

## 論 文

© 1982 ISIJ

連続鋳造スラブ表面の縦割れの金相学的特徴と  
その生成機構河野拓夫\*・島 孝次\*・桑原達朗\*・溝口庄三\*  
山本利樹\*・三隅秀幸\*・常岡 聡\*The Metallographical Characteristics and the Formation Mechanism  
of Longitudinal Surface Cracks in CC SlabsTakuo KOHNO, Takatsugu SHIMA, Tatsuro KUWABARA, Shozo MIZOGUCHI  
Toshiki YAMAMOTO, Hideyuki MISUMI, and Akira TSUNEOKA

## Synopsis :

A plant experiment was carried out ; the copper mould of a continuous slab caster was artificially grooved and thus longitudinal mid-face cracks were formed. The obtained cast samples were metallographically examined. Local segregation of C, Mn, P and S existed in front of longitudinal cracks in both directions of thickness and length and the cracks propagated along these segregated regions. This feature was common in cracks appeared differently.

The very vicinity to the crack entry showed the deformation of ferrite and pearlite structure. This means that the opening of cracks to the surface occurred when the surface temperature decreased below  $A_{r3}$  point, possibly in the secondary cooling zone.

A formation mechanism of longitudinal surface cracks was proposed based on these findings.

## 1. 緒 言

連続鋳造法は近年ますます高生産性と省エネルギーを指向しつつある。そのため高速鋳造でしかも熱片を加熱炉へ直送する方式が一般的になつてきた。この場合の問題の一つは、スラブ表面長手方向に発生する縦割れである。著者ら、およびその共同研究者らは、この縦割れ防止のため一連の研究を行つてきた。その中から本論文は、連続鋳造の銅鋳型表面に人工の疵を付け、縦割れを人為的に発生させる実験を行い、その鋳片を金相学的に調査した結果を報告する。

## 2. 実 験 方 法

銅鋳型の広面、中央附近のメニスカス位置に相当する銅板に、深さ 0.1~0.3 mm、幅 1~3 mm、長さ 150 mm の凹み疵を付けた。この鋳型を用い中炭アルミニウムシリコンキルド鋼を連続鋳造した。その実験の詳細は別報<sup>1)</sup>に述べる。本研究では、この実験で得られたスラブから、黒皮状態のままサンプルを切り出し金相学的調査に供した。その方法としては、目視で確認できる大きい縦割れは鋳造方向に直角な断面（いわゆる C 断面）、および、ス

ラブ広面に平行な断面（いわゆる Z 断面）をそれぞれ顕微鏡調査した。また、一部その割れ破面を走査型電子顕微鏡で観察した。

一方、黒皮サンプルの表面で目視確認できない小さい縦割れは、表面から深さ 5 mm までの表層サンプルを切り出し、表面から X 線探傷して検出した。そのサンプルの大きさは、鋳造方向に約 100 mm、その直角方向に約 300 mm、厚さ 5 mm であり、表面はもちろん黒皮のままとした。用いた X 線探傷装置の透過能力は、焦点距離 600 mm、5 min の照射で Fe85 mm である。またフィルムは #50（超微粒子）で濃度は JIS 1.0~2.0 である。

このようにして見つけた小縦割れは、その長手方向の一端から他端へ順次 C 断面を顕微鏡調査した。その際用いた腐食液は、ナイタルとピクリン酸であるが、一部、オーバーホフナー氏液と比較した。さらに、腐食した一部は EPMA で偏析元素や介在物を同定した。

## 3. 実 験 結 果

この実験で出現した縦割れは、その形態から Fig. 1 のように 3 分類することができる。タイプ I、II は共に鋳型に付けた凹み疵の位置に対応した鋳片表面に発生し

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 6 月 29 日受付 (Received June 29, 1981)

\* 新日本製鉄(株)大分製鉄所 (Oita Works Nippon Steel Corp.)

\*\* 新日本製鉄(株)大分製鉄所(現:新日本製鉄(株)基礎研究所) Ph. D (Oita Works, Now Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

た。タイプⅢはその凹み疵以外の場所に見られた。

### 3.1 大縦割れ

Photo. 1 にその典型例を示す。縦割れと直角方向にオシレーションマークが認められる。このことから、縦割れの周囲、約 20 mm が陥没している様子がうかがえる。また、この大縦割れの発生傾向は実験条件によつて変わるが、スラブ全長にわたる場合もある<sup>1)2)4)</sup>。

この大縦割れの一部には、一度横割れにつながつて再び元の縦割れ位置にもどるような、いわゆるコの字形の

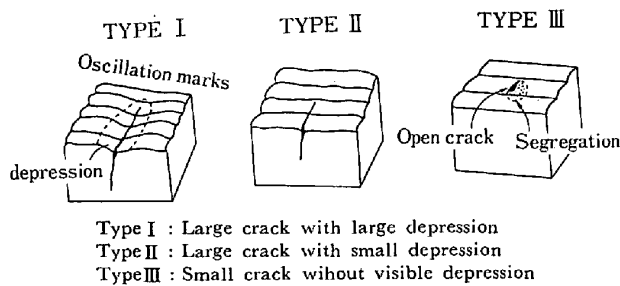


Fig. 1. Typical longitudinal facial cracks of continuously cast slabs.

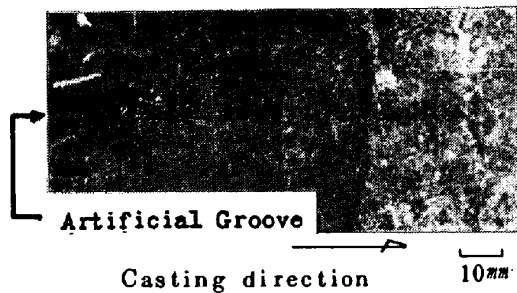


Photo. 1. Large crack in accordance with the artificial mould groove showing some depression on the surface.

