

論 文

UDC 621.746.047 : 620.192.46

ブルーム連铸鑄片の内部割れ発生に及ぼす鑄片変形の影響

成田 貴一*・森 隆資*・宮崎 純*²Effect of Deformation on the Formation of Internal Cracks
in Continuously Cast Blooms

Kiichi NARITA, Takasuke MORI, and Jun MIYAZAKI

Synopsis :

The effect of deformation on the formation of internal cracks in a solidifying continuously cast bloom has been investigated on the basis of two kinds of deformation tests, i.e., squeezing test of 300 mm square bloom and bending test of 300×400 mm bloom carried out on bloom caster.

The relation between the amount of squeezing or bending and the roll load at the initiation of internal cracks was obtained for various grades of steels. Temperature range for the occurrence of internal cracks was also estimated from melting behavior of a composite rivet (Ni-embedded steel rivet) driven into a solidifying bloom together with heat transfer calculation for the solidifying shell. The internal cracks were observed to occur at temperatures of 30–40°C lower to slightly higher than the solidus. This indicates that formation of the internal cracks is closely related to the embrittlement occurring at this temperature range.

The strain caused at the internal cracks by the squeezing test was calculated by the finite element analysis, and the strain leading to the formation of internal cracks was found to be 0.3 to 0.8%, depending on the steel grades.

1. 緒 言

連铸々片に発生する内部欠陥の一つである内部割れは従来よりスラブ鑄片においてしばしばみられ、特に高速鑄造時の鑄片のロール間バルジングや曲げ型連铸機における未凝固鑄片曲げや矯正に起因する内部割れの発生が多く、高速鑄造化を阻害する要因となつてきた。

いつぼう、ブルーム鑄片においても同様な機械的要因により内部割れが発生する場合があります、さらに二次冷却帯の鑄片スプレー冷却に関連する熱歪みの発生も要因の一つとなる。またブルーム鑄片では鋼種構成が多岐にわたるため割れの発生状況も鋼種により大きく異なり、複雑となる。この内部割れは、凝固界面近傍の固相側で発生し、割れ部には凝固界面前方の濃化溶鋼が吸引されるため、割れ内部では P や Si 等の正偏析が観察されるとともに多量の MnS の析出がみられる¹⁾。このように、内部割れは、鋼の凝固点近傍の物性と密接な関係があり、最近では特に凝固点直下の鋼の脆化温度域に関する研究が行われており、連铸々片の内部割れとの関係について

検討がなされている^{2)~5)}。

今後、連铸の生産性を向上させるために高速化を行うとともに、適用鋼種の高級化を進めるためには、操業条件と内部割れ発生との関係についての調査や鋼の凝固点近傍の物性についての調査に基づく内部割れ発生機構の解明と防止技術の確立が望まれる。

本研究では、内部割れ発生におよぼす鑄片変形の影響を把握するため、当社、神戸製鉄所の垂直型ブルーム連铸機において、鑄造途中の未凝固鑄片にロールによる押し込み変形および曲げ変形を加えて、内部割れを発生させ、各鋼種について内部割れ発生との関連を調査した。

2. 実験方法

ブルーム鑄片の変形実験は神戸製鉄所の垂直型連铸機を用いて行つた。鑄片サイズは 300 mm□ および 300×400 mm であり、300 mm□ ブルーム鑄片においては、一対のロールによる押し込み実験を、また 300×400 mm ブルーム鑄片については、曲げ実験を行つた。

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 11 月 7 日受付 (Received Nov. 7, 1980)

* (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

*² (株)神戸製鋼所中央研究所 Ph. D (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

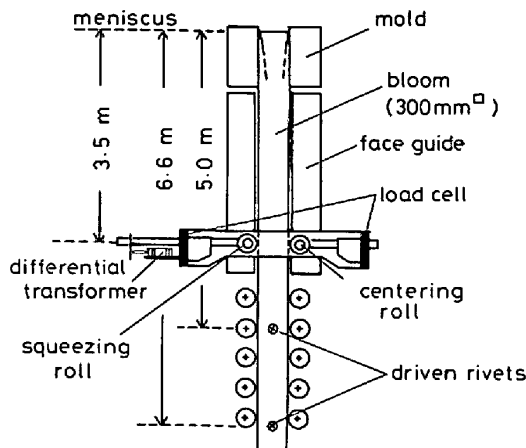


Fig. 1. Schematic illustration of apparatus for squeezing test.

2.1 300 mm² ブルーム鑄片押し込み実験方法

実験装置は 250 mm ϕ の一対の可動ロールより成り、Fig. 1 に示すように垂直型ブルーム連鑄機の鑄型下鑄片支持案内棒（4本の内部水冷棒より成り、ここではフェイスガイドと呼ぶ）下部のメニスカスより 3.5m の位置に設置した。ロールは受ロールと押し込みロールより成り、これらのロールは油圧により作動し、鑄片押し込み変形時のロールのバックラッシュを防止するため油圧装置とロールとの間にスクリュージャッキを備えた。さらに、押し込み量を測定する差動トランスとロール荷重を測定するロードセルを取り付けた。また凝固殻厚み、および鑄片内温度分布測定用の複合鋏⁶⁾を打ち込むための鋏打ち銃をメニスカスより 5.0m, 6.6m の位置に配置している。この複合鋏は、SCM4（融点 1500°C）の内部に Ni 線（融点 1450°C）を埋め込んであり、鋏の外殻の SCM4 や Ni の溶融位置より凝固殻内の温度が推定できる。

実験はブルーム鑄片の鑄造開始後、鑄造が定常状態に達した時点で、まず受ロール（センターリングロール）を微速（0.5 mm/s）前進させ、鑄片に接触させ停止させる。接触の時期はロードセルで荷重が検出された時とする。続いて押し込みロールを同様に前進させ、接触した時点で停止させる。両ロールとも停止精度は 0.1 mm 以内である。両ロールとも鑄片に接触したのを確認した後、鑄片への鋏打ちを合図に 0.13 mm/s の速度で押し込みロールを前進させ鑄片に変形を加える。この場合、鋏打ちは鑄片内部の温度測定とともに、押し込み位置を正確に知るためのマーキングの役割をも兼ねる。押し込みは 0~7 mm の範囲で 5~7 水準に分けて行つた。各水準における押し込み時間は 30 s であり、鑄造速度が 0.5~0.55 m/min であることより、鑄片での鑄造方向の

