

- Industries, 35 (1958), p. 261
- 2) L. R. SHOENBERGER: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 164
- 3) R. L. WHITELEY, D. E. WISE and D. J. BLICKWEDE: Sheet Metal Industries, 38 (1961), p. 349
- 4) R. L. WHITELEY, D. E. WISE: Flat Rolled Product III, Interscience (1962), p. 47
- 5) H. YOSHIDA, K. SASAKI and F. KANZAKI: I. D. D. R. G. Colloquium, London, June, 1964
- 6) M. GENSAMER and P. A. VUKMANIC: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 125 (1937), p. 507~515
- 7) M. H. MUELLER, W. P. CHERNOCK and P. A. BECK; Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 212 (1959), p. 39~40
- 8) E. B. KULA and S. L. LOPATA: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 215 (1959), p. 980~985
- 9) G. WASSERMANN and J. GREWEN: Texturen metallischer Werkstoffe, Springer (1962), p. 266~273, 461
- 10) G. KURDJUMOW and G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325~343
- 11) I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: Acta Met. 12 (1964) p. 281~293
- 12) S. R. GOODMAN and Hsum HU: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 230 (1964), p. 1413~1419

珪素鋼の熱間圧延板の集合組織*

松 岡 孝**

Texture of Hot-Rolled Band of Silicon Iron.

Takashi MATSUOKA

Synopsis:

It was reported that the texture of the hot-rolled band of mild steel closely resembled the cold-rolling texture. On the other hand, a strong $\{112\}\langle 110 \rangle$ component was reported to be found in the hot-rolling texture of silicon iron recently. This investigation concerns with explanations of the gaps between above both results. The silicon iron bands 2.5 mm thick were prepared by rolling to reductions of 40 and 60 pct at 700°, 800°, 900°, and 1000°C. X-ray examinations were made at (a) the surface and (b) the middle part of thickness to determine the textures. (110) pole figures were constructed by Schulz's reflection method.

(a) Surface: The texture was a broad (110) [001].

(b) Middle part of thickness: The texture was a cold-rolling type when rolling temperature was low, while a sharp $\{112\}\langle 110 \rangle$ component was obtained when rolling temperature was high. The transition point between these two types of texture was 900°C. As the results, the difference of the texture was proved to depend on the variations of rolling conditions.

Two kinds of the hot-rolled band of titanium-bearing silicon iron which had both type of textures were cold-rolled and finished to grain-oriented electrical sheets. And (110) [001] secondary recrystallization texture was given in the strips irrespective of the textures of hot-rolled bands. This shows that the development of the (110) [001] secondary recrystallization texture is independent of hot-rolling texture as far as the sheets are rolled under the above rolling condition.

(Received 11 Apr. 1966)

1. 緒 言

冷間圧延鋼板の圧延集合組織については、すでに多数の研究が行なわれているが、熱間圧延鋼板でも圧延集合組織が見られ、すでにいくつかの報告がある。GENSAMER¹⁾は低炭素鋼を 780°C において圧下率 85% の圧延を加え、冷間圧延集合組織に近い集合組織がえられたと述べ

ている。また MÖLLER²⁾は珪素鋼を 800°C から 900°C で圧延し、冷間圧延板と同様な極点図を描いている。一方 MÖBIUS³⁾は珪素鋼熱間圧延板に(112) [1 $\bar{1}$ 0]方位の存在を指摘した。また阿部⁴⁾は珪素鋼の熱間圧延鋼帯内部

* 昭和41年4月11日受付 本論文は本会編集委員会よりの依頼論文であります。

** 住友金属工業(株)中央技術研究所

の伸長結晶粒部が顕著な(112)[$\bar{1}10$]+(100)[011]型の圧延集合組織を示すと発表した。阿部⁴⁾はさらに続けて1方向性珪素鋼板製造工程における熱間圧延板の(112)[$\bar{1}10$]方位と第2回冷間圧延板の{111}<112>方位との関連性も論じている。

GENSAMER¹⁾とMÖLLER²⁾はともに冷間圧延的な集合組織を示しているのに、Möbius³⁾と阿部⁴⁾は特別に(112)[$\bar{1}10$]方位の存在を指摘している点、集合組織上に多少の相違がある。この二種類の結果には圧延条件の差異が影響しているものと考えられる。そこで熱間圧延板に現われる集合組織を明らかにする目的で圧延温度および圧下率を変えて圧延した珪素鋼熱間圧延板につき集合組織を調べ圧延条件との関連を検討した。

さらに珪素鋼熱間圧延板の集合組織の変化、とくに(112)[$\bar{1}10$]方位の強弱が1方向性珪素鋼板の製造に影響する可能性を考慮し、集合組織の異なる熱間圧延板に一連の冷間圧延焼鈍を施して1方向性珪素鋼板をつくり、熱間圧延板の集合組織が(110)[001]方位の発達にいかなる影響があるかを調べた。

2. 実 験

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示した。A鋼は100kgを高周波炉で真空溶解し、210×90×500mm³の鋼塊に鑄造した。B鋼は50kgを高周波炉で大気溶解し、130×130×370mm³の鋼塊とした。ともに原料は電解鉄、金属Si、Tiである。

2.2 熱間圧延の実験方法

熱間圧延板の集合組織の研究にはA鋼を使用した。A鋼鋼塊を熱間鍛圧で約60×200×6mm³と60×200×4mm³の二種類のスラブとした。このスラブからロール径250mmの圧延機を使用し熱間圧延を行なった。すなわちスラブを窒素気流の炉中で、700°Cから1000°Cの各100°Cごとに30min均熱後、1パスで2.5mm厚まで圧延した。圧延機を出た板は急いで水冷しただけ冷却中に再結晶が起こらないように注意した。その結果後述するようにほとんど再結晶していない板がえられた。またスラブの加工歴の影響を消すため窒素雰囲気中において1250°C、1hr加熱後ただちに800°Cから1000°C

Table 1. Composition of heats %

Heat	C	Si	Mn	P	S	Ti
A	0.004	3.29	0.10	0.006	0.004	—
B	0.05	3.14	0.42	0.002	0.003	0.12

Table 2. Process of hot rolling.

