自動車向けハイテン鋼種のスラブ表面割れを防止する 鋳造技術

Casting Technology to Prevent Surface Cracks in High-Tensile Strength Steel for Automotives

鼓健二TSUZUMI KenjiJFE スチール製鋼技術部主査櫻井友太SAKURAI Yuta弁理士法人秀和特許事務所特許技術者外石圭吾TOISHI KeigoJFE スチールスチール研究所製鋼研究部主査研究員

要旨

自動車向け高張力鋼板(ハイテン)の適用拡大に向けて,連続鋳造工程では鋳片のコーナー横割れを未然に防止 し、多種多様な成分を有するハイテン鋼種を安定的に製造する必要がある。そのため、連続鋳造中の割れ発生リス クの予測手法と抑止手法を開発した。本研究では、コーナー横割れの基点となる鋳型内での割れリスクの予測手法 として、小型溶解炉を活用した不均一凝固度の簡易評価技術を開発した。また、二次冷却帯でのコーナー横割れの 発生挙動を有限要素法を用いたシミュレーション手法を導入し定量的に解析した。さらに、割れの抑止技術として 均一流入と緩冷却を指向した新型パウダーやチャンファー鋳型を適用し、また二次冷却水パターンの改善を実施 し、自動車向けハイテンの安定製造技術を確立した。

Abstract:

In order to achieve stable manufacturing and increase the production of high-tensile strength steel sheets for automobiles, it is necessary to prevent corner cracks on the slab during continuous casting process. Therefore, prediction and prevention methods for crack initiation during continuous casting have been developed. In this study, a simplified evaluation technique for the degree of uneven solidification in the casting mold has been developed as a prediction method for corner crack risks. Furthermore, the propagation behavior of the corner crack in the secondary cooling zone have been quantitatively analyzed using simulation based on the finite element method. Additionally, a stable manufacturing technology for automotive high-tensile strength steels have been established by applying the new types of mold powder aimed at uniform inflow and slow cooling, applying the chamfer mold, and improving the patterns of secondary cooling water.

1. はじめに

近年,自動車車体向け薄板鋼板では,CO₂排出削減に向 けた車体軽量化と安全性の両立のため,引張強度が 590 MPaを超える高張力鋼板(以下,ハイテン)の採用が 拡大している。自動車向けハイテンは,従来の軟鋼に比べ て炭素や Mn,Si などの合金元素を添加することで高強度化 を図っているが,このような高合金鋼は連続鋳造工程で鋳 片表面にコーナー横割れが発生しやすく生産性が著しく阻 害されるため,コーナー割れの発生を予測し適切に対策する 必要がある。

ハイテンのコーナー横割れの原因の一つは高い炭素量に あり、炭素濃度が0.10~0.17%近傍の鋼は、連続鋳造機の鋳 型内で亜包晶凝固と呼ばれる変態歪が大きい特殊な凝固を 生じるため、鋳片表面が歪んで不均一な凝固になり表面割 れを生じやすいことが知られている¹⁴⁾。このような亜包晶凝 固する鋼種(以下, 亜包晶鋼)のコーナー横割れを低減す るには、緩冷却モールドパウダーの適用や鋳型テーパー変 更などが有効である^{5,6)}。一方で, 亜包晶鋼でない鋼にこれ らの対策を適用すると逆に表面割れやブレークアウトの危険 性が高まるため、当該鋼種が亜包晶鋼か事前に予測して適 切な鋳造条件を選択することが求められる。しかし、亜包晶 凝固する成分範囲は、Si,Mn など合金元素によっても影響さ れるため正確な予測が難しい。過去には、熱力学計算から 亜包晶成分を予測する式が複数報告されている^{7,8)}が,高合 金成分系では正確な予測が難しい。例えば, Presoly ら^{9,10)} は熱分析試験により、高 Si 鋼での亜包晶成分範囲が従来の 熱力学計算結果より高炭素側にあると指摘している。このよ うに、直接凝固試験によって亜包晶凝固を判断する手法も 報告されている^{1,3,11,12)}が、試験負荷が高いため基礎的評価 に使われることが多く、より簡易で、幅広い成分範囲で系統 的かつ定量的に割れリスクを評価する手法は確立されてい