押し込み長さは 250~280 mm である。押し込みに伴う装置のフレームの伸びにより、実質の鑄片変形量に誤差が生じるが、この誤差は、押し込み実験前後にダミーバをロールで押し付け、装置の伸びと荷重との関係を調べて補正を加えた。他の補正要因としては溶鋼静圧による凝固殻のバルジングが考えられるが、300 mm² ブルーム鑄片では側面凝固殻のバルジング抑制効果が大きく、さらに押し込み部直前では、鑄片がフェイスガイドで支持されているため、バルジング量は極めて少なく、ここでは無視した。実験は 6 鋼種について行い、鑄造速度はバネ鋼（0.5 m/min）を除き、0.55 m/min、比水量は低炭素鋼（0.34 l/kg·s）を除き、0.21 l/kg·s である。内部割れの有無は凝固完了後の鑄片を切断し、縦断面および横断面サルファプリントにより目視判定した。対象鋼種と化学組成を Table 1 に示す。

2.2 300×400 mm ブルーム鑄片曲げ実験方法

鑄片の曲げ実験は、300 mm² 用連鑄機を 300×400 mm ブルーム鑄片用に改造し 200 mm ϕ の一対の可動ロールを Fig. 2 に示すごとくメニスカスより 3.5m の 4 面ロールガイド部の鑄片広面側に取り付けて行つた。可動ロール上下のロールピッチは 240 mm である。また、この位置での狭面ガイドロールは実験に影響をおよぼさない程度に後退させておいた。さらに 4 面ガイド部の広面側ロールすきまは鑄片の収縮量を補うべく鑄型寸法より

Table 1. Chemical composition of steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
Low carbon	0.16	0.21	0.45	0.023	0.015	-	0.032
Low C-free cutting	0.15	0.03	1.21	0.051	0.196	-	-
Middle carbon(S40C)	0.40	0.28	0.77	0.024	0.020	-	0.036
Low alloy(SCR4)	0.43	0.27	0.72	0.021	0.023	1.05	0.037
High carbon	0.60	0.22	0.48	0.024	0.023	-	-
Spring (SUP6)	0.64	1.69	0.92	0.020	0.014	-	0.025

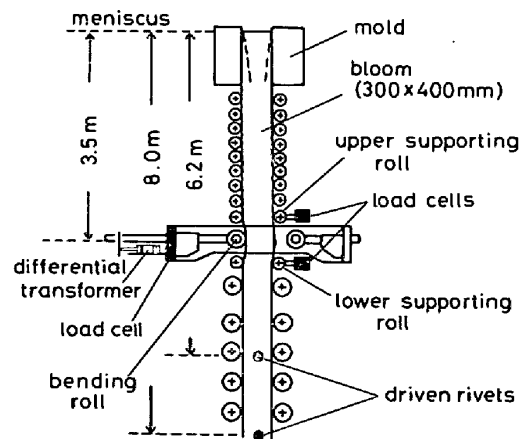


Fig. 2. Schematic illustration of apparatus for bending test.

Table 2. Chemical composition of steels (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
Middle carbon (S48C)	0.49	0.26	0.74	0.020	0.021	0.031
High carbon	0.63	0.24	0.50	0.017	0.016	0.004
Middle C-free cutting	0.44	0.02	1.44	0.015	0.305	-

1.1 mm 絞り込み、曲げ時の鑄片とロールとの接触状態をよくした。一對の可動ロールは前記押し込み実験装置と同機能を有し、ロールの前進速度および停止精度も押し込み実験時と同様である。さらに鑄片の曲げ反力を測定するために、受ロール側の上下各ロールにロードセルを設置した。また、メニスカスより 4 m の位置では溶着式熱電対により表面温度を測定するために溶着銃を、6.2m, 8.0m の位置には鋏打ち銃を配置した。

曲げ実験では、まず曲げロールの反対側のロールを十分に後退させた後、曲げロールを前進させ、鑄片に接触した時点で停止させる。そして鋏打ちを合図に曲げロールを前進させ、鑄片に曲げ変形を加える。この場合押し込み変形実験と同様に 0~9 mm の範囲で 7~9 水準に分けて曲げ実験を行った。鑄造速度は 0.5 m/min、比水量は 0.21/kg·s であり各水準での曲げ時間は 30 s である。対象鋼種と化学組成を Table 2 に示す。

曲げ実験でも押し込み実験時と同様にロール反力に伴う装置の伸びがあり、実質曲げ量を算出する場合には、この補正を加える必要がある。さらに 300×400 mm ブルーム鑄片では 300 mm□ブルームと異なり広面側でのバルジングは無視できず、また曲げ実験では曲げロールと反対側の上下サポートロールを支点として鑄片が変形するためにロールと鑄片とが十分に接触した状態に保つ必要がある。

鑄片バルジング量の測定に関しては、近年スラブ用曲型連铸機の水平部に差動トランスを複数個取り付け付けた測定方法により、誤差の少ない測定結果が報告されている⁷⁾。今回は、同様な手法を用い、Fig. 3 に示す測定装置によりバルジング量を測定するとともにロールと鑄片の接触状態を調査した。測定装置はメニスカスより 3.5 m の位置の片側ロール 1 本を間引き、その位置に設置した。測定にはタッチローラー式差動トランス 2 台を用い、検出器は高熱を避けるため鑄片表面から 900 mm 以上離し、カバーをした上にエアージャケットを行った。バルジング量は、広面中央部とコーナー部における鑄片表面の変位量を測定した後、これらの差として求めた。測定対象鋼種は曲げ実験を行った鋼種と同じ高炭素鋼、中炭素鋼、中炭素 S 快削鋼であり、鑄造速度は 0.3~0.7 m/min の範囲である。

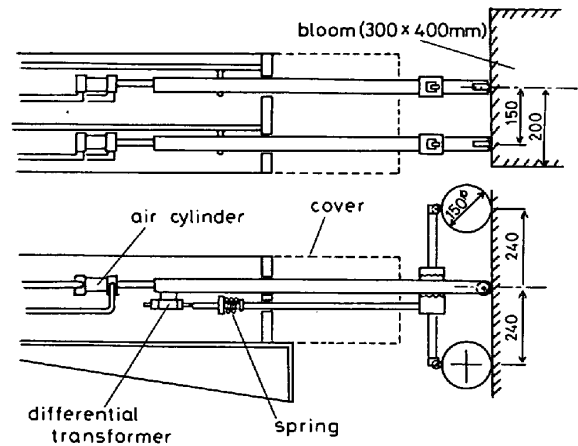


Fig. 3. Schematic illustration of measuring device of bloom bulging.

