

© 1989 ISIJ

 論文
 論 文

極低炭素冷延鋼板の r 値におよぼす フェライト域熱延の影響

橋本 俊一*・鹿島 高弘*²・趙 景暉*³

Effect of Hot Rolling in Ferrite Phase on r -value of Cold Rolled and Annealed Extra Low Carbon Steel Sheet

Shunichi HASHIMOTO, Takahiro KASHIMA and Jing-hui ZHAO

Synopsis:

The effect of hot rolling in ferrite phase on r -value and recrystallization texture of cold rolled and annealed extra low carbon steel has been studied. In order to eliminate the inhomogeneous texture formation through thickness direction, the hot rolling with good lubrication condition was performed in this experiment.

The rolling texture was formed for the steels hot rolled in non-recrystallization ferrite region. This rolling texture brought the development of rolling texture after cold rolling and brought high r -value after annealing. The cold reduction giving highest r -value was depended on the formation of rolling texture in hot rolled steel sheet.

Even in the 70 or 80% of cold reduction, r -value of 2.3, which is as same as the highest value obtained by 90% of cold reduction in the conventional production process, was obtained in Ti or Nb-added extra low carbon steel by applying hot rolling in non-recrystallization ferrite region.

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

1. 緒 言

極低炭素鋼における冷延鋼板の r 値は熱延鋼板の材質、製造方法の影響を大きく受けることが知られている。GOODMAN ら¹⁾、BHOLE ら²⁾は低炭素 Al キルド鋼を用いて実験し、熱延仕上温度が A_{r3} 点以下の場合には熱延板で圧延面に平行な $\{100\}$ 集合組織が発達し、オーステナイト (γ) 域で熱延された場合に比べて冷延、焼鈍後の r 値が低下することを示している。また WHITELY ら³⁾はリムド鋼あるいは Al キルド鋼を用いて同様の実験を行い、熱延板での $\{110\}$ 集合組織の発達が冷延鋼板の r 値低下の原因となっていることを示している。さらに極低炭素 Ti 添加鋼を用いてフェライト (α) 域で熱延した場合の結果も報告されているが、いずれも r 値が劣化することを示しており^{4)~6)}、鋼種にかかわらず冷延鋼板の高 r 値確保のためには γ 域熱延が必要であることを示している。

いっぽう近年 α 未再結晶域で熱延時の固溶 C 量や潤滑条件を考慮して熱延することにより、冷間圧延集合組

織と同等の集合組織を得ることができ、再結晶後の集合組織も $ND//\langle 111 \rangle$ 繊維組織が発達し、高 r 値が得られることが示されている^{7)~11)}。このことは α 域熱延後さらに冷延、焼鈍した鋼板の r 値はかならずしも劣化するものでないことを示唆するものであり、従来の報告とは合致しない。これは従来の研究は α 域熱延特有の表層部におけるせん断集合組織の影響を考慮した議論がなされていないこと、炭素量が多いため ($\alpha + \gamma$) 2 相域が広く、 α 単相域での実験例が少ないこと、圧下率が適切でないことなどが原因と考えられる。このような背景のもとで、著者らは極低炭素冷延鋼板の r 値におよぼす熱延温度の影響を純粹に抽出するため、高潤滑熱延を施し板厚方向の集合組織の不均一性をできるだけ除いた状態で熱延温度を種々変え、 α 域熱延が冷延、焼鈍後の r 値、集合組織にどのような影響をおよぼすかを調査し、その金属学的意味を考察した。

2. 供試材および実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。いずれも真空

平成元年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 3 月 8 日受付 (Received Mar. 8, 1989)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd. 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

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

*3 中国鞍山鋼鐵公司 鋼鐵研究所 (Institute of Iron & Steel Research, Anshan Iron & Steel Complex)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb
N	0.0045	0.02	0.21	0.015	0.006	0.041	—	0.06
T	0.0020	0.02	0.11	0.002	0.008	0.024	0.032	—

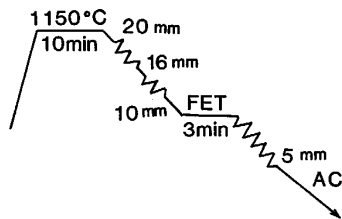


Fig. 1. Hot rolling condition in this experiment.

溶製した極低炭素 Al キルド鋼に鋼Nには Nb を，鋼Tには Ti を C, N の原子当量比以上に添加した鋼である。

熱延実験は Fig. 1 に示す条件で行った。20t×60w mm の素材を 1150°C に加熱し γ 域で 10 mm t まで 2 パスの圧延を実施した。引き続き 950 から 750°C の間の各種温度に 3 min 保持し仕上げ熱延を行った。本論文ではこの保持温度を熱延温度 (FET) として表現した。仕上げ熱延は牛脂をあらかじめロール表面に塗布したロールを用い、50% の圧下率で 1 パスの圧延を行った。この時の圧延速度は 20 m/s であり、仕上げ板厚は 5 mm である[†]。これらの熱延材を酸洗後牛脂潤滑を施しつつ 70, 80, 90, 93% の冷延、750°C×3 h の焼鈍を実施し、12.5 mm w の短棚型試験片による r 値の測定、および各過程での板厚中心部の {100} 極点図およびランダム標準試料と対比した低指数面の X 線強度比 (極密度) を測定した。この結果を本論文では $I(222)$ などと表記した。なお圧延直角方向の r 値の測定は、試験片の長さが十分でないので、初期ケガキ長さを他の方向の 1/2 の 15 mm とし、 n 数を 4 とすることで精度の向上をはかった。また供試材の圧延時の変態温度を推定するため、 γ 域での加熱、圧延を Fig. 1 と同じ条件で加工フォーマスターにてシミュレートし、その後 2°C/s で冷却しその過程での膨張変化により変態温度を測定した。

