

極低炭素IF鋼の r 値の面内異方性に及ぼすBの影響

安原 英子*・坂田 敬*・古君 修*

Effect of Boron on Planar Anisotropy of r -value in Extra-low-C IF Steel Sheet

Eiko YASUHARA, Kei SAKATA and Osamu FURUKIMI

Synopsis : The planar anisotropy of r -value was investigated of extra-low-C, Ti and Nb added interstitial-atom free (IF) steels with various B contents. The anisotropy of r -value is preferably decreased by addition of B, although mean r -value itself after cold rolling and recrystallization treatment is slightly lowered. Addition of B does not affect the grain size of hot band, leading to small influence on r -value in cold-rolled and annealed sheet. In the texture of the hot band, strong γ - and α -fibres, especially, $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$ are formed by B addition. On the other hand, no specific sharp orientation is obtained in B-free steel. By cold rolling and recrystallization, these hot rolling orientations are rotated toward stable orientations. It is estimated that these hot rolling orientation in ultra-low-C IF B-bearing steel decrease the planar anisotropy of r -value after the cold rolling and recrystallization treatments.

Key words: Lankford value; interstitial free steel; planar anisotropy; boron; crystallographic texture.

1. 緒言

極低炭素鋼にTiあるいはNbを添加し、C、N、S元素を析出固定したIF (Interstitial atom Free) 鋼は優れた深絞り性および延性を有することから、自動車用鋼板等に広く使用されている^{1,2)}。しかしながら、IF鋼ではC、Nを粒内に析出させるため、結晶粒界のC、Nが枯渇し、粒界強度の低下が生じ深絞り後に低温で変形を与えると粒界割れを生じる。この現象は二次加工脆性と称され、深絞り用鋼板として解決すべき課題として多くの研究がなされてきた³⁻⁵⁾。この二次加工脆性の抑制に対して、Bの添加が有効であることはよく知られており、高加工を施す超深絞り用IF鋼には少量のBが添加されている³⁻⁵⁾。しかしBは数ppmの添加でも r 値を低下させることが報告されている⁶⁻¹⁰⁾。山崎ら⁷⁾は極低炭素Ti-B添加鋼を用いてBの有無と再結晶温度の関係を調べ、B添加により再結晶温度、とくに終了温度が30~60°C上昇するとの結果から、固溶Bが再結晶粒の粒成長速度に影響し、再結晶終了を遅らせていると結論している⁷⁾。また芳賀ら⁸⁾は、Ti添加IF鋼にBを0~0.0024%添加した鋼を用い、再結晶挙動に及ぼすBの影響について研究し、B添加により再結晶開始温度、終了温度とも30~60°C上昇し、 r 値は単調に低下することを明らかにした。

このようにIF鋼にBを添加した場合、冷延焼鈍板の再結晶温度が上昇し、その後の粒成長性が抑制されるため r

値が低下するという結果が示されている。

一方、深絞り用鋼板としては高 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が望ましい。とくに円筒深絞り成形では、 r 値の面内異方性が成形後のイヤリングの発生に対して大きな影響を与えることが知られており¹¹⁾、 r 値の面内異方性を低減することが必要である。しかし、 r 値の面内異方性に及ぼすBの影響については、これまでに研究報告がない。

以上の観点から、Ti、Nbを複合添加した極低炭素IF鋼についてB添加量を0~0.0018%と変化させ、冷延焼鈍板での r 値の面内異方性に及ぼすB量について研究を行った。その結果、冷延焼鈍板の r 値の面内異方性とBには強い相関があること、およびその現象が熱延時の変態集合組織形成に強く影響されているという知見が得られたので報告する。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。化学量論上Cを固定するのに有効なTi量 ($Ti^* = \text{Total Ti} - 1.5 \times S - 3.43 \times N$)をCとの原子比で3~4、0.002 mass% C、0.002 mass% N、0.006 mass% S、0.04 mass% TiとしたIF鋼を基本組成として、B量を0、0.0006、0.0018%と変化させた鋼塊を真空溶解により作製した。この溶解鋼を厚さ30mmのスラブに鍛造した後、1250°Cで30min加熱後3.5mmに3パスで熱間圧延を

平成10年11月5日受付 平成10年12月26日受理 (Received on Nov. 5, 1998; Accepted on Dec. 26, 1998)