Nominal reduction of rolling (%)	Temperature of rolling (°C)	no pretreatment		pretreatment at 1250°C	
		Specimen	Reduction of thickness (%)	Specimen	Reduction of thickness (%)
60	700	67D	59	67	—
	800	68D	59	68	58
	900	69D	60	69	60
	1000	60D	58	60	60
40	700	47D	34	47	—
	800	48D	39	48	41
	900	49D	33	49	42
	1000	40D	34	40	43

°Cの炉に移して30min保持し同様の圧延をした板もつくつた。スラブを炉から取り出し圧延水冷するまでの時間は、10sec以内でその間の温度変化はほとんどなかった。このように圧延した板の圧下率はTable 2に示す。熱間圧延温度は圧延前の炉の温度で代表させている。

2.3 X線回折

熱間圧延板の組織については後述するが板厚中心部と板表面層とでかなり差があつたので、中心部ばかりでなく表面層についてもX線回折を行なった。

X線回折用試料の作成は次のとおりである。まず板厚中心部測定用試料の場合、直径40mmに切出した板の片面から約1mm機械研磨後、化学研磨で機械研磨による加工層を除き、さらにエメリー紙で研磨、nital腐食を行なった。表面用試料は同じ大きさの円板の酸化層を落とすだけの軽い研磨後nital腐食をした。

X線回折はSCHULZ⁵⁾の反射法で進めた。使用X線はCoK α (40kV-10mA)で積分面積は7×10ないし7×20mm²である。divergentおよびreceiving slitとも2-1°である。回折は(110)面について、極点図中心から75°まで5°ごとに円周360°を連続記録した。完全にrandomな標準試料としては200メッシュの還元鉄粉を用い、その回折強度との比から極点図を作成した。

2.4 1方向性珪素鋼板処理方法

1方向性珪素鋼板の実験にはB鋼を使用した。B鋼を鍛圧して60×200×6mm³のスラブとし、1200°C、15min加熱後700°Cまたは1000°Cの炉中に移して30min保ち、ついで前項と同様2.5mm厚まで1パスで圧延水冷した。この熱間圧延板を酸洗後0.9mm厚まで第1回冷間圧延し、さらに1000°C、10minの中間焼鈍と0.35mm厚までの第2回冷間圧延をした。最後に水素雰囲気中で1100°C、3hrの最終焼鈍を行なつ

た. この時の昇温速度は 1000°C までは約 300°C/hr , 1000°C 以上では 50°C/hr である。

1 方向性珪素鋼板の(110)[001]方位集積度は磁気トルク測定によつて求めた. すなわち磁気トルク最大値と(110)[001]単結晶の磁気トルク最大値との比を集積度とした. (110)[001]単結晶の磁気トルク最大値はSi量で変化するので SAGEL⁹⁾ の結果から推定すると, B 鋼の場合 $202 \times 10^3 \text{ erg/cm}^3$ がえられる. またこれは実験結果にも

ほぼ合致したので, これを基準に用いた. 磁気トルク測定はリオン製自記記録計を使用し約 3000 Oe の磁場中で直径 20 mm の打抜円板について行なつた.

3. 実験結果と考察

3.1 熱間圧延板の集合組織

3.1.1 顕微鏡組織

熱間圧延板の顕微鏡組織は Photo. 1 に示す. Photo.

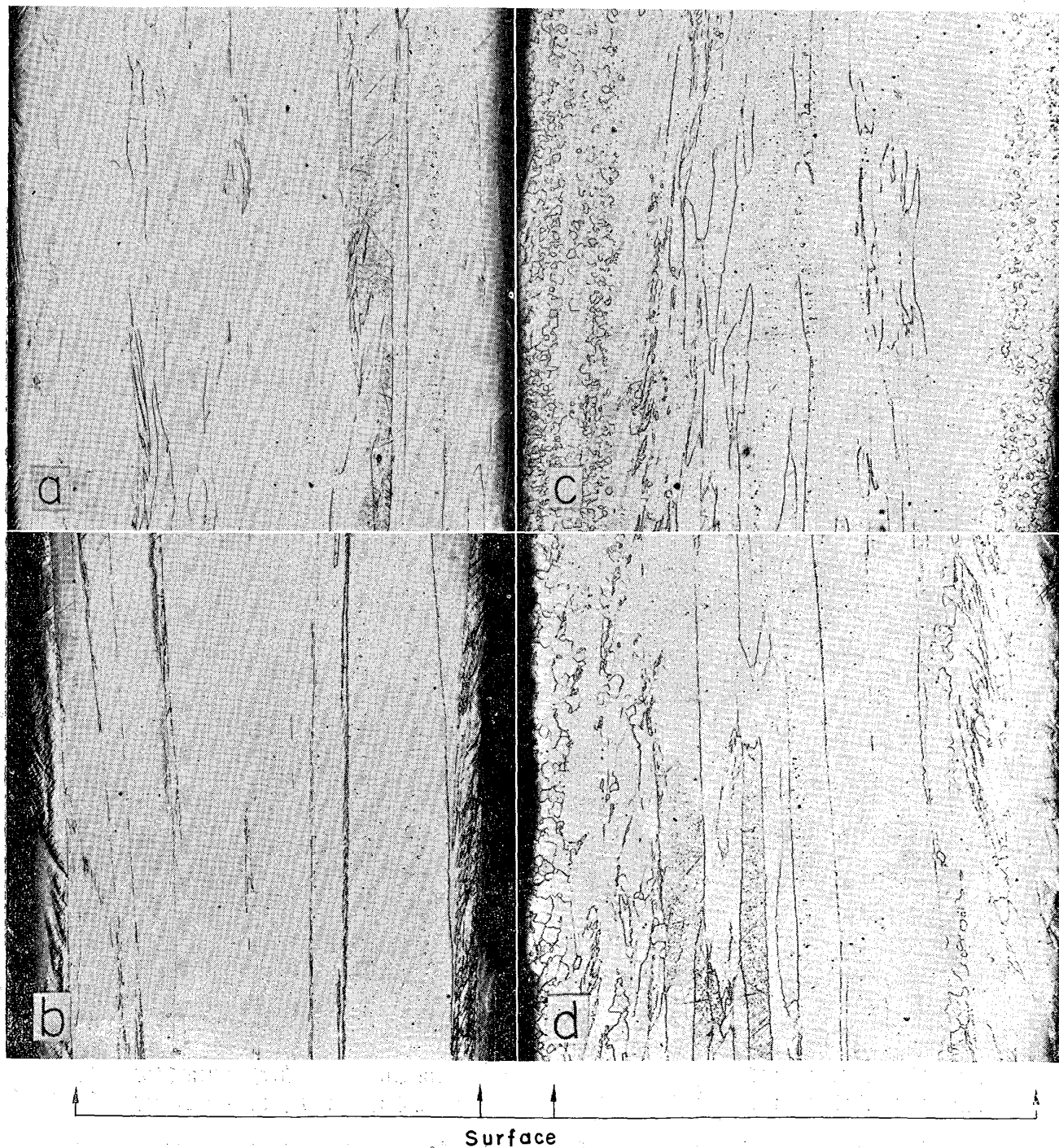
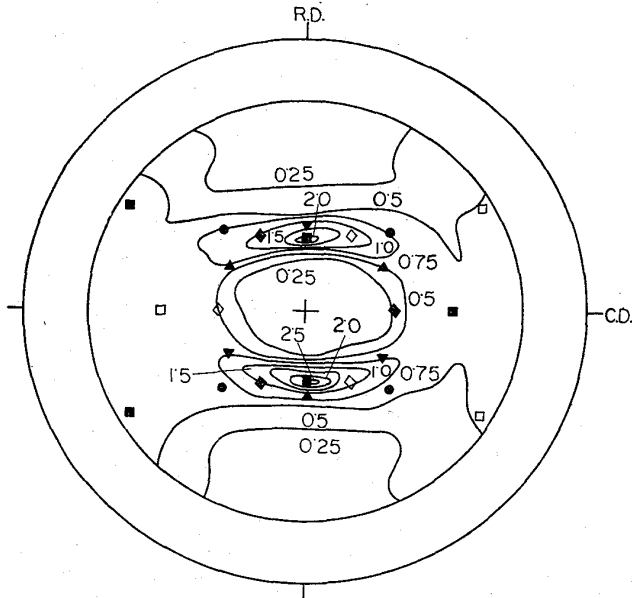


