

© 1989 ISIJ

## 論文

熱延-室温巻取による極低炭素 Ti 添加冷延鋼板  
の機械的性質におよぼす Mn および B の影響

塚 谷 一 郎\*

Effects of Titanium, Manganese and Boron Contents on the Mechanical  
Properties in Extra-low Carbon Sheet Steels by Room-temperature  
Coiling Process

Ichiro TSUKATANI

## Synopsis :

The effects of titanium, manganese and boron contents are studied on  $r$ -values and tensile properties of very low carbon sheet steel with extra deep drawability, for the purpose of producing cold-rolled sheet steel by a room-temperature coiling process after hot-rolling. The mean  $r$ -value ( $\bar{r}$ ) of the sheet produced by a process skipping coiling treatment after hot-rolling is better than that produced by a conventional coiling process at 700 °C, if the soluble titanium/carbon atomic ratio is over 1.5 and the manganese content is less than 0.15%. This is probably due to the enhanced precipitation of Ti (C, N) during hot-rolling and cooling and the suppression of grain growth in hot-rolled sheets. The boron addition deteriorates the  $\bar{r}$ -values of extra-low carbon titanium-killed sheet steels produced by both the conventional coiling and room-temperature coiling processes.

Key words : room-temperature coiling process ; sheet steel with deep drawability ; extra-low carbon steel ; Ti ; Mn ; B ;  $r$ -value.

## 1. 緒 言

近年、省エネルギー、コストダウンおよび短納期化のため、連铸-圧延・直結化<sup>1)2)</sup>や、さらにその後の酸洗-冷延-連続焼鈍・連続化など<sup>3)4)</sup>、薄鋼板製造工程の連続化が推進されている。しかしながら、このような連続化プロセスにおいても巻取についてはほとんど考慮されていないのが実情である。熱間圧延後の巻取工程は熱延鋼板をコイル状にするものであるが、その後の放冷により物流を中断し、完全な連続化を困難にしている。一方、巻取工程は熱延鋼板を単にコイル化するというプロセス的な意味ばかりでなく、巻取に伴う徐冷（以下、“巻取”には徐冷の熱履歴が含まれるが、便宜上、巻取と略す）による結晶粒径および析出物形態制御の重要な冶金学的役割を果たしている。バッチ焼鈍低炭素 Al キルド冷延鋼板では {111} 再結晶集合組織の発達に回復・再結晶過程で析出する AlN を利用しているため<sup>5)</sup>、熱延板段階では Al, N は固溶させておく必要があり、この鋼種では必ずしも巻取は必要ではない。しかしながら、バッチ

焼鈍では通常、1週間程度の工程日数を要するため、室温巻取や巻取らずに酸洗工程に直結することによる省工程のメリットは、工程全体から見れば大きくない。これに対し、連続焼鈍法は冷延鋼板製造工程を短縮するためにもつとも有力な焼鈍法として開発されたものである<sup>6)7)</sup>。しかしながら、連続焼鈍低炭素 Al キルド冷延鋼板や極低炭素 Nb 添加冷延鋼板では良好な深絞り性を得るために 700°C 以上のきわめて高温で巻取る必要がある<sup>8)~10)</sup>。また、連続焼鈍極低炭素 Ti 添加冷延鋼板では低温巻取でも良好な  $r$  値が得られるという報告<sup>10)11)</sup>もあるが、室温巻取まで拡張できるかどうかは明らかではなく、また、室温巻取を積極的に活用しようという例は見あたらない。以上のように、熱延後、室温への冷却は巻取工程の省略を可能にするなど、メリットが大きいと考えられるにもかかわらず、プロセス面の開発ばかりか、材質に関する研究も少ない。

そこで、熱間圧延後、室温近くまで急冷し、直ちに、酸洗へ直結する工程や、立地的に完全な直結化が不可能でも室温付近で巻取ること（室温巻取）により直ちに酸

昭和62年10月本会講演大会にて発表 昭和63年5月31日受付 (Received May 31, 1988)

\* (株)神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

洗-冷延-連続焼鈍する工程において、超深絞り用冷延鋼板を得るため極低炭素 Ti 添加鋼板の機械的性質におよぼす、基本組成である Ti, Mn 量、および Interstitial Free (以下、IF と略す) 鋼特有の欠点である縦割れ性を改善するための B 添加<sup>12)</sup> の影響を調査した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

用いた供試材の化学組成を Table 1 に示す。高周波真空溶解炉により、電解鉄を原料とし、極低炭素鋼を基本に Ti, Mn および B を変化させた約 10 kg の鋼塊を溶製した。供試材は 1250°C × 1 h 溶体化処理後、20 mm 厚から 3.2 mm 厚まで 2 パス、仕上げ温度約 900°C で圧延したのち、40°C/s で室温まで急冷した (当処理材は巻取相当処理を省略しているが、簡便のため、以後、巻取省略材と称す)。また、比較のため、一部は巻取相当処理として、700°C × 1 h 炉冷の熱処理を施した (以後、巻取材と称す)。得られた熱延板を酸洗後、75% 冷延した。さらに、ロール接触冷却タイプ連続焼鈍 (RQ-CAL) 相当の熱処理を行うため、850°C に保持しているソルトバス中に 2 min 浸漬後、600°C まで空冷したのち、80°C/s で 400°C まで急冷、その温度に 3 min 保持後、空冷した。焼鈍における実質均熱時間は約 1.5 min である。とくに断らないかぎりスキンパスは施さなかった。

