

## リムド鋼板の深絞り性におよぼす C 量の影響\*

70524

松 藤 和 雄\*\*・下 村 隆 良\*\*

## Effect of Carbon Content on Deep Drawability of Rimmed Steel Sheet

Kazuo MATSUDO and Takayoshi SHIMOMURA

## Synopsis:

The deep drawability ( $\bar{R}$ -value) was studied in rimmed steel sheets melted in air. The variables examined were the carbon content, the cold rolling reduction (50~90%) and annealing conditions (700° and 800°C×5hr in non-decarburizing atmosphere and 750°C×10hr in decarburizing atmosphere).

The following results have been obtained:

1. The  $\bar{R}$ -value not only has the well-known dependence upon the texture but also the dependence upon the grain size  $d$ , which can be expressed by the formula.

$$\bar{R} = \bar{R}_0 + k(d^{-1/2} - d_0^{-1/2})$$

In this formula,

(1) the  $\bar{R}_0$ -value at the completion of recrystallization is mainly determined by cold rolling reduction and carbon content;

(2)  $|k|$  is almost constant at 50~80% cold reduction, and decreases over 85%;

(3)  $(d^{-1/2} - d_0^{-1/2})$  (the term expressing the effect of grain growth after the completion of recrystallization) is affected by the factors such as carbon and oxygen contents and annealing conditions;

(4) the high  $\bar{R}$ -value can be obtained in the low-carbon material in non-decarburizing annealing condition, and in the high carbon (that is low oxygen) material in the decarburizing condition; and

(5) the  $\bar{R}$ -value of the low carbon material can be raised through the increase in  $\bar{R}_0$  and that of the high carbon material through the increase in  $|d^{-1/2} - d_0^{-1/2}|$ .

2. When carbon content is low or annealing temperature is high, the cold rolling reduction for getting maximum  $\bar{R}$ -value is high.

(Received June 18, 1969)

## 1. 緒 言

冷延軟鋼板の深絞り性におよぼす熱間圧延、冷間圧延および焼鈍条件に関する報告は多いが<sup>1)~5)</sup>、成分元素として最も重要な [C] 量に関する報告は意外なほど少なく、福田<sup>6)</sup>、斎藤<sup>7)</sup>、松藤<sup>8)</sup>の報告があるにすぎない。

福田は [C] 量の影響をできる限り厳密に検討するため、真空溶解炉により [C] 量を 0.001~0.15% と大幅に変化させて、他の成分を一定とした場合について、冷間圧延率との関連において研究を行なっており、[C] 量が低いほど  $\bar{R}$  値 (深絞り性) は向上し、また  $\bar{R}$  値がピークを示す冷間圧延率は高圧延率側に移動するところを示している。

斎藤ら、著者らの研究は常圧下で溶製した場合について行なっており、この場合には [C]×[O]≈一定の条件であるから、厳密には [C] 量の影響とはいえないが、実用上は重要である。

斎藤らは [C]、[O] 量ともに低いほどコニカルカップ値は低く、深絞り性は良好 (コニカルカップ値は厳密に

は深絞り一張り出し複合性を示すが、深絞り性に近いと考えてよい) であると考えられるが、[C]×[O] が一定であるため、[C] 量が極端に低くても、また逆に高くても深絞り性は劣化し、途中に最良値が存在することを示している。

著者らは脱炭焼鈍をする場合には、[O] 量が低い、したがって [C] 量が高い材料ほどフェライト粒の成長が著しく  $\bar{R}$  値は向上することを示している。

しかしながら [C] 量の影響に関してはなお不明な点が多く、本研究は常圧下で溶製した低炭素鋼板において、

(1) 製鋼上のバラツキ程度の [C] 量の変化で、考慮せねばならないほど深絞り性に变化が認められるかどうかを検討する。

(2) [C] 量による深絞り性の变化は熱延、冷延および焼鈍のうち、どの工程で主として生じているかを明らかにする。ことを主目的として、[C] 量の影響を熱延条

\* 昭和43年10月本会講演大会にて発表 昭和44年6月18日受付

\*\* 日本鋼管(株)福山製鉄所

Table 1. Hot rolling conditions, check analysis and mechanical properties of samples.

Sample No	Hot rolling conditions (°C)		Check analysis (wt%)					
	Finishing temp.	Coiling temp.	C	Mn	P	S	N	O
A	870	570	0.05	0.28	0.016	0.022	0.0016	0.068
B	860	545	0.09	0.45	0.012	0.026	0.0022	0.034
C	860	560	0.17	0.53	0.015	0.020	0.0022	0.021

Sample No	Lower yield point* (kg/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength* (kg/mm <sup>2</sup> )	Total elongation* G.L.=50 mm (%)	$\bar{R}$ value	$\Delta R$ value	Grain size (ASTM No)
A	24.2	32.2	46.8	0.87	-0.13	9.2
B	25.9	37.2	44.6	0.92	-0.06	10.2
C	29.1	42.5	38.3	0.93	-0.06	10.7

\* values in T direction.

件を一定として、冷延率および焼鈍条件との関連において調査した。以上の目的以外にも2, 3の興味ある結果を得ることができたので以下に報告する。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材

[C]量の異なる3種のリムド(下注ぎキャップド)鋼塊より、板厚3.2mm, 板幅914mmの熱延コイルを製造し、鋼塊中央部に相当する位置から必要量採取して、これを原試料とした。その熱延条件、板幅中央部でのチェック分析値および機械的諸性質をTable 1に示す。

[C]量が高いほど[O]量は低く、よく知られた[C]×[O]≈一定の関係をほぼ満足している。

[P], [S], [N]量はほぼ一定であり、[Si], [Al]量は示していないが、すべてそれぞれ0.01%, 0.001%以下であった。

[Mn]量は一定でなく[C]量が高い試料ほど高い。[Mn]量は特に強度を必要としない場合には、[S]による熱間脆性を防止する量だけあれば十分であり、溶製時において考慮すればほぼ一定とすることはできるが、本研究においては通常の鋼種を用いたので[C]量が高い試料ほど高くなっている。したがって厳密には[C]量と[Mn]量込みの影響調査ということになるが、以下便宜上[C]量の影響として考えることにする。[Mn]量の深絞り性におよぼす影響については報告が全く見当たらず、今後の課題と考えられるが、[C]量に比してその影響ははるかに小さいと予想される。

### 2.2 実験方法

#### 2.2.1 試料の調製

供試材の板幅中央より両側へおのおの幅220mmに剪断し、HCl酸洗によりスケールを除去したあと、ロール径380mm, ロール胴長350mmの実験用二段圧延機により冷延した。圧延潤滑油としてソルブル油を使用した。冷延率は10~60%までは10%間隔、60~90%までは5%間隔の計12種とした。

焼鈍は実験用雰囲気炉(長さ方向の温度分布が均一となるよう三帯炉となつている)を用い、加熱速度はすべて100°C/hrで一定とし、

- (1) 700°C × 5 hr : 窒素雰囲気
- (2) 800°C × 5 hr : アルゴン雰囲気

での非脱炭焼鈍

- (3) 750°C × 10hr : 水素20%, 窒素80%, 入口露点30°Cの湿水素雰囲気での脱炭焼鈍

の3条件で行なつた。冷却はすべて炉冷とした。脱炭焼鈍あとの[C]量は全試料とも0.002~0.003%であつた。焼鈍炉に入れる試料寸法はすべて220mm(幅)×400mm(長さ)×板厚とし、試料一枚ごとにスペーサーを挿入して雰囲気ガスの流通をよくし、温度分布が均一になるよう留意した。

#### 2.2.2 測定項目および測定方法

(1) R値 熱延板と冷延率50%以上の焼鈍板について測定した。測定に先だつて、上記圧延機にて熱延、焼鈍板ともに約1.5%のスキンパスを行なつた。ついでJIS 5号試験片を製作し、次式により求めた。

$$R = \log(w_0/w) / \log(w \cdot l / w_0 \cdot l_0) \dots\dots\dots (1)$$

ここに  $w_0, w$  は引張り前後の試験片平行部幅 ( $w_0 \approx 25 \text{ mm}$ )

$l_0, l$  は引張り前後の標点間距離 ( $l_0 \approx 20 \text{ mm}$ )

引張り率はほぼ 15% とし圧延方向に対して  $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$  の各方向に 2 枚ずつ測定した。

$R$  値を求めたあと、次式により  $\bar{R}$  値,  $\Delta R$  値を計算した。

$$\bar{R} = (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) / 4 \dots\dots\dots (2)$$

$$\Delta R = (R_0 - 2R_{45} + R_{90}) / 2 \dots\dots\dots (3)$$

ここに  $R$  の右下の指数は圧延方向との角度を表わす。

(2) 積分反射強度 測定は圧延面に平行な面について行ない、熱延板は表層から中心まで等間隔に 5 カ所、冷延板は 3 カ所、焼鈍板は表層 1 カ所 ( $700^\circ\text{C} \times 5\text{hr}$  焼鈍のみについて中心と表層の 2 カ所を測定し、{222} については中心、{110} については表層がやや高いことがわかったが、冷延率による変化の傾向は類似していたので以後の測定は表層のみとした) とした。測定表面は切削加工、ペーパー仕上げしたあと、稀酸+過酸化水素にて加工層を除去し、圧延面に平行に存在する {110}, {112}, {222}, {310}, {123}, {332} の計 7 面の積分強度を測定し、次式によつて各面のランダム方位に対する強度 (体積率  $P$ ) を求めた。

$$P = (I_{hkl} / I^0_{hkl}) / (1/n) \cdot \Sigma (I_{hkl} / I^0_{hkl})^{90} \dots\dots\dots (4)$$

ここに  $I^0_{hkl}$  は { $hkl$ } 面のランダム方位での理論相対強度

$I_{hkl}$  は { $hkl$ } 面の実測強度

$n$  は測定面の数

測定条件 Mo ターゲット, Zr フィルター, シンチレーション計数管, 波高分析器を使用し, 管電流 15 mA, 管電圧 40 kV とした。スリット条件は発散側 = 1.0 mm (発散角  $43'$ ), ソラースリット = 2.0 mm, 受光側 = 0.25 mm, スキャンニング速度は  $0.5^\circ / \text{min}$  とした。

同時に透過法による極点図を代表的な試料について板厚中心で求めた。

(3) 下降伏点と引張り強さ 熱延板, 焼鈍板について JIS 5 号試験片により, 圧延方向および圧延直角方向各 2 枚ずつ, 引張り速度 10 mm/min で測定した。

(4) 加工硬化係数 (3) の測定で得られた荷重-伸び曲線より次式により求めた。

$$n = \ln[P_1(1+\lambda_1) / P_2(1+\lambda_2)] / \ln[\ln(1+\lambda_1) / \ln(1+\lambda_2)] \dots\dots\dots (5)$$

ここに  $\lambda_1, \lambda_2$  は慣用伸び歪で, それぞれ 0.12, 0.24 とした。  $P_1, P_2$  はそれぞれ伸び歪が  $\lambda_1, \lambda_2$  のときの荷重

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 深絞り性 ( $\bar{R}$ 値) について

##### 3.1.1 $\bar{R}$ 値の変化

$\bar{R}$  値の変化を Fig. 1 に, 方向別  $R$  値の変化を参考までに Fig. 2, 3, 4 に示す。

Fig. 1 より  $\bar{R}$  値は

(1)  $700^\circ, 800^\circ\text{C}$  焼鈍では, 冷延率, 焼鈍条件が同一であれば [C] 量が低いほど高く, また [C] 量, 冷延率が同一であれば焼鈍温度が高いほど高い。

(2)  $750^\circ\text{C}$  脱炭焼鈍では, 冷延率が同一であれば焼鈍前の [C] 量が高いほど高い。(冷延率 85, 90% を除く。

(3)  $800^\circ\text{C}$  焼鈍と  $750^\circ\text{C}$  脱炭焼鈍とを比較すると, 冷延率が同一であれば, 焼鈍前の [C] 量が低い A 試料では  $800^\circ\text{C}$  焼鈍のほうが高く, [C] 量が高い B, C 試料

Table 2. Effect of [C], cold reduction and annealing temperature on  $\bar{R}$  value.

