

## 深絞り性の優れた熱延鋼板の製造法と疲労強度に関する研究

薬師寺, 輝敏

<https://doi.org/10.11501/3080208>

---

出版情報：九州大学, 1994, 博士（工学）, 論文博士  
バージョン：  
権利関係：

### 第3章 高 $r$ 値熱延鋼板を製造するための機械的因子の検討

#### 3.1 緒言

前章において高 $r$ 値熱延鋼板を製造するための冶金学的な検討を行い、加工組織が残るような温度の圧延であれば、熱延前の固溶 $C$ をゼロとしておくことを条件に、圧延温度についてはあまり考慮しなくて良い、すなわち冷間圧延と同様に考えて良いことを明らかにした<sup>1)</sup>。冷延鋼板についてはこれまでに膨大な冶金学的な研究の蓄積があるため、 $\alpha$ 域熱延-再結晶焼鈍鋼板においても、冶金学的には実操業のレベルでの製造技術は確立されたと考えて良いと思われる。

本章では高 $r$ 値熱延鋼板を製造する場合の圧延に関連する機械的因子の影響について検討する。冷延鋼板製造時における冷間圧延条件と $\bar{r}$ 値の関係をテーマにした研究はこれまで盛んに行われている( $\bar{r}$ 値の定義は1章参照)。しかし、集合組織や $\bar{r}$ 値におよぼす圧延時のロール径、板厚、パス当たりの圧下率、潤滑条件などの影響については十分な議論が成されてきたとは言えない。最近、佐柳ら<sup>2)~5)</sup>や田中ら<sup>6)</sup>は $\bar{r}$ 値におよぼす冷延時のロール径などの影響を検討し、ロール径が大きいほど $\bar{r}$ 値が向上し、その変化は板厚方向の集合組織の変化と対応することを示している。また圧延ロールと鋼板の間の潤滑条件の影響については、古林ら<sup>7)</sup>や松藤ら<sup>8)</sup>の研究がある。潤滑条件については、 $\alpha$ 域熱延に関する研究も行われており<sup>9)~11)</sup>、かなり明確になってきたが、これらの因子の影響に関する研究は冶金学的な分野に比べるとまだ大きく遅れていると言わざるを得ない。このような背景のもとで、本章では $\alpha$ 域熱延-再結晶焼鈍鋼板の $\bar{r}$ 値におよぼすロール径、潤滑条件など、圧延に関連する機械的因子の影響を冷延鋼板も含めて検討した。

### 3. 2 実験方法および実験結果

#### 3. 2. 1 圧延時の潤滑条件の影響

熱間圧延は冷間圧延に比べて、圧延ロールおよび鋼板の表面が粗い上に、一般に潤滑がほとんど行われなことから、圧延ロールと鋼板の間の摩擦係数は冷間圧延に比べて非常に大きい。このため圧延ロールと鋼板の間に大きなせん断応力が働き、鋼板は冷間圧延とは異なった塑性歪を受けることになる。

図3.1は、板面に垂直に直径1mmのステンレス鋼の丸棒を埋め込んだ鋼板（厚さ10mm）に、1パスで40%の熱間圧延を施した時のステンレス丸棒の変形を見たものである。無潤滑圧延では、図3.1-aに示すようにステンレス鋼の丸棒が板厚中心部から表面に向かって圧延方向に曲げられている。これは、圧延において鋼板に板厚方向の圧縮変形に加えて圧延方向のせん断変形が加わっていることを示すものである<sup>9)</sup>。一方、図3.1-bに示すように圧延ロール表面に牛脂を塗布して圧延を行うと、ステンレス鋼の丸棒の曲がり量は減少する。これから牛脂による潤滑のために圧延方向のせん断歪が大幅に低減され、板厚方向の圧縮変形が支配的になっていることがわかる。この実験で圧延荷重を測定した結果、牛脂潤滑の圧延は無潤滑圧延に比べて、約30%程度圧延荷重が小さくなった。外見上同じ仕事をしている圧延であるが、無潤滑圧延の方がより多くのエネルギーを要している。この余分なエネルギーは、圧延に伴う板厚方向の圧縮変形とは別に、圧延方向のせん断歪を与えることに費やされていると考えられる。

$\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板の $\bar{r}$ 値と熱延時の潤滑条件との関係を求めるために、極低炭素Ti添加IF鋼（表2.4，SおよびW鋼）を供試材として、2章の図2.1の圧延条件(1)と同様の実験を行った。（試験片の形状も同じ）。圧延入り側温度は700℃で、3パスで圧延し、仕上げ板厚は1.3mmとした。潤滑は市販の熱延用の鉱物油をロール表面に塗布することで行っているが、この潤滑油の膜厚を変化させることで潤滑条件を変えた。先に述べたように潤滑状態は、圧延荷重の減少量に依って相対的に判断することが出来る。

図3.2に無潤滑圧延における圧延荷重を基準にした各潤滑条件での圧延荷重減少割合と再結晶焼鈍後の $\bar{r}$ 値との関係を示す<sup>12)</sup>。圧延油の塗布量を増やすにしたがって摩擦係数が小さくなり圧延荷重が減少する。これにしたがって再結晶焼鈍後（真空焼鈍，750℃×3h）の $\bar{r}$ 値は上昇し、無潤滑圧延に対して圧延荷重低減率が20～30%程度の所で飽和する。また飽和する $\bar{r}$ 値のレベルが高いS材の方が潤滑条件に伴う $\bar{r}$ 値の劣化の度合いが大きい。



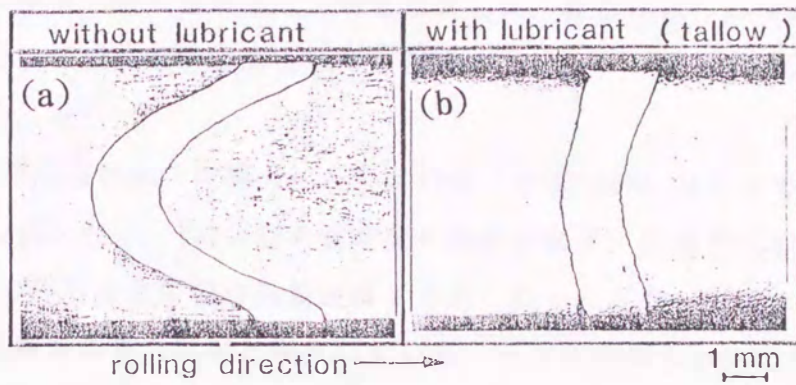


図 3.1 鋼板に垂直に貫通した  $\phi 1.0\text{mm}$  のステンレス針金の圧延後の変形

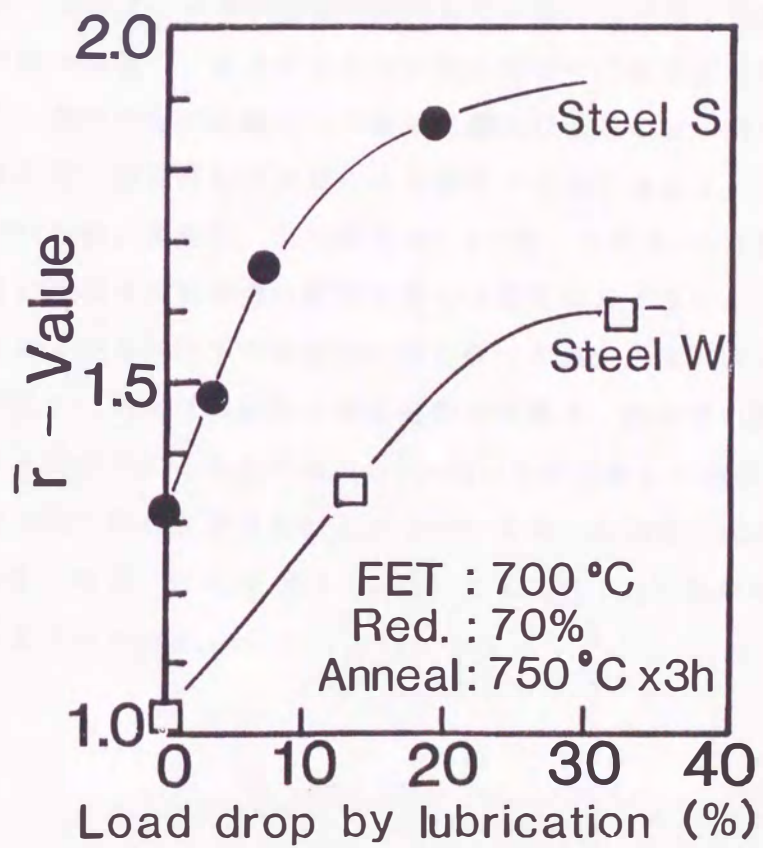


図 3.2 フェライト域圧延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす潤滑条件の影響



図3.2のS鋼において、潤滑油の塗布量が一番多かったサンプル(FK3,  $\bar{r} = 1.87$ )と一番少なかったサンプル(FK1,  $\bar{r} = 1.48$ )についてX線による極密度測定により圧延集合組織の板厚方向分布を調査した。極密度については、圧延面に平行に存在する低指数面の回折強度の測定を行い、ランダム試料との強度比として求めた。

図3.3に、鋼板表層部(位置=0)から中心部(位置=50%)にかけての板面に平行な(222), (211), (200), (110)面の極密度の変化を示す。潤滑が十分であるサンプル(FK3)の圧延集合組織は鋼板の厚さ方向でほとんど均一で、しかも同様の圧下率の冷延鋼板の集合組織と類似している。一方潤滑が不十分な方(FK1)は、板厚中心付近では前者と同等であるけれども、表層部に近づくに従って(222)方位、(200)方位は減少し、(110)方位は急激に増加している。

図3.4に、後者(FK1)を再結晶焼鈍した後の極密度の板厚方向の変化を示す。板の中心部では(222)方位は高く、(200), (110)方位が低い深絞り性に有効な集合組織が発達しているが、表層部に近づくに従って(222)方位は減少し、(110)方位が高くなって望ましい集合組織から外れてくる。このような板厚方向に集合組織の分布を持つ鋼板の $\bar{r}$ 値はそれぞれの集合組織の $\bar{r}$ 値の板厚方向の平均値となるので<sup>9)</sup>、潤滑の程度が鋼板の $\bar{r}$ 値に影響を与えるのは、潤滑の度合によってせん断変形帯の幅及び程度が変化する結果であると言える。

図3.5に、FK1の板の表層部、中心部及び1/4 t部における(200)極点図を示す。ロールと鋼板の間のせん断応力の影響を受けた表層部および1/4 t部の集合組織は、圧延まおよび再結晶集合組織共に中心部のそれが圧延方向に傾けられた形に類似している。例えば表層部の再結晶集合組織は、板の中心部に見られる{554}(225)を主方位とする板面法線の $\langle 111 \rangle$ 軸回りに回転した方位群を持つ集合組織を、圧延方向に約30度傾けた形とよく一致する。中心部に近づくに従ってこの傾きは小さくなる。これは図3.1に見られるステンレス丸棒の曲がりと同傾向的に一致するものである。

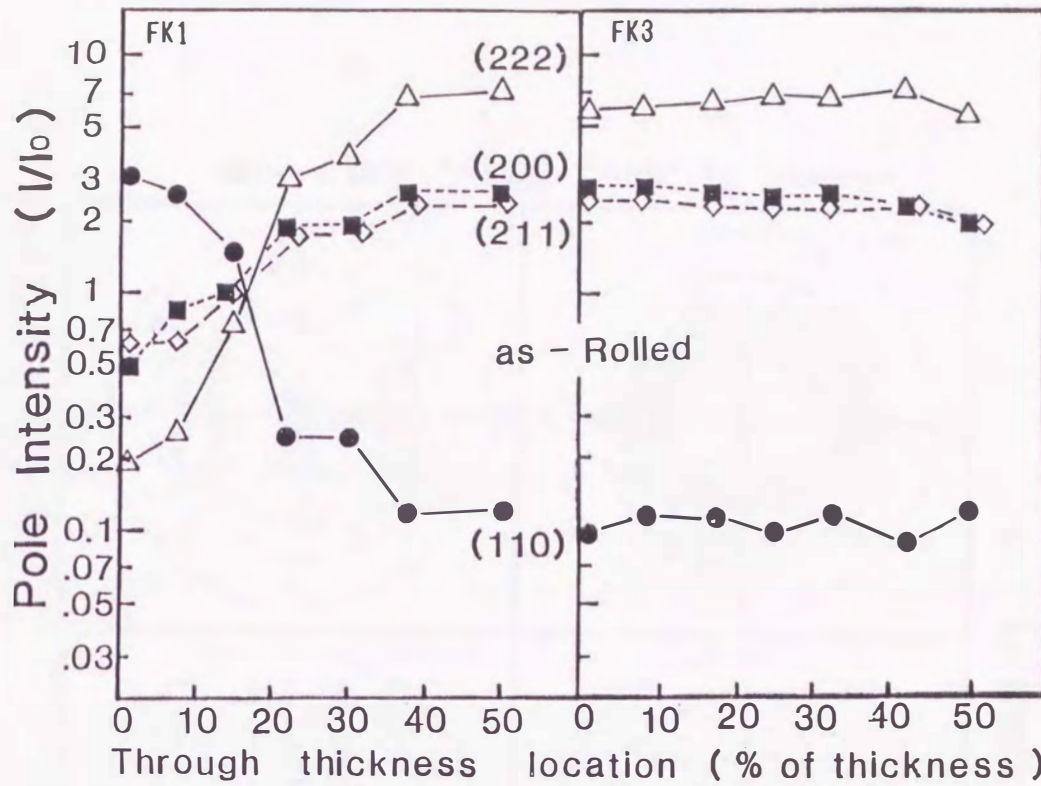


図 3.3 フェライト域熱延鋼板の X線極密度の板厚方向分布 (潤滑が不十分な試料FK1, 十分な試料FK3)

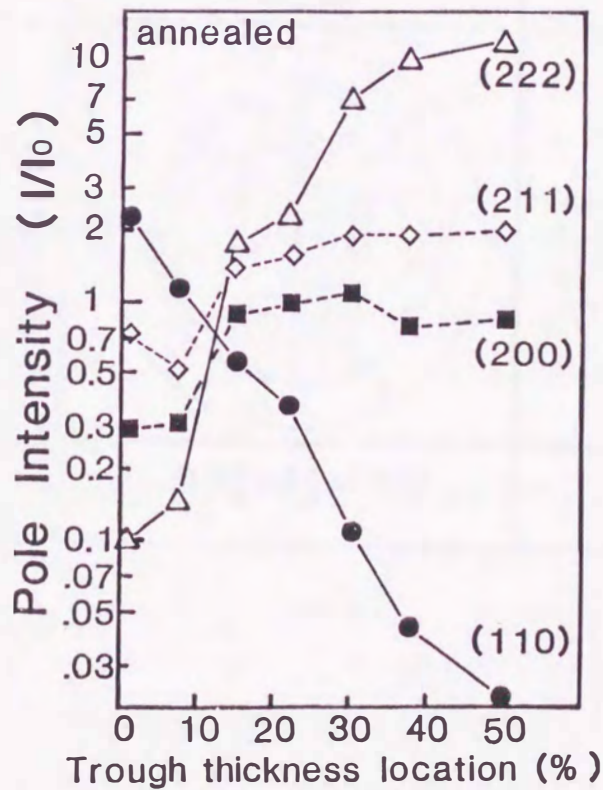


図 3.4 潤滑が不十分なフェライト域熱延鋼板(FK1) の焼鈍後の X線極密度の板厚方向分布 (焼鈍 750°C×3h)



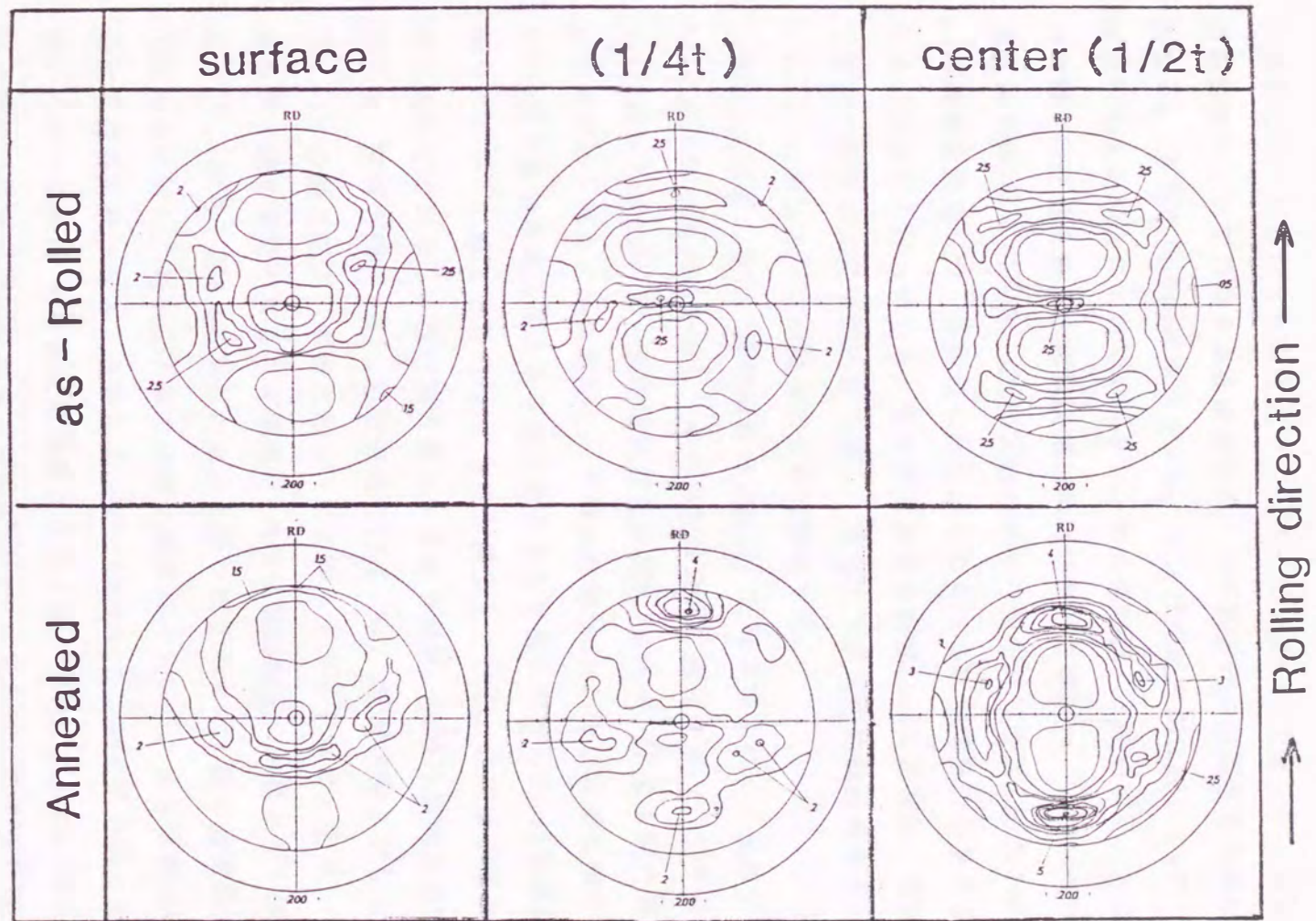


図 3.5 潤滑が不十分なフェライト域熱延鋼板(FK1)の(200)極点図の板厚方向分布



### 3. 2. 2 圧下率の影響

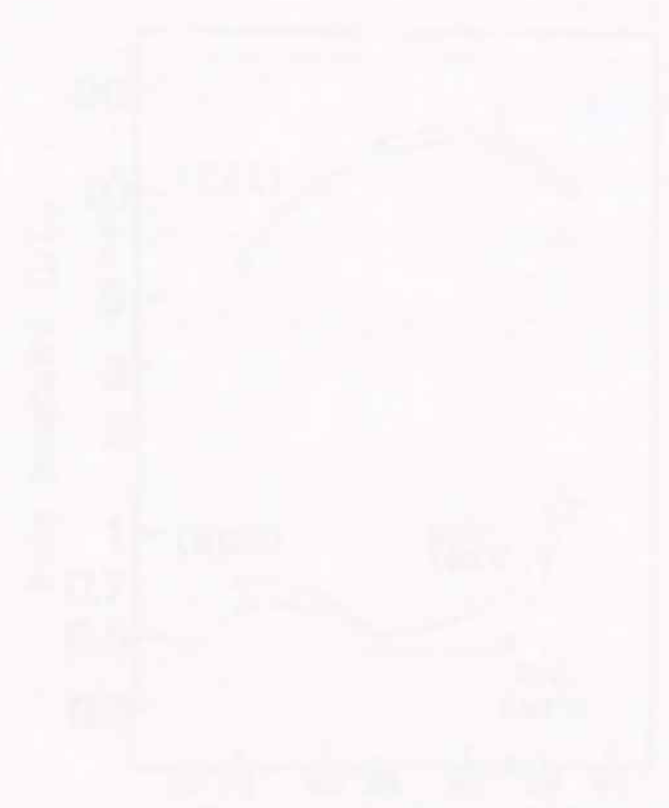
熱間仕上げ圧延の圧下率は90%を越えるのが通常であり、冷延鋼板製造時の冷延率に比べるとかなり大きい。したがって、高い圧下率での $r$ 値および集合組織形成について調査する必要がある。(圧延方向に引張歪を加えた場合の $r$ 値を $r_{\theta}$ 、圧延直角方向の場合を $r_{90}$ 、および圧延方向に対して $45^{\circ}$ の方向に引張歪を加えた場合の $r$ 値を $r_{45}$ とし、その平均値 $\bar{r}$ と区別する。)工場における実機で粗圧延を終えた極低炭素Ti添加IF鋼(板厚30mm, 0.006C-0.08Ti)を実験室にて $800^{\circ}\text{C}$ に加熱後、直径500mmのロールを用いて圧延し、3.3mmおよび2.1mmの鋼板を製造した。圧延前にあらかじめロールに牛脂を塗布することによって十分な潤滑を行っている。また同じ素材を板厚16mmに研削後、同様の圧延機で種々の圧延率にて冷間圧延を施し、冷延圧下率と再結晶焼鈍後の $r$ 値( $r_{\theta}$ ,  $r_{45}$ ,  $r_{90}$ , および $\bar{r}$ )の関係について調査した。

図3.6に示すように、冷延鋼板の $\bar{r}$ 値は、圧延率を上げると上昇するが、85~90%の圧下率で極大値を示し、それ以後は急激に劣化する。この時の板面に平行な(222)および(200)面の極密度比変化を図3.7に示す。 $\bar{r}$ 値を高める(222)方位は圧下率の上昇とともに増加し、 $\bar{r}$ 値に有害な(200)方位は逆に減少している。図3.5の $\bar{r}$ 値が最大となる圧下率を越えると板面に平行な(200)方位が急激に増加しており、これとともに(222)方位が減少している。これは $\bar{r}$ 値の測定結果と良く対応している。 $r$ 値が極大値となる圧下率は、試験片採取方向でそれぞれ異なり、圧延方向( $r_{\theta}$ )、圧延直角方向( $r_{90}$ )、圧延方向に対して $45^{\circ}$ の方向( $r_{45}$ )の順に低圧下率側にある。したがって高圧下率で $r$ 値は、 $r_{45}$ が最大値を示す逆V字型となる。 $\alpha$ 域熱延-再結晶焼鈍鋼板の $r$ 値も全く同様の傾向を示す<sup>12)</sup>。即ち、図3.6に示したように低い圧下率での $r$ 値の面内異方性がV型であるのに対し、高い圧下率では逆V型になっている。また過剰な圧下率の圧延は $\bar{r}$ 値を劣化させることになる。図3.5において、同じ圧下率で比べて冷延鋼板の方が $\alpha$ 域熱延-再結晶焼鈍鋼板よりも $\bar{r}$ 値が高い。これは、後述するロール径と板厚の幾何学的関係が違ふ事が原因の一つであると考えられる。

図3.8に93%の $\alpha$ 域熱延を施した試験材の板厚中心部の(200)極点図を示す。 $\alpha$ 域での圧下率が高いことから圧延集合組織は $\{112\}\langle 110\rangle$ を主方位としたRD// $\langle 110\rangle$ 繊維集合組織成分の発達著しい。また焼鈍後の再結晶集合組織は $\{554\}\langle 225\rangle$ が圧延方向から板厚方向に約 $60$ 度傾いた $\langle 110\rangle$ 軸 $\{(RD \rightarrow ND) - 60^{\circ} // \langle 110\rangle\}$ のまわりに回転した方位が発達しており、高い圧下率の冷間圧延の場合の再結



晶集合組織と類似している<sup>12)</sup>.