### 2.2 確性試験

マイクロ組織観察は圧延方向に平行な断面において 3% ナイタルにて腐食後、光学顕微鏡にて行つた。

析出物形態などの観察は圧延方向に平行な断面において 3% ナイタルにて腐食後、カーボン膜を蒸着し、10% アセチルアセトン + 1% テトラメチルアンモニウムクロライド + メチルアルコール溶液を用いて電解処理して得た抽出レプリカを透過型電顕にて行つた。

引張試験は JIS 13 号試験片を用いて行つた。r 値の測定は圧延方向 (L)、圧延 45° 方向 (D) および圧延直

角方向 (T) から  $0.8 t \times 12.5 w \times 120 l$  (mm) の短冊型試験片を各 3 本ずつ採取し、標点間距離 30 mm で 15% 引張ひずみを与えて行つた。標点間距離の測定はコンパレータにて行つた。また、板幅測定に当たっては精度向上のため、マイクロメータにて 3 か所について求めた。次式により  $\bar{r}$  値を求めた。

$$\bar{r} = (r_L + 2r_D + r_T) / 4$$

集合組織測定は板厚中心層の圧延面で行つた。試料は機械研削により板厚の半分よりやや厚めに減じ、さらにエメリー紙で研磨後、化学研磨 (6% フッ酸 + 過酸化水素液) により板厚を最初の 1/2 にしたものをを用いた。低指数面極密度は Mo-K $\alpha$  線を用い、スリット系: 1°-0.6 mm-1°, 電圧-電流: 47.5 kV-25 mA の条件で、シンチレーションカウンターにて測定した。(200) 極点図は Mo-K $\alpha$  線を用い、Schulz 反射法により測定した。スリット系は 1°-5 mm-6 mm (1 mm シュルツスリット)、電圧 47.5 kV-電流 25 mA である。

## 3. 実験結果

### 3.1 Ti 添加の影響

Fig. 1 に 0.05% Mn 鋼の 850°C × 2 min 焼鈍後の  $\bar{r}$  値におよぼす酸可溶性 Ti/C の原子濃度比 (以下、Sol. Ti/C (atomic) と略す) および巻取条件の影響を示す。Sol. Ti/C (atomic) が 1.5 以下では、700°C 巻取材は比較的高い  $\bar{r}$  値を示すが、巻取相当処理を省略すると  $\bar{r}$  値が劣化する。Sol. Ti/C (atomic) を増大すると巻取省略材の  $\bar{r}$  値は急増し、Sol. Ti/C (atomic) が 1.5 以上では 700°C 巻取材より高い  $\bar{r}$  値を示す。なお、Sol. Ti/C (atomic) = 0 のプロットは極低 C-0.15% Mn- (0.002% B) 鋼の結果であり、参考までに記した。 $\bar{r}$  値は B を添加すると劣化するものの、極低 C 鋼 (Ti-B free) の巻取省略材では巻取材と同等の  $\bar{r}$  値が得られる。一般に、低 C-Al キルド鋼では高温巻取が不可欠であることから<sup>8)9)</sup>、この結果は非常に興味深いものであり、これについては別途検討する。

Table 1. Chemical compositions of steels used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	Sol. Ti*	B	Sol. Ti/C a
T0	0.0099	0.01	0.14	0.015	0.012	0.027	0.0028	—	—	—
T1	0.0092	0.01	0.06	0.012	0.010	0.014	0.0019	0.022	—	0.60
T2	0.0054	0.01	0.06	0.010	0.009	0.017	0.0016	0.031	—	1.44
T3	0.0078	0.01	0.05	0.011	0.009	0.015	0.0018	0.055	—	1.76
T5	0.0080	0.01	0.16	0.015	0.019	0.002	0.0036	0.068	—	2.13
T6	0.0081	0.01	0.52	0.015	0.019	0.002	0.0031	0.060	—	1.75
TB0	0.0097	0.01	0.13	0.011	0.012	0.020	0.0028	—	0.0020	—
TB1	0.0071	0.01	0.05	0.011	0.010	0.017	0.0018	0.061	0.0031	2.15
TB2	0.0066	0.01	0.15	0.010	0.009	0.012	0.0030	0.055	0.0028	2.08
TB3	0.0060	0.02	0.49	0.011	0.009	0.014	0.0030	0.053	0.0027	2.21

\* Sol. Ti is the content of solvated titanium with 6N hydrochloric acid at 60°C. Dissolved titanium is assumed to be in the form of the oxide and sulfide.  
a; Atomic ratio

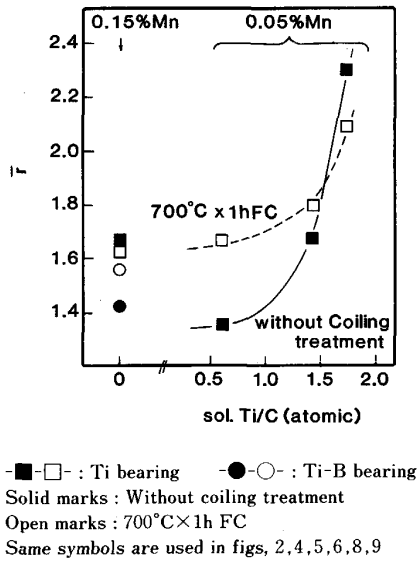


Fig. 1. Effect of atomic ratio of soluble titanium to carbon on  $\bar{r}$  value.