Photo. 1. Longitudinal sections of the hot-rolled bands of heat A. Nominal rolling reduction is 60 pct and rolling temperatures are (a) 700°C , (b) 800°C , (c) 900°C and (d) 1000°C . ($\times 30$)

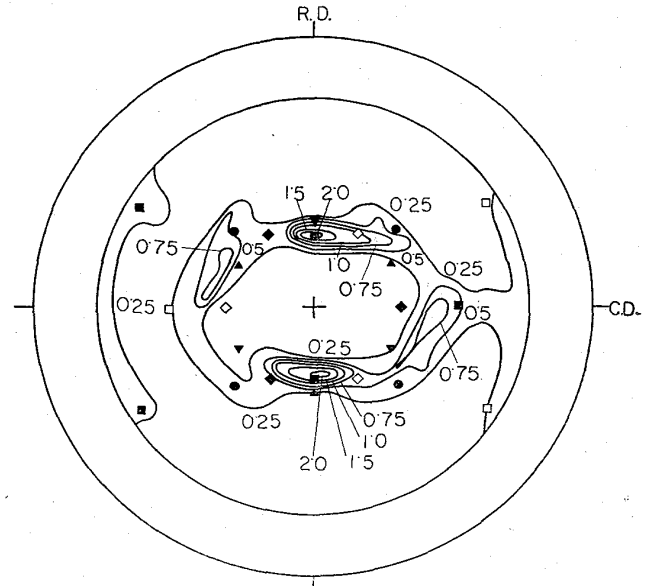
1 (a)と(b)の圧延温度 700° と 800°C の場合は板厚中心部から表面まで一様な加工組織である。圧延温度 900° と 1000°C の(c)と(d)で表面には再結晶粒がみられるが、しかし板厚中心部はやはり加工組織を示し、

圧延による加工状態が保存されたことがわかる。この写真は 1250°C 処理をしなかつた材料のものであるが、1250°C 処理をしたものでは加工状態のままの大きな結晶粒を見せていた。



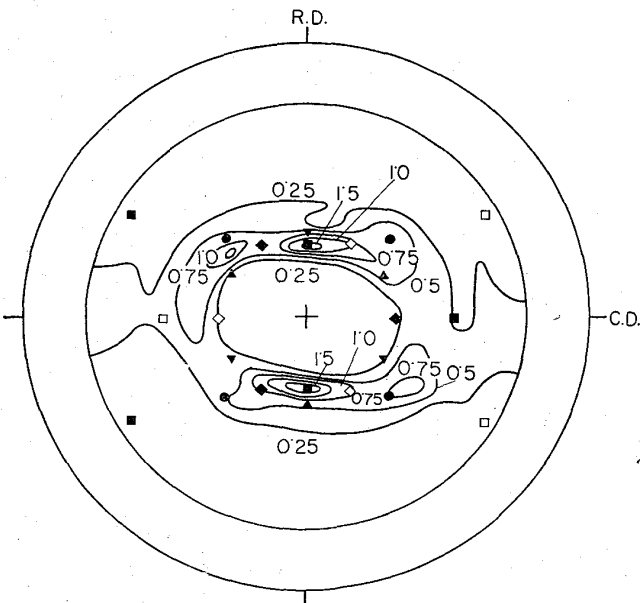
▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 1. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 700°C. Specimen 67D. Middle part of thickness.



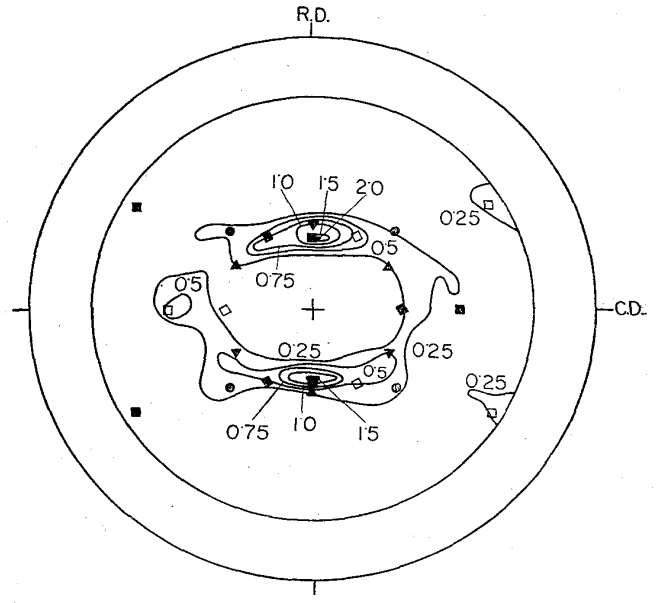
▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 3. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 900°C. Specimen 69D. Middle part of thickness.



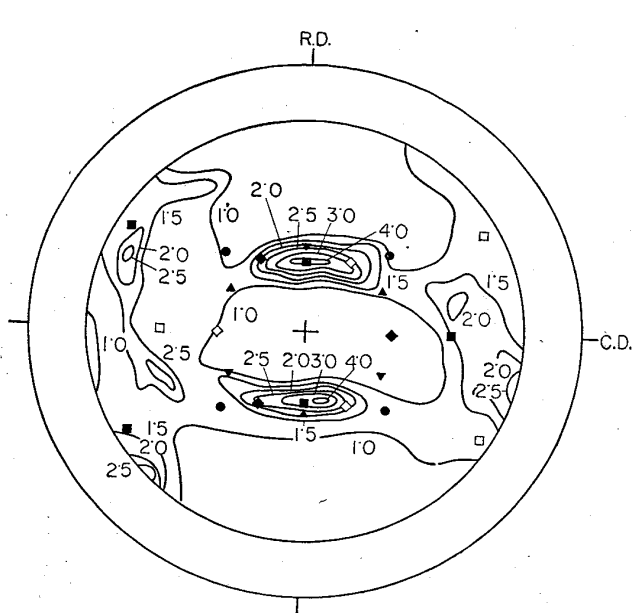
▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 2. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 800°C. Specimen 68D. Middle part of thickness.



