

© 1984 ISIJ

# 制御圧延した棒鋼の靱性におよぼす組織と集合組織の影響

論文

前原 泰裕\*・中里 福和\*<sup>2</sup>・大森 靖也\*<sup>3</sup>・寺崎富久長\*<sup>3</sup>

## The Effects of Microstructure and Texture on Toughness of Control-rolled Steel Bars

Yasuhiro MAEHARA, Fukukazu NAKASATO, Yasuya OHMORI, and Fukunaga TERASAKI

### Synopsis:

Texture and mechanical properties of low carbon microalloyed steel bars control-rolled in an oval/round process have been studied. Strength can be increased by decreasing rolling temperature without any ductility loss. This can be explained in terms of the refinement of ferrite grains as well as the work hardening by rolling in the  $\gamma/\alpha$  duplex phase region. Ductile/brittle transition temperature ( $vT_S$ ) in Charpy impact test is also remarkably decreased by lowering rolling temperature, e. g.  $vT_S < -196^\circ\text{C}$  for the material with the finishing rolling temperature of  $644^\circ\text{C}$ . Such a marked improvement of toughness mostly arises from the refinement of microstructure although a significantly strong texture development promotes the occurrence of separations as well. The main and sub-orientations of texture developed are an unusual  $\{100\}\langle 001\rangle$  and a  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$ , respectively. Fractographic examinations revealed that cleavage cracks either perpendicular to rolling direction or parallel to the rolling plane initiate within relatively coarse grains of the cube orientation elongated to rolling direction and that the propagation of such cracks is arrested by the surrounding extremely fine grained area of different orientations such as  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$ . The initiation of separations cannot be explained by the CHAO's model considering the plastic anisotropy due to the above textures.

### 1. 緒 言

近年棒鋼の分野においても、液化天然ガスタンクなどに使用される低温用鉄筋のように、靱性の高い材料が要求されるようになってきている。そして鋼板で行われていると同様な制御圧延<sup>1)~16)</sup>を適用することによって安価で性能の優れた材料の開発が進められ<sup>17)~19)</sup>、強度や靱性などの機械的性質が従来の高温 $\gamma$ 域で圧延を終了した普通圧延材に比べて非常に優れていることが報告されている<sup>17)~19)</sup>。

しかし、その強靱化機構の詳細については不明な点が多く、特に低温圧延によって組織の微細化とともに著しく発達すると考えられる集合組織との関連については十分に解明されているとは言い難い。棒鋼の制御圧延によって形成される集合組織は、引き抜き加工<sup>20)21)</sup>や制御圧延鋼板<sup>22)~25)</sup>の場合とは著しく異なることも予想され、本研究では集合組織と圧延条件との関係を調べ、その機械的性質との関連について検討した。

### 2. 実 験

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。オーステナイト ( $\gamma$ ) 域圧延によつて得た 160 mm $\phi$  のピレットを  $950^\circ\text{C}$  に加熱後、オーバル/ラウンド (Oval/round) 方式の 16 段連続圧延によつて直径 36 mm の棒鋼とした。圧延温度の影響を調べる目的で、圧延速度とスタンド間冷却によつて仕上げ温度を調整し、A, B, C 鋼でそれぞれ  $787^\circ\text{C}$  ( $\gamma$  域),  $725^\circ\text{C}$  ( $\text{Ar}_3$  点直下),  $644^\circ\text{C}$  ( $\text{Ar}_1$  点以下) とした。

これらについて、組織観察、集合組織の調査、室温 $\sim -196^\circ\text{C}$ でのシャルピー衝撃試験と引張試験を行った。組織は 0.2% ナイタルを腐食液に用いて現出し、光

Table 1. Chemical compositions of steel used.

Steel	(wt%)						
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al
A	0.08	0.24	1.69	0.013	0.008	0.026	0.047
B	0.09	0.51	1.67	0.012	0.008	0.033	0.059
C	0.12	0.42	1.82	0.016	0.008	0.032	0.070

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 8 月 30 日受付 (Received Aug. 30, 1983)

\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)中央技術研究所 (現:住友金属工業(株)小倉製鉄所) (Central Research Laboratories, Now Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)\*<sup>3</sup> 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

学顕微鏡と走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した。集合組織の測定には圧延方向 (RD) と垂直に厚さ 1 mm の板を切り出し、機械研磨と化学研磨によつて厚さ 30  $\mu\text{m}$  の薄片とした後、同一試料を用いて DECKER の透過法<sup>26)</sup>と SHULTZ の反射法<sup>27)</sup>を併用して {200} 全極点図を得た。また RD, ND (オーバルからラウンドに圧延されるときの圧延面すなわち最終圧延面平均法線方向), TD (オーバルに圧延されるときの圧延面平均法線方向すなわち RD と ND とに垂直な方向, 本圧延方式では ND と TD のいずれも圧延面平均法線方向となるのでそれらを区別するため便宜上上記のように定義する。) と垂直に試料を切り出し, {200}, {110}, {222}, {211}, {310}, {622}, {321} 面の X 線回折積分強度を測定し, 粉末充填試料のそれに対する強度比 (軸密度) を求めた。極点図と積分強度の測定にはそれぞれ  $\text{CoK}_{\alpha}$ , 40 kV-200 mA,  $\text{MoK}_{\alpha}$ , 50 kV-300 mA の X 線源を用い, 素材中心部と周辺部とで集合組織が異なる可能性が考えられたので X 線照射面積が素材中心部の約 10 mm<sup>2</sup> となるように面内振動条件, スリット条件を調整した。一部の積分強度測定においては, 照射面積が 2 $\times$ 5 mm<sup>2</sup> となるようにスリット条件を調整して同一試料中の場所による強度変化を調べた。さらに結晶方位分布を詳細に調べる目的で, RD, ND, TD と垂直に薄片を作成し透過電子顕微鏡 (TEM) により観察した。