3. 実験結果と考察

3.1 内部割れ発生状況

鑄片押し込みおよび曲げ実験において同一形態の内部割れが、ロールに接する鑄片表面より 25~45 mm の範囲にみられた。内部割れ長さは鑄片内部の温度分布にもよるが C および S 含有量が高くなると長くなる傾向がある。また割れの程度も C および S 量が高くなると激しくなり、特に低炭素 S 快削鋼では割れが互いに重なりあつた状態になつている。割れを含む鑄片の縦断面マクロ組織を Photo. 1 に示す。これは高炭素鋼 (0.6% C) の押し込み実験時のものであり、鑄片表面より 26~38 mm の範囲で内部割れが発生している。

割れ部には凝固界面前面の濃化溶鋼が吸引されており、多数の MnS が存在している。割れ部の EPMA 線分析結果では、すべてのサンプルにおいて P の明瞭な正偏析が見られた。Fig. 4 に低合金鋼サンプルの割れ部の EPMA 線分析結果を示す。割れ部の幅は約 200 μ であり、割れ部には正常部に比べて 3.5 倍の P の偏析が認められた。Mn は割れ近傍で若干偏析しているが、MnS の形成に費やされることにより、割れの中央部では減少している。また Si の偏析も検出され、これらの傾向は藤井らの測定結果と似ている¹⁾。また低合金鋼では Cr の含有量が多いため、割れ部に Cr の明瞭な正偏析が認められる。

割れ中央での Mn の低下は高炭素鋼及び中炭素鋼においても観察され、特に S 快削鋼では最も大きな Mn 量の低下がみられ、析出する MnS の量に比例して低下している。割れ部での S の偏析は観察されないが、これは S のマトリックスへの固溶限が小さいためその後の冷却過程で MnS, FeS として析出しているためである。

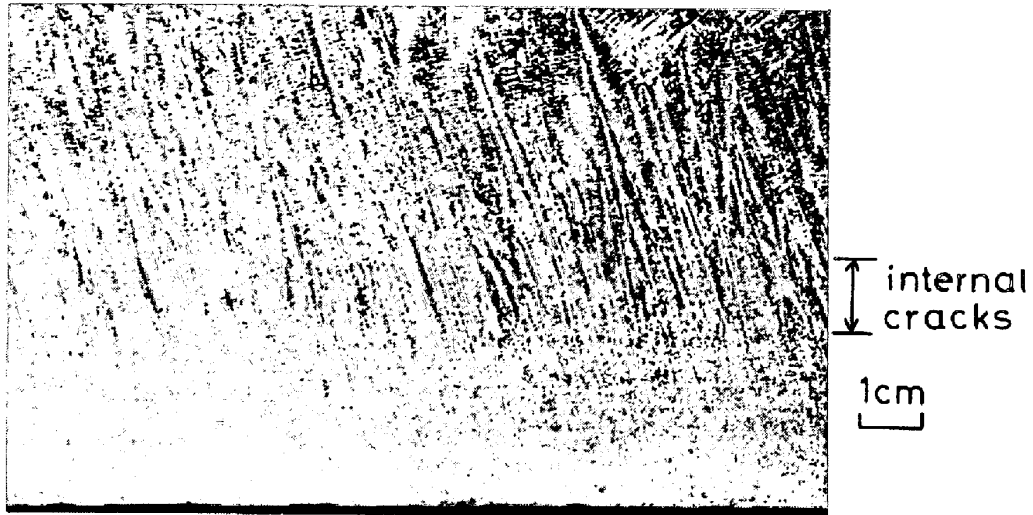


Photo. 1. Macrostructure of the longitudinal section of a bloom (high carbon steel).

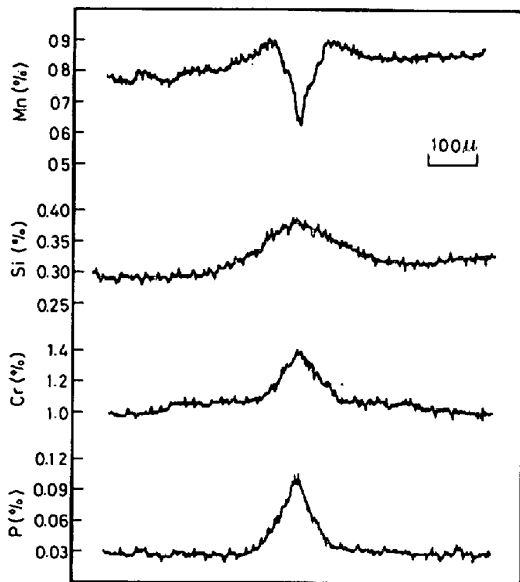


Fig. 4. EPMA line analysis at the internal crack region for the low alloy steel.

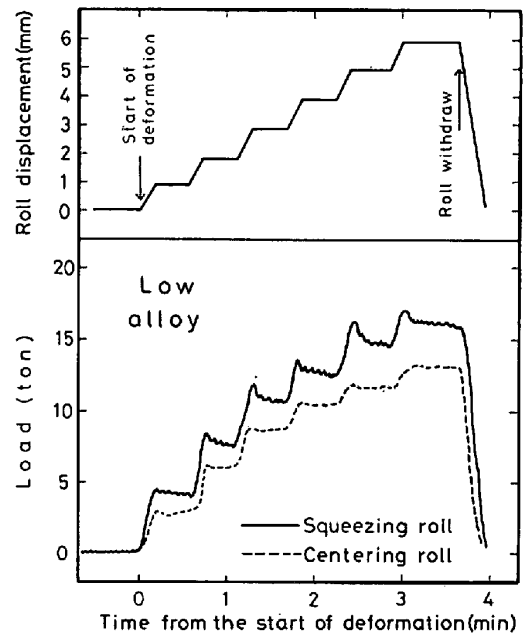


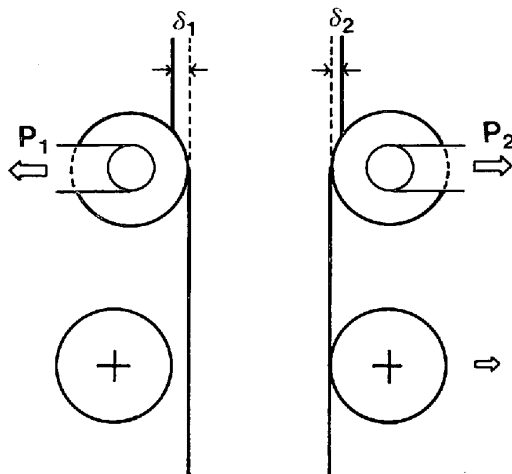
Fig. 5. Variation of the load against each roll with the increase of roll squeezing.

