

論 文

低炭素鋼の熱間圧延板の集合組織*

久保寺治朗**・中岡 一秀**・長嶺多加志***

Hot Rolling Texture of Low Carbon Steel.

Haruo KUBOTERA, Kazuhide NAKAOKA and Takashi NAGAMINE

Synopsis:

Textures of hot rolled strips of low carbon steel were determined. Samples were taken at the entrance and exit of the hot finishing train and between each stand of it.

The principal preferred orientation was (100)[011]. {110}<110> was also found, which weakened with decreasing thickness.

Obtained {200} pole figures can be accounted for by assuming (1) that the rolling texture of γ -phase was composed of two preferred orientations of {110}<112> and {112}<111> (2) that the compressive stress σ normal to the rolling plane and the tensile stress $-\sigma$ parallel to the rolling direction are operative in rolling and (3) that the austenite transforms to the ferrite by a Kurdjumow-Sachs relationship where the austenite slip plane and slip direction which have large resolved shear stress are parallel to (110) $_{\alpha}$ and [1 $\bar{1}$ 1] $_{\alpha}$ respectively.

(Received 11 Apr. 1966)

1. 結 言

冷間圧延鋼板の深絞り性に対して、板面に平行な{111}面を多く含むような集合組織が好ましい影響をあたえることが示されて¹⁾以来、製造条件が冷間圧延板の塑性異方性に与える影響を調べたデータが発表されるようになり^{2)~5)}、熱間圧延条件の影響も明らかにされてきた。

SHOENBERGER²⁾は低炭素鋼を絞つたさいの耳の発生位置の傾向が Ar₃ 以上で仕上げた鋼と、より低温で仕上げた鋼とでは異なり、後者では圧延方向に対し 45° 方向に耳が発生しやすくなることを認め、熱間圧延板の集合組織が冷延板の再結晶集合組織に影響すると思った。

WHITELEY³⁾は熱間圧延の仕上温度と巻取温度の影響を調査し、一般に仕上温度を下げるほど冷延製品の Lankford 値が低下すること、巻取温度については、高温仕上のリムド鋼の冷延製品ではほとんど影響しないが、低温仕上のリムド鋼の場合には高温で巻きとつたものほど冷延製品の Lankford 値が低下することなどを示した。さらに、高温仕上材では熱間圧延板の集合組織は不規則で、これから得られる冷延製品は板面に平行な {111} 面が比較的多いのに対し、低温仕上材では熱間圧延板の板面に平行な {110} 面が比較的多く、これから得られる冷延製品は板面に平行な {111} 面が比較的少なく

なることを明らかにした。

吉田ら⁴⁾も WHITELEY らと同様な検討を行ない、Ar₃ 直上で仕上げると冷延製品の Lankford 値が上昇して深絞り性がよくなるが、Ar₃ 以下で仕上げると冷延製品の Lankford 値は急激に低下すること、470°C~700°C で巻取つた材料では巻取温度が低いほど冷延製品の Lankford 値が高くなることなどを認めた。さらに熱間圧延板の集合組織を調査して、Ar₃ 以下で仕上げたものは板面に平行な {111}, {332}, {211} 面の X 線回折強度が減少し、{100}, {310}, {110} 面の X 線回折強度が増大すること、巻取温度が熱延板の集合組織に与える影響は明らかでないことなどを確かめている。

冷間圧延鋼板が電気鉄板として使われる場合には、板面に平行な {111} 面を多く含むような集合組織は好ましくなく、むしろ板面に平行な {100}, {110} 面を多く含む方が板の磁氣的性質が向上すると考えられる。上に述べたことから明らかのように、この場合にも、熱間圧延板の集合組織が最終製品の集合組織を通じてその特性に影響

* 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。

** 日本鋼管(株)技術研究所

*** 日本鋼管(株)鶴見製鉄所

響を与える。

熱間圧延板の集合組織は冷間圧延板の再結晶集合組織に影響する一つの重要な因子である。したがって熱間圧延集合組織の形成過程を調査することは冷間圧延板の性質改善のための基礎資料を得る上で重要な意義をもっている。ところが軟鋼の熱間圧延集合組織についての研究はGENSAMER ら⁶⁾の報告以後ほとんど発表されておらず、とくにその発達過程を調査した例はないようである。

筆者らは工場での実際操業のさいに熱間圧延板の集合組織がどのように形成されていくかを調査する目的でホットタンデム圧延機でかみ止め材をつくり、その各スタンド間での試片を採取して極点図により集合組織を調査した。

2. 実験方法

供試材鋼種は、普通冷延鋼板用の低炭素リムド鋼であり、その成分は Table 1 に示すとおりである。

この材料は、当社水江製鉄所分塊圧延機により135 mm

Table 1. Chemical composition (wt %).

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.05	tr	0.29	0.010	0.025	0.07

Table 2. Rolling condition of hot rougher.

Pass	Expected reduction (%)	Expected thickness (mm)
No. 1	14.8	13.5
No. 2	21.7	11.5
No. 3	30.0	9.0
No. 4	39.7	6.3
No. 5	39.7	3.8
		2.3

Note: Work roll diameter is 914 mm (36'')

Table 3. Specimen number and rolling condition of hot finisher.