²⁰²⁴年9月30日受付

ない。

さらに、炭素や Mn.Nb.B などの合金添加は、鋳片の熱間 延性を劣化¹³⁻¹⁵⁾させることで、二次冷却帯での曲げ矯正変 形でコーナー横割れを誘発する。そのため、従来、高温引 張り試験で測定した断面収縮率と温度の関係から脆化温度 範囲を評価する定性的な手法¹⁵⁾を用いて脆化温度範囲を回 避するように連続鋳造機内の鋳片温度を制御する対策が取 られてきた。しかし、横割れの発生には鋳片の表面形状や 周辺の温度-歪などの分布状態などさまざまな因子が関与す るため、より定量的な解析が試みられている。例えば、割れ 発生限界歪を測定した従来研究として,安中ら16)の鋼塊の 曲げ試験,林ら17)の傾斜温度場での高温引張り試験,淡路 谷ら¹⁸⁾, Fu ら¹⁹⁾ によるフランジ付き試験片の圧縮・割れ試 験などがあり, 鋼種や切り欠き形状と限界歪の関係を報告 している。一方で、構造物の亀裂進展解析等に使われる X-FEM(拡張有限要素法)の手法^{20,21)}を利用して連鋳機内 の曲げ歪みによる割れ発生まで解析・評価した事例はない。

そこで、本稿では、当該鋼種が亜包晶鋼であるか簡易に 予測し割れリスクを評価する実験手法を確立し、さらに高温 引張試験の FEM シミュレーションによる割れ限界歪評価と X-FEM による連鋳機内での割れ発生評価モデルを確立する とともに、実機鋳造におけるハイテンのコーナー横割れの発 生を減少させる安定生産技術を開発したので紹介する。

2. ハイテンのコーナー横割れの発生機構

まず、コーナー横割れの発生機構を明確化するため、 590 MPa 級ハイテンのコーナー割れ部を調査した。コー ナー割れの外観写真を図1(a)に示す。割れは鋳片のオシ レーションマーク凹み部近傍に発生しており、鋳片の下面側 に比べて上面側の発生率が約5倍高かった。図2に垂直曲 げ型連鋳機での鋳片に作用する変形力のイメージ図を示す。 モールドから垂直方向にスラブが引き抜かれ、湾曲帯へ移 行する上部矯正帯では鋳片の下面に引張応力が作用する。 その後、湾曲帯から水平帯へ移行する下部矯正帯では、鋳 片の上面に引張応力がかかる。当該鋼種で上面側の割れ発 生が顕著であることから、下部矯正帯においてコーナー割れ が発生していると推定される。

次に、コーナー割れ部の断面組織観察結果を図1 (b, c) に示す。割れはオシレーションマークの谷部から内部へ垂 直に亀裂が伝播しているが、SEM 像で仔細に観察すると亀 裂先端はパーライト組織(白色)に沿って開口しており、凝 固時のミクロ偏析に沿って割れが進展したと考えられる。さ らに、表層近くの割れ内部には鉄の酸化スケールとは異なる SiO₂-CaO-Al₂O₃系酸化物が存在し、溶融したモールドパウ ダーが流入した痕跡と考えられた。流動性の高い溶融パウ ダーが存在するのは鋳型内の凝固初期であり、コーナー横 割れは鋳型の中からすでに発生していると考えられる。



