

低炭素リムド鋼板の再結晶集合組織*

阿部 秀夫**・高木甲子雄***

Recrystallization Textures of Low Carbon Rimmed Steel Steels

Hideo ABE and Kineo TAKAGI

Synopsis:

It has been shown by many research workers that a good drawability or a high strain ratio value can be attained in properly processed aluminum killed steel sheets and the higher density of near {111}〈112〉 or {111}〈110〉 component in the recrystallization textures is responsible for the higher strain ratio values of the sheets. The authors have recently obtained high densities of the near {111}〈112〉 and {111}〈110〉 components in the recrystallization texture of a rimmed steel sheet.

The massive transformation structure was obtained in the hot-strip of a rimmed steel (C=0.06 wt%) by quenching from 920°C. After ageing at 200°~250°C for 3 hr, the strip was cold-rolled 70% and finally annealed at 700°C or 800°C in wet hydrogen or argon atmosphere. The (200) pole figure of the finally annealed sheet showed strong intensity maxima around the poles corresponding to the near {111}〈112〉 or {554}〈225〉 and {111}〈110〉 orientations. The pole density of {222} parallel to the sheet plane divided by that of a random specimen was 6.7~7.1.

The results are discussed in relation to the inhibition of the recrystallization process by finely dispersed Fe₃C particles.

(Received May 31, 1969)

1. 緒 言

低炭素鋼板の集合組織については、1950年頃 W. T. LANKFORD らにより深絞り性と塑性歪比 (R 値) の関係の重要性が指摘されて以来数多くの研究が行なわれてきた。とくに深絞り用低炭素鋼板の R 値の向上のために、適当な合金元素の添加、調節や工程の変更によつてその集合組織を制御する研究が多数行なわれている。

最終焼鈍後の低炭素鋼板の再結晶集合組織は、その組織や製造工程中の多くの因子によつて影響される。 R . L. WHITELEY, D. E. WISE²⁾ は熱間圧延仕上温度を高くとつて急冷し、巻取り温度を低くすることによつて R 値の高い低炭素鋼板を製造しうること、リムド鋼よりもアルミキルド鋼のほうが R 値が高く、それはアルミキルド鋼の再結晶集合組織には板面に {111} が平行な成分が多く、{100} が平行な成分が少ないためであることを明確にした。

アルミキルド鋼の最終焼鈍板の再結晶集合組織に {111} 方位成分が多く含まれる原因については、まだ十分に解明されているとはいえないが、AlN あるいはその析出の前段階の cluster の subgrain 境界あるいは結晶粒界への優先析出^{3~7)}によつて、(110) [001] 方位の再結晶粒の核生成あるいは成長が阻止される効果によるものであると推定されている^{8~10)}。そこでリムド鋼において

アルミキルド鋼と同程度の {111} 方位成分を含む再結晶集合組織を発達させるためには、AlN と類似した挙動を示す析出相を含ませることが必要である。そこで Cu¹¹⁾, TiC¹²⁾ (この場合には Ti 添加量が多いときはキルドになる) その他各種の元素¹³⁾の影響が調査された。しかし工業用低炭素リムド鋼について Fe₃C の固溶あるいは析出状態が再結晶集合組織に及ぼす影響については研究発表^{14~17)}が非常に少ない。

著者らは前報¹⁶⁾¹⁷⁾において、熱間圧延鋼帯の Fe₃C を 715°C で溶体化した後焼入れを行なうことによつて最終焼鈍板の再結晶集合組織に含まれる (110) [001] 方位成分が増加することを報告した。本研究では低炭素リムド鋼の熱間圧延鋼帯をさらに広い温度範囲 (720°~980°C) から焼入れした後、各温度 (100°~600°C) で焼戻しを行なつて Fe₃C の分散析出状態を変化させ、それらの熱間圧延鋼帯の組織が最終焼鈍後の再結晶集合組織に及ぼす影響について実験した。

2. 試料および実験方法

2.1 試 料

実験に用いた低炭素リムド鋼熱間圧延鋼帯の化学組成

* 昭和 44 年 5 月 31 日受付

** 東京大学工学部 工博

*** 東京大学工学部

Table 1. Chemical composition of the hot-strips (in wt %).

Hot-strip	C	Si	Mn	P	S
R-1	0.04	0.01	0.34	0.010	0.013
R-2	0.06	tr.	0.29	0.011	0.021

を Table 1 に示す。

平均板厚は鋼帯 R-1 は 2.3 mm, R-2 は 2.87 mm である。試片は鋼帯の圧延方向に平行に長さ 100 mm, 幅 33 mm の大きさに截断した。鋼帯 R-1 は次の節で示す実験 (1) および (2) に用い, 鋼帯 R-2 を実験 (3) に用いた。

2.2 実験の方法

熱間圧延鋼帯の熱処理を実験目的によつて次の 3 通りに行なつた。

実験 (1) 急冷温度の影響

熱間圧延集合組織の影響¹⁸⁾を軽減する目的で, まず試片をアルゴン雰囲気中で A_3 線以上の温度, すなわち 920°C で 1hr 焼鈍を行なつた。次に 720°C ~ 980°C の各温度に再加熱しそれぞれ 1hr 保持した後 0°C の水中に焼入れした。

実験 (2) 焼戻しの影響

上記の各試片について 400°C で 3hr の焼戻しを行なつた。

実験 (3) 焼戻し温度の影響

試片をアルゴン雰囲気中で 920°C で 1hr 加熱した後直ちにその温度から 0°C の水中に焼入れ (記号 W で示す) 次にこれを 100°C ~ 600°C の各温度でそれぞれ 3hr 焼戻しを行なつた。

以上のような熱処理を行なつた各試片に 70% の冷間圧延を行ない, 最終焼鈍は 700°C と 800°C で行なつた。なお比較のために熱間圧延工程後のままの試片 (記号 H で示す) 920°C で 1hr の焼鈍を行なつた試片 (記号 A で示す) についても同様の冷間圧延, 最終焼鈍を行なつた。

工程の各段階において光学顕微鏡による組織観察, 硬さ測定, 磁気トルク曲線の測定, X線 diffractometer による X 線反射強度 (板面に平行な低指数面極密度) の測定, 最終板厚の冷間圧延および最終焼鈍板については,

(110) および (200) 極点図の測定を行なつた。X 線反射強度測定用試片は片面より板厚の $1/3$ 以上を機械研磨し, 化学研磨で仕上げを行なつた面について測定した。Co K_α 特性 X 線によつて (200), (110) 反射強度を G. M. 計数管で, Mo K_α 特性線によつて (222) 反射強度をシンチレーション計数管で測定した。極点図測定用試

片は板の両面から機械研磨で板厚約 0.5 mm まで薄くし, さらにクロム酸の 燐酸飽和溶液で電解研磨して約 0.045 mm の厚さに仕上げた。測定は Co K_α 特性 X 線によつて (200) 極点図と (110) 極点図を描記した。X 線反射強度はすべて不規則試料の強度 I_0 に対する比 I/I_0 すなわち極密度によつて表わした。

