

## 論 文

冷延鋼板の深絞り性におよぼす C および Mn  
の影響

© 1986 ISIJ

大沢紘一\*・鈴木輝男\*<sup>2</sup>・松藤和雄\*<sup>3</sup>・栗原 極\*<sup>2</sup>Effects of Carbon and Manganese on the Deep-drawability of  
Cold-rolled Steel Sheets

Koichi OSAWA, Teruo SUZUKI, Kazuo MATSUDO and Kiwami KURIHARA

## Synopsis:

Effects of carbon, manganese, and their mutual interaction on the recrystallization texture and deep-drawability ( $\bar{r}$ -value) of cold rolled steels have been studied. Hot bands with various carbon content and carbide morphology were cold-rolled by a reduction of 75%, heated at two different heating rates (100°C/h and 50°C/s), and annealed at 700°C. The results showed that the interaction between carbon and manganese played a significant role in the formation of recrystallization texture: the  $\bar{r}$ -value decreased markedly by the co-existence of solute carbon and manganese, while it did slightly by either of them alone, as in 0.001%C steels or 0.03%Mn steels. The decrease in  $\bar{r}$ -value corresponded to a randomization of the recrystallization texture. The above interaction was found to exert an effect on recovery of substructure, weakening the selectivity in the orientation of recrystallization nuclei.

The improvement of  $\bar{r}$ -value under the combination of coarsening of cementite in hot band by high temperature coiling and rapid heating annealing is fully explained by decline of the interaction between solute carbon and manganese resulting from the retarded dissolution of carbide.

## 1. 緒 言

最近の製鋼技術の進歩に伴い、鉄鋼製品全般にわたつて、従来と成分バランスの異なつた多くの鋼種が開発され実用化が進められている。冷延鋼板の分野においても、連続焼鈍プロセスを主体として良好な深絞り用鋼板を製造するため、主に C, Mn のバランスを変化させた鋼種が検討されている。ところが、これらの鋼の成分設計は必ずしも十分な知見にもとづいたものではなく、今後より合理的な成分設計のもとに深絞り用鋼板を開発してゆくには、冷延鋼板の深絞り性におよぼす C と Mn の影響を正確に把握しておく必要がある。

ところで、冷延鋼板の深絞り性 ( $\bar{r}$  値) におよぼす Mn の影響は C 量によつて種々変化することが知られている。すなわち、低 C 鋼では S など不純物の影響が顕在化しない限り、Mn 量が低いほど  $\bar{r}$  値が向上する<sup>1)</sup>、Ti スタビライズド鋼では Mn 量が変わつても  $\bar{r}$  値はほとんど変化しない<sup>2)</sup>、そして、ある C 量と Mn 量の組合

せで  $\bar{r}$  値が最高となる<sup>3)~5)</sup>などの報告がある。このように Mn は C と共存する時深絞り性を著しく変化させることから、C と Mn は何らかの相互作用を持ち、冷延鋼板の再結晶集合組織形成に影響をおよぼしていることが予想される。

C と Mn が共存する時の深絞り性変化のメカニズムとして、大橋らは Mn がセメントタイトの溶解・析出挙動を変化させることにより<sup>3)</sup>、また、須藤らは Mn が再結晶時の C の固溶量を変化させることにより<sup>6)</sup>、その後、固溶 C が Mn と共存することにより<sup>7)</sup>、再結晶集合組織が影響を受けるという考え方をそれぞれ提案しているが、まだ定説はない。

また、C については単に固溶 C および炭化物の影響としてとらえられてきたが<sup>8)~11)</sup>、これまで述べてきたことから、Mn との相互作用の観点から考察する必要がある。

ところで、連続焼鈍による深絞り用冷延鋼板の製造は、熱延工程における高温巻取りと急速加熱焼鈍の組合

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 8 月 28 日受付 (Received Aug. 28, 1985)

\* 日本鋼管(株)中央研究所 (現: 日本鋼管(株)鉄鋼技術企画部) (Technical Research Center, Now Iron and Steel Technology Department, Nippon Kokan K. K., 1-1-2 Marunouchi Chiyoda-ku Tokyo 100)

\*<sup>2</sup> 日本鋼管(株)中央研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

\*<sup>3</sup> 日本鋼管(株)中央研究所 (現: (株)吾嬬製鋼所技術研究所) (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., Now Technological Research Center, Azuma Steel Co., Ltd.)

せにより、{111} 再結晶集合組織が徐加熱焼鈍の場合より強く発達するという現象の発見により工学的に実現したが、この現象の冶金学的メカニズムに関してこれまで多くの議論がなされてきた<sup>12)~15)</sup>。松藤らは、上記現象は高温巻取りによつて炭化物が粗大なセメンタイトになることにより、急速加熱焼鈍において、その溶込みが遅れ、その結果、固溶 C の少ない状態で再結晶が進行することにもとづくという考え方を提案してきた<sup>11)</sup>。しかし、前述のようなことから、粗大セメンタイトを有する冷延鋼板の急速加熱焼鈍における  $\bar{r}$  値向上メカニズムについても C と Mn の相互作用を考慮して議論すべきである。