Specimen number	Sampling position	Thicnekss (mm)	Reduction (%)	Estimated material temperature (°C)
F 1	On the entry side of No. 1 finisher	23.7	—	1000*
F 2	Between No. 1 and No. 2 finisher	11.9	49.8	973
F 3	Between No. 2 and No. 3 finisher	6.7	43.7	946
F 4	Between No. 3 and No. 4 finisher	4.5	32.8	919
F 5	Between No. 4 and No. 5 finisher	3.3	26.7	892
F 6	Between No. 5 and No. 6 finisher	2.6	21.2	865
F 7	On the delivery side of No. 6 finisher	2.3	11.5	840*

Note: * observed value Work roll diametr is 622 mm (24.5'')

厚×945 mm 巾のスラブに分塊圧延され、一度冷却後、続いて連続加熱炉（均熱温度1280°C～1300°C）で加熱され、粗圧延機を5パスで通り、6スタンド連続式仕上熱間圧延機に入った。熱間粗圧延条件を Table 2 に示す。

試験材は、熱間仕上圧延機列の入口、出口および各スタンド間で、合計7種を採取した。この時の熱間仕上圧延条件を Table 3 に示す。一般に、温度降下は、各スタンドで同程度であることから、スタンド通過ごとに約27°C の温度降下があるとし、各スタンド間の温度を推定した。なお、No. 6 スタンドでの圧延速度は 550m/minである。

これらの試料について、X線回折と顕微鏡観察を行なった。X線回折には前述の試験材を機械切削により、中央部については両側から、表面部については片側から約1 mm 厚さまで落し、ついで蓚酸と過酸化水素の混合水溶液で約0.1 mmの厚さまで化学研磨した試片を用いた。

測定装置は、島津製作所製極点図形用X線回折装置G X-II型で、Mo K_α 線(Zr フィルター使用)により{200} {110} および {222} 極点図を描いた。印加電圧は、40 kV、管電流は 20 mA である。また同じ条件で圧延面に平行な{110}、{200}、{211} および {222} 面の反射強度を測定した。

顕微鏡組織は試料の板面に直角な断面を 5% nital で腐食した状態を倍率 100 倍で観察した。

3. 実験結果

各試験材の板厚中央部について{200}極点図を描いた。Fig. 1~4 はその代表例で、それぞれ、仕上スタンド入口、No. 1 スタンド通過後、No. 4 スタンド通過後、No. 6 スタンド通過後の試片についてのものである。こ

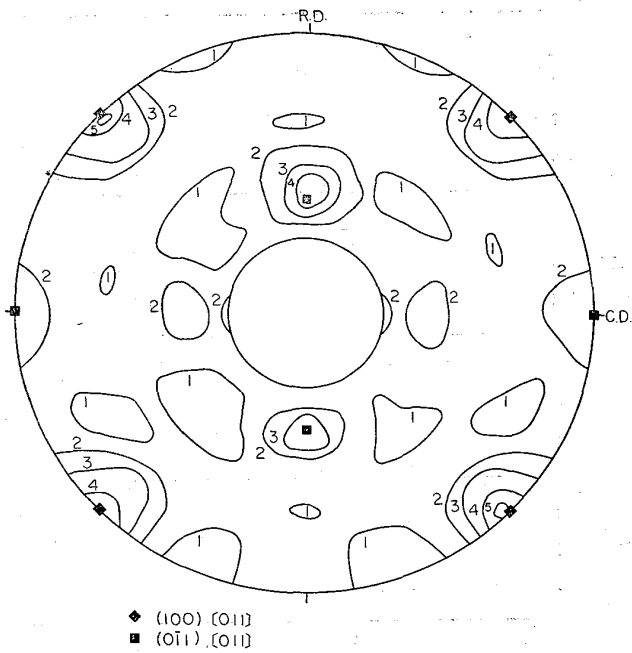


Fig. 1. {200} pole figure of specimen F1 taken from the center portion of 23.7 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

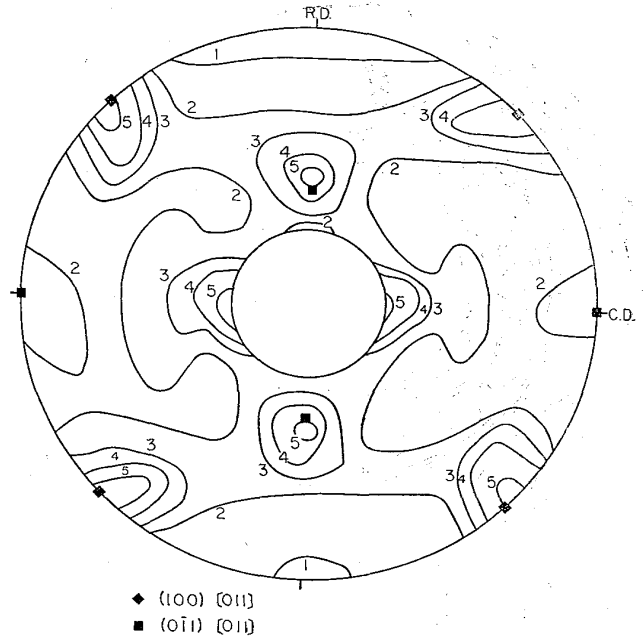


Fig. 3. {200} pole figure of specimen F5 taken from the center portion of 3.3 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

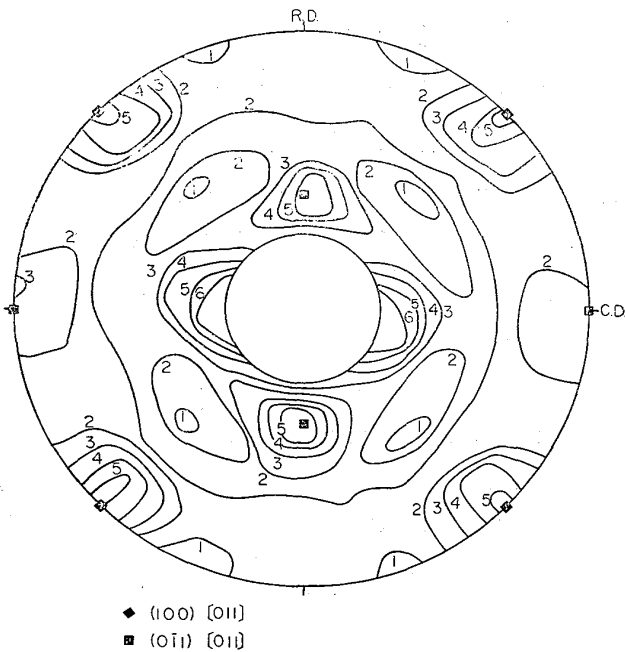


Fig. 2. {200} pole figure of specimen F2 taken from the center portion of 11.9 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