3. 実験結果

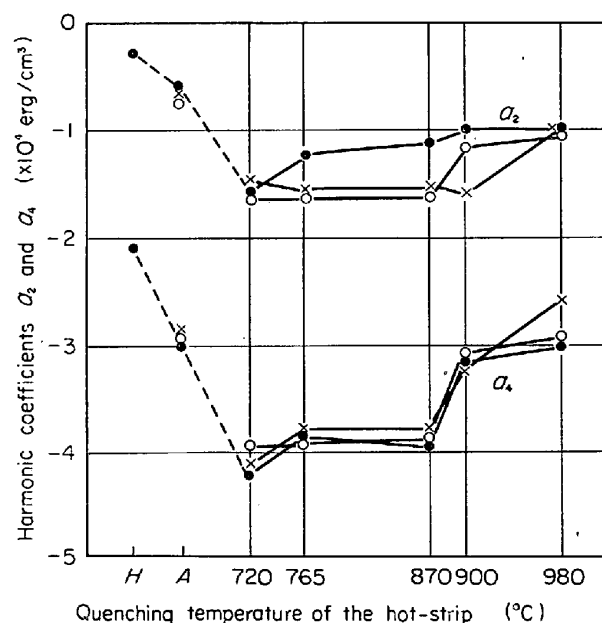
3.1 急冷温度の影響

各温度から焼入れた試片の顕微鏡組織は, 焼入れ温度が A_1 線以下, A_1 線と A_3 線の間, A_3 線以上に対応して, それぞれ過飽和フェライトと共析セメンタイト, 過飽和フェライトと massive 変態組織*, massive 変態組織* などが得られた。これらの各種状態の試片を 70% 冷間圧延し, 700°C または 800°C で最終焼鈍を行なつた後の磁気トルク測定結果を Fig. 1 に示す。

低炭素鋼板の磁気トルク曲線は近似的に次式で与えられる。

$$T \approx a_2 \sin 2\theta + a_4 \sin 4\theta$$

T はトルク, θ は板面内における圧延方向からの角度, a_2, a_4 は調和係数である。Fig. 1 には測定された磁気ト



X: Final annealing in wet H_2 at 800°C for 20hr.
O: Final annealing in wet H_2 at 700°C for 20hr.
●: Final annealing in dry argon at 700°C for 1 hr.

H: Processed from the original hot-strip.

A: Processed from the hot-strip annealed at 920°C for 1 hr.

Fig. 1. Harmonic coefficients a_2 and a_4 of the low-carbon rimmed steel sheets cold-rolled 70 % and annealed at 700°C or 800°C

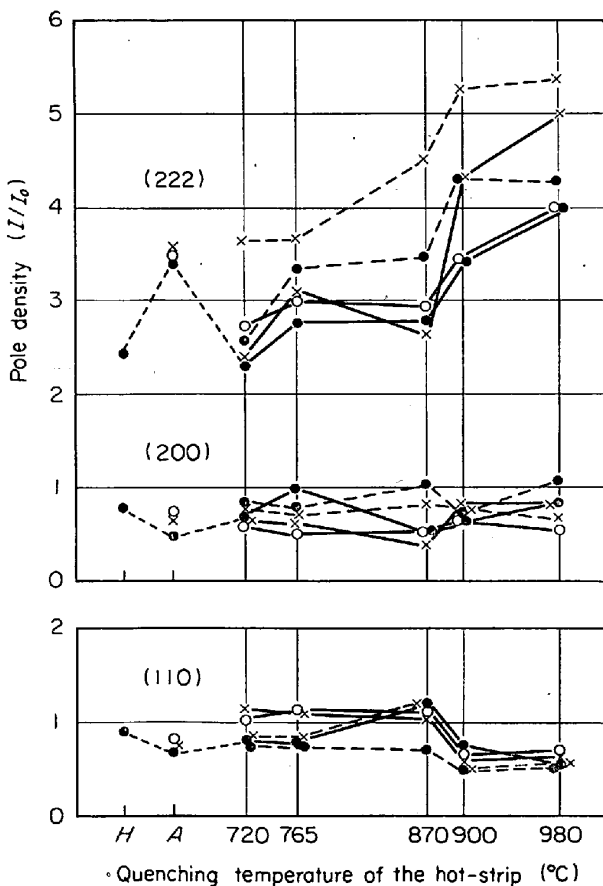
* 形態的に massive 変態組織と判定したが, なお検討が必要である。冷却速度もマルテンサイト変態を起こすだけの十分な速度とはいえない。

ルク曲線から上式によつて求めた a_2 および a_4 の値を示した。

A および H の試片と比べて、熱間圧延鋼帯を A_1 線と A_3 線の間の温度範囲内から焼入れたときに $|a_2|$, $|a_4|$ の値が大きい。これは前報¹⁶⁾¹⁷⁾の 715°C から焼入れた場合の実験結果とも一致している。それらに対して A_3 線以上の温度から焼入れたときは $|a_4|$ は比較的低い値を示す。

Fig. 2 に最終焼鈍板の (222), (200), (110) X線反射強度の測定結果を示す。熱間圧延鋼帯を A_3 線以上の温度から焼入れると、最終焼鈍板の (222) 反射強度は増加し、(110) 反射強度は減少する。これに反して熱間圧延鋼帯を A_3 線と A_1 線の間の温度範囲内から焼入れるときは、最終焼鈍板の (222) 反射強度は弱く、(110) 反射強度は random level に近い値をとる。(200) 反射強度では顕著な差違がみられない。

Fig. 2 の (110) 反射強度の結果は、それが (110)



Solid line : Quenched from each temperature.
Broken line : Quenched and tempered at 400°C for 3 hr.
The symbols X, O, ●, H and A are the same as in Fig. 1.

Fig. 2. Effects of quenching and tempering prior to cold-rolling on pole densities of (222), (200) and (110) parallel to the sheet plane in the finally annealed sheets.

[001] 方位成分の存在量と関係しているものとすれば、Fig. 1 の磁気トルクの測定結果の a_4 の値と対応している。

実験 (1) の結果によれば、熱間圧延鋼帯をいつたんオーステナイト領域に加熱して熱間圧延集合組織の影響¹⁸⁾をほとんど除去しても、熱間圧延鋼帯を約 900°C 以上の高温から急冷すれば最終焼鈍板の (222) 反射強度が高くなる。この結果によると、リムド鋼の場合には、熱間圧延集合組織¹⁸⁾が最終焼鈍板の再結晶集合組織に与える影響よりも、むしろ急冷が開始される熱間圧延仕上温度の影響のほうが大きいことを示す。

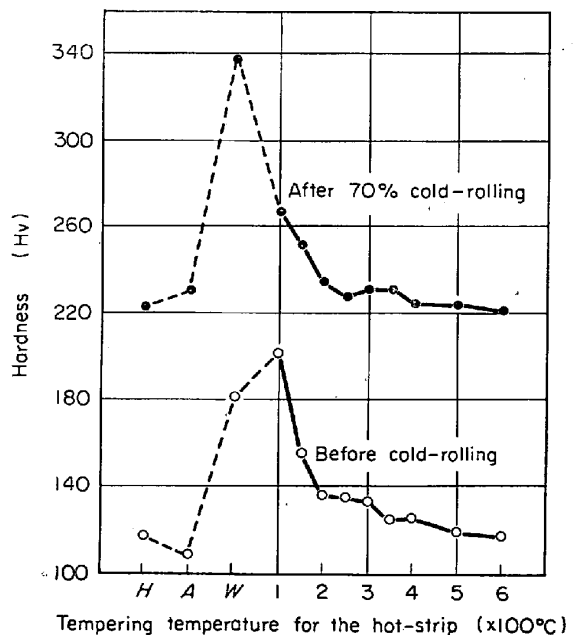
3.2 焼戻しの影響

Fig. 2 の図中破線で示したものは、熱間圧延鋼帯を 720°C~980°C の各温度から焼入れ後 400°C で 3hr 焼戻しを行なつてから冷間圧延、最終焼鈍した結果である。この結果から、いずれの温度から焼入れた試片についても、400°C で焼戻しを行なうと最終焼鈍板の (222) 方位成分が増加する。