部分があつた。この部分を切り出し、表面から内部へ向かつて段削りし、同一の Z 断面をナイトルとピクリン酸の両液で腐食して比較した。

Photo. 2 に、黒皮表面より 0.3 mm 研削した Z 面の比較を示す。鋳型の人工疵に対応した大縦割れが、オシレーションマークに沿つて直角に屈折している。ここで注目すべきはオシレーションマークの部分である。つまり、ピクリン酸エッチでは黒線と見える所が、ナイトルエッチでは白線となつている。したがつて、この部分は割れではなく何らかの局部偏析を伴うフェライトであることを示唆する。

引き続き表面から 1.0, 2.0, 3.0, 4.0, 4.5, 5.5 mm の各 Z 面で同様の比較調査を行い、その結果の一部を Photo. 3~7 に示した。これらの写真を詳細に観察すると以下のことがわかる。

- (1) ナイトルエッチで割れと認められる近傍にはピクリン酸エッチで微細な偏析線が多数存在する。
- (2) Photo. 3 の丸囲み部は、縦割れの長手方向の一端であるが、直線的で鋭く角ばつた割れとなつている。これはその大きさから、オーステナイト粒界割れと考えられる。つまりオーステナイト粒界への伝播を示唆している。
- (3) Photo. 4 の A は割れであり、その拡大写真の Photo. 6 に見るようにオーステナイト粒内を横切つている。
- (4) Photo. 4 の B は割れではなく、局所的な偏析線であり、Photo. 6 のようにオーステナイト粒界に沿つている。

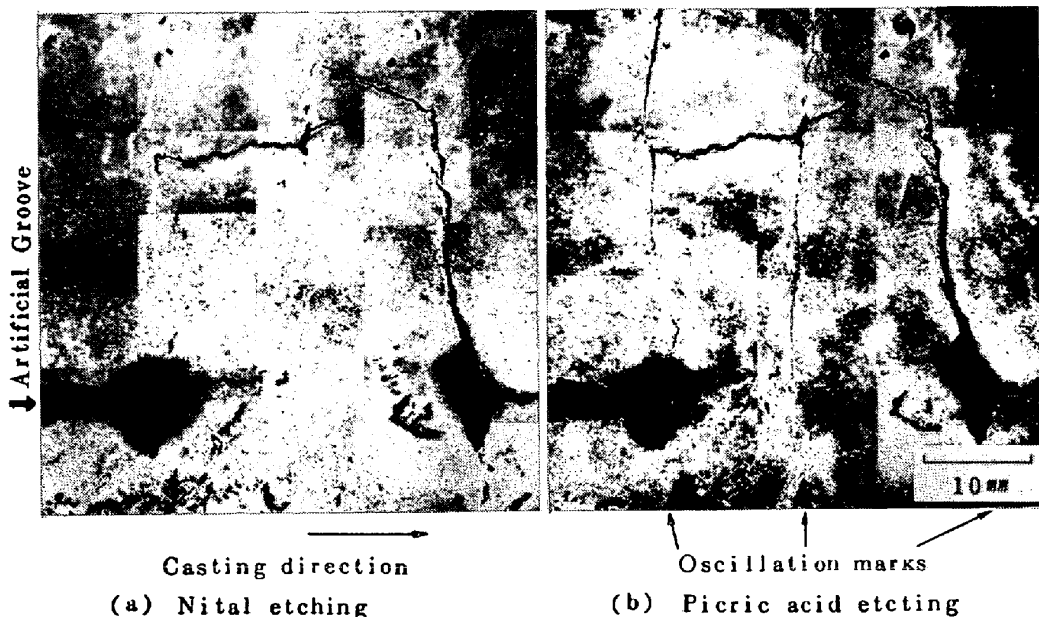


Photo. 2. Large crack on a cross section parallel to the surface, 0.3mm below.

(5) Photo. 5 の A, B 部はいずれも割れではない。Photo. 7 にみるように、Aはオーステナイト粒界に沿った偏析で、Bはオーステナイト粒内を横切る偏析である。

(6) 表面より深さ5.5mmの位置では、もはや割れはなく、鑄型疵に対応した位置に縦方向の薄い偏析線が認められた。

次に、大縦割れの一部を直角に切ったC断面を調べると、表面より約4.8mmの深さまで割れがあつた。また

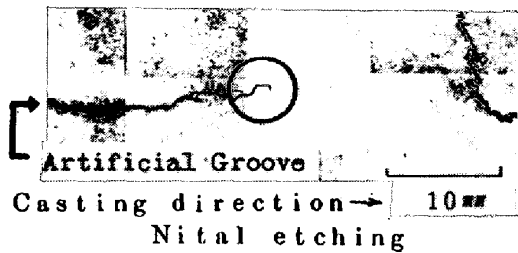


Photo. 3. Large crack (1 mm below surface). Note a sharp crack end in the circle indicating austenite grain boundary cracking.

その割れの先端近傍にはピクリン酸エッチで黒線があり、深部のオーステナイト粒界まで侵入していた。

Photo. 8 は再び深さ4.5mmのZ断面を示すが、この場合も縦割れの深さ方向の先端は、明らかにオーステナイト粒界に伝播している。

さらに、この縦割れを液体窒素中で引き離し、その破面を観察したのが Photo. 9 である。破面には明らかに50 $\mu$  大の結晶粒界がみられる。この大きさは、表層部で測定したデンドライトの二次アーム間隔 (文献4の Fig. 10) とほぼ一致する。また、Photo. 10 のようにオーステナイト粒界は1mm程度はあるので、Photo. 9の結晶粒界はデンドライト界面と考えられる。したがって、大縦割れの表層部はデンドライト界面割れと推定される。