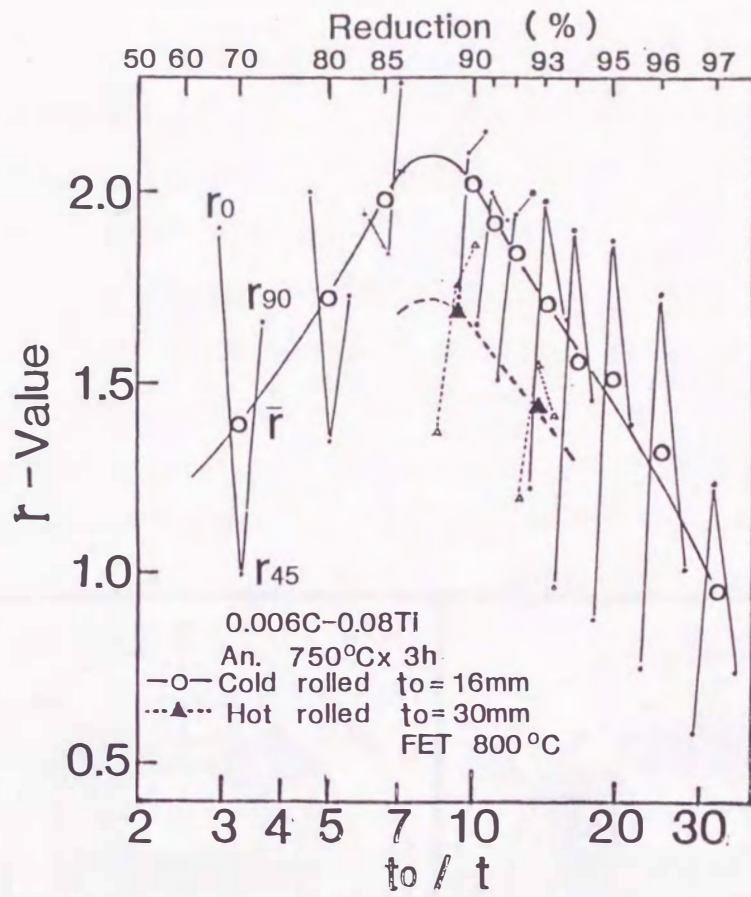


図 3.6 フェライト域圧延の圧下率と焼鈍後の  $r$  値の関係

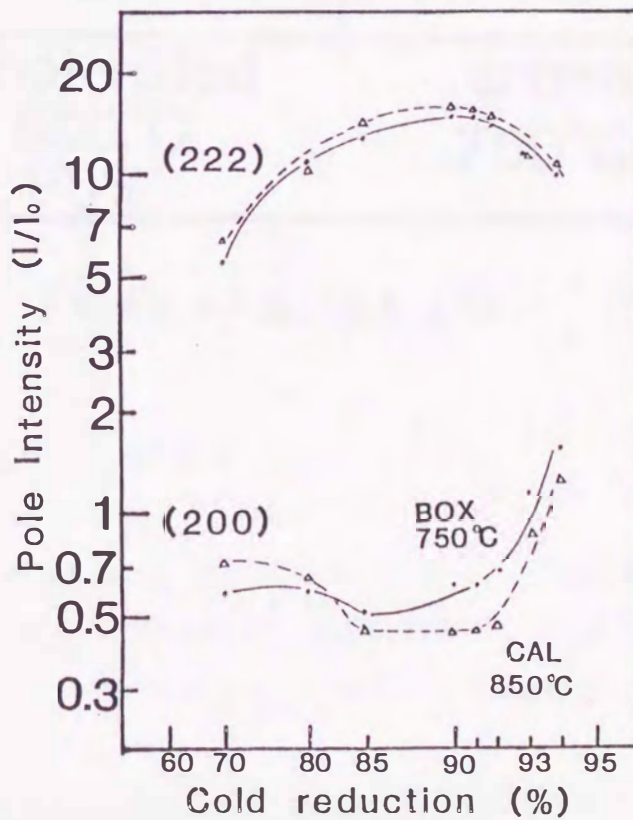


図 3.7 冷延率と各種焼鈍後の (222) および (200) 極密度の関係



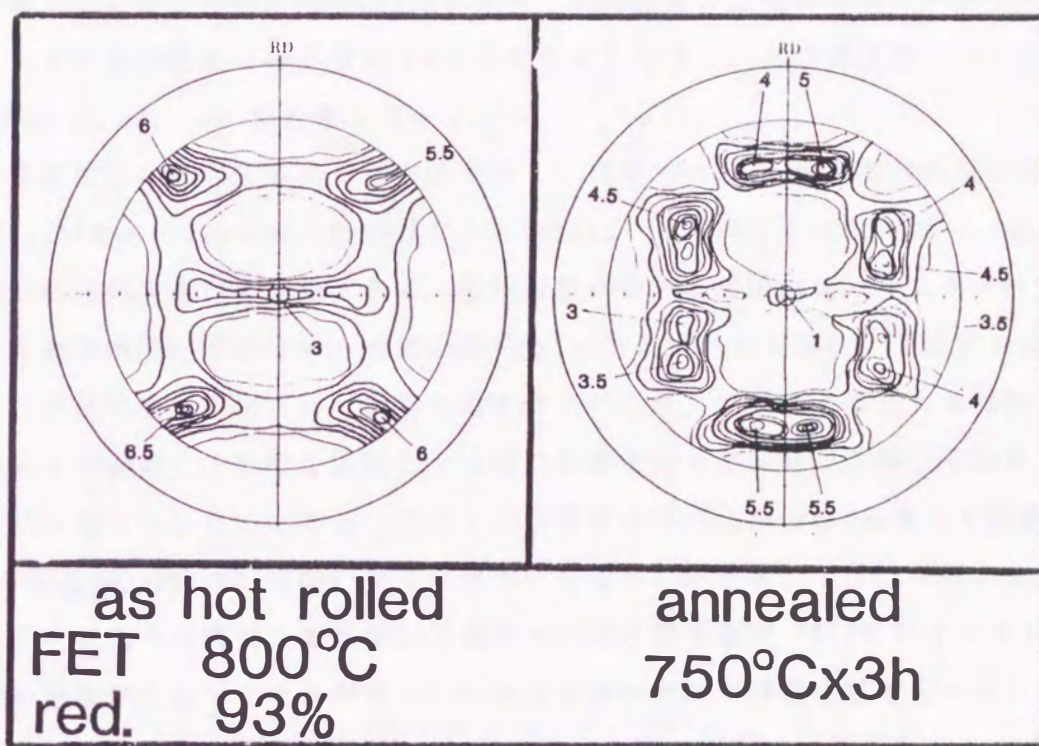


図 3.8 フェライト域熱延率が高い場合 (93%) の, (200) 極点図

### 3. 2. 3 初期板厚およびロール径，パス当りの圧下率の影響

実生産で行われている熱間仕上げ圧延では，その工程上，圧延入り側板厚は冷延鋼板を製造する場合の冷間圧延の入り側の板厚に比べて数倍の厚さになっている。このことが $\alpha$ 域熱延-焼鈍鋼板の $\bar{r}$ 値にどのような影響を及ぼすかを調査するために，2章，図2.1の圧延条件(1)と同様の条件で圧延温度700°Cとして実験を行った。炭素含有量の違う2つの極低炭素Ti添加鋼を供試材とし，初期板厚( $t_0$ )を4.5mmと10mmとして圧延を行った。板厚が変わっても圧延率は一定(73%)としたが，圧延機の実力の都合で，初期板厚10mmの試験材は，4パスで圧延している。実験結果を図3.9に示す。両鋼種共に圧延率が同じであるにも関わらず再結晶焼鈍後の $\bar{r}$ 値は $t_0$ が厚くなると低下し，面内異方性( $\Delta r = (r_{90} + r_{45} - 2r_{45}) / 2$ )が大きくなっている。

この現象について以下のような方法で詳しく調査した<sup>13)</sup>。供試材は真空溶製した0.0035% C - 0.12% Mn - 0.001% P - 0.0084% S - 0.03% Al - 0.11% Ti (wt%)の成分の極低炭素Ti添加鋼である。圧延実験に用いる試験材はオーステナイト域の温度で熱間圧延を行い，冷却の過程で700°Cの炉に1h保持，炉冷することにより炭化物を析出させて固溶C量をゼロにした。これは $\bar{r}$ 値に大きな影響をおよぼす固溶Cの影響を排除し，研究の主題とする圧延時の各種因子の影響を純粹に抽出するためである。圧延は初期板厚を1.13mmから9.5mmまで5種類，ロール径を50, 100, 200, 300mmの4種類として種々の組合せにて圧延を行った。前章で述べたように極低炭素Ti添加IF鋼において圧延温度が，800°C以下であれば温度の影響は小さいことを背景に，圧延は実験が容易な冷間圧延で行った。圧下率は73%に統一し，十分な潤滑を施しながら所定の板厚に冷間圧延した。また1パス当りの圧下率の影響を調べるために，1パス当り4%, 17%, 35%の圧下率一定で圧延を行う3条件で検討した。それぞれの圧下率での圧延回数は30パス，7パス，3パスとなる。これらの圧延材に750°C×3hの真空焼鈍を施し， $\bar{r}$ 値もしくはX線による極密度測定を行った。

#### (1) 初期板厚の影響

ロール径を100mm一定とし，初期板厚を2mmから6.75mmに変化させた場合の $\bar{r}$ 値の変化を図3.10に示す。 $\bar{r}$ 値は初期板厚の増加とともに2.35から2.0に低下する。また1パス当たりの圧下率の変化にともなう $\bar{r}$ 値の変化は見られず，その影響は小さい。

図3.10に示した結果の中で，1パス当たりの圧下率が17.1%の場合の鋼板表面



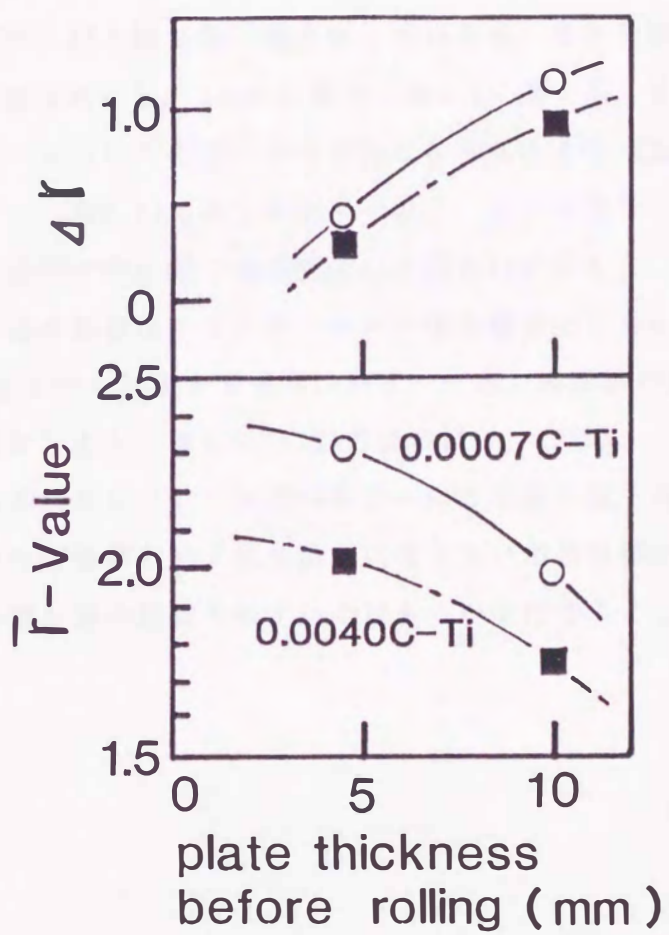


図 3.9 フェライト域熱延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす圧延前初期板厚の影響 (FET=700℃, 圧下率73%, 焼鈍条件750℃×3h)

部と中心部の極密度変化を図3.11に示す。中心部、表面部とも初期板厚の変化とともに極密度変化が認められ、初期板厚の増加とともに(222)方位が減少し、(200)、(110)方位が増加する傾向にある。この結果から、初期板厚の増加にともなう $\bar{r}$ 値の低下は、表層部に高 $\bar{r}$ 値を得るに適さない集合組織が発達することと、板厚中心部の集合組織そのものも変化するためであると考えられる。

## (2) ロール径の影響

圧延前の初期板厚を4.5mm一定とし、ロール径を変化させた場合の $\bar{r}$ 値の変化挙動を図3.12に示す。ロール径が50mmでかつ1パス当たりの圧下率が4.2%の場合に $\bar{r}$ 値が1.62と特に低い値となっているが、それを除くとロール径の増大とともに $\bar{r}$ 値は向上し、300mmの場合には2.5に達する。またロール径が100mm以上では、1パス当たりの圧下率の変化にともなう $\bar{r}$ 値の変化は見られず、その影響は小さい。図3.12に示した結果の中で、1パス当たりの圧下率が17.1%の場合の銅板表面部と中心部の極密度変化を図3.13に示した。中心部の極密度に及ぼすロール径の影響は小さいが、ロール径の減少とともに(222)方位がやや減少し、(200)方位がやや増加する傾向にある。一方、表面部の変化は顕著であり、ロール径の減少とともに著しい(222)方位の減少、(200)、(110)方位の増加が認められる。この結果からロール径の減少に伴う $\bar{r}$ 値の低下は、第1にロール径の減少とともに表層部に高 $\bar{r}$ 値を得るに適さない集合組織が発達すること、第2に板厚中心部の集合組織もわずかではあるが変化することによることがわかる。



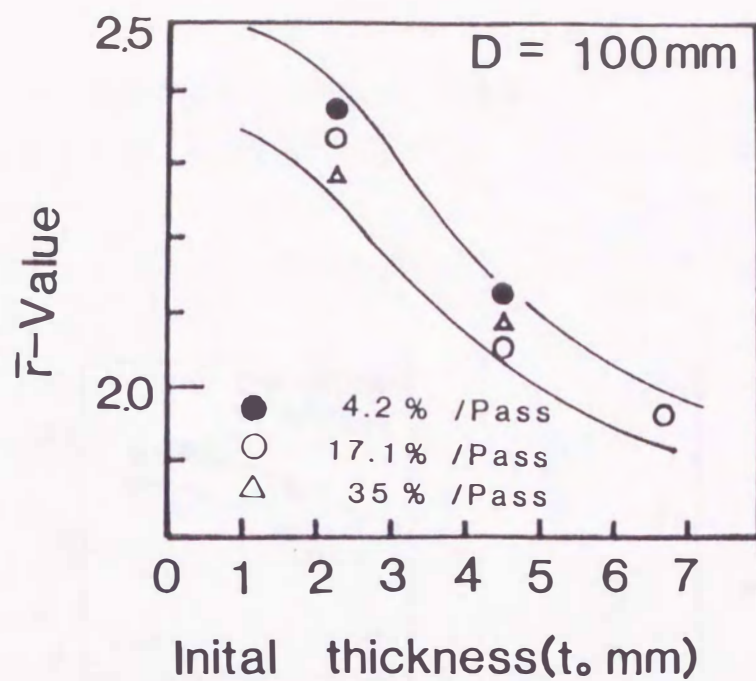


図 3.10 冷延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす初期板厚の影響  
(圧下率73% , 焼鈍条件750℃×3h )

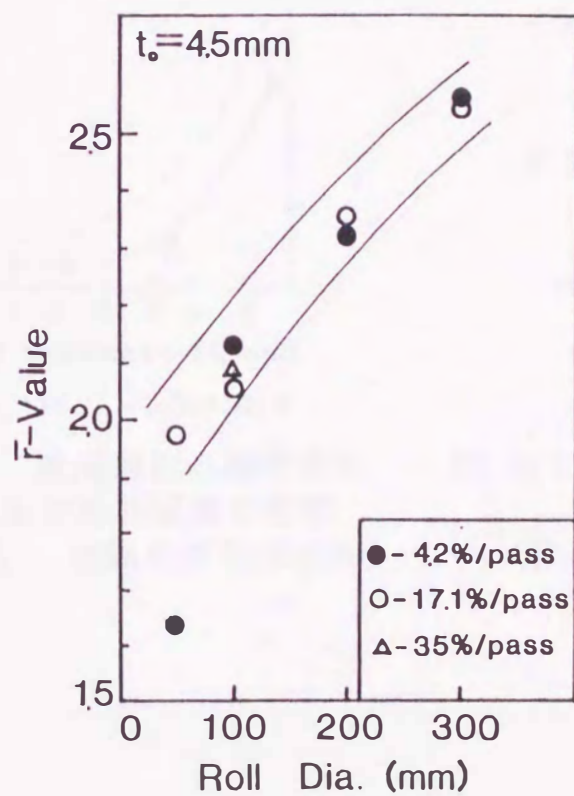


図 3.12 冷延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす圧延ロール径の影響  
(圧下率73% , 焼鈍条件750℃×3h )

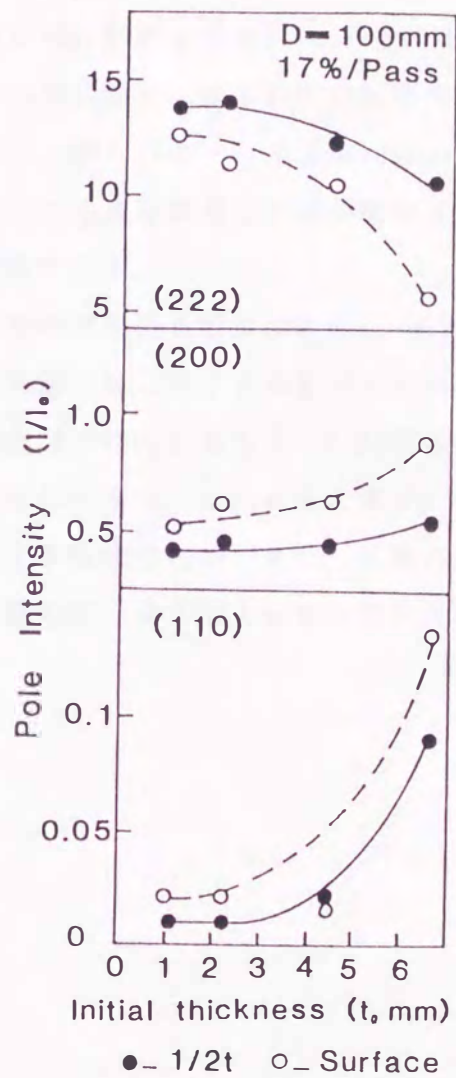


図 3.11 冷延-焼鈍鋼板の極密度に及ぼす初期板厚の影響  
(圧下率73% , 焼鈍条件750℃×3h )

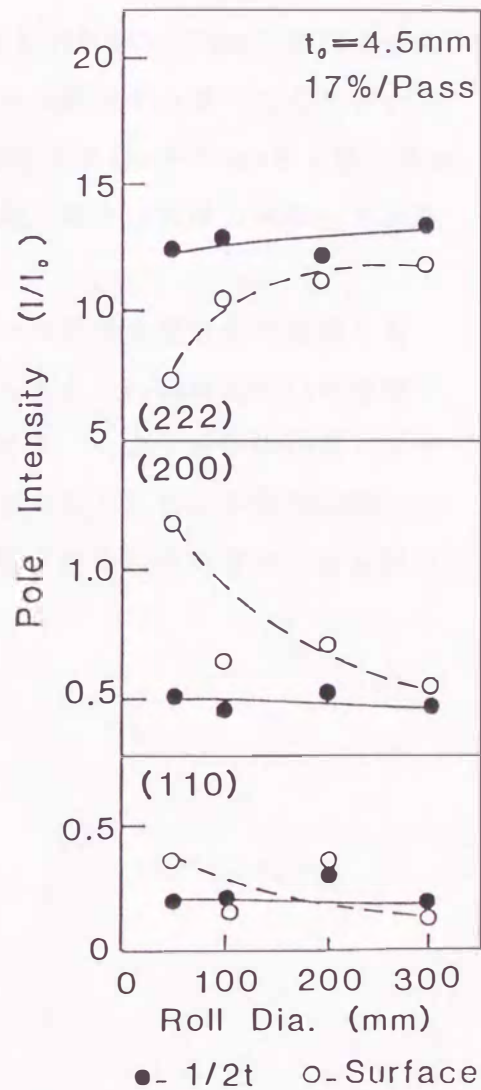


図 3.13 冷延-焼鈍鋼板の極密度に及ぼす圧延ロール径の影響  
(圧下率73% , 焼鈍条件750℃×3h )



### 3. 2. 4 剛塑性有限要素法による圧延解析

圧延方向をX軸，板厚方向をY軸にとり，剛塑性有限要素法により，圧延により鋼板中に生ずるせん断ひずみ量 ( $\epsilon_{xy}$ ) および板厚方向ひずみ量 ( $\epsilon_y$ ) におよぼすロール径，初期板厚の影響を解析した．ここでは板厚方向を10等分に分割して計算している．

図3.14に初期板厚を3.0mm一定とし，ロール径を100, 200, 300mmと変化させたときの板表面および中心部の板厚方向ひずみとせん断ひずみ量の変化を示す．

また，図3.15にロール径を100mm一定とし初期板厚を1mmから5mmまで変化させたときの板表面部および中心部のせん断ひずみ量，および板厚方向のひずみ量の変化を示す．

いずれの場合も摩擦係数0.1，圧下率35%の1パス圧延を想定して計算した．板表面部のせん断ひずみ量はロール径の減少にともない0.04から0.11に増加し，初期板厚の増大にともない0.03から0.19に増加する．一方，板厚中心部ではその変化は小さく，ロール径の減少，初期板厚の増大にともないそれぞれ約0.01減少する程度である．また，板厚方向のひずみ量の変化については，せん断ひずみ量の変化ほど大きいものではない．

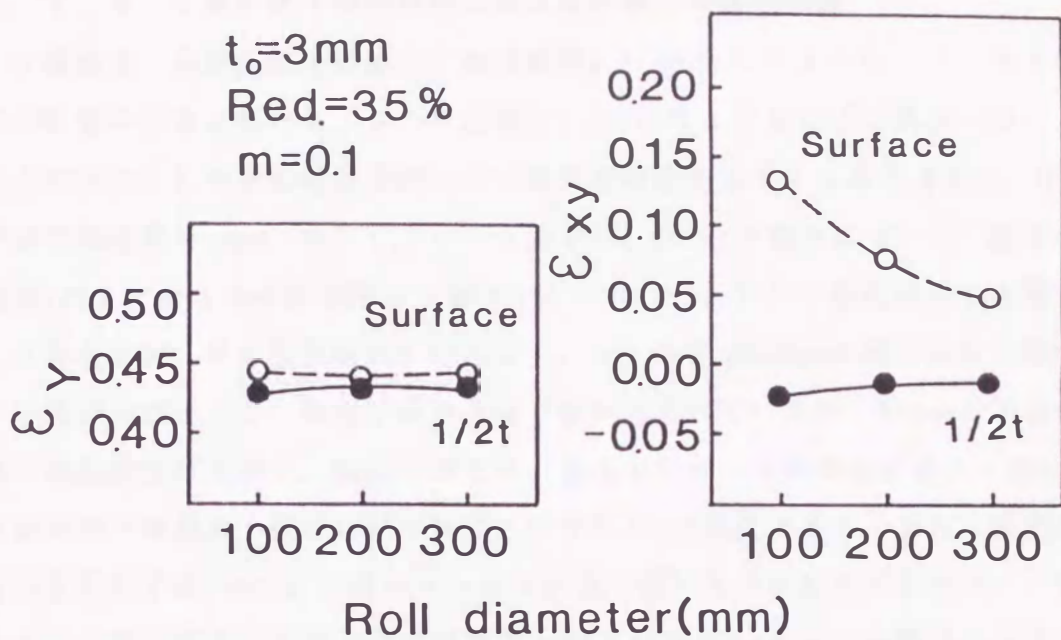


図 3.14 せん断歪み  $\epsilon_{xy}$  および板厚方向歪み  $\epsilon_y$  に及ぼす  
 圧延ロール径の影響  
 (剛塑性有限要素法による解析結果,  $m$  は摩擦係数)

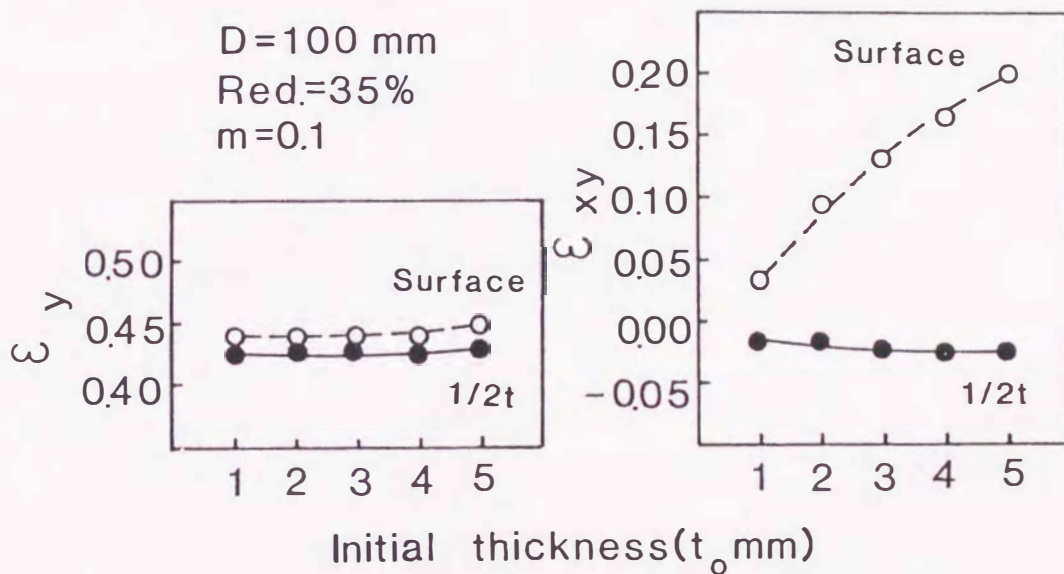


図 3.15 せん断歪み  $\epsilon_{xy}$  および板厚方向歪み  $\epsilon_y$  に及ぼす  
 初期板厚の影響  
 (剛塑性有限要素法による解析結果,  $m$  は摩擦係数)



### 3. 2. 5 $r$ 値の圧下率依存性におよぼすロール径の影響

$\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値は前節3. 2. 2に示したように、トータル圧下率の影響を顕著に受ける。また、前節3. 2. 3に示した  $\bar{r}$  値は圧下率を一定にしているため必ずしもその材料の持っている最高の値を示したものではない。ここでは初期板厚を10mm一定とし、ロール径が300, 500mmの場合について、圧下率を最大94%まで変化させた場合の  $r$  値 ( $r_0, r_{45}, r_{90}, \bar{r}$ ) の変化挙動を冷間圧延にて調査した。その結果を図3. 16に示す。ロール径が500mmの場合には  $\bar{r}$  値の圧下率依存性が小さく、低圧下率でも高  $\bar{r}$  値が得られているが、300mmの場合には圧下率依存性が大きく、低圧下率での  $\bar{r}$  値は大径ロールの場合に比べて低い。なお両者で最高の  $\bar{r}$  値には差は無く、いずれも2. 5程度である。また、面内異方性は圧延圧下率75%では大径ロールの方が高  $\bar{r}$  値にもかかわらず小さい。いずれのロール径の場合でも圧下率の増加とともに  $r_{45} < r_0 < r_{90}$  の順位となるV字型の面内異方性が小さくなり、ピーク値を示す90%程度で直線状の面内異方性となり、それを超えると  $r_{45}$  が最大値を示す逆V字型となる3. 2. 2節で得られたような変化傾向を示すが、小径ロールの方が同等の  $\bar{r}$  値を得るのに高い圧下率を必要としている。このことは、同じ圧下率の圧延でも小径ロールでは、圧延集合組織の形成への寄与が少ないことを意味しているものと考えられる。

