

## 論 文

## 低炭素リムド鋼板の再結晶過程\*

阿部 秀夫\*\* 高木 甲子雄\*\*\*

## Recrystallization Process in Low Carbon Rimmed Steel Sheets

Hideo ABE and Kineo TAKAGI

## Synopsis:

It was noted in the previous paper [Tetsu to Hagané, 55 (1969), 1219] that the {111} components in the recrystallization texture of low carbon rimmed steel sheet could be increased by processing (cold rolling and annealing) from the hot-strip with fine precipitates of cementite.

From observations on the isothermal recrystallization process it was presumed that the fine cementite precipitates affected the slip rotation of crystals, resulting in a change in the local distortion, and the nucleation of {110}〈001〉-oriented grains in the {111}〈112〉-oriented deformed crystals was suppressed so that the preferential growth of the {554}〈225〉-or {111}〈110〉-oriented grains was induced.

(Received Oct. 5, 1970)

## 1. 緒 言

前報<sup>1)</sup>において、低炭素リムド鋼の熱間圧延鋼帯を 920°C (A<sub>3</sub>線以上) から 0°C の水中に焼入れた後、200°C ~ 250°C で 3 hr の焼戻しを行ない、それに約 70% の冷間圧延と 700°C ~ 800°C での最終焼鈍を行なうと、{554}〈225〉方位と {111}〈011〉方位に強い集積をもつた再結晶集合組織が得られることを報告した。そのような再結晶集合組織が出現する原因については、前報では単純に、Fe<sub>3</sub>C 析出微粒子が、アルミキルド鋼における AlN の pre-precipitation cluster<sup>2)3)</sup>と同じような再結晶過程におよぼす効果をもつためであろうという推定を述べた。しかし、前報のリムド鋼の場合とアルミキルド鋼の場合とを比較すると、いくつかの点で重要な相違がある。たとえば、

(1) 前報のリムド鋼の場合には、冷間圧延前の鋼帯において最適の Fe<sub>3</sub>C 析出状態を与えることにより、最終焼鈍で {554}〈225〉+{111}〈011〉再結晶集合組織が発達するのに対し、アルミキルド鋼では、AlN の過飽和固溶状態の鋼帯を冷間圧延したのちに、最終焼鈍の初期の段階で最適の析出状態が与えられる。

(2) 前報のリムド鋼の場合には、再結晶集合組織内の {111}〈011〉方位成分の発達量には限度があり、{554}〈225〉方位成分のほうが優越しているのに対して、アルミキルド鋼では {111}〈011〉方位成分を顕著に発達させることが可能である。

このように、リムド鋼における Fe<sub>3</sub>C 析出微粒子の効果が、アルミキルド鋼における AlN-cluster の効果と同じであると結論しがたい問題がある。

そこで、前報のリムド鋼における {554}〈225〉+{111}〈011〉再結晶集合組織の成因を究明するため、各種の熱処理を行なつた低炭素リムド鋼熱間圧延鋼帯に 70% の冷間圧延を行なつた後、再結晶温度よりも上の一定温度で焼鈍を行ない、再結晶の過程を、硬さ、磁気トルク、(110), (200), (112), (222) X線反射強度の測定、および光学顕微鏡組織観察により追究し、考察した。

## 2. 試料および実験方法

## 2.1 供試材

供試材は平均板厚 2.43 mm の低炭素リムド鋼熱間圧延鋼帯で、その化学組成を Table 1 に示す。

実験に用いた試片は、その鋼帯の圧延方向に平行に長さ 100 mm、幅 33 mm に截断した。

## 2.2 実験方法

冷間圧延前の鋼帯における組織、とくに Fe<sub>3</sub>C の固溶ないし析出の状態を大幅に変化させるために、熱間圧延鋼帯から截断した各試片に対して、Table 2 に示すような各種の熱処理を行なつた。

\* 昭和45年4月本会講演大会にて発表  
昭和45年10月5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 rimmed steel (in wt %).

| C    | Mn   | P     | S     |
|------|------|-------|-------|
| 0.05 | 0.31 | 0.010 | 0.016 |

Table 2. Heat-treatment of the hot-strip specimens.

| Specimen | Heat-treatment of the hot-strip                   |
|----------|---|
| H        | No heat-treatment (As hot-rolled)                 |
| A        | Annealed at 920°C for 1 hr in argon               |
| W        | Quenched from 920°C into 0°C water                |
| T        | Specimen W was tempered at 200°C for 3 hr         |
| Q        | Specimen A was quenched from 720°C into 0°C water |
| P        | Specimen Q was tempered at 200°C for 3 hr         |

Table 3. Grain size of the hot-strip specimens (JIS No).

| Specimen                | H    | A | W     | T     | Q   | P   |
|-------------------------|------|---|-------|-------|-----|-----|
| Grain size number (JIS) | 10.2 | 8 | 10.5* | 10.5* | 7.6 | 7.6 |

\* Needle or comb structure was not taken into consideration for the estimation of grain size.

各熱処理を行なった試片に Table 2 に示したような記号をつけた。以下の記述ではこの記号を用いる。

鋼帯の熱処理はすべてアルゴンガス中で行なった。焼入れ前の加熱の時間はすべて 1 hr とした。試片 A, Q, P は、最初に 920°C で 1 hr 焼鈍後炉冷したので、他の試片にくらべて結晶粒が大きい。各試片の結晶粒度を Table 3 に示した。

上述の各試片に 70% の冷間圧延を行なった後、526°, 546°, 576°C の各一定温度で 0.5~500 min の焼鈍を行ない、再結晶過程をしらべた。この焼鈍には塩浴を用い、所定時間焼鈍後は空冷した。

焼鈍の各段階において、ビッカース硬さ(荷重 10 kg)、磁気トルク 4 次調和係数、(110), (200), (112), (222) X線反射強度の測定、光学顕微鏡による組織観察、最終焼鈍板の (200) 極点図の測定を行なった。

X線反射強度測定は、板厚の 1/3 以上を化学研磨および機械研磨で減厚した後、化学研磨で仕上げた面について測定した。(110), (200) 反射強度は Co K $\alpha$  線により G. M. 計数管で、(112), (222) 反射強度は Mo K $\alpha$  線

Table 4. Diamond pyramid hardness before and after 70% cold-rolling.

| Specimen            | H   | A   | W   | T   | Q   | P   |
|---------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| Before cold-rolling | 112 | 95  | 180 | 120 | 190 | 112 |
| After cold-rolling  | 198 | 196 | 335 | 212 | 325 | 194 |

