冷延軟鋼板再結晶集合組織の三次元的方位解析*

北 川 孟** 片 山 道 雄**

Three-Dimensional Analysis of Recrystallized Textures
in Cold Rolled Mild Steel

by

Hajime KITAGAWA and Michio KATAYAMA

(Research Laboratories, Kawasaki Steel Corporation, Chiba)

The main purpose of this paper was to study systematically the development recrystallized textures of cold-rolled sheets of mild steel, such as aluminum killed steel and rimmed steel, by means of a three-dimensional orientation distribution function.

The deformation texture in cold rolling showed sufficient spreads, although $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$, $\{100\} \langle 011 \rangle$ and $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ orientations existed preferentially. The annealing of aluminum killed steel sheet below 600°C resulted in the gradual decrease of $\{100\} \langle 011 \rangle$ and $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ components, but that annealing provided no drastic change in texture: the annealing texture were nearly the same as the deformed one.

The three-dimensional analysis showed that the texture of the sheet annealed above 600°C changed remarkably, *i.e.* $\{100\} \langle 0vw \rangle$ components decreased rapidly and $\{111\} \langle uvw \rangle$ group developed. Especially, the intensity of $\{111\} \langle 01\bar{1} \rangle$ orientation grew stronger. It was observed during development of those recrystallized textures, that the dispersion of $\langle 110 \rangle$ fiber texture being parallel to the rolling direction decreased, and $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ orientation disappeared gradually.

Another purpose of this paper was to carry out a precise analysis of fully recrystallized texture.

It has been said that the preferred orientation of recrystallized sheets of mild steel, especially that of aluminum killed steel sheet, is $\{111\} \langle 01\bar{1} \rangle$ and $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ according to the pole figure analysis; however, the three dimensional analysis has given no clear evidence that $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ can be the highest intensity region. The discrepancy of the results given by these two analyses was explained by using the "three-dimensional orientation distribution function", $w(\psi, \theta, \phi)$.

From its definition, the pole density on "ND-RD axis", the plane containing the ND axis and the RD axis, in $\{100\}$ pole figure ought to agree with $w(0, \theta, \phi)$. (ND is the normal direction, and $w(0, \theta, \bar{\phi})$ is the average of $w(\psi, \theta, \phi)$ with ϕ from 0 to $\pi/2$, when angle ψ is 0.) The results obtained showed that the values of $w(0, \theta, \bar{\phi})$ agreed precisely with the pole density on the ND-RD axis of $\{100\}$ pole figure. This fact leads to the clear conclusions that the highest intensity point of $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ poles is due to $w(0^\circ, 60^\circ, \bar{\phi})$ and that the point is irrelevant to any preferred orientation.

(Received Nov. 21, 1979)

キー・ワード：冷延軟鋼板，再結晶集合組織，三次元結晶方位分布関数 $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ 方位

1 緒 言

まず冷延集合組織についてふれる。冷延集合組織は再結晶核発生やその成長の母体になるという意味で再結晶集合組織形成に直接の効果を与える。冷延鋼板の深絞り性に及ぼす冷延圧下率の影響についても多くの報告があるが、リムド鋼やアルミニウムキルド鋼 (Al キルド鋼) 冷延軟鋼板については、60～75%程度の冷

延加工が製品として最高の $\bar{r}$ 値が得られるということでは一致している。¹⁾ (ここで、 $\bar{r} = (r_L + r_T + 2r_D)/4$, r_L , r_T , r_D はそれぞれ、圧延方向、圧延面内における圧延方向と直角方向、圧延面内で圧延方向と 45° をなす方向、のランクフォード値)

大橋は従来の研究結果から、冷延軟鋼板の冷延集合組織を巨視的立場に基づいて次の4種の繊維組織に分類している。²⁾ すなわち、(1)圧延面内における圧延方向と直角軸、C軸またはT軸、まわりの、(2)圧延面法線、

* 原稿受理 昭和54年11月21日

** 正 会 員 川崎製鉄(株)技術研究所 千葉市川崎町

Fig. 1. Loci of $\langle 100 \rangle$ pole for development of rolling texture on $\{100\}$ pole figure.

