

薄鋼板における r 値の面内異方性に及ぼす一次および二次冷間圧延率の影響

奥田 金晴*・藤長 千香子*・登坂 章男*・古君 修*・久々湊 英雄*²

Effect of Single and Double Cold-rolling Reductions on the Planar Anisotropy of r -value in Sheet Steels

Kaneharu OKUDA, Chikako FUJINAGA, Akio TOSAKA, Osamu FURUKIMI and Hideo KUGUMINATO

Synopsis : The planer anisotropy of r -value (Δr) is an important property of sheet steels for two piece can use. The effects of cold rolling and temper rolling reduction on Δr are especially large. Δr has a maximum value at the ratio of about 75% single cold rolling reduction. At the higher cold reduction, Δr decreases abruptly for the low carbon steels. On the other hands, Δr become zero at the reduction about 90% for ultra low carbon steels. For the double cold rolling, Δr decrease linearly, independent of cold reduction or carbon content.

The tin mill black plate is manufactured at high single cold rolling reduction because of its thin thickness of final products. It is thought that single cold rolling reduction become higher when reduction of gauge is progressed. Therefore, reduction of the carbon content is superior to the conventional ones to achieve the small anisotropy ultra-thin sheets.

The r -value and its anisotropy can be explained by the texture using simple Tucker model.

Key word : r -value; planar anisotropy; cold-rolling; temper-rolling.

1. 緒言

自動車を用途とした 340~440 MPa 級高張力鋼板としては、Mn, P, Si などの元素を添加した固溶強化型の鋼板が適用され、さらに高強度の鋼板になると、組織強化、析出強化が組み合わされて用いられることが多い¹⁾。しかしながら、焼鈍後二次圧延を行う加工強化機構は、急激な延性の低下を伴うため、高加工性自動車用鋼板には不適切とされている。

一方、缶用鋼板では、その加工法の違いから、均一伸びなどの要求が厳しくなく、そのゲージの薄さから一次冷間圧延では十分に減厚できず、厚み低減と強度を同時に達成するため二次圧延を施すことがある²⁾。その代表的なもの 1 つに DRD (Drawn and Redrawn) 缶が挙げられる。

このような 2 ピース缶では絞り成形時に耳 (イヤリング) と言われる成形高さの円周方向での異方性が発生すると、鋼板の歩留りを低下させることから、イヤリングの小さな材料が望まれている。缶用鋼板のイヤリング性には一次冷間圧下率と二次冷間圧下率の影響が大きいことが明らかとされている³⁾。

一方、最近加工性に優れる極低炭素鋼板がぶりき原板に使用されるようになってきている。極低炭素鋼は鋼中の炭化物が非常に少なく、冷延により導入される歪は鋼中の炭化物の影響を受けるため、従来多用されている低炭素鋼とはイヤリング性に及ぼす冷延圧下率の影響が異なることが

考えられる。

また、面内異方性に及ぼす二次圧延の影響については、久々湊らの報告²⁾があり、二次圧延により Δr が小さくなることが報告されている。

これら極薄缶用鋼板の面内異方性の改善には、鋼板の化学成分 (極低炭素鋼板の場合 Nb 添加量) あるいは、圧延率、熱延条件を適正化することが重要である。

本論文では、特に、薄鋼板の面内異方性を制御するために、一次圧延率、二次圧延率および炭素量の影響を明らかにすることを目的とする。さらに、面内異方性の変化について集合組織の変化との関連から研究した結果を述べる。

2. 実験方法

0.002% C-0.003% Nb の極低炭素アルミキルド鋼および 0.046% C の低炭素アルミキルド鋼を実機ホットストリップミルにて熱間圧延した。仕上げ温度は 900°C とし、圧延後は 630°C-1.5h の巻取り相当処理を行った。この熱延板を酸洗後、実験室にて圧下率 50%~90% で冷間圧延した。続いて研究炉にて平均加熱速度 2°C/s、均熱温度を低炭素鋼では 680°C、極低炭素鋼では 760°C として均熱時間 50s で連続焼鈍を想定した短時間焼鈍を施し、1.3% 調質圧延後、 r 値の面内異方性 (Δr) を測定してイヤリング性を調べた。なお、平均 r 値、 Δr 値は次式より求めた。

平成 11 年 8 月 11 日受付 平成 11 年 9 月 27 日受理 (Received on Aug. 11, 1999; Accepted on Sep. 27, 1999)