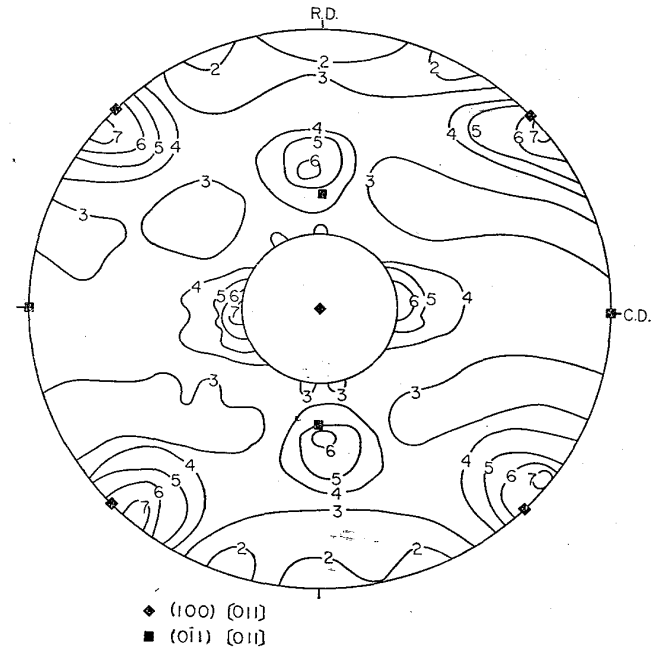


Fig. 4. {200} pole figure of specimen F7 taken from the center portion of 2.3 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

これらの図から仕上スタンドに入る前からすでにかなり鮮鋭な集合組織が存在しており、主方位は (100) [011]、副方位は {011} <011> であることがわかる。主方位に相当する極点の集積は最終スタンド通過後までほとんど変化しないが、副方位の圧延方向から圧延面法線方向に約45°傾いた2つの極点は各スタンド通過後に圧延方向にわず

かにずれる傾向が見られる。

Fig. 5は上記の方位を確認するために No. 1 スタンド通過後の試片の板厚中央部について {222} 極点図を測定した結果である。この極点図から見て主方位が (100) [011] であることが確認できる。副方位は {011} <011> の理想極点の位置からわずかにずれているが、これを主方

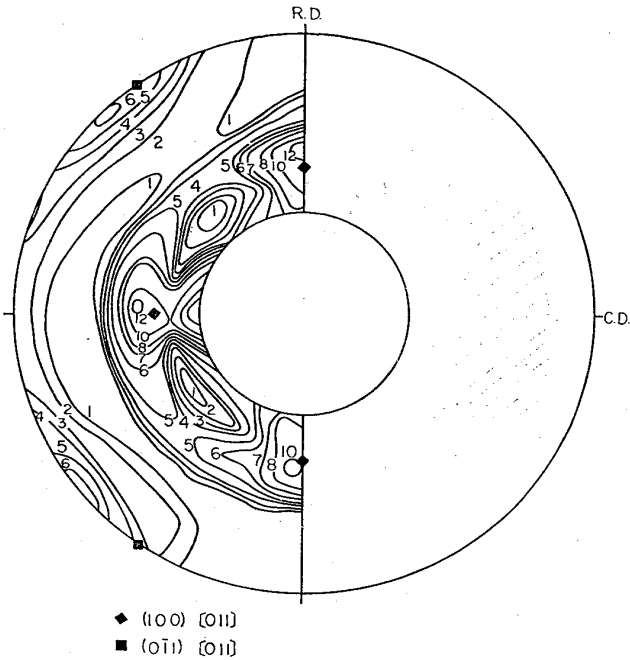


Fig. 5. {222} pole figure of specimen F2 taken from the center portion of 11.9 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

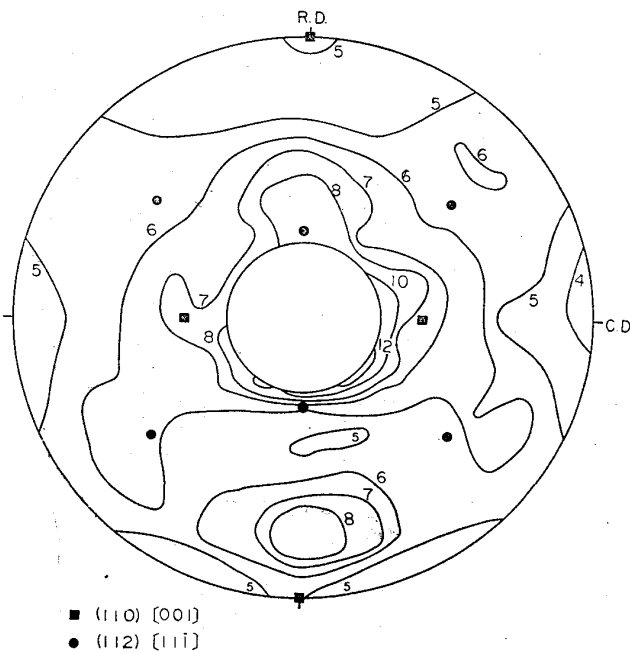


Fig. 6. {200} pole figure of specimen F6 taken from the surface portion of 11.9 mm thick strip. Intensity values in arbitrary unit.

