

© 1991 ISIJ

//////////
論 文
 //////////

極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の r 値及び集合組織に 及ぼすフェライト域熱延時の潤滑条件の影響

鹿島高弘*・橋本俊一*²・井上博史*³・稲数直次*⁴

Effect of Lubricating Condition during Hot Rolling in Ferrite Phase on r -value and Texture of Annealed and Cold Rolled Ti-added Extra Low Carbon Steel Sheet

Takahiro KASHIMA, Shunichi HASHIMOTO, Hiroshi INOUE and Naotsugu INAKAZU

Synopsis :

The influence of the lubrication condition during hot-rolling in non-crystallization ferrite region on r -value and texture for cold rolled and annealed steel sheet has been studied. Hot rolling was carried out under the condition applying tallow lubricant, applying boron-nitride lubricant or non-lubricating.

Textures through the thickness have investigated by mainly used vector method (3D crystal orientation analysis). In the case of hot rolling without lubricating, the texture of the hot rolled sheet is heterogeneous through the thickness. However when cold rolling is introduced after hot rolling, the heterogeneity through the thickness decreased.

Furthermore, the transition in the surface texture of the steel sheets during cold rolling was investigated.

Consequently, even though in the case of non-lubricating hot rolling in non-recrystallization ferrite region, heterogeneity through the thickness decreased applying cold rolling after hot rolling and the advantageous texture for r -value is formed homogeneously through the thickness. However the lubricating condition during hot rolling affects on disappearance of the shear texture in the surface during cold rolling.

Key words : r -value; texture; hot rolling; extra low carbon steel sheet; ferrite phase; lubricating condition.

1. 緒 言

深絞り用極低炭素鋼板の r 値向上に関する研究は、過去多数行われている¹⁾。中でも近年経済的な薄板製造のプロセスの観点からフェライト (α) 域にて熱間圧延を行い、その深絞り性を向上させる研究が盛んに行われている^{2)~5)}。熱間圧延には、一般にロールと鋼板との摩擦が $\mu=0.2\sim0.4$ と高いため、鋼板表面部にせん断変形や板厚方向に変形の不均一が生じる^{6)~8)}。このため鋼板の中央部においては板面に $\{111\}$ 面が平行な繊維集合組織を持ち冷延鋼板と同程度の r 値を得ることができるが、表面に近づくにつれて板面に $\{110\}$ 面が平行なせん断変形集合組織が多くなり、板全体の r 値は 1.0

前後に低下する²⁾³⁾。このようなことから熱延板の深絞り性を向上させるためには、この板厚方向の不均一を可能な限り小さくするため高潤滑を施すこと⁹⁾、ロール径を大きくしてせん断変形を減少させること¹⁰⁾ などが必要とされている。しかし、工場実機において実験室で行った程度の潤滑条件を得るのは困難である。一方、最近の橋本ら¹¹⁾ の報告によればこの α 域かつ未再結晶で熱延を終了する場合 (以後本文ではこのような熱延を未再結晶 α 域熱延と呼ぶ) には熱延板の深絞り性ばかりでなく、この後に冷間圧延および焼鈍を行うことにより通常の冷延鋼板以上の r 値を有することが示されている。ただし、これらの報告は未再結晶 α 域熱延を高潤滑条件で行っており、潤滑条件の影響については触れら

平成元年 10 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 5 月 23 日受付 (Received May 23, 1990)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (現: (株)神戸製鋼所加古川製鉄所) (Iron & Steel Research Laboratories, Now Kakogawa Works, Kobe Steel Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*² (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel Ltd.)

*³ 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture)

*⁴ 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture)

れていない。そこで本報においては、冷延鋼板の製造にこの未再結晶 α 域熱延を適応する場合の潤滑条件の影響について調査し、このことが r 値および各工程の集合組織にどのような影響をおよぼすかを考察した。

2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。この鋼は 90 kg 真空溶解炉を用いて溶製したもので、炭素と窒素を真空溶解の溶製段階で 30 ppm 程度にしておき、さらに固溶炭素と固溶窒素を固定するため、原子当量比以上の Ti を添加した。また、あらかじめ形状をそろえる目的で、 $1250^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ 加熱後、15 mm まで粗圧延を行い、固溶炭素を Ti によって固着する目的で、 $750^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ の後炉冷の熱処理を行った。これ以後の工程は Fig. 1 に示した。これらの 15 mm $\times$ 60 mm $\times$ 0.3 mm の素材を用い、 $1050^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ min}$ 加熱後 15 mm まで粗圧延を行い、 750°C 、 800°C 、 850°C の

温度に 3 min 保持して、2 パスで 60% の α 域熱延を牛脂潤滑、ボロンナイトライド (BN) 潤滑、無潤滑で行った。潤滑の程度は、ロール表面にポンチ傷を施しておき、各種潤滑条件の場合の圧延を行い、圧延板に転写されたポンチ傷の間隔の伸びから先進率を求め評価した。この結果、牛脂潤滑、BN 潤滑、無潤滑はそれぞれ 103%、108%、112% であった。この α 域熱延に用いた熱延機は 2 段スタンドの連続圧延機でありロール径は前段 220 ϕ 、後段 300 ϕ で熱延スピードは前段 3.75 m/s、後段 20 m/s である。なお今後仕上げ圧延前の保持温度を仕上げ熱延温度 (FET) として表示するが、それぞれ 750°C 、 800°C 、 850°C であった。後工程については、熱延の後に 70~90% の牛脂潤滑冷延をロール径 300 ϕ の圧延機を用いて行い、さらに昇温速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 、保持条件 $750^{\circ}\text{C} \times 3 \text{ h}$ の真空焼鈍を施した。また、 γ 域熱延との比較のため、 γ 域熱延を終了したものを 88% 冷延後、同様の焼鈍を施した。 r 値の測定は最終の焼鈍板より採取した試験片より行った。圧延方向 (L) については $t \times 12.5 w \times 100 l$ (mm) の試験片を 3 本、板幅の制約のため圧延 45° 方向 (D) については $t \times 12.5 w \times 80 l$ (mm) の試験片を 3 本、圧延直角方向 (T) については $t \times 12.5 w \times 60 l$ (mm) の試験片を精度向上のため 4 本切り出し、圧延方向 (L) と圧延 45° 方向 (D) の試験片の標点間距離を 30 mm に、圧延直角方向 (T) では 15 mm とし 15% 引張り時の標点間の伸びと板幅変化を

Table 1. Chemical compositions.