(c) SEM 像 Fig. 1 Appearance and cross-section images of corner crack



図2 垂直曲げ連鋳機内で鋳片に作用する変形力

Fig. 2 Schematic diagram of deformation of slab in continuous caster

上記の特徴から,コーナー割れは以下の機構で発生する と推察される。(1)初期凝固で2面方向から冷却される鋳 型コーナーで亜包晶鋼特有の深いオシレーションマークの凹 みが形成,(2)凹み形状に鋳型内の変態歪や熱収縮歪が集 中しミクロ偏析部に沿って微細割れが発生(この時,溶融 したモールドパウダーを吸引),(3)2次冷却帯の曲げ矯正 時に,微細割れが亀裂進展し大きなコーナー横割れとして 顕在化する。

このような発生機構を持つハイテンのコーナー割れを抑止 するには、鋳型内の初期凝固における割れ発生と二次冷却 帯の下部矯正点での割れ進展のそれぞれのリスクを定量的 に予測し、適切に対策する必要があると考えられる。

3. 鋳型内での割れリスク評価方法の確立

先述のとおり,当該鋼種が亜包晶鋼であるか簡易に評価 する手法が未確立だったことから,JFE スチールでは小型の 溶解炉を用いた簡易的な評価手法を確立したので以下に紹 介する。

使用する設備は図3に示す水冷銅鋳型付きの小型真空溶 解炉である。本装置を用いて,真空チャンバー内のるつぼ で約440gの鋼材を高周波誘導加熱で1600℃で溶解後,合 金成分を調整し,水冷銅鋳型へ鋳造して小さな急冷イン ゴット(約25mm高×60mm長×40mm幅)を作製する。



図3 小型真空溶解炉の概略図

Fig. 3 Schematic diagram of experimental apparatus



図4 急冷インゴットの底面形状の比較 Fig. 4 Bottom surfaces of rapidly cooled ingot

このインゴットの底面の外観の例を図4に示す。0.02% C鋼は鋳型と密着して平滑面となるのに対して, 亜包晶鋼と 考えられる0.12%C鋼では凝固収縮が不均一に発生しイン ゴット表面に凹凸が形成される。この急冷インゴットの表面 凹凸を三次元表面形状計で測定して表面粗さ(三次元算術 平均粗さ)Saを求めることで,当該鋼種の不均一凝固の大 きさを定量評価できる。本手法は少量の溶解実験であり,ま た試験後のサンプルを研磨や腐食等の下処理なしに表面形 状測定だけで評価できるため,従来の凝固試験^{1,22-24)}と比較 して非常に簡易的な評価手法であると言える。

測定例として,0.2% Mn 鋼の炭素量だけを変化させて表 面粗さSaを評価した結果を図5に示す。炭素量がおよそ 0.10~0.15% C 近傍で,不均一凝固により表面粗さSa が増 加する様子を確認できる。このように本手法は簡易に不均 一凝固度を系統調査できるため,鋳造実績がない成分範囲 の開発鋼でも,鋳造実績のある既存鋼種と比較して割れリ スクを予測することにより,最適な鋳造条件の選択に活用で きる。

本手法で評価できる表面粗さ Sa について,実機鋳片の平 均オレーションマーク深さとの比較を実施した。図6は,過 去に福山地区第4連続鋳造機で実際に鋳造されていた,鋳 造条件が非常に近く成分だけ異なる中炭素鋼について,実 機鋳片のコーナー近傍で実測した平均オシレーションマーク 深さと,その鋳片から母材を採取して本手法で測定した表 面粗さ Sa を比較した結果である。両者はほぼ直線的な対応 関係を示しており,本手法で評価した表面粗さ Sa は実機鋳 片の不均一凝固度を代表する指標とみなせる。過去報告²⁵⁾ や実機鋳片の経験的データからオシレーションマーク深さ≧







図6 表面粗さ Sa と実機鋳片の平均オシレーションマーク深さの関係

Fig. 6 Relationship between surface roughness Sa and oscillation mark depth of actual cast slabs

