

© 1988 ISIJ

論 文

極低炭素鋼のフェライト域熱延-再結晶焼鈍過程における集合組織形成におよぼす熱延ひずみ速度の影響

松岡才二*・佐藤 進*・小原隆史*・角山浩三*²

Effect of Strain Rate of Hot Rolling below A_{r3} on Formation of Recrystallization Textures of an Extra-low-carbon Steel

Saiji MATSUOKA, Susumu SATOH, Takashi OBARA and Kozō TSUNOYAMA

Synopsis:

The effect of strain rate during hot-rolling below A_{r3} transformation temperature on the formation of recrystallization textures of Ti-added extra-low-carbon sheet steel has been investigated. The intensity of {222} component of recrystallized sheet steel increased with the increase of the strain rate. Textures of hot-rolled sheet steels, which were similar to those of cold-rolled sheet steels, didn't depend on the strain rate. The {222} residual strain of specimens hot-rolled at high strain rate was higher than that of low strain rate specimens while {211}, {200} and {110} residual strains were independent of the strain rate. {111} oriented grains of the high strain rate specimen recovered faster than those of the low strain rate specimen while no change in recovery rate of {100} oriented grains was observed. Based on the above results, it is concluded that high strain rate hot-rolling at the ferrite region provides high stored energy only in {111} oriented grains, with the result that {111} oriented grains recover swiftly and intense {111} recrystallization texture is formed.

Key words : rolling ; low carbon steel ; recrystallization ; texture ; formability.

1. 緒 言

薄鋼板の絞り性はその集合組織によつて大きく影響を受けることが知られており、これまで再結晶集合組織の制御を目的として多くの研究がなされてきた。しかしながらこれまでの研究は主に冷延-焼鈍工程におけるものであり、フェライト域で熱延後直ちに再結晶焼鈍を施した時の集合組織を扱った研究は少ない^{1)~3)}。

ところで従来オーステナイト域圧延においては、圧延時のひずみ速度は熱間変形能および材質制御の上で重要な因子であることが知られており、変形応力はひずみ速度の増加により上昇し、また再結晶オーステナイト粒はひずみ速度とともに小さくなることが報告されている。このようなひずみ速度の効果は、たとえば制御圧延により高靱性鋼を得るための細粒化に利用されるなど工業的にも重要であるため、これまで数多くの研究が行われてきた⁴⁾⁵⁾。

一方、フェライト域での加工組織および変形抵抗におよぼすひずみ速度の影響を扱った研究もいくつかある。たとえば作井ら⁶⁾は純鉄多結晶を1073 Kで引張変形後、また大内ら⁷⁾は1.8% Al鋼を1273 Kで圧縮試験後それぞれ組織観察を行つた結果、サブグレインサイズがひずみ速度に依存して小さくなり、また変形抵抗もひずみ速度に依存して高くなることを報告している。

フェライト域熱延材のひずみ速度によるこのような下部組織の変化を考慮すると、再結晶の配向核生成説⁸⁾や高エネルギーブロック説⁹⁾を前提にすれば、再結晶集合組織もまた特徴的な変化を示すものと考えられる。しかしながらフェライト域熱延材の再結晶集合組織形成におよぼすひずみ速度の影響を扱った研究は著者らが知る限りでは見当たらない。

これはこれまで高ひずみ速度圧延を実験室的にシミュレートするのが困難であつたことにもよつている。最近、加藤ら¹⁰⁾は高速圧延における熱間加工-再結晶過程を

昭和62年10月日本金属学会にて発表 昭和63年2月3日受付 (Received Feb. 3, 1988)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*2 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

解析する手法を開発し、斎藤ら^{11)~14)}はその方法を用いてフェライト系ステンレス鋼板の熱延-再結晶挙動を明らかにした。本研究では同様の高速圧延機を用いて、フェライト域熱延条件としてひずみ速度のみを変化させた時の圧延および再結晶焼鈍後の組織変化、とくに再結晶集合組織形成におよぼすひずみ速度の影響を調べた。

2. 実験方法

圧延素材として Ti 添加極低炭素鋼の工場熱延板を使用した。その化学成分を Table 1 に、また実験工程を Fig. 1 にそれぞれ示す。この試料は結晶粒径約 30 μm の整粒組織を有しており、板厚は 5.4 mm であつた。

