

© 1987 ISIJ

低炭素低合金鋼の casting まま材の表面割れに
及ぼす熱加工履歴の影響

論文

安元邦夫*・前原泰裕*²・長道常昭*³・友野 宏*⁴

Effect of Thermo-mechanical History on Surface Cracking of As-cast Low Carbon Low Alloy Steel Slabs

Kunio YASUMOTO, Yasuhiro MAEHARA, Tsuneaki NAGAMICHI and Hiroshi TOMONO

Synopsis :

Surface cracking and the effect of predeformation on the cracking of continuously cast (CC) low carbon low alloy steel slabs have been studied by means of hot bending tests simulating a practical CC and the direct rolling process using the as-cast thin slabs. Two kinds of cracking, i. e., fine transverse cracks in microalloyed steels due to carbonitride precipitation during slow strain rate deformation of $\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ and severe cracks in low carbon Al-killed steels due to sulfide precipitation during high strain rate deformation of $\sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ were easily simulated by the deformation in low temperature γ region. The both kinds of cracking were markedly suppressed by the slight predeformation on the slab surface during cooling to the deformation temperature. Since γ grain size was not changed by the predeformation, these results can be explained in terms of precipitation behavior of carbonitride or sulfide in each case. That is, the precipitates formed by the predeformation can grow into coarse particles during the cooling stage, resulting in marked suppression of fine precipitation which causes large ductility loss in the subsequent bending process.

Key words : continuous casting ; direct rolling ; surface cracking ; thermo-mechanical history ; predeformation ; precipitates ; carbonitride ; sulfide.

1. 緒 言

近年は、ほとんどすべての量産鋼種が連続 casting (CC) 化されるに至り、さらに、省エネルギーや工程省略によるコスト低減を図るため、熱片装入 (Hot Charge) や直送圧延 (Direct Rolling) が進められている¹⁾。この技術の展開には casting 片の無手入化が前提であるが、厚板やラインパイプに用いられる低炭素・低合金鋼、特に Nb を含有する CC スラブには横ひび割れが多発し、上記プロセスの大きな障害となるものである。したがって、横ひび割れの抜本的防止策を見出すことが急務となつてい

る。従来、CC スラブの横ひび割れは γ 粒界への NbC や AlN などの炭窒化物の析出や粒界に沿う初析フェライトへの歪み集中との関連において検討されてきた^{2)~10)}。

最近、特に低温 γ 域での割れには、 γ 粒界析出に加えて、スラブの曲げや矯正に相当する低歪み速度変形中に起こる炭窒化物の粒内微細析出 (動的析出) と粒界に沿う無析出帯の存在が重要であり、それによつて初めて γ 粒界延性破壊を伴う延性低下を説明できることが明らかにされている^{11)~14)}。したがって、問題の温度域での低歪み速度変形に至るまでに析出すべき炭窒化物を凝集粗大化させておけば、上記動的析出は生じないことになり、少なくとも γ 域の脆化は防止できるようになる。このような観点から、著者らは炭窒化物の析出形態制御と低合金鋼の高温延性について高温引張試験によつて検討し、(i) 冷却途中で超徐冷に相当する処理を行えば、その間に炭窒化物の析出と粗大化を図れるので延性が大幅に向上すること、および(ii) その前に軽度の予備加工を行えば現象が著しく加速され、実機の熱加工履歴の下で大幅

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 8 月 15 日受付 (Received Aug. 15, 1986)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 3 Oaza-Hikari Kashima-cho Kashima-gun Ibaraki pref. 314)

*² 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*³ 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*⁴ 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 Ph. D. (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

な延性の向上が図れることを明らかにした¹⁵⁾。この予備加工法は生産性等に悪影響を与えないので、有効な表面疵防止対策になり得ると考えられる。

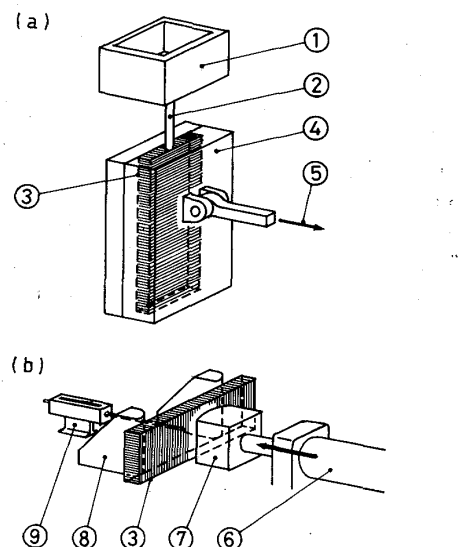
このような手法はSに起因する脆化^{6)14)16)~22)}の防止にも有効と考えられる。すなわち、低Mn鋼を再溶解後もしくは高温に加熱した後1100°C以下の γ 域で高歪み速度変形すると、析出速度の速い(Fe, Mn)S等の粒内への微細析出による硬化によつて粒界近傍の無析出帯へ歪みが集中し、粒界へのS原子の偏析や比較的大きな(Fe, Mn)S粒子等の連続的析出によつて粒界破壊を伴う著しい延性低下が起こる。この場合にも、変形温度に到る冷却速度を下げるることによつて硫化物の凝集粗大化を図れば延性が向上する^{6)17)~20)22)}。この現象は予備加工によつて容易に加速されることも報告されている²²⁾。

