

© 1990 ISIJ

## 論 文

連続焼鈍による低炭素 Al キルド冷延鋼板  
製造における熱延低温巻取りの検討潮田 浩作\*・小山 一夫\*<sup>2</sup>・高橋 学\*<sup>3</sup>Metallurgical Study to Develop a Production Technique with a Lowered  
Hot-coiling Temperature for Cold-rolled, Deep-drawable Continuous-  
annealed Aluminum Killed Sheet Steels

Kohsaku USHIODA, Kazuo KOYAMA and Manabu TAKAHASHI

## Synopsis :

Metallurgical factors realizing low temperature coiling of hot-rolled bands for producing deep-drawable continuous-annealed Al-killed sheet steels have been investigated in order to improve yield and productivity. The following proposal is given : the control of chemical composition such as i)  $C \leq 0.02\%$ , ii)  $Mn \leq 0.15\%$ , and iii)  $Al \geq 0.05\%$ , and the choice of iv) low slab reheating temperature below  $1150^\circ\text{C}$ . The conditions i) and ii) contribute to the coarsening of cementite particles in hot-rolled bands and to the reduced amount of Mn-C complex during annealing, while the condition iii) contributes to the promotion of AlN precipitation in hot-rolled bands. These are considered to play a significant role in ameliorating  $r$ -value of the final products. Furthermore the condition iv) not only has an effect of improving formability, but also contributes to the prevention of hot-shortness caused by S. The effective mechanisms are discussed concerning the influence of C and Mn contents on the cementite coarsening in hot-rolled bands.

On the basis of the knowledge obtained by the laboratory investigation, a mill test was carried out and it was confirmed that the proposal ensures a high and uniform  $r$ -value through the whole length of a coil employing the low temperature coiling.

**Key words :** low-carbon steel; hot-rolling; coiling; hot-shortness; continuous annealing; formability; cementite; AlN.

## 1. 緒 言

深絞り用冷延鋼板は、自動車の外板などの厳しい加工を受ける用途に使用される。したがって、これらの鋼板には優れた加工性が要求される。低炭素 Al キルド鋼を素材にして、連続焼鈍を用いて深絞り用冷延鋼板を製造する場合、深絞り性と密接に関係する  $r$  値を確保するために、従来から高温巻取り技術が使用されてきた<sup>1)~5)</sup>。この技術の冶金学的意義の骨子は、i) 熱延板に存在するセメンタイトを凝集化させること<sup>1)2)4)6)~9)</sup>、ii) N を AlN として熱延板段階で固定することにある<sup>5)</sup>。これらはともに、焼鈍板の {111} 再結晶集合組織を発達させ、また粒成長性を良好とするため、製品板の加工性が向上する。

しかし、高温巻取り技術には、i) 熱延板のフロント、

テイル部での温度低下にともなう材質劣化に起因する歩留りの低下、ii) 酸洗性の低下にともなう生産効率の阻害、という工業的問題が付随する。

本研究は、このような高温巻取り技術に付随する問題点を解決すると考えられる低温巻取り技術の開発を目的に取り組んだものである。従来の研究においては、TAKAHASHI ら<sup>10)</sup> は、低温巻取りを実現するための一つの考え方として、低炭素 Al キルド鋼に B を添加することを検討した。この方法によれば、低温巻取りを実施しても BN がオーステナイト相中に粗大に析出するので N の固定には効果的であるが、深絞り性がまだ不十分となる欠点があるように思われる。

そこで、本研究では低温巻取りをしても上に述べた高温巻取りの冶金学的な意義が達成できるように、金属学的な検討を加えた。なお、巻取り温度が  $650^\circ\text{C}$  以下と

平成元年 4 月・9 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 1 月 9 日受付 (Received Jan. 9, 1990)

\* 新日本製鉄(株)薄板研究センター 工博 (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)君津技術研究部 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

なると、既に述べた高温巻取りの問題点が解決できることがあらかじめ判明しているため、本研究ではこの温度を低温巻取りの目標とした。

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料

実験に供した試料は、Table 1 に示した低炭素 Al キルド鋼相当の真空溶解鋼である。熱延板のセメンタイトの凝集には、C 量の影響が大きいと予想されるので、C 量を 0.0050 mass% (以下 % と略記) から 0.032% までの 6 水準とした (Table 1 の C1 から C6)。一方、熱延板の AlN の析出への Al 量の影響を検討するため、Al 量を 0.023% から 0.095% まで変化させた試料 (A1 から A4) を用いた。この場合、材質の向上には、N 量は低いほど好ましいと考えられるが、本研究では実用性も考えて N 量を 0.002% 前後で一定とした。さらに、Mn の影響についても検討した。Mn は低炭素鋼中に比較的少量に含まれ、かつ C との相互作用を通して  $r$  値を劣化させると考えられているからである<sup>3)7)~9)</sup>。Mn 量は 0.025% から 0.46% までの 6 水準とした (M1~M6)。この系列の試料における C 量と Al 量は、C1~C6, A1~A4 での検討結果から最適と考えられる値に固定し、Table 1 に示すように C 量は約 0.013%, Al 量は約