圧延素材をあらかじめ 1003 K で 10 min 加熱した後、圧延した。なお一部の試料について 1003 K で 10 min 加熱後水冷し、圧延素材の時効指数 (AI)¹⁵⁾を調べたところ、AI = 0 (kg/mm²) であり固溶 C, N はほとんど存在しないことが確認できた。また同時に組織観察も行つたところ、加熱処理による粒径の変化は認められなかつた。圧延条件は圧延温度が 973 K、圧下率が 70% (1パス)、ひずみ速度が 270 ~ 1100 s⁻¹ (圧延速度: 500 ~ 2000 m/min) の範囲であり、圧延後水冷した。水冷までの時間は 0.2 s 以内である。なお著者ら¹⁶⁾は圧延材の板厚方向の組織の均一化に潤滑圧延が有効であることをすでに見出しており、本研究においても表層部の影響を除去するために潤滑圧延を行つた。潤滑剤は鉱油を使用し、この時のロールと圧延材との間の摩擦係数は 0.1 程度であつた。圧延時のひずみ速度は以下の式によ

り求めた¹⁷⁾。使用したロールの半径は 355 mm である。

$$\dot{\epsilon} = \frac{2\pi n}{60\sqrt{r}} \sqrt{\frac{R}{H_0}} \ln \left[\frac{1}{1-r} \right]$$

n : ロール回転速度 (rpm) H₀ : 入側板厚 (mm)
r : 圧下率 R : ロール半径 (mm)

再結晶焼鈍は赤外線加熱炉を使用し、10 K/s の加熱速度で 1103 K で 40 s 均熱後空冷した。なお一部の試料については焼鈍過程における組織変化を調べるため、焼鈍途中で空冷した。硬度は荷重 5 kg のビッカース硬度測定を板厚 1/4 面にて行つた。また X 線測定および透過電子顕微鏡観察も板厚 1/4 面にて行つた。

X 線測定は、X 線回折強度比、{200} 極点図および積分回折幅を求めた。X 線回折強度比は代表的な面方位である {222}, {211}, {200} および {110} について求め、また極点図は反射法にて求めた。なお積分回折幅は、Mo 特性線を用いて測定した回折線プロファイルから逐次近似法で Kα₁ ピークを分離して求めた半価幅 B {hkl} とした。そして残留ひずみの程度を表す指標として、次式で定義する X 線回折幅拡がり比 β {hkl} を用いた¹⁸⁾。

$$\beta \{hkl\} = B \{hkl\} / B_0 \{hkl\}$$

ここで B₀ {hkl} はフェライト域圧延材を完全に再結晶させた試料の半価幅である。

3. 実験結果

3.1 圧延組織におよぼすひずみ速度の影響

圧延板の硬度におよぼすひずみ速度の影響を調べた結果を Fig. 2 に示す。試片は圧延後水冷したものであり、水冷までの時間は 0.2 s 以内である。圧延板の硬度はひずみ速度の増加とともに上昇している。なおこの時の圧延板の変形抵抗も同時に調べた結果、ひずみ速度の増加

Table 1. Chemical composition of sheet steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	N	Al	Ti
0.0025	0.017	0.069	0.009	0.008	0.0015	0.076	0.044

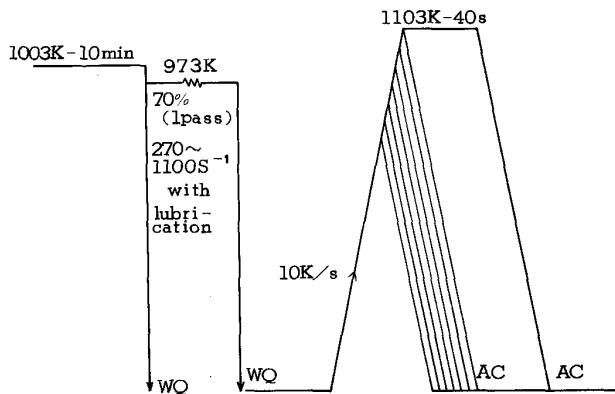


Fig. 1. Experimental procedure.