3.2 鋳片の押し込み変形と割れ発生の関係

押し込みロール変位量とロール荷重の変化のチャートの一例を低合金鋼について Fig. 5 に示す。この Fig. 5 でわかるように、ロールの停止精度はよく、バックラッシュも全然みられない。また押し込みロール側の荷重は各押し込み水準での押し込み終了時にピークを示し、その後徐々に減少し、安定したロール荷重を示す。これは押し込み過程において、鋳片が押し込み量に対して最も安定な変形状態に達するのに多少の時間的ずれを生じるため、押し込みにつれて一時的に鋳片とロールとの接触面積が増加し、ロール荷重が過渡的にピーク値を示すためと考えられる。その後、ロールが停止すれば、鋳片変形も押し込み量と平衡した状態に移行するため、ロール

荷重も一定になると考えられる。この傾向は程度は小さいが、受ロールにおいても認められた。

ロール荷重は常に押し込みロール側の方が受ロール側より 20% 程度大きい。これは受ロール側では受ロール以外の部分、たとえばフェイスガイドもしくはサポートロールにより、荷重の一部が受けられたと考えられる。実際に受ロール下のロール荷重を測定すると押し込みに従い荷重が増大していることが確認された。このように押し込みロールと受ロールとの荷重が異なることにより、各ロールの押し込み量は同一ではなく、各ロールの押し込み量の算出が必要である。この算出方法を Fig. 6 に示す。まずチャートより得られた押し込みロール変



$$\frac{P_1}{P_2} \approx \sqrt{\frac{\delta_1}{\delta_2}}$$

Fig. 6. Schematic illustration of evaluating the amount of roll squeezing for each roll.

位置は装置のフレームの伸びを含んでおり、この伸びは 14 t のロール荷重で 1 mm である。この補正を加えることにより、鑄片の実質押し込み変形量を求めることができる。これより個々のロールによる押し込み変形量をロール荷重の比が押し込み量の平方根の比にほぼ等しいとする圧延理論⁹⁾を用い、次の二式により求めた。

$$\delta = \delta_1 + \delta_2 \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$\frac{P_1}{P_2} = \sqrt{\frac{\delta_1}{\delta_2}} \quad \dots \dots \dots (2)$$

- δ : 鑄片の総押し込み変形量
- δ₁ : 押し込みロールによる押し込み量
- δ₂ : 受ロールによる押し込み量
- P₁ : 押し込みロール荷重
- P₂ : 受ロール荷重

このようにして各ロールによる押し込み量が算出できるが押し込みロールによる鑄片変形量の方が受ロールによるものより常に大きい。実際の鑄片においても、ロール押し込みにつれて、まず押し込みロール側より内部割れが発生し、続いて受ロール側で割れの発生が見られる。また割れ発生開始時の算出押し込み量は各ロール側でよい一致を示しており、上記計算方法の採用が妥当であると考えられる。

割れ発生は実験を行つた 6 鋼種のうち、低炭素鋼、バネ鋼を除く 4 鋼種においてみられた。低炭素鋼では、片側ロール押し込み量 2.8 mm、バネ鋼では 2.7 mm の押し込み量でも割れは発生しなかつた。内部割れが発生し始める時点でのロール押し込み量とロール荷重は鋼種により大きく異なる。この結果を Fig. 7 に示す。割れは S 快削鋼が最も発生しやすく 1 mm 以下の押し込み量で

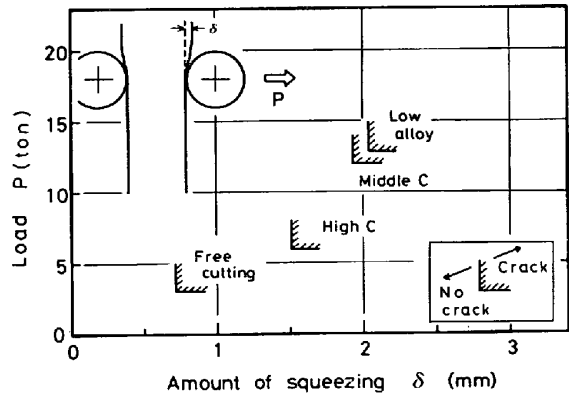


Fig. 7. Amount of squeezing and the corresponding roll load at the initiation of internal cracks.

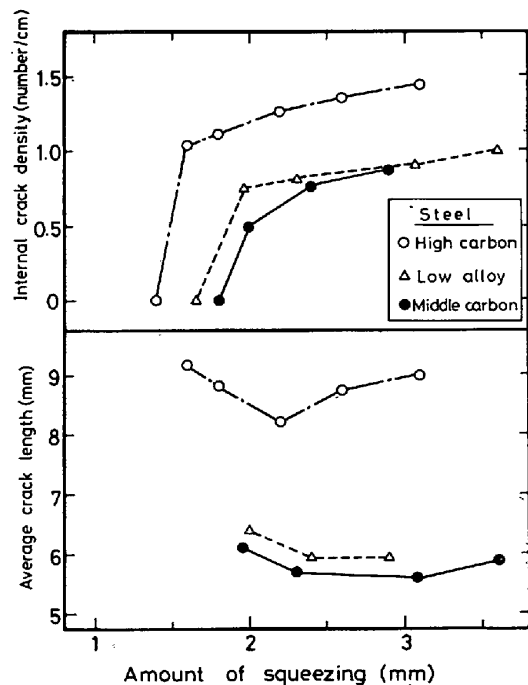


Fig. 8. Variation of internal crack density and average crack length with the increase of squeezing.

