

論文

UDC 669.14.018.295 : 621.785.797 : 539.4.015.1 : 548.735.6

非調質高張力鋼の強度靱性と集合組織*

稲垣 裕輔**・栗原 極**・小指 軍夫**

Influence of Crystallographic Texture on the Strength and Toughness of the Controlled Rolled High Tensile Strength Steel

Hirosuke INAGAKI, Kiwami KURIHARA, and Isao KOZASU

Synopsis:

Fairly strong textures were found to be present in experimentally controlled rolled high tensile strength steels. The effect of such textures on the anisotropies of strength and toughness of these steels was quantitatively investigated. It was noted that the effect of textures on the anisotropies of yield stress and tensile strength could be accurately evaluated with Hosford and Backofen's method, if fine details of textures were properly taken into account by adopting the method of crystallite orientation distribution analysis developed by Roe. The anisotropy of toughness, on the other hand, was found to be qualitatively related to the distribution of {100} cleavage plane. Among the main components of the texture, which is present in those controlled rolled high tensile strength steels, {311}<011> orientations not only enhance the difference in strength between 0° (RD) and 90° (TD) direction, but also reduce the toughness at 45° direction, whereas {332}<113> orientations proved to be favourable to both strength and toughness, showing weak anisotropy. Thus, further improvement in strength and toughness might be possible, if {332}<113> orientations could be developed more preferentially.

1. 緒 言

すでに報告されているように、オースフォーミングやコントロールド・ローリングをおこなった非調質高張力鋼にはかなり強い集合組織が存在するが^{1)~6)}、単結晶鉄や比較的純度の高い多結晶鉄の降伏強度、加工硬化特性^{7)~15)}、脆性破壊強度^{14)~21)}が明瞭な結晶方位依存性を示す事実を考慮すると、これら非調質高張力鋼においても集合組織が強度、靱性に異方性を生ずる主要原因の一つとなつてることが十分考えられる。しかしながらこのような可能性についてはこれまでほとんど系統的な検討がなされていなかった。その実、比較的純度の高い多結晶鉄に関する研究においてすら集合組織を少数の主要方位で代表させ、これと強度、靱性の関係を定性的に考察した場合がほとんどであり、強度、靱性に対する集合組織の寄与を定量的に評価しようところみた例はきわめて少い。この理由としては、従来、信頼性の高い、多結晶体の集合組織の定量表示法が確立されていなかったことがあげられる。一般に結晶方位は三つのパラメーターで記述されるので結晶方位分布ないしは集合組織は三次

元の分布関数であらわされるべきものであるが、従来よくもちいられてきた極点図はこれを二つのパラメーターのみをもちいて二次元的に表示したものであるから本質的に一変数だけのあいまいさが付随している。このため極点図からは正確な結晶方位分布はえられない。

本研究では、最近、Roe²²⁾によつて提案された三次元結晶方位解析法をもちいれば、結晶方位分布を正確に求めうることに着目し、この方法を応用して集合組織と強度、靱性の間に存在する定量的な関係を明らかにすることをこころみた。この場合、集合組織が特に強く発達した多結晶試料をもちいれば、集合組織と強度、靱性の間の定量的な関係を比較的明確に把握できると考えられたので、まず、代表的な集合組織を強く発達させた軟鋼試料の場合について両者の関係を検討した。その結果、集合組織と強度、靱性の異方性の間には明瞭な対応関係があり、降伏点および引張り強さの異方性は三次元結晶方位解析法と Hosford-Backofen による多結晶体の降伏強度計算法²³⁾を併用することによつて、また、靱性の異方性は三次元結晶方位解析の結果をもとにして劈開面である {100} 面の集積度を計算することによつて、それぞれか

* 昭和 49 年 8 月 23 日受付 (Received Aug. 23, 1974)

** 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K. 1-1 Minamiwataruda, Kawasakiku, Kawasaki 210)

なり定量的に評価できることが明らかとなつた。次にこれらの結果にもとづいて、コントロールド・ローリングをもちいて試作した非調質高張力鋼の場合について検討してみた結果、これらの強度、靱性の異方性、たとえば LC 差に集合組織が大きく影響していることを明らかにすることができた。同時に、これらの検討結果から、今後、強度、靱性の向上を目的として非調質高張力鋼の集合組織制御をおこなう場合の重要な指針がえられたので、これらについて報告する。

2. 集合組織をもつた多結晶体の降伏強度、脆性破壊強度の異方性に関する理論

2.1 降伏強度の異方性

単結晶の結晶塑性にもとづいて多結晶の降伏強度を計算する方法は種々、提案されているが²⁴⁾、集合組織をもつ多結晶体の場合には TAYLOR²⁵⁾、BISHOP and HILL²⁶⁾ の理論を基盤とした HOSFORD、BACKOFEN²³⁾ の方法がきわめて有効である。まず最初に、圧延方向に平行に単軸引張試験をおこなう場合について、この方法による降伏強度の求め方をのべる。

いま、圧延方向、圧延直角方向、板厚方向にそれぞれ平行に x , y , z 軸をえらべば、この場合、引張軸と異方性の主軸が平行であるから試料の巨視歪の剪断歪成分は

$$d\epsilon_{yz}=d\epsilon_{xz}=d\epsilon_{xy}=0 \quad (1)$$

とおくことができる。また、引張方向の主歪増分 $d\epsilon_x$ と試験片の幅方向の主歪増分 $d\epsilon_y$ に対して次式

$$r = -(d\epsilon_y/d\epsilon_x) \quad (2)$$

の関係にあるパラメーター r を導入すれば、次式がえられる。

$$d\epsilon_y = -r \cdot d\epsilon_x \quad (3)$$

$$d\epsilon_z = -(1-r) \cdot d\epsilon_x \quad (4)$$

したがって試料の巨視的な変形状態は r と $d\epsilon_x$ のみで記述することができる。(なお r はランクフォード値 R と

$$r = R/(R+1) \quad (5)$$

なる関係にある。)

次に、外部から試料の巨視的な変形状態すなわち $d\epsilon_x$ と r が指定された場合の個々の結晶粒の変形について考える。ここで TAYLOR²⁵⁾ のモデルにしたがつて、各結晶粒は結晶粒界において歪の連続性をたもつために試料の巨視的な変形と相似な均一変形をおこなうものと仮定する。

このような外部境界条件下での変形に対する各方位の結晶粒の降伏強度は、結晶のすべり面とすべり方向の種類が指定されれば容易に計算できる²³⁾²⁷⁾。いま試料座標系 (x , y , z 軸) を基準として方位が Euler 角 (ψ ,

θ , ϕ) であらわされる結晶粒について、このようにして求めた降伏強度を $M(\psi, \theta, \phi, r)$ であらわし、また、この方位の存在確率を三次元結晶方位分布関数 $V(\psi, \theta, \phi, r)$ であらわせば、試料全体としての平均降伏強度 $M(r)$ は次式から求まる。

$$M(r) = \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi M(\psi, \theta, \phi, r) \cdot V(\psi, \theta, \phi) \cdot \sin\theta \cdot d\theta \cdot d\phi \cdot d\psi \quad (6)$$

通常 $M(r)$, $M(\psi, \theta, \phi, r)$ はすべりに対する臨界剪断応力 τ_c をその大小の基準としており相対降伏強度と呼ばれている。その場合 $M(\psi, \theta, \phi, r)$ は個々の結晶粒の降伏強度であると同時に、引張軸方向の主歪増分 $d\epsilon_x$ と n 個のすべり面上の剪断歪の総和 $\sum_{k=1}^n d\gamma_k$ を関係づける方位因子としての性格をもっており下記のごとくあらわされる。

$$M(\psi, \theta, \phi, r) = \frac{\sum_{k=1}^n d\gamma_k}{d\epsilon_x} \quad (7)$$

なお、 $d\gamma_k$ は k 番目のすべり面上の剪断歪である。 $d\epsilon_x$ は一定であるから (7) 式を (6) 式に代入すれば次式がえられる。

$$M(r) = \frac{1}{d\epsilon_x} \cdot \int_0^{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \left(\sum_{k=1}^n d\gamma_k \right) \cdot V(\psi, \theta, \phi) \cdot \sin\theta \cdot d\theta \cdot d\phi \cdot d\psi \quad (8)$$

この式はすべり面上の剪断歪の総和を全方位について平均した値と巨視歪 $d\epsilon_x$ の比が $M(r)$ であることを示している。

試料の変形としては $r=0 \sim 1$ の範囲の変化が可能であるが、TAYLOR²⁵⁾ にしたがえば、外部から課せられた歪増分 $d\epsilon_x$ を生ずるのに必要な各活動すべり系の剪断歪の総和 $\sum_{k=1}^n d\gamma_k$ が最小となるような変形が実現する。

この TAYLOR の原理を (8) 式に適用すれば、 $d\epsilon_x$ は一定であるから、試料全体としては $\sum_{k=1}^n d\gamma_k$ の平均値を最小とするような変形が実現するものと考えられる。すなわち $r=0 \sim 1$ の範囲で $M(r)$ の最小値を求めれば、これが求める相対降伏強度に相当し、その時の r から実現すべきランクフォード値 R を求めることができる。

次に、具体的に $M(r)$ の最小値を求める方法をのべるとまず、極点図の測定結果をもとにして三次元結晶方位解析²²⁾²⁸⁾を行なえば、関数 $V(\psi, \theta, \phi)$ を求めることができる。次にこれをもちいて (6) 式の $M(r)$ を $r=0 \sim 1.0$ の範囲で計算し、 $M(r)$ 対 r 曲線 (以後 $M(r)$ 曲線と呼ぶ。) を作製すれば、この図から図式的に $M(r)$ の最小値を求めうる。具体的な実例は 4. 実験結果の項

で示す。

次に、圧延方向から角度 α の方向に単軸引張りをおこなった場合の相対降伏強度 $M(\alpha)$ はこの場合の引張方向、幅方向、板厚方向を基準座標軸 (x', y', z') とした Euler 角 (ϕ', θ', ϕ') であらわした三次元結晶方位分布関数 $V'(\phi', \phi', \theta')$ を (6) 式の $V(\phi, \theta, \phi)$ に代入すれば求まる²²⁾²⁹⁾。この場合 $V'(\phi, \theta, \phi)$ は $x-y-z$ 座標系と、 $x'-y'-z'$ 座標系の関係がわかっているれば $V(\phi, \theta, \phi)$ から計算できる。 $M(\alpha)$ の計算値と降伏点、引張り強さの実測値はその絶対値がことなるため直接その面内異方性を比較できない。そこで圧延方向において理論値と実測値が一致するものと仮定して圧延方向から角度 α の方向に引張った場合の降伏点、および引張り強さの理論値 $\sigma(\alpha)$ を次式にしたがつて求めた。

$$\sigma(\alpha) = \sigma(O) \cdot M(\alpha) / M(O) \quad \dots\dots\dots (9)$$

ここに、 $\sigma(O)$ は圧延方向に引張った場合の降伏点あるいは引張り強さの実測値で、 $M(O)$ 、 $M(\alpha)$ は圧延方向および圧延方向から角度 α の方向における相対降伏強度である。理論値と実測値を一致させる方向として圧延方向をえらんだ理由は、この方向においては集合組織以外の因子の寄与が比較的小さいためである。

なお、BCC 金属の塑性変形機構については未だ確立されていない面が多いので、本研究では HOSFORD, BACKOFEN の方法を応用するにあたって、もつとも単純な $\{110\}\langle 111 \rangle$ すべりを仮定して計算をおこなった。

2.2 脆性破壊強度の異方性

通常、外部引張応力 σ_f に垂直な面内にある長さ $2c$ のクラックが伝播するための条件は次の GRIFFITH³⁰⁾ の条件式で与えられる。

$$\sigma_f = \sqrt{E\gamma / (1-\nu) \cdot \pi c} \quad \dots\dots\dots (10)$$

ここに ν はポアソン比、 E は弾性定数、 γ は有効表面エネルギーである。

引張軸がクラック面法線と平行でなく、角度 θ だけ傾斜する場合には、クラックの面法線方向に働く応力成分 σ_n が (10) 式をみたすときクラックの伝播が可能となると考えると、クラックの伝播条件式は次式で与えられる。

$$\sigma_n = \sigma_f \cdot \cos^2\theta = \left[\frac{E\gamma}{(1-\nu)\pi c} \right]^{1/2} \quad \dots\dots\dots (11)$$

この関係式は脆性破壊に対する臨界法線応力則 (以後、critical resolved normal stress law と呼ぶ。) と呼ばれている^{16)~21)}。後述 5.1 のように、クラックがその核生成母体となつた結晶粒内を伝播する過程が脆性破壊の律速過程である場合には、 σ_f は脆性破壊強度を意味し、(11) 式をもちいると次式であらわすことができる。

$$\sigma_f = [E\gamma / (1-\nu) \pi c]^{1/2} / \cos^2\theta \quad \dots\dots\dots (12)$$

この式から脆性破壊強度の結晶方位依存性は方位因子 ($1/\cos^2\theta$) を介してあらわれることがわかる。鉄の場合は劈開クラックは $\{100\}$ 面上を伝播するので、 θ は引張軸と $\{100\}$ 面法線のなす角度である。したがって、単結晶の場合は引張軸と $\{100\}$ 面法線が接近しているほど脆性破壊応力 σ_f は低下する¹⁶⁾。一方多結晶体の場合には試験方向に $\{100\}$ 面の集積が高いほど、すなわち $\cos^2\theta$ の平均値が大きいほど脆化することが定性的に理解できる。このことを本研究では次式のごとく具体的に数式化して、脆さ B を定義した。

$$B = B_0 \cdot \int_{\theta=0^\circ}^{\theta_c} \int_{\phi=45^\circ}^{90^\circ} I(\theta, \phi) \cdot \cos^2\theta \cdot \sin\theta \cdot d\theta \cdot d\phi \quad \dots\dots\dots (13)$$

B_0 は集合組織がランダムな試料の脆さをあらわす。 $I(\theta, \phi)$ は試験軸 (引張試験の場合は引張軸、シャルピー試験の場合は、試験片長手方向) に関する逆極点図上で $[001]$ からの天頂角が θ 、 $[001]-[010]$ 大円からの子午角が ϕ の点における強度をあらわす。この脆さは、 $\{200\}$ 極点図からも直接計算できるが、本研究では三次元結晶方位解析を応用して、まず試験軸に関する逆極点図²⁸⁾を計算でもとめ、これをもちいて脆さを計算した。このような計算手順をとつたのは、途中結果としてえられる試験軸逆極点図はステレオ三角形上に試験軸の分布状態を示したものであつて、単結晶の脆性破壊の方位依存性をステレオ三角形上に示した研究結果^{16)~19)}と直接比較参照できる点で有益であると考えたからである。このように、本研究では数枚の極点図を数値解析した結果をもちいれば、任意の試料軸に関する逆極点図を実際に測定することなしに数値計算のみによつて容易に合成するという三次元結晶方位解析法の大きな特徴を十分に活用した。このような逆極点図を実験的に作製するのは容易ではない。

本研究では (13) 式から求めた脆さは、破面遷移温度と対応関係にあるものと考えて、実測破面遷移温度と、その面内異方性を比較した。その場合、後述する実験結果ならびに考察の結果によると (13) 式の積分の上限を示す θ_c は 20° とえらぶのが適当であることがわかつたので計算は特に明記しないかぎり $\theta_c = 20^\circ$ としておこなつた。また、脆さの計算結果は集合組織がランダムな試料の脆さを基準とし B/B_0 の形で表示した。

3. 供試材および実験方法

Table 1 は集合組織を特に強く発達させた試料の組成

Table 1. Chemical composition and specimen thickness of strongly textured low carbon steels.