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N
C1	0.005	0.011	0.110	0.007	0.0070	0.071	0.0020
C2	0.009	0.015	0.120	0.009	0.0050	0.063	0.0020
C3	0.015	0.015	0.120	0.005	0.0060	0.061	0.0021
C4	0.017	0.014	0.130	0.005	0.0070	0.056	0.0029
C5	0.022	0.014	0.110	0.007	0.0060	0.075	0.0017
C6	0.032	0.013	0.110	0.007	0.0060	0.073	0.0019
A1	0.013	0.013	0.110	0.005	0.0070	0.023	0.0023
A2	0.013	0.013	0.110	0.005	0.0070	0.043	0.0025
A3	0.014	0.013	0.110	0.005	0.0070	0.068	0.0026
A4	0.013	0.014	0.110	0.005	0.0070	0.095	0.0028
M1	0.013	0.011	0.025	0.008	0.0066	0.054	0.0011
M2	0.013	0.009	0.050	0.008	0.0069	0.057	0.0019
M3	0.011	0.010	0.110	0.008	0.0063	0.059	0.0012
M4	0.014	0.009	0.150	0.005	0.0057	0.080	0.0014
M5	0.011	0.009	0.280	0.005	0.0051	0.070	0.0013
M6	0.014	0.010	0.460	0.005	0.0056	0.078	0.0013

0.06% とした。

### 2.2 実験方法

あらかじめ 30 mm 厚とした一次熱延板を再加熱して、Fig. 1 に示す工程で試料を作製した。スラブ加熱温度は 1050°C~1250°C の範囲で変化させた。熱延の仕上温度は 930°C 以上であり、板厚は 4 mm である。その後 20°C/s で冷却し、低温巻取り相当の熱履歴と考えられる 650°C で 1 h の保定とその後の炉冷の処理をおこなった。ただし、M1~M6 の試料についてはいったん室温まで冷却し、再加熱して、上述した巻取り相当処理をおこなった。圧下率が 80% の冷間圧延を施し 0.8 mm 厚としたのち、Fig. 1 に示す連続焼鈍相当の熱処理を二つのソルトバスを用いておこない、続いて 1.5% の圧下率の調質圧延を施した。

熱延板のセメンタイトは、ピクラル溶液で腐食して観察した。AlN の分析には、よう素メタノール法を用いた。また、析出物の観察には、400 kV の分析電顕 (ATEM) を用いた。引張試験には、JIS 5号試験片を用いたが、 $r$  値は JIS 13号B試験片を用いて測定した。

## 3. 実験結果

### 3.1 熱延板におけるセメンタイトの析出状況

Table 1 の C1~C6 の試料を、1050°C に再加熱し熱間圧延し、650°C で巻き取った。熱延板におけるセメンタイトの分布間隔 (粒子間平均距離) と C 量との関係を Fig. 2 に示す。この結果から、低温巻取りした熱延板のセメンタイトは、C 量が 0.02% 以下になると急激に凝集することがわかる。その分布間隔は、たとえば 0.017% C 鋼で 60  $\mu\text{m}$  程度である。現在実用化されている高温巻取り (730°C) した熱延板のセメンタイトの分布間隔は、0.03% C の場合約 70  $\mu\text{m}$  であるので<sup>8)</sup>、上の値はこれと同程度である。

また、セメンタイトは、検討した Al 量の範囲内 (0.023~0.095%) において、Al 量にほとんど無関係に凝集し、またスラブ加熱温度が凝集化に影響しないこと

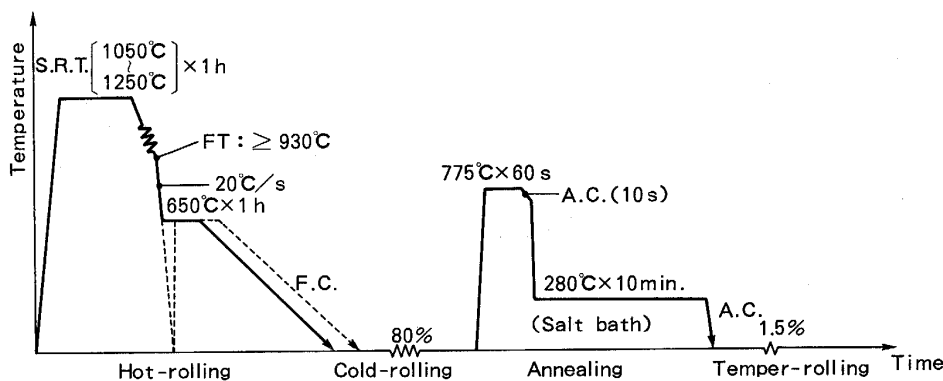
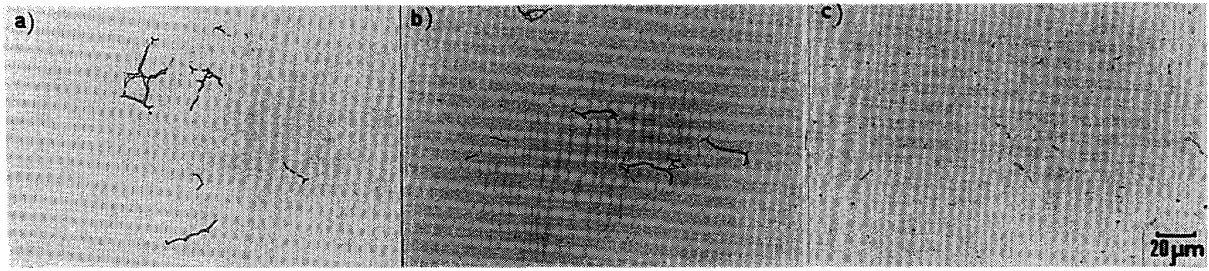


Fig. 1. Diagram showing experimental procedures.



a) : 0.025%Mn b) : 0.11%Mn c) : 0.28%Mn

Photo. 1. Optical micrographs showing the influence of Mn content on cementite coarsening in hot-rolled bands coiled at 650°C (Slab reheating temperature : 1150°C; Steel : M1, M3, M5).