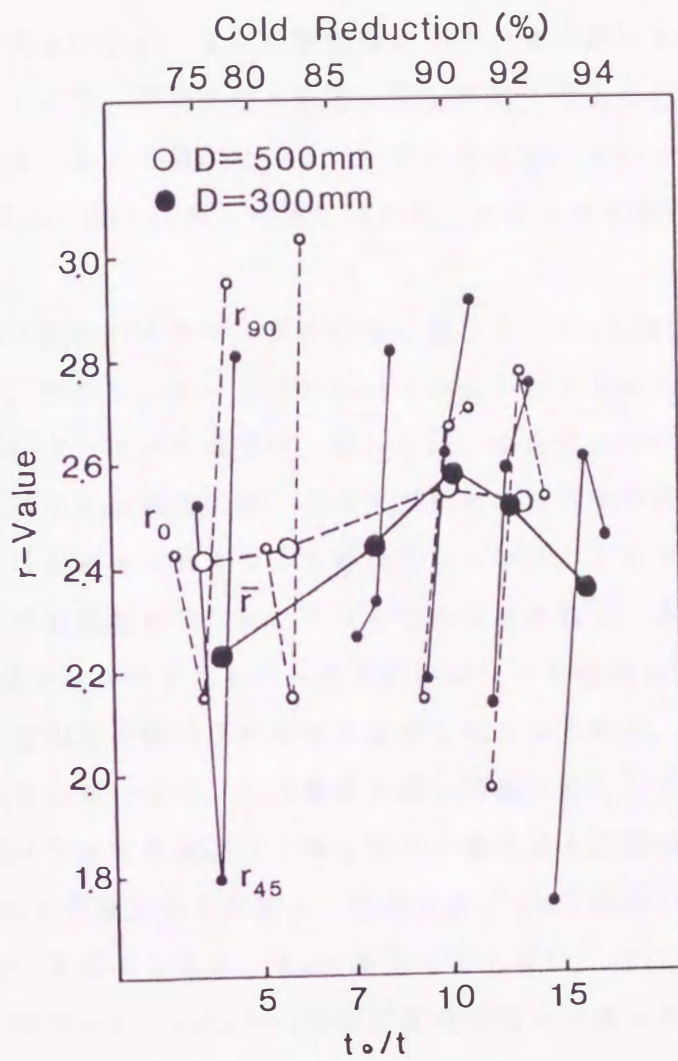


図 3.16 r 値の压下率依存性に及ぼす圧延ロール径の影響



### 3. 3 考 察

#### 3. 3. 1 圧下率73%の場合の $\bar{r}$ 値におよぼす

##### (ロール径/初期板厚)の影響

前節でロール径や初期板厚を種々変えて圧延したときの $\bar{r}$ 値の変化を調査し、ロール径が大きいほど、また初期板厚が小さいほど高い $\bar{r}$ 値が得られることを示した。ロール径、初期板厚の影響は幾何学的に考えると、全く同じことを示すものである。そこで無次元パラメーターとして、ロール径/初期板厚( $D/t_0$ )を導入し、図3.10および図3.12に示したデータを用いて $\bar{r}$ 値の整理を行った。

その結果を図3.17に示す。その結果 $\bar{r}$ 値は $D/t_0$ と良い対応を示していることがわかる。ただし、ロール径が50mmでかつ1パス当たりの圧下率が4.2%のデータのみ他のデータからはずれ、著しく低い値を示している。このように極端にロール径が小さい場合<sup>2)</sup>や、1パス当たりの圧下率の低い場合<sup>2)3)5)14)</sup>に $\bar{r}$ 値が低くなることはこれまでも報告されているところであるが、いずれも板厚方向への圧縮変形が生じにくくなるためと思われる。本実験においても、 $D/t_0$ との関係からはずれるのは両要因の重なった極端な場合のみであり、また実際の高 $r$ 値鋼板の製造プロセスの連続圧延においては、このような条件で圧延されることは無いので、この現象の深い考察は差し控える。

一部試料について板表面部と中心部の $\bar{r}$ 値と最も関係の強い(222)方位および(200)方位のX線極密度を測定し、同様な $D/t_0$ で整理し、図3.18に示した。板厚中心部、表層部とも $D/t_0$ の増加にともない、(222)方位の増加、(200)方位の減少が認められ、(222)/(200)の変化傾向は $\bar{r}$ 値のそれと良い対応が認められる。この結果から $\bar{r}$ 値が $D/t_0$ により変化する原因として、これまで述べてきたように、表面部のせん断加工にともなうせん断集合組織の発達が必要な役割を果たすことはもちろんのこと、板中心部の集合組織の変化も重要な要素であることがあげられる。

$D/t_0$ の減少にともなうせん断ひずみ量( $\epsilon_{xy}$ )の増加は、図3.14、図3.15に示した圧延解析データを再整理した図3.19から明らかである。佐柳ら<sup>2)5)</sup>や山田<sup>15)</sup>によるロール径の小径化にともなう $\bar{r}$ 値の低下は表面部での深絞り性に好ましくない集合組織の発達にあるという結論は本実験結果においても支持されるが、さらにその成因として圧延時のせん断ひずみの増加にともなうせん断集合組織の発達にあることが明らかである。

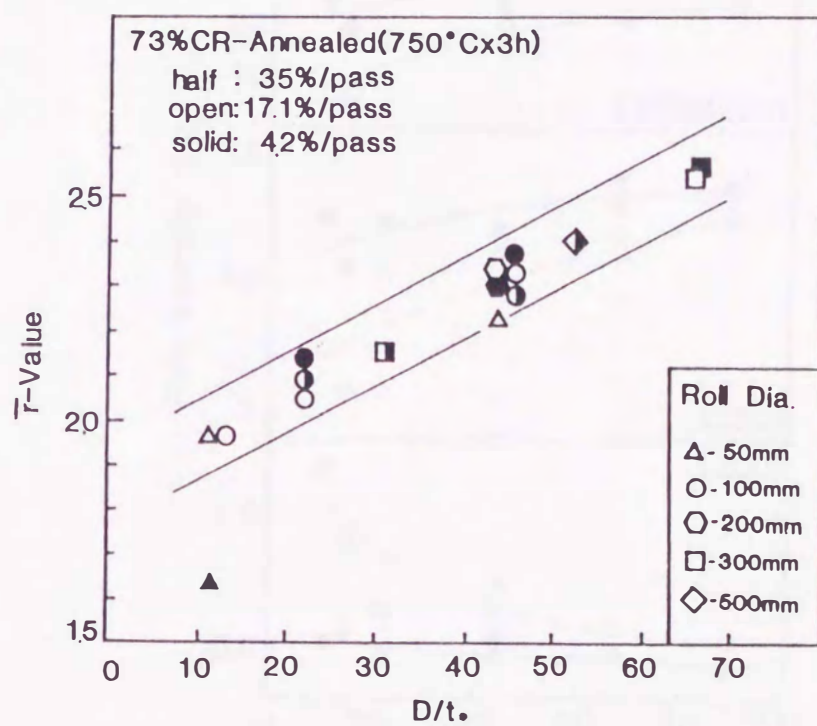


図 3.17 冷延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値と  
 { 圧延ロール径 (D) / 初期板厚 ( $t_0$ ) } の関係



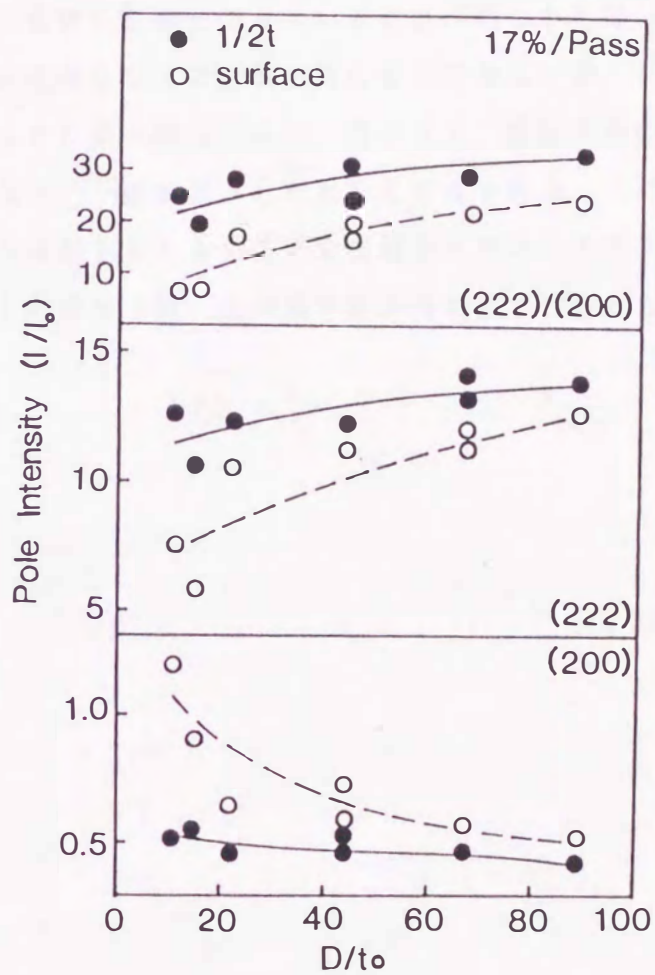


図 3.18 冷延-焼鈍鋼板の極密度と  
 { 圧延ロール径 ( $D$ ) / 初期板厚 ( $t_0$ ) } の関係

図3.20には板厚方向のせん断ひずみ量の変化におよぼすロール径および初期板厚の影響の解析結果を示す。初期板厚が大きい場合にはこれまで述べたように表面部でのせん断ひずみ量が大きいだけでなく板内部に向かっての分布にも影響をおよぼし、総合結果として大きな差になっていると考えられる。さらに、本結果では、これまでほとんど考慮されていなかった板厚心部での集合組織の変化そのものも重要な影響を持っていることが明らかとなった。圧延解析の結果からは、この成因を十分に証明することはできないが、 $D/t_0$ の減少にともなう板厚方向ひずみ量の減少により、見かけ上、低圧下率の圧延が施されたと同等の状況となり、 $\bar{r}$ 値が低下したものと考えられる。これは図3.16に示したように、ロール径が小さくとも圧下率を増加させることにより、大径ロールで圧延したものと同等の $\bar{r}$ 値、面内異方性が得られていることから推定される。



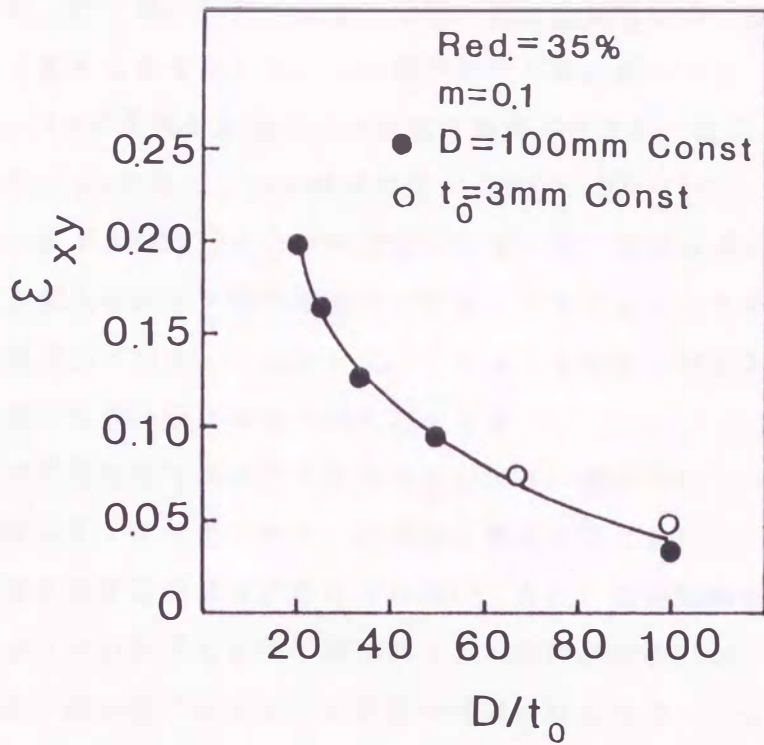


図 3.19 圧延板表面のせん断歪みと  
 { 圧延ロール径 (D) / 初期板厚 ( $t_0$ ) } の関係  
 (剛塑性有限要素法による解析結果,  $m$  は摩擦係数)

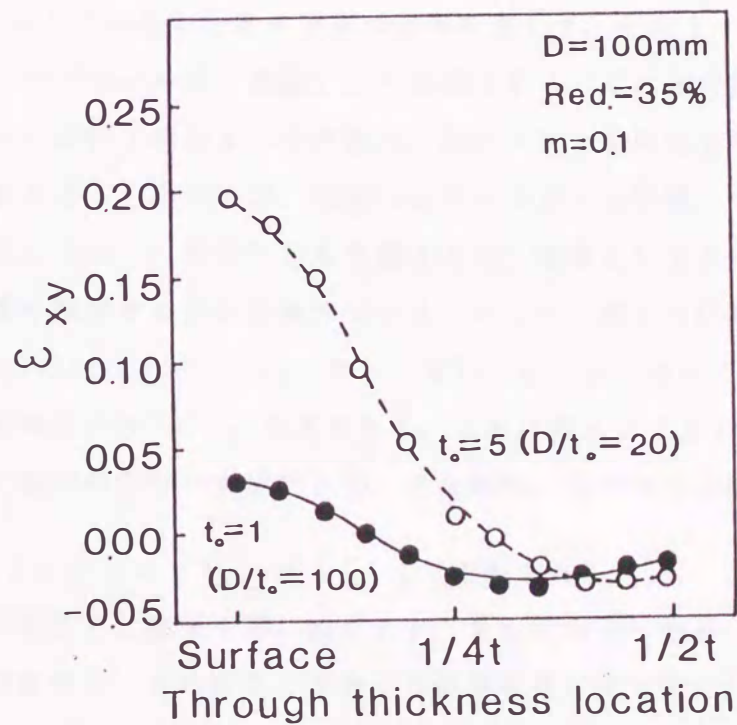


図 3.20 せん断歪みの板厚方向分布に及ぼす初期板厚の影響  
 (剛塑性有限要素法による解析結果,  $m$  は摩擦係数)

### 3. 3. 2 全圧下率が異なる場合の取扱について

前節で、圧下率が73%の場合、冷延-再結晶焼鈍後の $\bar{r}$ 値が $D/t_0$ で一義的に整理できることを示した。これ以外の圧下率の場合でも、圧下率が一定であれば $D/t_0$ で整理できることは容易に推測できるが、圧下率が異なる場合には同一の $D/t_0$ であっても $\bar{r}$ 値は変化するので、図3.17に示した $\bar{r}$ 値と $D/t_0$ の関係は圧下率の変化により当然異なってくる。実際の連続圧延を考えた場合、このような全圧延圧下率の相違だけでなくパスごとの圧下率、板厚、ロール径なども変化している。したがって、このような変化に対応しうる考え方を構築する必要があり、以下にその考え方を示す。

通常本実験に用いたような極低炭素Ti添加IF鋼においては、 $\bar{r}$ 値の最大値は90%程度の圧下率で得られる。冷延鋼板製造工程において、90%を超える圧下率の冷延を施すことはまず考えられない。また $\alpha$ 域熱延鋼板の場合は、3.2.2で述べたように90%越える圧下率を受ける可能性が大きい。このような高い圧下率での $\bar{r}$ 値の低下については取扱が複雑となるので、ここでは90%以下の圧下率での議論に限ることとする。90%以下の圧下率の範囲においては、 $\bar{r}$ 値は第1に圧下率の影響を受けることは従来から指摘されている通り<sup>16)</sup>であり、圧下率の関数であることは異論の無いところである。すなわち各パスごとのひずみ量 $\ln(t_{i-1}/t_i)$ の総和で表される圧下率に最も大きな影響を受ける。ここで $t_i$ は $i$ パス目の圧延の出側の板厚を表わす。その上すでに示したように各パスごとの(ロール径/板厚)にも影響される。これまで述べてきたように、1パス当たりの圧下率および全冷延圧下率が一定であれば初期板厚 $t_0$ のみで板厚を代表させることができるが、現実には各パスごとに板厚、ロール径、圧下率などが変化しており、そのことも考慮すると、板厚として入り側板厚と出側板厚の平均値を採用する方が普遍的である。そこで $i$ 番目の圧延の際の平均板厚 $t_{mi}$ を $t_{mi}=1/2(t_{i-1}+t_i)$ として表わした。したがって、各パスごとのロール径と板厚比は $D_i/t_{mi}$ と表される。これに各パスごとの圧下率を乗じたものの総和で両者の寄与が表現できる。すなわち、 $n$ パスの圧延が行われた場合

$$\sum_{i=1}^n (D_i/t_{mi}) \ln(t_{i-1}/t_i) \quad \text{で表わされる。}$$

本実験で得られた結果を図3.21に示す。また田中ら<sup>6)</sup>のデータを同様のパラメーターで整理し、その結果と著者らの結果を合わせて図3.22に示す。本実験結果では、圧下率が90%を超え、 $\bar{r}$ 値が低下する領域まで含めて示しているが、



そのデータを除くとロール径，板厚，1パス当たりの圧下率，全冷延圧下率すべての変化を含め，このパラメーターでよく整理されている。また田中らのデータには低圧下率でのデータも豊富に示されており，広い範囲にわたってよい相関が得られている。ただし，小径ロールで1パス当たりの圧下量が0.05mmのデータのみ著しく低い $\bar{r}$ 値を示しているが，これはすでに述べたように特殊な条件でのみ生ずるものであり，実用上大きな意味を持たない。また両者の間で $\bar{r}$ 値の絶対値に差はあるもののこのパラメーターでよく整理できており，ここで導入したパラメーターが，より広範囲にわたって適用し得ることが良く表されている。なお本実験結果と田中らのデータの間での $\bar{r}$ 値の差は素材の化学成分，製造方法の違いによるものであり，この議論と関係するものでない。

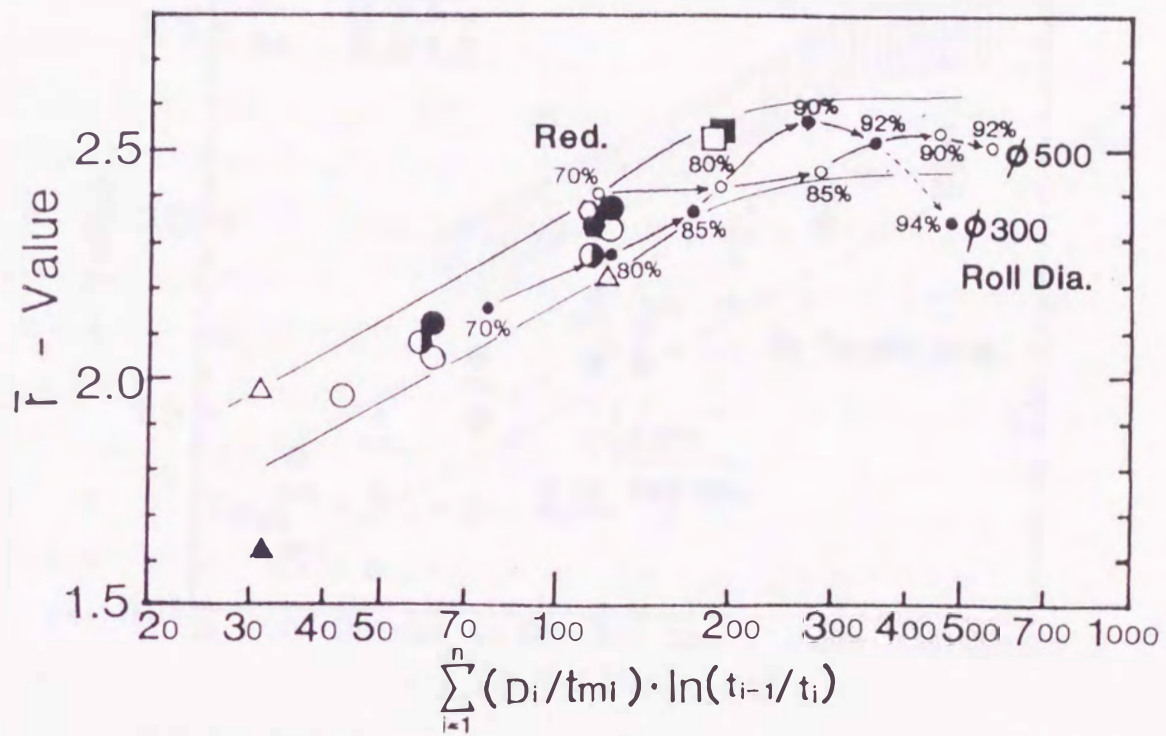


図 3.21 冷間圧延の各パスにおける  $\{(D_i / t_{m_i}) \cdot \ln(t_{i-1} / t_i)\}$  の総和と焼鈍後の  $\bar{r}$  値の関係



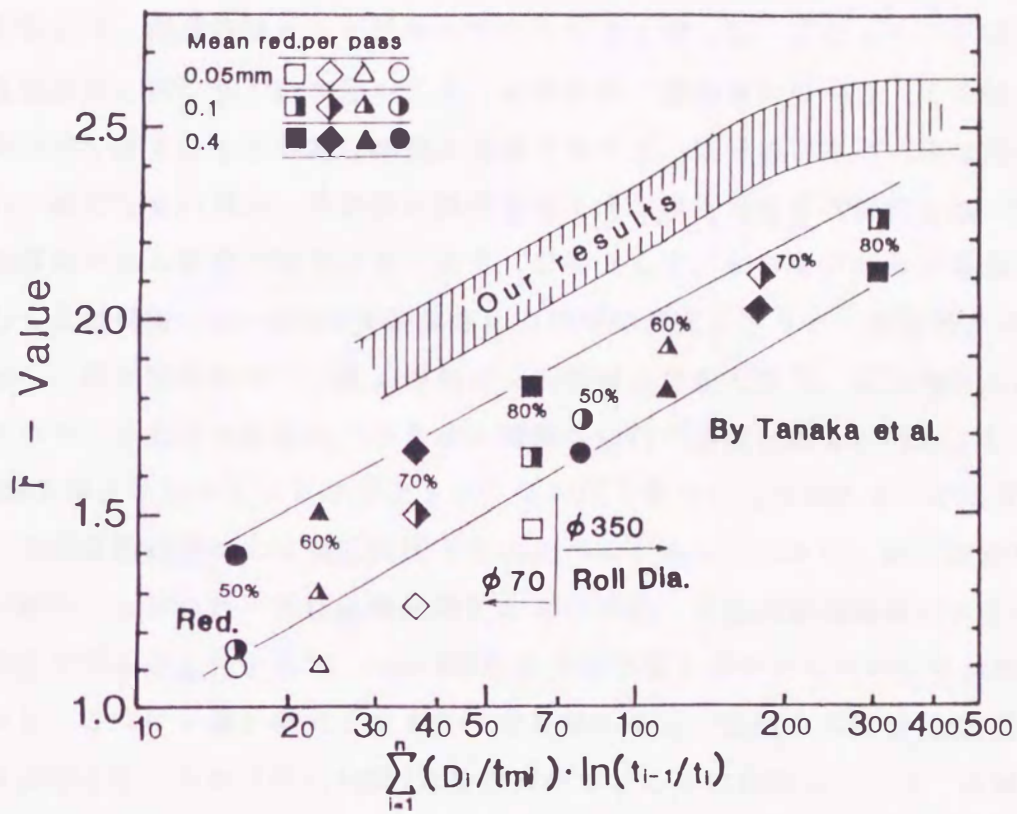


図 3.22 冷間圧延の各パスにおける  $\{(D_i/t_{mi}) \cdot \ln(t_{i-1}/t_i)\}$  の総和と焼鈍後の  $\bar{r}$  値の関係 (他研究者の実験結果<sup>6)</sup> との比較)

### 3. 4 まとめ

$\alpha$  域熱延-焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値に及ぼす、ロール径、潤滑条件等、圧延に関連する機械的因子の影響について検討し、以下のような結論を得た。なお2章で述べたように限られた範囲であれば圧延温度は  $\bar{r}$  値に大きな影響を及ぼさないの、一部の実験では、冷間圧延で上記項目を検討した。

(1) 通常の熱間圧延では、ロール摩耗防止や圧延荷重低減のために、ロールと鋼板の間に潤滑が僅かながら行われている。しかし冷間圧延の場合と比較すると熱間圧延では、潤滑はほとんど行われていないのに等しい。このような圧延では、板表層部に強いせん断変形が生じ、 $\alpha$  域熱延-焼鈍鋼板の場合、この部分に深絞り性に好ましくない集合組織が発達するので、結果的に高い  $\bar{r}$  値は得られない。熱間圧延の場合、圧延時の潤滑を良くする程圧延荷重が軽減され、同時に表層部のせん断変形量が小さくなる。目安として、潤滑を行わない場合と比較して圧延荷重が20~30%程度軽減される程度の潤滑を行うと、板表層部の変形も板中心部と同様になり、高  $r$  値熱延鋼板が製造可能となる。現在僅かながら行われている潤滑を材質向上のために積極的に行う必要があると考えられる。

(2) 連続多段圧延機における熱間仕上げ圧延の圧下率は90%を越えるのが通常であり、冷延鋼板製造時の冷間圧延圧下率に比べるとかなり大きい。極低炭素Ti添加IF鋼の、 $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板および冷延-再結晶焼鈍鋼板の  $\bar{r}$  値は、圧下率を上げると上昇するが、85~90%の圧下率で極大値を示しそれ以後は急激に下がる。これは  $\bar{r}$  値が極大となる圧下率を越えると、板面に平行な(200)方位が急激に増加し、これと共に(222)方位が減少することに起因している。 $\alpha$  域熱延-再結晶焼鈍鋼板において高い  $\bar{r}$  値を得るためには、熱間圧延の入り側板厚を薄くする等、圧下率を必要以上に高くしないための考慮が必要である。

(3) 冷延-再結晶焼鈍後の  $\bar{r}$  値はロール径の大径化、初期板厚の薄肉化とともに向上する。これらの変化は、ロール径(D) / 初期板厚( $t_0$ ) という無次元化したパラメーターにより一義的に整理することができる。さらに全冷延圧下率、各パスごとの圧下率や板厚の変化を考慮すると、 $\bar{r}$  値は以下に示す各パスごとのロール径 / 板厚比と圧下率を乗じたものの総和で整理することが出来る。

$$\sum_{i=1}^n (D_i / t_{mi}) \ln (t_{i-1} / t_i)$$

ここで  $n$  は圧延回数、 $t_i$  は  $i$  番目の圧延の出側板厚、 $t_{mi}$  は  $i$  番目の圧延の入り側と出側の板厚の平均値を表わす。



ただし、極端にロール径が小さく、かつ1パス当たりの圧下率が特に低い場合はこの限りでなく $\bar{r}$ 値の著しい低下を生ずる。

(4)  $D/t_0$ の減少に伴う $\bar{r}$ 値の低下は、第1に表面部におけるせん断ひずみ量の増加による深絞り性に好ましくないせん断集合組織の発達、第2に板中心部における板厚方内の有効ひずみ量の低下による圧延集合組織の発達の抑制にあると考えられる。 $D/t_0$ の減少に伴ってせん断ひずみ量が増加することは、剛塑性有限要素法による解析結果からも明らかになった。

