

高炭素冷延鋼板の再結晶挙動に及ぼす  
炭素量と炭化物分散形態の影響福井 清\*・金子 輝雄\*<sup>2</sup>・岡本 篤樹\*<sup>3</sup>Influence of Carbon Content and Carbide Distribution on  
Recrystallization in Cold Rolled High Carbon Steels

Kiyoshi FUKUI, Teruo KANEKO and Atsuki OKAMOTO

## Synopsis :

Hot rolled steels with different C contents ranging from 0.14% to 0.72% were subjected to hot band annealing, where two annealing conditions were applied in order to regulate the distribution and size of cementite. These steels were cold rolled and box annealed for recrystallization. The recovery and recrystallization process during annealing was investigated.

When cementite was coarsened prior to cold rolling, the recrystallization temperature was lowered by the increase of C contents. This was attributed to the acceleration of random nucleation of recrystallized grains in the vicinity of coarse cementite which increased with the C content. In each steel, the texture tended to become random during recrystallization in the final annealing. On the other hand, when cementite is fine, the recrystallization temperature became high. In this case, the increase of C content causes a rise in recrystallization temperature, and the components in the cold-rolling texture were retained even after primary recrystallization. Large amount of fine cementite would have depressed the growth of recrystallized grain.

**Key words :** high carbon sheet steel; cementite; recrystallization texture; recrystallization process; stored energy; grain boundary migration; grain growth.

## 1. 緒 言

自動車の外装パネルなどに用いられるプレス成形用低炭素冷延鋼板においては、深絞り性向上のための再結晶集合組織の研究が従来より数多くなされている<sup>1)</sup>。これに対し、高炭素冷延鋼板の深絞り性<sup>2)</sup>や集合組織<sup>3,4)</sup>に関する報告は極めて少ない。

一般の低炭素冷延鋼板では、焼鈍中の再結晶過程でマトリックスと異なる方位の再結晶核がマトリックスを侵食しながら成長するため、再結晶集合組織は冷延集合組織から大幅に変化する。この際、第2相粒子の種類やサイズ・量を制御することにより特定方位の再結晶粒が優先的に生成ないしは成長し、深絞り性などに適した再結晶集合組織が形成される<sup>5)</sup>。これに対し高炭素冷延鋼板の場合は、セメントライトが分散していることにより、再結晶後も冷延集合組織の方位がそのまま維持される傾

向のあることが著者ら<sup>2)</sup>および加藤ら<sup>3)</sup>により報告されている。本報告では、前報<sup>2)</sup>で報告したセメントライトの作用をさらに詳細に検討するため、C量および熱延後の焼鈍条件を変えてセメントライトの体積分率と分散状況を変化させ、それらの集合組織に及ぼす影響を調査した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試鋼は17kgの高周波真空溶解炉で溶製した。基本組成はTable 1に示す0.2%Si-0.8%Mn-0.15%Crを

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

| Steel | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr   | Sol. Al | N      |
|-------|------|------|------|-------|-------|------|---------|--------|
| 1     | 0.14 | 0.21 | 0.80 | 0.021 | 0.006 | 0.16 | 0.046   | 0.0049 |
| 2     | 0.29 | 0.21 | 0.81 | 0.017 | 0.006 | 0.16 | 0.050   | 0.0049 |
| 3     | 0.54 | 0.21 | 0.81 | 0.019 | 0.006 | 0.15 | 0.055   | 0.0044 |
| 4     | 0.72 | 0.21 | 0.81 | 0.019 | 0.008 | 0.15 | 0.054   | 0.0043 |

平成2年4月本会講演大会にて発表 平成2年11月13日受付 (Received Nov. 13, 1990)

\* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\*<sup>3</sup> 住友金属工業(株)研究開発企画部 工博 (Research & Development Planning Section, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

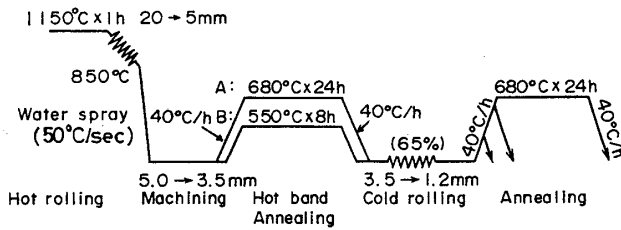


Fig. 1. Experimental procedure.

Table 2. Grain diameter of steels prior to cold rolling.

| C contents (wt%)            | 0.14      |            | 0.72      |            |
|-----------------------------|-----------|------------|-----------|------------|
| Annealing                   | 550°C×8 h | 680°C×24 h | 550°C×8 h | 680°C×24 h |
| Fe <sub>3</sub> C Dia. (μm) | 0.1~0.2   | 1~2.5      | 0.05~0.2  | 0.5~3      |
| α-Fe Dia. (μm)              | 4~6       | 15~20      | 0.8~2     | 5~8        |