3.3 焼戻し温度の影響

3.3.1 硬さ測定結果

Fig. 3 に熱間圧延鋼帯 (H), これを 920°C で 1hr 焼鈍した試片 (A), 920°C から焼入れた試片 (W), 焼入れ後 100°C~600°C の各温度で 3hr 焼戻した試片、およびそれらに 70% の冷間圧延をした状態のマイクロ・ビッカース硬さの測定結果を示す。焼入れを行なつた



H : Processed from the original hot-strip.
A : Processed from the hot-strip annealed at 920°C for 1 hr.
W : Processed from the hot-strip quenched from 920°C.

Fig. 3. The hardness of the steel before and after cold-rolling.

鋼帯は焼入後の硬さも高いが冷間圧延後の硬さは最高である。100°C で焼戻すと、焼入れ後よりも硬さが増加するが、その加工硬化はむしろゆるやかで冷間圧延後は焼入れ試片の場合よりも軟かい。約 200°C 以上の温度で焼戻した試片の冷間圧延後の硬さは、熱間圧延後の鋼帯をそのまま冷間圧延した場合の硬さと大きな差がない。したがって、焼入れ試片の冷間圧延はやや困難であるが、200°C 以上で焼戻した試片の冷間圧延は技術的にまったく困難がないといえる。

3.3.2 磁気トルク測定結果

Fig. 4 に鋼帯 H, A, W および W を 100°~600°C で焼戻した鋼帯を 70% 冷間圧延した状態、および 700°C で 3hr 最終焼鈍後の調和係数 a_2 と a_4 の値を示す。破線は冷間圧延状態の値を示すが、いずれもほとんど同じで差異は認められない。

実線で示す最終焼鈍状態では、焼入れした熱間圧延鋼帯 (W) の焼戻しによつて顕著な変化が認められる。すなわち、焼入れ試片 W では $|a_2|$, $|a_4|$ とともに大きな値を示しているが、100°C で焼戻しを行なうと $|a_2|$, $|a_4|$ の減少がみられ、150°C 以上の焼戻しによりほぼ一定の値を示し、600°C でさらに $|a_4|$ が減少する傾向を示している。

3.3.3 X線反射強度の測定結果

Fig. 5 に冷間圧延状態の X 線反射強度を示す。冷間圧延前に 920°C から焼入れ (記号 W) を行なつた場合には、熱間圧延状態のまま (記号 H) あるいは焼鈍状態 (記号 A) から冷間圧延した場合とほとんど同じである。しかし焼戻しを行なつた後冷間圧延した試片では、(222) 反射強度の増加が著しい。また (110) 反射強度は焼戻しをしたものがわずかながら弱い傾向がある。

(200) 反射強度は焼戻しによつて ± 1 の範囲内で複雑な変化を示しているが、再現性については確認していない。(200), (110) の結果は磁気トルクの測定結果 (Fig. 4 破線) が熱処理によつてあまり変化がなかつたことと対応しているように思われる。

Fig. 6 に最終焼鈍後の X 線反射強度の測定結果を示す。最終焼鈍後の (200), (110) 反射強度は焼入れした熱間圧延鋼帯 (記号 W) に焼戻しを行なうことによつて減少する傾向がある。逆に (222) 反射強度は焼戻しによつて著しく増加する。これはすでに述べた実験 (2) の 900°C 焼入れ、400°C 焼戻し (Fig. 2 参照) の場合と同様である。

焼戻し温度が高くなるに従い (200), (110) 反射強度は減少の傾向を示し、(222) 反射強度は焼戻し温度が 200°~500°C の間で高く、とくに 200~250°C 付近で著

しく増加している。

(200), (110) の結果は、それらが (100)[001] と (110)[001] 方位成分の存在量に対応しているものとすれば、磁気トルクの測定結果 (Fig. 4 実線) とよい対応を示している。

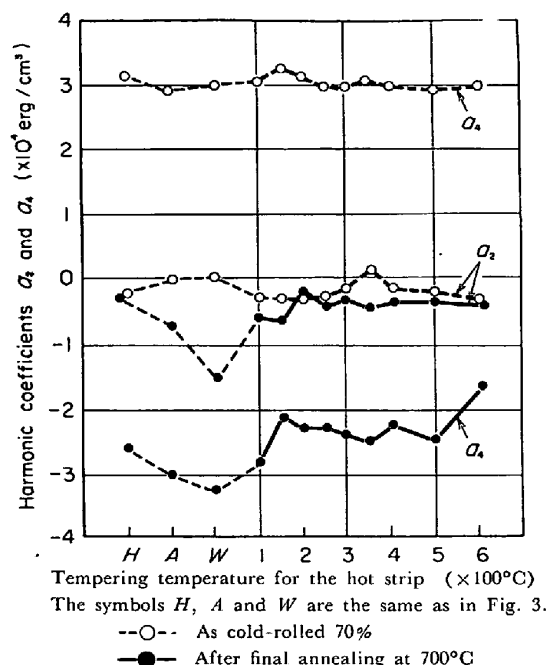
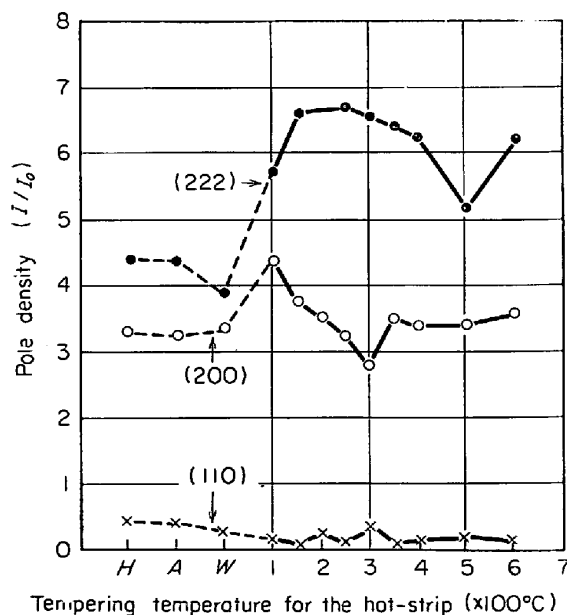
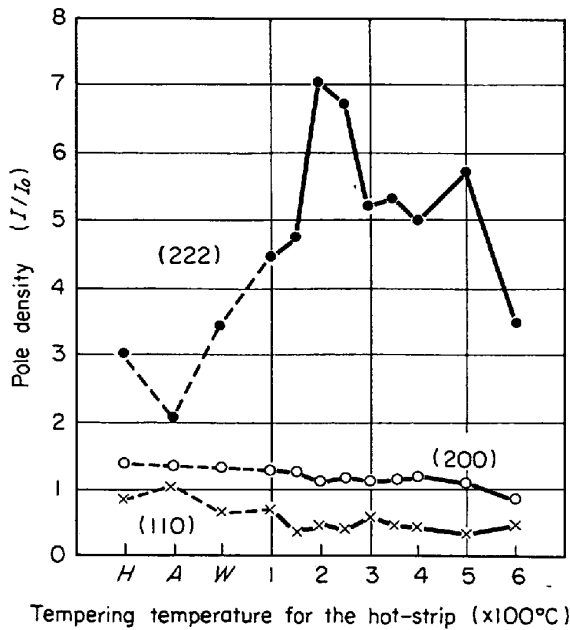


Fig. 4. Effect of heat-treatments of the hot-strip on the harmonic coefficients of the sheets cold-rolled 70% and finally annealed at 700°C for 3 hr.