C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
0.0035	0.008	0.20	0.011	0.011	0.032	0.084	0.0029

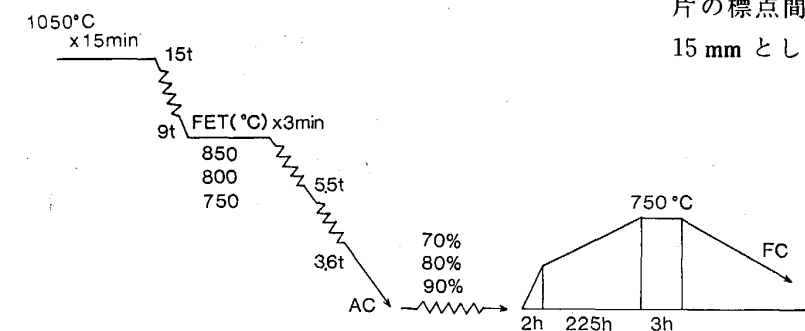


Fig. 1. Experimental procedure.

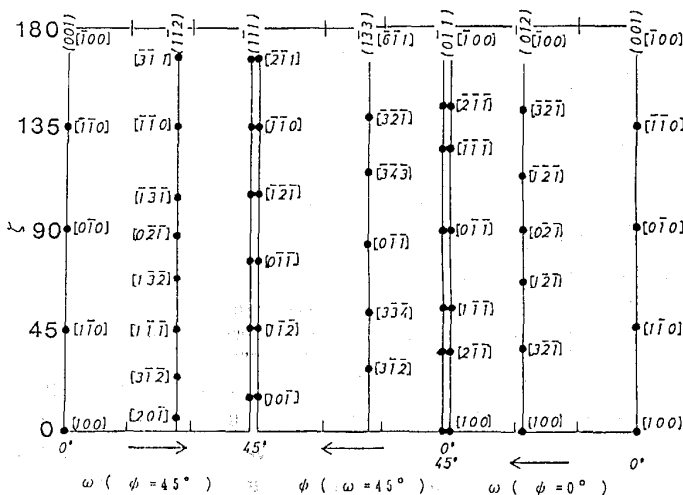


Fig. 2. Diagram of representative orientations of vector method.

測定した。標点間距離の測定はコンパレータにて、板幅測定にはマイクロメーターにて測定した。 r 値の平均値 ($\bar{r}$) と面内異方性 (Δr) は次式で求めた。

$$\bar{r} = (r_L + 2r_D + r_T)/4$$

$$\Delta r = (r_L + r_T - 2r_D)/2$$

各条件での熱延板、冷延板、焼鈍板について、表面から中央までのそれぞれの板厚面が現れるまで削り出し、その板厚面の X 線回折による極密度を測定した。またさらに詳しく方位分布を知るため RUER が提唱したベクトル法¹²⁾¹³⁾を用いて三次元結晶方位 (ステレオ三角形の周囲方位) を解析した。このベクトル法のための X 線測定は Co ターゲットの (110) 反射面を用い、 α 角 75° までの反射法の不完全極点図のデータをもとに解析を行った。なお、この三次元方位解析の結果は Fig. 2 に示す方位図に表した。なお、今回の検討には等価方位の平均化処理¹⁴⁾は行っていない。

3. 実験結果

3.1 冷延鋼板の r 値に及ぼす熱延温度、潤滑条件の影響

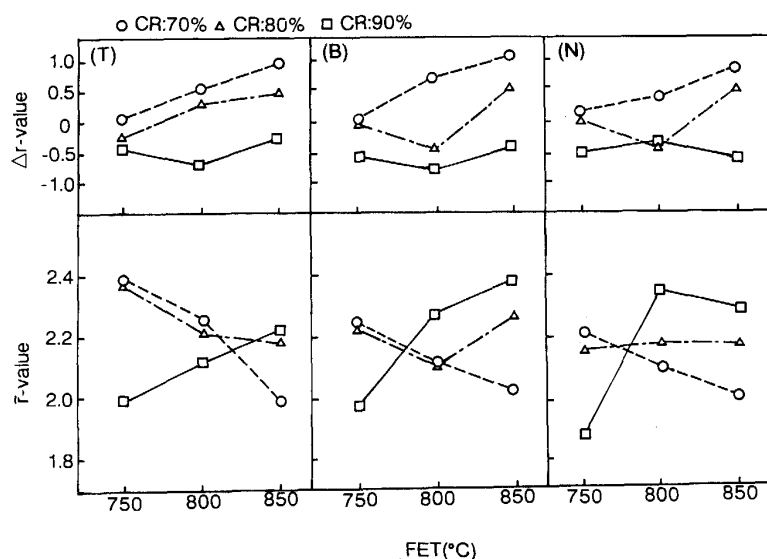
FET 750°C, 800°C, 850°C の牛脂潤滑で α 域熱延を施した試料の板厚方向の光学顕微鏡観察を行ったところ、FET 750°C の仕上げ圧延の場合は全板厚について未再結晶組織であり、FET 800°C では一部加工組織が残っており、850°C の FET では完全に再結晶が完了していた。