含有する高炭素 Al キルド鋼で、炭素含有量の影響を検討するため、C 量を 0.14~0.72% の範囲で 4 水準に変化させた。

鋼塊は熱間鍛造で板厚 20 mm のスラブとし、Fig. 1 に示すように 1150°C、1 h 均熱後、5 パスの熱間圧延により仕上げ温度 850°C で 5.0 mm 板厚に仕上げ、その後常温までスプレー冷却を行った。熱延後、鋼板両面から 0.75 mm を研削して板厚を 3.5 mm とし、さらに鋼中のセメンタイトの分布形態を変えるため、Ar 雰囲気中で 2 種類の焼鈍を行った。680°C、24 h の均熱処理（以後プロセス A と呼ぶ）は、フェライトと粗大な球状化セメンタイトを、また 550°C、8 h の均熱処理（以後プロセス B と呼ぶ）は、フェライトと非常に微細なセメンタイトの、それぞれ混合組織を得ることを目的とし、その組織データを Table 2 に示す。

## 2.2 調査方法

これら 2 水準のプロセスを経た 4 種類の鋼板を、65% の圧下率で冷間圧延し、1.2 mm 厚とした。冷間圧延の後、680°C、24 h の箱焼鈍を行い加熱及び均熱過程での回復・再結晶挙動を調査した。焼鈍の雰囲気は Ar で加熱・冷却速度はいずれも 40°C/h である。

再結晶焼鈍中の回復再結晶に関し、ミクロ組織と MoK $\alpha$  による X 線回折線の幅広がり調査を行った。ミクロ組織の観察は主として走査型電子顕微鏡を用いて行った。この時の観察は板厚 1/4 部分で、圧延方向に平行な断面について行った。回折線幅広がり、は、簡便のため X 線回折プロファイルの最大強度を  $I_{max}$ 、K $\alpha$ 1 と K $\alpha$ 2 の間の極小強度を  $I_{min}$  として、 $I_{min}/I_{max}$  を指標とした<sup>6)</sup>。

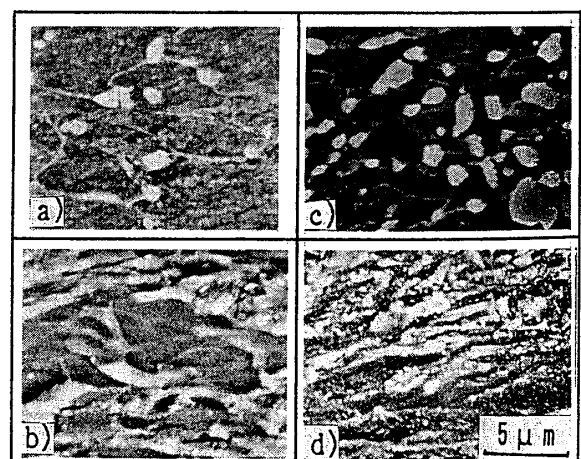
次に焼鈍中の集合組織変化を調べるため、加熱及び均熱過程で試料を抽出し、{222}、{200}、{211}、{110} 面の反射 X 線積分強度を測定した。また、冷間圧延と焼鈍後の試料について {200} 極点図の測定を行った。

## 3. 実験結果

### 3.1 冷延焼鈍過程における回復・再結晶挙動

冷延状態での走査型電子顕微鏡によるミクロ組織観察結果を Photo. 1 に示す。プロセス A の場合、フェライトの加工組織中に粗大な球状化セメンタイトが点在しており、セメンタイトの析出は 0.14% C に対し、0.72% C で著しく増大している。プロセス B では、非常に微細なセメンタイトとフェライトの混合組織が冷間圧延により伸展した形態を示し、セメンタイトの析出量はプロセス A と同様に 0.14% C に対し、0.72% C で著しく増大した。

この冷延鋼板の焼鈍での加熱過程における回折線幅広がりの変化を Fig. 2 に示す。冷延前にセメンタイトを粗大化させたプロセス A では、冷延状態での幅広がり値は C 量による影響は認められない。しかし、焼鈍過程での回復再結晶にともなう幅広がり値の減少は鋼種により異なる。680°C、24 h 焼鈍後の幅広がり値を完全再結晶した状態のものとする、0.72% C の鋼 4 では 520~540°C でこの値に達するのにに対し、0.14% C の鋼 1 では 580~600°C まで加熱が必要で、C 量の低い材料ほど幅広がり値の減少が高温側にずれる。また幅広がり値の結晶方位依存性に関しては、各プロセス材とも {111} 方



a), c) = steel 1 (0.14% C)  
b), d) = steel 4 (0.72% C)  
a), b) : Hot band anneal = 680°C x 24h  
c), d) : Hot band anneal = 550°C x 8h

Photo. 1. Scanning electron micrographs of steels after cold rolling.

