

入門講座

鋼の凝固入門-9

連続 casting II : 鑄片の欠陥 (表面品質、介在物制御)

Continuous Casting II :
Defects of Cast Steel (Surface Quality and Control of Inclusions)

三木祐司

JFEスチール(株) スチール研究所
製鋼研究部長(理事)

Yuji Miki

1 緒言

連続 casting プロセス (以下、連 cast と略称) は、鋼材の品質を左右するプロセスのひとつである。鋼材の表面性状は、 casting 時の鑄片表層の欠陥や組織に依存し、鑄片厚み中央の中心偏析は、鋼材の品質劣化を引き起こす。

鋼材の品質厳格化の流れの中で、連 cast 表面欠陥低減について、多くの取り組みがなされて来ている。連 cast 鑄片表面欠陥は、 casting 型内初期凝固シェルへの脱酸生成物やスラグの捕捉、モールドフラックス巻き込みと付着に起因する介在物欠陥と、表面割れに起因する欠陥に大別される。介在物欠陥は連 cast 上部の casting 型内で発生することが多く、割れ欠陥は casting 型内あるいは二次冷却帯で発生する。

本稿は、これらの欠陥例とともに、連続 casting II として、特に、表面品質・非金属介在物 (以下、介在物と略称) 制御に関してレビューし、紙面の許す範囲で、主要な対策についても記載した。

2 介在物欠陥の生成原因と防止策

2.1 一次介在物

casting 前の溶鋼中に存在する介在物 (1次脱酸生成物、混入スラグ・耐火物、モールドフラックスの巻き込み) を1次介在物と称する。連 cast casting 型内の溶鋼流動と欠陥発生機構を模式的に図1に示した。

2.1.1 脱酸生成物、スラグ性欠陥

溶鋼の脱酸には通常 Al が用いられ、脱酸生成物の主組成はアルミナ (Al_2O_3) であるが、精錬工程のスラグが持ち越されて脱酸生成物と合体した介在物も多い。

溶鋼中アルミナの粒子およびクラスターは浮上・分離して低減する。しかし、その隙間に溶鋼が充填されたクラスターは見かけ密度が高く、一体となって溶鋼に残留することがある。

タンディッシュから casting 型へ溶鋼を供給するノズルの閉塞を防止するために Ar ガスを吹き込んでいる。 Ar 気泡は casting 型内で浮上して除去されるが、溶鋼中に分散し残留した Ar 気泡がクラスター状のアルミナを捕捉し合体する。図2に鑄片 (スラブ) 中の Ar 気泡の走査型電子顕微鏡像と鋼板欠陥の例を示す。気泡の周りにアルミナ粒子が捕捉され、これが凝固シェルに捕捉されて表面欠陥となることがわかる¹⁾。

2.1.2 介在物の凝集・浮上分離

(1) アルミナクラスターの生成機構

アルミナ粒子はブラウン運動、また粒子間に働くファンデルワールス力、流体力学的な引力、さらには溶鋼流動による粒子間衝突や乱流凝集などによって粒子が付着・成長してクラスターを形成する。クラスターの大きさは数十~数百 μm で、数 μm のアルミナ粒子が3次的に集合²⁾している。

非平衡的に生成し溶鋼中に懸濁した FeO 液相がアルミナ粒子間の架橋力となり、アルミナ粒子の凝集・合体を著しく促進することが報告された³⁾。

(2) RH 処理による介在物の低減

Al キルド極低炭素鋼の RH 処理時間、タンディッシュおよび鑄片の介在物の推移を図3⁴⁾に示した。 RH 処理時間とともに介在物数は減少するが、タンディッシュで増加し、 casting 型内