Specimen	Chemical composition (wt %)						t (mm)
	C	Mn	P	S	Si	Ti	
{110}<001>	0.006	0.41	0.011	0.015			1.2
{100}<011>	0.056	0.42	0.013	0.018	1.01		2.3
{554}<225> {100}<011> $\pm 15^\circ$	0.008	0.28	0.004	0.005	1.69		0.6
{111}<110>	0.004	0.35	0.008	0.004		0.20	0.8

Table 2. Chemical composition, plate thickness and hot rolling conditions of experimentally controlled rolled high tensile strength steels.

Steel	Chemical analysis (wt %)							Finishing temperature (°C)	Thickness (mm)
	C	Si	Mn	P	S	Nb	V		
1	0.18	0.30	1.28	0.015	0.005	0.032	0.042	750-900*	12
2	0.07	0.32	1.55	0.014	0.005	0.050	0.090	720	19
3	0.04	0.34	1.78	0.014	0.005	0.054	—	780	12
4	0.09	0.56	2.06	0.009	0.007	0.050	0.070	820	6
5	0.08	0.52	2.48	0.010	0.007	0.050	0.100	800	6
6	0.16	0.04	0.69	0.010	0.016	—	—	900*	12

* conventional rolling

および板厚を示す。{110}<001> 試料は極低炭素 リムド鋼熱延板を 1250°C において 30 min 加熱，空冷後冷間圧延（圧延率 60%）および 750°C × 1hr の焼鈍をおこない作製した。{100}<011> 試料は 1%Si 低炭素鋼の低温仕上熱延板をもちいた。{554}<225> + {100}<011> ± 15° 試料（{554}<225> が主方位で，圧延方向に <110> 軸をもち {100}<011> から {311}<011> までの範囲にある方位を板面法線のまわりに，時計方向，反時計方向に 15° 回転してえられる方位群を副方位とする集合組織を以下このように呼ぶことにする。）は 1.7%Si 極低炭素鋼低温仕上熱延板を 85% 冷間圧延し 800°C × 1hr の焼鈍をおこない作製した。{111}<110> 試料は真空溶解 Ti 添加鋼熱延板に冷間圧延（圧延率 60%）800°C × 3hr 焼鈍を二面反復して作製した。

Table 2 は試作非調質高張力鋼の組成，板厚とコントロールド・ローリングの仕上温度を示す。

これらの試料の集合組織を確認するために板厚中央部から切り出したサンプルを化学研磨によつて 0.05 mm まで薄くした後，{200}，{110}，{211} 極点図を作製した。次に，これらの結果をもとにして，三次元結晶方位解析（展開次数 22 次）をおこない三次元結晶方位分布関数，

$V(\psi, \theta, \phi)$ を求めた上で，試験方向に関する逆極点図の作製²⁸⁾，相対降伏強度（(6) 式），脆さ（(13) 式）の計算をおこなった。これらの数値計算と極点図測定のパター処理³¹⁾には IBM 370-155 J 電子計算機を使用した。

一方，これらの供試材から，板面内で圧延方向に対して種々の角度に引張試験片（JIS 5 号）およびシャルピー試験片（2 mm V ノッチ）を切り出して，降伏点，引張強さおよび破面遷移温度の面内異方性を実測し，集合組織から予測した結果と対比した。引張試験にはインストロン型試験機を使用し，クロスヘッド変位速度は 10 mm/min，試験温度は室温と -196°C とした。一部の試料については JEOL-JSM3 型走査型電子顕微鏡により破面観察をおこなった。

4. 実験結果

4.1 集合組織を強く発達させた試料の強度，靱性の異方性

これらの試料の集合組織を示す {200} 極点図を Fig. 1 に，三次元結晶方位分布関数 $V(\psi, \theta, \phi)$ の $\phi = 45^\circ$ 断面を Fig. 2 に示す。Fig. 2 には代表的な理想方位の位

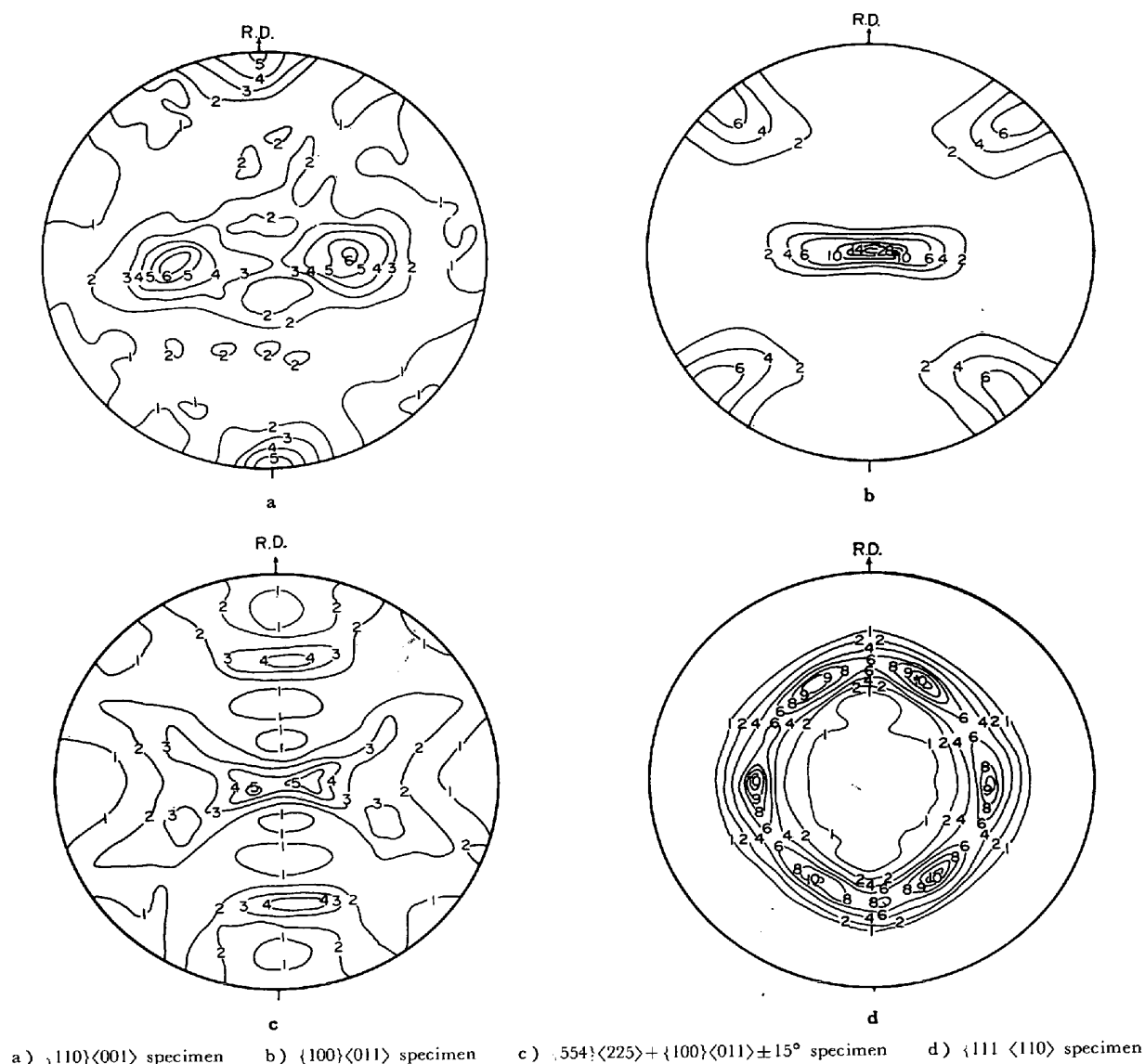


Fig. 1. $\{200\}$ pole figures showing the textures in strongly textured low carbon steel specimens.

置を記号で示してあるが、いずれの試料においてもほぼ目的とした集合組織が発達している。Photo. 1 はこれらの試料の光学顕微鏡組織を示す。 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 試料ではやや混粒気味であり、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 試料では圧延方向に結晶粒および第二相粒子が展伸している。

これらの試料では、強い集合組織を得るための冷間圧延・焼鈍処理により、板厚が薄くなっているためシャルピー試験結果が通常と異なる。シャルピー試験結果に対する試験片幅（板厚）が小さくなる事（板厚が薄くなる事）の効果としては、破面遷移温度が低温側に移動し、脆性破面率と温度の関係（遷移領域の温度幅）が変化する事が考えられる。しかしこの板厚効果の大きさは、試験片の圧延方向からの角度によらず一定と考えられるので、以下の結果はフルサイズ試験片の場合にも適用できる。

4.1.1 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 試料

Fig. 3 にこの試料の室温における 0.5% 変形応力と引張り強さの面内異方性の実測結果を○印で示す。これと理論的な降伏強度（(9)式）の面内異方性を比較するためにこの試料の集合組織をあらわす三次元結晶方位分布関数 $V(\psi, \theta, \phi)$ から $r=0 \sim 1.0$ の範囲で $M(r)$ 曲線を計算した。Fig. 4 は各試験方向に対する $M(r)$ 曲線を示し、各曲線の最小値とその時の r の値から各試験方向において実現すべき相対降伏強度と R 値をうることができる。実際には $M(r)$ 曲線の底部はかなり平坦で $M(r)$ が最小となる r を求めることはかなりむずかしいが最小値自体はかなり正確に求めることができる。Fig. 4 の $M(r)$ 曲線の最小値から (9) 式にしたがつて計算した 0.5% 変形応力と引張り強さの面内異方性を Fig. 3 に実線で示した。 $\sigma(0)$ としては圧延方向における測定値の平均値をもちいた。実測値と計算値を比較すると 0.5

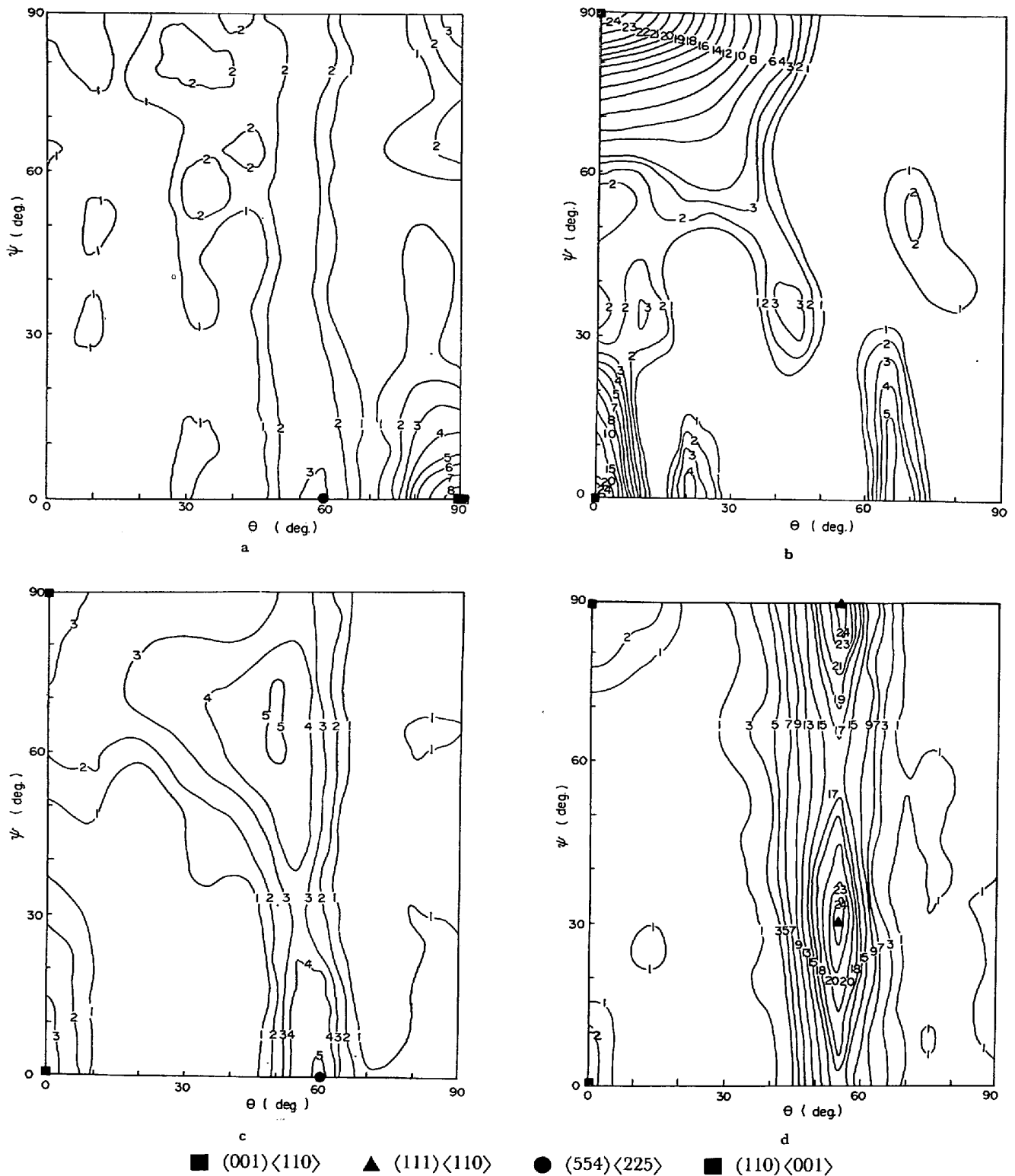


Fig. 2. $\phi=45^\circ$ sections of crystallite orientation distribution function for strongly textured low carbon steel specimens.