位の[011]軸の周りの分散の影響と見てさきの{200}極点図を考慮すると、副方位が{011}<011>であることもほぼまちがいないと思われる。

板の表面部についても{200}極点図を描いた。板厚中心部と比較すると、変化の様子はあまり明確でないが、仕上スタンド前では不規則な方位分布を示し、No. 4 スタンド通過後あたりから(110)[001]を板巾方向(C.D.)

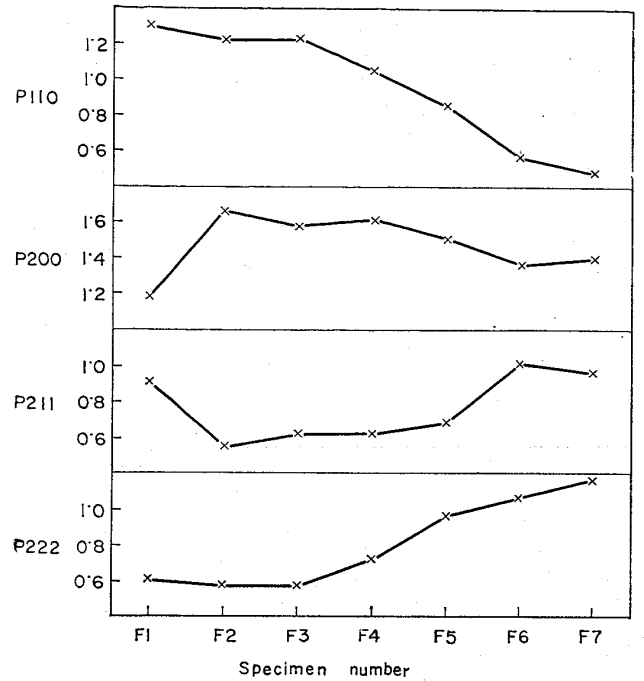


Fig. 7. P-values of 4 planes in center portion of specimens.

のまわりに約 10° 傾けた方位が主方位になる傾向が見られる。例として No. 5 スタンド通過後の試片の板厚表面の{200}極点図を Fig. 6 に示す。この図では副方位として{112}<111>が存在しているようである。

Fig. 7 は板厚中央部について板面に平行な {110}, {200}, {211} および {222} の反射強度を測定し下記の式で整理した結果である。

$$P_{hkl} = \frac{I_{hkl}}{I^{\circ}_{hkl}} / \frac{1}{n} \sum \frac{I_{hkl}}{I^{\circ}_{hkl}}$$

I_{hkl} : 試料の{hkl}面の回折強度 (実測値)

I°_{hkl} : 不規則試料の{hkl}面の回折強度

(ここでは計算値を用いた。)

n : 測定した回折面の数、ここでは {110}, {200}, {211}, {222} の 4 面

P_{110} は No. 3 スタンド通過後減少しはじめる。 P_{200} は No. 1 スタンド通過後急速に増加し、No. 4 スタンド通過後わずかに減少する。 P_{211} と P_{222} は共に No. 4 スタンド通過後から増加しはじめる。これらの値の変化は圧延の進行に伴う主方位 (100)[011] の発達、および No. 4 スタンドあたりからの副方位 {011}<011>の減少に対応するものと思われる。

Photo. 1 は試料の板厚中央部の組織 (×100) である。 No. 4 スタンド通過後から粒はやや細くなっており、仕上スタンド後半では二相状態になっていると思われる。

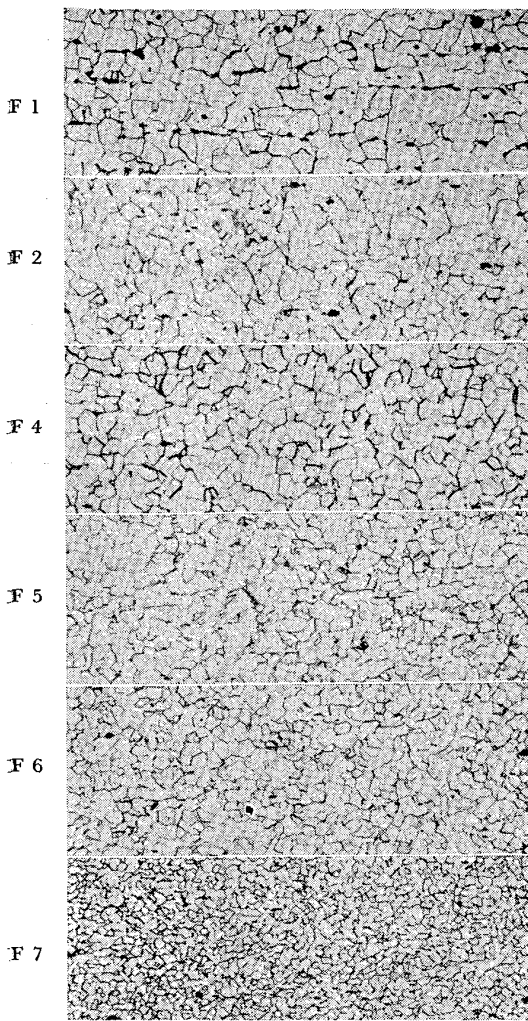


Photo. 1 . Microstructures of specimens.
×100 (5/7)