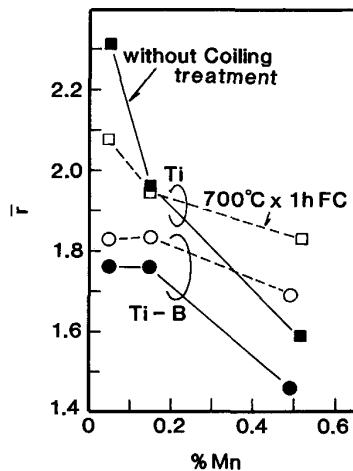


Fig. 2. Effect of manganese content on  $\bar{r}$  value of Ti bearing and Ti-B bearing steels.

### 3.2 Mn および B 添加の影響

前項の結果に基づき、Sol. Ti/C (atomic) > 1.5 の極低 C-Ti 添加鋼について、基本組成である Mn 量の影響および本供試材のような IF 鋼特有の欠点である縦割れ性を改善するための B 添加<sup>12)</sup>の影響を調査した。 $\bar{r}$  値に関する結果を Fig. 2 に示す。Mn 添加量の増加にともない巻取材の  $\bar{r}$  値は若干低下する。巻取相当処理を省略すると高 Mn 域では  $\bar{r}$  値が大幅に劣化する。Mn 量を減少すると B 無添加鋼の巻取省略材の  $\bar{r}$  値は増加し、0.05% Mn では巻取材より高い  $\bar{r}$  値を示す。なお、0.16% Mn 鋼の Sol. Ti/C (atomic) は 2.13 と、他よりやや大きい、極端に大きい場合を除いて Sol. Ti/C (atomic) の増大は  $\bar{r}$  値を向上-飽和させる傾向を有す

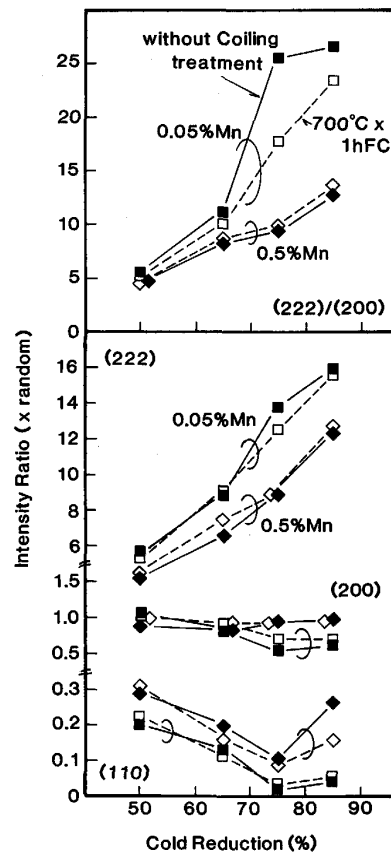


Fig. 3. Change in pole densities of steels with manganese content of 0.05% and 0.5% as a function of cold reduction.

る<sup>10)</sup>のに対し、0.16% Mn 鋼の  $\bar{r}$  値は 0.05% と 0.5% Mn 鋼を結んだ線より低いため、Sol. Ti/C (atomic) の差の影響は無視できると考えられる。また、Fig. 3 に示すように、0.05% Mn 鋼の巻取省略材の  $P_{(222)}/P_{(200)}$  は冷延率が 65% を超えると巻取材に比べて著しく高い値を示す。この  $P_{(222)}/P_{(200)}$  は  $\bar{r}$  値と良い相関を有するため、0.05% Mn 鋼の巻取省略材の方が高い  $\bar{r}$  値を示す傾向は冷延率が 65% 超で著しいと推定される。一方、0.5% Mn 鋼の  $P_{(222)}/P_{(200)}$  は巻取の有無にかかわらず、単調に増加する。また、Fig. 2 に示すように、B を複合添加すると  $\bar{r}$  値は低下する。さらに、B 添加鋼では巻取相当処理を省略するといずれの Mn 量でも  $\bar{r}$  値が劣化し、0.05% Mn で巻取省略材の方が高い  $\bar{r}$  値を示すという効果が得られない。

Fig. 4 に示すように、Mn 量を減少すると B 無添加鋼の巻取材および巻取省略材の焼鈍板粒径は増大し、その増大は 0.05% Mn で著しい。熱延板粒径も Mn 量の減少に伴い増大する。0.05% Mn での熱延板粒径の増大は巻取材において著しいが、巻取省略材ではそれほど

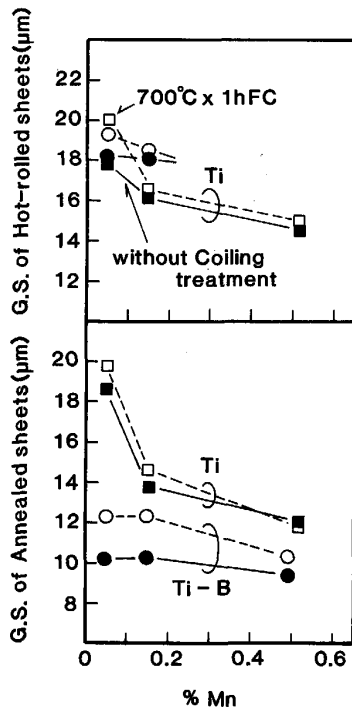


Fig. 4. Changes in grain sizes of hot-rolled sheet and annealed sheet of Ti bearing and Ti-B bearing steels as a function of manganese content.