も発生する。次いで高炭素鋼が発生しやすく、中炭素鋼、低合金鋼と続く。これより S 量が同程度では C 量が増すと割れが発生しやすくなつている。また割れ発生時のロール荷重も C 量が増加するにつれ低下している。ただしバネ鋼においては C 量が高いにもかかわらず全く内部割れが発生せず、C、S 以外の他の元素、とりわけ Si 量が極めて高いことが内部割れ感受性を低くするように作用していると考えられる。

内部割れ発生密度はロール押し込み量の増大につれて高くなる傾向があるが、割れ平均長さともロール押し込み量との相関関係はほとんど見られない。これらの結果を Fig. 8 に示す。

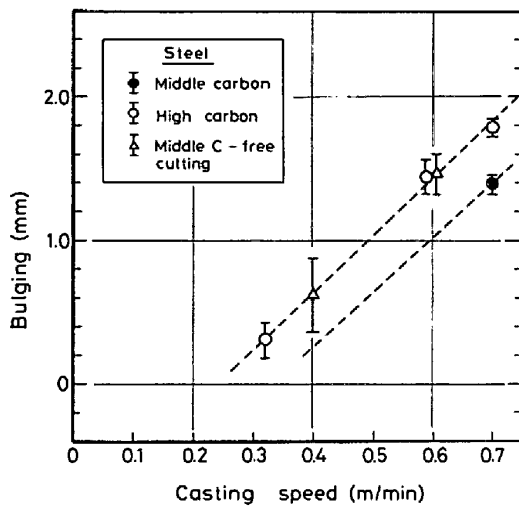


Fig. 9. Bulging as a function of casting speed.

3.3 鋳片の曲げ変形と内部割れ発生との関係

曲げ実験においても曲げロール変位量とロール荷重の変化を測定し、鋳片バルジングおよび曲げ時のフレームの伸びの補正を行い、実質曲げ量を求めた。

バルジング量測定結果を Fig. 9 に示す。この Fig. 9 より、0.5 m/min の鋳造速度におけるバルジング量を推定し、高炭素鋼においては 1.0 mm、中炭素鋼においては 0.8 mm とした。

ロールと鋳片コーナー部との接触程度はコーナー部の差動トランスの信号より推定できるが 0.4 m/min 以上の鋳造速度では、鋳造初期と末期を除き、コーナー部の変位はロール基準面からほとんどなく、 ± 0.2 mm 以内である。そのため曲げ実験におけるロールと鋳片との接触状態は極めて良好であると考えられる。

いつぼうフレームの伸びは 8 t の荷重で 1 mm であり、これらの補正を行った場合、中炭素鋼で実質 5.0 mm、高炭素鋼では 3.6 mm の曲げ量より割れが発生している。しかしながら中炭素 S 快削鋼では S 量が 0.3% と極端に多いにもかかわらず最大 7.3 mm の曲げ変形を加えても通常の連鋳鋳片にみられるような内部割れは発生していない。測定に伴う誤差は、バルジング測定誤差 ± 0.3 mm、ロールと鋳片との接触程度に起因する誤差 ± 0.2 mm、差動トランスを主とする測定器の誤差 ± 0.1 mm 等があり、個々の誤差に相関関係がないので総合的な誤差は ± 0.4 mm 程度となる。割れ発生状況は、まず曲げるにつれて、曲げロール側より割れが発生し、さらに曲げを加えた場合に受ロール側でも内部割れが発生する現象がみられる。これら曲げ実験における鋳片曲げ量とロール荷重との関係、及び割れ発生状況は、中炭素鋼について Fig. 10 に、高炭素鋼については Fig. 11 に

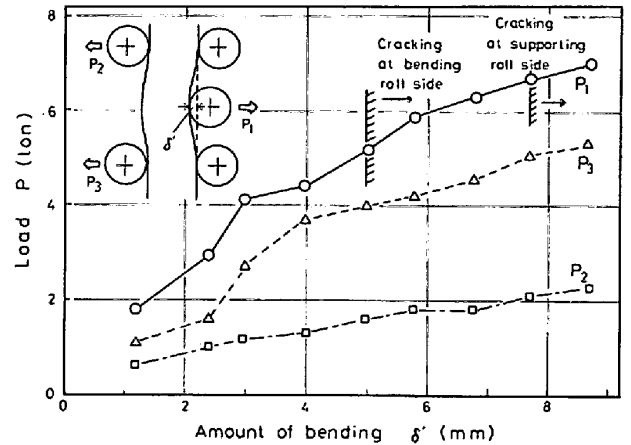


Fig. 10. Variation of roll load and the condition of crack formation at the bending test of the middle carbon steel.

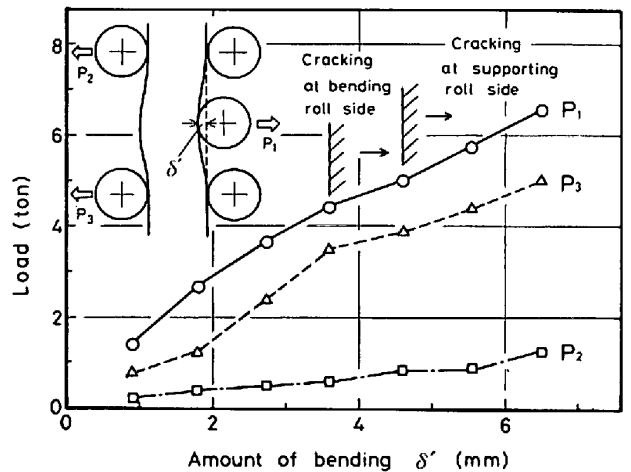


Fig. 11. Variation of roll load and the condition of crack formation at the bending test of the high carbon steel.