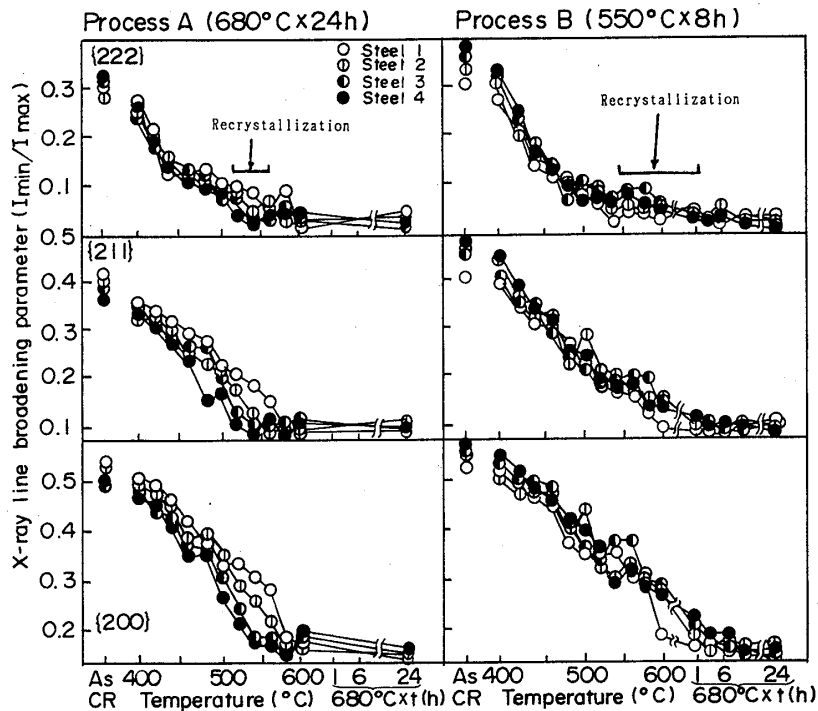
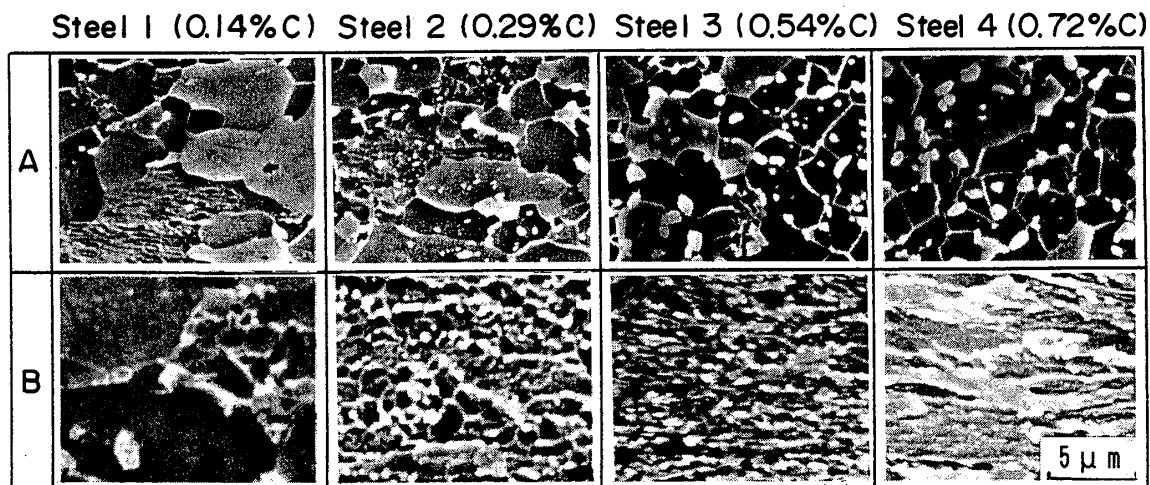


Fig. 2. Changes in X-ray line broadening during recrystallization annealing.



A: Process A (680°C x 24h) B: Process B (550°C x 8h)

Photo. 2. Scanning electron micrographs of steels heated to 560°C after cold rolling.

位の回復再結晶が最も早く、{100} 方位が最も遅い。

セメントサイトを微細に分散させたプロセス B の場合、熱延板焼鈍後の状態での幅広がりにはプロセス A と差がなかったが、冷延状態ではプロセス A よりも高い値を示し、しかも C 量が増すほど大きくなる。加熱過程における幅広がりへの減少は、プロセス A の場合に比べ {211}, {200} 方位で遅れ、特に {200} 方位の幅広がりへの減少の遅れが顕著である。加熱中の幅広がりの変化に対する C 量の影響はあまり大きくないが、C 量が少ない方が低下はやや早くプロセス A と逆の傾向を示す。

0.14%C では、600°C 前後で再結晶が完了しているとみられるが、0.29%C 以上ではいずれも 600°C ではまだ再結晶が完了しておらず、冷延前のセメントサイトが微細分散した状態では回復再結晶の遅れは C 量が高い材料ほど顕著である。

加熱過程での再結晶進行に及ぼす C 量および熱延板焼鈍条件の影響をさらに明確にするために、560°C まで加熱したときのミクロ組織を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 2 に示す。プロセス A の場合、0.14%, 0.29%C では 560°C まで加工組織が残っているが、

0.54%, 0.72% C ではこの温度において再結晶が完了している。これに対してプロセス B の場合, 0.14% C では一部再結晶組織が認められるが, それ以上の C 量の鋼ではいずれも再結晶組織は認められない。

以上に述べた, 回折線幅広がり及びマイクロ組織観察の結果から, 冷延前にセメントサイトを  $0.8\mu\text{m}$  以上に粗大化させた場合 (プロセス A) には C 量が增大すると再結晶温度が低下するのに対し, 冷延前にセメントサイトを  $0.3\mu\text{m}$  以下に微細分散させた場合 (プロセス B) には C 量の増大により逆に再結晶温度が上昇することが判明した。