Fig. 3 に α 域熱延の FET と焼鈍板の $\bar{r}$ 値および Δr 値の関係を示す。牛脂潤滑という最も潤滑条件の良い場合、 $\bar{r}$ 値は冷延率 90% では、FET が高くなるにつれ上昇し 850°C が最も高い。一方、冷延率 70% と低い

場合にはむしろ FET が低い 750°C で最も高い r 値を示す。熱延の温度が γ 域に近づくにつれて最も高い $\bar{r}$ 値を得る最適冷延率は 90% と高冷延率側になるのに対して、未再結晶 α 域熱延では 70~80% と低冷延率側になる。どの冷延率でも FET が高くなるにつれ Δr 値は高くなり、冷延率が高くなるに従って $r_D < r_L < r_T$ から $r_L < r_T < r_D$ となる。 Δr 値の全般的傾向が最高の r 値をとる冷延率を境に低冷延率で正の値を持ち、高冷延率側で負の値を持つことから¹⁵⁾、750°C FET では冷延率 70% が異方性が最も少なく、この点から考えても最も高い r 値となる最適冷延率と考えられる。このような傾向は一般に多少の誤差や r 値の低下はあるが、BN 潤滑熱延や無潤滑熱延の場合にも認められる。潤滑条件の変化にともなう r 値の低下については、 α 域熱延を行った後冷延を行わずに焼鈍したもの、すなわち熱延鋼板^{2)~5)}に比べると少なく、FET 750°C, 70% 冷延の条件での未再結晶 α 域熱延の場合では、牛脂潤滑と無潤滑の差は、0.2 程度の低下であった。つまり、熱延を γ 域にて行った場合、最も高い r 値となる冷延率は約 90% という高冷延率である^{15)~17)}が、未再結晶 α 域熱延の場合は、70% 程度の比較的低冷延率で最も高い r 値が得られており、未再結晶 α 域熱延を無潤滑で行っても r 値の低下は 0.2 程度と小さく通常の r 値のレベルより極端に低くなるものではなかった。

3.2 熱延、冷延、焼鈍板の板厚方向の極密度変化

Fig. 4 に未再結晶 α 域熱延 (FET 750°C) を牛脂潤滑で行った場合の熱延まま、それに 70% 冷延を施した場合、750°C×3h の焼鈍を行った場合の板厚方向の極密度変化をそれぞれ示す。いずれの状態においても板厚方向の極密度変化は小さい。Fig. 5 に未再結晶 α 域熱延



(T) With tallow lubricant
(B) With boron-nitride lubricant
(N) Without lubricant
Fig. 3. Effect of lubricating condition during hot rolling, FET and cold reduction on r -value and Δr -value of cold rolled and annealed steel sheet.

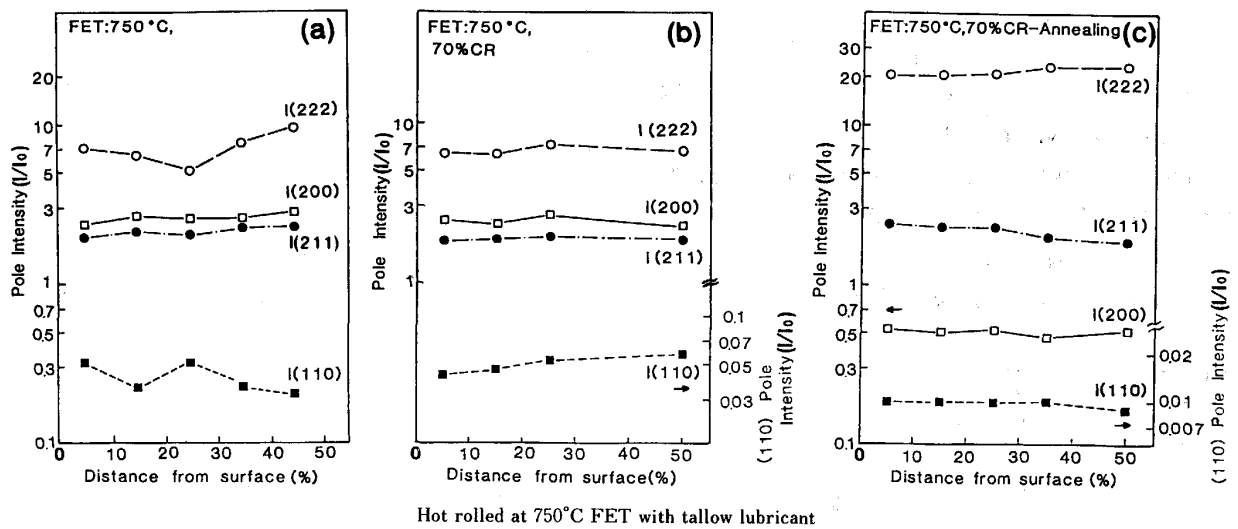


Fig. 4. Pole intensities as a function of position through-the-thickness of (a) hot rolled steel sheet, (b) cold rolled steel sheet, and (c) annealed steel sheet.