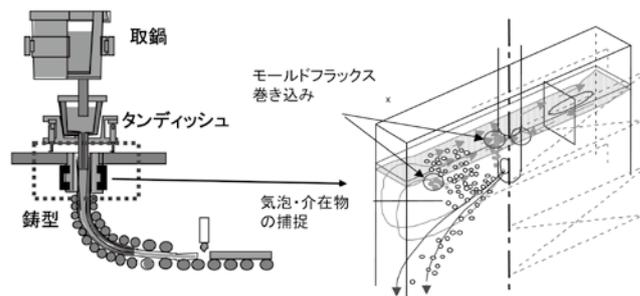


図1 連続 casting 型内溶鋼流動と鑄片欠陥発生機構の模式図

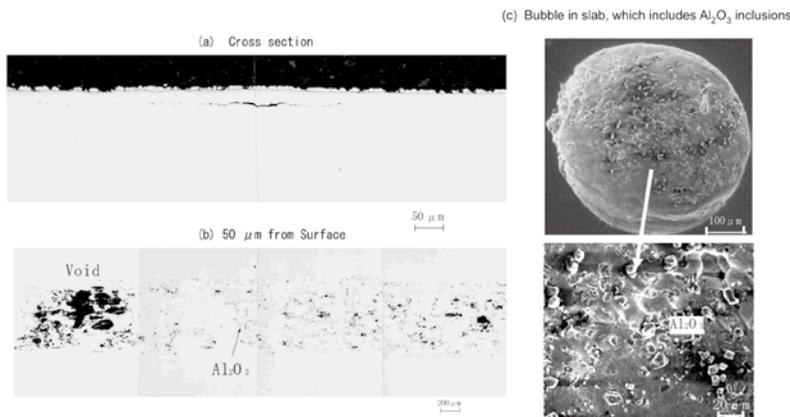


図2 鋼板欠陥部の光学顕微鏡像およびスラブ中のAr気泡の走査型電顕観察像¹⁾
 a) 鋼板断面 b) 鋼板表面 c) スラブ中の気泡

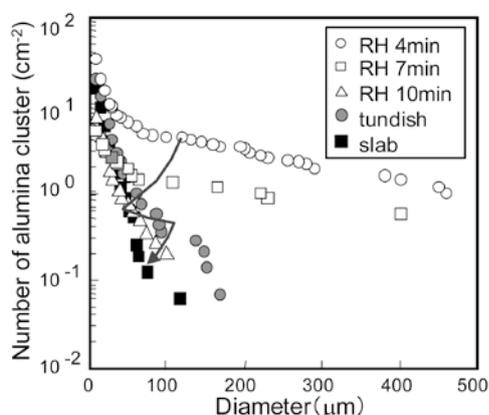


図3 RH、タンディッシュおよび鑄片の介在物粒径分布の推移⁴⁾

で浮上分離して鑄片で減少する。鋼種や処理条件で介在物量推移は異なるがタンディッシュでの、酸化、スラグ巻き込みによる介在物増加を抑制することがRH処理時間の短縮につながることは言うまでもない。

RH処理では、環流量の拡大などにより攪拌動力密度を上げて介在物の合体・凝集を加速しつつ、浮上分離する。留意すべきことは酸素濃度値と介在物の挙動の違いである。図4⁵⁾は、実測および計算によるRH処理中の酸素値と介在物粒径分布の変化を示している。RH処理では、環流回数で、酸素濃度 (Al₂O₃濃度) が横ばいになった後でも、大型介在物は減少し続けるため、処理時間増加は大型の介在物分離促進に効果があることがわかる。

(3) タンディッシュ、鑄型内での介在物分離

介在物の合体を考慮したタンディッシュにおける介在物分離率の数値計算結果を図5に示す⁶⁾。本計算条件では、たとえば、60~70 μm径の介在物は80%が分離することになる。また、再酸化の影響を推定した計算結果⁷⁾では、再酸化によって生成される微細なAl₂O₃が、凝集・合体によって粗大化し、一方で、粗大化した介在物が浮上分離することが示された。タンディッシュでは、空気や酸化性スラグによる再酸化を防

止することも重要である。

垂直曲げ連続 casting における、鑄造速度と鑄型内での介在物浮上速度の関係を図6⁸⁾に示す。たとえば、鑄造速度1 m/minでは、約200 μm径以上の介在物が浮上するとしている。タンディッシュ、鑄型とも、介在物の分離率はその形状とスループット (単位時間当たりの溶鋼注入量、t/min) に大きく影響を受ける。図6で、鑄造速度が2 m/minになると、浮上できる介在物は400 μm程度以上となり、溶鋼清浄性が悪化することがわかる。鑄型およびストランド (2次冷却帯) 内では、浮上分離促進と凝固シェルへの介在物 (気泡) 捕捉を抑制することが求められる。

スループットを大きくすると溶鋼の清浄度が悪化するため、タンディッシュでは、大容量化、形状 (H型タンディッシュ⁹⁾)、堰とその位置・形状の最適化が行われている。また、鑄型では、電磁力の適用やノズル形状の最適化による溶鋼流動制御がなされてきている。

2.1.3 モールドフラックスの巻き込み

鑄型内の溶鋼流動が最適化されていないと、鑄型内湯面上のモールドフラックスが溶鋼に巻き込まれ、これが初期凝固シェルに捕捉されて欠陥となる。

巻き込み防止には、フラックス溶融層の粘度値を高くすることが有効である。

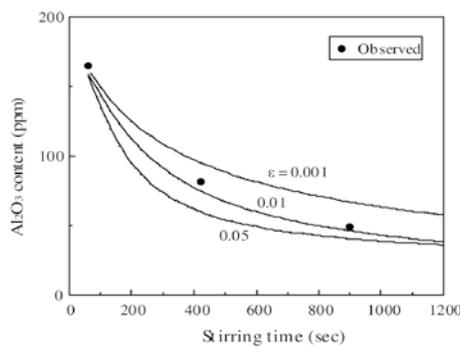
また、鑄型内溶鋼の湯面近くの温度分布が不均一であると、モールドフラックスの溶融が不均一となり、初期凝固シェルにモールドフラックスが付着して欠陥を引き起こすこともある。

鑄造条件に応じたモールドフラックスの組成・物性に関するきめ細かな対策が求められている。

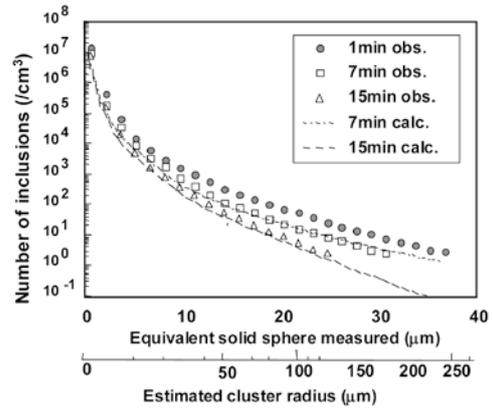
2.1.4 鑄型内溶鋼流動の適正化

(1) 凝固シェルへの介在物の捕捉機構

凝固シェルへの介在物の捕捉に関する理論的研究は、平滑



酸素値の推移 (計算と実測)