このような背景から、C 量、炭化物形態および Mn 量の組合せが異なる冷延鋼板を異なる加熱条件で焼鈍した時の集合組織、 $\bar{r}$  値および再結晶過程での集合組織変化などを調査することにより、冷延鋼板の深絞り性におよぼす C、Mn およびそれらの相互作用の影響を明らかにすることを試みた。また、C と Mn の相互作用のメカニズムや粗大セメンタイトを有する冷延鋼板の急速加熱焼鈍における深絞り性向上メカニズムなどを考察した。

## 2. 実験方法

供試材はそれぞれ Mn 量を変えた 3 シリーズの実験室溶解材であり、その化学成分を Table 1 に示す。A シリーズは C: 0.04% の低 C-Al キルド鋼、B シリーズは C: 0.10% の低 C-Al キルド鋼、C シリーズは極低 C-Ti スタビライズド鋼であり、それぞれについて Mn 量を 0.03~0.80% の範囲で変化させてある。なお、低 Mn 化にともなう S の影響の顕在化を抑えるため、S は 0.005% 以下とした。溶製した鋼塊は分塊後、1250°C で 1 h 加熱してから仕上温度 900°C で板厚 3 mm に熱間圧延し、空冷した。熱延板について、目的に応じた種々の前処理を施し、実験に供した。

実験 I 深絞り性におよぼす C および Mn 量の影響  
A シリーズの熱延板を 930°C で焼ならし後、700°C で 0~30 h 脱炭処理後炉冷することにより、C 量を 0.04~0.001% まで 4 段階変化させた。B シリーズの熱延板は焼ならしなしで、700°C で 1 h 保持後炉冷の処理を行い、C 量が 0.10% のサンプルとして用いた。なお、A

および B シリーズの熱延板については、このような処理により AlN は完全に析出しており、冷延後の再結晶過程への AlN の寄与は無視できる。比較材として用いた C シリーズの熱延板については熱処理は行わなかつた。C シリーズのサンプルの C と N は完全に Ti によつて固定されていた。なお、上記 3 シリーズのサンプルの平均フェライト粒径はほぼ一定で、約 20  $\mu\text{m}$  であつた。

以上のようなサンプルを用いて 75% の冷間圧延後、徐加熱焼鈍 (昇温速度 100°C/h, 700°C×1 h 均熱) を行つた。焼鈍後の材料について、板厚 1/4 位置の X 線積分反射強度 ( $P$  値<sup>8)</sup>) と  $\bar{r}$  値の測定を行つた。

### 実験 II 焼鈍中の集合組織変化

実験 I で C 量を 0.04% および 0.001% とした A シリーズの熱延板について、75% の冷間圧延後、100°C/h の昇温速度で加熱しながら各温度に達した時炉から取り出し、室温まで空冷した。そして、X 線積分反射強度と光学顕微鏡による再結晶率を測定し、徐加熱焼鈍過程での再結晶挙動を考察した。

### 実験 III 炭化物形態と加熱速度の影響

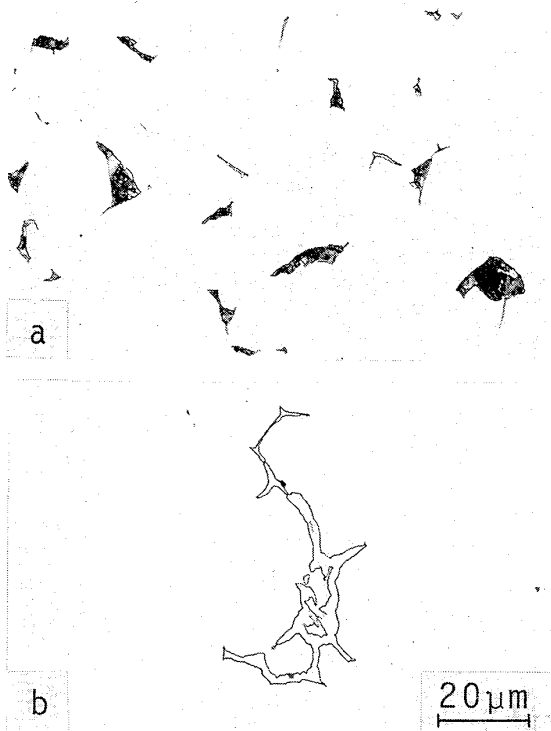
C 量が 0.04% の A シリーズの熱延板を用い、熱延で低温巻取りおよび高温巻取りした時に得られる炭化物形態をシミュレートしたサンプルを作成した。まず、低温巻取り相当の微細に分散したパーライトを有するサンプルは、930°C で焼ならしすることにより得た。この場合、固溶 C が 12 ppm 程度残留したので、350°C×1 h 均熱・炉冷の過時効処理を行い、固溶 C 量をほぼ 0 ppm とした。次に高温巻取り相当の粗大セメンタイトを有するサンプルは、焼ならしの後、フェライトとオーステナイトの共存域の 750°C で 1 h 均熱・炉冷の処理により得た。この温度は通常の高温巻取りにおける巻取温度 700°C より高目であるが、実際の巻取りでは鋼板内部の温度は表面に比べて高く、実質的には本実験と同様にフェライトとオーステナイトの共存域で巻き取られていることになる。このサンプルの固溶 C 量は 4 ppm 前後であつた。