* 川崎製鉄 (株) 技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chuo-ku Chiba 260-0835)

* 2 川崎製鉄 (株) 千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

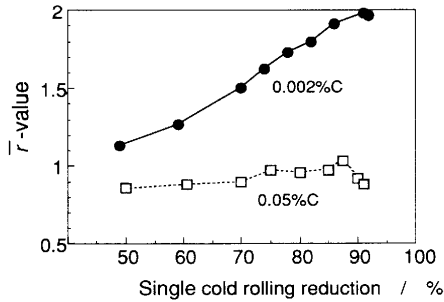


Fig. 1. Effect of single cold rolling reduction on average r -value.

$$\text{平均}r\text{値}=(r_L+r_C+2r_D)/4 \dots\dots\dots(1)$$

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

さらに二次圧延の影響を明らかにするため、研究小型鋼塊で作製した0.002および0.05%のアルミキルド鋼を、実験室にて熱延した。仕上げ温度は900°Cとし、圧延後、空冷させた。さらに冷延圧下率を86, 92%として焼鈍工程は前述の実験と同様に行った。この試料を圧下率を0から40%の条件で二次圧延した。

r 値の測定には、一次冷間圧下率の影響については引張による塑性法で、二次圧延材については固有振動法(JIS 3135)を用いた⁴⁾。イヤリング特性は、ポンチ径33mm ϕ 絞り比1.76で深絞り成形を行い、成形カップの円周方向の耳高さで、また、集合組織は、X線により3次元結晶方位密度関数(ODF)で評価した。

3. 実験結果

3.1 r 値の面内異方性に及ぼす一次冷間圧下率の影響

平均 r 値に及ぼす冷間圧下率の影響をFig. 1に示す。冷間圧下率とともに平均 r 値は高くなる。その傾向は極低炭素鋼板で顕著であり、90%の圧下率まで平均 r 値は上昇する。他方、低炭素鋼板の焼鈍後の平均 r 値は、圧下率80~85%で最大値を持ち、それ以上圧延すると逆に低下する。

Δr 値に及ぼす冷間圧下率の影響をFig. 2に示す。極低炭素鋼、低炭素鋼とも、 Δr は冷延圧下率に対して極大値を持つ、また、極低炭素鋼は低炭素鋼に比べ Δr が零に近くなる圧下率が高い。

カップ成形後の耳高さをFig. 3に示す。図中の横軸は、円周方向の角度で、鋼板の圧延方向を基準にした。圧下率80%では、炭素量によらず、圧延方向、圧延直角方向に耳が発生するいわゆるLC耳となる。圧下率90%になると、低炭素鋼板は45°方向に耳が発生するD耳であるのに対し、極低炭素鋼板では60°間隔に耳が発生する。なお図中のCalc.については後に述べる。

3.2 r 値の面内異方性に及ぼす二次冷間圧下率の影響

Δr に及ぼす二次冷間圧下率の影響をFig. 4に示す。焼鈍ままの段階(二次圧延率0%)の Δr は、炭素量や一次冷間

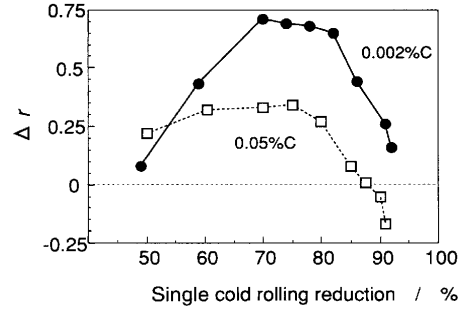


Fig. 2. Effect of single cold rolling reduction on Δr -value.

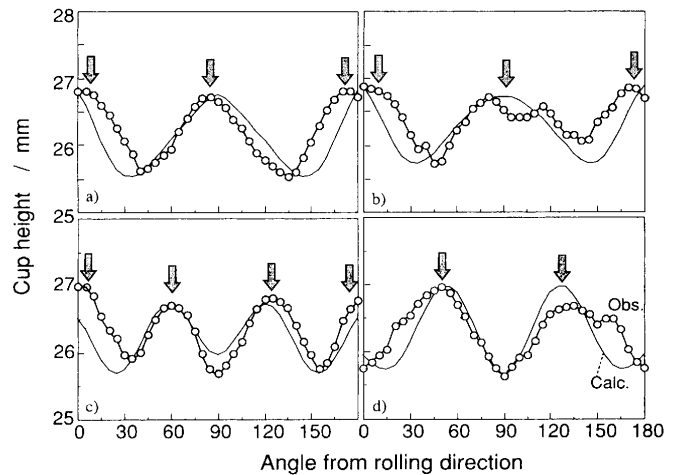


Fig. 3. Effect of carbon content and cold reduction on the earring height.
a) 0.002%C, single CR/80%, b) 0.05%C, single CR/80%, c) 0.002%C, single CR/92%, d) 0.050%C, single CR/92%.