3. 実験結果

3.1 熱延後の組織、硬さ

Fig. 2 に本実験における熱延状態をまとめて示す。加工フォーマスターで測定した鋼 N, T の A_{r3} 温度はそれぞれ 865, 880°C, A_{r1} 温度は 820, 855°C であった。なお図中のジグザグは熱延温度範囲を示している。熱延

[†] 本圧延条件では、無潤滑圧延に比べ圧延荷重が 30% 低減し、板厚方向での集合組織変化も認められなかった。

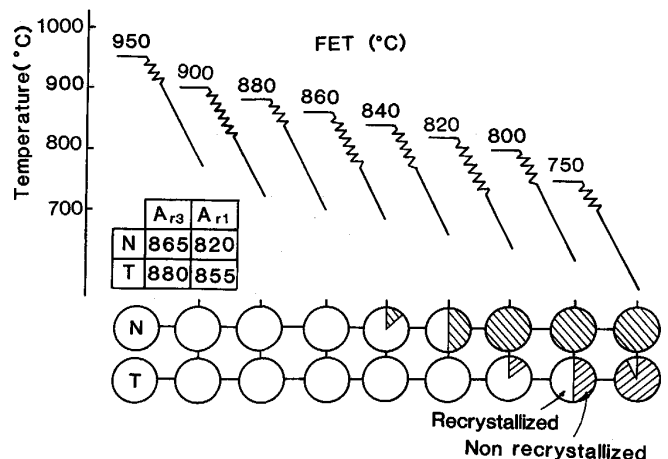


Fig. 2. Hot rolling temperature range and fraction of non-recrystallized region indicated by shade in each hot rolling condition. Transformation temperature is shown in table.

は FET に 3 min 保持後約 2 s で開始しているので、FET と圧延開始温度にはほとんど差がない。圧延後の組織において存在する α 未再結晶粒の割合を円内の斜線で示したが、鋼Nでは FET 860°C 以下で、鋼Tでは 820°C 以下で未再結晶粒が混入し始める。鋼Nでは FET 820°C で 100% 未再結晶粒で覆われるが、鋼Tでは 750°C でも少量の再結晶粒が存在した。熱延板の硬さ変化は未再結晶粒の存在状態と対応し、鋼Nでは FET が 860°C より低くなると、また鋼Tでは 820°C より低くなると硬化し始め、すべての温度で鋼Nの方が硬い。これらの結果、FET 950°C では γ 域熱延、鋼Nでは FET 820°C 以下で α 未再結晶域圧延となり、鋼Tでは FET 840°C で α 再結晶域圧延、750°C では α 未再結晶域圧延となっている。すなわち各種の条件で圧延された熱延鋼板が得られており、これを素材として冷延、焼鈍を行った場合の r 値におよぼす熱延素材の影響について以降に述べる。

3.2 冷延鋼板の r 値

Fig. 3, 4 に鋼Nと鋼Tの FET, 冷延率と r 値の関係を示す。鋼Nでは 70% あるいは 80% の冷延率材においては、FET 900°C で熱延された鋼が $\bar{r}=2.0$ 程度であるのに対し、 α 未再結晶域で熱延された鋼では $\bar{r}=2.4$ 程度の高い r 値を示し、かつ面内異方性 (Δr) も小さい。冷延率 90 および 93% では FET と r 値の関係は明瞭ではなく、大きな熱延温度依存性はない。ここに示した結果ではいずれの FET においても 93% 冷延材の方が r 値が 0.2 から 0.4 低く、 Δr も 0.2 程度低い。Fig. 4 に示した鋼Tではやや傾向が異なり、冷延率 90% では FET 900°C から 750°C まですべての範囲で $\bar{r}=2.3$ 程

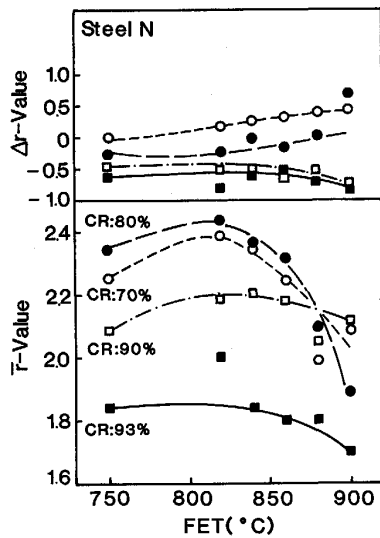


Fig. 3. Effects of hot rolling temperature and cold reduction on r -value of steel N.

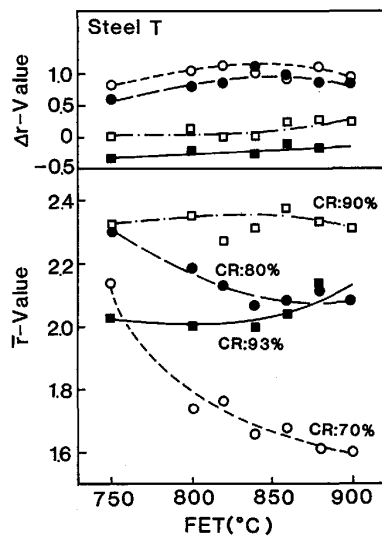


Fig. 4. Effects of hot rolling temperature and cold reduction on r -value of steel T.

