

論文

Ti 添加極低炭素鋼の熱間圧延における
集合組織形成瀬沼武秀*・矢田 浩*²・松村義一*³・山田健二*⁴Texture Formation of Ti-added Extra Low Carbon Sheet Steels
Hot-rolled below A_{r3} Transformation Temperature

Takehide SENUMA, Hiroshi YADA, Yoshikazu MATSUMURA and Kenji YAMADA

Synopsis:

In this paper, the texture formation of Ti-added extra low carbon sheet steels hot rolled below A_{r3} transformation temperature has been investigated. A remarkable feature of the texture of the sheet hot-rolled below A_{r3} is an inhomogeneous formation through the thickness. In the case of Ti-added extra low carbon sheet steels, the recrystallization texture of the surface layer is characterized by a high intensity of Goss orientation while ND // {111} is the main orientation of the recrystallization texture in the midplane. A calculation deriving r -values from data of a three dimensional analysis of the texture shows that the surface layer deteriorates the deep drawability of the sheet.

With the aid of a computer program calculating the strain distribution in the roll bite and a crystal rotation model developed by DILLARMORE and KATOH, the cause of the inhomogeneous texture formation has been studied. The calculation result shows that the surface texture is strongly influenced by the friction between roll and sheet. With decreasing friction, the surface texture gradually becomes similar to that of the midplane.

In the consideration of the calculated result, hot rolling experiments were carried out at a newly developed laboratory multipass hot rolling mill equipped with a lubrication facility. Ti-added low carbon steel sheet hot-rolled below A_{r3} in a lubricated condition shows a nearly homogeneous texture through the thickness with a main orientation of ND // {111} and consequently a high r -value.

Key words : rolling ; hot rolled product ; recrystallization ; texture ; deep drawability.

1. 緒 言

薄鋼板の材質が集合組織によつて影響を受けることはよく知られている¹⁾。集合組織を制御することは、特に深絞り用鋼板や電磁鋼板の開発では最も重要な課題の一つになっている。集合組織の研究は従来、冷延、焼鈍工程の研究が中心で、熱延における集合組織形成についての報告^{2)~13)}は比較的少なく、特に熱延鋼板の深絞り性の向上に熱延時の集合組織制御を積極的に利用したという報告はほとんどみられない。

本報では、深絞り性に着目し、Ti 添加極低炭素鋼のフェライト域での熱間圧延による集合組織形成について

検討した。ここで、Ti 添加極低炭素鋼を本研究の対象とした理由は、既報¹²⁾において示したように通常の低炭素鋼では、フェライト域で熱間圧延して得られた板厚中心層の再結晶集合組織の主方位が {001} <110> ~ {112} <110> 近傍に存在し、良深絞り性が期待できない集合組織が形成されるのに対し、Ti 添加極低炭素鋼では深絞り性に良い ND // <111> 方位が主方位になるためである。

しかし、中心層の集合組織が良好な深絞り性を示唆するこのような熱延鋼板も、実測の r 値は 1 前後しか示さない。この理由はフェライト域熱間圧延材の集合組織が板厚方向で大きく異なることが考えられる。一般に、

1986 年秋季日本金属学会シンポジウムにて発表 昭和 61 年 10 月 6 日受付 (Received Oct. 6, 1986)

* 新日本製鉄(株)薄板研究センター Dr.-Ing (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)薄板研究センター 工博 (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)薄板研究センター (現:新日本製鉄(株)名古屋技術研究部) (Sheet & Coil Research Lab., Now Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)塑性加工研究センター (Material Forming Process Lab., Nippon Steel Corp.)

熱間圧延において板厚内で不均一な集合組織が形成される原因として、温度勾配や脱炭などによる成分の濃度勾配なども考えられるが、最も大きな原因はロールと材料の間の摩擦係数で、熱延では $\mu=0.2\sim0.4^{14)}$ と冷延時の $\mu=0.01\sim0.05^{15)}$ と比較して1桁高い値を示す。

せん断ひずみの影響を受けた集合組織形成について、既に多数の報告^{4)6)8)10)11)13)16)~19)} がなされているが、本報では、特に、深絞り性に及ぼす板厚方向の不均一な集合組織の影響に重点を置き、摩擦係数の変化に伴う圧延集合組織の変化をモデル計算により求め、摩擦係数と深絞り性の関係について検討し、その結果を実験において検証した。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼は 300 t 転炉材の CC スラブより切り出した Ti 添加極低炭素鋼で、その化学成分を Table 1 に示す。実験用圧延板は現場材より切断した厚さ 250 mm、幅 400 mm、長さ 450 mm のスラブを 1250°C に 1 h 加熱後、1000°C 以上で 30 mm の板厚に圧延し、空冷後、機械加工で幅 200 mm、長さ 250 mm の圧延板に仕上げた。

2.2 実験装置

実験に用いた圧延機は Fig. 1 に概要を示す多機能熱延機で、高速連続圧延が行える特徴を持っている。本圧延設備は実機に近い条件で圧延を行えるだけでなく、圧

Table 1. Chemical compositions of the steel used in the experiment (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
0.0032	0.018	0.22	0.013	0.006	0.053	0.058	0.0019