N軸，まわりの，(3)圧延方向，R軸，まわりの，(4)R軸からN軸方向に 60° 傾いた軸まわりの，それぞれ $\langle 110 \rangle$ 結晶軸に関する繊維組織である。これら繊維組織の $\langle 100 \rangle$ 結晶軸の軌跡を $\{100\}$ 極点図上に図示したのがFig.1である。冷延軟鋼板の冷延集合組織はリムド鋼，Alキルド鋼であり差がなく $\{111\}$ $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ ， $\{211\}$ $\langle 01\bar{1} \rangle$ ， $\{100\}$ $\langle 011 \rangle$ ， $\{554\}$ $\langle 225 \rangle$ などが主方位である。

再結晶集合組織についても両鋼種間で主方位および副方位にあまりことなるところがないといわれている。しかしながらその集積度に差がありAlキルド鋼の場合特に $\{111\}$ $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ 方位が強く，このためにこの鋼種はリムド鋼よりも優れた深絞り性を示す。Stickelsは等温焼なましの場合に適当な温度範囲でのみこのような集合組織が発達することを示し，この温度範囲以外では $\{554\}$ $\langle 225 \rangle$ 成分が強くなり，リムド鋼に近い集合組織を示すことを報告している。市山らはAlキルド鋼について焼なまし条件のちがひによる集合組織の差を研究した。

リムド鋼再結晶集合組織は一般に焼なましの際の加熱速度依存性が小さいといわれている。その理由としてAlキルド鋼再結晶焼なまし時にみられる，特定方位粒の成長を助長する窒化アルミニウム(AlN)のような析出物がないのでこれら特殊な析出物の析出時期と回復，再結晶とを適正に同期させるような考慮をする必要がないことがあげられる。

一方，電磁鋼板(珪素鋼板)の集合組織解析法としてその効果を発揮してきた(正)極点図あるいは反転，または逆，極点図による方位解析は，本来三次元的に決定すべき結晶方位を二次元表示したものであり本質的に一次元の自由度をもつ。冷延軟鋼板は珪素鋼板と比較して主方位，副方位の数が多くその集積度も低くより複雑な集合組織を有する。このような材料の方位解析法として，Roeらによって提唱されてきた三次元結晶方位分布関数表示は極めて有用な手法であることは数多くの研究によって実証されている。この手法

を用いて冷延軟鋼板の集合組織を解析した結果は数年前から報告されているが，三次元解析されたデータの解釈，三次元表示されたデータと従来の二次元表示データの対比，などの点で今まで充分な吟味がなされていない面も多々あった。

本研究の目的は，主としてAlキルド鋼を中心にその再結晶過程における集合組織解析を系統的に行い，その結果と通常のリムド鋼， $\langle 111 \rangle // ND$ 軸密度の高い含銅リムド鋼，などとの比較を行うことである。(ND：試料面法線方向)

2 実験方法

70%の冷間圧延を行った商用Alキルド鋼板(板厚：0.8 mm)に 400°C ， 450°C ， 500°C ， 525°C ， 550°C ， 575°C ， 600°C ， 650°C ， 710°C の温度でそれぞれ5分間，さらに 710°C の温度で15分，1時間，3時間，10時間，20時間，の焼なましを行った。(昇温速度： $20^\circ\text{C}/\text{hr}$)焼なまし後の各試料について $\{110\}$ ， $\{200\}$ ， $\{211\}$ 極密度関数(極点図)を求めた。この際，各 α ， β 角度位置における回折強度からその角度位置での無秩序配向試料の回折強度(ランダム強度)に対する比 $X(\alpha, \beta)$ を求め，(1)式により正規化している。

$$\bar{X} = \frac{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} X(\alpha, \beta) \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta}{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta} \quad (1)$$

このように正規化補正された極密度関数値から三次元結晶方位分布関数を算出し再結晶集合組織を解析した。筆者らは計算機とオンライン結合したX線回折自動(正)極点図作成装置によって極密度関数： $X_c(\alpha, \beta)$ を測定している。すなわち，無秩序配向試料(ランダム試料)の回折強度値を各 α ， β 角度位置にて実測している。極密度関数を得る方法として，ランダム試料を用いないで計算によって回折強度補正する測定法もある。すなわち，反射領域の回折強度は実測した α 角度依存性より補正し，透過領域のそれは計算により補正を行い，各角度位置での回折強度： $I(\alpha, \beta)$ から，

$$\bar{I} = \frac{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} I(\alpha, \beta) \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta}{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta} \quad (2)$$