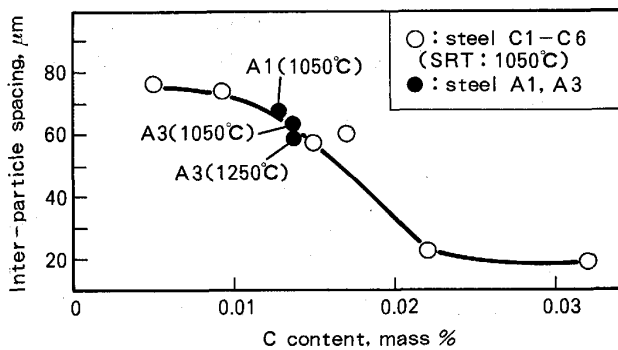


Fig. 2. Changes in inter-particle spacing of cementite with C content in hot-rolled bands coiled at 650°C (Steel: C1 ~ C6). Data showing the influence of Al content and slab reheating temperature are also plotted (Steel: A1 (0.023%Al), A3 (0.068%Al)).

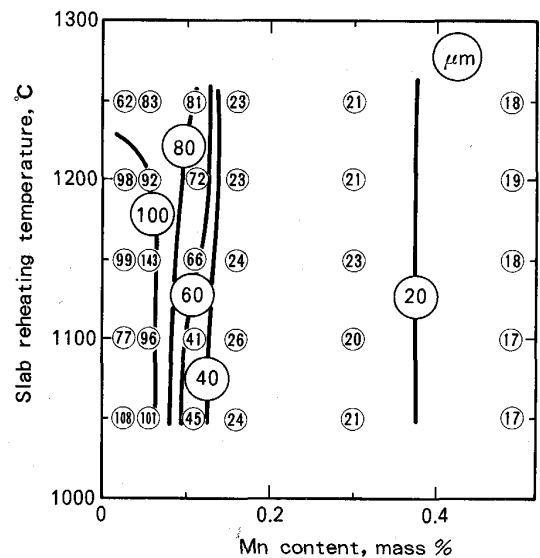


Fig. 3. Influences of Mn content and slab reheating temperature on inter-particle spacing of cementite in hot-rolled bands coiled at 650°C (Steel : M1 ~ M6).

も確認した (Fig. 2).

Mn 量およびスラブ加熱温度がセメンタイトの凝集におよぼす影響を Photo. 1 および Fig. 3 に示す。Mn 量の低下、特に 0.1% 以下に低下させることがセメンタイトの凝集に著しく効果的であり、スラブ加熱温度はほとんど影響しないことがわかる。

### 3.2 熱延板における AlN 析出

Table 1 の試料 A1 ~ A4 を用いて、熱延板における AlN 析出率 (N as AlN/Total N) におよぼす Al 量の影響を調査した。その結果、650°C 巻取りでも Al 量が多い A3 (0.068%), A4 (0.095%) の場合には析出率はそれぞれ約 75%, 85% となった。また、Al 量の低い A1 (0.023%), A2 (0.043%) の場合にはそれぞれ約 30%, 45% にすぎなかった。一方、730°C の高温巻取りをすると、A1 ~ A4 の全試料について 80% 以上の析出率が得られた。したがって、Al 量が 0.05% 以上になると、650°C で巻き取っても AlN の析出は高温巻取りした場合と同等程度にまで促進するものと考えられる。

熱延板にみられた析出物の ATEM による抽出レプリ

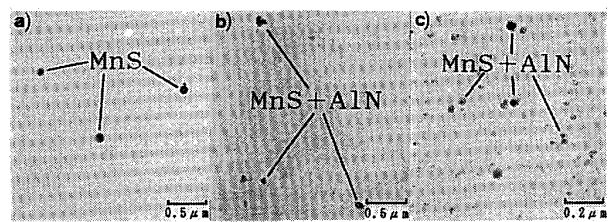
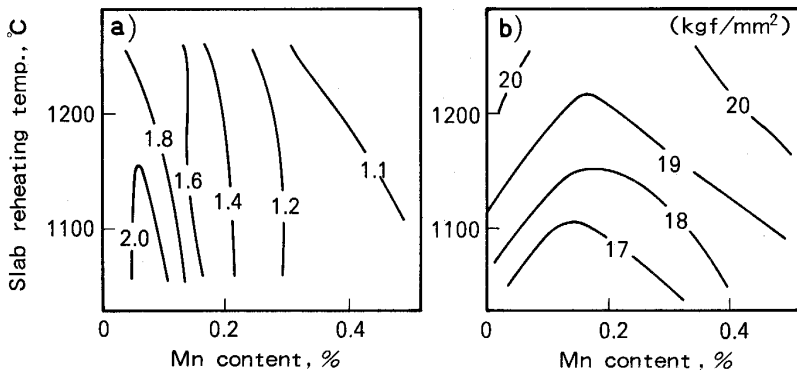


Photo. 2. TEM observation of extraction replica of precipitates in hot-rolled bands coiled at 650°C. Slabs of steel A1 (0.024%Al a)) and steel A3 (0.068%Al b)) in Table 1 were reheated to 1050°C, while slab of steel A3 c)) was reheated to 1250°C.

カ像を Photo. 2 に示す。スラブ加熱温度が 1050°C の場合、試料 A1 にみられる析出物は球状をした単独の MnS であった (Photo. 2 a))。これに対し、試料 A3 にみられる析出物はサイズ・分布間隔とも試料 A1 の場合



a) :  $\bar{r}$  b) : YP  
 Fig. 4. Influences of Mn content and slab reheating temperature on tensile properties of annealed sheets (Coiling temperature : 650°C; Steel : M1~M6).