Photo. 1 に上記 2 種類の炭化物形態の例を示す。この写真において、a の黒い部分はパーライトであり、b の白い炭化物は単一の粗大化したセメンタイトである。なお、0.80% Mn 鋼では高温巻取り相当の処理によりセメンタイトはあまり顕著に成長しなかつた。他の鋼では Mn 量によりわずかな差はあるが、Photo. 1 に示したのと同じような粗大セメンタイトが得られた。なお平均フェライト粒径はいずれのサンプルも約 20  $\mu\text{m}$  であつた。

以上のサンプルと、実験 I で C 量を 0.001% とした鋼

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

Series	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Ti
A	0.04	tr	0.03-0.79	0.010	0.004	0.05	0.004	—
B	0.10	0.02	0.03-0.81	0.007	0.004	0.05	0.004	—
C	0.003	0.02	0.03-0.80	0.005	0.003	0.02	0.003	0.13



a : Pearlite (normalized and overaged) b : Coarse cementite (subjected to a high temperature coiling simulation)  
Photo. 1. Carbide morphology of hot bands after heat treatment.

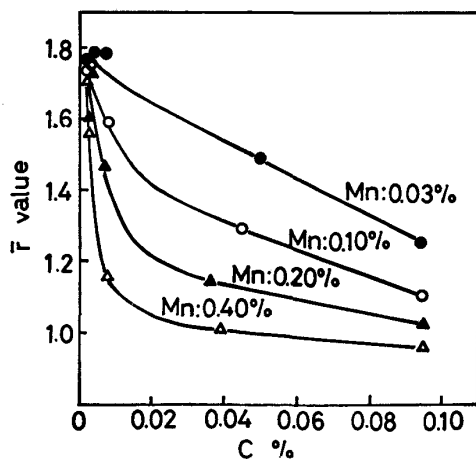


Fig. 1. Effect of carbon content on  $\bar{r}$ -value of the steels with various amounts of manganese, cold-rolled by 75%, heated up to 700°C at a slow heating rate of 100°C/h, and annealed for 1 h.

について 75% 冷間圧延後、徐加熱焼鈍 (実験 I 参照) あるいは 700°C のソルトバスに 2 min 浸漬し (いったん空冷した後、雰囲気炉で再加熱し) その後 700°C × 1 h 均熱・炉冷の一連の熱処理から成る急速加熱焼鈍を行い、 $\bar{r}$  値を測定した。急速加熱焼鈍における昇温速度はソルトバス浸漬により約 50°C/s であった。

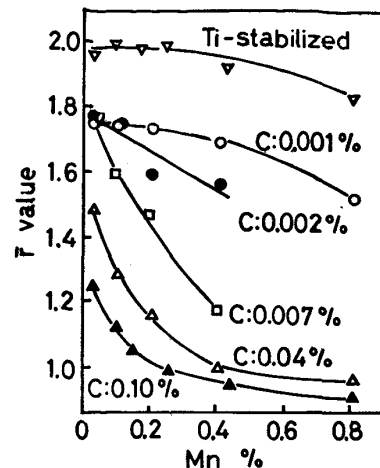


Fig. 2. Effect of manganese content on  $\bar{r}$ -value of the steels with various amounts of carbon, cold-rolled by 75%, heated up to 700°C at a slow heating rate of 100°C/h, and annealed for 1 h.

#### 実験Ⅳ 前焼鈍による再結晶集合組織の変化

C と Mn の相互作用を考察するため、実験Ⅲで用いたサンプルの一部について 75% 冷間圧延の後、300~500°C のソルトバス中に 10 min 浸漬後空冷した (前焼鈍)。ついで、250°C で 5 h 過時効処理を行った後、700°C のソルトバスに 2 min 浸漬の急速加熱焼鈍を行い、X線積分反射強度の測定に供した。また、前焼鈍後のサンプルについては、マイクロ組織の光学顕微鏡および透過電子顕微鏡による観察を行った。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 冷延鋼板の深絞り性におよぼす C および Mn の影響

Fig. 1 に Mn 量の異なる冷延板を徐加熱焼鈍した時の C 量による  $\bar{r}$  値の変化を示す。C 量が極めて低いレベルでは  $\bar{r}$  値は Mn 量によらず一定である。C 量が増加するにしたがい  $\bar{r}$  値は低下する。特に、C 量がおよそ 0.01% までの極低 C 領域で C の影響が大きい。この C の影響は Mn 量が増すほど著しくなる。

Fig. 2 に C 量の異なる冷延板を徐加熱焼鈍した時の Mn 量による  $\bar{r}$  値の変化を示す。 $\bar{r}$  値への Mn 量の影響は C 量によつて大きく変化する。すなわち、Mn 量の増加による  $\bar{r}$  値の低下は C 量が 0.001% の極低 C 鋼や Ti スタビライズド鋼では小さいが、0.001~0.007% の間で C 量の増加とともに大きくなる。C 量が 0.007% 以上では、Mn 量の増加による  $\bar{r}$  値の低下度合いはほぼ同じであり、その変化曲線は C 量の増加とともに低い方へシフトする。