## 第4章 疲労強度に及ぼす集合組織の影響

### 4.1 緒言

本論文で対象としている高 $r$ 値熱延鋼板と、これまでの熱延鋼板と大きく違うところは、高 $r$ 値熱延鋼板が強い集合組織を持っていることである。工業的に使われる金属材料は立方晶、正方晶、六方晶など対称性の高いものが多いが、それらの単結晶は物理的、化学的、機械的性質に異方性を示すことが多い。それゆえ金属材料はそれらの持つ集合組織の優先方位成分の方位と密度に応じて各種の性質に対し異方性を示すことが当然予想される。圧延鋼材のき裂伝ば特性の異方性に関して、圧延によって生じた層状組織や、疲労強度に及ぼす影響についてはいくつかの報告がある<sup>1)~5)</sup>。しかし、集合組織が疲労強度にどのような影響を及ぼすかについて、詳細に検討された例は見あたらない。

強い集合組織を持つことで知られる深絞り用の冷延鋼板は、集合組織制御のために、冷間圧延の圧下率を少なくとも70%以上とする必要があるために、1.5mmを越えるような厚い板厚の深絞り性の良い鋼板は製造できないのが現状である。このことと、素材が軟質であることから、冷延鋼板は強度部材として使用されないのが一般的である。従って、疲労についてあまり問題にされなかった。しかし、高 $r$ 値熱延鋼板では板厚の厚い製品も製造可能であり、燃料タンクや圧力容器等、更に用途が広がる可能性があるので、製品化する場合には、疲労強度に対する検討も必要であると思われる。

本章では、実験室で製作した高 $r$ 値熱延鋼板、および高 $r$ 値熱延鋼板に10%の引張り予ひずみを与えた鋼板、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織を持つ極低炭素A1キルド熱延鋼板、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ低炭素A1キルド熱延鋼板、更に比較材として、特に集合組織を持たない、製鉄所圧延の極低炭素Ti添加熱延鋼板について平面曲げ疲労試験を行い、疲労強度、特にき裂伝ばにおよぼす集合組織の影響について検討した。



## 4. 2 使用材料, 試験片および実験方法

### 4. 2. 1 使用材料

使用材料は、深絞り性に有利な、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 集合組織（正確には、 $\{554\}\langle 225\rangle$ 近傍の集合組織）をもつ高 $r$ 値熱延鋼板（以下これをB材と呼ぶ）、およびこれとほぼ同様の鋼種であるが特定の集合組織を持たない通常の熱延鋼板（以下これをS材と呼ぶ）、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織を持つ極低炭素Alキルド熱延鋼板（以下これをA材と呼ぶ）、更に $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ低炭素Alキルド熱延鋼板（以下これをX材と呼ぶ）である。高 $r$ 値熱延鋼板は、プレス加工して使用されることが予想されるので、B材については、10%の引張予ひずみを与えた材料（以下これをBP材と呼ぶ）についても検討した。

それぞれの化学成分を表4.1に示す。集合組織の確認はX線極密度の測定、および(200)極点図の作成により行った。各材料のX線極密度の測定結果を表4.2に示す。またA材、X材については、エッチピット法による結晶方位の判定も行っている<sup>6)7)</sup>。電解研磨によって鏡面仕上げを行った後、表4.3に示すような、IおよびIIの2種類の腐食液に順番に漬けることによって、結晶学的マイクロピットを作る。体心立方晶においては、このピットを構成する小結晶面は、 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ の各面からなる。

それぞれの鋼板の製造条件および光学顕微鏡組織、結晶方位の測定結果は、以下に示す通りである。

#### 高 $r$ 値熱延鋼板（B材）

150Kg真空溶解炉で溶製した極低炭素Ti添加IF鋼を、熱間圧延で板厚20mmとした後、TiC、TiNを析出させる目的で700°Cの炉中に1時間保持して炉令。これを800°Cに再加熱して、800°Cから550°Cの温度範囲で連続して4回の圧延を行い、板厚3mmに仕上げた。圧延ロール径は500mm、牛脂によって十分に潤滑をしながら圧延を行った。圧延後750°C×3時間の真空焼鈍を行った。このように、 $\alpha$ 域での85%の圧延と再結晶焼鈍で所定の集合組織を形成させた。圧延ロール径および潤滑の意味については、すでに3章に述べている。

製造行程の概略と光学顕微鏡組織、および板中心部の(200)極点図を図4.1に示す。極点図では $\{554\}\langle 225\rangle$ 近傍のピークが認められ深絞り性に有効な集合組織が形成されていることが分かる。

#### 高 $r$ 値熱延鋼板の予ひずみ材（BP材）

B材を、幅21mm、長さ90mm、板厚1.6mmに機械加工した後、長手方向に10%の

表 4.1 化学成分 (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
B, BP	0.0032	0.02	0.10	0.002	0.001	0.029	0.11	0.0020
S	0.0046	0.012	0.23	0.016	0.0066	0.029	0.070	0.0026
A	0.0047	0.01	0.09	0.003	0.002	0.036	-	0.0029
X	0.04	0.01	0.28	0.015	0.009	0.06	-	0.006

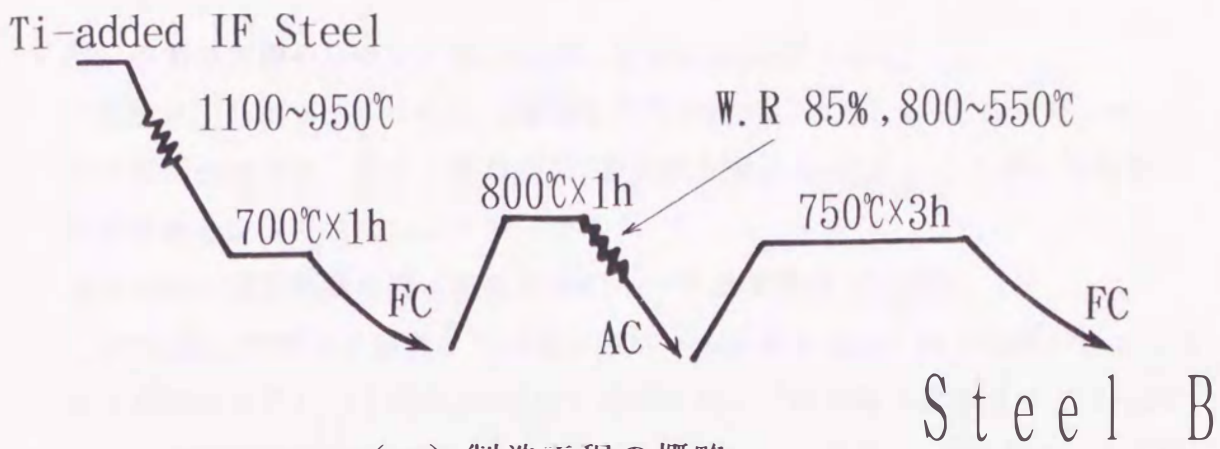
表 4.2 X線極密度

	(222)	(211)	(200)	(110)
B	5.27	1.48	1.47	0.15
S	1.89	1.48	1.24	1.73
A	0.86	1.14	0.65	1.23
X	0.63	1.44	5.95	0.23

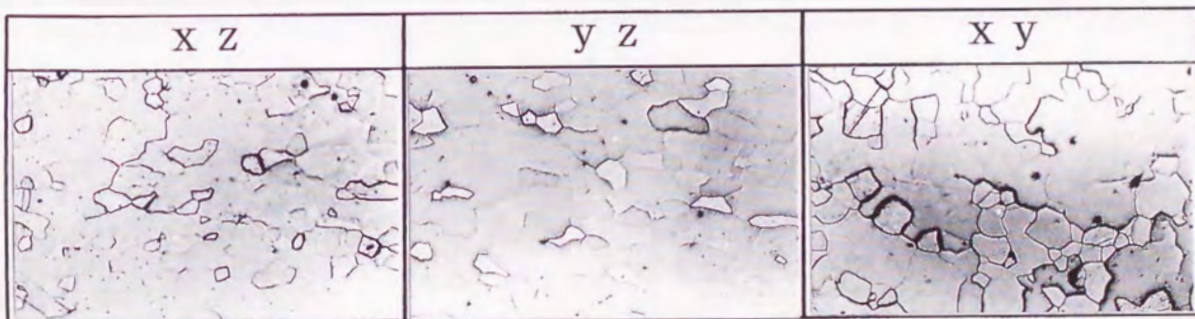
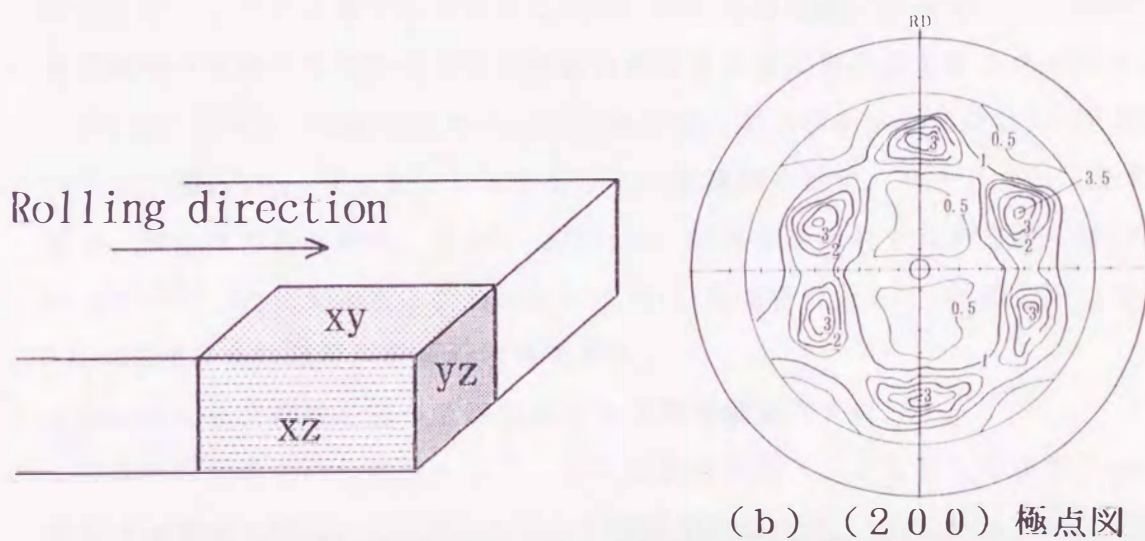
表 4.3 マイクロエッチピット腐食液と腐食条件

	Etchant I		Etchant II	
	Reagent	Time	Reagent	Time
Steel A	HCl 0.3cc H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 10cc H <sub>2</sub> O 200cc	90sec	Saturated aqueous solution of FeCl <sub>3</sub> ·6H <sub>2</sub> O 20cc H <sub>2</sub> O 100cc HNO <sub>3</sub> 10cc	60sec
Steel X	HCl 0.3cc H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 10cc H <sub>2</sub> O 200cc	20sec	Saturated aqueous solution of FeCl <sub>3</sub> ·6H <sub>2</sub> O 20cc H <sub>2</sub> O 100cc HNO <sub>3</sub> 10cc	10sec





(a) 製造工程の概略



(c) 光学顕微鏡組織

図 4.1 高 r 値熱延鋼板 (B材)

引張塑性変形を与えた。試験片は軸方向が圧延方向に一致するように切り出している。

#### 特定の集合組織を持たない極低炭素Ti添加熱延鋼板（S材）

製鉄所圧延のホットコイル（鋼種番号 TH0801B，板厚3.2mm）を使用した。光学顕微鏡組織と，板中心部の(200)極点図を図4.2に示す。この材料は特定の集合組織を持っていないことが分かる。

#### {110}<001>集合組織を持つ極低炭素Alキルド熱延鋼板（A材）

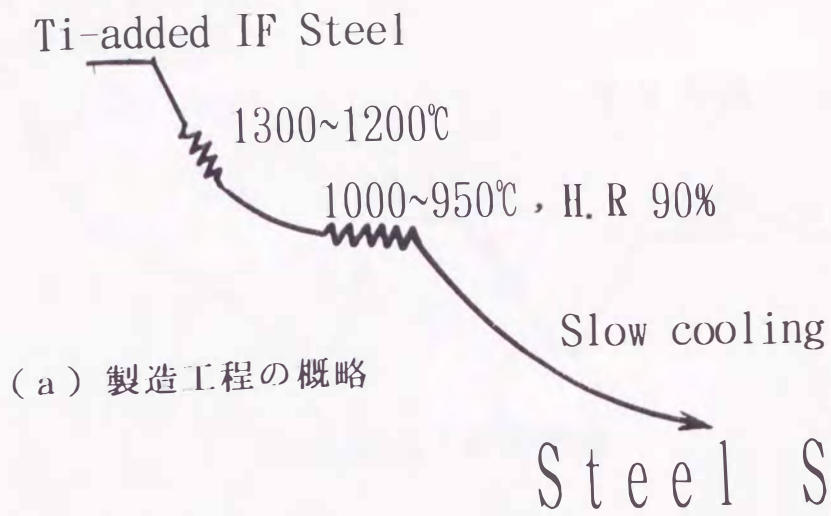
150Kg真空溶解炉で溶製した極低炭素Alキルド鋼を熱間圧延で板厚20mmとしたものを素材とした。これを800°Cに1時間加熱して炭化物を固溶させて，700°Cから400°Cの温度範囲で連続して7回の圧延を行い，板厚3mmに仕上げた。圧延後750°C×3時間の真空焼鈍を行った。2章に述べたように極低炭素Alキルド鋼を高温のフェライト域で圧延すると{110}<001>集合組織が発達する。圧延後の真空焼鈍は圧延の時に生じた未再結晶部分を完全に再結晶させるためである。

図4.3に製造行程の概略図と光学顕微鏡組織，および板中心部の(200)極点図を示す。図4.4に，マイクロエッチピットの観察例を示す。マイクロエッチピットは，体心立方晶の場合，{111}，{110}の小結晶面はそれぞれ正方形，長六角形である<sup>6)</sup>。これによると板面に対して{110}面を平行にして，圧延方向に<001>方向を向けた結晶粒が数多く観察される。

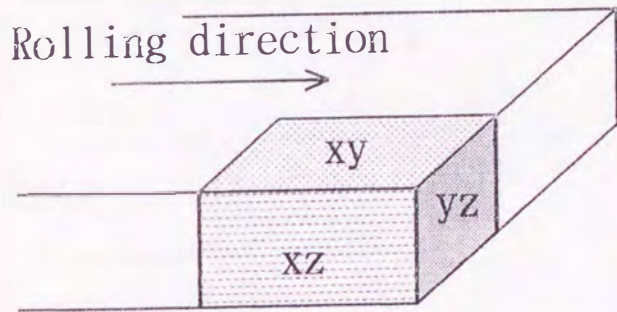
#### {100}<011>集合組織を持つ低炭素Alキルド熱延鋼板（X材）

製鉄所転炉溶製の低炭素Alキルド鋼の連続鋳造スラブを素材とし板厚20mmの鋼板を実験室で製造，これを950°Cに1時間加熱した後，900°Cから700°Cの温度範囲で連続して4回の圧延を行い，板厚3mmに仕上げた。 $\alpha-\gamma$ の二相域の温度で圧延することで{100}<011>集合組織を得ることができる。圧延時の未再結晶部分を完全に再結晶させるため，圧延後は700°Cの炉中に1時間保持して炉冷した。図4.5に製造行程の概略図と光学顕微鏡組織，および(200)極点図を示す。図4.6に，マイクロエッチピットの観察例を示す。これによると板面に対して{100}面を平行にして，圧延方向に<011>方向を向けた結晶粒が数多く観察される。

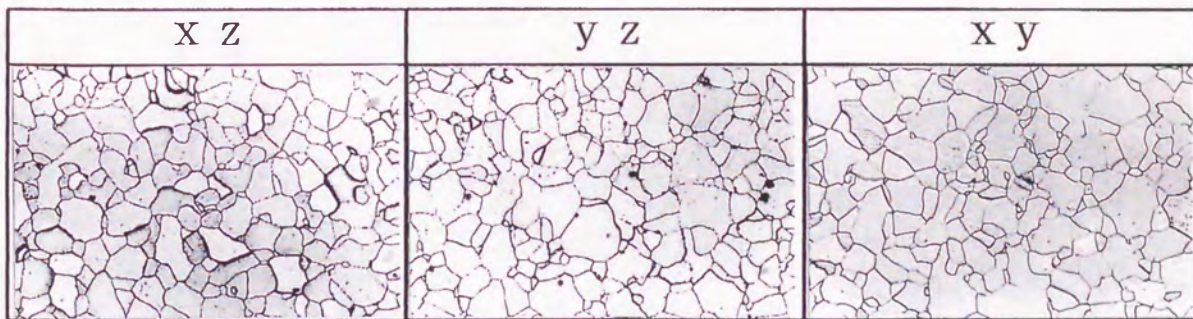




(a) 製造工程の概略



(b) (200) 極点図

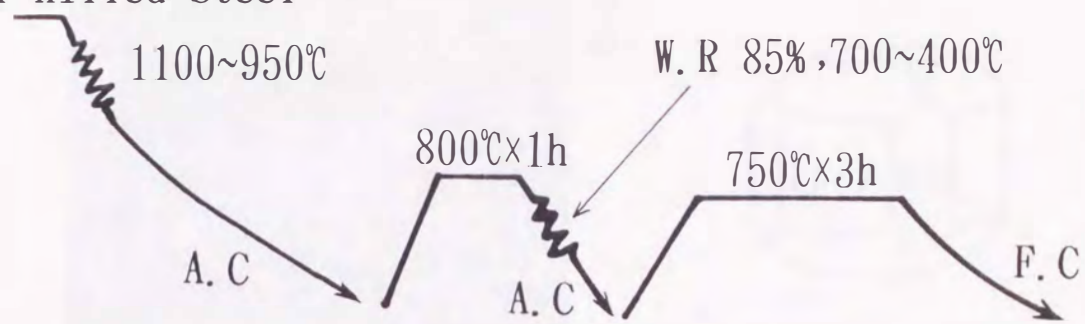


(c) 光学顕微鏡組織

100μm

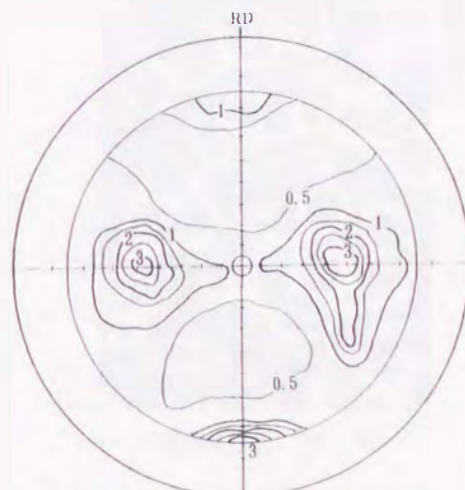
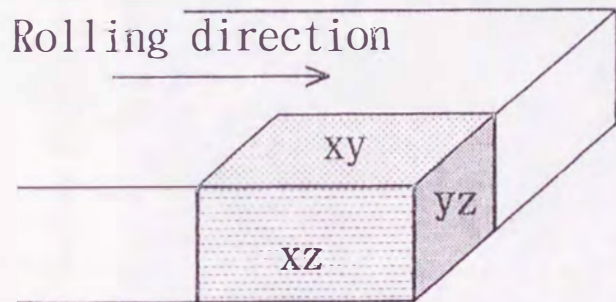
図 4.2 極低炭素Ti添加熱延鋼板 (S材)

Extra Low carbon  
Al-killed Steel

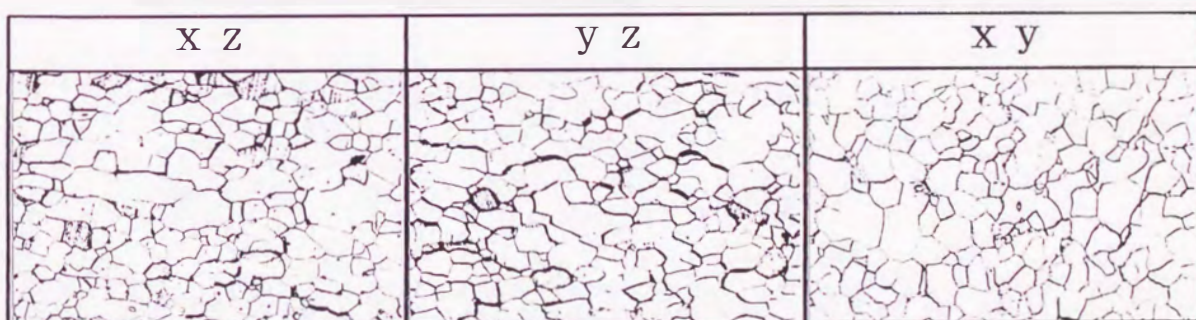


(a) 製造工程の概略

Steel A



(b) (200) 極点図



(c) 光学顕微鏡組織

100μm

図 4.3 {110}<001>集合組織を持つ、極低炭素Alキルド熱延鋼板 (A材)



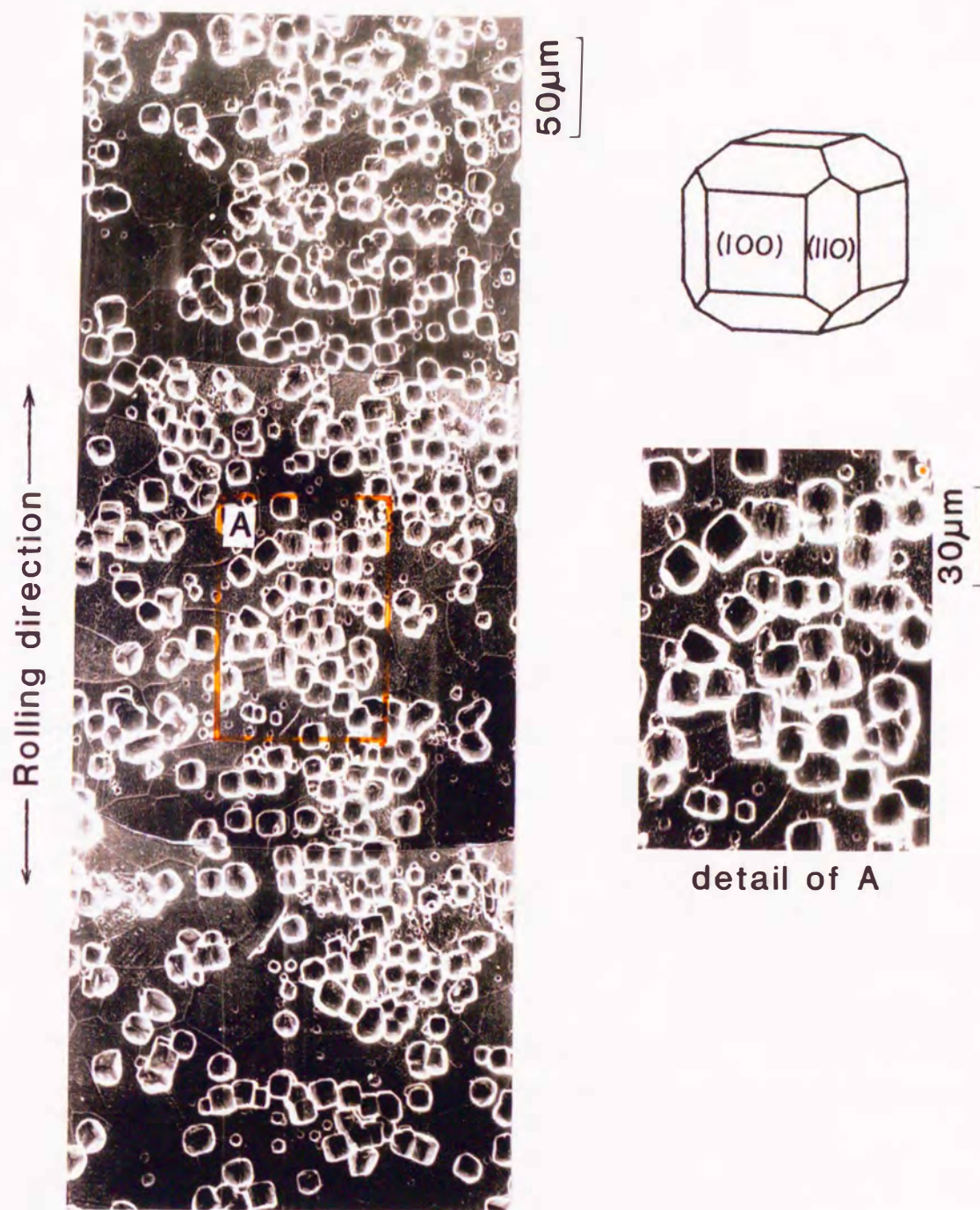
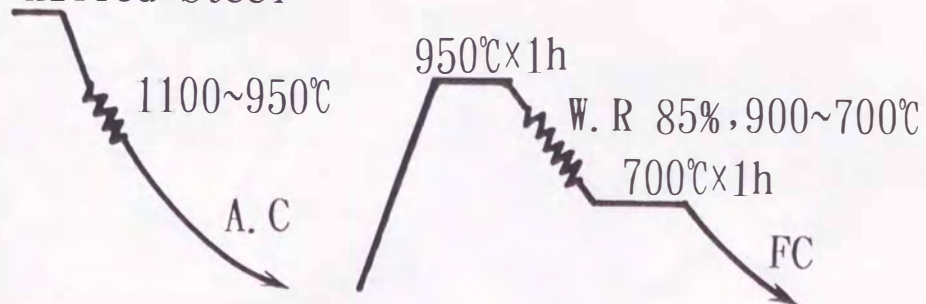


図 4.4 マイクロエッチピットのSEM写真  
 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 集合組織を持つ、極低炭素Alキルド熱延鋼板 (A材)

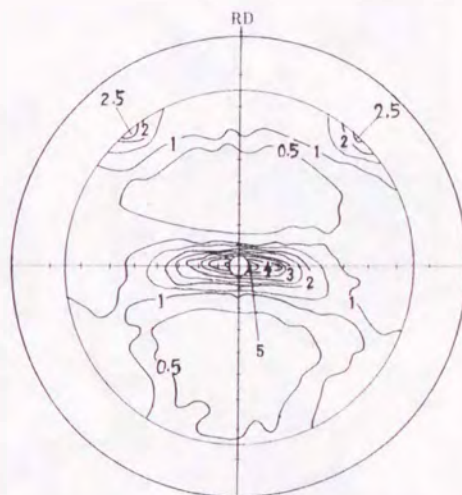
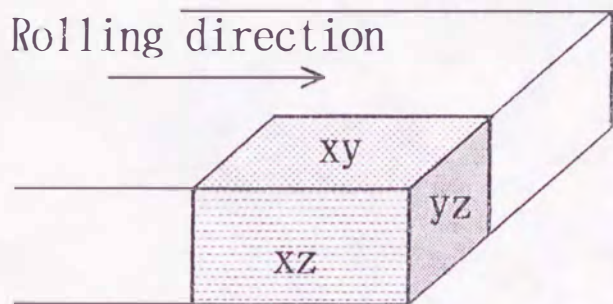


