺恭二, 中島広久, 松野英寿, 菊池良輝,
石井俊夫: 材料とプロセス, 6(1993), p. 158
 - 28) 奥島敢: 第126回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編,
(1988), p. 1181
 - 29) 松藤敏彦, 増田孜, 林田晋, 福本一郎: 材料とプロセス,
6(1993), p. 1004
 - 30) 山崎勲, 渡辺吉夫, 尾花友之, 城田良康, 石田博章,
山中慶一: 鉄と鋼, 73(1987), S161
 - 31) 松野英寿, 村井剛, 石井俊夫, 亀水晶, 桜井栄司,
川嶋一斗士: 材料とプロセス, 8(1995), p. 798
 - 32) 剣持文男: 第143・144回西山記念技術講座, 日本鉄鋼
協会編, (1992), p. 193
 - 33) 舟之川洋, 和田勉, 森孝志: 材料とプロセス, 1(1988),
p. 140
 - 34) 金沢敬, 川本正幸, 村上敏彦, 中島敬治, 中井健: 材料と
プロセス, 4(1991), p. 1284
 - 35) 梅田繁, 塚口友一, 三木裕貴, 人見康雄, 川本正幸: 材料
とプロセス, 7(1994), p. 302
 - 36) 安中弘行, 山中量一, 井上健, 斉藤忠: 鉄と鋼, 81(1995),
p. 529
 - 37) Y. Maehara and Y. Ohmori: Mat. Sci. Eng., 62(1984),
p. 109
 - 38) M. Hashio, M. Kawasaki, T. Watanabe, H. Ohtani and
J. Maruyama: Tran. ISIJ, 21(1981), p. 8
 - 39) 越川隆雄: 第118・119回西山記念技術講座, 日本鉄鋼
協会編, (1987), p. 43
 - 40) A. Yamanaka, N. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawashima
and K. Nakai: Rev. Met., 89(1992), p. 628
 - 41) 渡部忠男, 佐藤敦, 吉田克麿, 豊田守, 川崎守夫: 材料と
プロセス, 2(1989), p. 1146
 - 42) 木村雅保, 斉藤忠, 木村司, 上田輝, 大塚秀樹, 綾田研三,
仙山公規: 材料とプロセス, 2(1989), p. 1154
 - 43) 荻林成章, 内村光雄, 磯部浩一, 前出弘文, 丸木保雄,
西原良治, 沖森麻佑巳, 佐藤哲: 材料とプロセス, 2
(1989), p. 1162
 - 44) 小島信司, 今井卓雄, 溝田久和, 藤村俊生, 松川敏胤: 鉄
と鋼, 78(1992), p. 1794
 - 45) 野口計, 壺井孝, 竹岡正夫, 栗原健郎: 材料とプロセス,
4(1991), p. 1194
 - 46) K. Takatani, K. Nakai, N. Kasai, T. Watanabe and H.
Nakajima: Proc. Sixth IISC(1990), Nagoya, 4, p. 430
 - 47) 三木祐司, 北岡英就, 桜谷敏和, 鍋島祐樹, 小倉滋,
富山淑郎: 材料とプロセス, 8(1995), p. 276
 - 48) 川上正弘, 斉藤健志, 石坂祥, 福島裕法, 北川融: 材料と
プロセス, 8(1995), p. 898
 - 49) 大貫一雄, 梅沢一誠, 松本望, 井上隆, 桑原達朗: 材料と
プロセス, 6(1993), p. 1028
 - 50) 山本高郁, 宇治沢優, 石田博章, 山岡秀行, 丸川雄浄: 材
料とプロセス, 5(1992), p. 1169
 - 51) 杉谷泰夫: 第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼
協会編, (1994), p. 225
 - 52) F. K. Iverson and K. Busse: Metallurgical Plant and
Technology International(1991), No. 1, p. 40
 - 53) G. Gisio, L. Manini, C. Maffini and P. Meyer: Proc.
First Euro. Conf. on Continuous Casting(1991), Firenze,
2, p. 31
 - 54) 竹内英麿: 第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼
協会編, (1994), p. 253
 - 55) 水地功, 宮崎雅文, 田中重典, 竹内英麿, 福田義盛: 材料
とプロセス, 5(1992), p. 1209
 - 56) 上田全紀: 第151・152回西山記念技術講座, 日本鉄鋼
協会編, (1994), p. 27
 - 57) 玉本茂, 池田隆果, 丸川雄浄: 鉄と鋼, 54(1968), p. 381
 - 58) M. Schmidt, O. Etterich, H. Bauer and H. -J. Fleischer
: Stahl und Eisen, 88(1968), p. 153
 - 59) 甲斐幹, 星記男, 上館良興, 山上哲也: 鉄と鋼, 70(1984),
p. 680
 - 60) 川名昌志: 鉄鋼界, (1978, 1月), p. 56
 - 61) 真目薫: 学位論文(1993)

(1995年12月20日受付)