と同等であるが、角ばっており (Photo. 2 b)), EDX や電子線回折で詳細に検討した結果, MnS と AlN の複合析出物であることが判明した. また, このような複合析出物の観察頻度は, Al 量の増加とともに高まり, Al 量が 0.068% の試料 A3 では, 析出物の約 7 割以上が複合化していた. また, 試料 A3 を 1250°C にスラブ加熱し熱延すると, 微細な析出物が数多く析出した (Photo. 2 c)). これらの析出物もかなりの頻度で MnS と AlN の複合析出物になっていることを確認した.

LESLIE<sup>11)</sup> によれば, Al~A4 の試料における MnS の溶体化温度は共通して 1153°C であり, AlN のそれは試料 A1 で 1002°C, 試料 A3 で 1142°C と計算される. したがって, 試料 A3 を低温加熱 (1050°C) すると, スラブ加熱段階で既に MnS と AlN の複合化が生じるものと考えられる. 一方, 1250°C という高温加熱の場合には, これらはいったん再溶解し, 熱間圧延中に MnS がまず微細に再析出し, その後, AlN が析出するかたちで複合化したものと推定される. 一方, 低 Al 材の場合には, AlN の析出が生じ難く, MnS が単独で析出したものと思われる.

3.3 連続焼鈍板の引張特性

熱延板を低温で巻き取ると, 一般に連続焼鈍板の材質が劣化する. Fig. 4 には Table 1 の試料 M1 から M6 を用いて Fig. 1 に示す工程を経た材料の引張特性値を示す. 熱延板を低温で巻き取っても Mn 量を減少させ, スラブ加熱温度を低下させることにより, 焼鈍板の  $\bar{r}$  値が著しく向上し, また降伏強度も低下する.

3.4 スラブ低温加熱によるエッチ割れの防止

低 Mn 化は, 冷延・焼鈍板の材質特性を著しく向上させるが, 熱延板のエッチ割れを引き起こす問題がある. エッチ割れの発生におよぼす Mn 量, スラブ加熱温度の影響を Fig. 5 に示す. 低 Mn 化に起因する脆化は, スラブ加熱温度を低下することによりかなり防止でき, 例えば 0.1%Mn, 0.007%S の場合, スラブ加熱温度が

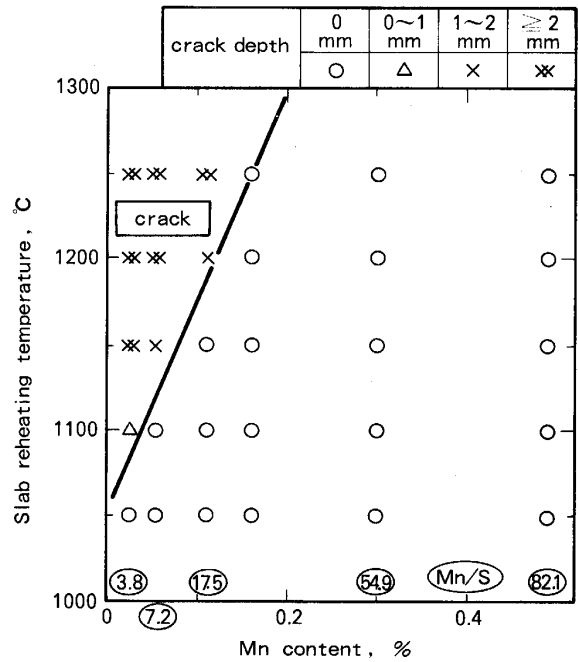


Fig. 5. Influences of Mn content and slab reheating temperature on the hot-shortness in hot-rolled bands (Steel : M1~M6).

1150°C 以下であれば, 問題は生じない.

4. 低温巻取りの実機設備による検討結果

前章で述べた知見に基づいて, 低温巻取りの実機試験をおこなった. まず, Table 2 に示す現場出鋼材を用い同表に示した条件で熱間圧延をおこなった. 巻取り温度は, 650°C であった. 酸洗した熱延板を同表に示す条件で実機の設備を用いて冷延・連続焼鈍・調質圧延した. 工業的に重要な意味をもつ製品のコイル長手方向での  $\bar{r}$  値の変化を, Fig. 6 に示す. 比較のために, 750°C で高温巻取りした従来材 (0.03%C, 0.2%Mn, 0.03%Al) の代表的な分布も同図に示した. 図から, i) 低温巻取りをしても  $\bar{r}$  値は高いレベルにあり, ii)  $\bar{r}$  値のコイル長手方向での分布も著しく均一である, ことがわかる.

Table 2. Chemical composition and production parameters of steels mill-tested.

Chemical composition (mass%)						Hot-rolling (°C)			Cold-rolling	Annealing	Temper-rolling
C	Mn	P	S	Al	N	SRT	FT	CT	Reduction (%)	(°C-s)	Reduction (%)
0.016	0.09	0.004	0.006	0.068	0.0015	1 070	915	650	80	780-60	1.0

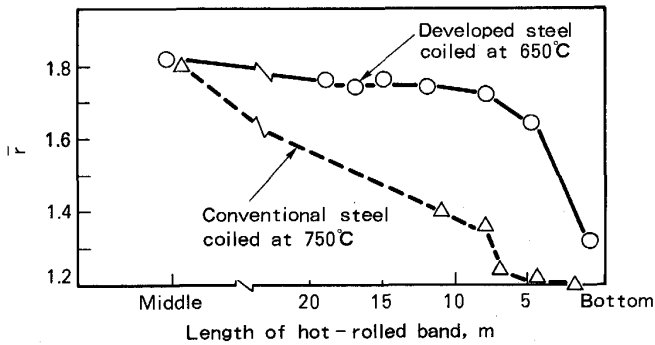


Fig. 6. Through-the-length distribution of  $\bar{r}$ -value of annealed sheets made on a production scale for developed steel coiled at 650°C, in comparison with that resulted from conventional steel with 0.03%C, 0.2%Mn and 0.03%Al coiled at 750°C.