度のもっとも高い r 値を示す。冷延率 80% では α 未再結晶域圧延である $FET 750^\circ\text{C}$ の場合のみ 90% 冷延材と同等の $\bar{r} = 2.3$ の高い r 値を示し、 FET の上昇とともに r 値は低下し、 $FET 900^\circ\text{C}$ では 2.0 程度となる。冷延率 93% の場合でも鋼 N とは異なり、いずれの FET でも 2.0 以上の r 値を示すが、 FET が高い方がより高い r 値となっている。冷延率 70% の場合には、冷延率 80% の場合と同様の傾向であるが、全体として r 値が低く、かつ FET との関係がより顕著になっている。すなわち α 未再結晶域圧延である $FET 750^\circ\text{C}$ の場合のみ $\bar{r} = 2.1$ と高い値を示し、それ以外ではすべて $\bar{r} = 1.8$ 以下の低い値である、 $FET 900^\circ\text{C}$ では 1.6 程度まで低

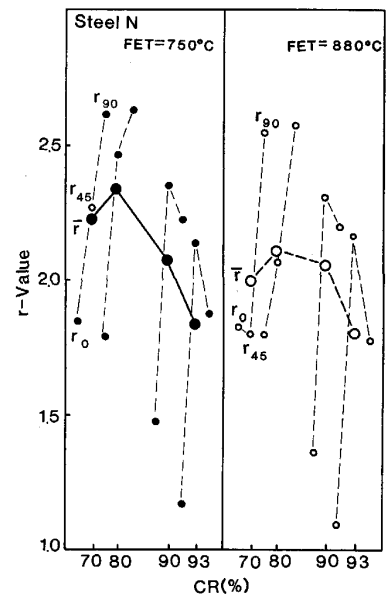


Fig. 5. Effect of hot rolling temperature on relationship between r -value and cold reduction of steel N.

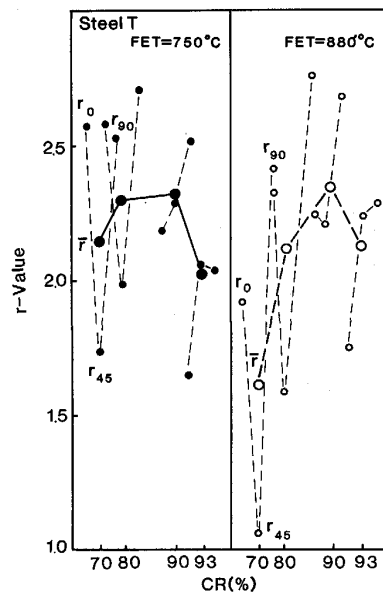


Fig. 6. Effect of hot rolling temperature on relationship between r -value and cold reduction of steel T.

下している。鋼 T の面内異方性は鋼 N に比べて全体として大きいものとなっているが、これは熱延条件にかかわらず鋼 T に比べて鋼 N の方が熱延鋼板の結晶粒が小さく、微細析出物が多数析出していたことによるものと考えられる¹²⁾。

α 未再結晶域圧延である $FET 750^\circ\text{C}$ の場合と再結晶組織を示した $FET 880^\circ\text{C}$ の場合の r 値の冷延率依存性

¹²⁾ 両鋼で変態温度が異なるため、同じ $FET 880^\circ\text{C}$ でも鋼 T はほぼ全圧延が 2 相域で成されているが、鋼 N では γ 域と 2 相域両域にまたがる圧延となっている。

について Fig. 5, 6 に示す¹². 横軸は初期板厚を t_0 , 圧延後の板厚を t とし, $\ln(t_0/t)$ で求まる値である. Fig. 5 に示した鋼 N の場合, $FET 750^\circ\text{C}$ 材では冷延率 80% で r 値の最大値をとり, 90% 冷延材の r 値は 70% 冷延材の r 値よりも低い. 従来の γ 域熱延材では 90% 程度の冷延率で r 値の最大値を示すが, それと比べて大きな違いとなっている. $FET 880^\circ\text{C}$ の場合も傾向は似ているが, 一般に 45° 方向の r 値の最大値と \bar{r} 値の最大値を示す冷延率がほぼ一致すること, 面内異方性の変化, あるいは Fig. 3 の傾向から判断して \bar{r} 値の最大値は 80 から 90% の冷延率の間に存在するものと推測される. すなわち r 値の最大値を示す冷延率は $FET 750^\circ\text{C}$ に比べ高冷延率側に移行し, γ 域熱延材のそれに近づく. Fig. 6 に示した鋼 T の場合, $FET 750^\circ\text{C}$ 材では冷延率が 80~90% の場合に $\bar{r}=2.3$ の最大値を示し, 93% では $\bar{r}=2.0$ まで低下する. また面内異方性も冷延率の増加とともに V 字型から直線型, 逆 V 字型へと変化する. $FET 880^\circ\text{C}$ の場合には冷延率 70, 80% の材料で r 値の低下が著しく, 90% で最大値を示す. 面内異方性も $FET 750^\circ\text{C}$ の場合に比べて低冷延率での V 字型がより大きく, 93% でも逆 V 字型にはいたっていない. 鋼 N に比べいずれの FET においても最高の r 値を示す冷延率はやや高冷延率側に移行する. 鋼 N, T の違いにより r 値の最大値を示す冷延率, 面内異方性の傾向などは異なるが, α 未再結晶域圧延材では他の条件で圧延された場合に比べて, r 値の極大を示す冷延率が低冷延率側に移行し, 得られる最高の r 値も γ 域熱延材と同等の高い値となっている.