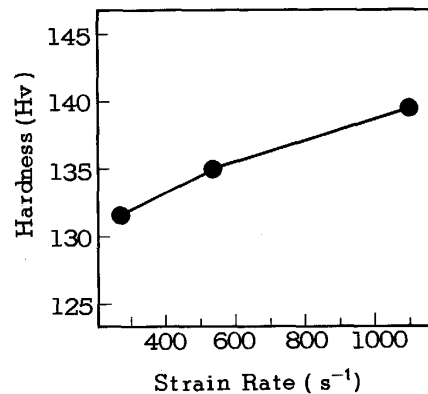


Fig. 2. Effect of strain rate on the Vickers hardness of sheet steel rolled at 973 K.

にともなつて変形抵抗も高くなり、圧延板の硬度上昇と対応していた。

Fig. 3 に圧延板の X 線回折強度比とひずみ速度の関係を示す。圧延板の $\{222\}$ 、 $\{211\}$ 、 $\{200\}$ および $\{110\}$ 強度比はひずみ速度にほとんど依存せず、ほぼ一定の値を示している。圧延板の $\{200\}$ 極点図におよぼすひずみ速度の影響を Fig. 4 に示す。圧延板の集合組織はひずみ速度にはほとんど依存せず、その主方位は $\{111\}$ $\langle uvw \rangle$ および $\{100\}$ $\langle 011 \rangle$ であり、従来報告されている冷延集合組織とほぼ同じである。

Photo. 1 に圧延板の $\{222\}$ 近傍方位の下部組織の透過電子顕微鏡写真の一例を示す。低ひずみ速度圧延材ではサブグレインの形成が明瞭であり、回復がかなり進行していることを示している。一方、高ひずみ速度圧延材

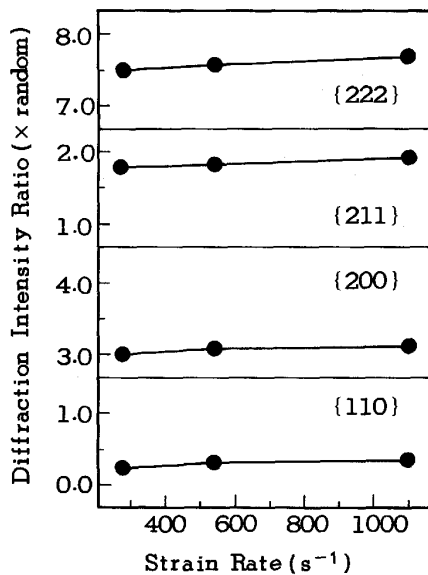


Fig. 3. Effect of strain rate on the diffraction intensity ratio of sheet steel rolled at 973 K.

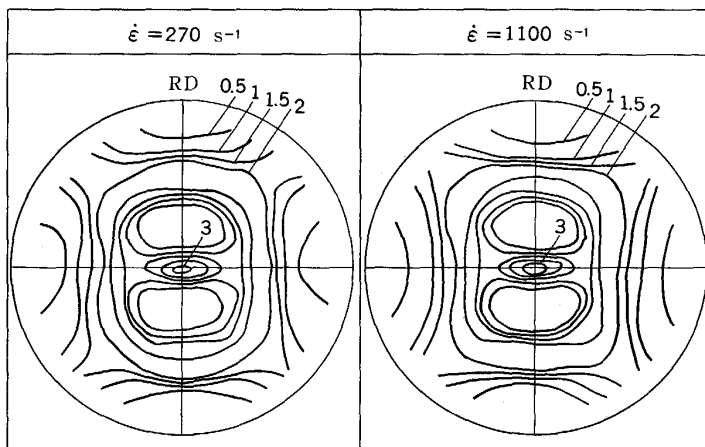


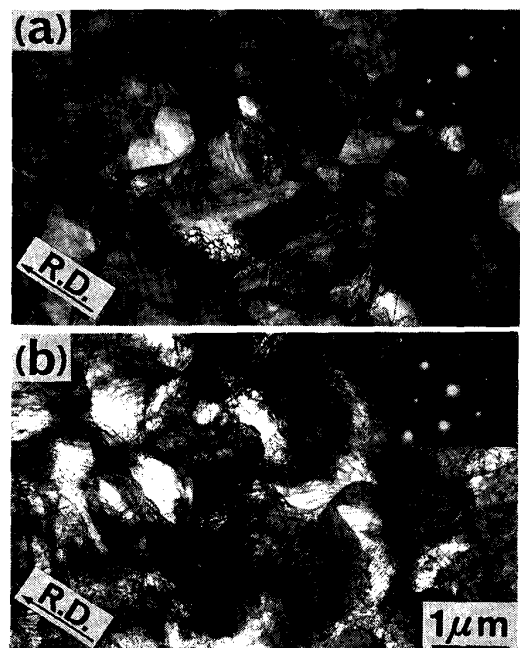
Fig. 4. Effect of strain rate on the $\{200\}$ pole figures of sheet steel rolled at 973 K.