シャルピー衝撃試験には, JIS 4 号試験片を圧延素材の中心から RD 方向に切り欠きの方向が ND から TD にかけて 0°, 22.5°, 45°, 67.5° および 90° になるように採取した。引張試験には平行部の直径 10 mm, 長さ 50 mm の平滑試験片を採取した。歪み速度は 3.3  $\times 10^{-3} \text{s}^{-1}$  とした。これらの試験を終了したものについて SEM により破壊形態を詳細に観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 組織観察

顕微鏡組織観察によつて圧延温度の低下による  $\alpha$  粒の微細化と RD への伸長が認められ, B, C 鋼では著しい混粒を呈していることがわかつた。またパーライトの微細化も著しく, C 鋼では光学顕微鏡観察ではもはやその存在が認められなかつたので, これを SEM で観察した。結果を Photo. 1 に示す。圧延温度の低下による組織の微細化が明瞭であり, 644°C で圧延を終了した C 鋼においてはパーライト組織の存在は認められず, セメントタイトが球状化していることがわかる (Photo. 1. C)。RD と垂直な断面の平均  $\alpha$  粒径とパーライトコロニーあるいは球状セメントタイトの平均径は, A, B, C 鋼についてそれぞれ 14, 5, 1 および 8, 3, 0.5  $\mu\text{m}$  であつた。

#### 3.2 集合組織

圧延温度の低下につれて強い集合組織の発達が認められた。Fig. 1 は B, C 鋼の {200} 極点図を示す。図中の結晶方位は通常鋼板で用いられる表示法である {ND} <RD> に加えて, 本圧延方式では ND と TD とが同様な意味をもつことを考慮し, {TD} <RD> についても表示してある。 $\gamma$  域で圧延を終了した A 鋼の集合組織は非常に弱く, 特定の方位への顕著な集積は認められなかつた。これに対し,  $\alpha$  を含む温度域で圧延した B, C 両鋼の集合組織の発達は著しい。いずれも {100} <001> 方位に極めて強く集積しており, 加えて {111} ~ {211} <011> の発達も認められ, その程度は C 鋼でより著しく, {100} <001> 方位と同等の強度を示している。いずれの鋼においても鋼板の制御圧延で著しく発達することが知られている {100} <001> 方位への集積<sup>22)~25)</sup> は認められなかつた。

Fig. 2 には ND, TD および RD の各方位の軸密度の圧延終了温度に対する変化を示す。ND では圧延温度

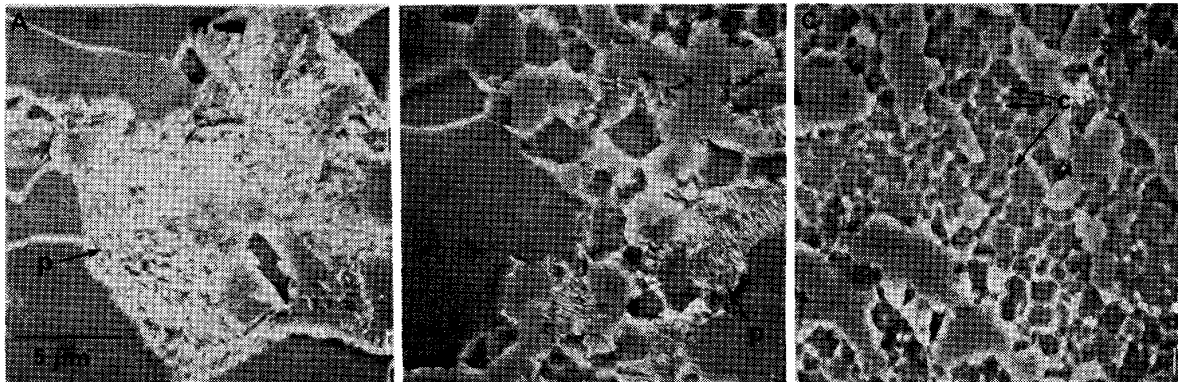


Photo. 1. Microstructure of Steels A, B and C showing morphology of pearlite or cementite. (Transverse section) (p : pearlite, c : cementite particle)

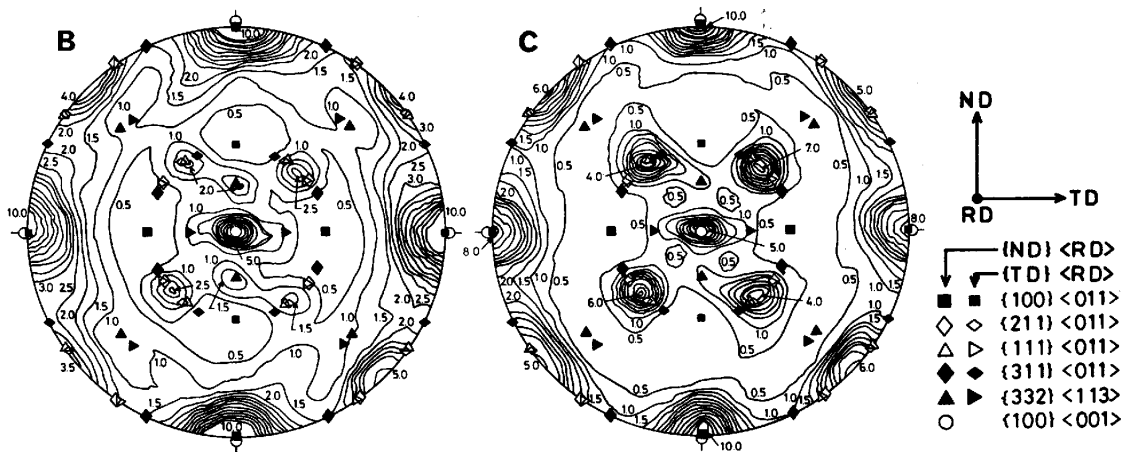


Fig. 1. {200} pole figures for Steels B and C.