3.3 冷延鋼板の集合組織

Fig. 7 に鋼 T について r 値と密接な関係のある冷延-焼鈍後の $I(222)/I(200)$ あるいは $I(222)$ の FET および冷延率との関係を示す. 70% あるいは 80% の低冷延率材では FET が 900°C から 800°C の間では大きな変化はないが, α 未再結晶域圧延である $FET 750^\circ\text{C}$ の場合に飛躍的に値が大きくなっている. またそれぞれの値は 80% 冷延材の方が高く r 値の傾向と一致している. 90% あるいは 93% の高冷延率材では r 値の傾向と同様に FET の影響は小さく, FET の低下とともに $I(222)/I(200)$ および $I(222)$ がやや増加する程度である. $FET 750^\circ\text{C}$ 材における $I(222)/I(200)$ の順位は $90\% > 80\% > 70\% > 93\%$ であり, $FET 880^\circ\text{C}$ 材では $90\% > 80\% > 93\% > 70\%$ となっており, この順位は Fig. 6 に示した r 値の順位とほぼ一致する. この傾向を含め全体として r 値の変化と極密度の変化傾向はほぼ一致したものとなっている. これは熱延, 冷延とも牛脂

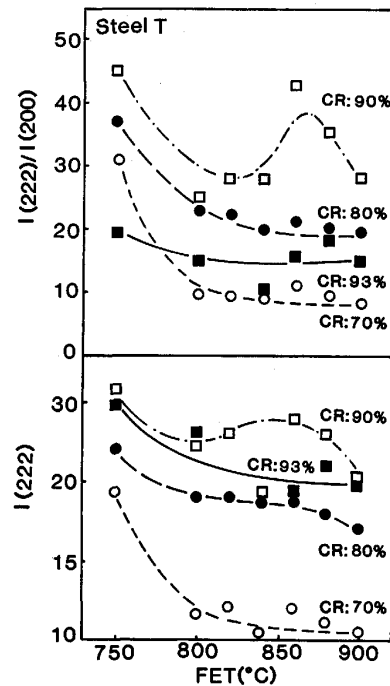


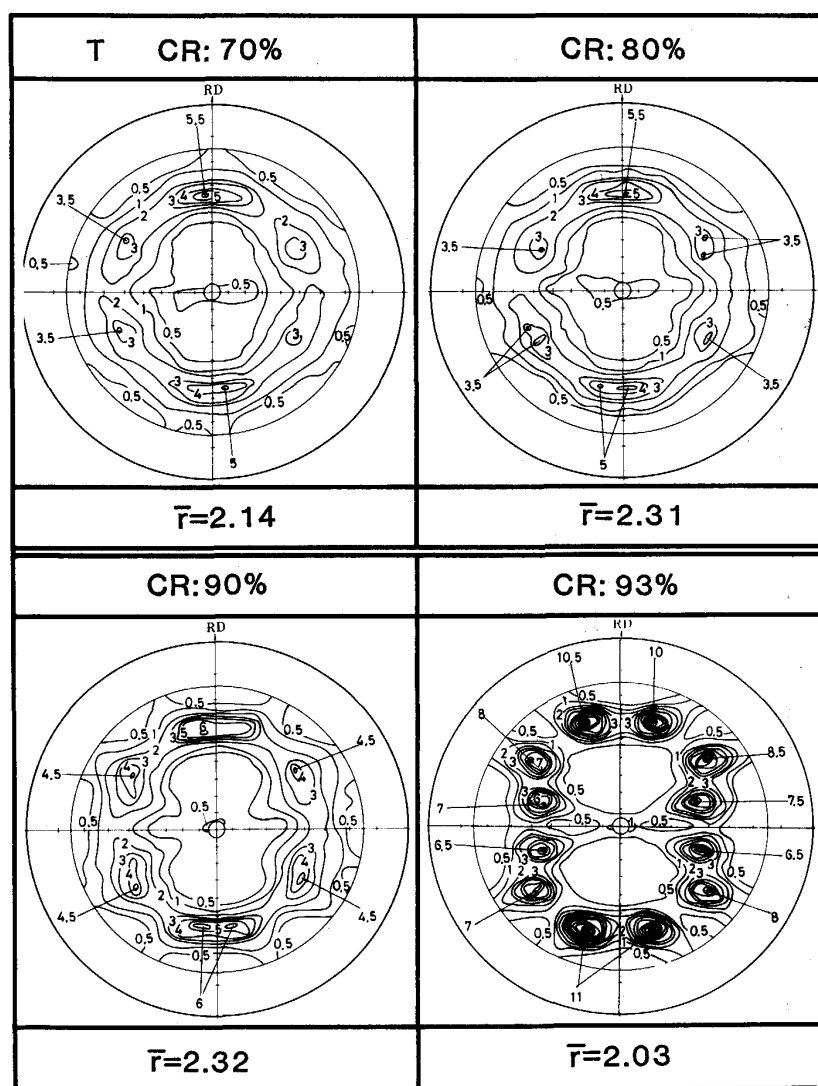
Fig. 7. Effects of hot rolling temperature and cold reduction on $I(222)$ and $I(222)/I(200)$ of cold rolled and annealed steels T.