しかしながら、これらの結果はいずれも高温引張試験によるものであり、鑄片の表面割れが実験室的に再現された例は、スプレイ冷却による熱歪み²³⁾や割れ発生の限界歪み量を求める曲げ実験²⁴⁾等が二・三報告されているものの、析出物との挙動を関連させた鑄片の表面割れ再現例は報告されていない。そこで、本研究では薄スラブの曲げ実験によつて鑄片の表面疵を再現し、割れに及ぼす予備加工の影響を検討することにした。

2. 実 験

実験室の100 kg高周波炉でTable 1に示す化学成分の鋼を大気中で溶解した。A1, A2鋼は低歪み速度変形時のNbCの動的析出による¹¹⁾¹²⁾、またB1~B3鋼は高歪み速度変形時の硫化物の動的析出による割れ¹⁴⁾²²⁾を再現しようとするものである。実験装置と方法の概念図をFig. 1に示す。取鍋中の溶鋼温度が液相線温度+70°Cとなつたところで鑄型と連結した内径18 mmの石英ガラス製注入管を通じて鋼製分割鑄型(Fig. 1(a))に鑄込み、厚さ40 mm、幅220 mm、高さ600 mmの薄鑄片とした。鑄込後、直ちに幅200 mm、長さ300 mmの鋼製T字形取つ手の下端を鑄包み、凝固が完了した後、分割鑄型の一部(Fig. 1(4))を油圧で取り外し、T字形取つ手をもつて鑄片を取り出して、断熱の目的で作業床

上に敷いたセラミックファイバー上に放置した。この時点での鑄片表面温度は1300°C以上であつた。放冷によつて表面が1220~1050°Cまでの所定の温度に達してから、後でその影響を比較するために鑄片の片側半幅に所定の量だけ予備加工を与えた。予備加工にはコンクリート破碎用の小型電動ハンマーを用いた。その打撃棒の直径は20 mmで、先端はゆるやかな曲面をもたせた。加工量は40 mm厚スラブが約1 mm減少する程度に統一した。加工歪み量の鑄片深さ方向の分布を有限要素法により求めた結果、表層下1~3 mmの深さでは約10%程度と見積もられた。歪み速度は電動ハンマーの振動数(毎秒20回以上)、振幅(全振幅5 mm)、加工深さ(1 mm)から算出すると $1 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ 以上であつたと判断される[†]。予備加工を終了後、直ちに鑄片を油圧式横型三点曲げ装置(Fig. 1(b))に予備加工を加えた面を前方にし



① Tundish ② Quartz tube ③ Slab ④ Separate mold ⑤ Hydraulic machinery ⑥ Hydraulic cylinder ⑦ Piston head ⑧ Fulcrums ⑨ Displacement gage

Fig. 1. Equipments for casting and bending.

† 予備加工の歪み速度概算

打撃棒が振幅 $\pm 2.5 \text{ mm}$ 、20 サイクル/sの正弦波振動をしているとして、1 mm 圧下に有効な作動時間は右図の $t_2 - t_1 = 7.4 \times 10^{-3} \text{ s}$ であり、この時間で10%歪みを与えることになるので、歪み速度は $0.1 \div (7.4 \times 10^{-3} \text{ s}) \approx 1.4 \times 10^1 \text{ s}^{-1}$ となる。

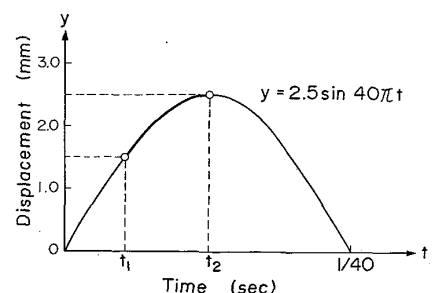


Table 1. Chemical composition of the steels used (wt%).

