

© 1988 ISIJ

低合金鋼の高温延性におよぼす切欠形状の影響

技術報告

前原 泰裕*・友野 宏*²・安元 邦夫*³

Effect of Notch Geometry on Hot Ductility of Low Alloy Steels

Yasuhiro MAEHARA, Hiroshi TOMONO and Kunio YASUMOTO

Synopsis :

In order to understand the effect of surface roughness of CC slabs such as oscillation mark on the surface cracking, hot deformation of some low carbon low alloy and austenitic stainless steels has been investigated by means of hot tensile tests using the specimens with round notch at temperatures from 800 to 1100°C at average strain rates from 10^{-4} to 10^{-1} s^{-1} . Although the total elongation of the parallel portion decreased with strengthening by the notches, such notch effects were markedly reduced by lowering either deformation temperature or the average strain rate or by Nb addition. This can be explained in terms of dynamic precipitation behavior of carbonitrides such as NbC and/or AlN, i.e., the precipitation can be suppressed by the increase of true strain rate which arises from local straining in the notched region, resulting in the ductility improvement. The ductility loss due to the notch is determined by the depth and does not depend on the initial sharpness, since the shape can easily change in the early stage of deformation. Therefore, control of the oscillation mark depth is the most important to prevent surface cracking of CC slabs.

Key words : continuous casting ; low alloy steel ; surface cracking ; oscillation mark ; notch effect ; hot ductility ; hot tensile test ; strain rate ; dynamic precipitation ; carbonitride.

1. 緒 言

低炭素低合金鋼の γ 単相あるいは γ/α 二相温度域における高温変形は、連続 casting (CC) 鑄片の表面疵との関連において種々検討されてきた^{1)~15)}。それらのほとんどは、平滑試験片を用いた高温引張試験によつて行われ、表面疵発生機構が炭窒化物の析出挙動や凝固冷却中の γ 粒成長挙動との関連において明らかにされてきた⁴⁾⁸⁾¹³⁾¹⁵⁾。高温延性は通常の連鑄機におけるスラブ曲げあるいはスラブ矯正に相当する歪み速度である 10^{-4} ~ 10^{-3} s^{-1} の低歪み速度変形によつて著しく低下する。この延性低下は NbC⁷⁾⁸⁾ や AlN¹³⁾ などの炭窒化物の動的析出挙動^{16)~18)} に起因するものである。すなわち、 γ 粒界に沿う無析出帯や初析フェライトの軟らかい層に歪みが集中し、その結果粒界延性破壊を起こすためである⁷⁾⁸⁾¹³⁾。また粒界破壊は結晶粒径に大きく依存し、凝

固とそれに続く冷却過程での γ 粒成長挙動を通じてCや他の合金元素の影響を大きく受けることも明らかにされた¹⁴⁾¹⁵⁾。

しかしながら実鑄片においては、例えば鑄型振動に起因する幅方向の周期的な凹凸、すなわちオシレーションマークなどのような表面粗さを避けるのは困難であり^{19)~24)}、そのような表面粗さの影響についても明らかにする必要がある。横び割れの多くはオシレーションマークの谷間で発生することはよく知られている^{19)~24)}。その深さおよび周期は通常それぞれ 0.1~1 mm、約 10 mm である。表面疵発生頻度は、その深さや周期を減ずることによつて減少し、それには短行程高周期振動 (Short stroke high cycle oscillation) を採用すれば好結果を招くことが報告されている²³⁾。その理由として、

(i) 割れは、鑄型振動中の凝固殻とのネガティブスト

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987) 2 に掲載

昭和 61 年 10 月 13 日受付 (Received Oct. 13, 1986)

* 住友金属工業(株)総合技術研究所 工博 (Technical Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*² 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 Ph. D. (Wakayama Steel Works, 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.)

リップ (Negative strip) によつて形成されしばしば凹部表皮下にPなどの不純物元素の偏析帯として観察されるつめ (Hook) で発生しやすくなる²⁴⁾,

(ii)凹部における局所的な冷却の遅れが γ 粒を粗大化し, その結果, 割れ感受性を増加させる¹⁴⁾, ことなどが報告されている. これらによつて部分的には現象を説明できるが, オシレーションマークの凹部が切欠き²⁵⁾としてどの程度スラブ曲げあるいは矯正点での割れを助長するかについては明らかでない. 高温域での切欠き効果は, 機械的側面からのみならず, 金属組織学的な観点からも検討すべきである. なぜならば, そのような温度域では回復や炭窒化物の析出といった熱活性化過程が容易に働くからである²⁶⁾. しかしながら, 従来そのような観点での検討はほとんど行われていない.

そこで本研究では, 高温延性におよぼす表面粗さの影響を種々の環状切欠きを有する試験片を用いた高温引張試験によつて, 他の因子例えば偏析や熱履歴のゆらぎなどの影響を除いた条件下で検討することにした.

