

技 術 資 料

低炭素鋼板の集合組織と深絞り性*

長 島 晋 一**・武 智 弘**

Relationship between Deep Drawability and
Textures in Low Carbon Steel Sheets

Shin'ichi NAGASHIMA and Hiroshi TAKECHI

1. 緒 言

最近薄鋼板の集合組織についての関心が急速に高まりこの分野の研究結果が数多く発表されるようになった。これはプレス成形して用いられる薄鋼板の品質が集合組織によつて大きな影響を受け、そのコントロールによつて品質を著しく向上させることが明らかにされたので、大きな需要を持つこの種薄鋼板の製造にたずさわる技術者が集合組織に関する研究を重視するようになったためと考えられる。

集合組織の形成機構に関する基礎的研究は、電磁気材料用鉄板・珪素鋼板における磁氣的性質の改良を目的として、古くから多数の研究者によつて進められてきたので、加工性向上に関する集合組織の研究もこれらの過去の成果に支えられて飛躍的發展を遂げた。

薄鋼板の加工性に関する集合組織の研究は大別して3つの段階に分けられる。第1は薄鋼板の成形性に影響を及ぼす因子の1つとして塑性異方性が注目されはじめた段階、第2は特定の優先方位が成形性に好ましい効果を持つことが判明し、定量的追求がはじめられた段階、第3は好ましい方位を持つ集合組織をコントロールして薄鋼板の品質向上を計りつつある現在の段階である。今後はさらに特殊元素を利用した集合組織のコントロール、あるいは新しいプロセスによる集合組織のコントロールなどの研究、体心立方晶以外の結晶構造を持つ非鉄金属材料の成形性その他の特性と集合組織との関連の解明など一層広い分野の研究に発展していくであろうと考えられる。

すでに本誌にも薄鋼板の集合組織に関する研究がいくつか報告され、集合組織形成機構に関する解説も技術資料として掲載されているが、現時点で成形性に関する今日までの研究の発展の過程をふり返つて見ることは意

義あることであろうと考え、特に深絞り性と集合組織との関係に中心をおき主要な研究結果をまとめてみた。

2. 深絞り性とランクフォード値

2.1 ランクフォード値 (r -value) とプレス成形性

薄鋼板のプレス成形においては等方的材料が望ましいというのが一般的通念であつたが、LANKFORD, SNYDER, BAUSER²⁾ らは彼らの研究によつて少なくとも非対称的形狀の加工においては、特定の塑性異方性を持つ材料のほうが成形性がすぐれているという事実を明らかにした。この塑性異方性を示す特性値としては、板状試験片に引張変形を与えたときの幅方向の歪と厚さ方向の歪の比を考え r 値* と呼んだ。彼らの実験の範囲では、引張変形の各段階で求めた r 値を比較すると、変形量の小さい場合と最大荷重点におけるものとの間には差は認められず、破断した試料においてさえ破断箇所から 1" 離れた場所で求めた r 値はほぼ等しいという結果が得られた**。

LANKFORD らの研究を簡単に述べると次のとおりである。46ロットの鋼板を使用して、実際にフェンダーをプレス成形してその結果を整理し、成形性のよいグループと悪いグループに分け、それらの鋼板の機械的諸性質、 n 値、 r 値との相関を求めたところ、 r 値以外の因子には大きな相違が認められなかつた。 r 値の内試料間の差異が最も大きい圧延方向の r 値 (r_L) に注目すると Fig. 1 に示すような傾向を示し、 r_L の大きなものはプレス成形性がよいことが明らかになった。 r 値は等方性材料においては 1 に等しいはずであるから、 r 値がこのような大きく変化することは塑性異方性に影響を及ぼす因子が大幅に変化していることを示すものである。その因子の 1 つに結晶優先方位が考えられる。当然のことな

* 依頼技術資料 昭和43年 4 月 20 日 受付

** 八幡製鉄(株)技術研究所 工博

* LANKFORD らは R という記号を用いたが、最近では r のほうが広く用いられている。** 引張り変形によつて結晶が回転し、その結果 r 値が変化する例については後に述べる。

がら、結晶異方性があれば磁気異方性を生じる²⁾から、板状試料においては磁気トルク曲線によつて異方性の有無と程度を簡単に測定できる。この研究に用いた鋼板の磁気トルク曲線は、Fig. 2 に示すような6個の型に大別することができた。さらに r_L 値と磁気トルク曲線の型とを考慮してプレス成形性との関係を調べると、Fig. 3 に示すようになり、 $r \geq 1.50$ あるいはトルク曲線がA型のものは成形性がよく、A以外の型のものは成形性が劣ることが明らかである。さらに加工硬化指数 n をも考慮して、成形性を n 値と r 値に対して整理すると、Fig. 4 のような関係が得られる。すなわち $r \geq 1.50$ かつ $n \geq 0.240$ のときに良好なプレス成形性が得られる。

以上の実験から、特殊な塑性異方性を持つ材料は等方性材料よりもプレス成形性がすぐれていることは明らかであるが、さらに別の角度からの検討を行なつた。この実験には、ほぼ等しい機械的性質を持つ等方的である鋼板のロットX ($r_L = 0.93$, $n = 0.236$) および好ましい塑

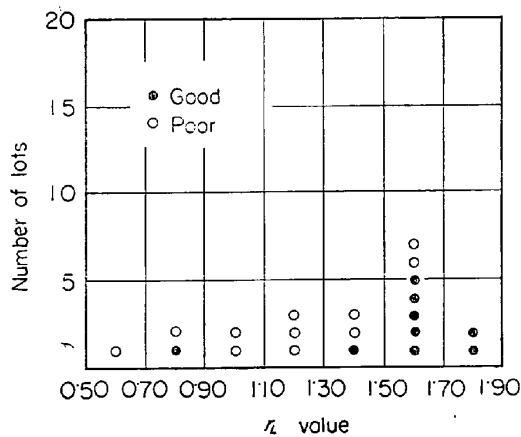


Fig. 1. Distribution of r_L values for original group of twenty lots of known press performance. (LANKFORD et al.²⁾)

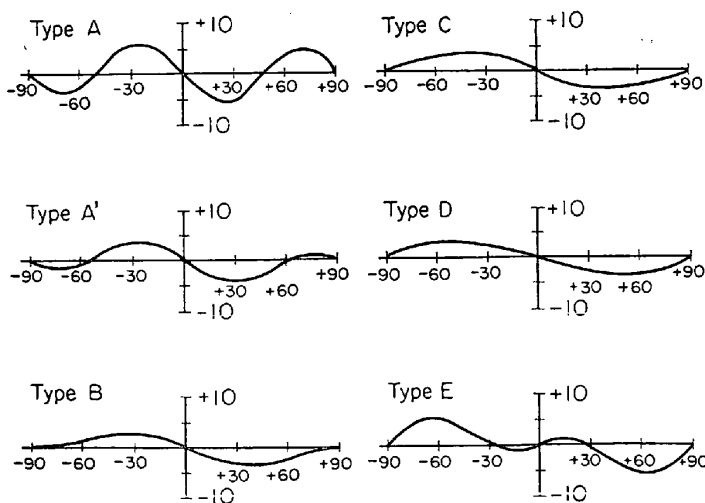


Fig. 2. Various types of magnetic torque curves observed in this investigation. (LANKFORD et al.²⁾)

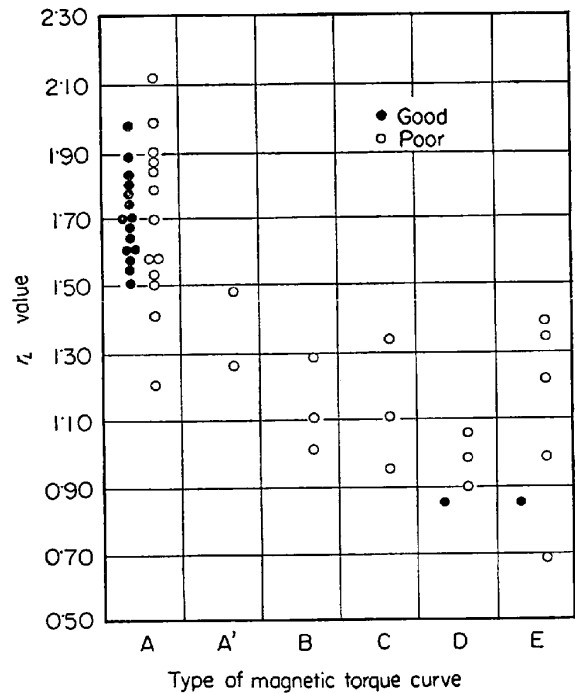


Fig. 3. Qualitative correlation between r_L value and type of magnetic torque curve for all lots tested. (LANKFORD et al.²⁾)

性異方性を持つロットL ($r_L = 1.56$, $n = 0.252$) を選んでフェンダーのプレス成形を行ない、長手方向に直角な方向の歪を測定すると Fig. 5 に示すような分布が得られた。これによると、 r_L 値の大きいロットLでは直角方向の歪は最大でも25%に止まり、全数が破断せずに成形できた。歪最大場所では長手方向歪と直角方向歪の和もたかだか40%であつた。これに対して、 $r_L \geq 1$ のロットXでは18%が成形の際に破断し、成形できたものの歪分布は部分的に大きな差があり最大歪は40%で、その場所の長手方向および直角方向の歪の和は70%にも達した。ロットXにおいては n 値も0.236でロットLに比して小さいが、 r 値の大きな差がこのような著しいプレス成形性の相違に対応すると考えられる。

2.2 ランクフォード値と結晶方位

BURNS, HEYER⁵⁾は、低炭素鋼板について深絞り性とほかの諸性質、たとえば機械的性質の異方性、磁氣的異方性、集合組織などとの関連をさらに詳細に調べた。特にリムド鋼およびキルド鋼板について種々の熱処理を施し、極点図、磁気トルク曲線を克明に検討して、{111}面が板面に平行な優先方位成分の多い試料ほど r 値が大であることを明らかにした。また、この事実を説明するために、次のようなモデルによつて α 鉄単結晶の r 値を計算しようと試みた。

(a) 迂りは板面に平行な面、および板面に垂直で圧延方向を含む面内において、それぞれせん断応力最大の方向に最も近い方向に生ずる。

(b) その送り方向における歪を板幅方向および板厚方向に射影して、その歪成分を求める。この幅歪および厚さ歪の比から r 値を求める。

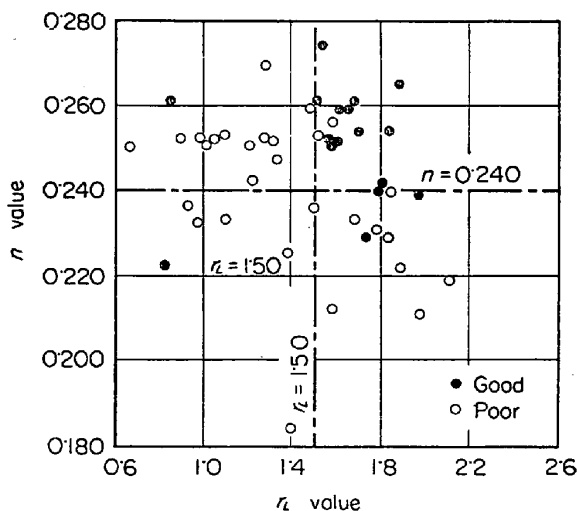


Fig. 4. n value vs. r_L value for all lots tested. (LANKFORD et al.²³)

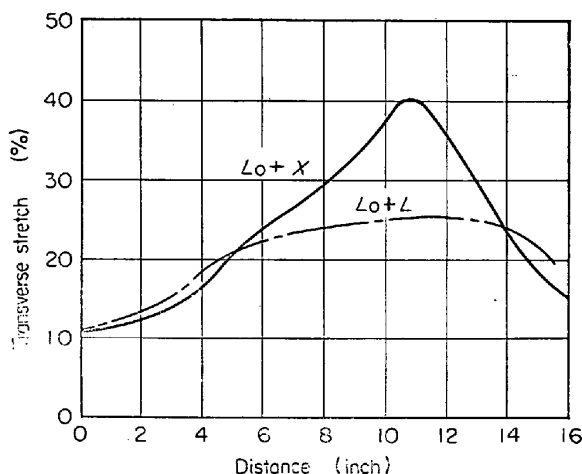


Fig. 5. Distribution of strains in fenders formed from trial lots L and X . The sum of strains in the longitudinal and transverse directions are 40% for the lot L and 70% for the lot X . (LANKFORD et al.²³)

このような考えで、送り挙動を直観的に考察できる最も簡単な 3 つの方位、すなわち立方体面が板面に平行な “cube on face” と呼ばれる (100) [011] 方位, “cube on edge” と呼ばれる (110) [001] 方位, “cube on corner” と呼ばれる (111) [$\bar{1}\bar{1}0$] 方位について r 値を計算した。比較のため (100) [011] 方位が主方位である低炭素鋼の引張試験から求めた r 値および主方位に (110) [001] 方位を持つ珪素鋼板の r 値をも測定して Table 1 に示した。低炭素鋼板は 0° 方向以外に引張ったとき伸びが 1% ほどしかなく r 値が求められないが、 0° 方向の r 値もきわめて低い。珪素鋼の場合には 0° 方向に比較して 90° 方向の r 値が著しく大きい。したがって計算によつて求めたものと定性的には似た傾向を示していると言える。

以上の結果から薄鋼板においては、(a) (111) [$\bar{1}\bar{1}0$] 方位が優先する集合組織を持つことが深絞性の点では望ましく、(b) (110) [001] 方位のものは引張方向によつて r 値が 1 から ∞ まで変化するので異方性が著しいという点から好ましいとは言えず、(c) (100) [011] 方位は全く好ましくないと推測することができる。この研究においては計算の内容は不十分であるが、集合組織を形成

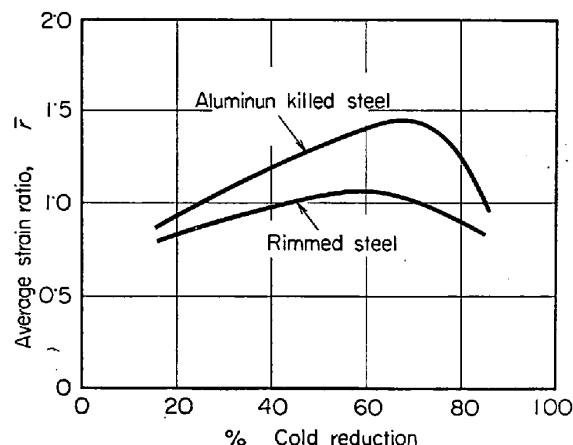


Fig. 6. The influence of the amount of cold reduction prior to annealing on the strain ratios of an aluminum-killed steel and a rimmed steel. (WHITELEY, WISE⁶³)

Table 1. Calculated r -value from orientation and observed r -value for oriented silicon steel and cold rolled low carbon steel.

Angle to rolling direction	0°	45°	90°
(100) [011] orientation	0	—	0
(110) [001] orientation	1.0	—	∞
(111) [$\bar{1}\bar{1}0$] orientation	1.4	2.0	2.4
Oriented 3% silicon steel major component is (110) [001]	0.22	0.14	10.5
Low carbon steel, cold rolled 60% and annealed at 850°F (455°C) for 90 min major component is (100) [011]	0.50	—	—

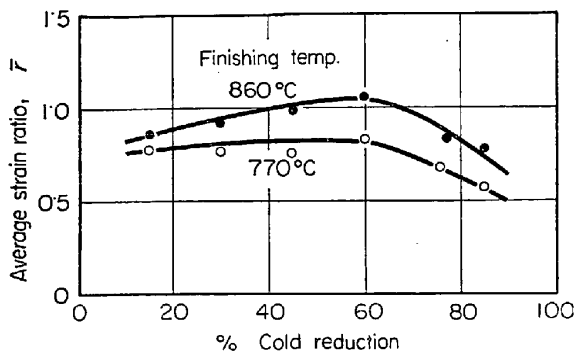


Fig. 7. The average strain ratio as a function of prior cold reduction for a rimmed steel finished at two different temperatures on the hot mill and coiled hot. The steel was cold-rolled in the laboratory and given a simulated box anneal. The composition of the steel was: C-0.03, Mn-0.30, P-0.010, S-0.027, Al-0.005. The coiling temperature was between 650 and 693°C.

