

極低炭素冷延鋼板のr値の面内異方性に及ぼす 冷延率と熱延板組織微細化の影響

瀬沼 武秀*・亀田 正春*²

Influence of Cold Rolling Reduction and Grain Refinement of Hot Bands on Planer Anisotropy of r-Value of Cold Rolled Extra Low Carbon Steel Sheets

Takehide SENUMA and Masaharu KAMEDA

Synopsis : In this paper, a textural analysis on the planer anisotropy of r-value was carried out using extra low carbon steel sheets cold rolled at 80% and 90% with a hot band grain size of 28 μ m and 54 μ m respectively. For a detailed analysis, a model for calculating r-values from ODF-data of texture was used and the influence of each or a group of crystal orientations of the recrystallization texture in question on the planer anisotropy of r-values was studied. The following results were obtained : A development of {111}<110>~{443}<110>~{332}<110>~{221}<110> enhanced the V-type planer anisotropy of r-values. A decrease in the intensity of these orientations by increasing the cold rolling reduction or the refinement of the hot band microstructure reduced the r-values in L and c directions and hardly affected the r-value in D direction, and as a result, the V-type planer anisotropy of r-values was improved. On the other hand, an increase in the intensity of {111}, {334} orientation by increasing the cold rolling reduction or the refinement of the hot band microstructure raised r-values in sequence of L<D<C directions and contributed to reduce the V-type planer anisotropy of r-values as a whole.

Key words : extra low carbon steel sheet ; deep drawability ; planer anisotropy of r-value ; recrystallization texture ; grain size ; texture analysis ; modeling.

1. 緒言

深絞り用鋼板の持つべき特性としては高い \bar{r} 値を有するだけでなく、r値の面内異方性が小さいことも重要である。例えば、円筒絞りの場合、深絞り成形の限界を決めているのは平均的な \bar{r} 値ではなく、面内での最小のr値であるため、r値の面内異方性を低減する努力がなされている。

\bar{r} 値に及ぼす冷延率の影響については多くの報告があり、 \bar{r} 値はある冷延率で最大値を示すことが知られている¹⁾。この適正冷延率は鋼中の炭素量が低下するほど高冷延率側にシフトし、極低炭素鋼では90%程度になると報告されている²⁾。また、r値の面内異方性は冷延率の増加に伴いV型から直線型、そして逆V型に変化することが一般に知られている³⁾。

一方、 \bar{r} 値ならびに Δr 値の向上に熱延板組織の微細化が有利に働くことが報告されている。山田らはTi添加の極低炭素鋼に微量Nbを複合添加して熱延板組織を微細にすることにより45°方向のr値を高めることができ、 \bar{r} 値ならびに Δr 値を向上できることを示した⁴⁾。また、小山らは熱延後の冷却開始時間を短縮することにより結晶粒を微細化し同様の効果が得られることを示した⁵⁾。

これらのr値の変化に対する集合組織的検討は \bar{r} 値に関してはすでに数多くの報告があり、一般に \bar{r} 値の向上と{111}方位の増加の間により相関があることが指摘されている⁶⁾。また、阿部ら⁷⁾は結晶粒界から核生成した再結晶粒は{111}方位である可能性が高いことを示して、熱延板の結晶粒径の微細化が \bar{r} 値の向上につながることを説明した。そして、稲垣⁸⁾は粒界からの{111}方位の再結晶粒の生成機構を検討し、{111}同士の加工粒に挟まれた粒界近傍でND//<111>の結晶回転が起こり、回転に伴う転位密度の増加と相俟ってそこで核生成が起こり{111}方位の再結晶粒が生成することを示した。

一方、r値の面内異方性に及ぼす冷延率と熱延板組織微細化の影響に関する集合組織的検討はほとんど行なわれていないのが現状である。冷延率の増加および熱延板の結晶粒径の微細化によるr値の面内異方性の減少の原因を、r値の面内異方性が大きいことで知られている{110}方位の減少と関連づけて説明している報告が散見されるが、通常の冷延を行なった極低炭素鋼では、この方位の絶対量が少ないので、主因とは考えにくい。興味深い報告として最近、Hutchinsonら⁹⁾がTi添極低炭素鋼とTi無添加の極低炭素鋼の冷延板の