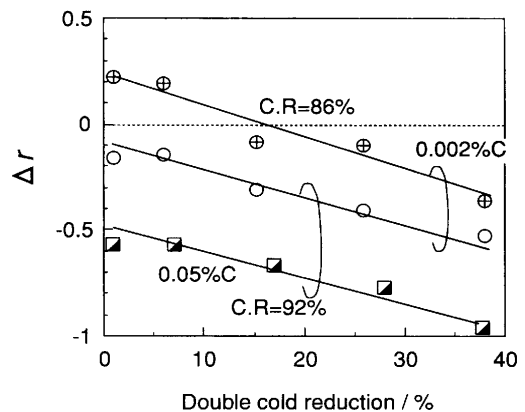


Fig. 4. Effect of double cold rolling reduction on Δr .

圧下率の増加に伴い低下する。ただし、二次冷間圧下率による変化率は、ほぼ一定で直線的に低下する。カップ成形したときの耳高さを測定した結果をFig. 5に示す。横軸は鋼板の圧延方向位置からの角度である。一次冷間圧下率が低い場合、L耳からD耳へと、圧下率とともにイヤリングが変化してゆく。他方、高1次冷間圧下率の場合、焼鈍の段階からD耳であり、二次圧延率とともにそのD耳が強調されていく。

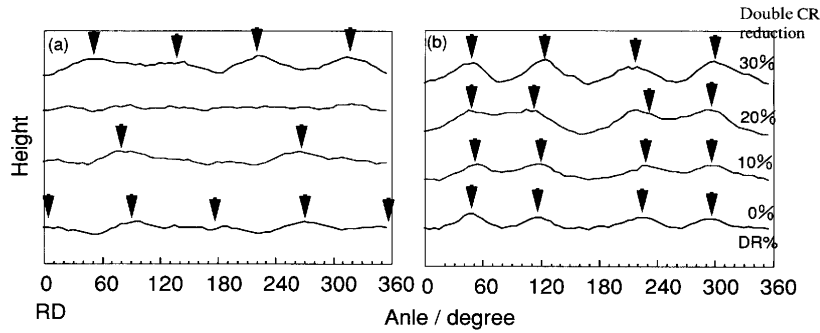


Fig. 5. Effect of double cold rolling reduction on the cup height after drawing (33 mm Φ punch, drawing ratio: 1.76) of 0.002% C (a) single CR=86%, (b) single CT=92%.

なお、Fig. 2とFig. 4で焼鈍後の Δr に違いが見られる。これは熱延の巻き取り温度の影響が大きいと考えられる。巻き取り温度が低くなると Δr は低下する。Fig. 2の巻き取り温度は630°Cであるのに対し、Fig. 4の実験では圧延後空冷しており、実機圧延の低い巻き取り温度に相当する。

また、2つの実験で、極低炭素系のNb量に相違がある。Nbは、熱延板の結晶粒径を細かくして r 値の面内異方性を小さくすることが知られている⁵⁾。Fig. 2とFig. 4の Δr の差は、若干であるが極低炭素系で小さくなっており、この違いがNbの影響であると考えられる。

このカップのイヤリングを次式の平均耳高さで評価した。

$$\Delta r = \pm \sum (\Delta H_i) \dots\dots\dots (3)$$

n ; 耳の山の数

符号はL, C耳をプラス, D耳をマイナスとしている。このように評価した平均耳高さとして、前述の固有振動法から求めた Δr との関係をFig. 6に示す。両者には、よい相関が認められ、しかも平均耳高さが零のとき Δr はほぼ零である。以上の結果より、二次圧延材の面内異方性の評価に対する固有振動法の妥当性を確認できた。