ではセル構造に近く、かつ粒内には多数の転位が観察される。 $\{200\}$ 方位については、その下部組織にはひずみ速度による顕著な差は観察した限りでは認められなかった。

3・2 再結晶組織におよぼすひずみ速度の影響

フェライト域熱延後 1103 K - 40 s の再結晶焼鈍を施した試料の光学顕微鏡組織写真を Photo. 2 に示す。低ひずみ速度圧延材に比べ高ひずみ速度圧延材の方が再結晶粒径が若干小さくなっている。また、その組織は通常の冷延 - 焼鈍材とほぼ同じである。

再結晶焼鈍後の X 線回折強度比におよぼすひずみ速



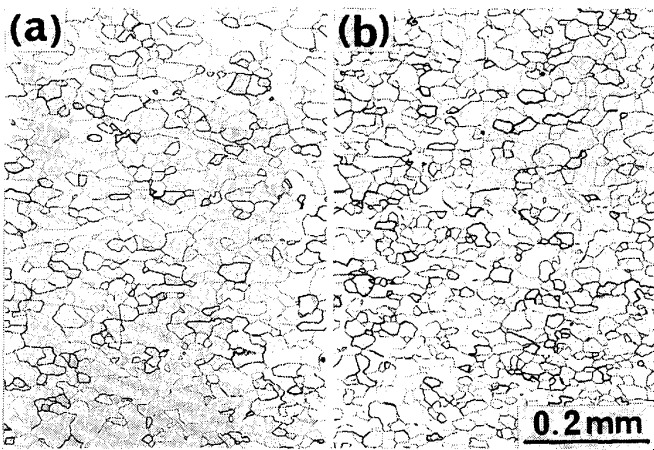
(a) $\dot{\epsilon} = 270 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 1100 \text{ s}^{-1}$

Photo. 1. Typical electron micrographs showing the morphology change of sheet steel rolled at 973 K.

度の影響を調べた結果を Fig. 5 に示す。Fig. 3 に示したように圧延板の集合組織はひずみ速度にほとんど依存しなかったが、再結晶処理後には {222} 強度比がひずみ速度とともに増加し、一方 {211}、{200} および {110} 強度比はひずみ速度にほとんど依存せず、ほぼ一定の値を示している。

再結晶焼鈍板の {200} 極点図におよぼすひずみ速度の影響を Fig. 6 に示す。ひずみ速度のいかんにかかわらずその主方位は {111} <uvw> および {100} <011> であり、従来報告されている冷延-焼鈍後の集合組織に比べて {100} <011> 方位への集積度が高いのが特徴である。また低ひずみ速度圧延材に比べて高ひずみ速度圧延材の方が {111} <uvw> 方位への集積度が大きく、とくに {111} <112̄> 成分が増加している。

3・3 再結晶過程の組織変化におよぼすひずみ速度の影響



(a) $\dot{\epsilon} = 270 \text{ s}^{-1}$ (b) $\dot{\epsilon} = 1100 \text{ s}^{-1}$

Photo. 2. Effect of strain rate on the optical microstructures of sheet steel annealed at 1103 K for 40 s.

再結晶焼鈍過程の硬度および集合組織におよぼすひずみ速度の影響を調べた結果を Fig. 7 に示す。低ひずみ速度圧延材および高ひずみ速度圧延材ともに再結晶開始温度は約 980 K であるが、低ひずみ速度圧延材に比べて高ひずみ速度圧延材の方がわずかに早く再結晶が進行している。またひずみ速度のいかんにかかわらず約 930 K の再結晶初期段階で {222} 強度比が減少し始め、1030 K まで減少した後、再び増加している。この時の {222} 強度比の減少量がひずみ速度により異なり、低ひずみ速度圧延材に比べて高ひずみ速度圧延材の方が減少量が少ない。また 1030 K からの {222} 強度比の増加