平成8年3月28日受付 平成8年7月15日受理 (Received on Mar. 28, 1996; Accepted on July 15, 1996)

* 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Lab., Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 293)

* 2 新日本製鐵(株)八幡技術研究部 (Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

再結晶集合組織を比較検討してTi無添加の極低炭素鋼板のr値の面内異方性が大きくなるのは{332}<110>近傍の方位が発達するためであることを指摘している。

本報では、集合組織よりr値が算出できる計算機モデルを用いて、冷延率の増加ならびに熱延板組織微細化がもたらすr値の面内異方性の変化について説明を試みた。具体的には再結晶集合組織を各方位群に分割し、それぞれについてr値を算出し、各方位群のr値の面内異方性に及ぼす影響を明確にした。

2. 実験方法

本研究では現在、深絞り用冷延鋼板を製造する際、熱延板の結晶粒の粗大化に伴う大きなr値の面内異方性が問題になっているTi, Nbなどを含まない極低炭素鋼を供試鋼として用いた。供試鋼は300トン転炉で溶製した現場のCC材で、化学成分をTable 1に示す。

粗圧延後、40mm厚、200mm幅、250mm長さ加工した材料を1050°Cで1時間の加熱後、40→25→17→10→6→4→3mmの圧延スケジュールで熱間圧延を行ない、仕上温度を940°C前後で、最終板厚は3mmの熱延板を作製した。その際、仕上圧延後の冷却開始時間を変化させることにより熱延板粒径を28μmと54μmに調整した。冷却パターンは冷却開始後の冷速を70°C/sとし、750±20°Cまで急冷し、その後炉冷した。以降、熱延板粒径が54μmの材料をA、28μmの材料をBと名付ける。

冷延は各パス10%以下の圧下率で行ない、全圧下率を80%と90%とした。再結晶処理は750°Cの塩浴に120秒間浸漬して行なった。

深絞り性を表す一つの指標であるr値は、1%のスキンパス圧延を行なった焼鈍板よりJIS5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%の引張後、試験片の幅の変化よりそれぞれの方向でのr値 r_L , r_C , r_D を計算で求めた。本報で用いる \bar{r} 値および Δr 値は通常の定義にしたがって $\bar{r} = (r_L + r_C + 2r_D) / 4$ ならびに $\Delta r = (r_L + r_C - 2r_D) / 2$ を意味する。

集合組織の測定は島津製作所製XD-3D型X線回折装置で

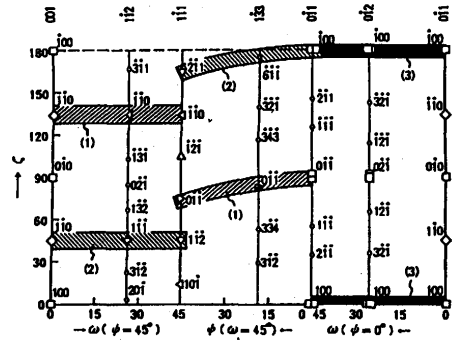


Fig. 1. Diagram of representative orientations of ODF-data.

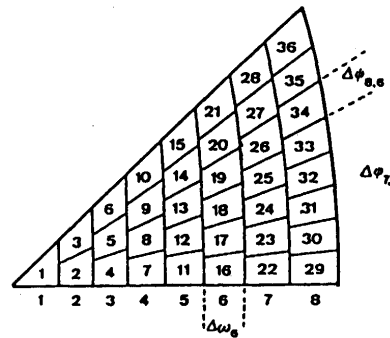


Fig. 2. Partition of a stereo-triangle.

