鋼の高温域におけるぜい性 —連铸鑄片の割れに関連して—

鈴木 洋夫* 中村 泰**

1. はじめに

ひばくするエネルギー事情を背景に鉄鋼製造プロセスも従来の鋼塊法から連続鑄造法に急速に移行しつつある。CC 化比率の向上，ならびに精整工程の簡略化，省略化のための1つの大きな研究開発課題はその製造工程において割れ疵の発生をいかにして防止するかにある。本稿ではこのような背景を考慮して連铸鑄片(以下，鑄片と略す)の割れ性欠陥の実態とそれらに注目して調べた鋼の高温変形特性に関する研究の現状と問題点を述べる。

2. 鑄片に生ずる割れ性欠陥の種類と形態

鑄片に生ずる諸々の欠陥についてはすでに森⁽¹⁾の優れた収録があるのでここでは割れ性欠陥についてのみ述べる。割れ性欠陥とは内部割れとか，表面縦割れ，横割れなどでそれらの発生状況は，(a) 連铸機種(垂直，湾曲)，(b) 鑄片の寸法(スラブ，ブルーム)，(c) 鑄型潤滑に使用されるパウダー種，(d) 2次冷却帯域における冷却パターン，(e) 鑄造速度，などに強く依存していることが多くの報告で明らかになってきた。さらにまた，割れ原因についても定性的には(f) 熱応力・歪の発生(ϵ_T)，(g) ロール不整，溶鋼静圧，曲げ矯正などによる機械的応力・歪の負荷(ϵ_M)と(h) 鑄片自体の割れ限界応力・歪(ϵ_C)の大小で比較され，

$$\epsilon_C < \epsilon_T + \epsilon_M$$

の場合に割れが発生することになる。

問題は上述の(f)，(g)，(h) いずれの因子についても定量的な解析を進めるための実験値が得られていないことにある。ここでは初めて鑄片割れの実態について述べる。

(1) 内部割れ

内部割れについては鉄鋼基礎共研・凝固部会報告⁽²⁾に現状がよくまとめられている。それによると内部割れの生成過程は，

という順序をたどると推察している。

写真1⁽³⁾にはスラブ鑄片(Al-Si キルド鋼)で観察された内部割れの一例を示す。柱状デンドライト界面に沿って割れており，その破断面には濃化溶鋼の流れ込みの結果によると思われる酸化物，硫化物が存在している。写真2⁽⁴⁾にはブルーム鑄片で観察された内部割れのマクロ写真を示す。割れの発生位置によりすみ割れ，中間割れ，中心部割れ† などと呼ばれているが，いずれの割れも写真1に示すスラブ鑄片の内部割れと同様に，デンドライト界面に沿って割れているようである。

(2) 表面割れ

図1には原田ら⁽⁵⁾がまとめた各種の表面割れ形態と連铸機内での発生場所の関係を示す。

(i) ひび割れ

鑄型にCuをむき出しで用いた際にひび割れが発生する場合がある。このCuによる割れはいわゆるはんだぜい性⁽⁶⁾と呼ばれているものの一種で，粒界に沿って拡散，侵入するCuの融液によることが実証されており，Cu鑄型の表面にNi，Crなどのメッキを施すことにより割れ防止が可能となった^{(7)~(9)}。

† 中心部割れについて軸芯割れと呼ばれることもある。

* 新日本製鉄株式会社基礎研究所課長研究員

** 新日本製鉄株式会社基礎研究所室長
Embrittlement of Steels at Elevated Temperature; Hiroo G. Suzuki, Yasushi Nakamura (Fundamental Research Labs. Nippon Steel Corp., Kawasaki)
1979年9月28日受理

写真1 铸片の内部割れした領域のサルファプリント (a), および内部割れ破面(b)⁽³⁾.

写真2 ブルーム铸片の内部割れ形態(サルファプリント)⁽⁴⁾. A:端割れ, B:中間部割れ, C:中心部割れ, D:すみ割れ.