介在物粒径分布の変化

図4 RH処理中の酸素値と介在物の変化⁵⁾

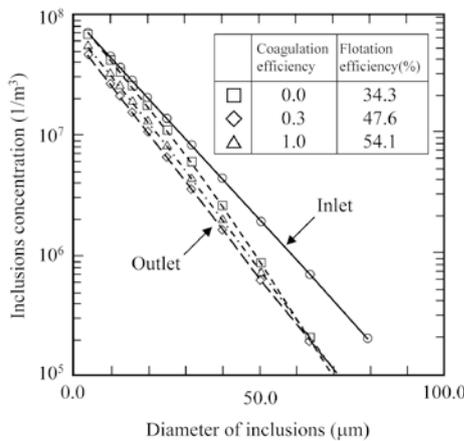


図5 タンディッシュにおける介在物分離率 (計算値)⁶⁾

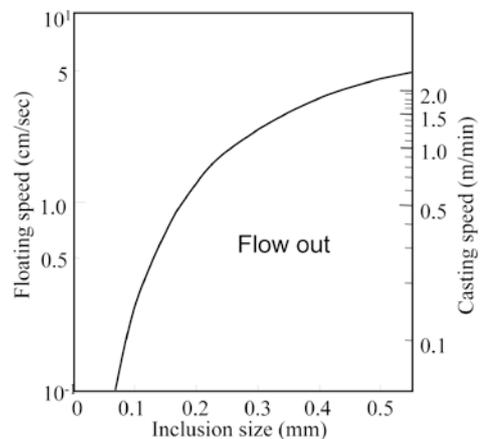


図6 鋳造速度と介在物径の関係 (計算値)⁸⁾

凝固界面の場合に限られていたが、近年、セル状や樹枝状凝固の場合についても行われつつある。

凝固シェルと溶鋼界面の介在物や気泡には、密度差に基づく浮力だけでなく、粘性力や濃度差に起因する界面張力勾配による力、速度勾配のある流れの中で粒子に働く力(サフマン力)などが作用することが知られている¹⁰⁻¹³⁾。

向井と林^{11,12)}は、[S], [O], [Ti]の界面張力勾配により気泡や介在物が凝固界面に向かう速度を算出、これらの溶鋼成分が凝固シェルへの介在物捕捉に及ぼす影響を定量化した。Zeze and Mukai¹³⁾は、連鋳スラブの調査からこの影響を確認している。大野と三木¹⁰⁾は、溶鋼の[S]濃度を変化させて介在物捕捉のラボ実験を行った。[S]濃度が高くなるにつれて介在物捕捉が増加するが、凝固界面における溶鋼流速を増すとこの増加効果が減少した。この現象を図7に示すような介在物に働く力の1つである界面張力勾配に起因する凝固シェルへ向かう力で説明できるとした。

鋳型内凝固シェルへの介在物捕捉を防止する技術として電磁力が適用されている。凝固界面近くのバルクに水平方向の電磁攪拌を加えると、図8に示すように、捕捉介在物が減少する¹⁴⁾。

三木ら¹⁵⁾は、溶鋼に浸漬した回転鋼円柱に凝固シェルを成長させて介在物捕捉実験と数値シミュレーションを行い、介在物捕捉に及ぼすバルク流速の影響を調べた。図9に示すように、バルク流速が0.05 m/sという従来の報告よりも低い流速で捕捉される介在物の最大径が大きく低減することを明らかにした。

(2) 偏流の抑制

溶鋼流動は時間的に不安定で、鋳型の幅方向、厚み方向での対象性が崩れて、適正な流動状況が得られないだけでなく、最適流速範囲から逸脱することが知られている。鋳型内溶鋼流速分布変化を図10に示す¹⁾。鋳型へのスループットが増加すると、偏流が助長されることも知られており、介在物の浮上分離を阻害している。この対策として、電磁ブレーキなどが活用され、高スループット時の偏流を抑制している¹⁾。

2.1.5 介在物組成・形態制御

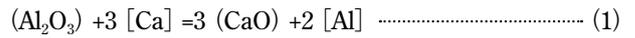
溶鋼から鋳片を製造する過程では、耐水素誘起割れ(耐HIC: Hydrogen Induced Crack)鋼で水素誘起割れの起点となるMnSをCaSとする硫化物の形態制御¹⁶⁾、鋳片の冷却過程における炭・窒化物の析出制御、介在物を核生成剤と

して凝固組織を微細化する方法^{17,18)} や微細な介在物を分散させて鋼の材質制御を行うオキサイドメタラジィ (Oxide Metallurgy)¹⁹⁾ などが提案され、材料強度向上を目的とした介在物組成・形態制御が行われている。“介在物の無害化と積極利用”を目的に行われる溶鋼中の酸化物系介在物の組成・形態制御について述べる。

(1) Ca処理によるアルミナの組成・形態制御

電縫管パイプなどに用いられる極低硫鋼では、アルミナ欠陥の防止と圧延時に伸び易いMnSをCaO-Al₂O₃-CaS系の球状介在物にするために、また、薄スラブ (鋳片厚さ<90mm) 連続鋳機では、アルミナによる浸漬ノズルの閉塞と製品欠陥を防止するCaO-Al₂O₃系の球状介在物にするために、CaSi合金ワイヤを用いた溶鋼処理が行われる。Ca処理によるアルミナの形態制御は、CaO-Al₂O₃系、CaO-Al₂O₃-SiO₂系を主成分とする介在物を1823K以下の低融点組成とし、用途によっては、凝固時に初晶 (CaO) を晶出しない組成が求められる。

[Ca] によるアルミナの形態制御反応を (1) 式で表し、未反応殻モデルにより反応速度解析を行い、実測値と比較した。反応の律速段階は介在物中の物質移動 (Caの拡散) であると考えられた²⁰⁾。



(2) 変形能に優れた介在物への組成制御

自動車のラジアルタイヤなどに用いられるスチールコードは0.7~0.85mass%C, 0.2mass%Si, 0.5mass%Mnの主組成であり、鋳片を直径5.5mmの素線まで熱間圧延を行ったのち、直径0.20~0.30mmに冷間引抜き加工される。硬くて変形しないアルミナは加工時の断線の原因となるので、Si-Mnキルド鋼で製造される。