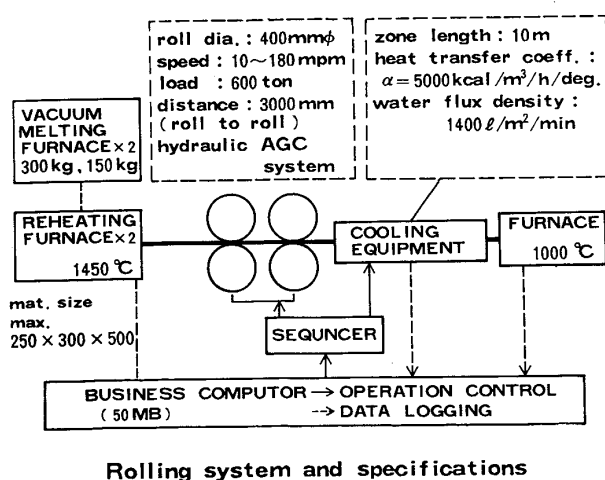


Fig. 1. Schematic depiction of the newly developed multipass hot rolling mill²⁰⁾.

延条件を正確にかつ広範囲に制御できる利点がある。本機の詳細については既報²⁰⁾ で報告しているので、ここでは本研究のために増設した潤滑装置についてだけ説明を加える。Fig. 2 はその概略図で潤滑方式は水と市販の熱間潤滑油を混合ノズルでエマルジョン化した後、約 1.5 m 離れたノズルで上下のワークロールに均一に噴射する方法を採用した。

2.3 実験条件

試験片は、前述した圧延板を 1000°C に 1 h 再加熱した後、 A_{r3} 変態点以上で 2 パスの圧延を行い板厚を 12 mm にした後、空冷し、材料の温度が放射温度計の測定値で 800°C になった時点で 4 パスの連続圧延を行い 3 mm 厚に仕上げた材料から得た。圧延速度は 90~180 m/min の範囲で、圧延の板厚変化は 30→20→12→9→6.5→4.5→3.0 mm とした。後述する潤滑圧延材は最終の 4 パスだけ潤滑を行い、前段の A_{r3} 変態点以上の 2 パスの圧延は無潤滑状態で行った。本実験では、各パスの圧延荷重、圧延トルクをはじめ、パス間時間、温度履歴などを測定した。また、圧延後の処理は、最終圧延終了後の圧延板を放冷状態で冷却ゾーンを通板し、10 s 以内に Fig. 1 に示した捲取り処理をシミュレートする電気炉に装入し、750°C で 1 h 保持した後、空冷した。

2.4 r 値と集合組織の測定

深絞り性とよい対応を示す r 値²¹⁾ の測定は、上述の熱延板より JIS 5 号引張試験片を、引張方向が圧延方向と平行 (L 方向)、垂直 (C 方向) および 45° 方向 (D 方向) になるように切り出し、15% の引張り後、試験片の幅の変化より計算して求めた。

集合組織の測定は X 線回折によって行った。用いた X 線回折装置は島津製作所製 XD-3A 型で、回折は (100) 面について反射および透過法で不完全極点図を求め、それを合成して完全極点図を作成した。表示方法は完全極点図のデータをベクトル法²²⁾ で 3 次元的に解析し、Fig. 3 に示す代表方位による表示を採用した²³⁾。

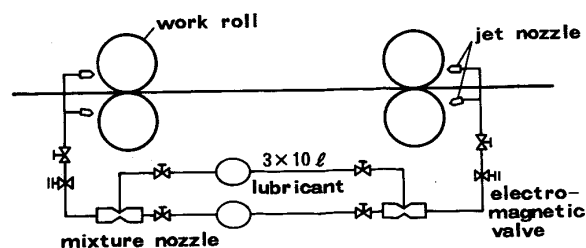


Fig. 2. Schematic depiction of the lubrication system attached to the new multipass hot rolling mill.

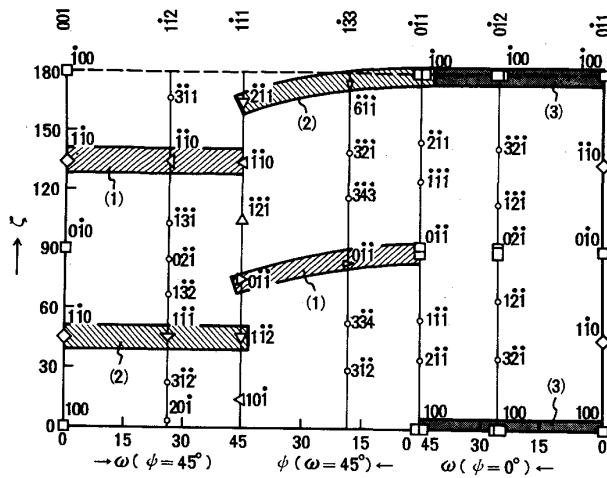


Fig. 3. Diagram of representative orientations of ODF-data²³⁾.