Low carbon  
Al-killed Steel

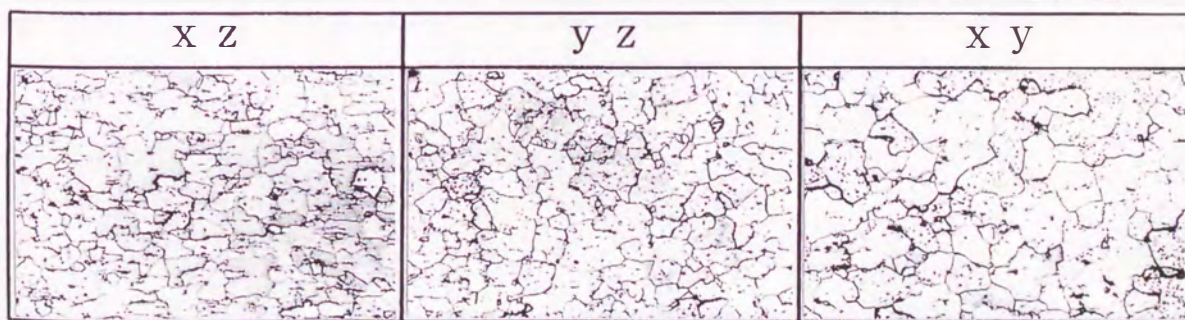


(a) 製造工程の概略

Steel X



(b) (200) 極点図



(c) 光学顕微鏡組織

100μm

図 4.5 {100}<011>集合組織を持つ、低炭素Alキルド熱延鋼板 (X材)



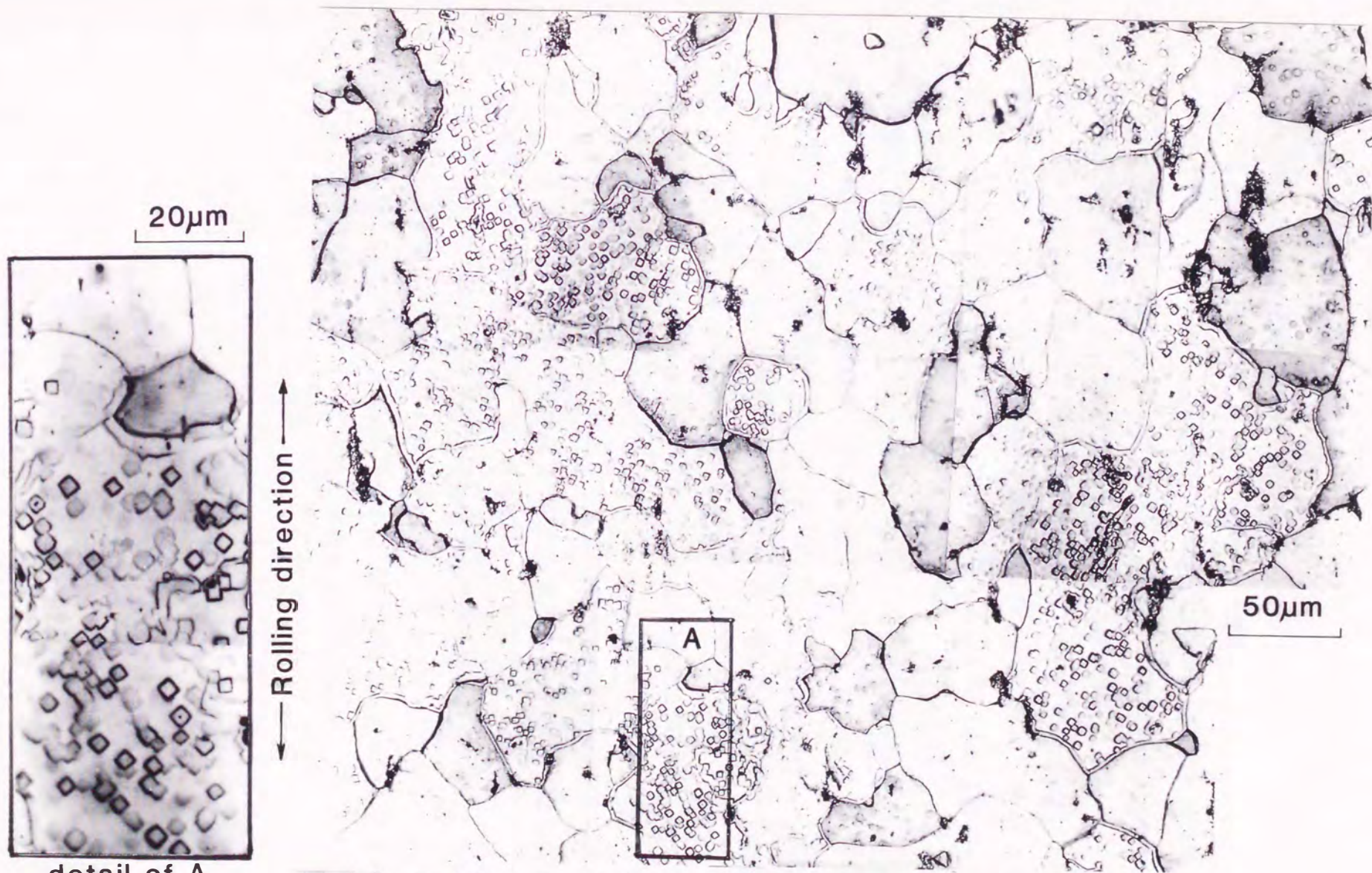


図 4.6 マイクロエッチピットの光学顕微鏡写真  
 $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ、低炭素Alキルド熱延鋼板 (X材)



#### 4. 2. 2 機械的性質

表4.4に引張試験の結果を示す。試験片は、JIS13号Bとした。r値（ランクフォード値）は、引張予ひずみを15%与えた場合の、板幅方向の対数ひずみに対する板厚方向の対数ひずみとして求めた。試験片の切り出し方向は、圧延方向と試験片の軸方向が一致する方向をL方向、圧延方向と試験片の軸方向が90度の角度となる方向をC方向、および45度の角度となる方向をN方向としている。S材、B材はIF鋼（Interstitial Free）であるので明確な降伏点を示さない。通常に圧延したS材L方向試験片のr値が0.67であるのに対し、B材L方向試験片は2.23と高い値を示している。A材、X材においては炭素量は低いものの、低炭素鋼焼なまし材に相当し、明確な降伏点が認められる。引張強さについては引張軸方向にたいして異方性が見られないが、集合組織の影響によりr値に異方性が見られる。鉄の体心立方晶の3種類の滑り面上（{110}面、{112}面、{123}面）の臨界せん断応力がほぼ等しいと仮定して計算した岡本<sup>8)</sup>らの計算結果によれば、(110)[001]の方位である結晶粒だけで構成される鋼板を圧延方向（L方向）に引張変形を与えるときのr値は1であり、圧延直角方向（C方向）に引張るときのr値は無限大となっている。また(100)[011]の方位である結晶粒だけで構成される鋼板を圧延方向（L方向）に引張変形を与えるときのr値はゼロであり、圧延方向と45°の角度をなす方向（N方向）に引張るときのr値は1となっている。またこの場合L方向に引張ると、C方向とは等価である。A材、X材の各方向試験片のr値の傾向はこれと一致している。

図4.7にA材の、図4.8にX材の引張破断部分の形状を示す。図には、それぞれの引張方向に対してシュミット因子のいちばん大きなすべり面と、すべり方向を併せて図示しているが、これらの面が優先的に滑ることによって、破断時に板幅方向と板厚方向の絞りの差が現われたものと思われる。



表 4.4 機械的性質

	Axial direction	$\sigma_{su}$ MPa	$\sigma_{sl},$ $\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_B$ Mpa	$\phi$ %	Lankford value
B	L	—	110	257	50.7	2.23
BP	L	—	248	287	37.0	1.85
S	L	—	186	310	44.0	0.67
A	L	188	182	255	44.0	1.07
	C	191	177	254	45.9	2.97
X	L	179	174	278	42.8	0.21
	N	165	163	279	47.1	0.57
	C	178	173	277	33.3	0.27

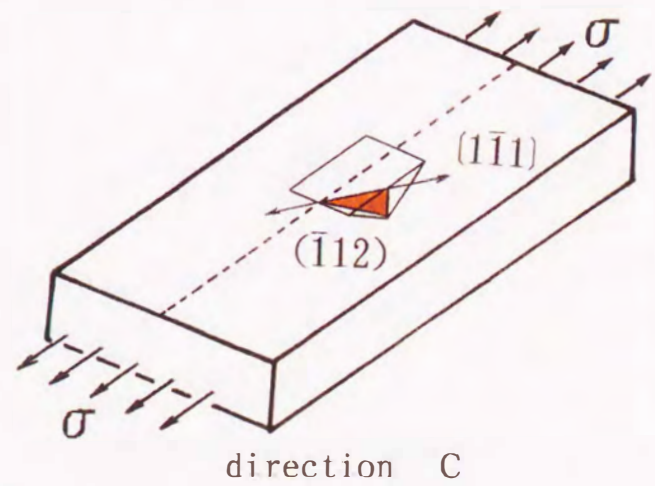
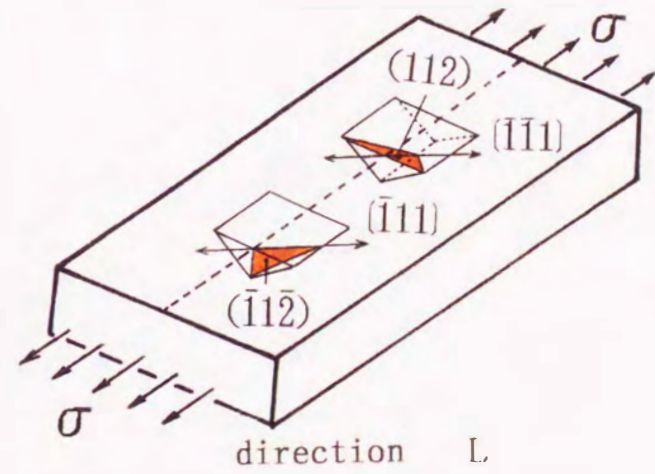
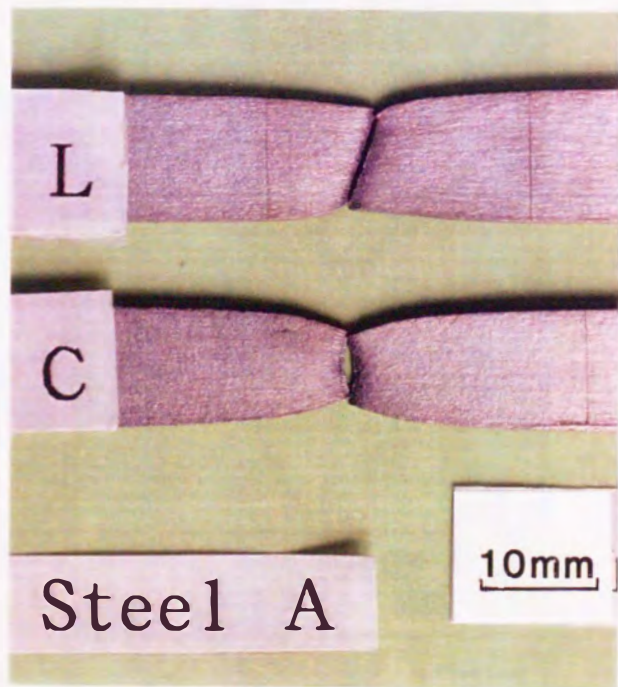


図 4.7 引張試験後の破断部分の形状と優先滑り方向との対応 (A材)



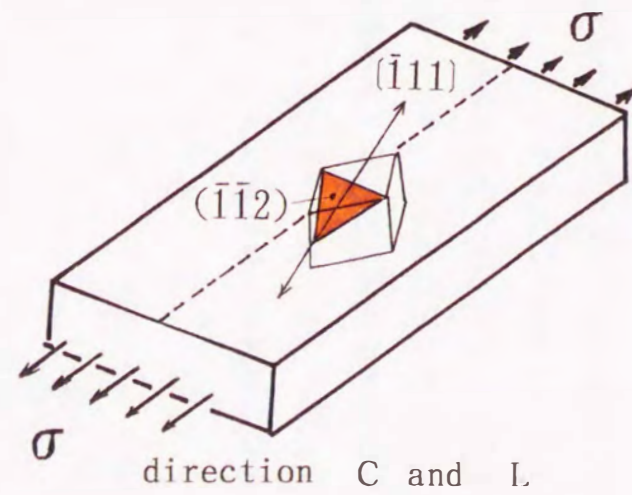
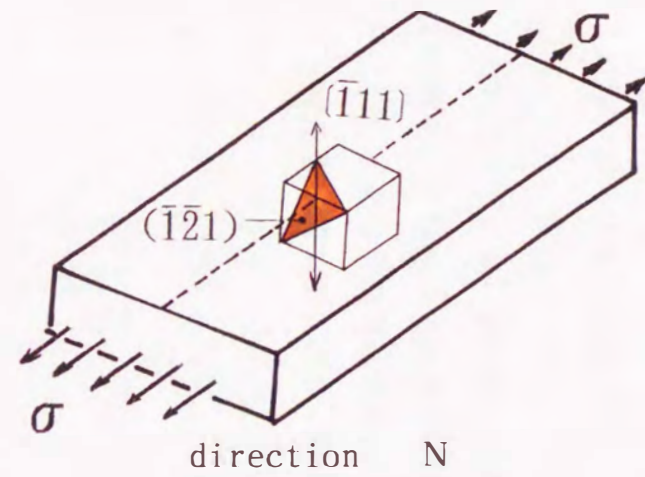
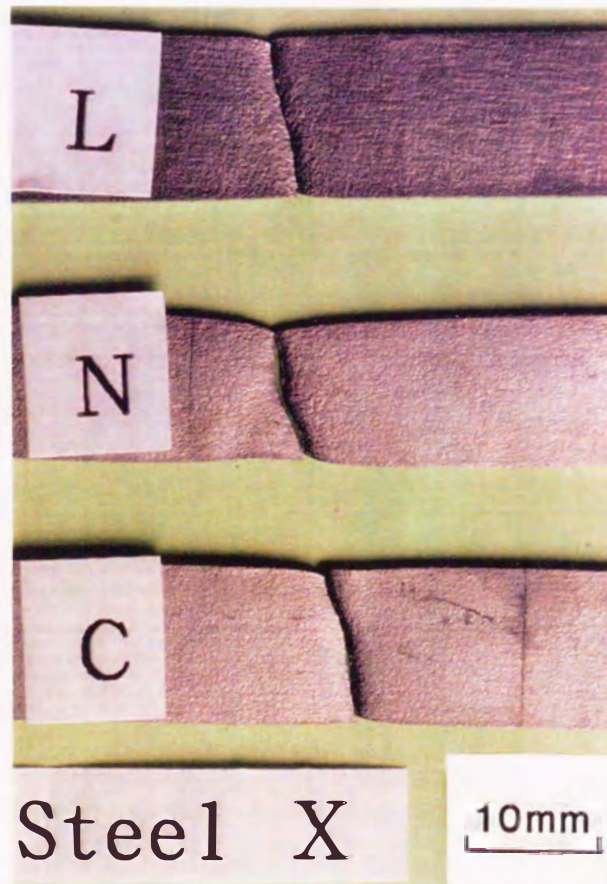


図 4.8 引張試験後の破断部分の形状と優先滑り方向との対応 (X材)

#### 4. 2. 3 疲労試験方法

使用した試験機は島津製作所製の平面曲げ疲労試験機UF-15（繰返し速度，30Hz）である。

試験片の形状を図4.9に示す。機械加工およびエメリー研磨を行って，板厚1.5mmとした。試験片の中央にき裂の起点にするため直径400 $\mu$ m，深さ200 $\mu$ mの小穴を開けている。機械加工後残留応力除去のために600 $^{\circ}$ C $\times$ 1時間の真空焼鈍を行い，さらに表面観察を容易にするため，および加工層除去のため表面層を20 $\sim$ 30 $\mu$ m程度電解研磨して実験に供した。表面の疲労被害の観察，およびき裂長さの測定は，所定の繰返し数ごとに採取したレプリカに真空中で金を蒸着したものについて，金属顕微鏡で行った。き裂長さは試験片軸方向と垂直となる方向に投影した穴を含む長さを取っている。



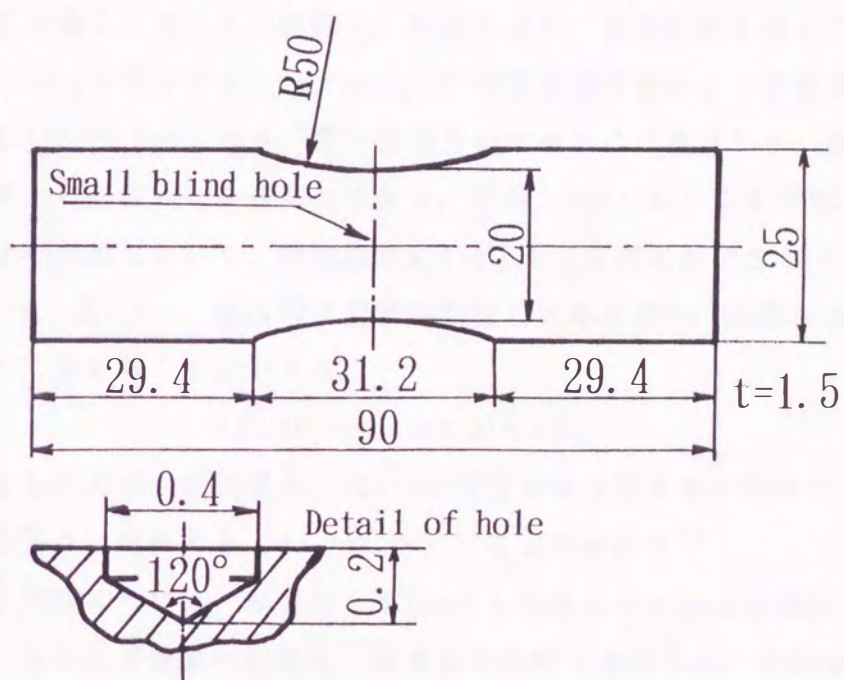


図 4.9 疲労試験片の形状

### 4. 3 実験結果および考察

#### 4. 3. 1 B材, BP材, およびS材についての疲労試験結果

図4.10にS-N曲線を示す。疲労限度はS材で165MPa, BP材で145MPa, B材で120MPaであり, 引張強さが大きい順に疲労限度も高くなっている。

図4.11にB材のき裂伝ば曲線を示す。き裂が短く穴の影響を受ける部分と, き裂が長くなって試験片の両端の影響を受ける部分を除くと, 各応力に対するき裂長さの対数と繰返し数の関係は, ほぼ直線となっている<sup>9)</sup>。そこで,

$$l = \exp(aN+b) \quad \text{--- (1)}$$

の直線で近似し, 最小2乗法により定数a, bを求めた。その結果を表4.5に示す。表にはこの式が適応できるNの範囲と, 対応する $l$ , 相関係数も併せて示している。Nと $\ln(l)$ の共分散と, Nと $\ln(l)$ の標準偏差の積の比で定義される相関係数は, 0.999~0.997であり, 良い直線近似であることが分かる。図4.11の図中の線分は上の近似式によるものである。BP材, S材についても同様に, 限られたき裂長さの範囲において, 相関係数0.971以上で直線近似できる(図4.12, 表4.6, 図4.13, 表4.7)。局所的な変動を無視して考えると, き裂伝ば速度は上式を微分して求めることができる。

$$d l / d N = a \exp(aN+b) = a l$$

従って繰返し応力が一定の場合, 式(1)が成立するき裂長さの範囲で, き裂伝ば速度はき裂長さに比例する( $d l / d N \propto l$ )ことが分かる<sup>10)</sup>。

図4.14に各材料について, き裂長さを1mmとした場合のき裂伝ば速度の応力依存性を示す。き裂伝ば速度の対数は, 傾きnの直線で近似され, き裂伝ば速度は $\sigma_a^n$ に比例している( $d l / d N \propto \sigma_a^n$ )ことが分かる。

従って, この実験の場合でも, 大応力下の微小き裂伝ば則

$$d l / d N = C_1 \sigma_a^n l \quad \text{--- (2)}$$

が成立している<sup>11) 12)</sup>。ここで, 最小2乗法によって求めたnの値は, B材で $n=6.31$ , BP材で $n=9.0$ , S材で $n=11.9$ となった。すなわちき裂伝ば速度の応力依存性に材料間の相違が認められる。

強度レベルの違った材料の材質の影響を評価するために, 材料の繰返し降伏応力を間接的に考慮した次式で表示する<sup>13)</sup>。

$$d l / d N = C_3 (\sigma_a / \sigma_B)^n l \quad \text{--- (3)}$$

ここで $C_3$ の逆数 $1/C_3$ は, 物理的にき裂伝ばに対する抵抗を意味し, 応力として $\sigma_B$ が繰り返される時の $d l / d N$ の材質依存性を表わすパラメーターとみなされ



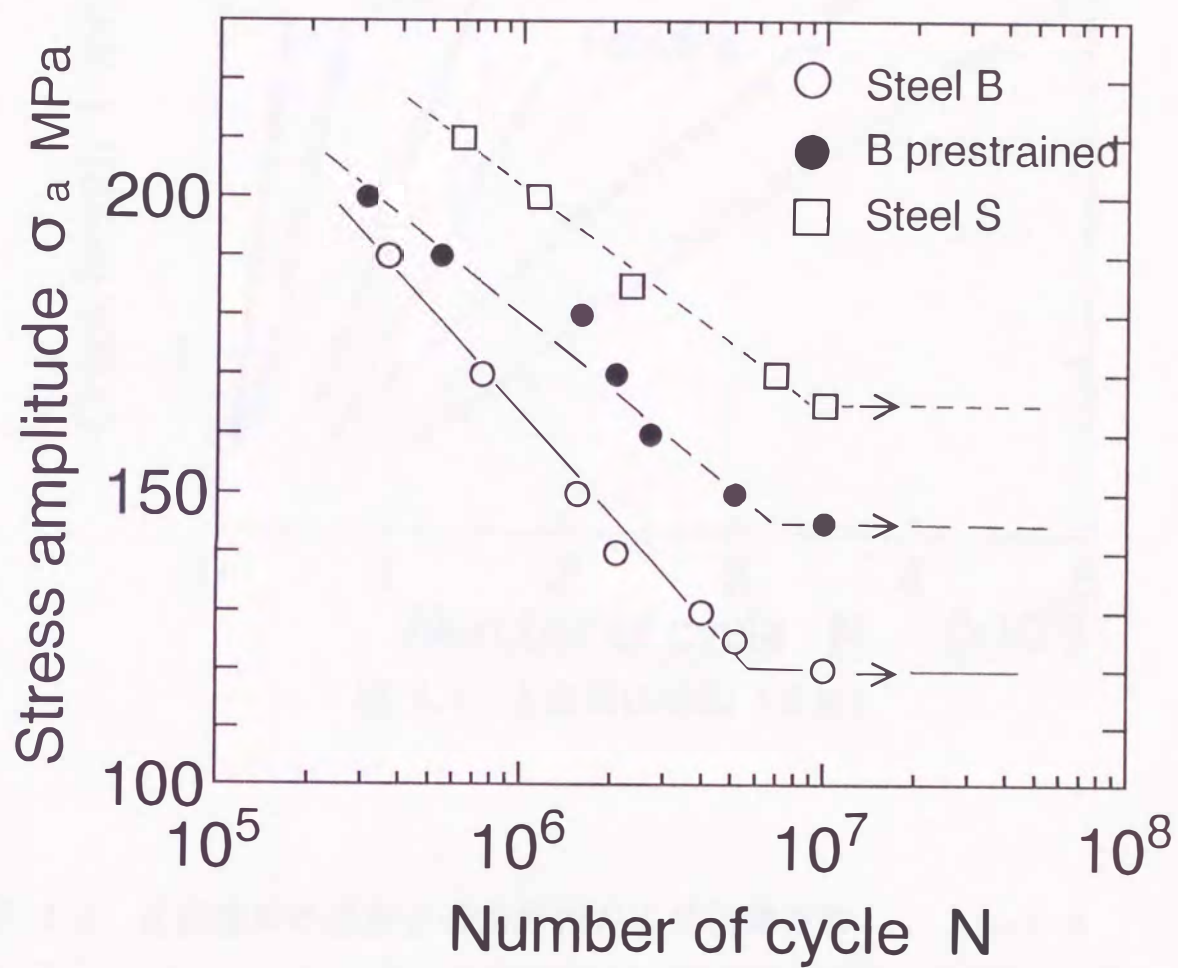


圖 4.10 S-N 曲線 (B, BP, S 材)