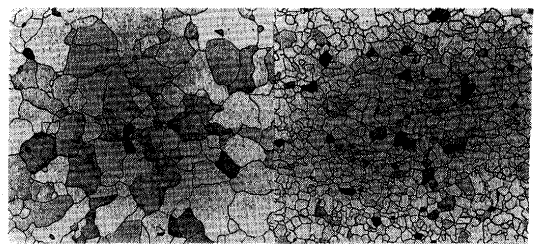


Fig. 3. Microstructure of hot bands. (left : Material A, right : Material B)

Table 1. Chemical composition of the steel used in the experiment. (mass %)

| C | Si | Mn | P | S | Al | N |
|--------|-------|------|-------|-------|-------|--------|
| 0.0013 | 0.008 | 0.18 | 0.005 | 0.006 | 0.066 | 0.0021 |

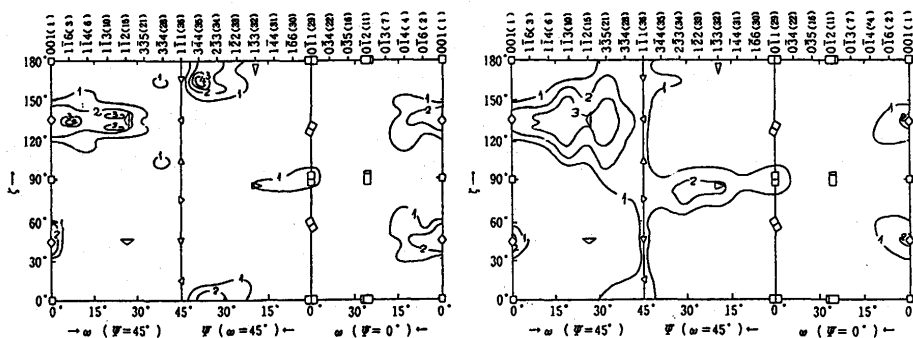


Fig. 4. Textures in the midplane of hot bands. (left : Material A, right : Material B)

行ない、データとしては極点図および逆極点図を得た。集合組織の詳細な検討のためにRuerら¹⁰⁾が提唱し、太田ら¹¹⁾が改良したベクトル法による3次元解析を行なった。その結果は圧延および再結晶集合組織の重要な結晶方位ならびに結晶回転系を含むFig. 1に示す表示法で整理した。また、諸条件下で形成された集合組織の比較を行なう場合は3次元解析の結果を引き算することによって検討した。

また、各方位群がr値の異方性に及ぼす影響を検討する際にもちいたボックス番号はステレオ三角形による集合組織の表示において、ND方向の方位をFig. 2に示すように36に分割して、それぞれに番号を付けたものである。

3. 実験結果

Fig. 3に結晶粒径を変化させた熱延鋼板の金属組織を示す。両鋼板共に偏平度の小さい整粒組織を呈する。

Fig. 4に熱延板の板厚中心層の集合組織を示す。Bの材料の集合組織はAに比較すると α -fiberと γ -fiberが発達し冷延集合組織の特徴を若干有している。これは冷却開始時間が

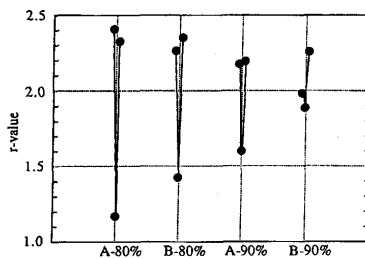


Fig. 5. r-values of Materials A and B cold rolled at the reductions of 80% and 90%.

早かったことにより別報¹²⁾で検討したようにオーステナイトの再結晶が十分に起こらず、オーステナイトの圧延集合組織が変態を通して遺伝した結果と考えられる¹³⁾。

Fig. 5に80%ならびに90%冷延したA, B材のr値を示す。この図よりr値の面内異方性は両材料共に冷延率の増加に伴い減少することが分かる。また、熱延板組織が微細であったBの方が両冷延率共にr値の面内異方性は小さい。熱延板粒径を54 μ mから28 μ mに微細化し、冷延率を80%から90%に増加することにより極低炭素鋼の場合、rmin(D方向)は0.7改善され1.88となり、rmax-rminは1.24から0.39に激減することがこの図より分かる。