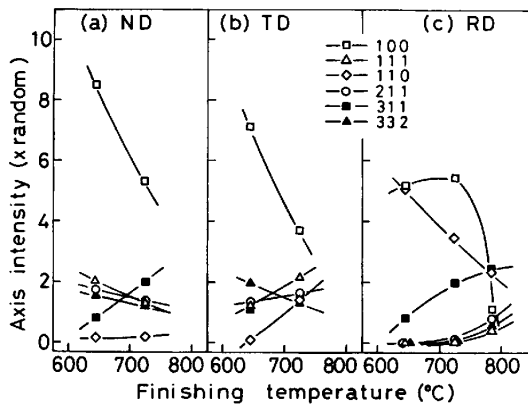


Fig. 2. Variation of axis intensities with finishing temperature of hot rolling.

の低下とともに {100} 強度が著しく上昇しており, {111} や {211} の上昇も認められ, {311} は減少している. TD でも {100} 強度が圧延温度の低下によって著しく上昇しているが, 全体に ND よりも低い値を示している. また {110} 強度は ND では全く認められないのに TD では 725°C で圧延を終了した B 鋼においてかなり高い値を示している. また {332}, {311} は ND と同様な傾向を示すが, {111} と {211} は圧延温度の低下に伴いやや減少しており, ND とは逆である. RD では  $\alpha$  を含む温度域での圧延により {100} 強度が急激に増加しているが, さらに圧延温度を下げることによりその強度はやや低下する傾向がみられる. また圧延温度の低下に伴う {110} 強度の上昇が著しく, 644°C で圧延を終了した C 鋼では {100} 強度と同様な値を示している. 試料上への X 線照射面積を絞った測定において, 集積の強い方位の強度は素材中心部では強いが場所による差が大きく, 表層部では  $\langle 100 \rangle // RD$  への集積が弱まり,  $\langle 110 \rangle // RD$  への集積が強まる傾向が認められた.

次に局所的な結晶方位分布について調査した結果につ

いて述べる. Photo. 2 には, B 鋼と C 鋼について RD と垂直に切り出した試料の TEM 観察結果の代表例を示す. C 鋼の中心部における結晶粒は極めて微細であり, その暗視野像からは数度の方位のずれをもつ数個の結晶粒が隣接していることがわかる (Photo. 2(c)). これに対して B 鋼の組織は比較的粗く, 少なくとも TEM の暗視野像からは結晶方位の近い粒が隣接した集団は認められなかった. Photo. 3, 4 は C 鋼から ND と垂直に採取した試料の観察結果の一例であり, それぞれ {100}  $\langle 001 \rangle$ , {111}  $\langle 011 \rangle$  方位をもつ領域を含んでいる. Photo. 3 からは, RD に伸長した結晶粒が亜粒界によって分断され, 直径 1  $\mu\text{m}$  の制限視野回折図形と対応する粒 (a, 矢印) と左右に隣接する粒 (b~e) とはほぼ同じ方位 ({100}  $\langle 001 \rangle$ ) にあることが確認された. Photo. 4 の {111}  $\langle 011 \rangle$  方位をもつ粒についても同様であり, 方位の近い粒が RD に列状に並んでいるのがわかる. また Photo. 3 と Photo. 4 とを比較してわかるように一般に {111}  $\langle 011 \rangle$  方位をもつものの方が {100}  $\langle 001 \rangle$  方位をもつものよりも組織が微細である傾向が認められた.

### 3.3 引張性質と破壊形態

Fig. 3 には室温での引張性質と圧延終了温度との関係を示す. 0.2% 耐力 (YP) および引張強さ (TS) は圧延温度の低下につれて上昇し, 加工硬化の割合を示す目安となる TS と YP の差は減少している. 絞り (RA) は圧延温度の低下によってやや減少する傾向が認められるものかなり高い値を示している. これらの延性は低温においても良好であり, 液体窒素温度 (-196°C) 引張りにおいても C 鋼で 60% 以上の RA が認められた.

Photo. 5 と 6 は, それぞれ B 鋼と C 鋼を -196°C で

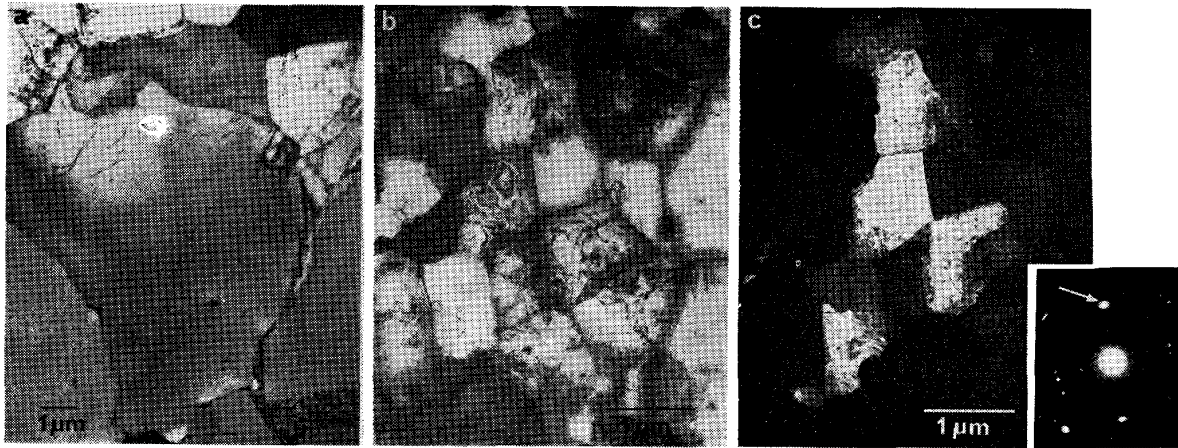


Photo. 2. Transmission electron micrographs of steel B (a) and Steel C (b, c). (Transverse section)