によってランダム強度を求め， $I(\alpha, \beta)/\bar{I}$ より $X_c(\alpha, \beta)$ を得る。極点図の精度を検討する目的で両者の定量的比較を次式によって行った。

$$\sigma^2 = \frac{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} [X_1(\alpha, \beta) - X_2(\alpha, \beta)]^2 \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta}{\int_0^{\pi/2} \int_0^{2\pi} \cos \alpha \, d\alpha \, d\beta} \quad (3)$$

($X_1(\alpha, \beta)$ ；ランダム試料を用いて得た密度関数，

$X_2(\alpha, \beta)$: ランダム試料を用いないで計算した極密度関数)

3 実 験 材

本実験に用いた Al キルド鋼冷延鋼板および比較のために用いた含銅リムド鋼冷延鋼板の成分を Table I に示す。含銅リムド鋼は 2.8 mm に熱延後、950℃ 1 時間焼なまし後焼入れ処理を行い、その後 650℃、1 時間焼なまし後空冷してから 70% 圧下の冷間圧延を行い (0.8 mm 仕上げ)、25℃/hr の昇温速度で 700℃ まで加熱し空冷処理したものである。

4 実 験 結 果

冷延後の集合組織と再結晶終了後 (710℃, 20 時間焼なまし後) までの各段階における集合組織変化を三次元結晶方位分布関数の $\phi=45^\circ$ 断面図で例示する。(Fig. 2) $\phi=45^\circ$ 断面図上には数多くの α 鉄主要結晶方位が表示可能であり、さらに再結晶集合組織はほとんどこの断面上の結晶方位に集積する。(三次元結晶方位分布関数算出プログラムでは、 ψ, ϕ について 5° ごとに $\psi=\text{constant}$, $\phi=\text{constant}$ の値を出力し、さらに Fig. 2 に示すような等高線図を各 ψ, ϕ について描記させている。したがって集合組織解析にあたっては各 ψ, ϕ について総合的に吟味している。)

Table I. Chemical composition (wt. %).

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sol. Al	Insol. Al	N
Al killed	0.034	0.012	0.32	0.011	0.011	—	0.041	0.003	0.0046
0.57% Cu steel	0.060	0.006	0.11	0.002	0.003	0.57	—	—	—
Rimmed	0.050	0.001	0.30	0.010	0.015	—	—	—	0.0020

Fig. 2. Development of the recrystallized texture of Al-killed steel sheet. ($\phi=45^\circ$ section)

Fig. 3. Textures of low carbon steel containing 0.57% Cu and rimmed steel. ($\phi=45^\circ$ section)

比較のために解析した含銅リドム鋼について焼なまし前集合組織と再結晶集合組織を、通常のリドム鋼についての再結晶集合組織を、Fig. 3 に示す。

5 考 察

5・1 焼なまし過程における集合組織変化

Fig. 2 の冷延後の集合組織をみると、 $\{112\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 方位の集積が最も大きく、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 、 $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ 方位の集積がこれについて大きい。しかしながら方位分散の概要としては、R軸// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織、およびN軸// $\langle 111 \rangle$ 繊維組織が顕著である。今まで^{2, 3}の研究者¹⁰⁾によって提唱されてきたT軸// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織は、 $\psi=0^\circ$ の θ 角度位置での方位分散からみてほとんど存在しない。R軸からN軸へ 60° 傾いた軸まわりの $\langle 110 \rangle$ 繊維組織の存在は、他の ϕ 断面を解析してもあまり明りょうでない。この繊維組織については冷延前集合組織および冷間圧下率との関連において詳細に吟味されるべきであり、稲垣らはその存在を否定している。冷下率70%とした本研究¹¹⁾だけからは何とも結論し得ない。Al キルド鋼については、Fig. 2 にみられるように、 $550^\circ\text{C} \times 5 \text{ min}$ の焼なまし段階までは著しい集合組織変化はない。しかしながら詳細にみると $\{112\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位成分は徐々に減少している。すなわちこの段階までは回復のみで再結晶は抑制されている。