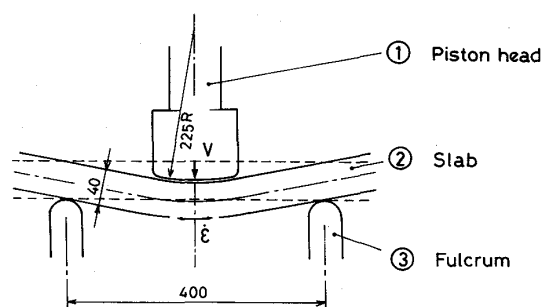
Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	N
A1	0.16	0.29	1.49	0.018	0.010	0.096	0.054	0.0104
A2	0.17	0.29	1.38	0.018	0.009	0.090	0.039	0.0098
B1	0.04	0.07	0.21	0.019	0.016	—	0.044	0.0050
B2	0.11	0.07	0.26	0.018	0.015	—	0.072	0.0065
B3	0.08	0.02	0.17	0.017	0.015	—	0.052	0.0048

て設置し、1025～680°Cまでの所定の温度に達した後、 $0.1 \sim 40 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ の所定の速度で後方よりピストン (Fig. 1 ⑥) を押出して先端の曲率に鋳片表面が沿うまで曲げ変形した (Fig. 2)。ピストンの押出し量が少ないので、鋳片表面の歪み量は押出し量に比例すると仮定して幾何学的に算出でき、前方表面の最大歪みは9%であった。鋳片表面の歪み速度 $\dot{\epsilon} (\text{s}^{-1})$ はピストンの押出し速度 $v (\text{mm} \cdot \text{s}^{-1})$ を用いて次式により求めた。

$$\dot{\epsilon} = K \cdot v \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 $K = 0.9 \times 10^{-2} (\text{mm}^{-1})$

実験途中における鋳片表面の急激な温度低下を避けた



v : Piston head speed $\dot{\epsilon}$: Strain rate on the slab surface

Fig. 2. Schematic illustration of slab bending test.

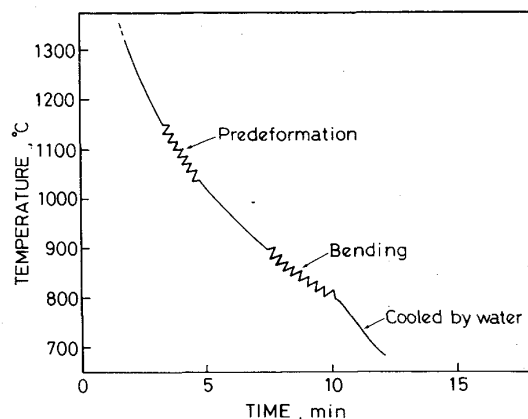


Fig. 3. Schematic illustration of predeformation and bending temperature regions in the typical cooling curve of the slab surface.

めに、鋳片表面をセラミックファイバーで覆った。ただし、表面温度測定時にはこれを外して半球鏡付放射温度計を用いて测温し、温度履歴を記録した。予備加工と曲げ変形の温度域を概念的に併記した熱履歴の代表例を Fig. 3 に示す。冷却曲線は鋳片の寸法が同じであつたため、いずれの鋳片においてもほぼ同様であつた。曲げ変形終了後は組織変化を防止するため、氷水をかけて予備加工を与えた鋳片表面側を冷却した。室温まで冷却後、酸洗によつてスケールを除去して表面疵発生状況を観察するとともに、曲げ変形時の前方表面直下から小片を切り出して光学顕微鏡によりオーステナイト粒界の様子を観察し、表皮下より薄膜を採取して透過型電子顕微鏡 (TEM) による析出物の観察を行った。

3. 実験結果

3.1 表面疵発生状況

3.1.1 Nb 含有鋼

まず、CC スラブの曲げ・矯正時における低歪み速度変形によつて炭窒化物の動的析出を起こし、横ひび割れが発生しやすい^{11)~14)} A1, A2 鋼での結果について述べる。それぞれの予備加工と曲げ変形時の条件および表面疵発生状況を Table 2 に示す。1100-1050°Cで約10%高歪み速度で予備加工した後、820-680°C、歪み速度 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で9%曲げ変形した A1 鋼の予備加工を施した部分には Photo. 1 (b) のように、横ひび割れが全く発生しなかつたのに対し、同一面で予備加工を施さなかつた領域には Photo. 1 (a) に矢印で示すように割れが多数認められた。割れはいずれも曲げ変形時の応力軸 (スラブ長手方向に平行) と垂直なものであり、その深さは1~2mm、長さは約10mmであつた。また Photo. 2 に示すように、予備加工を施さなかつた面の短辺寄りの角部の湯じわ、あるいは湯境の谷に沿つて深さ3~5mmの割れも認められた。

予備加工温度が A1 鋼に比較して1220-1160°Cとやや高く、その後の曲げ変形時の条件も若干異なつた A2 鋼においては予備加工を施さなかつた面に小さな割れがわずかに認められる程度であつたが、予備加工を施した面には横ひび割れは全く認められず、予備加工による表

Table 2. Conditions of predeformation and bending of Nb steel slabs and their effects on the crack formation.

Steel	Predeformation*		Bending			Crack formation	
	Temperature (°C)	Strain (%)	Temperature (°C)	Strain (%)	Strain rate (s^{-1})	Predeformed region	Non-predeformed region
A1	1110-1050	~10	820-680	~9	1×10^{-3}	None	Severe
A2	1220-1160	~10	960-770	~9	3×10^{-3}	None	Some

* The strain rate was estimated to be $\sim 10^1 \text{ s}^{-1}$

Table 3. Conditions of predeformation and bending of low C low Mn steel slabs and their effects on the crack formation.