(1) Change of  $\bar{R}$  value per 0.01% [C]

Annealing conditions	Range of [C] %	
	0.05~0.09	0.09~0.17
700°C (Non-Decarb.)	-0.063	-0.015
	-0.038 <sup>b)</sup>	-0.012 <sup>b)</sup>
800°C (Non-Decarb.)	-0.048	-0.036
750°C (Decarb.)	0.035	0.028

(2) Change of  $\bar{R}$  value per cold reduction 5%

Annealing conditions	Sample No		
	A	B	C
700°C (Non-Decarb.)	0.037	0.010	0.005
800°C (Non-Decarb.)	0.068	0.042	0.016
750°C (Decarb.)	0.050	0.072	0.013

(3) Change of  $\bar{R}$  value per 10°C

Sample No		
A	B	C
0.022	0.028	0.012

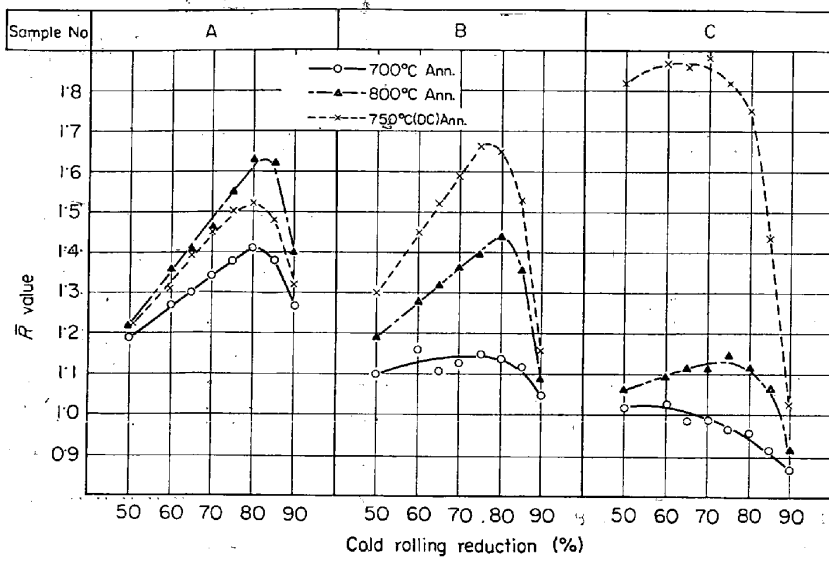


Fig. 1. Change in  $\bar{R}$ -value with carbon content, cold rolling reduction and annealing condition.

前の[C]量),  $\bar{R}_{1max.}$ ,  $\bar{R}_{2max.}$  は同一焼鈍条件でのそれぞれ  $[C]_1$ ,  $[C]_2$  での  $\bar{R}$  ピーク値で,  $[C]_1 \sim [C]_2$  間は直線的に変化すると仮定.

(2) 冷延率の影響

$$\frac{[(\bar{R}_{max.} - \bar{R}_{50\%}) \times 5]}{(\bar{R}_{max.} \text{冷延率}(\%) - 50(\%))} \dots (7)$$

ここに  $\bar{R}_{max.}$ ,  $\bar{R}_{50\%}$  はそれぞれ同一[C]量, 焼鈍条件での  $\bar{R}$  ピーク値および冷延率 50% での  $\bar{R}$  値で, 冷延率 50% から  $\bar{R}$  ピーク冷延率までは直線的に上昇すると仮定.

(3) 焼鈍条件の影響

$$\frac{[(\bar{R}_{800^\circ Cmax.} - \bar{R}_{700^\circ Cmax.}) \times 10]}{(800(^\circ C) - 700(^\circ C))} \dots (8)$$

ここに  $\bar{R}_{800^\circ Cmax.}$ ,  $\bar{R}_{700^\circ Cmax.}$  は同一[C]量での 800°C および 700°C 焼鈍での  $\bar{R}$  ピーク値で, 700°C から 800°C までは直線的に上昇すると仮定.

これらの数値は一応の目安となるものである.

[C]量の影響は製鋼チャージ間のバラツキ, また同一鋼塊内の偏析 (両者ともに 0.05% 以下) によつてもかなり影響を受けることを示している.

Table 2(1) よりわかるように, 福田らの結果<sup>9)</sup> と[C]量 0.09~0.17% ではよく合っているが, 0.05~0.09% ではかなり差が認められる.

冷延率の影響は, 実際には圧延機的能力およびその他の設備上の制約条件

から, すべての製品サイズに対して常に  $\bar{R}$  値がピークとなる冷延率を採用するわけにはいかないが, あるサイズでの最適冷延率を決定する上に重要で, それが決まればほとんどバラツキの要因とはならなくなる.

焼鈍温度の影響は焼鈍温度を大幅に変える場合のみならず, 焼鈍炉内の温度のバラツキ (タイト焼鈍で 30~50°C) が無視できないことを示している.

焼鈍温度が高い (A<sub>3</sub> 点以下) ほど, また脱炭焼鈍することによつて  $\bar{R}$  値が上昇するのは, 集合組織が変化し, 大局的には {222} が増加, {200} が減少するためであるが, 集合組織の変化は粒成長にもなつて生ずるので,  $\bar{R}$  値と  $d$  (平均粒径) との関係をプロットしてみた.

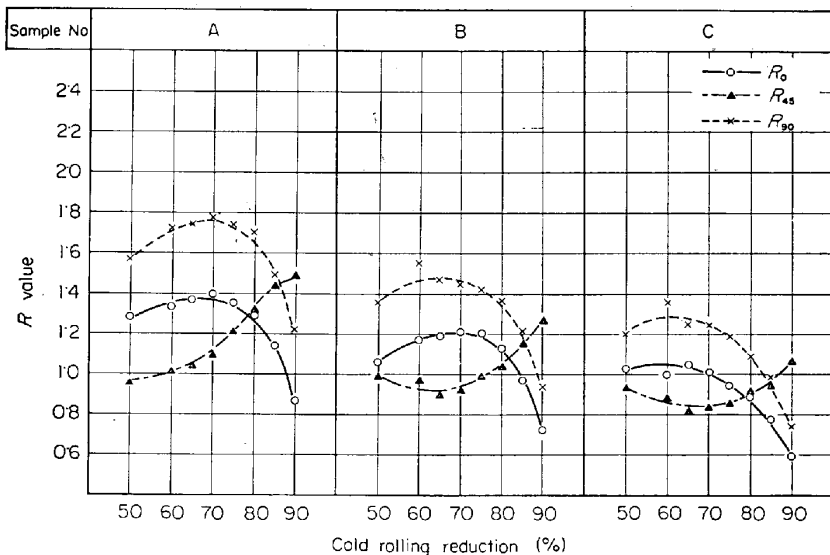


Fig. 2. Effect of carbon content and cold rolling reduction on  $R_0$ ,  $R_{45}$  and  $R_{90}$  by non-decarburizing annealing at 700°C.

では 750°C 脱炭焼鈍のほうが高い.

(4) 冷延率の増加とともに上昇し, ピークを示したのち下降するというよく知られた傾向を示す. ピーク冷延率は脱炭, 非脱炭に関係なく, 焼鈍条件が同一であれば冷延前の[C]量が低いほど高く, 同一試料では焼鈍温度が高いほど高い.

Fig. 1 より  $\bar{R}$  値におよぼす[C]量, 冷延率および焼鈍条件の効果を数値化し, その結果を Table 2-(1), (2), (3) に示す. それは次のような考えで求めたものである.

(1) [C]量の影響

$$\frac{(\bar{R}_{1max.} - \bar{R}_{2max.})}{([C]_1 - [C]_2) \times 100} \dots (6)$$

ここに  $[C]_1$ ,  $[C]_2$  は[C]量 (脱炭焼鈍の場合は焼鈍

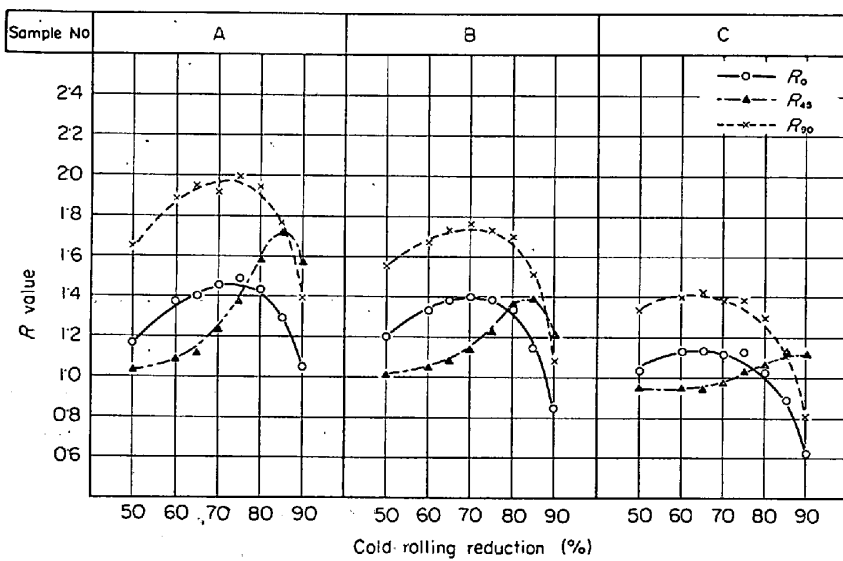


Fig. 3. Effect of carbon content and cold rolling reduction on  $R_0$ ,  $R_{45}$  and  $R_{90}$  by non-decarburizing annealing at  $800^\circ\text{C}$ .

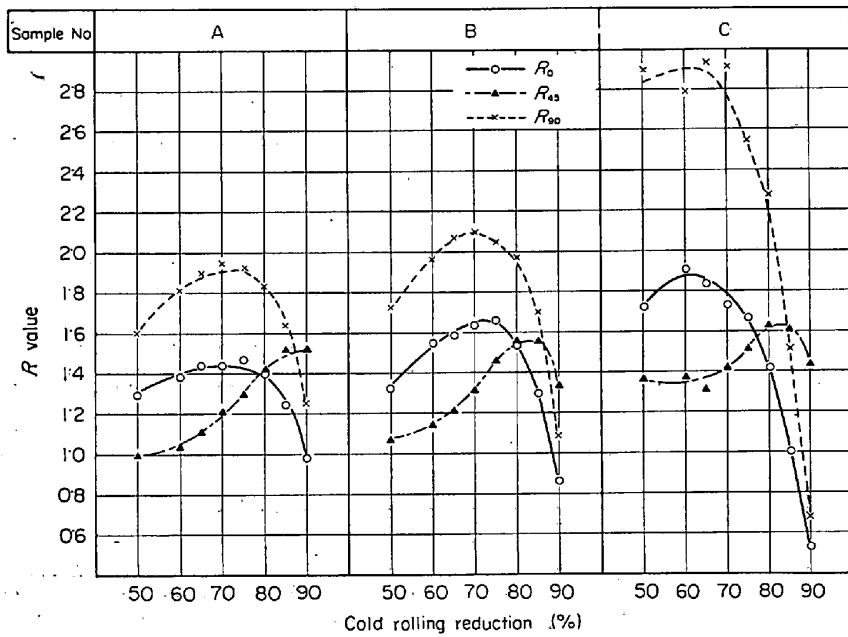


Fig. 4. Effect of initial carbon content and cold rolling reduction on  $R_0$ ,  $R_{45}$  and  $R_{90}$  by decarburizing anneal at  $750^\circ\text{C}$ .