一方、伸延粒の形成を促進する AlN(窒化アルミニウム)の析出は、 $450^\circ\text{C} \sim 550^\circ\text{C}$ でピークをもつことは¹²⁾今までも種々の実験で確認されている。

600°C 以上になると再結晶領域に入るために集合組織は著しく変化する。すなわち、 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位を含む $\{100\} \langle 0vw \rangle$ 方位成分が急速に減少し、 $\{111\} \langle 011 \rangle$ を主成分とする $\{111\} \langle uvw \rangle$ 繊維組織が発達する。その後、焼なましが進行するにつれてR軸// $\langle 110 \rangle$ 繊維成分の分散が徐々に小さくなり、より $\{111\} \langle uvw \rangle$ 繊維組織が発達する。

白岩らは、Al キルド鋼再結晶集合組織の形成を回復時の方位依存性から説明している。このような冷間

加工によるひずみエネルギーの方位依存性は武智らによっても確認されている。¹⁴⁾

再結晶過程における $\{100\}$ 変形マトリックスの消滅による $\{111\} \langle uvw \rangle$ 方位の発達、RD// $\langle 110 \rangle$ 成分の漸減による $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位の減少、など主要結晶方位の挙動は白岩、武智らの解釈によっても説明しうる。しかもこのような主要結晶方位の動向が材料の集合組織を支配的に決定するものと考えられる。しかしながら分散方位成分がかなり存在し、これらが集合組織の解析法によっては顕著に表れてくることがある。

5・2 Al キルド鋼集合組織に関する従来の解釈

AlN の析出と再結晶とが適当に競合するという昇温条件では $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 方位が発達し、速い昇温速度で AlN の析出が充分な場合 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ 方位が増加し、 $\{111\}$ 方位の集積の低いリドム鋼に近い集合組織を示す。昇温速度を遅くし、回復過程において未再結晶部において AlN が析出しこの析出がある程度進行してから再結晶させた場合 $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle + \{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ を主方位とする集合組織を形成するといわれている。¹⁵⁾¹⁶⁾

このように Al キルド鋼再結晶集合組織形成には AlN の析出が大きな役割を果たすといわれている。しかしながら実際には、 $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle + \{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ になる場合が多いとされている。筆者らは以前に実験に用いた工程材もやはり極点図でみる限りこれら複合主方位を有していた。¹⁷⁾¹⁸⁾

実用的見地からは $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ も $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ も深絞り性の向上には同等に寄与するので $\{110\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 集合組織のみ問題にする必要はないといわれている。

Fig. 4 に Al キルド鋼再結晶焼なまし後の、 $\{100\}$ および $\{110\}$ 極点図を示す。含銅リドム鋼も同型の集合組織を示す。いずれの極点図においても図の中心から RD (圧延方向) への軸上 ($\alpha=90^\circ$, $\beta=0$ と $\alpha=0$, $\beta=0$ を結ぶ軸、すなわち、ND-RD 軸) での $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ 方位に対応する極点位置に強い集積がみられ、その強度は $\{111\} \langle 11\bar{2} \rangle$ や $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ より強い。

Fig. 4. $\{100\}$ and $\{110\}$ pole figures of recrystallized texture. (Al-killed steel)

しかしながら $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位の他の極点位置の強度はあまり強くない。

一方, Fig. 2, 3 をみると, いずれも再結晶集合組織は, $\{111\} \langle 110 \rangle$ を主方位とする $\{111\}$ 繊維組織であることが明確に示される。

Al キルド鋼再結晶集合組織の三次元解析結果の $\phi = 45^\circ$ 断面図は以前にも発表されているが, ^{19,20)} すべて Fig. 2, Fig. 3 と同型のものであり $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位に特に強い集積はみられない。