以上のように、C 量がおよそ 0.01% 以下の領域にお

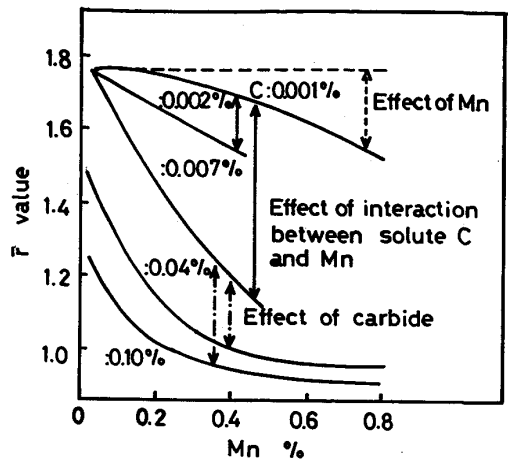


Fig. 3. Schematic illustration of the effect of manganese, solute carbon vs. manganese interaction, and carbide on the decrease in  $\bar{r}$ -value.

いて、CおよびMnのいずれかが極く微量な場合には、他方が増加しても $\bar{r}$ 値の低下は小さく、CとMnが共存する場合にはそれぞれの増加とともに $\bar{r}$ 値が著しく劣化することから、 $\bar{r}$ 値に対してCとMnのそれぞれ単独の影響よりも、それらの相互作用の影響の方が大きいことがわかる。

ところで、C量がおよそ0.01%以下の炭化物がほとんど存在しない領域でのC量増加にともなう $\bar{r}$ 値の著しい低下は、回復・再結晶段階での固溶C量の増加により再結晶後の{111}再結晶集合組織の発達を抑制されることにもとづくと考えられてきた<sup>13)</sup>。しかし、前述のようにこの領域での $\bar{r}$ 値の変化がMn量に大きく依存することから、これは単なる固溶Cの影響ではなく、主に回復・再結晶段階において固溶しているCがMnと相互作用を持ち、これにより{111}再結晶集合組織の発達が抑制されたものと推察できる。また、 $\bar{r}$ 値の変化から、

このようなCとMnの相互作用は、回復・再結晶段階での固溶C量および共存するMn量の増加に比例して増大すると考えられる。したがってMn量が0.03%と極めて低い場合の $\bar{r}$ 値の変化は、固溶C単独の影響と考えられるが、これは非常に小さいことがわかる。

C量がおよそ0.01%以上の領域でのC量の増加による $\bar{r}$ 値の低下は炭化物の影響である<sup>13)</sup>。この影響はMn量によらず存在する。また、0.001%C鋼とTiスタビライズド鋼にみられるMn量の増加による $\bar{r}$ 値のわずかな低下は、Mn単独の影響によるものであろう。Fig. 2の $\bar{r}$ 値の変化をもたらしている冶金学的因子をこれまでの考察から整理するとFig. 3のようになる。

Fig. 4にFig. 2に対応するサンプルのX線積分反射強度を示す。X線積分反射強度は $\bar{r}$ 値の変化とよく対応している。C量およびMn量がともに増加するほど、焼鈍後は{222}方位が減少し、{110}、{200}方位が増加する。これ以外の方位については、{332}方位が減少し、{211}、{310}、{321}などの方位が増加していた。このような再結晶集合組織の変化はCとMnが共存する時著しくなる。0.04%C鋼の徐加熱焼鈍による再結晶集合組織の主方位は{111}〈112〉+{111}〈110〉であり、Mn量の増加とともに全体の集積が弱まる傾向が{200}極点図から認められた。これらのことから、CとMnの相互作用は再結晶集合組織のランダム化傾向を強めると考えることができる。

なお、これまでの考察でMn量の影響を全Mn量で論じてきたが、本来はOおよびSと結合した分を差し引いたMn量すなわち固溶Mn量で論ずるべきである。本実験の鋼はAlキルド鋼のためOは $\text{Al}_2\text{O}_3$ として固定されていることから、MnはSとのみ結合すると考えられる。また、Sは0.005%以下としたので、全Mn

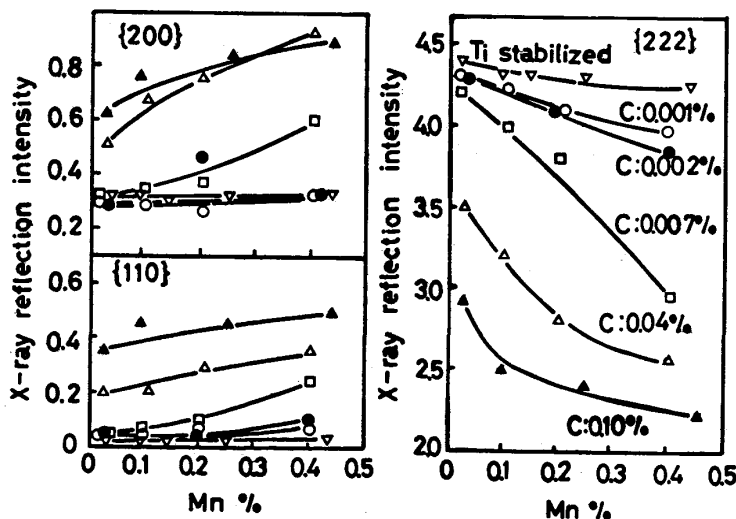


Fig. 4. Effect of manganese content on recrystallization texture of the steels with various amounts of carbon, cold-rolled by 75%, heated up to 700°C at a slow heating rate of 100°C/h and annealed for 1 h.