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す. 真空中高周波炉で溶解して得た 50 kg インゴットを熱間圧延によつて厚さ 12 mm の鋼板とした. これらより中央に環状切欠きを有する種々の引張試験片を圧延方向と平行に採取した. 切欠きを含む平行部長さ, 平行部の直径および肩部曲率半径はそれぞれ 20, 8, 8 mm である. 切欠きの種類

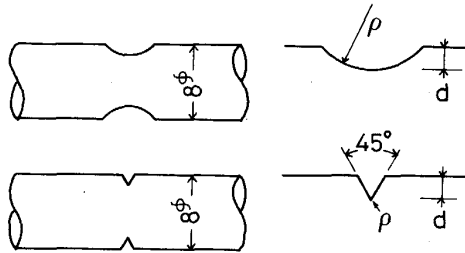


Fig. 1. Geometry of the specimens used. The notch depth (d), the radius of curvature of the root (ρ) and stress concentration factor (α) at the root estimated are ranging below 1 mm, above 0.1 mm and below 5.7, respectively.

はその形状を模式的に Fig. 1 に示すように基本的には半円およびV字型であり, その深さ (d) および切欠底部の曲率半径 (ρ) はそれぞれ 1 mm 以下と 0.1 mm 以上の範囲で変化させた. これらの試料の変形初期, 塑性変形前の最大応力集中係数 (α) は 1.2~5.7 の間で変化していると見積もられた²⁷⁾.

高温引張試験はねじ式引張試験機を用いて行つた. 試験機に取り付けた赤外線反射炉中で 1300°C に 10 min 加熱後, 800~1000°C の所定の変形温度に約 3°C/s の冷却速度で降温, 1 min 保持の後 0.1~100 mm/min の所定のクロスヘッド速度 (平行部の平均歪み速度にして $0.83 \times 10^{-4} \sim 0.83 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) で破断まで等温変形した. 試験は破面の酸化を防止するため流動 Ar ガス雰囲気中で行つた. 一部については, 切欠きの形状変化を観察する目的で所定の歪みを入れた時点で変形を中断した. 試験を終了したものについては, 組織変化を防ぐために速やかに冷却した.

これらについて, その破壊形態と組織を走査型電子顕微鏡および光学顕微鏡で観察した.

3. 実験結果

3.1 引張性質

Fig. 2 は平滑試験片を用いた試験における引張性質におよぼす歪み速度の影響を示す. 低温 γ 域における延性は, C鋼をのぞいて歪み速度の低下に伴つて著しく低下する. BとAあるいはDとC鋼を比較することによつて, 特に低歪み速度変形下では Nb 添加による延性低下と強度上昇が著しいことがわかる. これらの結果は NbC (BとD鋼) あるいは AlN (A鋼) の動的微細析出によつて説明できる⁷⁾⁸⁾¹³⁾¹⁵⁾. このような析出が起こらない高温域での引張性質は歪み速度に影響されず, 延性低下も起こらない. なお, C鋼の 800°C 近傍における低い延性は, $M_{23}C_6$ の粒界析出に起因するものである⁸⁾. Fig. 3 は 1 mm 深さの切欠きを有する A鋼と B鋼を 800°C, 平均歪み速度 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で変形したときの切欠きの鋭さ, すなわち, 応力集中係数 α に対する引張性質の変化を示す. 極大応力と伸びはそれぞれ切欠底部の断面積と切欠きを含む平行部長さを基準に算出した

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al	N	
A	0.20	0.33	1.49	0.020	0.003	—	0.024	0.0088	
B	0.20	0.33	1.45	0.024	0.003	0.064	—	0.0009	
Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb	N
C	0.048	0.51	1.50	0.028	0.001	8.99	18.31	—	0.032
D	0.052	0.49	1.54	0.022	0.001	11.26	16.97	0.64	0.031

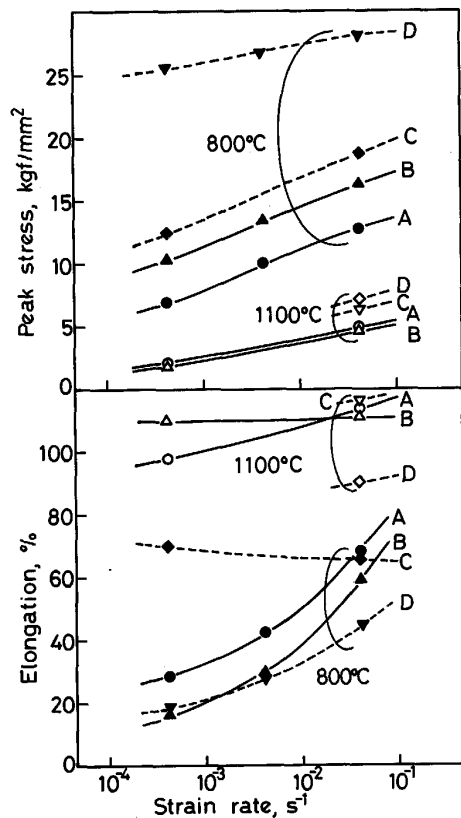


Fig. 2. Variation of tensile properties with strain rate at 800 and 1100°C in the smooth specimens.