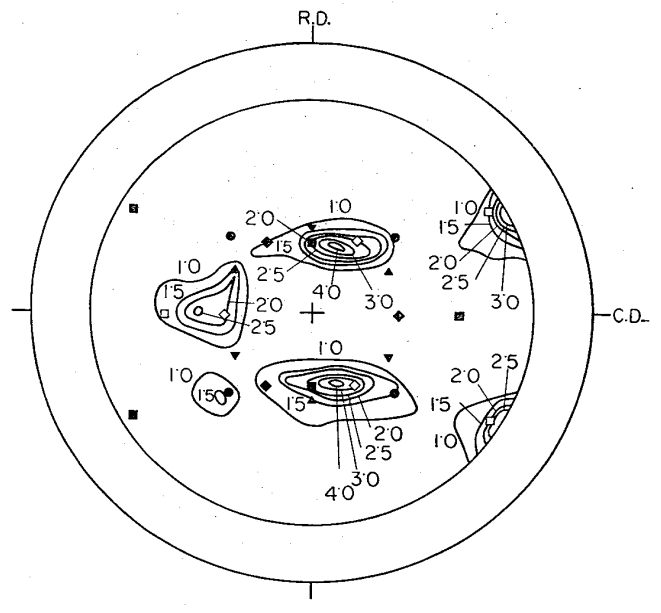
▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 4. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 1000°C. Specimen 60D. Middle part of thickness.



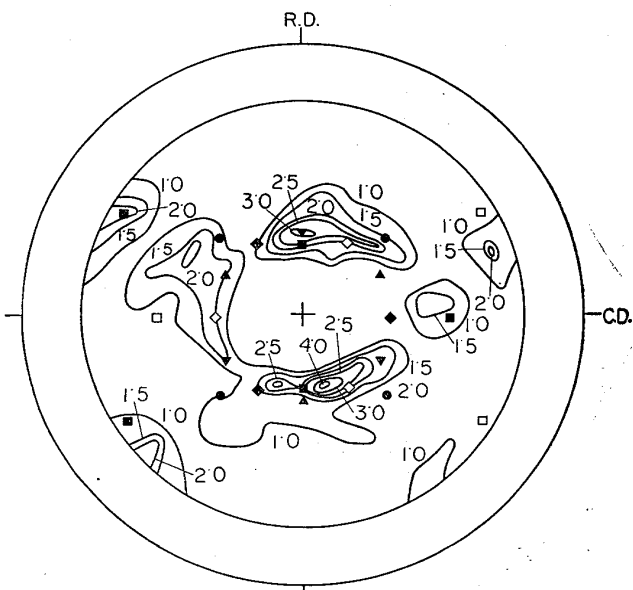
▲(112) [1̄1̄2] ◇(111) [1̄1̄0] □(112) [1̄1̄0] ●(001) <110>
▼(111) [1̄1̄2] ◆(111) [1̄1̄0] ■(112) [1̄1̄0]

Fig. 5. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 800°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 68. Middle part of thickness.



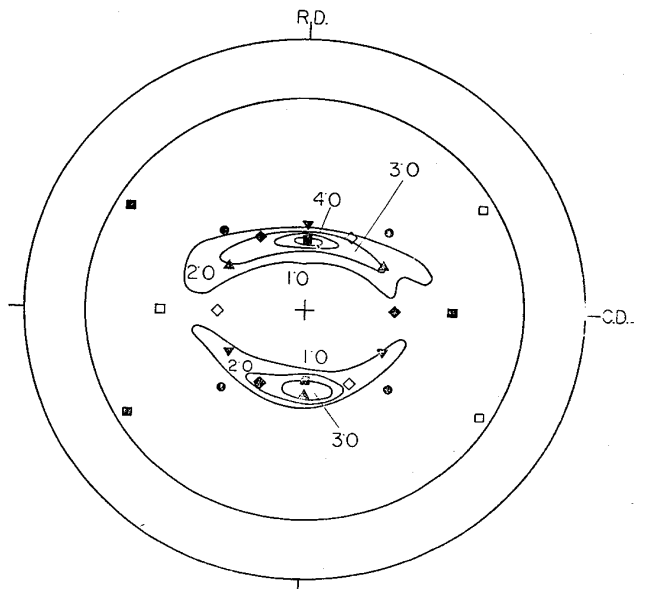
▲(112) [1̄1̄2] ◇(111) [1̄1̄0] □(112) [1̄1̄0] ●(001) <110>
▼(111) [1̄1̄2] ◆(111) [1̄1̄0] ■(112) [1̄1̄0]

Fig. 7. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 1000°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 60. Middle part of thickness.



▲(112) [1̄1̄2] ◇(111) [1̄1̄0] □(112) [1̄1̄0] ●(001) <110>
▼(111) [1̄1̄2] ◆(111) [1̄1̄0] ■(112) [1̄1̄0]

Fig. 6. (110) pole figure of band rolled 60 pct at 900°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 69. Middle part of thickness.



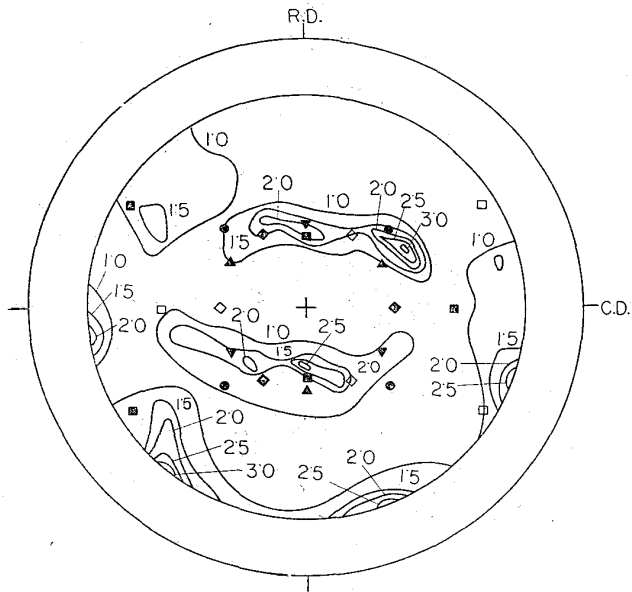
▲(112) [1̄1̄2] ◇(111) [1̄1̄0] □(112) [1̄1̄0] ●(001) <110>
▼(111) [1̄1̄2] ◆(111) [1̄1̄0] ■(112) [1̄1̄0]

Fig. 8. (110) pole figure of band rolled 40 pct at 800°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 48. Middle part of thickness.