%変形応力に関しては実測値のバラツキが大きく定性的な一致しかえられなかったが、引張り強さに関してはかなりよい一致がえられた。このことは三次元結晶方位解析法と HOSFORD-BACKOFEN の方法を併用することの

有効性を示すものと考えられる。上述の方法で求めた $M(r)$ 曲線がどの程度現実に即したものであるかはランクフォード値の測定からも確認できる。実際にランクフォード値 R を測定し、これに対応する r を求めて Fig. 4

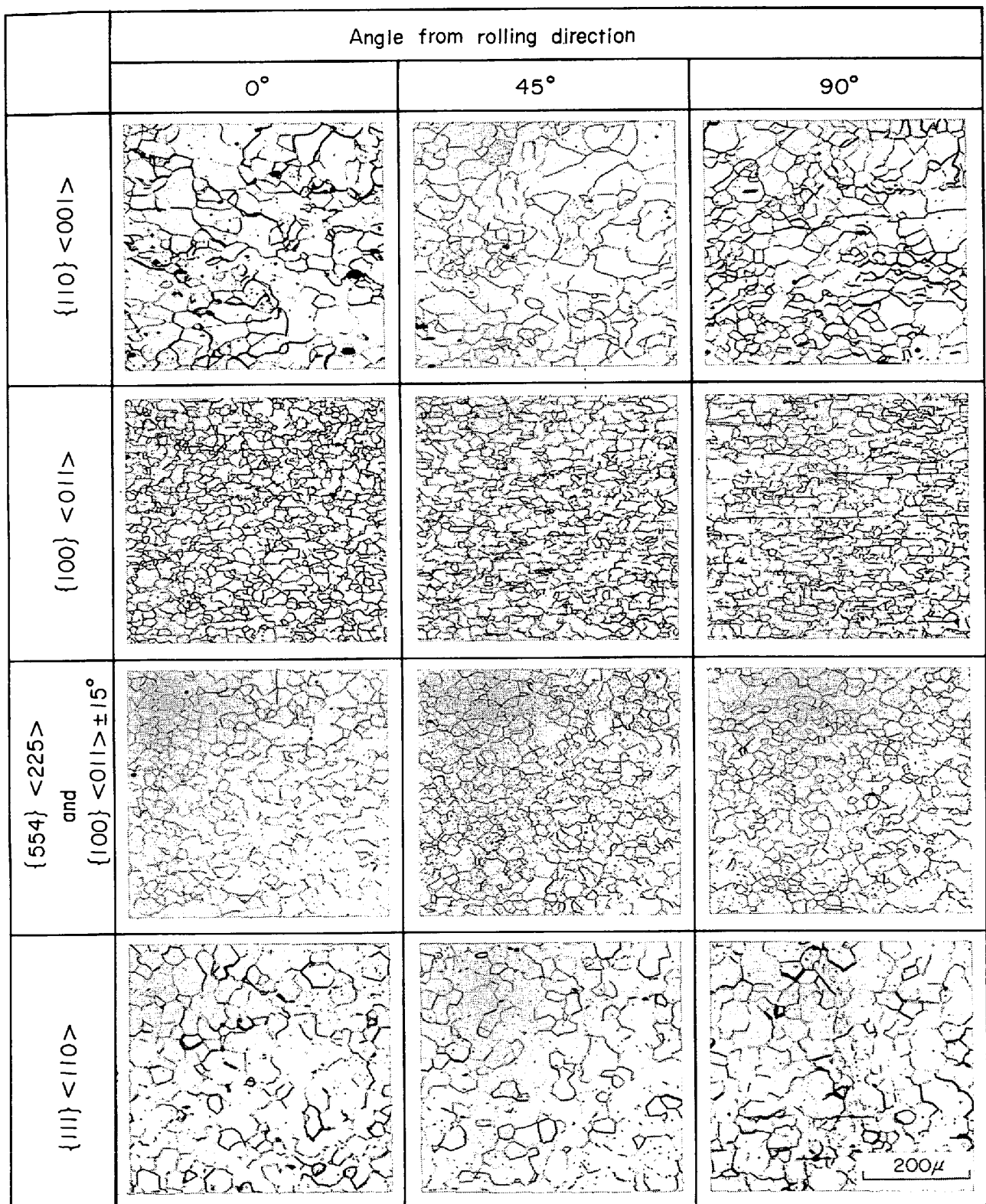


Photo. 1. Microstructures of strongly textured low carbon steel specimens observed on transverse (0°) diagonal (45°) and longitudinal (90°) sections.

の各曲線上にその位置を矢印で示した。すでにのべたように $M(r)$ 曲線の底部は平坦で最小値の位置は見きわめにくい。いずれにしても矢印の位置はこれと著しくか

け離れることはないようである。ところで、引張り強さに関しては変形が最大荷重点にまで進行する過程でかなりの結晶回転が生ずる結果、変形前の結晶方位分布にも

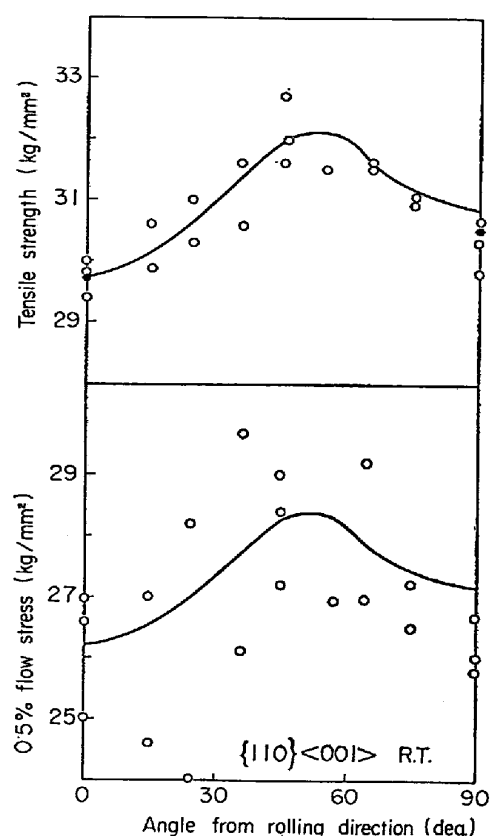


Fig. 3. Planar anisotropies of 0.5% flow stress and tensile strength for $\{110\}\langle 001 \rangle$ specimen tested at room temperature. Theoretical curves were so adjusted that they coincided with the experimental data at rolling direction. Black dots are results of the calculation, which takes crystal rotation into account.

とずいてこれを推定しても一般にはあまり良好な結果はえられないことが考えられるが、この試料の場合には実測値ときわめて良く一致する結果がえられた。これが実際には問題とするほどの結晶回転がおこっていないためであるか、あるいは実際には、結晶回転が起つていても $M(r)$ 曲線の最小値があまり大きく変化しないためであるかを確認するために圧延方向から 0° , 45° , 90° の方向に切り出した短冊試験片に 15% の単軸引張り変形を与えた後の集合組織を測定した。Fig. 5 はその結果でいずれの試験方向においても引張軸を中心として、初期集合組織とは別の変形集合組織が形成されつつあることがみとめられる。この変形集合組織をもとにして計算した $M(r)$ 曲線を変形前の集合組織をもとにして、計算した $M(r)$ 曲線と比較して Fig. 6 に示す。

この結果によれば、Fig. 5 に示す程度の結晶回転が起つても $M(r)$ 曲線の最小値はほとんど変化していない。この変形後の $M(r)$ 曲線の最小値から求めた引張り強さ

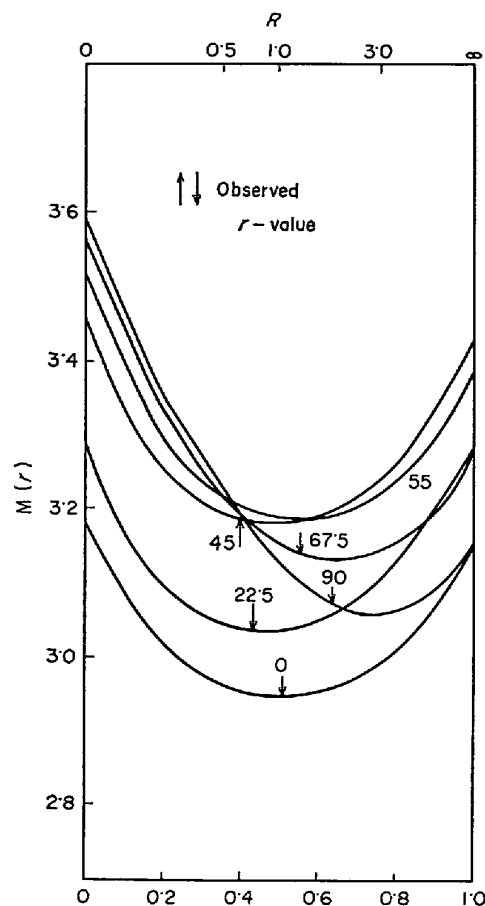


Fig. 4. M versus r curve for $\{110\}\langle 001 \rangle$ specimen. Numbers in the figures indicate the testing direction as measured from the rolling direction, while arrows indicate the positions of r which have been estimated from the experimental Lankford's R value.

を Fig. 3 中に黒丸で示す。15% の引張り歪はこの試料の一樣伸びよりもかなり小さいが X 線試料採取を目的とした短冊試験片ではこの程度の歪量から変形の不均一があらわれ始めるので、引張り歪量をこのように設定した。実用非調質高張力鋼の場合は一樣伸びは高々 10 数パーセントであるので、この程度の引張り変形にともなう結晶回転の影響を調べておけば実用上は十分であると考えられる。

次にこの試料の靱性に関してはシャルピー試験の結果 Fig. 7 に示すような破面遷移温度 (vT_{rs}) の面内異方性がえられた。この結果と (13) 式によつて与えられる脆さの計算値を比較するために、まず、三次元結晶方位分布関数から試験方向に関する逆極点図を計算した²⁸⁾。Fig. 8 に各試験方向に対する計算結果を示す。これらの逆極点図上で (13) 式にしたがつて計算した脆さを Fig. 7 に示した。この場合、脆さは vT_{rs} と 0° 方向および最

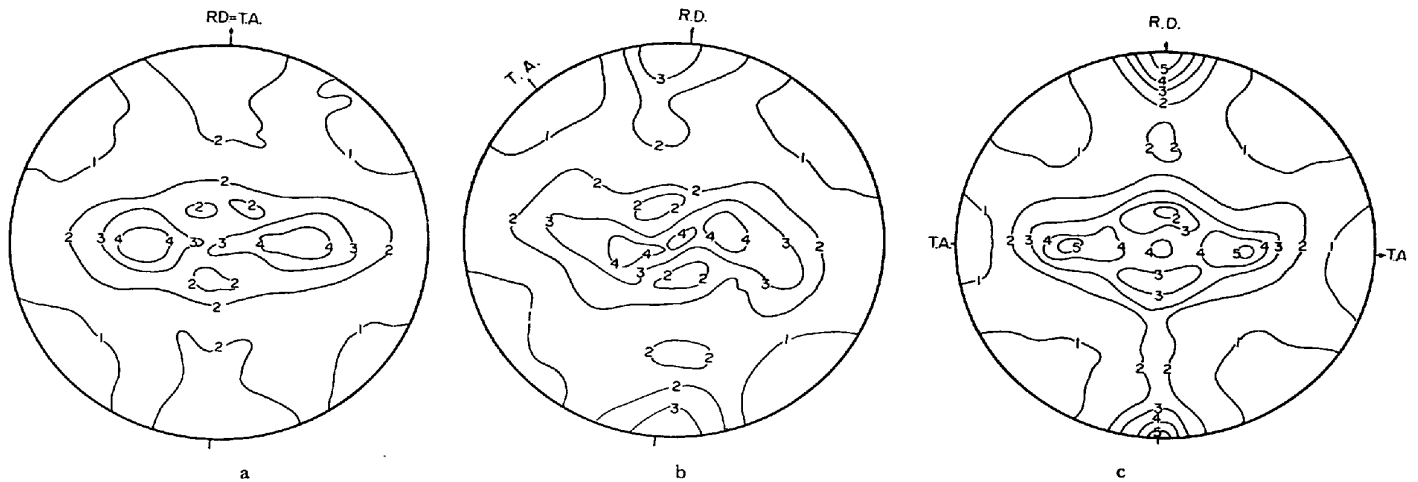


Fig. 5. $\{200\}$ pole figures showing the crystal rotations observed after 15% extension. Tensile directions are a) 0° b) 45° and 90° respectively. RD indicates original rolling direction, while TA indicates tensile direction.