4. 考 察

熱間圧延機の各スタンド間においての材料の温度は、Table 3 に示す値に近かつたものと推定される。したがって少なくとも試料符号 F1~F4 は γ 相の状態では圧延されたと考えられる。F1~F4 の板厚中心部について測定された極点図から、 γ 域で圧延された板の、室温に空冷後の集合組織は(100)[011]が主方位、{110}<110>が副方位であることがわかった。この2方位のうち前者は、冷間圧延集合組織の主方位と全く同じものである。また後者は、冷間圧延集合組織の中にも、再結晶集合組織の中にも通常ほとんど見出されない方位である。

KULA と LOPATA⁸⁾は 4340 鋼を 1550°F (843°C) で 30 min オーステナイト化し、1パスで 72% の圧下後直ちに油焼入れを行ない、得られたマルテンサイトの極点図を測定した。彼らは、圧延直後の γ 相の状態での集合組織としていくつかの方位を想定し、これらが西山の格子関係によつてマルテンサイト変態した場合に予想され

る極点図を求めて実験結果と比較した。測定された極点図が γ 相の状態では {112}<111> が存在した場合に予想されるものと似ていたことから、彼らは 4340 鋼の熱間圧延状態での主方位は {112}<111> であつたものと推測している。

筆者らが今回行なつた実験は鋼の成分および実験条件が上記のものとは異つており、得られた極点図も上記のものとは異つている。また、常温での組織も Photo. 1 に示すようにマルテンサイトではなく、フェライトの再結晶粒である。したがつて、得られた極点図から熱間圧延状態での集合組織を論じるためには

- (1) A_3 変態温度を通る直前での集合組織はどんなものであつたか
 - (2) 変態時の α 相の核形成および成長はどのように起こつたか
 - (3) α 相の粒成長はどの程度行なわれたか
- などの点をはつきりさせておくことが必要である。今回の実験は上記のいずれの点に関しても解答を与えていないので、ここでは
- (a) 変態温度を通る直前での集合組織は、面心立方金属の冷間圧延集合組織とほぼ同じものであつた。
 - (b) 変態のさいの α 相の核の形成あるいは成長は、マルテンサイト変態に類似した格子関係によつて行なわれた。
 - (c) 変態完了後の α 相の粒成長による集合組織の変化は無視できる。

の3つの仮定を設けて KULA らと類似の検討を行ない、実験結果が何等かの考え方によつて整理され得るかを調べてみることにする。

(a) は面心立方金属の熱間圧延板の集合組織の一般的傾向であり⁹⁾、ほぼ妥当な考え方であろう。(b) は γ 相に α 相の核が形成される様式、あるいは形成された核が成長する様式として可能性の大きいものであると考えられる。また冷却条件から考えて(c)も無理な仮定ではないと思われる。

Cu 型の面心立方金属および合金の圧延集合組織として測定されている代表的な方位は (110) [112] および (112) [11 $\bar{1}$] である。

いま仮定(b)の格子関係として KURDJUMOW-SACHS¹⁰⁾ の関係を考へてみる。Fig. 8 は上記の関係で γ 相格子から α 相格子が形成される場合を図示したものである。この図のような形式で

$$(111)_\gamma // (110)_\alpha \dots\dots\dots (1)$$

になつた場合には KURDJUMOW & SACHS の関係をみだす方向は

$[10\bar{1}]_{\gamma} // [1\bar{1}1]_{\alpha} \dots \dots \dots (2)$

のみである。(1), (2) の関係による α 相の核形成または成長が γ 相の $\{111\}$ と $\langle 110 \rangle$ の12個の組合わせに関して同じ確率で起こった場合に予想される α 相の $\{200\}$ 極点図を上記の2つの方位について計算したのが Fig. 9, Fig. 10 である。Fig. 9 は, γ 相が $\{110\} \langle 112 \rangle$ であつた場合に対するもので, α 相の方位は2群に大別すること

ができる。一つは極点が中心部および最外周近傍にある群(X-1)であり, 他方は極点が中心部と最外周の中間に分布している群(X-2)である。Fig. 10 は γ 相が $\{112\} \langle 111 \rangle$ であつた場合に対するもので, これについても α 相の方位は2群に大別できる。一つは極点が圧延直角方向の最外周近傍と圧延方向へ圧延面法線から $25^{\circ} \sim 65^{\circ}$ のところに分布している群(Y-1)であり, 他方は極点が圧延直角方向へ圧延面法線から $20^{\circ} \sim 40^{\circ}$ の部分および圧延方向から圧延面内で $20^{\circ} \sim 60^{\circ}$, 圧延面法線方向へ $10^{\circ} \sim 35^{\circ}$ の部分に分布している群(Y-2)である。

Fig. 9, 10 と Fig. 1, 2, 3 を比較すると, 測定結果は, (X-1) 群, (Y-1) 群に比較的好く対応する極点の集積を示しているが, (X-2) 群, (Y-2) 群に対応する極点の集積は示していないことがわかる。したがつて, もし γ 相で $(110)[\bar{1}12]$ および $(112)[11\bar{1}]$ 集合組織が存在したとするならば, 変態はあらゆる組合わせに対して等しい確率では起こらず, (X-1) 群