Fig. 6に80%ならびに90%冷延したA, B材の圧延集合組織を示す。両材料ともに冷延率の増加に伴い α -fiberと γ -fiberが発達する。また、熱延板組織の微細化も α -fiberと γ -fiberの発達をもたらす。

Fig. 7に80%ならびに90%冷延したA, B材の再結晶集合組織を示す。再結晶集合組織の主方位群は γ -fiberであるが、その発達状態は冷延率が高い材料ならびに熱延板組織の粒径が細かいBの材料の方が進んでいる。また、圧下率が80%では γ -fiber中の主方位は $\{111\}\langle 110\rangle$ であるが、冷延率が90%になると $\{111\}\langle 112\rangle$ の集積の方が高くなる。特にこの変化は熱延板組織の粒径が細かいBの材料で顕著である。また、圧下率が80%の材料では $\{111\}\langle 110\rangle$ に近接する $\{443\}\langle 332\rangle\langle 110\rangle$ も主方位群として存在し、特に、熱延板組織が粗粒なAの方が強いが、冷延率が90%になるとその集積は比較的弱くなり、特にBではその集積度の減少は顕著である。

焼鈍板の結晶粒径は80%冷延したA材が28 μ m, B材が22 μ m, 90%冷延したA材が26 μ m, B材が21 μ mと冷延率の増

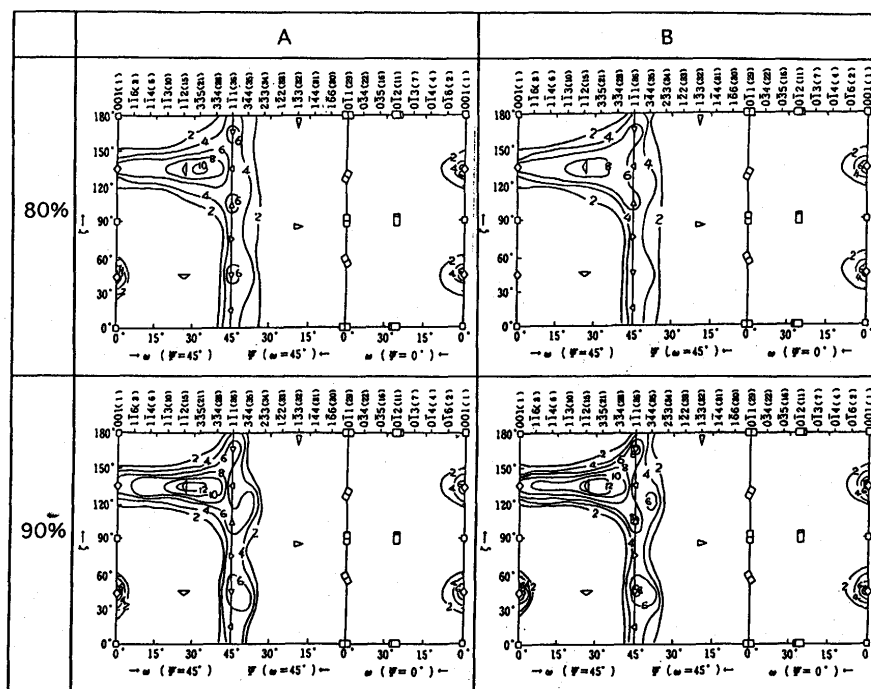


Fig. 6. Rolling textures of Materials A and B cold rolled at the reductions of 80% and 90%.