## 5. 考 察

### 5.1 熱延板におけるセメンタイトの凝集機構

#### 5.1.1 C 量の影響

熱延板のセメンタイトは熱延の仕上げから巻取りに至る冷却中およびその後の巻取り中に析出する。ここでは、これらの冷却過程でのセメンタイトの析出および凝集におよぼす C 量の影響について議論する。

実ラインにおける Run out table 上の鋼板の冷却速度は約 20°C/s であるので、このような連続冷却中に生じる変態・析出挙動をまず実験的に調査した。Table 3 に示す 0.012%C (LC) と 0.038%C (MC) の低 Mn の低炭素 Al キルド鋼を供試材とした。いったんオーステナイト域の 930°C に 20 min 保定したのち、20°C/s で冷却し、冷却中の種々の温度から水冷し、組織を光学顕微鏡を用いて観察した。その結果、i) 0.012%C の場合には、いったん全相がフェライト相に変態してから、560°C 付近で結晶粒界にセメンタイトが析出した。これに対し、ii) 0.038%C の場合には、690°C 付近でパーライト変態が開始し、その後の冷却中にそれが成長した。以上の実験結果をベースにして、Fig. 7 に示すような連続冷却変態曲線を模式的に描くことができる。

SETER ら<sup>12)</sup>、下東ら<sup>13)</sup>も指摘しているように、i) C 量が 0.02% 以下の鋼においては、650°C 程度の温度で巻き取っても、巻取り後の徐冷中にはじめてセメンタイトが結晶粒界に析出を開始し、徐冷中に C は十分拡散

Table 3. Chemical composition of steels used (mass%) to observe cementite precipitation behavior.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N
LC	0.012	<0.010	0.07	0.007	0.0081	0.073	0.0024
MC	0.038	<0.010	0.08	0.008	0.0083	0.074	0.0017

できるので、セメンタイトの粗大化が達成されたものと思われる (Fig. 7b)①)。しかし、巻取り温度がさらに低温になると、i) Run out table での冷却中にセメンタイトが粒界に微細に析出したり、ii) 徐冷中の C の拡散が不十分となりセメンタイトが十分成長できず、粒界に点列状にセメンタイトが析出したと考えられる (Fig. 7 b)②)。一方、ii) C 量が 0.02% 超の鋼においては、650°C 以下のような低温で巻き取ると Run out table 上で既にパーライト変態が生じ、これが粒界の三重点に微細に分布することになり、凝集セメンタイトは得られない (Fig. 7 c)②)。しかし、パーライト変態が開始する前に巻取り処理がなされると、高温域で徐冷となるためセメンタイトが凝集粗大化するものと推察される (Fig. 7 c)①)。

#### 5.1.2 Mn 量の影響

低温巻取りした熱延板のセメンタイトは、Mn 量の減少とともに凝集の程度が進行する。ここでは、この理由について考察を加える。対象としている鋼は C 量が 0.02% 以下であるので、セメンタイトは巻取り後の徐冷中に析出すると仮定する。このようなセメンタイトの析出は、フェライト粒界におけるセメンタイトの核生成と成長の過程を経て進行するものとする。

セメンタイトと平衡する C の固溶限は、析出温度と深く関係するので、Mn がこれに及ぼす影響をおよぼすかは、最も重要となる。これに関しては、種々の報告があるが、Mn はほとんど影響しないという最近の報告<sup>14)15)</sup>もあるので、本研究ではセメンタイトが析出する温度は Mn 量によって、変化しないと仮定した。

セメンタイトの核生成場所は、フェライト相の結晶粒界であるので、a) 結晶粒径や、b) 結晶粒界上の MnS などの析出物<sup>16)</sup>の密度が Mn 量によっていかなる変化をするかが、核生成からみた重要な要因となる。熱延板の結晶粒径は、検討した試料 M1~M6 で Mn 量によって有意な差はなく、20~25 μm であった。したがって、

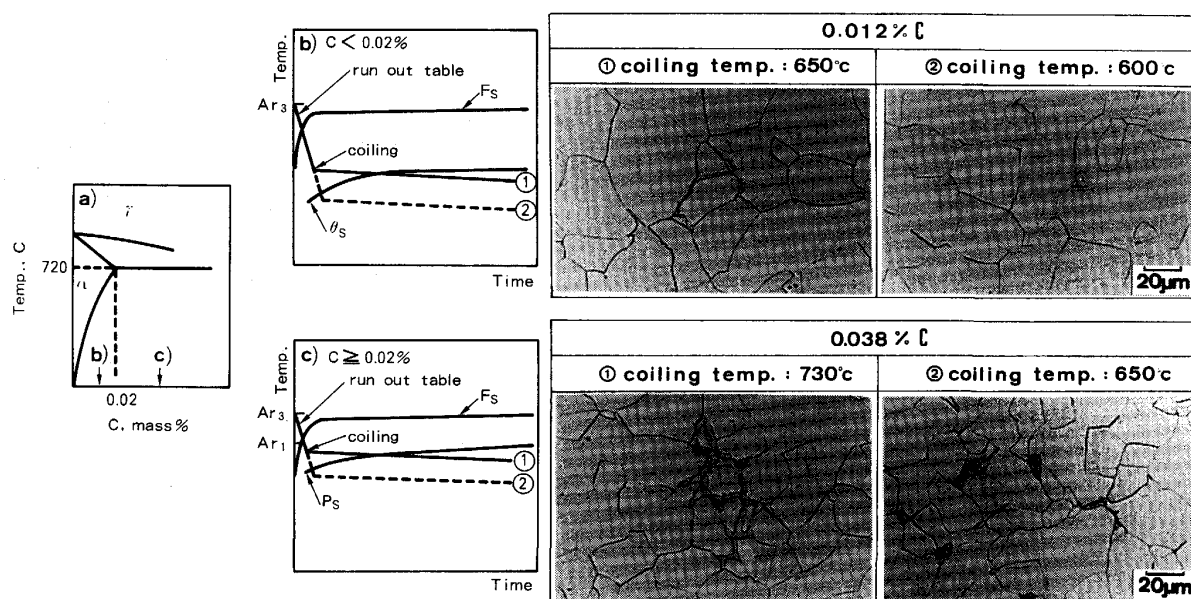
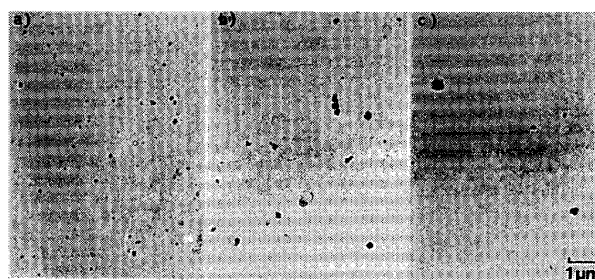