による高潤滑圧延を行っていることから, 焼鈍板においても板厚方向の集合組織変化が非常に小さいことによる.

Fig. 8 に鋼 T を $FET 750^\circ\text{C}$ で熱延した場合の冷延-焼鈍後の $\{100\}$ 極点図を示す. 冷延率が 70, 80, 90% と増加するにしたがい Near $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位への集積が増加し, $\{100\}$ 方位への集積は低下する. 冷延率が 93% になると $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位は $RD-60^\circ//\langle 110 \rangle$ まわりに回転し, 高冷延率材によく見られる方位となり, その集積はさらに強くなる. いっぽう $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位への集積は 70% 冷延材よりも強くなり, Fig. 7 で示したように $I(222)/I(200)$ は最小値となり r 値の低下をもたらしている.

3.4 熱延, 冷延, 焼鈍各過程の集合組織変化

$FET 750^\circ\text{C}$ と 880°C の熱延鋼板を素材とし, 70% の冷延, 焼鈍を行ったときの鋼 T の各過程の $\{100\}$ 極点図を Fig. 9 に示す. $FET 750^\circ\text{C}$ で熱延した状態では, 低い冷延率で冷延を行ったときに得られる冷延集合組織と類似の集合組織が生成している. 70% の冷延を加えることにより $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位を主方位とする冷延集合組織の形成が認められ, 焼鈍後 Near $\{554\}\langle 225 \rangle$ 再結晶集合組織が得られる. そのときの \bar{r} 値は 2.14 である. いっぽう $FET 880^\circ\text{C}$ で熱延した場合には $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位を主方位とする熱延板集合組織が得られ,



$FET = 750^{\circ}\text{C}$

Fig. 8. Effect of cold reduction on $\{100\}$ pole figures of cold rolled and annealed steels T.

70% 冷延後も $RD//\langle 110 \rangle$ 繊維組織の発達は十分でなく、再結晶後も 750°C 熱延材ほどシャープな集合組織は得られていない。FET 750°C 材に比べて $ND//\langle 111 \rangle$ 繊維組織への集積が低く、逆に $\{100\}\langle 011 \rangle$ 方位への集積が高いことから \bar{r} 値も 1.61 と低い値となっている。Fig. 9 に示した鋼 T もここには示していないが鋼 N も傾向は同じであるが、鋼 N の方が熱延鋼板における $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位への集積が強く、結果として低冷延率の冷延鋼板における $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位への集積、焼鈍板における Near $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位への集積が顕著となっている。

4. 考 察

本実験においては熱延温度を種々変化させ、 γ , $\gamma + \alpha$, α 各相での熱延を実施した。その結果マイクロ組織、集合

組織の大きく異なる熱延鋼板が得られたが、これらの各種熱延鋼板を素材として冷延率を変化させ r 値におよぼす影響を検討した結果、 α 未再結晶域熱延材であっても r 値の低下はほとんどなく、逆に低い冷延率で高い r 値が得られるなどの利点も明らかとなった。ここでは Fig. 10 に示した FET と熱延板の硬さ、熱延板、冷延板の $I(222)$ および冷延-焼鈍板の r 値の関係をベースに必要なデータを加えながら結果の考察を行う。

4.1 熱延鋼板の集合組織形成

Fig. 10 に示したように熱延板の硬さと $I(222)$ 両者はほぼ同様の变化傾向を示し、加工フェライトの残存比率が大きいほど $I(222)$ が増加するが、鋼 N の $I(222)$ の変化を詳細に見ると同じ α 未再結晶域圧延であっても $I(222)$ は FET 820°C で最大値を示し、熱延温度の低下とともに低下している。これは Fig. 11 に示した