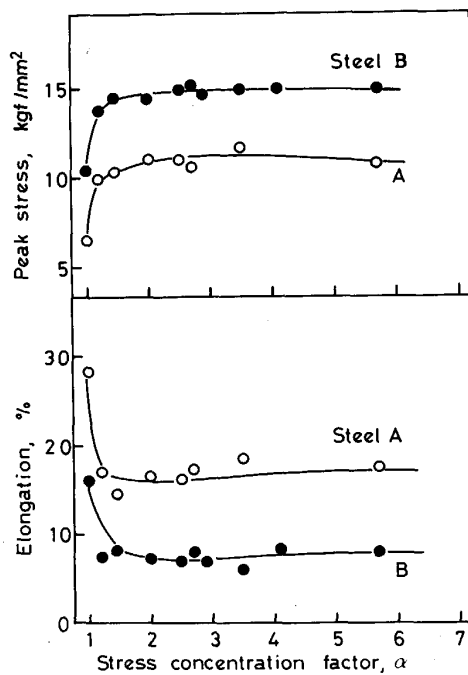


Fig. 3. Variation of tensile properties with notch geometry (estimated stress concentration factor, α) in Steels A and B specimens with 1 mm deep notch, deformed at 800°C at an average strain rate of $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The elongation is average in the parallel portion including the notch.

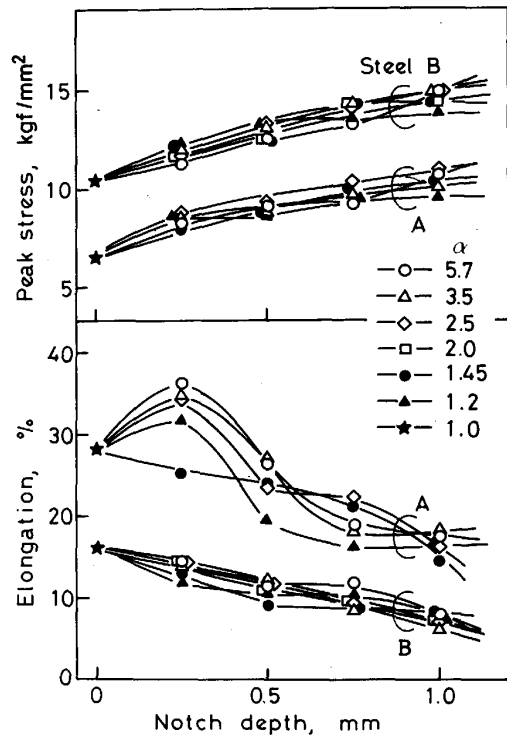


Fig. 4. Variation of tensile properties with notch depth in the specimens with various kinds of notch, deformed at 800°C at the average strain rate of $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

ものである。切欠付与による強度上昇と延性低下すなわち切欠効果が認められるが、それらは切欠きの鋭さによらないことがわかる。Fig. 4は、同様に800°C、 $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で変形したA鋼とB鋼における切欠き種類と引張性質の関係を示す。強度は切欠深さを増すにつれて単調に増加するが、伸びの変化は複雑である。すなわち、A鋼の伸びは0.25 mm深さで極大を示しその後減少している。ここで、いずれの場合も切欠きの鋭さによつて引張性質が影響されないことに注目したい。

Fig. 5(a)~(d)には、それぞれA~D鋼における引張性質の切欠深さ依存性におよぼす変形条件の影響を示す。応力集中係数は3.5と5.7である。上述の切欠深さの増大による硬化を伴う延性低下、すなわち切欠効果は、いずれの場合においても認められるものの、その程度は変形条件もしくはNb添加の有無により大きく異なっており、変形温度の低下もしくは歪み速度の低下あるいはNb添加によつて小さくなっている。

3.2 破壊形態

Photo. 1と2は800°C、平均歪み速度 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で変形したA鋼とB鋼の破壊形態におよぼす切欠きの鋭さと深さの影響をそれぞれ示す。平滑試験片においては典型的な低延性粒界破壊が認められる (Photo. 1a,