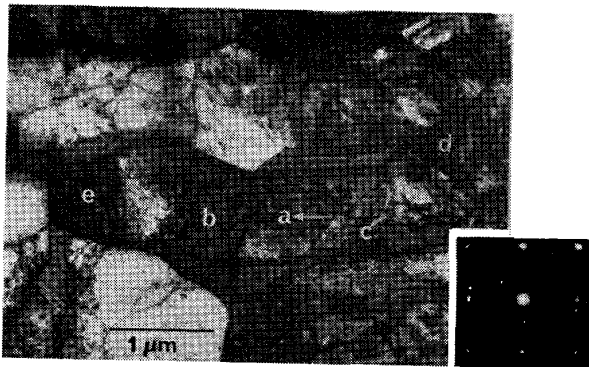


Photo. 3. Transmission electron micrograph of Steel C. Diffraction pattern obtained from the grain (a) shows  $\sim\{100\}\langle 001\rangle$  orientation, and those from (b)~(e) showed also  $\sim\{100\}\langle 001\rangle$ .

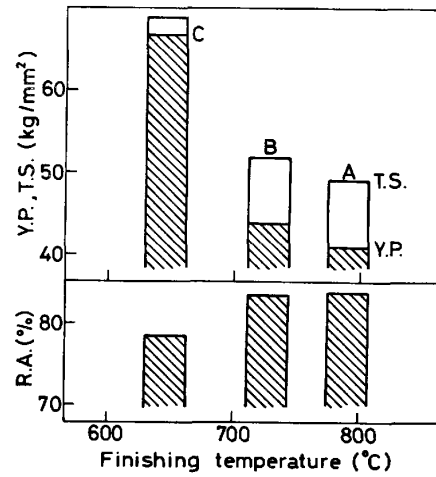


Fig. 3. Tensile properties of Steels A, B, and C.

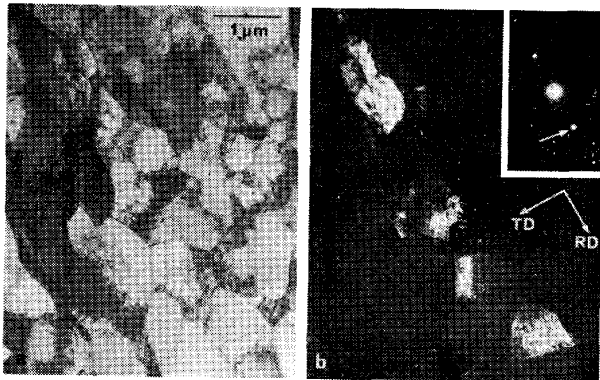


Photo. 4. Transmission electron micrographs of Steel C; (a) bright field image and (b) dark field image. Bright area in (b) shows  $\{111\}\langle 011\rangle$  orientation.

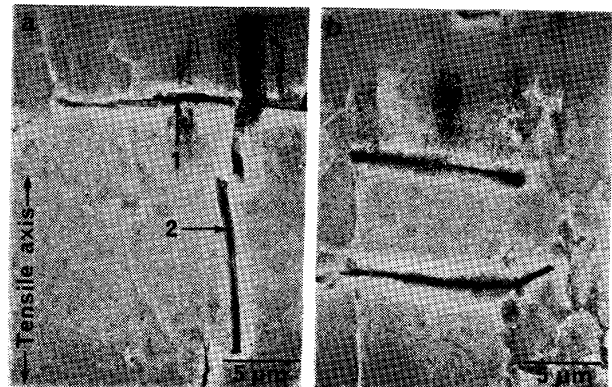


Photo. 5. Scanning electron micrographs of the longitudinal section in Steel B fractured at  $-196^\circ\text{C}$ .

1, 2 : cracks perpendicular to RD and ND, respectively.

引張破断した試験片の RD を含み TD と垂直な縦断面の破断部近傍の組織と破壊形態を SEM により観察した例である。B 鋼においては、引張軸 ( $\parallel$ RD) に垂直なき裂および ND に垂直なき裂 (矢印 1, 2) が発生、伝播しているのが多数見られ (Photo. 5(a)), 破断部よりもやや離れた場所では Photo. 5(b) に示すように粗大粒に引張軸あるいは ND と垂直なき裂が発生し、

隣接したパーライトを含む細粒部によってその伝播が阻止されているいわゆる安定き裂の存在が認められた。これに対して C 鋼では、ND や TD と垂直なき裂 (セパレーション) は多数認められるものの RD と垂直なき裂は認められなかつた。Photo. 6 (a), (b) は

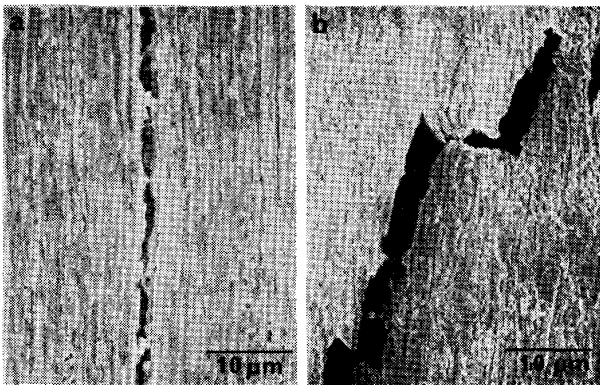


Photo. 6. Cracks formed at  $-196^{\circ}\text{C}$  in the longitudinal section of Steel C in the vicinity of the fractured surface; (a) initial stage and (b) final stage.