により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、板の両面から化学研磨および機械研磨で板厚約 0.2 mm まで薄くした後、さらにクロム酸の磷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、試片の 15×10 mm<sup>2</sup> の面積にわたり積分操作し Co K $\alpha$  線により、極点図中心から 60° までの範囲は Schulz 反射法、外周部は Decker-Asp-Harker の透過法によつた。X線反射強度はすべて不規則標準試片の強度  $I_0$  に対する比  $I/I_0$ , すなわち極密度で表わした。

顕微鏡組織は圧延方向に平行な断面で観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 ビッカース硬さ測定結果

Table 4 に名種の熱処理を施した熱間圧延鋼帯およびそれらに 70% の冷間圧延を行なった後のビッカース硬さを示す。

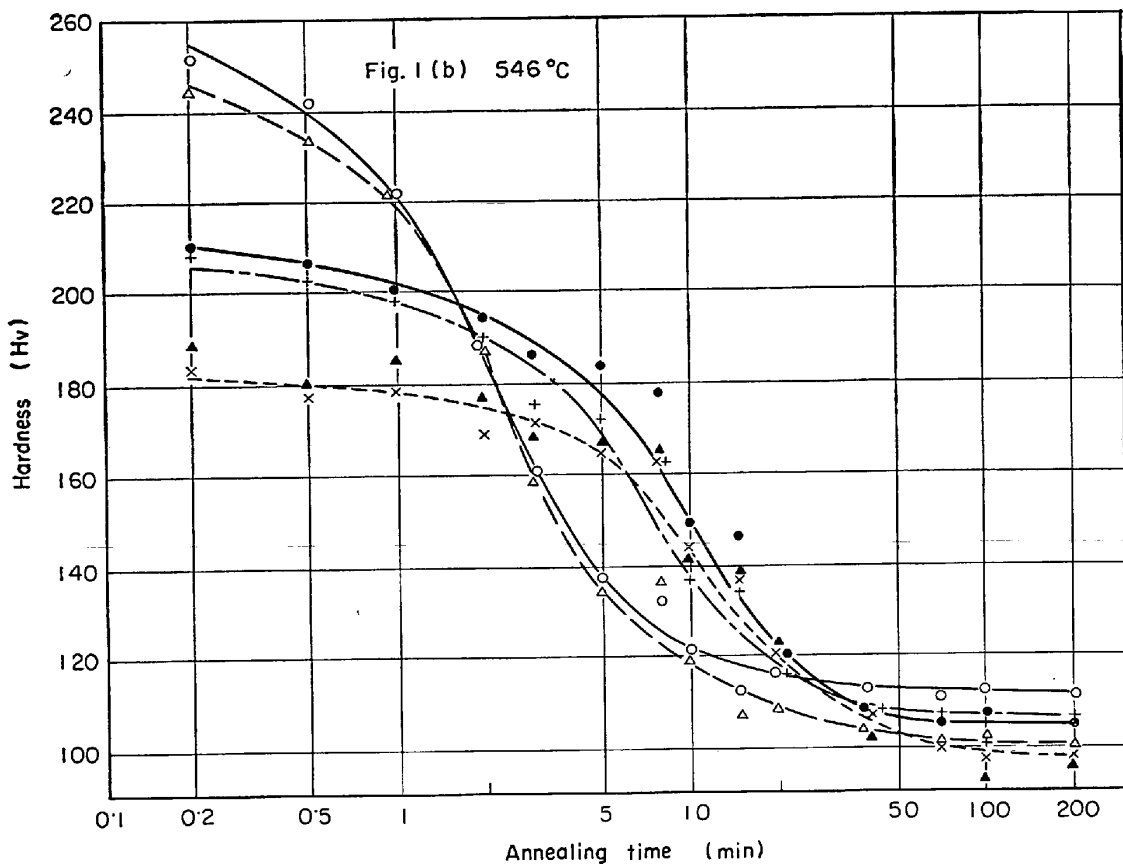
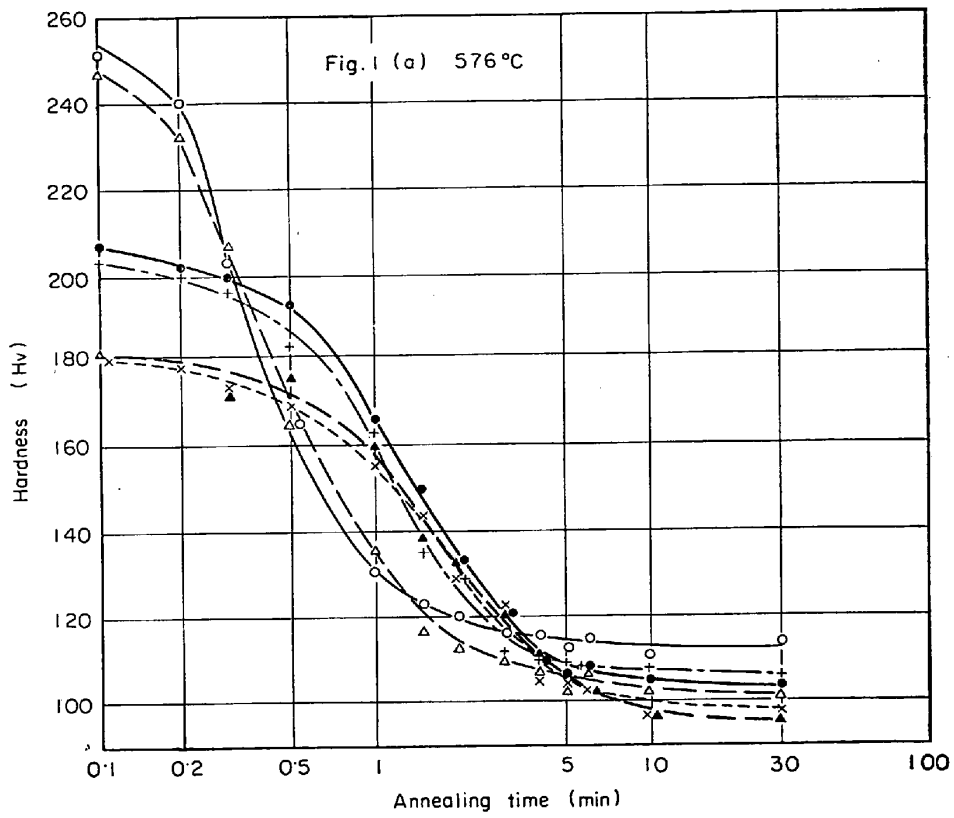
冷間圧延前の硬さは、焼入れを行なった試片 W と Q が最も高く、これらの試片は、加工硬化も著しい。焼戻しを行なった試片 T と P は、冷間圧延前後の硬さが熱間圧延のままの鋼帯 H の場合とほとんど同程度であり、冷間圧延は非常に容易である。