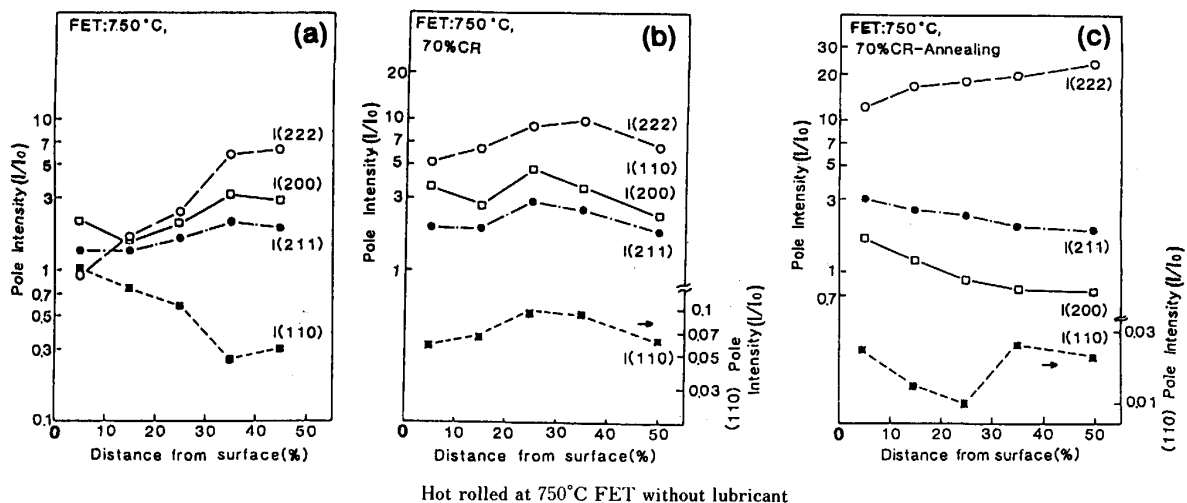


Fig. 5. Pole intensities as a function of position through-the-thickness of (a) hot rolled steel sheet, (b) cold rolled steel sheet, and (c) annealed steel sheet.

(FET 750°C) を無潤滑で行った場合の熱延まま、冷延まま、焼鈍後の状態での板厚方向の極密度変化を示す。熱延ままの場合、極密度は板厚方向に著しい不均一性を有する。表層部で各極密度はランダム強度にほぼ等しいが、板厚中央部に近づくにつれて各方位の極密度は牛脂潤滑熱延によって作られた熱延板の極密度の強度とほぼ同じになる。このような熱延時の板厚方向に存在する不均一性は、これに冷延あるいは焼鈍を施すことで減少している。ただし、通常、未再結晶 α 域熱延を無潤滑で行った場合には表層部にはせん断変形帯が多く生じ、このため $\{110\}$ の強い集合組織が板面に形成される^{6)~9)}と報告されているが、本実験では無潤滑熱延を行った材料には $\{110\}$ の非常に強い集合組織は認められなかった。このような集合組織の形成は熱延ロールの

表面の粗さが小さく比較的ブライتنا状態であったため表層部のせん断変形がある程度抑えられたものと考えられる。

3.3 熱延、冷延、焼鈍板の $(1/20)t$, $(1/8)t$, $(1/2)t$ における三次元結晶方位分布

Fig. 6 に未再結晶 α 域熱延を無潤滑で行った場合の板厚方向の $(1/20)t$, $(1/8)t$ および、 $(1/2)t$ における結晶方位分布を示す。表層部である $(1/20)t$ 位置では弱い $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位を示しているにすぎず、 $(1/8)t$ 位置で若干の $\langle 111 \rangle // ND$ 繊維組織と $\langle 110 \rangle // RD$ 繊維組織が形成され、 $(1/2)t$ の中央部において強い $\langle 111 \rangle // ND$ および $\langle 110 \rangle // RD$ 繊維組織が認められた。このように、無潤滑熱延では板厚方向で集合組織は著しく変化している。Fig. 7 に無潤滑熱延後、70% 冷延を施し

た試料の $(1/20)t$, $(1/8)t$ および, $(1/2)t$ における結晶方位分布を示す. 各位置の結晶方位分布を比較すると $(1/20)t$ の表層部に若干の違いがある他は, どの位置についても $\langle 111 \rangle // ND$ および $\langle 110 \rangle // RD$ 繊維組織が形成されており, 主方位は $\langle 110 \rangle // RD$ 繊維組織中の $\{112\} \langle 110 \rangle$ 方位であった. Fig. 8 には, これをさらに $750^\circ\text{C} \times 3\text{h}$ の焼鈍を施した場合の $(1/20)t$, $(1/8)t$ および, $(1/2)t$ における結晶方位分布を示す. $\{111\}$

$\langle 112 \rangle \sim \{111\} \langle 110 \rangle$ 方位の強度が非常に強く $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位はほとんど無かった. ただし, $(1/20)t$ の表層部においては $\langle 110 \rangle // RD$ 繊維組織が幾らか残っており, 他の位置の方位分布とは若干違っていた. 牛脂潤滑熱延材を素材とした場合の熱延, 冷延, 焼鈍板の結晶方位分布を調べたところ, 各工程とも無潤滑熱延の $(1/2)t$ 位置と同じ集合組織が形成されており, 板厚方向における違いはなかった.