3.1.2 板厚中心部の集合組織

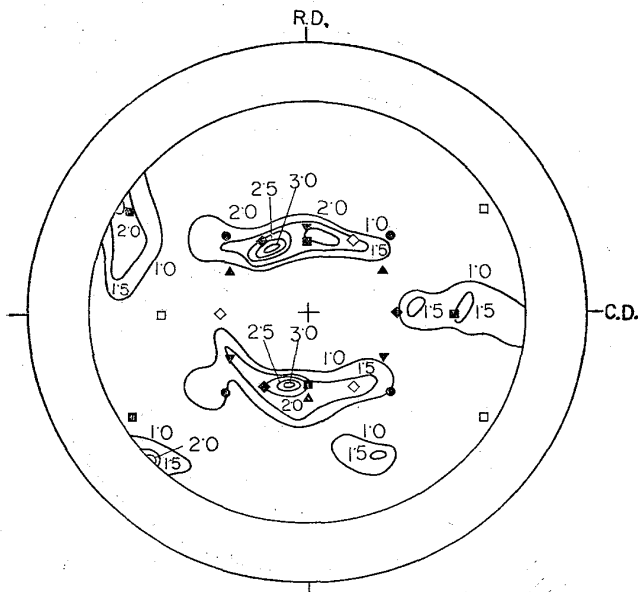
板厚中心部の(110)極点図を Fig. 1 から Fig. 10 に示した。Fig. 1 の圧延温度 700°C の場合ほぼ完全に冷間圧延型集合組織である。ただ(001)[110]方位はほとんど

ない。Fig. 4 試料(60D, 圧延温度 1000°C) では(001)[110]とともに{112}<110>方位の存在が顕著に認められる。この両者を対比すると明瞭に組織の差がある。Fig. 2 と Fig. 3 の 800°C と 900°C 圧延の場合はその中



▲ (112) [112] ◇ (111) [110] □ (112) [110] ● (001) <110>
 ▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 9. (110) pole figure of band rolled 40 pct at 900°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 49. Middle part of thickness.



▲ (112) [112] ◇ (111) [110] □ (112) [110] ● (001) <110>
 ▼ (111) [112] ◆ (111) [110] ■ (112) [110]

Fig. 10. (110) pole figure of band rolled 40 pct at 1000°C with pretreatment at 1250°C. Specimen 40. Middle part of thickness.

間移行状態の組織となつている。つまり試料 68D では (001) [110] および {111} <112> のような方位が、わずかながら試料 67D の冷間圧延型集合組織に重なり、試料 69D では次第に {111} <112> の圧延方向が <110> に近づき、

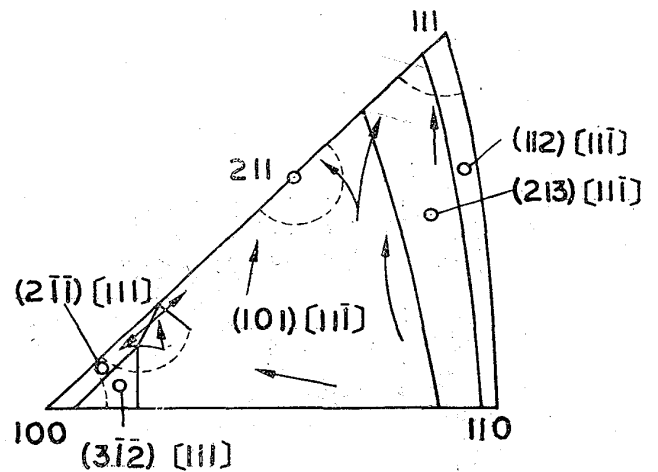
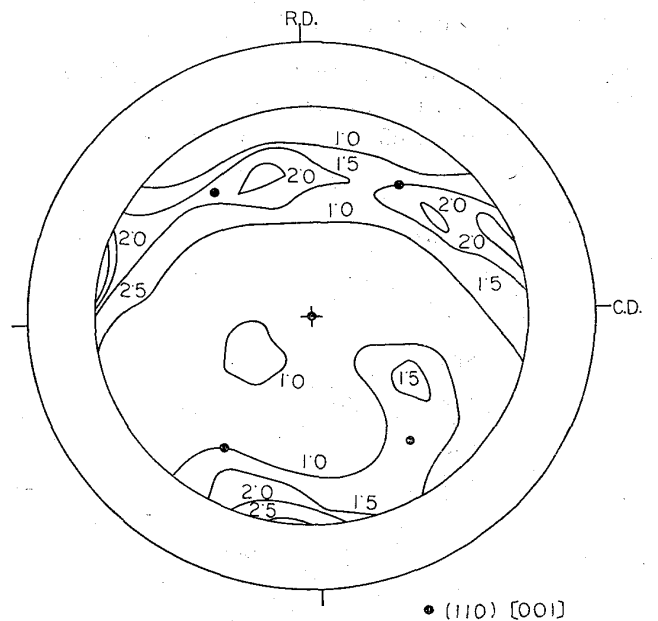


Fig. 11. Operative slip systems for critical shear stress in silicon iron. Arrows indicate slip rotations under compressions. (After Calnan and Clews⁷⁾)



● (110) [001]

Fig. 12. (110) pole figure of the surface of band rolled 60 pct at 700°C. Specimen 67D.

結局 {111} <110> または {112} <110> 方位に変つていつているようである。

圧下率 40% の場合は圧下率が小さいため特別な集合組織の観察ができなかつた。

圧延前に 1250°C の処理で前歴を消した場合、冷間圧延的な要素が減少するようである。圧下率 60% のとき 800°C 圧延ですでにかなり明瞭に {112} <110> 方位が見られ、1000°C 圧延の試料 60 は完全な {111} <110> + {112} <110> 方位を示している。また (001) [110] も存在している。試料 69 は中間的な状態で試料 60 の {111} <110>, {112} <110>, (100) [011] 方位もあるが、また {111} <112>

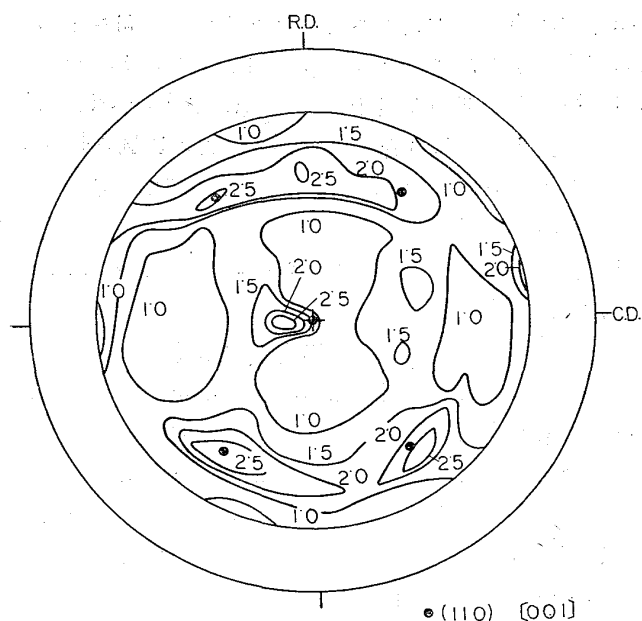


Fig. 13. (110) pole figure of the surface of band rolled 60 pct at 800°C. Specimen 68D