### 3.2 冷延・焼鈍過程における集合組織の発達

再結晶焼鈍過程における X 線積分強度の変化を Fig. 3 に示す。プロセス B に関しては加熱中に再結晶が完了していない場合があり,  $680^\circ\text{C}$  での均熱過程における挙動も調査した。プロセス A の場合, 各鋼種とも冷間圧延状態では  $\{222\}$ ,  $\{200\}$  及び  $\{211\}$  面強度の強い通常の冷延集合組織が形成されるが, C 量の増大にとともに冷延集合組織の発達は著しく阻害される傾向にある<sup>3)</sup>。回復過程での積分強度は転位の再配列によるポリゴニゼーション等による若干の変化はあるが, この段階では集合組織の本質的な変化は生じない。再結晶による積分強度の変化は, リムド鋼冷延鋼板と似ており<sup>5)</sup>,  $\{110\}$  面強度の増加と  $\{222\}$ ,  $\{200\}$  及び  $\{211\}$  面強度の減少を示す。このような集合組織の変化は C 量の

高いほど低い温度で起き, かつ変化は小さい。また  $\{110\}$ ,  $\{222\}$  面強度は  $\{211\}$ ,  $\{200\}$  面強度よりも低温で変化し, これらは, X 線幅広がり得られた挙動とよく一致している。

このようにプロセス A の場合, 再結晶温度や積分強度変化の度合は C 量により異なるが, 各鋼種とも再結晶後の集合組織は冷延集合組織に比べランダム化の傾向にあり, これは  $680^\circ\text{C}$  で 24 h まで均熱する過程でも同じである。

プロセス B の場合も, 冷延集合組織の発達は C 量が増えるにしたがって弱まる傾向にある。ただし, 冷延集合組織はプロセス A の場合よりも強く発達し, 特に  $\{222\}$  と  $\{200\}$  面の積分強度は各鋼種ともプロセス A の 1.5~2 倍になっている。前述のごとく, プロセス B ではプロセス A と比べ回復再結晶が大幅に遅れ, また C 量が低い方が低温で再結晶が始まる。積分強度の変化もこれに対応しており, 0.14% C では  $580\sim 600^\circ\text{C}$  に加熱した段階で大きな変化が起きるのに対して, 0.29% C 以上では  $680^\circ\text{C}$  均熱過程で変化が生じる。0.14% C における積分強度の変化はプロセス A とプロセス B で基本的に差はなく, 再結晶により集合組織はランダム化の方向にある。0.29, 0.54% C の場合, 積分強度の変化は 0.14% C ほど顕著ではないが  $\{200\}$  面強度が減少,  $\{110\}$  面強度が若干増加しランダム化の傾向にあるとみられる。これに対し 0.72% C の場合は, ミクロ組織観

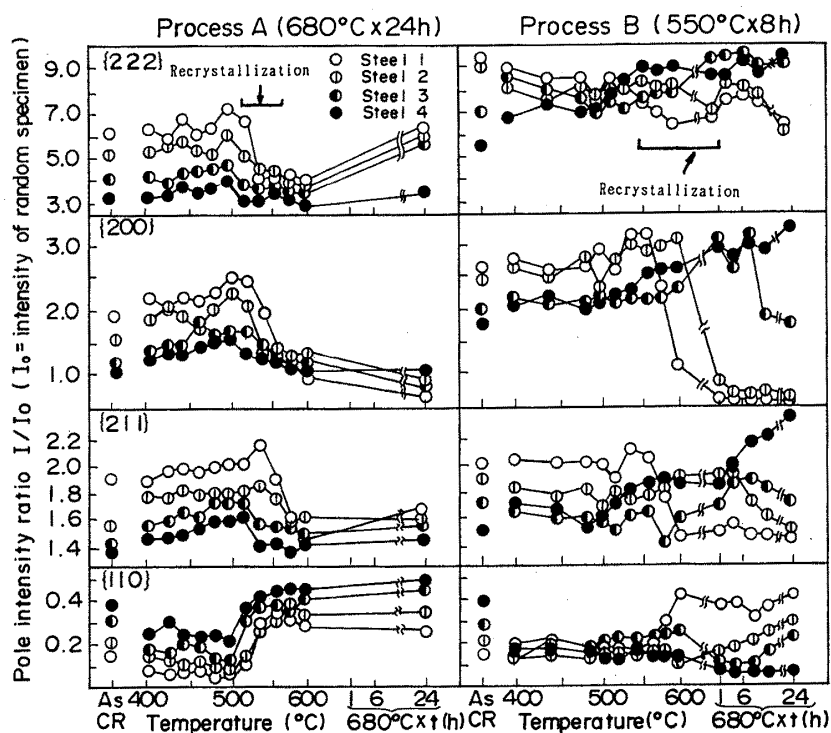
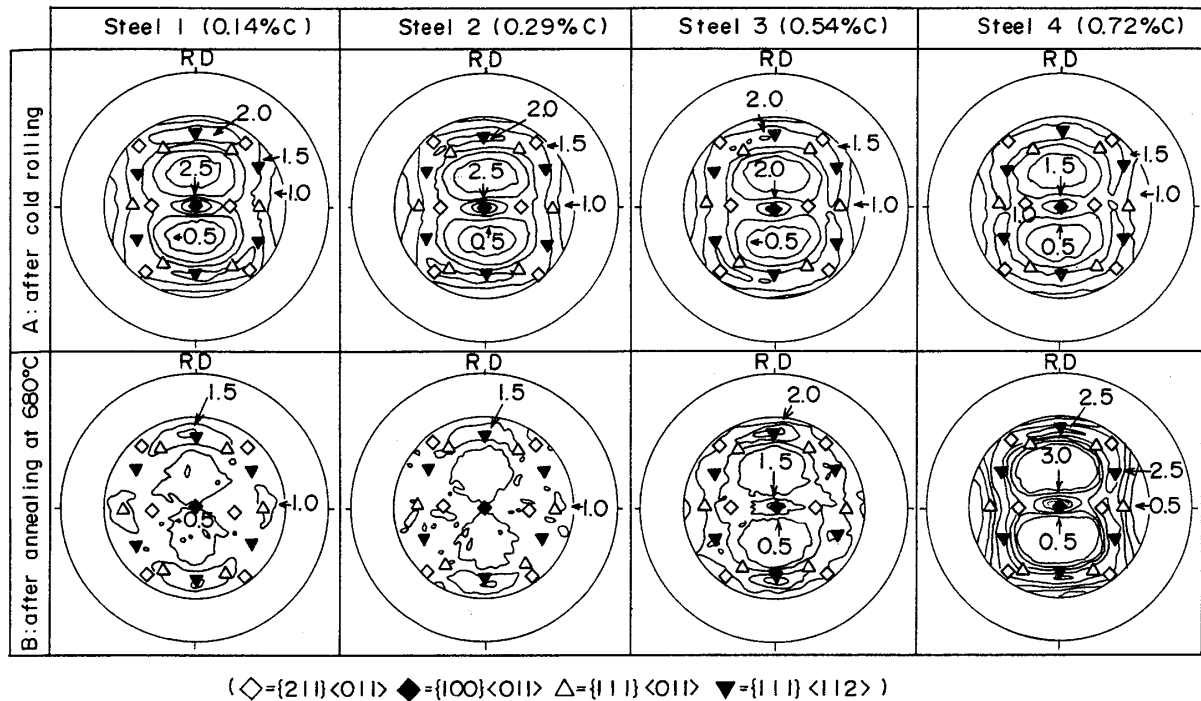