二次圧延率による Δr の変化率は、炭素量や一次冷間圧下率によらずほぼ一定であることが分かった。製罐メーカーの要求する硬さ(調質度)は決まっているので、加工硬化量が決定され、これに対応する二次冷間圧下率が、ほぼ決定される。このため、ノンイヤリング材の品質保証としては、最終製品の Δr が零として、二次圧延率から焼鈍ままでの Δr を逆算し、これに合致する鋼の炭素量、一次冷間圧下率を決定すればよい。

最近、缶の軽量化を狙って、ゲージダウンが指向されているが、鋼板の製造工程では、熱延板板厚下限の制約がある場合、必然的に一次冷間圧下率が高くならざるをえない。これは、 Δr を負の方向に変化させる。また、ゲージダウンしてもなお、缶体強度を維持するため、より高強度の材料が要求される。これは加工硬化量の増加、すなわち、二

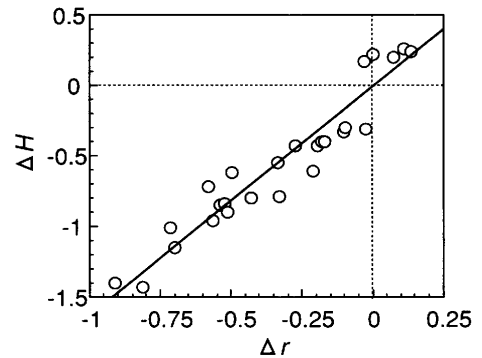


Fig. 6. Relation between ΔH and Δr .

次冷間圧下率の増加を招き、これも Δr を負に変化させる。以上の Δr の変化を考慮すると、 Δr を正に変化させる炭素量の低減が有効であることがわかる。

4. 考察

実験より得られた r 値の面内異方性の変化は、集合組織に密接に関係していると考えられる。ここでは、鋼板の集合組織と面内異方性との関係について議論する。

集合組織と、実際のイヤリングとの対応を見る比較的簡単な手法に Tucker model⁶⁾があり、薄鋼板へも応用されている⁷⁾。このモデルでは、円周方向の長さは、次式の縁係数(h)に比例する。

$$L = 1 + \gamma|b| = 1 + h \dots\dots\dots (4)$$

$\gamma|b| (=h)$: radius strain

$$L - 1 = h = K(ad - be)|b| \dots\dots\dots (5)$$

K : const

試料軸(円周, 半径, 垂直方向)に対する

- ・ 滑り面の方向余弦: abc
- ・ 滑り方向の方向余弦: def

これは、純粋に結晶の向きと滑り系により決定される値である。計算ではBCCの48のすべりが働くと仮定して、オイラー空間の各位置の単結晶を想定し、縁係数を計算し

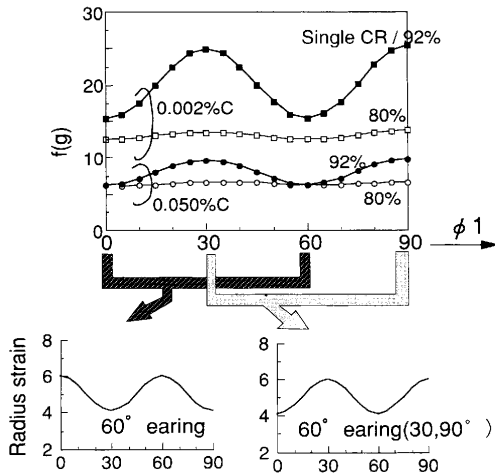


Fig. 7. Orientational distribution function ($\Phi=54.7^\circ$, $\phi_2=45^\circ$) and calculated radius strain.

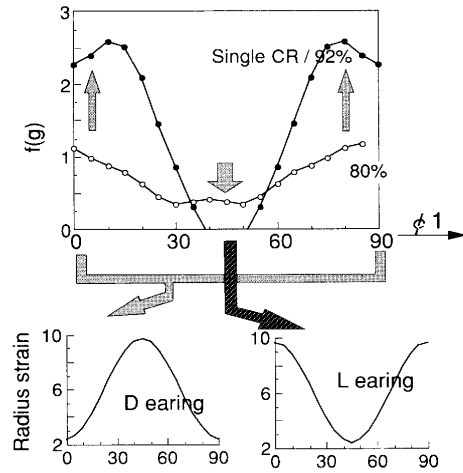


Fig. 8. Orientational distribution function ($\Phi=0^\circ$, $\phi_2=45^\circ$) and calculated radius strain (0.050% C).