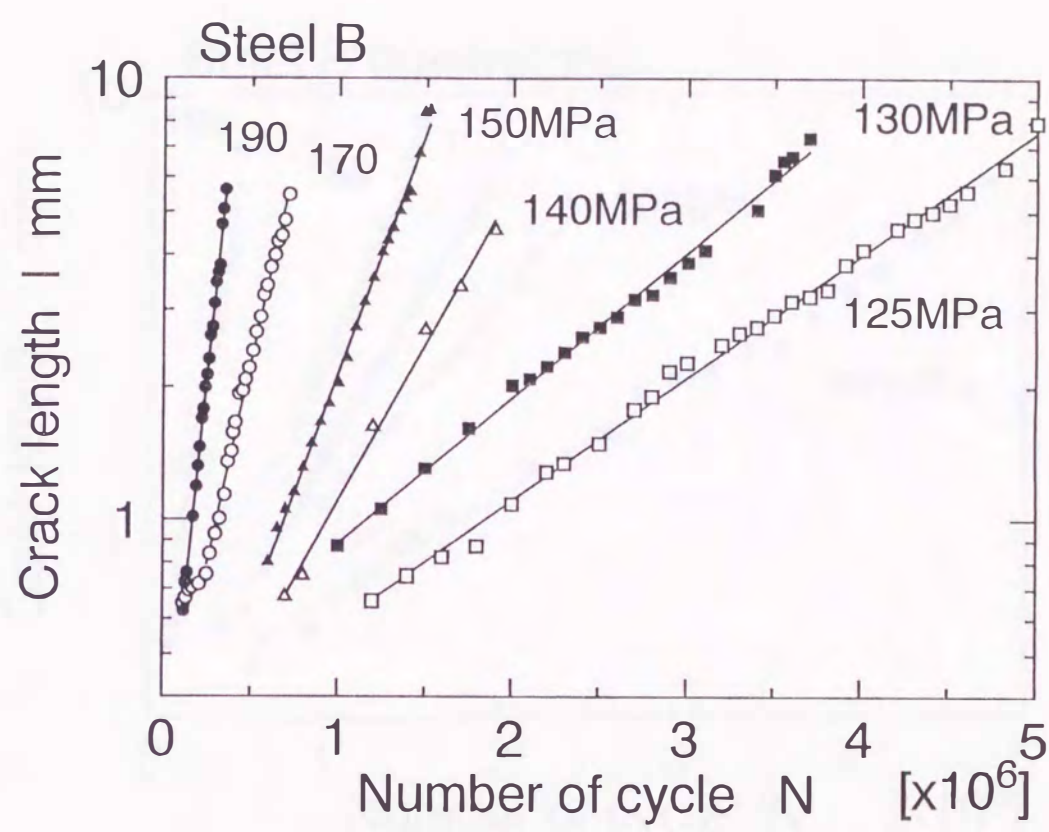


図 4.11 き裂伝ば曲線 (B材)

表 4.5 近似直線の係数と適用範囲および相関係数 Steel B

$\sigma_a$	n	$a \times 10^{-6}$	b	$N \times 10^5$	l (mm)	r
190	21	9.360	-1.580	1.2~3.5	0.633~5.449	0.999
170	24	4.244	-1.291	2.5~7.13	0.794~5.672	0.9996
150	22	2.499	-1.732	12.0~15.2	0.796~7.901	0.998
140	6	1.634	-1.536	7.0~19.0	0.676~4.803	0.997
130	21	0.759	-8.815	10.0~37.0	0.885~6.88	0.997
125	28	0.642	-1.182	12.0~50.0	0.663~7.593	0.998

$l = \text{EXP.} (a N + b)$                        $\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)  
 n : number of data                              N : fit range of cycles  
 l : calculated crack length                      r : correlation coefficient



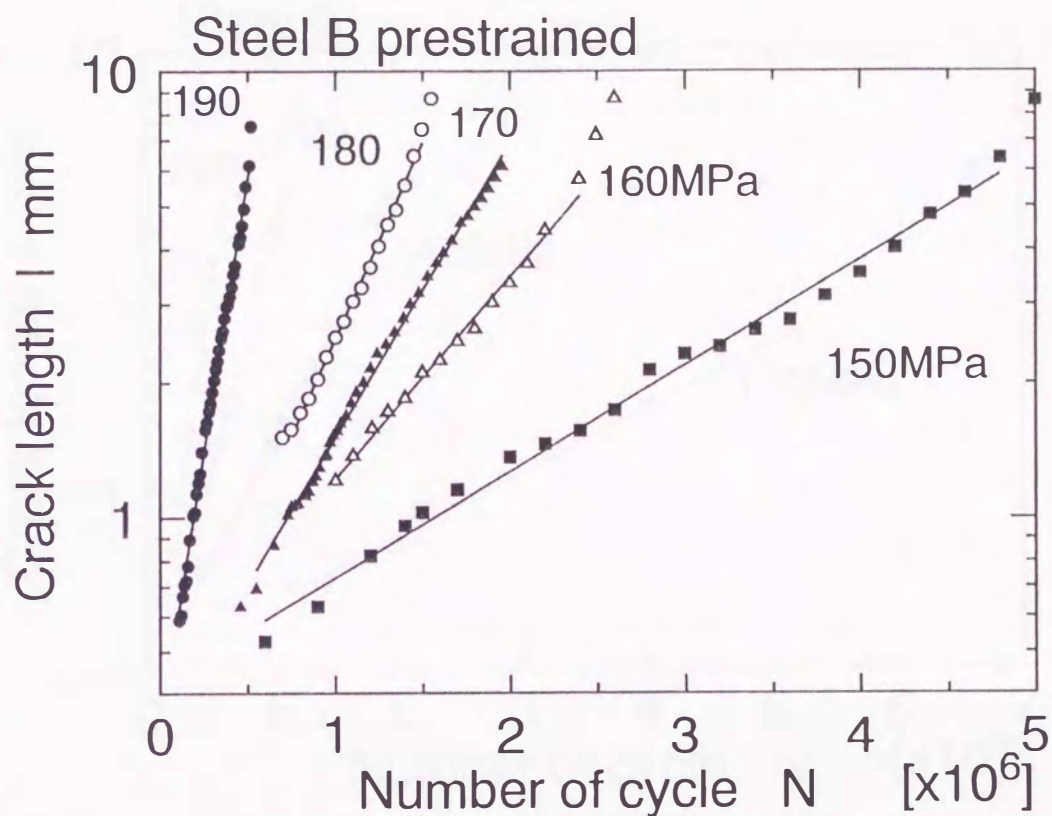


図 4.12 き裂伝ば曲線 (BP材)

表 4.6 近似直線の係数と適用範囲および相関係数

Steel B prestrained

$\sigma_a$	n	$a \times 10^{-6}$	b	$N \times 10^5$	l (mm)	r
190	37	5.689	-1.099	1.1~5.1	0.623~6.066	0.998
180	16	2.017	-1.094	7.5~15.0	1.520~6.898	0.998
170	40	1.516	-1.101	5.5~19.6	0.765~6.491	0.998
160	14	1.043	-0.841	10.0~24.0	1.224~5.275	0.996
150	21	0.547	-0.857	6.0~48.0	0.598~5.871	0.996

$l = \text{EXP.} (a N + b)$

n : number of data

l : calculated crack length

$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

N : fit range of cycles

r : correlation coefficient

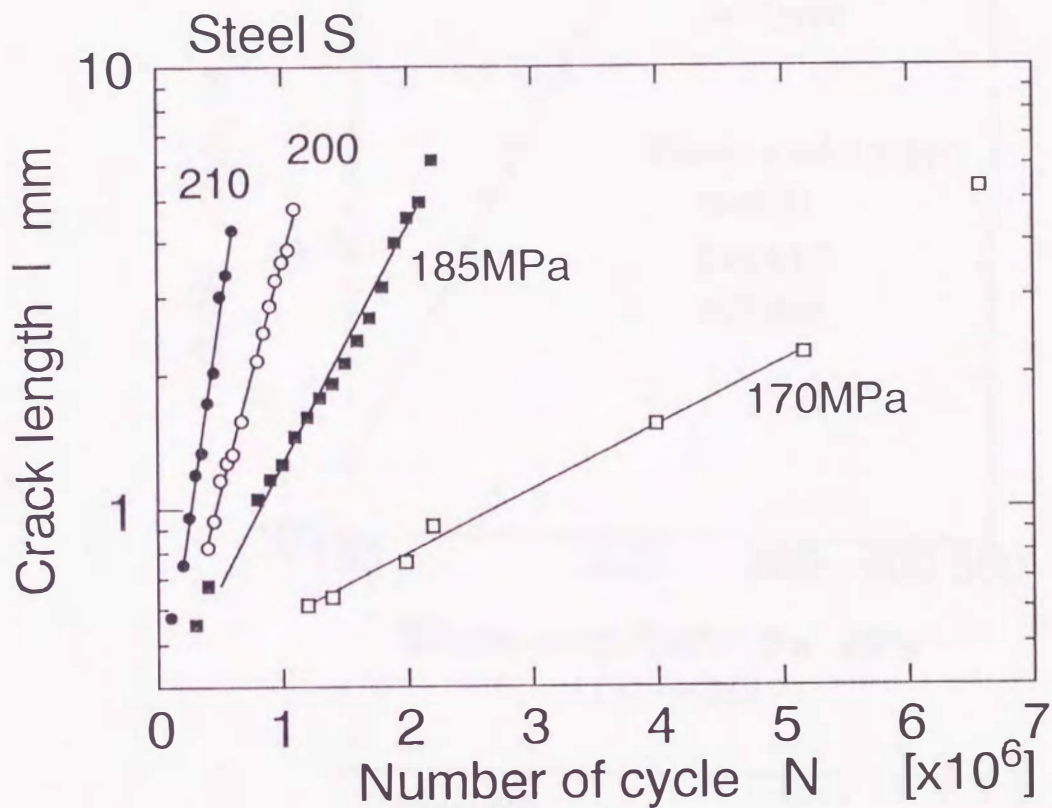


図 4.13 き裂伝ば曲線 (S材)

表 4.7 近似直線の係数と適用範囲および相関係数 Steel S

$\sigma_a$	$n$	$a \times 10^{-6}$	$b$	$N \times 10^5$	$l$ (mm)	$r$
210	9	4.331	-1.154	2.0~6.0	0.749~4.236	0.996
200	13	2.415	-1.131	4.0~11.0	0.848~4.597	0.998
185	15	1.203	-0.974	5.0~21.0	0.689~4.721	0.995
170	6	0.329	-0.850	12.0~51.7	0.631~2.267	0.997

$l = \text{EXP.} (a N + b)$

$n$  : number of data

$l$  : calculated crack length

$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

$N$  : fit range of cycles

$r$  : correlation coefficient



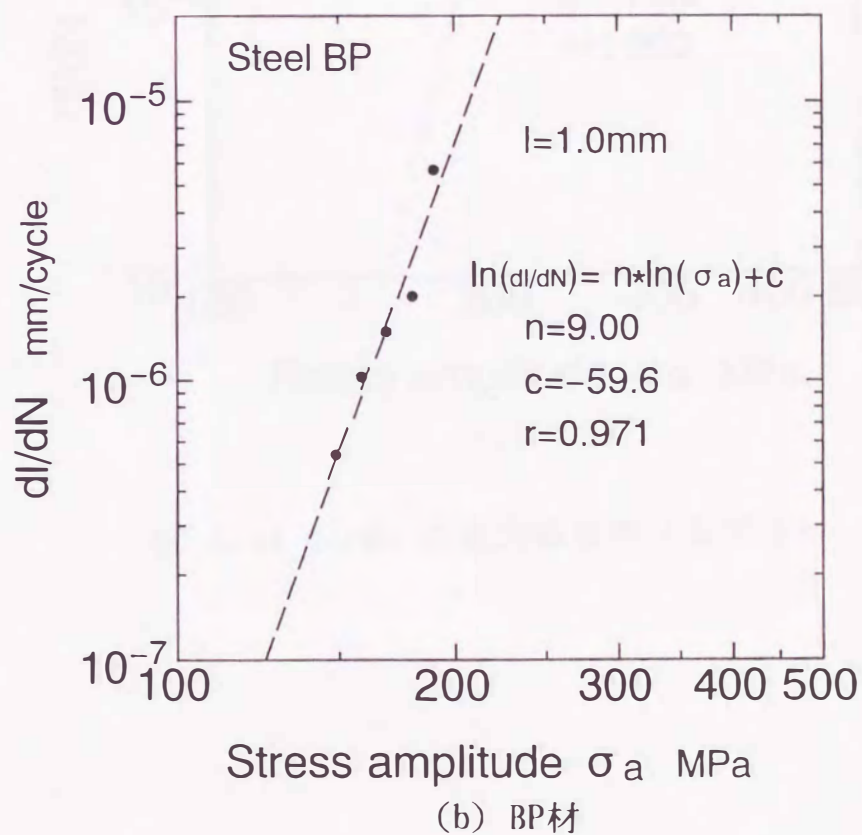
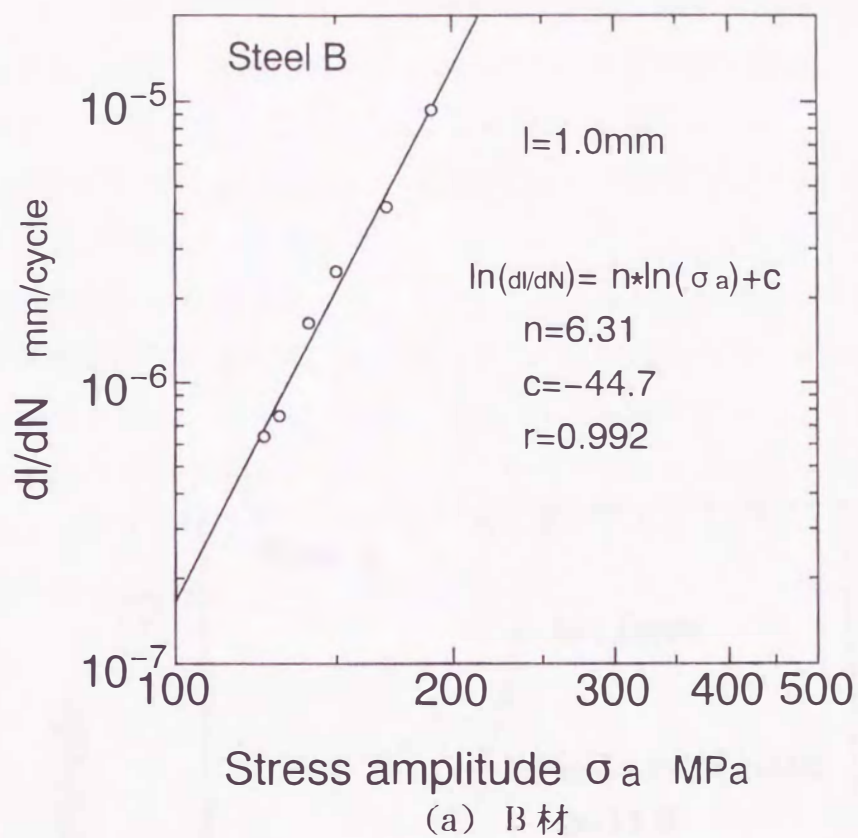
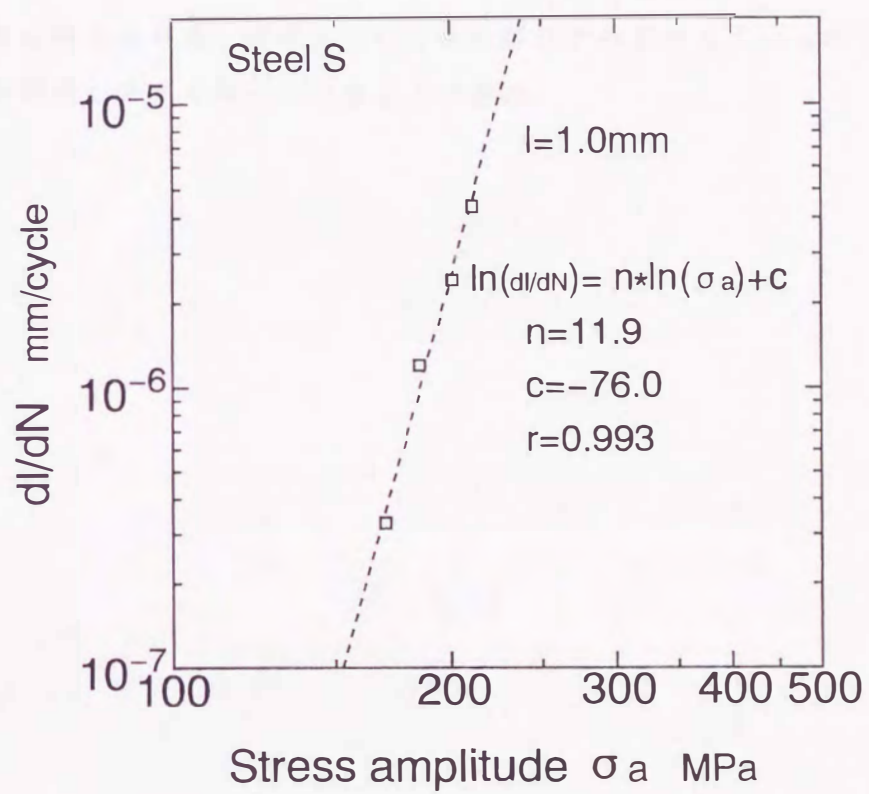


図 4.14  $dI/dN$  の応力依存性 (その 1)



(c) S材

図 4.14  $dl/dN$  の応力依存性 (その2)



る<sup>14)</sup>。図4.15に、 $d\ell/dN$ と $(\sigma_a/\sigma_B)^n \ell$ の関係を示す。繰返し応力の異なる実験結果も各材料ごとに一本の直線上に並ぶ。更にこの直線の傾きが1となっていることから、(3)式が成り立っていることが確かめられる。図4.15から $C_3$ を概算すると、B材で $6.26 \times 10^{-5}$ 、BP材で $1.81 \times 10^{-4}$ 、S材で $4.67 \times 10^{-4}$ となった。 $1/C_3$ はB材、BP材、S材の順に高くなっている。

図4.16に疲労限度に対する繰返し応力の比と、き裂長さがほぼ等しい場合の各材料の、表面観察の結果を示す。集合組織をもつB材に比べて、S材は疲労被害がき裂の回りに集中している。B材の場合、集合組織を持っていることで、すべりに対して条件が同じ結晶粒が多く、すべり帯が発生する結晶粒が比較的多くなっていると考えられる。BP材については引張ひずみを与えているので、更にすべり帯が発生しやすくなっているようである。

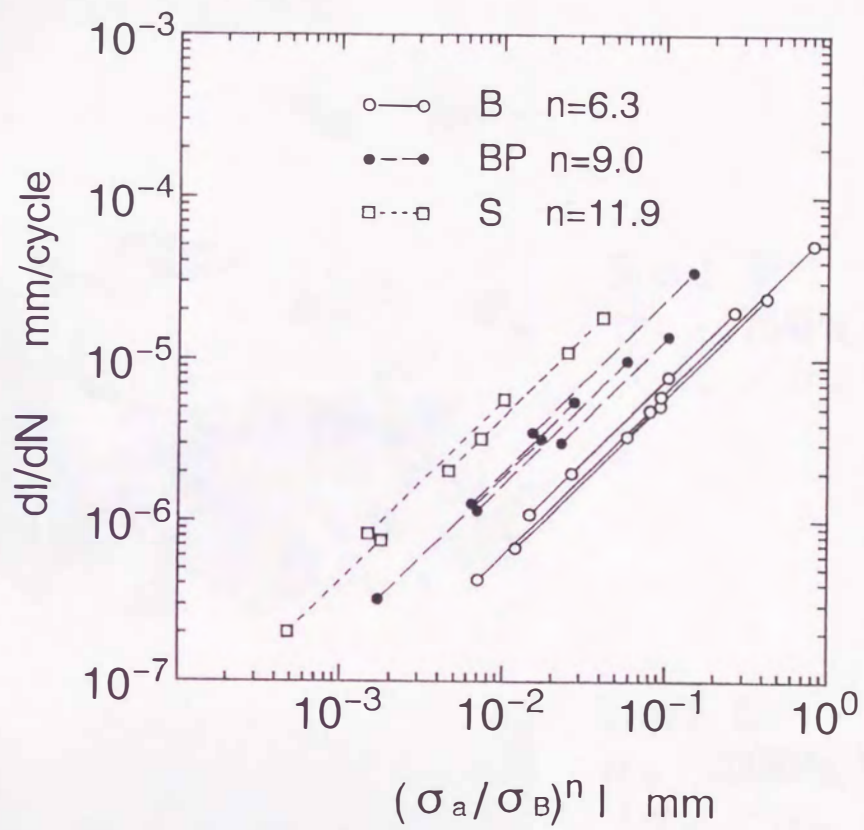


図 4.15  $dl/dN - (\sigma_a / \sigma_B)^n l$  の関係  
(B, BP, S材)





Steel B

$$\sigma_a = 140\text{MPa}, N = 7.0 \times 10^5$$

$$(\sigma_a / \sigma_w = 1.17)$$

Steel BP

$$\sigma_a = 170\text{MPa}, N = 7.7 \times 10^5$$

$$(\sigma_a / \sigma_w = 1.17)$$

Steel S

$$\sigma_a = 200\text{MPa}, N = 4.5 \times 10^5$$

$$(\sigma_a / \sigma_w = 1.21)$$

図 4.16 各材料の疲労被害の状況

#### 4. 3. 2 A材についての疲労試験結果

図4.17にA材のL方向試験片, およびC方向試験片のS-N曲線を示す. 疲労限度はL方向試験片で145MPa, C方向試験片で155MPaである.

図4.18, 図4.19にき裂伝ば曲線を示す. 各応力に対するき裂長さの対数と繰返し数の関係から, 前節と同様の直線近似を行った(表4.8, 表4.9).

図4.20にL方向, C方向試験片について, き裂長さを1mmとした場合のき裂伝ば速度の応力依存性を示す. L方向試験片で  $n=10.75$  であるのに対し, C方向試験片では  $n=7.61$  と低い値を示している.

図4.21に,  $d\ell/dN$  と  $(\sigma_a/\sigma_B)^n \ell$  の関係を示す. この図から  $C_3$  を概算すると, L方向試験片で  $5.96 \times 10^{-5}$ , C方向試験片で  $1.46 \times 10^{-5}$  となり, 異方性がみられる. L方向と, C方向試験片では, 引張強さには差が無いことから, 荷重軸に対する優先滑り方向の違いが主な原因であると思われる.



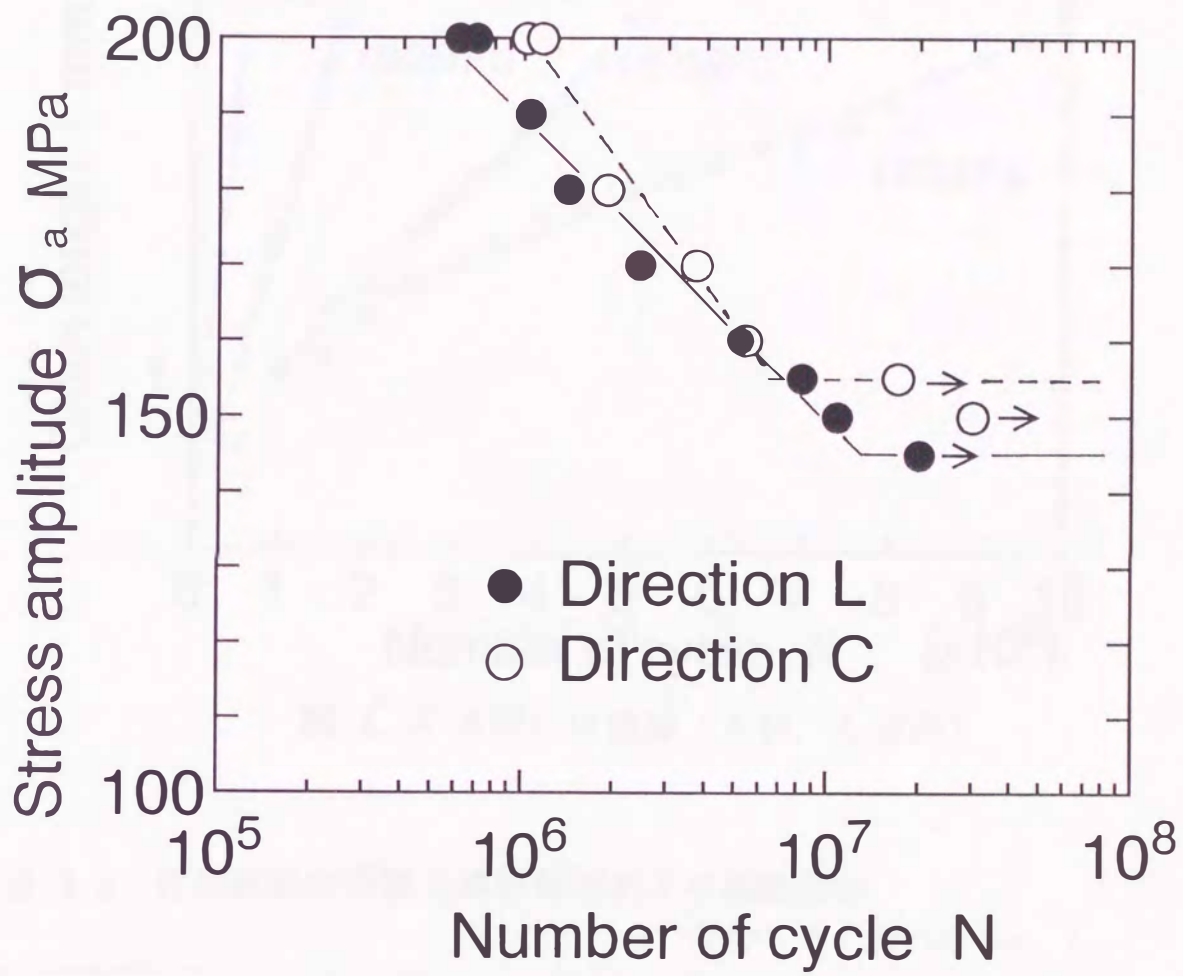


图 4.17 S-N 曲线 (A 材)

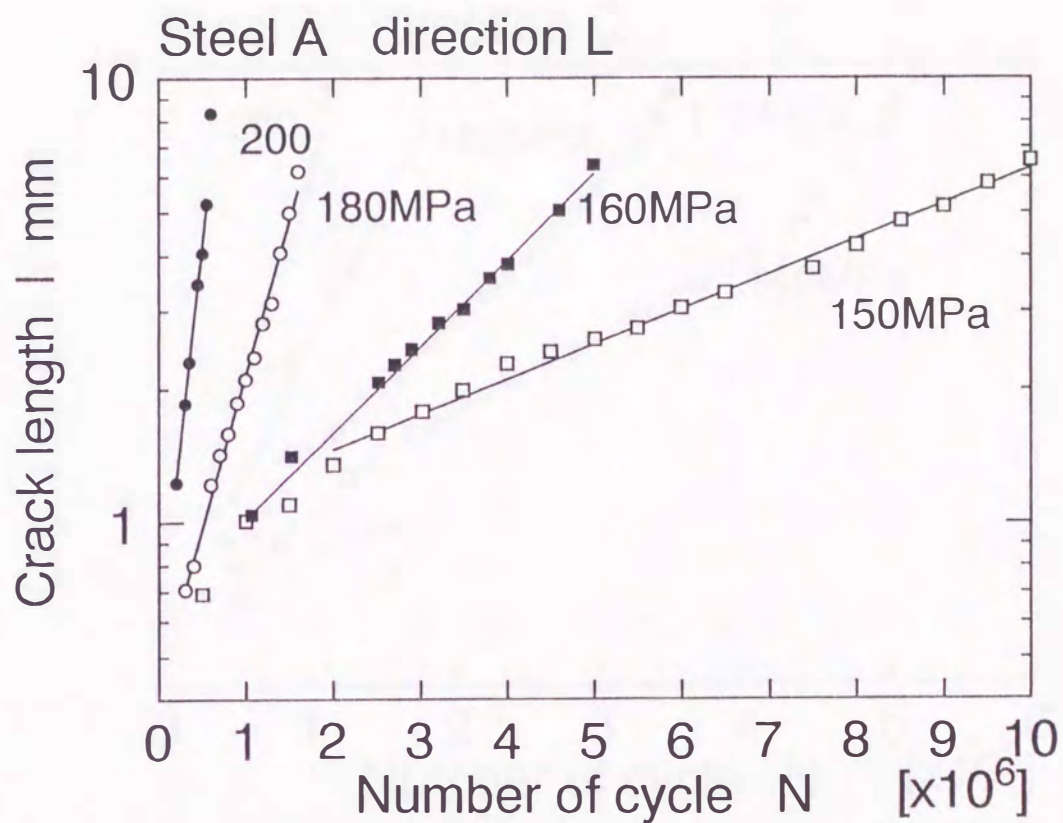


図 4.18 き裂伝ば曲線 (A材, L方向)