Fig. 3. Influence of C contents and hot band annealing process on pole intensities during recrystallization annealing.



Process B: Hot band annealing condition 550°C×8 h

Fig. 4. Influence of C contents on {200} pole figures.

察及び回折線幅広がりからみると 680°C の均熱過程で再結晶が完了しているが, {110} 面強度の増加は認められず, 一方 {200}, {211} 及び {222} 面強度は加熱過程で増加傾向にあり, 冷延集合組織が維持あるいは強化される傾向にある。

このプロセス B での, 冷延後と最終焼鈍後の {200} 極点図を Fig. 4 に示す。冷延状態では, いずれも {100} <011> ~ {211} <011> と {111} <112> に主方位を持ったいわゆる冷延集合組織が形成されているが, C 量が増大すると集積度が低下する傾向にあり, 積分強度の結果とよく一致している。プロセス A の場合も, 冷延集合組織に関してはほぼ同様の傾向を示す。680°C, 24 h 焼鈍後の集合組織については, 0.14%, 0.29% C の場合 {111} <112> ~ {111} <011> に弱い集積を示すがほぼランダムに近い。これに対して 0.54% C では {111} <112> 方位が発達し, {100} <011> がやや減少した集合組織となり, 0.72% C では冷延集合組織の主方位はそのまま維持され, 集積度は冷延状態よりも高い。

### 3.3 再結晶焼鈍後の結晶形態と炭化物の分散

冷延板を 680°C, 24 h の再結晶焼鈍した後の光学顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。プロセス A の場合, 比較的大きな球状化セメンタイトが認められ, C 量の増大で粒数が増大するとともにサイズが 0.4~1.0 μm の範囲で粗大化するのに対し, フェライト粒径は炭素量が増

大するほど微細化する。プロセス B ではセメンタイトのサイズは 0.5 μm 以下と微細で, C 量の増大にともないセメンタイト粒数が増大するとともに, フェライト粒も微細化する。

特に C 量の高い鋼では組織がきわめて微細で, 光学顕微鏡では十分な情報が得られないので, SEM 観察も実施した。Photo. 4 に示すように 0.72% C では均熱初期のセメンタイト粒径とフェライト粒径はともにきわめて微細であるが, 均熱時間が長くなるに従いそれぞれ徐々に成長する。Fig. 5 はこれらの観察から得られた 680°C, 24 h 焼鈍後の C 量, セメンタイト間隔およびフェライト粒径との関係を示す。セメンタイト間隔は単位面積当たりに観察された粒数から求めた。フェライト粒径は C 量が増大するほど微細化する。また同一の C 量でも低温の熱延板焼鈍により冷延前のセメンタイト粒径, 分散間隔を微細化するとフェライト粒径も微細化する。特に C 量が 0.54%, 0.72% C では, 再結晶粒径はほぼセメンタイトの分散間隔に等しく, この場合多量に存在するセメンタイトが前述の Photo. 4 に示すように, フェライト粒界に析出しており, フェライト粒の成長を抑制している。0.14%, 0.29% C ではセメンタイトはフェライトの粒内に析出しており, フェライト結晶粒径はセメンタイトの間隔よりも大きい。