### 3.2 小縦割れ

これはスラブの黒皮表面で、そのままでは全く目視できない程微細な縦割れである。これを見つける方法は2通りある。第一は表層サンプルのX線探傷である。第二

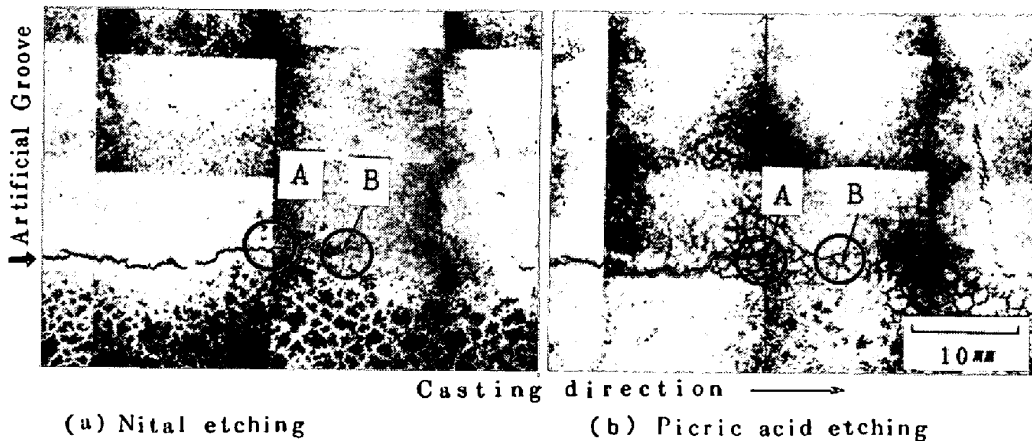


Photo. 4. Large crack (4 mm below surface). "A" indicates the crack end but "B" indicates the segregation at austenite grain boundary. See also Photo 6.

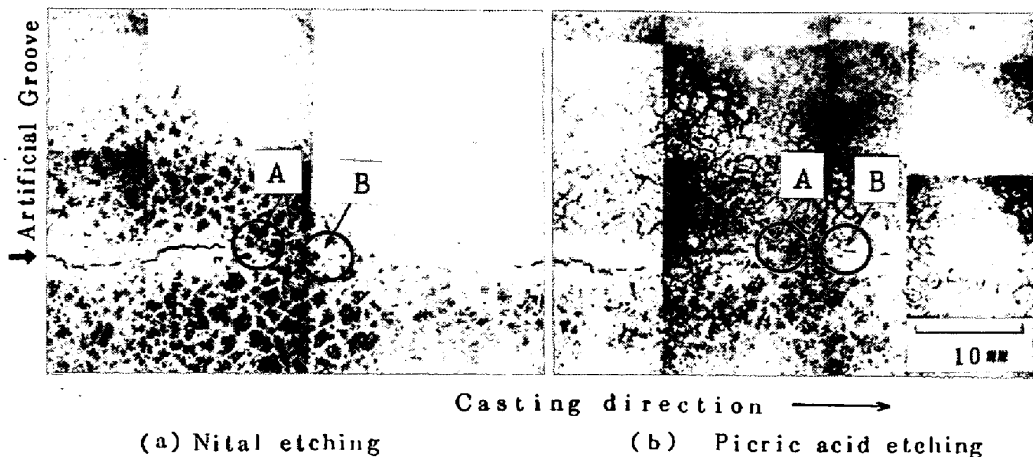


Photo. 5. Large crack (4.5 mm below surface). "A" indicates segregation at grain boundary but "B" shows segregation within austenite grain. See also Photo 7.

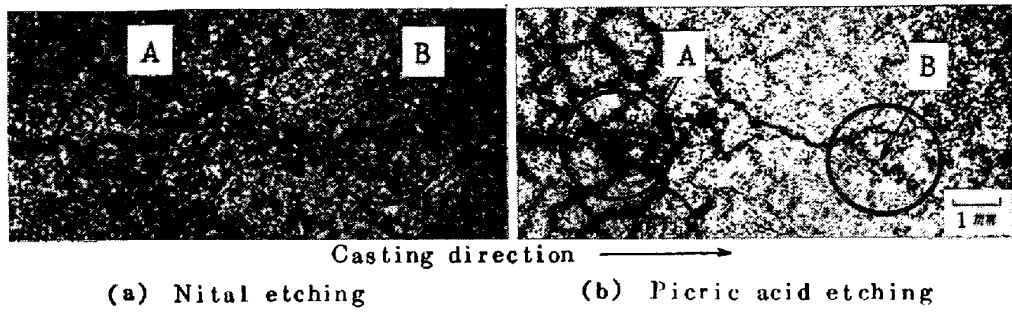


Photo. 6. Enlarged picture of crack end of "A" and "B" parts shown in Photo 4. (4.0 mm below surface)

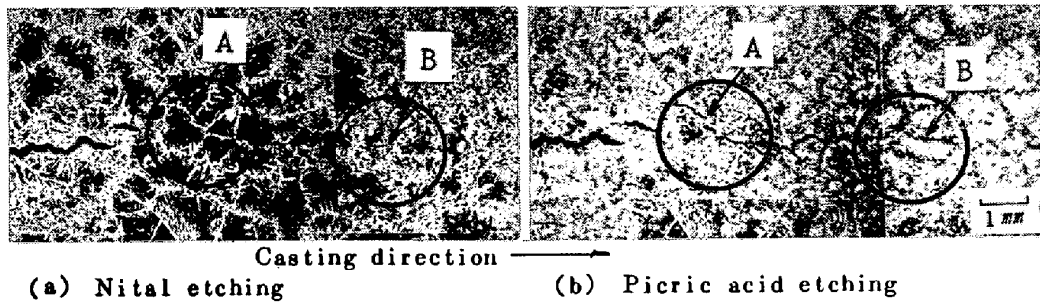


Photo. 7. Enlarged picture of crack end of "A" and "B" parts shown in Photo 5. (4.5 mm below surface)

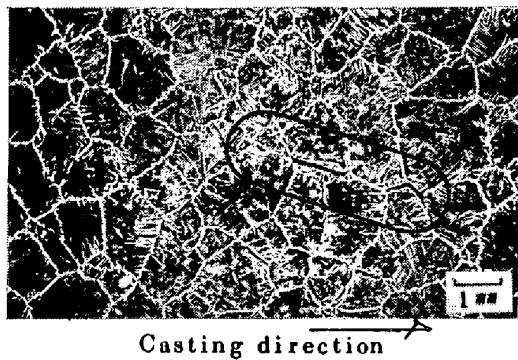


Photo. 8. Crack end showing propagation into austenite grain boundaries. (A cross section parallel to the surface 4.5 mm below)

は鋳片表面をグラインダーで軽く研削しスケールを除去した後、カラーチェックする方法である。

本研究では、Fig. 2 (a) に示すサンプルをX線探傷し、同図 (b) のように2個の小縦割れを見つけた。これらは共にオンレーションマークの1ピッチ間に存在していた。