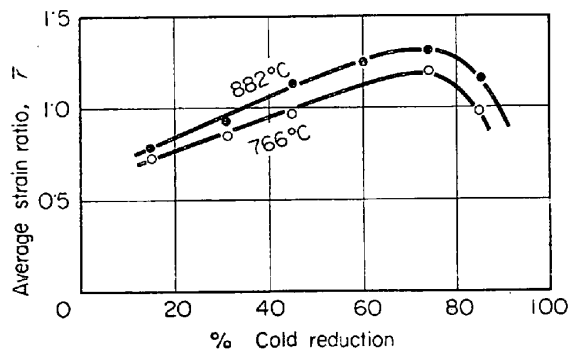


Fig. 8. The average strain ratio as a function of prior cold reduction for an aluminum-killed steel (A) finished at two different temperatures and coiled cold. The steel was cold-rolled in the laboratory and given a simulated box anneal. The composition of aluminum-killed steel (A) was: C-0.07, Mn-0.35, P-0.009, S-0.020, Al-0.07. And the coiling temperature was between 554 and 570°C. (WHITELEY, WISE⁶⁾)

する方位成分を取り上げて、その系におけるなり変形から r 値を計算によつて求めることにより、集合組織と r 値との関係を定量的に把握しようと試みた功績は大きい。

2.3 ランクフォード値と圧延条件

WHITELEY, WISE⁶⁾ は塑性異方性に及ぼす圧延条件の影響を集合組織との関連において明らかにした。冷延焼鈍板の r 値に及ぼす冷延圧下率の影響は Fig. 6 に示すとおりで、Al キルド鋼は約 70% の圧下率のとき r 値が最大となり、リムド鋼も 50~70% 付近で r 値が最も大きい。なおこの研究では r 値は面内の平均値 $\bar{r}$ を用いている。熱延仕上り温度も冷延焼鈍板の $\bar{r}$ 値に影響を及ぼし、リムド鋼 (Fig. 7) においても Al キルド鋼 (Fig.

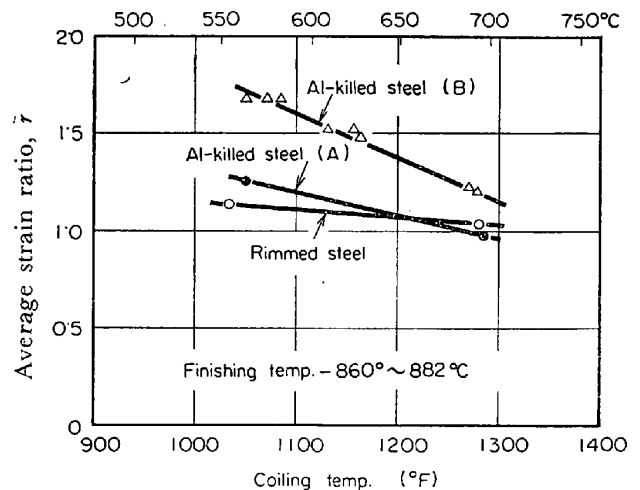


Fig. 9. The influence of coiling temperature on the average strain ratio of a rimmed steel and two aluminum-killed steels. The rimmed steel and aluminum-killed steel (A) are of the same compositions as those shown in Figs. 7 and 8, respectively. The composition of aluminum-killed steel (B) was: C-0.06, Mn-0.33, P-0.009, S-0.027, Al-0.036. The rimmed steel and aluminum-killed steel (B) were cold-reduced 60%, and aluminum-killed steel (A) was cold-reduced 75% prior to annealing. (WHITELEY, WISE⁶⁾)

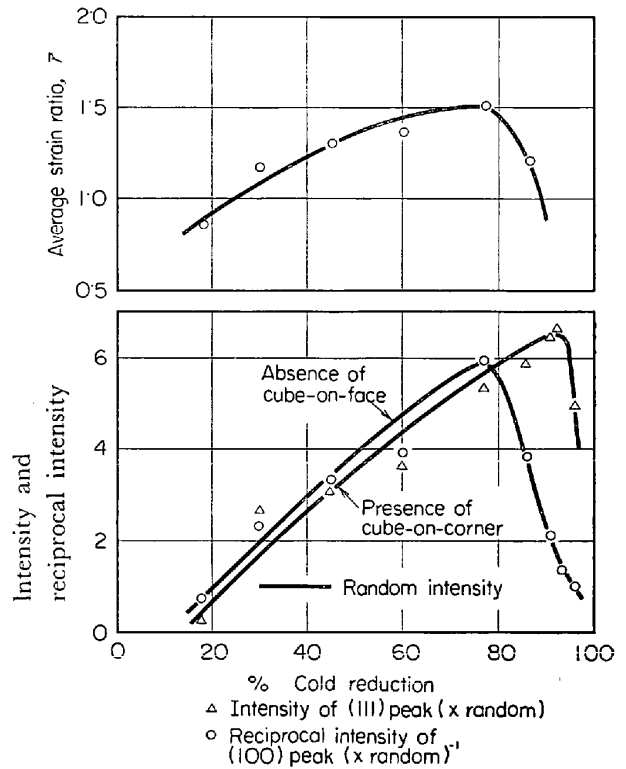


Fig. 10. Relationship between the changes in the average strain ratio with prior cold reduction and the changes in the final annealed texture as a function of prior cold reduction. (WHITELEY, WISE⁶⁾)

8) においても仕上り温度が低いほど焼鈍板の $\bar{r}$ 値は低い。圧延温度が 788°C 以下では特に $\bar{r}$ が低下するが、これは Ar_3 点以下ではフェライト相が生じこれが圧延されるためである。またリムド鋼においては、高温仕上の場合には熱延後の捲取温度の影響はFig. 9に示すようにほとんどないが、Alキルド鋼の場合捲取温度が低いほど $\bar{r}$ 値は大きい。

冷延圧下率と主要優先方位の強さとの関係はFig. 10に示すとおりである。図には圧下率と $\bar{r}$ 値との関係をも併わせて示したが、(111)面が板面に平行なときは高い $\bar{r}$ 値を与えるので、その回折線の強さと、ランダム試料の(111)回折線強度の比を(111)軸密度として縦軸にとり、(100)面が板面に平行なときは $\bar{r}$ を低下させるので(100)回折線についてはランダム試料の回折線強度との比の逆数を縦軸にとった。この図を見ると3つの曲線は、いずれも圧下率が増加するにつれてほぼ直線的に増加し、極大値を示し、それ以上の圧下を加えると減少する傾向を示す。極大値を示す点は $\bar{r}$ と(100)軸密度の逆数は一致して約70~75%であるが、(111)軸密度の極大値は約90%である。したがって高い $\bar{r}$ 値を得るためには(111)軸密度を増すことと、(100)軸密度を減少させることとの2つの要因を同程度に重視することが必要である。

上に述べたように熱延条件は $\bar{r}$ 値に大きな影響を及ぼすので、当然集合組織にも影響することが推測される。Fig. 11およびFig. 12はリムド鋼およびAlキルド鋼の集合組織に及ぼす熱延仕上温度の影響を示したものである。いずれの場合にも、仕上温度が高いと熱延のままではほぼランダム方位に近づき、これを冷延焼鈍すると(111)方位が増加して $\bar{r}$ 値が向上するが、仕上温度が低い場合には熱延のままの材料の(110)方位が強く、この冷延焼鈍材の(111)の増加の程度は少ない。なお、後に

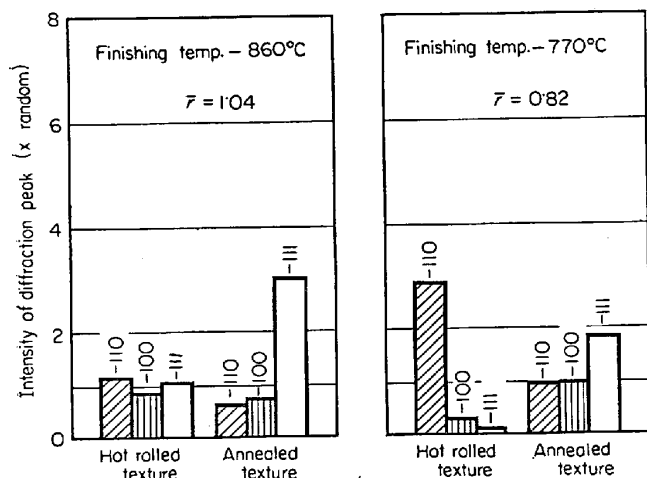


Fig. 11. Effect of finishing temperature on the hot-rolled texture and subsequent cold-rolled (60%) and annealed texture of a rimmed steel shown in Fig. 7 (WHITELEY, WISE⁶).

述べるように熱延板においては板の表面層と中心層とでは集合組織は全く異なっており、その後の冷延・焼鈍過程における集合組織の変化を考える場合には中心層の影響は無視できないが、この研究においては表面層に限られている。

2.4 集合組織と面内異方性

(i) 耳の発生と面内異方性

薄鋼板の成形性を論ずる際には $\bar{r}$ 値が重要であるとともに、板面内の r 値の変動 Δr をも考慮する必要がある。

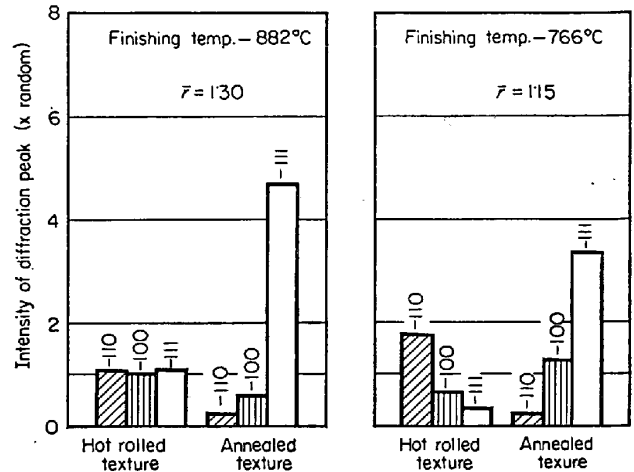


Fig. 12. Effect of finishing temperature on the hot-rolled texture and subsequent cold-rolled (75%) and annealed texture of aluminum-killed steel (A) shown in Fig. 8. (WHITELEY, WISE⁶)

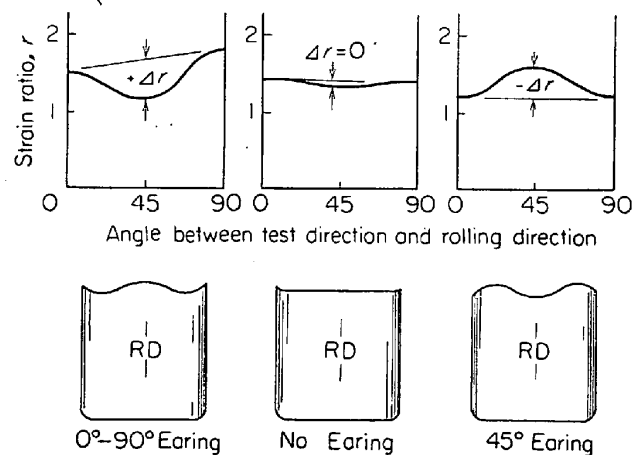


Fig. 13. Relationship between the variation in strain ratio with test direction and occurrence of earing. If the strain ratio in the longitudinal and transverse directions is greater than the 45° direction, then Δr is considered positive as shown on the left. A material with a positive Δr will form ears in the 0 and 90° directions when drawn into a cup. A material with a negative Δr as on the right will form ears 45° to the rolling direction. Absence of earing is indicated by a Δr of zero. (WHITELEY, WISE⁶)

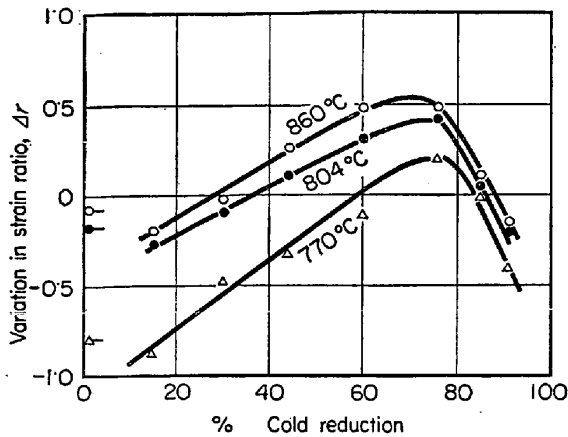


Fig. 14. The variation in Δr as a function of prior cold reduction for a rimmed steel finished at the temperatures shown and coiled hot off the mill, as indicated in Fig. 7. (WHITELEY, WISE⁶⁾)

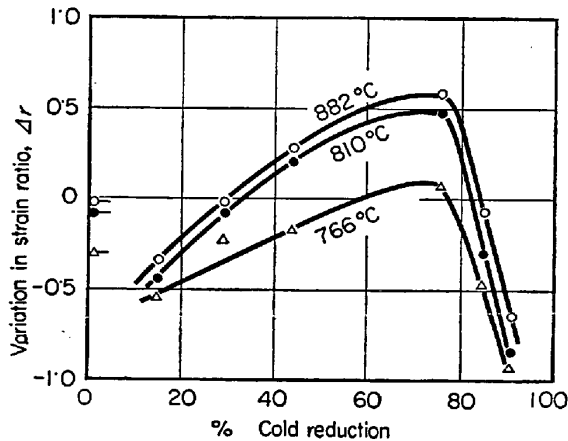


Fig. 15. The variation in Δr as a function of prior cold reduction for aluminum-killed steel (A) finished at the temperature shown and coiled cold off the hot mill, as indicated in Fig. 8 (WHITELEY, WISE⁶⁾).