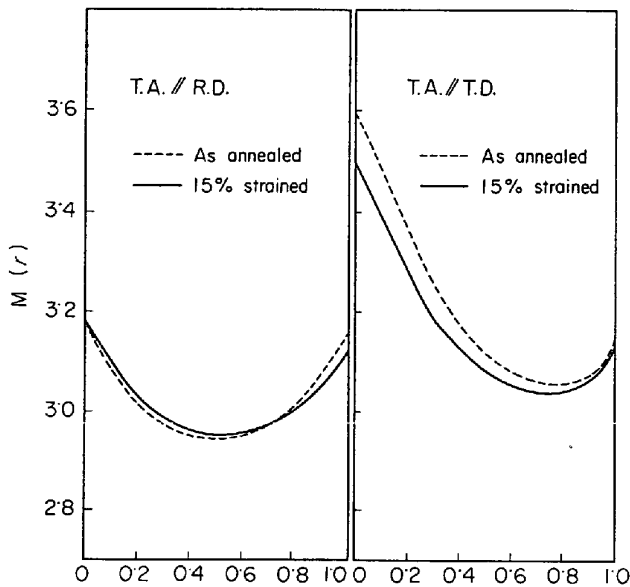


Fig. 6. The effect of crystal rotation due to 15% extension on the M versus r curves. TA indicates tensile direction, while RD and TD indicate rolling and transverse directions respectively. Broken curves were calculated from the initial texture, whereas solid curves represent the result obtained from the deformation texture after 15% extension.

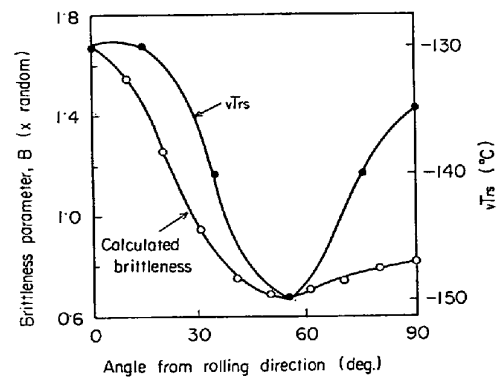


Fig. 7. Anisotropies of fracture appearance transition temperature, vT_{rs} , and brittleness parameter, B for $\{110\}\langle 001\rangle$ specimen. Both data were fitted, so that they coincided at the rolling direction and at the position of the minimum.

小値の位置で一致するようにプロットしてあり、方位がランダムな試料の脆さを、単位とした数値であらわしている。実測値と計算値を比較すると遷移温度の測定誤差、理論計算上の仮定近似を考慮すれば両者は圧延方向からの角度が $0^\circ \sim 60^\circ$ の範囲ではよく一致するといえる。次に集合組織が、脆性破面形態におよぼす影響をしらべた。Photo. 2 はこの試料のシャルピー試験片の脆性破

面を示す。まず、圧延方向では破面が平坦で破面単位が大きいことが特徴といえるが、これは Fig. 1 の $\{200\}$ 極点図から明らかなように、この方向では $\langle 100 \rangle$ 軸の集積が高く $\{100\}$ 劈開面同志の間の方角差が小さいためであると考えられる。一方、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 主方位の $\langle 111 \rangle$ 方向にあたる圧延方向から 55° の方向では、試験方向と比較的大きな角度をなす面上で劈開を生ずる結果破面単位が小さく破面が隆起している。試験方向が圧延直角方向の場合の破面は以上にのべた 2 つの場合の中間的性格を示している。

4.1.2 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 試料および $\{554\}\langle 225 \rangle + \{100\}\langle 011 \rangle \pm 15^\circ$ 試料

Fig. 9a, 9b にこれらの試料の室温における降伏点と引張り強さの実測値（丸印）と、集合組織からの計算値

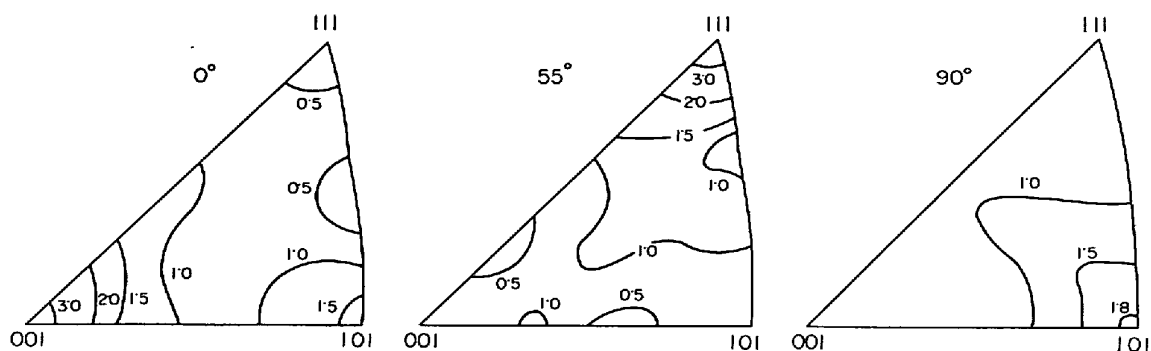


Fig. 8. Inverse pole figures showing the distribution of the test direction on the unit stereographic triangle for $\{110\}\langle 001 \rangle$ specimen. Test direction; a) 0° b) 55° c) 90°

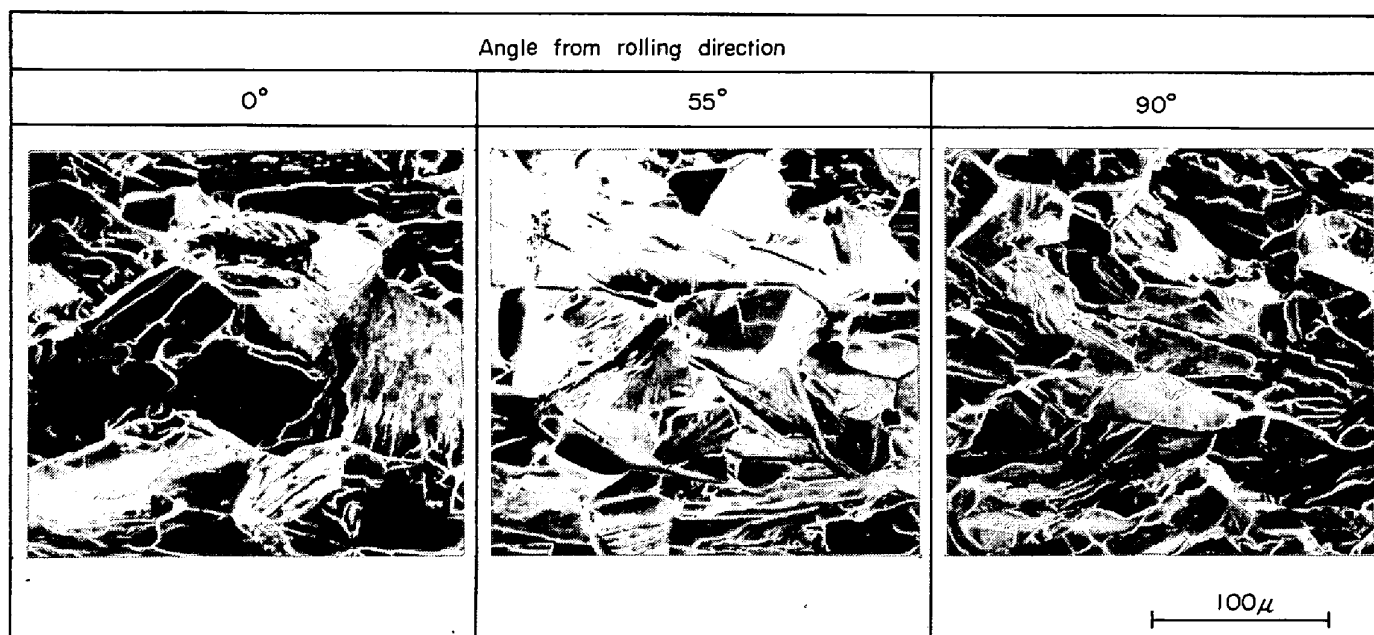


Photo. 2. Brittle fracture surfaces of $\{110\}\langle 001 \rangle$ specimen broken in test directions 0° , 55° and 90° from the rolling direction. (Charpy specimen, tested at -196°C)

(実線)を示す。この場合も両者の一致はよい。

これらの試料についてもシャルピー試験をおこなったが、延性領域では試験片にねじれを生じ信頼性のある結果はえられなかった。

4.1.3 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 試料

Fig. 10 にこの試料の室温および -196°C における降伏点および引張り強さの実測値を丸印で示す。実線は集合組織から計算した結果をあらわす。実測値と計算値は比較的良好に一致するが、降伏点、引張り強さとも 90° 方向で実測値が理論値よりも低い値を示している。この原因は、理論計算では試験方向による結晶粒径の変動を考慮していないが、実際は Photo. 1 に示すように結晶粒が圧延方向に展伸していることにあると思われる。

この試料の破面遷移温度 (${}_0T_{rs}$) およびシェルフ・エネルギーの面内異方性に関しては Fig. 11 に示す結果が

えられた。同図には集合組織から計算した脆さも示しており実測した ${}_0T_{rs}$ と 0° 方向の値および最大値が一致するようにプロットしてある。実測値と計算値は定性的にはかなり類似した面内異方性を示すが、この場合も 90° 方向での一致がわるい。この原因としては、上述のごとくこの試料では結晶粒が圧延方向に展伸していることが最有力と考えられ、また、圧延方向に展伸した第二相粒子の影響が考えられるが、理論計算の側にも (13) 式の積分限界 θ_c の設定が適切であったかどうか検討の余地があると思われる。実際に積分限界を変えて脆さを計算した結果を Fig. 12 に示す。積分限界 θ_c が 10° 以下の場合には脆さの面内異方性は実測破面遷移温度の面内異方性よりもはるかに鋭いピークを示し、積分限界 θ_c が 25° 以上では逆に脆さの面内異方性が実測破面遷移温度の面内異方性よりも平坦になってしまうので、積分限界とし

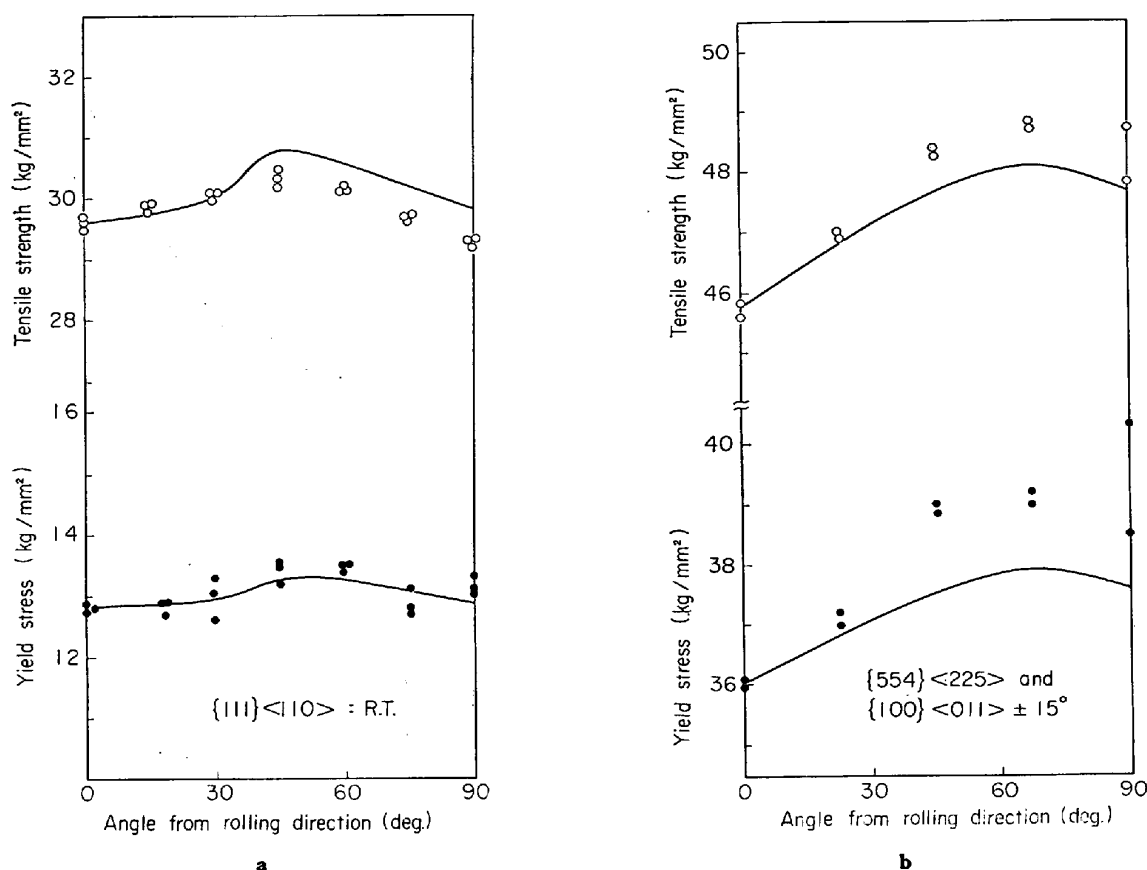


Fig. 9. Anisotropies of yield stress and tensile strength for a) $\{111\}\langle 110 \rangle$ specimen tested at room temperature and b) $\{554\}\langle 225 \rangle + \{100\}\langle 011 \rangle \pm 15^\circ$ specimen tested at room temperature. Solid curves were theoretical curves, which were fitted to the experimental data at rolling direction.