そこでこの縦割れをさらに切り出し、長手方向の一端の十分手前から、1 mm ピッチでC断面を研磨し、各同一断面でニタルとピクリン酸エッチの比較を行った。

Photo. 10 はその一例を示す。まず (a) (b) はX線で割れと認められた部分のC断面であるが、両者共一致して割れが見える。これに対して、(c) (d) はその割れより手前の、X線では割れと認められない部分のC断面

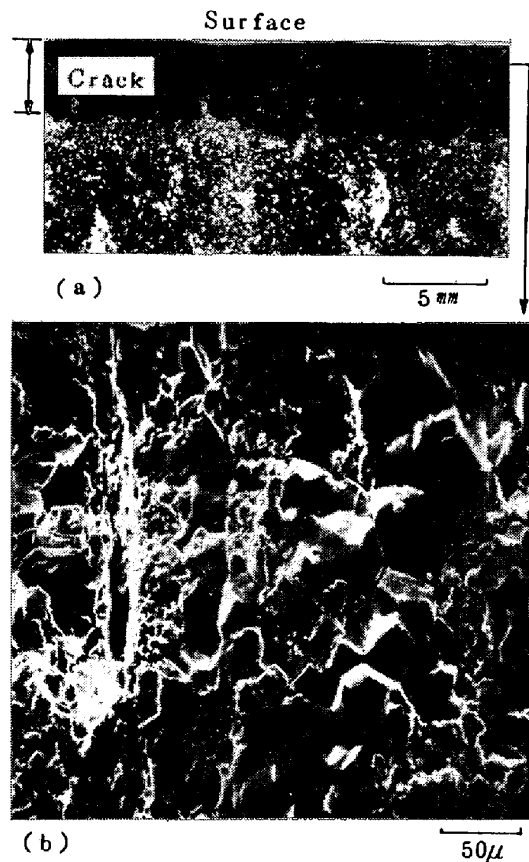


Photo. 9. Fractured surface of large crack. (The grain size indicates dendrite grain boundary cracking)

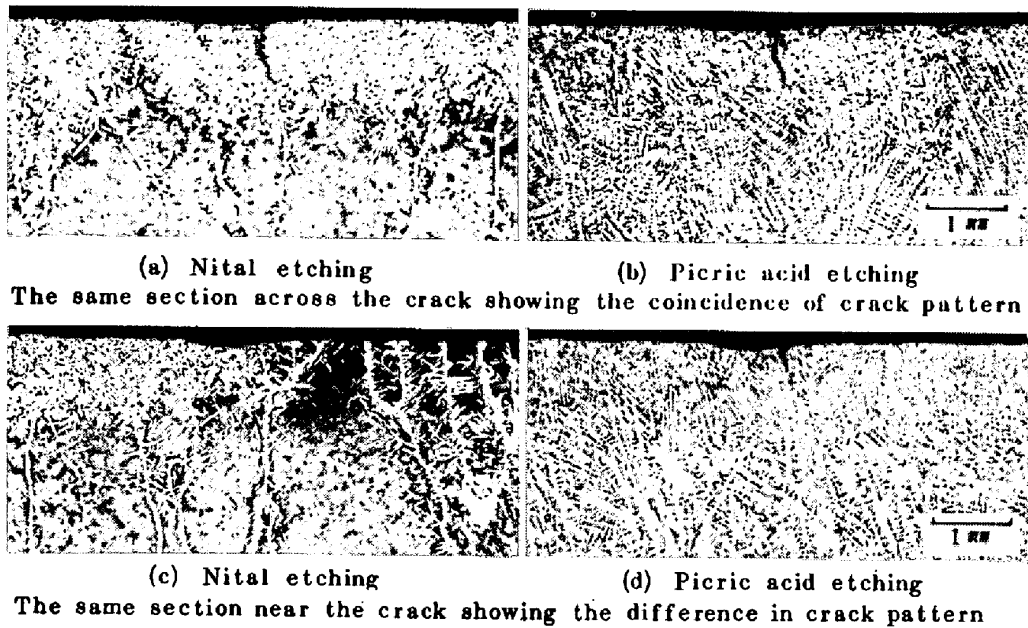
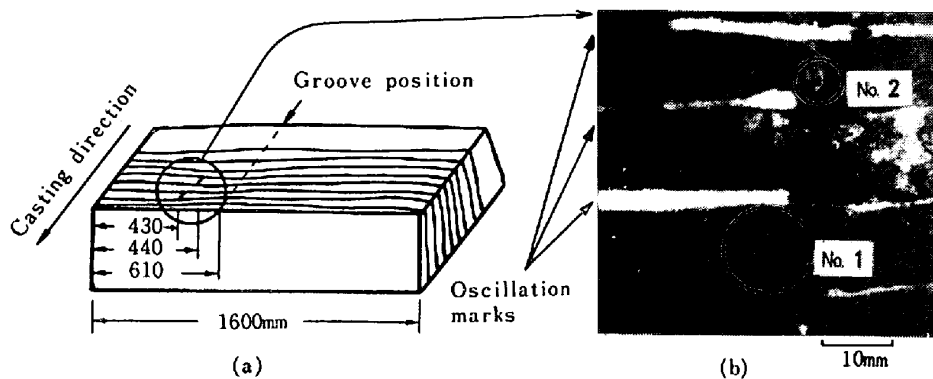


Photo. 10. Small cracks compared with two kinds of etchant.



a : Schematic view    b : Transmission photo by Xray  
Fig. 2. Sampling of small longitudinal facial cracks.