Fig. 1 (a), (b), (c) に各試片を 70% 冷間圧延した後 576°, 546°, 526°C の各一定温度で焼鈍したときの軟化過程を示す。

各試片の軟化過程の相違の状況は、いずれの温度の場合もほぼ同じ傾向を示し、試片 W と Q は軟化がはやく、試片 H, A, T, P は軟化がおそい。試片 T が相対的に軟化が最もおそい傾向があるが、試片 H, A, P と比較してあまり顕著な差はない。

すなわち、Fig. 1 の硬さ測定から判断される限りでは、試片 T の再結晶速度は試片 H, A, P と大差ないといえる。この事実は試片 T における再結晶集合組織の成因を考える上に非常に重要な実験事実である。

再結晶完了時の硬さは、HALL-PETCH の関係から推定されるように、ほぼその時の結晶粒度(後述の Table 5) と関係し、再結晶粒が大きい場合ほど硬さは低い傾向がある。



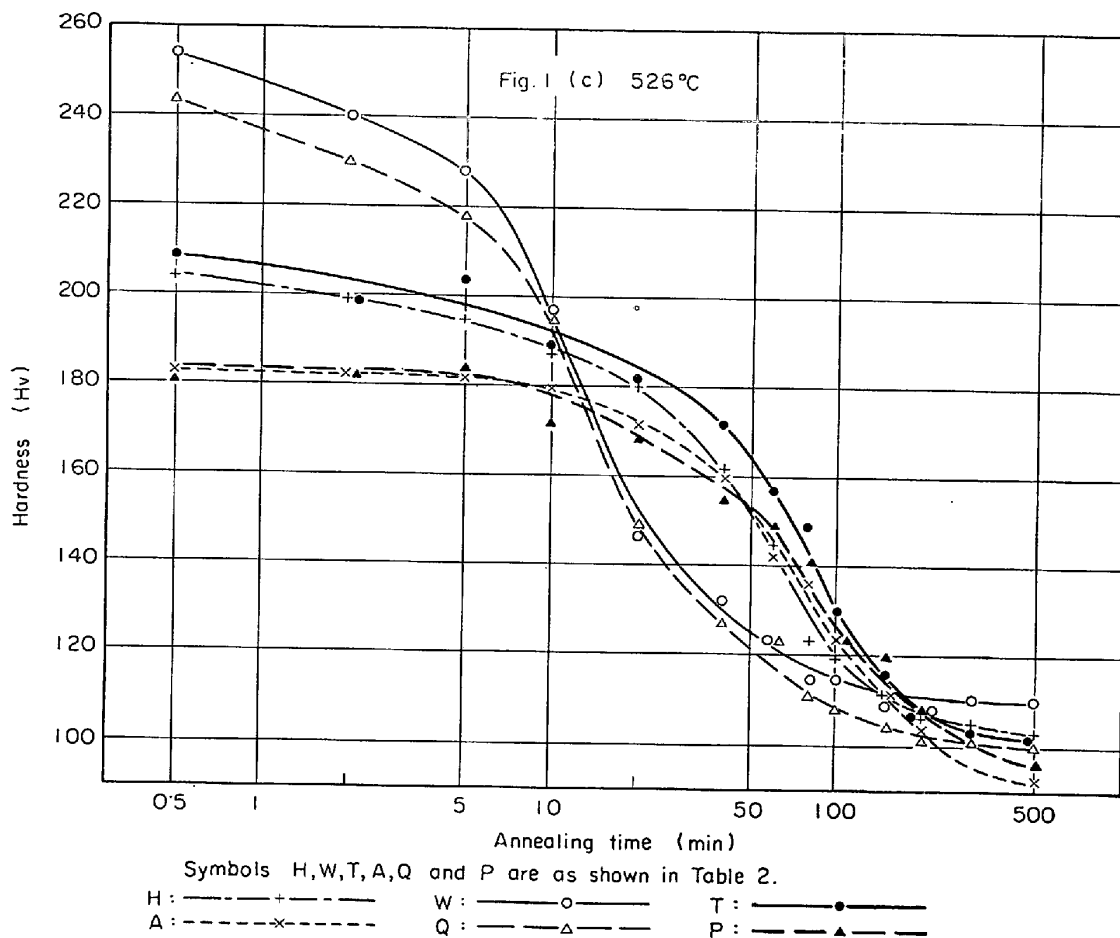


Fig. 1. Variations in diamond pyramid hardness on annealing 70% cold-rolled sheets at 576°C (a), 546°C (b) and 526°C (c).

### 3.2 磁気トルク調和係数測定結果

磁気トルク  $T = a_2 \sin 2\theta + a_4 \sin 4\theta$  ( $\theta$ : 圧延方向からの角度) の式に従って求めた4次調和係数  $a_4$  の 526°C 焼鈍のさいの変化を Fig. 2 に示す。

Fig. 1 の硬さの変化と同様、試片WとQは  $a_4$  の減少がはやく、試片H, A, T, Pはおそい。しかし、この場合には試片Pの変化がもつともおそい。この結果は、 $a_4$  の値に最も大きく寄与している (100) [011] 冷間圧延方位の減少が、試片Pでもつともおそいことを示しており、そのことは後述する Fig. 3 (d) の (200) 極密度変化と対応している。しかし、Fig. 1 の場合と同様、試片 H, A, T, P の間にあまり大きい差異はない。

### 3.3 X線反射強度測定結果

70%の冷間圧延を行なった各試片を 576°, 546°, 526°C の各一定温度で焼鈍するさいの (110), (200), (112), (222) X線反射強度の変化を測定した。各面の反射強度の変化の状況の試片による差異は、いずれの温度でも同じような傾向を示し、高温ほど各変化曲線が短時間側に

移行した形となつているので、ここでは 526°C の場合のみについて報告する。

Fig. 3 に 526°C における各反射強度 (極密度) の変化を示す。

Fig. 3 によれば、試片WとQは短時間内に再結晶が進行し、(222) の著しい低下が起こる。それに伴って(110)は増加し、(112), (200) は減少するが、(200) の減少の過程は (222) の減少よりもおそく起こっている。