X線回折用の試料は熱延板の板幅中心線上より切り出した 25×25 (mm²) の試片の板表面から中心に至る $1/8$ 板厚ごとの各層を機械加工と化学研磨により仕上げた $80 \mu\text{m}$ の薄膜を用いた。

3. 実験結果

Table 2 に無潤滑および潤滑状態で供試鋼を圧延した時の仕上温度、最終パスの圧延荷重とトルク、そして材料の L, C, D 方向の r 値および $\bar{r}$ 値 $= (r_L + r_C + r_D + r_{-D})/4$ を示した。ここで、 r 値は 4 回の測定の実値である。この表より明らかなように、潤滑圧延を行うと圧延荷重、トルク共に無潤滑圧延より約 30% 小さくなる。この原因は、無潤滑圧延時の摩擦係数が $\mu=0.25$ 前後であつたのに対して、潤滑圧延では $\mu=0.15$ 前後と低かつたためである。ここで摩擦係数は実測の圧延荷重、トルク、先進率より計算¹⁴⁾ で求めた。

一方、 r 値は無潤滑圧延材の場合の $\bar{r}=1.038$ に対し

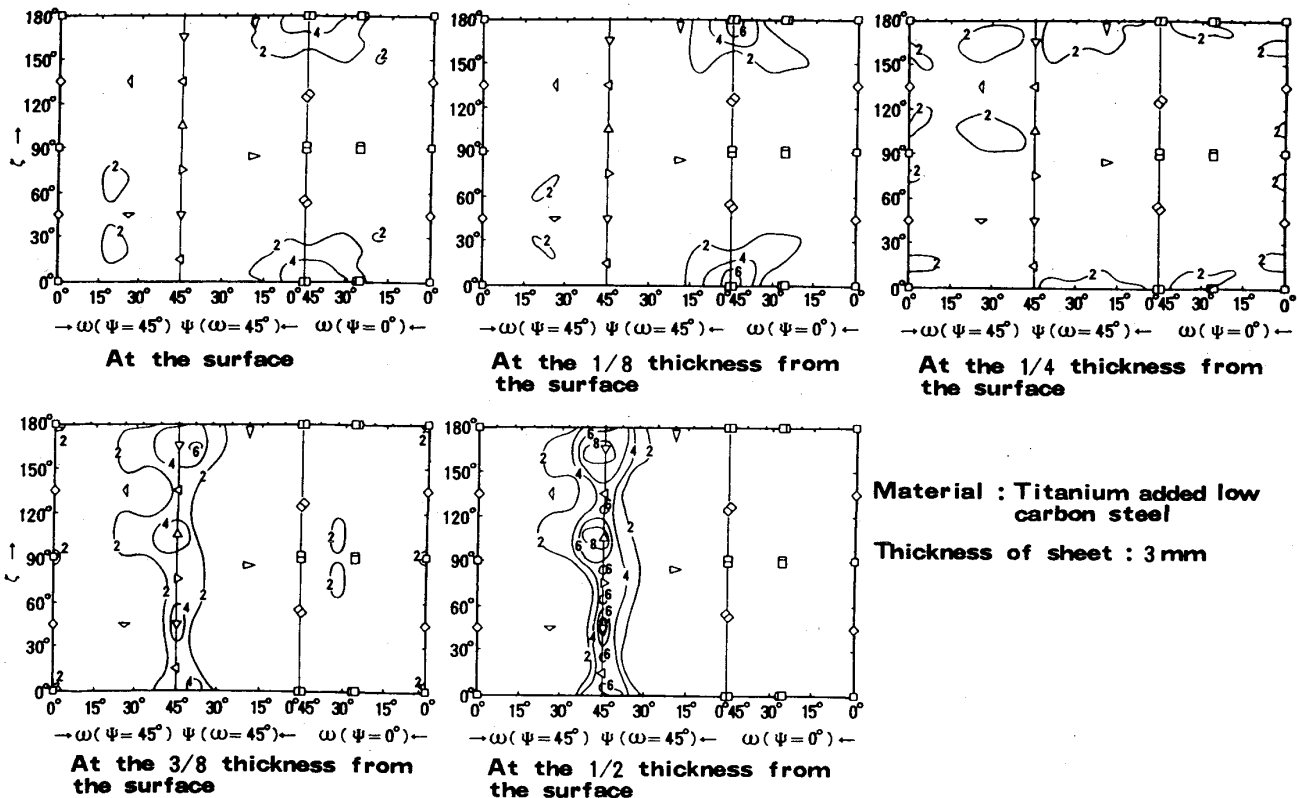


Fig. 4. Recrystallization texture at the different layers of a sheet hot-rolled at a finishing temperature of 765°C without lubrication.

Table 2. Results of hot rolling carried out in a lubricated and an unlubricated condition.

Rolling condition	Finishing temperature (°C)	Rolling load (t)	Rolling torque (t-m)	r_L	r_C	r_D	r_{-D}	$\bar{r}$
Unlubricated	765	275	20.5	0.807	1.312	1.006	1.026	1.038
Lubricated	755	201	14.6	1.621	2.052	1.230	1.130	1.508

