

討13

ブルーム連铸铸片の表層部割れ

神戸製鋼所・中央研究所○安中弘行, 藤本孝彦, 森 隆資, 成田貴一
神戸製鉄所 鈴木康夫, 若杉 勇, 片桐行雄, 高木 彌

1. 緒 言

当社, 神戸製鉄所 3号ブルーム連铸機は1981年1月より稼働を開始し, 機械構造用鋼, バネ鋼, 低合金鋼をはじめとする条用特殊鋼の铸造をおこなっている。3号連铸機の建設に先立ち, 2号連铸機を一部改造し, 2次冷却条件の表層部割れにおよぼす影響など各種調査をおこなった結果, 3号連铸機では良好な表面品質が得られている。

本報告では, 改造2号連铸機および3号連铸機(仕様はTable 1に示す)において, 表層部の割れ発生におよぼす2次冷却条件および铸型内電磁攪拌強度の影響について調査した結果を述べる。また, 割れ部の組織および析出物, 铸片温度解析, 熱応力解析, 小型铸塊の高温曲げ実験による割れ発生の臨界歪量測定などにより, ブルーム連铸铸片の表層部割れの発生機構について検討した結果をも合わせて報告する。

2. 表層下割れ

表面下割れはCrを含む低合金鋼(SCR420, SCM415, SCM440, SCR440など:成分組成はTable 2に示す)に特徴的な割れである。また, サルファープリントでは検出されないことから完全凝固後の割れであり, 温塩酸によるマクロ腐食や鏡面仕上げ後の顕微鏡観察によりはじめて検出できる微細な割れである。铸片縦断面のマクロ腐食結果はPhoto・1に示したとおりであり割れは広面・中央部に多く, 铸片の表層下数mm~30mm程度の位置に発生している。

改造2号連铸機において, 表層下割れの発生と2次冷却条件(ゾーン別水量はTable 3に示す)の関係について調査した結果はFig・1に示したとおりである。高比水量ほど, 2次冷却帯下部ゾーンを強冷するほど(条件B)表層下割れが発生しやすいことが明らかであり, 铸片表面温度が低下した時点で割れたことが推察される。また割れ発生深さは水量が多いほど, C量が少ないほど深くなる傾向が認められる。

割れ部近傍の組織写真はPhoto・2に示したとおりであり, 表層部は微細な, 内部は粗大なフェライト+パーライト組織になっており, 割れはその境界部の初析フェライトを伴う旧オーステナイト粒界に沿っている。割れ先端部は不連続な割れとなっており, 旧オーステナイト粒内に発生した微細な割れが拡大・成長し連続した割れになったものと考えられる。また表層部の微細組織層は冷却が強いほど, C量が低いほど厚くなる傾向が認められる。

表層下割れの破面について, 光学顕微鏡および走査電顕を用いて

Table 1. Specifications of continuous caster at Kobe Works

| Item | No.2 (Remodeled) | No.3 |
|---------------------|------------------|------------------|
| | Vertical | Vertical bending |
| Machine type | Vertical | Vertical bending |
| No. of strand | 3 | 2 |
| Bloom size | 300x400, 300x400 | 300x400 |
| Radius of curvature | - | 10m |
| Casting speed | 0.45-0.55(m/min) | 0.7-0.9 (m/min) |
| Spray zone length | 9.6m(1-4 zone) | 18m(1-5 zone) |

Table 2. Chemical composition of steels

| Kind of steel | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Al |
|---------------|-----|------|-----|-------|-------|------|-----|--------------|
| SCM415 | .16 | .28 | .73 | ≤.030 | ≤.025 | 1.05 | .20 | 0.22 0.47 |
| SCM440 | .41 | .28 | .73 | ≤.030 | ≤.025 | 1.05 | .18 | 0.20 0.45 |
| SCR420 | .21 | .28 | .83 | ≤.030 | ≤.025 | 1.18 | - | 0.22 0.47 |
| SCR440 | .41 | .28 | .73 | ≤.030 | ≤.025 | 1.05 | - | 0.20 0.45 |
| SUP6 | .61 | 1.65 | .90 | ≤.030 | ≤.015 | - | - | 0.15 0.45 |