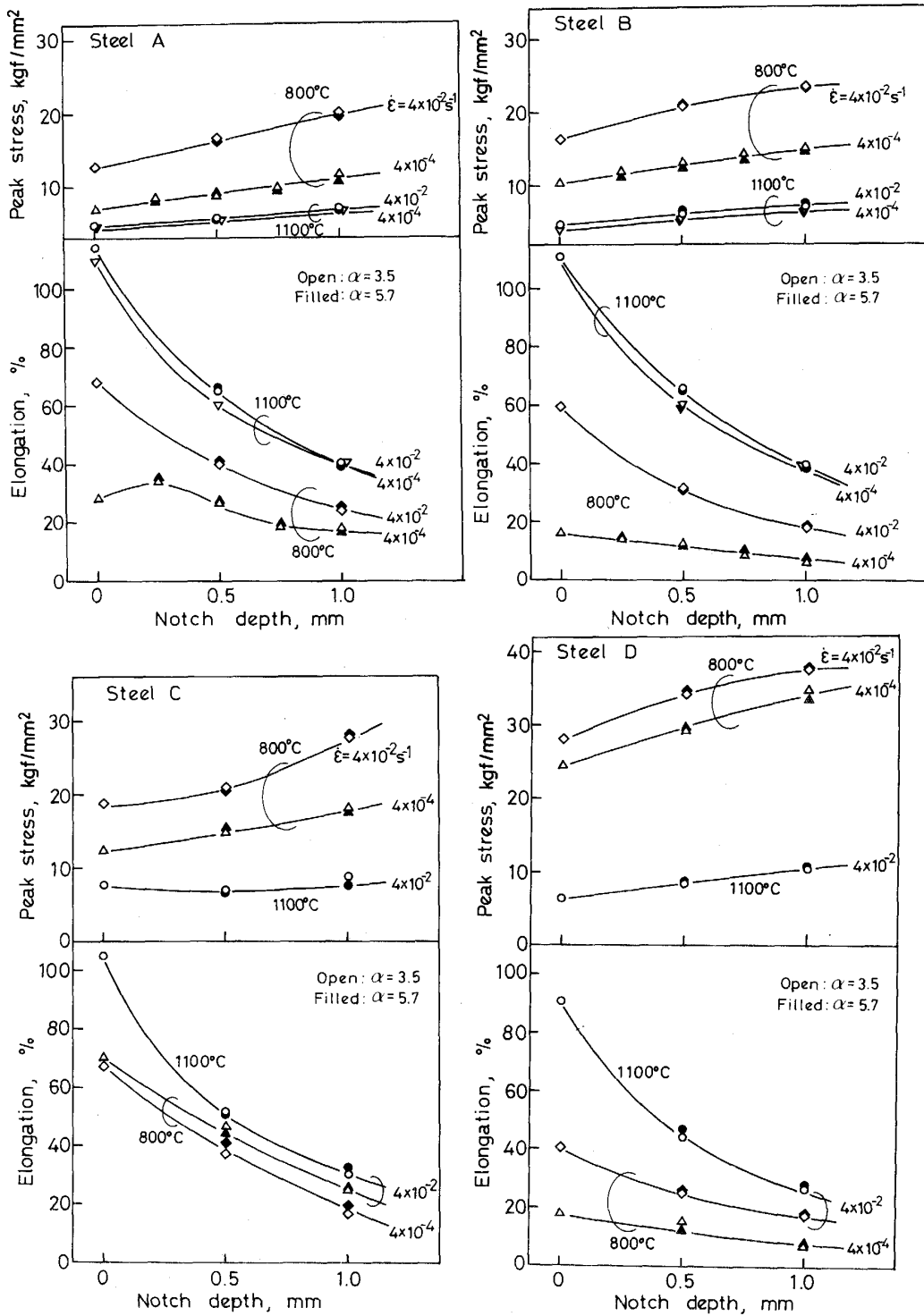


Fig. 5. Effect of deformation conditions on the notch depth dependency of tensile properties.

Photo. 2a). これに対して切欠試験片では、破壊形態が切欠きを鋭くしたり、その深さを増すことによつて延性的な様相を呈するようになる。

Photo. 3a~c および d~f は種々の条件で変形した切欠付きおよび切欠きを付与しないB鋼の破面近傍における縦断面組織を示す。平滑試験片においては割れもしく

はポイドは平行部のいたる所で形成されているが、切欠付試験片においてはそれらは切欠部に集中している。低温 γ 域温度での低歪み速度変形で生じた粒界破壊は変形温度の上昇もしくは歪み速度の上昇に伴つて粒内延性破壊へと移行している。引張軸方向への結晶粒の伸長は切欠付試験片では延性破壊している場合においてさえ著し