る。WHITELEY, WISE⁶⁾は $\Delta r = (r_L + r_T)/2 - r_D$ とし、 Δr と深絞りの際の耳の発生状況との間には Fig. 13 に模式的に示すような関係があることを明らかにした。ここに r_L , r_T , r_D はそれぞれ圧延方向に平行, 直角, 45°方向の r 値である。リムド鋼における熱延仕上温度および冷延圧下率が Δr に及ぼす影響を Fig. 14 (Fig. 7 参照) に、Alキルド鋼における影響を Fig. 15 (Fig. 8 参照) に示した。これらによると、熱延仕上温度が低くなると 0°-90° の耳を生ずる圧下率の範囲が狭くなり、45° の耳を生ずる範囲が広がる。

(ii) ヤング率, ポアソン比と集合組織

結晶方位の影響を大きく受ける材料特性にヤング率, ポアソン比がある。単結晶の主要方位のヤング率およびポアソン比は計算によつて求めることができる。伊藤, 神崎⁷⁾は (111)[110], (110)[001] および (100)±10°

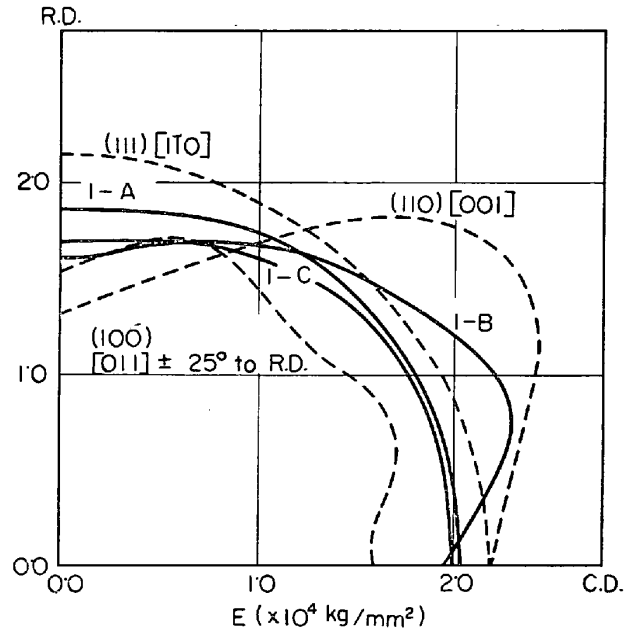


Fig. 16. Young's modulus of steel sheets tested and theoretically calculated value. (ITO, KANZAKI⁷⁾)

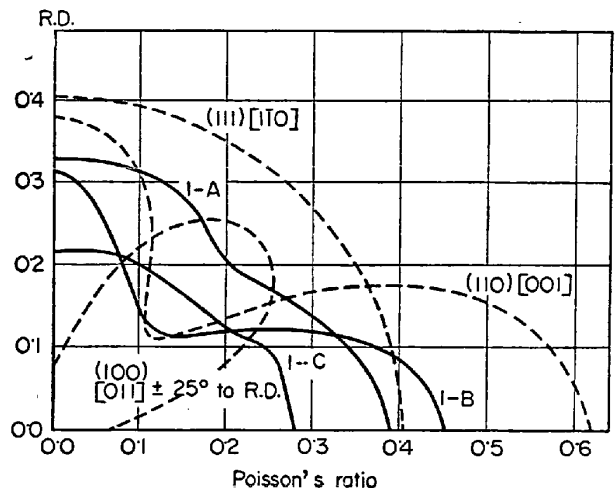


Fig. 17. Poisson's ratio of steel sheets tested and theoretically calculated value. (ITO, KANZAKI⁷⁾)

[011]±25° の3つの方位について計算を行なうとともにこれらの方位を主方位に持つ極低炭素鋼板についての実測を行ない、計算値との比較を試みた。その結果は Fig. 16, 17 に示すとおりで、ヤング率の測定値は計算値ほど著しい差異がないが、(110)[001]方位を持つ I B 鋼は面内異方性が最も大きく、(111)[110] 方位の I A 鋼は面内異方性が最も小さい。また (100)[011]±25° 方位に近い I C 鋼は平均してヤング率が小さく、定性的傾向はほぼ一致していると言える。ポアソン比についても全く同様で、測定値と計算値の面内異方性の傾向はよく一致している。

Table 3. Comparison of measured and predicted plastic strain ratios r for single-crystal specimens of low-carbon sheet steel*.

Orientation	Measured r values	Test direction*	Predicted r values for four assumptions about slip mechanism			
			48 Slip systems		Pencil glide	
			No rotation	Large rotation	No rotation	Large rotation
(001) [110]	0.000	-3	0.008	0.116	0.005	0.074
		0	0.000	0.000	0.000	0.000
		+3	0.008	0.116	0.005	0.074
(17132) [$\bar{1}\bar{1}$ 15]	0.170** 0.190	-3	0.012	0.070	0.031	0.177
		0	0.017	0.132	0.017	0.132
		+3	0.016	0.190	0.007	0.087
(170) [$\bar{7}$ 119]	0.333	-3	0.618	0.930	0.203	0.451
		0	0.086	0.218	0.155	0.394
		+3	0.091	0.270	0.113	0.337
(160) [$\bar{6}$ 124]	0.445	-3	1.158	1.185	0.180	0.424
		0	1.177	1.112	1.119	1.058
		+3	1.177	1.036	1.291	1.136
(1212) [$\bar{1}\bar{4}$ 11]	0.625	-3	0.486	0.635	0.586	0.765
		0	0.505	0.710	0.505	0.710
		+3	0.512	0.783	0.427	0.653
(001) [150]	0.780	-3	0.601	0.711	0.714	0.845
		0	0.615	0.784	0.615	0.784
		+3	0.617	0.855	0.521	0.721
(1111) [$\bar{1}\bar{4}$ 31]	0.787	-3	0.688	0.934	0.542	0.736
		0	0.390	0.581	0.450	0.671
		+3	0.385	0.638	0.507	0.704
(150) [001]	1.130	-3	2.335	1.631	2.048	1.431
		0	0.999	1.000	0.999	0.999
		+3	2.335	1.631	2.048	1.431
(111) [$\bar{1}\bar{1}$ 2]	2.030** 2.400	-3	3.252	1.371	5.626	2.371
		0	3.000	1.224	6.000	2.449
		+3	3.252	1.371	5.626	2.371
(195) [1321]	2.950	-3	11.546	2.946	15.360	3.919
		0	11.572	2.792	17.171	4.143
		+3	19.458	4.465	18.983	4.357
(1272) [8141]	5.681	-3	14.946	2.682	31.058	5.771
		0	14.850	2.822	27.688	5.262
		+3	14.586	2.954	24.369	4.936
(334) [$\bar{9}$ 16]	7.535	-3	6.674	2.209	9.123	3.020
		0	6.779	2.104	10.378	3.221
		+3	6.804	2.030	11.227	3.350

* The above predictions represent: (a) The crystallographically defined test direction, 0° , and (b) two additional directions, each 3° from this test direction.

** Two specimens cut from one crystal.

したモデルのほうがよく合うことも明らかである。ただし引張り変形が 10~20% 程度の場合には結晶回転はそれほど大きくはないと考えられる。

最も測定値に近い r 値を与えるモデル(d)によつて、板面に平行な 14 の異なる方位を持つ単結晶の $\bar{r}$ 値を計算によつて求めると Fig. 18 に示すようになる。この図では (011)-(123)-(112) を結ぶ線上で $\bar{r}$ が ∞ になっているが、これは面内各方位の r 値を単に算術平均したために、どこか 1 つの方向についての r 値が ∞ になるとは

かの方向の r 値のいかにかわらず $\bar{r}$ は ∞ となつたものである。 $\bar{r}$ 値をこのようにして求めることは妥当ではなく、後に述べる D 値¹⁴⁾ のような数値に換算してから平均を求めるような手法による必要がある。

上述のモデルによつて、主要な方位 (011) [110], (111) [110], (011) [100] および (112) [110] に関する r 値の引張方向による変化を計算で求めた結果を Fig. 19~22 に示した。上述の著者らのモデルは内容的には VIETH, WHITELEY のモデル(c)に等しいので、著者らの求めた r 値の面内の変化もこの Fig. 19~22 の PG, NR と全

* After VIETH and WHITELEY¹⁰⁾

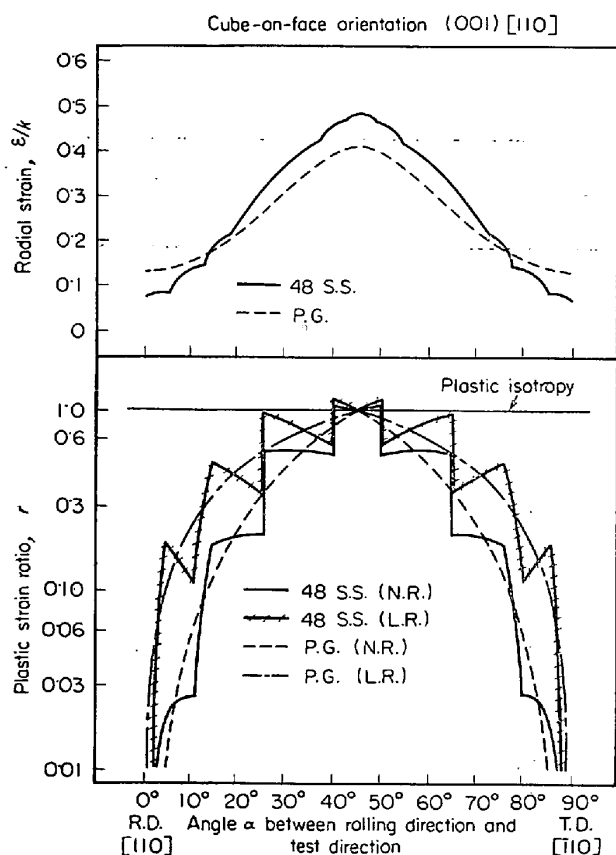


Fig. 19. Plastic strain ratio r and radial strain ϵ/k for the orientation (001)[110] calculated for various directions in the plane of the sheet assuming different slip mechanisms. (VIETH, WHITELEY¹⁰)

く一致した結果が得られた⁹⁾。なおこれらの図中に示された ϵ/k は絞りの際に生ずる半径方向歪の計算値で、円筒絞りの際の耳発生に対応する値である。

これらの単結晶に関する計算結果からは、集合組織を持つ多結晶性試料の r 値を直接求めることはできないが、少なくとも r 値を向上させるためにどのような優先方位成分を選択すべきかの明確な基準を得ることができる。

4. 多結晶低炭素鋼板の集合組織

4.1 冷延集合組織

まず冷延集合組織について述べることにする。低炭素鋼および珪素鋼多結晶性の冷延集合組織は、1930年代すでにX線回折写真法によつて求めた極点図に基づいて解析が行なわれ、(1) (100)[011] 方位 (Fig. 25 に示した A 方位) から [011] 軸のまわりに回転して (211)[011] 方位 (D) に至る方位を含む優先方位の系列 (A-B-C-D)、(2) (111) 面が圧延面に平行で (111)[011] 方位 (E) から (111)[112] 方位 (F) に至る方位を含む優先方位の系列 (E-F-E-F) の2系列が存在することが明らかにされている¹³⁾¹²⁾。最近X線ディフラクトメーター法により極点図および反転極点図が定量的に測定

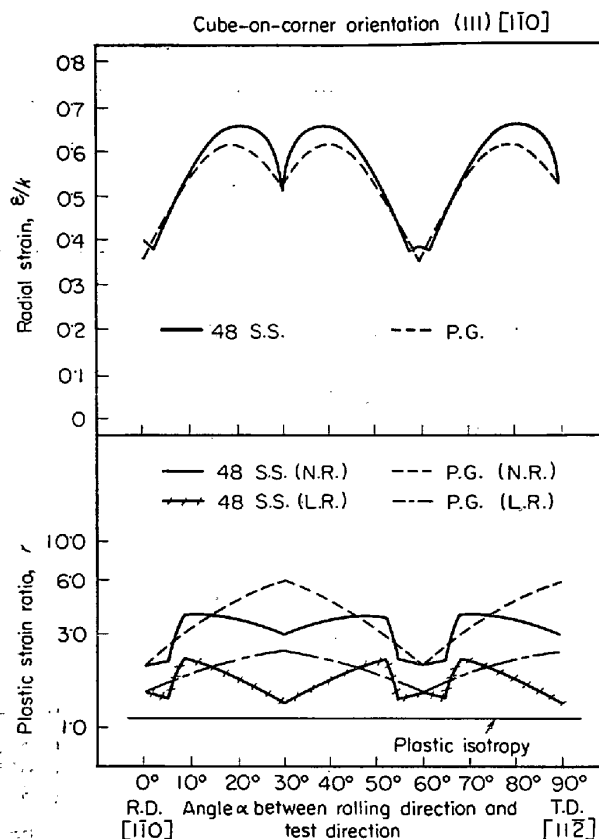


Fig. 20. Plastic strain ratio r and radial strain ϵ/k for the orientation (111)[110] calculated for various directions in the plane of the sheet assuming different slip mechanisms. (VIETH, WHITELEY¹⁰)

されるようになり、優先方位成分についての再検討が行なわれ従前とは異なる新しい解釈も報告されている。その1つは、(3)板面法線から圧延方向に $30 \sim 35^\circ$ 傾いた $\langle 110 \rangle$ 軸を繊維軸とする優先方位系列¹³⁾¹⁴⁾であり、(4)ほかの1つは(001)面が圧延面に平行で $\langle 001 \rangle$ 軸のまわりに回転した方位成分を持つ優先方位系列¹⁵⁾である。

これら新しい系列の中(3)の系列は上述(1)、(2)の系列の重複によつても十分説明できるものであり¹²⁾、この系列が生ずる必然性も考えにくい¹²⁾¹⁶⁾。(4)の系列は写真法では測定できなかったものが、X線ディフラクトメーター法によつて定量的に検知されるようになったものと考えられる。

冷延集合組織の1例として70%冷延した鋼板の{110}、{100}、{111}極点図⁹⁾を Fig. 23 に、同じ鋼板の板面法線方向 (ND)、圧延方向 (RD)、これらに直角な方向 (TD)に関する反転極点図⁹⁾を Fig. 24 に示した。これらの図からも上記(1)、(2)、(4)の優先方位系列は存在するが、(3)の系列については否定的であることがわかる。

4.2 熱延集合組織

熱延板においては、 A_3 変態点以上でオーステナイト相中に生じた圧延組織は冷却途中フェライトに変態する

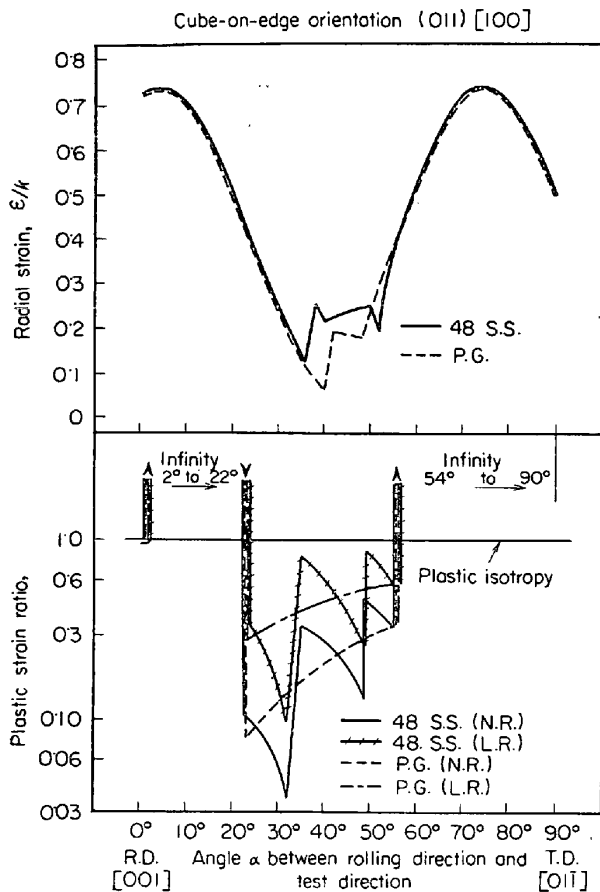


Fig. 21. Plastic strain ratio r and radial strain ε/k for the orientation (011)[100] calculated for various directions in the plane of the sheet assuming different slip mechanisms. (VIETH, WHITELEY¹⁰)

ときにランダム化し、一部温度が下つてフェライトが生じそれが圧延されて生じた圧延組織も冷却する途中に再結晶を行なつて変化するなど、温度の影響を大きくうけ、板の表面と中心では集合組織に大きな相違がある。このような板の内外面の相違に注目した研究は少ないが従来の研究結果をまとめると⁶⁾⁷⁾¹⁷⁾¹⁸⁾ 板の表面層に関しては、

(a) 760~800°Cの比較的圧延温度が低い場合には、(1) (110)[001] が主方位であり、(2) (211)[$\bar{1}11$] を[$\bar{1}11$] 軸まわりに {321}[$\bar{1}11$] 方位まで回転した方位を含む系列が主方位であり、

(b) 圧延温度が高くなるとランダム方位が増加する。また板の中心層については

(c) (100)[011] 方位およびこれから [011] 軸まわりに {211}[011] 方位まで回転した方位を含む系列が主方位になっている。この方位は圧延温度が低いほど多く、高いほど減少する。Fig. 25 にストリップ圧延したリムド鋼(熱延仕上温度 830°C、捲取温度 620°C)の表面層および中心層の極点図⁹⁾を、Fig. 26 に同一試料の反転極点図⁹⁾を示した。これらの図から表面層と中心層の集合組織の相違が一目でわかるであろう。