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

施した。仕上げ温度はいずれも920°Cとし、室温まで空冷とした。その後巻取り相当処理として20°C/hで680°Cまで加熱後60minの保持を行い、炉冷により室温まで冷却した。表層に発生したスケールを塩酸での酸洗により除去後、3.5mmから0.7mmに冷間圧延し、800°Cあるいは850°Cで20秒間の再結晶焼鈍を施した。焼鈍後の試料には0.7%の調質圧延を施した。なお、熱膨張率計で測定したAr₃変態温度(20°C/sで1000°Cに加熱後、30°C/sで冷却)はB無添加鋼で910°C、B 0.0006%添加鋼で890°C、B 0.0018%添加鋼で870°Cであった。

r値はJIS5号試験片により測定し、集合組織はX線による(200)極点図、電子線回折によるEBSD (Electron Back Scattering Diffraction Pattern)、三次元結晶方位解析法により計算した結晶方位分布関数ODF (Orientation Distribution Function)により評価した。r値の平均値および面内異方性は圧延方向に対して0°、45°、90°方向を各々r_L、r_D、r_Cで表した時の次式により求めた。また、集合組織の測定は全て試料の板厚1/4面で実施した。

また鋼中析出B量は10%アセチルアセトン系電解液で抽

Table 1. Chemical composition of steels used (mass %).

C	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	B	Ti*/C
0.0016	0.10	0.012	0.008	0.041	0.0017	0.039	0.004	0	3.3
0.0020	0.11	0.010	0.006	0.044	0.0020	0.041	0.004	0.0006	3.1
0.0014	0.08	0.011	0.006	0.046	0.0018	0.038	0.004	0.0018	4.1

$$Ti^* = Ti - 1.5 * S - 3.43 * N$$

$$Ti^*/C = \text{atomic ratio}$$

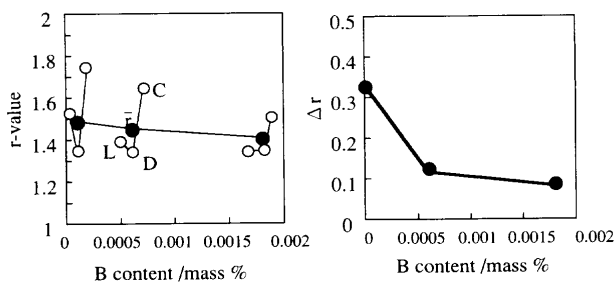


Fig. 1. Effect of boron content on r-value and its planar anisotropy of steels annealed at 1073K after cold rolling.

出した残渣を灰化、熔融後、ICP発光分光分析法で分析した。その結果、析出Bは0mass%であったため、添加したBは全て固溶Bであることを確認している。

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

$$r\text{値の面内異方性} = \Delta r = (r_L - 2r_D + r_C) / 2$$

3. 実験結果

3.1 冷延焼鈍板のr値およびΔrに及ぼすBの影響

800°Cで再結晶焼鈍後のr値、およびΔrに及ぼす鋼中B量の影響をFig. 1に示す。B添加によりr値は単調に低下し、これは従来報告されている研究結果⁸⁾を支持するものである。一方各方向でのr値についてみると、r_DはB量によらずほとんど変化しないが、r_Lとr_CはB量の増加に従い低下する。その結果、ΔrはB添加により大きく低減しΔrが0に近づく。このようなr値の面内異方性の異なる冷延鋼板を打抜き径60mmΦ、絞り径32mmΦ、絞り比1.8でコニカルカップに成形した外観をFig. 2に示す。B量を0.0018%添加し、Δrを0.1以下と小さくすることにより、成形後のイヤリングは極めて小さくなることが明らかとなった。

3.2 冷延焼鈍板の集合組織に及ぼすBの影響

B添加鋼と無添加鋼の800°C焼鈍材の(200)極点図をFig. 3に示す。B添加により<111>/ND集合組織、とくに{111}<112>への集積が強くなり、また{001}<110>への集積