それぞれ示す。Fig. 10 において 5.0 mm の曲げ量でロール側より割れが発生しており、7.7 mm の曲げ量より受ロール側でも割れが発生している。また割れ発生開始時の曲げロール荷重と下側受ロール荷重はほぼ同じであり、5 t である。これより割れが発生したのは、曲げロールに接する部分と下側受けロールに接する部分であると推定される。このように凝固殻が薄い高温鋳片の曲げ過程における割れの発生は、ロールによる鋳片の局部的変形が主因であると考えられ、割れは曲げの内側、外側ともに発生していることより鋳片を一本の梁として取り扱うのが難しいことを示している。

Fig. 11 の高炭素鋼においては、割れ発生は曲げ量の少ない時期より発生しており、押し込み実験と同様に割れが発生しやすいことを示している。また Fig. 10, 11 において共通していることは、下側受ロール荷重が上側受ロール荷重より数倍大きいことであり、これは上側受

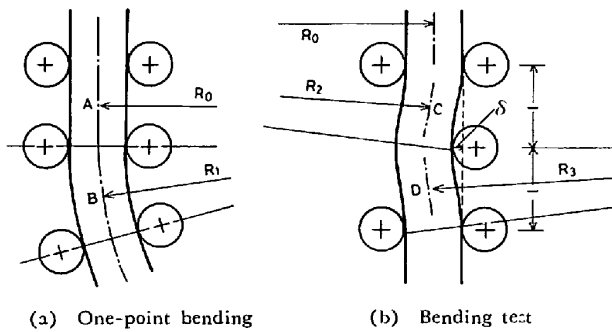


Fig. 12. Schematic illustration of bending profile of bloom.

ロールが鋳片曲げの反力を受けているのに対して、下側受ロールは曲げ反力に加えて鋳片の鋳造方向の荷重（ロール円周方向の摩擦力）をも一部受けていることを示している。このように曲げ実験に参与するロール及び鋳片について考えると、下向き荷重は曲げロールと下側受ロールとによりほとんど受けられており、静止状態での鋳片曲げによるロール反力と異なっている。

また曲げ実験では、鋳片が一度曲げられたのち、次のロール間で矯正されるため、巨視的には曲げ方向の異なる1点曲げが連続して行われることになる。さらに実験はメニスカスより3.5mの位置で行われているため、得られた結果は曲げ型連鋳機における比較的凝固殻の薄い鋳片の曲げ過程と対比でき、曲げ部の適切なロール配列を推定するためのデータとして用いることができる。そこで Fig. 12 に垂直曲げ型連鋳機における曲げ部での変形状態と曲げ実験における変形状態を示す。曲げ実験における曲げ部の曲率半径 R_2 , R_3 はロールの位置より

$$R_2 = R_3 = l^2 / 2\delta \quad (3)$$

となる。ここで l はロールピッチ、 δ は曲げ量である。これより曲げロール上下 (C-D間) の曲率の変化 $\Delta(1/R_{CD})$ は

$$\begin{aligned} \Delta(1/R_{CD}) &= 1/R_2 + 1/R_3 \\ &= 4\delta / l^2 \quad (4) \end{aligned}$$

となる。

この曲率の変化を曲げ量の関数として Fig. 13 に示す。またこの図には垂直曲げ型連鋳機で垂直部より曲げ部へ1点曲げを行つた場合の Fig. 12(a)におけるA-B間の曲率の変化と曲げ半径との関係を示す。さらに割れ発生臨界曲げ量を Table 2 に示した中炭素鋼および高炭素鋼について同図に示す。これより高炭素鋼において曲げ実験時と同一の鋳造条件下で内部割れを発生させずに1点曲げを行うには円弧部の曲率半径が16m以上必要であることを示し、中炭素鋼においては、12m以上の曲率半径が必要であることを示している。このように

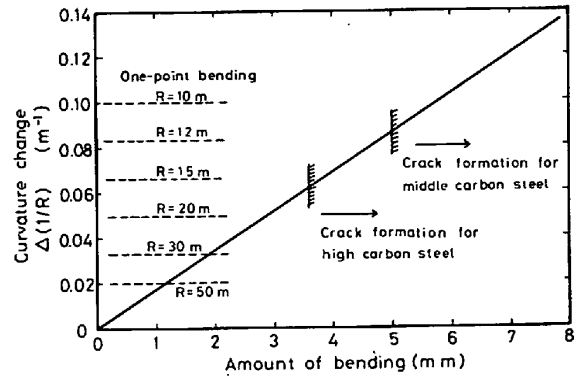


Fig. 13. Macroscopic curvature change in the bending region as a function of amount of bending and the curvature change corresponding to various radii of curvature for the one-point bending process.

垂直曲げ型連鋳機で鋳造を行う場合には、1点曲げを採用することが難しいことを示しており、未凝固曲げは少なくとも2点曲げで行うのが好ましい。さらに割れ感受性の高い鋼種を鋳造する場合には、3点以上を用いる多点曲げを採用する必要がある。

3.4 鋳片内温度分布と内部割れ発生温度範囲

ロール押し込み実験や曲げ実験と同時に行つた複合鋏打ち試験と溶着式熱電対による表面温度測定、さらにこれらの測定値をもとにした差分法による鋳片内伝熱計算結果から鋳片内温度分布を知ることができ、これらの温度分布から内部割れ発生の温度範囲が明らかとなった。

鋏打ち試験結果と伝熱計算より得られた鋳片内温度分布と割れ発生位置との関係を、押し込み実験における高炭素鋼、低合金鋼について Fig. 14 に示す。割れは高炭素鋼では1330°Cから1410°Cの範囲にみられ、低合金鋼では1360°Cから1420°Cの範囲にみられる。いっぽう、低炭素S快削鋼においては1380°Cから1480°Cの範囲にわたって割れが観察され、温度範囲は最も広い。曲げ実験における高炭素鋼と中炭素鋼の結果を Fig. 15 に示すが、この場合も押し込み実験時と同様な結果を示している。これらの結果より割れは算出固相線温度⁹⁾直下の脆化温度域⁹⁾を中心として発生している。

この脆化温度域では、ほぼ凝固が完了しているが、結晶粒界や亜粒界でまだ低融点化合物の薄膜が存在しており、そのため、わずかの引張力により破断に至る。SやPは低融点薄膜を作るため、割れ感受性を高め¹⁰⁾またCも脆化温度域を拡大する作用がある²⁾¹¹⁾。割れ感受性は、脆化温度域の範囲の大きさと密接な関係があり、実験において内部割れの発生しやすい鋼種ほど割れ発生温度範囲が広がる傾向がある。また割れの平均長さは Fig. 8 に示した様に鋳片変形量とあまり関連性がなく、

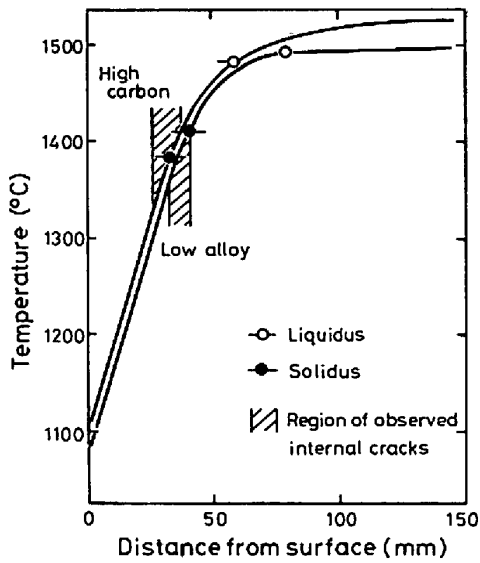


Fig. 14. Temperature distribution inside the bloom and the region of observed internal cracks for low alloy and high carbon steels at the squeezing test of 300 mm square blooms.