これを Fig. 5 に示す. これより

(1) 同一冷延率では試料別に  $\bar{R}$  値と  $d^{-1/2}$  の間にほぼ直線関係が認められ, 冷延率 50~80% では試料, 冷延率に関係なく勾配はほぼ一定であり, 大半が  $-0.10 \sim -0.11 (\text{mm}^{1/2})$  を示した. 冷延率 85, 90% では試料 A, B, C の順に勾配は大きい, 50~80% の場合に比較すると小さい.

(2) 冷延率および粒径が同一の状態と比較すると, 試料 A, B, C の順に  $\bar{R}$  値は高い. いいかえると, 同一  $\bar{R}$  値では焼鈍前の [C] 量が低い試料ほど粒径は小さい.

(3) 脱炭焼鈍の効果は非脱炭焼鈍に比して, 粒成長

時に優先的に {222} が増加, {200} が減少するのではなく, 粒成長を促進させることにあって考えられる. 同様な考えが神崎らによつて報告されている<sup>11)</sup>.

Fig. 5 は次式のように表現できる.

$$\bar{R}_2 = \bar{R}_1 + k(d_2^{-1/2} - d_1^{-1/2}) \dots (9)$$

ここに  $\bar{R}_1, \bar{R}_2, d_1, d_2$  はそれぞれ焼鈍条件 1, 2 の場合の  $\bar{R}$  値および平均粒径である.  $k$  は Fig. 5 より冷延率 50~80% ではほぼ一定で  $k < 0$ .

(9) 式によく知られた Hall-Petch の式  $\sigma = \sigma_0 + k_y d^{-1/2} \dots (10)$

を代入すると次式が得られる.

$$\bar{R}_2 = \bar{R}_1 + K(\sigma_2 - \sigma_1) \dots (11)$$

ここに  $\sigma_1, \sigma_2$  はそれぞれ焼鈍条件 1, 2 の場合の下降伏点.

$$K \equiv k/k_y < 0$$

$\bar{R}$  値との関係をプロットしてみると, Fig. 5 と同様に直線関係が得られた (図は省略). ただし試料 A を  $800^\circ\text{C} \times 5\text{hr}$  焼鈍した場合は,  $\sigma$  が高い割に  $\bar{R}$  値が高く直線関係からはずれている. これは高温焼鈍による [C] 固溶量の増加が原因と考えられる.  $700^\circ\text{C} \times 5\text{hr}$  焼鈍材を基準に選んで,  $800^\circ\text{C} \times 5\text{hr}$ ,  $750^\circ\text{C} \times 10\text{hr}$  (脱炭) 焼鈍あとの粒径および下降伏点より  $\bar{R}$  値を計算した結果と実測値との比較を Fig. 6-(1), (2) に示す. この計算にあつて

$$k = -0.103 (\text{mm}^{1/2}),$$

$$K = -0.046 (\text{kg}/\text{mm}^{3/2})$$

とした.

計算結果と実測値はかなりよく一致している.

(9), (11) 式を外挿すると次式が得られる.

$$\bar{R} = \bar{R}_0 + k(d^{-1/2} - d_0^{-1/2}) \dots (12)$$

$$\bar{R} = \bar{R}_0 + K(\sigma - \sigma_0) \dots (13)$$

ここに  $\bar{R}_0, d_0, \sigma_0$  は再結晶完了時の値である.

また Fig. 5 より, 多少のパラツキはあるが, 同一冷延率で比較すると,  $700^\circ\text{C}$  焼鈍では A, B, C,  $800^\circ\text{C}$  焼鈍では B, A, C,  $750^\circ\text{C}$  脱炭焼鈍では C, B, A 試料の順に粒径が大きいことがわかる. もちろん, 粒径は固溶元素, 第二相析出物, 熱延, 冷延および焼鈍条件が互いに関連し合つて決まるであろうが, 今単純に粒成長

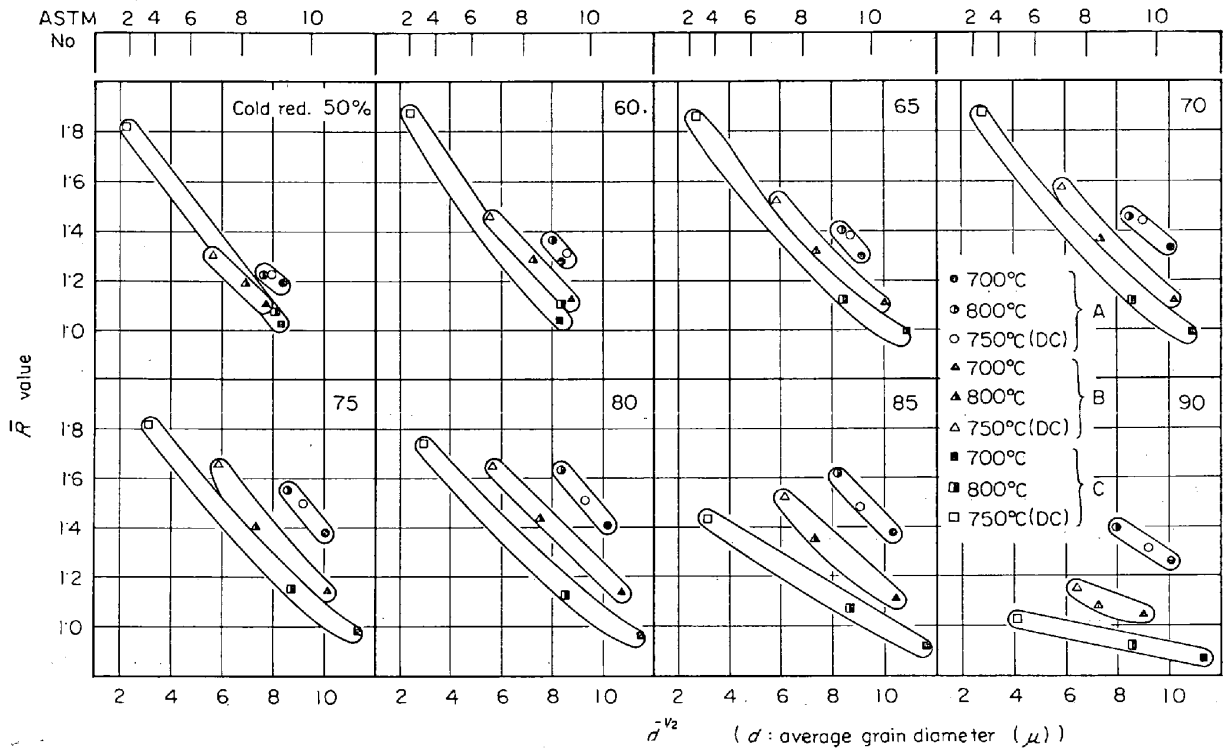


Fig. 5. Increase in  $\bar{R}$ -value due to grain growth.

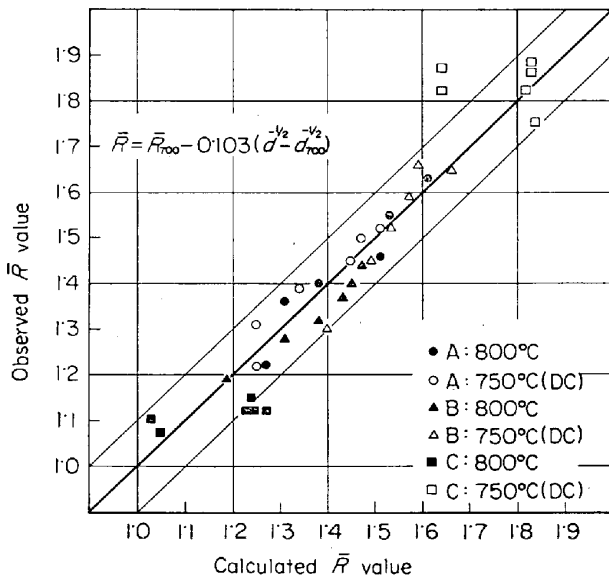


Fig. 6-(1) Comparison of  $\bar{R}$ -values observed and calculated in terms of formula (12).

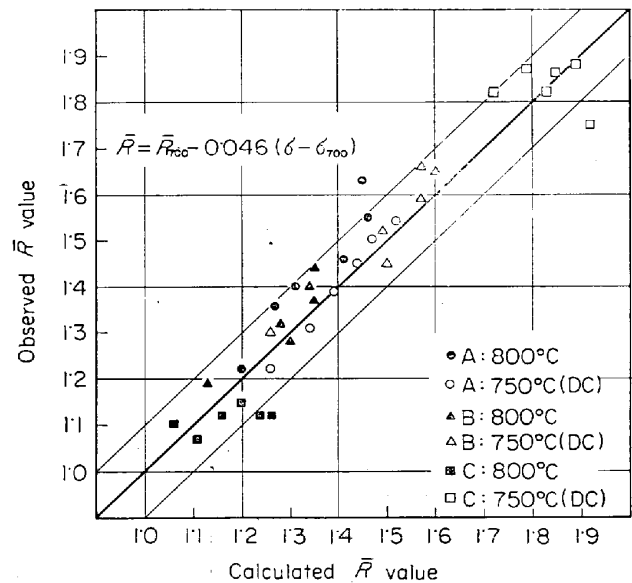


Fig. 6-(2) Comparison of  $\bar{R}$ -values observed and calculated in terms of formula (13).

阻害作用は[C], [O]のみであり, 固溶[O]は存在しないと考えると,

A<sub>1</sub> 点以下での非脱炭焼鈍では, [C]<sub>f</sub>, [C]<sub>c</sub>, [O]<sub>o</sub>

A<sub>1</sub>~A<sub>3</sub> 点での非脱炭焼鈍では, [C]<sub>f</sub>, [C]<sub>A</sub>, [O]<sub>o</sub>

脱炭焼鈍では, [C]<sub>f</sub>, [O]<sub>o</sub>

が粒成長を阻害する. ここに[C]<sub>f</sub>, [C]<sub>A</sub>, [C]<sub>c</sub>, [O]<sub>o</sub> はそれぞれフェライト相に固溶した[C], オーステナイト相に固溶した[C], セメントナイトとしての[C], 酸化

物としての[O]を表わす. その阻害作用は状態, 量, 寸法などで当然違うが, 固溶状態と析出状態では後者のほうが大きいと考えられる

A<sub>1</sub> 点以下での非脱炭焼鈍の場合, 本実験では[C]量の最も低いA試料の粒径が最も大きい, 斎藤らと同じ考えりから[C]量が極端に低くなると, [C]<sub>c</sub>による阻害作用は弱くなる. いつばう[O]<sub>o</sub>による阻害作用が強くなり, 結果的には阻害作用が強くなるので, 適当な

[C]量のときに最も阻害作用は弱く、粒成長性はよいと考えられる。その[C]量は経験上 0.03% 前後と推測される。

A<sub>1</sub>~A<sub>3</sub> 点での非脱炭焼鈍の場合は [C]<sub>A</sub> が [C]<sub>c</sub> より阻害作用が弱いので、A<sub>1</sub> 点以下の焼鈍の場合より粒成長阻害作用の最も弱い[C]量は高目に移動すると考えられる。

脱炭焼鈍の場合はほとんど [O]<sub>0</sub> による阻害作用のみとなるので、[O]量の低い、したがって焼鈍前[C]量の高い試料が粒成長しやすくなる。

実際には A<sub>1</sub>~A<sub>3</sub> 点での非脱炭および脱炭焼鈍の粒径は、その前に A<sub>1</sub> 点以下での焼鈍を経てきているから、その点を考慮に入れなければ直接比較はできないし、また、熱延板の粒径が異なることも考慮に入れねばならないが、以上のように考えると[C]量が異なる試料を同一条件で冷延、焼鈍した場合の粒径の大小関係を定性的に説明できる。

$\bar{R}$ 値がピークを示す冷延率を Fig. 1 から読みとつて Table 3 に示す。これは製造上からも非常に重要なため従来多くの研究が報告<sup>1)3)8)12)</sup>されているが、その値はまちまちで、60~85%の広範囲にまたがっている。この原

Table 3. Optimum cold reduction giving the highest  $\bar{R}$  value.