では 15° ないしは 20° とするのが妥当であると考えられる。この点に関しては結晶粒の形状が等方的で第二相粒子が少い試料をもちいて検討をおこなえばさらに正確な結論がえられるであろう。

次に 90° 方向における脆さと実測破面遷移温度の不一致の原因を破面観察によつて調べてみた。Photo. 3 は -196°C における引張試験後の破面を示す。この場合も劈開面である $\{100\}$ 面の集積が高く、従つて $\{100\}$ 面同志の方位差が小さいと考えられる 45° 方向では破面は平坦で破面単位が大きい。これに対し、圧延方向および圧延直角方向では破面はブロック状を呈し破面単位が小さい。特に、圧延直角方向では層状破面が発生している点が注目される。

この層状破面は特に、この試料のごとく圧延面に平行な $\{100\}$ 面が多量に存在する場合に、この $\{100\}$ 面と圧延方向に展伸した第二相粒子の協同作用により形成され、板厚分割効果によりその試験方向の遷移温度を低下させることが考えられる。一方、このような圧延方向に展伸した第二相粒子は、試験方向が 90° 方向に近い場合

は最終的な破面を形成する主脆性クラックの伝播を助長する結果、破面遷移温度を、上昇させることも考えられる³²⁾。後者の可能性は、Photo. 3 において試験方向が 90° 方向の場合の破面が圧延方向に沿つて比較的平滑であることから十分考えられる。いずれにしても、圧延方向に展伸した第二相粒子が存在する場合には、これらは、上述のごとく破面遷移温度を上昇させる効果と低下させる効果をもち、それらの相対的な大小関係が破面遷移温度を決定するものと思われる。 90° 方向における脆さと実測破面遷移温度の不一致は結晶粒が圧延方向に展伸している事あるいは、このように圧延方向に展伸した第二相粒子が破面遷移温度に対して複雑な効果をもつために生じたものと考えられる。

4.2 試作非調質高張力鋼の集合組織と強度、靱性の異方性

Table 2 に成分を示した試作非調質高張力鋼のうち、Mn 量のことなる Steel 1~Steel 5 を表中の仕上温度でコントロール・ローリングした後の集合組織を $\{200\}$ 極点図で Fig. 13 に示した。比較のために、Steel 1 を

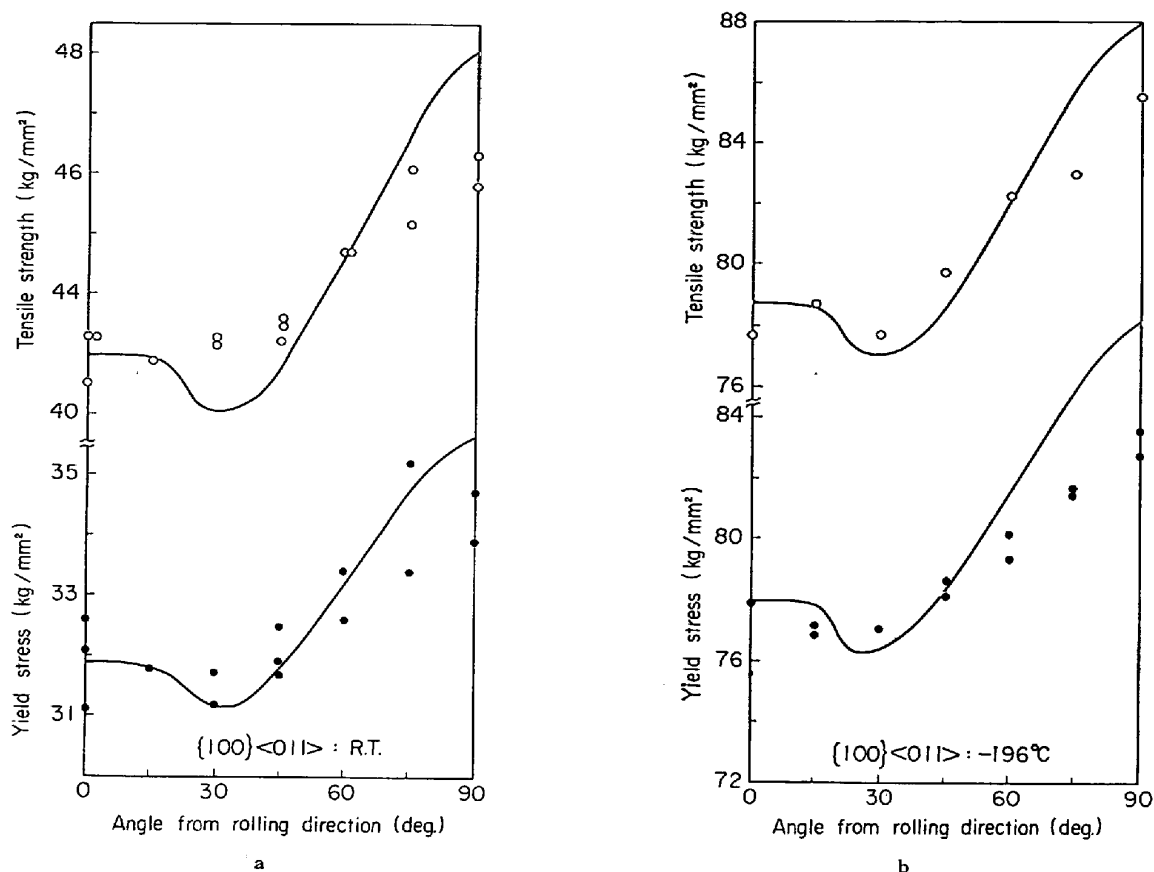


Fig. 10. Anisotropies of yield stress and tensile strength for {100}<011> specimen tested at a) room temperature and b) -196°C . Solid curves were theoretical curves, which were fitted to the experimental data at rolling direction. For each testing direction only one specimen was strained up to fracture, while others were unloaded after yielding to obtain specimens for microcrack observation.

仕上温度 900°C で熱延した場合の集合組織も示してある。

Steel 1 を 900°C で仕上げた場合の集合組織はきわめて弱く、ほぼランダムに近いが、低温で仕上げた、いわゆるコントロールド・ローリングをおこなった試料は Mn 量の増加とともに顕著な集合組織が発達することがわかる。これらの {200} 極点図上では各種方位が共存する場合には、これら方位成分を正確に分離、同定することは一般には容易ではない。この点に関して信頼性がさらに高い三次元結晶方位解析法をもちいて正確な主方位を同定した。Fig. 14 はその解析結果を示す三次元結晶方位分布関数の $\phi=45^{\circ}$ の断面で、コントロールド・ローリングをおこなった試料の集合組織の主方位は {332}<113> を中心とし圧延直角方向に <110> 軸を持つ方位群と {311}<011> を中心とし圧延方向に <011> 軸を持つ方位群であることがわかる。

Fig. 15 はこれらの試料の室温および -196°C における降伏点 (あるいは 0.2% 耐力) と引張り強さの面内異

方性を示す。図中の記号 L. F. T. はコントロールド・ローリングした試料、H. F. T. は 900°C で仕上圧延をおこなった試料である。集合組織が弱い 900°C 仕上圧延をおこなった試料である集合組織が弱い 900°C 仕上圧延材ではこれら強度特性の異方性も弱い、コントロールド・ローリング材では Mn 量が高く集合組織が強いほど非対称な V 字型の面内異方性が顕著となり、L, C 差が増大する。実線はこの場合も集合組織から計算した各強度特性値の面内異方性を示すが、いずれの場合も実測結果とかなりよく一致している。 $2.06\%\text{Mn}$ 鋼はベイナイト組織を呈していたが、このような複雑な組織の場合においても比較的よい一致がえられる点が興味深い。

以上の結果から、これら商用非調質高張力鋼の強度の異方性に対して集合組織が大きく寄与していることを結論できる。

次に、これらの試料の破面遷移温度 (vT_{rs}) と集合組織から計算した脆さの面内異方性を対比して Fig. 16 に示す。但しここでは、集合組織以外の因子の寄与も大き

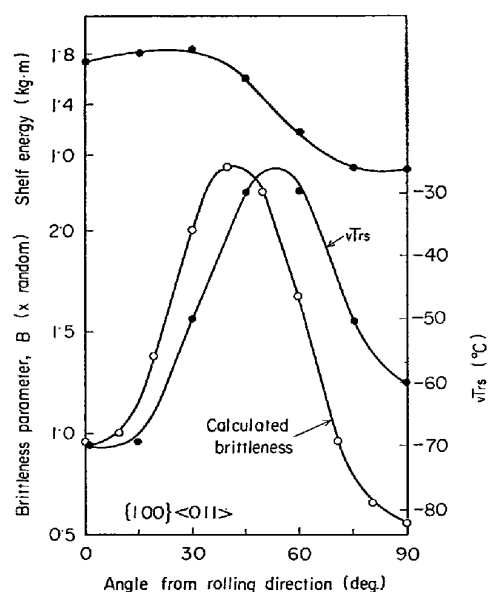


Fig. 11. Anisotropies of the fracture appearance transition temperature, vT_{rs} , shelf energy and brittleness parameter, B , for $\{100\} \langle 011 \rangle$ specimen. vT_{rs} and B were plotted so that they were fitted at the rolling direction and so that their maximum coincided with one another.

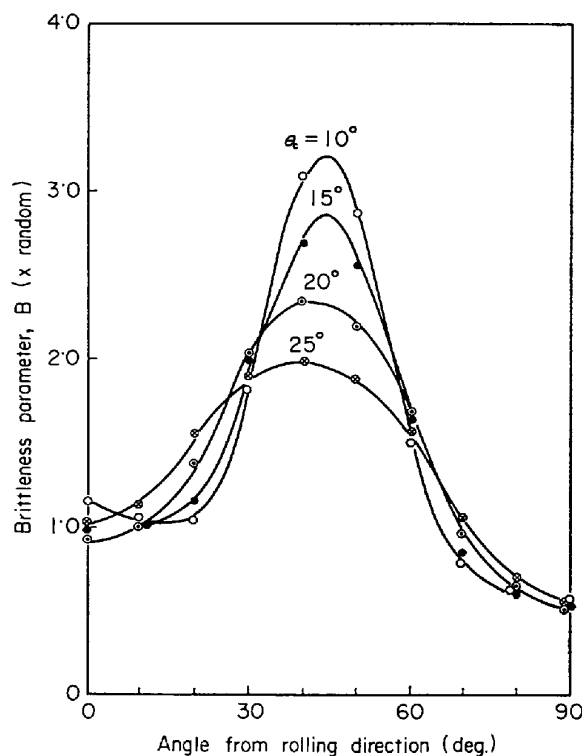


Fig. 12. The effect of integral limit, θ_c , in Eq. (13), on the anisotropies of the brittleness parameter, B , calculated for $\{100\} \langle 011 \rangle$ specimen.

いと考えられるので、脆さの計算値と破面遷移温度の実測値を Fig. 7, Fig. 11 のように圧延方向とピーク値で合わせる事はせず、一律に脆さの計算値 0.1 に対し破面遷移温度の実測値 10°C の割合で目盛つてある。