次にH, A, T, Pの4試片は、W, Qよりもおそく再結晶が進行するが、それらの(222)極密度の曲線を比較すると、Tにおいては再結晶によりわずかの減少、Hが中程度の減少、AとPは著しい減少を示している。一方(110)極密度はT, Hにおいてはわずかの増加、A, Pでは著しい増加を示している。

またH, A, T, Pの4試片においても(200)極密度の減少は(222)極密度の減少よりもおそく起こっている。再結晶前の(200)極密度には冷間圧延板内の{100}〈011〉方位の存在量、(222)極密度には冷間圧延板内の{111}〈112〉方位の存在量が大きく寄与しており、(200)

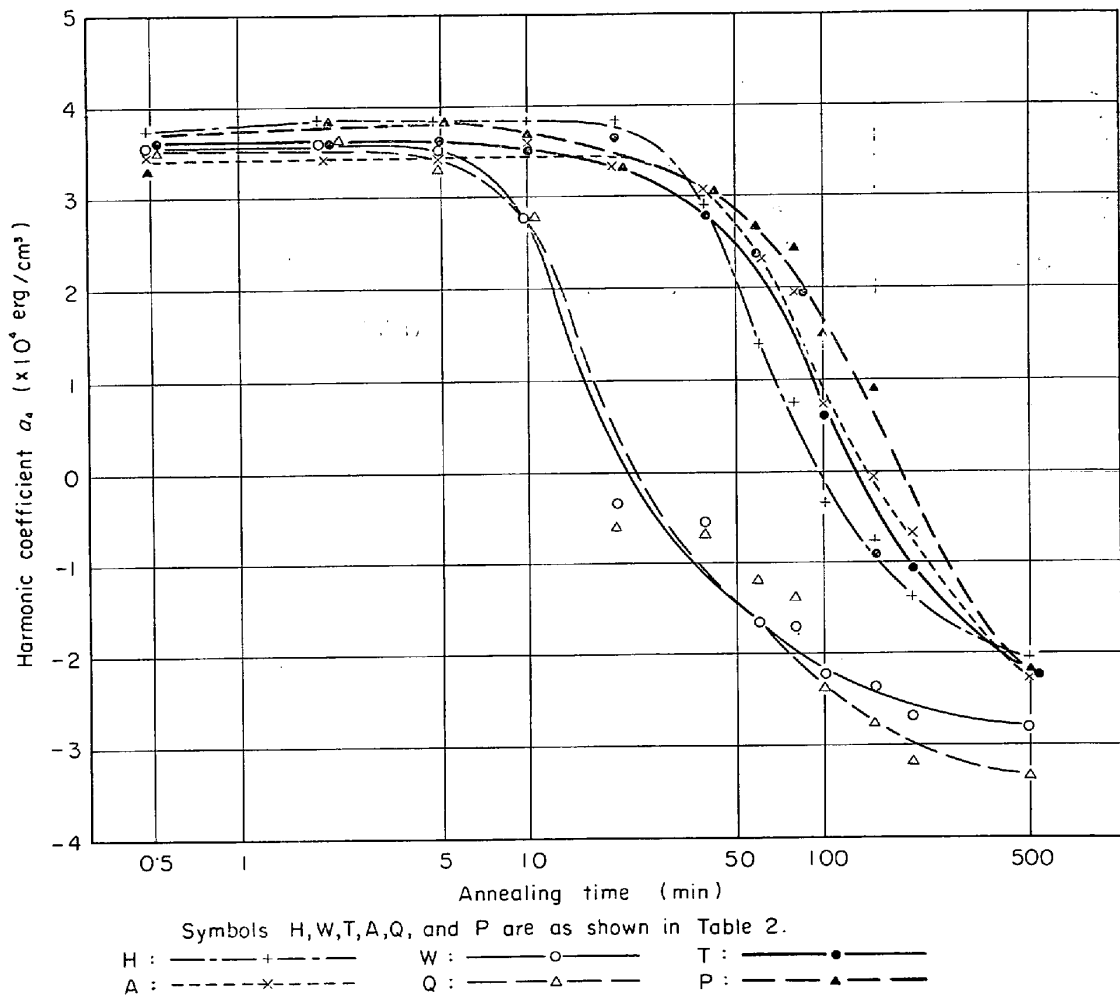
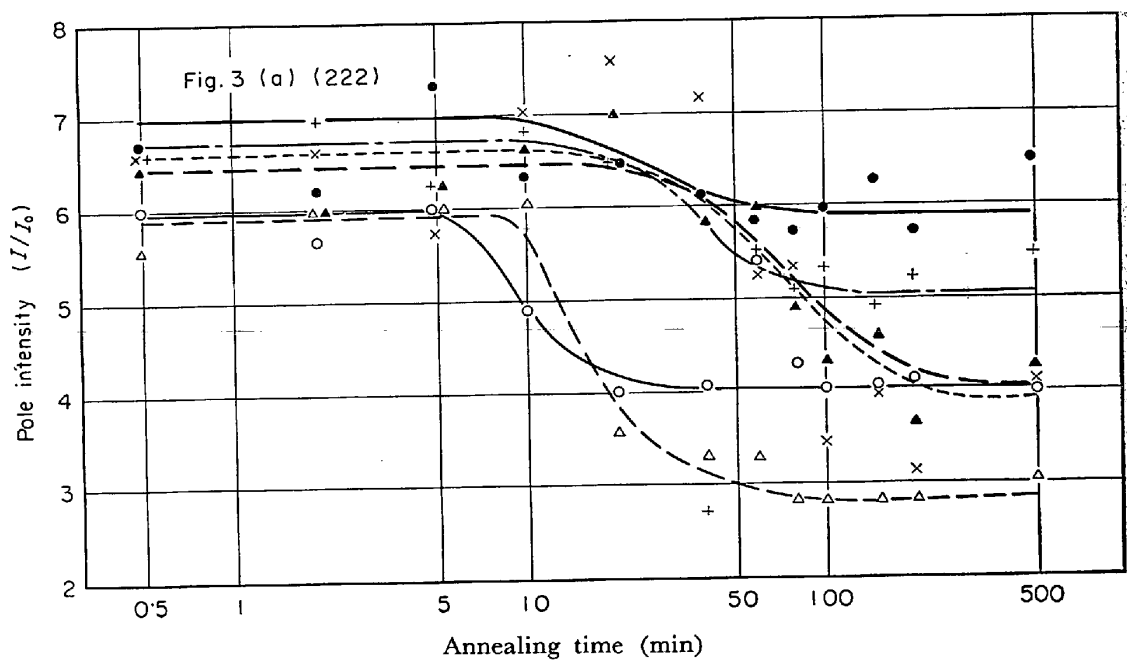


Fig. 2. Change in harmonic coefficient  $a_4$  on annealing 70% cold-rolled sheets at 526°C.