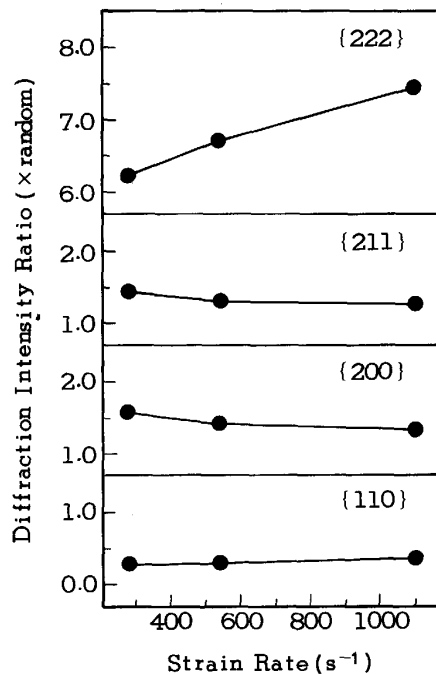


Fig. 5. Effect of strain rate on the diffraction intensity ratio of sheet steel annealed at 1103 K for 40 s.

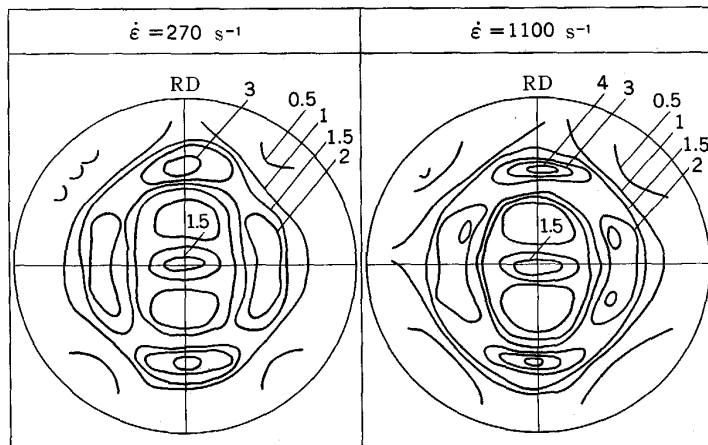


Fig. 6. Effect of strain rate on the {200} pole figures of sheet steel annealed at 1103 K for 40 s.

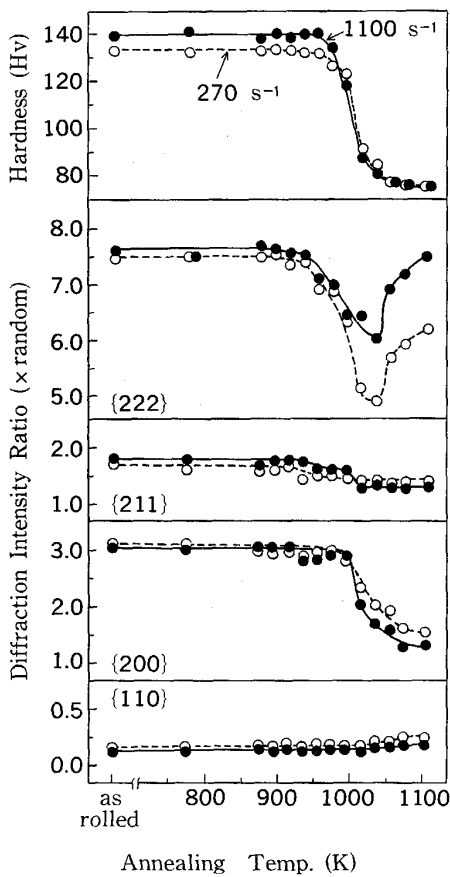


Fig. 7. Effect of strain rate on the Vickers hardness and diffraction intensity ratio during recrystallization process.