Steel	Predeformation*		Bending			Crack formation	
	Temperature (°C)	Strain (%)	Temperature (°C)	Strain (%)	Strain rate (s^{-1})	Predeformed region	Non-predeformed region
B1	1170-1060	~10	975	~9	0.36	None	Severe
B2	1145-1100	~10	1025	~9	0.32	None	Severe
B3	1120-1075	~10	1010-850	~9	2×10^{-3}	None	None

* The strain rate was estimated to be $\sim 10^1 s^{-1}$

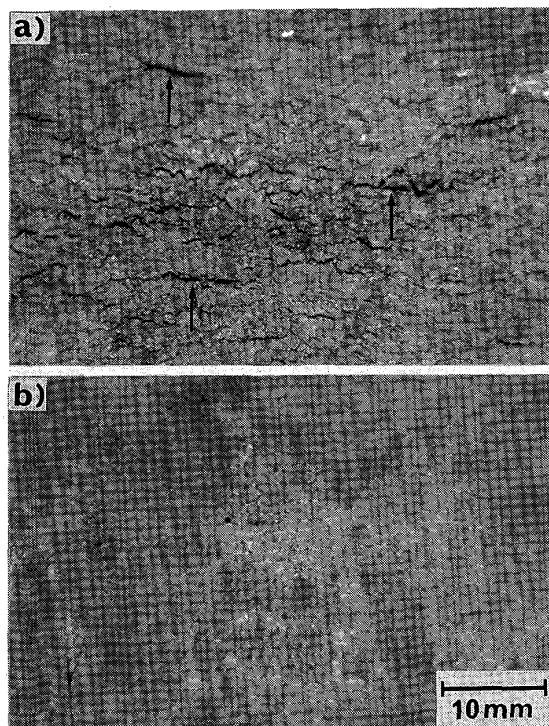


Photo. 1. Surface appearance of steel A1 slab after bending test; a) non-predeformed region and b) predeformed region. Transverse cracks are observed in a) as indicated by arrows.

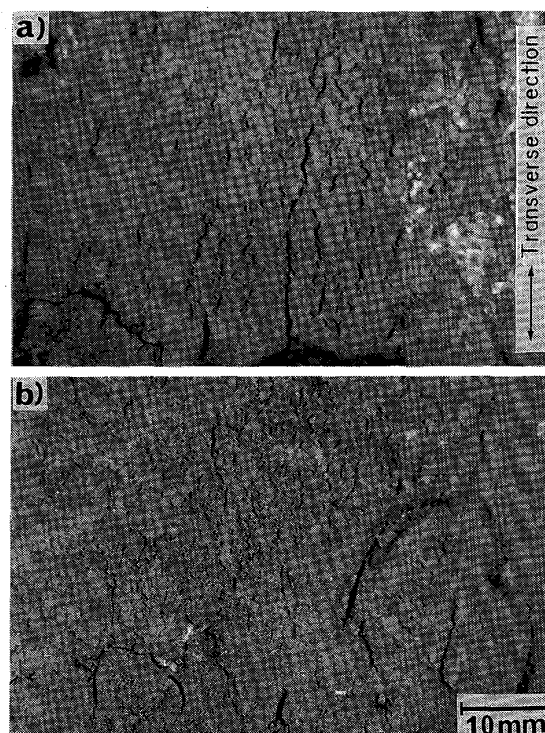


Photo. 2. Examples of corner cracks on the bent steel A1 slab; a) along wrinkles and b) along unevenly poured depressions.

面疵防止効果は A1 鋼と同様に認められた。

3.1.2 低炭素-Al キルド鋼

S に起因する高歪み速度変形時の割れが発生しやすい^{6)14)16)~22)} B1~B3 鋼についての結果を Table 3 にまとめた。B1 鋼は冷延鋼板用相当の低炭素-低 Mn-Al キルド鋼で、割れの発生を促進させる目的で S を比較的増量したものである。1170-1060°C で約 10% の予備加工を加えた後、鋳片表面が所定の温度となった時点でピストン速度 $40 mm \cdot s^{-1}$ すなわち鋳片表面の歪み速度 $3.6 \times 10^{-1} s^{-1}$ で高速曲げ変形を 9% 与えた。B2 鋼は C 量を多くしたもので、ほぼ同じ条件の予備加工を与えた後、B1 鋼よりやや高い 1025°C で同様に高速曲げ変形した。B3 鋼も C 量を多くしたものであるが、ほぼ同

一温度域で予備加工を施した後、1010-850°C の間で $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ という A1, A2 鋼と同様の条件で低歪み速度曲げを与えた。