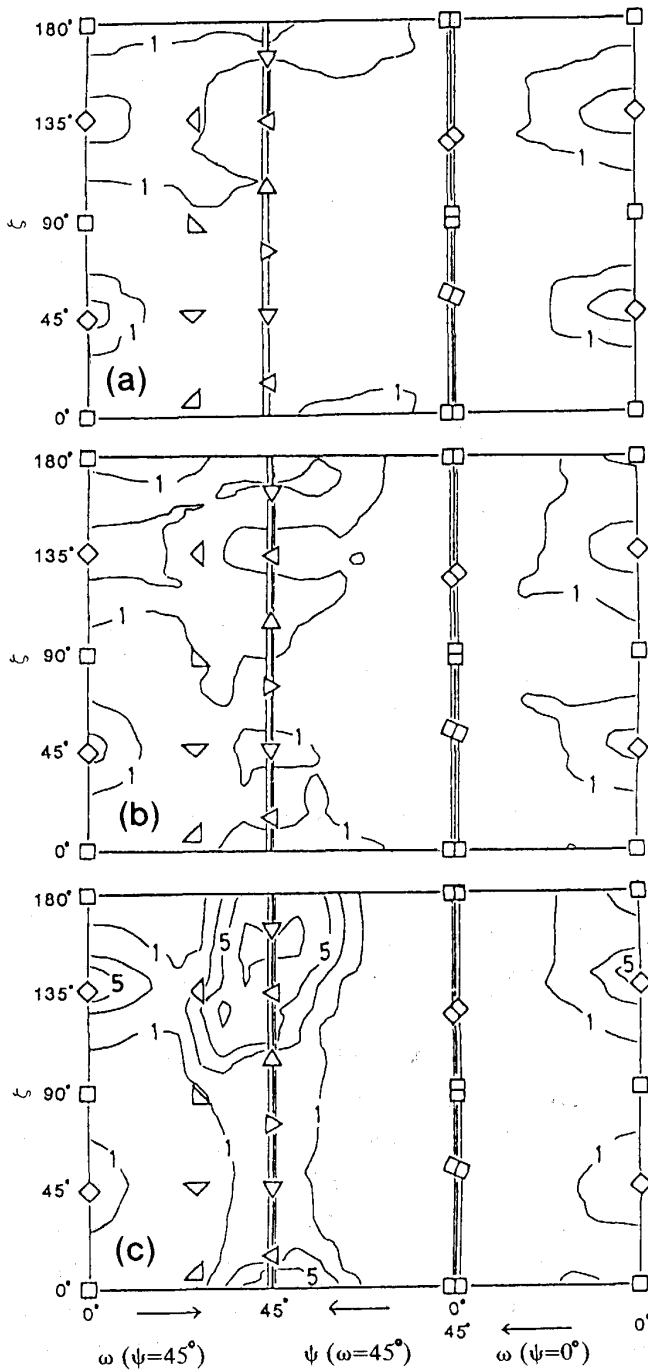
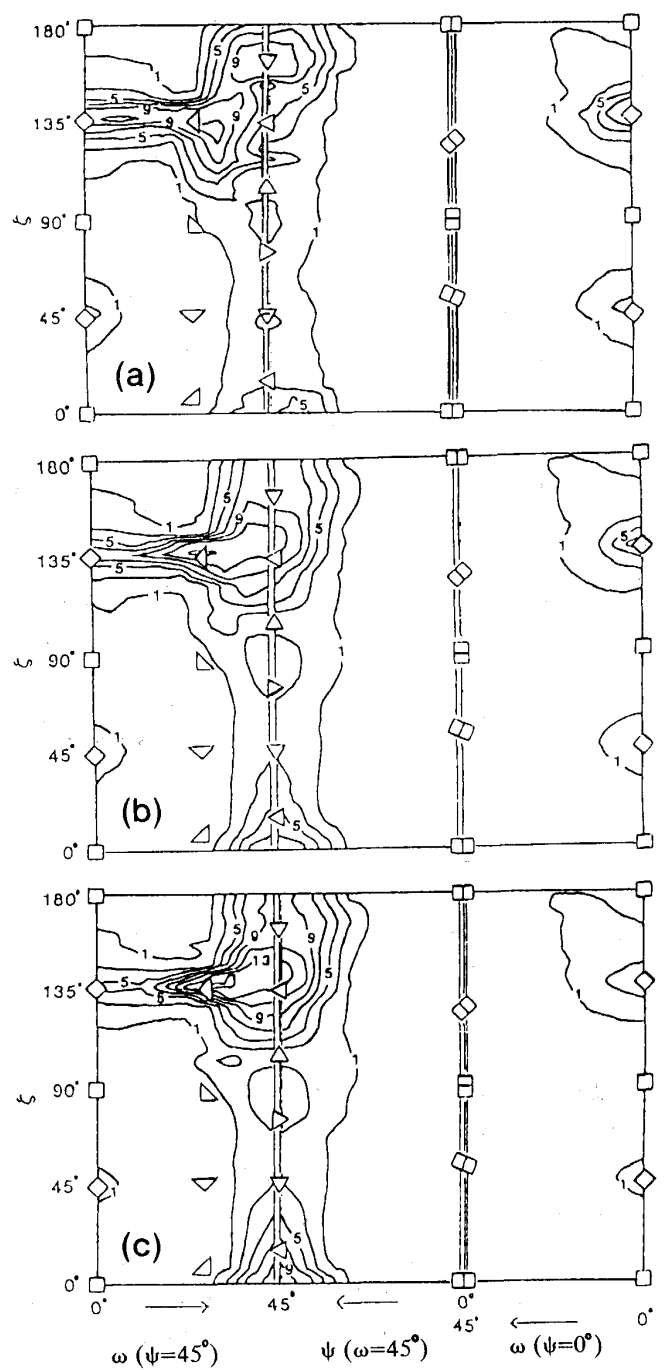


Fig. 6. Textures of hot rolled steel sheet (FET 750°C) without lubricant at (a) $(1/20)t$, (b) $(1/8)t$, and (c) $(1/2)t$ thickness.