0.4 mm の深い凹み部はコーナー横割れが発生しやすい傾向 があるが,それと対応する表面粗さは Sa≧60 µm であった ため,対象鋼種のコーナー横割れリスクの指標として,表面 粗さ Sa≧60 µm をリスクありの基準と定めた。

本手法により,不均一凝固の生じる成分範囲に及ぼす合 金元素の影響の系統的な整理も行った。1.5% Mn-高 Si 鋼の 例を図7に示す。従来の熱力学データベース²⁶に基づく予 測では亜包晶成分範囲は Si の添加で低炭素側に遷移すると 考えられていたが,実際の不均一凝固の発生領域(表面粗 さ Sa ≥ 60 µm の領域)は高 Si ほど高炭素側に遷移している ことが,系統的調査で初めて明確になった。

本手法を活用して,Si以外の合金成分についても不均一 凝固に及ぼす成分影響を系統的に調査し予測モデル化する ことで,鋼種成分からコーナー横割れリスクを机上計算で予 測するツールも開発した。これらにより,未知の新規成分鋼 種でも事前にコーナー横割れリスクを予測できるようにな り,最適な鋳造条件選択のため操業管理に活用されている。

20

0

0.5

0.4

0.3

0.2

0.1

傷が発生するモデルとした。

0.01

0

Local strain at notch (-)

0

0.02

Critical strain



図7 実験で求めた不均一凝固範囲と状態図計算による亜包晶 成分範囲の比較

2次冷却帯におけるコーナー横割れリスクの 高度シミュレーション

連続鋳造機内での鋳片の割れの発生を定量評価するため に、高温引張り試験とシミュレーションによって割れ発生限 界歪みを評価し、割れ発生評価モデルを作成した。図8に 高温引張り試験を模擬した FEM シミュレーションモデルを 示す。高温引張り試験は試験片を中炭素鋼(C:0.17%)か ら採取し、平行部の中央に幅2mm、深さ1.5mmのV状の 切欠きを環状に加工した。室温から一旦 δ 相の温度域まで 加熱し、600 s 保持した後、試験温度まで5℃/s で冷却し、 試験温度で 60 s 保持後に歪み速度 2×10−3/s で引張りを 行った。シミュレーションでは同様の形状で外力として試験 片両端を変位拘束し、引張りの境界条件を与えた。材料特 性値として、同じ材料の切り欠きなし時の引張試験で得られ た応力-歪曲線の実測値を用いた。本試験では、切欠き部を 含む平行部長さ15mm間で発生した歪みを平均歪みと定義 した。

最初に、高温引張試験での割れ発生限界歪みの確認のた め、試験片が破断する前に引張りを停止させて歪み量を変 化させる試験を行った。その結果、歪み 0.041 を付与した時 に、切欠きの中央部に割れの発生が確認された。次に、試 験温度 800℃の物性値を与えた条件で、シミュレーションと 引張り試験を行った。応力-歪み曲線を**図 9** に示す。シミュ レーションで得られた応力-歪み曲線は、引張り試験の応 力-歪み曲線と良く一致した。割れ部に局所的に発生した歪 みを評価するために、シミュレーションで平均歪みに対する 切欠き部の局所歪みを算出した。**図 10** にシミュレーション による平均歪みと切欠き部の局所歪みの関係を示す。試験 温度 800℃では、引張り試験での割れ発生歪み (0.041) の ときのシミュレーションでの切欠き部の局所歪みが、割れ発 生限界歪 $\varepsilon^0_{max} = 0.3$ として得られた。

高温引張り試験とシミュレーションによって得られた割れ 発生限界歪みを用いて,連鋳機内の実機スラブを模擬した 割れ発生のシミュレーションを X-FEM により行った。



C

ଞ

Strain (-)

0.04

図9 シミュレーションによる応力-歪み曲線

Fig. 9 Simulated stress-strain curve

0

Average strain (-)