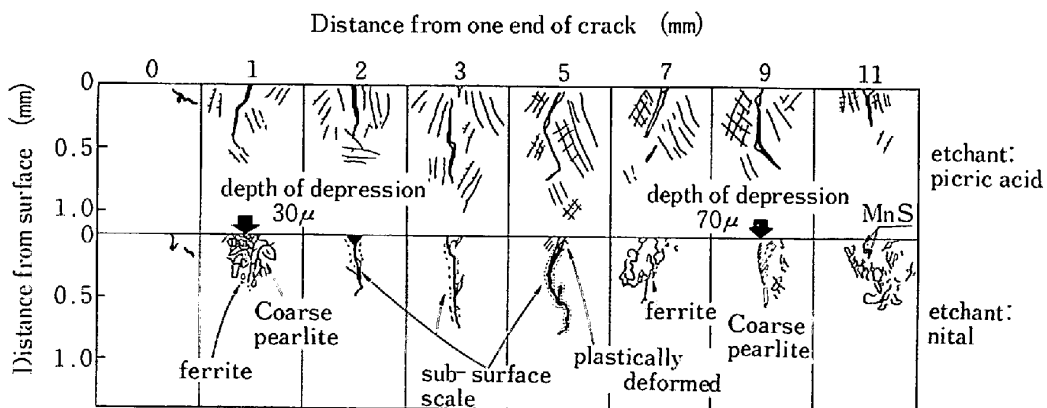


Fig. 3. Cross-sectional observation of small longitudinal facial crack (Sample No. 2 in Fig. 2).

である。この場合はピクリン酸では割れ模様があるが、ナイトルでは何ら変化が認められない。つまり大縦割れと同様、割れの前段階として何らかの偏析が存在する。また、表層部は明らかにデンドライト主軸に沿った割

れ、または偏析線である。

Fig. 3 に各C断面での観察結果を示す。これより明らかに、中央部 2~5 mm が開口した割れであり、X線探傷と一致する。またその前後には割れではない偏析部

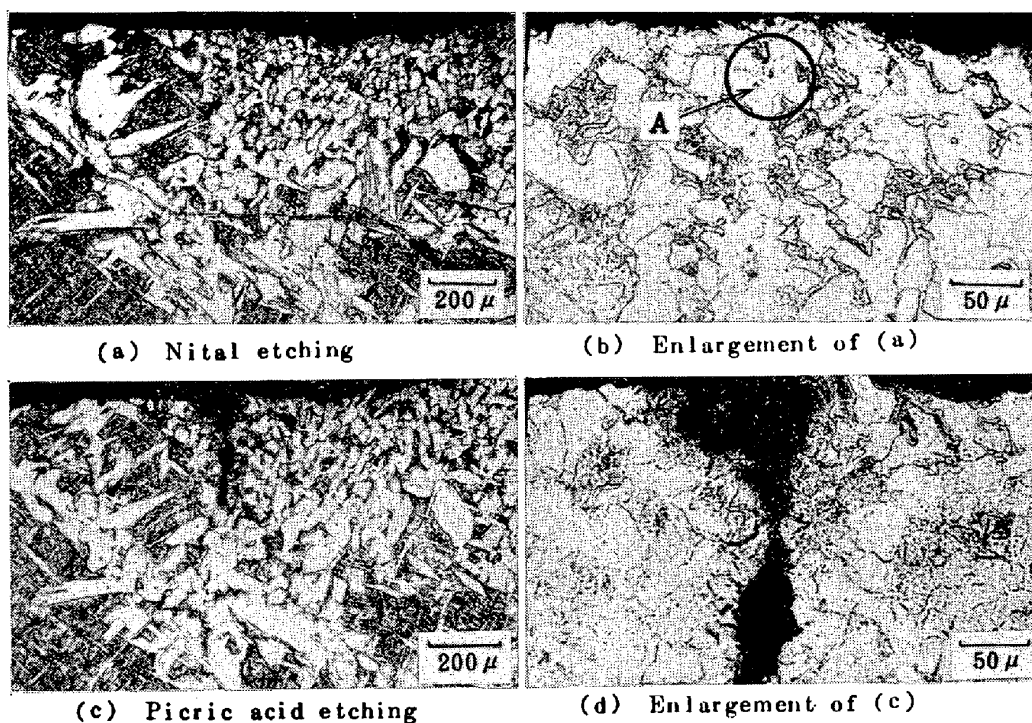


Photo. 11. The neighbouring area to small crack showing a segregated dark zone. Enlargement of "c" and "d" in Photo. 10. "A" shows precipitates.

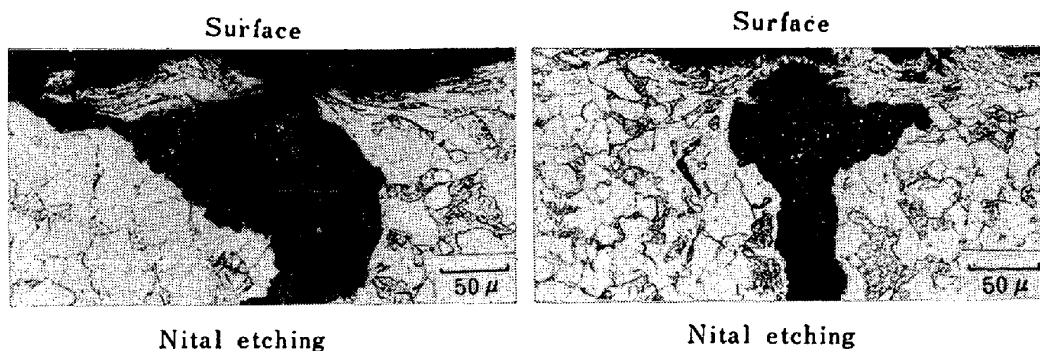


Photo. 12. Crack entry of the center cross section showing plastic deformation. (left : Sample No. 2, right : Sample No. 1)

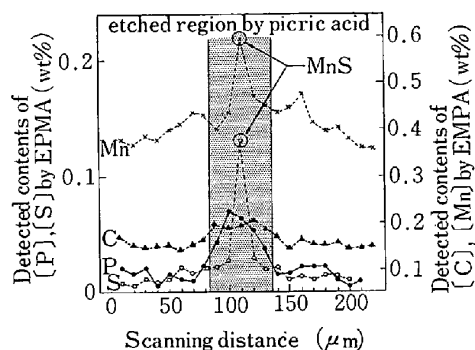


Fig. 4. segregation of elements near small longitudinal facial crack.