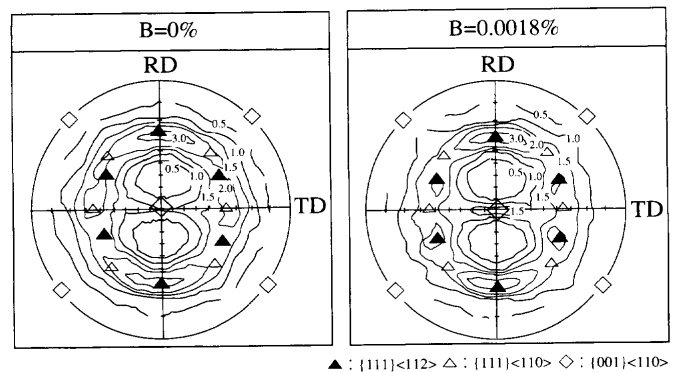
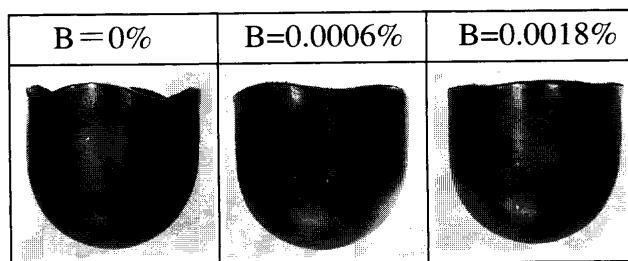


Fig. 3. (200) pole figures showing the effect of boron addition on recrystallization texture formation of the sheet steels annealed at 1073K after cold rolling.



diameter of blanks=60mmΦ、diameter of punch=32mmΦ、drawing ratio=1.8

Fig. 2. Effect of boron addition on the earing behavior of drawn cups of steels shown in Fig. 1.

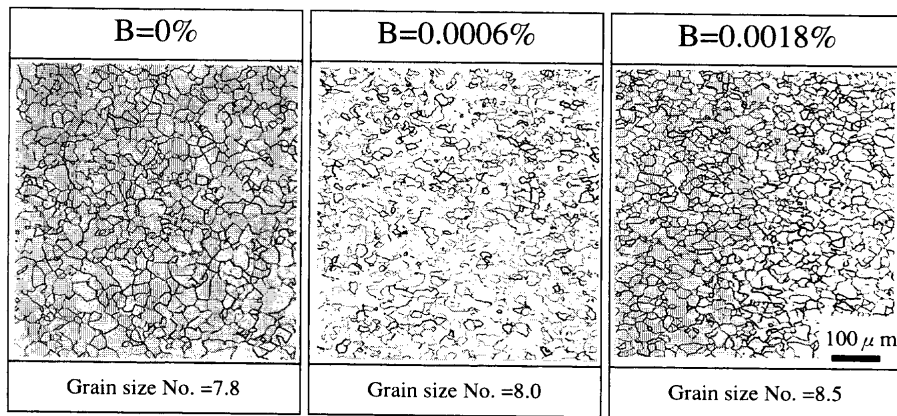


Fig. 4. Microstructure of hot rolled steels with various boron contents.

も若干増加する傾向を示す。 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 集合組織の発達については、谷川ら⁹⁾の研究において、熱延仕上げ温度を低温化(885°C以下)するとB無添加材に比べ、B添加材では $\{111\}\langle 112 \rangle$ への集積が強くなるとの結果が報告がある。ただし、 r 値の異方性については調べられていない。

3.3 熱延板の結晶粒径の影響

焼鈍板の r 値を向上させるためには、熱延板の結晶粒径を小さくすることが望ましい¹²⁾。熱延板の結晶粒径は小さいほど冷延-再結晶時に粒界から(111)が生成しやすく、その結果として異方性が小さくなるが、一方結晶粒が粗大であると、冷延等の加工を加えた際に粒内からの変形の寄与が大きくなり、不均一変形帯が形成されやすい。このような不均一変形帯は、再結晶によりGoss方位($\{110\}\langle 001 \rangle$)を形成しやすくする。この方位は90°方向に高い r 値を45°方向に低い r 値を与えるので、面内異方性が大きくなる。

本実験において熱間圧延後680°Cの高温巻取り相当の熱処理を行った後の熱延板の組織を、Fig. 4に示す。B添加量の増加に従い、結晶粒度番号は7.8, 8.0, 8.5と変化し、若干微細化の傾向を示す。谷川ら⁹⁾がTi添加IF鋼において仕上げ温度を885~870°Cとした場合、B添加により熱延板の結晶粒微細化が認められるとの結果と傾向は一致する。また細谷ら¹³⁾は、熱間加工後のフェライト組織に及ぼす熱延仕上げ温度の影響について研究した結果、B添加の有無により、結晶粒度番号が8から9へ変化し、微細化すること述べている。