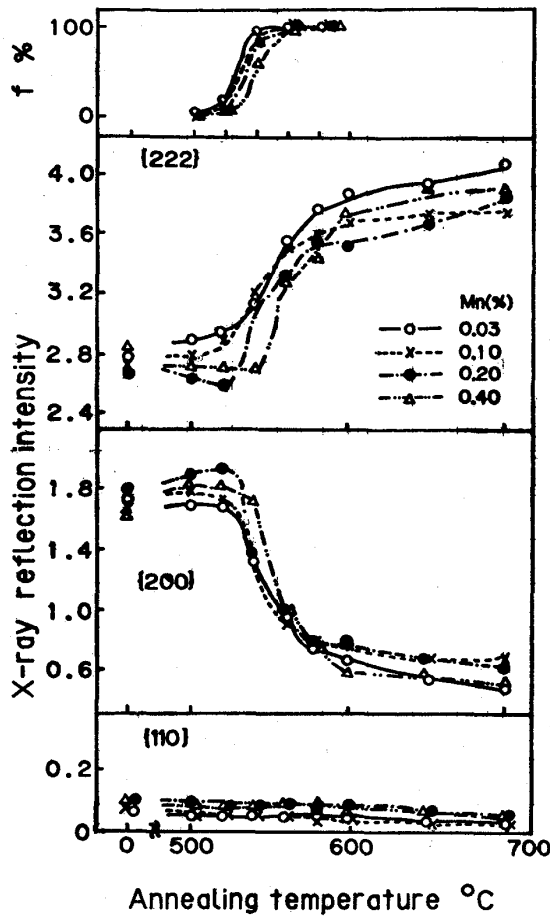


Fig. 5. Changes in X-ray reflection intensity and fraction recrystallized ( $f$ ) of 0.001% C steels during heating at a slow heating rate of 100°C/h.

量と固溶 Mn 量の差は 0.01% 程度であり、全 Mn 量で考察しても問題ないと考えられる。

### 3.2 再結晶過程の集合組織変化

C量が 0.001% および 0.04% の鋼の徐加熱焼鈍過程での X線積分反射強度と再結晶率の変化を Fig. 5 および Fig. 6 に示す。まず、冷延集合組織には C, Mn 量の変化による差異はほとんど認められない。データは省略したが、{200} 極点図でも同様な結果が得られた。しかし、再結晶段階では C と Mn の組合せにより特徴的な集合組織変化が現れている。すなわち、C 量が 0.01% の極低 C 鋼では再結晶時に {222} 方位がスムーズに増加し、{200} 方位が減少する。そして、{110} 方位はほとんど増加しない。このような方位変化は Mn 量によつて大きな差はない。一方、C 量が 0.04% の低 C 鋼では再結晶初期に {110} 方位が増加し {222} 方位が減少する。そして、再結晶後期にはいつたん減少した {222} 方位は増加に転じ、{200} 方位は減少する。Mn 量が増すほど {110} 方位の増加と {222} 方位の一時的な減少の度合いが著しくなり、{200} 方位の減少の度合

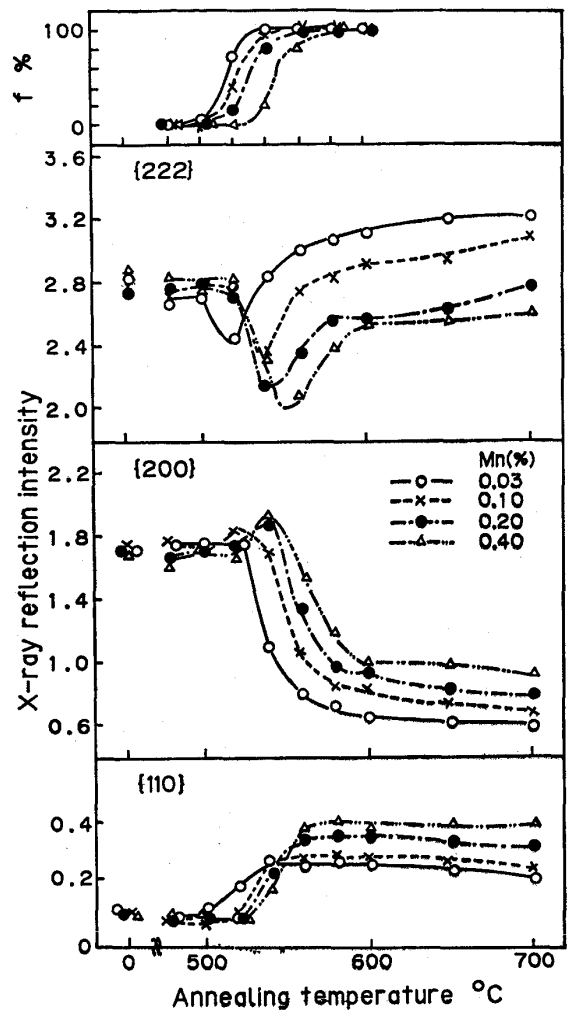


Fig. 6. Changes in X-ray reflection intensity and fraction recrystallized ( $f$ ) of 0.04% C steels during heating at a slow heating rate of 100°C/h.