大きくない。すなわち、0.05% Mn では巻取省略材の熱延板粒径は巻取材より小さい。以上のことは 0.05% Mn-B 無添加鋼の巻取省略材の焼鈍時の粒成長が巻取材に比べてやや大きいことを意味している。B 添加鋼の熱延板粒径は 0.05% Mn では B 無添加鋼と変わらない。しかしながら、Mn 量の増加に伴う変化が小さく、0.15% Mn では B 無添加鋼より粗大な熱延板粒を示す。なお、0.5% Mn 鋼についてはフェライト（以下、 $\alpha$ と称す）粒がアシキュラータイプとなるため測定できなかった。焼鈍板粒径は B を複合添加すると微細化し、巻取省略材の方が巻取材に比べて微細である。また、Mn 量の増加に伴う焼鈍板粒径変化は小さい。

巻取相当処理を省略すると TiC の析出を不完全なものとするため、再結晶温度の上昇や、高 EI および低 YS が要求される深絞り用鋼板としての引張特性の劣化が懸念される。そこで、これらについて調査した。

巻取材および巻取省略材の 850°C × 2 min 焼鈍後の引張特性におよぼす Mn 量の影響を Fig. 5 に示す。いずれの鋼種も、Mn 量を増加すると TS および YS が増大し、EI が減少する。YS の増加は TS に比べて小さい。B 無添加鋼においては巻取相当処理を省略すると YS がやや増大する。0.05% Mn でとくに、巻取省略材の方が高い EI を示す。一方、B 添加鋼では、巻取相当処

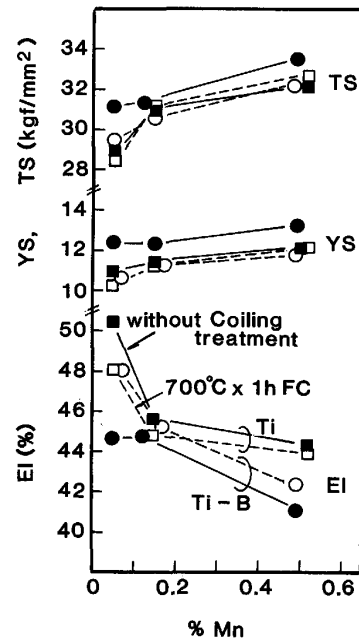


Fig. 5. Effect of manganese content on tensile properties of Ti bearing and Ti-B bearing steels.

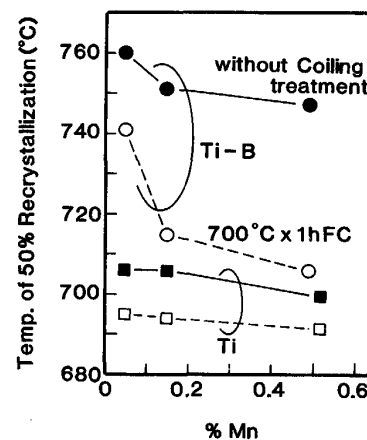


Fig. 6. Effect of manganese content on recrystallization temperature of Ti bearing and Ti-B bearing steels.

理を省略すると YS が増大し、EI が減少するため、深絞り用鋼板を得るうえで好ましくない。

Fig. 6 に巻取材および巻取省略材の再結晶温度におよぼす Mn 量の影響を示す。再結晶温度は各温度のソルトバス中に 2 min 浸漬したのちの温度-硬度曲線において、冷延板と完全再結晶焼鈍板の硬度差の 50% に達した温度とした。B 無添加鋼において、巻取省略材の再結晶温度は約 707°C で、Mn 量の増加によりやや低下する。また、巻取材に比べて約 10°C 高い。一方、B を複合添加すると再結晶温度が大幅に上昇する。この上昇

は 0.15% Mn 以上の巻取材ではそれほど大きくないが、巻取省略材において著しく、750~760°C に達する。B 複合添加による再結晶温度の上昇は固溶 B の効果、および TiC 析出の遅滞に伴う固溶 Ti および微細 TiC の増加の効果によると推定される。巻取相当処理に伴い後者の効果は軽減されるが、0.05% Mn では微細な MnS の増加により再結晶温度が上昇し、固溶 B はこれを助長すると推定される。なお、巻取省略材では、この効果が固溶 Ti などによる再結晶温度上昇効果によつて隠蔽されると考えられる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 Ti および Mn の影響について

以上述べてきたように、Sol. Ti/C (atomic) > 1.5 の極低 C-Ti 添加鋼において、Mn 量を 0.05% にすることにより巻取相当処理を省略した方が高  $\bar{r}$  値を示し、熱間圧延後、酸洗-冷延-連続焼鈍への直結化が可能である。