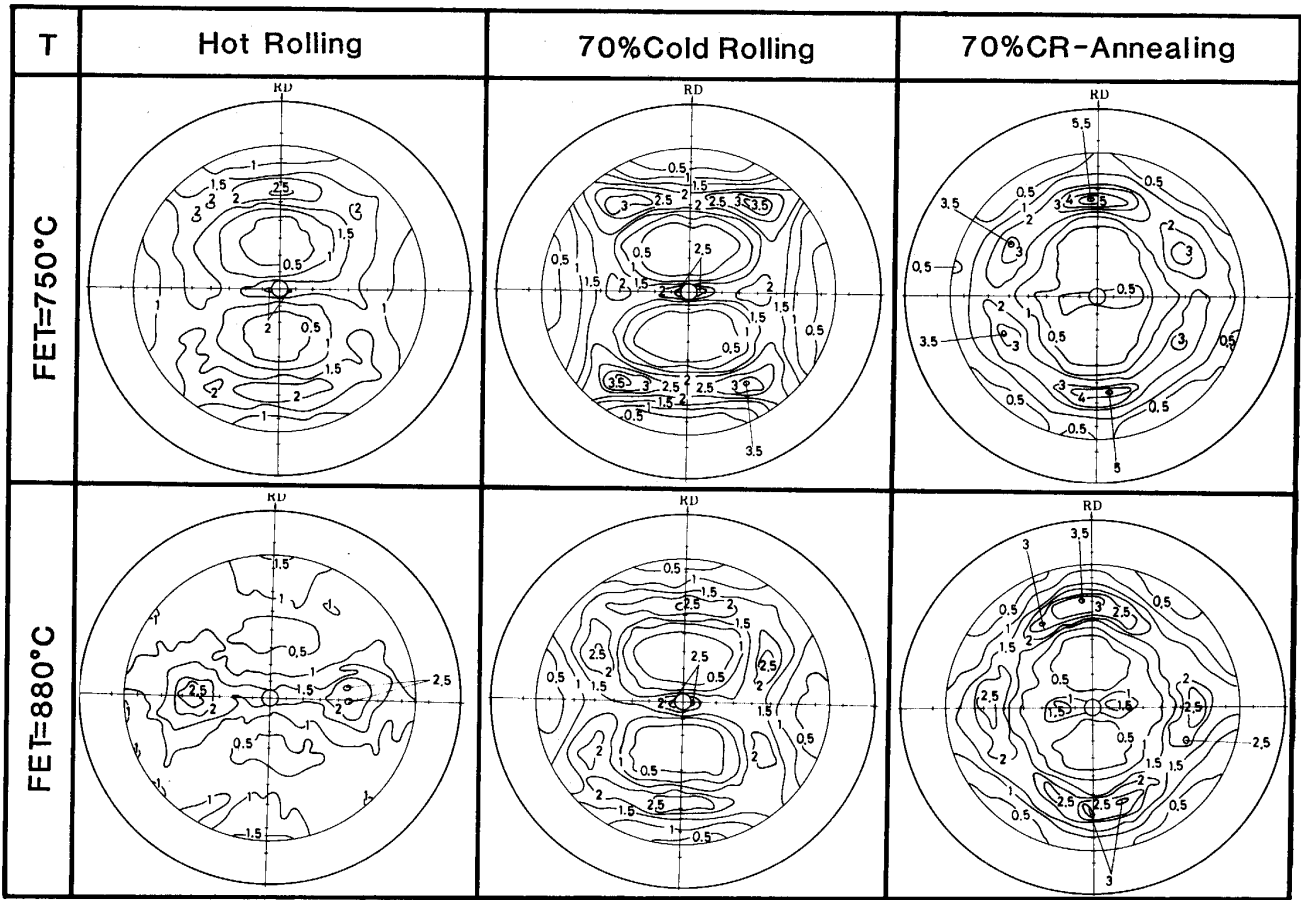
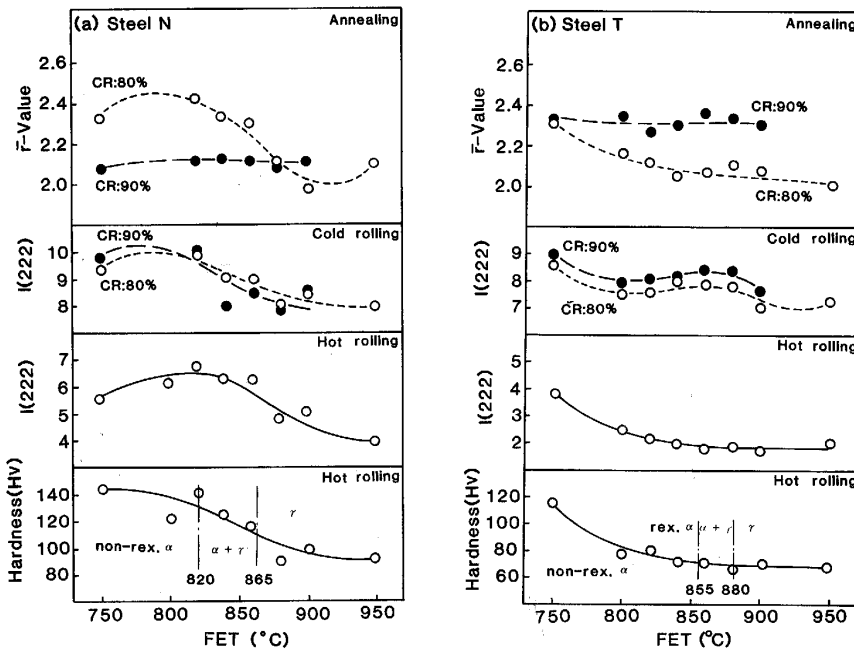


Fig. 9. Effect of hot rolling temperature on $\{100\}$ pole figures of hot rolled steels, cold rolled steels and annealed steels (Steel T, $FET = 750^\circ\text{C}$, 880°C).



(a) Steel N (b) Steel T
Fig. 10. Effect of hot rolling temperature on hardness and $I(222)$ of hot rolled steels, $I(222)$ of cold rolled steels and r -value of annealed steels.

$\{100\}$ 極点図から、高温域 ($FET 800^\circ\text{C}$) では $\{554\}$ $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が優先し、低温域 ($FET 750^\circ\text{C}$) では $\langle 225 \rangle$ から $\{112\} \langle 110 \rangle$ 方位にかけての $RD-60^\circ//$ $\{112\} \langle 110 \rangle$ から $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位にかけての $RD//$