いが小さくなる。

再結晶時の {222} 方位の一時的な減少とそれにつづく急激な増加は冷延マトリクスからの {222} 方位とその他の方位の再結晶核の発生・成長の競合状態を示すものであり、{222} 再結晶核発生・成長に対する選択性が強い場合には、一時的な減少が小さく、それに続く増加が大きいものと考えられる。これにより、C と Mn の相互作用は再結晶核生成における方位選択性を弱めることにより、再結晶粒の方位のランダム化を促進し、深絞り性にとつて不利な再結晶集合組織をもたらすものと思われる。

炭化物が冷延前に存在する場合には、冷延時に炭化物周辺に変形が不均一な領域が生じ、結晶方位がランダムな再結晶核の発生傾向を強めるといわれている<sup>16)</sup>。Mn が 0.03% で C が 0.04% の鋼の場合、C と Mn の相互作用が小さいと考えられるにもかかわらず、{222} 方位の一時的な減少が若干認められるのは炭化物の影響が重畳しているためであろう。

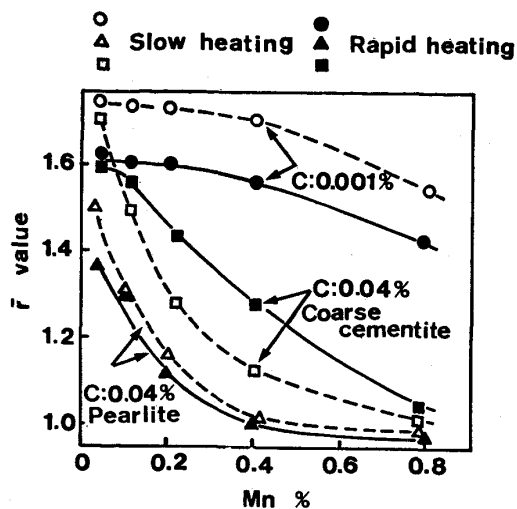


Fig. 7. Effect of manganese content on the  $\bar{r}$ -value of steels with different carbide morphologies, cold-rolled by 75%, heated up to 700°C at slow or rapid heating rates of 100°C/h or 50°C/s, and annealed for 1 h.

### 3.3 炭化物形態の異なる冷延鋼板の $\bar{r}$ 値におよぼす焼鈍加熱速度の影響

Fig. 7 に 0.001% C 鋼および 0.04% C 鋼で炭化物形態の異なる冷延鋼板を加熱条件を変えて焼鈍した時の Mn 量による  $\bar{r}$  値の変化を示した。0.001% C の極低 C 材や 0.04% C のパーライト材では、Mn 量増加にともなう  $\bar{r}$  値の低下傾向は焼鈍時の加熱速度が変わってもほとんど変化しない。ただし、 $\bar{r}$  値のレベルは徐加熱焼鈍材の方が急速加熱焼鈍材より高い。

0.04% C 鋼の粗大セメンタイト材では、Mn 量の増加にともなう  $\bar{r}$  値の低下傾向が加熱速度によつて異なる。徐加熱焼鈍での  $\bar{r}$  値の Mn 量による変化はパーライト材と同じ傾向だが、急速加熱焼鈍での  $\bar{r}$  値の変化はパーライト材と 0.001% C 材の中間に位置している。別の見方をすると、 $\bar{r}$  値の加熱速度依存性が Mn 量によつて異なっており、0.1% Mn を境にこれ以下では徐加熱焼鈍材の方が  $\bar{r}$  値が高いが、これ以上では急速加熱焼鈍材の方が高くなる。そして 0.4% Mn までは Mn 量が多いほどその差が大きくなる。

以上の結果は、C と Mn の相互作用の強さを考慮すると次のように説明できる。まず、0.001% C 鋼では再結晶時の固溶 C の絶対量が極めて少ないため、C と Mn の相互作用は Mn 量によらず小さく、Mn 量の増加による  $\bar{r}$  値の低下は小さい。一方、0.04% C 鋼のパーライト材では、炭化物が溶けやすいので加熱速度によらず固溶 C の多い状態で再結晶が進行し<sup>10)</sup>、これにより、C と Mn の相互作用が大きくなり、Mn 量の増加による  $\bar{r}$  値の低下が著しくなる。なお、いずれの場合も、急速加

熱焼鈍では再結晶集合組織のランダム化傾向が強まるので、徐加熱焼鈍よりも  $\bar{r}$  値は低くなる。

次に、0.04% C 鋼の粗大セメンタイト材の徐加熱焼鈍における Mn 量による  $\bar{r}$  値の変化はパーライト材と同じ傾向であるが、これは炭化物が粗大化してセメンタイトになっても徐加熱焼鈍ではパーライト材におけると同様の溶解挙動を示し、同程度の C と Mn の相互作用の下で再結晶が進行すると考えることにより説明できる。ただし、粗大セメンタイト材の方が、前述の炭化物周囲の不均一変形領域の体積率がパーライト材より小さいため<sup>11)</sup>、 $\bar{r}$  値のレベルが高くなる。