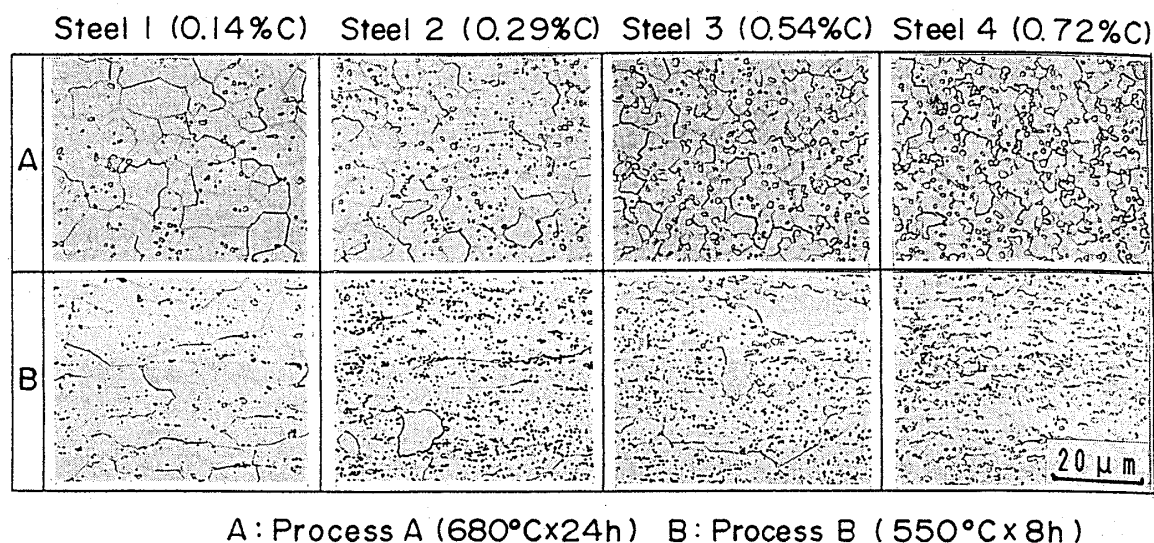
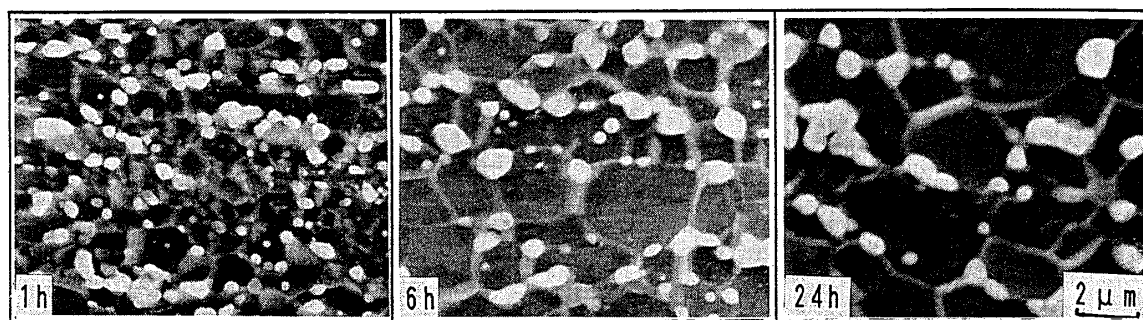


Photo. 3. Optical micrographs of cold rolled steel after annealing at 680°C for 24 h.



Process B: Hot band annealing = 550°Cx8h

Photo. 4. Scanning electron micrographs of Steel 4 (0.72%C) after annealing for various soaking time at 680°C.

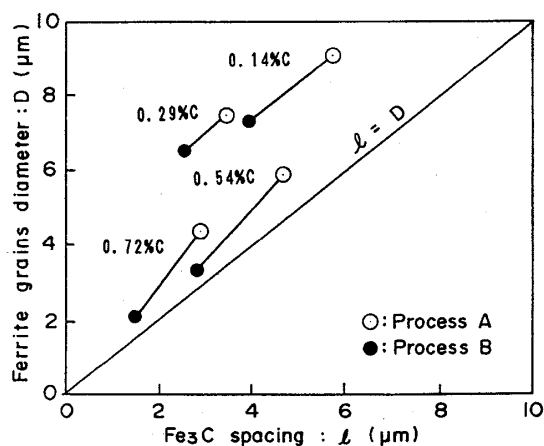


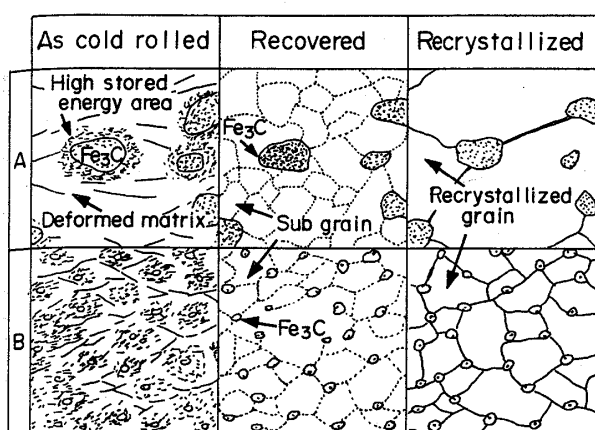
Fig. 5. Relation between C contents, ferrite grain diameter and mean spacing of Fe<sub>3</sub>C.