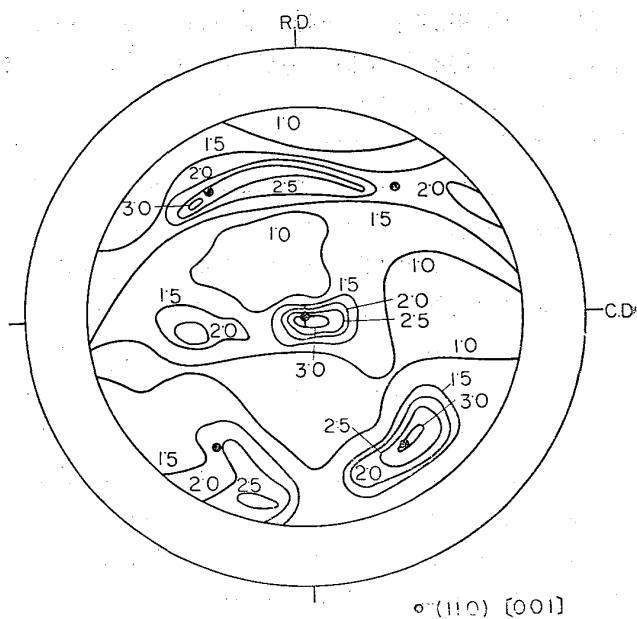


Fig. 15. (110) pole figure of the surface of band rolled 60 pct at 1000°C. Specimen 60D

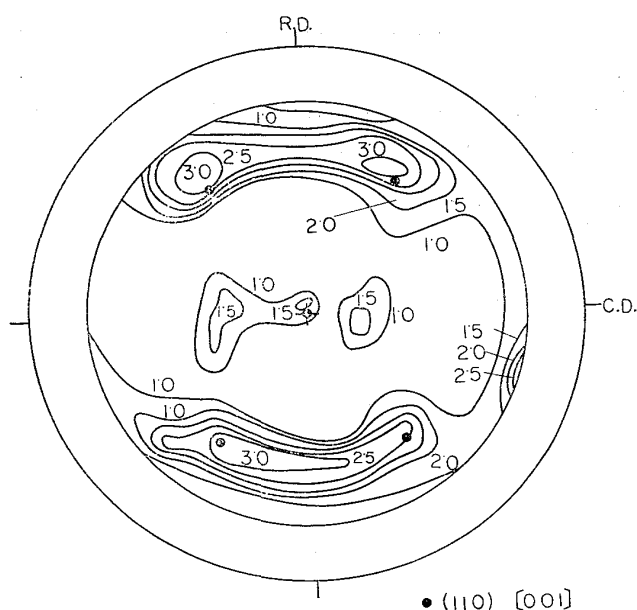


Fig. 14. (110) pole figure of the surface of band rolled 60 pct at 900°C. Specimen 69D

方位も含まれているようである。

圧下率 40% の場合、試料 48 は完全に冷間圧延型集合組織だが、圧延温度の上昇で $\{111\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle$ 方位が加わり、試料 40 の 1000°C 圧延ではほぼ $\{111\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle$ 組織である。(001)[110] 方位は顕著でない。

以上の結果の特徴は圧延温度を高めて 1000°C にすると圧下率にかかわらず $\{111\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle$ で示される方位が現われる現象である。もちろん、これに伴つて

(100)[011] 方位も強くなっているように考えられる。これらの方位は冷間圧延でも現われる方位で、決して変わった方位ではないが、今回のように明瞭に現われることはない。したがって今回、この集合組織を熱間圧延型集合組織と呼んで冷間圧延型集合組織と区別しておく。

熱間圧延型集合組織は圧延温度が高く圧下率が高い場合に現われやすく、圧下率 40% では 900°C が中間的で 1000°C で完全にえられる。また圧下率 60% ではやや低温側の 800°C ないし 900°C が中間移行状態で 1000°C で完全に冷間圧延型集合組織から熱間圧延型集合組織に変わる。

冷間圧延型集合組織形成に関する十分な説明はまだ与えられておらず、熱間圧延集合組織についての研究はさらに少ないので、その解明は困難であるが、しかし CALNAN⁷⁾ の考え方にしたがって検討する。CALNAN⁷⁾ は体心立方格子の結晶におけるすべり面を $\{110\}$, $\{112\}$, $\{213\}$ の三種、すべり方向を $\langle 111\rangle$ とし分解せん断応力の計算から Fig. 11 のようなすべり回転を求めた。その結果から珪素鉄の圧縮加工で (211) 集合組織が現われ、また圧延集合組織で (111)[$\bar{1}10$] 集合組織が減少し、(112)[$\bar{1}10$] 集合組織が増加すると述べている。

本研究で行なつた熱間圧延は 1 パスで 40~60% も圧下するような強圧延であるから圧縮変形的要素が大きであろう。また圧延温度が高くなると圧延材もそれだけ軟くなり、圧縮変形の要素を増すように働くであろう。さらに 40% から 60% と圧下率が高くなれば圧縮変形成分もそれだけ大きいことは明らかである。これらのこ

とが働いて圧下率が高く、圧延温度の高い場合に熱間圧延型集合組織の特徴である $\{112\}\langle 110\rangle + \{111\}\langle 110\rangle$ 方位が現われるものと考えられる。

GENSAMER¹⁾は 780°C で85%圧下を加えるのに5パスで行ない、しかも1パスごとに圧延材を780°Cの炉中に帰し温度の回復するのに十分な時間炉中に保っている。この炉中に保持する間に材料の1部は再結晶するであろうから実質的な圧下率は小さいと考えられる。また圧延温度も今回の実験の低い方である。これが影響して冷間圧延型集合組織がえられたのであろう。MÖLLER²⁾は800°Cから900°Cで熱間圧延したと記しているだけなので実際の圧延条件の詳細は不明であるが、実質上の圧下率が低かったため熱間圧延型集合組織がえられなかったものと推定される。MÖBIUS³⁾および阿部⁴⁾の場合かなり高温で強圧延されたものと推定される。(100)[011]方位は阿部⁴⁾の指摘のように今回の実験でも認められた。

3.1.3 板表面の集合組織

板表面の(110)極点図をFig.12からFig.15に示した。Fig.12の試料67Dの方位は決めにくいだが、Fig.13からFig.15までの結果は圧延面が(110)面に平行で

圧延方向は[001]方向である。ただ[001]方向も圧延面に対する法線を軸にかなり大きく回転している。それと同時に板厚中心部から現われたと推定される極が見られ、この表面層の薄さを示している。ここに見られるように表面層の集合組織はさほど圧延温度の影響も受けず、圧下率の影響もなかった。