MnO-SiO₂-Al₂O₃系介在物の (Al₂O₃) 濃度をスペサタイト領

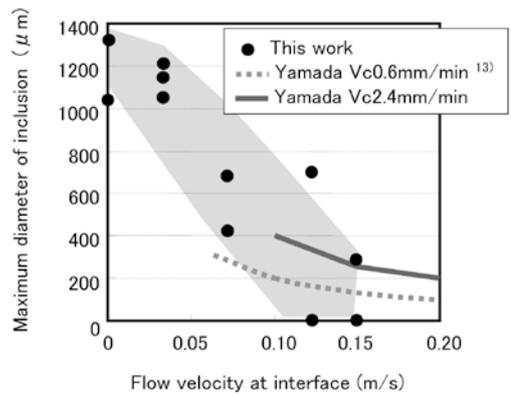


図9 凝固界面における溶鋼バルク流速と凝固シェルへの捕捉介在物¹⁴⁾

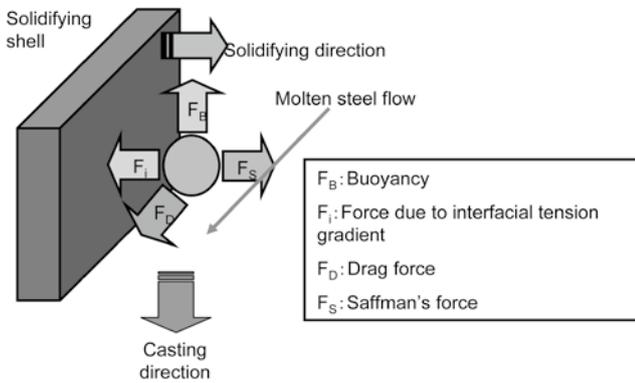


図7 凝固シェルと溶鋼界面に作用する力⁹⁾

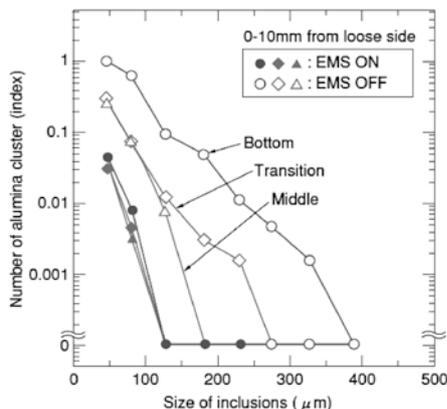


図8 水平方向の鋳型内電磁攪拌による凝固シェルへの捕捉介在物減少¹³⁾

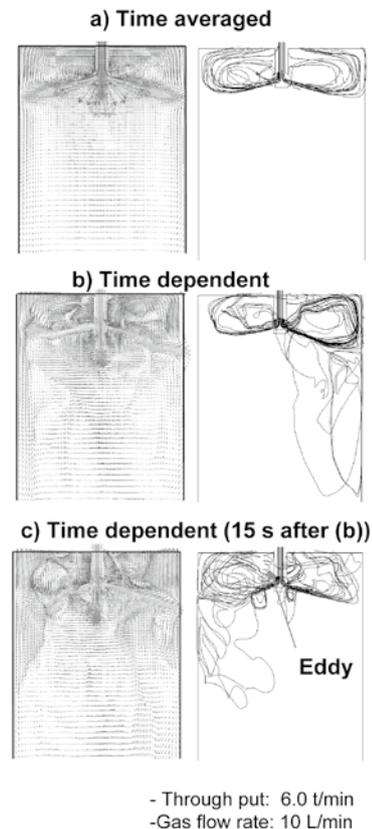


図10 LESモデルによる非定常、非対称流れの流速ベクトルとφ1mm気泡の軌跡計算結果¹⁵⁾

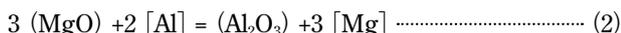
域とするには、タンディッシュの溶鋼 [Al] 濃度を数ppm以下の狭い範囲に制御する²¹⁾。このためには、フラックスを用いた処理を行い、フラックスおよびスラグの (Al₂O₃) 濃度、溶鋼温度、取鍋とタンディッシュの耐火物の組成を最適化する。

微量のREM (Rare Earth Metal) を含むFeSi合金とスラグ組成制御を組み合わせると、[Al] 濃度制御による介在物組成制御をより安定化することが可能である²¹⁾。

(3) ステンレス鋼におけるマグネシアスピネル (MgO・Al₂O₃) の生成防止

Al脱酸されたSUS304およびSUS430ステンレス鋼では、スピネル介在物 (MgO・Al₂O₃) が形成され、ノズル閉塞や表面欠陥の原因となる。

CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO系スラグは、(2) 式の反応によってスラグの (MgO) が溶鋼中の [Al] により還元され、溶鋼中の [Mg] 濃度が上昇する。(2) 式の反応はスラグ/溶鋼界面のMgの拡散律速であり、[Mg] =1 ppm程度でも進行する²²⁾。Si脱酸したSUS304ステンレス鋼においても、溶鋼中の微量の [Al] がスピネル介在物の生成を促進する²³⁾。



熱力学ソフトウェアFactSageTMを用いてスピネル介在物の生成条件を検討した結果²⁴⁾では、溶鋼中に微量の [Ca] を含むと、スピネル生成領域が狭くなって液相領域となることが知られている。