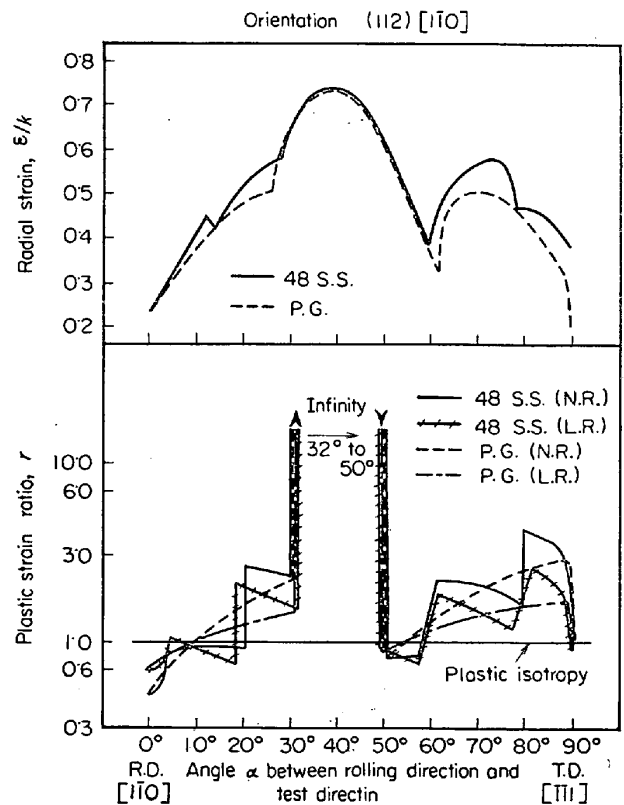


Fig. 22. Plastic strain ratio r and radial strain ε/k for the orientation (112)[110] calculated for various directions in the plane of the sheet assuming different slip mechanisms. (VIETH, WHITELEY¹⁰)

4.3 再結晶集合組織

これについても、すでに 1930 年代に KURDJUMOV, SACHS¹⁹⁾および GENSAMER, LUSTMAN²⁰⁾ はX線回折写真法によって極点図を求め、以上にあげる3種類の優先方位、すなわち、(1) 圧延面に (100) 面が平行で [011] 軸が圧延方向から左右に約 15° 頭をふつた方位、(100)[011]±15°、(2) (111)[112] 方位、(3) (112)[$\bar{1}10$]±15° 方位の3主方位があることを示した。これについても、最近X線ディフラクトメーターによる定量測定によって極点図、反転極点図を求め再検討が行なわれた。

これについては HEYER, McCABE, ELIAS²¹⁾ の詳細な研究があり、圧下率をかえて冷延を行ない焼鈍を行なったものの主な方位は次のようになった。

- (a) リムド鋼, 40~70%冷延, 688°C焼鈍,
主方位(111)[$\bar{1}10$](E), 副方位(110)[001](G)
- (b) キルド鋼, 70% 冷延, 738°C焼鈍,
主方位(111)[$\bar{1}10$](E)+(111)[112](F)
- (c) リムド鋼, 80% 冷延, 688°C焼鈍,
主方位(111)[$\bar{1}10$](E)
- (d) リムド鋼, 85% 冷延, 688°C焼鈍,
主方位(111)[112](F)+(111)[$\bar{1}10$](E)
- (e) リムド鋼, 90% 冷延, 688°C焼鈍,
主方位(111)[112](F), 副方位(111)[$\bar{1}10$](E)

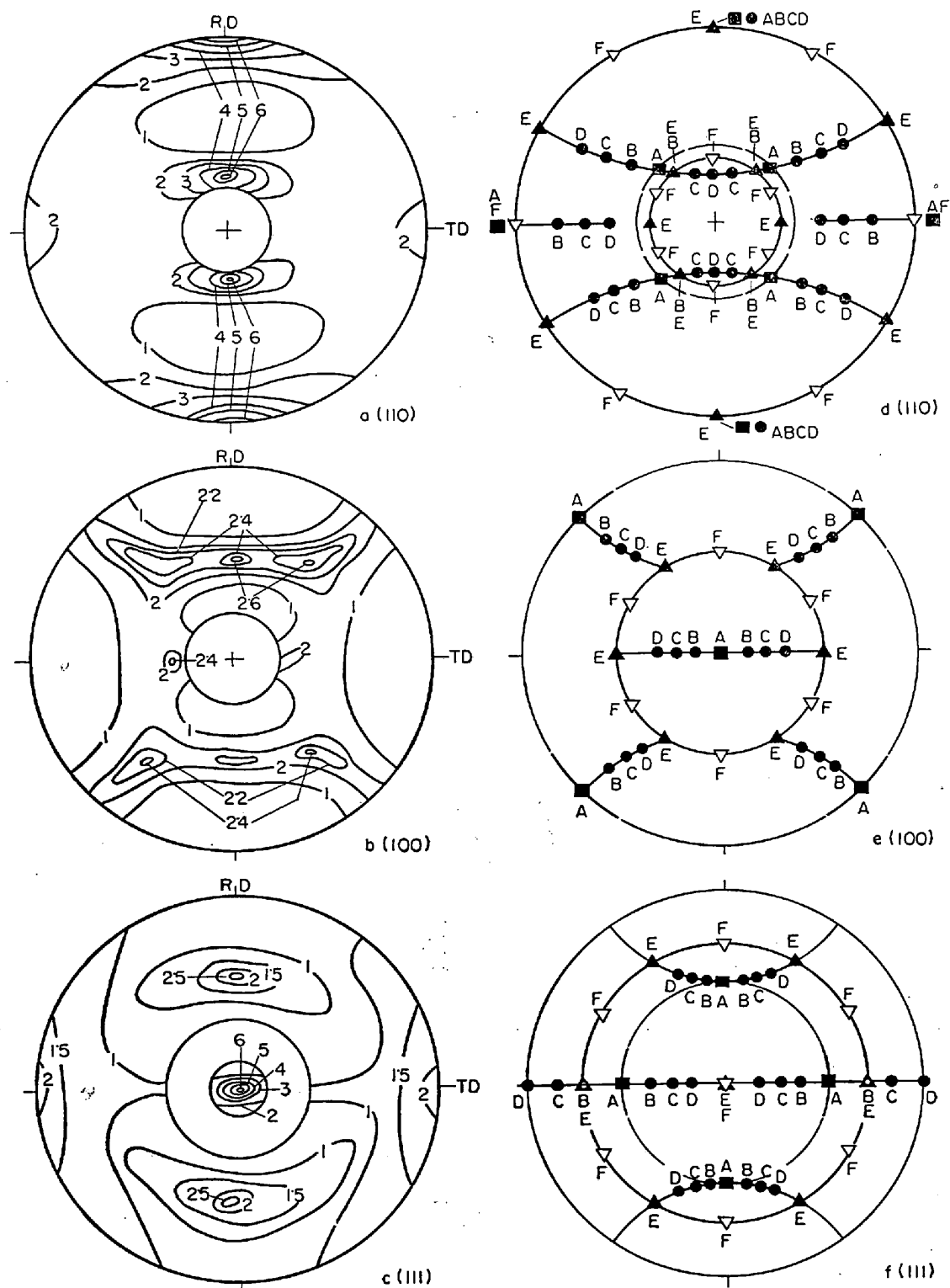


Fig. 23. (110), (100) and (111) pole figures of low carbon steel sheet cold-rolled 70%.
Key for the orientation A, B, ..., F is shown in Fig. 25.

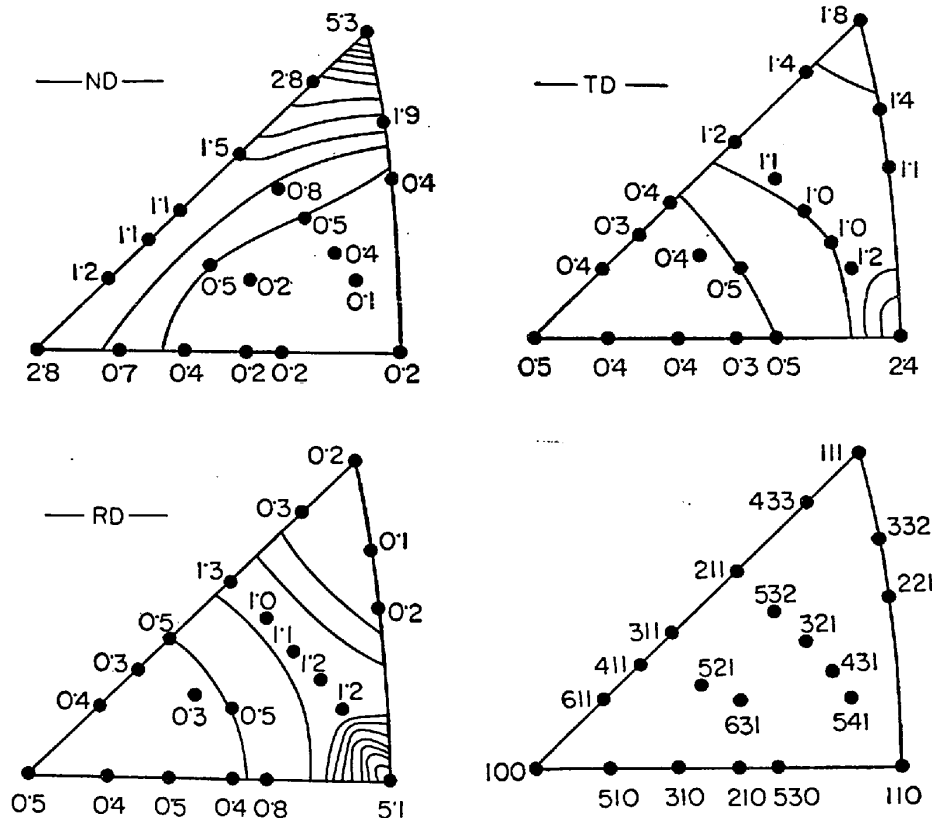


Fig. 24. Inverse pole figures of the same specimen shown in Fig. 23.

(f) リムド鋼, 97.5% 冷延, 688°C 焼鈍,

主方位(100)[012](M), 副方位(111)[112](F) なお(a)については主方位として(110)[001](G)のみが強く生じている測定結果があり²²⁾, また(d)には(411)[148](この方位は(311)[136]≡(N)にきわめて近い方位である)が認められている⁹⁾²²⁾.

極低炭素 Al キルド鋼の 70% 冷延後 700°C で 4hr 焼鈍したものの極点図および反転極点図を Fig. 27 および Fig. 28 にそれぞれ示した. これらの図には(111)[110] 方位(E), (111)[112](F) 方位から(111)<321> 方位(K)への回転関係にある方位の系列, (332)[110] 方位(L)から(111)[110](E)を経て(112)[110](D)に至る方位の系列などが認められる. 同じ鋼について 90% 冷延し 800°C で 4hr 焼鈍したものの極点図および反転極点図をそれぞれ Fig. 29 および Fig. 30 に示した. 上記(e)の主・副方位(EおよびF)のほかに(100)[011]±18°, すなわち(100)[012] 方位および(411)[148]~(311)[136] 方位(N)が認められる.(f)に述べてあるように 97.5% の冷延圧下を加えるときは主方位と副方位の強度は反転して(100)[011]±18° 方位(M)が強くなる例を Fig. 31 に示した.

5. 多結晶低炭素鋼板の r 値

5.1 鋼板の r 値をその極点図から図上で推定する方法

すでに述べたように α 鉄単結晶の薄板については, その r 値をどのような方位についても計算によって推定する方法が提案された. したがって前節に述べた各種薄板の集合組織の主方位が実験で求められれば, その板の r 値はほぼ推測できる. さらに進んで定量的に r 値を求める方法が研究されているが, ELIAS, HEYER, SMITH¹¹⁾は実験的に求めた(111)極点図を利用して直接 r 値を求めようと試みた. それは次のような方法によっている.

(i) 等 r 値網

α 鉄において迂り面と迂り方向の組合せを考えると, 3個の{110}迂り面, 3個の{112}迂り面, 6個の{123}迂り面および4個の<111>迂り方向があるので, 計48の迂り系がある. しかし引張変形に伴う結晶の幅および厚さ方向の形状変化を論ずるためには, 活動迂り方向のみを知れば十分で活動迂り面がどれであるかは考慮しなくてよいという, 上述 VIETH らのペンシル迂りモデルによつて考察をすすめる. 迂り系がきまれば, 引張変形による試料形状変化は, 引張軸に垂直な投影面に対する活動迂り方向の射影と, 厚さ方向の軸のなす角 θ によつて決められる. すなわち幅および厚さ方向の歪 ΔW および ΔT は

$$\left. \begin{aligned} \Delta W &= \sin \theta \\ \Delta T &= \cos \theta \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (3)$$

で表わされると考え, r 値は次式で表わされると仮定す

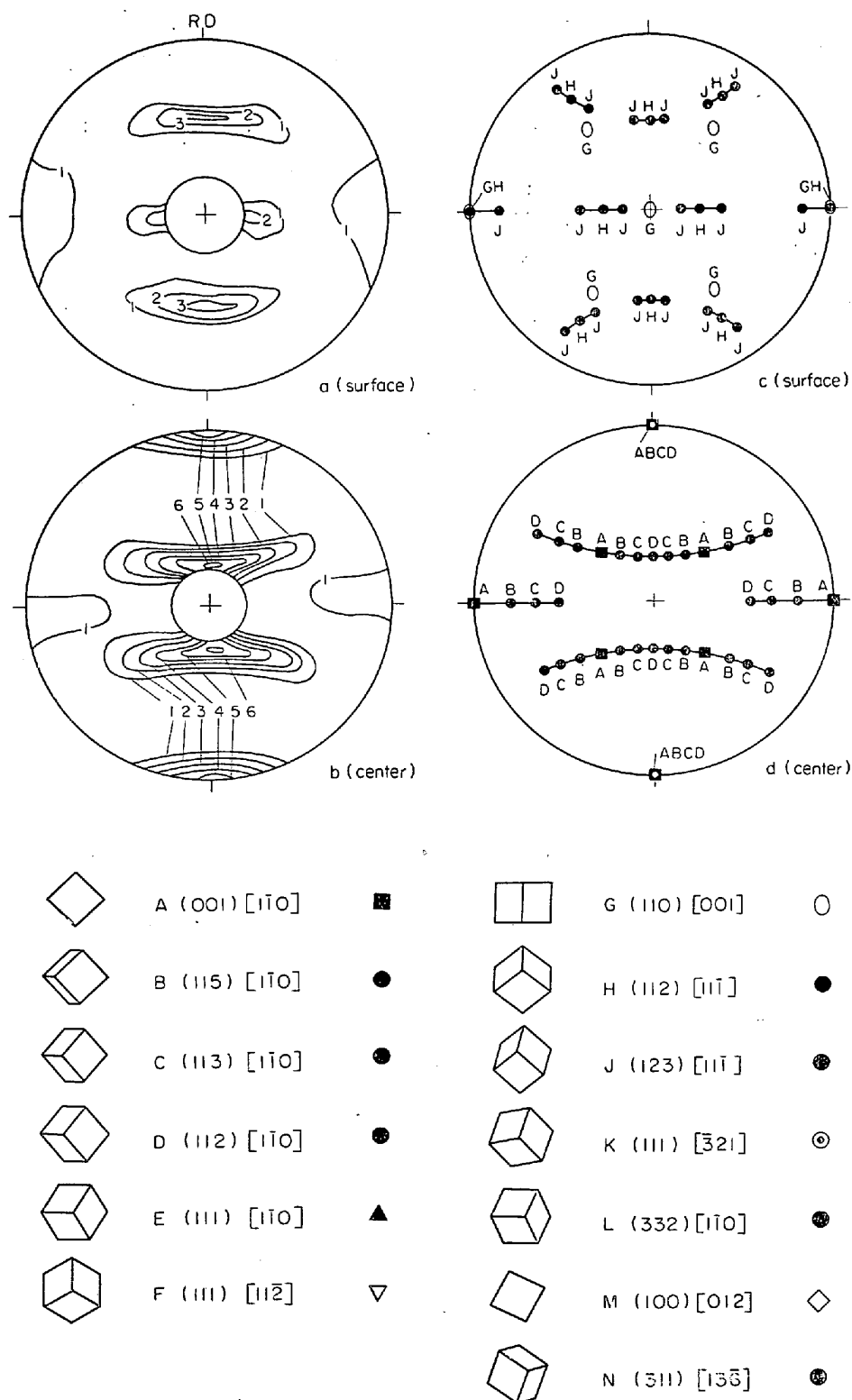


Fig. 25. (110) pole figure of hot rolled low carbon steel sheet. Finishing temperature was 830°C and coiling temperature was 620°C.