の割合は、低ひずみ速度圧延材および高ひずみ速度圧延材ともにほぼ同じである。その結果、完全再結晶後の $\{222\}$ 強度比は低ひずみ速度圧延材に比べて高ひずみ速度圧延材の方が高い。一方、 $\{200\}$ 成分は $\{222\}$ 成分よりも遅れて変化を開始し、再結晶の進行とともに単調に減少している。しかしながら、その変化はひずみ速度にほとんど依存しない。

再結晶過程における X 線回折幅拡がり比変化におよぼすひずみ速度の影響を Fig. 8 に示す。圧延後の $\beta\{222\}$ はひずみ速度に強く依存し、低ひずみ速度圧延材に比べ高ひずみ速度圧延材の方が $\beta\{222\}$ が大きい。さらに再結晶過程における $\beta\{222\}$ の変化がひずみ速度により異なり、高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材よりも早く回復している。一方、 $\beta\{200\}$ は圧延板およびその焼鈍過程においてひずみ速度依存性がほとんど認められない。なお $\beta\{211\}$ および $\beta\{110\}$ も $\beta\{200\}$ と同様にひずみ速度依存性は認められない。

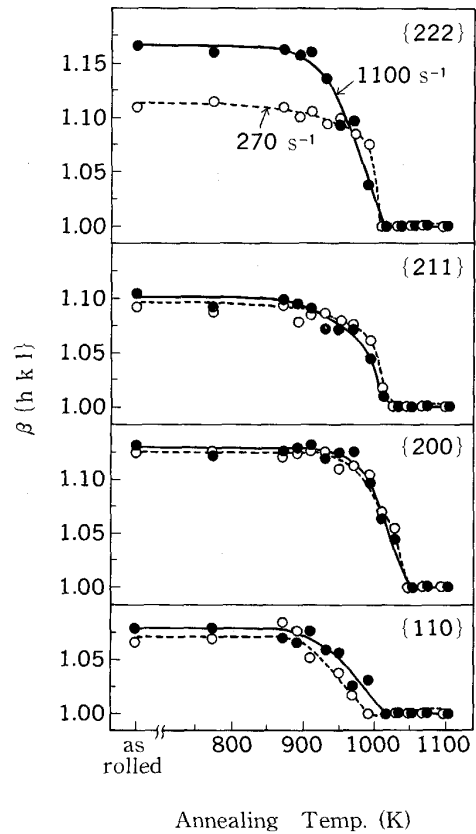


Fig. 8. Effect of strain rate on the $K\alpha_1$ half value ratio, $\beta\{hkl\}$, during recrystallization process.

4. 考 察

4.1 加工組織におよぼすひずみ速度の影響

フェライト域での加工組織におよぼすひずみ速度の影響を扱った研究はいくつかある。前述のように作井らは純鉄多結晶を 1073 K で引張変形後、また大内らは 1.8% Al 鋼を 1273 K で圧縮試験後それぞれ組織観察を行った結果、サブグレインサイズはひずみ速度に比例して小さくなることを報告している。

Photo. 1 に示したように、圧延時のひずみ速度の増加にともない $\{222\}$ 方位の下部組織が変化し、高ひずみ速度化により転位密度が上昇した。しかしながら、 $\{200\}$ 方位の下部組織には顕著なひずみ速度依存性が認められなかった。そしてその下部組織変化に対応して、Fig. 8 に示したようにひずみ速度を増加させると $\{222\}$ 方位の X 線回折幅拡がり比が増加した。この X 線回折幅拡がり比は圧延板の残留ひずみ、すなわち圧延時に導入された加工ひずみの程度を表しており、その方位粒の蓄積ひずみエネルギーに対応する。

圧延後の残留ひずみ量が圧延温度依存性を示すといった研究結果はいくつかある。たとえば林ら¹⁾は低炭素リ

ムド鋼を 273~1 223 K まで、また潮田ら²⁾は低炭素 Al キルド鋼を室温から 973 K までの温度で圧延した鋼板の X 線回折幅拡がりを測定している。そのうちとくに 773 K 以上の動的ひずみ時効が生じない温度域に着目すると、林らは圧延温度の低下により {222} 方位の X 線回折幅拡がりのみが増加し、{200} 方位のそれはほとんど変化しないことを示し、潮田らは圧延温度の低下とともに X 線回折幅拡がり量は増加するが、その割合が {200} 方位に比べて {222} 方位の方が大きいことを示している。

ところで転位論¹⁹⁾によれば、パイエルス力が大きく不純物の影響が少ない結晶では、塑性加工により導入された転位が結晶中を運動する場合の転位の運動は熱活性化過程で記述することができる。すなわち、ひずみ速度が増大することは変形温度の低下と相似の関係にある。また、このようなひずみ速度と変形温度との関係は、Zener-Hollomon 因子で整理できることが知られている。