(ii) 横割れ, コーナー割れ

図1からも明らかなように, 横割れは铸造方向にほぼ直交して生成する割れを総称し, オッシレーションマークに沿って生成している場合が多い. さらに垂直型連铸機に比べて湾曲型のものに多発することから曲げ矯正に起因すると一般的に考えられている.

これらのことは割れ破面の解析結果からも推察される. 写真3には極く一般的に観察される横割れした領域のミクロ組織を示す. オーステナイト粒界に沿って割れが伝播しており, しかもサブスケールの生成も少ないこ

名 称	割れ長さ (mm)	割れ深さ (mm)	機内発生位置 (推定)
縦割れ ①	5~10 100~300	0.5~1 1~6	モールド内で発生 冷却帯で拡大
横割れ ②	13~130	2~5	OSC markと相関 矯正点で拡大
ヒビ割れ ③	4~7	3~10	モールド内, モールド直下
エッジ割れ ④	5~20	7~15	矯正点
C一割れ ⑤	20~50	2~5	モールド内, モールド直下

図1 スラブ铸片表面割れの模式図とその特徴⁽⁵⁾.

とから割れの生ずる温度は内部割れとか次に述べる縦割れよりも低温域であることを示唆している. また著者らの解析結果によると, コーナー割れとか, 含 Nb, Al 鋼でみられるひび割れも破壊様式は, 横割れと同じく, オーステナイト粒界であり, 従ってぜい化原因も同一と考えられる.

(iii) 縦割れ⁽¹⁾⁽¹⁰⁾

縦割れはパウダーの銘柄にいちじるしく左右されることが知られており, 江見ら⁽¹¹⁾によるとパウダーの粘度が低いほど縦割れが多発する. これは, パウダー溶融層の粘度が低いと铸型上昇時に溶融スラグの局所的流入がおこり, その部位の凝固殻の発達が遅れて引張応力が

写真3 横割れした領域のマイクロ組織、オーステナイト粒界割れ (スラブ鑄片の上面側)。

集中する結果縦割れに至ると考えられている。金相学的にみた場合には内部割れと同様に融点近傍でのぜい化現象と考えられるが、割れ部の酸化が激しいために検鏡観察からの情報が乏しい。

3. 実験室における鑄片割れ評価法

鑄片割れに対する実験室のアプローチとしては、高温引張りによる変形特性の解析、およびそれらの値を採用しての熱応力解析が代表的なものである。

機械試験でよく用いられているものにはグリーンル (抵抗加熱による横型引張り)^{(12)~(14)}、サーモレスタに代表される高周波誘導加熱による横型引張り^{(15)~(17)}、インストロン型引張試験機に加熱炉を組み込んだもの⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾などがある。その外に内部割れ感受性の評価に曲げ試験機 (片持ち、押し込み)^{(20)~(23)} がよく用いられている。引張試験の利点は高温域の強度・延性変化を温度、歪速度などの関数として定量的に、かつ比較的簡便に得られることにあり、したがって割れ感受性に対する成分系ないし微量元素の効果を抽出しうる。しかしながら、データの解釈に際して考慮しなければならないことがいくつかある。衆知のように、鑄片の製造に際しては熔融-凝固-冷却の熱履歴を径る過程で復熱も生じ、凝固収縮とか相変態などに起因する熱応力、あるいは機械的応力を受けている。したがって、問題とする割れ疵のシミュレーションとしてどんな熱履歴を採用すべきか、歪速度は、あるいは一軸引張りでのよいのかなどの点である。さらに小型試片を用いるために凝固組織とか、凝固偏析の再現も難しい。

現実には最適実験手法として何がよいかを模索している段階で、手持ちの実験手段でデータを取り実操業での割れ実績と相関づけを行なっている。以下に鑄片割れに注目して得られている高温変形データについて述べる。

4. 鑄片割れに関係した高温変形データ

高温引張りを行なった場合、融点から900 Kまで冷却する過程で生ずるぜい性はそのぜい性の生ずる温度域と冶金的特徴から大別すると三種類になる⁽²⁴⁾。すなわち、図2に示すⅠ,Ⅱ,Ⅲ領域がそれで、その各々のぜい化の特徴を表1にまとめた。結論的に言えばⅠ,Ⅱ領域のぜい化は鑄片内部割れ、表面縦割れと、Ⅲ領域のぜい化は横割れ、コーナー割れと密接に関係している。鋼種によってはⅠ,ⅡないしⅡ,Ⅲ領域のぜい化が重畳して生じ、必ずしも明確に区別できない場合もある。