2.2 二次介在物

鋼の凝固時の温度低下により溶質元素濃度が溶解度積を超えた場合に生成する介在物、凝固後に拡散によって生成する析出物などを2次介在物と称する。

2.2.1 オキシドメタラジ

オキシドメタラジでの酸化物系介在物の役割は、① MnSの析出核、② γ - α 相変態の粒内フェライト核、③組織

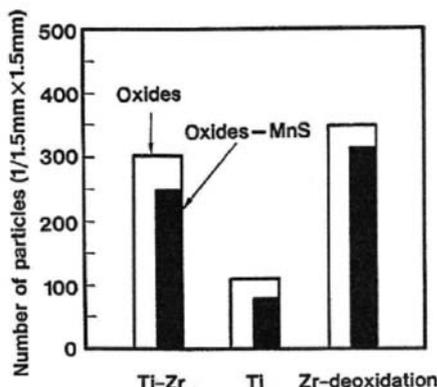


図11 溶鋼の脱酸方法と酸化物および酸化物・MnS複合介在物の個数²⁶⁾

微細化、があげられる²⁵⁾。

若生ら²⁶⁾は、MnS析出に及ぼす酸化物の影響について実験を行い、Mn-Si複合酸化物やMn-Al複合酸化物がMnSの析出核になり易いこと、酸化物へのMnS析出には、融点が低くサルファイドキャパシティ (Sulphide Capacity) の高いMn系酸化物組成が有効であることを、明らかにした。溶鋼で溶融酸化物に分配された (S) が冷却過程で (MnS) として酸化物上に晶出、ここに鋼中の [Mn] , [S] が拡散して析出・成長すると考えている。

Mn, Siで予備脱酸後にZrおよびTi-Zrで脱酸を行うことにより、ZrおよびTi-Zr系複合脱酸生成物を析出核として (MnS) を均一に微細分散させる方法^{27,28)}、などが報告されている。若生ら²⁸⁾の100kg鋼塊を用いたラボ実験で得られた酸化物と (MnS) の個数を図11に示す。Ti-Zr脱酸鋼の酸化物個数はTi脱酸に比べ2.5倍に増加している。脱酸過程と介在物の組成・形態の変化を図12に示す。Zrを用いると生成した介在物の比重が大きくなり、溶鋼中に滞留し易いだけでなく、マンガンシリケートのような弱脱酸による介在物を還元して微細にする効果があると考えられている²⁷⁾。

クラスターを形成し難い脱酸元素の検討とその応用²⁹⁾、熱力学ソフトや凝固偏析モデルを凝固時の介在物晶出挙動に用いる³⁰⁾などの研究や技術開発も行われている。

大型介在物を除去して大きさが数 μ m以下の極微小介在物の組成と分布を制御し、析出物の核とするには、脱酸元素の種類、添加方法 (複合添加など)、添加の順序、脱酸開始時の溶鋼中 [O] 濃度、脱酸元素後の保定時間、凝固速度など製鋼プロセス全体の適正化、核と析出物の格子整合性が重要となる。

2.2.2 硫化物の形態制御

FeSをMnSとすることによる熱間脆性の改善、MnSを球状化して製品の被削性を向上するために介在物を利用する技術³¹⁾、前述のCa¹⁷⁾のほかにREM (Rare Earth Metal)³²⁾によ

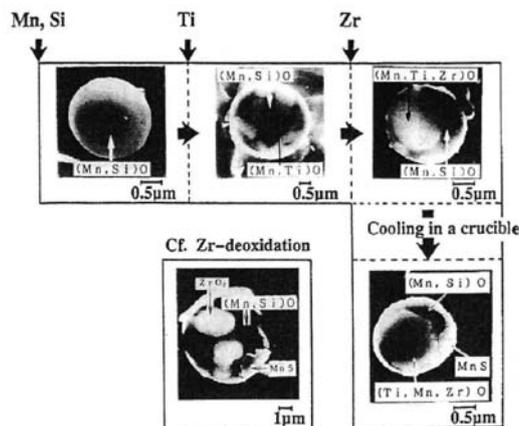


図12 TiとZrによる複合脱酸時の介在物形態変化²⁶⁾

る硫化物形態制御などが実用化された。

山本ら³³⁾は、鉄スクラップ由来のトランプエレメント (Cu,Sn) を有効活用する Cu 添加型高強度 IF 鋼 (Institutional Free Steel) を目的として、Mn を含む Fe-Cu-Sn 鋼における (Mn,Cu) S および CuS の析出と微細化を行っている。

3 表面割れ欠陥の生成原因と防止策

Wolf, 鈴木ら^{34,35)}は、鋼の高温における脆化域を、図13に示すように、3つの温度域に分け、それぞれの脆化域の特徴を示した。鑄片の表面欠陥は、主として領域I脆化による鑄型内での凝固割れと、領域III脆化による二次冷却帯での曲げ・矯正時の割れに大別される。

3.1 凝固割れ

凝固時に生成する割れは、デンドライト樹間の液相やオーステナイト粒界の液膜が影響する。抗張力消失温度 (ZST: Zero Strength Temperature, 抗張力がゼロになる温度あるいは強度発現温度) と延性発現温度 (ZDT: Zero Ductility Temperature, 絞り値がゼロになる温度) の間の温度範囲 (ZST-ZDT) が領域Iの脆化域に相当し、脆化には凝固時のマイクロ偏析が関係する。僅かの歪で割れに至る。

Fe-C-1.0mass%Mn系での実験³⁶⁾では、ZSTはFe-C系での固相率が0.6~0.7に相当する温度、ZDTは固相線温度より30~60℃程度低い温度でマイクロ偏析を考慮した完全凝固温度とほぼ一致した。

3.1.1 凝固割れの生成機構

面縦割れは、鑄型内の初期凝固において生じた凝固遅れ部に凝固に伴う鑄片幅方向収縮を阻害する外力 (鑄型との摩擦力など) が集中すると生成する。鑄片幅中央付近に鑄込み方向に生成、その長さは数十mm程度であるが、数百mmにおよぶ