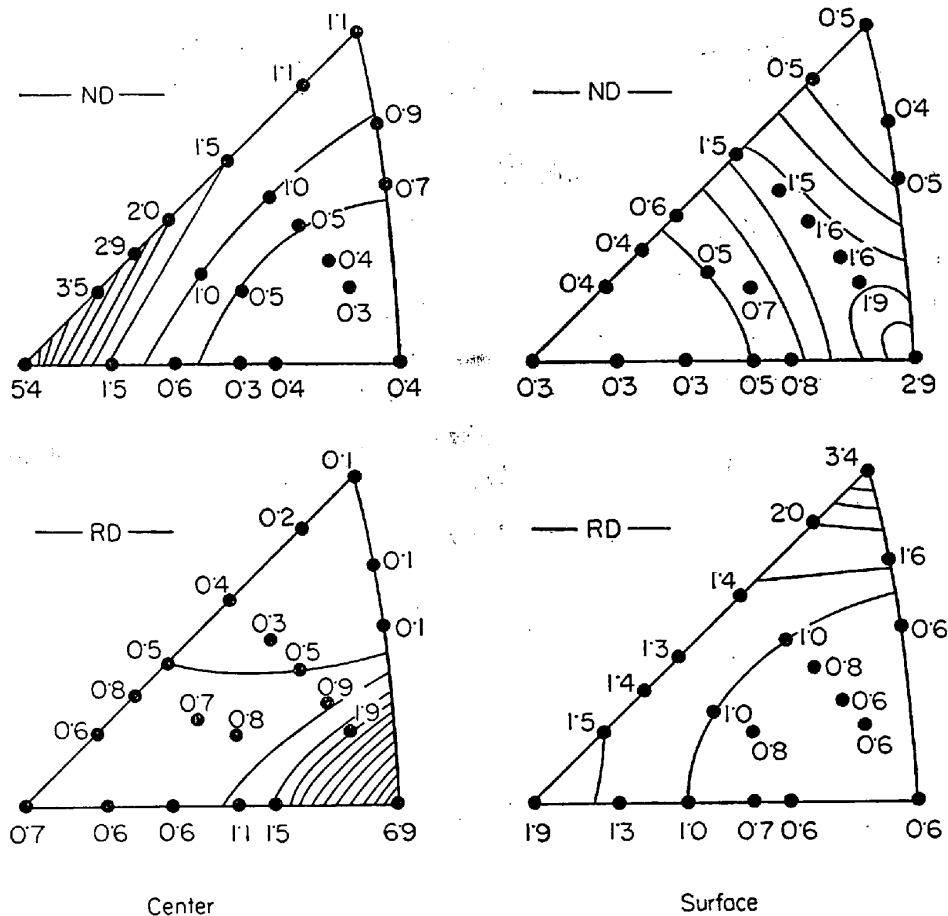


Fig. 26. Inverse pole figures of the same specimen shown in Fig. 25.

る。

$$r = \Delta W / \Delta T = \tan \theta^* \dots \dots \dots (4)$$

一方、ステレオ投影図において板面法線を投影円の中心にとり、板幅方向を水平方向におくと図の同一子午線上に極を持つ方向はすべて θ が等しく、したがって等しい r 値を持つ。このようにして等 r 網を作ることができる。

他方試料における最大剪断応力は試料軸のまわりの 45° の円錐面に生ずる。それゆえ極点図で示せば引張軸の極から 45° の位置にあたる緯度線が剪断応力最大の位置を示すことになる。それゆえ、鋼板の $\{111\}$ 極点図を作っておき、それにこの等 r 値網を重ねてみると、剪断応力最大でかつ r 値の大きい領域に軸密度の集積の大きいほど、その板の r 値が大きくなることがわかる。ただし r 値は0から ∞ まで変化するので、等 r 値網を用いても $\{111\}$ 軸密度の分布に応じた r 値の平均を求めることができなくなるおそれがある。

(ii) D 値の設定

r 値における上述の欠点を避けるため、ELIASら¹¹⁾は次式で与えられる D 値を導入した。

$$D = \frac{\Delta W - \Delta T}{(\Delta W + \Delta T)/2} = 2 \left(\frac{\Delta W - \Delta T}{\Delta W + \Delta T} \right) \dots \dots \dots (5)$$

ただし、 ΔW 、 ΔT はそれぞれ幅方向および板厚方向の歪である。この D 値は、等方性材料においては $\Delta W = \Delta T$ であるから $D = 0$ であり、 $\Delta T = 0$ のとき $D = 2$ 、 $\Delta W = 0$ のとき $D = -2$ となつて2と-2との間で変化し、値が正のときは深絞り性がよく負のときは悪いことを示す。また r 値と D 値との関係は次式で表わされる。

$$r = \frac{2 + D}{2 - D}, \quad D = \frac{2r - 2}{r + 1} \dots \dots \dots (6)$$

この D 値を用いて、上述と同様の等 D 値網を作るとFig. 32のようになる。この図を $\{111\}$ 極点図に重ねると薄鋼板の r 値を求めることができる。それには極大値を求める方法と、ある角度範囲の強度の平均を求める方法とが考えられる。

(a) 極大値法

剪断応力最大の位置、 S_{MAX} を記入した等 D 値網をFig. 33に示すように $\{111\}$ 極点図に重ね合わせ、 S_{MAX} 線上の軸密度と D 値を読み取り、軸密度に応ずる重みを考慮して D 値の平均を求める方法である。この図は圧延方向の値 D_L を求めている場合を示しているが、等 D 値網の矢印を引張軸の方向に合わせると、望む方向の r 値

* この式は第3節の結果からも明らかなように、変形前後の体積不変の条件を満足しない点に難点がある。このことはHOSFORD²³⁾も指摘している。

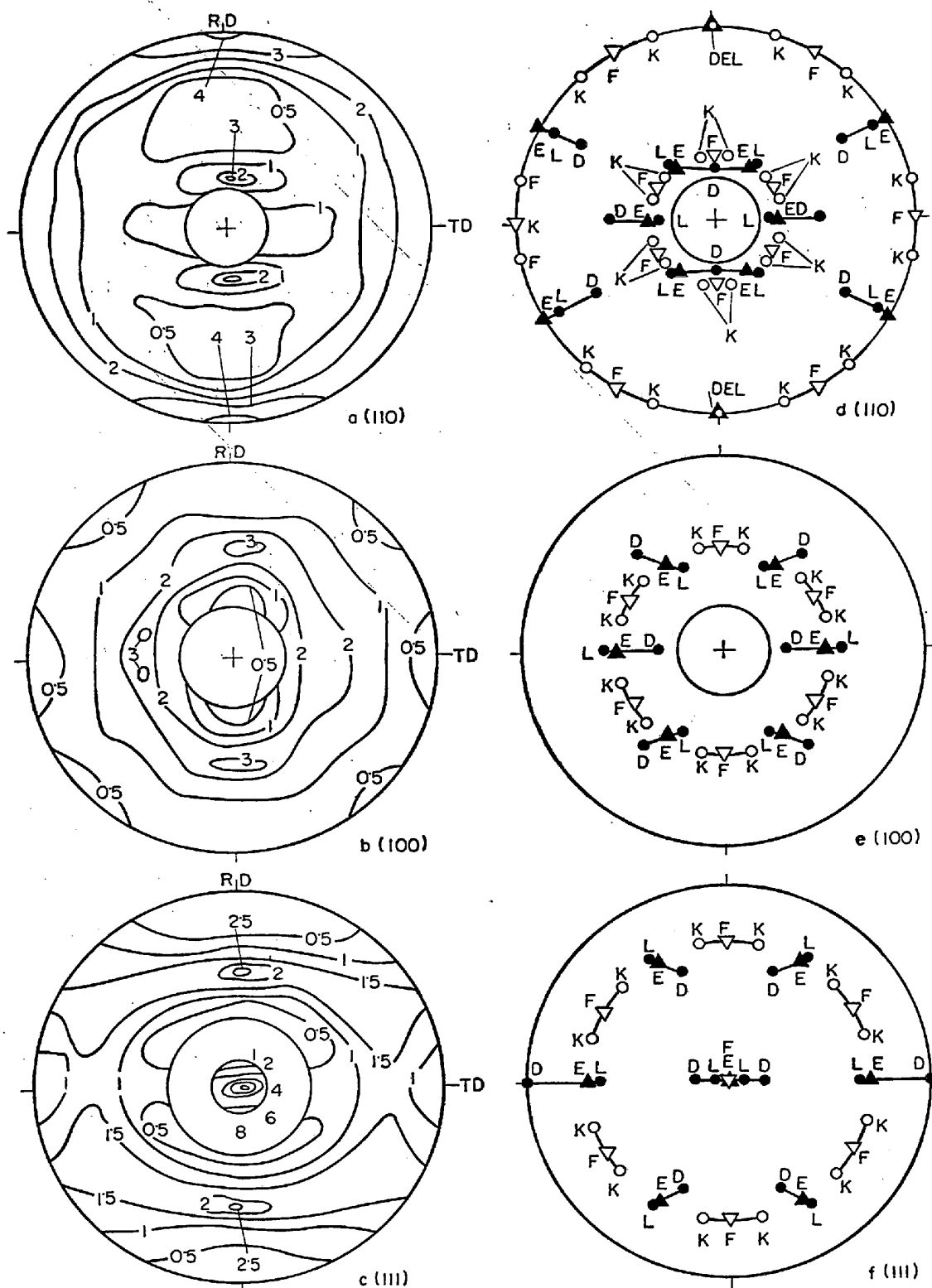


Fig. 27. (110), (100) and (111) pole figures of low carbon steel sheet cold-rolled 70% and annealed at 700°C for 4 hr.

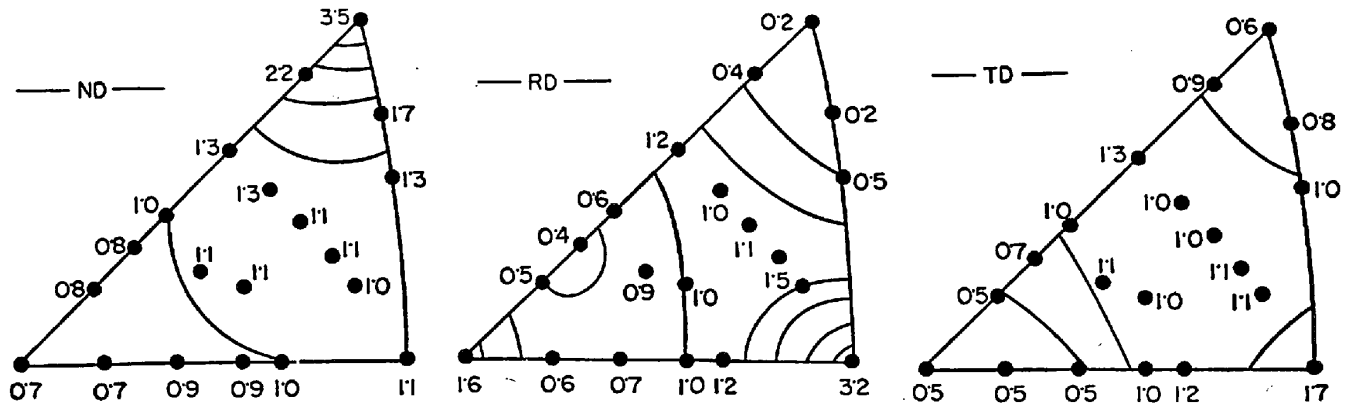


Fig. 28. Inverse pole figures of the same specimen shown in Fig. 27.

Table 4. D and r values as observed from tension tests and predicted from X-ray pole figures.*

Sample	Orientation	Testing direction	D Values			r Ratios*		
			Tension test method	Pole figure method		Tension test method	Pole figure method	
				Maximum intensity	Summation		Maximum intensity	Summation
31 K	(111) [110]	0deg.	0.57	0.50	0.20	1.79	1.67	1.22
		45°	0.27	0.24	0.19	1.31	1.27	1.21
		90°	0.73	0.68	0.54	2.14	2.03	1.74
95-16	(411) [148]	0deg.	-0.80	-1.15	-0.57	0.43	0.27	0.56
		45°	-0.48	-0.20	-0.27	0.61	0.82	0.76
		90°	-0.42	-0.53	-0.55	0.65	0.58	0.57
99-16	(100) [012]	0deg.	-1.25	-0.96	-0.90	0.23	0.35	0.38
		45°	-0.47	-0.37	-0.38	0.62	0.69	0.68
		90°	-1.13	-1.10	-1.00	0.28	0.29	0.33
99-20	(100) [011] (111) [112]	0deg.	-0.21	-0.02	-0.65	0.81	0.98	0.51
		45°	+0.09	-0.05	-0.10	1.09	0.95	0.90
		90°	-0.23	-0.34	-0.42	0.79	0.71	0.65

* D values converted to r * After ELIAS HEYER and SMITH¹¹⁾

を求めることができる。

(b) 求和法

剪断応力最大の位置, S_{MAX} , から $\pm 10^\circ$ の領域を考え, これを 5° 間隔の子午線で 36 箇の領域に分割する。それぞれの領域の平均の D 値を求めておき, 次いでこの網を (111) 極点図に重ねてこれらの領域に含まれる極の密度を求める。Fig. 34 は TD 方向の D 値を求める場合を示したもので, $S_{MAX} \pm 10^\circ$ の D 値に極大値法の場合と同様にそれぞれの軸密度を考慮して 36×2 の領域の D の値の平均を求めるのである。Table 4 はストリップ圧延したキルド鋼およびリムド鋼の r 値を引張試験で求め, これと極点図から推定した値とを比較して示したものである。この値は (4) 式に基づいているところに問題があるが, 定性的には一致しており, 極点図を直接利用し複雑な計算によらずに r 値を求められる, きわめてユニークな方法と言える。

4.2 極点図の優先方位成分から計算で求める方法

集合組織を持つ多結晶体の r 値を求める方法は, 結晶粒界の影響を無視しても, 隣接する粒の拘束の影響があり単結晶の場合ほど容易ではない。岡本, 白岩, 福田²⁴⁾ は単結晶に関する計算結果を多結晶体の変形の場合に適用できるように, (a) 分解剪断応力の大きい 2 つの迂り系によつて変形すると考え, (b) $\tau_{(110)} \cong \tau_{(112)} \cong \tau_{(123)}$ と仮定して, 以下の 8 主要方位の単結晶の基準軸から 0° , 45° , 90° 方向の歪および r 値を求めた。計算を行なった方位は (100) [011], (112) [110], (111) [112], (100) $\langle$ [011] から 15° 右まわり $\rangle$, (100) $\langle$ [011] から 15° 左まわり $\rangle$, (110) [001] で上述の極低炭素鋼板の集合組織における主要なものを選んである。

その後岡本らはさらに 4 個のモデルについて, 引張方向も基準方向から $0^\circ \sim 180^\circ$ の間の方向について r 値を計算した²⁵⁾。そのモデルは,