本研究結果を上述の議論に基づいて解釈すると次のようになる。すなわち、ひずみ速度の増加は圧延温度の低下と等価の効果を有すると考えられるため、ひずみ速度を増加させることにより圧延板の {222} 方位の下部組織の転位密度が上昇し、それにともない蓄積ひずみエネルギーが増加したものと推定できる。

なお、ひずみ速度が増加しても {200} 方位の残留ひずみ量の変化が小さいのは、従来冷間加工で報告されているように、{200} 方位には元来ひずみが蓄積されにくいためであると考えられる。たとえば I. L. DILLAMORE ら²⁰⁾は冷延板の RD // [110] 軸まわりの蓄積ひずみエネルギーを透過電子顕微鏡観察より求めた結果、(001) 方位が一番低いことを示し、また橋本ら²¹⁾は RD // [110] 軸まわりの Si 鉄単結晶の冷延板の断面硬度を測定した結果、(001) 方位単結晶の硬度が一番低いことを示している。このように、{200} 方位にはひずみが蓄積しにくいので、ひずみ速度を増加しても残留ひずみ量の変化が小さかつたものと考えられる。

4・2 再結晶集合組織形成におよぼすひずみ速度の影響

これまで冷延板の再結晶集合組織の研究は数多く行われており、再結晶集合組織形成におよぼす要因として、結晶粒径²²⁾、析出物サイズおよび分布状態²³⁾、固溶 C、N 量²⁴⁾、などが重要であることが報告されている。

本研究では圧延素材として固溶 C および N を Ti で析出固定させた Ti 添加極低炭素鋼の工場熱延板を使用し、かつその固溶 C、N が圧延前にほとんど存在しないことを確認しているため、固溶 C、N の影響は無視できる。また圧延素材としては同一の工場熱延板を使用

しており、かつ圧延前の熱履歴も同一であるため、再結晶集合組織におよぼす結晶粒径および析出物の影響は無いと考えられる。したがって本研究においては、再結晶集合組織形成に影響をおよぼす因子としては圧延時のひずみ速度だけである。

Fig. 7 に示したように、再結晶過程において {222} 強度比は、再結晶の初期段階でいつたん減少した後、再結晶の進行とともに再び増加する。この再結晶過程における {222} 強度比の変化は、{222} 変形粒の一部が再結晶によりいつたん {222} 方位以外の再結晶粒になるものの、再び {222} 再結晶粒が他の方位を侵食して増加したことによる。この時、高ひずみ速度圧延材は低ひずみ速度圧延材に比べて再結晶初期段階における {222} 強度比の減少量が少なくなり、そのため再結晶後には {222} 強度比が高くなった。この現象は、前節で述べた圧延板の残留ひずみ量に起因するものと考えられる。

Fig. 8 に示したように、圧延後の {222} 方位の蓄積ひずみエネルギーは高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材に比べて高い。そのため再結晶焼鈍時に高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材に比べて {222} 方位が早く回復している。

配向核生成説および高エネルギーブロック説では、加工組織中のひずみエネルギー分布に場所的不均一性があることを仮定し、加工組織中のひずみエネルギーの高い領域が最初に回復し、それが再結晶核になり、再結晶集合組織を形成する。本研究のように圧延後の変形集合組織が一定であり、かつ再結晶集合組織に影響を与える因子が圧延板の蓄積ひずみエネルギーと下部組織のみである場合には、配向核生成説および高エネルギーブロック説を前提として考えることができる。

すなわち高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材よりも {222} 方位の蓄積ひずみエネルギーが高いため、再結晶過程において {222} 方位がいち早く回復し、{222} 再結晶粒がより大きくかつ多く形成されたと考えられる。そのような再結晶粒はその後成長するが、{222} 方位の再結晶粒が大きくかつ多いほど {222} 方位はより発達するため、高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材よりも再結晶完了時における {222} 強度比が高くなったものと考えられる。

一方、{211}、{200} および {110} 方位は、高ひずみ速度圧延材および低ひずみ速度圧延材とでその蓄積ひずみエネルギーに顕著な差が無いので、再結晶集合組織にもひずみ速度依存性が小さかつたと言える。

5. 結 論

Ti 添加極低炭素鋼の工場熱延板を用い、圧延温度を 973 K、圧下率を 70 % (1 パス)、ひずみ速度を 270 ~ 1100 s⁻¹ の範囲でフェライト域熱延後、直ちに再結晶処理を施したものの再結晶集合組織形成におよぼす圧延時のひずみ速度の影響を調べた結果、以下のことが明らかになった。