Sample No	Annealing conditions		
	700°C (Non-decarb.)	800°C (Non-decarb.)	750°C (Decarb.)
A	80	80~85	80
B	70	80	75~80
C	60	75	65

因を調査する目的で、著者らはかなり以前より研究をすすめてきたが、本研究もふくめて今までにわかつた要因は、

- (1) [C]量が低いほど高い。これについては福田らの報告<sup>6)</sup>があり、本研究でも同じ傾向を示した。
- (2) 焼鈍温度が高いほど高い。
- (3) 圧延潤滑性能が良好なほど高い。これについては HELD の報告<sup>13)</sup>があるが、著者らも同様の結果を得ている。

そのほか、ロール径、圧延速度、パス回数、張力などによつても影響されるかもしれないが、それらの条件がすべて異なる現場圧延と実験用圧延機による圧延との間には差が認められなかつた<sup>14)</sup>。また、原板厚の違いも要因となりそうであるが、これについては未確認である。 $\bar{R}$ 値の測定精度によつてもとうぜん左右される。

3.1.2 集合組織の変化

熱延板(供試材)、冷延板および焼鈍板の積分反射強度の測定結果を Fig. 7, 8 に(測定は 2 に述べたように 7 面について行なつたが、特に結論を変えねばならないような特長ある変化は認められなかつたので {222}, {200}, {110} の主要 3 面の表層のみの結果を示す。{200} 極点図測定結果の数例を Fig. 9~17 に示す。

$\bar{R}$ 値は集合組織によつて決まることが、実験的および理論的に多くの研究者によつて明らかにされており<sup>15)~18)</sup>、{222}が多く、{200}が少ないほど $\bar{R}$ 値は高く、したがって深絞り性は向上する。Fig. 1 と Fig. 8 とより $\bar{R}$ 値と  $\ln[P_{\{222\}}/P_{\{200\}}]$ の相関をとり、それを Fig. 18 に示す。これよりかなりバラツキは大きいが {222} が多く、{200} が少ないほど $\bar{R}$ 値が高いことがわかる。バラツキが大きいのは 2 面でしかも表層のみしか考慮に入っていないこと、{200} の積分強度が低く、わずかのバラツキ

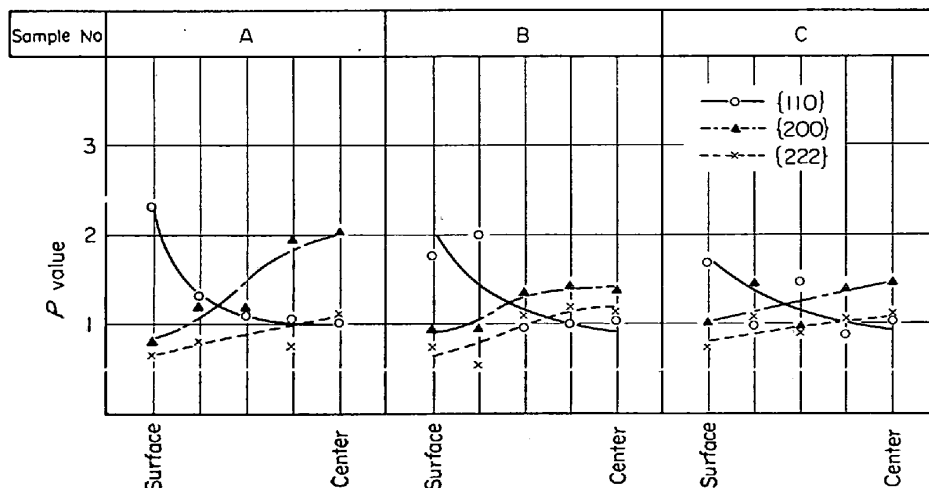


Fig. 7. Thickness variation of texture in hot rolled sheet.

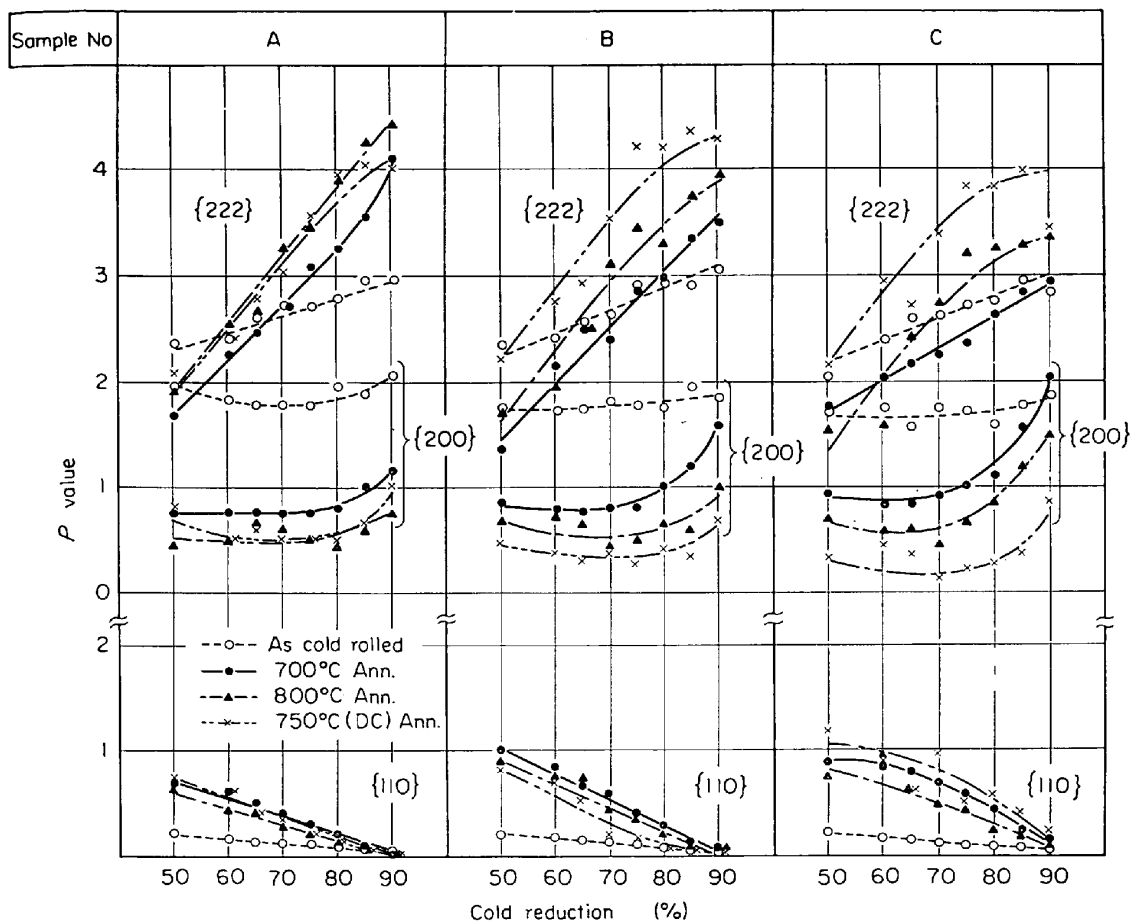


Fig. 8. Change in texture of cold rolled and annealed sheet with carbon content, cold reduction and annealing condition.

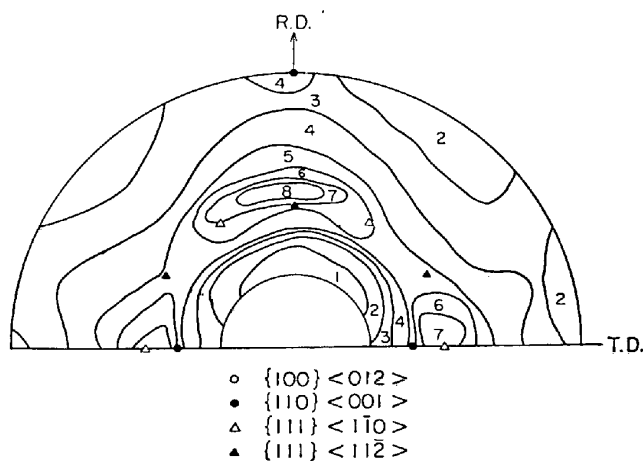


Fig. 9. {200} pole figure of sample A rolled 60% and then annealed for 5hr at 800°C.

○	{100} <012>
●	{110} <001>
△	{111} <110>
▲	{111} <112>

でも  $\ln[P_{\{222\}}/P_{\{200\}}]$  に大きく響くためと考えられる。

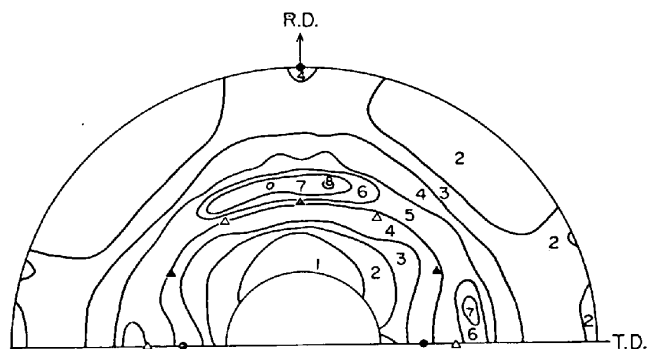


Fig. 10. {200} pole figure of sample A rolled 80% and then annealed for 5hr at 800°C.

ここでは  $\bar{R}$  値と集合組織の逐一の比較は省略して、熱冷延および焼鈍工程中の集合組織の変化について考察する。

Fig. 7 からわかるように、熱延板では [C] 量が高い試料ほどランダム方位に近い。これは Table 1 より [C] 量が高いほど  $\bar{R}$  値が 1.0 に近いことも一致している。[C] 量、[Mn] 量が高いほど  $Ar_3$  点は低温側へ移る。供試材はいずれも熱延仕上り温度がほぼ同一であることから、[C] 量が高い試料ほど仕上り温度と  $Ar_3$  点との温度



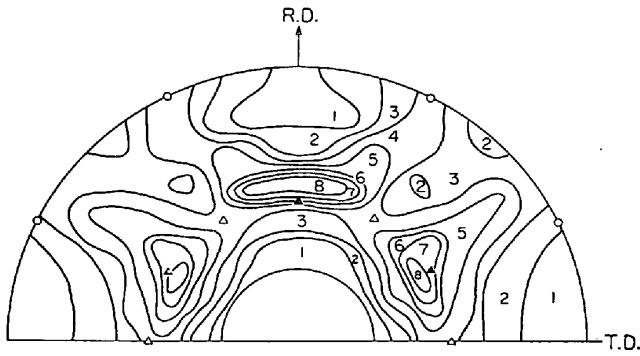


Fig. 11. {200} pole figure of sample A rolled 90% and then annealed for 5hr at 800°C.