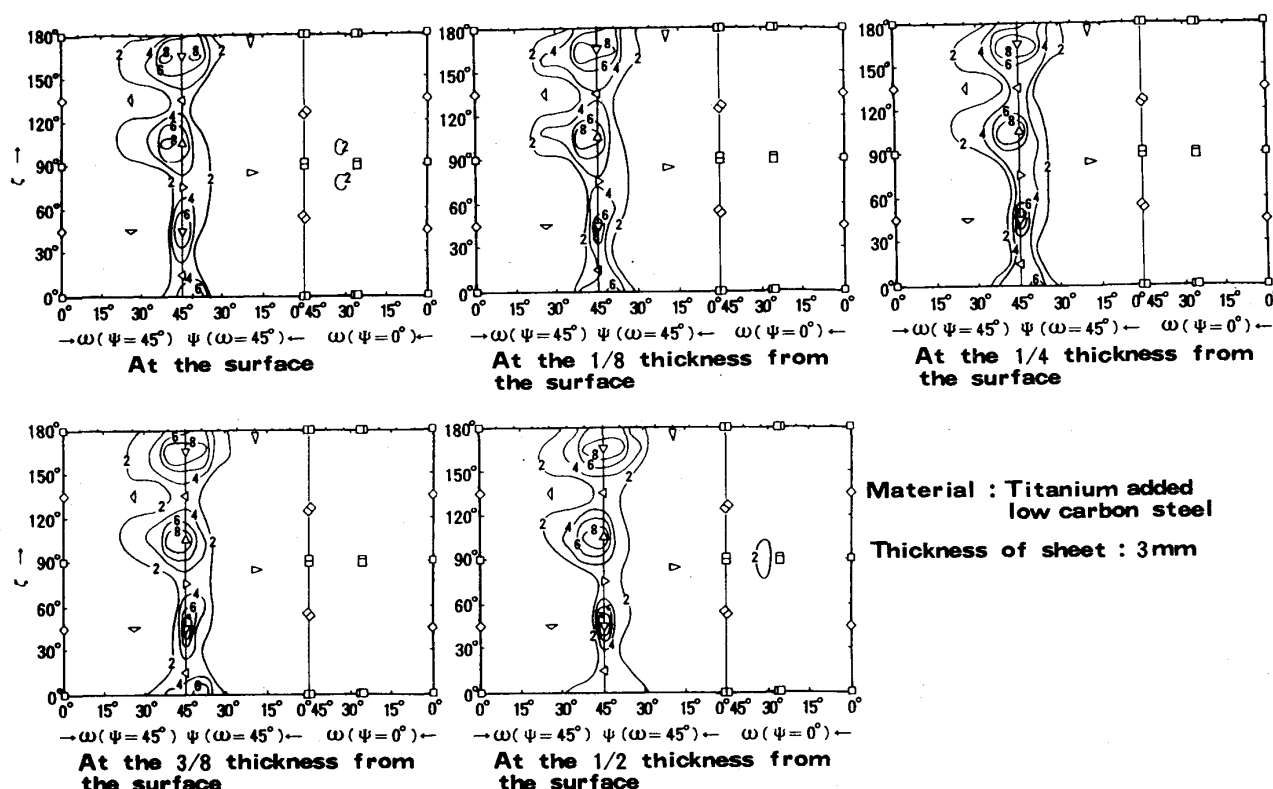


Fig. 5. Recrystallization texture at the different layers of a sheet hot-rolled at a finishing temperature of 755°C with lubrication.

て、潤滑圧延材は $\bar{r}=1.508$ と高い値を示した。この相違を明らかにするために、圧延面に平行な面の集合組織の板厚方向の変化を詳細に調べた。

Fig. 4, 5 は Fig. 3 に示した表示による板表面から板厚中心までの板厚 1/8 ごとの各層の無潤滑圧延材および潤滑圧延材の再結晶集合組織を示す。Fig. 4 にみられる無潤滑圧延材の集合組織は板厚方向で大きく異なり板表面層では $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が主方位となり、この方位の集積は表面より板厚 1/8 の層の方がより強い。この現象は 3%Si 鋼で、MATSUO ら¹³⁾ も報告しており、その原因は表面層よりも表面より若干中に入った層で最大せん断変形が起ること¹¹⁾ に関係していると思われる。板厚 1/4 の層では、集合組織は比較的ランダム化され、板厚 3/8 の層になると ND // $\langle 111 \rangle$ 方位の強度が高くなり、中心層では、この方位への集積がますます強くなる。一方、潤滑圧延材では、無潤滑圧延材の中心近傍層の集合組織が板厚全域に存在していることが Fig. 5 より確認できる。

4. 考 察

4.1 集合組織からの r 値の予測

Fig. 4 にみられた板厚方向で大きく異なった集合組

織が鋼板の r 値にどのような影響を及ぼしているかを明らかにするために、各層の集合組織を持つ架空の試験片を引張変形した時の各結晶の回転に基づく変形挙動より r 値を算出するモデルを考える。

式(1)は多結晶材料の塑性異方性を算出する式で、 ρ は圧延方向と引張方向のなす角度、 α, β, θ は試験片の基準座標と各結晶方位との関係を示す角度である²⁴⁾。また、 D 値と r 値の間には式(2)の関係が成り立つ。式(1)中の P は各結晶方位の分布関数を意味し、集合組織の3次元解析より求めることができる。

$$D(\rho) = \iiint D(\alpha, \beta, \theta) \cdot P(\alpha, \beta, \theta - \rho) d\alpha \cdot d\beta \cdot d\theta \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$D = (r - 1)/(r + 1) \dots \dots \dots (2)$$