- (a) 分解剪断応力最大の単一系による迂り変形, (R^1) 。

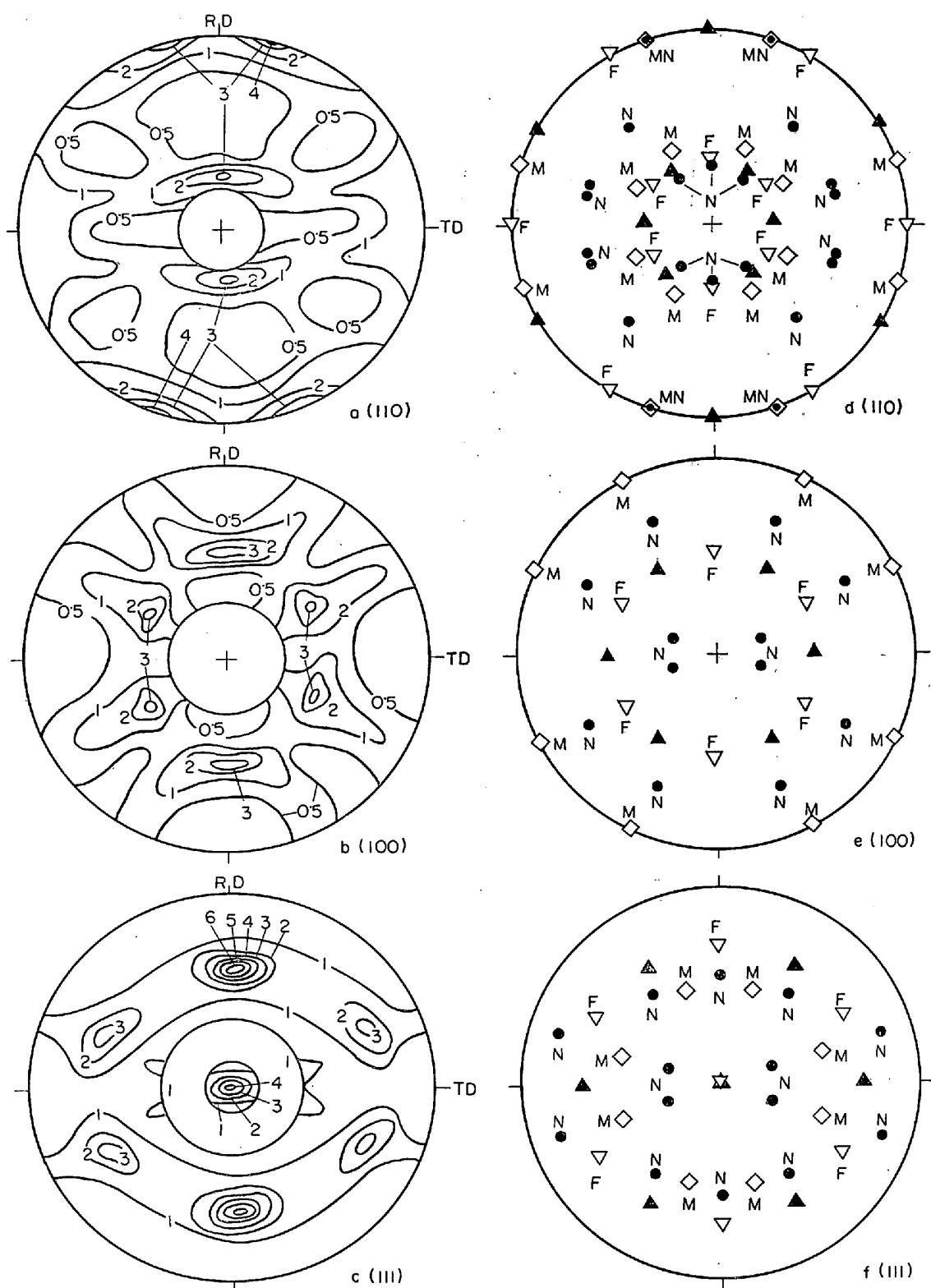
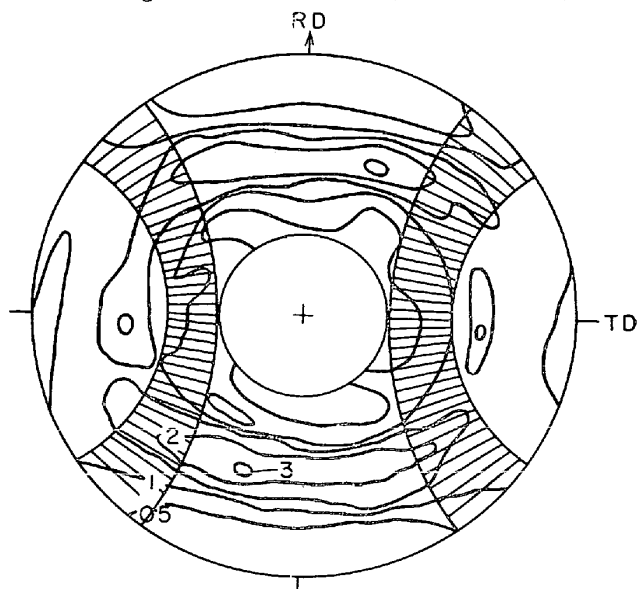
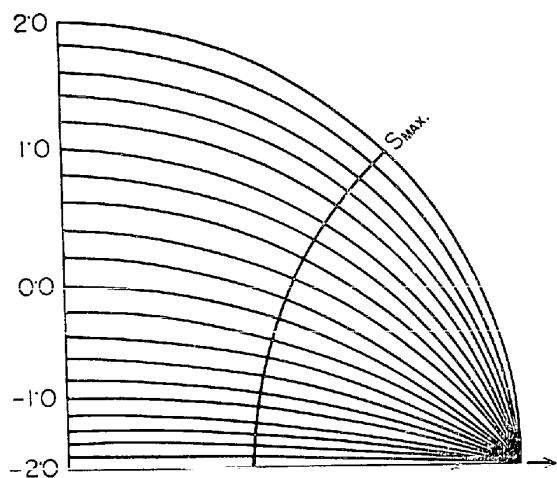
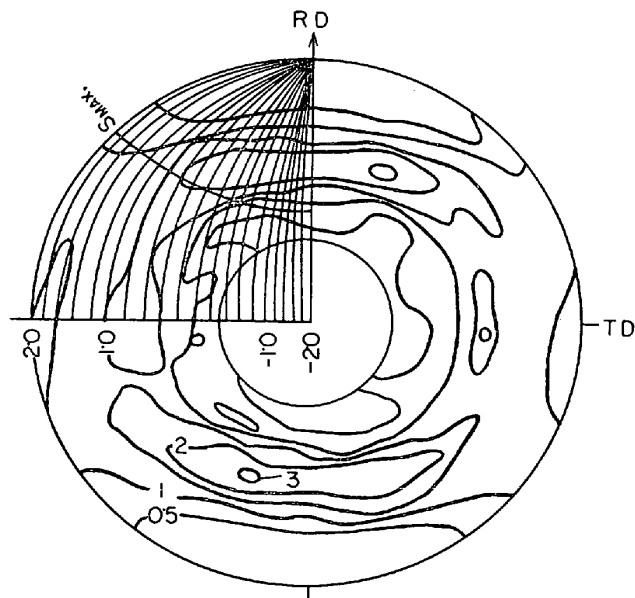
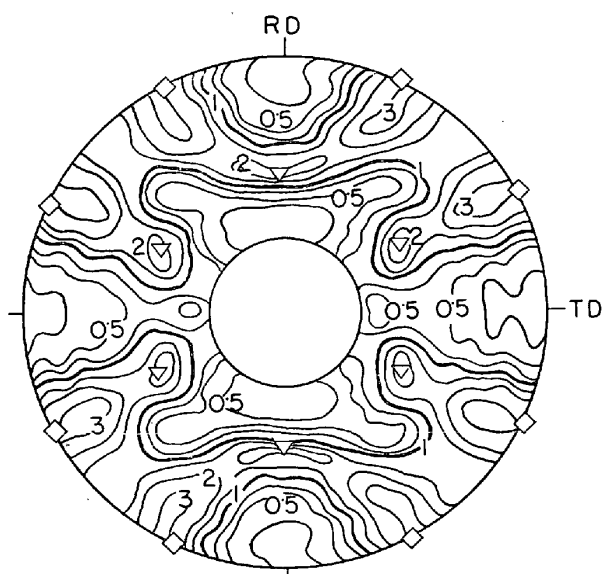
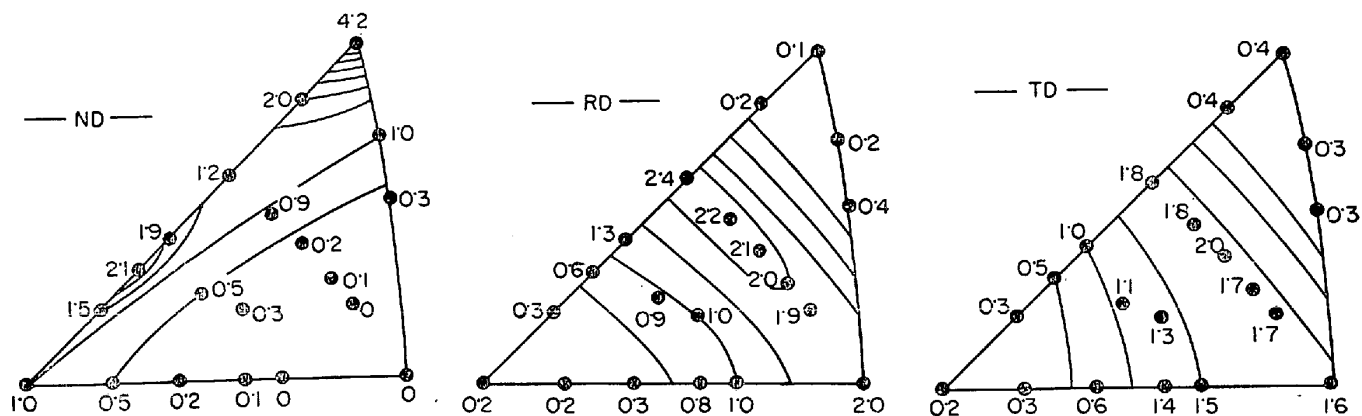


Fig. 29. (110), (100) and (111) pole figures of low carbon steel sheet, cold-rolled 90% and annealed at 800°C for 4 hr.



(b) 分解剪断応力最大の系と、その次に大きい系との2つのり系による変形, (R^2)

(c) 分解剪断応力の大きさの順にとって5つのり系による変形, (R^5)

(d) 上記のモデルによつて求めた r 値の平均値, ($\langle R^5 \rangle$).

これらのモデルの中で R^2 , および R^5 によつて主要な4方位 (100)[011], (111)[112], (110)[001] および (112)[110] について, 引張方向による r 値の変化する例を Fig. 35 に示した. なお, 岡本らは数個の優先方位が重畳したときの r 値の変化を加算して求められるように, 試料の幅, 厚さ, 長さ方向の歪 ε_w , ε_t , ε_l をすべて計算して, 図には $\bar{\varphi} = -\varepsilon_w/\varepsilon_l$ なるパラメータを採用している.

4.3 反転極点図から求める方法

(i) 変形に関するモデルの設定

著者らは多結晶体の r 値を計算によつて求めるに当たつて, ELIAS らの提唱した D 値に似た異方性パラメータを設定し, 集合組織を定量的に示すためには反転極点図から得られる軸密度分布を用いて, 集合組織を持つ薄鋼板の r 値を計算によつて求めようと試みた²⁶⁾²⁷⁾.

計算に当たつて次のような仮定をおいた.

(a) 各結晶粒の引張方向の伸び ε_l はすべて等しい. また幅, 厚さ方向の歪 ε_w , ε_t は等しいとは限らないが各結晶粒についての平均値 $\bar{\varepsilon}_w$, $\bar{\varepsilon}_t$ は試験片の巨視的歪に等しい. すなわち,

$$\bar{\varepsilon}_l = \varepsilon_l = E_l, \quad \bar{\varepsilon}_t = E_t, \quad \bar{\varepsilon}_w = E_w \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここに E_l , E_t , E_w はそれぞれ試験片の引張方向, 厚さおよび幅方向の巨視的歪を表わす.

(b) 引張による集合組織の変化は無視する. すなわち結晶の回転は考慮に入れない.

(c) 試験片中の1つの粒に注目して, その粒がどのり系でどれだけひかるかという問題は, 隣接する粒からの影響で非常に複雑となるが, 同一方位の粒の平均的挙動はつぎのモデルにしたがうものと仮定する. 1つの結晶に外力が加えられたとき, 実際にひきがおこるのはそのり系での schmid 因子が 0.25 以上のものに限り, かつその系のひき量は schmid 因子に比例するものとする. すなわち, 1つの方位についてそのり系の番号を添字 n で表わし, その系でのひき量を $d\gamma_n$, その系の schmid 因子を $M_{Xn} = \cos\lambda_n \cos\varphi_n$ とすると, この仮定は次式で表わされる.

$$\left. \begin{aligned} d\gamma_n &= K(M_{Xn} - 0.25), & M_{Xn} > 0.25 \\ d\gamma_n &= 0, & M_{Xn} \leq 0.25 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (8)$$

(d) 剪断歪 γ_{YX} , γ_{ZX} , γ_{YZ} は単一の方位ではゼロとはならないが, 各方位にわたつて和をとれば, 板状試験片の方位についての対称性のためにゼロとなるので考慮しない.

次に下記のような異方性パラメータ D_0 を設定する. 上述の長さ, 幅, 厚さ方向の巨視的歪, E_l , E_w , E_t について

$$\left. \begin{aligned} E_l &= -E_t(1 - D_0)/2 \\ E_w &= -E_t(1 + D_0)/2 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (9)$$

とすると, この D_0 と r 値との間には

$$\left. \begin{aligned} D_0 &= \frac{E_l - E_w}{E_l} = \frac{E_w/E_t - 1}{E_w/E_t + 1} = \frac{r - 1}{r + 1} \\ r &= \frac{1 + D_0}{1 - D_0} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (10)$$

なる関係がある. したがつて D_0 は 1 と -1 との間で変化し $D_0 \geq 0$ ならば $r \geq 1$ であり, $D_0 < 0$ ならば $r < 1$ となる.

さらに任意の方位の結晶粒についても同様にパラメータ $D_0(\alpha, \beta; \theta)$ を次のように定義する.

$$D_0(\alpha, \beta; \theta) = \frac{\varepsilon_t - \varepsilon_w}{\varepsilon_l} \quad \dots\dots\dots (11)$$

ただし, α , β , θ は方位を定める変数であり, Fig. 36 に示すように α , β は板面法線を定める変数, θ は板面

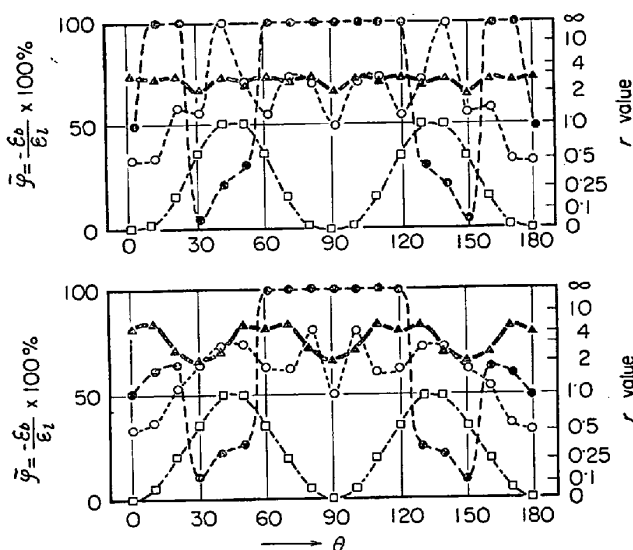


Fig. 35. Plastic strain ratio r and ratio between width and longitudinal strains $\bar{\varphi}$ for the several orientations. (OKAMOTO et al.²⁵⁾)

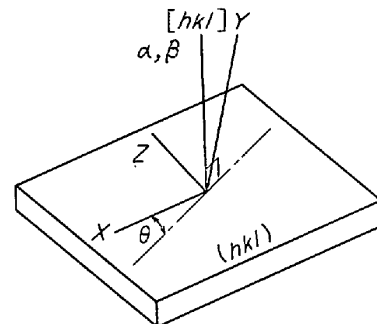


Fig. 36. Angle between the coordinate determining specimen shape and standard direction SD on the crystallographic plane (hkl) .