なお鋼種によってはこれらの温度域よりも低温側で問題となるぜい化 (たとえば、水素が関係すると考えられている置き割れ、冷間割れなど) もあるが、ここでは割愛し、Ⅰ,Ⅱ,Ⅲ領域のぜい化について特徴的なことがらを述べる。

図2 高温延性の温度変化⁽²⁴⁾。

(1) Ⅰ領域 ($T_m \sim 1500$ K)

融点近傍の強度、延性は熱履歴とか化学組成の影響を強く受ける^{(12)(13)(16)~(19)(25)}。図3⁽²⁶⁾には中炭素鋼 (0.35C-0.032S-0.032P) を用いて加熱温度を変えた場合の強度、延性変化を示す。加熱温度を高めるにつれて融点近傍の延性がいちじるしく劣る (強度はさほど変化しない)。従来は実験手法として試料を固相線温度以下の温度に加熱、あるいは引張温度に直接加熱して引張り (以後、再熱材と呼ぶ) を行なっていたが、最近、鑄片の熱履歴を再現させるために試料をいったん溶融した後の冷却過程で引張変形 (溶融材と略す) をする試みがなされるようになった⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁴⁾⁽²⁸⁾。

P,S,Oなどの不純物元素の含有量の多い鋼 (例えば、図3)とか、ステンレス鋼のように凝固時の偏析とか組織の影響を強く受ける鋼においては延性が熱履歴に強く依存する。その理由の一つはぜい化原因の違いによる。すなわち、再熱材においては加熱時に粒界の一部が溶融 (incipient melting) することにより延性の低下が生ず

表 1 各温度域のぜい化の特徴.

領 域	温 度 域 (K)	ぜ い 化 原 因	破壊様式・延性と歪速度
I	$T_m \sim 1500$	① 溶 融 材 残溶鋼の存在 デンドライト界面への析出 ② 再 熱 材 粒 界 溶 融 低融点化合物	セル, デンドライト界面 ($\dot{\epsilon}$ に依存しないものが多い)
II	1500~1200	① 酸化物, 硫化物, 炭・窒化物 などの粒界析出・(偏析) ② 再結晶の難易	オーステナイト粒界 ($\dot{\epsilon}$ を増すと絞りは低下)
III	1200~900	① 酸化物, 硫化物, 炭・窒化物 などの粒界析出・(偏析) ② 再結晶の難易 ③ オーステナイト粒界に沿って 生成するフィルム状初析フェ ライト (Si-Mn 鋼)	オーステナイト粒界(一部フェ ライト粒界) ($\dot{\epsilon}$ を減すると絞りは低下)

図 3 融点近傍の強度, 延性に対する熱履歴の影響 (0.3% C 鋼, $\dot{\epsilon}=4/s$)⁽²⁶⁾.

るのに対して, 溶融材においては溶鋼がある程度凝固した場合に延性が有限の値を示すようになるためである⁽²⁴⁾. したがって, 次に述べるように ZDT (zero ductility temp. $T_{R.A.=0}$) とか, ZST (zero strength temp. $T_{\sigma=0}$) は不純物含有量とか, 熱履歴により変りうる.

融点近傍のぜい化感受性を整理するための一つの指標として ZDT, ZST がとり出されている. ZDT が低いほど割れ感受性が高くなることが多くの報告での一致した見解であり, C 含有量の多いほど, また P, S, O などの不

図 4 ZDT (延性が 0 を示す温度) と算出固相線温度の関係⁽²⁹⁾.

純物を含む鋼ほど ZDT は低くなる^{(12)(16)~(19)(26)~(28)}. 図 4⁽²⁹⁾には今迄に報告されている ZDT (試験条件が大幅に違うものも含まれているが) を算出固相線温度⁽³⁰⁾に対してプロットした結果を示す.