最後に、粗大セメンタイト材の急速加熱焼鈍では、従来から知られているように、炭化物の溶解の遅れから<sup>12)</sup> 固溶 C の少ない状態で再結晶が進む<sup>13)14)</sup>。そのため、C と Mn の相互作用が徐加熱焼鈍材より小さくなり、Mn 増加にともなう  $\bar{r}$  値の低下が小さく考えられる。その結果、Mn 量が 0.10% 以上では急速加熱焼鈍の方が固溶 C が少ない状態で再結晶が進むため、C と Mn の相互作用の減少による再結晶集合組織の改善効果が急速再結晶による再結晶集合組織のランダム化の傾向を凌駕し、それにより、急速加熱焼鈍材の方が徐加熱焼鈍材より  $\bar{r}$  値が高くなると考えられる。一方、Mn 量が 0.10% 未満では、Mn 量の減少により C と Mn の相互作用が小さくなるため、極低 C 材と同様に徐加熱焼鈍の方が急速加熱焼鈍より  $\bar{r}$  値が高くなる。

高温巻取りした 0.20% 前後の Mn を含有する商用鋼の冷延板を連続焼鈍により焼鈍すると良好な {111} 再結晶集合組織が形成され、高い  $\bar{r}$  値が得られる。このメカニズムとして、高温巻取りにより炭化物が凝集して粗大セメンタイトとなりさらに炭化物間隔が大きくなることから、方位がランダムな再結晶粒が核生成しやすい炭化物周辺領域の体積率が小さくなること、および、急速加熱により炭化物の溶解が遅れ、これにより固溶 C の少ない条件下で回復・再結晶が進行することの二つの効果の複合効果<sup>15)</sup>が提案されてきた。しかし、これまで述べたことから、後者については C と Mn の相互作用が小さい状態で回復・再結晶が進行することによると考えた方が妥当であろう。

### 3.4 C-Mn 相互作用の回復・再結晶挙動への影響

Fig. 8 に、C 量、Mn 量の異なる冷延板の 700°C 急速加熱焼鈍後の X 線積分反射強度に及ぼす前焼鈍の影響を示す。ここで、0.04% C 鋼の炭化物は粗大セメンタイトとしてある。

C と Mn の相互作用が小さいと考えられる 0.001% C-0.20% Mn 鋼と 0.04% C-0.03% Mn 鋼では前焼鈍温

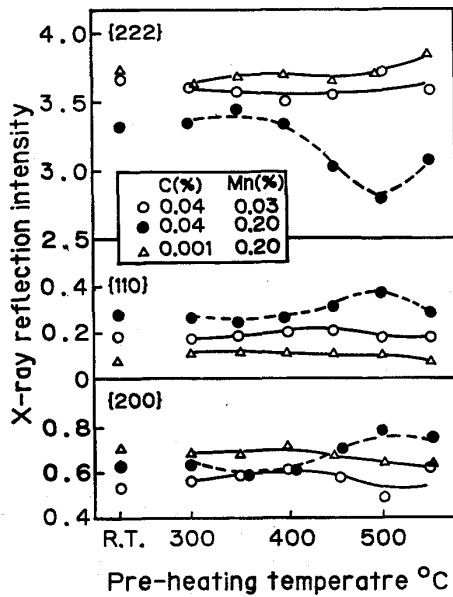


Fig. 8. Recrystallization texture with different carbon and manganese contents, subjected to preliminary heating (preheating) at 300 to 550°C for 10 min, overaging at 250°C for 5 h, heating up to 700°C at a rapid heating rate of 50°C/s, and annealed for 2 min. The carbide morphology in 0.04%C steel hot bands is coarse cementite.

度による再結晶集合組織の著しい変化は認められない。一方、CとMnの相互作用が大きいと考えられる0.04%C-0.20%Mn鋼では前焼鈍温度が400°C以上になると、急速加熱焼鈍後に{222}方位の減少と{110}、{200}方位の増加が認められる。前焼鈍後の再結晶率から、この鋼の再結晶開始温度は500°C以上であり、また、電子顕微鏡による薄膜観察から、400~500°Cは、転位の消滅と再配列によつてサブグレインが形成され、再結晶核の形成へと推移する回復段階に相当することが確認された。以上のことから、固溶したC原子は、Mn原子と相互作用を持つことにより回復挙動に影響を及ぼし、再結晶核生成における方位選択性を弱めるものと推察される。

ところで、CとMnの相互作用に関連して、阿部らはMn-C Dipoleの存在<sup>18)</sup>を提唱し、置換型固溶原子(M)と侵入型固溶原子(I)の相互作用によるM-I DipoleまたはComplexが再結晶集合組織形成に影響する可能性を示唆した<sup>19)</sup>。

本研究で示したCとMnの相互作用についても、本質的にはMn-C DipoleあるいはComplexの形で転位の運動を妨げ、回復段階におけるセル壁やサブグレイン界面の移動に影響を及ぼし再結晶集合組織形成に関与しているものと思われる。Mn-C DipoleあるいはComplexは固溶CおよびMn量に比例して存在するこ