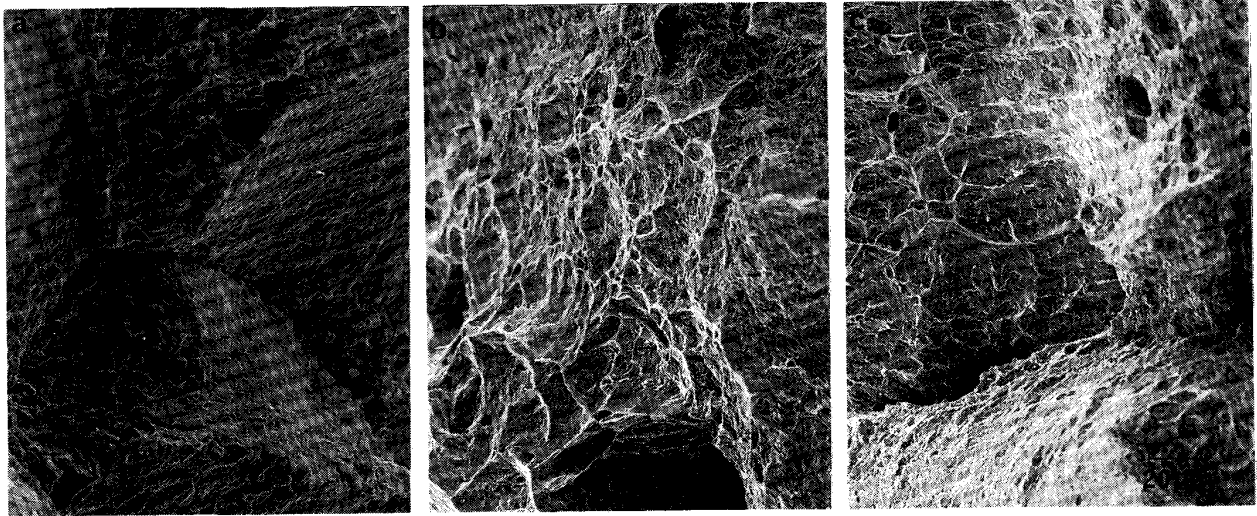
a : $\alpha=1$ (smooth) b : $\alpha=1.7$ c : $\alpha=2.7$

Photo. 1. Effect of notch sharpness on the fracture surface of Steel A specimens with 1 mm depth notch, deformed at 800°C at the average strain rate of $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

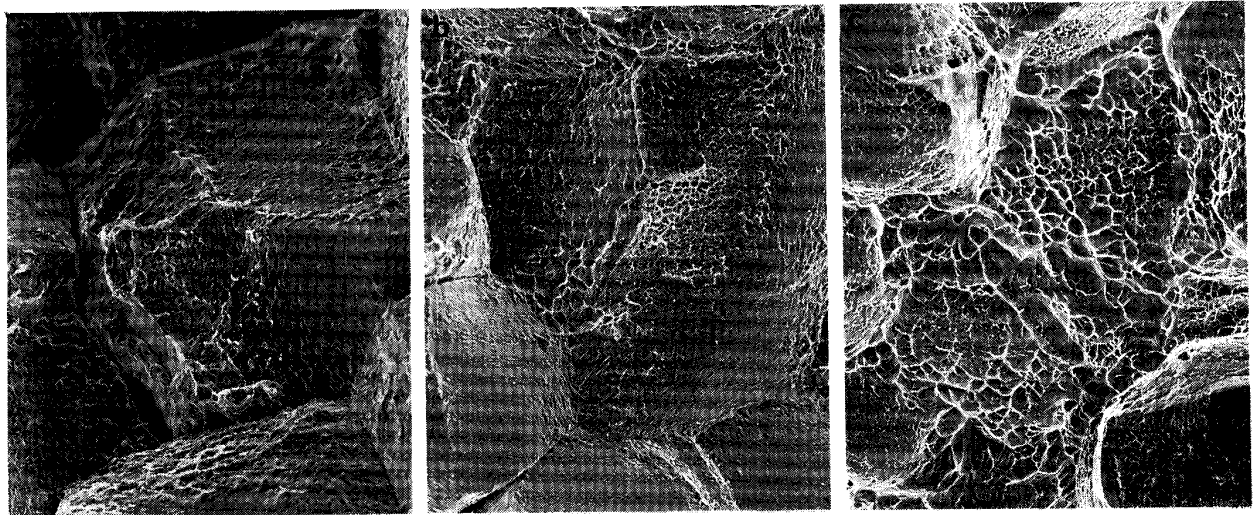
a : $d=0$ (smooth) b : $d=0.25 \text{ mm}$ c : $d=0.75 \text{ mm}$

Photo. 2. Effect of notch depth (d) on the fracture surface of Steel B specimens ($\alpha = 5.7$) deformed at 800°C at the average strain rate of $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