Mn 量の減少に伴い低炭素冷延鋼板  $\bar{r}$  値が向上することは良く知られており<sup>13)</sup>、炭化物の溶解・析出挙動や固溶 C との相互作用などから説明され、近年、C-Mn Dipole の存在が提案されている<sup>14)</sup>。後者は Mn の存在により Mn と Dipole を形成する固溶 C が増加するため、{111} 再結晶集合組織の形成が阻害されるというものであるが、これらは固溶 C 量が一定の供試材に関するものである。しかしながら、本実験結果は以下に記すように、Mn 添加により TiC の析出挙動が変化し、それに伴い固溶 C 量が変化した結果であると推定される。一方、極低炭素鋼板の Ti 添加による  $\bar{r}$  値向上の機構については TiC の析出に伴う固溶 C の減少、すなわち、Scavenging 説がもつとも有力であるが、本実験の結果は通常、巻取過程で生じる TiC 析出が熱間圧延過程でほぼ完了していることを意味している。また、Mn 量を増加すると TiC の析出が遅れることを意味する。以下、これらについて考察する。極低炭素鋼において炭(空)化物形成元素(X)が XC として圧延過程で析出する可能性については SATOH らの Nb 添加鋼板に関する報告<sup>15)</sup>がある。しかしながら、 $\bar{r}$  値や引張特性は 700°C × 5 h の巻取相当処理ののち測定されており、巻取相当処理が省略可能かどうかは明らかでない。また、Ti 添加鋼板でも、熱延後空冷にて炭窒化物が析出すると推定される報告<sup>11)</sup>もあるが、その析出挙動は十分解明されていない。

オーステナイト ( $\gamma$ ) 相における Ti + C  $\rightleftharpoons$  TiC 反応の反応定数 K は次式 (1) のように表される。

Table 2. Standard state activity ( $\gamma_i^0$ ) and interaction ( $\epsilon_{ij}$ ) coefficients as a function of temperature.

Element $i=$	$\gamma_i^0$	$\epsilon_{ij}$		
		$j=C$	Ti	Mn
C	$2300/T-0.92$	$3860/T$	$-11602/T$	$-2200/T$
Ti	$-4102/T+1.97$	$-11602/T$	$-27064/T$	$-13532/T$
Mn	—	$-2200/T$	$-13532/T$	—

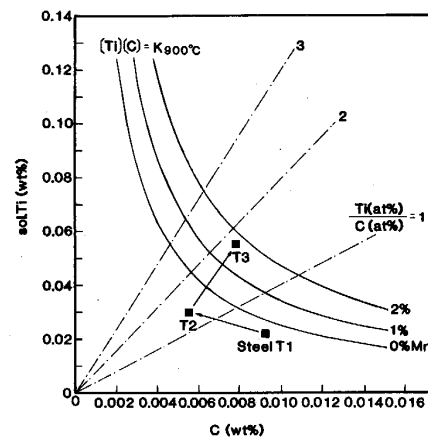


Fig. 7. Equilibrium solubility products at 900°C of Ti-C system calculated on NARITA's formula.

$$\log K = \log a_{Ti} + \log a_C = \Delta G^\circ / RT \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\Delta G^\circ$  は TiC 生成の自由エネルギー、 $R$  はガス定数、また  $a_{Ti}$  および  $a_C$  はそれぞれ、Ti および C の活量であり、以下のように定義される。

$$\log a_{Ti} = \log X_{Ti} + \log \gamma_{Ti}^0 + \epsilon_{Ti-Ti} \cdot X_{Ti} + \epsilon_{Ti-C} X_C + \epsilon_{Ti-Mn} \cdot X_{Mn} + \epsilon_{Ti-j} \cdot X_j \dots\dots\dots (2)$$

$$\log a_C = \log X_C + \log \gamma_C^0 + \epsilon_{C-C} \cdot X_C + \epsilon_{Ti-C} \cdot X_{Ti} + \epsilon_{C-Mn} \cdot X_{Mn} + \epsilon_{C-j} \cdot X_j \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $X_j$  は元素  $j$  の原子分率、 $\gamma_j^0$  は元素  $j$  の標準状態での活量係数、および  $\epsilon_{i-j}$  は元素  $i$  と  $j$  (例えば、Ti と Mn) 間の相互作用係数であり、Table 2<sup>6)</sup> のように与えられる。溶解度積の計算にはこれらすべての相互作用係数を考慮する必要があるが、計算が複雑になるので、ここでは Mn の影響のみを考慮して計算する。これらの値および (4) 式に示す TiC の平衡溶解度積<sup>17)</sup> を用いて計算した 0%、1.0% および 2.0% Mn に対する 900°C での溶解度曲線を Fig. 7 に示す。

$$\log \{Ti\} \{C\} = 10475/T + 5.33 \dots\dots\dots (4)$$

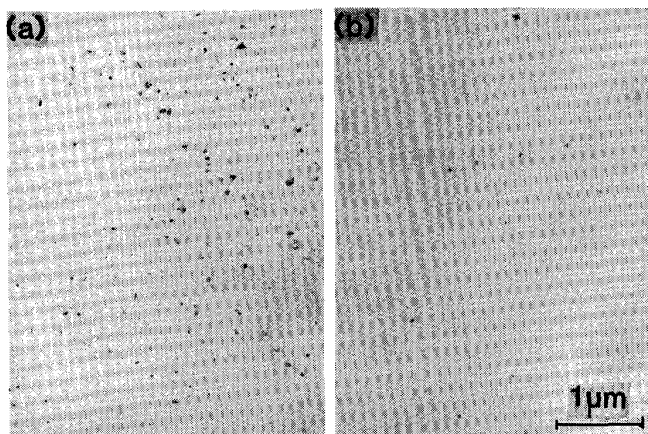
Fig. 7 には Fig. 1 の実験に用いた供試材の Sol. Ti と C の関係を併記した。鋼 T1 では Ti/C (atomic) が 1.0 以下であり、 $\alpha$  相においてさえ C を TiC として完全に固定することができない。また、鋼 T2 では Sol. Ti 量が C に対して化学量論的に当価以上であるので、