瀬沼ら¹⁴⁾は極低炭素鋼を用い、仕上げ圧延後の冷却開始時間を変化させることで、熱延板の結晶粒径を28 μmと54 μmに調整し、また冷延圧下率を80%と90%と変化させることにより、熱延板の結晶粒微細化と冷延圧下率の増加により Δr が小さくなることを報告している。

本実験の場合、熱延板の結晶粒径はFig. 4に示す様にB添加により微細化しているが、B無添加鋼で28 μm、B=0.0006%添加鋼で25 μmであり、瀬沼らの実験と比較すると結晶粒径の差は非常に小さく、Fig. 1に示す Δr の変化に及ぼす影響はあまり大きくないと考えられる。また瀬沼ら

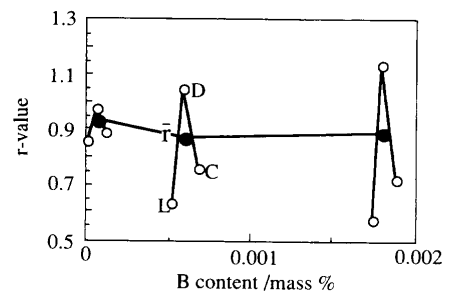


Fig. 5. Effect of boron content on r -value and its planar anisotropy of hot rolled steels.

の実験鋼はTi, Nbを含まない単純な極低炭素鋼であるのに対し、本実験の供試鋼はBを添加したIF鋼である。そこで、B添加IF鋼では、熱延板の結晶方位の発達を介してB量が冷延鋼板の r 値の異方性に影響を及ぼすものと考えられる。

以上のように本実験ではB添加により焼鈍板の r 値は単調に低下し、 r 値の面内異方性は非常に小さくなることがわかった。またB添加により焼鈍板では $\{001\}\langle 110 \rangle$ や粒界および粒内の変形帯から核生成しやすい $\{111\}\langle 112 \rangle$ が認められ、Bの有無により焼鈍板の集合組織が異なることが明らかとなった。以上の結果から Δr に及ぼす影響としては熱延板の結晶粒径以外に、集合組織が影響を及ぼしていることが考えられる。そこで、熱延板の集合組織について次節で考察を行う。

4. 考察

4.1 熱延板の集合組織に及ぼすBの影響

熱延板の r 値と r 値の面内異方性をFig. 5に示す。熱延板の r 値はB添加によらずほぼ同じ値を示すが、 r 値の面内異方性はB添加によりL, C方向の r 値(r_L, r_C)が大きく低下し、D方向(r_D)が上昇しており、Bの添加により面内異方性は非常に大きくなっている。この時の熱延板の(200)極点図をFig. 6に示す。B無添加ではいずれの方位にもとくに強い集積は認められず、ほぼランダムである。一方、

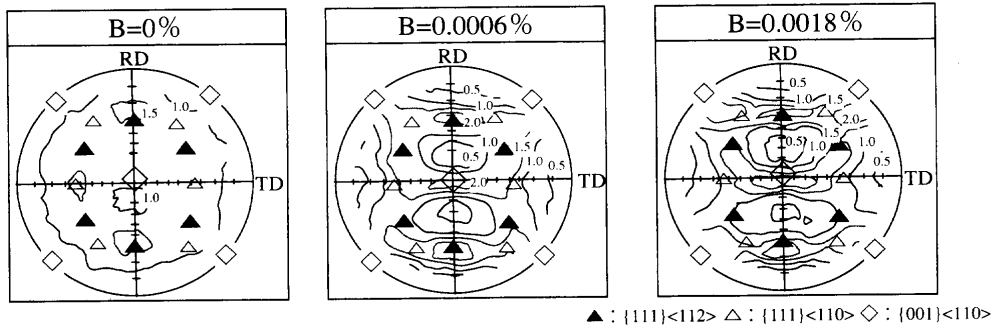


Fig. 6. (200) pole figures showing the effect of boron addition on texture formation of the hot rolled steels.