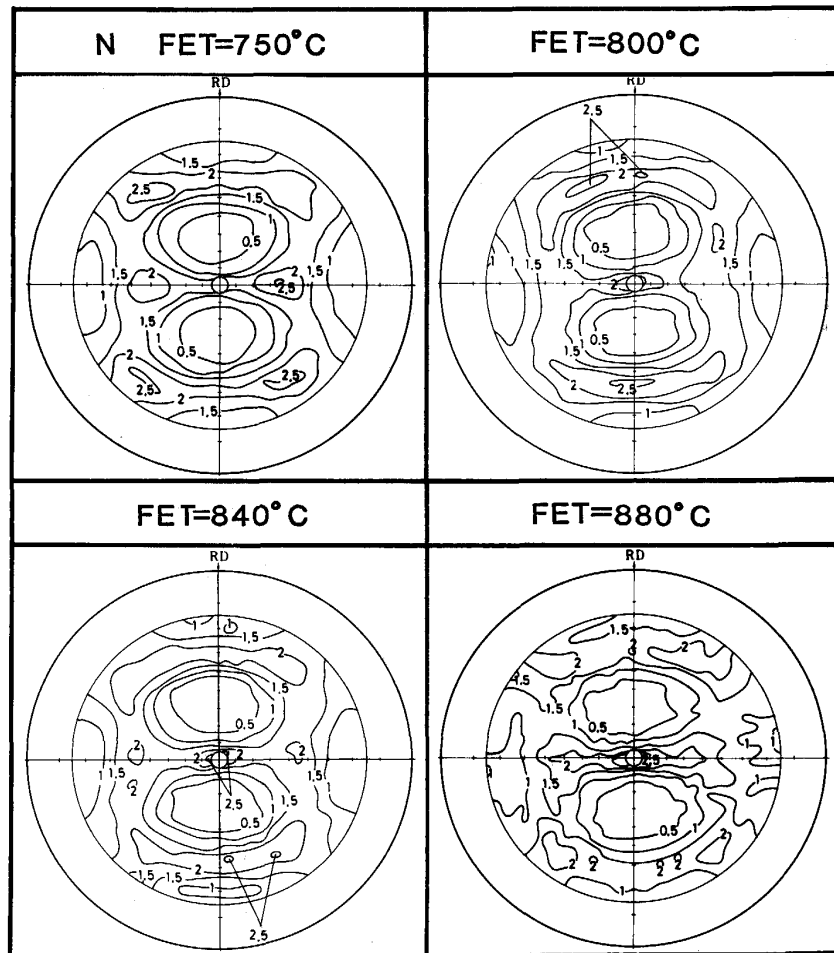


Fig. 11. Effect of hot rolling temperature on $\{100\}$ pole figures of hot rolled steels N.

<110>繊維組織が優先していることから説明できる。BENNEWITZ¹³⁾は冷延集合組織の形成におよぼす冷延率の影響を検討し、低冷延率では $RD-60^\circ//<110>$ 繊維組織が形成され、冷延率の増加とともに $\{112\}<110>$ 方位を主方位とする $RD//<110>$ 繊維組織に移行することを示しているが、本実験結果の高温域、低温域の相違は BENNEWITZ の低冷延率、高冷延率の相違と類似している。NAKAMURA ら¹⁰⁾は熱延板での未再結晶粒の増加にともなう硬化量と $I(222)$ の発達とは相関関係があることを示しているが、定性的には本結果もそれに合致する。Nb 添加鋼の方が再結晶温度が高く、圧延集合組織の発達がより高温域から得られ、 $FET 800^\circ\text{C}$ の鋼 N と $FET 750^\circ\text{C}$ の鋼 T はほぼ同等の熱延板集合組織が得られることを確認している。この結果も熱延鋼板の硬さと圧延集合組織の間に関連があることを示している。

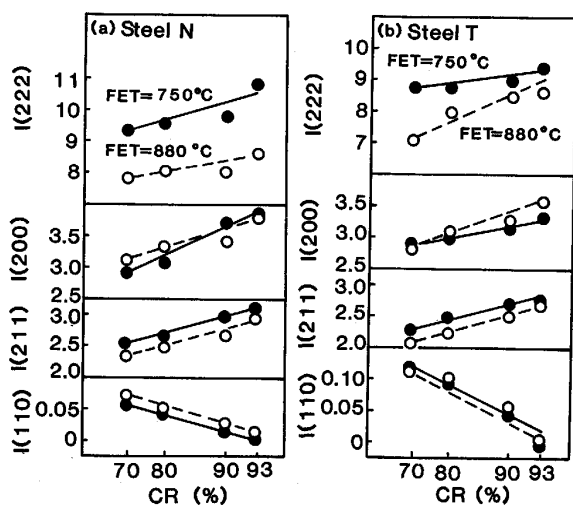
4.2 冷延集合組織の形成

Fig. 10 に示したように、熱延温度の変化にともなう熱延板の $I(222)$ の変化挙動と、80% あるいは 90% 冷延材の $I(222)$ の変化挙動はほぼ同じであり、冷延集合

組織は熱延集合組織の影響を大きく受けていることがわかる。Fig. 12 に $FET 750^\circ\text{C}$ 、 880°C 両者の冷延率にともなう冷延集合組織変化を示す。冷延率の増加にともない $I(222)$ 、 $I(211)$ 、 $I(200)$ が増加し、 $I(110)$ が減少することはよく知られた事実であるが¹⁴⁾¹⁵⁾、本結果においても冷延率の増加にともない同じ変化が認められる。その発達の程度は素材の熱延鋼板での圧延集合組織の形成度合いに依存し、 α 未再結晶域圧延材の方が、また鋼 N の方が同一冷延率で比較したとき、冷延集合組織の発達が著しい。さらに熱延条件、および鋼種にかかわらず各方位の変化傾向がほぼ平行であることは、熱延鋼板での圧延集合組織の発達の程度が冷延後の冷延集合組織の形成を決定しているものと考えられる。したがって α 未再結晶域圧延での圧下率を増加させれば、70% 程度の冷延率であっても、 γ 域熱延-90% 冷延材相当の r 値を得ることが可能となる。

4.3 再結晶集合組織の形成および r 値

Fig. 10 に示したように冷延板の $I(222)$ は α 未再結晶域圧延材で発達する。それと同じ変化傾向が 80% 冷



(a) Steel N (b) Steel T

Fig. 12. Effect of cold rolling reduction on pole intensity of cold rolled steels.