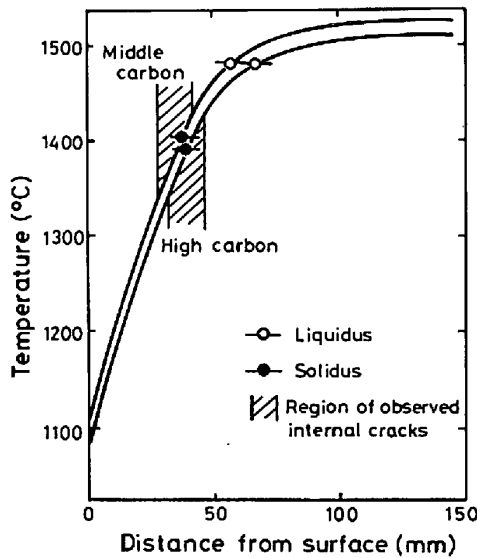


Fig. 15. Temperature distribution inside the bloom and the region of observed internal cracks for middle carbon and high carbon steels at the bending test of 300 x 400 mm blooms.

鋼種及び鋳片内部の温度分布によりほとんど決定されている。すなわち、割れ感受性の高い鋼種であり、固相線温度近傍でゆるやかな温度勾配を持つ鋳片では、割れは長くなる。

3.5 内部割れ発生位置における歪みの推定

鋳片押し込みおよび曲げ実験では、内部割れ発生の臨界歪み量を直接測定することは不可能である。そこで変形量と割れ発生位置での歪み量との関係を知るため、汎用有限要素法プログラムである MARC-STRESS を用

いて弾塑性応力解析を行った。ブルーム鋳片では側面凝固殻の影響が強く、応力場が複雑となるため、三次元解析が必要である。解析に用いたモデルは 300 mm²ブルーム鋳片であり、比較的測定誤差が少なく、モデルの設定も行きやすい押し込み変形実験を対象とした。その場合の要素分割図を Fig. 16 に示す。計算はブルーム鋳片の対称面を2つとし、鋳片の1/4について8節点要素を168個用いて行った。凝固殻厚み、および鋳片内温度分布は、複合鋸打ち試験に基づく伝熱計算結果より決定した。

計算条件としては、圧延過程と同様に鋳片がロールを通過する時に塑性変形を生じ、通過後も変形が回復しないとした。計算に用いた鋼の物性値はグリーンによる連鋳材の高温引張試験により得られた歪み速度 1×10^{-3} /s における応力-歪み曲線を用いた。この応力-歪み曲線を Table 1 に示した高炭素鋼について Fig. 17 に示す。さらにこの Fig. 17 では点線で示す様に応力-歪み曲線を3本の直線で近似し、計算に用いた。中炭素鋼、

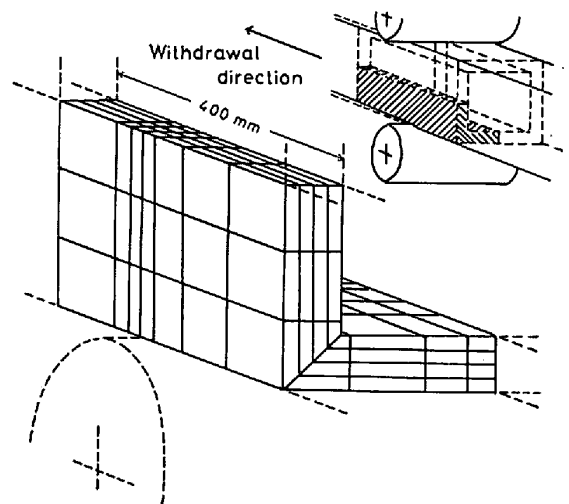


Fig. 16. Mesh layout for the finite element analysis of the 300 mm square bloom.

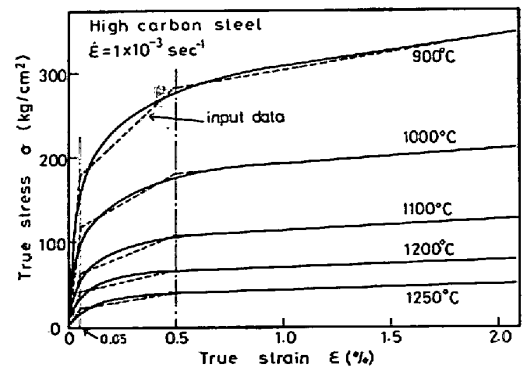


Fig. 17. Stress-strain curves at elevated temperatures and the input data for stress analysis.

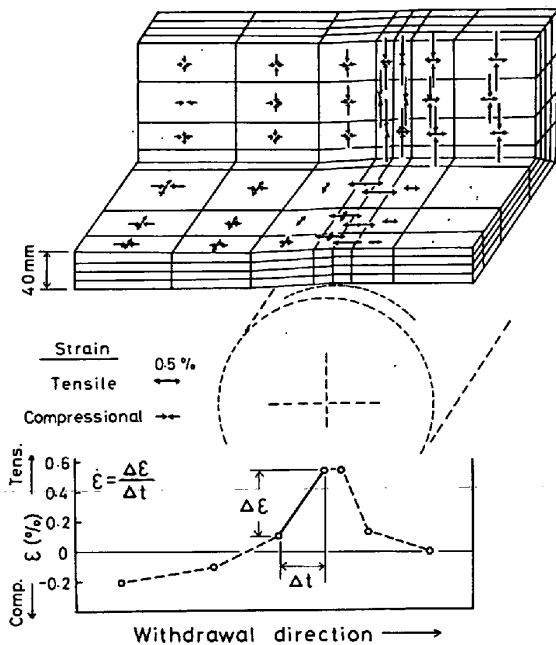


Fig. 18. Distribution of strain at the innermost layer of the bloom and the determination of strain rate at 1.9 mm squeezing of middle carbon steel.