板表面の集合組織についてMÖLLER²⁾も同様の結果を発表している。

3.2 (110)[001] 2次再結晶集合組織形成

B鋼の熱間圧延板の顕微鏡組織をPhoto.2に示す。またその板厚中心部の集合組織がFig.16とFig.17である。Photo.2に見られるように前項の圧延実験と同じく完全に加工組織である。700°C圧延の集合組織は冷間圧延型集合組織であるが、1000°C圧延では前述の $\{112\}\langle 110\rangle$ 方位がみられ、熱間圧延型集合組織となっている。

この結果は前述の結果のとおりである。

この熱間圧延板に所定の冷間圧延と焼鈍をした時の薄板のマクロ組織がPhoto.3である。また集積度がTable 3である。2次再結晶粒はきわめて大きく成長し、その方位もほとんど(110)[001]となっている。この結果は熱間圧延板の集合組織が冷間圧延型集合組織でも熱間圧延

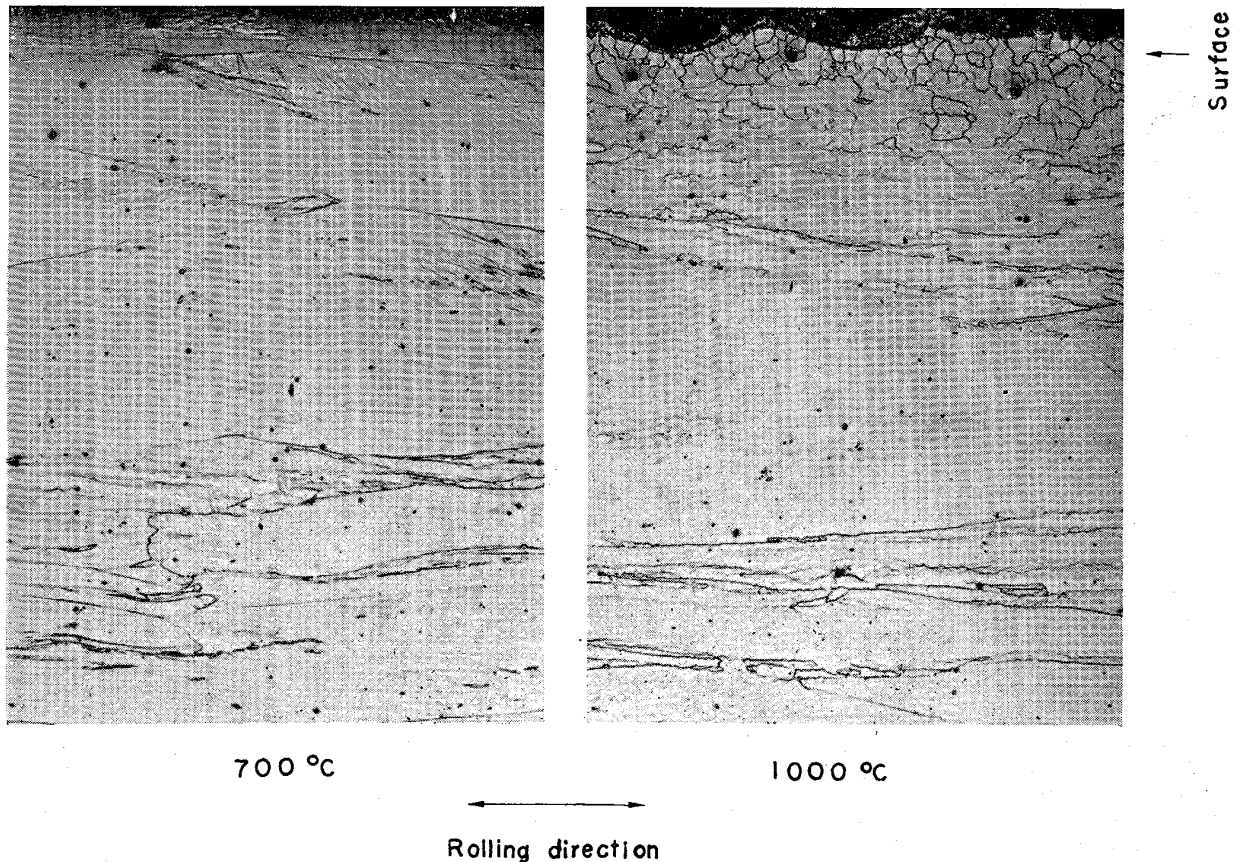
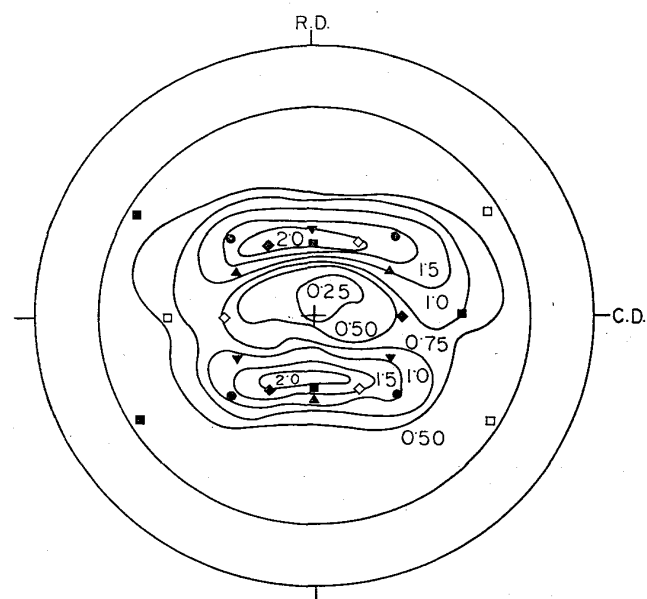
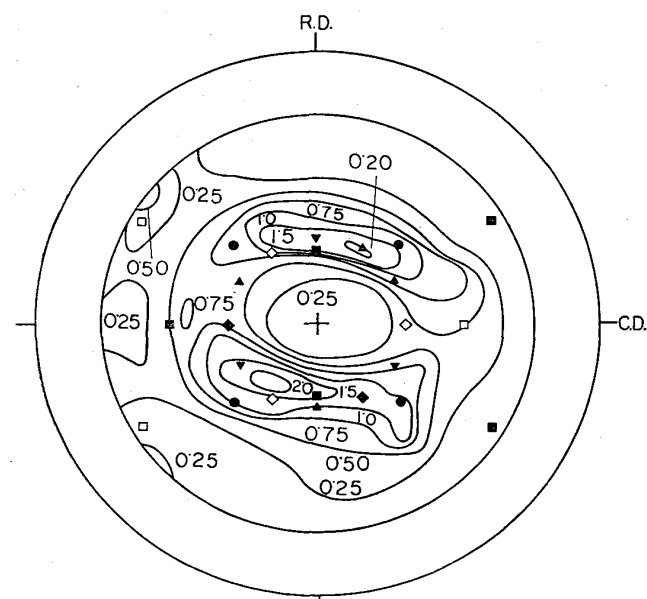