く抑制され、その結果、Photo. 3f に矢印で示すように引張軸と平行なポイドを形成している。Photo. 4 に示すようにいずれの変形条件においても粒内延性破壊を伴って高延性を示したオーステナイト (C) 鋼では切欠付与によつて結晶粒の引張軸方向への伸長が抑制される効果がより顕著に認められる。再結晶組織は 1100°C で破壊した Nb 無添加鋼においてのみ観察された。

4. 考 察

高温変形においても通常低温域で観察される切欠効

果、すなわち強度上昇を伴う延性低下²⁵⁾が認められた。延性や強度を支配する炭窒化物の析出が起こらないような条件下、すなわち C 鋼や A, B, D 鋼の高温域においても延性は切欠きの深さを増大することによつて単調に低下する。この現象は通常三次元的な拘束下における切欠部への局所的な歪み集中によつて説明される²⁵⁾。事実、結晶粒の引張軸方向の伸長が著しく抑制されていた (Photo. 3, 4)。

A, B, D 鋼の低温 γ 域での低歪み速度変形における切欠効果は変形中の炭窒化物の析出 (動的析出) を伴うた

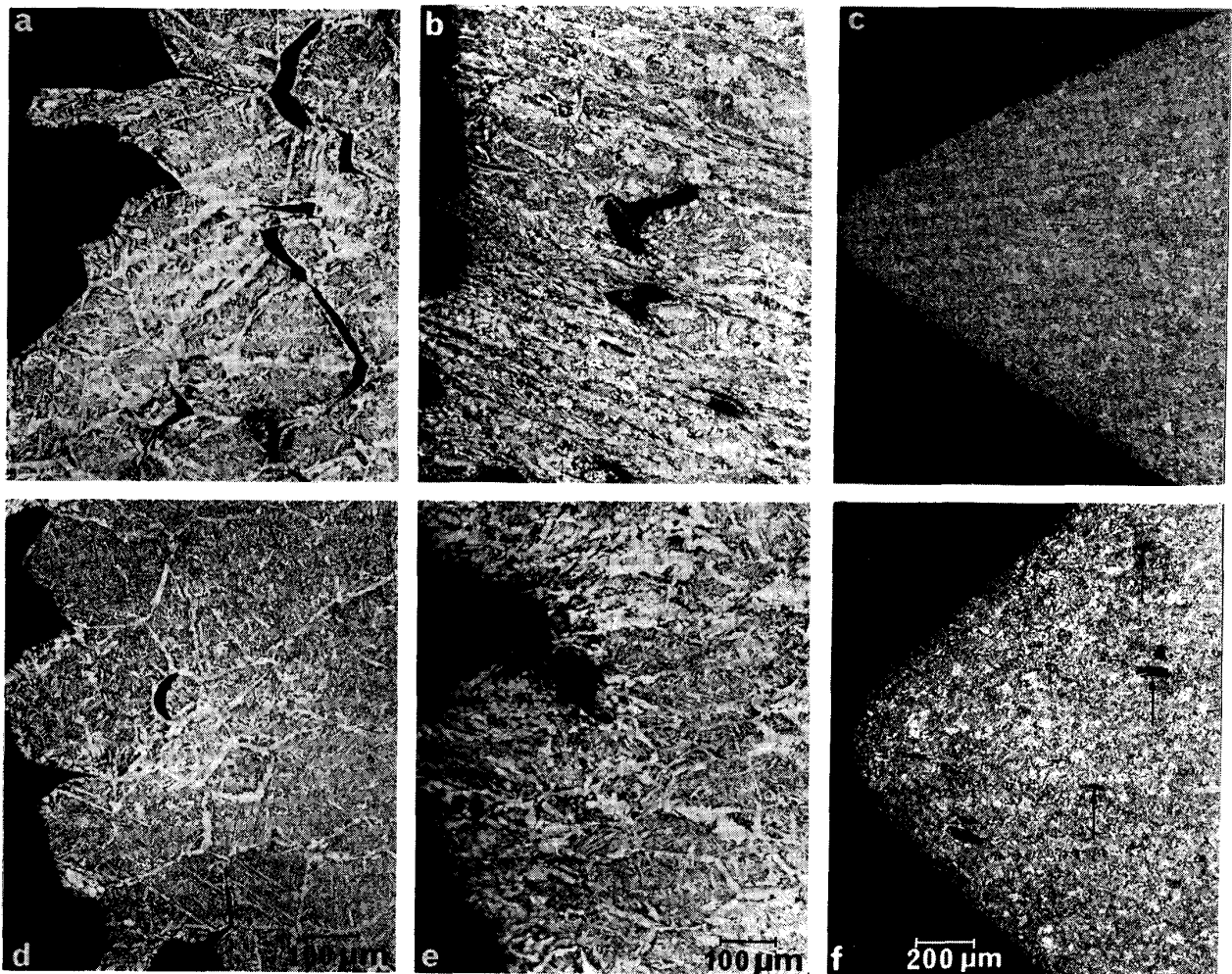
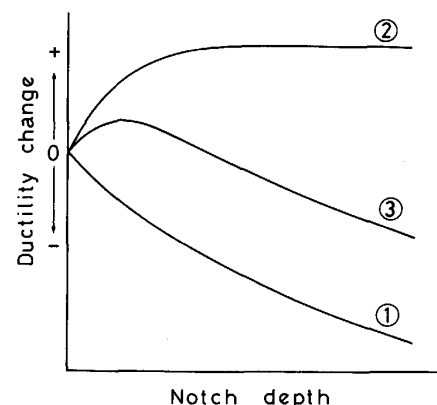