こともある。面縦割れは、凝固時に包晶反応を伴う中炭素鋼、マルテンサイト系ステンレス鋼で発生し易く、また、鑄造速度が5m/minを超えるような中厚スラブ (90mm ≤ 鑄片厚さ ≤ 150mm) の鑄造では、低炭素鋼でも生成して問題となる³⁷⁾。面縦割れは圧延後に欠陥となるので、鑄片を溶削して除去する。

凝固シェル不均一成長と [C] 濃度の関係は、Singh and Blazek³⁸⁾が初めて明らかにした。[C] 濃度が0.08~0.16mass%の中炭素 (亜包晶) 鋼は δ → γ 変態による収縮によって凝固シェルと鑄型壁間に局所的な空隙が生成し、凝固遅れが生じやすい³⁹⁾。

松宮ら⁴⁰⁾は、δ → γ 変態および包晶反応を考慮した数学モデルによって、凝固シェル内の応力分布を解析し、鑄片幅方向に凝固シェルの不均一が生じる条件と割れ発生に到る不均一度の関係を明らかにした。凝固時にはシェルの内側 (凝固界面側) には引張応力、鑄型壁面側には圧縮応力が働くので、シェルは鑄型壁に対して凸面に反ろうとするモーメントが働く。正常部で反りが、より強度の小さい凝固遅れ部で折れ曲がるような変形が生じると考えている。

凝固界面近くのデンドライト樹間に生じた割れと溶質偏析部が鑄型内および鑄型直下の不均一冷却、強冷却により鑄片表面で開口すると考えられ、図14に示すように、縦割れが生成する凝固シェルの不均一度は鑄型下端で10%^{40,41)}と報告されている。

コーナー縦割れは、鑄片角部から数十mm離れた広面に鑄込み方向に深い凹みを伴っていることが多く、この凹み部に生

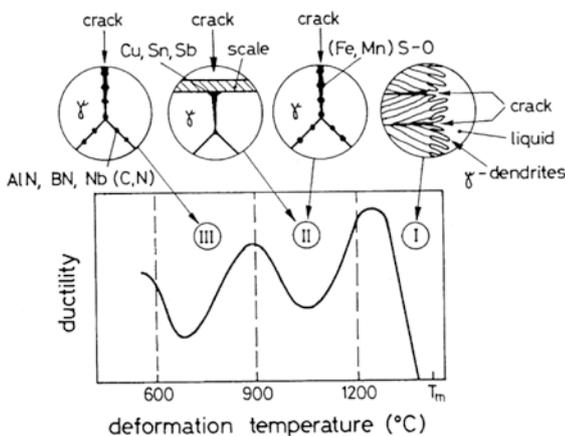


図13 鋼の高温における脆化域³⁵⁾

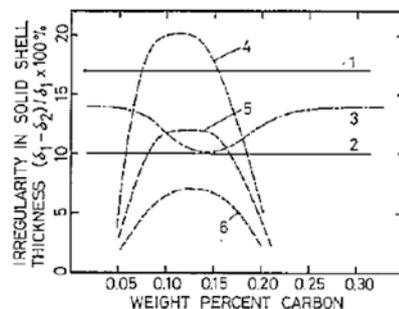
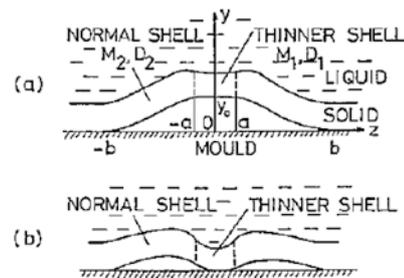


図14 鑄片幅方向の凝固シェル不均一度と面縦割れ生成機構⁴⁰⁾
 (a) : 0.12-0.15mass%C steel, (b) : 0.05mass%C steel
 1,2,3 : 割れが生成また伝播する限界不均一度
 (1 : 2次冷却での弱冷却, 2 : 2次冷却での急速冷却 3 : 鑄型内での急速冷却)
 4,5,6 : メニスカスでの凝固シェル不均一が3mm,2mm,1mmの場合に引き起こされる鑄型出口での不均一度

成する。連鑄鑄型は鑄片の凝固進行による収縮量に応じたテーパーを付与する。このテーパーが適正でない場合にコーナー縦割れが生成し易い。コーナー縦割れは、ブレイクアウト (Break Out) と呼ばれる溶鋼漏れによって鑄造中断に至ることがある。

3.1.2 凝固割れの防止対策

(1) 鑄型内緩冷却

先に述べた生成機構からも明らかのように、鑄型内初期凝固において均一な凝固シェルを成長させることが面縦割れを防止する必須要件とされている。均一凝固シェル成長には緩冷却が有効であり、杉谷ら⁴²⁾はラボ実験によって平均熱流束0.93MW/m²以下が望ましいことを示した。花尾ら^{43,44)}によれば、不均一凝固が生じ始める時間は0.1~1.0sec、その局所限界熱流束は、鑄型内湯面メニスカス下45mmの地点で1.7MW/m²である。木下ら⁴⁵⁾の応力解析では、鑄片表面から2~3mm内側において凝固シェルに引張り応力が生成している。