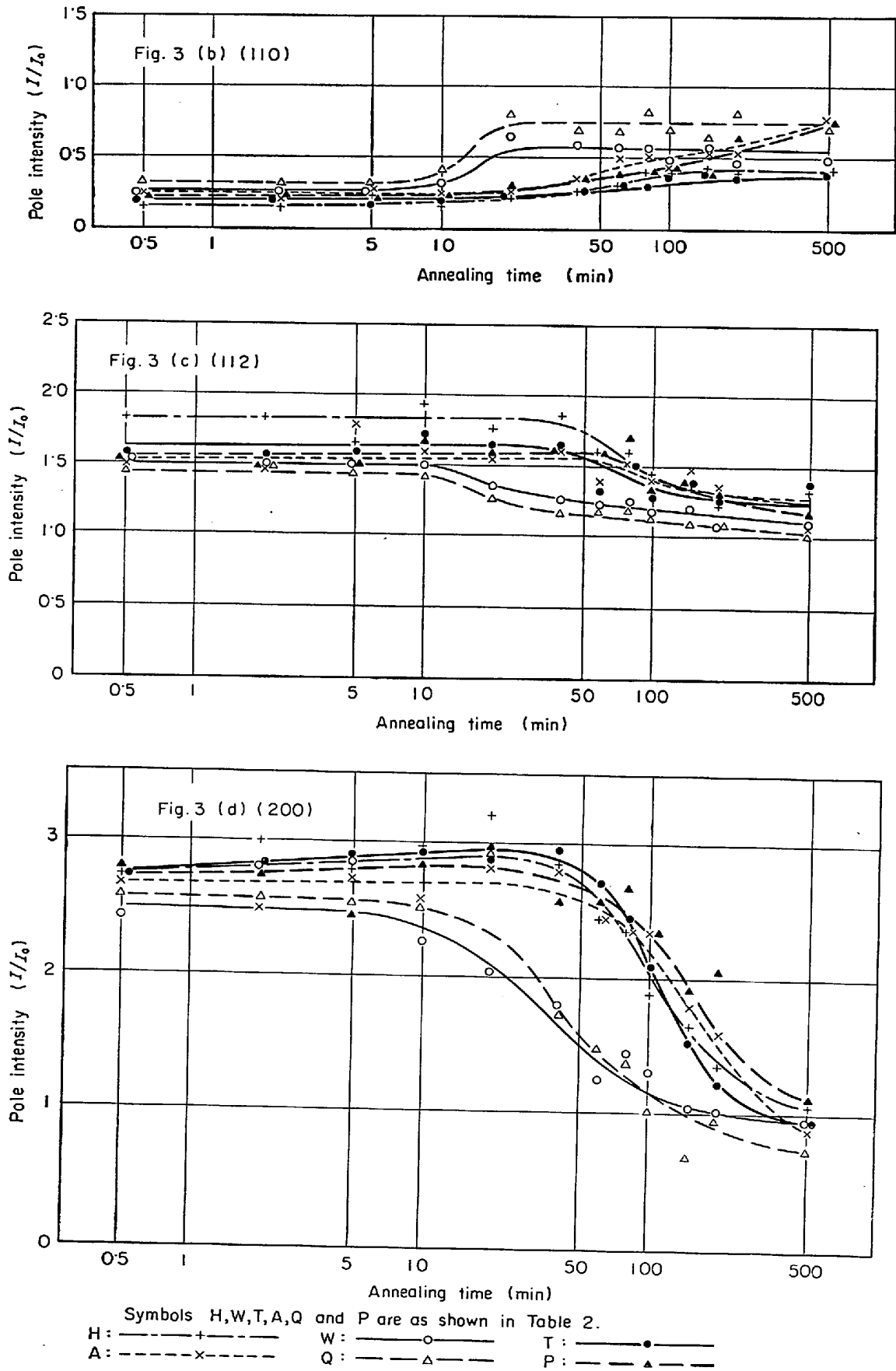


Fig. 3. Change in the (222), (110), (112) and (200) pole intensities on annealing 70% cold-rolled sheets at 526°C.

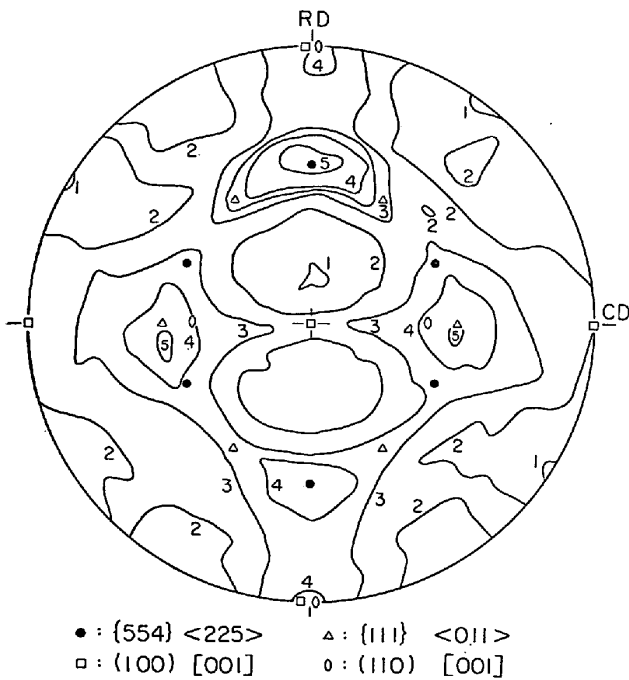
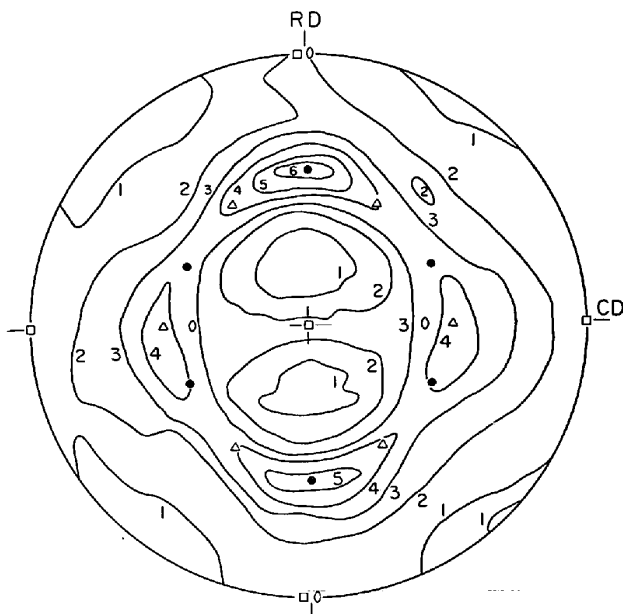