内である基準線からの角度を示す変数である。

1組の α , β , θ に対して $D_0(\alpha, \beta; \theta)$ を考えよう。 n 番目のり系上で $d\gamma_n$ だけり、その系における X , Y , Z 軸についての schmid 因子が M_{Xn} , M_{Yn} , M_{Zn} であるとする。各方向の歪は、

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_X &= \sum M_{Xn} d\gamma_n \\ \varepsilon_Y &= \sum M_{Yn} d\gamma_n \\ \varepsilon_Z &= \sum M_{Zn} d\gamma_n \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (12)$$

となる。和はり系 48 個のうち可能なものすべてについてとる。(c) の仮定から

$$\begin{aligned} D_0(\alpha, \beta; \theta) &= \frac{\varepsilon_Y - \varepsilon_Z}{\varepsilon_X} \\ &= \frac{\sum_n (D_{2n} E_{2n} - D_{3n} E_{3n})(D_{1n} E_{1n} - 0.25)}{\sum_n D_{1n} E_{1n} (D_{1n} E_{1n} - 0.25)} \dots\dots\dots (13)^* \end{aligned}$$

ただし $D_{1n} E_{1n}$ はつねに正なる向きにとり、 Σ' は $D_{1n} E_{1n} > 0.25$ のみの和を求めるものとする。

試験片が集合組織を持つときの D_0 値は次のように表わされる。まず集合組織は分布函数 $P(\alpha, \beta; \theta)$ で表わされたとする。Fig. 37に示すように、基準方向から角度 ρ なる方向に引張つたときの D_0 値は仮定(a)により

$$D_0(\rho) = \frac{E_Y - E_Z}{E_X} = \left(\frac{\varepsilon_Y - \varepsilon_Z}{\varepsilon_X} \right) \dots\dots\dots (14)$$

一方、

$$D_0(\rho) = \iiint D_0(\alpha, \beta; \theta) P(\alpha, \beta; \theta - \rho) d\alpha d\beta d\theta \dots\dots\dots (15)$$

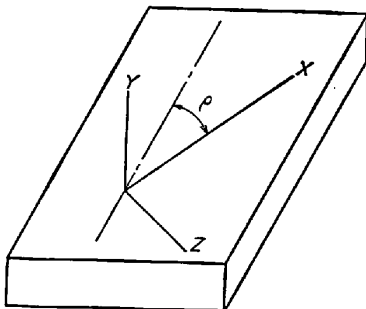


Fig. 37. Angle between the coordinate of specimen shape and tensile direction TD.

* X-Y-Z 軸と x-y-z 軸との間の方向余弦が

	x	y	z
X	D_1	E_1	F_1
Y	D_2	E_2	F_2
Z	D_3	E_3	F_3

であるとするとき歪 $\varepsilon_{(X-Y-Z)}$ は

$$\varepsilon_{(X-Y-Z)} = d\gamma \begin{pmatrix} D_1 E_1 & D_2 E_1 & D_3 E_1 \\ D_1 E_2 & D_2 E_2 & D_3 E_2 \\ D_1 E_3 & D_2 E_3 & D_3 E_3 \end{pmatrix}$$

となる。すなわち軸方向の歪 ε_X , ε_Y , ε_Z は

$$\begin{aligned} \varepsilon_X &= dl/l = D_1 E_1 d\gamma \\ \varepsilon_Y &= dt/t = D_2 E_2 d\gamma \\ \varepsilon_Z &= dw/w = D_3 E_3 d\gamma \end{aligned}$$

である。 $D_0(\rho)$ の ρ についての平均値 $\bar{D}_0$ を考えると

$$\bar{D}_0 = \frac{\int D_0(\rho) d\rho}{\int d\rho} = \frac{1}{\int d\rho} \iiint D_0(\alpha, \beta; \theta) [P(\alpha, \beta; \theta - \rho) d\rho] d\alpha d\beta d\theta \dots\dots\dots (16)$$

$$\left. \begin{aligned} \int P(\alpha, \beta; \theta) d\theta &= \bar{P}(\alpha, \beta) \\ \frac{\int D_0(\alpha, \beta; \theta) d\theta}{\int d\theta} &= \bar{D}_0(\alpha, \beta) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (17)$$

いまとくと、

$$\bar{D}_0 = \iint \bar{D}_0(\alpha, \beta) \bar{P}(\alpha, \beta) d\alpha d\beta \dots\dots\dots (18)$$

となる。

したがって、 α , β で示される結晶面の任意の方向についての個々の D_0 値はこの計算からは求められず、 θ の $0^\circ \sim 360^\circ$ の方向の平均値が与えられる。ここで $\bar{P}$

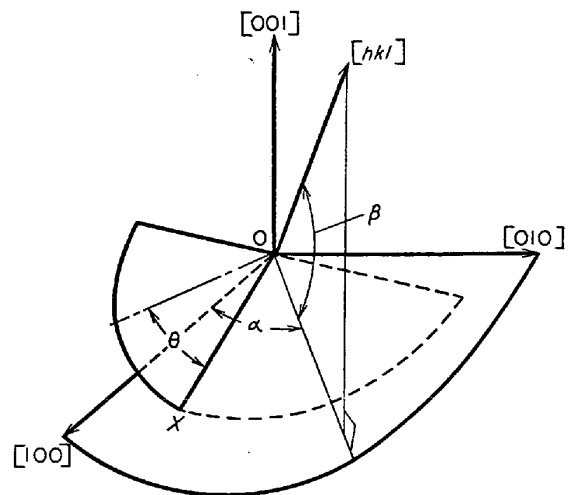


Fig. 38. Angle between the crystallographic plane (hkl) and the three $\langle 100 \rangle$ axes taken as a new coordinate.

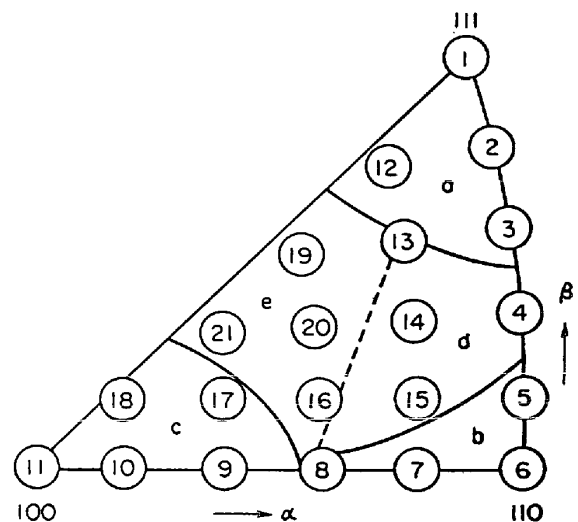
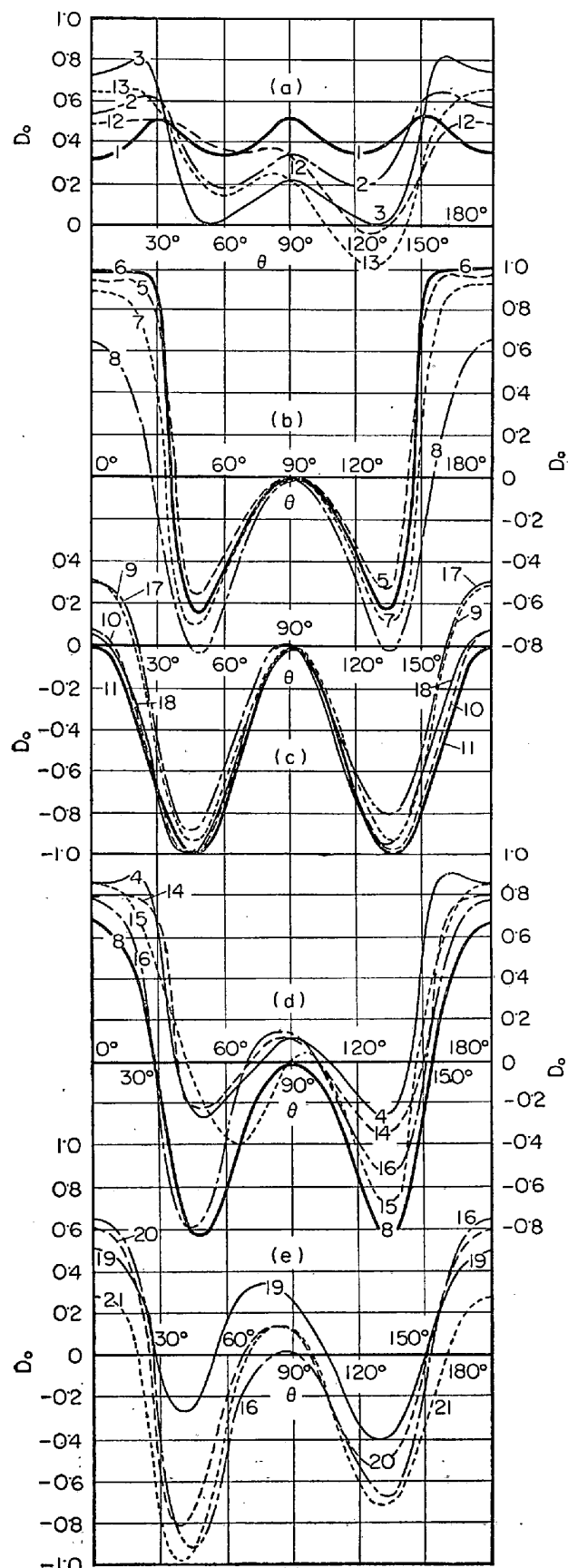


Fig. 39. The position of (hkl) planes for various (α, β) values.

$\alpha = 0, 9, 18, \dots\dots\dots, 45^\circ$
 $\beta = 0, 7, 14, \dots\dots\dots, 35^\circ$

Fig. 40. Calculated $D_0(\alpha, \beta; \theta)$ values in bcc iron.

(α, β) は α, β なる方位の結晶が板面に平行になる確率, すなわち板面に垂直な軸の反転極点図上の軸密度にほかならない. それゆえ, $\bar{D}_0$ は $\bar{D}_0(\alpha, \beta)$ を ND 反転極点図の α, β 方位の軸密度の重みをつけて積分した値である. 現在のところ実験的に完全な反転極点図を求めることは困難であるが, 短波長の特性X線を使用すると 10 個以上の主要な結晶面についての密度を測定できるので, (18)式はつぎのように近似することができる.

$$D_0 = \sum \bar{D}_{0hkl} \cdot \bar{P}_{hkl} \dots \dots \dots (19)$$

(ii) α 鉄における D_0 値の計算

上記岡本ら²⁴⁾²⁵⁾と同様に α 鉄において $\tau_{(110)} \cong \tau_{(112)} \cong \tau_{(123)}$ と仮定すると 48 個のり系が存在する. これらの系が仮定 (c) にしたがって活動しり系が進行すると考えて D_0 値を求めてみよう. まず Fig. 38 の α, β で表わされる方位の結晶につき, その結晶面内の基準方向, OX からの角度 θ なる方向に引張ったときの $D_0(\alpha, \beta; \theta)$ を小型電子計算機を用いて計算を行なった. α, β, θ の数値は下記のようにとつた.

$$\alpha = 0^\circ, 9^\circ, 18^\circ, \dots, 45^\circ$$

$$\beta = 0^\circ, 7^\circ, 14^\circ, \dots, 35^\circ$$

$$\theta = 0^\circ \sim 180^\circ$$

方位 (α, β) はステレオ三角形内の位置を示すと Fig. 39 のような 21 個になる.

計算の結果は Fig. 40 に示すとおりで, $D_0-\theta$ 曲線は 4 グループに大別できる.

(1) (111) およびこれに近い方位のもので Fig. 40 (a) に示すように D_0 値はつねに正であり, θ が約 $30^\circ, 90^\circ, 150^\circ$ に極大値を持つ.

(2) (110) およびこれに近い方位のもので, θ が 30° および 180° に極大値, 90° に $D_0=0$ の副極大を持ち, 45° および 135° に極小値を持つ. (Fig. 40(b))

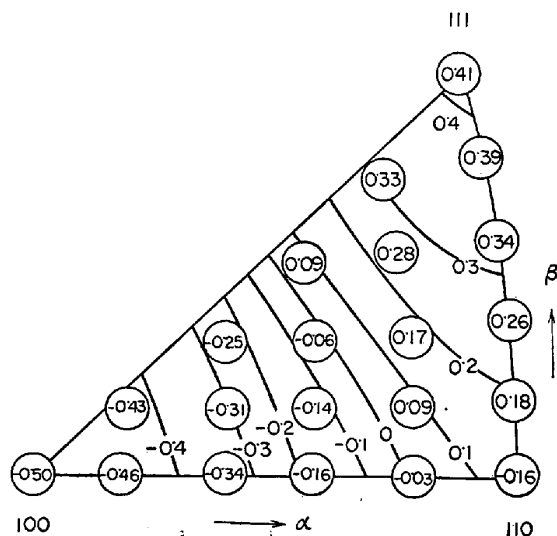
Fig. 41. Distribution of $\bar{D}(\alpha, \beta)$ value shown in a unit stereographic triangle.

Table 5. Averaged plastic anisotropy parameter $\bar{D}_{0hkl}$ for bcc iron.

hkl	100	110	111	210	211	221	310	321	332	411	521
$\bar{D}_0$	-0.50	0.16	0.41	-0.17	0.13	0.31	-0.34	0.16	0.37	-0.27	-0.21

Table 6. Experimental results $\bar{P}(\alpha, \beta)$ observed, calculated $\bar{D}_0$ -values and observed $\bar{D}_0$ -values.