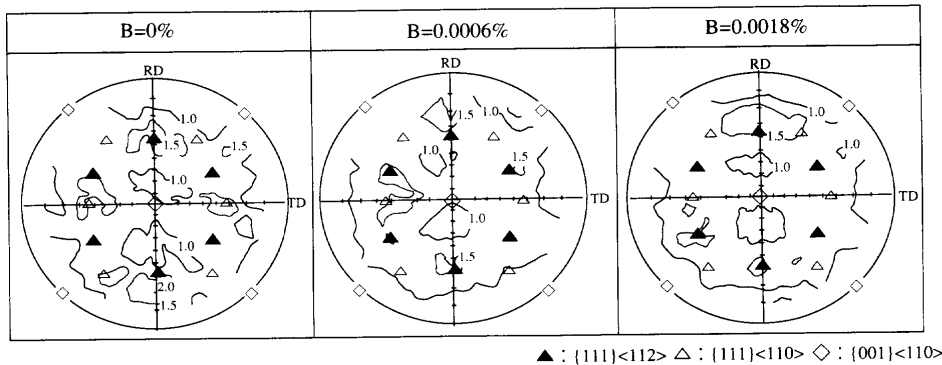


Fig. 7. (200) pole figures showing the effect of boron addition on texture formation of the hot rolled steels after reheating at 1223K.

B添加により α -fiberと γ -fiberに集積が認められようになり、B量をさらに増加すると α -fiber、 γ -fiberとも発達する。このように、B添加により集合組織は大きく異なることが明らかとなった。

4.2 r値の異方性に及ぼす熱延板の集合組織の影響

Fig. 5 および6に示したように、熱延板ではB添加により γ -fiber、 α -fiberが発達し、r値の異方性が異なる。このように集合組織の発達した材料においても、何らかの方法で特定の結晶方位の発達を抑制することで、焼鈍板のr値の異方性が変わるものと推定し、以下の実験を行った。

2の実験方法で記述したと同様の方法で作製した熱延板を、再度950°Cの γ 域に加熱し1min保持した後直ちに水冷した。950°Cで再加熱後の熱延板の集合組織をFig. 7に示す。上述のFig. 6の熱延板の集合組織と比較すると、B添加材の集合組織は特定の方位への集積は小さくなっている。B添加量により、再加熱処理に伴う集積の違いはほとんど認められず、いずれの試料も熱延板の集合組織はほぼ同程度で弱い集積となった。このときの熱延板の組織はいったん γ 域で加熱保持したため比較的粗大化しているが、B添加による差はあまり認められず、いずれもほぼ100 μ m程度の粒径であった。これらの熱延板を冷延-焼鈍した際のr値およびr値の面内異方性をFig. 8に示す。B添加量によるr値はほぼ同じ値を示すが、 Δr 値はいずれも1.1と大きい値を示した。Fig. 1に示した結果と比較すると、B添加材でr値の面内異方性が大きく変化している。なお、L、

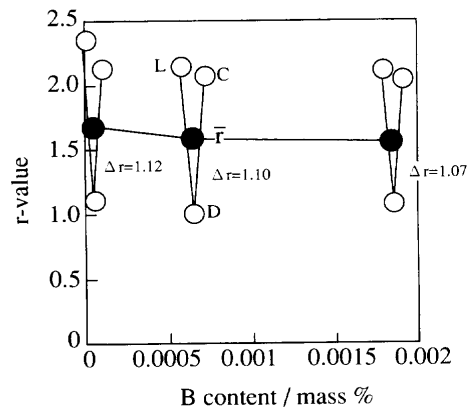


Fig. 8. Effect of boron content on r-value and its anisotropy of steels, hot rolled and reheated at 1223K, and then cold rolled and annealed at 1073K.