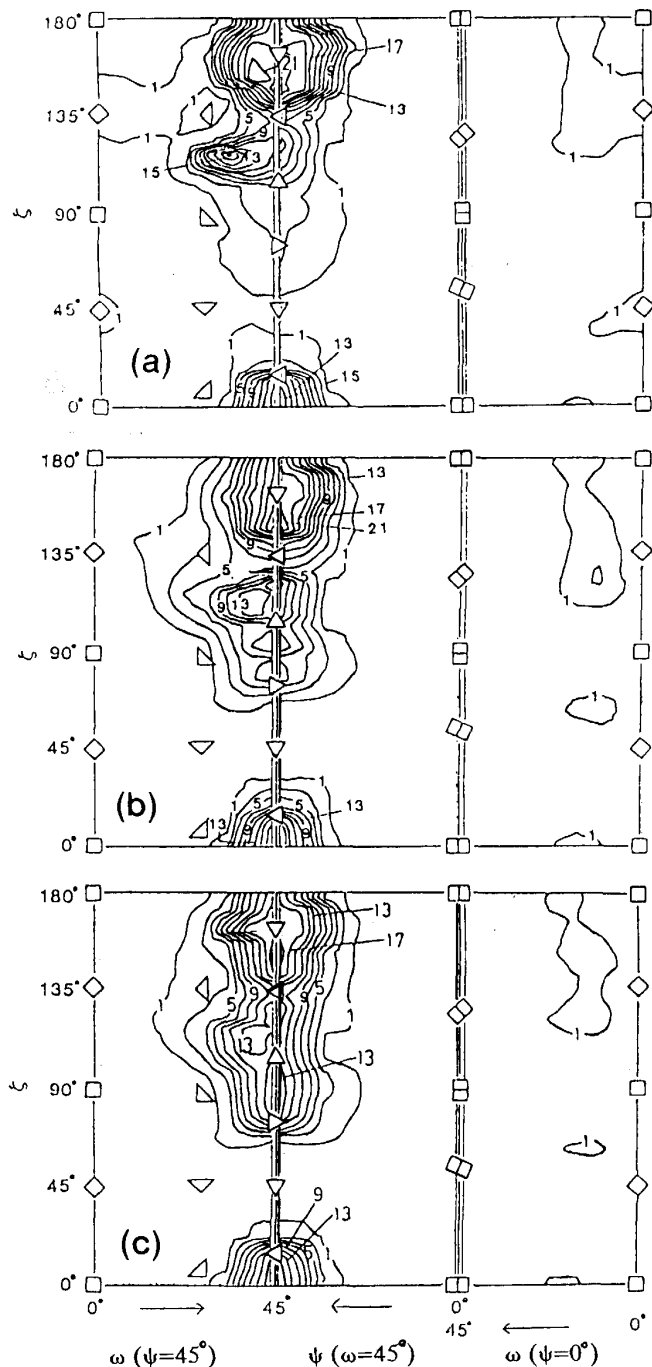


Hot rolled at 750°C without lubricant
Fig. 7. Textures of 70% cold rolled steel sheet at (a) $(1/20)t$, (b) $(1/8)t$, and (c) $(1/2)t$ thickness.

4. 考 察

4.1 板厚方向の不均一性

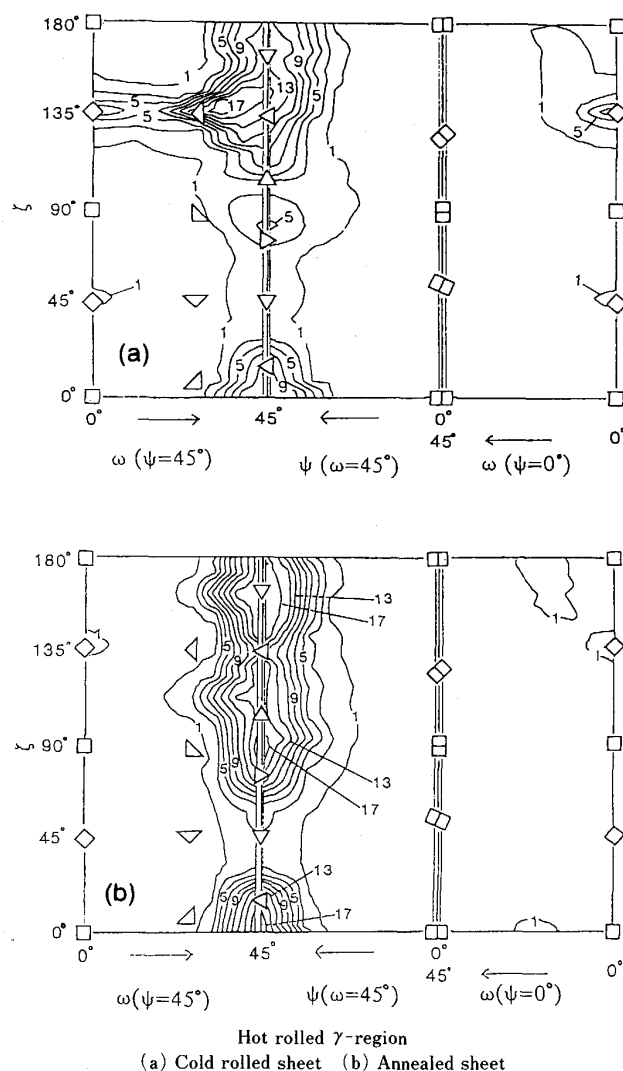
未再結晶 α 域熱延を無潤滑で行った場合、熱延板の集合組織は表層部から中央部にかけて不均一となっており、これを直接焼鈍した場合にはさらに著しくなる。このことは橋本ら²³⁾による結果に示されており、さらに瀬沼ら⁴⁾⁵⁾によっても、無潤滑熱延によって中央部には高 r 値となる集合組織が得られるが表層近傍は低 r 値



Hot rolled at 750°C FET without lubricant, and 70% cold rolled
Fig. 8. Textures of annealed sheet at (a) $(1/20)t$, (b) $(1/8)t$, and (c) $(1/2)t$ thickness.