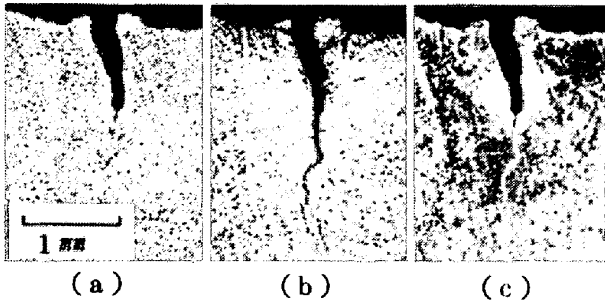
が付随する。

この偏析の実態を明らかにするため、Photo. 10 (c) (d) を拡大し Photo. 11 に示した。写真の中の A 部に

は小さな析出物が認められたので、EPMA で同定したところ、MnS であった。さらに、この部分をビーム径  $10 \times 5 \mu$  の電子線でステップスキャンした結果を Fig. 4 に示す。これから明らかなように、ピクリン酸エッチの黒化部は、C, P, Mn, S の偏析に対応している。特に、C, P のピーク濃度は約 0.2% と 0.07% である。

次に、小縦割れ中央部の極表面層部を拡大して Photo. 12 に示す。これから極表面層部  $50 \mu$  では、フェライトとパーライト組織に塑性変形の跡が見られた。つまりその部分の温度が  $A_{r3}$  点以下になつて加工を受け開口した可能性を示している。しかしながら、小縦割れの極表面層部のみ認められた現象であり、このままでは普遍化できないが、少なくとも縦割れ伝播の一形態であろう。

最後に、従来からリン偏析を現すことが知られている



(a) Nital etching (b) Picric Acid etching  
(c) Oberhoffer etching  
Photo. 13. Vertical section of small longitudinal crack etched by different etchants.

オーバーホッファー氏法と、他の腐食法との対応を確認した。Photo. 13 に小縦割れの同一C断面を三種類の腐食法で比較した。割れの深さ方向先端に、ピクリン酸では黒線、オーバーホッファーでは白線が認められる。この様にピクリン酸腐食で黒くニタル腐食で白く見える部分は、オーバーホッファーで白くリンの偏析を示す。

#### 4. 考 察

縦割れはよく知られた表面疵であり、これまでに多数の研究がある。その主な結論は以下のようなものである。

- (1) 鋼種と铸片サイズは縦割れ発生頻度に強い影響をおよぼす<sup>7)~9)</sup>。
- (2) 铸型抜熱量は  $C=0.10\sim0.12\%$  領域で急激に低下する<sup>10)</sup>。また铸型内冷却が強い程、凝固殻の不均一が大き<sup>11)</sup>。
- (3) 鋼の凝固時の相変態と高温強度が深く関与する<sup>11)~16)</sup>。
- (4) 铸型添加剤(パウダー)の物性値の影響が大き<sup>13)17)~25)</sup>。
- (5) 铸型伝熱やテーパー<sup>26)</sup>、振動条件<sup>24)25)</sup>も関係する。
- (6) 大きい縦割れの近傍に C, S, Mn, P の偏析があり、デンドライト樹間の濃化溶鋼が吸引される。この部分が再び破壊し割れに至ると推定している<sup>27)</sup>。

このように縦割れ発生機構は単純ではないが、いずれにしても鋼の高温破壊であることは明らかである。したがって、凝固殻に働く応力、あるいは歪みが鋼の許容限界を超えることで説明できると考えられる。

そこでこの発生機構に関して、本研究と一環を成す他の要因、铸型添加剤<sup>3)</sup>、铸型内局部的凝固遅れ<sup>4)</sup>、熱応力や相変態効果<sup>5)</sup>等は別報に譲り、ここでは本研究の金相学的特徴にもとづき考察する。

まず今回新たにわかった事実は以下の諸点である。

- (1) 局部偏析が縦割れの見掛けの大小によらず、そ

の長さおよび深さ方向いずれにも、割れに先行して存在する。

(2) スラブ表面に近い所ではこの局部偏析はデンドライトの一次樹間に沿っており、表面に露出している。

(3) スラブ表面から 4~5 mm 深い所では、この偏析はオーステナイト粒界、または粒内を通っている。

(4) いわゆる開口割れは、このような局部偏析の近傍を伝播している。また極表層部はその表面温度が、 $A_{r3}$  点以下で変形して開口したことを示している。

このような現象が生ずる原因は完全には解明できていないが、次のように推定することができる。

まず凝固の初期段階で、何らかの応力で凝固殻が変形し、デンドライト樹間の濃化溶鋼が局部的に集められる。Photo. 11, Fig. 4 に示した小縦割れ近傍の局部偏析は、C, P の偏析率でそれぞれ約 1.3 と 4.5 である。また Mn, S も MnS 析出物以外の偏析部でそれぞれ約 1.3 と 2.0 である。この程度の偏析率はスラブの中心部以外の、通常のデンドライト樹間マイクロ偏析に近い。したがって、この局部偏析は殻の変形により、樹間の濃化溶鋼が吸引されたとする橋尾ら<sup>20)</sup>の考え方を支持する。

ところで、Photo. 11(d) を詳しく見ると局部偏析は、途中のくびれはあるものの表面に向かって広がっている。この理由は明らかではないが、二つの異なる説明が可能である。一般に、デンドライトの主軸が変位した場合、樹間または凝固界面の濃化溶鋼は、内部から表面方向へ移動して偏析として残り、内部割れとなることがよく知られている。一方、BRIMACOMBE ら<sup>15)</sup>は、凝固殻内部から表面へ向かう縦割れの伝播を提唱しており、上述の内部割れ生成機構と併せ考えれば、凝固殻内面、または樹間の濃化溶鋼が表面へ溢出した可能性がある。

しかし、Photo. 11(d) のように表面近くで急に広がった偏析に対しては、むしろ、次に述べる第二の可能性も無視できない。つまり、この部分は Fig. 3 の最右端であり、オシレーションマーク部にほぼ連結していることから、マーク部に溢出した濃化溶鋼が凝固殻の表面から内部へ吸引されて偏析となつたことも考えられる。なお、オシレーションマーク部への濃化溶鋼の溢出現象は、すでに Al の連続铸造で発汗としてよく知られたものである<sup>28)</sup>。また、鉄鋼の場合でもその溢出機構はまだよくわからないものの、偏析が生成することは明らかである<sup>29)30)</sup>。