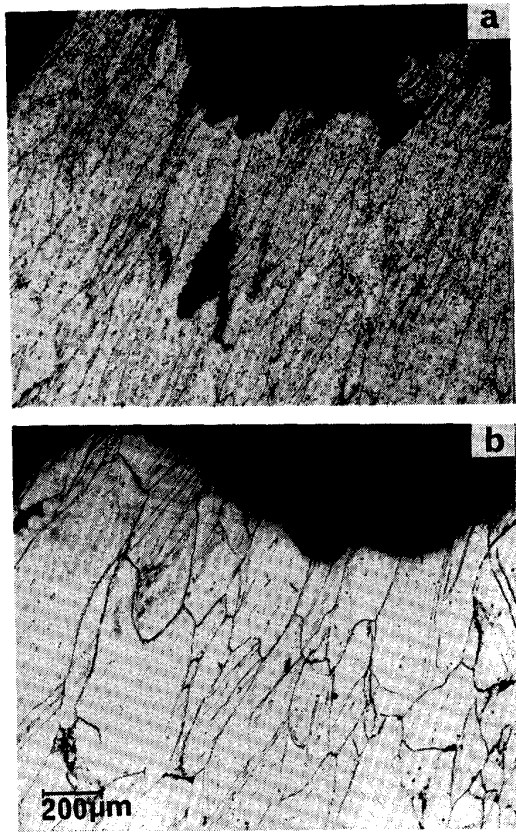
Photo. 3. Microstructures in the vicinity of the fracture surfaces on the longitudinal cross sections of Steel B; a~c: smooth specimens and d~f: notched specimens ($d=1$ mm, $\alpha=5.7$). The deformation temperature and the average strain rate are; a, d: 800°C , $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, b, d: 800°C , $4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ and c, f: 1100°C , $4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

め非常に複雑となる。CCスラブの矯正点での表面疵と密接に関係する粒界破壊を伴う延性低下は、粒界上への析出のみならず粒内へのNbCやAlNなどの炭窒化物の動的析出による析出硬化にも起因するので、歪み速度の影響を大きく受けることが明らかにされている⁷⁾⁸⁾¹³⁾¹⁵⁾。切欠部の真歪み速度は平滑部よりも大きくなるので炭窒化物の動的析出は抑制され⁷⁾⁸⁾、その結果、析出硬化を伴う延性低下は緩和されることになる (Fig. 2)。事実、破壊形態は三次元的拘束があるにもかかわらず切欠きを付けることによつて粒界延性から粒内延性破壊へと変化していた。切欠効果はこのような別の効果によつて大きく相殺され、Fig. 4と5に示したように小さな切欠効果が認められるにすぎなくなる。ある場合においては全伸びが切欠きを付けることによつて上昇することすらある (Fig. 4)。Fig. 6は炭窒化物の動的析出



- ① Normal notch effect
- ② Improvement of ductility by the suppression of carbonitride precipitation due to local increase of true strain rate in the notched region
- ③ Observed ductility change

Fig. 6. Schematic illustration showing the notch effect under the conditions where carbonitride precipitations occur dynamically.



a : Smooth specimens b : Notched specimens $d=1\text{ mm}$ $\alpha=3.5$

Photo. 4. Microstructures in the vicinity of the fracture surfaces on the longitudinal cross sections of Steel C deformed at 800°C at the average strain rate of $4 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

が起こる条件下での延性におよぼす切欠きの効果を示したものである。

切欠付与による延性低下は切欠深さによつて決定され、いずれの場合においてもその鋭さによらない。これは変形中の組織変化と関連したものと考えられる。もちろん、その原因の一部は切欠きの形状が高温変形では早期に容易に変化することによる。

このように CC スラブの表面疵の観点からはオシレーションマークの深さの制御が最も重要であることがわかる。これは同時にこの領域での局所的な冷却の遅れによるオーステナイト結晶粒の粗大化によつて表面疵の発生を助長する作用¹⁴⁾を抑制するにも有利となる。