#### 4. 考 察

##### 4.1 回復再結晶挙動に及ぼす C 量と炭化物分散形態の影響

マトリックス中に析出物が存在したとすると、冷間圧延等の塑性変形を受けた場合に析出物とマトリックスの変形能の差から、析出物近傍に局所的な高歪み領域を形成する<sup>7)~10)</sup>。高炭素冷延鋼板も鋼中に多量のセメンタイトが存在するので、その分散形態が変わると冷間圧延時の鋼中の歪み分布に影響を与える可能性があることについては以前に著者らが述べた<sup>2)</sup>。本実験ではこの炭化物の析出量、分散形態の影響についてさらに詳細に検討を加えたものである。

セメンタイトを粗大化したプロセス A に比べ、セメンタイトを微細分散したプロセス B の方が冷延での幅広がりが大きく、C 量の増大によりその値が増大する。これは Fig. 6 のようにセメンタイトの増大、微細化に



A : Hot band annealing = 680°C×24 h  
B : Hot band annealing = 550°C×8 h

Fig. 6. Schematic illustration of microstructure of cold rolled, recovered and recrystallized steels.

よりフェライト・セメンタイト界面積が増大し、マトリックスに対する高歪み領域の比率が増大するためと考えられる。

また、C 量が増加すると冷延集合組織の発達が抑制されるが、これは変形能の異なるセメンタイト相の体積分率が増え、その近傍で生じる不均一な結晶回転が増大するためと考えられる。

回復・再結晶過程における回折線幅広がり減少挙動は、C 量と熱延板焼鈍条件によって変化する。本実験のプロセス A のように冷延前のセメンタイトが粗大である場合、一般にフェライト・セメンタイト界面に転位が集積し、焼鈍時にはセメンタイト近傍で優先的にサブグレインが形成されと考えられる<sup>8)</sup>。このため C 量が増大するほど低温で幅広がり減少が起こる。この場合、C 量の高い鋼種ほど低い温度で再結晶している理由は、C 量の増大により粗大なセメンタイト数が増え、再結晶核生成頻度が増すと考えられることで理解できる<sup>13)14)</sup>。

これに対し、プロセス B では冷延状態での幅広がり大きく、冷延による蓄積歪みがプロセス A よりも大きいことを示している。この後の加熱過程における回復は、プロセス A、プロセス B とも同じ程度の速度で起きているが、プロセス A では幅広がり 580°C で各方位とも最小値まで減少するのに対して、プロセス B で最小値まで減少するのは {211} 方位が 680°C、{200} 方位が 680°C、3 h である。これは Fig. 2 に示すようにプロセス A では加熱中において回復過程の後期に再結晶が進行しているのに対して、プロセス B では回復過程と再結晶過程が分離して進行していることを示してい

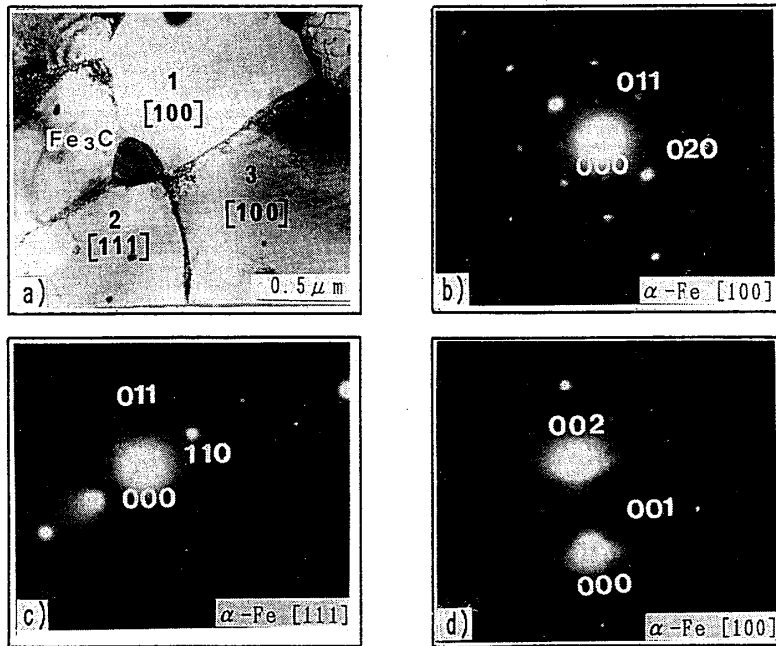
る。セメンタイトが非常に微細に分散したプロセス B では、マトリクス全体の歪みは大きい、セメンタイト近傍の転位密度は、その微細化による界面積の増大によりプロセス A よりも低いと考えられる。このため、プロセス B ではサブグレイン、再結晶核の生成が遅れ、さらにその成長も微細分散したセメンタイトに抑制される<sup>15)</sup>。この結果、プロセス B では、幅広がり減少がプロセス A よりも遅れ、また C 量の増大にともなってその傾向が顕著になると考えられる。

#### 4.2 再結晶粒の成長および集合組織の発達に及ぼす炭化物の影響

焼鈍後の集合組織は、プロセス A の場合、各鋼とも弱い再結晶組織が認められるが、C 量の影響をあまり受けずほぼランダム化する。これは粗大なセメンタイトが分散した状態では冷延前のフェライト粒が粗大化し、冷延によりフェライト中に変形帯が形成されと考えられ、再結晶の際にこの変形帯から {110} 方位の再結晶核が優先的に生成し<sup>10)11)</sup>、他方位を蚕食するものとみられる。この現象はプロセス B でも C 量の少ない Steel 1 でも同様である。