The symbols H, A and W are the same as in Fig. 3.

Fig. 5. Pole densities of (222), (200) and (110) parallel to the sheet plane in 70% cold-rolled sheets.



The symbols H, A and W are the same as in Fig. 3.

Fig. 6. Pole densities of (222), (200) and (110) parallel to the sheet plane in the sheets cold-rolled 70% and finally annealed at 700°C for 3 hr.

Fig. 5 の (222) 反射強度と Fig. 6 の (222) 反射強度とは、次に述べる極点図の結果に示すように本質的に異なり、前者が主として $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の強度に対応しているのに対して、後者は near $\{111\}\langle 112 \rangle$ および $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位成分の総合強度に対応している。したがって Fig. 5 と Fig. 6 の強度だけの比較考察をすることは無意味である。

3.3.4 X線極点図の測定結果

冷間圧延状態の (200) 極点図を Fig. 7, 8, 9 に示す。Fig. 7 は熱間圧延鋼帯を 920°C で 1hr 焼鈍後冷間圧延した試片で、集積は (001) $[110]$ 方位からそれを圧延方向に平行な $[110]$ 軸に関して正負の向きに回転して $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位に至る方位群と、 $\{111\}$ が板面に平行な方位群の 2 種にみられる。これは普通の低炭素リムド鋼冷間圧延板にみられる代表的な図形である。

Fig. 8 は熱間圧延鋼帯を 920°C から焼入れた後冷間圧延した試片で、全体的に集積度がわずかに弱くなっているほかは前者と同じである。

Fig. 9 は熱間圧延鋼帯を 920°C から焼入れ後 200°C で 3hr 焼戻してから冷間圧延した試片を示し、全体的に集積度が逆に若干強く、とくに $\{111\}\langle 112 \rangle$ と $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位成分付近に集積ピークが認められる。以上のように冷間圧延状態

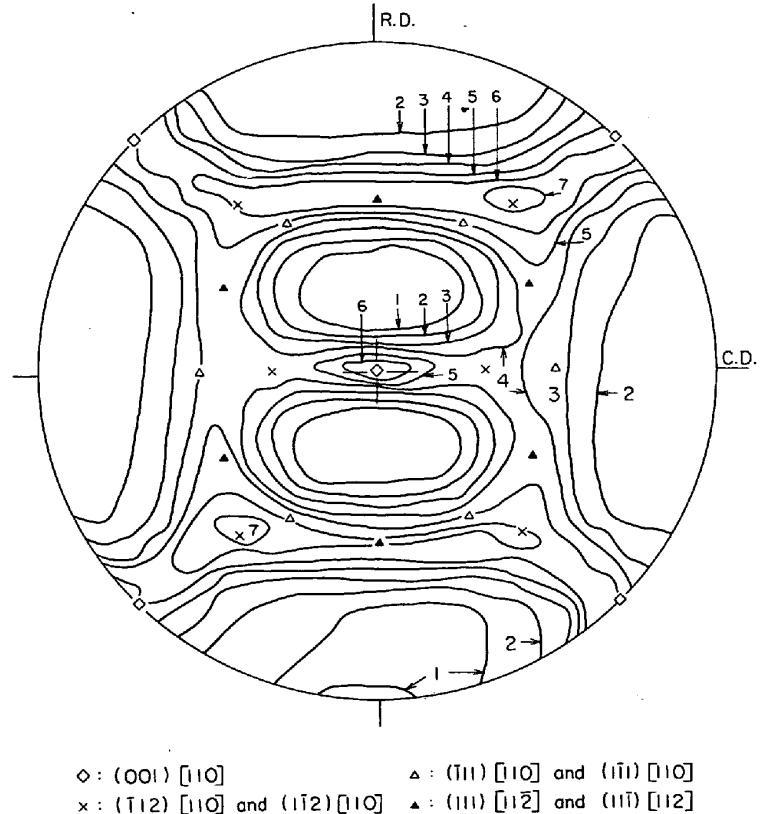
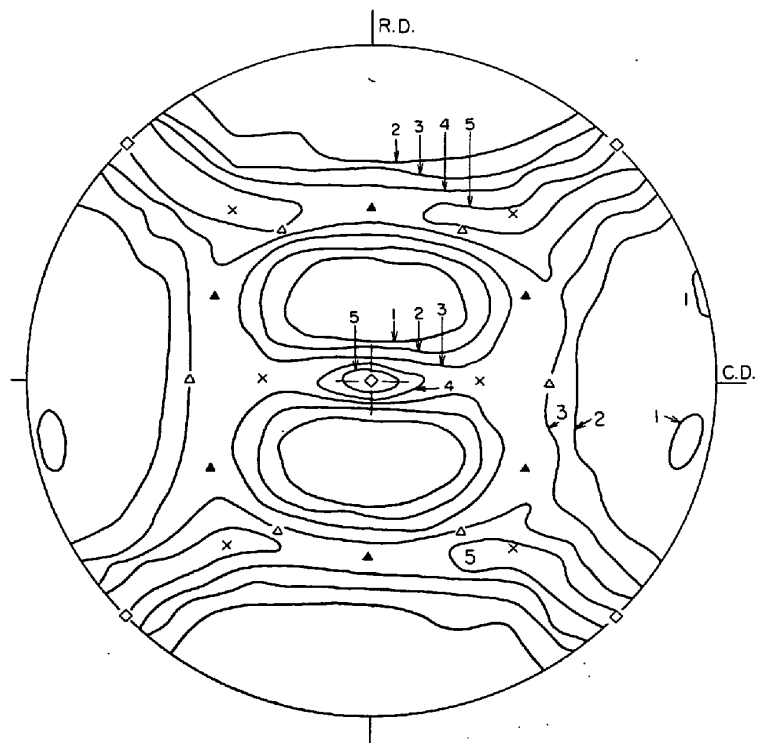
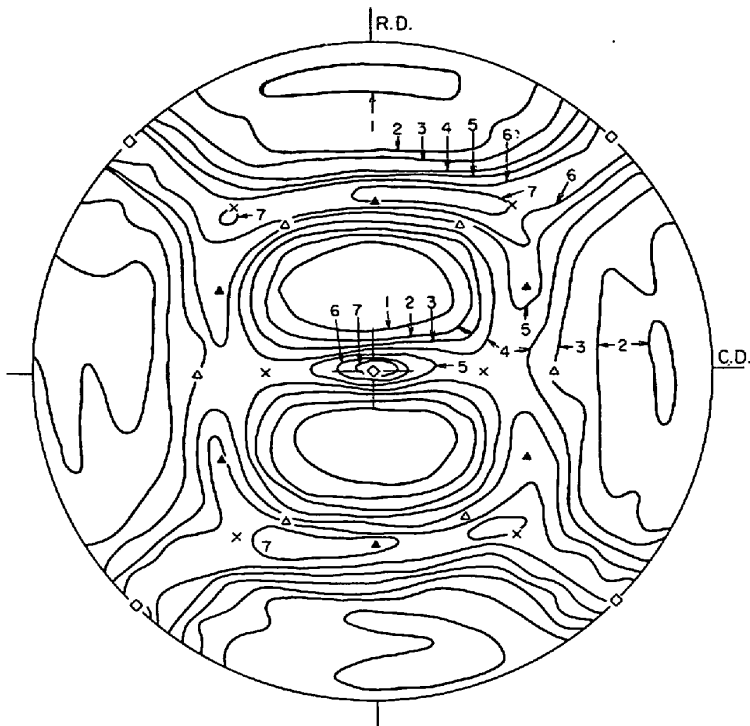