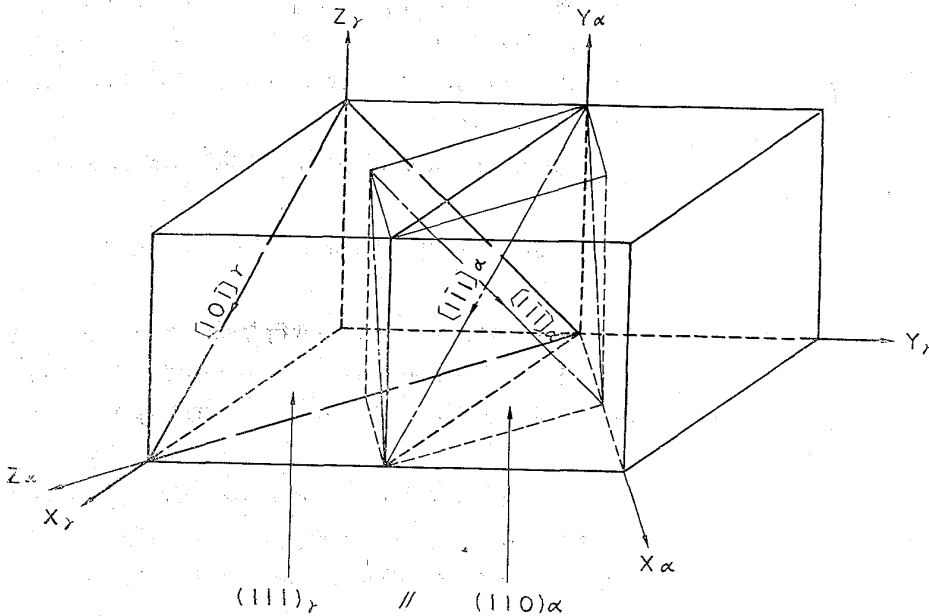


Fig. 8. Kurdjumow-Sacks relationship in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation.

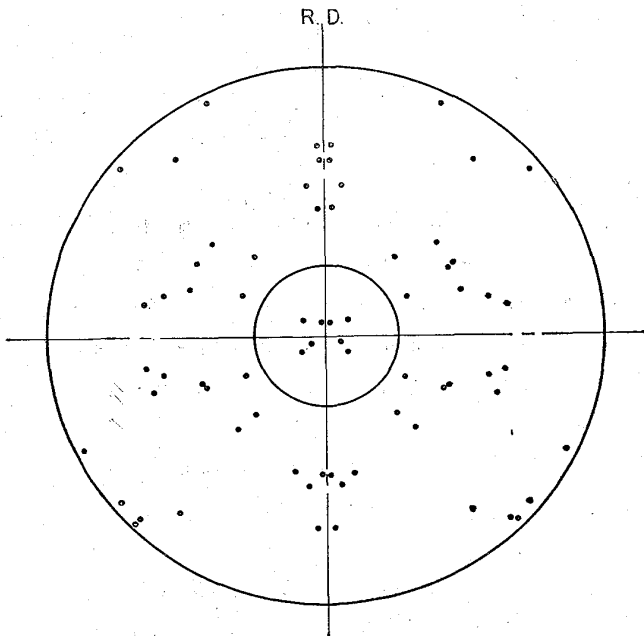


Fig. 9. Calculated $\{200\}$ pole figure for α -iron, assuming that $(110)[\bar{1}12]$ and $(\bar{1}\bar{1}0)[\bar{1}12]$ orientations are present in γ -state and that in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation all slip systems have equal probabilities of following the K-S relationship.

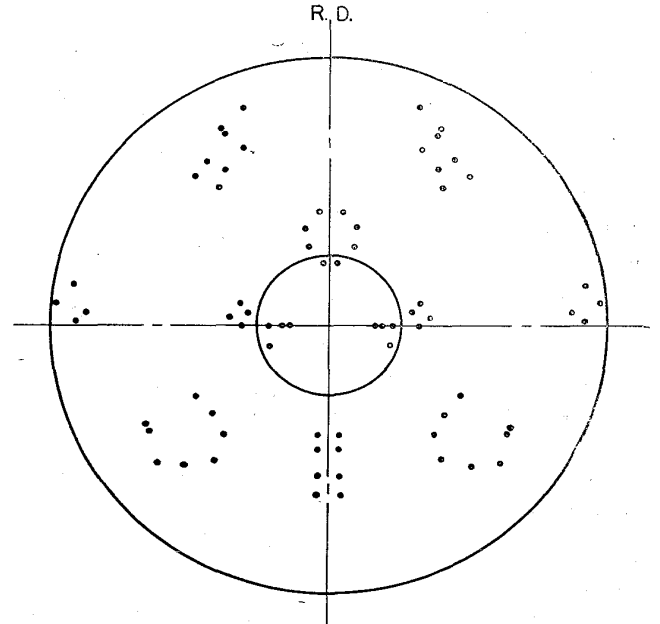


Fig. 10. Calculated $\{200\}$ pole figure for α -iron, assuming that $(112)[11\bar{1}]$ and $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})[11\bar{1}]$ orientations are present in γ -state and that in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation all slip systems have equal probabilities of following the K-S relationship.

Table 4. Relative shear stress τ/σ for each slip system
Condition of stress; $-\sigma$ in rolling direction
 σ in rolling plane normal

Orientation	Slip systems			τ/σ	
	Symbol	Slip plane	Slip direction		
(110) $[\bar{1}12]$	a1	($\bar{1}11$)	[101]	$-2/3\sqrt{6}$	
	a2	($\bar{1}11$)	[110]	0	
	a3	($\bar{1}11$)	[011]	$2/3\sqrt{6}$	
	b1	($\bar{1}11$)	[011]	0	
	b2	($\bar{1}11$)	[110]	0	
	b3	($\bar{1}11$)	[101]	0	
	c1	(111)	[110]	$2/3\sqrt{6}$	
	c2	(111)	[101]	$2/\sqrt{6}$	
	c3	(111)	[011]	$4/3\sqrt{6}$	
	d1	(111)	[110]	$-2/3\sqrt{6}$	
	d2	(111)	[101]	$4/3\sqrt{6}$	
	d3	(111)	[011]	$2/\sqrt{6}$	
	(112) $[11\bar{1}]$	a1	(111)	[110]	0
		a2	(111)	[011]	0
a3		(111)	[101]	0	
b1		($\bar{1}11$)	[110]	$4/3\sqrt{6}$	
b2		($\bar{1}11$)	[101]	$1/\sqrt{6}$	
b3		($\bar{1}11$)	[011]	$-1/3\sqrt{6}$	
c1		($\bar{1}11$)	[101]	$-1/3\sqrt{6}$	
c2		($\bar{1}11$)	[011]	$1/\sqrt{6}$	
c3		($\bar{1}11$)	[110]	$4/3\sqrt{6}$	
d1		($\bar{1}11$)	[101]	$4/3\sqrt{6}$	
d2		($\bar{1}11$)	[011]	$4/3\sqrt{6}$	
d3		($\bar{1}11$)	[110]	0	