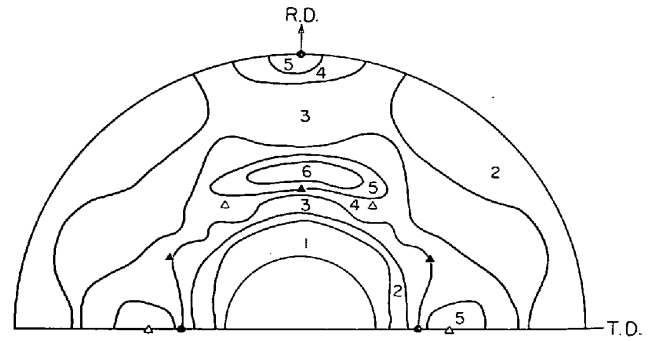


Fig. 15. {200} pole figure of sample C rolled 60% and then annealed for 5hr at 800°C.

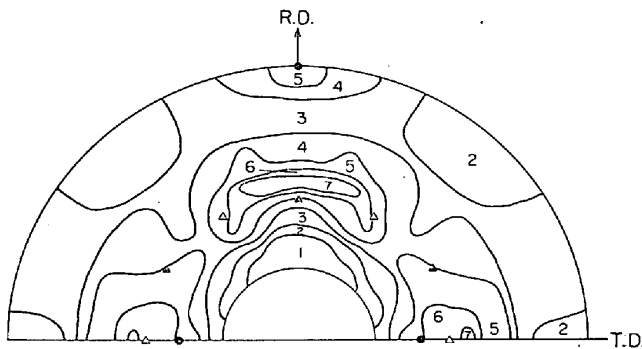


Fig. 12. {200} pole figure of sample B rolled 60% and then annealed for 5hr at 800°C.

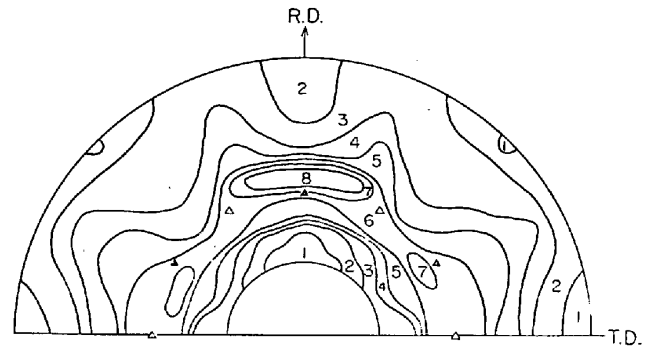


Fig. 16. {200} pole figure of sample C rolled 80% and then annealed for 5hr at 800°C.

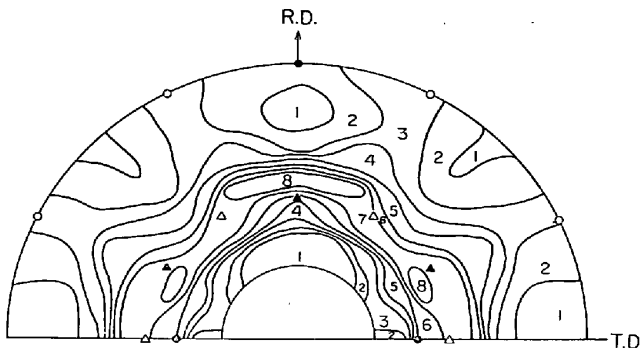


Fig. 13. {200} pole figure of sample B rolled 80% and then annealed for 5hr at 800°C.

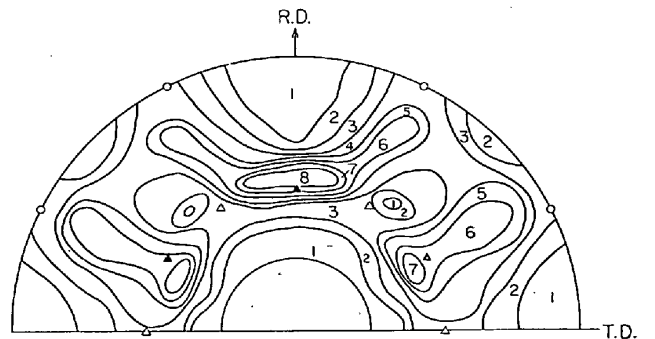


Fig. 17. {200} pole figure of sample C rolled 90% and then annealed for 5hr at 800°C.

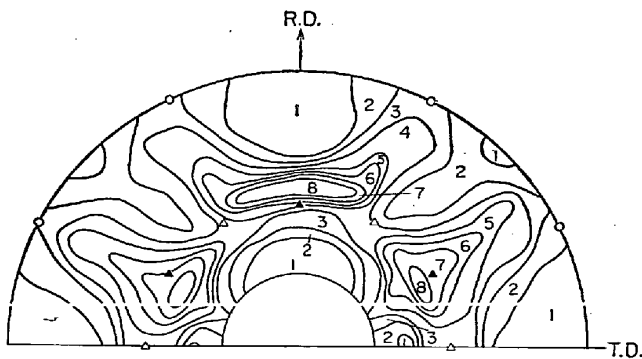


Fig. 14. {200} pole figure of sample B rolled 90% and then annealed for 5hr at 800°C.

差が大きく、実質的には仕上り温度が高かつたことと同等となり、ランダム方位に近づいていると考えられる。また[C]量が高いほど粒径は小さい (Table 1)。わずかな[C]量の差であれば熱延条件をうまくコントロールすることによつて、集合組織、粒径ともにほぼ同一にすることも可能であろうが、本実験のように[C]量の範囲が広い場合には困難である。

熱延板での集合組織または粒径の差が焼鈍板の深絞り性におよぼす影響については、

(1) 集合組織 成分、冷延率および焼鈍条件が同一であれば、冷延前において{222}が多く、{200}が少ないほど焼鈍板での{222}は多く、{200}は少ない。

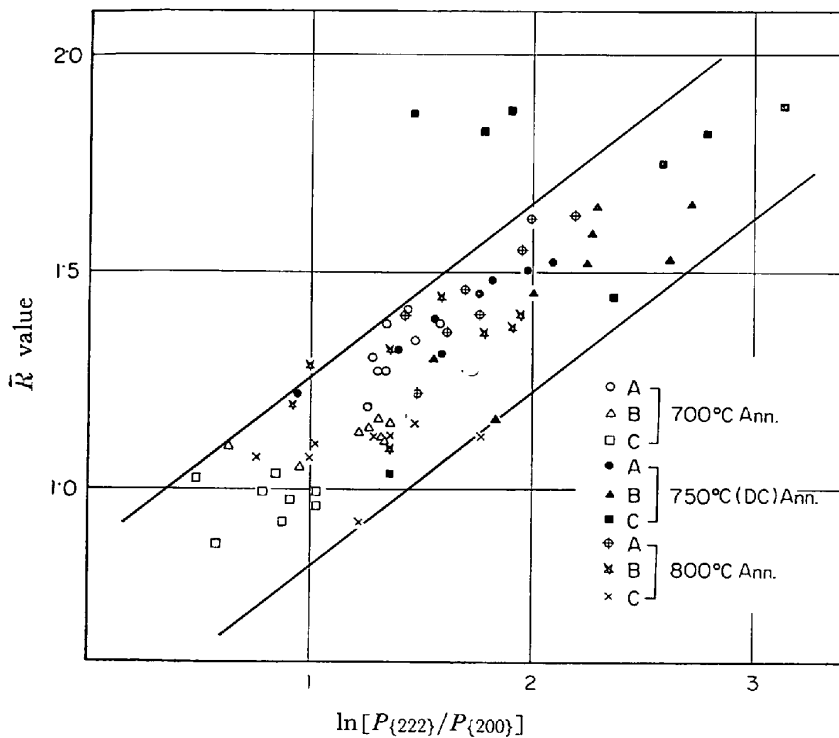


Fig. 18. Relation between  $\bar{R}$  value and texture.

(2) 粒径 小さいほど焼鈍板での {222} は多い<sup>19)</sup>。と報告されているが、(1)の場合には冷延前の粒径が異なっており、粒径が小さいほど {222} が多く、{200} が少ない条件での実験であること、(2)の場合には熱延板の集合組織が同一であったかどうか不明記されていないこと、および粒径の範囲が広く実用的ではない(実用範囲で考えると粒径の影響はほとんど認められない)ことなどの難点があり、厳密な条件での実験結果は報告されていない。ただし、高温仕上げ ( $Ar_3$  点以上) した熱延板およびそれを  $930^{\circ}C \times 1hr$  で焼準した板を供試材として、冷延率、焼鈍条件を同一にした場合には、焼準板から出発したほうが  $\bar{R}$  値が高いことを著者らは経験している<sup>20)</sup>。この場合、焼準板のほうがランダム方位に近く、粒径は大きいので、このような条件では粒径よりも集合組織の影響のほうが大きいと考えられる。本実験では [C] 量の低い試料が集合組織、粒径ともに焼鈍板での {222} が少なく、{200} が多くなる条件となつていたので、[C] 量におよぼす影響としては低目に評価される恐れがあるが、その影響は少ないと考えられるし、もし多少あつたとしても本実験の実用上の価値はそこなわれないであろう。

残りの 4 面についての詳しいデータは省略するが、{112} は A 試料の板厚中心がやや低く 1.0、表層は 1.2、試料 B、C はほぼ表層から板厚中心まで一定で 1.2。

{310} は A 試料の表層 0.9、板厚中心 0.7、B、C 試

料は 0.8 で表層から板厚中心までほぼ一定。

{321} は A 試料の表層 0.6、板厚中心 0.7、B、C 試料は 0.8 で表層から板厚中心までほぼ一定。

{332} は全試料とも 0.6~0.8 で特に試料間の差は認められないであつた。

冷延によつて表層と板厚中心の集合組織の差はしだいに少なくなり、冷延率 40~50% 以上で非常に少なくなる。冷延率 50% 以上の冷延板では Fig. 7 8 の比較によつてわかるように、熱延板よりも {222}、{200} はともに増加、{110} は減少している。{222} は冷延率とともに単調に増加、{200} はほぼ一定し冷延率 0 から 40~50% までは表層は冷延率の増加とともに増加し、中心は減少する、{110} は単調減少している。[C] 量が高い試料のほうがセメンタイトの量が多く、セメンタイトは冷延によつてほとんど変形しないので、同一冷延率では [C] 量の高い試料ほどフェライト部分は変形を多く受ける(特にセメンタイトの周辺)はずであるが、[C] 量による集合組織の差はほとんど認められなかつた。

Fig. 8 より明らかなように、焼鈍板の集合組織は同一冷延率の冷延板に比較して

(1) {222} は冷延率が低い、または [C] 量が高い場合には減少し、焼鈍温度を上げるか、または脱炭焼鈍することによつて増加する。焼鈍による増加は粒成長によるものである。