Fig. 7. (200) pole figure of the 70% cold-rolled sheet processed from the hot-strip annealed at 920°C for 1 hr.



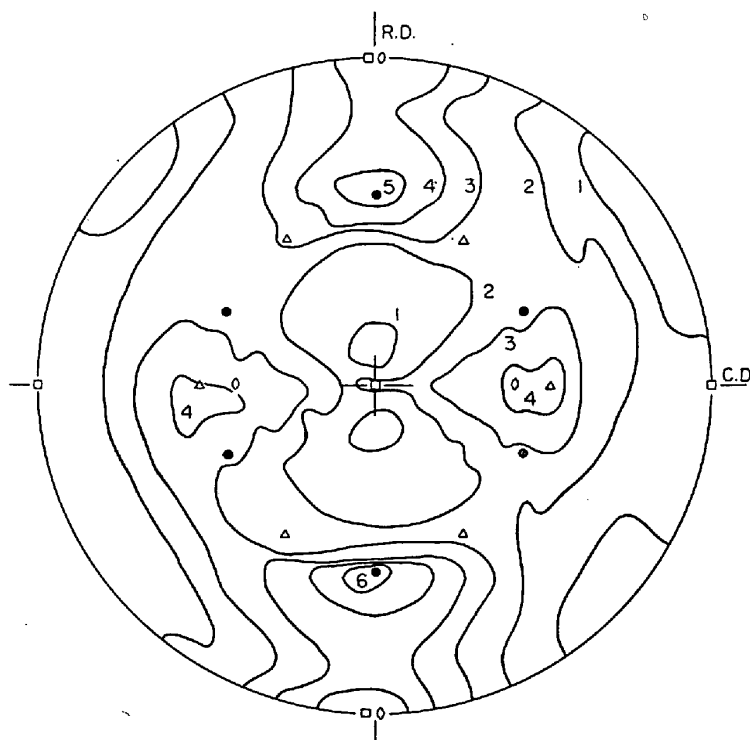
The symbols $\diamond$, $\times$, $\triangle$, and $\blacktriangle$ are the same as in Fig. 7.

Fig. 8. (200) pole figure of the 70% cold-rolled sheet processed from the hot-strip quenched from 920°C.



The symbols $\circ$, $\times$, Δ , and $\bullet$ are the same as in Fig. 7.

Fig. 9. (200) pole figure of the 70% cold-rolled sheet processed from the hot-strip quenched from 920°C and tempered at 200°C for 3 hr.



- $\square$: (001) [100]
- $\circ$: (011) [100]
- Δ : (111) [100] and (111) [110]
- $\bullet$: near {111} <112> or {554} <225>: The orientations derived from {112} <110> orientations contained in the deformation texture by rotations of $\sim 35^\circ$ about the <110> axes.

Fig. 10. (200) pole figure of the finally annealed sheet processed from the hot-strip annealed at 920°C for 1 hr. The final annealing was at 700°C for 3 hr in argon.

では各方位成分の集積度の相違のほかあまり大きな差は認められない。これは X 線反射強度測定 (Fig. 5) で (222) 成分の相違のほかは (200), (110) 成分が同程度であった結果と一致している。

最終焼鈍後の (200) 極点図を Fig. 10, 11, 12 に示す。Fig. 10 は熱間圧延鋼帯を 920°C で 1hr 焼鈍後冷間圧延し 700°C で 3hr アルゴンガス中で最終焼鈍を行なったもので、集積は強い (011) [100] 方位成分と弱い (001) [100] 方位成分、すなわち Goss 方位と cube 方位が存在することを示している。

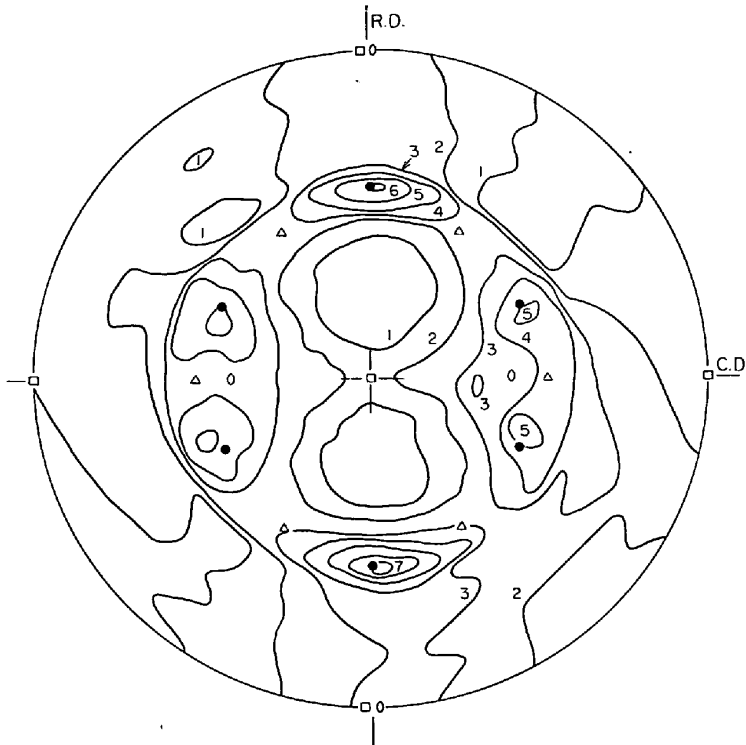
Fig. 11 は熱間圧延鋼帯を 920°C から焼入れした後冷間圧延し同じく 700°C で 3hr アルゴンガス中で最終焼鈍を行なったもので、冷間圧延集合組織中の方位成分 {112} <110> を各等価方位の <110> 軸に関して 35° 回転して得られる near {111} <112>¹⁹⁾ (この方位は {554} <225> の表示が用いられることもある) を集積中心として板面に {111} が平行な成分が強く、{111} <110> 方位成分も含まれる。また Goss 方位と cube 方位は Fig. 10 より著しく弱くなっている。これは X 線反射強度の測定結果 (Fig. 6) とも対応している。