Fig. 7. Schematic illustration of CCT curves for two low carbon steels showing the influences of C content and coiling temperature on cementite coarsening.

上記 a) を変動要因と考える必要ない。Photo. 3 に、熱延板の析出物の分布状況におよぼす Mn 量の影響を示す。スラブ加熱温度は 1100°C である。析出物の分布密度が、Mn 量の低下とともに増加していることがわかる。もし、結晶粒界上の析出物がセメンタイトの優先核生成場所となるならば、Mn 量が低いほどセメンタイトは粒界に微細に析出すると予想される。しかし Photo. 1 に示した実験結果は、これと異なる。したがって、要因 b) が働いたとは考えにくい。これは、別途確認したスラブ加熱温度の上昇とともに析出物密度が増加するにもかかわらず、3・1 で述べたようにセメンタイトの凝集度がスラブ加熱温度によらず変化しないことから、支持される結論である。

次にセメンタイトの成長速度におよぼす Mn 量の影響について論ずる。これに関する要因は、a) フェライト相中の C の拡散速度におよぼす Mn 量の影響、b) フェライト/セメンタイト間の Mn の分配に起因する界面移動速度におよぼす Mn 量の影響、に大別される。まず、上記 a) について論ずるが、これに関しては詳しい実験的検討例はないと思われる。西沢<sup>17)</sup> は、オーステナイト相中の C の拡散におよぼす第 3 元素 (M) の影響を、C の移動度に M 原子の影響がないと仮定して熱力学的に検討している。ここでは、その考え方を、フェライト相中の C の拡散に展開して論ずる。M 原子が存在すると、C の拡散係数  $D_C^M$  は

$$D_C^M = D_C \left( 1 - \frac{W_{MC}}{RT} \cdot X_M \cdot X_C \right) \dots \dots \dots (1)$$



a) : 0.05%Mn b) : 0.11%Mn c) : 0.28%Mn  
Photo. 3. TEM observation of extraction replica showing the influence of Mn content on precipitates in hot-rolled bands coiled at 650°C (Slab reheating temperature : 1100°C; Steel : M2, M3, M5).

で表される。ここで、 $D_C$  は Fe-C2 元合金における C の拡散係数、 $W_{MC}$  は M 原子と C 原子との相互作用パラメーター、 $X_M$ 、 $X_C$  はおのおの M 原子、C 原子の原子分率である。

上に述べた (1) 式に、いま検討している代表的な鋼組成の C 量 (0.02%) と Mn 量 (0.3%) を代入し、さらに  $W_{MC}$  として  $0.26 \text{ eV}^{18)}$ 、 $T$  として  $650^\circ\text{C}$  を代入すると、 $D_C^M$  は  $D_C$  とほとんど同じ値になることがわかる。したがって、上に述べた a) の要因は除外して差し支えない。

次に b) の要因について検討する。Fig. 8 に示した EPMA によるセメンタイトの線分析結果から、Mn を 0.28% 含有する鋼 (試料 M5) においては  $650^\circ\text{C}$  で巻き取った熱延板のセメンタイトに、Mn が濃縮していた。

このような事実は、これ以外に数多くのセメンタイトについても確認された。EPMA では半定量的な評価しかおこなえないが、0.28%Mn 材の熱延板のセメンタイトに濃縮した Mn 量は、約 1%であった。HILLERT ら<sup>19)</sup>によれば、分配係数は 650°C で約 15 であるので、熱平衡状態では Mn が 4.5% までセメンタイトに濃縮し得るこ

とになる。フェライト/セメンタイト間の Mn の分配は、界面の移動速度を遅くする可能性がある。本研究では、界面の移動速度を以下のように評価する。対象とする鋼は、Fig. 9 に示す等温組成断面図 (650°C) の鋼 A と B である。鋼 A は 0%Mn、鋼 B は 0.3%Mn であり、おのおの共通に 20 ppm の C の過飽和量をもってセメンタイトが成長すると考える。成長するセメンタイトとフェライトの界面で平衡条件が成立し (局所平衡)、成長がフェライトマトリックス中の原子の拡散に支配されると仮定すると、Fe-C-Mn 3 元系でのセメンタイトの 1 次元パラボリック成長速度は以下の式で計算され<sup>20)</sup>、Tie line は一般的にバルクの組成を通らない (Fig. 9 の線 CD)。

$$\frac{(\bar{C} - C^{\alpha\theta})}{(C^{\theta} - C^{\alpha\theta})} = H \{D_C\} - [B \cdot D_{CM} / (D_C / D_M)] \cdot [H \{D_M\} - H \{D_C\}] \dots (2)$$

$$\frac{(\bar{M} - M^{\alpha\theta})}{(M^{\theta} - M^{\alpha\theta})} = H \{D_M\} \dots (3)$$

$$H \{D\} = \sqrt{\pi / (4D)} \cdot v \cdot [1 - \text{erf} \{-v / \sqrt{4D}\}] \cdot \exp \{v^2 / (4D)\} \dots (4)$$

$$B = (M^{\alpha\theta} - M^{\theta}) / (C^{\alpha\theta} - C^{\theta}) \dots (5)$$