徐冷すれば C を TiC として固定可能と推定される。しかしながら、Sol. Ti 量が熱間圧延終了温度の 900°C の  $\gamma$  相の溶解度積以下であるため、 $\gamma$  域での析出が起らず、さらに、析出を促進すると推定される  $\gamma/\alpha$  変態後の溶解度積 (図示していない) に対する Sol. Ti の過飽和度が小さいため、析出が十分進行しないと考えられる。これは Fig. 1 に示した結果から支持される。これに対して、鋼 T3 では熱間圧延後期およびその後の  $\gamma/\alpha$  変態過程において TiC の析出が可能であると推定される。なお、鋼 T3 は C 量が比較的多く、TiC の析出が起りやすい鋼種であると考えられるが、0.004% C の極低 C 鋼の巻取省略材においても鋼 T3 と同等以上の  $\bar{r}$  値が得られたことを追記する。

一方、Mn 量を増加すると TiC の平衡溶解度積の計算値は増大する。計算結果は、本実験に用いた Sol. Ti, C 量の供試材において TiC の析出が抑制されるにはさらに多量の Mn が必要であることを示しており、両者は定量的には一致しない。しかし、平衡溶解度積自体が実験者で異なっていることもあり、定性的な傾向としてみると、Mn 量の増加は熱間圧延過程および  $\gamma/\alpha$  の変態過程での TiC の析出を遅らせることを示している。Fig. 2 に示した巻取省略材の Mn 量の増加に伴う  $\bar{r}$  値の劣化はこの結果と推定される。そこで、確認のため、0.05 および 0.5% Mn 鋼の巻取省略材 (熱延板) について抽出レプリカによる析出物形態観察を行った。本実験材では Photo. 1 に示すような 100 Å 前後の大きさの微細析出物以外に、1~2  $\mu\text{m}$  程度の粗大な析出物が認められ、粗大析出物は EDX 分析および電子線回折の結果、0.05% Mn 鋼では  $\text{Ti}_2\text{S}$ 、0.5% Mn 鋼では  $\text{TiS}$  と同定

された。しかしながら、 $\bar{r}$  値におよぼす影響は不明である。さて、0.05% Mn 鋼では巻取省略材においても、比較的多数の TiC と推定される微細析出物が認められる。この量は巻取材でもほとんど変わらない。これに対して、0.5% Mn 鋼の巻取省略材では微細析出物量が減少している。また、700°C 巻取相当処理過程で析出する TiC 量を電解抽出残渣の化学分析によつて定量した結果、0.05% Mn 鋼で約 30 ppm、0.5% Mn 鋼で約 100 ppm と、Mn 量の増加に伴い TiC 析出量が増加することがわかった。これは 0.05% Mn 鋼では熱間圧延過程および巻取処理までの冷却過程で多くの TiC が析出するのに対して、0.5% Mn 鋼ではその量が減少するため巻取処理過程で析出する TiC 量が増加した結果と推定される。

さらに、巻取省略材の TiC 析出に伴う固溶 C 量の変化を電気抵抗法によつて調査した。巻取省略工程で得た熱延板をただちに冷延したのから電気抵抗測定試験片を採取した。Fig. 8 の  $\Delta\rho$  は液体窒素温度で測定した比抵抗値  $\rho_0$  と、さらに、同一試験片に 250°C × 50 h の時効処理を与え、固溶 C を完全にセメントイトとして析出させた後、再度、液体窒素温度で測定した  $\rho_{250}$  との差 ( $\rho_0 - \rho_{250}$ ) で、固溶 C 量に相当する<sup>18)</sup>。小断面で均一な試験片を得るため冷延板での電気抵抗値を測定しているが、250°C × 50 h 時効処理中の転位の消滅による比抵抗値への寄与は小さく、相対的な比較は可能と考えられる。このため、 $\Delta\rho$  はほぼセメントイトの析出による固溶 C の減少によるものであり、熱間圧延直後の固溶 C 量に相当すると考えた。Fig. 8 に示すように、0.05% Mn 鋼では  $\Delta\rho$  は小さいが、Mn 量の増加に伴い



(a) 0.05%Mn (b) 0.5%Mn

Photo. 1. Typical electron micrographs of Ti (C, N) precipitates in hot-rolled sheets without coiling treatment.

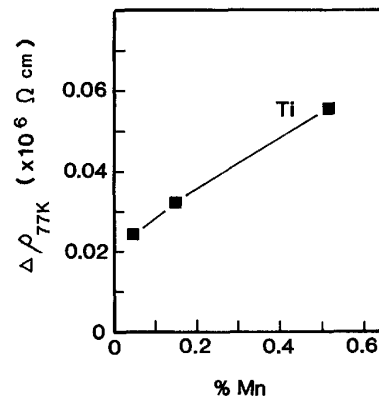
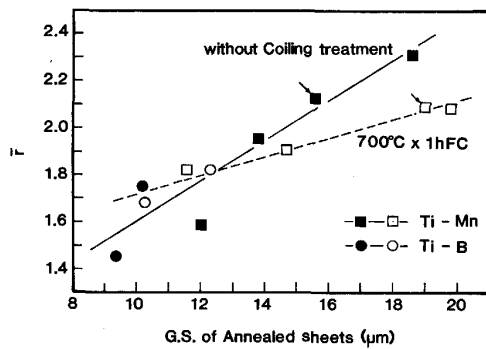


Fig. 8. Change in difference of electrical resistivity measured at 77 K between cold-rolled sheet without coiling treatment and additional tempered sheet for 50 h at 250°C as a function of manganese content.