低速曲げを行つた B3 鋼には鋳放し面、予備加工面のいずれにも割れは発生しなかつたが、高速曲げを行つた B1, B2 鋼の鋳放し面には長さ 20~50 mm の開口割れが引張応力の方向とほぼ直交するように発生した。しかしながら、B1, B2 鋼の予備加工を与えた場所では割れの発生は全く認められなかつた。Photo. 3 に B1 鋼の表面割れ発生状況と予備加工跡を示す。部分的に予備加工の深い凹み (矢印) が存在するが、ここにも割れは発生していない。

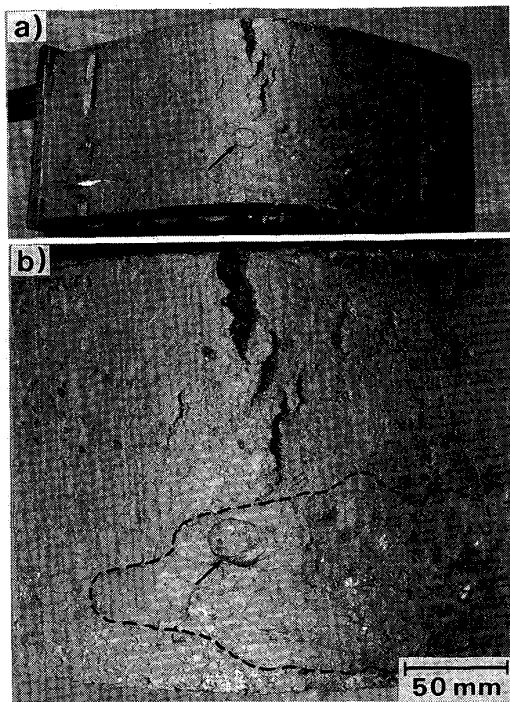


Photo. 3. Appearance of the bent steel B1 slab. b) is higher magnification of a). Large cracks are observed in non-deformed region. The pre-deformed region is encircled by broken line. An arrow shows a deeply pre-deformed hollow.

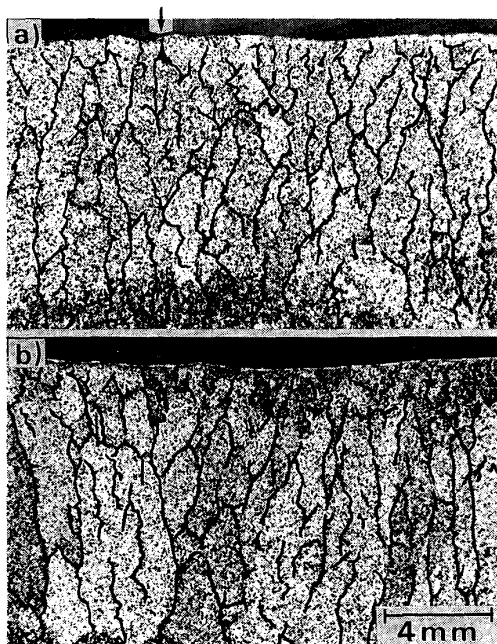


Photo. 4. Subsurface γ grain structures on the transverse sections of the bent steel A1 slab; a) non-deformed and b) predeformed regions. An arrow in a) indicates a transverse crack.

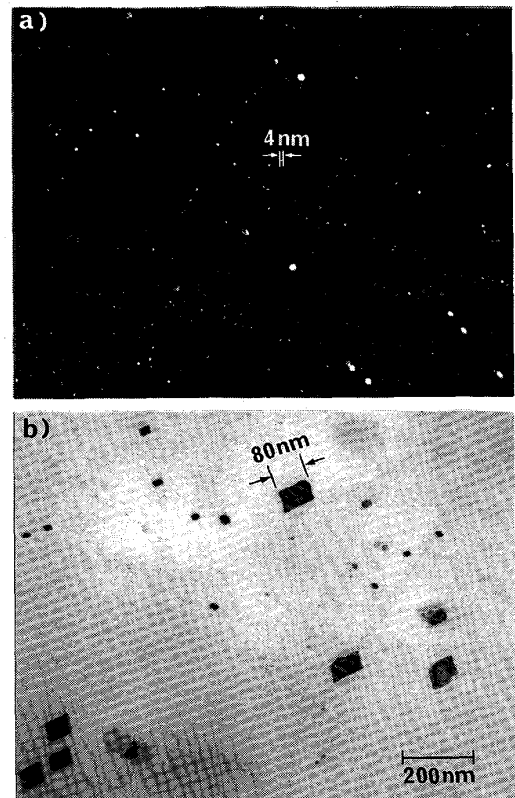


Photo. 5. TEM micrographs showing NbC precipitation in a) non-predeformed and b) predeformed regions of bent steel A1 slab.