この場合には実測値と計算値は一応、類似した面内異

方性を示すが、強度特性の場合ほどよい一致はえられなかった。この場合、集合組織から計算した脆さに比較して実測破面遷移温度は相対的に 0° 方向では低く、 90°

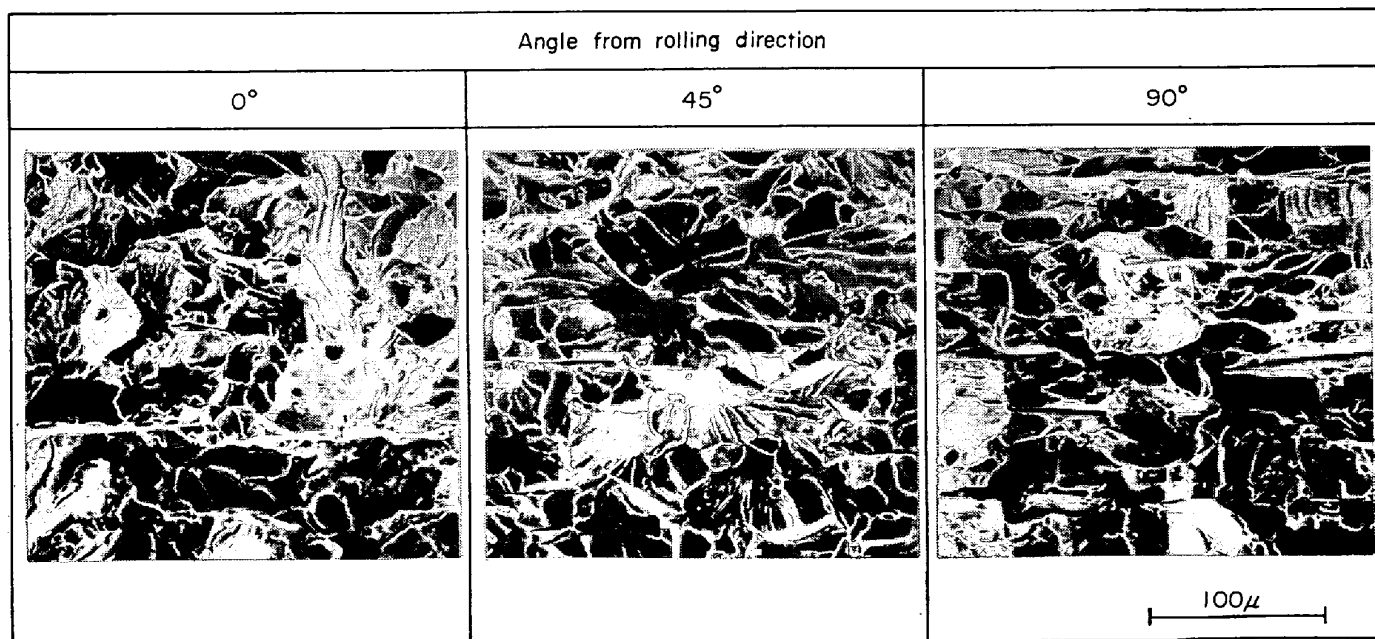
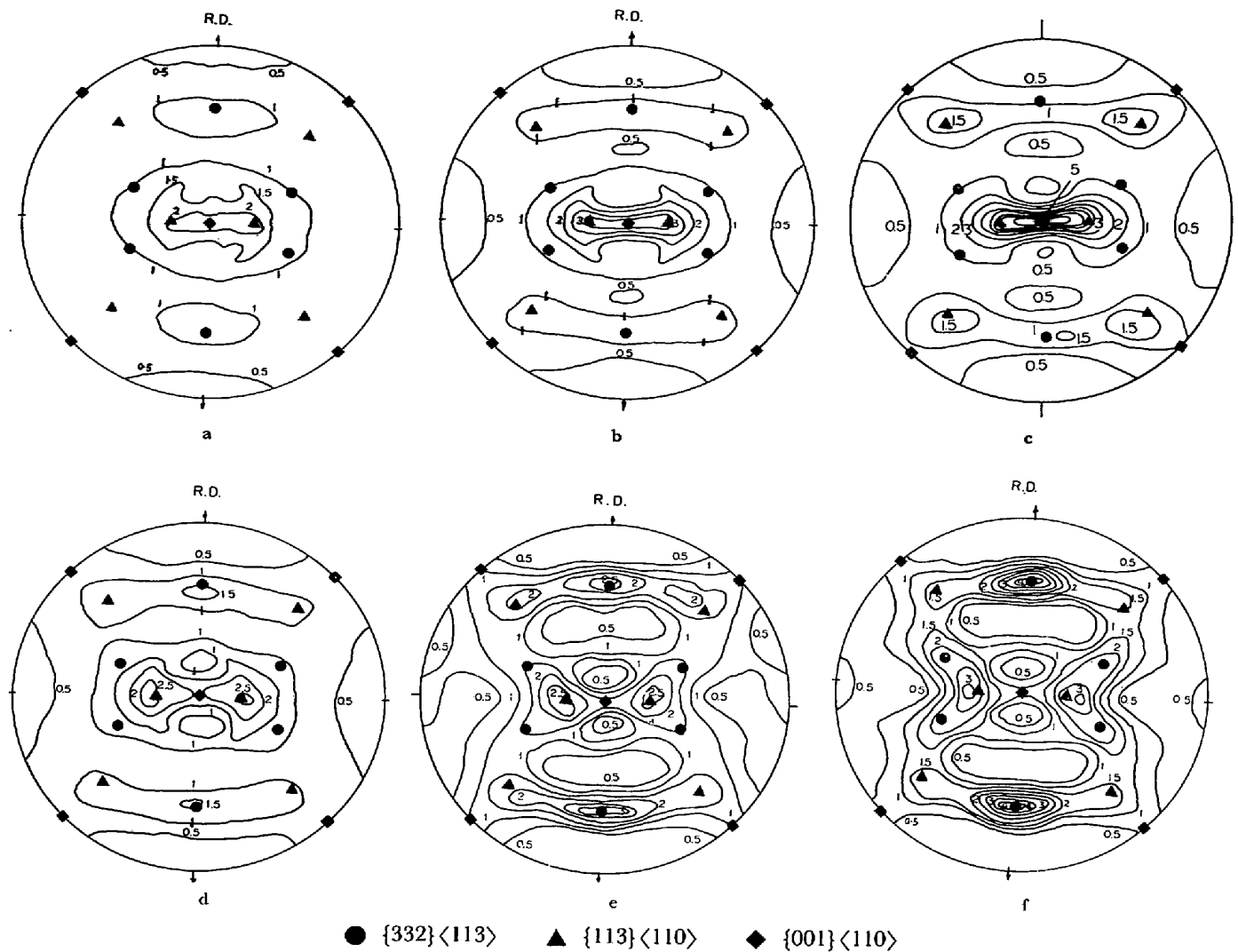


Photo. 3. Brittle fracture surfaces of $\{100\} \langle 011 \rangle$ specimen broken in test directions 0° , 45° and 90° from the rolling direction. (Tensile specimen tested at -196°C)



● $\{332\} \langle 113 \rangle$ ▲ $\{113\} \langle 110 \rangle$ ◆ $\{001\} \langle 110 \rangle$
 a) Steel 1 finished at 900°C b) Steel 1 finished at 750°C c) Steel 2 finished at 720°C
 d) Steel 3 finished at 780°C e) Steel 4 finished at 820°C f) Steel 5 finished at 800°C

Fig. 13. $\{200\}$ pole figures showing the textures of experimentally controlled rolled high tensile strength steel.

方向では高くなる傾向がある。この原因としては、結晶粒の展伸形状や圧延方向に展伸した第二相粒子の存在が考えられるが、前者は本研究の供試材ではあまり顕著でないで後者の寄与が大きいものと考えられる。この点を確認するため通常の非調質高張力鋼よりもS量の高い試料6 (0.69%Mn-0.016%S) を 900°C で仕上圧延し、集合組織の存在しない状態で破面遷移温度の面内異方性におよぼす第二相粒子の影響を調べた。この場合の集合組織は Fig. 13a と同様ほぼランダムで、これから計算される脆さは Fig. 16 に示すようにほとんど異方性を示さないが、実測破面遷移温度 (σT_{rs}) は Fig. 16 に示すように 0°, 22.5° 方向が他方向より低くなった。しかしこの試験材では 0°, 22.5° 方向でクラックのマクロな径路が試験軸に垂直にならず、圧延方向に沿って走

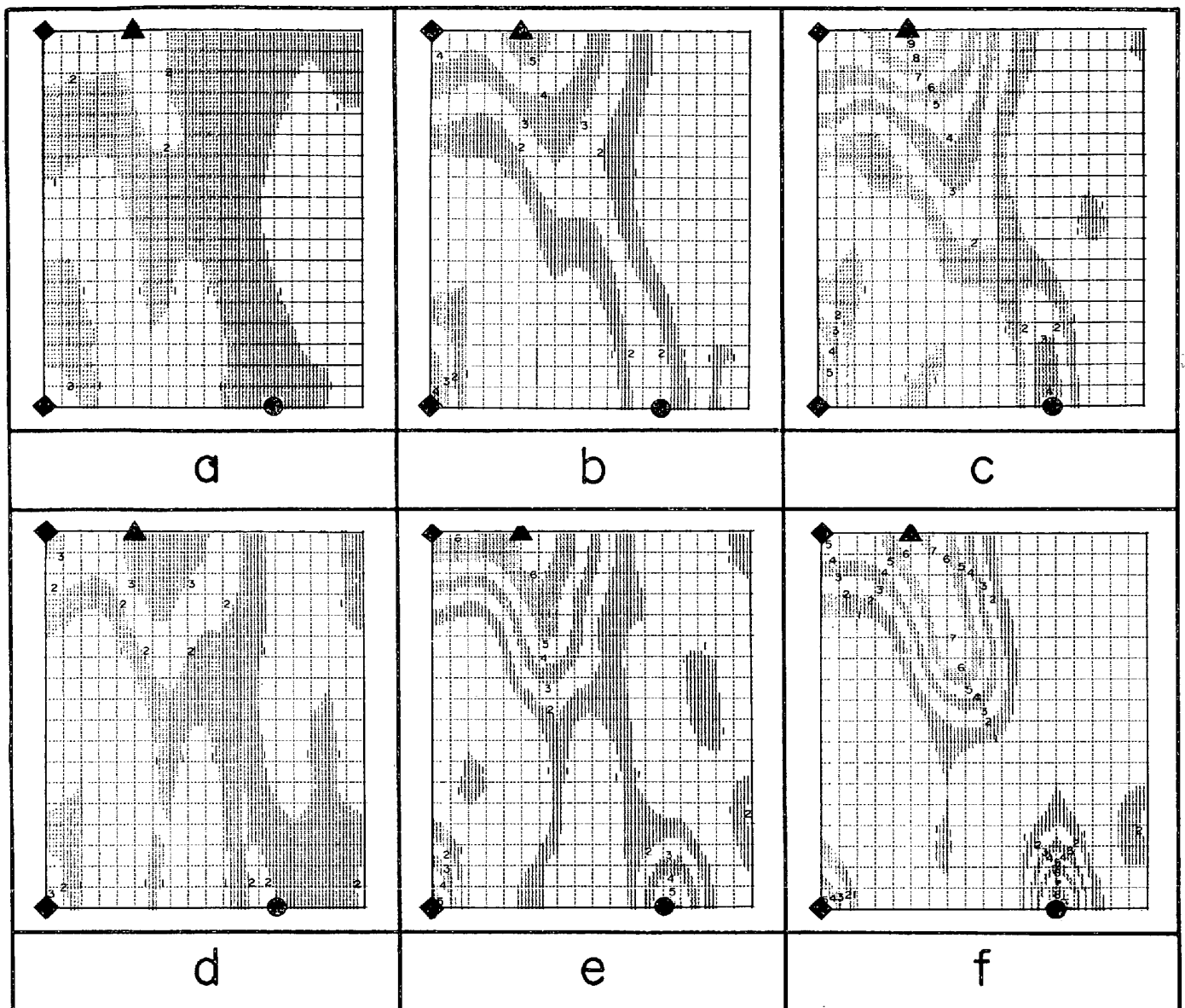
て居り、通常より応力が緩和されたため破面遷移温度が下がったと考えられる。

このようにクラックの伝播が偏向する現象は、強度レベルが比較的高い高張力鋼において、圧延方向に展伸した第二相粒子が比較的多く存在する場合にしばしばみとめられており、展伸した第二相粒子に沿ってクラックが伝播しやすいことをあらわしているものと考えられる³²⁾。このような傾向は、これほど顕著ではないが、本研究の供試材にもみとめられており、これが理論値と実測値の不一致の一因となっているものと考えられる。

5. 考 察

5.1 脆性破壊の律速過程

一般に多結晶体における脆性破壊の進行過程は



◆ {001}〈110〉 ▲ {113}〈110〉 ● {332}〈113〉

a) Steel 1 finished at 900°C

b) Steel 1 finished at 750°C

c) Steel 2 finished at 720°C

d) Steel 3 finished at 780°C

e) Steel 4 finished at 820°C

f) Steel 5 finished at 800°C

Fig. 14. $\phi=45^\circ$ sections of the crystallite orientation distribution functions, showing the textures of experimentally controlled rolled high tensile strength steels.

- (1) マイクロ・クラックの核生成過程
- (2) マイクロ・クラックがその核生成母体となつた結晶粒内を伝播する過程
- (3) マイクロ・クラックが最初に到達する粒界を貫通し、以後、最終破断に至る過程

に大別され、これらの中で律速過程となる過程のもつ結晶方位依存性が試料全体の脆性破壊応力、破面遷移温度の異方性を支配するものと考えられる。本研究の供試材の場合、どの過程が律速過程であるか、過去の研究結果とてらし合せて次に考察してみる。

まず、本研究の供試材のごとく第二相粒子を多量にふくむ材料では、これら粒子にすべり帯が衝突すると、その応力集中により第二相粒子内部にマイクロ・クラックが容易に形成されることが知られており^{33)~37)}、しかもどの試験方向においても、このような第二相粒子は多量に存在するので、マイクロ・クラックの核生成過程が脆性破壊の律速過程となり靱性に異方性を生ずる原因となることはまず考えられない。

次に、第二相粒子内に発生したマイクロ・クラックが第二相粒子に接するフェライト結晶粒内へ伝播する過程

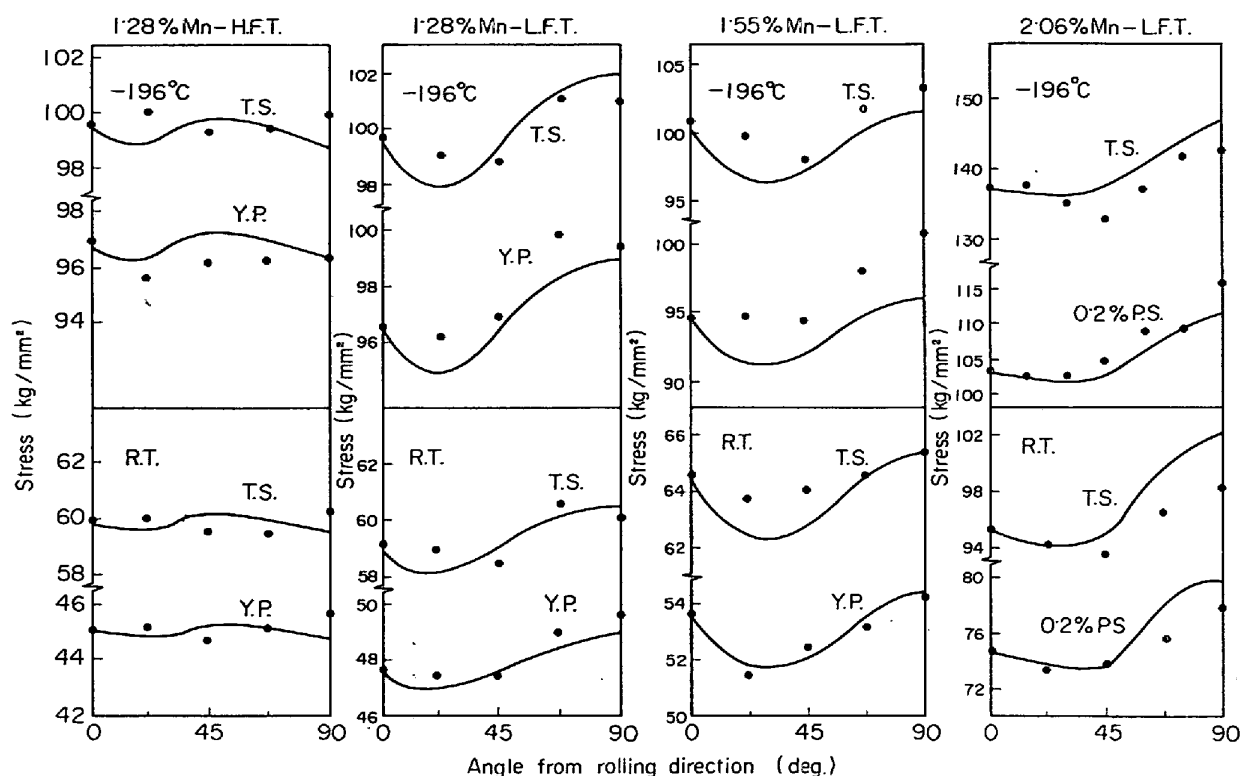


Fig. 15. Anisotropies of yield stress, 0.2% proof stress and tensile strength of experimentally controlled rolled high tensile strength steels tested at room temperature and at -196°C . Solid curves are theoretically calculated from textures. H. F. T. and L. F. T. indicate high and low finishing temperatures, respectively.