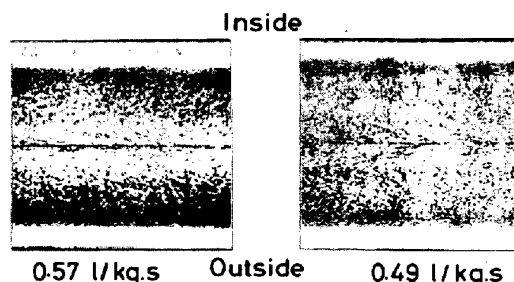


Photo.1. Macrostructure of the bloom (SCR420)

Table 3. Water flow rates in secondary cooling zone (m³/hr.m²)

| Condition | 1 zone | 2 zone | 3 zone | 4 zone | S.C.W ^x (l/kg.s) |
|-----------|--------|--------|--------|--------|--------------------------------|
| | 3-4m | 2-1m | 1-45m | 1-8m | |
| A | 1.71 | 1.61 | 1.42 | 1.22 | 0.66 |
| B | 1.26 | 1.54 | 1.76 | 1.90 | 0.66 |
| C | 1.29 | 0.90 | 0.73 | 0.52 | 0.40 |
| D | 0.77 | 0.90 | 1.00 | 1.27 | 0.40 |

x S.C.W: Specific cooling water

観察した結果の1例は Photo・3 に示したとおりである。破面は大きく滑らかな結晶粒界 (A部) となっており、微細なディンプルパターンを示している。ディンプルの底には析出物が存在する場合が多く、この析出物について E P M A による定量をおこなった結果、MnS, Mn-Fe-S, Mn-Fe-Cr-S などの硫化物系析出物であることが確認された。

これらの結果から、表層下割れは 600~900°C の温度範囲に存在する脆化に起因する割れであり、その脆化機構は鈴木ら¹⁾ が述べているように、旧オーステナイト粒界への、i) MnS などの析出、ii) 変形抵抗の小さなフィルム状フェライトの析出、によるものと考えられる。

連铸鑄片の表層下に引張応力が発生する原因として、i) 変態応力、ii) バルジング、iii) 曲げ・矯正応力、vi) 熱応力が考えられるが、割れ発生は i) 2次冷却条件に大きく依存する。ii) 高比水量ほど割れやすい。iii) 垂直型連铸機でも発生することから主原因は熱応力と考えられる。

そこで、3号連铸機において表層下割れが発生した際の (発生深さ: 表層下約 25mm), 広面・中央部の鑄片表面温度推移について、差分伝熱法による計算および2色温度計による実測をおこなった結果は Fig・2 に示したとおりである。スプレー冷却の終る4ゾーンから5ゾーンへ移る際の復熱により発生する熱応力について、汎用有限要素法プログラムである MARC-STRESS を用い弾塑性応力解析をおこなった。