図 10 シミュレーションによる平均歪みと切欠き部の局所歪み

Fig. 10 Simulated local strain at notch and average strain

X-FEM とは有限要素法をベースに、要素内に新たな自由度

と内挿関数を付加することで変位の不連続面を定義する解

析法であり、物体が応力や歪みを受けた時の破壊、損傷挙

動を解析できる。また、損傷発生モデルとして粘着損傷

(Cohesive damage)を用いた。粘着損傷モデルは応力と歪

みに基づく損傷発生基準(最大主応力,最大主歪み,最大

公称応力)であり、き裂の発生基準と伝播方向はき裂先端

前方の要素中心での応力/歪みの値に基づく。粘着損傷モデ

ルは、(1)式に示す、最大主歪みが限界値=1に達すると損

0.02 0.03 0.04 0.05 0.06

á Abooo

0.08

Crack generation

strain by tensile test

0.1

0.06



ただし、 ε_n :最大主歪み、 ε_{\max}^0 :割れ発生限界歪みである。 ここで、最大主歪みが正の時、 $\langle \varepsilon_n \rangle = \varepsilon_n$ であり、 ε_n が負の時 $\langle \varepsilon_n \rangle = 0$ とした。

Fig. 7 Estimated hypo-peritectic range by this study and Thermo-Calc calculation

伝熱計算は FEM を用い,割れ発生のシミュレーションは X-FEM を用いて計算した。鋳片のサイズは鋳造方向に 55 mm,厚み方向に 20 mm の 2 次元モデルとし,要素の種 類として 4 節点線形平面ひずみ要素を使用した。鋳造方向 の中央に深さ 0.2 mm~1.0 mm,幅 3 mm~12 mm のオシ レーションマークを与えた。鋳片の温度はあらかじめ伝熱計 算で得られた温度分布を与えた。材料特性値はヤング率, ポアソン比,変形抵抗の実測値を温度に応じて与え,さらに 高温引張試験で測定された結果をもとに,鋳片に割れ発生 限界歪みを与えた。そして,外力として曲げ歪みを付与した ときの,割れが発生する現象をシミュレーションした。本シ ミュレーションにおいては割れの伸展については解析せず, オシレーション部の局所歪みが割れ発生限界歪みに達して, 割れが発生した時の歪みを評価した。

図11にオシレーションマーク深さを変更した時の応力集 中係数と割れ発生時の平均歪みの関係を示す。割れ発生時 の平均歪みは、オシレーションマーク部が割れ発生限界歪 みに達して割れが発生したときの、長さ55 mm の鋳片表面 の歪みの平均値であり、オシレーションマーク深さ0.6 mm, 幅4 mm の条件を基準とする指数とした。同時に各条件で のシミュレーションでの割れ発生時の最大主応力分布の例 を図11(a)~(c)に示す。応力集中係数はオシレーション マーク深さおよびその先端部の曲率から以下の式^{27,28)}に よって求めた。

$$\alpha = 1 + 2 \sqrt{\frac{a}{\rho}} \quad \dots \qquad (2)$$

α:応力集中係数(-), a:オシレーションマーク深さ
(mm), ρ:曲率半径(mm)である。

オシレーションマーク深さの増加,またはオシレーション マーク幅の減少により応力集中係数は増加する。図11から オシレーションマーク深さが深く,応力集中係数が大きいほ ど割れが発生するまでの平均歪みは小さい傾向が得られた。 引張試験での切欠き深さと割れ発生までの歪みでも同様の 関係が見られ,温度分布を考慮してもオシレーションマーク が深いほど割れが発生しやすい傾向は変わらなかった。