とが見出だされており<sup>19)</sup>、CとMnの相互作用の強さは固溶C量とMn量に直接対応するものと考えられる。

500°C前後の温度領域では、C原子の拡散速度が大きく、転位偏析量も少ないことから、固溶したC原子単独での再結晶への寄与は小さいと考えられている<sup>20)</sup>。これが、熱延高温巻取りによる連続焼鈍材の深絞り性向上の理由を再結晶時の固溶C量の低下により考える上での理論的難点であつた。本研究によれば、C原子はMn原子とDipoleまたはComplexを形成することにより転位への相互作用を強め、単独の場合に比べて再結晶集合組織形成への影響が大きくなると推察される。

### 3.5 今後の課題

この研究では、C量とMn量の影響をマクロにとらえたが、本来は局所的不均一性が再結晶核の生成に重要な役割を果たしている。本実験で用いたような細粒鋼では、再結晶核の生成サイトとしての粒界の役割が大きい。C-Mn相互作用と粒界との関係については、今後明らかにしていく必要がある。

深絞り性の優れた冷延鋼板を製造するには、回復・再結晶時のCとMnの相互作用が小さくなるような成分、熱延条件および焼鈍条件の組合せが必要である。ところで、本実験では熱延板の熱処理によりC量を変化(低下)させており、冷延前のフェライト粒径を約20μm前後でほぼ一定とし、初期粒径の影響の入らない条件で純粋にCとMnの影響を考察している。しかしながら実生産プロセスにおいては、製鋼段階でCやMnを極低濃度まで下げると、熱延段階での粒成長性が良くなることから、熱延板のフェライト粒径が粗大化し、この結果、かえつて $\bar{r}$ 値が低下することも経験している。このようなことから、深絞り用冷延鋼板の成分設計においては、製造プロセス全体を通して最適化が図れるようCとMnのバランスを選択する必要がある。

今回は深絞り性に対するCとMnの相互作用の寄与について検討したが、さらに、低炭素鋼板で通常含有される他の置換型固溶元素と侵入型固溶元素との相互作用の寄与についても明らかにすることにより、より合理的な深絞り用冷延鋼板の成分設計が可能とならう。

## 4. 結 論

Mn量を変えた低C鋼熱延板について、熱処理および脱炭処理によりC量と炭化物形態を変え、冷間圧延後加熱速度を変えた焼鈍を行い、 $\bar{r}$ 値と集合組織を調べた。これにより、冷延鋼板の深絞り性におよぼすCとMnの影響を検討し、次のような結論を得た。

1) C量がおよそ0.01%以下の領域において、Cお

よび Mn のいずれかが極く微量な場合には他方が増加しても深絞り性の低下は小さいが、両者が共存するとそれぞれの増加とともに深絞り性は著しく劣化する。

2) C と Mn が共存する時、深絞り性が著しく劣化するの、回復・再結晶時の C と Mn の相互作用により再結晶集合組織がランダム化することによる。

3) 焼鈍中に固溶した C は Mn と相互作用を持つことにより、回復段階における転位の運動に影響をおよぼし、その結果、再結晶核生成における方位選択性を弱める方向に作用し、再結晶集合組織の {111} 方位の集積度を低下させると考えられる。

4) 熱延後の高温巻取りによつて炭化物が粗大セメントタイトとして存在している低 C-低 Mn 鋼において、急速加熱焼鈍で深絞り性が向上するのは、加熱時の炭化物の溶込みの遅れにより、C と Mn の相互作用が小さい条件下で回復・再結晶が起こるためと推定される。

#### 文 献

- 1) H. HU and S. R. GOODMAN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 3057
- 2) 福田宜雄, 清水峯男, 高橋延幸: 第7回再結晶部会資料 (1973)
- 3) 大橋延夫, 小西元幸, 有馬与志広: 川崎製鉄技報 (1973), p. 164
- 4) 寺崎富久長, 高橋政司, 金子輝雄: 住友金属, 24 (1972), p. 230
- 5) I. F. HUGHES and E. V. PAGE: Metall. Trans., 2 (1971), p. 2067
- 6) 須藤正俊, 東 正則, 石神道子: 鉄と鋼, 63 (1977), S 866
- 7) 須藤正俊, 塚谷一郎: 鉄と鋼, 66 (1980), S 363
- 8) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
- 9) 小原隆史, 小西元幸, 大橋延夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S 696
- 10) A. OKAMOTO and M. TAKAHASHI: Proc. ICOTOM 6 (1981), p. 239
- 11) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA and O. NOZOE: Texture Cryst. Solids, 3 (1978), p. 55
- 12) M. MATSUO, H. HAYAKAWA and S. HAYAMI: Proc. ICOTOM 5 (1978), p. 275
- 13) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男: 日本金属学会講演概要第69回 (1971), p. 105
- 14) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 846
- 15) H. ABE, T. SUZUKI and K. TAKAGI: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 100
- 16) J.-J. LAVIGNE, T. SUZUKI and H. ABE: Proc. ICOTOM 6 (1981), p. 749
- 17) P. M. ROBINSON, K. V. BARRATT and P. N. RICHARDS: J. Australian Inst. Met., 7 (1962), p. 35
- 18) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 岡田 進: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1415
- 19) H. ABE: Scand. J. Metall., 13 (1984), p. 226
- 20) 阿部秀夫: 第88・89回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1982), p. 1