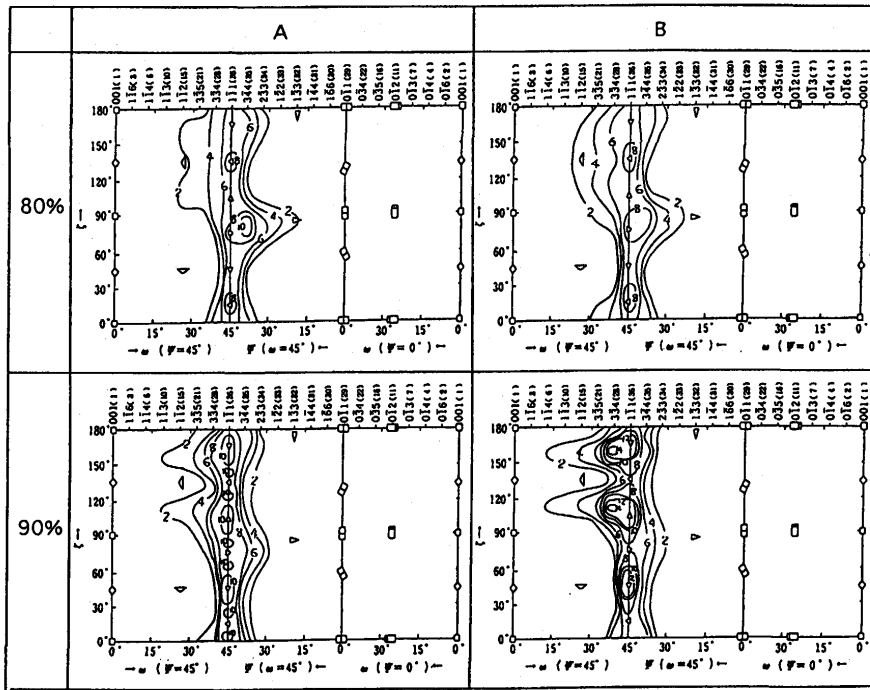


Fig. 7. Recrystallization textures of Materials A and B cold rolled at the reductions of 80% and 90%.

加に伴う焼鈍板の結晶粒径の減少は小さいが、熱延板の結晶粒径の影響は大きい。

4. 考察

4・1 r値の面内異方性を集合組織から算出するモデル

Fig. 5に見られるように極低炭素冷延鋼板の場合、冷延率の増加ならびに熱延板組織の微細化はr値の面内異方性を小さくする。この原因を集合組織の差異より著者が以前に開発した集合組織よりr値を算出できるモデル¹⁴⁾を用いて検討する。その前にモデルの概要を簡単に説明する。

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をなす角度、 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。式中の $D(\alpha, \beta, \theta)$ はある方位の結晶を引張変形した時の塑性異方性を表す指標でr値と式(2)の関係があり、-1から1までの値を持つ。r値は方位によって無限の値を示すため、計算を可能にするためにD値を導入した。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。

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

$$D = \frac{r-1}{r+1} \quad \dots (2)$$

各方位毎のD値を求めた結果はすでに多く報告されているが¹⁴⁻¹⁹⁾、問題点としては使用する結晶回転モデルにより結果が大きく異なる点で、特に異方性は相反する結果を示す場合がある¹⁵⁾。本モデルでは理論的背景が明確で、比較的精度がよいと思われるペンシルグライドによるすべり変形を前

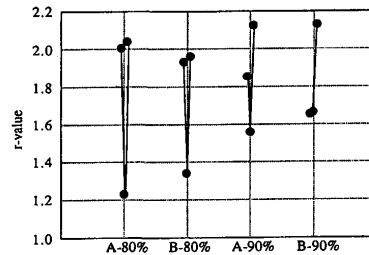


Fig. 8. r-values calculated from the recrystallization textures of Materials A and B cold rolled at reductions of 80% and 90%.

提に、ひずみの連続性を維持し、せん断エネルギー最小の条件で結晶が回転するとしたDillamore and Katohのモデル²⁰⁾を用いた。

Fig. 8は圧下率80%と90%で冷延したAとBの再結晶集合組織より本モデルで計算したr値を示す。Fig. 5との比較より、絶対的には計算値の方が低いr値を示すが、熱延板結晶粒径の微細化による異方性の低下ならびに冷延率の上昇に伴う45°方向のr値の上昇とL方向のr値の低下など実測値の特徴を良く表していることが分かる。

4・2 冷延焼鈍板のr値の面内異方性に及ぼす冷延率と熱延板組織微細化の影響

次に、各条件でのr値の面内異方性が集合組織のどの方位の強弱によって生じたものかを検討する。検討方法は3次元解析の時にFig. 2に設定した36の面方位のうち、冷延率ならびに熱延板粒径の相違で特に変化の大きい面方位について、各々の面方位あるいは数個の面方位を一つのグループとして取り出し、そのデータだけでr値を計算する手法を用いた。