た。

4・1 一次冷間圧延による集合組織の変化

一般に軟鋼薄板の集合組織は $\langle 110 \rangle // RD$ の α -fiberと $\langle 111 \rangle // ND$ の γ -fiberが強く発達する。Fig. 7に γ -fiberの集積を示す。低炭素鋼板、極低炭素鋼板ともに、圧下率80%では、 γ -fiberへ均一に集積しているが、圧下率を増すと、 $\{111\} \langle 112 \rangle (\phi_1=30, 90^\circ)$ が強くなる。その集積度は、特に極低炭素鋼板の場合に高い。同図に、Tuckerモデルから計算された縁係数を示す。 γ -fiber成分は、 $\{111\}$ 面の対称性から予測されるように6個の耳を発生させる。これが、極低炭素鋼板の高冷間圧下率条件下で、60度耳が発生した理由と考えられる。低炭素鋼板の場合、極低炭素鋼板に比べて、 γ -fiberへの集積が少ないために、以下に述べる他の方位からの影響を受けたものと考えられる。

低炭素鋼板について、 $\Phi=0^\circ$, $\phi_2=45^\circ$ での集積をFig. 8に示す。これは $\{100\}$ 面($\langle 100 \rangle // ND$)に相当する。圧下率が増すことにより、 $\phi_1=0^\circ, 90^\circ$ の斜めCube方位($\{001\} \langle 110 \rangle$)が強くなる。これは、D耳を発生させる方位であり、冷延圧下率の増加により、 Δr が負値となり、D耳になったことは、Cube方位周辺の集合組織に起因していると考えられる。

Tuckerモデルの縁係数を全方位について計算し、ODFの集積度で重み付けして、実際の材料のイヤリングを計算した。Fig. 3に実測値に併せて計算値を示す。計算では縁係数しか求まらないので、実測値の平均値と、得られた縁係数の平均値が一致するようにした。絶対値までは予測できないものの、実際のイヤリングの傾向をある程度予測することが可能である。

極低炭素鋼板と低炭素鋼板の挙動の違いについては、炭化物などの影響が考えられる。Fig. 9は、熱延鋼板を92%冷間圧延した材料を電子顕微鏡で薄膜観察した結果である。低炭素鋼板では、セメントタイトの周囲に転位が集中しており、ここからr値に好ましくない方位の再結晶核が発

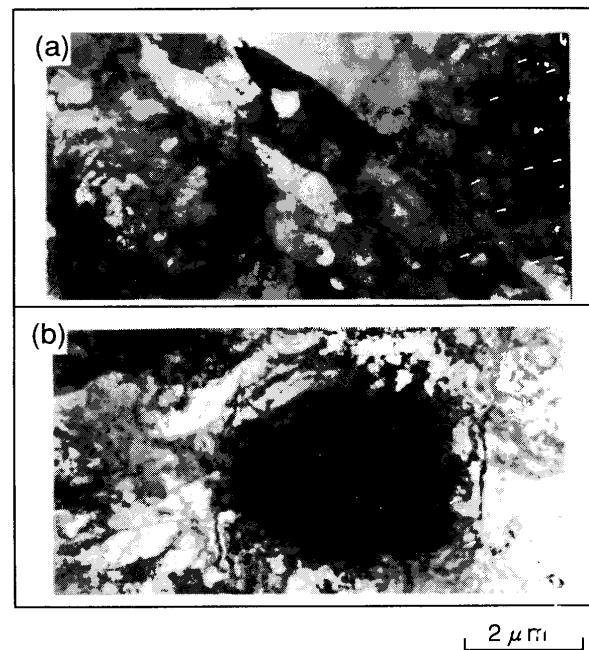


Fig. 9. TEM observation of cold rolled sheet steel with 92% single cold reduction, (a) 0.002% C, (b) 0.050% C.