このように考えると、Fig. 2(b) の小縦割れ、Photo. 2(b) の大縦割れのいずれもが、オシレーションマーク又はその偏析に連結していることがうなずける。更に、マークの生成に直接関与する铸型振動やパウダーが、縦



割れ発生に強い影響をおよぼすことも十分考えられる。

いずれにしても、凝固初期での局部的不均一状態が続く限り、縦割れの核である局部偏析の生成も継続する。しかし、深さ方向への継続は、凝固殻内の温度分布から決まる相変態と高温強度のバランスから、限界があることが示されている<sup>6)</sup>。その深さは、殻の拘束状態によるが約4mm近くなると、殻内に蓄積される歪みがかかなり低下し、それより内部への伝播が困難となる。

次に、デンドライト主軸間の局部偏析の継続と、包晶変態およびAr<sub>3</sub>変態の関係を考慮しなければならない。この過程の詳細はまだよくわかっていないが、本研究の偏析特徴を説明するため、次のように考える。

まず凝固初期段階では、デンドライト主軸の変位に伴い局部偏析が生成するが、殻の温度低下にしたがい、オーステナイト結晶核の生成と成長のしかたにより、以後の過程が異なる。つまり、主軸間の偏析程度が強いと、その部分の凝固点が低下し長く液膜として存在する。その結果、周囲が先にオーステナイトに変態して、結局、オーステナイト粒界に沿った偏析として見える。このような液膜脆化は、グリーブルテストで知られているI領域の脆化<sup>14)</sup>に対応すると考えられる。

一方、主軸間の偏析程度が弱いと、その部分はむしろオーステナイト変態の核となり、結果的には粒内の偏析として見える。

しかしながら、Photo. 6, 7 程度の淡い偏析線では、通常のEPMA分析法では特別な差異は見出せなかつた。今後、もつと詳細な検討が必要である。

次に、上述の局部偏析が縦割れに至る過程を考える。この部分は不純物や合金成分の濃度が高いため、他の部分より脆化していることは明らかである。したがって、その部分は再び破壊し、いわゆる縦割れとなることは容易に考えられる。この場合、極表層部の変形はAr<sub>3</sub>点以下であるので、鋳型を出て2次冷却帯でスプレー急冷された時と考えられる。このことは、塗ら<sup>31)</sup>の実験結果をよく裏付けている。また、さらに内部への伝播は、先に述べた局部偏析の後を追って、オーステナイト粒界または粒内へ拡大する。

ところで、BAILON<sup>32)</sup>らは、鋳片の再熱引張試験により、facet破面の粒界破壊様式を見出している。その中で、この破壊はオーステナイト粒界へのSの偏析に伴う粒界溶融であると結論している。そのfacetの大きさは、中炭素鋼で約200μ程度であり、本研究の大縦割れ破面のPhoto. 9より約4倍大きい。したがって、この場合は再熱引張試験材の液膜破壊と異なり、やはり、デンドライト界面割れの段階を示していると考えられる。

以上考察してきた縦割れ発生機構をまとめて、Fig. 5に示す。縦割れの見掛け上の差異によらず、統一的な説

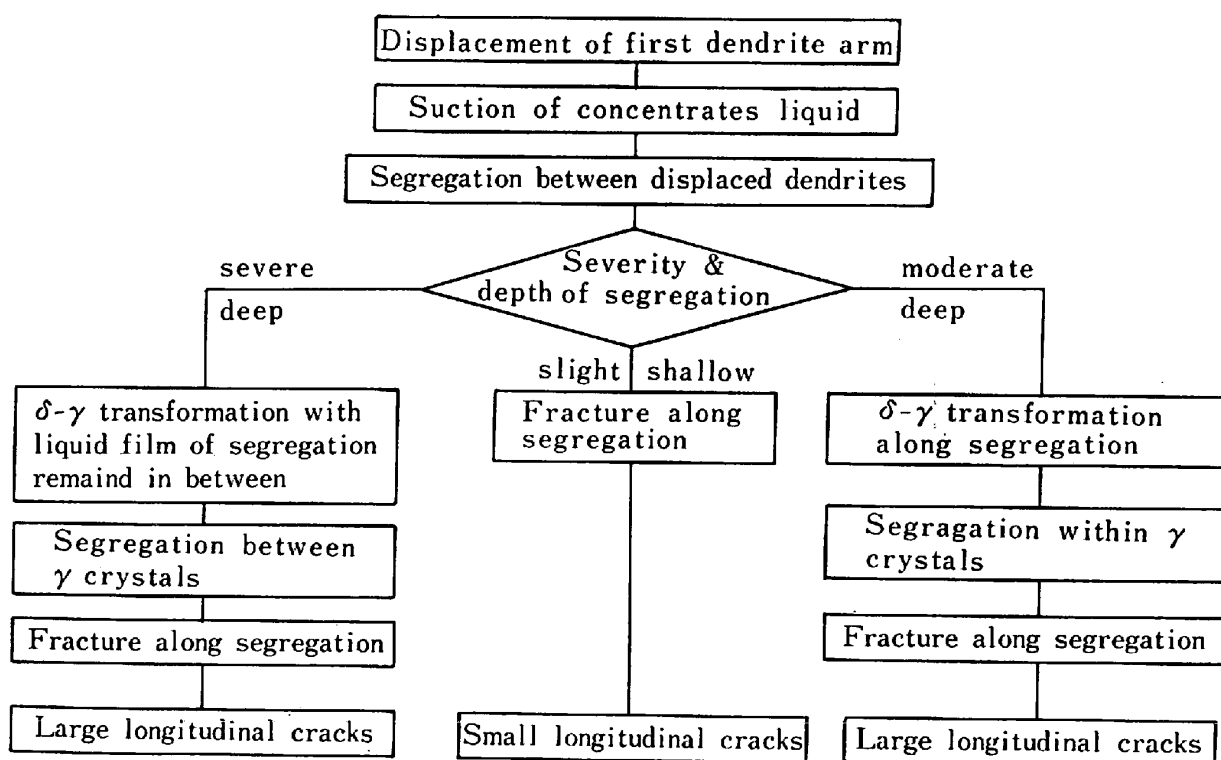


Fig. 5. Proposed sequence of cracks formation.