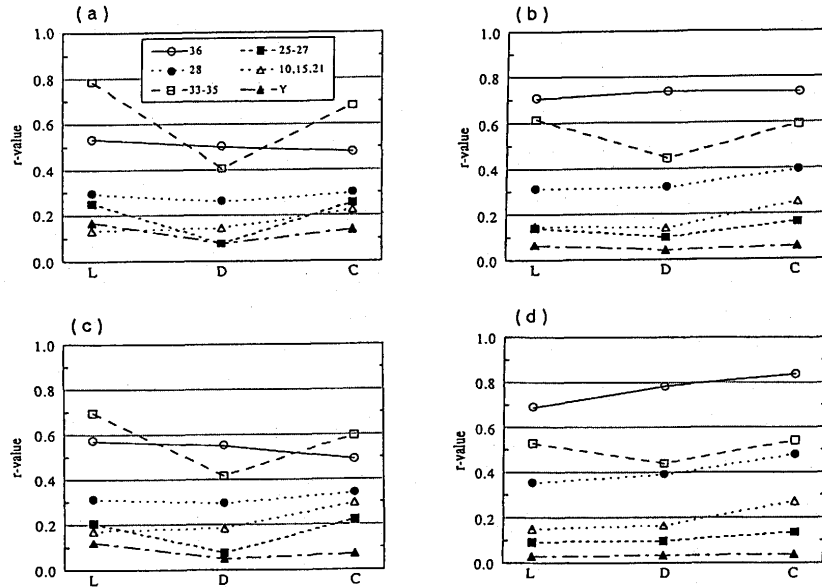


Fig. 9. r-values calculated from various orientation groups of a recrystallization texture. (a) Material A cold rolled at a reduction of 80%, (b) Material A cold rolled at a reduction of 90%, (c) Material B cold rolled at a reduction of 80%, (d) Material B cold rolled at a reduction of 90%. Numbers in the figures mean the box numbers given in Fig. 2. Y means a groupe of boxes consisting of numbers of 11, 16, 22, 23, 29, 30 and 31.

Fig. 9 に上記の圧下率80%と90%で冷延したAとBの再結晶集合組織の各方位群より計算したr値をまとめて示す。ここで、Yの方位群は{110}を含むステレオ三角形の直角部近傍の方位群でボックス番号11, 16, 22, 23, 29, 30, 31の方位である。

V型の強い異方性を示すのはボックス番号33-35の{221}, {332}, {443}の方位群で、Fig. 8の再結晶集合組織より分かるように、これらの面方位群の<110>方向の集積が強いことが原因である。この結果は{332}<110>方位がr値の面内異方性を大きくするとする Hutchinsonら⁹⁾の結果と一致する。RD//<110> 近傍のこの方位群の強度は80%冷延のA材>80%冷延のB材>90%冷延のA材>90%冷延のB材の順で Fig. 5 のr値の面内異方性の大きさとよく対応する。また、ボックス番号25-27の方位群ならびに{110}方位を含むYの方位群も同様のr値の挙動を示すが、強度が弱く影響は小さい。

また、ボックス番号10, 15, 21の{113}, {112}, {335}の方位群のr値に及ぼす影響は冷延率の増加ならびに熱延板組織の微細化により大きな変化が見られない。ちなみに、r値の向上に寄与し、かつ異方性が小さい方位群はボックス番号36の{111}とボックス番号28の{334}であることが分かる。

冷延率の変化を例にr値の面内異方性と集合組織の関係をより詳細に検討する。Fig. 10は冷延率が80%から90%に増加した時の再結晶集合組織の変化であり、実線は増大した方位群を、点線は減少した方位群を示す。冷延率の増加により{111}は全体として強度が高くなり、<110>方向が減少し、<112>方向が顕著に増加することによりr値はC>D>Lの順で高くなり、C方向の増加量はL方向の3倍程度であることがFig. 9で認められる。また、<110>±20°が顕著に増え、<110>