Fig. 4. (200) pole figure of specimen P cold-rolled 70% and annealed at 526°C for 500 min. in a salt bath. The random level is approximately 2.



Symbols •, ▲, □ and ○ are the same as in Fig. 4

Fig. 5. (200) pole figure of specimen T cold-rolled 70% and annealed at 526°C for 500 min. in a salt bath. The random level is approximately 2.

の減少が (222) の減少よりもおこることは、{100} <011> 方位の変形結晶粒内における再結晶の進行が、{111} <112> 方位の変形結晶粒内における再結晶の進行

よりもおそい事実に対応している。

(200) 極密度の変化は試片 P でもつともおくれる傾向があるが、この結果は前述の Fig. 2 の磁気トルク調和係数の測定結果とよく対応している。

### 3.4 (200) 極点図の測定結果

最終焼鈍で再結晶完了後の各試片の (200) 極点図を測定した。試片 A, W, T の極点図は前報<sup>1)</sup>とほとんど同じであつたので省略し、ここでは試片 P と試片 T の (200) 極点図を Fig. 4, Fig. 5 に示した。

これらの極点図を比較すると、

- (1) {554} <225> + {111} <011> 方位領域の集積度は、試片 T のほうがシャープである。
- (2) {110} <011> ~ {hk0} <001> 方位領域の集積度は、試片 T では非常に弱い、試片 P ではかなり顕著な集積を示している。

すなわち、試片 P のように 720°C から焼入れ後 200°C で時効させた試片では {110} <001> ~ {hk0} <001> 方位が発達しているのに対して、試片 T のように 920°C から焼入れ後 200°C で焼戻した試片ではその方位は発達しない。

各試片の再結晶後の (200) 極点図と Fig. 3 を比較すると、Fig. 3 において再結晶完了後の (222) 極密度は {554} <225> + {111} <011> 方位の量に近似的に対応し、再結晶後の (110) 極密度は (110) [001] 方位成分の量に対応するといえる。

Fig. 3 によると、再結晶後の (110) 極密度は冷間圧延前の鋼帯の結晶粒径の大きい A, P, Q では著しく高く、冷間圧延前の鋼帯の結晶粒径の小さい H, T, W では比較的低い。この事実は {110} <001> 再結晶方位すなわち Goss 方位の発達量は、冷間圧延前の結晶粒径が大きいほど著しいことを示す。それに対して、Fig. 3 の (222) 極密度には、冷間圧延前の鋼帯の結晶粒径も一つの因子となつているようであるが、それよりも Fe<sub>3</sub>C の固溶ないし析出状態によつて非常に大きい影響を受けている。

冷間圧延焼鈍板の集合組織と冷間圧延前の鋼板の結晶粒径あるいは Fe<sub>3</sub>C の固溶ないし析出状態との関連性についてはすでにいくつかの報告がある。たとえば、速水、和田、小甲<sup>4)</sup>、清水、小林、小野、鶴岡<sup>5)</sup> は 0.02% C 低炭素鋼について、710°C 溶体化水焼入れ後時効して炭化物の析出状態を変えた試片に対して、冷間圧延焼鈍板の集合組織形成をしらべ、{111} 方位成分の形成には適当な炭化物の析出が効果をもつこと、冷間圧延前の粒径が小さいほど {111} 方位成分が増加することを示している。また五弓ら<sup>6)</sup> は各種の熱間加工温度から水冷および

空冷した低炭素鋼について調査し、冷間圧延前の粒径が小さいほど(222)極密度が増加することを報告している。

しかし速水ら<sup>4)</sup>は焼入れ温度が  $A_1$  変態点直下の温度であり、また試片の炭素含有量が少ない。五弓ら<sup>5)</sup>は水冷および空冷による炭化物の分散状態の変化についてはふれず、たんに粒径のみによる効果として述べている。このように本研究とは試料および実験結果の整理の仕方に相違があるが、結晶粒径が小さいほど焼鈍板の(222)極密度が高くなる事実は一致している。しかし、前述の実験結果は冷間圧延前の結晶粒径がまったく同じでも  $Fe_3C$  の固溶ないし析出状態が異なると、再結晶集合組織が大きく変化することを示している。

### 3.5 顕微鏡組織観察結果

顕微鏡組織を観察した結果については、本研究の目的にとくに重要と考えられる主要な結果に限って要約して述べる。前報<sup>1)</sup>に記載した範囲の結果については省略する。

(1) 70%冷間圧延後は、変形帯が顕著に発達した変形結晶粒と、変形帯があまり見られない変形結晶粒とがある。(この事実は従来から多くの研究者によつて示されている。)

(2) 試片A, Q, Pにおいて、変形帯はPhoto. 1に例を示すように、パーライトあるいは大きな  $Fe_3C$  粒子その他の介在物を避けて発達している。すなわち、大きな介在物の周辺には変形帯が存在せず、そのため再結晶の初期において、介在物の周辺からの再結晶粒の生成はほとんどみられなかった。

(3) 試片WとQでは、短時間焼鈍後にPhoto. 2に示すように変形帯に沿って  $Fe_3C$  粒子が優先析出している。

試片TとPではこのような変形帯に沿う  $Fe_3C$  粒子の優先析出は認められない。

(4) 冷間圧延状態では、変形帯は不明りようなコントラストをもっているが、回復焼鈍後は変形帯の境界が非常に明りようになる。これはおそらくポリゴンゼーションによるものと考えられる。

(5) すべての試片において再結晶粒の生成は、Photo. 3に示すように変形帯にそつて優先的に起こる。大きい介在物粒子の周辺や、変形結晶粒界における核生成はほとんど見られない。

(6) ある変形結晶粒では、密集した変形帯にそつて多数の再結晶粒が colony をなして出現する。その例をPhoto. 4に示す。

(7) 一次再結晶の初期から、再結晶粒相互間で見か

Table 5. Grain size of recrystallized grains after annealing 70%-rolled specimens at 526 °C for 500 min.

| Specimen                | H    | A    | W    | T    | Q    | P    |
|-------------------------|------|------|------|------|------|------|
| Grain size number (JIS) | 11.3 | 11.0 | 11.6 | 11.4 | 11.2 | 10.8 |



×1500 (7/9)

Photo. 1. Microstructure of deformation bands around a pearlite particle observed in specimen A cold-rolled to 70% reduction and annealed at 526°C for 10 min. Observed on longitudinal section.