5. 結 論

CC スラブの表面疵におよぼすオシレーションマークなどの表面粗さの影響を明らかにするために、低炭素低合金鋼およびオーステナイトステンレス鋼の高温変形を、変形中の炭窒化物の析出挙動との関連において種々

の環状切欠きを有する試験片を用いた $800\sim 1100^\circ\text{C}$ 、平均歪み速度 $10^{-4}\sim 10^{-1}\text{ s}^{-1}$ の高温引張試験によつて検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 切欠きを含む平行部の平均伸びで評価した延性は、切欠付与によつて減少し強度は上昇する。

(2) この切欠効果は変形条件に大きく影響され、変形温度の 1100°C から低温域への低下もしくは平均歪み速度の低下によつて著しく抑制される。

(3) 低温域における低歪み速度変形によつて引き起こされる低延性粒界延性破壊は、切欠付与によつて粒内延性破壊へと移行する。

(4) これらの現象は NbC や AlN などの炭窒化物の動的析出挙動との関連によつて説明される。すなわち、析出は切欠部への歪み集中によつて歪み速度が上がる効果によつて抑制され、その結果、延性が上昇し、ある場合にはその効果が切欠効果を上回り、全伸びが平滑試験片のそれを上回ることもさへある。

(5) 切欠効果は切欠きの深さによつて決定され、初期の切欠底の形状にはほとんど依存しない。なぜならば、その形状は高温変形では変形初期に容易に変化するからである。このことは、CC スラブの表面疵を抑制するにはオシレーションマーク深さの制御が重要であることを示している。

終わりに、本研究の過程において有用なご意見を賜つた住友金属工業(株)総合技術研究所の郡司好喜博士と大森靖也博士にお礼申し上げます。また、実験にご助力いただいた故藤田猛氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) W. L. LANKFORD: Metall. Trans., **3** (1972), p. 1331
- 2) G. BERNARD, J. P. BIRAT, B. CONSEIL and J. C. HUMBERTS: Rev. Metall., **75** (1978), p. 467
- 3) B. MINTZ and J. M. ARROWSMITH: Met. Technol., **6** (1979), p. 24
- 4) K. YAMANAKA, F. TERASAKI, H. OHTANI, M. ODA and M. YOSHIHARA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **20** (1980), p. 810
- 5) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and S. YAMAGUCHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 48
- 6) C. OUCHI and K. MATSUMOTO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **22** (1982), p. 181
- 7) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Mater. Sci. Eng., **62** (1984), p. 109
- 8) Y. OHMORI and Y. MAEHARA: Trans. Jpn. Inst. Met., **25** (1984), p. 160
- 9) J. R. WILCOX and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Technol., **11** (1984), p. 217
- 10) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA, J. IMAMURA and Y. NAKAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **24** (1984), p. 169
- 11) H. G. SUZUKI, S. NISHIMURA and Y. NAKAMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **24** (1984), p. 54
- 12) K. YASUMOTO, Y. MAEHARA, S. URA and Y. OHMORI: Mater.

- Sci. Technol., **1** (1985), p. 111
- 13) G. A. OSINKOLU, M. TACIKOWSKI and A. KABYLANSKI: Mater. Sci. Technol., **1** (1985), p. 520
- 14) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO, Y. SUGITANI and K. GUNJI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **25** (1985), p. 1045
- 15) Y. MAEHARA, K. YASUMOTO and Y. OHMORI: High Temp. Technol., **4** (1986), p. 13
- 16) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 403
- 17) M. G. AKBEN, I. WEISS and J. J. JONAS: Acta Metall., **29** (1981), p. 111
- 18) J. P. MICHEL and J. J. JONAS: Acta Metall., **29** (1981), p. 513
- 19) H. TOMONO: Dr. Thesis of Lausanne University (1979)
- 20) 小谷野敬之, 半明正之, 石川 勝, 福地純一, 半嶋一斗士, 鈴木幹雄: 日本鋼管技報 (1985) 108, p. 11
- 21) 川上公成, 北川 融, 水上秀明, 内堀秀男, 宮原 忍, 鈴木幹雄, 白石勇介: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1190
- 22) 桜谷敏和, 江見俊彦, 今井卓雄, 江本憲治, 児玉正範: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1220
- 23) 岡寄 卓, 友野 宏, 屋崎孝三郎, 赤羽 裕: 鉄と鋼, **68** (1982), S929
- 24) E. TAKEUCHI and J. K. BRIMACOMBE: Metall. Trans. B, **16** (1985), p. 605
- 25) 例えば, A. S. TETELMAN and A. J. MCEVILY, Jr: Fracture of Structural Materials (1967) [John Wiley and Sons, Inc., New York]
- 26) 平 修三, 大谷隆一: 材料の高温強度論 (1980) [オーム社]
- 27) 西田正孝: 応力集中 (1976) [森北出版]