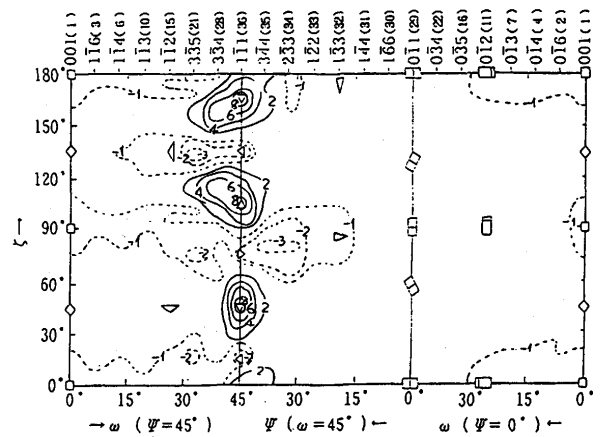


Fig. 10. Difference in intensities of the recrystallization texture calculated as; [intensity of Material B rolled to 90%—that rolled to 80%]

方向が減少した{334}のr値の変化に与える影響は{111}とほぼ同様である。一方、<110>方向を中心に減少した{443}, {332}, {221}の変化はL方向のr値を著しく低下させ、C方向もその半分程度の減少をもたらしているが、D方向は反対に増加させている。すなわち、80%から90%への冷延率の増加に伴うRD//<110>方向の{443}, {332}, {221}方位の減少がD方向のr値を下げずに、L方向とC方向のr値を低下させ、{111}, {334}方位の増加がC>D>Lの順でr値を上昇させたことによってr値の面内異方性の低減がもたらされたと考えられる。

最後に、ここで示したr値の面内異方性の改善をもたらした集合組織の形成について若干考察を加える。圧延によって蓄積されるひずみエネルギーは各結晶が変形に要したす

べり量の総計に支配されると考え、結晶回転モデルで求めることができる。それによると{111}<110>は{111}<112>に比べてひずみエネルギーが高い。それゆえ、核生成が再結晶集合組織の形成に支配的な影響を及ぼす場合には{111}<110>近傍方位が優先的に発達する可能性がある。また、{111}<112>と圧延集合組織の主方位である{112}<110>方位とは圧延面の法線から圧延方向に30度の傾きを持つ<110>軸まわりの回転関係があり、この回転関係にある粒間の界面は動きやすいことが知られているので²¹⁾、成長が再結晶集合組織の形成に支配的な影響を及ぼす条件では{111}<112>近傍方位が優先的に発達することが考えられる。

冷延率が80%の場合は{111}<112>の成長支配による発達を有利にする{112}<110>近傍方位の発達が比較的弱いため、ひずみエネルギーの高い{111}<110>近傍方位が再結晶集合組織の主方位になり、冷延率が90%になるとFig. 6が示すように α -fiberが強く発達するため、核生成はたとえ{111}<110>粒より遅れてもその後の成長過程で{111}<112>方位が優先的に発達することが推測される。また、冷延率が高くなると圧延集合組織において{111}<112>の集積が{111}<110>に対して相対的に高くなるのも再結晶により{111}<112>方位が発達するのに有利に働いたと思われる。再結晶集合組織を予測するモデルの計算でも圧延により{112}<110>近傍方位が強く発達することにより再結晶により{111}<112>近傍方位が発達することが示されている²²⁾。

また、熱延板組織の微細化によってFig. 7が示すように、{443}<110>を含む{111}<110>近傍の方位が減少し、90%冷延材で特に明確に見られるように{111}<112>方位が発達したのは、1つにはFig. 4の熱延集合組織が示すように、熱延板組織の微細化処理により、冷延率の増加がもたらすと同様の α -fiberならびに γ -fiberが発達したこと、また別報²³⁾で示したように冷延時の結晶粒径が細かいこと自体が圧延集合組織の形成に冷延率の増加と類似の効果をもつことによると推測される。ただし、熱延板組織の微細化は再結晶サイトにも顕著な影響を与えるのでmicroscale texture的な検討が必要であり、詳細については今後の課題としたい。