×500 (2/9)

Photo. 2. Microstructure of specimen Q cold-rolled 70% and annealed at 546°C for 30 sec, showing cementite particles precipitated along deformation bands. Observed on longitudinal section.

け上正常結晶粒成長現象と同様な過程が起こることがあり、とくに colony をなして出現した再結晶粒間でそれが起こりやすい。

(8) 再結晶の進行速度は、変形結晶粒によつて非常に異なり、ある変形結晶粒 ( $\{100\}\langle 011 \rangle$  方位の結晶粒と思われる) では再結晶粒の生成が認められず、再結晶過程の末期近くに、隣接した変形結晶粒内で成長した再結晶粒に食われる。





Photo. 3. Preferential nucleation along deformation bands observed in specimen A cold-rolled 70% and annealed at 526°C for 10 min. Observed on longitudinal section.

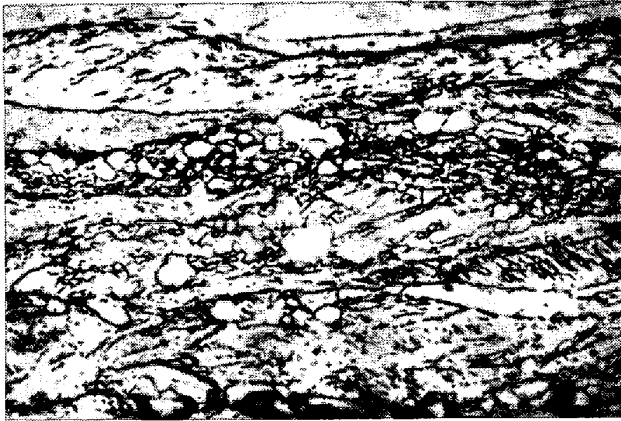


Photo. 4. Colony of recrystallized grains appeared in a deformed crystal with densely developed deformation bands. Observed on longitudinal section.

(9) 変形結晶粒 界近傍に生成した少数の再結晶粒は、隣接変形結晶粒を食って成長するのは非常に困難なようである。

(10) 526°Cで一次再結晶完了後の各試片の結晶粒度を Table 5 に示す。

試片 T の再結晶粒の大きさは、他の試片と比較して特徴的な大きさを示していない。その再結晶粒はわずかに圧延方向に伸長しているが、アルミキルド鋼の場合のように著しいパン・ケーキ型再結晶粒組織は見られなかった。

#### 4. 考 察

Fig. 1 の硬さ変化を測定した結果によると、熱間圧延鋼帯を 920°C から水中に焼入れた後、200°C で 3 hr 焼

戻した試片 T の軟化の進行がもつともおそい傾向があつた。このことは、試片 T では再結晶の進行が  $\text{Fe}_3\text{C}$  析出微粒子により抑制されるためであると考えられることもできる。しかしその程度は、H, A, P の各試片と比較してそれほど大きい差異はないという事実に注目する必要がある。すなわち試片 T における再結晶の進行速度は、アルミキルド鋼の場合と比較してはるかに大きく、したがつて試片 T における  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶集合組織の発達、再結晶の進行に対する分散析出相による抑制作用に起因すると考えることはかなり困難である。

Fig. 2 の磁気トルク調和係数の変化も、試片 T と試片 H, A, P の間に大きな差異はない。しかも Fig. 2 では Fig. 1 と異なり、試片 P における変化が最もおそい。このことは、実験結果の項で述べたように、4 次調和係数  $a_4$  に寄与している  $\{100\}\langle 011 \rangle$  冷間圧延方位の量の減少が、試片 P では最もおそいことを示すもので、それは Fig. 3 (d) の (200) 極密度変化の測定結果とも対応している。

Fig. 1 と Fig. 2 の実験結果によつて、試片 T は H, A, P の各試片と比較して、とくに再結晶が遅いとはいえない。それにもかかわらず、Fig. 3 に示したように試片 T では再結晶のさいもつとも高い (222) 極密度を保ち、それに対して (110) 極密度は低くおさえられ、Fig. 5 に示したような顕著な  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  方位領域への集積をもつた再結晶集合組織が発達している。したがつてこの再結晶集合組織の発達は、再結晶過程に対する析出粒子の効果よりも、むしろ析出粒子による冷間圧延後の変形組織の特異性に起因しているという見方ができる。

光学顕微鏡による再結晶進行過程の観察結果によれば、再結晶粒の生成は変形帯において優先して起こつており、変形結晶粒界や介在物周辺ではほとんど起こらない。この観察結果を考慮すると、試片 T における  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶集合組織の成因を、oriented nucleation 説の立場から次のように推定することができる。

熱間圧延鋼帯を 920°C から焼入れた後、200°C で 3 hr 焼戻したときは  $\text{Fe}_3\text{C}$  は鉄の  $\{110\}$  面上に板上に析出する<sup>7)</sup>。したがつてそれに冷間圧延を行なうときは、 $\text{Fe}_3\text{C}$  析出粒子が迂りに対する障害となり、クロス迂りの確率を高める。したがつて試片 T における変形帯と他の試片における変形帯とは、格子の撓曲状態が相違する可能性がある。それが試片 T において  $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位の再結晶核の確率を低め、一方  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}$

$\langle 011 \rangle$  方位再結晶核の確率を高める効果をもつという考え方ができる。

それに対して Fig. 3 に示したように、試片 T では 70% 冷間圧延状態で (222) 極密度がすでに高いという事実も考慮する必要がある。この Fig. 3 の冷間圧延状態の (222) 極密度と前報<sup>1)</sup>の Fig. 5 のデータは、実験試料が異なるためにやや相違している。冷間圧延状態で (222) 極密度が高いから、再結晶後も (222) 極密度が高いという対応は成立しないが、冷間圧延状態で (222) 極密度が違うことは、冷間圧延後の  $\{111\}\langle 112 \rangle$  方位結晶粒内の変形帯における格子撓曲状態が違う可能性を示唆している。