C、D方向のr値の変化はB添加鋼と無添加鋼では同じ傾向を示し、L、C方向のr値(r_L 、 r_C)が高く、D方向のr値(r_D)が低い型を示す。B添加鋼でr値の異方性が大きい理由は熱延板を再加熱処理により熱延板の集合組織がいずれの方位にもとくに大きな集積を示さない、比較的ランダムな弱い集積に変化したためであり、熱延板の集合組織が冷延-焼鈍後のr値の面内異方性に大きな影響を与えると結論される。

4.3 EBSDによる熱延板の方位解析

4.2の結果から熱延板の集合組織は Δr に影響を与える

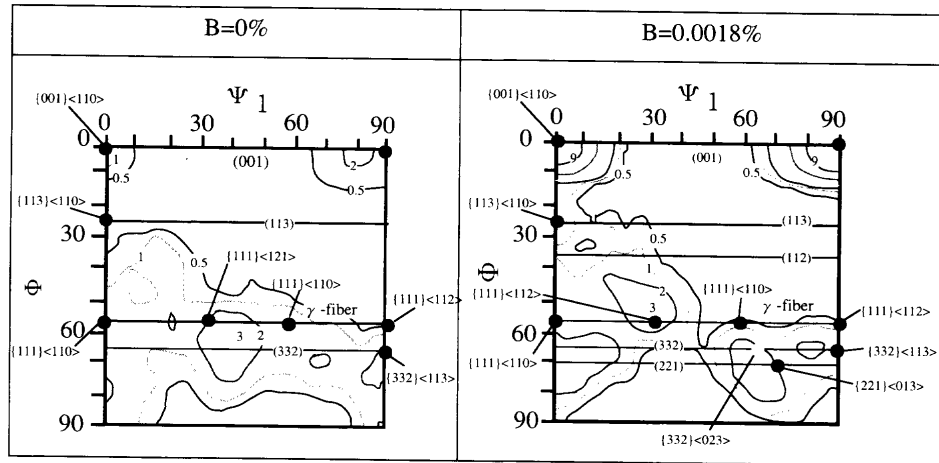


Fig. 9. ODF in the $\Psi_2=45^\circ$ section of hot rolled steels, obtained by EBSD technique.

ことが明らかとなった。そこで、B添加の有無による熱延板の集合組織を詳細に研究するためEBSDによる測定を行った。

B無添加材とB=0.0018%添加材の熱延板の圧延断面、板厚の1/4付近をEBSDで測定した結果から算出した熱延板のODFをFig. 9に示す。表示はBunge法 $\Psi_2=45^\circ$ である。B無添加材は γ -fiberに若干の集積が見られるが、その集積度は小さい。また{001}<110>にも集積が見られるものの非常に弱い。一方、B添加材のODFは{001}<110>にもっとも強い集積が見られ、さらに α -fiberの{113}<110>、{332}<113>に強い集積が見られる。また γ -fiberにもB無添加材とほぼ同程度の集積が見られる。

このような熱延板で観察された方位が、 α 域での冷間加工により、回転して安定となる方位を調べるため、単結晶を用いてJonas¹⁵⁾らが計算した結果を用いて考察する。Jonasらによれば{001}<110>は冷延安定方位であり、冷間加工後も{001}<110>として残存する。{113}<110>は α 域での加工により{112}<110>を安定方位とし、{332}<113>は{554}<225> \rightarrow {111}<112>への回転を生じる。

これらの方位を有する場合の圧延方向に対する角度とr値の関係(板面内異方性)は、Danielらの方法により求めた結果¹⁶⁾によれば、{111}<112>はいずれの方向もr値は高く、2~3の値となるが、{001}<110>はいずれの方向もr値は低く、とくに0°、90°方向、すなわちL方向(r_L)とC方向(r_C)のr値は0である。また、{112}<110>は45°方向のr値(r_D)は3以上で高いが比較して0°(r_L)、90°(r_C)のr値は1以下と低い。

本実験による冷延材の(200)極点図をFig.10に示す。B添加材はB無添加材に比べて、{112}<110>、{001}<110>に強い集積が見られ、本実験でも上述のDanielらの結果が確認された。これらの結果からB添加による冷延-焼鈍後のr値の面内異方性の変化は熱間圧延集合組織に起因したものと結論される。すなわち、B添加により熱延板では{001}<110>、{113}<110>、{332}<113>に強い集積を有する集合

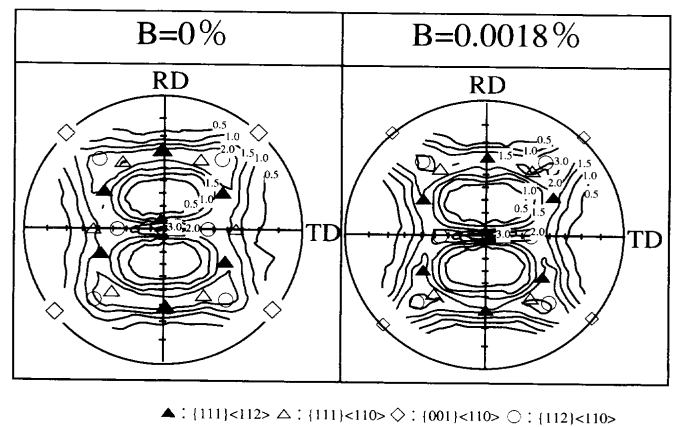


Fig. 10. (200) pole figures showing the effect of boron addition on texture formation of the cold rolled steels.