Fig. 12 は熱間圧延鋼帯を 920°C から焼入れ後 200°C で 3hr 焼戻してから冷間圧延、最終焼鈍を行なったものである。図から near {111} <112> または {554} <225> の集積ピークが Fig. 11 よりもいつそう強くなっていると同時に方位成分の集積もかなり強くなっている。すなわち、板面に {111} が平行な成分が全般的に多い。これは X 線反射強度の測定 (Fig. 6) で前二者に比べて (222) 反射強度が著しく強かつたこととよく一致している。

以上の結果を総合すると、熱間圧延状態またはそれを 920°C で焼鈍した状態から冷間圧延したものに比べて、オーステナイト状態から焼入れを行なった後適度な温度 (200°~500°C, とくに 200°~250°C) で焼戻したリムド鋼板を冷間圧延すると、最終焼鈍後に板面に {111} が平行な成分が著しく増加し、逆に板面に {110}, {100} が平行な成分が減少する。

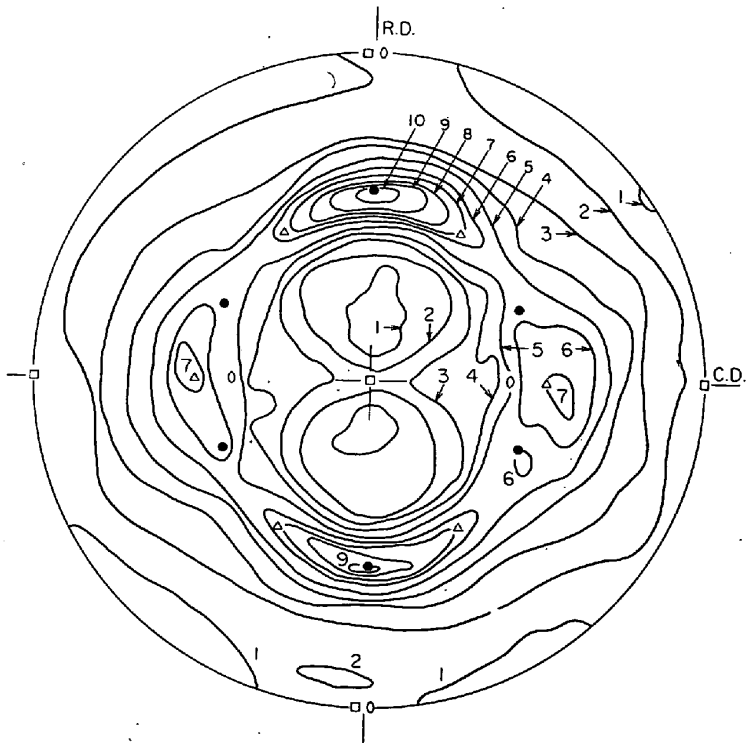
3.3.5 結晶粒度の測定結果

熱間圧延鋼帯と最終焼鈍板の結晶粒度 (JIS No) 測定結果を Table 2 に示す。結晶粒度は



The symbols $\square$, $\circ$, Δ , and $\bullet$ are the same as in Fig. 10

Fig. 11. (200) pole figure of the finally annealed sheet processed from the hot-strip quenched from 920°C. The final annealing was at 700°C for 3 hr in argon.



The symbols $\square$, $\circ$, Δ , and $\bullet$ are same as in Fig. 10.

Fig. 12. (200) pole figure of the finally annealed sheet processed from the hot-strip quenched from 920°C and tempered at 200°C for 3 hr. The final annealing was at 700°C for 3 hr in argon.

ほとんど同じ程度を示す。最終焼鈍板の結晶粒の形はわずかに圧延方向に伸びている（後述の Photo. 2. d 参照）。

3.3.6 顕微鏡組織の差異

熱間圧延状態（Photo. 1. a）では主として結晶粒界に沿ってパーライトあるいは共析セメンタイトが存在し 920°C で焼鈍するとこれらが大きく凝集する（Photo. 1. b）。冷間圧延後焼鈍すると両者とも Fe_3C が圧延方向に縞状に細かい粒子として集まって介在する（Photo. 1 c, d）。

これは冷間圧延により結晶粒界に沿って存在する共析セメンタイトが分断され、再結晶焼鈍によつてそれらの位置で粒状に凝集した結果と思われる。

一方 920°C から焼入れた試片は形態上から判断して、massive 変態組織（Photo. 2. a）を示し、共析セメンタイトは存在しない。焼戻しによつても光学顕微鏡下では 300°C まであまり変化がみられず、 Fe_3C の析出は確認されなかった。（Photo. 2. b）。400°C ぐらいからは微細な Fe_3C の析出粒子が確認される（Photo. 2. c）。200°C で焼戻したものは、冷間圧延、最終焼鈍後（Photo. 2. d）は粒内および粒界に一樣に細かい Fe_3C 析出粒子が分散しているその Fe_3C 粒子の分散状態は Photo. 1. (c), (d) よりも細かくかつ多数分散している。

4. 考 察

純鉄、低炭素鋼、珪素鋼などの多結晶体および単結晶についての従来の多くの実験結果を総括¹⁶⁾すると、冷圧延集合組織内の方位成分と再結晶集合組織内の方位成分との間には、Table 3 に示すような関係があつて、再結晶過程においてこれらのうちのどの関係が優先的に起こるかによつて再結晶集合組織が決まると考えることができる。

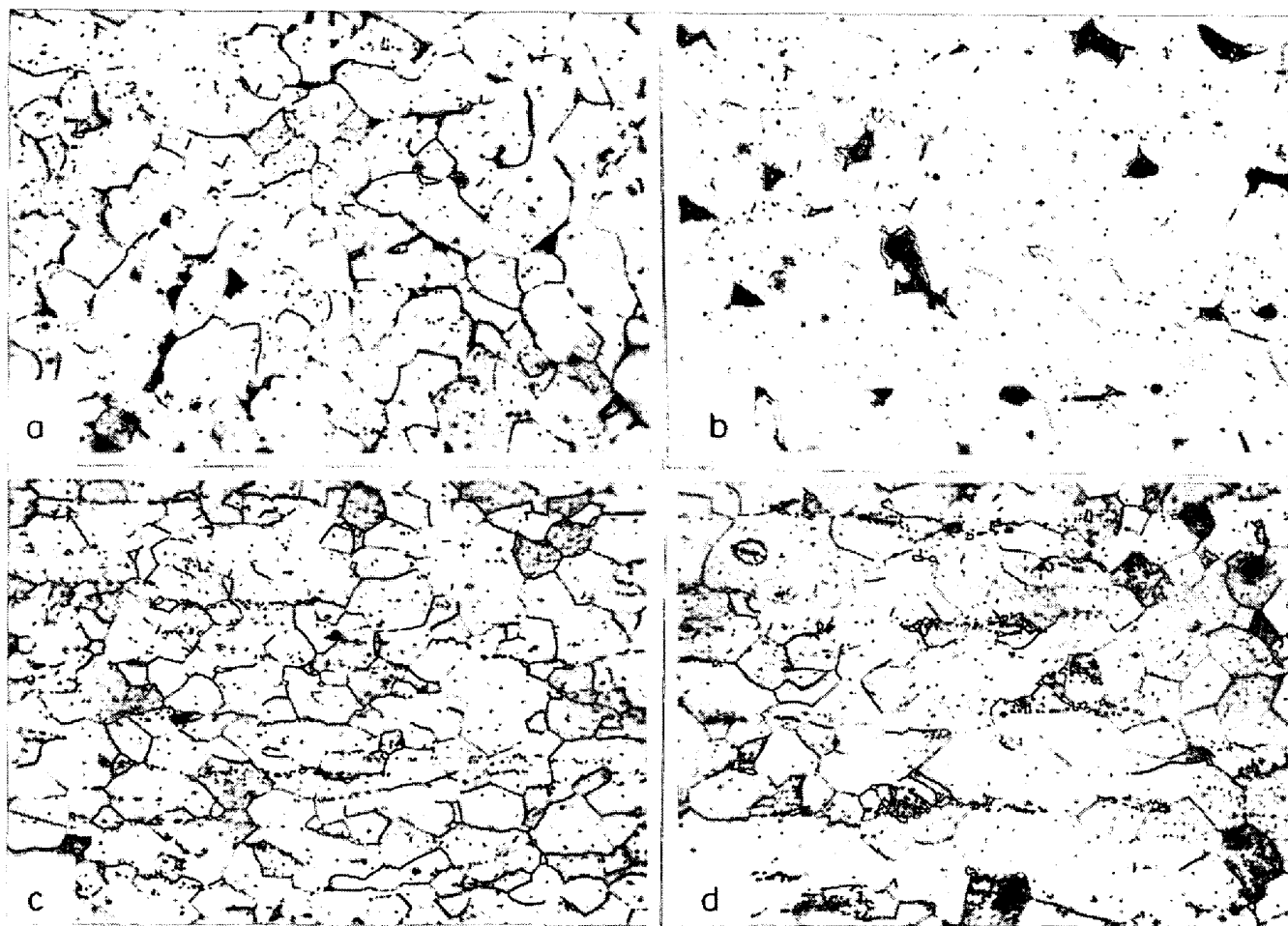
前報¹⁷⁾および本報における熱処理状態の異なる熱間圧延鋼帯の記号を次のとおりに付ける。