一方、試片 T は、試片 W, H とほぼ同程度に冷間圧延前の鋼帯の結晶粒径が小さく、 $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位の再結晶粒が発達しにくい。冷間圧延前の鋼帯の結晶粒径の大きい試片 A, Q, P では  $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位の再結晶粒が発達しやすい。このように  $\{110\}\langle 001 \rangle$  再結晶方位の発達量が冷間圧延前の鋼帯の結晶粒度に依存する事実は、変形結晶粒内の変形組織の不均一性に起因していると考えられる。圧延前の結晶粒が小さい場合ほど  $\{111\}\langle 112 \rangle$  方位の変形結晶粒内の組織の不均一性が著しく、したがって  $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位の再結晶核の確率が低いか、あるいは  $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位再結晶粒の優先成長が困難となるかのいずれかにより、その方位の再結晶粒の発達が起こらないのであろう。

圧延前の結晶粒径が小さいため  $\{110\}\langle 001 \rangle$  再結晶方位が発達せず、そのため  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶方位が発達するという事も考えられるが、圧延前の結晶粒径がほぼ同じ試片 T, W, H のうち T のみが  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶方位が著しく発達している事実は、 $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶方位の発達には、圧延前の結晶粒度よりも  $\text{Fe}_3\text{C}$  析出微粒子の大きさと分布状態のほうが決定的な因子となつていと結論される。

## 5. 総 括

低炭素リムド鋼の熱間圧延鋼帯を  $920^\circ\text{C}$  から  $0^\circ\text{C}$  の水中に焼入れた後、 $200^\circ\text{C}$  で 3 hr 焼戻しを行ない、それに約 70% の冷間圧延と最終焼鈍を行なうと  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  方位に強い集積をもつた再結晶集合組織が得られることを前報<sup>1)</sup>で報告した。

その再結晶集合組織の成因を究明するため、 $526^\circ$ 、 $546^\circ$ 、 $576^\circ\text{C}$  の各温度における再結晶の進行過程を、ピッカース硬さ、磁気トルク調和係数、(110)、(200)、(112)、(222) 極密度の測定と光学顕微鏡の観察によつて

しらべ、また再結晶集合組織の (200) 極点図を測定した。

その結果、冷間圧延前に上記の熱処理を行なつた試片は、アルミキルド鋼の場合のような著しい再結晶抑制作用は示さないこと、それにもかかわらず著しい  $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$  再結晶集合組織が発達すること、再結晶粒は主として変形帯にそつて発生していることなどから判断して、冷間圧延前の鋼帯内で  $\{110\}$  面上に析出した  $\text{Fe}_3\text{C}$  微粒子により、冷間圧延板内の変形帯における局所的方位分布が影響を受け、そのために  $\{110\}\langle 001 \rangle$  方位の再結晶核の確率を低め、 $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 110 \rangle$  方位の核の優先的成長を許容したことが、後者の方位の再結晶集合組織の発達をもたらしたとする oriented nucleation による説明を与えた。

この考え方は、従来のアルミキルド鋼の場合とは違う観点から薄鋼板の再結晶集合組織の改良を行なう可能性を与えるものである。

終わりに、実験に協力された増田則昭氏、供試材を提供された新日本製鉄広畑工場高階喜久男氏に厚く御礼申し上げます。また、研究費の一部は昭和 44 年度文部省科学研究費補助金 (一般研究 C 継続) によつて行なつたものである。

## 文 献

- 1) 阿部, 高木: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 1219
- 2) W. JOLLEY: JISI, 205 (1967), p. 321
- 3) J. T. MICHALAK and R. D. SCHOONE: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 1149
- 4) 速水, 和田, 小甲: 1966年4月, 日本金属学会春期講演大会講演概要, p. 56
- 5) 清水, 小森, 小野, 鶴岡: 鉄と鋼, 54 (1968), S 587
- 6) 五弓, 木原, 木村: 日本金属学会誌, 33 (1969), p. 1303
- 7) W. C. LESLIE: Acta Met., 9 (1961), p. 1004

## 討 論

【質問】 新日鉄基礎研 谷誠一郎

(冷延前粒界や)  $\text{Fe}_3\text{C}$  近傍の再結晶核生があまりみられないにもかかわらず、冷延前の  $\text{Fe}_3\text{C}$  の存在が集合組織にきいてくる理由をどのように考えるか。

【回答】

冷間圧延前の鋼帯に含まれている大きいセメンタイト粒子は、集合組織に対してほとんど影響ない。そのことは、最終焼鈍のさい、光学顕微鏡で認められる大きいセメンタイト粒子の近傍での優先的な再結晶粒の発達がみられない事実と関係があると思う。(もちろん、炭素含有量が高く、共析セメンタイト量が多いときは、それが集合組織に及ぼす影響は大きいと考えるが、本研究で用いた低炭素鋼では、大きく凝集したセメンタイトあるいは共析セメンタイトの集合組織への影響はほとんどない。)

それに対して、冷間圧延前の鋼帯を  $920^{\circ}\text{C}$  以上の温度から焼入れた後、 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$  で焼きもどした状態の、非常に微細なセメンタイト析出粒子は、再結晶集合組織に大きく影響する。それは、おそらく、冷間圧延後の変形結晶粒内の局所的な格子の彎曲状態を変え（冷間圧延板の全体としての極点図には、はっきりとは現われないが）、したがって再結晶集合組織の  $\{222\}$  極密度を高めたものと推定される。

一方、これと関連して、過飽和固溶炭素は、再結晶集合組織の  $(110)[001]$  成分を高める（日本金属学会誌, 28 (1964), 542; 32 (1968), 271) こともあわせて考え

てみる必要がある。

すなわち、低炭素リムド鋼の熱間圧延鋼帯における炭素の存在状態として、

1) 凝集した大きいセメンタイト粒子または共析セメンタイト

2)  $\{110\}$  面に析出した板状セメンタイト微粒子

3) 過飽和固溶炭素

の3種が、それぞれ再結晶集合組織に対して異なる効果をもち、それは、冷間圧延後の変形結晶粒内の局所的な格子の彎曲状態に及ぼす影響の差に基づくと推定される。