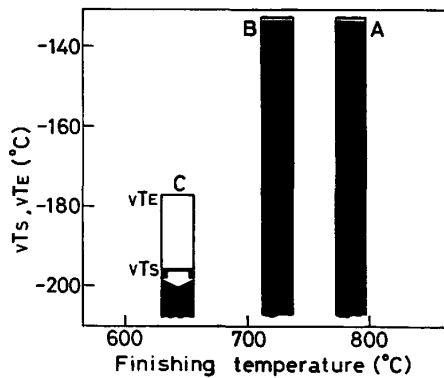


Fig. 4. Impact transition temperatures of Steels A, B, and C.

それぞれ破壊の初期と末期の状態を示したものであり、圧延面と平行な割れがせん断変形によつて連結して最終破断に到ることがわかる。

### 3.4 シャルピー衝撃試験と破壊形態

Fig. 4 には、エネルギー遷移温度 ( $vT_E$ )、破面遷移温度 ( $vT_S$ ) と圧延終了温度との関係を示す。各温度における吸収エネルギーのばらつきはA鋼ではほとんど認められなかつたがB鋼、C鋼の遷移温度近辺ではかなりばらつきが認められ、特にC鋼で著しかった。しかし切り欠きの入れ方との特定の関係は認められなかつた。A鋼とB鋼では  $vT_E$  と  $vT_S$  はよく対応したが、C鋼では後述するように破壊形態が極めて特異であり、少なくとも  $-196^{\circ}\text{C}$  までは試験片の圧延方向と垂直な断面の脆性破面は認められず、 $vT_S$  は  $-196^{\circ}\text{C}$  以下と判断された。

B鋼の遷移温度付近で破断した試験片の破面には切り欠きの入れ方によらず ND あるいは TD と垂直なセパレーションが多数発生していた。C鋼においてはいずれの試験温度においても試験片は破断して分離するに到

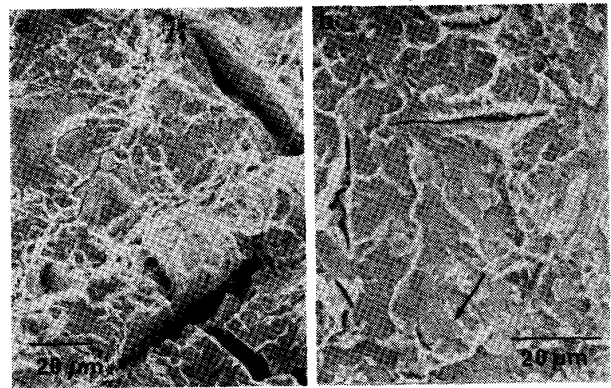


Photo. 7. Fractured surfaces of Steel ruptured at (a)  $-100^{\circ}\text{C}$  and (b)  $-140^{\circ}\text{C}$ . Arrow : river pattern

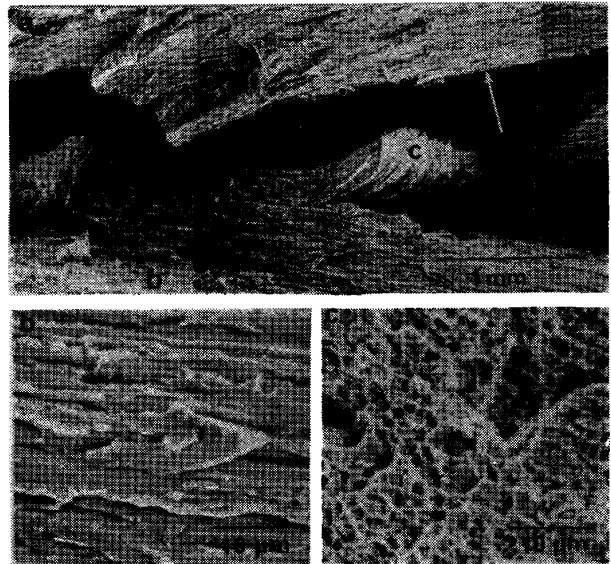


Photo. 8. Fractured appearance of Steel C ruptured at  $-150^{\circ}\text{C}$ ; (a) lower magnification, (b) and (c) higher magnification of (b) and (c) in (a).

らず、 $60^{\circ}$  程度に折れ曲がつたのみであり、圧延面と平行な多数のセパレーションが発生していた。A鋼でのセパレーションの発生は認められなかつた。

Photo. 7 (a), (b) はB鋼における破面を観察したものであり、RD と垂直な断面のへき開破壊と典型的なリバーパターン (矢印) および切り欠きの入れ方によらず圧延面と平行な十字のセパレーションが認められる。C鋼の破壊形態をSEMで観察した例をPhoto. 8に示す。低倍率で観察したPhoto. 8(a)には激しい縦われ (矢印) が認められ、これを詳細に観察するとセパレーション発生面には圧延方向に伸長した領域を単位とするへき開破壊 (Photo. 8(b)) が認められ、その幅は約  $3\mu\text{m}$  である。また圧延方向と垂直な断面には直径  $3\mu\text{m}$  以下の細かいデンプルが認められた (Photo. 8(c))。