一方、 $D(\alpha, \beta, \theta)$ はある方位の結晶を引張変形した時の塑性異方性で、この値を求める方法については、多くの報告^{24)~31)} があるが、ここでは、比較的精度が良いと思われるペンシルグライドによるすべり変形を前提に、せん断エネルギー最小の条件で結晶が回転するとしたモデル³¹⁾ を用いることにした。この方法によると $D(\alpha, \beta, \theta)$ は次のように求めることができる。

引張変形によるひずみは、引張り軸を x 軸、試験片の幅方向を y 軸、板厚方向を z 軸とする座標系では、

次のようなテンソル表示によつて表すことができる。

$$d\varepsilon_{x-y-z} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-D+1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{D-1}{2} \end{pmatrix} \dots\dots\dots (3)$$

このひずみ変化を満足するように、ある方位を持つ結晶がペンシルグライドの仮定のもとで変形するモードは数通りあり、それぞれの場合についてせん断ひずみとを求め、その最小値をこの D 値における値とする。この操作を D 値を $D \pm \Delta D$ と変化させ、 $D = -1$ から $+1$ の範囲で、それぞれの D 値に対する最小せん断ひずみとを求め、その中で最も小さい値を持つ D 値を、その結晶の $D(\alpha, \beta, \theta)$ とする。

Fig. 6 は Fig. 4 の各板厚層の集合組織より求めた r 値の計算結果で、図中の丸印は熱延板からの実測値である。この結果が示すように、表面より板厚 $1/4$ までの集合組織は、それよりも中心に入つた層の集合組織より著しく低い r 値を示す。またここで、各層の集合組織より求めた r 値の平均値と実測値の間に必ずしもよい一致が得られていないのは、計算値が5層の平均値で、全板厚の集合組織から算出した積分的平均値ではないためと考えられる³²⁾。

以上の計算で、フェライト域で熱間圧延された Ti 添加極低炭素鋼の r 値を劣化させている原因が、せん断ひずみの影響を強く受けた表面近傍層の集合組織にあることが分かる。また、この結果より中心層の集合組織を表面層まで発達させた潤滑圧延材の r 値が高い値を示

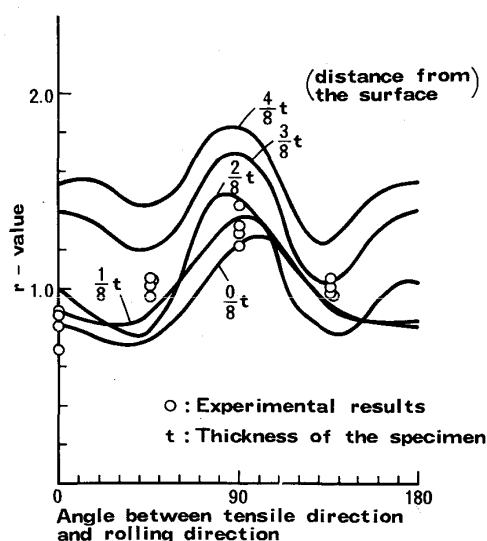


Fig. 6. r -values calculated with ODF-data for different layers of the Ti-added low carbon steel sheet.

したことも理解できる。次に無潤滑圧延材でみられた板厚方向での集合組織の不均一形成の機構について考える。

4.2 フェライト域熱間圧延材の集合組織形成機構

フェライト域熱間圧延材で、表面近傍層と中心層の集合組織が大きく異なる原因として、緒言で述べた温度勾配、成分の濃度勾配なども考えられるが、ここでは最も影響の大きい圧延時のロールと材料の間の摩擦係数の影響について考える。圧延時の摩擦力が働くと、変形による材料の結晶回転はせん断ひずみ成分の影響を強く受ける。 x 軸を圧延方向、 y 軸を圧延面に垂直な方向とする座標系でのせん断ひずみ成分を含むひずみ変化は、平面ひずみ状態のもとでは次式のテンソルによつて表される。

$$d\varepsilon_{x-y-z} = \begin{pmatrix} d\varepsilon_x & d\varepsilon_{xy} & 0 \\ d\varepsilon_{xy} & d\varepsilon_y & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、質量不変の法則より $d\varepsilon_x = -d\varepsilon_y$ が成り立つ。このひずみ変化を圧延中のロールバイト内の変形より求めることができれば、既知の結晶回転モデルより、圧延による結晶回転を求めることができる。本報では、この圧延中のひずみ変化を圧縮性材料の塑性力学に基づく剛塑性有限要素法³³⁾³⁴⁾ のプログラム³⁵⁾ より求めた。また、結晶回転のモデルは DILLAMORE & KATOH のモデル³¹⁾ を用いた。Fig. 7 は、この方法によつて求めた中心層と表面層の方位変化を示す。この結果は、図中(a)のステレオ3角形中に示した36の代表座標を圧延面方位とし、それぞれの面方位に対して圧延方向から 10° おきに 0° から 170° まで18の面内回転方位を初期方位とした648の方位に対して75%の圧延を行つた時の方位変化をステレオ3角形上の分布として示したものである。ここで、ひずみ変化を求めた有限要素法の計算に用いたデータは、摩擦係数 $\mu = 0.25$ 、圧延温度 700°C 、仕上板厚 3 mm 、ロール径 450 mm 、通板速度 180 m/min で、変形抵抗値は志田の実験式³⁶⁾ より求めた値を用いた。また、ロールバイト内の要素分割は板厚方向に16分割、圧延方向に18分割とした。