別の観点からの興味ある結果を図 5⁽³¹⁾に示す. 融点近傍での引張変形の際の全伸び, あるいは塑性伸びが C 含有量に依存し, 0.2% の付近に延性の最小値が存在する. 実験の詳細が不明であるが, この挙動は铸片の表面縦割れ発生率の傾向と合致していることから, 凝固時の包晶反応に関連して議論されている⁽³²⁾⁽³³⁾.

(2) II 領域 (1500~1200 K)

この温度域は, いわゆる熱間加工域に相当するために熱間加工性の観点から特に変形能に対する研究は多いが, 铸片割れとの関係はあまりはっきりしていない.

図5 凝固点近傍での引張変形による伸びの[C]依存性⁽³¹⁾.

図6 A1 キルド鋼のII領域のぜい化に対する熱履歴の影響($\dot{\epsilon}=5/s$)⁽²⁴⁾.

ぜい性はほとんどの場合にオーステナイト粒界割れを伴い、P,S,Oなどの不純物元素の量、熱履歴などに強く依存する。熱履歴の影響を調べた一例としてA1キルド鋼(0.12C-0.35Mn-0.012S-0.06Al)のグリーブル試験結果($\dot{\epsilon}=5/s$)を図6⁽²⁴⁾に示す。溶融材では1423~1073 K温度域で顕著なぜい化が生ずる。再熱材でも加熱温度が1573 K以上になると上述の温度域でぜい化する。この図6にみられるような1473~1073 K温度域でのぜい化の原因は高温の加熱によりいったん固溶した硫化物、酸化物が冷却過程でオーステナイト粒界に再析出するため、このぜい化を軽減させるためには、(a) 鋼中のS,Oを低減する、(b) Mn/S比が十分に大きくなるようにMnを添加する、(c) 冷却の途中に保持を行なう、ことなどが有効である⁽¹³⁾⁽²⁴⁾⁽³⁴⁾。

連铸との関係に興味ある事実はこの温度域でのぜい化は歪速度に依存し、歪速度を小さくするほどぜい化が緩和されることが挙げられる(図7)⁽²⁴⁾。したがって、この温度域のぜい化は铸片バルジングとか、曲げ矯正などで考えられている $10^{-4} \sim 10^{-2}/s$ ⁽¹³⁾⁽³⁵⁾程度の歪速度では問題とならないかも知れない。

図7 A1 キルド鋼のII領域ぜい化に対する歪速度の影響⁽²⁴⁾.

(3) III領域(1200~900 K)

この温度域は炭素鋼では γ - α 変態域に、また γ -相鋼では再結晶開始温度近傍である。この温度域で生ずるぜい化の最大の特徴は低速引張りするほどぜい化が顕著になることであり、既述のII領域のぜい化と区別される⁽²⁴⁾。したがって、铸片の表面横割れ、あるいはコーナー割れのように曲げ矯正時(低速変形)に生成する割れについては低速引張りで得られる実験データが役立つことが期待される。

事実、図8⁽³⁶⁾に示すように铸片横割れ発生率と低速引張りにおけるぜい化挙動とはよく対応しており、1123~973 K温度域で生ずるぜい化を回避して曲げ矯正を行

図8 铸片表面横割れ発生率と曲げ矯正温度の関係⁽³⁶⁾.

図9 低炭素鋼の高温延性に対する歪速度依存性⁽²⁴⁾。 図10 含Nb鋼の高温延性に対する歪速度依存性⁽²⁴⁾。

なった場合には横割れはほとんど発生しなくなる。Alを過剰に添加した鋼とか、含Nb, V鋼において横割れとか、コーナー割れが多発することが経験的にもよく知られており、他方、これらの元素の添加によって1200~900 K温度域でのぜい化が顕著になることも実証されてきた^{(15)(35)(37)~(42)}。