組織を形成する。これらの方位が冷間圧延により冷延安定方位に回転し、{112}<110>、{001}<110>への集積が強い集合組織を有する。これらの方位はL方向、C方向のr値を低下させる方位である。一方、B添加材であっても熱延板にいずれの方位にも大きな集積を示さないように処理した場合は、B添加の有無にかかわらず冷延-焼鈍後のr値の面内異方性は非常に大きくなる。以上の結果から、熱延板の変態集合組織が焼鈍後のr値の面内異方性に影響を及ぼし、B無添加材に比べてr値の面内異方性が小さくなったものと結論付けられる。

5. まとめ

Ti添加IF鋼にBを添加することにより、冷延焼鈍後のr値の面内異方性が小さくなり、また Δr を0.1以下にすることで、イヤリングの発生が極めて抑制されることを明らかとした。

Ti添加IF鋼においてB添加の有無により冷延-焼鈍後のr値の面内異方性が異なる要因について、熱延板の集合組織を詳細に調べ、以下の結果を得た。

(1) B無添加IF鋼は熱間圧延において、特定の方位に集積のほとんどない弱い集積を持つ集合組織であるのに対し、Bを添加することにより、 γ -fiber, α -fiber とくに $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ に集積の強い集合組織を生じる。

(2) このような集合組織を有する熱延板のr値は r_L , r_C の値が小さく、 r_D の値が大きくなり、面内異方性は大きくなる。

(3) Bを添加した熱延板に認められる集合組織は冷延後 $\{001\}\langle 110 \rangle \rightarrow \{001\}\langle 110 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle \rightarrow \{112\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle \rightarrow \{111\}\langle 112 \rangle$ が安定方位となる。 $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ はL方向 (r_L), C方向 (r_C) のr値を低下させる方位であるため、B添加材はB無添加材に比べてr値の面内異方性が相対的に低くなる。

以上の結果から、B添加による冷延焼鈍板のr値の面内異方性に対して、熱延板の変態集合組織が大きな影響を与えることが明らかとなった。

文 献

- 1) T. Obara and K. Sakata: 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proc., vol. xxxv, ISS, Pennsylvania (1998), 307.
- 2) 坂田 敬: 第161回・162回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, 東京, (1996), 83.
- 3) N. Takahashi, M. Shibata and Y. Furuno: *Tetsu-to-Hagané*, **66** (1980), S1127.
- 4) T. Suda, M. Sakai, K. Tayama, K. Araki, M. Wada and H. Kajitani: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1983), S1365.
- 5) E. Yasuhara, K. Sakata, T. Kato and O. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **34** (1994) 99.
- 6) I. Tsukatani: *Tetsu-to-Hagané*, **75** (1989), 774.
- 7) Y. Yamazaki, S. Okada, S. Satoh, M. Morita and T. Kato: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 751.
- 8) J. Haga, T. Nagamichi, N. Mizui and A. Okamoto: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1148.
- 9) 谷川克己, 細谷佳弘, 西本昭彦: 極低炭素鋼の金属学, 日本鉄鋼協会, 東京, (1993), 170.
- 10) T. Sakai, I. Tai, N. Tsuji, Y. Saito and Y. Hirai: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1400.
- 11) T. Matsuoka and M. Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971) 1134.
- 12) Y. Inagaki: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976) 1000.
- 13) 細谷佳弘, 橋本 哲, 西本昭彦: 極低炭素鋼の金属学, 日本鉄鋼協会, 東京, (1993), 179.
- 14) T. Senuma and M. Kameda: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 870.
- 15) A. Jones and B. Walker: *Met. Sci.*, **8** (1974), 397.
- 16) D. Daniel: PhD thesis, McGill University, Montreal, (1990).