(1) フェライト域熱延材の再結晶集合組織はひずみ速度の影響を受け、ひずみ速度の増加とともに {222} 方位とくに {111} <112> 成分が優先的に増加し、他の方位はほとんど変化しない。

(2) 圧延まま材の変形集合組織はひずみ速度の影響をほとんど受けず、その主方位は {111} <uvw> および {100} <011> であり、従来報告されている冷延集合組織とはほぼ同じである。

(3) フェライト域熱延材の {222} 方位の下部組織はひずみ速度の影響を強く受け、高ひずみ速度圧延材は低ひずみ速度圧延材に比べ転位密度の高い加工組織を有する。

(4) X 線回折線幅拡がり比から判断して、圧延板の {222} 方位の残留ひずみ量は、高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材よりも多い。しかしながら、{200}、{211} および {110} 方位の残留ひずみ量はひずみ速度の影響がほとんど認められない。

(5) 再結晶過程においては、ひずみ速度のいかんにかかわらず {222} 方位が {200} 方位よりも早く回復するが、高ひずみ速度圧延材の方が低ひずみ速度圧延材よりも {222} 方位の回復が早い。一方、{200} 方位の回復速度にはひずみ速度による差は認められない。

(6) 以上の結果より、ひずみ速度の増加による再結晶焼鈍後の {222} 方位の増加は、高ひずみ速度圧延により {222} 方位の蓄積ひずみエネルギーが増加し、他の方位よりも早く回復 - 再結晶が進行したためであると考えられる。

おわりに本研究を行うにあたり、高速圧延機的设计・製造および実験手法において適切な助言を与えて下さいました大阪大学工学部の加藤教授、斎藤助教授および左海助手に感謝致します。

文 献

- 1) C. HAYASHI and T. OKAMOTO: Sheet Metal Industries, 55 (1978), p. 1234
- 2) 潮田造作, 大曾根英男, 阿部光延: 鉄と鋼, 66 (1980), S1245
- 3) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 山田健二: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1598
- 4) 大内千秋: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2081
- 5) 町田正弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2104
- 6) 作井誠太, 酒井 拓, 沢田裕治: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 1284
- 7) C. OUCHI and T. OKITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 23 (1983), p. 128
- 8) W. G. BURGERS and P. C. LOUWERSE: Z. Physik, 67 (1931), p. 605
- 9) R. W. CAHN: Proc. Phys. Soc., 63 (1950), p. 323
- 10) 加藤健三, 斎藤好弘, 左海哲夫: 鋼の熱間加工の金属学 (日本鉄鋼協会編) (1982), p. 130
- 11) 斎藤好弘, 左海哲夫, 坪倉淳一, 勝矢晃弘, 七枝広安, 加藤健三: 鉄と鋼, 66 (1980), S1075
- 12) 斎藤好弘, 七枝広安, 片上哲史, 左海哲夫, 加藤健三: 鉄と鋼, 68 (1982), S539
- 13) 斎藤好弘, 藤田直也, 加藤健三, 渡辺秀幸: 同上, S540
- 14) 斎藤好弘, 左海哲夫, 武田謙三, 加藤健三: 鉄と鋼, 69 (1983), S1421
- 15) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫, 大橋延夫, 大橋善治: 鉄と鋼, 65 (1979), A97
- 16) 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 左海哲夫, 斎藤好弘, 加藤健三: 日本金属学会秋期講演大会概要 (1986年10月), p. 136
- 17) 志田 茂: 塑性と加工, 7 (1966), p. 424
- 18) A. E. ARKEL and W. G. BURGERS: Z. Phys., 48 (1928), p. 690
- 19) 鈴木秀次: 転位論入門 (1967), p. 254 [アグネ]
- 20) I. L. DILLAMORE, C. J. E. SMITH and T. W. WATSON: Met. Sci. J., 1 (1967), p. 49
- 21) 橋本 修, 大橋延夫, 藤元克己: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1155
- 22) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Adv. X-ray Anal., 14 (1971), p. 214
- 23) S. SATOH, T. OBARA and K. TSUNOYAMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 26 (1986), p. 737
- 24) 岡本篤樹: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1906