図9⁽²⁴⁾には真空溶製した低炭素鋼(0.05C-0.2Si-1.5Mn)をいったん1573 Kに加熱した後の冷却過程で引張変形した際の延性の歪速度と温度変化を示す。1023 K (Ar₃変態点直下)において低歪速度で引張変形するほど延性の低下がいちじるしいことを示している。このぜい化の原因は母相のオーステナイトと変態によってオーステナイト粒界に沿って生ずるフィルム状の初析フェライトの変形の違いによるものと考えられている⁽²⁴⁾⁽³⁵⁾⁽⁴¹⁾。さらに含Nb鋼における同様の実験結果を図10⁽²⁴⁾に示すが、この場合にはより高温域から延性の低下が認められる。これはオーステナイト域でのNbCNの粒内析出による粒内強度の上昇(再結晶の遅滞)と粒界析出による粒界ぜい化とがぜい化に加味されているためと考えられる⁽²⁴⁾⁽³⁵⁾⁽⁴²⁾。

これらの実験結果から、この温度域でのぜい化を支配する冶金的要因として、(a)粒界すべり、(b)粒界析出(偏析)、(c)粒内変形のしにくさ(再結晶の難易)、(d) γ と α の変形能の違いなどが挙げられる⁽²⁴⁾。炭素鋼に

図11 III領域のぜい化の模式図⁽²⁴⁾。

におけるぜい化の機構を模式的に図11⁽²⁴⁾に示す。オーステナイト粒界に析出した析出物を起点としてボイドが生成し、粒界すべり変形も伴って成長する。ボイドの成長と初析フェライトの核生・成長とが競合して生じ、最終的にはフィルム状に析出したフェライト域で破断する。したがって、ぜい化防止、すなわち铸片横割れ防止策としては粒界析出の抑制、 γ - α 変態の抑制ないしは促進などが考えられる。

文 献

- (1) 森 久：鉄と鋼，60(1974)，46。
- (2) 鉄鋼基礎共研，凝固部会報告，鉄鋼の凝固，(1978)。
- (3) 大橋徹郎，藤井博務：私信。
- (4) 伊藤幸良，前出弘文，高尾滋良，大佐々哲夫，内田恒次：製鉄研究，No.294(1978)，55。
- (5) 原田慎三，草野昭彦，三隅秀幸，射手由雄：鉄と鋼，62(1976)，S 545。
- (6) 下田秀夫：金属便覧(改訂3版)，丸善，(1971)，689。
- (7) 和田 要，金丸和雄，山口紘一：鉄と鋼，57(1971)，S 455。
- (8) 熊井 浩，鈴木英一，児玉文男，松永 久，橋本真輔，関谷正道：鉄と鋼，58(1972)，S 422。
- (9) 藤野允克，杉谷泰夫，原田武男：住友金属，30(1978)，136。
- (10) 小舞忠信：製鉄研究，No.294(1978)，99。
- (11) 江見俊彦，中戸 参，大井 浩，守脇広治，白石勝紀，飯田義治：鉄と鋼，59(1973)，S 95。
- (12) C.J.Adams：Proc. National Open Hearth，54(1971)，290。
- (13) W.T.Lankford, Jr.：Met. Trans., 3(1972)，1313。
- (14) C.A.Wilber, R.Batra, W.F.Savage and W.J.Childs：Met. Trans., 6A(1975)，1727。
- (15) 松本和明，大内千秋，天明玄之輔：鉄と鋼，63(1977)，S 722。
- (16) 藤井博務，織田昌彦，大橋徹郎，川村浩一，浅野鋼一：鉄と鋼，64(1978)，2148。
- (17) 水上秀昭，北川 融，村上勝彦，川和高穂，宮下芳雄：鉄と鋼，64(1978)，S 149。
- (18) 木下勝雄，河西悟郎，江見俊彦：鉄と鋼，62(1976)，S 505。
- (19) K.Kinoshita, G.Kasai and T.Emi：Proc. Internat. Conf. Solidification, Univ. Sheffield and Metals Soc. London, (1979)，268。