Photo. 2. Longitudinal sections of the hot-rolled bands of heat B. The rolling temperature is indicated. $\times 100$ (9/10)



▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
 ▼ (111) [11̄2] ◆ (111) [1̄1̄0] ■ (112) [1̄1̄0]

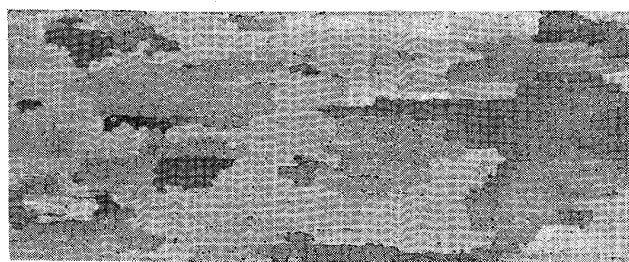
Fig. 16. (110) pole figure of hot-rolled band of heat B, 60 pct rolled at 700°C after treating for 15 min. at 1200°C. Middle part of thickness.



▲ (112) [1̄1̄2] ◇ (111) [1̄1̄0] □ (112) [1̄1̄0] ● (001) <110>
 ▼ (111) [11̄2] ◆ (111) [1̄1̄0] ■ (112) [1̄1̄0]

Fig. 17. (110) pole figure of hot-rolled band of heat B, 60 pct rolled at 1000°C after treating for 15 min. at 1200°C. Middle part of thickness.

型集合組織でも2次再結晶することを、つまり2次再結晶と熱間圧延板の集合組織とは直接結びつくものではないことを示している。ただし、これは今回の1方向性珪素鋼板製造の冷間圧延、焼鈍処理の場合だけであつて、もつと広い範囲にわたつての冷間圧延、焼鈍処理工程を



700 °C



1000 °C

Photo. 3. Macrostructure of the final 0.35 mm thick sheets of heat B. The rolling temperatures of the hot-rolled bands from which the samples were processed are indicated. (x3/4)

Table 3. Per cent (110)[001] texture developed by annealing for 3 hr at 1100°C in hydrogen atmosphere. Averaged maximum torque of three disk samples.

Hot rolling temperature °C	700	1000
pct (110)[001] texture	85	88

考えた場合での(110)[001]2次再結晶しやすさに関するものではなく、その点についてはもつと研究する必要がある。

熱間圧延板の表面に再結晶粒が存在したが、1方向性珪素鋼板製造の所定の工程をへた後にはなんらの影響もなかつた。

4. 結 言

珪素鋼を700°から1000°Cの間の温度で圧下率40%および60%を1パスで加える圧延をした時、板に現われる集合組織について研究した。さらにこの圧延によつて現われた特徴的な集合組織をもつ熱間圧延板およびもたない熱間圧延板両者に冷間圧延、焼鈍の1方向性珪素鋼板製造処理をして(110)[001]2次再結晶発達について調べた。結果は次のとおりである。

(1) 熱間圧延温度が低く圧下率の小さい時は冷間圧延集合組織と同じであるが、圧延温度が高く圧下率も大きくなると冷間圧延型集合組織から熱間圧延型集合組織、すなわち(112)[1̄1̄0]+(111)[1̄1̄0]方位を含む組織になる。その集合組織の変化の点は圧下率40%では900

°C, 圧下率 60% では 800° から 900°C ぐらいである。

(2) 熱間圧延板の表面にはかなり拮つた(110)[001]方位が見られる。

(3) 冷間圧延集合組織と熱間圧延型集合組織とを有する熱間圧延板からともに(110)[001] 2次再結晶の起こることを確認し、熱間圧延板の集合組織が2次再結晶を支配するものではないことを確認した。しかし(110)[001] 2次再結晶の発達しやすいかんについては今後さらに研究すべきである。

本研究の遂行に当りご指導賜り、研究発表をお許し下さった住友金属中央技術研究所住友元夫所長、三好栄次主任研究員、猪熊武之助和歌山製鉄所技術管理部技師(元中研主任研究員)に、X線回折にご便宜いただいた白岩主任研究員に、また冷間圧延にご面倒をおかけした近藤主任研究員に、さらに種々の作業を担当された東勝也増池保両君に厚く感謝する。

最後に種々ご教示下さった東京大学工学部阿部秀夫助教授に御礼申し上げる。

文 献

- 1) M. GENSAMER and P. V. VUKMANIC: *Metal Technology*, 125 (1937) p. 507~515
- 2) H. MÖLLER und H. STÄBLEIN: *Arch. Eisenhüttenw*, 29 (1958) p. 377~390
- 3) H. E. MÖBIUS: *Arch. Eisenhüttenw*, 29 (1958) p. 423~432
- 4) 阿部秀夫: *日本金属学会誌*, 29 (1965) p. 1221~1226
- 5) L. G. SCHULZ: *J. Appl. Phys*, 20(1949) p. 1030~1033
- 6) K. SAGEL: *Arch. Eisenhüttenw*, 32(1961) p. 153~164
- 7) E. A. CALNAN and C. J. CLEWS: *J. Appl. Phys*, 22 (1951) p. 1508

極低炭素鋼板のプレス加工性におよぼす集合組織の影響*

伊 藤 庸**・神 崎 文 暁***

Effect of Crystallographic Texture on Press Forming of Extra-Low Carbon Rimmed Steel Sheet.

Yō ITŌ and Fumiaki KANZAKI

Synopsis:

Effects of crystallographic texture on the plastic deformation of solid state decarburized rimmed steel sheets have been studied. Three typical textures composed of a main preferred orientation, (111)[110], (110)[001] and (100)±10° to the rolling plane, [011]±25° to the rolling direction, were obtained from the same mother hot coil. Tensile tests, cupping tests and Erichsen tests were carried out in the dead soft condition and effects of crystallographic texture on the press formability were investigated with specimens of the same chemical composition, the same second phase particles and almost the same grain size. Moreover, effects of interaction between crystallographic texture and mechanical fiber on the elongation and effects of interactions between texture, mechanical fiber, grain size and the dimensional effect of testing tool on the stretchability were examined.

The results obtained are summarized as follows:

- 1) The plastic anisotropy ratio "r" can be related to crystallographic texture and the deep-drawability is predominately influenced by the preferred orientation and the sharpness of texture.
- 2) Texture is a basic factor for the earing behaviour in deep-drawing test, but a more thoroughgoing study is necessary to get a clearer picture on the interrelation between the plane anisotropy of "r" and the earing.
- 3) Young's modulus and poisson's ratio are considerably influenced by texture, and the results of

* 昭和40年10月本会講演大会にて発表 昭和41年5月18日受付

** 川崎製鉄(株)千葉研究部 *** 川崎製鉄(株)千葉研究部 工博