および低合金鋼では Table 1 に示した S40C のデータを、低炭素 S 快削鋼では 0.14% C 鋼のデータ¹²⁾を用い計算を行った。ポアソン比は一律に 0.35 とした。この解析では、ロール押し込み量に対応するように境界条件を変化させ、所定の押し込み量と铸片内歪み分布を対応づけた。

この計算による歪の分布状況と歪み速度の定義を Fig. 18 に示す。ロールの押し込みに伴う固相線温度近傍の引張歪みは铸造方向が最も大きく、押し込み位置では、側面凝固殻が外側に押される形になるため、铸造方向に直角でロールに平行な引張歪みが生ずるが、値としては前者の 1/3~1/10 である。

この計算結果を用いてロール押し込み量と歪み量に関係づけ、内部割れ発生開始時における歪み量と歪み速度の関係を Fig. 19 に示す。Fig. 19 より割れ発生臨界歪みは鋼種により異なり、低炭素 S 快削鋼では 0.3% 程度から割れが発生しはじめ、高炭素鋼では 0.4%、そして中炭素鋼や低合金鋼では 0.6~0.8% の範囲で割れが発生しはじめることがわかる。また低炭素鋼やバネ鋼では 2.7~2.8 mm の押し込み量においても割れが発生しないことより、固相線温度に対応する位置の歪みが 0.8% 程度では割れが発生しない。

4. 結 言

垂直型ブルーム連铸機においてメニスカスより 3.5m の位置に油圧駆動による一対の可動ロールを設置し、铸

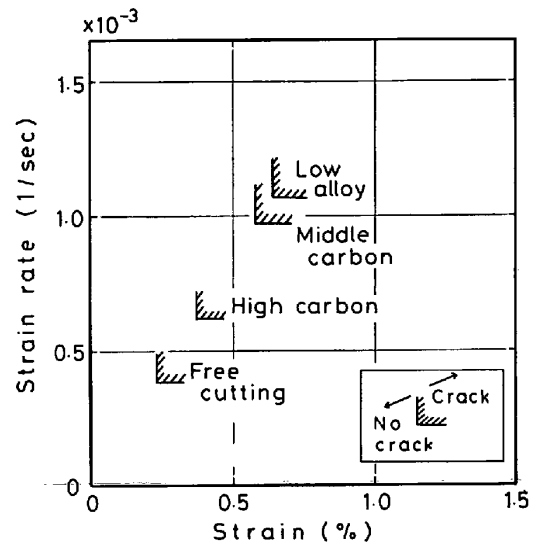


Fig. 19. Strain and strain rate at the initiation of internal cracks for various kinds of steel.

造中の铸片に押し込み、および曲げ変形を加え、内部割れを発生させる実験を行い、次のような結果を得た。

(1) 铸片押し込み変形実験では押し込みロールによる铸片片側押し込み量が 1 mm 以下で低炭素 S 快削鋼に割れが発生しはじめ、高炭素鋼では 1.5 mm、中炭素鋼、低合金鋼では 2.0 mm の押し込み量より割れが発生しはじめる。一方低炭素鋼、バネ鋼では 2.7~2.8 mm の押し込み量でも割れが発生しなかつた。

(2) 铸片曲げ実験では、中炭素鋼において 5.0 mm の曲げ量から、また高炭素鋼では、3.6 mm の曲げ量から内部割れが発生した。

(3) 曲げ実験では、割れは曲げロール側より発生し、曲げ量が増すと反対側の受ロール側でも発生する。このことは比較的凝固殻が薄い高温铸片ではロールに接する部分が局部的に変形したことを示す。

(4) 割れ内部は濃化溶鋼が充填しており、EPMA 線分析により、Si、P の正偏析がみられる。また Mn は割れ近傍で正偏析がみられるが、MnS の析出が多くみられる割れ中央部では、元素量の低下がみられる。さらに Cr の含有量の高い鋼種では Cr の正偏析がみられる。

(5) 鋏打ち試験、铸片表面温度測定、および伝熱計算より得られた铸片内温度分布と割れの位置とを比較した結果、割れは算出固相線直下の脆化域で発生したと考えられる。さらに割れの発生しやすい鋼種では割れ発生温度範囲が広くなる傾向がある。

(6) 割れ密度は铸片変形量の増加と共に高くなるが、割れ平均長さは铸片変形量とほとんど関連性がなく、鋼種と変形時の铸片内温度分布により決定される。

(7) 有限要素法を用いた凝固殻内の応力解析より、

内部割れ発生臨界歪みは、鋼種に依存し、低炭素 S 快削鋼が最も小さく、高炭素鋼、中炭素鋼、低合金鋼の順に大きくなり、それらの値は 0.3 から 0.8% の範囲にある。また割れ感受性の低い低炭素鋼、およびバネ鋼では 0.8% の歪み量でも割れが発生していない。

文 献

- 1) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本 健: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1814
- 2) 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), p. 2148
- 3) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 2038
- 4) F. WEINBERG: Met. Trans. 10B (1979), p. 219
- 5) W. T. LANKFORD, Jr.: Met. Trans., 3 (1972), p. 1331
- 6) 成田貴一, 森 隆資, 綾田研三, 宮崎 純, 藤巻正憲, 塩見 司: 鉄と鋼, 64 (1978), S659
- 7) K. WÜNNERBERG and D. HUCKINGEN: Stahl u. Eisen, 98 (1978) 6, p. 254
- 8) G. E. DIETER: "Mechanical Metallurgy", (1961), p. 510 [McGraw Hill]
- 9) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委資料 (1968), 8837
- 10) 鈴木洋夫, 西村 哲, 中村 泰: 鉄と鋼, 66 (1980), S805
- 11) 北岡英就, 木下勝雄, 江見俊彦: 鉄と鋼, 66 (1980), S810
- 12) 森田明弘, 年媒和義, 岡本 洋: 神戸製鋼技報, 29 (1979) 3, p. 55