表 4.8 近似直線の係数と適用範囲および相関係数

Steel A direction L

$\sigma_a$	$n$	$a \times 10^{-6}$	$b$	$N \times 10^5$	$l$ (mm)	$r$
200	6	4.067	-0.602	2.0~5.5	1.235~5.172	0.999
180	13	1.593	-0.822	3.0~16.0	0.709~5.619	0.996
160	11	0.437	-0.377	10.7~50.0	1.094~6.094	0.998
150	16	0.182	+0.024	20.0~100.	1.405~6.293	0.996

$$l = \text{EXP.} (a N + b)$$

$n$  : number of data

$l$  : calculated crack length

$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

$N$  : fit range of cycles

$r$  : correlation coefficient



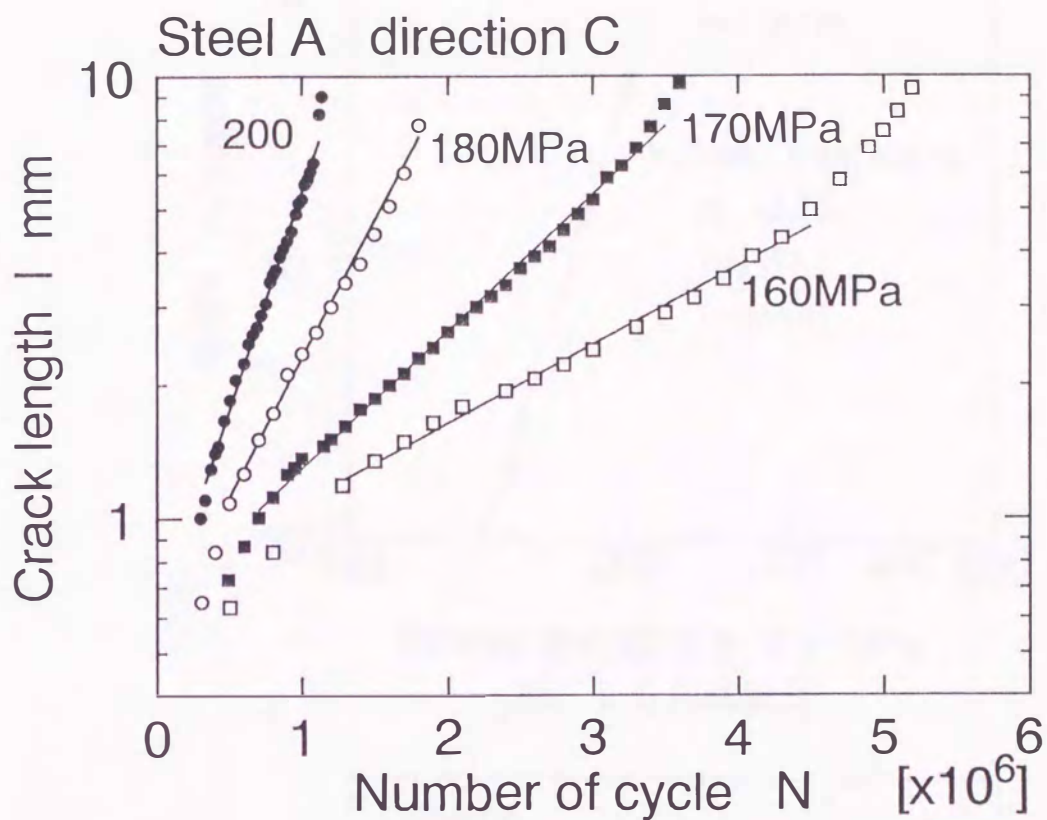


図 4.19 き裂伝ば曲線 (A材, C方向)

表 4.9 近似直線の係数と適用範囲および相関係数

Steel A direction C

$\sigma_a$	$n$	$a \times 10^{-6}$	$b$	$N \times 10^5$	$l$ (mm)	$r$
200	29	2.410	-0.538	2.2~9.32	0.950~5.517	0.998
180	14	1.413	-0.594	5.0~18.0	1.117~7.329	0.997
170	30	0.714	-0.454	7.0~35.0	1.047~7.729	0.998
160	16	0.410	-0.325	12.8~45.0	1.22 ~4.567	0.996

$l = \text{EXP.} (a N + b)$

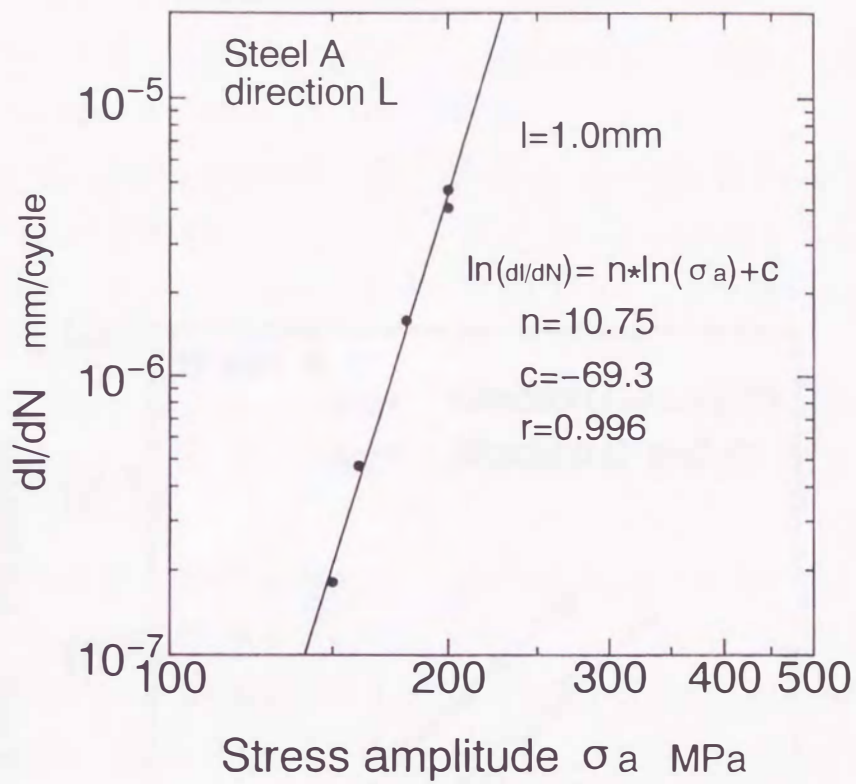
$n$  : number of data

$l$  : calculated crack length

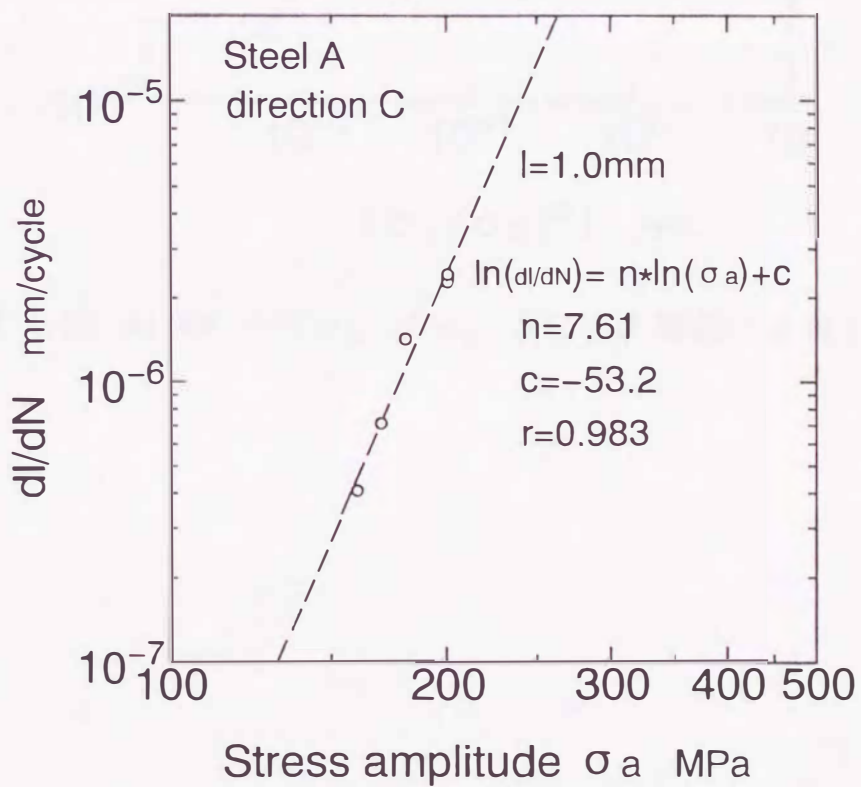
$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

$N$  : fit range of cycles

$r$  : correlation coefficient



(a) L方向試験片



(b) C方向試験片

図 4.20  $dl/dN$  の応力依存性 (A材)



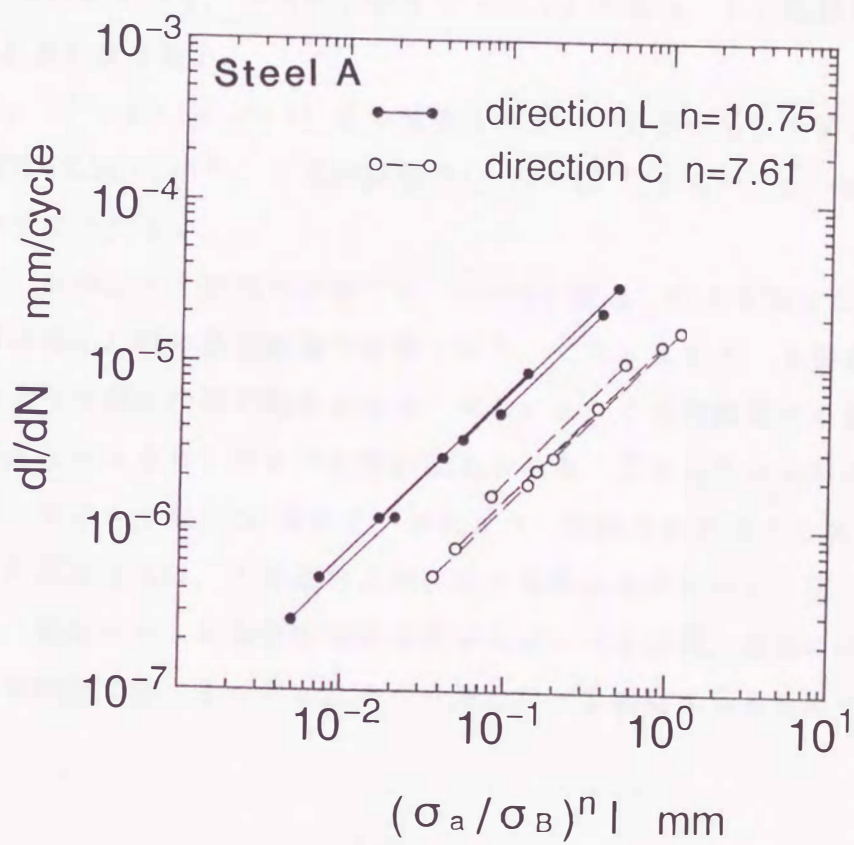


図 4.21  $dl/dN - (\sigma_a / \sigma_B)^n l$  の関係 (A材)

#### 4. 3. 3 X材についての疲労試験結果

図4.22にX材のN方向試験片，およびC方向試験片のS-N曲線を示す．疲労限度はN方向試験片で140MPa，C方向試験片で150MPaである．

図4.23，図4.24にき裂伝ば曲線を，表4.10，表4.12に近似直線の係数を示す．図4.25にN方向，C方向試験片について，き裂長さを1mmとした場合のき裂伝ば速度の応力依存性を示す．N方向試験片で $n=9.53$ であり，C方向試験片では $n=9.73$ とあまり差が無い．

図4.26に， $d\ell/dN$ と $(\sigma_a/\sigma_B)^n \ell$ の関係を示す．この図から $C_3$ を概算すると，N方向試験片( $2.31 \times 10^{-4}$ )，C方向試験片( $1.56 \times 10^{-4}$ )となり， $1/C_3$ はC方向試験片がわずかに大きい．

図4.27に，NおよびC方向の試験片に170MPaの繰返し応力を加えた場合，き裂長さがほぼ等しい時の表面観察の結果を示す．これによると，き裂周辺に現われているすべり帯に相違が観察される．すなわち，C方向試験片の表面には軸方向に垂直なはっきりしたすべり帯が認められる．これはその方向から類推すると，図に示すような $\{112\}$ 面のすべりによって形成されたものであると考えられる．この滑り方向は，圧延直角方向に成分を持たないために，同一のすべりの量でも，板面に対して板厚方向の成分が大きくなる結果，表面に凹凸が現れ易いことが原因ではっきりとしたすべり帯となって観察されるものと考えられる．



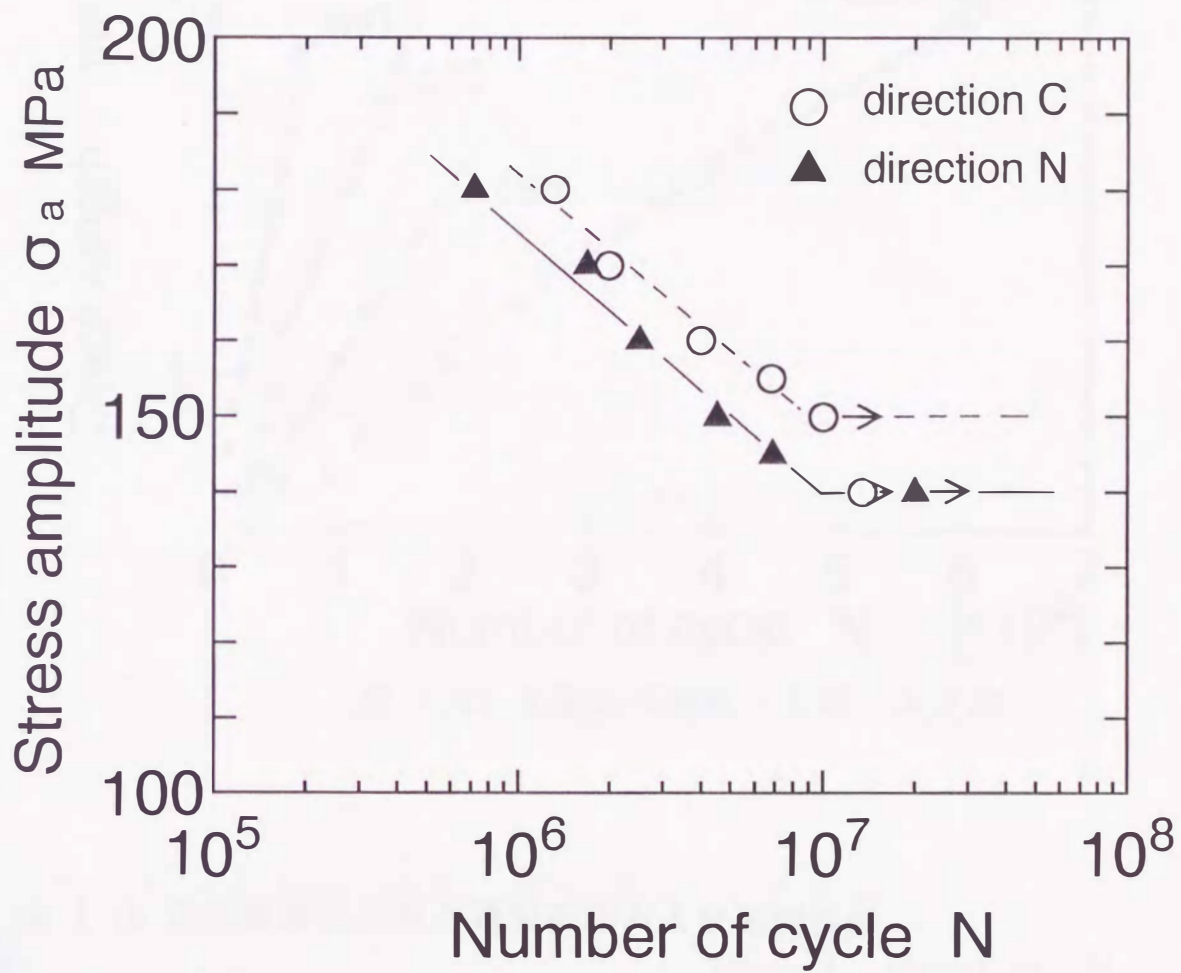


图 4.22 S-N 曲线 (X 材)

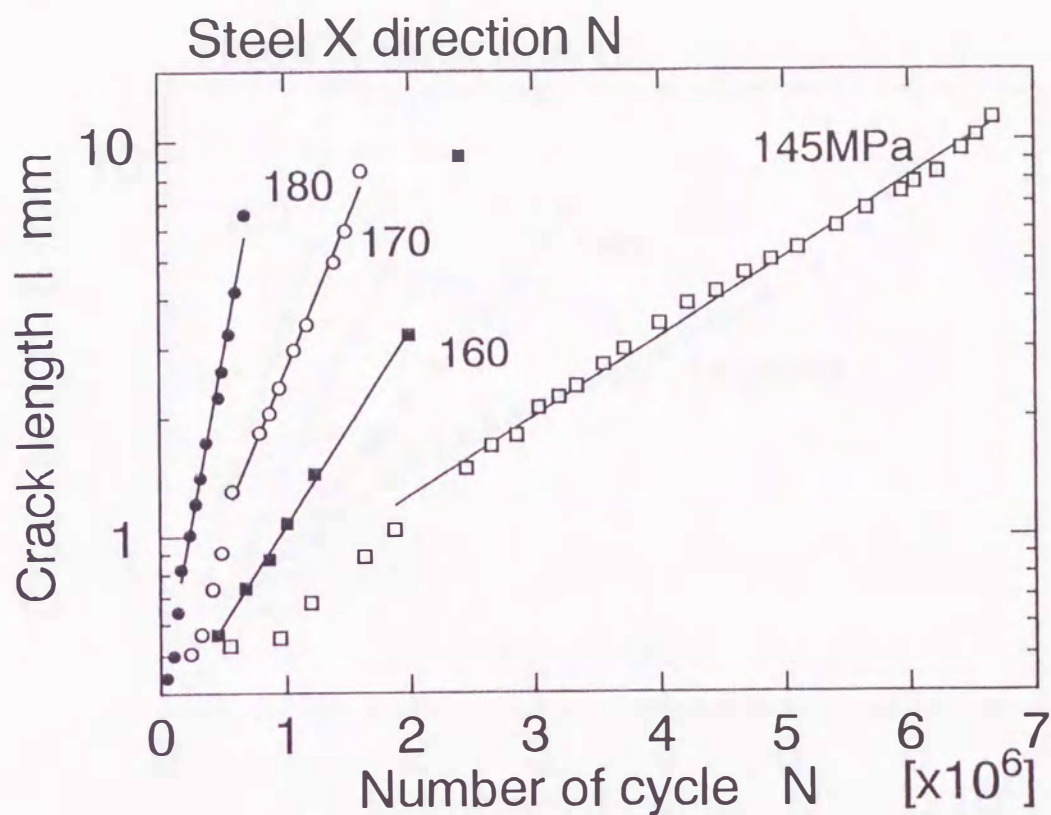


図 4.23 き裂伝ば曲線 (X材, N方向)

表 4.10 近似直線の係数と適用範囲および相関係数

Steel X direction N

$\sigma_a$	n	$a \times 10^{-6}$	b	$N \times 10^5$	l (mm)	r
180	11	3.900	-0.910	1.7~6.8	0.769~5.776	0.995
170	9	1.740	-0.773	5.7~16.2	1.247~7.722	0.997
160	6	1.141	-1.080	4.5~19.9	0.570~3.300	0.999
145	23	0.462	-0.684	18.8~66.8	1.203~11.03	0.997

$l = \text{EXP.} (a N + b)$

n : number of data

l : calculated crack length

$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

N : fit range of cycles

r : correlation coefficient



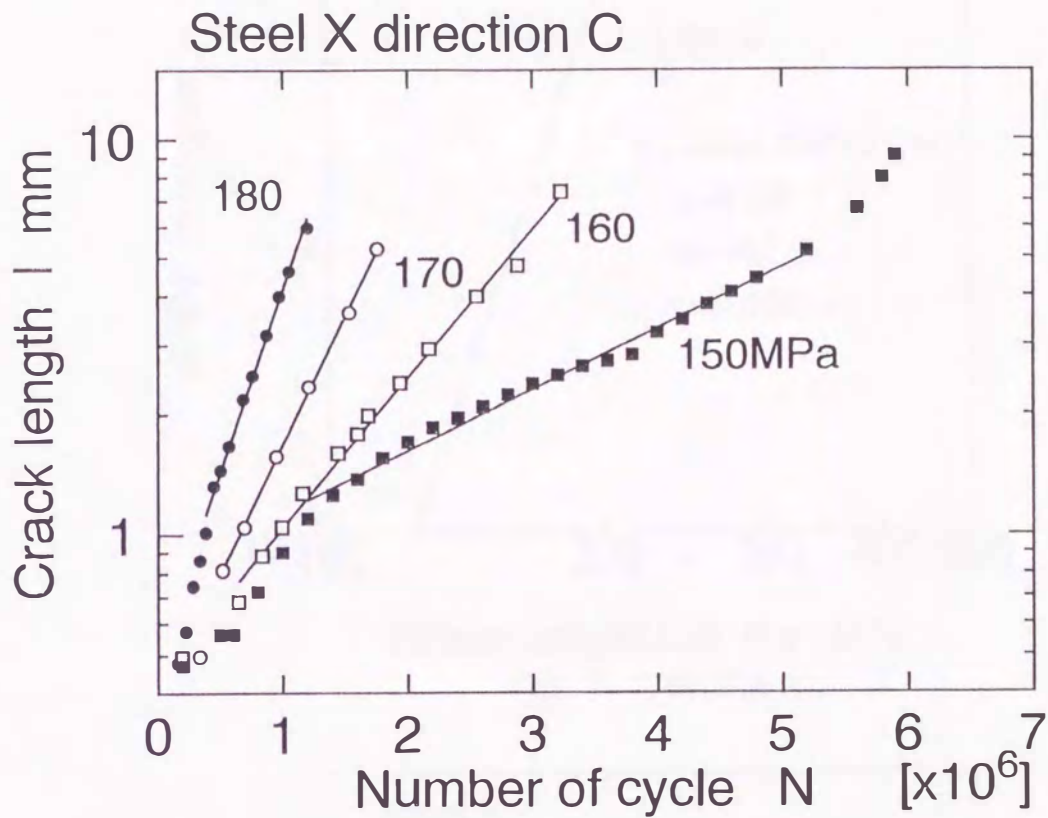


図 4.24 き裂伝ぱ曲線 (X材, C方向)

表 4.11 近似直線の係数と適用範囲および相関係数

Steel X direction C

$\sigma_a$	n	$a \times 10^{-6}$	b	$N \times 10^5$	l (mm)	r
180	10	2.114	-0.695	3.8~12.0	1.119~6.335	0.997
170	6	1.492	-0.974	5.2~17.6	0.818~5.225	0.9997
160	12	0.867	-0.826	6.5~32.3	0.766~7.194	0.997
150	20	0.357	-0.230	12.0~52.0	1.219~5.072	0.994