熱間圧延工程後	H
920°C で焼鈍したもの	A
715°C から焼入れしたもの	Q
920°C から焼入れしたもの	W
W を 200°C で焼戻したもの	T

そうすると前報および本報の実験結果から、

Table 2 Grain size (JIS No).

Specimen	Heat treatments of the hot-strip											
	As hot rolled	Annealed at 920°C	Quenched from 920°C	Tempering temperature (°C)								
				100	150	200	250	300	350	400	500	600
Hot-strip	9.7	9.2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	10.3
Finally annealed sheet	10.2	9.5	10.1	10.3	10.0	10.3	10.1	10.4	9.9	9.8	9.9	9.8



(a) Hot-strip.

(c) Finally annealed sheet processed from (a).

(b) Hot-strip annealed at 920°C for 1 hr.

(d) Finally annealed sheet processed from (b).

Photo. 1. Microstructures of the hot-strips and the finally annealed sheets. ($\times 400$)

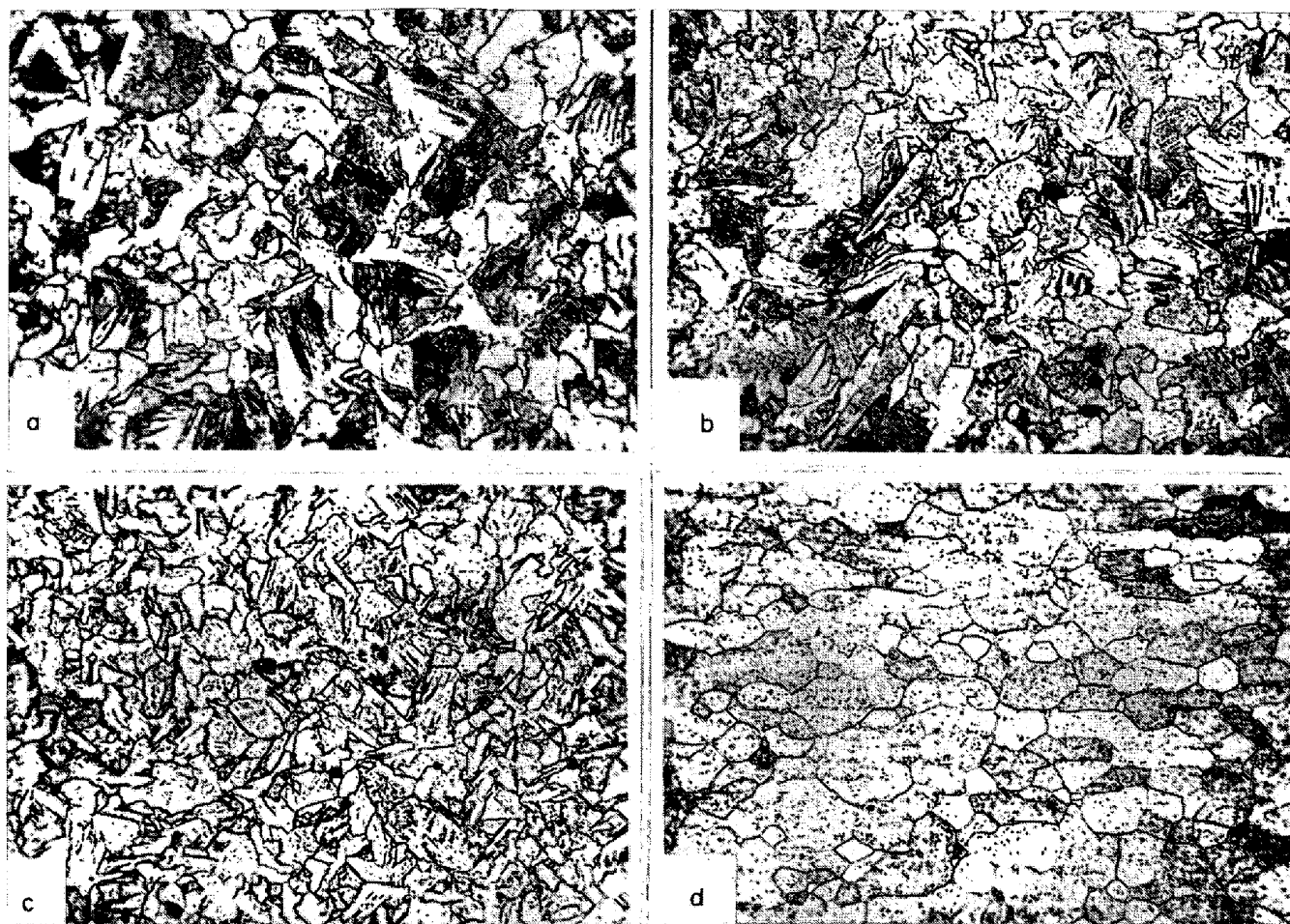
再結晶過程における Table 3 の種別 (1), (2), (3) の方位関係の優先の程度を Table 4 のようにまとめることができる。

熱間圧延鋼帯の組織は, H, A は Photo. 1. (a), (b) に示したが, 結晶粒の大きさと共析セメンタイトの性状は Q もそれらとほぼ同じである。W, T の組織は Photo. 2. (a), (b) に示したように, 形態上 massive な微細な帯状組織を示している。

Q と W を比較すると, Q ではフェライト平衡固溶限内の炭素量の過飽和固溶体となつているのに対して, W で

はほとんどすべての炭素の強制固溶体となつており共析セメンタイトが存在しない。

Table 4 のまとめによれば, リムド鋼において (2) と (3) を優先させ {111} 方位成分を高めるためには, 鋼の炭素含有量をフェライト平衡固溶限よりも適当に高い組成とし, まずオーステナイト化してすべての Fe_3C を溶体化し, それを焼入れて強制過飽和固溶体とし, さらにそれを約 200°C 以上に焼戻して多量の Fe_3C 微粒子の分散状態を得ればよいことを示している。(焼入れ焼戻しを行なうかわりに恒温熱処理を行なう方法も考えら



- (a) Hot-strip quenched from 920°C, showing massive transformed structure.
 (b) Hot-strip quenched from 920°C and tempered at 200°C.
 (c) Hot-strip quenched from 920°C and tempered at 400°C.
 (d) Finally annealed sheet processed from (b).