図12にオシレーションマーク幅を変更した時の応力集中 係数と割れ発生時の平均歪みの関係を示す。オシレーショ ンマーク幅の減少により応力集中係数は増加し,割れ発生 時の平均歪みは減少するが,その影響はオシレーションマー ク深さが増加した場合よりも小さい。すなわち,オシレー ションマーク形状としては幅よりも深さの方が割れ発生への 影響が大きいことが分かる。今回の結果から,割れに対す るオシレーションマーク形状の影響は,応力集中係数のみ では一義的に整理できないことが分かる。従って,シミュ レーション等で実際のオシレーションマーク形状を入力し, 割れ発生時の歪みを評価する手法が有効であると考えられ



図 11 オシレーションマーク深さ変更時の応力集中係数と平均 歪みの関係

Fig. 11 Relationship between stress concentration factor and average strain with varying oscillation mark depth



図 12 オシレーションマーク幅変更時の応力集中係数と平均歪 みの関係

Fig. 12 Relationship between stress concentration factor and average strain with varying oscillation mark width

る。実操業での温度分布やオシレーションマーク形状が変 化した際の割れ発生の予測に,本シミュレーションを有効活 用できるようになった。

5. 連鋳機におけコーナー横割れの抑止技術

コーナー割れ対策として,まず鋳型内で割れを発生させ ないため,(1)鋳型冷却の緩冷却化による不均一凝固の緩 和,および(2)コーナー部に生じる熱歪みの緩和を図った。

鋳型内の緩冷却には、高結晶性のモールドパウダーを使 用することが有効である⁵⁰。ただし、結晶性の高すぎるモー ルドパウダーは固相の晶出により流動性が低下して鋳型と 鋳片の間に流入できず潤滑効果が低減するため、かえって 不均一凝固を助長したりブレークアウトを誘発することで鋳 造速度を低下させ生産性を阻害する課題があった。そこで、 結晶性と均一流入性を両立するハイテン用モールドパウ ダーを開発した。**表1**に一般鋼用とハイテン用のモールド パウダーの特性例を示す。ハイテン用モールドパウダーは 結晶化温度を高めて冷却時の結晶の晶出を促進すると同時 に、一般中炭鋼用より粘度低下を図ることで流入性の向上 を図った。実機鋳造における鋳型内の抜熱量を**図13**に示

Applicable steel type for the mold powder	Low carbon steel	Medium carbon steel	High-tensile strength steel
Basicity (-)	0.8-0.9	1.2-1.5	1.5
Crystallization temperature (°C)	960-1 065	1 130-1 190	1 180
Viscosity (Pa·s) @1 300°C	0.3-0.5	0.09-0.12	0.08

表 1 モールドパウダーの特性 Table 1 Characteristics of moldflux



図 13 モールドパウダーによる鋳型抜熱の比較







す。一般の中炭素鋼用モールドパウダーと比べて,鋳型抜 熱が10%ほど低下し緩冷却効果が向上した。一方で,流入 性を高めることで,福山地区第6連続鋳造機では鋳造速度 1.8 m/minでハイテンを安定製造することに成功している。

また,鋳型内のコーナー部の過冷却による熱歪みを緩和 するため,図14に示すような断面形状を有するチャン ファー鋳型を採用し,鋳片コーナーを面取り形状とした。設 計に際しては,4章でも用いた有限要素解析を利用して形状 最適化を図った。コーナー部の熱応力に及ぼす面取り形状 の影響の解析結果を図15に示す。面取り形状の比 a/b=5 近傍でコーナー応力は最も低位となった。ハイテンにはこの 最適形状である a/b=5に基づいて設計された鋳型を採用 し,熱応力の緩和を図った。

さらに、下部矯正帯でのコーナー横割れの拡大抑止のた め2次冷却条件の改善も図った。図16に、あるハイテン鋼 種の脆化温度域と、二次冷却条件における矯正帯でのスラ ブコーナー温度を示す。従来条件では下部矯正帯でコー ナー温度が脆化温度域に合致しており、このため鋳片上面 での割れが発生しやすい状況にあった。そこで、下部矯正 帯前の2次冷却水量を増加させ、コーナー温度を早期に低 温化してフェライト変態を促進することで熱間延性の改善を 図った。