- (20) 松坂 矯, 桐原誠信, 吉岡孝利, 渡辺 潔, 木村 智明: 鉄と鋼, **60**(1974), S 454.
- (21) 佐藤秀樹, 北川 融, 村上勝彦, 川和高穂: 鉄と鋼, **61**(1975), S 471.
- (22) 宮村 紘, 越智昭彦, 金丸和雄, 金子信義: 鉄と鋼, **62**(1976), S 482.
- (23) 成田貴一, 森 隆資, 宮崎 純: 学振第 19 委員会, (1978), 凝固-10127.
- (24) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65**(1979), 印刷中.
- (25) R.P.Sopher: Weld. J., **37**(1958), 481 S.
- (26) R.H.Phillips and M.F.Jordan: Metals Technol., **4**(1977), 396.
- (27) 鈴木洋夫, 山口重裕, 松宮 徹, 速水哲博: 鉄と鋼, **64**(1978), S150; 学振第 19 委員会, (1978), 凝固-10127.
- (28) F.Weinberg: Met. Trans., **10B**(1979), 219.
- (29) 江見俊彦: 鉄鋼便覧, 第 3 版, 丸善, (1979), 印刷中.
- (30) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振第 19 委員会, (1968), 凝固-8837.
- (31) L.I.Morozenskii, O.A.Mitenev and V.K.Krutikov: Stal in Eng., **4**(1965), 272.
- (32) H.S.Marr: Iron and Steel Intern., **51**(1978), 87.
- (33) W.R.Irving and A.Perkins: Proc. Internat. Conf. Continuous Casting of Steel, Metals Soc. London, (1976), 107.
- (34) N. Dahl, G. Kalwaad and P.J. Winkler: Arch. Eisenhüttenw., **49**(1978), 135.
- (35) G.Bernard, J.P.Birat, B.Conseil and J.C. Humbert: Rev. Mét., **75**(1978), 467.
- (36) 大野唯義, 大橋徹郎, 有馬良士, 広本 健: 鉄と鋼, **62**(1976), S 91.
- (37) C.G.Carlsson: Jernkont Ann., **148**(1964), 152.
- (38) 長谷部茂雄, 古賀敏昭, 矢村 隆, 筋川義和: 鉄と鋼, **58**(1972), S 221.
- (39) L.Schmidt and Å.Josefsson: Scand. J. Met., **3**(1974), 193.
- (40) 伊藤 篤, 摂待吉雄, 作本賢正: 鉄と鋼, **61**(1975), S 132.
- (41) 山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, **65**(1979), 1410.
- (42) B. Mintz and J. H. Arrowsmith: Metals Technol., **6**(1979), 25.

＜新刊案内＞

最新の鉄鋼状態分析

鎌 田 仁 編

鉄鋼の分野における, いわゆる状態分析の歴史は古い。鉄鉱石を初めとする鉱石中の 2 価, 3 価ならびに金属鉄の分離分析, そして非金属介在物や炭化物の分離分析と数多くの研究と実際の応用が続けられてきた。

今回出版された本書は非金属介在物や析出物の近年の分離分析法をはじめ, EPMA, オージェ分析, ESCA, メスバウワーの応用と, 最近いわゆる状態分析に使用されている各種分析法が各論的に盛り込まれている。そして後半にはそれらの部分的な応用例も数篇入っている。鉄鋼状態分析法の変遷とその概要ならびに化学分析法に関しては比較的年数も多く, よく書かれているが, その他の最近の方法に関しては, もっと年数を増してかなり応用の部分を取り入れるか, さもなければ, もう少し原理面を省略して各手法の応用例を増し

てもらった方が, 分析を実際に担当している人達にとってはもっと有益な書物となり得たはずである。しかし実際に今, 鉄鋼の状態分析に関係していない人達や分析の実際的一面を知ろうとする人達には非常に適した書物である。その意味で本書はむしろ鉄鋼の分析的手段を駆使して材料研究を行なわんとする人達に大いにおすすめしたい。前にも少し触れたが, 現在, 実際に各手法を研究している方々の執筆である以上, もう少し各篇の頁数を増して, 各手法相互間の応用面での関連ならびに材料研究への寄与といった面も述べられていたらと思われる。しかし鉄鋼の分野のみならず, 他の金属分野でもこのような書物が出版されてもよいのではなかろうか。その点でも鉄鋼関係以外の人達も一読に値する書物と言い得る。(K.H.)

【A5判 322頁 1979年 4,000円 (株)アグネ】