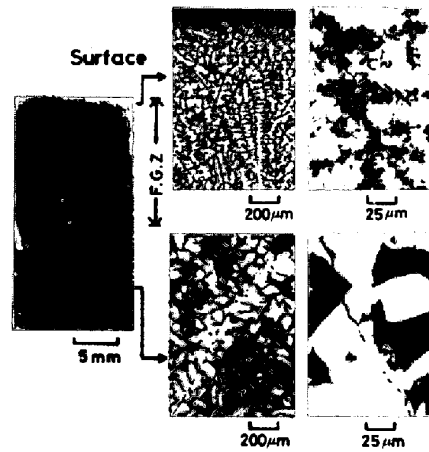


Photo.2. Macro and microstructure near the subsurface crack

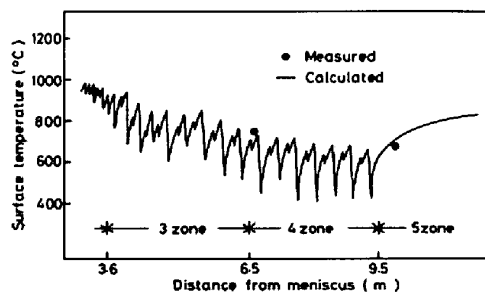


Fig.2. History of surface temperature

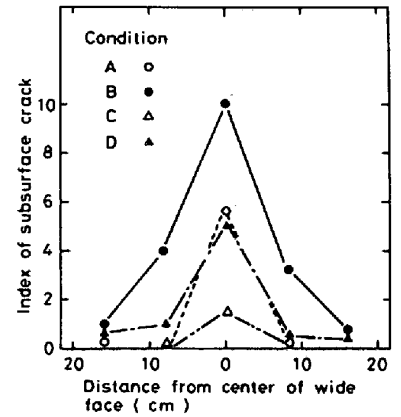


Fig.1. Influence of secondary cooling conditions on the subsurface crack

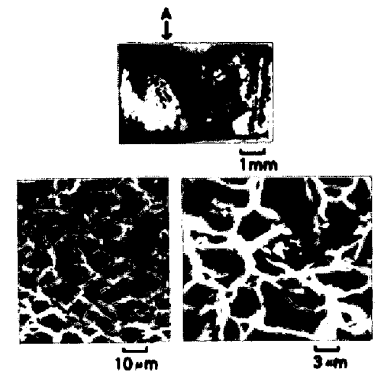


Photo.3. Fracture surface of the subsurface crack

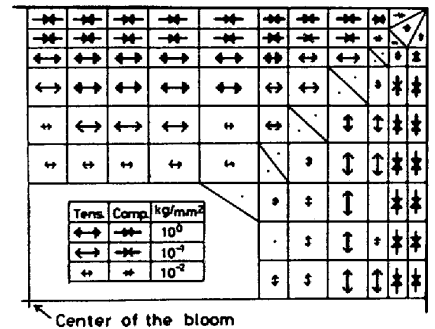


Fig.3. Thermal stress distribution in the bloom at 9.5m from the meniscus

復熱開始後 36 秒経過時の鑄片内応力分布は Fig・3 に示したとおりである。広面・中央部の表層下 20~40mm の位置に最大の引張応力が生じており、表層下割れの発生状況と良く対応している。これらのことから表層下割れの発生機構は、MnS などの析出物および初析フェライトの析出により脆化した旧オーステナイト粒界に復熱に伴う引張応力が集中し割れ発生に至ったものと考えられる。

これらのことから、2次冷却水量、とくにローラー鑄片間に冷却水のたまりやすい曲げ内側、下部ゾーンの水量を低減し、個々のスプレー冷却水による冷却・復熱も含め、復熱に伴う熱応力の発生を極力抑えることにより、表層下割れの防止をはかっている。

3. 縦割れ

Si-Mn系バネ鋼 (SUP6:成分組成はTable 2に示す)は、他の鋼種に比べて微細な縦割れが発生しやすい。この縦割れは長さ1~5mm,巾0.1~0.5mm程度の微細な割れであり、黒皮状態では検出できない。

縦割れの発生とTable 3に示した2次冷却条件の関係について調査した結果はFig. 4に示したとおりである。割れは鑄片中央部に多く条件A, すなわち、高比水量, 上部強冷パターンの場合に多発した。また割れ深さは条件Aでは1~5mmと比較的深い, 他の2次冷却条件では2mm以下の浅い割れである。

いっぽう, 縦割れの発生は鑄型内電磁攪拌強度とも関連があり, その調査結果はFig. 5に示したとおりである。割れは鑄型内電磁攪拌強度が大きいほど, また比水量が小さいほど, その発生頻度は減少する傾向がある。しかしながら, 攪拌強度をあまり大きくするとオシレーションマークの乱れ, コーナー部の割れ欠陥および負偏析などの問題が生じるため, 適切な攪拌強度を選定する必要がある。

縦割れ発生部のマイクロ組織について, 2%ナイトール液を用いて調査した結果はPhoto 4に示したとおりであり, 割れは旧オーステナイト粒界に沿っている。また, EPMAによる分析をおこなった結果, 割れ部には例外なくスケール層が存在する。しかしながらサブスケール層および脱炭層については, これらを伴う割れ(A)と伴わない割れ(B)とがある。これは割れ発生の時期に差があるためと推察される。