すなわち、上述の(2)の過程が律速過程であるとすれば、脆性破壊応力の大きさとその結晶方位依存性は、(11)式の critical resolved normal stress law によつて与えられる。この法則の妥当性については、単結晶をもちいた詳細な研究がなされており、この法則が成立するという報告¹⁹⁾と成立たないという報告¹⁶⁾¹⁸⁾があるが、少なくとも[001]軸と引張軸のなす角度(以後 θ であらわすことにする。)が $20\sim 30^{\circ}$ 以下の限定された範囲内では成立しているようである。一方、多結晶に関しては、方位分散が 5° 以内という非常に鮮鋭な{110}<001>集合組織をもつ方向性3.2%硅素鋼板について 78°K における脆性破壊応力の方位依存性が調べられており²⁰⁾²¹⁾、 θ が大きい領域で resolved normal stress law が成立しないことが報告されている。その原因として、PRIESTNER LOUALT²⁰⁾は、引張軸に対しクラックが傾斜して存在する場合は、クラックの伝播条件式(12)にクラック面に働く剪断応力成分の寄与を取り入れる必要があることを指摘しており、伝播条件式として次式を与えている。

$$\sigma_f \cdot \cos\theta \cdot [1 + (\mu_N - \mu_S) / \mu_S \cdot \sin^2\theta]^{1/2} = \text{一定} \quad \dots\dots\dots (14)$$

ただし、 σ_f は破壊応力、 μ_N 、 μ_S はクラックの面法線

方向およびクラック伝播方向の剛性率である。

彼等の実測した脆性破壊応力の結晶方位依存性は(14)式をもちいて正確に記述することができ、彼等はクラックの伝播過程が脆性破壊の律速過程であると結論している。

しかしながら、これら単結晶や集合組織が異常に強い多結晶鉄についての研究結果にもとずいて、集合組織の方位分散がある程度大きい一般的多結晶体の特性を議論することには問題がある。すなわち、上述の脆性破壊の第二段階に注目した場合、集合組織が異常に強い材料では試験方向によつては θ が小さい結晶粒がまったく存在しないために、第二相粒子内に核生成したマイクロ・クラックが θ の大きい結晶粒内へ伝播する過程を重視せねばならない。一方、本研究の供試材にみられる程度の強さの集合組織をもつ材料では、どの試験方向をとつても程度の差こそあれ、かならず θ の小さい結晶粒が存在する。従つて第二相粒子内に核生成したマイクロ・クラックはこれに隣接する θ の小さい結晶粒内へ優先的に伝播するため、 θ が大きい結晶粒内におけるマイクロ・クラックの伝播について、たとえば(11)式の critical resolved normal stress law が成立するか否かということ

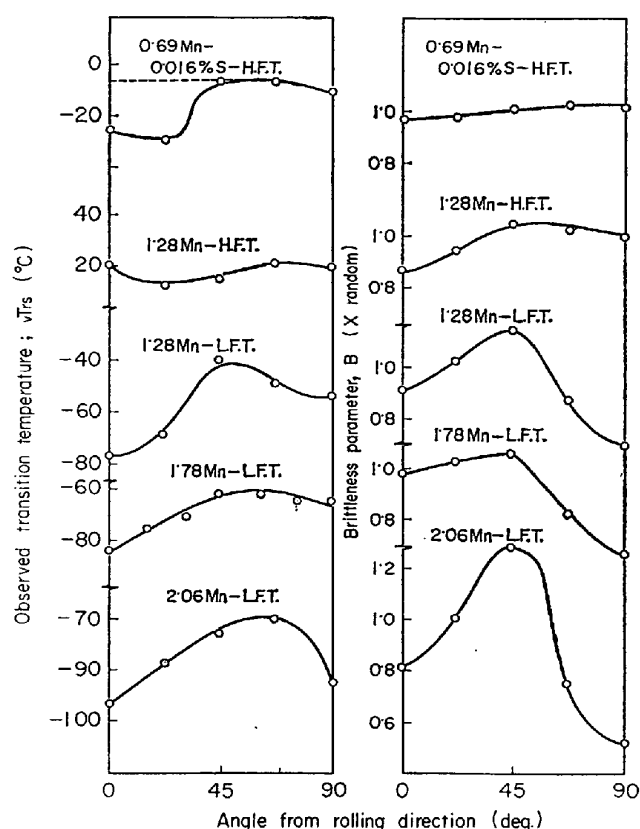


Fig. 16. Fracture appearance transition temperature, $vTrs$, and brittleness parameter, B , of experimentally controlled rolled high tensile strength steels. H. F. T. and L. F. T. indicate high and low finishing temperatures, respectively.

について考察する必要はなく、 θ の小さい結晶粒についてのみ考察すればよい事がわかる。

このことは、実用材料においては脆性破壊の第二段階が進行する確率、すなわち θ の小さい結晶粒の存在量の大小に注目する必要があることを意味しており、(13)式はこのような物理的な内容を具体的に数式化したものといえる。

Fig. 12 に示したように、(13) 式において θ を 15° ないしは 20° 以下の範囲に限定した場合に実測破面遷移温度が脆さの計算値ともつともよい一致を示す事実は、上述の考えの妥当性を支持するものと考えられ、脆性破壊の全過程を律速するものはその第二段階である可能性が強く示唆される。その場合、 θ が小さい範囲では $\sin \theta$ 項の寄与は小さく、クラック面上に働く剪断応力の寄与は無視してさしつかえないことがわかる。

このようにして結晶粒内を貫通し終るとマイクロ・クラックは最初の結晶粒界に到達する。次に、マイクロ・クラックがこの粒界を貫通する段階から最終破断に至るまでの過程、すなわち、上述の脆性破壊の第三段階と集

合組織の関係について考察する。マイクロ・クラックが結晶粒界を貫通しうるか否かは、隣接結晶粒間の方位差によつて支配されるが、GELL and SMITH³⁸⁾の実験結果によれば、クラックの伝播が可能となるためには、方位差の tilt 成分が 25° 以内、twist 成分が 15° 以内である必要がある。ところで、この値は一般に集合組織を持った材料の各方位成分の分布幅と同程度の値であり、再結晶あるいは圧延と相変態を経た材料では、類似方位の結晶粒が集団をなして存在する場合が多いことを考慮すると、マイクロ・クラックは最初の結晶粒界に到達できさえすれば、方位差の小さい結晶粒界を次々と突破して類似方位の結晶粒集団程度の大きさにまで容易に成長しうることが考えられる。この場合、最初の結晶粒界にまで到達しうるとマイクロ・クラックは当然試験方向と $\langle 100 \rangle$ 軸のなす角 θ の小さい結晶粒内にもみあらわれるので、このような結晶粒と小傾角をなす類似方位集団とは試験軸にほぼ平行な $\langle 100 \rangle$ 軸をもつような結晶粒集団であるといえる。このような類似方位の結晶粒集団が存在することは、Photo. 2, Photo. 3 において $\langle 100 \rangle$ 軸の集積の高い方向で破面単位が大きく、平坦な破面があらわれることから立証される。

一方、この程度の大きさまでクラックが成長すれば、十分大きな応力集中がえられるため、どのような方位差の粒界でもことごとく貫通して最終的な破断につながりうると考えられる。

以上の考察の結果から、集合組織の存在する材料の場合、脆性破壊の第三段階は比較的容易に進行しうると考えられ、結局、第二段階が全過程を律速している可能性が強いように思われる。

5.2 強度の異方性と集合組織

従来、多結晶体の強度特性と集合組織の関係については、多数の研究^{13)~15)}がなされているが、ほとんどの場合、集合組織を主方位で代表させてこれと強度の関係を考察しており、定性的な議論の域を脱していなかった。

しかしながら、SEMCHYSEN, TIMMONS¹³⁾はアーク溶解 Mo を一方向圧延もしくは交叉圧延した場合、いずれの場合にもきわめて強い $\{100\}\langle 011 \rangle$ 集合組織がえられるにもかかわらず、引張り強さは一方向圧延試料では Fig. 10 と同じ V 字型面内異方性を、交叉圧延試料では 45° 方向が最大となる逆 V 字型面内異方性を示すことを見出している。このような大きな相異の原因としては、主方位成分と同時に一方向圧延試料では圧延方向に関する方位分散が、また交叉圧延試料では板面に平行な $\{111\}$ 面をもつ副方位が、それぞれ共存していることが考えられる。

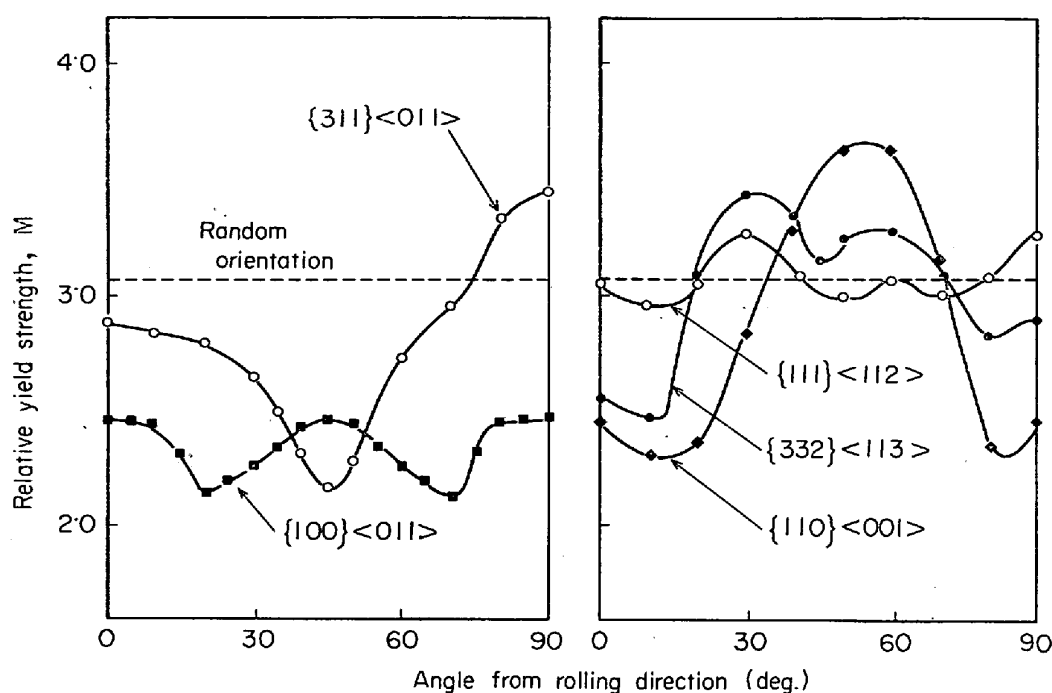


Fig. 17. Anisotropies of relative yield strength calculated for various ideal orientations.

このように、主方位が同じであつても副方位や方位分散がことなれば強度の面内異方性が正反対になる場合があることを考慮すると、集合組織と強度の異方性の関係を考察する場合には本研究のごとく集合組織をその細部まで定量的に取入れた取扱いが必要であるといえる。

Fig. 10 に示した $\{100\}\langle 011 \rangle$ 試料の降伏点、引張り強さの異方性もこのような考慮なしには説明しえないであろう。Fig. 17 には HOSFORD, BACKOFEN の方法にしたがつて計算した種々の理想方位の相対降伏強度の面内異方性を示してあるが、この結果によれば $\{100\}\langle 011 \rangle$ 集合組織の降伏点は 45° 方向に関して対称となることが予測される。しかし、実際には SEMCHYSEN, TIMMONS の一方向圧延の場合の結果と一致して降伏点は非対称な V 字型異方性を示している。このタイプの異方性は Fig. 17 を参照すると $\{311\}\langle 011 \rangle$ 近傍の方位においてのみ顕著であることと Fig. 2b に示すように $\{100\}\langle 011 \rangle$ 主方位の方位分散中に $\{311\}\langle 011 \rangle$ 近傍の方位がかなり存在する事実を考えあわせると、これらの分散方位は $\{100\}\langle 011 \rangle$ 主方位に比較して存在量は少くても、試料全体の降伏点の異方性に対してより大きな寄与をなしていることが結論である。

次に、コントロールド・ローリングをおこない、非調質高張力鋼の集合組織を制御して強度の異方性を改善する立場から Fig. 17 を参照するとこれら非調質高張力鋼に存在する集合組織成分のうち $\{332\}\langle 113 \rangle$ 近傍の方位は相対降伏強度の異方性が小さく、全体の強度レベルが

高いので好ましい方位であることがわかる。したがつて $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位の発達を助長することが集合組織制御による強化（六方晶金属の場合には texture strengthening と呼ばれている²³⁾）をこころみる場合の第一の指針といえる。Fig. 13, 14 に示したようにこれら非調質高張力鋼には $\{311\}\langle 011 \rangle$ 近傍の方位も存在するが、これらの方位は、すでにのべたごとく、強度の異方性が大きく、実用上は強度の L, C 差を増大させるので、その形成発達を抑制する必要がある。