となる集合組織となり、これが全体の高 r 値達成の障害になることが指摘されている。Fig. 5(a), (b)の750°C無潤滑熱延のままの集合組織とこれに70%の冷延を施した冷延板の集合組織を比較すると冷延を施すことにより、板厚全体にわたってほぼ均一になっており、無潤滑熱延を行った場合には板表層部に強かったせん断変形帯特有の(110)面についても、レベルが小さく板厚方向に均一になっている。

これらの結果から熱延後すぐに焼鈍を行った場合の不均一性は冷延後焼鈍した場合とは異なっていることが考えられる。Fig. 4(c)に示したこの試料の焼鈍板の極密度では、板厚方向の不均一性ははるかに小さく、板厚全体にわたって中央部とほぼ同じ極密度となっている。 r 値がこれらの極密度の対数値と対応する¹⁸⁾¹⁹⁾と考えると冷延を施して焼鈍を行ったものの r 値は板中央部の r 値とほぼ同じで板厚方向の不均一は少なく、 r 値の低下



Hot rolled γ -region
(a) Cold rolled sheet (b) Annealed sheet
Fig. 9. Textures of 88% cold rolled sheet and annealed sheet.

は熱延後すぐに焼鈍したものより小さいと考えられる。三次元方位分布の結果についても、冷延を施すことにより集合組織は板厚方向に違いはなくなり、これ以後焼鈍を施しても集合組織の違いは板厚方向に認められないことはすでに述べた。

4・2 最適冷延率と冷延板、焼鈍板の結晶方位分布

γ 域熱延を行って冷延を行う場合、最も高い r 値を得

るためにはおよそ 90% の冷延率が必要であるが、 α 未再結晶域熱延を行った今回の実験結果では 70~80% の冷延率で最適な r 値が得られ、90% では r 値は低下する。最も高い r 値のレベルはどちらも同じ程度であり、この二つの場合で集合組織は同じであることが極密度測定により指摘されている¹¹⁾。このことをより明確にするため α 未再結晶域熱延を行った場合の最適冷延率に

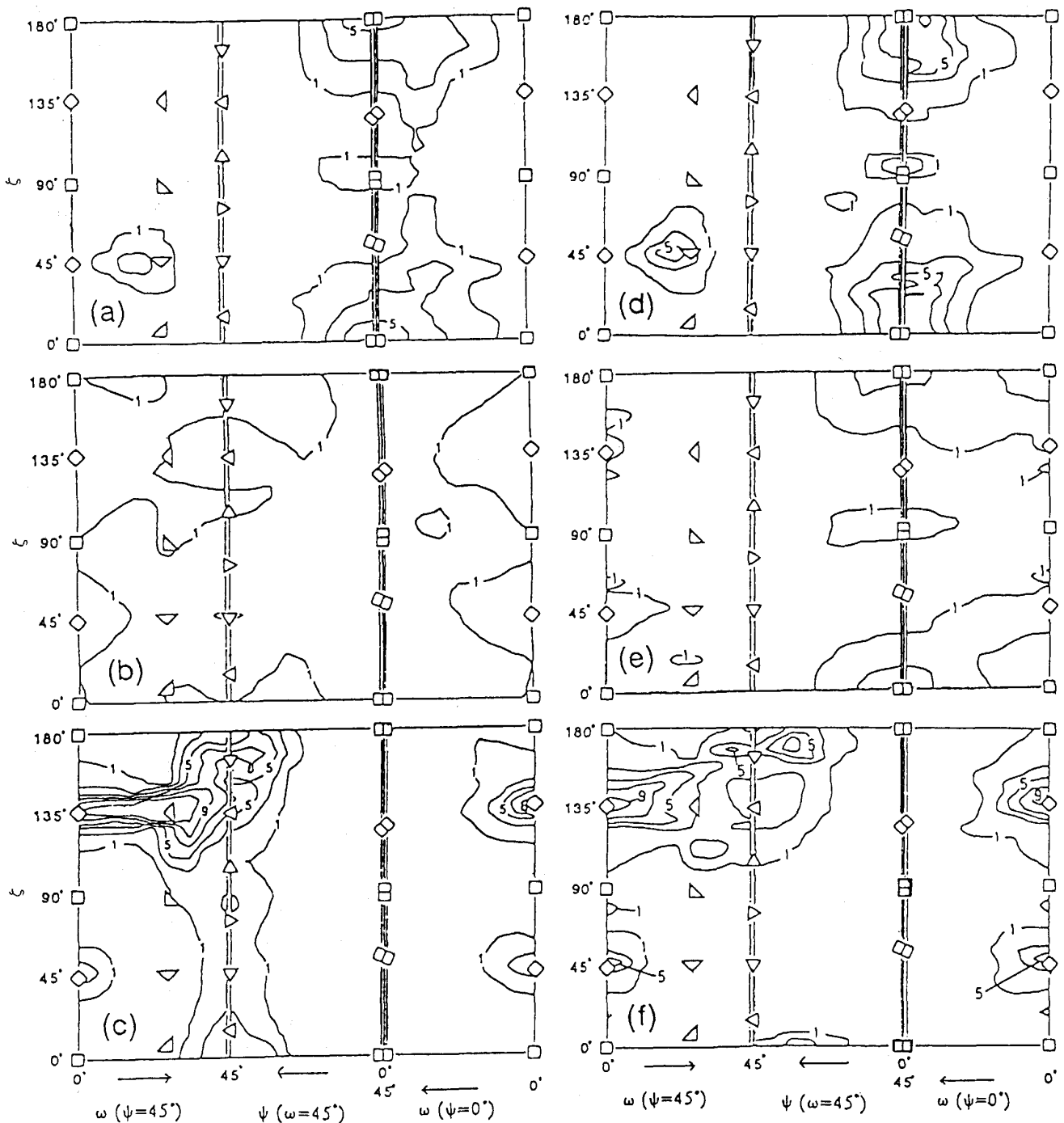


Fig. 10. Transition of the surface texture ($((1/20)t$) of hot rolled steel sheet with tallow lubricant at (a) 10% cold rolling, (b) 20% cold rolling, (c) 40% cold rolling, and hot rolled steel sheet without lubricant at (d) 10% cold rolling, (e) 20% cold rolling and (f) 40% cold rolling.