生すると推測される。他方、極低炭素鋼板は、このようなセメントタイトが存在せず、亜粒界が形成されている様子が観察された。薄鋼板の再結晶における $\{111\}$ 再結晶粒の発生機構については種々の説があるが、最近の研究によると、活動すべり系に基づいた再結晶モデルで説明でき、その活動すべり系に結晶粒界の拘束が影響していることが分かっている^{8,9)}。さらにミクロな観点から、異方性を検討する必要があると考えられる。

4・2 二次圧延による集合組織の変化

Tuckerモデルより得られる縁係数を圧延方向(L), 90度方向(C), 45度方向(D)で計算し、 Δr と同じように Δh を

$$\Delta h = (h_L + h_C - 2h_D) / 2 \dots \dots \dots (6)$$

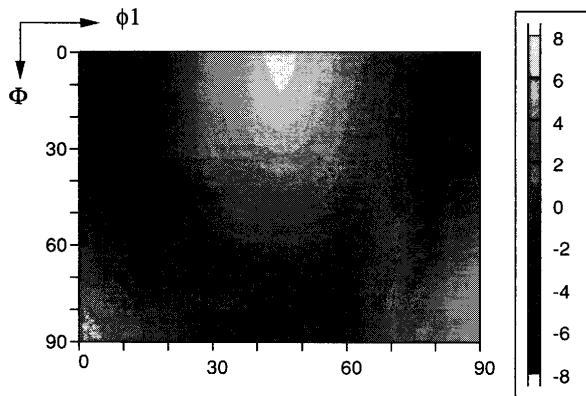


Fig. 10. Calculated Δh on the $\phi_2=45^\circ$ section using Tucker model.

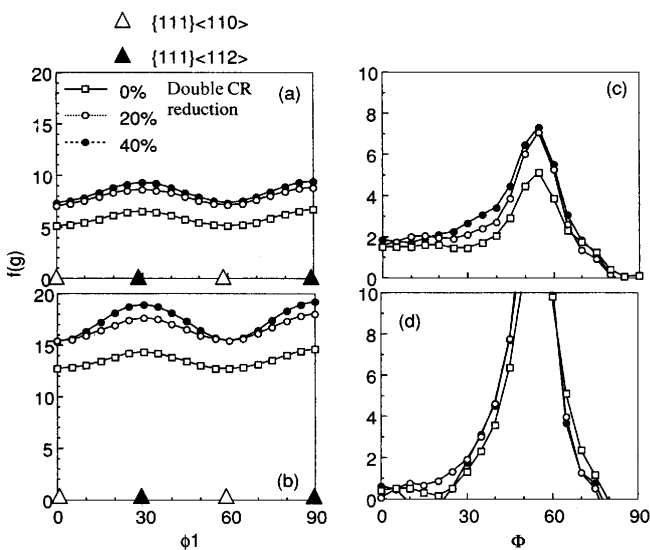


Fig. 11. Orientation density along the γ and α fiber (single CR=86%). α -fiber (a) 0.05% C, (b) 0.002% C, γ -fiber (c) 0.05% C, (d) 0.002% C.

の様

に定義した。 $\phi_2=45$ 度断面で計算した結果をFig.10に示す。黒くなるほど、45度方向の耳が高くなり、逆に白いとLC耳になることを意味する。 γ -fiberは比較的異方性が小さいのに対して、 α -fiberは、面内異方性を顕著に変化させる。そして α -fiberの低角になるほどD耳が発達しやすい。ただし、実際の耳は、上記の面内異方性をもつ結晶方位にどれだけ結晶粒が集積しているのかが重要となる。

各fiberでの集積度に及ぼす2次冷間圧延、炭素量の影響をFig.11に示す。 γ -fiberの強度は、二次冷間圧延により強まるが、20%までは ϕ_2 全体にわたって平均的に高くなるのに対し、それ以上の圧下率では{111}<112>方位が高くなっていく。特に極低炭素鋼板で、その傾向は顕著である。

α -fiberの低角側（30度付近）の強度は、二次冷間圧延により高くなる。ただし、 γ -fiberの非常に発達している極低炭素鋼板は、その変化は明瞭でない。

二次冷間圧延前後でのOFDの差をFig.12に示す。圧下率は40%である。極低炭素鋼板では、 γ -fiberが強く発達す

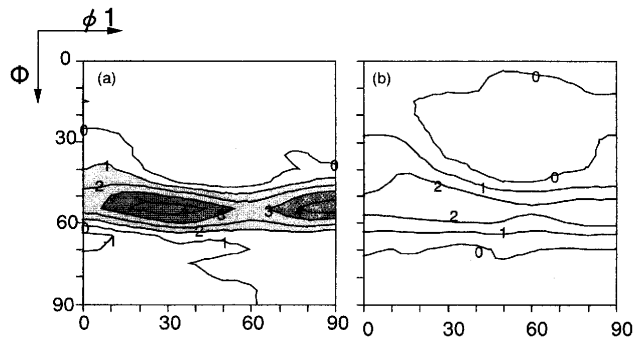


Fig. 12. Difference of ODF between after and before 40% double cold rolling (a) 0.002% C, (b) 0.05% C.