## 4. 考 察

### 4.1 制御圧延による組織の微細化と集合組織の発達

棒鋼においても制御圧延によつて著しく集合組織が発達し、その程度は低温圧延、特に圧延時の  $\alpha$  量を増加することによつて顕著となる。その主方位は  $\{100\}\langle 001\rangle$  であり、副方位としての  $\{111\}\langle 011\rangle$  から  $\{211\}\langle 011\rangle$  にかけての  $\langle 011\rangle//RD$  回りの回転系列が認められた。鋼板の制御圧延では  $\{111\}\langle 011\rangle$ ,  $\{211\}\langle 011\rangle$  から  $\{100\}\langle 011\rangle$  にかけての  $\langle 011\rangle//RD$  回りの回転系列が発達することがよく知られている<sup>22)~25)</sup>が、棒鋼の場合はこれとはかなり異なつたものである。特に  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織の著しい発達は極めて特異であり、鋼板での主方位である  $\{100\}\langle 011\rangle$  方位の発達は少なくとも表層部を除く中心部では認められなかつた。この原因はその圧延方式が Oval/round であり、鋼板と同様に圧延によつて形成されると考えられる  $\{100\}\langle 011\rangle$  集合組織は次パスでの圧延によつて  $\{100\}$  面が圧延面と平行になるように  $45^\circ$  結晶回転する操作が繰り返して行われ、結果として  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織が形成されるものと考えられる。事実、最終圧下面平均法線方向である ND の  $\langle 100\rangle$  軸密度は TD のそれよりも高くなつている。一方、 $\langle 110\rangle$  軸密度は  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織の発達が顕著であつた  $725^\circ\text{C}$  圧延 (B 鋼) の TD の方が ND に比べて高くなつている (Fig. 2)。この TD への  $\langle 110\rangle$  の集積もこのモデルを支持するものであり、最終圧延に伴う結晶回転によつて生じたものと解釈できる。なお  $725^\circ\text{C}$  で圧延を終了した B 鋼では  $644^\circ\text{C}$  (C 鋼) に比べて圧延時の  $\alpha$  量が少なく、圧延による歪みが  $\alpha$  に集中してその効果が特に顕著に現れたものであろう。これは変態の初期に  $\gamma$  粒界に析出する粗大フェライトが  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織をもつ事実 (Photo. 1~4) によつても支持されるものである。なおこれらの粒は RD に著しく伸長しており、圧延後再結晶していないことは明らかである。

$\{111\}\langle 011\rangle$  から  $\{211\}\langle 011\rangle$  にかけての  $\langle 011\rangle//RD$  回りの回転系列の発達は鋼板の場合と類似しているが、 $\{111\}\langle 011\rangle$  と  $\{211\}\langle 011\rangle$  とは  $\langle 011\rangle RD$  回りに  $90^\circ$  回転した関係にあり、本圧延方式では両者の区別はできない。極点図では両者の中間方位である  $\sim\{322\}\langle 011\rangle$  に強く集積している (Fig. 1)。

また組織観察から  $\alpha/\gamma$  2 相域で圧延した B, C 両鋼では著しい混粒を呈することが確認された。しかも細粒部はパーライトあるいはセメンタイトを含んで  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織を有し、粗大粒のそれは  $\{100\}\langle 011\rangle$  である傾向が認められた (Photo. 1~4)。 $\{111\}$

$\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織が形成される機構については明らかではないが、おそらく圧延中の硬い  $\gamma$  の殻に拘束される効果が失われることによるものであろう。すなわち  $\alpha/\gamma$  2 相域圧延の初期には  $\alpha$  は硬い  $\gamma$  に著しく拘束されるが圧延の末期には  $\gamma$  が減少してその効果はほとんどなくなることによるものであろう。明らかなことは、 $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織においてはその強度が圧延温度の低下によつて増大し、しかも RD に著しく伸長していることから、変形を受けた  $\gamma$  が変態したのではなく  $\alpha$  の圧延によつて生じたものであるということである。

### 4.2 制御圧延による強靱化機構

低温圧延による強度、靱性の上昇は著しい (Fig. 3, 4)。強度の上昇は  $\alpha$  の平均結晶粒径の微細化とパーライトやセメンタイト粒子の微細化および均一分散によるものと考えられ、加えて  $\alpha$  の加工による転位密度の上昇に負うところも大であらう。後者は加工硬化の目安となる TS と YP の差が低温圧延によつて減少している (Fig. 3) こととも矛盾しない。強度上昇におよぼす集合組織の影響は無視し得る程度のものである<sup>29)</sup>。

衝撃遷移温度 ( $vT_S$  あるいは  $vT_E$ ) の低温圧延による著しい低下には、組織の微細化に加えて集合組織の影響も考慮せねばならない<sup>22)23)26)</sup>。割れの発生に対してはマトリックスよりも脆く変形の初期に容易にき裂を生ずると考えられるパーライトあるいはセメンタイト粒子の存在とその寸法が大きく影響し<sup>29)~35)</sup>、例えばセメンタイト粒子の場合は  $1\mu\text{m}$  以上のものは割れて破壊の核になりやすいと報告されている<sup>31)</sup>。しかし、本実験で得られた結果は従来の考え方では説明できない部分が多い。まず、少なくとも  $725^\circ\text{C}$  で圧延を終了した B 鋼の低温引張変形において、約  $3\mu\text{m}$  のパーライトコロニーのき裂は認められず、初期き裂は引張軸と垂直な  $\{100\}$  面に沿つて直径  $20\sim 30\mu\text{m}$  の粗大粒内に発生し、パーライトを含む細粒部で停止していた (Photo. 5(b))。もちろんこの現象は著しく発達した集合組織とも関連したものであり、粗大粒の  $\{100\}$  面が引張軸と垂直になつていたことと細粒部の  $\{100\}$  面とのなす角度が大きくなつていたことにもよると考えられる。しかしながら、このことはパーライトやセメンタイト粒子などの脆い第 2 相がある程度以下に微細にすれば、割れの発生に対して無害となり、混粒組織では粗大  $\alpha$  粒における安定き裂の生成がミクロな意味での Griffith き裂となることを示している。C 鋼では平均セメンタイト粒径が約  $0.5\mu\text{m}$  と小さく、セメンタイトの割れは認められなかつたがこれは HAHN と ROSENFELD の結果<sup>31)</sup>と一致している。

引張軸と平行な割れ, すなわちセパレーション発生挙動も興味深い. 特に 644°C で圧延を終了した C 鋼においては, 引張軸と垂直な割れは認められず, セパレーションがせん断変形によつて連結して最終破断に到つていた (Photo. 6). 程度は軽いが B 鋼においてもセパレーションが発生し, 両鋼において RD に伸長した相対的に粗大な  $\{100\}\langle 001\rangle$  方位をもつ粒内を ND と TD に垂直な割れが伝播しているのが観察された (Photo. 5~8). このようなセパレーションは最終破断に先行して生じ, 平面応力状態を実現するので延性-脆性遷移温度をさらに下げるであろう.