5・3 $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位についての吟味

三次元結晶方位分布関数については, その方法が提唱されて以来, その精度について, 種々の角度から検討が加えられてきている。²¹⁾ 精度を評価する一つの目安として, 本来, 確率密度であるので正であるべき分布関数の負値の大きさがある。これは極密度関数値の測定誤差によるものである。筆者らは, $\{100\}$, $\{110\}$, $\{211\}$ の三つの回折面に関する極点図 (極密度関数) から打切次数22次で算出しているが, 負値の絶対値は通常1以下であり, 三次元結晶方位分布関数 $w(\psi, \theta, \phi)$ を, $0^\circ \leq \psi, \theta, \phi \leq 90^\circ$ の全範囲について積分した値とランダム試料のそれとの比は, 0.90~0.95 である。したがって各 $w(\psi, \theta, \phi)$ に含まれる誤差は10%以内と推定している。

また今回用いた試料について, $w(\psi, \theta, \phi)$ 算出に用いていない $\{111\}$ 極点図を, 三次元結晶方位分布関数から計算したところ Fig. 5 が得られた。Fig. 5 の ND の極点の値は, $7.0 \times$ となり, これは同試料の逆極点図より得られる ND// $\langle 111 \rangle$ 軸密度値と一致する。同図からあきらかなように $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位の極点位置は集積のピークからはずれている。

Fig. 5. $\{111\}$ pole figure of recrystallized texture, calculated from "three-dimensional orientation distribution function". (Al-killed steel)

筆者らは以前に三次元結晶方位分布関数から, 多結晶体としてのいくつかの集合組織依存性の大きい材料特性 (ヤング率や r 値など) を評価し, それぞれ実測値と比較したところ比較的よい一致をみているという事実から, 三次元結晶方位分布関数はかなり正確に材料の集合組織を表現しているといえる。

そこで三次元結晶方位分布関数からはその存在が確

認されていない $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位が, なぜ極点図に現れるかを三次元結晶方位分布関数を詳細に解析して吟味してみる。

前出のように極点図上で $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位の極点の集積は等しい強度で表示されず, たとえば $\{100\}$ 極点図では ND-RD 軸上, 中心から 60° の極点の集積が顕著である。

特にこの極点位置に関連して三次元結晶方位分布関数との関係を調べてみる。三次元解析におけるオイラー角: ϕ, θ, ψ の定義から $\{100\}$ 極点図上で ND-RD 軸上の極点は $\psi = 0^\circ$ の場合に対応する。さらに中心から 60° の場合 $\theta = 60^\circ$ である。(Fig. 6)

Fig. 6. Schematic representation of $\langle 100 \rangle$ pole corresponding to $w(0^\circ, 60^\circ, \phi)$

極点図上では ϕ についてのそれぞれの値が分離されずその平均値: $w\bar{\phi}$ が表示されている。すなわち,

$$X_c(30^\circ, 0^\circ) = \int_0^{\pi/2} w(0^\circ, 60^\circ, \phi) \alpha \phi / \pi / 2 = w\bar{\phi} \quad (4)$$

ここで, α, β の角度定義は (1) ~ (3) 式と同じで, ASTM の定義に従う。 $X_c(30^\circ, 0^\circ)$ は正規化後の極密度関数値。

Fig. 7 に Al キルド鋼再結晶集合組織の $\phi = 0$ 断面図と冷延集合組織のそれを示す。いずれも $\phi = 45^\circ$ の軸に対してほぼ対称な分布が得られる。各 θ について (4) 式にしたがって $w\bar{\phi}$ を算出しプロットしたものがそれぞれの方位分布図の上の図である。((a₁) および (a₂)), (b₁), (b₂) にそれぞれの $\{100\}$ 極点図を示す。極点図における中心から RD 軸上の強度分布は, (a₁), (a₂) の強度分布とよく一致することが明らかである。((b₂) 図における中心強度が $3.0 \times$ となっているが, 表示の都合上 $2.0 \times$ 以上は $1.0 \times$ 刻みとしており, この場合真の値は $2.3 \times$ である。この点の強度以外は (a₁) と (b₁), (a₂) と (b₂) の対応する強度の絶対値もよく合っている。)