延-焼鈍板の r 値にも認められており、この傾向は 70% 冷延材でも同様である。いっぽうここに示した 90% 冷延材や 93% 冷延材では明瞭な関係は認められていない。これは低冷延率領域では $I(222)$ で代表した冷延集合組織の発達が再結晶集合組織において $I(222)$ の増加、 $I(200)$ の減少をもたらし、 r 値の向上に反映するのに対し、高冷延率領域では冷延集合組織の発達が再結晶集合組織において $I(222)$ 、 $I(200)$ 両者の増加をもたらし、両者の増加の程度により r 値が微妙に変化することによる。

Fig. 5, 6 に示したように熱延板で圧延集合組織が形成され、冷延後さらに圧延集合組織が発達する FET 750°C 材と、そうでない FET 880°C 材の冷延率と r 値の関係を見たとき FET 880°C 材では通常の γ 域熱延材にみられるように 90% 程度の冷延率で r 値の最大値を示し、 FET 750°C 材のように熱延板で圧延集合組織を有する場合には 80 から 90% の領域で最高の r 値を示す。得られる最高の r 値は鋼 T ではほぼ同等であるが、鋼 N では α 未再結晶域圧延材の方がやや低い。本実験結果から低冷延率の冷延-焼鈍材の r 値は α 未再結晶域熱延材を素材としたとき明らかに向上するが、冷延率を大幅に変え、 α 未再結晶域圧延材、 γ 域熱延材それぞれの最高の r 値を求めそれを比較した場合、得られる r 値は必ずしも一致せず、鋼 N の例のように前者の方が低くなる場合も存在する。これは熱延集合組織と冷延集合組織が必ずしもまったく同質のものではないことを意味するものであり、定量的な比較検討が今後の課題と考える。

5. 結 言

冷延鋼板の r 値におよぼす熱延条件の影響、特にフェライト (α) 域熱延の影響を検討した。本実験においては α 域熱延特有の板厚方向の集合組織の不均一性の影響を除外するため、牛脂による高潤滑熱延を実施した。得られた結果の要点を以下に示す。

(1) α 域でかつ未再結晶粒が得られる熱延条件でのみ、熱延板において圧延集合組織が形成される。このような熱延鋼板を素材とした場合には、その後の比較的低い圧下率の冷延により γ 域熱延-冷延材に比べて冷延集合組織が発達し、それに対応して $ND//\langle 111 \rangle$ 再結晶集合組織が発達し、高 r 値が得られる。また熱延鋼板での圧延集合組織の発達の程度に応じて最高の r 値を示す冷延率は変化する。

(2) α 未再結晶域熱延を積極的に活用することにより、実用的に用いられている冷延率である 70 から 80% の冷延率であってもその材料の有する最高に近い r 値を得ることが可能となる。ただし実際の熱延においては本実験で実施したような高潤滑が期待できず、それにとりまう r 値の低下が予想されるが、その問題については別途報告する予定である。

文 献

- 1) S. R. GOODMAN and H. HU: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1629
- 2) S. D. BHOLE, W. T. ROBERT and D. V. WILSON: Met. Sci., 8 (1974), p. 277
- 3) R. L. WHITELY, D. E. WISE: "Flat Rolled Products III" ed. by E. W. EARHART (1962), p. 47
- 4) 佐藤 進, 小原隆史, 大沢一典, 西田 稔: 鉄と鋼, 70 (1984), S1247
- 5) 河野 彪, 柴田政明, 早川 浩, 佐柳志郎, 古野嘉邦, 松田真之: 鉄と鋼, 71 (1985), S1362
- 6) H. SAITOH, K. USHIOA, T. SENUMA, T. NAKAMURA and K. ESAKA: Proc. THERMEC 88, Tokyo (1988), p. 628
- 7) S. HASHIMOTO, T. YAKUSHIJI, T. KASHIMA and K. HOSOMI: Proc. ICOTOM 8 (1987), Santa Fe, ed. by J. S. KALLEND and G. GOTTSTEIN, TMS (1988), p. 673
- 8) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 山田健二: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1598
- 9) 橋本俊一, 葉師寺輝敏: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1617
- 10) T. NAKAMURA and K. ESAKA: Proc. THERMEC 88, Tokyo (1988), p. 644
- 11) S. HASHIMOTO, T. YAKUSHIJI, T. KASHIMA and K. HOSOMI: Proc. THERMEC 88, Tokyo (1988), p. 652
- 12) S. SATOH, T. OBARA, M. NISHIDA and T. IRIE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 24 (1984), p. 838
- 13) J. BENNEWITZ: Arch. Eisenhüttenwes., 33 (1962), p. 393
- 14) H. TAKECHI, H. KATO and S. NAGASHIMA: Trans. Metall. Soc. AIME, 242 (1968), p. 56
- 15) P. N. RICHARD and M. K. ORMAY: Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969), p. 715