おける結晶方位分布と未再結晶 α 域熱延を行った場合の最適冷延率における結晶方位分布とをベクトル法による三次元結晶方位解析を用いて解析した。Fig. 9 には γ 域熱延を行って 88% の冷延を行った冷延板の中央部の結晶方位分布とこの試料を $750^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ の焼鈍を行った焼鈍板の中央部の結晶方位分布をそれぞれ示す。この Fig. 9(a)の結果を Fig. 7(c)に示した未再結晶 α 域熱延を行いこれに 70% 冷延を施した冷延板の中央部の結晶方位分布を比較すると、 γ 域熱延の場合の 88% 冷延板とほとんど同じ方位分布を持っていることがわかる。つまり γ 域熱延と違って未再結晶 α 域熱延を施したことにより冷延前にある程度強い圧延集合組織が形成されており、最適な r 値を得るための冷延集合組織をつくるためにはほぼ 70% の低い冷延率で十分であることが確かめられる。焼鈍板についても Fig. 9(b)と Fig. 8(b)(c)を比較すると、方位分布はほぼ同じであり、未再結晶 α 域熱延の場合の $(1/8)t$ と $(1/2)t$ の中央部の違いも認められない。

4.3 冷延板表層部の集合組織

Fig. 10 には未再結晶 α 域熱延を牛脂潤滑と無潤滑で行ったものについて、冷延を施していくに従って $(1/20)t$ の表層部の結晶方位分布がどのように変化するかを示した。潤滑熱延を行った、熱延ままの表層部は板厚方向の違いはなく、Fig. 6(c)に示したような無潤滑熱延ままの中央部と同じであり、 $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ および $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ の圧延集合組織が形成され、無潤滑熱延の場合には Fig. 6(a)で示したとおり、ほぼランダム方位である。これに冷延率 10% まで冷延を行った場合には、どちらも $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ のせん断変形特有の集合組織を生じている。しかし、さらに冷延を行っていくと、無潤滑熱延の場合より潤滑熱延を施した場合の方が早く $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ の集合組織は消失し、40% 冷延では $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ 繊維組織や $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 繊維組織などの集合組織が発達し、ほぼ最終的に安定な圧延集合組織が形成されている。一方、無潤滑熱延の場合には $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ の方位の消失は遅く、40% 冷延でも $\langle 111 \rangle // \text{ND}$ 繊維組織は認められず圧延集合組織の形成は遅れている。無潤滑熱延の場合に $(1/20)t$ あたりの集合組織が若干異なるのは表層部に生じた冷延初期のせん断変形集合組織の消失が遅れ、圧延集合組織の形成に影響しているためと考えられる。

5. 結 言

1) 集合組織を極密度および三元方位分布を用いて調べた結果、未再結晶 α 域熱延を無潤滑で行った場合で

も、70% 冷延を施すことにより、板厚方向にあった集合組織の違いはほとんどなくなる。熱延ままの板厚方向に不均一な集合組織は、冷延を施すことで均一になると考えられる。

2) 未再結晶 α 域熱延を行った場合、最も高い r 値を示す冷延率は、熱延時の潤滑条件によらずほぼ 70% と γ 域熱延を行う場合に比べて低冷延率側にある。このときの板厚中央部の集合組織は γ 域熱延を行って最も高い r 値となる 88% 冷延の集合組織と同じであった。 α 域熱延では、熱延ままである程度の圧延集合組織が形成されるため、70% 冷延でこのような集合組織が形成されると考えられる。

3) 冷延時の表層部に形成する集合組織については、10% 冷延率では熱延時の潤滑条件によらず、せん断変形特有の $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位を生じ、それ以上の冷延率からせん断集合組織が消失していく。しかし、この消失の様子に両者の違いがあるため、40% 程度の冷延率でも圧延集合組織に相違が認められた。両者の集合組織を同様にするには表層部の圧延集合組織の形成上、40% より高い冷延率が必要と考えられる。

文 献

- 1) 低炭素鋼板研究委員会報告書(日本鉄鋼協会低炭素鋼板研究委員会編)(1987)
- 2) S. HASHIMOTO, T. YAKUSHIJI, T. KASHIMA and K. HOSOMI: THERMEC-88 (1988), p. 652
- 3) 橋本俊一, 薬師寺輝敏: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1617
- 4) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 山田健二: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1598
- 5) T. SENUMA and H. YADA: THERMEC-88 (1988), p. 636
- 6) T. SAKAI, Y. SATO and K. KATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 1028
- 7) T. SAKAI, Y. SAITO, K. HIRANO and K. KATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **28** (1988), p. 1036
- 8) 齊藤好弘, 左海哲夫, 平野健治, 加藤健三: 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿(1986年10月), p. 134
- 9) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一: 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿(1986年10月), p. 137
- 10) 橋本俊一, 薬師寺輝敏, 前田恭志: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 50
- 11) 橋本俊一, 鹿島高弘, 趙 景 暉: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2194
- 12) D. RUER and R. BARO: J. Appl. Cryst., **10** (1977), p. 458
- 13) 長島晋一: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 842
- 14) R. SHIMIZU *et al.*: Textures and Microstructures, **10** (1989), p. 101
- 15) 福田 実, 清水峯男, 高橋延幸: 第 7 回再結晶部会資料(1973)
- 16) 武智 弘: 塑性と加工, **12** (1971), p. 85
- 17) 福田 実, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), p. 845
- 18) F. A. HULTGREN: Blast Furn. Steel Pl., **56** (1968), p. 149
- 19) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 28