従来、非調質高張力鋼の強度の異方性、たとえば LC 差は主として結晶粒の展伸形状によつて説明されてきたが、最近では集合組織と関連づけた検討がおこなわれつつある²⁾⁶⁾³⁹⁾。久保田、小指、清水²⁾は 0.2% C 低合金鋼をオーステナイト低温領域で圧延後、直接焼入れした場合、強度特性に顕著な LC 差があらわれることを見出し、これはこの加工熱処理によつて形成される強い集合組織に起因するものであると結論している。

降伏点の顕著な LC 差は 0.1% C-1.4% Mn-Nb 鋼にコントロールド・ローリングをおこない、 750°C 以下で仕上げた場合にもみとめられており⁶⁾³⁹⁾、COLEMAN, DELIEU, and GOUGH⁶⁾はこの LC 差を低温圧延にとまなう $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位成分の増大によつて説明している。しかし、すでに指摘したごとく、この LC 差は異方性の小さい $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位よりも、コントロールド・ローリング材の集合組織の主方位成分の一つである $\{311\}\langle 011 \rangle$ 方位に起因するものと考えるのが妥当であろう。

本研究の結果によれば、三次元結晶方位解析法と、HOSFORD-BACKOFEN の降伏強度計算法を併用すれば集合組織から多結晶体の降伏点、引張り強さの異方性をかなり正確に推定できることが明らかとなった。しかし、非調質高張力鋼の場合に集合組織と強度の関係を定量的に表現しようところみたのは本研究が最初であるためその結果には未だ不満足な点が残されているので、今後集合組織以外の他因子の影響を取り入れた検討をおこなう必要があると考えられる。

一方、本研究でもちいた HOSFORD, BACKOFEN の方法には均一歪変形や等方性硬化などかなり本質的な仮定がふくまれているので、この仮定の妥当性も今後十分確認する必要がある。また、本研究では、 $\{110\}\langle 111 \rangle$ すべりを仮定したが、BCC のすべり面に関する研究の今後の進歩をまつた上で、この仮定の妥当性を再検討せねばならない。

5.3 靱性の異方性と集合組織

集合組織が靱性に影響を与えることはすでに 2, 3 の研究によつて定性的に明らかにされている⁴⁾⁹⁾²⁰⁾²¹⁾³⁷⁾。

これらの研究では、いずれも集合組織の主方位と靱性の関係だけを考察しているが、主方位の結晶粒が劈開しにくい方向においては主方位の存在量よりも劈開しやすい状態にある微弱方位の存在量の方が脆性破壊に対してより重要な意味をもつと考えられるので、この場合にも集合組織の細部を考慮した検討が、必要であることがわかる。事実本研究では三次元結晶方位解析により正確な結晶方位分布を求め、これをもとにして靱性の異方性を推定したところ、実測値と定性的によく一致する結果をえ

ることができた。しかし強度の異方性の場合ほど実測値と集合組織から計算した結果の一致はよくなかったが、これは、理論計算の前提とした脆性破壊のモデルが単純すぎたためである。さらによりよい一致をうるためにはより精密なモデルに、立脚した理論式の確立が必要である。特に実用非調質高張力鋼の場合には、集合組織以外の因子、たとえば、結晶粒の展伸形状⁵⁾⁴⁰⁾ 圧延方向に展伸した第二相粒子および下部組織⁴⁰⁾⁴¹⁾の影響も考慮した理論が要求されるであろう。

コントロールド・ローリングをおこなつた非調質高張力鋼にはすでにのべたごとく $\{311\}\langle 011 \rangle$ を中心とした圧延方向に $\langle 011 \rangle$ 軸をもつ方位群 (A 系列と呼ぶ) と $\{332\}\langle 113 \rangle$ を中心とし圧延直角方向に $\langle 110 \rangle$ 軸をもつ方位群 (B 系列) から成立っている。Fig. 18 はこれらの方位群に属する理想方位について方位因子 $\cos^2\theta$ の面内異方性を示す。A 系列はいずれも 45° 方向の靱性が劣り異方性が大きいこと、B 系列は異方性が小さく全体的に靱性がすぐれていることがわかる。したがつて、靱性に関しても $\{332\}\langle 113 \rangle$ 近傍の方位は好ましく、 $\{311\}\langle 011 \rangle$ 近傍の方位は有害であることがわかる。

しかし、靱性に関してもつとも好ましい方位は Fig. 18 から明らかなように $\{111\}$ 面を板面に平行にもつ方位群である。BRAMFIT, MADER⁵⁾ は Fe-1%Mn 合金において γ 域から α 域まで連続的に圧延をおこなう、いわゆる continuum rolling 法⁴²⁾ をもちいると $\{111\}\langle 110 \rangle$ 集合組織が発達し、 0° 方向の遷移温度が向上することを報告している。しかし、彼等の示す $\{200\}$ 極点図は本研究の Fig. 1d に示したような典型的な $\{111\}\langle 110 \rangle$ 集

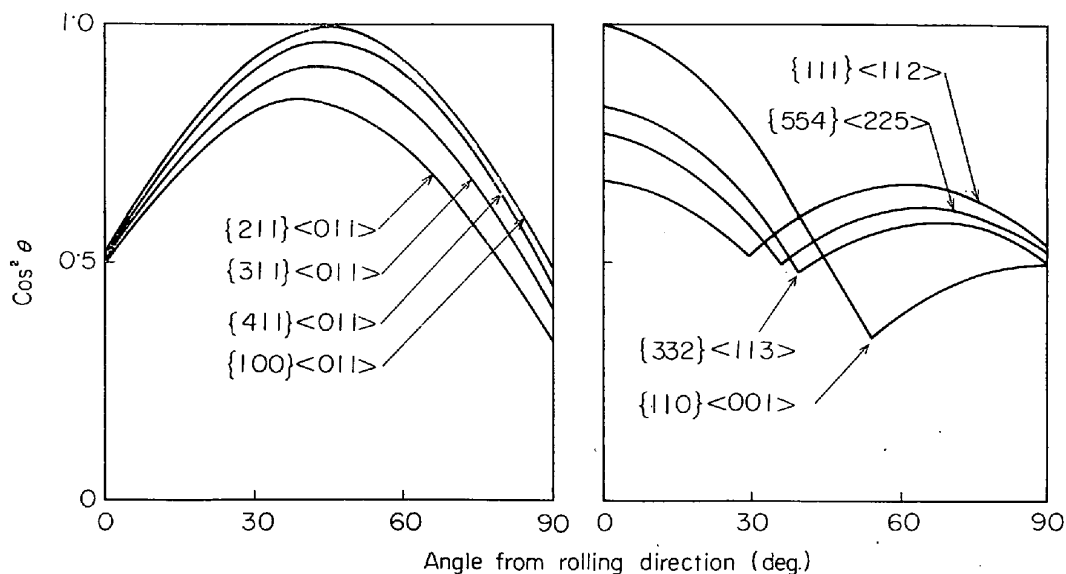


Fig. 18. Anisotropies of orientation factor for brittle fracture, $\cos^2\theta$, calculated for various ideal orientations. θ is the angle between test direction and the $\{100\}$ plane normal.

合組織をあらわしておらず、通常の軟鋼の冷間圧延集合組織に近いものとなっている。その実、もしも $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位が continuum rolling によつて発達するのであれば、この方位の靱性はほぼ等方的であるから、圧延直角方向においても靱性の向上が認められるべきであるが、実際には何ら向上はみとめられていない。

BRAMFIT, MADER は逆極点図測定から求めた圧延方向に平行な $\langle 110 \rangle$ 軸密度, $(I_{110})_{RD}$ と、板面法線に平行な $\langle 111 \rangle$ 軸密度, $(I_{111})_{ND}$ をもちいて次式で与えられる texture parameter

$$C = (I_{111})_{ND} \cdot (I_{110})_{RD} - 1 \quad (15)$$

を定義し、これによつて $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 集合組織の存在量を評価し遷移温度との関係を考察している。

しかし、この場合の冷間圧延集合組織に類似した集合組織中には、圧延方向に平行に $\langle 110 \rangle$ 軸をもつ繊維集合組織が存在するために、 $(I_{110})_{RD}$ には、この繊維集合組織に属する $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位以外の方位の寄与が、多量に含まれていると考えられるので、(15) 式は $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位の存在量の適切な指標とは考え難い。

いずれにしても、 $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位を加工熱処理によつて発達させ靱性の向上をはかることは、今後に残された課題である。

6. 結 論

オーステナイト低温領域で強圧延 (コントロールド・ローリング) した非調質高張力鋼には比較的強い集合組織が存在し、強度靱性に面内異方性を生ずる主要原因となつている。特に、これらの集合組織を構成する主要方位成分のうち、 $\{311\}$ $\langle 011 \rangle$ 方位は降伏点、引張り強さの LC 差を強調し、 45° 方向の靱性を著しく劣化させるので実用上好ましくない。一方、 $\{332\}$ $\langle 113 \rangle$ 方位は板面内での強度靱性の異方性が小さいと同時に、あらゆる方向で強度靱性が優れており、好ましい方位であると考えられる。したがつて、 $\{332\}$ $\langle 113 \rangle$ 方位成分の発達を促進させることが今後、集合組織制御により非調質高張力鋼の強度靱性の向上をはかる場合の最大の指針といえる。

文 献

- 1) E. B. KULA and S. LOPATA: Trans. Met. Soc. AIME., 215 (1959), p. 980
- 2) 久保田, 小指, 清水: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1074
- 3) S. WATANABE, T. ARAKI, and H. MIYAJI: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1020
- 4) 小指, 稲垣, 栗原, 三瓶, 大北: 鉄と鋼, 59 (1973) 2, p. A49

- 5) B. L. BRAMFIT and R. A. MADER: Processing and properties of low carbon steel, (1973), p. 191 [AIME]
- 6) T. COLEMAN, D. DELIEU, and A. GOUGH: The microstructure and design of alloys, (Proc. ICSMA August, 1973, Cambridge) 1 (1973), p. 70
- 7) A. J. OPINSKY and R. SMOLUCHOWSKI: J. appl. Phys., 22 (1951), p. 1380, p. 1488
- 8) A. S. KEH: Phil. Mag., 12 (1965), p. 9
- 9) E. W. NOBLE and D. HULL: Phil. Mag., 12 (1965), p. 777
- 10) T. TAKEUCHI: Jap. J. appl. Phys., 8 (1969), p. 320
- 11) W. A. SPITZIG and A. S. KEH: Met. Trans., 1 (1970), p. 2751
- 12) W. A. SPITZIG and A. S. KEH: Acta Met., 18 (1970), p. 611
- 13) M. SEMCHYSEN and G. A. TIMMONS: Trans. AIME., 194 (1952), p. 297
- 14) 寺崎, 金子: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, p. S262
- 15) 中村, 坂木, 呂, 大原, 福島: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, p. S691
- 16) N. P. ALLEN, B. E. HOPKINS and J. E. MCLENNAN: Proc. Roy. Soc. (London), A234 (1956), p. 221
- 17) J. J. COX, G. T. HORNE, and R. F. MEHL: Trans. ASM., 49 (1957), p. 118
- 18) W. D. BIGGS and P. L. PRATT: Acta Met., 6 (1958), p. 694
- 19) B. EDMONDSON: Proc. Roy. Soc. (London) A264 (1961), p. 176
- 20) R. PRIESTNER and N. LOUAT: Acta Met., 13 (1965), p. 563
- 21) T. H. WEBSTER: Acta Met., 18 (1970), p. 683
- 22) R. J. ROE: J. appl. Phys., 36 (1965), p. 2024
- 23) W. E. HOSFORD and W. A. BACKOFEN: Fundamentals of deformation processing, (1964), p. 259 [Syracuse Univ. Press.]
- 24) U. F. KOCKS: Met. Trans., 1 (1970), p. 1121
- 25) G. I. TAYLOR: J. Inst. Metals., 62 (1938), p. 307
- 26) J. F. W. BISHOP and R. HILL: Phil. Mag., 42 (1951), p. 414, p. 1298
- 27) J. F. W. BISHOP: Phil. Mag., 44 (1953), p. 51
- 28) P. R. MORRIS and A. J. HECKLER: Advances in Xray Analysis, 11 (1968), p. 454
- 29) G. J. DAVIS, D. J. GOODWILL, and J. S. KALLEND: Met. Trans., 3 (1972), p. 1627
- 30) A. A. GRIFFITH: Phil. Trans. Roy. Soc. (London) A22 (1920), p. 163
- 31) H. INAGAKI and T. SUDA: Texture, 1 (1972), p. 129
- 32) I. KOZASU and J. TANAKA: Paper to be pres-

- anted at the ASM international symposium on sulfide inclusion in steel, (1974), Nov.
- 33) W. H. BRUCKNER: *Welding J.*, 29 (1950), p. 467
- 34) N. P. ALLEN, W. P. REES, R. E. HOPKINS, and H. R. TIPLER: *JISI*, 174 (1953), p. 108
- 35) C. J. McMAHON, Jr. and M. Cohen: *Acta Met.*, 13 (1965), p. 591
- 36) G. OATES: *JISI*, 206 (1968), p. 930
- 37) T. H. WEBSTER, I. L. DILLAMORE, and R. E. SMALLMAN: *Met. Sci. J.*, 5 (1971), p. 68, p. 74
- 38) M. GELL and E. SMITH: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 253
- 39) J. H. CHAPMAN, W. B. MORRISON, and B. MINTZ: The microstructure and design of alloys, (Proc. ICSMA., August, 1973, Cambridge) 1 (1973), p. 80
- 40) M. J. ROBERTS and W. JOLLEY: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 1389
- 41) N. P. ALLEN, C. C. EARLEY, K. F. HALE, and J. H. RENDALL: *JISI*, 202 (1964), p. 108
- 42) G. F. MELLODY and J. DENNISON: The microstructure and design of alloys, (Proc. ICSMA, August, 1973, Cambridge) 1 (1973), p. 70