$l = \text{EXP.} (a N + b)$

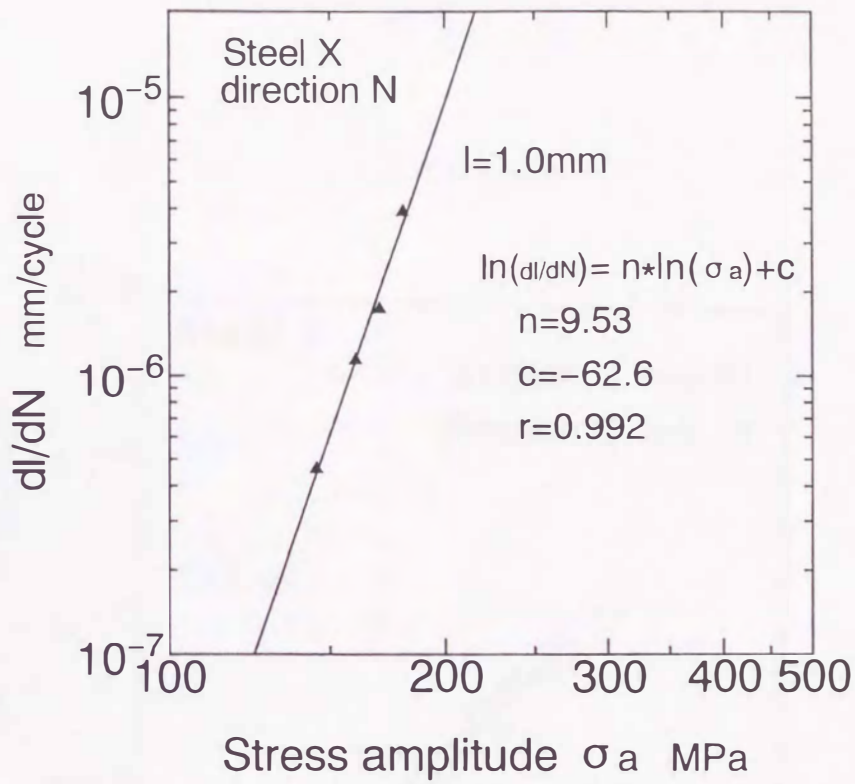
n : number of data

l : calculated crack length

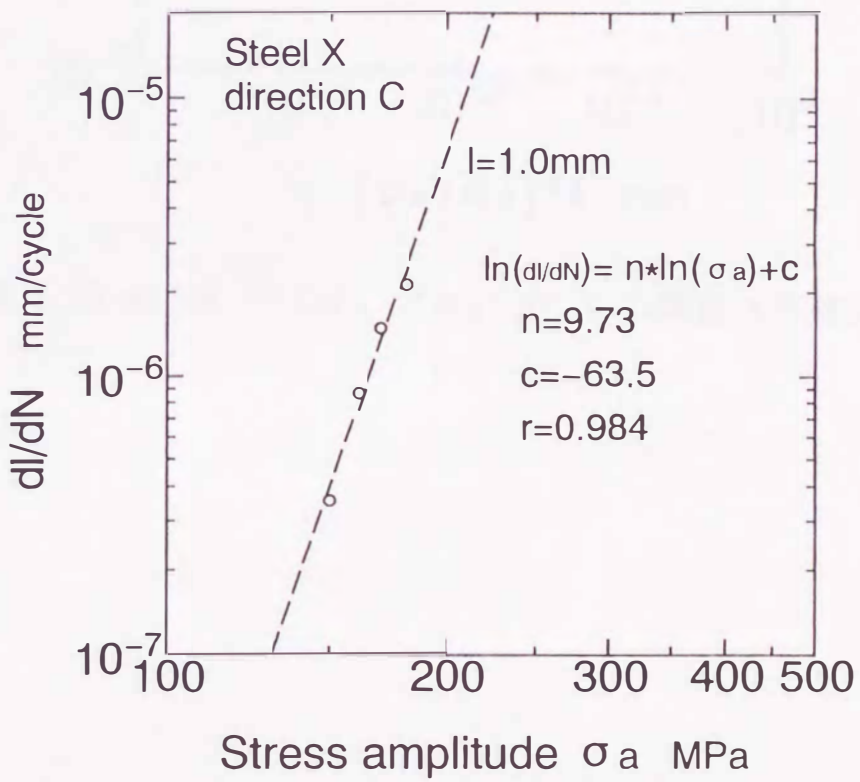
$\sigma_a$  : stress amplitude (MPa)

N : fit range of cycles

r : correlation coefficient



(a) N方向試験片



(b) C方向試験片

図 4.25  $d1/dN$  の応力依存性 (X材)



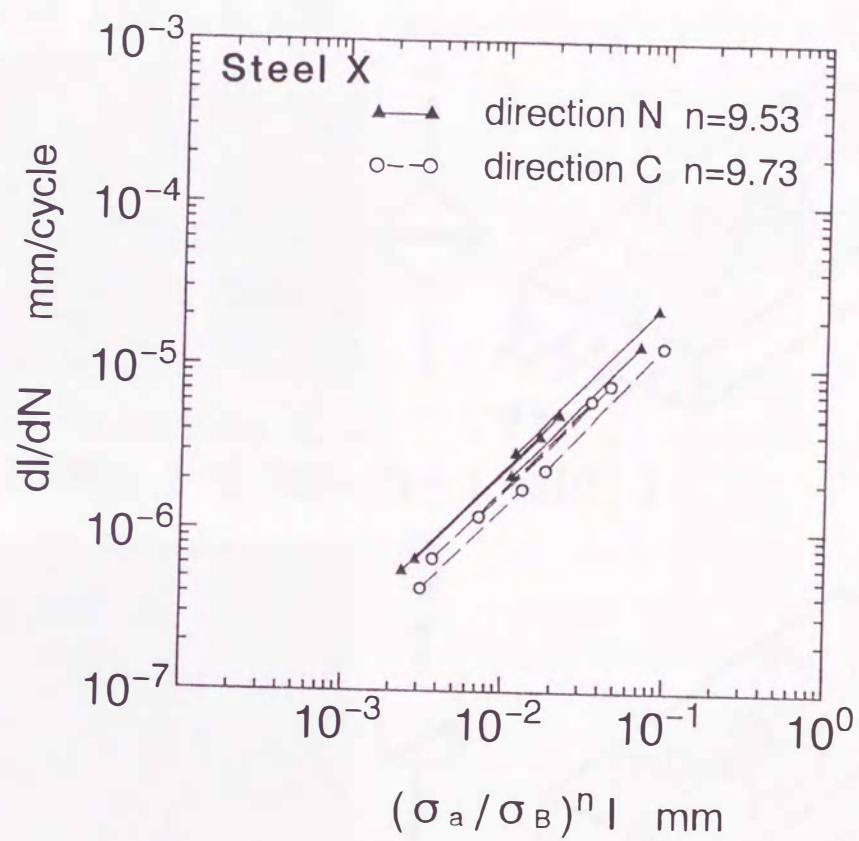


図 4.26  $dl/dN - (\sigma_a / \sigma_B)^n l$  の関係 (X材)

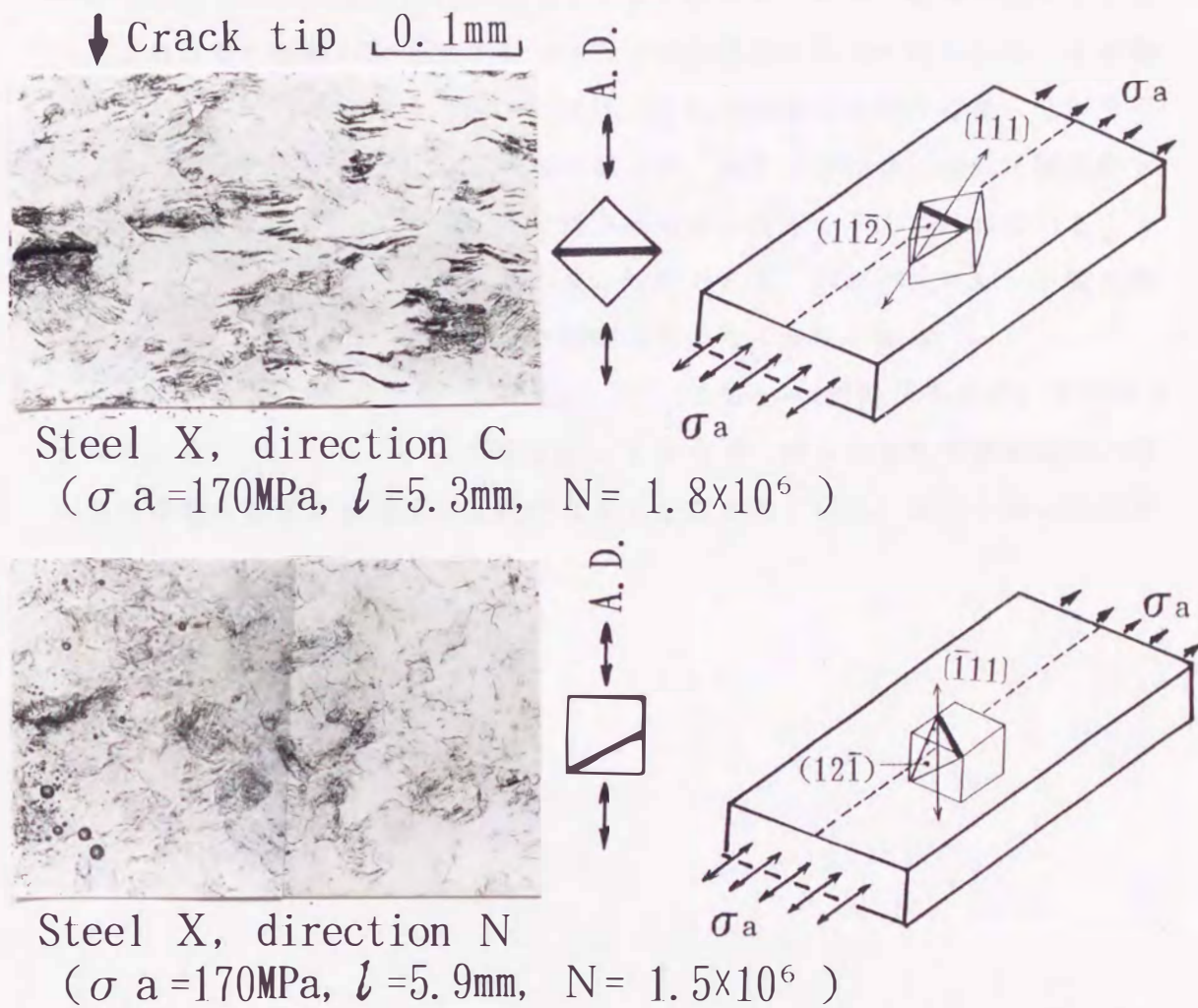


図 4.27 優先すべり面とすべり帯の対応 (X材)



#### 4. 3. 4 き裂伝ば挙動に及ぼす集合組織の影響

回転曲げ疲労試験の場合、き裂伝ば速度の応力依存性の係数  $n$  の値は、引張り強さ  $\sigma_B$  と相関があることが報告されている<sup>13)</sup>。

図4.28に  $n$  と  $\sigma_B$  の関係を示す。本実験の場合、各材料の  $\sigma_B$  にあまり差が無いにも関わらず  $n$  の値は6.31~11.9と大きく変化しており、相関が認められない。これは集合組織の影響であると考えるのが自然であると思われる。本実験の場合、板厚が薄いためき裂面の形状は、回転曲げ疲労試験とは違っている可能性があるため、比較するのは乱暴であるが、あえて回転曲げ疲労試験結果と比較すると、A材C方向試験片とB材が傾向から大きく下方に外れていることが分かる。これらはいずれも  $r$  値の高い材料である。図4.29に、 $n$  と  $r$  値の関係を示す。 $r$  値の高いものほど  $n$  の値は小さくなる傾向にある。

図4.30に上記  $n$  の値で(3)式より求めた  $C_3$  の値と  $\sigma_B$  の関係を示す。B材予ひずみ材においても特に変わった値を示しておらず、ばらつきを考慮すると、特に集合組織の影響でき裂伝ば抵抗が大きく左右されているとは言えないようである。

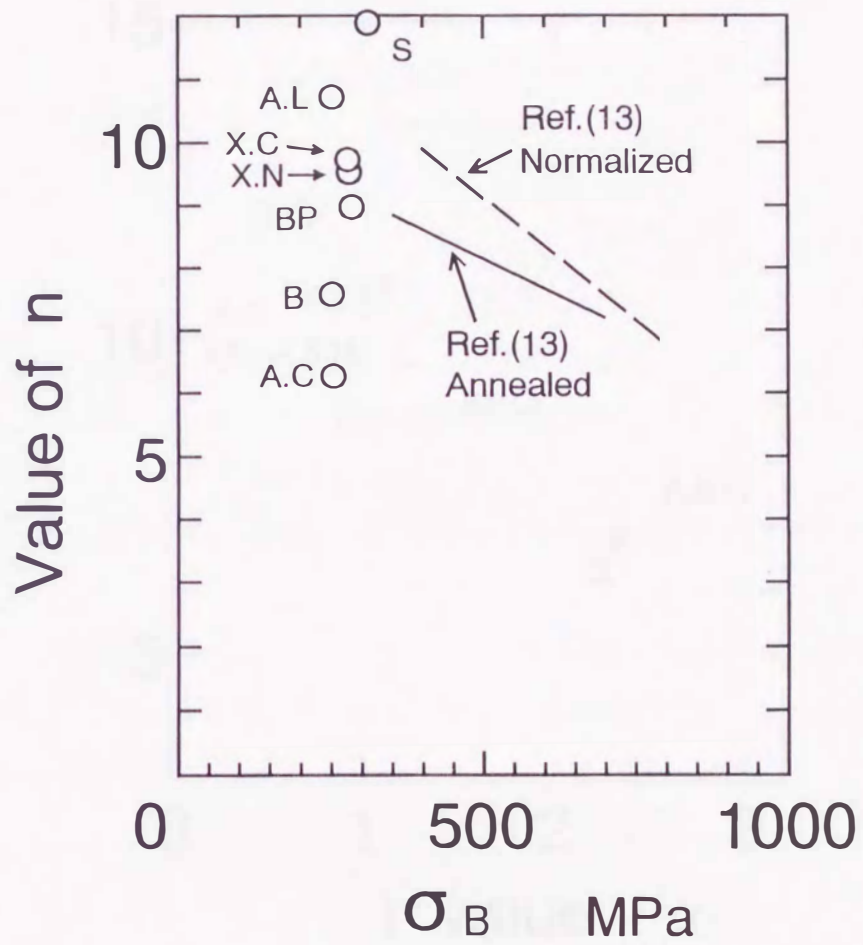


図 4.28  $n - \sigma_B$  の関係



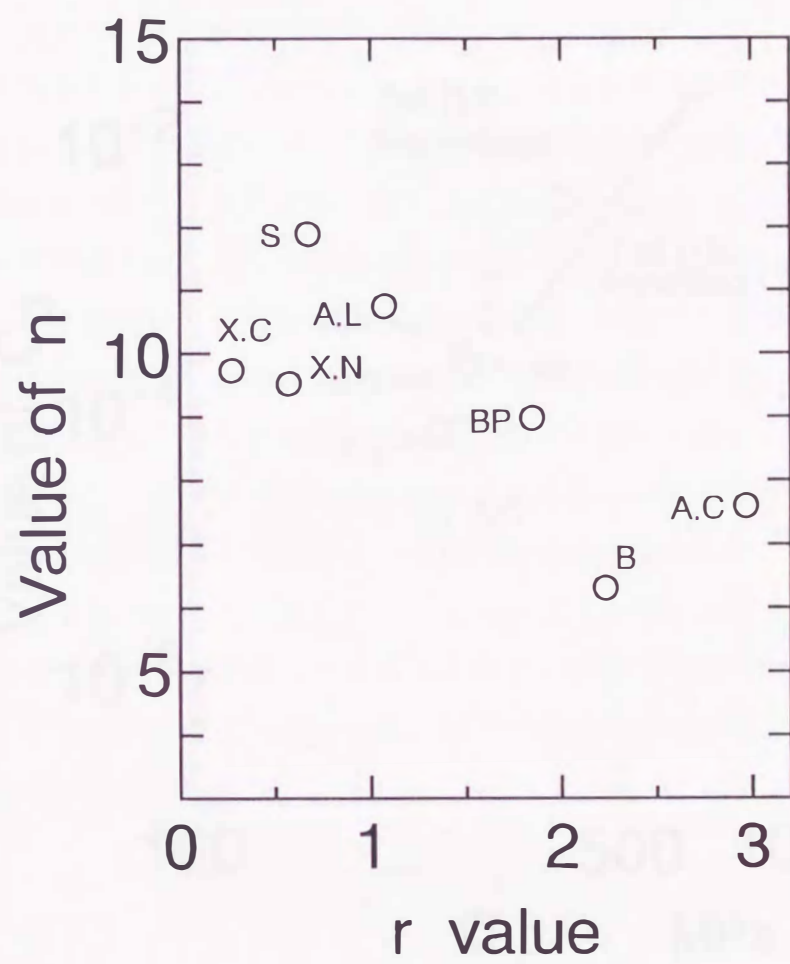


図 4.29  $n - r$  値の関係

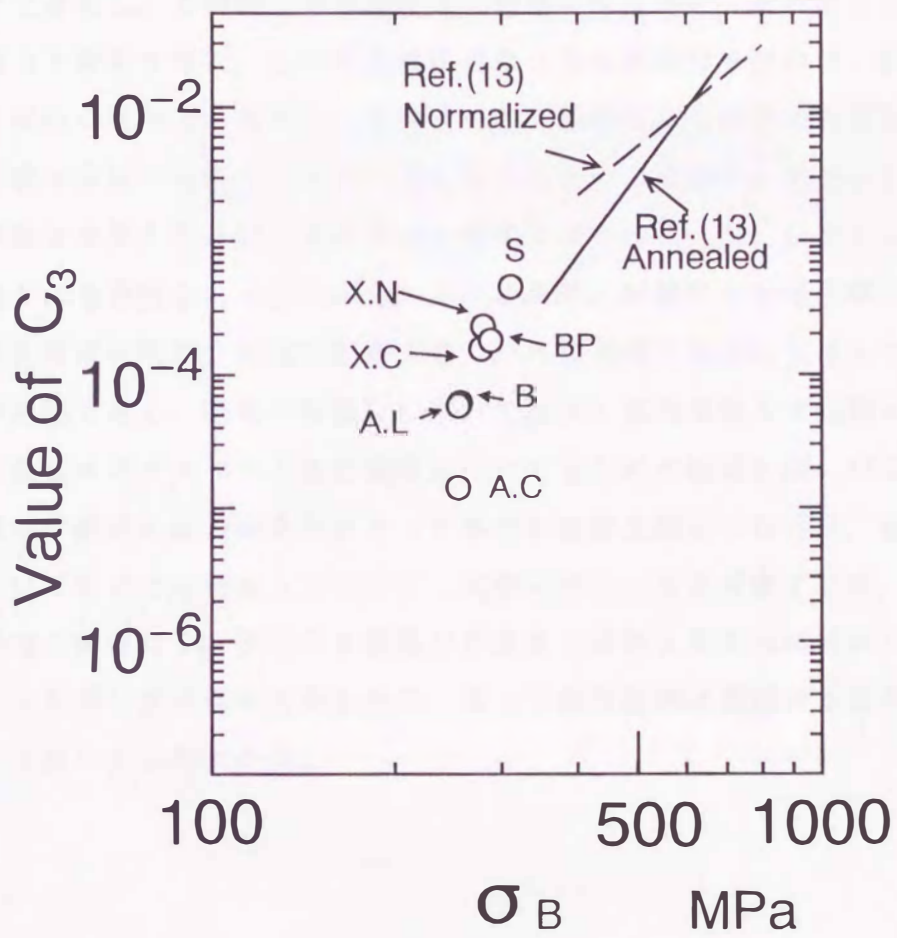


図 4.30  $C_3 - \sigma_B$  の関係



#### 4. 3. 5 き裂長さと深さの関係

表面のき裂長さとき裂深さの関係を求める実験を行った。疲労試験の過程でき裂長さが1mm程度になった所で試験片を試験機から取り外し、250°Cに保持したオーブン炉に1時間入れてき裂面を着色した。この試験片に、それまでと同様の繰返し応力を加え、き裂長さが2~4mmになった所で再びき裂面をオーブン炉で着色し、その後この試験片を試験機に取り付け、それまでと同一の繰返し応力で破断させた。この時の破断寿命は着色熱処理を行わない試験片とほとんど変わらなかった事から、1回目の着色熱処理がその後のき裂面形状に及ぼす影響は少ないと考えられる。図4.31に破断後の破面の一例を示す。表面でのき裂長さが長くなる程、き裂長さに対する深さの比(アスペクト比:  $h / (l/2)$ )が小さくなる傾向にあることが分かる。これは、試験片の板厚が薄いので表面から深さ方向に向かう応力勾配が大きく、き裂が深くなる程伝ばしにくくなることが原因である。数種の試験片において繰返し応力を変えて同様の実験を行い、き裂長さとアスペクト比の関係についてまとめた結果を図4.32に示す。材料の違いや繰返し応力の変化によって多少の相違は認められるが、統一的な傾向を見いだすまでには至っていない。実験のばらつきを考慮すれば、材料や繰返し応力に関係なく、表面のき裂長さが決まれば深さもそれに対応して決まると考えても差し支えないと思われる。従って疲労被害は表面のき裂長さを尺度としても良いことがわかる。

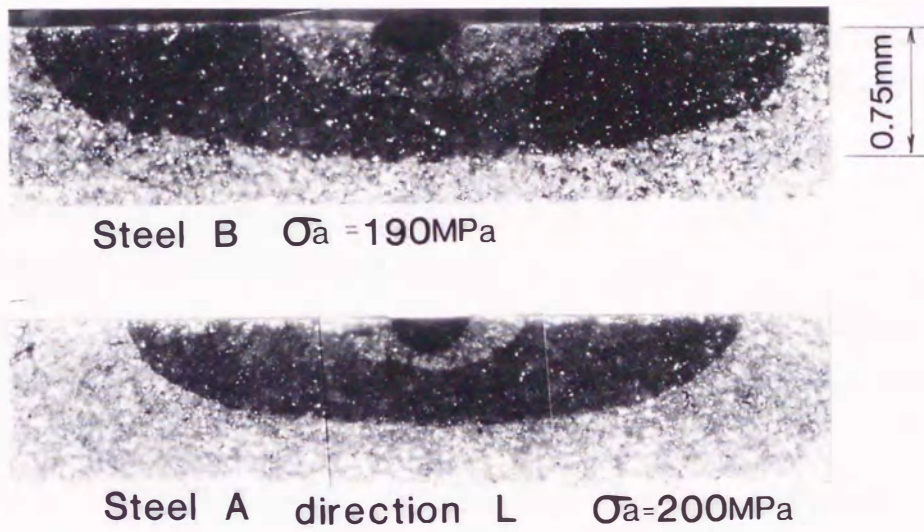


図 4.31 き裂面形状 (加熱着色法による)

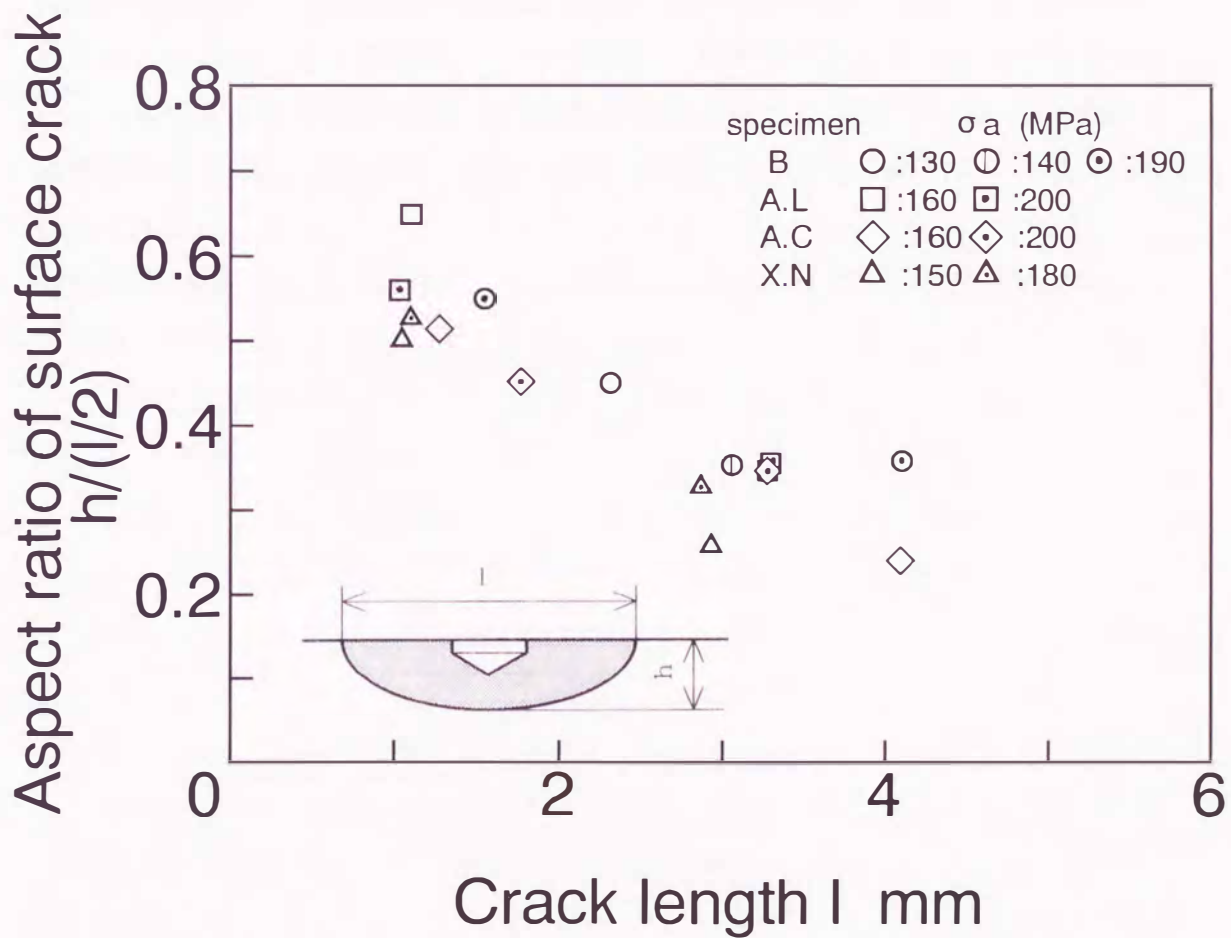


図 4.32 表面のき裂長さとアスペクト比の関係



#### 4. 4 まとめ

実験室で製作した、高  $r$  値熱延鋼板、および高  $r$  値熱延鋼板に10%の引張り予ひずみを与えた材料、 $\{110\}\langle 001\rangle$ 集合組織を持つ極低炭素Alキルド熱延鋼板、 $\{100\}\langle 011\rangle$ 集合組織を持つ低炭素Alキルド熱延鋼板、更に製鉄所圧延の極低炭素Ti添加熱延鋼板（以後、B, BP, A, X, S材とそれぞれ呼ぶ）について、平面曲げ疲労試験を行い、疲労強度、特にき裂伝ばにおよぼす集合組織の影響について検討して、以下のような結果を得た。

(1)本実験で用いた材料では、各応力に対するき裂長さ $l$ と繰返し数 $N$ の関係は、き裂が短い範囲と破断直前のき裂が長い範囲を除くと、 $l = \exp(aN+b)$ という式で高い相関係数で近似できる。

(2)B, BP, A, X, S材について、いずれも微小き裂の伝ば速度を決定するパラメーターとして、 $\sigma_a^n l$ が有効である。 $n$ の値は6.31~11.9と大きく変化しており、これは主に集合組織の影響であると考えられる。 $r$ 値の高いものほど $n$ の値は小さくなる傾向にある。

(3)材質の影響を一部考慮したき裂伝ば則、 $dl/dN = C_3(\sigma_a/\sigma_B)^n l$ において、係数 $C_3$ について検討した結果、 $C_3$ の値は各材料でそれぞればらつきはあるものの、 $C_3$ の値と $\sigma_B$ の関係は通常の炭素鋼の延長上にある。すなわち、本実験の範囲で集合組織は、 $\sigma_B$ を基準として比較したき裂伝ば抵抗に特に大きな及ぼさないとと言える。

(4)試験片表面に観察されるすべり帯は集合組織によってその形態を変えることがある。