(2) {200} は減少する。冷延率が約 70% 以上になると、その割合は急に少なくなり、冷延板との差は少なくなる。これが 3.1.1 に述べた  $\bar{R}$  値がピークになる冷延率を生ずる主要原因と考えられる。また {200} は {222} とは逆に粒成長によつて減少する。

(3) {110} は増加する。冷延率が低いほどその割合は大きい(冷延率 50% でピークを示し、50% 以下で再び減少する傾向にあるが、バラツキが大きくなる。Fig. 8 ではピークの片側 (<50%) は省略した。粒成長によつてやや減少する傾向が認められるが、C 試料を脱炭焼鈍した場合のみ例外で増加の傾向を示す。この原因はわからない。

(4) {321}、{310} は {110} と同じ傾向を示した。{332} はバラツキが多くて傾向ははつきりしなかつた。

(4) {321}、{310} は {110} と同じ傾向を示した。{332} はバラツキが多くて傾向ははつきりしなかつた。

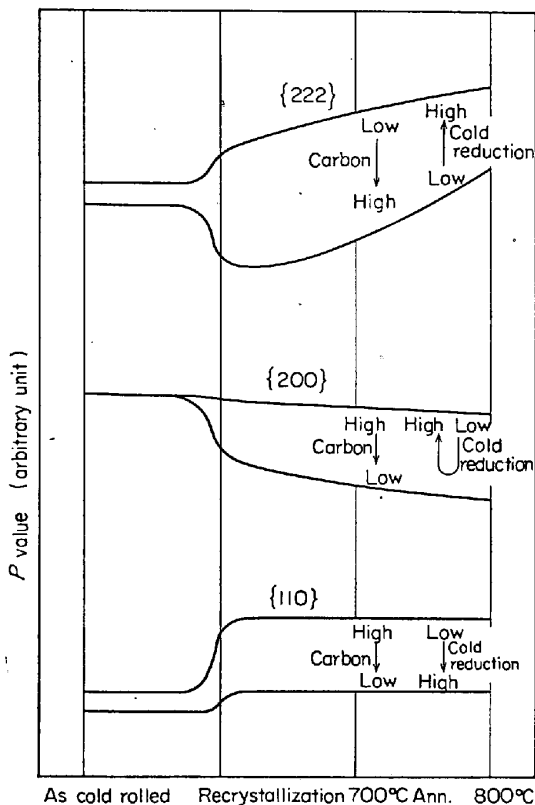


Fig. 19. Schematic representation of variation in orientation in cold rolled and annealed texture with carbon content and reduction.

以上の結果から冷延→再結晶完了時→再結晶後の粒成長での主要3面の変化を予想して Fig. 19 に示す。

すなわち再結晶後の粒成長による  $\bar{R}$  値の向上は主として {222} の増加, {200} の減少によるが, 再結晶時に特に {222} が発達しやすいわけではないことがわかる。むしろ {110}, その他の4面のほうが発達しやすい条件もある。それは主として [C] 量, 冷延率 (熱延条件も考えられるが, 本実験ではほとんど等しくその差は少ない) により影響を受けると考えられるが, 冷延材の集合組織は上述したように冷延率によつて変化し, [C] 量による変化は認められないことから, 程度の大小は別として再結晶集合組織を決定する主役は冷延率であり, [C] はそれを阻害 (深絞り性の観点より) する役割をはたしているという見方もできよう。再結晶集合組織が oriented nucleation または oriented growth のいずれに基づくかは本実験からは判断できない。

以上 3.1.1 および 3.1.2 の実験および考察の結果より, 深絞り性のすぐれた, したがつて {222} が多く {200} が少ない冷延鋼板を製造するには (12) 式において,  $\bar{R}_0$  が高く,  $d_0$  が小さく,  $d$  が大きくなる成分, 熱延, 冷延および焼鈍条件を選べばよいことがわかる。通常は高温

仕上げ ( $A_{r3}$  点以上), 低温巻取り ( $A_{r1}$  点以下できる限り低く) したあと, 冷延率を 75~80% とし,  $A_{r3}$  点以下できる限り高温で脱炭焼鈍したときに, 粒度が ASTM No 6.0~6.5 (オレンジピールの限界) になるように [C] 量を選んだ場合に最適の深絞り性が得られる。

Fig. 9~17 の {200} 極点図より, 冷延率, [C] 量が高くなるにつれて,

(1) {110} <001> の集積は次第に弱くなる傾向にある。冷延率についてのこの傾向は Fig. 8 とよく一致しているが, [C] 量による傾向はむしろ逆である。これより {110} 面強度は増しているが, {110} <001> は減少していると考えられる。

(2) {111} <11 $\bar{2}$ > は増加する。{111} <1 $\bar{1}$ 0> の増減はよくわからないが, {111} <11 $\bar{2}$ >, {111} <1 $\bar{1}$ 0> とともに主方位を形成している。

(3) 圧延方向に <110> を持つ方位の板法線のまわりの  $\pm 15^\circ$  回転が明確になる。

(4) 積分反射強度 (Fig. 8) によると, 冷延率 90% では, 60, 80% より {200} がかなり高くなっているが, 極点図よりはこの傾向はわからない。

焼鈍条件による極点図の変化については, 本研究では測定しなかつたが, 温度の上昇 ( $A_{r3}$  以下) とともに {100} < $uvw$ > は弱く, {111} < $uvw$ > は強くなることを経験している。

### 3.2 耳発生挙動 ( $\Delta R$ ) について

結果を Fig. 20 に示す。これにより  $\Delta R$  は

(1) 700, 800°C 焼鈍では, 冷延率が同一であれば [C] 量が低いほど高い。焼鈍温度との関係はほとんど認められない。

(2) 750°C 脱炭焼鈍では, 冷延率が同一であれば焼鈍前の [C] 量が高いほど高く, 焼鈍前の [C] 量が低い A 試料では, 脱炭, 非脱炭による差はほとんど認められないが, B, C 試料では C 試料の冷延率 85, 90% 以外は脱炭焼鈍の場合が高い。ただし  $\Delta R/\bar{R}$  で比較してみると, C 試料を脱炭焼鈍した場合のみが異常に高い値を示し, B 試料では非脱炭焼鈍との差は認められなくなる。

(3)  $\Delta R$  値がピークおよび 0 を示す冷延率は [C] 量, 冷延率および焼鈍条件とは無関係でほぼ 65% および 80~85% の間にある。

WHITELEY らによると同一成分の冷延軟鋼板においては, 熱延仕上り温度が高いほど  $\Delta R$  のピーク値は高く, その冷延率はやや低くなる。また  $\Delta R = 0$  を示す冷延率は低冷延率と高冷延率側の 2 カ所にあり, 低冷延率側は低く, 高冷延率側は高くなることを示している。著者らも同様傾向になることを確認している。しかしながら本

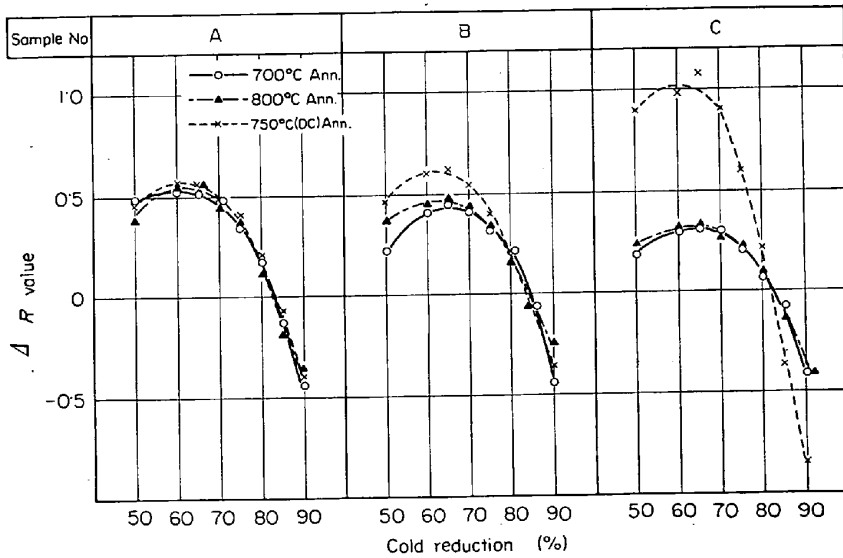


Fig. 20. Change in  $\Delta R$  with carbon content, cold reduction and annealing condition.

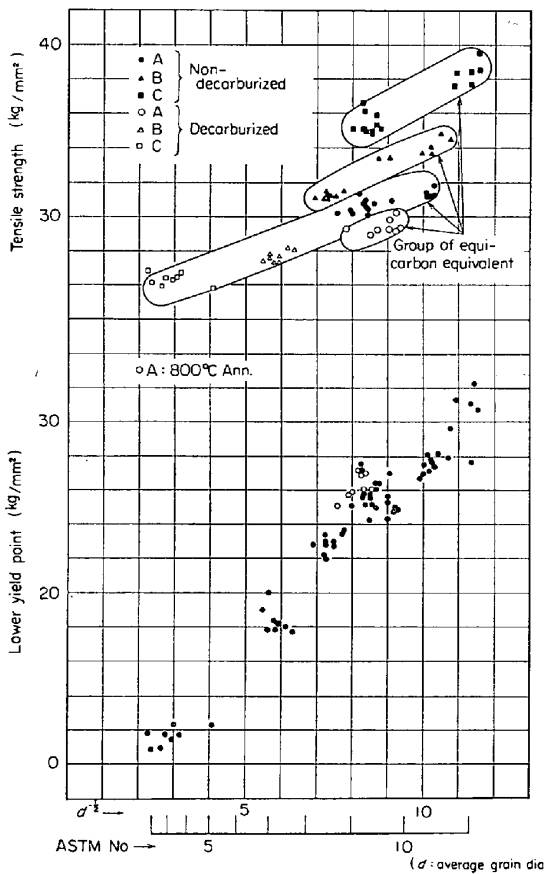


Fig. 21. Average grain size vs. lower yield point and tensile strength.