ここで、 $C, M$  はそれぞれ C, Mn の濃度を示し、添え字  $\alpha\theta$  は  $\alpha$  中の界面濃度を、また  $\bar{C}, \bar{M}$  はバルクの平均濃度、 $C^{\theta}, M^{\theta}$  は  $\theta$  中の濃度を示す。 $D_C, D_M$  はそれぞれ  $\alpha$  中の C と Mn の体拡散係数で、 $D_{CM}$  は Mn の濃度勾配に起因する C の体拡散係数である。Impingement が無いと仮定した場合の 650°C での 1 次元パラボリック成長速度  $v$  は、Mn を含まない A 鋼について式中で  $B=0$  とすることで計算ができ  $v = 3.8 \times 10^{-7} \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1/2}$  が得られ、B 鋼については  $v = 4.1 \times 10^{-8} \text{ cm} \cdot \text{s}^{-1/2}$  が得られた。このような界面の移動速度の絶対値自身は、C, Mn の体拡散を用いているので実際より遅

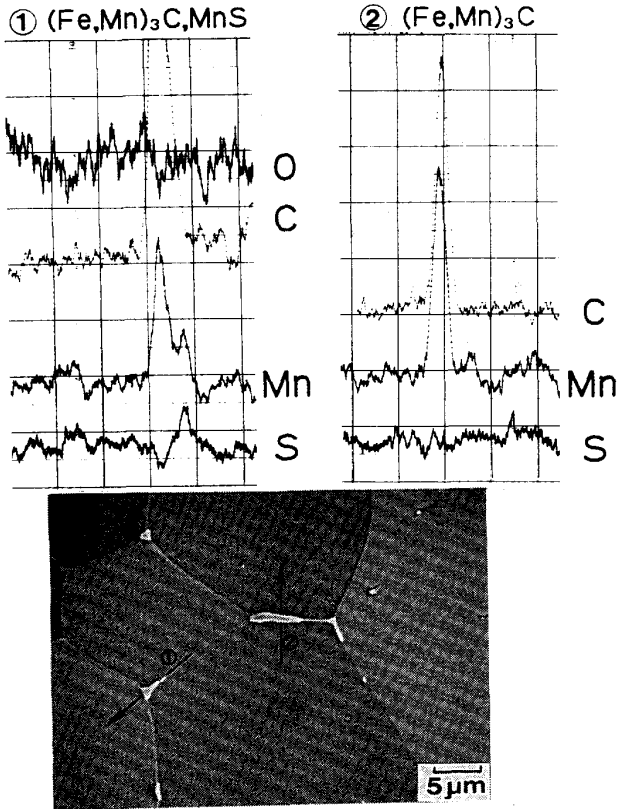


Fig. 8. EPMA analyses showing enrichment of Mn in cementite in a hot-rolled band coiled at 650°C (Steel: M5).

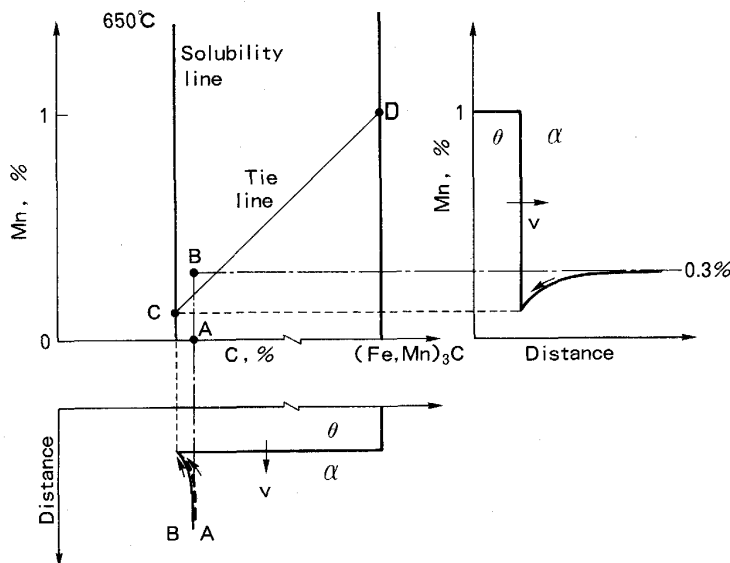


Fig. 9. Schematic illustration of isothermal compositional section for discussion of the influence of Mn on the growth rate of cementite.