リムド鋼の場合も定性的には同様の傾向を示す。

以上より $X(30^\circ, 0^\circ)$ の集積が強いのは $\theta\{0^\circ, 60^\circ, \phi\}$ 方位の分散が大きく, $\phi = 45^\circ \pm \alpha (0^\circ \leq \alpha \leq 45^\circ)$ の強度平均値: $w\bar{\phi}$ が最大値を示すことによるものである。

$\{100\}$ 極点図上の $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位の他の極点は再

Fig. 7. $w(0^\circ, \theta, \phi)$'s distributions of w_ϕ and $\{100\}$ pole figures, of cold rolled and recrystallized textures. (Al-killed steel)

結晶集合組織の場合も冷延集合組織の場合も $1.5 \times$ 程度であり特に顕著な集積があるようにはみえない。

しかしながら極めて小数例ではあるが特殊な場合に、三次元解析結果として $\phi = 45^\circ$ 断面において $\{554\} \langle 225 \rangle$ のピークをもつものもある。この方位が事実存在する場合は、三次元解析によっても確認されているようである。ただしこの場合、最優先方位の集積は比較的弱くたかだか、 $6 \times$ 程度のものである。

なお、ND から RD $\rightarrow 60^\circ$ 傾いた（すなわち、RD から ND $\rightarrow 30^\circ$ 傾いた） $\{100\} \langle 011 \rangle$ は、RD から ND $\rightarrow 60^\circ$ 傾いた $\{110\} \langle 001 \rangle$ と同等なので、RD から ND $\rightarrow 30^\circ$ 傾いた $\langle 100 \rangle$ (RD- $30^\circ // \langle 100 \rangle$) 軸まわりの $\phi = 45^\circ$ を強度分布の中心とする回転は、 $\{110\}$ 正点図にみられる RD- $60^\circ // \langle 110 \rangle$ 軸まわりの回転方位の平均値とも解釈できるが、前者の方がより定義に忠実であろう。

幸いなことに、 $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位のヤング率、 r 値などの特性値は、他の $\{111\} \langle uvw \rangle$ 近傍の方位のそれと比べても、特に特異な挙動を示さず、したがって少なくとも $\{111\} \langle uvw \rangle$ 方位の強い Al キルド鋼などの場合は、実用上、この方位の有無の議論は問題を生じなかった。

以上、Al キルド鋼について リムド鋼と比較して論

(a) Calculated by the set of pole figures derived from eq. (2).

(b) Calculated by the set of pole figures derived from eq. (1) (Recrystallized texture of low carbon steel containing 0.57% Cu)

Fig. 8. Comparison of $w(\psi, \theta, 45^\circ)$'s.

じてきたが、含銅リムド鋼についても Al キルド鋼と全く同じ結論が得られている。

5・4 極密度分布図算出法についての比較

三次元結晶方位分布関数の精度は本質的に極点図測定精度に左右される。ランダム試料を用い(1)式から求めたデータから算出した三次元結晶方位分布関数と、(2)式から得たものとの比較を Fig. 8 ($\phi = 45^\circ$ 断面図)に示す。同図にみられるように両者に顕著な差はみられない。(3)式から評価した両データの差は、再結晶初期の試料については、 $\sigma^2_{\langle 110 \rangle \text{P.F.}} = 0.049$, $\sigma^2_{\langle 211 \rangle \text{P.F.}} = 0.008$, $\sigma^2_{\langle 100 \rangle \text{P.F.}} = 0.031$, 再結晶完了後のものについては、 $\sigma^2_{\langle 110 \rangle \text{P.F.}} = 0.122$, $\sigma^2_{\langle 211 \rangle \text{P.F.}} = 0.014$, $\sigma^2_{\langle 100 \rangle \text{P.F.}} = 0.0086$ となった。

6 結 言

(1) 再結晶過程における集合組織変化 $\{112\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$, $\{100\} \langle 011 \rangle$, $\{554\} \langle 225 \rangle$ などを主たる優先方位とするかなり分散した冷延集合組織から再結晶が進行するにしたがって $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位を含む $\{100\} \langle uvw \rangle$ 方位成分の急激な減少と、急速な $\{111\} \langle uvw \rangle$ 繊維組織の発達がみられる。その後、徐々に R 軸// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織の分散が小さくなり、その過程で $\{112\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 方位の集積が減少する。最終的には $\{111\} \langle uvw \rangle$ 方位を優先方位とする再結晶集合組織が形成される。Al キルド鋼の場合はこれら繊維組織のうち特に $\{111\} \langle \bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 方位に強い集積がみられる。