実験においては、熱延仕上り温度の差は少ないので、それによるピークの移動はないと考えられる。C試料を脱炭焼鈍した場合に  $\Delta R$  値が異常に高くなる原因についてはよくわからない。

$\Delta R$  値はプレス時に発生する耳の高さと非常に関係が

深く、 $\Delta R > 0$  であれば  $0-90^\circ$  耳(圧延方向および圧延直角方向の4カ所に生ずる)、 $\Delta R < 0$  では  $45^\circ$  耳(圧延方向と  $45^\circ$  の方向の4カ所に生ずる)を生じ、 $|\Delta R|$  が大きいほど耳の山と谷の差は大きくなることが認められている。非鉄材料は軟鋼に比して材料コストが高いため、古くから多くの研究が行なわれ、 $|\Delta R|$  を小さくすると深絞り性を向上させることが同意義に用いられていたようであるが、冷延軟鋼板については割合と関心が薄いようである。深絞り性は  $\bar{R}$  値で評価されることが多いが、 $R_{\min}$  との関係が深いという報告もあり<sup>21)</sup>、その立場から考えると同一  $\bar{R}$  値に対しては、V型R

値 ( $R_{45} < R_0, R_{90}$ ) を示す場合には  $\Delta R$  値が小さいほど深絞り性は向上することになる。 $\Delta R$  値は当然  $\bar{R}$  値同様集合組織に依存しているが、 $\{hkl\}\langle uvw \rangle$  が定量的に求められない限り関係づけは困難である。単純に  $\{110\}$  が少なく、 $\{222\}$  が多ければ  $\Delta R$  値は低いと判断することは危険である。

### 3.3 その他の諸性質について

#### 3.3.1 下降伏点および引張り強さと粒径との関係

結果を Fig. 21 に示す。これより下降伏点については [C] 量とは無関係に Hall-Petch の式 ((10)式) にしたがつていることを示している。Fig. 12 を詳細に検討してみると、試料Aを  $800^\circ\text{C} \times 5\text{hr}$  焼鈍した場合には、同一粒径に対して下降伏点は高目を示していることがわかる。これは前述したように、高温焼鈍による固溶[C]量の増加が原因していると考えられる。高温焼鈍した場合の固溶[C]量の増加の状態については 3.3.3 で述べる。引張り強さは [C] 当量 =  $[C] + \frac{1}{5}[Mn]$  によつて整理すると同一 [C] 当量では Hall-Petch の関係が成り立つことがわかる。ここに下降伏点、引張り強さはともに圧延方向の値を採用した。

#### 3.3.2 加工硬化係数 (n 値)

Fig. 22 に  $n$  値と  $d$  との関係を示す。同図中に Morrison の結果<sup>22)</sup> を併記 (原文は  $n$  値— $d$  で示されているが、 $n$  値— $\log d$  に換算した) してある。バラツキが非常に大きく、粒径以外の他の要因が含まれることを暗示しているが、粒径だけで考えると、粒の成長とともに  $n$  値は上昇するが、ASTM No 7 より大きくなると粒径とは無関係でほぼ一定  $0.28 \sim 0.30$  となる。これは焼鈍のままの値であり、スキンプラスによつて当然少し低下す

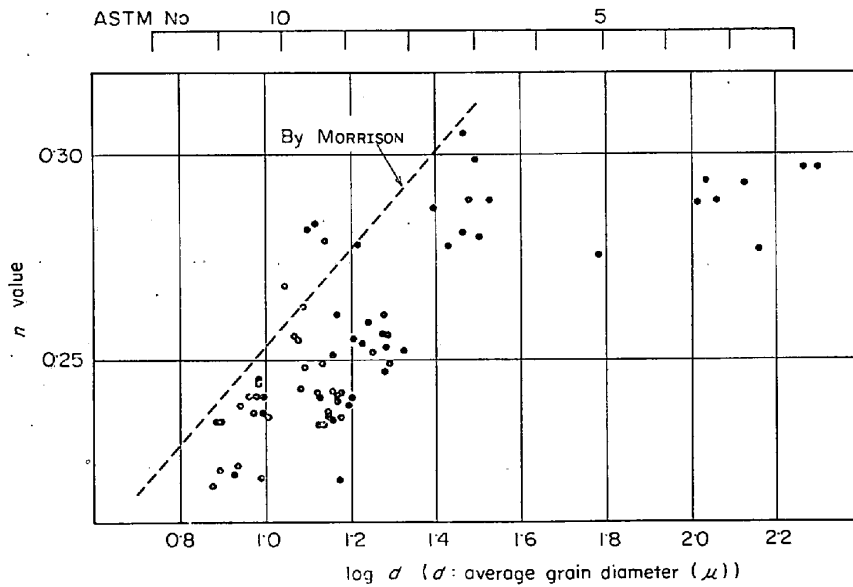


Fig. 22. Relation between average grain diameter and work hardening exponent ( $n$ ).

る。通常の冷延軟鋼板では  $n$  値を向上させることはなかなかむずかしいが、最近、長島らは  $W$  を少量添加することによつて、スキンパス後で 0.30 以上の冷延鋼板の製造に成功している<sup>23)</sup>。

3.3.3 カーバイド(セメントイト)組織

軟鋼冷延板を  $A_1 \sim A_3$  点間で焼鈍すると、表層に粗大カーバイドが集積することをしばしば経験するが、その

現象および原因についての報告はほとんど見当たらない。本実験において、 $[C]$  量の低い試料 A では  $800^\circ C$  焼鈍によつてカーバイドは表層に集積し、板厚中心部は非常に少なくなつてゐる。しかしながら、 $[C]$  量の高い試料 B, C にはこのような現象は認められない。その結果を Photo. 1 に示す。

上の現象をさらに明らかにする目的で、 $[C]$  量が 0.04~0.06% のアルミニウム・キルドおよびリム鋼の熱冷延板を、(1) そのまま、(2) 片面板厚の 10~15% (リム鋼の場合のリム層厚さに相当する) 切削加工、(3) 両面板厚の 10~15% 切削加工した状態で、 $800^\circ C \times 5hr$  の焼鈍を行なつてみた。この結果と上述の結果より、高

温焼鈍によつてカーバイドが表層に集積するには、

- (1) 低炭素鋼であること。
- (2) 冷間加工が加えられていること。
- (3) リム層が存在すること。

などの条件が必要であることがわかつた。その機構についてはなお不明の点が多いが、 $[C]$  が拡散によつて  $[C]$  濃度の低いリム層へ移動する。その際、塑性変形によつ

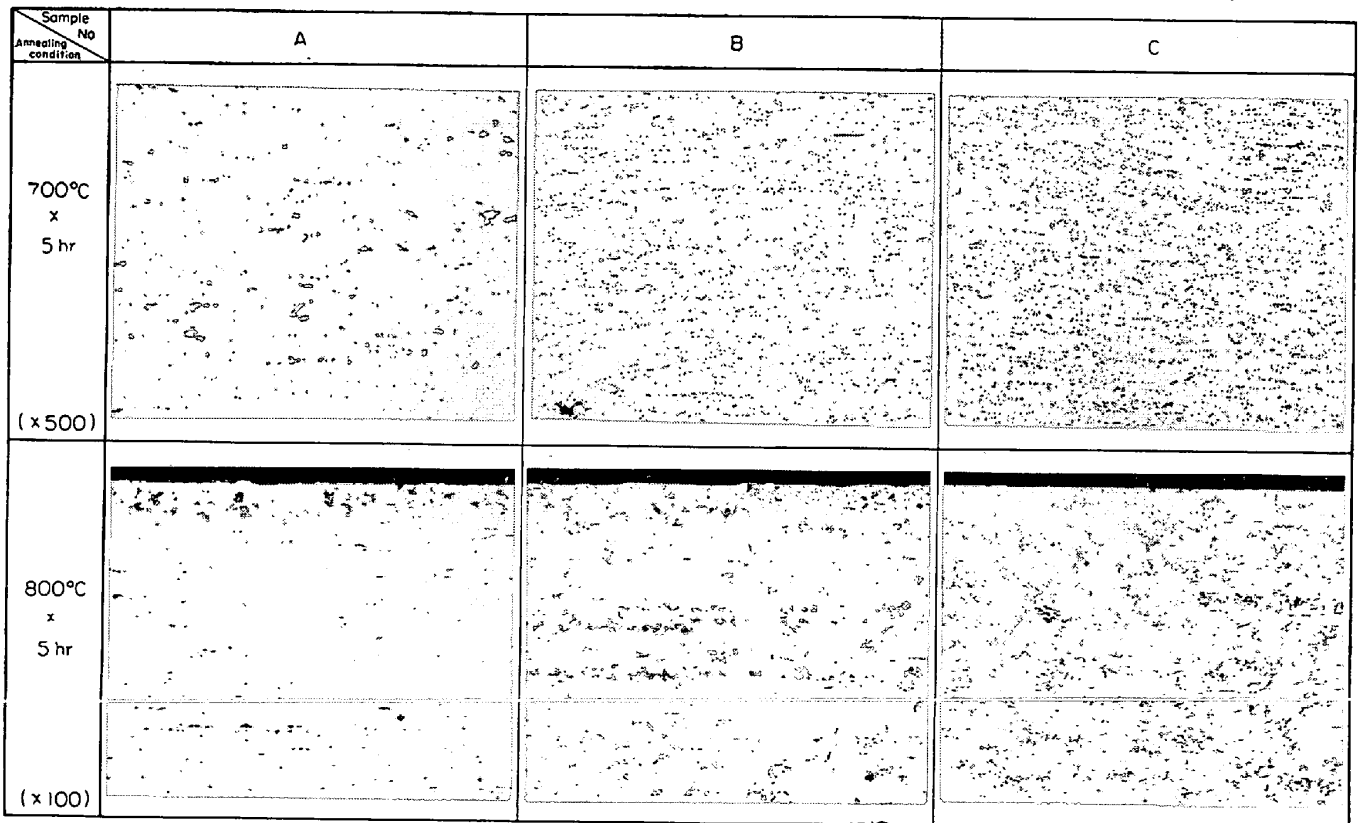


Photo. 1. Distribution of cementite by non-decarburizing annealing at  $700^\circ C$  and  $800^\circ C$ . (4/7)

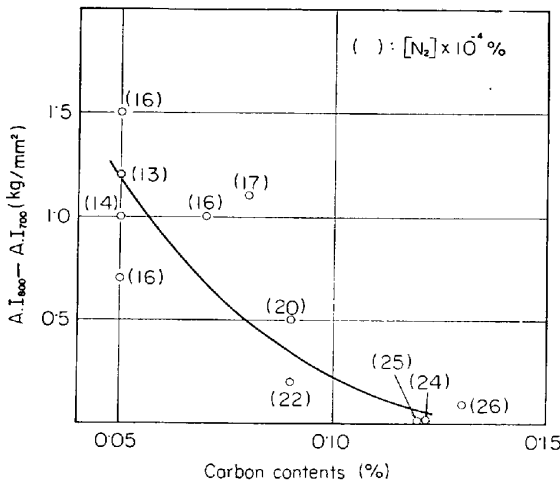


Fig. 23. Change in aging index by non-decarburizing at 700°C and 800°C with carbon content.

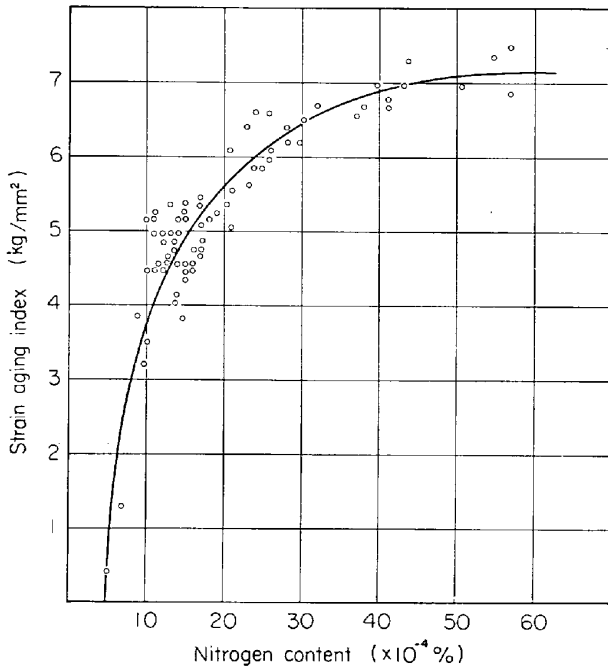


Fig. 24. Relation between nitrogen content and strain aging index.