(Y-1)群に対応するものに大きな重みがかかっていた可能性があることが説明されなければならない。

まず考えられることは、圧延によつて変形するさいの作働り系の影響である。これは、いまわれわれが扱っている γ 相の状態が完全な再結晶状態ではないとすると結晶学的に同等な面あるいは方向であつても作働り系に属しているものとそうでないものとは異つた性質を持つと考えられるからである。

Table 4 は圧延時の応力状態として DILLAMORE¹¹⁾ が面心立方金属の圧延集合組織の理論で用いた「圧延方向に σ の引張応力が働き、板面に σ の圧縮応力が働く状態」を考え、各り系についてり面上での剪断応力 τ と σ の比を計算した結果である。この表から τ/σ の最も大きいり系は $\{110\}\langle 112 \rangle$ では、 c_2, d_3 , $\{112\}\langle 111 \rangle$ では b_1, c_3, d_1, d_2 であることがわかる。また τ/σ が上記のり系の次に大きいものは $\{110\}\langle 112 \rangle$ では c_3, d_2 , $\{112\}\langle 111 \rangle$ では b_2, c_2 である。したがつて、これらのり系は作働り系である可能性が大きいと考えられる。

(1), (2) の格子関係に対して、これらの系のみが選ばれて変態した場合についての $\{200\}$ 極点図を Fig. 11, 12 に示す。●印は τ/σ が最大のもの、○印は τ/σ がそ

の次に大きいものについて求めた極点である。Fig. 11 は $\{110\}\langle 112 \rangle$ に対するものであるが、●印の極点の分布は筆者らの測定した主方位ときわめてよい一致を示している。また○印の極点の分布は筆者らの測定した副方位と幾分類似しているといえる。Fig. 12 は $\{112\}\langle 111 \rangle$ に対するものであるが、筆者らの得た副方位との一致はよくない。しかし、副方位に近い成分を含んでおり、これと Fig. 11 の●印の極点とを重ね合わせたものは Fig. 1, 2, 3 に類似していると言える。

上記のように、われわれの得た極点図は γ 相の状態では $\{110\}\langle 112 \rangle$ または $\{110\}\langle 112 \rangle + \{112\}\langle 111 \rangle$ が存在し、冷却のさいにこれらの方位の作働り系に属している可能性の大きい系について (1), (2) の格子関係による変態が起こつたと考えることによつて説明することが可能である。とくに主方位については γ 相の $\{110\}\langle 112 \rangle$ の τ/σ が最も大きい系について計算された $\{200\}$ 極点図ときわめてよい一致を示した。副方位については、 $\{110\}\langle 112 \rangle$ の τ/σ が 2 番目に大きい系から生じたとする考え方によつても、また $\{112\}\langle 111 \rangle$ の τ/σ が大きい系から生じたとする考え方によつても解釈が可能であるように思われる。実験結果によると、低温度になると副方位が比

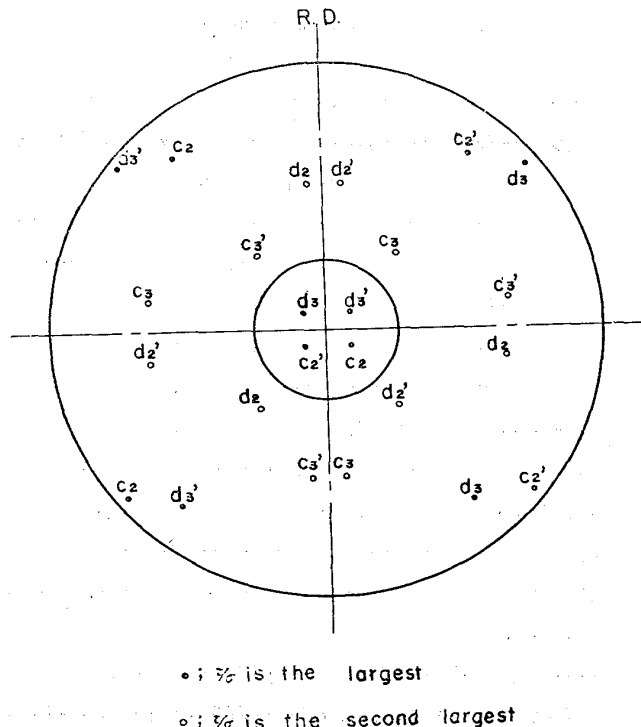


Fig. 11. Calculated $\{200\}$ pole figure for α -iron, assuming that $(110)[\bar{1}12]$ and $(\bar{1}10)[\bar{1}12]$ orientations are present in γ -state and that in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation slip systems with large τ/σ have high probabilities of following the K-S relationship.