3.2 組織および析出物の観察

粒界破壊を伴う場合の延性は結晶粒径に大きく依存する⁷⁾²⁵⁾²⁶⁾ので、予備加工が結晶粒径に影響を与えていないかどうか本研究では重要である。そこで、曲げ試験終了後、オーステナイト粒界の様子を観察し、予備加工がオーステナイト粒度に与える影響を調べた。表層部の縦断面試験片をナイトールおよびギエー氏液で腐食現出した A1 鋼のオーステナイト粒界の様子を Photo. 4 に示す。鑄放し面(a)の表層下約 2 mm の位置における柱状 γ 粒の幅は 1~1.5 mm で、表層側には低歪み速度変形による微小な粒界割れを認められる。深さ約 1 mm の予備加工を受けた面(b)の表皮下でもその γ 組織は鑄放し面とはほぼ同じであり、再結晶による結晶粒の微細化は認められなかった。

A1 鋼の横ひび割れ発生部および予備加工によつて全く割れが発生しなかった部分の表層付近の断面から薄膜試料を採取し、TEM によつて炭窒化物の析出形態を観察した結果を Photo. 5 に示す。割れ発生部(a)では少なくとも粒内には 5 nm 程度の微細な析出物が多数分散していたのに対して、不発生部(b)では析出物が 60~

80 nm と著しく粗大化して粒内にまばらに分散しているのみであった。

4. 考 察

4.1 析出物起因による鑄片割れの再現

従来、鋼の高温延性に関する研究は熱加工履歴等の条件を単純化した高温引張試験によって行われ、有用な知見が得られてきた^{6)17)27)~30)}。高温引張試験は材料の機械的特性値が得られるだけでなく、脆化機構を明らかにする有用な手段として用いられている^{3)~22)}。この方法によつて、既に CC の表面疵に関して低合金鋼および低炭素-Al キルド鋼の高温における脆化機構が炭窒化物^{2)~14)} および硫化物^{6)16)~22)} の析出挙動の関連において金属組織学的観点より明らかにされてきた。しかしながら、高温引張試験では常温から固相線以下の温度に再加熱する方法をとることが多く、凝固材とは組織が異なることおよび析出物に影響を及ぼす凝固偏析の考慮がなされないこと等から、そのまま凝固鋼としての高温延性を定量的に評価するには不安が残る。また、引張試験で引け巢の防止にも工夫を凝らした溶融凝固材の高温引張のデータ⁶⁾³¹⁾ も得られてはいるが、組成と冷却の条件によつては凝固材の γ 粒径が数 mm にも達する²⁾²⁶⁾³²⁾ ことを考えれば、直径約 10 mm の引張試験片では材料の代表性に疑問がある。したがつて、実鑄片に近い条件で表面割れの再現を確認し、割れ防止策を検討する意義は大きい。従来から鑄片の曲げ試験によつて CC スラブの内部割れ発生限界を求めようとする研究は数多く行われてきた³³⁾ が、表面割れの再現試験の報告例²⁴⁾ は少ない。本研究で用いた油圧式三点曲げ試験機はピストンヘッドの移動速度を最大 $40 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ とし、厚さ 40 mm の鑄片表面の歪み速度が $3.6 \times 10^{-1} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の間可能となるよう設計されたもの³⁴⁾ であり、炭窒化物あるいは硫化物の析出に起因する脆化を起こす歪み速度を容易に再現することができる。

Fig. 4 は高温引張試験データから得られた熱間脆化を起こす変形温度と歪み速度との条件を示す概念図である。本実験で割れが発生した条件を併せ示したが、Nb 含有鋼および低炭素-Al キルド鋼の鑄放し面に疵の発生した熱加工条件はほぼこれらの脆化域に入っており、高温引張試験の結果とよく対応している。

本実験で得られた Nb 鋼のひび割れはもちろん応力とほぼ直角方向で、CC スラブの横ひび割れに極めて似ている (Photo. 1 (a)) が、実鑄片よりも細かい割れが多いのも特徴である。これは、実鑄片の場合にはオッシレーションマークの谷がほぼ規則的に平行に形成されるた

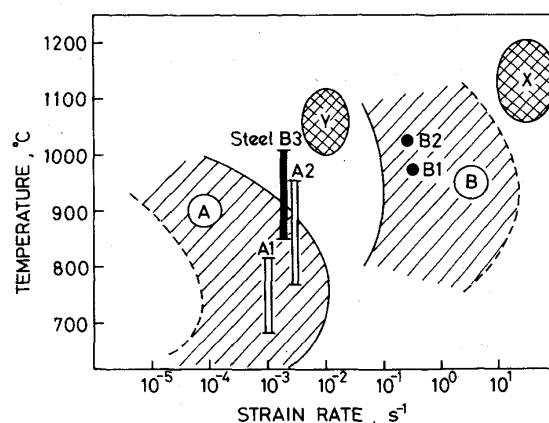


Fig. 4. Conditions of the present bending tests of each steel in the poor ductility maps, which were deduced for the phenomena arising from (A) carbonitride¹¹⁾ and (B) sulfide²²⁾ precipitations. Region X shows the estimated conditions of the present predeformation, and region Y can be another condition suitable for the predeformation.