またセメンタイト周囲では冷延により高歪み域が形成され、加熱時にここから優先核生成する再結晶粒はランダム方位であることから<sup>12)</sup>、粗大化したセメンタイトの存在自体も再結晶集合組織のランダム化に寄与したものと考えられる。

これに対し、セメンタイトが微細に分散したプロセス B の場合、C 量が多くなると冷間圧延で発達した集合組織が焼鈍終了後も維持あるいはさらに若干発達する傾向を示す。この時、焼鈍中に {110} 方位の発達が抑えられる傾向にあるが、これは微細セメンタイトが多量に存在すると冷延前のフェライト粒が 2 μm 以下まで微細化し、冷延時に変形帯が形成されにくかったためと考えられる。Photo. 5 は比較的 C 量の高い鋼 3 の冷延板を 680°C、1 h 焼鈍した後の組織を透過電子顕微鏡で観察したものである。積分強度からみた集合組織は冷延状態とほとんど変化していない段階であるが (Fig. 3 参照)、すでに {111} や {100} 方位の再結晶粒ないしはサブグレインが生成しており、微細なセメンタイト粒が粒界に存在する。微細なセメンタイトが多量に存在し、フェライト粒が微細化した場合、変形帯からの {110} 方位再結晶粒の生成が抑えられることに加え、フェライトの粒界移動が困難となる<sup>16)</sup>。このように鋼中に形成されたサブグレインないしは再結晶粒の大傾角粒界移動が微細セメンタイトのような多量の析出物に阻止された場合<sup>17)</sup>、焼鈍中の粒界移動はセメンタイトのオストワル



a) TEM image indicating matrix-Fe<sub>3</sub>C interface  
b) Diffraction pattern of area 1  
c) Area 2 d) Area 3

Process B: Hot band annealing = 550°C × 8 h

Photo. 5. Diffraction patterns obtained from recrystallized grain around Fe<sub>3</sub>C particle in Steel 3.

ド成長に律速され、この間に転位密度が減少する。このため粒界移動のための駆動力も消失することから、冷延集合組織は焼鈍完了後も維持され、いわゆる *in-situ* 再結晶の形態をとると考えられる。また冷延集合組織の主方位の集積度が焼鈍中に増大する理由は、焼鈍中に冷延集合組織を維持した再結晶粒が徐々に粒成長するためと考えられる。

## 5. 結 論

高炭素冷延鋼板の回復再結晶挙動におよぼす炭素量と炭化物の分散形態の影響を調査し、次の知見が得られた。

(1) 冷延前にセメンタイトを粗大に析出させた場合、炭素量の増加にともなって再結晶温度は低下する傾向にある。これは粗大なセメンタイトが増加するほどその近傍からの再結晶核生成が生じやすくなるためと考えられる。これに対し、冷延前のセメンタイトを微細に分散させた場合には、再結晶粒成長が大幅に遅れ、かつ C 量が増えるほど再結晶は高温長時間側にずれる。これは、セメンタイトが微細でかつその間隔が小さくなるため再結晶粒の粒界移動を抑制するためと考えられる。

(2) 冷延前のセメンタイトを粗大化させた場合には、冷延焼鈍後の集合組織は C 量によらずほぼランダム化する。これに対し冷延前のセメンタイトを微細に分散させた場合、C 量が 0.54% 以上になると冷延集合組織の主方位が焼鈍後も維持される。これは微細なセメンタイ

ドが多量に存在する場合、大傾角粒界移動をともなった再結晶粒の成長がセメンタイトに阻害されたまま回復が完了し、粒界移動の駆動力が消失するためと考えられる。このため、焼鈍後のフェライト粒も C 量の増加や冷延前のセメンタイト微細化により、微細化する傾向にある。

終わりに、本研究遂行に際し有益なご意見を賜った東京大学名誉教授阿部秀夫博士に厚くお礼申し上げます。

## 文 献

- 1) 例えば阿部秀夫: 低炭素鋼板研究委員会報告書 (日本鉄鋼協会編) (1987), p. 203
- 2) 福井 清, 岡本篤樹: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1349
- 3) 加藤春男, 福田武司, 田中英八郎: 日本金属学会誌, **32** (1968), p. 195
- 4) M. H. CHANG and J. G. BYRNE: Met. Sci., **17** (1983), p. 475
- 5) 金子輝雄, 寺崎富久長: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 640
- 6) 白岩俊男, 寺崎富久長: 住友金属, **23** (1971), p. 54
- 7) W. C. LESLIE, J. T. MICHALAK and F. W. AWL: Iron and its Dilute Solutions (1963) [Interscience Publ.]
- 8) 久保寺治朗, 稲垣裕輔: 日本金属学会会報, **7** (1968), p. 383
- 9) 福井 清, 岡本篤樹: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1729
- 10) 稲垣裕輔: 材料とプロセス, **3** (1990), p. 1764
- 11) 川崎宏一, 松尾宗次: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1808
- 12) 古林英一: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 734
- 13) K. ONEL and J. NUTTING: Met. Sci., **15** (1981), p. 89
- 14) F. J. HUMPHREYS: Met. Sci., **13** (1979), p. 136
- 15) 松岡 孝, 高橋政司: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 2350
- 16) H. ABE, T. SUZUKI and K. TAKAGI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **21** (1981), p. 100
- 17) 古林英一: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1816