これらの結果から, この微細な縦割れは鑄型内および2次冷却帯上部で発生したものと考えられる。すなわち, 鑄型内電磁攪拌強度の影響を受けていることから鑄型内で割れが発生していることは明らかであり, 鑄型内電磁攪拌にともなう溶鋼流動により凝固厚みが均一となったため, 縦割れの発生が軽減されたものと考えられる。

また縦割れの発生は2次冷却帯上部の水量に大きく影響されていること, およびサブスケール層, 脱炭層をほとんどともなわない割れもあることから, 2次冷却帯上部で新たに発生していることも明らかである。2次冷却条件Aの場合について熱応力解析をおこなった結果, 2次冷却の不均一により鑄片表面中央部には, $2.3 \text{ kg} \cdot \text{f} / \text{mm}^2$ の引張応力が発生することが明らかとなった。この熱応力に起因する引張応力の旧オーステナイト粒界への集中により割れが発生あるいは拡大したものと考えられる。

現在は適切なる鑄型内電磁攪拌条件の設定および2次冷却の緩冷化の併用により, 微細な縦割れ発生の防止をはかっている。

4. 横割れ

横割れは曲げ型連鑄機の矯正域において発生する 경우가多く, 一般には, 高温引張試験により鋼の高温延性を調査し, 脆化温度

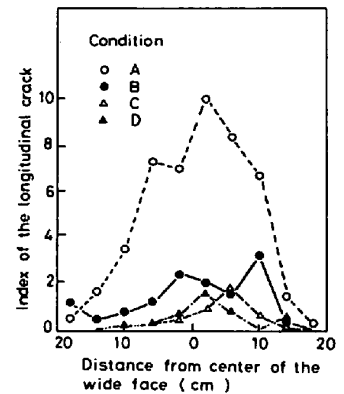


Fig. 4. Influence of secondary cooling conditions on the longitudinal crack

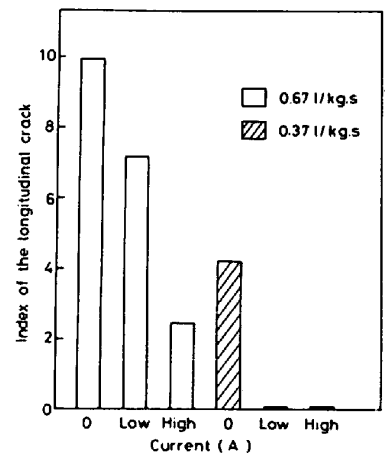


Fig. 5. Influence of intensity of in-mold stirring on the longitudinal crack

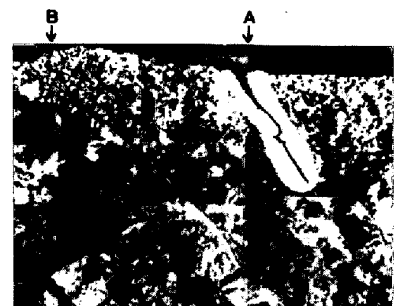


Photo. 4. Microstructure near the longitudinal crack

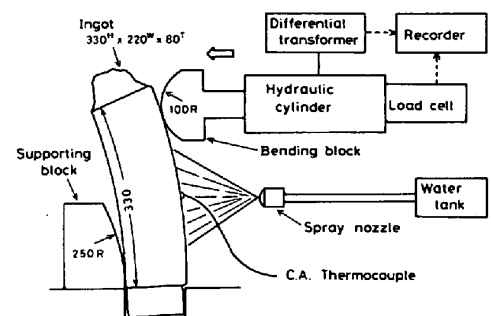


Fig. 6. Experimental apparatus for the bending test

域での矯正を避けるような2次冷却条件を採用することにより、割れ発生の防止をはかっている。しかしながら、高温引張試験では割れ発生と歪量の定量的知見が得られないという短所がある。³⁾そこで横割れ発生をシミュレートした小型鋳塊の高温曲げ実験により、割れ発生の臨界歪量曲線を求め、実機における横割れ発生状況との対応をはかった。