面縦割れを防止するには、数mmの凝固シェルが成長する凝固初期のメニスカスから数十mmの領域において、幅方向にできる限り均一にかつ緩冷却を行うことが必要である。

(2) 凝固時に結晶析出しやすいモールドフラックス

鑄型内緩冷却を実現する手段として結晶化を促進したモールドフラックスが使用され、面縦割れ防止に効果を発揮している。一般的には、CaO/SiO₂が高く、かつ、凝固温度が高い、凝固時にカスピダイン (Cuspidine, 3CaO·2SiO₂·CaF₂) が晶出しやすい組成のフラックスが用いられている。このモールドフラックスによる鑄型内初期凝固での緩冷却効果は、①スラグフィルム内に形成される微細気泡による見かけの熱伝導度の低下⁴⁶⁾、②スラグフィルムと鑄型壁面との界面熱抵抗⁴⁷⁾と結晶化による表面粗さの増加⁵⁰⁾、③結晶化による輻射伝熱量の減少⁴⁹⁾、によると考えられている。

3.2 曲げ・矯正帯における割れ

3.2.1 曲げ・矯正帯割れの生成機構

領域III脆化域は、低炭素鋼では γ - α 変態温度域、 γ 単相鋼では再結晶開始温度域に相当し、脆化は歪速度が小さい場合ほど顕著に現れる。旧オーステナイト粒界に沿って割れ、オーステナイト-フェライトの2相域では初析フェライトが、オーステナイト相の低温度域では粒界の析出物、炭・窒化物が、それぞれ割れの起点となる。フェライトの変形応力はオーステナイトの変形応力に比べて小さく、加工時の変形がフェライトに集中して割れの起点となる。Nbを含む中炭素鋼では、微細なNb (CN) がオーステナイト粒界に析出して応力集中源となってポイドを生成、これらが連結して割れとなる。

0.05mass% C鋼、0.06mass% C-1.6mass% Mn-0.04mass% Nb鋼の絞り値 (R.A.) に及ぼす温度、歪速度の影響を調査した

結果では、R.A. は750°C付近で最小になり、歪速度が小さいほど小さい。破面減少率R.A. が最小になる温度は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態開始温度に一致する³⁶⁾。

鑄片の曲げもしくは矯正時の表面温度が領域IIIの温度範囲にあると、鑄片の凹み部 (Depression)、オシレーションマークの谷部などに応力が集中して横割れが生成する。オシレーションマークは、谷部への応力集中に加えて冷却速度の減少によるオーステナイト粒の粗大化があり、割れ感受性を高める⁵²⁾。深いオシレーションマークは偏析を伴うことが多いが、偏析により限界歪が小さくなることも割れの原因と考えられている⁵³⁾。

0.10~0.15mass% Cの亜包晶鋼は、面横割れも生成し易く、凝固後の包晶反応によりオーステナイト粒径が粗大化して脆化域が拡大することによると考えられている⁵²⁾。また、鑄片のコーナー部に広面と狭面にまたがってかぎ形状に生成した横割れをコーナーかぎ割れと呼んでいる。

3.2.2 曲げ・矯正帯割れの防止対策

(1) 鑄型直下での鑄片冷却適正化

領域IIIの脆化を回避するには、鑄型直下の冷却で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を完了させることが重要である。変態が完了しない状態で復熱すると変態時にオーステナイト粒界に析出したフィルム状フェライトが再加熱によって消失しないので脆化温度範囲が拡大する。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態完了後に再加熱した場合は、オーステナイト粒が微細化するので延性が増加する⁵⁴⁾。

(2) TiNの粒内析出

Nb含有鋼のNb炭窒化物のオーステナイト粒界析出による脆化を防止する対策として、0.03mass% Nb鋼の場合、0.015~0.030mass% TiによるTiNの粒内析出が促進され、Nb (C,N) 粒界析出の抑制される。

(3) 鑄型振動条件の改善

鑄型振動を高周波数、低振幅にするほど、オシレーションマーク深さは減少する。この結果、オシレーション谷部の冷却が強化され、オーステナイト粒の微細化と応力集中緩和により、横割れ防止効果が認められる。

4 結言

本稿では、鋼の製品欠陥となる介在物と表面割れについて、その生成機構と防止策を紹介した。入門講座ではあるが、経験のある技術者の方も意識して記載したため、初めての方には難解な部分もあったと思いますが、その点ご容赦願います。