Photo. 2. Microstructure of the hot-strips and the finally annealed sheets. ($\times 400$)

Table 3. Relations between deformation and annealing textures.

Orientations in the deformation texture	Orientation relationships	Orientations in the annealing texture	Classification
{111}<112>	Rotation of 35° about <110> axes	(011)[100]	(1)
	Rotation of 30° about <111> axes	{111}<110>	(2)
{111}<110>	Machanism of the strain-induced grain boundary migration		
{112}<110>	Rotation of 35° about <110> axes	near {111}<112> or {554}<225>	(3)

れるので、今後検討する必要がある.)

Wでは(3)が優先しているのにQの場合には逆にGoss成分が優先している. その原因としては, Qは715°Cから焼入れたので, 最終焼鈍の加熱過程でいつたん析出する Fe_3C 粒子の大部分が再結晶温度付近で再固溶するが, Wは平衡状態では共析セメンタイトとなる分も920°Cからの焼入れで強制固溶したため, 最終焼鈍

の再結晶温度付近でも十分に多くの Fe_3C 微粒子が存在することによるためと考えられる.

すなわち本研究の結果は, アルミキルド鋼におけるAlNと同じような効果を Fe_3C にもたせるためには, 平衡状態では共析セメンタイトとして存在するはずの Fe_3C 量を A_3 線以上に加熱してオーステナイト化して(溶体化して)から焼入れ, 焼戻しを行なつて本来共析

Table 4. Preferred orientation relationships taken in the final annealing process.

Specimens	Preferred orientation relationships
H	Relation (1) was preferred moderately
A	Relation (1) was preferred moderately and (2) and (3) were inhibited
Q	Relation (1) was preferred strongly
W	Relation (3) was preferred remarkably
T	Relations (2) and (3) were preferred remarkably and (1) was inhibited

H: Processed from the hot strip. A: Processed from the hot strip annealed at 920°C.

Q: Processed from the hot strip quenched from 715°C.

W: Processed from the hot strip quenched from 920°C.

T: Processed from the hot strip quenched from 920°C and tempered at 200°C.

セメンタイトとなるべき量の Fe_3C を微細な分散粒子として析出させればよいことである。

その過剰 Fe_3C 微粒子が AlN と同じような効果をもつて Goss 方位の発達を抑制し, near $\{111\}\langle 112 \rangle$ または $\{554\}\langle 225 \rangle$ と $\{111\}\langle 110 \rangle$ の 2 成分を優先発達させるものであろう。

その発達過程については, アルミキルド鋼における AlN または cluster の効果と同様に電子顕微鏡による組織観察などによつて今後詳細な研究を必要とする。

5. 結 言

低炭素リムド鋼の熱間圧延鋼帯に各種の熱処理を行ない, Fe_3C 粒子の固溶・析出状態を変化させた。これが最終焼鈍後の再結晶集合組織におよぼす影響について研究し, 次の結果を得た。

(1) 焼入れ温度による影響

熱間圧延集合組織を保有しなくても, 熱間圧延鋼帯の焼入れ温度による影響がみられ, 結果的には R. L. WHITELEY²⁾らの報告と同様に A_3 線以上の温度からの焼入れ処理で (222) 成分が増加し, (011) [100] 成分が減少する。

(2) 焼戻しによる影響

いずれの焼入れ温度の試片についても, 焼戻しを行なうことによつて, (222) 成分が増加し, (110) 成分が減少する。

(3) 焼戻し温度の影響

熱間圧延鋼帯を A_3 線以上の温度から焼入れて massive 変態組織を得た後, 200°~500°C での焼戻しを行なうと, (222) 成分の増加, (110), (200) 成分の減少が認められた。とくに 200°~250°C での焼戻しによつて (222) 成分の増加が著しい。

(4) 本研究の結果によれば, リムド鋼薄板において最終焼鈍後の (222) 成分を増加するには, 平衡固溶限以上適量の炭素を含有するリムド鋼熱間圧延鋼帯を A_3 線以上の温度から焼入れた後 200~250°C で焼戻し,

平衡状態での共析セメンタイトに相当する Fe_3C を微細な粒子として分散析出させるようにすればよいことが結論された。その Fe_3C 粒子がアルミキルド鋼における AlN と類似した効果をもつものと考えられる。

本研究の遂行に協力された東京大学工学部金属組織学研究室の増田則昭氏に謝意を表する。また研究費の一部は昭和 43 年度文部省科学研究費補助金 (一般研究 C) によつて行なつたものである。

文 献

- 1) W. T. LANKFORD, S. C. SNYDER, and J. A. BAUSCHER: Trans. ASM, 42 (1950), p. 1197
- 2) R. L. WHITELEY and D. E. WISE: Flat Rolled Products, II (1962), p. 47 [Interscience publ]
- 3) H. BORCHERS, Z. Q. KIM, and H. H. HOFF: Arch. Eisenhüttenw., 35 (1964), p. 57
- 4) H. BORCHERS and Z. Q. KIM: Arch. Eisenhüttenw., 36 (1965), p. 311
- 5) R. H. GOODENOW: Trans. ASM., 59 (1966), p. 804
- 6) W. JOLLEY: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), p. 321
- 7) C. A. STICKLES: Trans. Met. Soc. AIME., 236 (1966), p. 1295
- 8) J. T. MICHALAK and R. D. SCHOONE: Trans. Met. Soc. AIME., 242 (1968), p. 1149
- 9) N. UJIYE, A. TAKAHASHI, K. TACHIMOTO, and H. NAKAMURA: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 29
- 10) 久保寺, 稲垣: 日本金属学会会報, 7 (1968), p. 383
- 11) W. C. LESLIE: Trans. Met. Soc. AIME, 221 (1961), p. 752
- 12) 八幡製鉄特許出願公告, 昭 42-12348 (昭和 42 年 7 月 13 日)
- 13) 坂本, M. GRUMBCH, G. POMEY: 鉄と鋼, 54 (1968), S 760
- 14) 速水, 和田, 小宮: 日本金属学会, 昭和 41 年春期講演大会講演概要, p. 56
- 15) 清水, 小林, 小野, 鶴岡: 鉄と鋼, 54 (1968), S 587
- 16) 五弓, 阿部, 上山: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 542
- 17) 阿部, 高木: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 271
- 18) 久保寺, 中岡, 長嶺: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 19) 阿部: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 882