上述のような引張軸と垂直あるいは平行なへき開破壊の最大単位は B 鋼では粗大粒の寸法である 20~30  $\mu\text{m}$  (Photo. 7(b)), C 鋼のセパレーションでは幅約 3  $\mu\text{m}$  であり (Photo. 8(b)), 組織観察から得られた伸展粒の平均直径 1  $\mu\text{m}$  より大きく, その寸法は TEM の暗視野像から数度以内に配向していると判断される領域のそれとほぼ一致する.

以上の観点から A~C 鋼の  $vT_s$  について比較検討する. まず A 鋼ではパーライトコロニー (~8  $\mu\text{m}$ ) に割れが生じ, これが粗大な隣接粒にへき開破壊として伝播する条件が最終破壊を支配すると考えられる. B 鋼ではパーライトの割れは生じず集合組織の形成に伴う粗大な  $\{100\}\langle 001\rangle$  粒内に割れが発生しそれが隣接するパーライトを含み方位の異なつた細粒部に伝播する条件で遷移温度 ( $vT_s$ ) が決まる. また RD に伸長した粒内に発生, 伝播するセパレーションが平面応力状態を実現して  $vT_s$  の低下に寄与するであろう. B 鋼では, これらの効果がき裂伝播面である  $\{100\}$  面に集積したり Si 含有量がやや高いという不利を補つた結果, A 鋼と同じ  $vT_s$  を示したものと考えられる. C 鋼では  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織の発達が B 鋼と同様であるにもかかわらず, -196°C 以下と極めて低い値を示した. これはき裂発生の核となるセメンタイト粒子の径が 0.5  $\mu\text{m}$  と著しく小さいことその他, RD と垂直な断面の組織の微細化と  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織の発達によつて  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織を有する領域が分断, 微細化され, 割れの発生が著しく抑制されたためであろう. また著しく伸長した  $\{100\}\langle 001\rangle$  粒内にセパレーションが容易に発生することも, 同様に RD と垂直な面内の割れを抑制することになる.

#### 4.3 セパレーション発生と組織, 集合組織との関係

セパレーションの発生は鋼板について種々検討され<sup>22) 23) 28) 36) ~44)</sup>,  $\langle 100\rangle$  軸の ND への集積度が高くなれば著しくなることが知られている. また CHAO は鋼板の制

御圧延で形成される  $\{100\}\langle 011\rangle$  集合組織と  $\sim\{111\}\langle 011\rangle$  集合組織との混在が重要であり,  $\langle 011\rangle\parallel\text{RD}$  に引張変形したときに生ずる板厚縮みの差が  $\{100\}\langle 011\rangle$  粒内にセパレーションを発生させるとする考え方を提唱し<sup>43)</sup>, 松田らもそれを支持している<sup>44)</sup>. 今回の棒鋼の場合にも  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織の強度が同様でありながら  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織が強い C 鋼の方が B 鋼よりもセパレーションの発生は顕著であり, CHAO 流の考え方が適用できるかに思える. しかし  $\{100\}\langle 001\rangle$  と  $\{111\}\langle 011\rangle$  集合組織を RD に変形したときの板厚方向と圧延方向の歪みテンソルの比は  $\{110\}\langle 111\rangle$  すべりを考えた場合, それぞれ 0.5 と 0.66 であり, 鋼板の場合の  $\{100\}\langle 011\rangle$  と  $\{111\}\langle 011\rangle$  あるいは  $\{111\}\langle 112\rangle$  の 0 と 0.66 あるいは 0.8 との差に比べて両者の差は著しく小さく<sup>43)</sup>, これで B, C 鋼のセパレーション発生挙動の差を説明するのはかなり無理がある.

セパレーションの発生には  $\{100\}\langle uvw\rangle$  集合組織の形成が必要となろうが, 応力軸である RD と垂直な面のへき開破壊が容易に発生, 伝播する状況下では起こり得ない.  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織が著しく発達した B, C 鋼では RD と垂直な割れと同時に局部収縮によつて ND や TD と垂直な割れが発生すると考えられるが, その伝播特性は全く異なると考えられる. すなわち前者では結晶粒の微細化と隣接する方位の異なつた粒によつて著しく抑制されるが, 後者は伸長した  $\{100\}\langle 001\rangle$  粒内を容易に伝播するであろう. このようにセパレーションの発生は不合理な塑性異方性を考えなくても  $\{100\}\langle uvw\rangle$  方位のコロニーの寸法と形態によつて十分説明し得ると考えられる.

## 5. 結 言

オーバル/ラウンド方式により制御圧延した棒鋼の強度, 靱性と組織, 集合組織との関係について検討した.

(1) 低温圧延によつて RD 垂直断面の平均  $\alpha$  粒径とパーライトが著しく微細化し, 延性をほとんど損なわずに強度が上昇する.

(2)  $\alpha/\gamma$  2 相域圧延により特異な  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織が発達し, さらに圧延温度の低下により  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織の発達も顕著となる.