謝 辞

本レビュー作成にあたり、中戸参氏に資料収集、助言等、多大なご協力をいただきました。ここに記して御礼申し上げます。

参考文献

- 1) Y.Miki and S.Takeuchi : ISIJ Int., 43 (2003) , 1548.
- 2) 大井浩, 関根稔弘, 河西悟郎 : 鉄と鋼, 59 (1973) , 1078.
- 3) 溝口利明, 上島良之, 杉山昌章, 水上和実 : 鉄と鋼, 99 (2013) , 601.
- 4) 桐原理, 戸澤宏一, 反町健一 : CAMP-ISIJ, 13 (2000) , 120.
- 5) Y.Miki, Y.Shimada, B.G.Thomas and A.Denissov : Iron & Steelmaker, 32 (1997) 8, 31.
- 6) 高谷幸司, 宇治澤優, 谷澤好徳 : 住友金属, 50 (1998) 2, 84.
- 7) Y.Miki and B.G.Thomas : Metall. Trans., 30B (1999) August, 639.
- 8) 田中宏幸, 今村晃, 西原良治 : 鉄と鋼, 78 (1992) , 1464.
- 9) 大崎眞宏, 堤直人, 幸加木直治, 森正晃 : CAMP-ISIJ, 1 (1998) , 303.
- 10) 大野浩之, 三木祐司 : 鉄と鋼, 99 (2013) , 198.
- 11) 向井楠宏 : 鉄と鋼, 82 (1996) , 8.
- 12) 向井楠宏, 林煒 : 鉄と鋼, 80 (1994) , 527.
- 13) M.Zeze and K.Mukai : ICS Proceedings-2005, AIST, Warrendale, PA, (2005) , 873.
- 14) 山田亘, 清瀬明人, 中島潤二, 福田淳, 岡澤健介, 宮沢憲一 : CAMP-ISIJ, 12 (1999) , 682.
- 15) 三木祐司, 大野浩之, 岸本康夫, 田中進也 : 鉄と鋼, 97 (2011) , 423.
- 16) 拜田治, 江見俊彦, 河西悟郎, 内藤雅夫, 森脇三郎 : 鉄と鋼, 66 (1980) , 354.
- 17) 大橋徹郎, 広本健, 藤井博務, 塗嘉夫, 浅野鋼一 : 鉄と鋼, 62 (1976) , 614.
- 18) 藤村浩志, 柘植信二, 小溝裕一, 西沢泰二 : 鉄と鋼, 87 (2001) , 707.
- 19) J.Takamura and S.Mizoguchi : Proc. Sixth Int. Iron and Steel Congress, 1, ISIJ, Tokyo, (1990) , 591.
- 20) Y.Itoh, M.Suda, Y.Kato, H.Nakato and K.Sorimachi : ISIJ Int., 36 (1996) , S148.
- 21) 鍋島誠司, 中戸参, 戸澤宏一, 反町健一 : CAMP-ISIJ, 14 (2001) , 216.
- 22) G.Okuyama, K.Yamaguchi, S.Takeuchi and K.Sorimachi : ISIJ Int., 40 (2000) , 121.
- 23) H.Todoroki, K.Mizuno, M.Noda and T.Tohge : Steelmaking Conf. Proc., ISS, Warrendale, 84 (2001) , 331.
- 24) J.H.Park and H.Todoroki : ISIJ Int., 50 (2010) , 1333.
- 25) 若生昌光 : ふえらむ, 14 (2009) , 713.
- 26) 若生昌光, 澤井隆, 溝口庄三 : 鉄と鋼, 78 (1992) , 1697.
- 27) 澤井隆, 若生昌光, 溝口庄三 : 鉄と鋼, 82 (1996) , 587.
- 28) 若生昌光, 澤井隆, 溝口庄三 : 鉄と鋼, 82 (1996) , 593.
- 29) 上島良之, 湯山英俊, 溝口庄三, 梶岡博幸 : 鉄と鋼, 75 (1989) , 501.
- 30) W.Yamada, T.Matsumiya and A.Ito : Proc. Sixth Int. Iron and Steel Congress, 1, ISIJ, Tokyo, (1990) , 618.
- 31) 竹内英磨, 松浦省吾, 池原康允, 日高良一 : 鉄と鋼, 66 (1980) , S739.
- 32) 櫻谷敏和, 江見俊彦, 垣生泰弘, 江島彬夫, 三本木貢司 : 鉄と鋼, 62 (1976) , 1653.
- 33) 山本研一, 柴田浩幸, 溝口庄三 : CAMP-ISIJ, 17 (2004) , 72.
- 34) M.M.Wolf : Trans.ISIJ, 24 (1984) , 351.
- 35) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕 : 鉄と鋼, 65 (1979) , 2038.
- 36) 申健, 梶谷敏之, 鈴木俊夫, 梅田高照 : 鉄と鋼, 78 (1992) , 587.
- 37) 金沢敬, 平城正, 川本正幸, 中井健, 花崎一治, 村上敏彦 : 鉄と鋼, 83 (1997) , 701.
- 38) S.N.Singh and K.E.Blazek : J.Metals, 26 (1974) , 17.
- 39) A.Grill, K.Sorimachi and J.Brimacombe : Metall. Trans., B, 7B (1976) , 17.
- 40) 松宮徹, 佐伯毅, 田中純, 有吉敏彦 : 鉄と鋼, 68 (1982) , 1782.
- 41) 佐伯毅, 大口滋, 溝口庄三, 山本利樹, 常岡聡 : 鉄と鋼, 68 (1982) , 1773.
- 42) 杉谷泰夫, 中村正宣, 渡辺忠男 : 鉄と鋼, 67 (1981) , 1508.
- 43) M.Hanao and M.Kawamoto : ISIJ Int., 48 (2008) , 1210.
- 44) M.Hanao, M.Kawamoto and A.Yamanaka : ISIJ Int., 49 (2009) , 365.
- 45) 木下勝雄, 北岡英就, 江見俊彦 : 鉄と鋼, 67 (1981) , 93.
- 46) T.Chikano, K.Ichikawa and O.Nomura : Shinagawa Technical Report, 31 (1988) , 75.
- 47) 中戸参, 小沢三千春, 木下勝雄, 垣生泰弘, 江見俊彦 : 鉄と鋼, 67 (1981) , 1200.
- 48) S.Ohmiya, K.H.Tacke and K.Schwerdtfeger : Ironmaking and Steelmaking, 10 (1983) , 24.
- 49) 山内章, 反町健一, 櫻谷敏和, 藤井徹也 : 鉄と鋼, 79 (1993) , 167.
- 50) 渡辺圭兒, 鈴木真, 村上勝彦, 近藤裕計, 宮本明, 塩見剛温 : 鉄と鋼, 83 (1997) , 115.
- 51) 花尾方史, 川本正幸 : 鉄と鋼, 92 (2006) , 655.
- 52) Y.Maehara, K.Yasumoto, Y.Sugitani and K.Gunji : Trans. ISIJ, 25 (1985) , 1045.
- 53) M.Suzuki, H.Shibata and T.Emi : Steel Research, 70 (1999) , 412.
- 54) 例えば, 伊藤義起, 加藤徹, 山中章裕, 渡部忠男 : 鉄と鋼, 89 (2003) , 1023.

(2014年4月22日受付)