(2) Al キルド鋼再結晶集合組織において、従来極点図の解析結果から優先方位の一つと指摘されてきた $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位は三次元解析によると、通常、特に

強い集積はない。特定の方位： $g(0^\circ, 60^\circ, \phi)$ が二次元表示によって平均化されたとき（すなわち， $\bar{g}(0^\circ, 60^\circ, \bar{\phi})$ とされたとき）最大値を示し，これが $\{554\} \langle 225 \rangle$ 方位の $\{100\}$ あるいは $\{110\}$ 極点図上の一つの極点と一致するためみかけ上この方位が存在するような結果となることをあきらかにした。したがって，この方位は $\{111\}$ 繊維組織近傍方位のうちの一つにすぎない。

(3) 以上から材料の再結晶集合組織を支配的に決定する方位は， $\{111\}$ 繊維組織， $\{111\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ 方位などの集積であり，このことより，今後，集合組織解析の方向は，二つに分極して行くことが予想される。その一つは主要方位の動向のみ简单，迅速に測定するより実用的方法であり，他の一つは分散方位の挙動を含めて精密に方位を定量評価する本方法のようなものであろう。

本研究において解析に用いたデータは，日本鉄鋼協会第88会講演大会に発表したものも一部含まれる。

参 考 文 献

- 1) 福田宣雄，清水峯男，塑性と加工，**13**，841 (1972)。
- 2) 大橋延夫，「鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織」（鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会報告書），p. 43 (1974) 鉄鋼協会
- 3) Bennewitz, J., Arch. Eisenh., **33**, 393 (1962)。
- 4) たとえば，北川 孟，片山道雄，鉄と鋼，**60**，s. 489 (1974)。
- 5) Stickels, C A, Trans. Met. Soc. AIME, **236**, 1295 (1966)。
- 6) 市山 正，吉田育之，江島瑞男，松村 理，鉄と鋼，**58**，93 (1972)。
- 7) Roe, R. J., J. Appl. Phys., **36**, 2024 (1965)。
- 8) 北川 孟，片山道雄，森本一三，丸山英雄，鶴岡一夫，鉄と鋼，**63**，147 (1977)。
- 9) 小原嗣郎，「正極点図測定法について」（第10回再結晶部会提出資料）(1975)。
- 10) たとえば，中川恭弘，江島瑞男，市山 正，吉田育之，大曾根英男，鉄と鋼，**60**，s. 193. (1974)。
- 11) Inagaki, H., and T. Suga, Texture, **1**, 2, p. 129 (1972)。
- 12) たとえば，三宅 苞，角山浩三，松村 治，鶴岡一夫，鉄と鋼，**58**，s. 262 (1972)。
- 13) 白石俊男，寺崎富久長，小玉 強，日本金属学会誌，**35**，20 (1971)。
- 14) Takechi, H., H. Kato, and S. Nagashima, Trans. Met Soc AIME, **242**，56 (1968)。
- 15) 高橋政司，日本金属学会予稿，p. 217 (1969)。
- 16) 花井 諭，竹本長靖，水山弥一郎，佐直康則，鉄と鋼，**57**，386 (1971)。
- 17) 北川 孟，片山道雄，鉄と鋼，**62**，10，p. 1339 (1976)。
- 18) 北川 孟，材料，**29**，691 (1980)。
- 19) 松尾宗次，速水哲博，谷誠一郎，製鉄研究，**276**，21 (1972)。
- 20) Heckler, A. J., and W. G. Granzow, Met Trans., **1**，2089 (1970)。
- 21) たとえば，大久保忠恒，「集合組織解析法シンポジウム予稿」(1973) (日本金属学会第IV総合分科，再結晶部会共催)
- 22) 柚島登明，小川陸郎，福塚淑郎，「純鉄および Fe-C 合金の冷間圧延-再結晶集合組織」（第9回再結晶部会提出資料）(1974)。