図 16 二次冷却パターン改善前後の矯正帯でのコーナー温度

Fig. 16 Slab corner temperature of conventional and developed secondary spray pattern



図 17 コーナー割れ対策に伴う冷延コイルでの格落ち率の変化 Fig. 17 Results of rejection ratio in cold-rolled strip following improvement measures

実際に,実機鋳造で上記3つの対策を実施した際の鋳片の割れ発生率の改善状況を図17に示す。すべての対策を実施した結果,従来条件と比較して鋳片の割れを起因とする製品欠陥が80%以上改善した。このような改善によりハイテンの安定製造を実現している。

6. おわりに

本稿では,自動車向けハイテンの安定製造を実現するこ とを目的として,連続鋳造機内におけるコーナー横割れに着 目して割れリスクの予測手法の開発と対策を実施した。その 結果,鋳型内の不均一凝固度を実験的に簡易評価する手法 と評価指標を確立し,未知の開発鋼種に対しても適切な鋳 造条件を事前検討できるようになった。また,亀裂進展も考 慮した有限要素解析モデルを構築し、二次冷却帯における 亀裂進展の解析が可能となった。そして、鋳型内の割れ基 点の発生を抑止するモールドパウダーや鋳型形状の改善、 および割れの拡大進展を抑止する適切な二次冷却パターン の改良により、コーナー割れの発生を抑止し自動車向けハイ テンの安定製造に貢献した。今後、さらなる鋳造技術の開 発を継続し、自動車向けハイテンの一層の安定供給や高性 能化に対応することで、自動車分野における CO₂ 排出削減 へ貢献を図っていく所存である。

参考文献

- 村上洋,鈴木幹雄,北川融,宮原忍.連続鋳造鋳型内における亜包晶 炭素鋼の不均一凝固の制御.鉄と鋼. 1992, vo. 78, no. 1, p. 105-112.
- 松宮徹,佐伯毅,田中純,有吉敏彦.連続鋳造スラブ表面縦割れ発生 機構に関する数学モデル解析.鉄と鋼. 1982, vol. 78, no. 13, p. 1782-1791.
- 杉谷泰夫,中村正宣.連鋳鋳型内不均一凝固に及ぼす合金成分の影響.鉄と鋼. 1979, vol. 65, no. 12, p. 1702-1711.
- 4) 梶谷敏之,山田亘,山村英明,若生昌光.鋼の連続鋳造における鋳型 内潤滑と初期凝固制御.鉄と鋼.2008, vol. 94, no. 6, p. 189-200.
- 5) 花尾方史,川本正幸,原昌司,村上敏彦,菊地祐久,花崎一治. 亜包 晶鋼スラブの高速連続鋳造用モールドフラックス. 鉄と鋼. 2002, vol. 88, no. 1, p. 23-28.
- 杉谷泰夫,中村正宣,渡部忠男.連鋳鋳型内不均一凝固に及ぼす抜熱 速度の影響.鉄と鋼. 1981, vol. 67, no. 9, p.1508-1514.
- Xu, J.; He, S.; Wu, T.; Long, X.; Wang, Q. Effect of Elements on Peritectic Reaction in Molten Steel Based on Thermodynamic Analysis. ISIJ. Int. 2012, vol. 52, no. 10, p. 1856–1861.
- Blazeck, K.; Lanzi, C.; Gano, P.; Kellogg, D. Calculation of the Peritectic Range for Steel Alloys. Proceedings of AISTech, Association for Iron and Steel Technology. 2007, p. 81–88.
- 9) Presoly, P.; Pierer, R.: Bernhard, C. Metall. Identification of Defect Prone Peritectic Steel Grades by Analyzing High-Temperature Phase Transformations. Mater. Trans. A. 2013, issue44, p. 5377–5388.
- Presoly, P.; Bernhard, C. Influence of Silicon and Manganeze on the Peritectic Range for Steel Alloys. Proceedings of AISTech, Association for Iron and Steel Technology. 2016, p. 2497–2506.
- 11) 山村英明, 笹井勝浩, 上島良之, 水上義正. 極低炭素鋼の初期凝固

シェル生成挙動に及ぼす流動の影響. 鉄と鋼. 2003, vol. 89, no. 6, p. 645-652.