明を試みた。表面の凹みの発生原因は、鑄型内メニスカス近辺の不均一冷却によるものであり<sup>4)</sup>、その大小は単に熱応力、機械的応力の程度による。もちろん、凝固殻内の温度分布と鋼の高温強度に依存する<sup>15)</sup>。

このような縦割れ発生機構は、一応主な実験事実を説明するものの、定量的にはまだ不明な点が多い。しかしながら、ここに得られた結論にもとづき、実作業としての防止対策をたてることができる。

(1) 鑄型内メニスカス近傍の不均一冷却を低減する。例えば鑄型表面の平滑化、緩冷却化、パウダー膜厚の均一化、湯面変動の防止等が重要である。

(2) 凝固殻に対する外部応力、歪みを低減する。例えば、鑄型振動の適正化、潤滑性能の向上、鑄型デーパーの適正化など鑄片の拘束を緩和する。

(3) 二次冷却帯での冷却を均一化すると共に、鋼の脆化温度域を回避する。

特に、実際には有害な縦割れの低減がまず必要である。その意味で、二次冷却帯で大きく開口拡大することが明らかなことから、その均一な緩冷却化は有効である。そのため、鑄型直下のウォーキングパー冷却や気水噴霧冷却法が開発され実用化されている<sup>3)</sup>。

## 5. 結 言

鋼の連続鑄造時に発生する縦割れについて、その金相学的調査を行い、以下の事実を見出した。

(1) 縦割れの見掛け上の相異によらず、割れに至る前段階として局所的な偏析が存在する。

(2) この局部偏析は、鑄片表面近傍ではデンドライト主軸間に沿い、内部ではオーステナイト粒界、又は粒内を通る。その偏析部はC, Mn, P, Sが濃化している。

(3) 縦割れの開口は、前記偏析部に沿って厚さ方向、長さ方向にそれぞれ伝播する。極表層部はAr<sub>3</sub>点以下の温度で変形して表面に開口している。

これらの事実、および、関連した研究結果から、縦割れ発生機構を提案した。つまり、種々の変形応力によりデンドライト主軸の変位が生じ、局部偏析となり脆化する。次にこの部分が破壊して縦割れとなる。

## 文 献

- 1) 山本利樹, 桐生幸雄, 斎藤 助, 常岡 聰: 鉄と鋼, 66 (1980), S808
- 2) 三隅秀幸, 溝口庄三, 大口 滋, 田中 純, 佐伯毅: 鉄と鋼, 66 (1980), S809
- 3) 中野武人, 藤 雅雄, 永野恭一, 溝口庄三, 山本利樹, 浅野敬輔: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1210
- 4) 佐伯 毅, 大口 滋, 溝口庄三, 山本利樹, 三隅秀幸, 常岡 聰: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1773
- 5) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1782
- 6) R. K. BUKR and F. WEINBERG: JISI, 205 (1967), p. 1161
- 7) W. R. IRWING and A. PERKINS: The Met. Soc., Book No. 184 (1977), p. 107
- 8) R. J. GRAY, A. PERKINS, and B. WALKER: The Met. Soc., Book No. 192 (1979), p. 300
- 9) V. S. RUTES, N. M. LAPOTYSHKIN, V. Ya. GENKIN, and M. G. CHIGRINOV: Stal in Eng. (1969) 6, p. 631
- 10) S. N. SINGH and K. E. BLASEK: J. Met., 26 (1974), p. 17
- 11) 杉谷 泰, 中村正宣: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1702
- 12) L. I. MOROZENSKII, O. A. MITENEV, and V. K. KRUTIKOV: Stal in Eng. (1965) 4, p. 272
- 13) P. NILLES, P. DAUBY, and A. ETIENNE: Steelmaking Proc., 61 (1978), p. 399
- 14) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 15) J. K. BRIMACOMBE, F. WEINBERG, and E. B. HAWBOLT: Met. Trans., 10B (1979), p. 279
- 16) K. KINOSHITA, B. KASAI, and T. EMI: The Met. Soc., Book No. 192 (1979), p. 268
- 17) 佐藤良吉: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 391
- 18) P. ARTELT: Stahl. Eisen, 97 (1977), p. 1171
- 19) N. T. MILLS and B. N. BHAT: Ironmaking and Steelmaking, 5 (1978), p. 18
- 20) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, T. IMAI, and H. BADA: Steelmaking Proc., 61 (1978), p. 350
- 21) P. V. RIBOUD, M. OLETTE, J. LEELERE, and W. POLLAK: Steelmaking Proc., 61 (1978), p. 411
- 22) L. S. RUDOI: Izv. VUZ. Chern. Metall. (1978) 3, p. 54
- 23) B. MAIRLY, D. RAMELOT, and P. DAUBY: Stahl a. Eisen, 99 (1979), p. 737
- 24) 川上公成, 北川 融, 水上秀昭, 内堀秀男, 宮原忍, 鈴木幹雄, 白谷勇介: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1190
- 25) 桜谷敏和, 江見俊彦, 今井卓雄, 江本寛治, 児玉正範: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1220
- 26) 中戸 参, 小沢三千晴, 木下勝雄, 垣生泰弘, 江見俊彦: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1200
- 27) 橋尾守規, 丸川雄浄, 城田良康, 豊田 守: 鉄と鋼, 62 (1976), S89
- 28) 松尾 実: 第19回シンポジウム「アルミニウムの連続鑄造技術と鑄塊組織」p. 53 軽金属学会(昭和56年10月6日, 東京)
- 29) 田中重典, 三隅秀幸, 溝口庄三, 堀口 浩: 鉄と鋼, 67 (1981), S172
- 30) 竹内英磨, 松村昭吾, 日高良一, 長野 裕, 鈴木康夫: 鉄と鋼, 67 (1981), S906
- 31) 塗 嘉夫, 山内秀樹, 藤井博務, 有馬良士, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, 66 (1980), S807
- 32) J. P. BAILON and F. WEINBERG: Canadian Metallurgical Quarterly, 19 (1980), p. 251
- 33) 河野拓夫, 島 孝次, 桑原達朗, 山本利樹, 和気誠, 常岡 聰: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1792