Fig. 7 の板厚中心層の結果は、中心層ではせん断ひずみが存在しないので、冷延の結果³⁷⁾ と同様となり、 $\{211\} \langle 011 \rangle \sim \{11, 11, 8\} \langle 4, 4, 11 \rangle$ のスケルトン方位および $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{211\} \langle 011 \rangle$ の RD // $\langle 011 \rangle$ 方位が主方位となる。一方、表面層では、 $\{110\} \langle 001 \rangle \sim \{110\} \langle 112 \rangle$ の ND // $\langle 110 \rangle$ の面内回転方位と $\{110\} \langle 112 \rangle \sim \{4, 4, 11\} \langle 11, 11, 8 \rangle$ のスケルトン方位が主方位となる。ここで、一部の結晶方位がスケルトン方位より群をなしてず

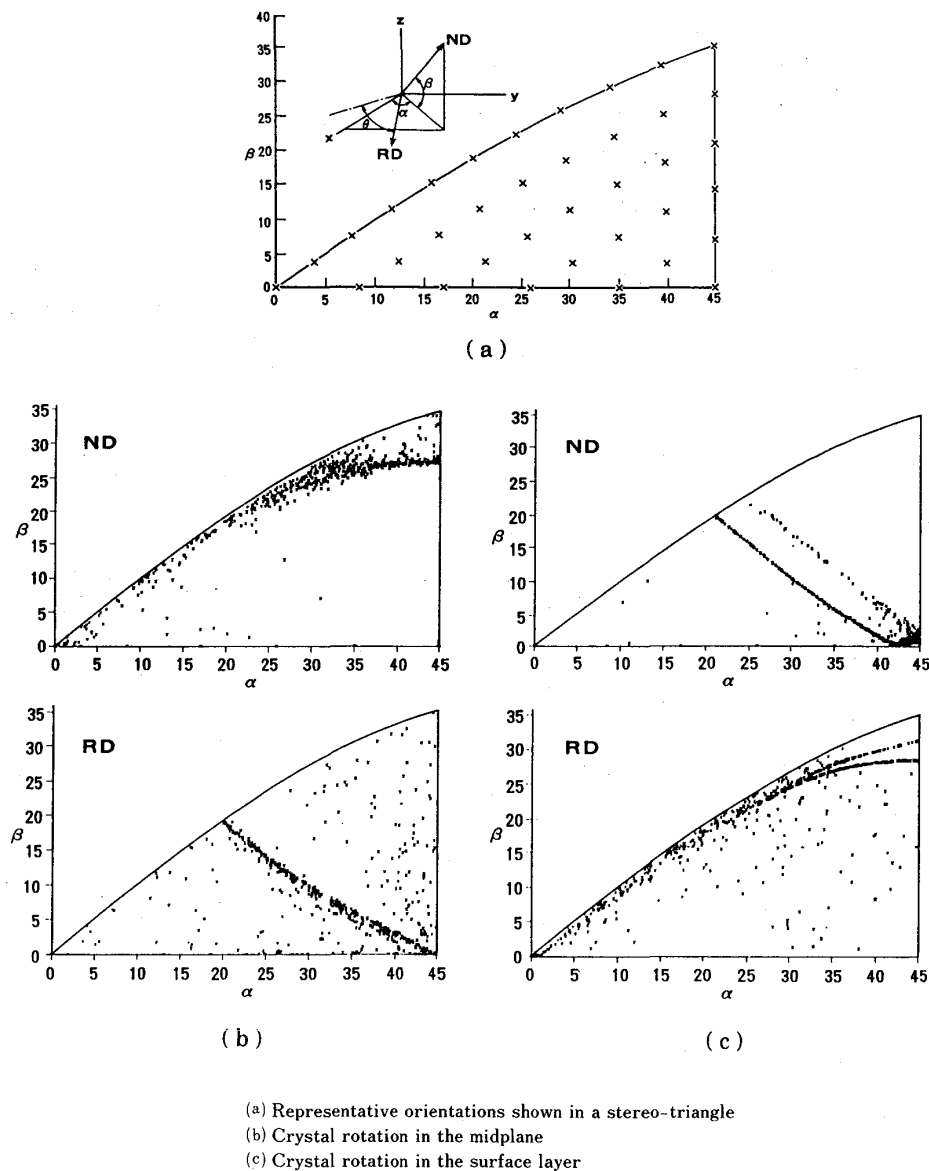


Fig. 7. Calculated crystal rotation due to hot rolling at a reduction of 75% and a coefficient of friction of 0.25 between roll and sheet material.