小型鋳塊曲げ実験装置の概略はFig-6に示したとおりである。約70kgの溶鋼を鋳鉄製分離鋳型内に鋳込み、3分後に鋳型を分離し、スプレー冷却により鋳塊(330^H×220^W×100^T)を冷却した。所定の表面温度に達した時点で、油圧作動による曲げブロックにより鋳塊に曲げ変形を加え(歪速度:10⁻²~10⁻³1/sec),割れ発生と歪量の関係について調査した。表面温度測定はC.A熱電対の鋳片表面への溶着により、割れ発生の有無の判定は鋳塊表面を温塩酸により酸洗し目視により、また歪量は鋳塊の変形量から計算により求めた。

実験に供した3鋼種(SCM415, SCR440, SUP6:成分組成はTable-2に示す)の横割れ発生の臨界歪量曲線はFig-7に示したとおりである。各鋼種ともおよそ、600~700°Cに横割れの発生しやすい、いわゆる脆化温度域が存在するが、臨界歪量は鋼種によって異っている。

3号連鋳機において同一鋳造条件で上記3鋼種の鋳造をおこなった結果、いずれの鋼種にも横割れは発生しなかった。この鋳造条件における鋳片表面温度について打込式温度計(火薬を用いてシース熱電対を鋳片表面へ打込む)を用いて測定した結果、矯正域では、i)コーナー部:750~900°C, ii)中央部:850~1000°Cである。また同連鋳機の矯正域において鋳片表面に発生する歪量は1.5%であり、これは上記3鋼種の臨界歪量曲線よりも小さく、本曲げ実験は連鋳機の矯正域における横割れ発生状況と良く対応しているものと考えられる。

また、一般に横割れ防止対策の1助として、高温引張試験による高温延性の測定がおこなわれている。そこで上記3鋼種について高温引張試験をおこない絞り値について調査した結果はFig-8に示したとおりである。絞り値曲線は曲げ実験における臨界歪量曲線と良く対応しており、横割れ発生と高温延性の間に相関性のあることが明らかとなった。

3号連鋳機において新鋼種を鋳造するにあたっては、鋳塊曲げ実験あるいは高温引張試験による脆化挙動の調査、および脆化温度域での矯正を避けるような鋳造条件を設定することにより横割れ発生の防止をはかっている。

5. 結 言

神戸製鉄所3号ブルーム連鋳機においては、適切な2次冷却条件、鋳型内電磁攪拌強度、鋳造速度などを鋼種に応じて設定することにより、良好な表面品質が得られている。

参考文献

- 1) 鈴木, 西村, 今村, 中村: 鉄と鋼 67(1981)P1180
- 2) 安中, 藤本, 森, 野崎, 成田, 大西: 鉄と鋼 65(1979)S743
- 3) 安中, 藤本, 森, 成田: 鉄と鋼 66(1980)S136

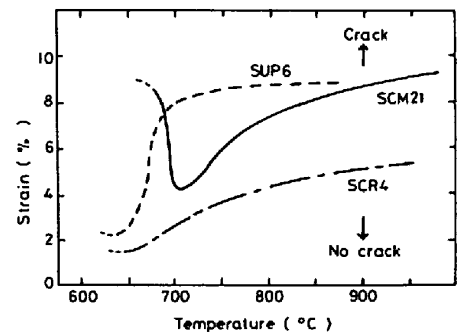


Fig.7. Influence of temperature on the critical strain of crack formation

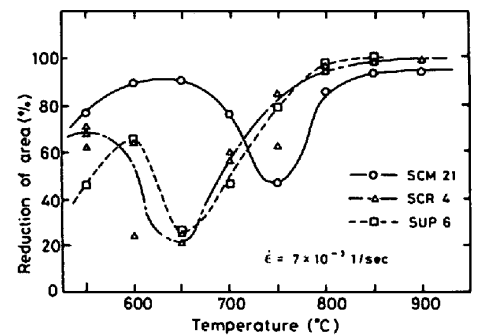


Fig.8. Influence of temperature on the reduction of area