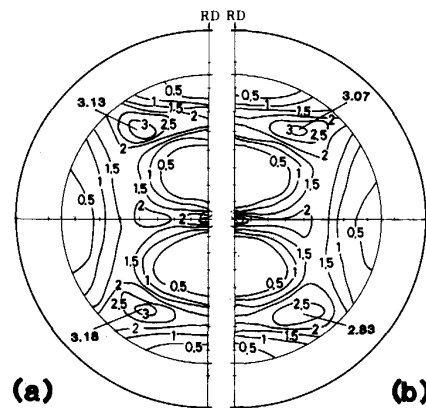


Arrows indicate data concerned with 0.004%C-0.15% Mn-0.09%Sol. Ti steel

Fig. 9. Relationship between  $\bar{r}$  value and grain size of annealed sheets.

$\Delta\rho$  は増加しており, TiC の析出を遅滞させる Mn の効果が確認された。以上のことから明らかなように, Mn 量が 0.15% より少なければ Scavenging 効果による高  $\bar{r}$  値を得るために必要な TiC 析出が熱間圧延過程およびその後の冷却過程でかなり進行している。これによつて巻取相当処理を省略しても良好な  $\bar{r}$  値が得られたと考えられる。しかしながら, 巻取省略材の方が巻取材よりも高い  $\bar{r}$  値を示した理由については説明できない。以下, これについて考える。

Fig. 9 に  $\bar{r}$  値と焼鈍板粒径の関係を示す。焼鈍板粒径が増大すると  $\bar{r}$  値は向上する。ところが, 巻取材と巻取省略材とでは焼鈍板粒径の増大に伴う  $\bar{r}$  値向上の勾配が異なり, 巻取省略材の方が大きい。このため低 Mn 量に起因して粗大な焼鈍板粒径を示す領域では焼鈍板粒径が同一でも, 巻取材に比べて巻取省略材が高い  $\bar{r}$  値を示す。このことは巻取材に比べて巻取省略材の  $\{111\}$  再結晶集合組織が発達していることを示唆している。これに対する因子として本供試材の範囲内では, (1) 固溶 C 量, (2) 微細な TiC 量, (3) 熱延板粒径が挙げられる。固溶 C 量の影響については, 極低碳素 Nb 添加鋼では微量の C を含む時にもつとも優れた深絞り性を示すという報告もある<sup>10)</sup> が, 本実験の 0.05% Mn 鋼では巻取相当処理に伴う TiC 析出量がきわめて少ないため, 固溶 C 量の変化も少ないと推定される。また, TiC 量の効果については統一的な見解が得られていないが, 巻取省略材の方が微細な TiC により悪影響を受けると考えるべきである。以上のことから, 熱延板粒径の効果がもつとも大きいと考えられる。0.05% Mn では巻取処理に伴う熱延板粒径の増大が著しいことはすでに Fig. 4 に記したとおりである。巻取省略材の方が熱延板粒径が微細であるため, Fig. 10 に示したように冷延集合組織



(a) Without coiling treatment (b) 700°C x 1hFC

Fig. 10. (200) pole figures of steel T3 cold-rolled with a reduction of 75%.

における最終冷延安定方位への集積を高め, 回復・再結晶時に Near  $\{111\}$  再結晶集合組織の発達をもたらしたと推定される<sup>19)</sup>。

なお, 逆に考えると, 0.05% の低 Mn 鋼の 700°C 巻取材の  $\bar{r}$  値が巻取省略材に比べて劣るのは巻取温度が高かつたためであるとの懸念が生ずるが, 巻取温度を低下した 600°C 巻取材の  $\bar{r}$  値は 700°C 巻取材とほとんど変わらなかった。

また, 本実験では Si および P 添加の影響についても検討した。紙数の都合で詳細な記述は省略するが, Si 添加によつて向上した良好な  $\bar{r}$  値は巻取相当処理を省略しても得られ, P 添加によりやや劣化した  $\bar{r}$  値は巻取相当処理を省略すると改善される。AKBEN *et al.*<sup>16)</sup> によれば, (3) 式における相互作用係数  $\epsilon_{C-Si}$  および  $\epsilon_{Ti-Si}$  が正であり, Si 添加は Mn とは逆に TiC の析出を促進すると推定される。P 添加についても同様な効果を有すると考えられ, また,  $TiFeP^{20)}$  の析出抑制により巻取省略材において良好な  $\bar{r}$  値が得られたものと推定される。

#### 4.2 B 添加の影響について

極低 C-Ti 添加冷延鋼板の  $\bar{r}$  値は B を複合添加すると劣化するばかりか, 0.05% Mn において巻取省略材の方が良好な  $\bar{r}$  値を示すという効果が得られないことがわかつた。B は極低 C-Ti 添加鋼のような IF 鋼の耐縦割れ性を改善するもつとも有効な元素として<sup>12)</sup> 知られている。しかしながら, 低 C-Al キルド冷延鋼板の  $\bar{r}$  値におよぼす B 添加の影響についてはいくつかの報告があるが, 極低 C-Ti 添加冷延鋼板についてはほとんど見当たらない。したがつて, B 添加の影響についても詳細な考察が必要であるが, 本論文の目的から多少逸脱