(3) シャルピー衝撃試験や低温引張変形により圧延面と平行な十文字のセパレーションが発生し, その程度は低温圧延によつて著しくなる.

(4) 衝撃遷移温度以下における低温圧延材の破壊は比較的粗大な  $\{100\}\langle 001\rangle$  粒内に応力軸  $\parallel\text{RD}$  と垂直に発生するき裂を起点とし, 極低温圧延材では RD に伸

長した  $\{100\}\langle 001\rangle$  集合組織内に圧延面と平行に発生、伝播したセパレーションがせん断変形によつて連結し、最終破断に到るもので後者での  $vT_s$  は  $-196^\circ\text{C}$  以下と極めて低い値を示した。

(5) このような  $vT_s$  の著しい低下は RD と垂直な断面の  $\alpha$  粒の微細化と  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織の発達による割れの発生伝播を妨げる効果とセパレーションの発生による平面応力状態の実現によるものと考えられる。

(6) セパレーションの発生は、 $\{100\}\langle 001\rangle$  と  $\{111\}\sim\{211\}\langle 011\rangle$  集合組織間の塑性異方性の差では説明できず、前者が RD に著しく伸長し、RD に沿う割れの伝播を容易にし、かつ RD と垂直な面の割れが組織の微細化と上記集合組織の混在によつて極めて起こりにくい状況下にあつたためと考えられる。

終わりに、本研究の発表を許可された住友金属工業(株)常務取締役中央技術研究所長西岡邦夫博士、同副所長行俊照夫博士に感謝致します。また実験の進行に御助力戴いた藤田猛、安達裕行両氏にお礼申し上げます。

#### 文 献

- 1) K. IRVIN, T. GLADMAN, J. ORR, and F. B. PICKERING: JISI, 10 (1970), p. 717
- 2) I. KOZASU: Trans. ISIJ, 12 (1972), p. 241
- 3) 梶 晴男, 木下修司, 林 登: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 403
- 4) 田中智夫, 複並禎一: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1775
- 5) 福田 実, 橋本 保, 国重和俊: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1832
- 6) 関根 寛, 丸山忠克: 製鉄研究 (1976) 289, p. 11920
- 7) 田中智夫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 104
- 8) 田中智夫, 田畑綽久: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1353
- 9) 橋本 保, 沢村武彰, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1425, p. 1589
- 10) A. GALIBOIS, M. R. KRISHNADEV, and A. DUBE: Metall. Trans., 10A (1979), p. 985
- 11) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: Met. Sci., 13 (1979), p. 187
- 12) 国重和俊, 橋本 保, 行俊照夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 63
- 13) 合田 進, 渡辺國男, 橋本嘉雄, 平山秀男, 木島 聡: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1522
- 14) 合田 進, 渡辺國男, 橋本嘉雄, 十河泰雄, 南田勝昭, 万谷興亜: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 567
- 15) 大内千秋, 三瓶哲也, 小指軍夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 143
- 16) 国重和俊, 高橋政司, 杉沢精一, 濱中禎雄: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 557
- 17) 大谷泰夫, 橋本 保, 中里福和, 森本博之, 西田和彦, 坂本雅紀: 鉄と鋼, 68 (1982), S 473
- 18) 森本博之, 西田和彦, 鎌田芳彦, 大谷泰夫, 中里福和: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1278
- 19) 大谷泰夫, 中里福和: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1279
- 20) M. ETTISCH, M. POLANI, and U. K. WEISSENBERG: Z. Physik, 7 (1921), p. 181
- 21) C. S. BARRETT and L. H. LEVENSON: Trans. Metall. Soc. AIME, 135 (1939), p. 327
- 22) 金子輝雄, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1599
- 23) 稲垣裕輔, 栗原 極, 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 991
- 24) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 166
- 25) 柚島登明, 小川陸郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1747
- 26) B. F. DECKER, E. T. ASP, and D. HARKER: J. Appl. Phys., 19 (1948), p. 388
- 27) L. G. SHULTZ: J. Appl. Phys., 20 (1949), p. 1043
- 28) 小川陸郎, 柚島登明: 神戸製鋼技報, 31 (1981), p. 57
- 29) F. B. PICKERING: 鋼の強靱性 (1971), p. 9 [Climax Molybdenum Develop. Co.]
- 30) Y. OHMORI and F. TERASAKI: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 561
- 31) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: Metall. Trans., 6A (1975), p. 653
- 32) E. SMITH: Physical Basis of Yield and Fracture (1966), p. 36 [Inst. of Physics and Physical Soc.]
- 33) E. SMITH: Inst. J. Frac. Mech., 4 (1968), p. 131
- 34) E. A. ALMOND, D. H. TIMBERS, and J. D. EMBURY: Fracture 1969 (1969), p. 252 [Chapman and Hall]
- 35) Y. OHMORI, H. IWANAGA, Y. KAWAGUCHI, and F. TERASAKI: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 388
- 36) J. D. G. GROOM and J. F. KNOTT: Met. Sci., 2 (1975), p. 390
- 37) D. N. HAWKINS: Met. Technol., 3 (1976), p. 417
- 38) D. A. CURRY and J. F. KNOTT: Met. Sci., 3 (1976), p. 1
- 39) B. L. BRAMFITT and A. R. MARDER: Metall. Trans., 8A (1977), p. 1263
- 40) A. J. DEARDO: Metall. Trans., 8A (1977), p. 473
- 41) M. INO, H. MIMURA, and N. NOMURA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 45
- 42) 福田 実, 国重和俊, 杉沢精一: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 740
- 43) H. CHAO: Metall. Trans., 9A (1978), p. 509
- 44) 松田昭一, 川島美樹果, 関口昭一, 岡本正幸: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 435