いが、相対的な比較をする場合には差し支えないと考えられると、界面の移動速度が 0.3% の Mn が存在することにより約 1 桁遅くなる可能性のあることが判明した。したがって、Mn を含む鋼の場合には、徐冷中にセメンタイトの析出が始まっても、成長速度が遅いため粗大化しにくく、結果的にはセメンタイトが数多く分散したものと考えられる。

### 5.2 焼鈍板 $\bar{r}$ 値の支配要因

低炭素 Al キルド鋼の熱延板を低温 (650°C) で巻き取っても、 $C \leq 0.02\%$  および  $Mn \leq 0.15\%$  のように化学組成を調整することにより、熱延板のセメンタイトが凝集する知見を得た。これは、i) 再結晶時にランダム方位を有する再結晶粒の核生成頻度が低下すること<sup>4)6)8)</sup>、ii) 焼鈍中に再固溶する C 量が減少し<sup>1)2)8)</sup>、かつ Mn 量を低減しているため Mn-C 複合体<sup>7)~9)</sup> の濃度が低下することを意味し、これらはともに  $\{111\}$  再結晶集合組織の増加に寄与したものである<sup>1)~4)6)~9)</sup>。

さらに、 $Al \geq 0.05\%$  とすることにより、熱延板段階で大部分の N を  $AlN$  として固定することができ、焼鈍中に析出する微細な  $AlN$  が減少するので、焼鈍時のフェライトの粒成長が良好<sup>5)</sup> となったものと推察される。また、粒成長性は、スラブ加熱温度を低下させ熱延板の析出物をできるだけ粗大化させることにより、いっそう進行したものと考えられる。一般に粒成長は、 $\{111\}$  再結晶集合組織の増加をとまなうので、これらはすべて深絞り性の向上に寄与したものである。

### 5.3 スラブ低温加熱による熱間脆性の防止効果

スラブ加熱温度を低下することにより、熱延板の耳割れが防止できた。耳割れ発生状況を SEM で観察したところ、オーステナイト粒界の液膜脆化であることが推定された。このような脆化は、以下の理由によって生じたものと考えた。すなわち、Mn 量が低下しすぎたり、スラブ加熱温度が高温になると、 $MnS$  として固定され得ない S が増加する。一般に S は、粒界に偏析しやすく、オーステナイト粒界では S 濃度が著しく高くなる。S が多量に固溶した溶鋼は、988°C で共晶反応を生じることを考慮に入れると、それ以上の温度のオーステナイト粒界には液膜の存在すること<sup>21)</sup> が予想され、これが熱間脆化の原因と推定した。

## 6. 結 言

低炭素 Al キルド鋼を素材にして連続焼鈍で深絞り用冷延鋼板を製造する場合、650°C という低温で熱延板を巻き取っても、i) C 量を 0.02% 以下、ii) Mn 量を 0.15% 以下、iii) Al 量を 0.05% 以上に成分調整し、か

つ iv) スラブ加熱温度を 1150°C 以下にすることにより、熱延板のセメンタイトが凝集し、かつ  $AlN$  の析出が促進するので冷延・焼鈍板の加工性が改善できるものと思われる。また、iv) は低 Mn 化に起因する熱延板耳割れ防止にも効果的である。

以上の知見に基づき、低温巻取り化の実機試験をおこなった結果、 $\bar{r}$  値は高いレベルに確保され、かつコイル長手方向での  $\bar{r}$  値もきわめて均一な高歩留りの製品が得られることがわかった。

最後に、本研究を遂行するに当たり御指導賜った新日本製鉄(株)参与 武智 弘博士、薄板研究センター所長 加藤 弘博士、主幹研究員 秋末 治博士に感謝するとともに、貴重な御意見をいただいた名古屋製鉄所の下東 昭浩氏にお礼を申し上げる。

## 文 献

- 1) 久保寺治郎, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 846
- 2) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA and O. NOZOE: *Tex. Cryst. Solids*, **3** (1978), p. 53
- 3) K. TODA, H. GONDOH, H. TAKECHI, M. ABE, N. UEHARA and K. KOMIYA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **15** (1975), p. 305
- 4) M. MATSUO, H. HAYAKAWA and S. HAYAMI: *Proceedings of Int. Conf. of Textures and Materials*, ed. by G. GOTTSTEIN and K. LÜCKE (1978), p. 275 [Springer-Verlag]
- 5) P. MOULD: *Proc. Conf. on Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr., AIME, Dallas (1982), p. 3
- 6) 稲垣裕輔: 鉄と鋼, **72** (1986), S1345
- 7) W. B. HUTCHINSON and K. USHIODA: *Scand. J. Metall.*, **13** (1984), p. 269
- 8) K. USHIODA, W. B. HUTCHINSON, J. AGREN and U. v. SCHLIPPENBACH: *Mater. Sci. Technol.*, **2** (1986), p. 807
- 9) 大沢紘一, 鈴木輝夫, 松藤和雄, 栗原 極: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1728
- 10) N. TAKAHASHI, M. SHIBATA, Y. FURUNO, H. HAYAKAWA, K. KAKUTA and K. YAMAMOTO: *Proc. Conf. on Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*, ed. by B. L. BRAMFITT and P. L. MANGONON, Jr., AIME, Dallas (1982), p. 133
- 11) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WALTON: *Trans. Am. Soc. Met.*, **46** (1954), p. 1470
- 12) B. SETER, U. BERGSTROM and W. B. HUTCHINSON: *Scand. J. Metall.*, **13** (1984), p. 214
- 13) 下東昭浩, 山田正人, 水山弥一郎, 山崎一正: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 820
- 14) 斎藤 肇, 潮田浩作: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2045
- 15) 宋 亦王, 木原諄二, 潮田浩作: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2051
- 16) 下東昭浩, 山田正人, 水山弥一郎, 山崎一正: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 821
- 17) 西沢泰二: 日本金属学会会報, **12** (1973), p. 401
- 18) 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
- 19) M. HILLERT, T. WADA and H. WADA: *J. Iron Steel Inst.*, **205** (1967), p. 539
- 20) D. E. COATES: *Metall. Trans.*, **13** (1972), p. 1203
- 21) 大谷博司, 西沢泰二: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 152