れているのは、中立点を境にロールバイト内で摩擦力の方向が逆転することに原因する現象である。

以上示したように、せん断ひずみの影響により、表面層と中心層の集合組織は大きく異なる。しかし、ここで検討したのは圧延集合組織であり、Fig. 4 に示した再結晶集合組織の板厚内の相違を直接説明したものではない。

そこで、圧延集合組織と再結晶集合組織の関係について次に述べる。Fig. 4 の中心層の再結晶集合組織が Fig. 7 の圧延集合組織より形成されることは既に同鋼種の冷延、焼鈍材で確認されており³⁸⁾、圧延時に一つの転位すべりが止まることにより生ずるねじれ領域の回転率と安定集積方位の解析³⁹⁾からも予測される。また、

表面層の再結晶集合組織もせん断ひずみを考慮して、上記のねじれ領域の回転率と安定方位の解析を行うことにより説明することができる。すなわち、せん断ひずみの増加に伴い、板幅方向に平行な $[1\bar{1}0]$ 軸のまわりのねじれ領域の回転の安定集積方位は $(11, 11, 8) [4, 4, \bar{1}\bar{1}]$ から $(110) [00\bar{1}]$ の方向に移行し、 $|d\epsilon_x| \approx |d\epsilon_{xy}|$ で $(110) [00\bar{1}]$ が安定方位になる。また、 $ND \parallel \langle 011 \rangle$ の面内回転方位の安定方位も $(110) [00\bar{1}]$ である。

以上の解析より、Fig. 4 の表面層の再結晶集合組織が、中心層のそれと大きく異なつたことが理解できる。

Fig. 8 は、Fig. 7 の計算条件で摩擦係数だけを $\mu = 0.2, 0.15$ と変化させた時の表面層の圧延集合組織をステレオ3角形上に示したものである。この結果より明ら

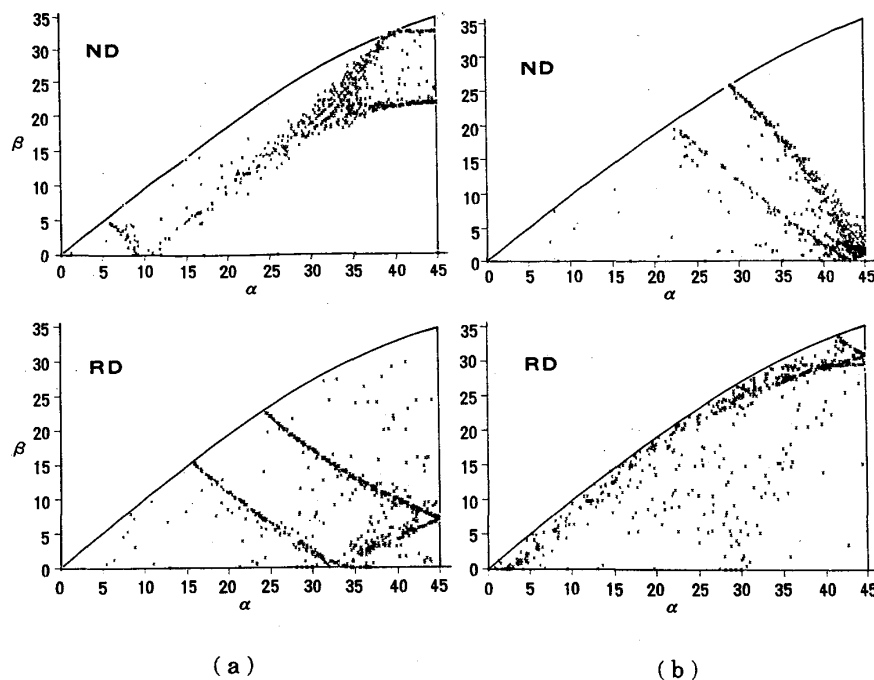
(a) In a case of $\mu=0.15$ (b) In a case of $\mu=0.20$

Fig. 8. Influence of the friction between roll and sheet material at hot rolling on the formation of the surface texture.

かなように、 $\mu=0.2$ の場合、Fig. 7の $\mu=0.25$ の時の集合組織と定性的には大差がない。しかし、 $\mu=0.15$ になると表面層の集合組織は中心層のそれに近づき $\{110\}$ 近傍の方位はみられなくなる。Fig. 5で示した潤滑圧延材の表面近傍層と中心層の再結晶集合組織が比較的類似した理由がこの計算結果からも理解できる。

5. 結 言

本報では、フェライト域で熱間圧延を行つたTi添加極低炭素鋼の集合組織形成について検討し、次の知見を得た。

- 1) 無潤滑圧延材は表面近傍層で $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位を主方位に持ち、板厚中心層でND// $\langle 111 \rangle$ 方位が主方位と異なる板厚方向で顕著に異なる再結晶集合組織を形成する。
- 2) 最小せん断ひずみ和の条件を満たすように結晶が回転すると仮定して、集合組織より r 値を算出した結果では、無潤滑圧延材の中心層の集合組織からは高い r 値が得られるが、表面近傍層からは比較的低い r 値しか得られず、表面近傍層の集合組織が鋼板の高 r 値の達成の障害になっている。
- 3) 表面近傍層の集合組織はロールと圧延板の間の摩擦係数に強く影響される。剛塑性有限要素法より求めたロールバイト内のひずみ変化を用いて、圧延中の結晶回転を算出した結果では、摩擦係数の高い表面近傍層の圧延集合組織は $\{110\} \langle 001 \rangle \sim \{110\} \langle 112 \rangle$ のND// $\langle 110 \rangle$ の回転方位および $\{110\} \langle 112 \rangle \sim \{4, 4, 11\} \langle 11, 11, 8 \rangle$ に