- Dong, S.; Niyama, E.; Anzai, K. Free Deformation of Initial Solid Shell of Fe-C Alloys. ISIJ. Int. 1995, vol. 35, no. 6, p. 730–736.
- 13) 鈴木洋夫,西村哲,今村淳,中村泰. 900~600℃温度域における鋼の 脆化特性. 鉄と鋼. 1981, vol. 67, no. 8, p. 1180-1189.
- 14)牧正志,長道常昭,阿部直樹,田村今男.低炭素鋼の初析フェライトの生成挙動および2相域での延性.鉄と鋼. 1985, vol. 71, no. 10, p. 1367-1374.
- 15) Mintz, B.; Crowther, D. N. Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting. International Materials Reviews. 2010, vol. 55, no. 3, p. 168–196.
- 16) 安中弘行,成田貴一,森隆資,藤本孝彦.小型鋳塊曲げ変形による表面割れ発生.日本鉄鋼協会第101回講演大会講演概要集.1981, p. S136.
- 林浩史,柴田浩幸,鈴木幹雄,江見俊彦.連鋳鋳片における表面横割 れ発生限界ひずみの測定.材料とプロセス. 1997, vol. 10, no. 1, p. 249.
- 18) 淡路谷浩,鈴木幹雄,鈴木真,中田正之.極低炭素鋼における横割れ 発生限界歪みの測定.材料とプロセス.2001, vol. 14, no. 4, p. 895.
- Fu, J. Y.; Carcia, C. I.; Pytel, S.; DeArdo, A. J. On the Hot Ductility of Continuously Cast Microalloyed Steels. PTD Conf. Proc. 1988, vol. 8, p. 43–50.
- 20) 柴沼一樹,宇都宮智昭. 拡張有限要素法 (X-FEM) による二次元き裂 問題の解析とその精度評価. 応用力学論文集. 2006, no. 9, p. 211-220.
- 21) Moes, N.; Dolbow, J.; Belytschko, T. A finite element method for crack growth without remeshing. International Journal for numerical methods in engineering. 1999, vol. 46, issue 1, p. 131–150.
- 22) Suzuki, M.; Yu, C. H.; Sato, H.; Tsui, Y.; Shibata, H.; Emi, T. Origin of Heat Transfer Anomaly and Solidifying Shell Deformation of Peritectic Steels in Continuous Casting. ISIJ Int. 1996, vol. 36, S171.
- 23)水上英夫、山中章裕.極低炭素鋼の初期凝固シェルの不均一生成機構.鉄と鋼. 2008, vol. 94, no. 11, p. 507-516.
- 24) Mondragon, J, J, R.; Trejo, M, H.; Roman M, de J, C.; Solis T, H. Description of the Hypo-peritectic Steel Solidification under Continuous Cooling and Crack Susceptibility. ISIJ Int. 2008, vol. 48, no. 4, p. 454–460.
- 25) 安中弘行,仲山公規,蝦名清,斎藤忠,木村雅保,松田廣,連続鋳造 中炭素鋼スラブ鋳片のコーナー横割れの改善.鉄と鋼. 1995, vol. 81, no. 9, p. 894-899.
- 26) TCFE7 Database. Thermo-Calc Software AB, Stockholm.
- 27) 西田正孝. 応力集中. 森北出版, 1976, 840p (p. 15).
- 28) 岡村弘之. 線形破壊力学入門. 培風館, 1976, 226p (p. 16).