て拡散しやすくなる。板厚中心部は他の元素（たとえば [P], [S] など）の偏析が多いために表層に [C] が多く集まるほうが安定であると考えればほぼ説明できる。

表層に集積する、しないにかかわらず、カーバイドが粗大化してその平均距離が長くなると、冷却中に固溶 [C] が析出するための拡散移動距離が長くなり、状態図どおりに析出しえないうちに冷却して過飽和固溶 [C] が増し、その結果 [N] のみならず [C] による時効を生ずるようになることはよく知られた事実であり<sup>24)25)</sup>、その改善法も見い出されている<sup>26)</sup>。カーバイドが粗大化しても

[C] 量が高い場合には、[C] 量が低い微細カーバイドの場合とその平均距離に差がないから過飽和固溶 [C] 量の増加は少なく、歪時効への影響は少ないことが当然考えられる。そのことを実験的に確認するために行なった結果を Fig. 23 に示す。ここに圧延直角方向の JIS 5 号試験片に 10% の予歪を与えたあと、100°C × 4 hr の時効処理を行ない、その際の降伏応力の増加を歪時効指数とした。固溶量と歪時効指数との関係は Fig. 24 に示すように<sup>27)</sup>直線関係にはなく、ある程度以上固溶量が増すと時効指数の増加は小さくなるので、たとえ [C] 固溶量が同一でも [N] 量が多い試料の場合は増加が小さく、少ない場合には大きく現われるので、Fig. 23 の歪時効指数の変化をそのまま素直に固溶 [C] 量の減少と結びつけられないが、Fig. 15 と比較してみると、[C] 量の高い試料ほど、高温焼鈍による固溶 [C] 量の増加度合が少なくなっていることが予想できる。本実験結果からは [C] 量がほぼ 0.12% 以上では固溶 [C] 量の増加は認められない。当然、800°C より低い温度、5hr より短い焼鈍時間では固溶 [C] 量の増加が認められない [C] 量の下限はさらに低くなるはずである。

#### 4. 結 言

常圧下 ([C] × [O] ≈ 一定) で溶製したりムド鋼を同一条件で熱延した場合の冷延鋼板の機械的諸性質—主として深絞り性—におよぼす [C] 量 ([C] = 0.05 ~ 0.17%) の影響を、冷延率 (50 ~ 90%) と焼鈍条件 (700, 800°C × 5hr 非脱炭, 750°C × 10hr 脱炭) との関連において調査した結果、緒言において述べた本研究の主目的に対する結論として、

(1) 製鋼上のバラツキ程度の [C] 量の変化で冷延鋼板の深絞り性はかなり変化する。

(2) [C] 量が異なる材料間の冷延鋼板の深絞り性は熱延または冷延ままの状態での集合組織からは予想できないことが得られた。

そのほか得られた結果もふくめて、以下総合的にまとめてみると、

##### a. 深絞り性

1. 再結晶時の集合組織は主として冷延率により定まり、冷延率の増加とともに {222} は増加する。{200} は冷延率が 50 ~ 70% ではほぼ一定であるが、それ以上になると増加し、そのため深絞り性にピークを生ずる。

2. 再結晶後の粒成長は主として焼鈍条件により定まり、焼鈍温度が高いほど粒成長して {222} は増加、{200} は減少して深絞り性は向上する。粒成長と深絞り性向上との関係は定量的に取り扱える。

3. [C]は[O]とともに1および2の両者の機構に影響をおよぼし

(i) 再結晶時に{222}を減少, {200}を増加させて深絞り性の向上を抑える.

(ii) 粒成長を阻害する. したがって脱炭焼鈍により[C]を除去すれば, 粒成長阻害作用は主として[O]のみとなり, [O]量が少ないほど粒成長は著しく深絞り性は向上する.

(iii) 深絞り性ピーク冷延率を変える. その機構は不明であるが, 現象的には焼鈍前の[C]量が高いほど, また, 焼鈍温度が高いほど高冷延率側に移動する.

#### b. 耳発生挙動

1. ピークを示す冷延率は, [C]量および焼鈍条件とは無関係で, ほぼ65%にある. その高さは, 非脱炭焼鈍では[C]量が低いほど高く, 焼鈍温度にはほとんど影響をうけない. 脱炭焼鈍では脱炭前の[C]量が高いほど高くなる.

2. 深絞り性と同様, 集合組織と密接な関係にあるが{*khl*} <*uvw*>が定量的に求められない限り集合組織による予想はできない.

#### c. その他の諸性質

1. 下降伏点は粒径によつて, 引張り強さは粒径と[C]当量によつて定まり, Hall-Petchの式によくあてはまる.

2. 加工硬化係数は粒径依存性が強い.

3.  $A_1 \sim A_3$ 点での非脱炭焼鈍によつて, [C]=0.05%程度の低い[C]量の場合には, カーバイドが表層に集まる傾向がある. これは拡散と偏析によつて説明できる. また, カーバイドの粗大化により, 固溶[C]量が増して, [C]による歪時効現象が現われるが, [C]量が低いほどその傾向は著しい. これはカーバイドの平均距離の増大により冷却中の固溶[C]の析出が不十分で, 過飽和のまま室温にもちきたされるためと考えられる.

#### 文 献

- 1) R. L. WHITELEY: Blast Furn. Steel Pl., 48(1960), p. 1245
- 2) M. ATKINSON, P. G. BROOKS, A. O'CONNOR and T. G. PHILLIPS: Sheet Metal Ind., 40 (1963), p. 57
- 3) H. YOSHIDA, K. SASAKI and F. KANZAKI: 3rd International Colloquium of I.D.D.R.G., London, (1964)
- 4) 松藤: 鉄と鋼, 48(1962), p. 1424 および p. 1426
- 5) 高階, 坂本, 小森田: 第23回塑性加工シンポジウム(金属板の集合組織と成形性), (1968), p. 51
- 6) 福田: 鉄と鋼, 53(1967), p. 559
- 7) 斎藤, 野中, 五十嵐: 鉄と鋼, 50(1964), p. 2091
- 8) 松藤, 下村, 橋本: 塑性と加工, 8(1967), p. 381
- 9) M. H. MUELLER, W. P. CHERNOCK, and P. A. BECK: Trans. AIME, (1958), p. 39
- 10) 松藤, 橋本: 塑性と加工, 5 (1964), p. 113
- 11) 神崎, 中里, 伊藤: 鉄と鋼, 50(1964), p. 591
- 12) R. L. WHITELEY, D. E. WISE, and D. J. BLICKWEDE: 2nd International Colloquium of I.D.D.R.G., Düsseldorf, (1962)
- 13) J. F. HELD: Trans. AIME, 239 (1967), p. 573
- 14) 未発表
- 15) R. S. BURNS and R. H. HEYER: Sheet Metal Ind., 35(1958), p. 261
- 16) 福田: 塑性と加工, 5(1964), p. 3
- 17) R. W. VIETH and R. L. WHITELEY: 3rd International Colloquium of I.D.D.R.G., London, (1964)
- 18) 長島: 武智, 加藤: 日本金属学会, 29(1965), p. 393
- 19) 五弓, 木原, 木村: 日本金属学会, シンポジウム講演予稿, (1968), p. 201
- 20) 未発表
- 21) L. LILET: 3rd International Colloquium of I.D.D.R.G., London, (1964)
- 22) W. B. MORRISON: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966), p. 824
- 23) 長島, 清水, 武智, 高橋, 松尾, 加藤: 日本特許 43-19747
- 24) P. STARK, B. L. AVERBACH, and M. COHEN: Acta Met., 6(1958), p. 149
- 25) G. LAGERBERG and A. JOFFSSON: Acta Met., 3 (1955), p. 236
- 26) 松藤, 下村: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 22
- 27) 松藤, 渡辺, 久保寺, 土居襄編: "転炉製鋼法" p. 216

#### 討 論

【質問】 八幡東研 長島晋一

$\bar{R}$ 値と結晶粒度の関係は, BethlehemのD. A. KARLYN, R. W. VIETH, J. L. FORAND\*によつても調べられており, かれらはリムド, Al キルド, Ti 添加鋼および脱炭材について,

$$\bar{R} = \bar{R}_0 = KN$$

N: ASTM grain size number

なる関係を見出し,  $\bar{R}$ の上昇は再結晶した{111}方位粒がさらに選択成長をしたことによると解釈している. しかしながら, 添加元素による再結晶初期の核生成過程の差異については依然不明であるとしている. 著者らは, これらに対してどのような見解をもつておられるか.

\* D. A. KARLYN, R. W. VIETH, J. L. FORAND: Effect of decarburization and annealing temperature on plastic anisotropy and grain size in cold-rolled low-carbon sheet steels, to be published in Flat Rolled Products IV., D. J. BLICKWEDE: Trans. ASM, 61(1968), p. 653

## 【回答】

実用的にも、理論的にも最も興味ある、重要なしきもむずかしい問題と考える。古くから研究しつくされた感のある Al キルド鋼でさえ、再結晶初期の核生成過程についてはまだ疑問点が多く残されていると思う。

しかしながら、詳細なメカニズムは依然不明であつても、たとえば Al キルド鋼の場合には熱間圧延後高温巻取りして、すでに AlN を析出させてしまつた場合、また低温巻取りしても焼鈍時に連続焼鈍のように急速加熱して、再結晶後に AlN を析出させた場合には、 $\bar{R}$  値は低く、むしろリムド鋼に劣るが、低温巻取りして、焼鈍時に徐熱し、回復または再結晶時に AlN がうまく析出するようにコントロール (Al, N の量、冷延率によつて、当然最適条件は異なる) すれば、{111} 集積度は強く、 $\bar{R}$  値は高くなることはすでに十分知られている。一方、Ti 添加においては、熱間圧延時においてすでに TiN は析出しており、しかも Al キルド鋼のようにパンケーキ組織を生じないことから、Al キルド鋼と Ti 添加鋼では核生成過程に差異のあることは明らかである。しかしながら、Ti 添加鋼がなぜ Al キルド鋼より {111} 集積度が強く、 $\bar{R}$  値が高い鋼板となるかのメカニズムは不明である。おそらく、D. A. KARLYN, R. W. VIETH, J. L. FORAND らが依然不明と考えているのは詳細なメカニズムが不明だということが考えられる。その点では著者らも同一見解である。

詳細なメカニズムは別として、添加元素により差異を生ずる可能性については、一般には、固溶体または第二

相の分散析出相によつて差異を生ずると考えられていると思う。すなわち、固溶元素を添加すると、再結晶核生成頻度  $\dot{N}$  および再結晶粒成長速度  $G$  はいずれも減少し、その程度は固溶元素の種類および濃度によつて変化する (軟鋼についての実験事実はない) といわれておりまた第二相の分散析出相については、非常に複雑で種々の場合が考えられるが、おおよそ 1) 量, 寸法, 分布状態共に変化しない。2) 集合, または再固溶する。3) 回復, 再結晶と同時に過飽和固溶体から析出する。場合に分類できると考える。上述した Al キルド鋼の場合は 3) に該当する。

実際には以上の状態が単独ではなく、2つ以上重複して生じ、析出相の場合には、再結晶核の臨界半径と析出相の量, 寸法, 分布状態との関連によつて複雑に変化すると考えられる。また、冷延前にすでに析出している場合には、変形モードの変化によつて冷間圧延集合組織がすでに違つている場合 (本論文のカーバイトではその現象は見い出せなかつたが) も考えられると思う。

添加元素によつて核生成時の優先方位が予測できるには、今後の精力的な研究にまたねばならないと考える。

最後に  $\bar{R}$  値と結晶粒度の関係が D. A. KARLYN, R. W. VIETH, J. L. FORAND らと著者らによつて独立して (著者らがやや遅いようであるが)、近似的に同一関係を得たことは、この関係が軟鋼板で広範囲に利用できることを示すものとして意義深いと考えている。今後は理論的に証明されることを希望している。