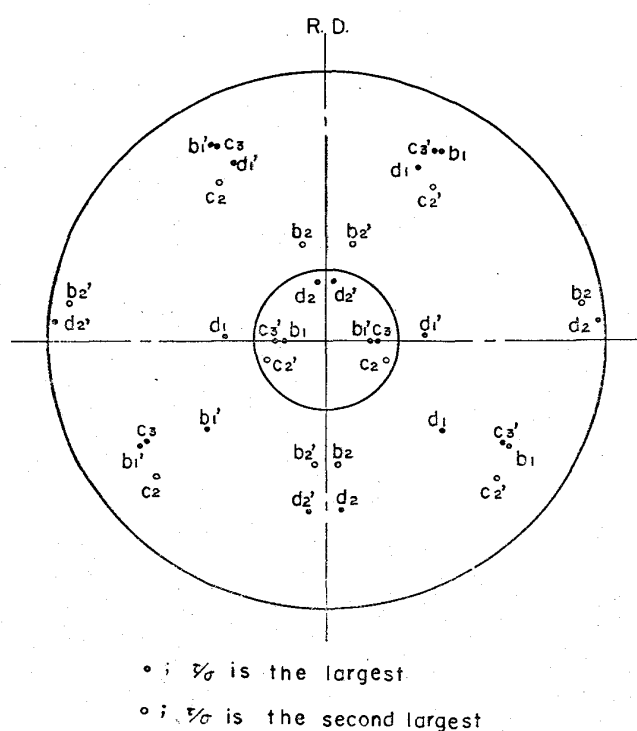


Fig. 12. Calculated $\{200\}$ pole figure for α iron, assuming that $(112)[11\bar{1}]$ and $(\bar{1}\bar{1}2)[11\bar{1}]$ orientations are present in γ -state and that in $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation slip systems with large τ/σ have high probabilities of following the K-S relationship.

較的少なくなることが認められた。これは、オーステナイト鋼の圧延集合組織中の $\{112\}\langle 111 \rangle$ 成分が温度が低くなると少なくなるという傾向¹²⁾と一致する。しかし、低温度になると $\{110\}\langle 112 \rangle$ の向きが c_2, d_3 以外では起こりにくくなるということも考えられ、いずれの解釈にも優劣をつけ難い。

上記の考察は、さきに述べた(a), (b), (c)の仮定と、さらに変態時の格子関係についての(1), (2)の関係、圧延時の応力状態についての仮定およびこの応力状態において τ/σ が大きい系が作働向き系であるという仮定などの上に基づいてなされた。これらの仮定の一つ一つについては今後検討を加える必要があるが、このような考え方によって実験結果が比較的うまく説明できることは興味深い。

材料温度の推定値および顕微鏡組織から見て仕上スタンド後半での材料は二相状態で圧延されたものと思われる。F6, F7についても主方位は $(100)[011]$ であったが、上記の考察結果から、冷却後の試料でみた場合には γ 相での主方位も α 相での主方位も同じものとして測定されたものと考えられる。

表面の集合組織は中心部とは異つていることが認めら

れた。これは γ 相で圧延される場合にも $(\alpha + \gamma)$ 相で圧延される場合にも共通していえる事実である。また表面の集合組織は最初不規則であったものが仕上スタンド後半あたりから $(110)[001]$ をC.D.軸の周りに約 10° 傾けたものを主方位とする状態に変化するのが認められたが、これは板厚中心部での副方位の減少などに対応する変化であり、中心部での γ 相から $(\alpha + \gamma)$ 相への移り変わりと関連しているように思われる。

5. 結 言

1) 熱間圧延板中央部では、仕上スタンドに入る前にすでにかなり鮮鋭な結晶集合組織を持っており、それらは主方位 $(100)[011]$ および副方位 $\{011\}\langle 011 \rangle$ である。

2) 副方位 $\{011\}\langle 011 \rangle$ は仕上スタンド後半あたりからはつきりした減少を示す。顕微鏡組織からみて、これは γ 相から $(\gamma + \alpha)$ 相への移り変わりに対応しているように思われる。

3) γ 相での集合組織が、 $\{110\}\langle 112 \rangle$ であるとし、この方位の各向き系の中で、 τ/σ が最大になる向き系が選ばれてKURDJUMOW-SACHS格子関係によつて変態すると考えると、 α 相での方位は $(100)[011]$ にきわめて近い方位になり、実験結果はよく説明できる。

4) 副方位 $\{011\}\langle 011 \rangle$ については、主方位 $(100)[011]$ の場合ほどよく実験結果を説明できないが、4)と同様に考えて、次のような2つの考え方ができるようである。

1つは γ 相の集合組織が $\{110\}\langle 112 \rangle$ であるとし、この方位の向き系の中で τ/σ が2番目に大きい向き系が選ばれてKURDJUMOW-SACHS格子関係によつて変態するという考え方、他の1つは γ 相の集合組織が $\{112\}\langle 111 \rangle$ であるとし、この方位の向き系の中で τ/σ が大きい向き系が選ばれてKURDJUMOW-SACHS格子関係によつて変態すると考える考え方である。またこれらが同時に起こっていることも考えられる。

5) 熱間圧延板表面は仕上スタンド入口で不規則方位であるが、仕上スタンド後半から $(110)[001]$ をC.D.軸の周りに約 10° 傾けた方位が主方位になる。この変化は板厚中心部が γ 相から $(\gamma + \alpha)$ 相に移り変わるのに対応して起こるように思われる。

本研究を行なうにあたり、種々御指導などをいただきまた発表を許可された当社技術研究所の幹部の方々に厚く御礼を申し上げます。また、試料採取に御協力いただいた当社水江製鉄所圧延技術課、熱延工場の方々に謝意を表します。

文 献

- 1) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal

- 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