するので(詳細な検討は別の報告を待つとして)ここでは簡単に考察する。

Ti-B 複合添加鋼において, 抽出レプリカによる電顕観察結果からも, 電解抽出残渣による化学分析からも, 巻取材および巻取省略材とも B 系の析出物は認められなかった。すなわち Ti-B 複合添加鋼では B は固溶状態で存在する。再結晶温度の上昇も固溶 B の効果によると推定される。このため, 熱延板粒径が粗大化する傾向にあるにもかかわらず, 焼鈍板粒径が微細化しており, B 複合添加は粒成長性を低下すると推定される。なお, B 添加により熱延板粒が粗大化する傾向は 0.15% Mn 鋼で認められた。また, 0.5% Mn 鋼についてはアシキュラーフェライトで, 粒径測定が不能であったが, これは固溶 B による  $\gamma/\alpha$  変態時の核生成頻度の減少による粒粗大化効果<sup>21)</sup>と Mn による焼入性向上効果が重量された結果と考えられる。

さらに, 巻取省略材の抽出レプリカによる電顕観察結果では 1~2  $\mu\text{m}$  の粗大な  $\text{Ti}_2\text{S}$  析出物量は増加しているものの, TiC 系の微細な析出物はほとんど認められなかった。巻取相当処理によつて微細な析出物が認められるようになる。したがつて, B を複合添加すると低 Mn 量でも TiC 析出が遅滞し, 巻取省略材では固溶 C や B が存在する状態で回復・再結晶するとともに再結晶後の粒成長性が小さいために, 良好な  $\bar{r}$  値が得られなかったと推定される。

## 5. 結 言

熱間圧延後, 室温付近まで急冷して, 直ちに酸洗-冷延-連続焼鈍する工程において, 超深絞り用冷延鋼板を得るため, 極低炭素鋼を基本に Ti, Mn, および B 添加の影響を調査し, 以下のような結果を得た。

(1) Sol. Ti/C (atomic) > 1.5 の極低 C-Ti 添加冷延鋼板において, Mn 量を 0.05% にすることにより巻取相当処理を省略した方が高い  $\bar{r}$  値を示し, 熱間圧延後, 酸洗-冷延-連続焼鈍への直結化が可能であることがわかった。

これは Sol. Ti/C (atomic) > 1.5 で, かつ Mn < 0.15% であれば, 通常巻取過程で生じる高  $\bar{r}$  値を得るために必要な TiC 析出が熱間圧延直後のオーステナイト/フェライト変態時に生ずるためと推定される。また, 巻取相当処理を省略することにより熱延板粒径の粗大化を阻止し, 冷延集合組織における最終安定方位への集積

を高めるため, 巻取材の方が高い  $\bar{r}$  値を示すと推定される。

(2) 極低 C-Ti 添加冷延鋼板の  $\bar{r}$  値は B を複合添加すると劣化するばかりか, 0.05% Mn において巻取省略材の方が良好な  $\bar{r}$  値を示すという効果は得られなくなる。これは固溶 B による TiC 析出の遅滞, 再結晶の遅滞および再結晶粒成長性の低下などに起因すると推定される。

最後に, 本論文のまとめに当たり, 熱心な御討議と御助言をいただいた東京大学名誉教授, (株)神戸製鋼所常任顧問, 荒木透博士に深甚なる謝意を表します。

## 文 献

- 1) 竹村洋三, 溝口庄三, 椿原 治, 桑原達郎, 斎藤 実: 製鉄研究 (1982) 310, p. 251
- 2) 鉄と鋼, 72 (1986), A 167~214
- 3) 古谷 巖, 川崎良樹, 河波保雄, 柳楽紀元, 旭岡達司: 鉄と鋼, 73 (1987), S 1037
- 4) 湯浅博康, 中西敏修, 竹野忠吉, 田淵 衛, 山本和明, 小松富夫: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 473
- 5) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTON and C. W. WALTON: Trans. Am. Soc. Met., 46 (1954), p. 1470
- 6) K. TODA, B. KAWASAKI and T. SAIKI: Iron Steel Eng., 50 (1973)10, p. 44
- 7) Iron Steel Int., 53 (1980)6, p. 149
- 8) 戸田健三, 権藤 永, 武智 弘, 阿部光延, 上原規正, 小宮邦彦: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2365
- 9) 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
- 10) 徳永良邦, 山田正人, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 341
- 11) 早川 浩, 古野嘉邦, 柴田政明, 高橋延幸: 鉄と鋼, 69 (1983), S 594
- 12) N. TAKAHASHI, M. SHIBATA, Y. FURUNO, H. HAYAKAWA, K. KAKUTA and K. YAMAMOTO: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr. (1982), p. 133 [AIME, Dallas]
- 13) I. F. HUGHES and E. V. PAGE: Metall. Trans., 2 (1971), p. 2067
- 14) H. ABE: Scand. J. Metall., 13 (1984), p. 226
- 15) S. SATOH, T. OHARA, M. NISHIDA and T. IRIE: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 24 (1984), p. 838
- 16) M. G. AKBEN, T. CHANDRA, P. PLASSIARD and J. J. JONAS: Acta Metall., 32 (1984), p. 591
- 17) K. NARITA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 15 (1975), p. 145
- 18) H. ABE, T. SUZUKI and K. TAKAGI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 21 (1981), p. 160
- 19) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 11 (1971), p. 867
- 20) 福田宣雄, 清水峯男, 高橋延幸: 新日本製鉄(株): 日本鉄鋼協会基礎共同研究会第 7 回再結晶部会提出資料 1973 年 7 月
- 21) M. SUDO and I. TSUKATANI: Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel, ed. by R. PRADHAN (1984), p. 203 [AIME, Detroit]