5. 結言

本報では冷延鋼板のr値の面内異方性が大きくなる傾向が強い極低炭素鋼を研究対象にし、r値の挙動に及ぼす冷延率および熱延板結晶粒径の影響を集合組織の3次元解析結果を用いて検討した。その際、集合組織よりr値が算出できるモデルを用い、再結晶集合組織の各面方位あるいは方位群がr値の面内異方性に及ぼす影響を解析し、異方性の成因を

明確にした。

以下に得られた主な結果を示す。

(1) r値はRD//<110>方向をもつ{111}~{443}~{332}~{221}方位群の発達によりV型の強い面内異方性が形成される。

(2) 冷延率の増加ならびに熱延板組織微細化に伴うこの方位群の減少はD方向のr値を下げずに、L方向とC方向のr値を顕著に低下させることによりV型のr値の面内異方性を低減する。

(3) 冷延率の増加ならびに熱延板組織微細化に伴う{111}、{334}の面方位の発達はC>D>Lの順でr値を高め、全体としてV型の面内異方性の改善に寄与する。

(4) {110}面方位はこの方位の強度が弱いためr値の面内異方性にほとんど影響を及ぼさない。

(5) 熱延板粒径を54 μ mから28 μ mに微細化し、冷延率を80%から90%に増加することにより極低炭素鋼の場合、rmin(D方向)は0.7改善され1.88となり、rmax-rminは1.24から0.39に激減した。

文 献

- 1) W.H.Hutchinson: International Metals Reviews, **29** (1984), 25.
- 2) 福田宜雄, 清水峯男: 鉄と鋼, **61** (1975), 817.
- 3) R.L.Whiteley and D.E.Wise: Flat Rolled Products II, **16** (1962), 47.
- 4) 山田正人, 徳永良邦, 伊藤亀太郎: 製鐵研究, **322** (1986), 90.
- 5) 小山一夫, 松村義一, 佐柳志郎, 松津伸彦, 木野伸幸: 日本金属学会会報, **31** (1992), 535.
- 6) R.S.Burn and R.H.Heyer: Sheet Metal Ind., **35** (1958), 261.
- 7) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, **44** (1980), 84.
- 8) 稲垣裕輔: 日本金属学会誌, **50** (1986), 250.
- 9) B.Hutchinson and E.Lindh: Int.Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, ISIJ, (1994), 127.
- 10) D.Ruer and R.Baro: J.Appl.Cryst., **10** (1977), 458.
- 11) 太田国照, 清水 亮, 高橋延幸, 松尾宗次: 鉄と鋼, **68** (1982), S1294.
- 12) 亀田正春, 佐柳志郎, 瀬沼武秀, 古野嘉邦: 材料とプロセス, **6** (1993), 761.
- 13) H.Hu, A.Zarkades and F.Larson: Texture Cryst. Solids, **4** (1980), 73.
- 14) 瀬沼武秀, 松村義一, 矢田 浩, 山田健二: 鉄と鋼, **73** (1987), 1598.
- 15) L.S.Toth, J.J.Jonas, D.Daniel and R.K.Ray: Metall. Trans., **21A** (1990), 2985.
- 16) 加藤 弘, 武智 弘, 長島晋一: 塑性と加工, **7** (1966), 13.
- 17) R.W.Vieth and R.L.Whiteley: Colloquium of IDDRG, Inst. of Sheet Metal Engineering, London, (1964).
- 18) 岡本豊彦, 白岩俊夫, 福田 実: 住友金属, **14** (1962), 211.
- 19) D.Daniel and J.J.Jonas: Metall. Trans., **21A** (1990), 331.
- 20) L.I.Dillamore and H.Katoh: Met.Sci., **8** (1974), 21.
- 21) G.Ibe and K.Luecke: Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, **39** (1968), 693.
- 22) L.Kestens and J.J.Jonas: Metall.Mater.Trans. A, **27A** (1996), 155.
- 23) 瀬沼武秀, 亀田正春: 日本金属学会誌, **60** (1996), 8.