近いスケルトン方位が主方位となり、摩擦係数の低下に伴い $\{211\} \langle 011 \rangle \sim \{11, 11, 8\} \langle 4, 4, 11 \rangle$ のスケルトン方位および $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{211\} \langle 011 \rangle$ の $\langle 011 \rangle$ //RD方位を主方位に持つ中心層の圧延集合組織に近づく。

4) フェライト域の熱間圧延でも、潤滑圧延を行い摩擦係数を減少させることにより、表面から中心まで板厚方向で比較的一様なND// $\langle 111 \rangle$ 方位を主方位に持つ再結晶集合組織が形成され、高 r 値を示す鋼板が得られることを確認した。

以上の結果が示すように、本報は深絞り用鋼板の製造において、従来必須と考えられていた冷延・焼鈍による集合組織制御を熱間圧延工程で行える可能性を示したもので、今後の深絞り性に対する集合組織制御の研究に新たな一つの方法を示すものと考えられる。

終わりに本研究に対し有益な御意見をいただいた加藤弘博士に感謝の意を表します。また、集合組織の3次元解析にご協力いただいた太田国照、清水亮両氏に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 長嶋晋一編著: 集合組織 (1983) [丸善]
- 2) M. GENSAMER and P. A. VUKMANIC: Trans. AIME, **125** (1937), p. 507
- 3) K. B. KULA and S. L. LOPATA: Trans. Metall. Soc. AIME, **215** (1959), p. 980
- 4) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, **52** (1966), p. 1171
- 5) 松岡 孝: 鉄と鋼, **52** (1966), p. 1179
- 6) A. JONES and B. WALKER: Met. Sci., **8** (1974), p. 397

- 7) P. C. HANCOCK and W. T. ROBERTS: J. Iron Steel Inst., **205** (1967), p. 547
- 8) 松倉亀雄, 佐藤一昭: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 764
- 9) 西田 稔, 橋本 弘, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, **63** (1977), S240
- 10) 阿部秀夫, 戸川史江, 木下凱雄, 中川耕作: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 627
- 11) 斉藤好弘, 左海哲夫, 前田 太, 加藤健三: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 799
- 12) 瀬沼武秀, 矢田 浩: 日本金属学会春季講演概要 (1986年4月), p. 172
- 13) M. MATSUO, T. SAKAI and Y. SUGA: Metall. Trans. A, **17** (1986), p. 1313
- 14) 小田高士, 浜渦修一, 田中 晃, 菊間敏夫, 田中正一: 塑性加工学会春季講演大会予稿集 (1984), p. 29
- 15) 山本普康, 佐柳志郎, 河野 彪: 塑性と加工, **26** (1985), p. 39
- 16) J. F. HELD: Trans. AIME, **239** (1967), p. 573
- 17) C. A. STICKELS: Trans. Metall. Soc. AIME, **239** (1967), p. 1857
- 18) 関根和善, 吉村 修: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 100
- 19) 古林英一, 菊池武丕児: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 460
- 20) 松村義一, 河野 彪, 上田全紀, 中山 正, 浜渦修一, 福田敬爾: 鉄と鋼, **71** (1985), S1499
- 21) W. T. LANKFORD, S. C. SNYDER and J. A. BAUSHER: Trans. Am. Soc. Met., **42** (1950), p. 1195
- 22) D. RUER and R. BARO: J. Appl. Cryst., **10** (1977), p. 458
- 23) 太田国照, 清水 亮, 高橋延幸, 松尾宗次: 鉄と鋼, **68** (1982), S1294
- 24) 長嶋晋一, 武智 弘, 加藤 弘: 日本金属学会誌, **29** (1965), p. 393
- 25) H. -J. BUNGE and W. T. ROBERTS: J. Appl. Cryst., **2** (1969), p. 116
- 26) 岡本豊彦, 白岩俊夫, 福田 実: 住友金属, **14** (1962), p. 211
- 27) 大久保忠恒: 塑性と加工, **9** (1968), p. 681
- 28) R. W. VIETH and R. L. WHITEL: Colloquium of IDDRG, Inst. of Steel Metal Engineering, London (1964)
- 29) W. F. HOSFORD Jr. and W. A. BACKOFEN: 9th Sagamore Ordnace materials Research Conference on Deformation Process (1962), p. 28
- 30) 上城太一: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 421
- 31) I. L. DILLAMORE and H. KATOH: Met. Sci., **8** (1974), p. 21
- 32) P. I. WELCH, H. -J. BUNGE and C. M. VLAD: Arch. Eisenhüttenwes., **55** (1984), p. 321
- 33) 森謙一郎, 島 進, 小坂田宏改: 日本機械学会論文集, **45** (1979), p. 955
- 34) 森謙一郎, 島 進, 小坂田宏改: 日本機械学会論文集, **45** (1979), p. 965
- 35) 山田健二, 浜渦修一, 森謙一郎, 川並高雄: 日本塑性加工学会春季講演会予稿集 (1986), p. 233
- 36) 志田 茂: 塑性と加工, **10** (1969), p. 610
- 37) 長嶋晋一編著: 集合組織 (1984), p. 114 [丸善]
- 38) 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 817
- 39) 秋末 治: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1320