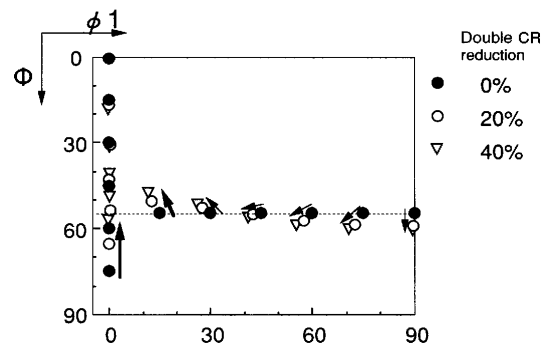


Fig. 13. Crystal rotation during cold rolling on the $\phi_2=45^\circ$ section.

るが、低炭素鋼板では、 α -fiberが発達しやすい。

このような変化について、二次圧延による結晶の回転を計算した。ペンシルすべりモデル¹⁰⁾を仮定し、 α -fiber、 γ -fiberの各位置から、圧下率20%、40%と変化させて、その方位変化を計算した。

両fiberについて計算した結果をFig.13に示す。 γ -fiberは比較的安定であるのに対し、 α -fiberの高角側は低角側へ回転しようとする。 α -fiberでの安定方位は{112}<110>である(γ -fiberの低角側もその方位へ向かう)。

以上のことから、二次圧延により α 、 γ 両fiberは発達するが、焼鈍の段階での集積度により、二次圧延後の発達の程度が異なることがわかる。炭素量が低い場合、一次冷間圧下率が比較的低い条件では、焼鈍の段階で γ -fiberが強く発達し Δr は正值を持つ。これが二次圧延されると γ -fiberの裾が徐々に α -fiber低角側に回転し、面内異方性が零に近づく。

他方、低炭素鋼板の場合 γ -fiberの発達が弱く、焼鈍の段階で γ -fiberだけでなく α -fiberへも集積が広がる。このため焼鈍の段階で、すでに Δr が零または負値となる。さらに高一次冷間圧下率下では、 α -fiberへの集積が高くなり、 Δr は大きな負となる。

このように焼鈍段階の集合組織に応じて、二次圧延により結晶が回転し、見かけ上、 Δr に及ぼす二次圧延率の変化率が、炭素量などに影響されなかったと考えられる。

5. まとめ

(1) 極低碳素鋼は低炭素鋼に比べ高い一次冷延圧下率でイヤリングが小さくなり、この時の平均 r 値も大きい。これは高一次冷延圧下率となる極薄のぶりき原板の製造に有利である。

(2) 二次冷間圧延により Δr は単調に減少し、その変化率に与える鋼中炭素量の影響は小さい。

(3) 二次冷間圧延による Δr の変化は、集合組織の変化に対応する。特に α -fiberの低角側の発達により、 Δr は負値で大きくなる。

(4) 高冷間圧下率で一次圧延を行った薄鋼板に二次圧延を施す場合、鋼中炭素量の低減が面内異方性の改善に有効である。

文 献

- 1) 坂田 敬：第161・162回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1996)，85.
- 2) H.Kuguminato, H.Abe, T.Ono, A.Tosaka, Y.Izumiyama and Y.Ohkawa: *Kawasaki Steel Tech. Rep.*, **29** (1993), 64.
- 3) R.T.Whiteley and D.E.Wise: *Flat Rolled Products III*, ed. by E.W.Earhart, John Wiley & Sons, Inc., New York, (1962) 47.
- 4) P.R.Mould and T.E.Johnson: *Sheet Met. Ind.*, **50** (1973), 328.
- 5) S.Satoh, T.Obara, M.Nishida and T.Irie: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **24** (1984), 838.
- 6) G.E.G.Tucker: *Acta Metall.*, **9** (1961), 275.
- 7) H.Murakami and T.Senuma: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 1430.
- 8) K.Okuda, K.Sakata, K.Eloot, O.Furukimi and T.Obara: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 633.
- 9) M.Muraki and T.Obara: *Tetsu-to-Hagané*, submitted.
- 10) I.L.Dillamore and H.Katoh: *Met. Sci.*, **8** (1974), 21.