め、冷却の遅れる谷部の γ 粒が粗大で粒界破壊を伴う割れ感受性が高い²⁶⁾ ことや谷部への応力集中³⁵⁾ 等によつて横ひび割れが主体となるのに対し、本実験では鑄型のオッシレーションが無い場合平滑な表面となつており、 γ 粒界割れが顕著な方向性をもつに至らないことによるものと考えられる。事実、コーナー付近の深い湯じわ、または湯境に深い割れが発生している (Photo. 2) 点からも、横ひび割れの方向性にはこのような谷の存在が大きく寄与していることが分かる。

低炭素-Al キルド鋼の高歪み速度変形時に開口した長さ 20~50 mm の表面疵 (Photo. 3) は、同等鋼種のスラブを必要以上に高い温度に再加熱して圧延した際の割れに極めてよく似た割れであり、硫化物起因の脆化を特徴的に示すものと考えられる。ところが、 $\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の低歪み速度変形を与えた鑄片 (B3 鋼) では低 Mn-高 S であるにもかかわらず割れが発生しなかつた。これは、硫化物の析出、凝集速度が速いため²²⁾ に低歪み速度変形中に凝集粗大化が起り、延性が著しく向上することによるものである。

4.2 析出物の形態制御による割れの防止

Al, N, Nb 等の炭窒化物形成元素を減らすことなく炭窒化物析出起因の横ひび割れを防止するには、既に述べたように AlN や NbC などの炭窒化物の γ 粒界への連続的析出と粒内微細析出を抑制すればよい。それには問題となる脆化温度域での低歪み速度変形に至るまでに炭窒化物を析出させ、粗大化させておけばよい。高温の延

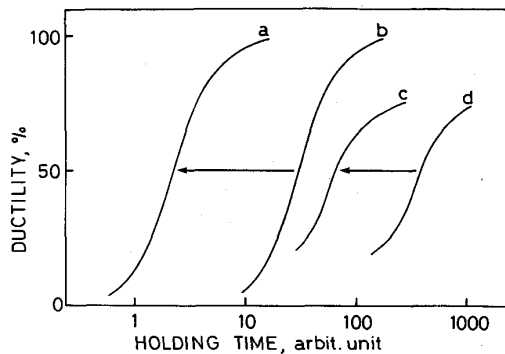


Fig. 5. Schematic illustrations showing the variation of the ductility with holding time in two kinds of steels and the effects of predeformation; a, b: low C low Mn steel fractured at high strain rate, c, d: high Mn Nb containing steel fractured at slow strain rate, b, d: without predeformation, and a, c: predeformed during cooling to the final deformation temperature. Arrows show the enhancement effect of predeformation on the ductility improvement.

性は Fig. 5 に概念図を示すように、冷却速度の低下もしくは冷却途中での等温保持によつて向上するが、長時間を要し、現状プロセス下での表面疵防止策には不適當である。しかしながら、鋳片の表層部に軽加工を与え、析出物の核生成を加速する (Nb 鋼では Fig. 5 の d→c) ことにより、この方法が表面疵対策として有効となる¹⁵⁾。

上述のような熱活性化過程に基づく組織変化を利用するのであるから、予備加工には適切な条件が存在する。すなわち、予備加工を与えたことにより割れが発生してはならないし、それによつてその後の析出と粗大化を促進できねばならない。本実験で電動ハンマーにより打撃を与えた予備加工の条件は、Fig. 4 の領域 X で示すように析出物による脆化域よりも高温高歪み速度側にあつたため割れを生じなかつたものと考えられる。歪み速度が $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ の高温側にも非脆化領域 Y があり、この範囲を狙つての予備加工も有効と考えられる。この領域 Y より高温域、低歪み速度領域では急速な回復によつて炭窒化物の析出核となるべき歪みが十分に蓄積されないで、予備加工条件としては不適當であろう¹⁵⁾。もちろん、析出挙動との関連も重要であり、温度が高過ぎると析出域にさしかかる前に歪みが解放されてしまうので効果が得られない。また、低過ぎると単に加工誘起析出するのみで、その粗大化が図れないので十分な効果は得られないばかりか、場合によつては脆化を招くこともある。高温引張試験での検討によれば、NbC, AlN の

析出粗大化への最大効果は、このような単純冷却過程ではそれぞれ 1050°C , 1100°C 以上で得られることが分かつており¹⁵⁾, Al 鋼ではそれに近かつたために割れ防止の大きな効果が得られたと考えられる。このようにして適切な予備加工が与えられた鋳片表面には、その後の低歪み速度変形によつても炭窒化物の粒界への連続的析出や粒内微細析出が炭窒化物の粗大化 (Photo. 5 (b)) によつて著しく抑制されるので割れの防止を図ることができるのである。

γ 粒界割れを伴う割れの発生にはその粒径が大きく影響するが、鋳片表層部の γ 粒径は予備加工によつて変化しておらず (Photo. 4), 本実験結果は予備加工によつて γ 粒が再結晶を起こして微細化したためではなく、析出物の粗大化によることは明らかである。