Specimen	hkl	110	100	211	310	111	321	411	210	332	521	221	$\overline{D}_{cal}$	$\overline{D}_{obs}$
	D_{hkl}	0.16	-0.50	0.13	-0.34	0.41	0.16	-0.27	-0.17	0.37	-0.21	0.32		
31-1	4%	2	12	1	51	3	2	1	16	3	5	0.284	0.291	
31-4	4	3	10	2	39	4	2	2	21	3	10	0.259	0.263	
31-3	6	6	11	5	22	6	8	5	14	7	10	0.116	0.101	
33-1	2	2	11	1	53	3	2	1	17	2	6	0.297	0.302	
33-4	3	4	11	2	36	5	5	2	19	4	9	0.222	0.218	
33-3	5	8	12	6	20	6	8	6	12	8	8	0.076	0.052	
34-1	3	2	9	1	44	5	3	1	22	3	7	0.279	0.290	
34-4	3	2	10	1	39	4	3	1	23	4	10	0.270	0.280	
34-3	5	6	11	4	27	5	6	4	16	7	9	0.148	0.133	
47-1	2	2	11	1	47	3	2	1	22	2	7	0.294	0.301	
37-4	3	3	11	1	44	3	3	1	22	2	7	0.276	0.277	
47-3	4	5	12	3	30	5	7	3	17	5	9	0.175	0.161	
48-1	3	4	9	2	42	3	4	2	21	3	7	0.251	0.255	
48-5	4	4	10	3	38	3	4	3	20	3	8	0.227	0.210	
48-3	4	5	10	3	32	4	5	3	22	3	9	0.207	0.210	
49-1	4	3	11	2	40	3	2	2	22	3	8	0.259	0.239	
49-5	4	5	11	3	32	5	5	3	18	5	9	0.191	0.193	
49-3	3	5	10	3	37	3	5	3	20	3	8	0.214	0.223	
54-1	4	2	12	1	52	3	1	1	17	2	5	0.297	0.301	
54-2	4	2	10	2	43	4	3	2	19	3	8	0.264	0.286	
54-3	5	5	10	3	32	5	5	3	19	4	9	0.197	0.183	
57-1	3	1	9	1	53	3	1	1	21	2	5	0.315	0.313	
57-2	3	3	10	2	40	3	3	2	21	4	9	0.251	0.260	
57-3	4	4	12	3	37	3	5	3	20	3	6	0.217	0.203	

Table 7. Calculated D_0 value for the specimen shown in Fig. 42.

hkl	P_{rand} c/s	P_{samp} c/s	$I = \frac{P_s}{P_r}$	I_{hkl}	p^*	vol. fract. %	$D_{cal}(hkl)$
110	3200	190	0.1	0.1	12	0	0.16
200	540	2100	3.9	3.9	6	3	-0.50
211	1010	1650	1.6	1.6	24	5	0.13
310	370	195	0.5	0.5	24	2	-0.34
222	85	110	1.3	1.3	8	1	0.41
321	340	40	0.1	0.1	48	0.5	0.16
411	143	705	4.9	7.3	24	23	-0.34
330				(0.1)	12		
420	73	13	0.2	0.2	24	0.5	-0.17
332	58	10	0.2	0.2	24	0	0.34
510				1.0	24	3	-0.44
431	112	76	0.7	0.1*	48	0.5	0.15
521	54	60	1.1	1.1	48	7	-0.21
530				0.1	24	0	-0.06
433	40	30	0.7	1.3*	24	4	0.35
442				0.1	24	0	0.32
600	22	17	0.8	(3.9)	6		
611				5.6	24	18	-0.45
532	51	132	2.6	1.1*	48	7	0.13
541	29	3	0.1	0.1	48	0.5	0.15
622	13	88	6.8	6.8	24	22	-0.20
631	26	7	0.3	0.3	48	2	-0.14

* p : multiplicity factor

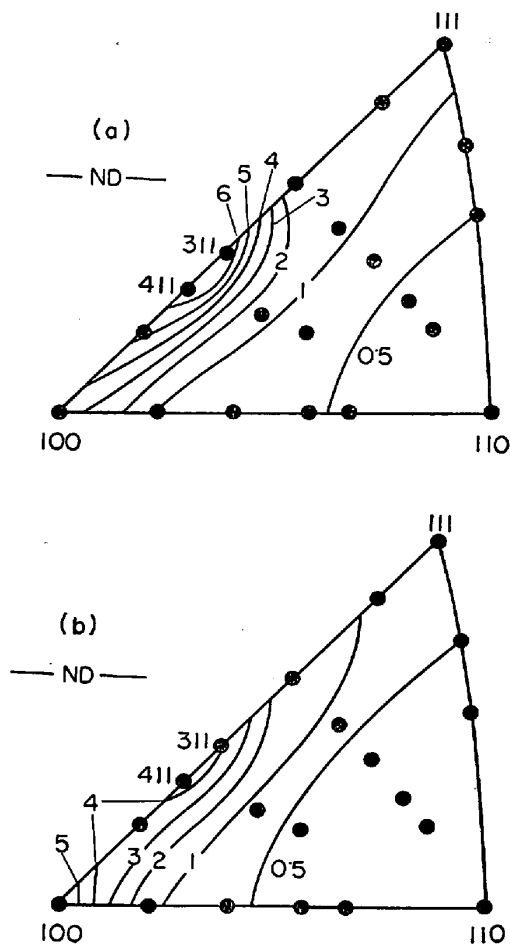


Fig. 42. Change in texture during tensile deformation. Inverse pole figure of low carbon rimmed steel sheet, cold rolled 97% and annealed at 850°C for 4hr. (a) Before elongation, (b) After 15% elongation along rolling direction.

(3) (100) および その近くの方位のもので, θ の全角にわたって D_0 が負であり, 0° , 90° , 180° に極大値を, 45° および 135° に極小値を持つ. (Fig. 40(c))

(4) 以上 3 グループの中間の方位のもので, D_0 は 0° , 90° , 180° 付近に極大値を, 45° , 135° 付近に極小値を持つ. (Fig. 40(d), (e))

この図中のそれぞれの方位の曲線の θ についての D_0 値の平均を求めると Fig. 41 に示すようになる. またこれらから内挿によつて $\bar{D}_{0hkl}$ を求めると Table 5 に示す数値が得られる.

実際の鋼板について実測値と反転極点図から求めた値とを比較してみよう. 測定に供した Al キルド鋼の D_0 - θ の形は 45° 方向の D_D が最低値をとり, 0° 側および 90° 側の D_L , D_T はいずれも増加し, かつ $D_L < D_T$ となっている. この D_0 の形は Fig. 40 における 6~10 の方位の D_0 - θ 曲線の $\theta=90^\circ$ から 180° までの変化の傾向に似ており, $\theta=90^\circ$ は (001), $\theta=180^\circ$ は (110) に相当する²⁶⁾. さらにこの図の (b)~(c) のグループの

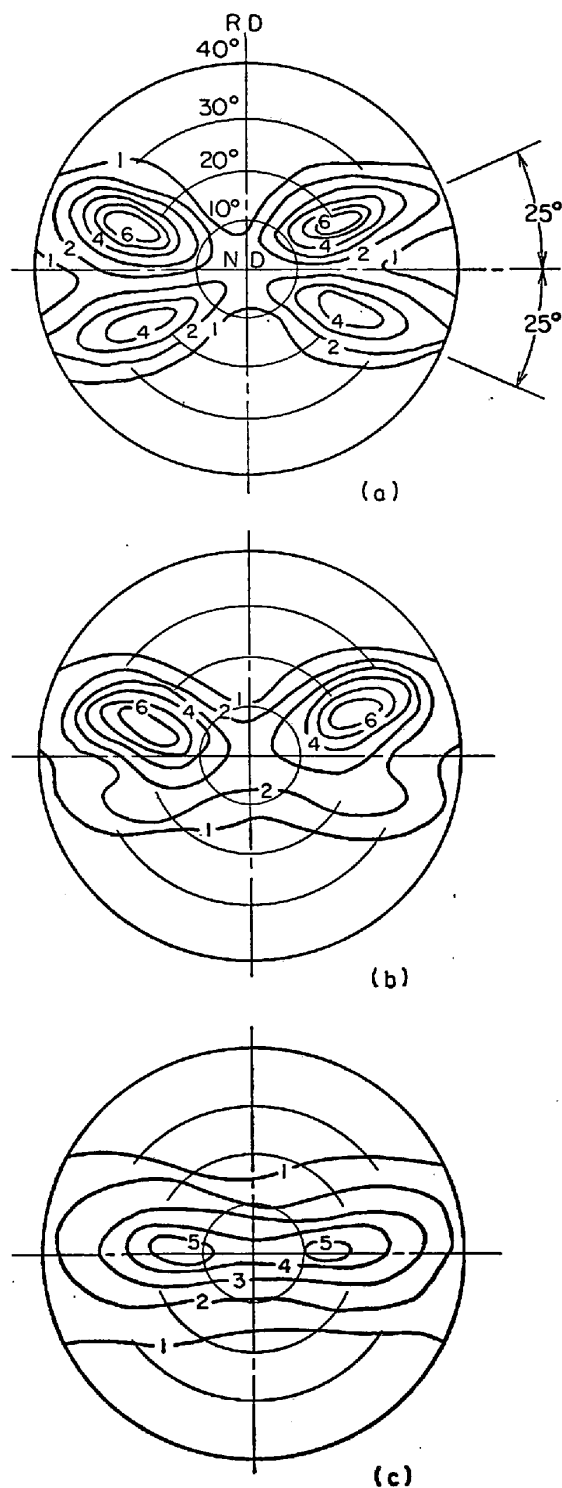


Fig. 43. Change in texture during tensile deformation. (100) pole figure of the same specimen shown in Fig. 42. (a) Before elongation, (b) After 20% elongation along rolling direction, (c) After 38% elongation.

曲線の $\theta=90^\circ \sim 180^\circ$ はほぼこのような傾向を示す. この型の D_0 の分布を持つものの $\bar{D}_0$ を求めると Table 6 に示すように大変よい一致が認められる.

4.4 結晶方位から推定する r 値が実測値と合わない場合

(i) 引張変形中の結晶回転

上述の結晶方位から r 値を推定しようとする多くの試みにおいては、変形中の結晶回転はきわめて小さいか、あるいは ϵ_w/ϵ_l には大きな変化を与えないという仮定に基づいて計算をすすめてきた。幸いなことに、一般の冷延焼鈍によつて得られる鋼板においては、この仮定がほぼ通用し推定値と実測値の間にはかなりよい一致が認められた。

本節においては、さらに考えをすすめて引張変形中の結晶回転が r 値に及ぼす影響を取扱つてみる。結晶回転の D_0 値への寄与は集合組織の分布状態を変えることを通じてなされると考えられる。したがつて (15) 式あるいは (18) 式の $P(\alpha, \beta; \theta - \rho)$ 、 $\bar{P}(\alpha, \beta)$ は実は引張方向の歪 E_X の関数と見なければならぬ。それゆえ上述の計算は $E_X = 0$ のときの $\bar{P}(\alpha, \beta)$ を用い、変形初期の $\bar{D}_0$ 値を推測していることになる。いま任意の引張歪 E_X のときの $D_0(\rho)$ 値は

$$D_{EX}(\rho) = \frac{dE_Y - dE_Z}{dE_X}$$

$$= \iiint D_0(\alpha, \beta; \theta) P_{EX}(\alpha, \beta; \theta - \rho) d\alpha d\beta d\theta \quad \dots (20)$$

で表わされる。ここで dE_Y 、 dE_Z は引張方向の歪が E_X から $E_X + dE_X$ にふえる際の厚さおよび幅方向歪の増分である。

したがつて最終歪 E_X° までの平均的 D_0 値、 $D_{tot}(\rho)$ は

$$D_{tot}(\rho) = \frac{E_Y^\circ - E_Z^\circ}{E_X^\circ} = \frac{\int_0^{E_X^\circ} D_{EX}(\rho) dE_X}{E_X^\circ} \quad \dots (21)$$

となる。初期の分布関数 $P_0(\alpha, \beta; \theta)$ を与え、 $P_{EX}(\alpha, \beta; \theta)$ を求める問題を理論的に解くことは不可能であるが、引張変形の各段階で $\bar{P}_{EX}(\alpha, \beta)$ を実験的に求めることは可能であり、(21)式によつて平均的な $\bar{D}_{tot}$ を求められる。

(ii) 引張変形中の結晶回転の 1 例

低炭素リムド鋼を高い圧延率で冷延し、高温で焼鈍すると特異な再結晶集合組織、(411)[148]~(311)[136] が得られる。Fig. 42(a) は 97% 冷延後 850°C で 4 hr 焼鈍したものの ND 反転極点図である。この試料の引張試験により求めた r 値は次のとおりである。

$$r_L = 0.24, r_D = 0.61, r_T = 0.29; \bar{r} = 0.43$$

一方初期方位から推定される値は Table 7 に示した $D_{(hkl)}$ から次のようになる。

$$\bar{D}_{cal} = -0.22; \bar{r}_{cal} = 0.64$$

この両者の差は上述の Table 6 の結果から考えるときわめて大きいもので、 r 値を測定するために引張変形

を与えた際の結晶回転によるものと考えられる。この考えを確かめるために、引張変形途中の集合組織の変化を調べてみた。Fig. 42(b) は圧延方向へ 15% 引張つた後の ND 反転極点図である。(a)にくらべて 411, 311 が減少し 100 方位が増加しているのがよくわかる。引張変形中の結晶回転は極点図を見ると一層明らかで、Fig. 43 に示すようになる。この図は反射法により中心から 40° 以内の極点図を求めたものであるが、初方位は (100) 極が中心から約 20°、水平方向から約 25° の点に集積している。RD 方向への変形が進むにしたがつてこの集積点は水平線上に向かい、かつ中心点に向かつて移動することがわかる。この移動は次に示す結晶回転に対応する。

$$ND: (311) \rightarrow (411) \rightarrow (611) \rightarrow (100)$$

$$RD: [136] \approx [011] \pm 25^\circ \rightarrow [148] \rightarrow [011]$$

試料面法線のこのような (100) 方位への回転は r 値が低い方位が増加する回転であるから、上述の r 実測値が初期方位から推定した値よりも低いことは定性的に説明できる。なおこのような結晶回転は迂り系の幾何学的考察によつて容易に説明できる。

む す び

以上、本稿では結晶塑性学的立場からプレス成形性の中でも特に深絞り性と集合組織との関係について述べた。薄鋼板の成形性に関する一般的、あるいは材料力学的立場からの解説はほかに適当な報告が多いのでそれらを参照²⁸⁾していただきたい。

なお、本稿の執筆に当たつて内容に関する討議あるいは資料の収集などでお世話になつた加藤弘君はじめ研究室の諸君に心から御礼を申し上げる。

文 献

- 1) 阿部: 鉄と鋼, 52 (1966) 5, p. 882
- 2) W. T. LANKFORD, S. C. SNYDER and T. A. BAUSER: Trans. AIME, 42 (1950), p. 1197
- 3) C. S. BARRETT: "Structure of Metals", (1943), p. 450. McGraw-Hill Book Co., Inc., New York
- 4) "Recording Torque Magnetometer", Mechanical Engineering, 71 (1949), p. 510
- 5) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35 (1958), p. 261
- 6) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products III, 16 (1962), p. 47
- 7) 伊藤, 神崎: 鉄と鋼, 52 (1966) 8, p. 1188
- 8) 長島, 関野, 加藤: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 481
- 9) H. TAKECHI, H. KATO and S. NAGASHIMA: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 56
- 10) R. W. VIETH and R. L. WHITELEY: Colloquium of IDDRG, Inst. Sheet Metal Engineering, London, (1964)
- 11) J. A. ELIAS, R. H. HEYER and J. M. SMITH:

- Trans. AIME, 224 (1962), p. 679
- 12) 長島: 集合組織, (1966), 日本金属学会金属学新書
- 13) F. HÄSSNER u. H. WEIK: Arch. Eisenh., 27 (1956), p. 153
- 14) J. BENNEWITZ: *ibid.*, 33 (1962), p. 393
- 15) H. MÖLLER u. H. STÄBLEIN: *ibid.*, 29 (1958), p. 377
- 16) W. C. LESLIE: Trans. AIME, 221 (1961), p. 752
- 17) M. GENSAMER and P. A. VUKMANIC: *ibid.*, 125 (1937), p. 507
- 18) N. P. GOSS: Trans. ASM, 29 (1941), p. 20
- 19) G. KURDJUMOV u. G. SACHS: Z. Metallk., (1930), p. 592
- 20) M. GENSAMER and B. LUSTMAN: Trans. AIME, 125 (1937), p. 501
- 21) R. H. HEYER, D. E. McCABE and J. A. ELIAS: Flat Rolled Products III, 16 (1962), p. 29
- 22) 五弓, 阿部, 上山: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 542
- 23) W. F. HOSFORD: Trans. AIME, 227 (1963), p. 272
- 24) 岡本, 白岩, 福田: 住友金属, 14 (1962), p. 211
- 25) T. OKAMOTO, T. SHIRAIWA and M. FUKUDA: Colloquium of International Deep Drawing Research Group, Institute of Sheet Metal Engineering, London, 1964
- 26) 長島, 武智, 加藤: 日本金属学会誌, 29(1965), p. 393
- 27) 加藤, 武智, 長島: 塑性と加工, 7(1966) 1, p. 13
- 28) たとえば, 中島, 菊間, 長島: 日本金属学会報, 6 (1967) 10, p. 699
鉄と鋼, 鉄鋼技術の進歩特集号, 51 (1965) 3, p. 504
福井, 吉田, 阿部: 日本金属学会誌, 1 (1962) 5, p. 359など