以上, Nb を含有する凝固鋼の割れ防止について予備加工による炭窒化物の形態制御の観点から述べた。低炭素-Al キルド鋼の硫化物起因の割れについても基礎実験²²⁾の結果から予想されるとおり、析出速度が大きく異なるものの全く同様の効果が得られた。ただし、硫化物はその析出速度が速く、短時間 (約 10 min) の等温保持で延性の回復が起こるため⁶⁾²²⁾, 高温で長時間铸造機を通過する通常 CC 材では予備加工の必要はないと考えられるが、工程省略を意図した薄スラブの高速铸造直後の圧延等については延性回復のために加熱保持または予備加工が有効となろう。

5. 結 言

CC スラブの横ひび割れおよび圧延割れ防止との関連において、40 kg 規模の扁平鋳塊を用いてこれらの疵を再現し、併せて予備加工付与により割れ疵を防止する方法を検討した。

(1) Nb 含有鋼の横ひび割れおよび低炭素-Al キルド鋼の表面割れは低歪み速度 ($\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) 変形あるいは高歪み速度 ($\sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) 変形して NbC, AlN あるいは (Fe, Mn)S の動的析出が起こるような条件を再現すれば実験的に容易に発生させることができる。

(2) CC スラブの凝固・冷却過程および直送圧延を模擬した凝固鋼の熱間脆化条件は再加熱高温引張試験時の脆化条件とよく対応する。

(3) Nb 含有鋼, Al キルド鋼とも脆化の起こる温度、歪み速度を避けた条件で軽度の予備加工を行うことにより、後続の曲げ試験で横ひび割れまたは直圧割れに相当する割れ疵を防止することができる。

(4) これは予備加工によつて冷却中に析出物の核生成が促進され、最終変形温度に至るまでに析出物は粗大化

し、変形中に γ 粒界破壊を伴う脆化を招く動的析出が抑制されるからであり、再結晶による γ 粒の微細化作用によるものではない。

文 献

- 1) 例えば、竹原洋三、溝口庄三、椿原 治、桑原達郎、斎藤 実: 製鉄研究, No. 310 (1982), p. 251
- 2) 野崎 努、松野淳一、村田賢治、大井 浩、児玉正範: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 1503
- 3) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERT: Rev. Metall., **75** (1978), p. 467
- 4) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., **6** (1979), p. 24
- 5) 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), p. 1410
- 6) 鈴木洋夫、西村 哲、山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 2038
- 7) 鈴木洋夫、西村 哲、今村 淳、中村 泰: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1180
- 8) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 181
- 9) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., **11** (1984), p. 217
- 10) 牧 正志、長道常昭、阿部直樹、田村今男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1367
- 11) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 12) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn. Inst. Met., **25** (1984), p. 160
- 13) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KOBYLANSKI: Mater. Sci. Technol., **1** (1985), p. 520
- 14) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: High Temp. Technol., **4** (1986), p. 13
- 15) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, H. TOMONO and Y. OHMORI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 223, 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1373
- 16) 松原嘉市: 鉄と鋼, **51** (1965), p. 2220
- 17) W. T. LANKFORD Jr.: Metall. Trans., **3** (1972), p. 1331
- 18) G. A. WILBER, R. BATRA, W. F. SAVAGE and W. J. CHILDS: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1727
- 19) W. DAHL, G. KALWA and P. -J. WINKLER: Arch. Eisenhüttenwes., **49** (1978), p. 135
- 20) 花井義泰、須藤 一: 日本金属学会誌, **43** (1979), p. 647
- 21) 花井義泰、須藤 一: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 404
- 22) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, Y. OHMORI and S. URA: Mater. Sci. Technol., **1** (1985), p. 111
- 23) 杉谷泰夫: 鉄と鋼, **60** (1974), S40
- 24) 安中弘行、中田 等、宮崎 純、森 隆資: 連続製造における力学的挙動 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 30
- 25) Y. OHMORI and T. KUNITAKE: Met. Sci., **17** (1983), p. 325
- 26) 前原泰裕、安元邦夫、杉谷泰夫、郡司好喜: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1534
- 27) C. J. ADAMS: Proc. Open Hearth Conference, **54** (1971), p. 290
- 28) 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
- 29) F. WEINBERG: Metall. Trans. B, **10** (1979), p. 219, p. 513
- 30) 北岡英就、木下勝雄、江見俊彦: 川崎製鉄技報, **12** (1980), p. 497
- 31) 本間弘之、森 直道、斎藤昭治: 製鉄研究, No. 307 (1982), p. 129
- 32) 安元邦夫、長道常昭、前原泰裕、郡司好喜: 鉄と鋼, **73** (1987) 14 に掲載予定
- 33) 例えば、杉谷泰夫、中村正宣: 連続製造における力学的挙動 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 25
- 34) 杉谷泰夫、中村正宣: 未発表データ
- 35) Y. MAEHARA, H. TOMONO and K. YASUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 103