

連続焼鈍缶用鋼板の 熱延板固溶N量に及ぼすAl量の効果

丸岡 邦明*・河野 彪*²

Effect of Al Content on the Amount of Solute N in Hot Rolled Coils for the Continuous Annealed Tinplate

Kuniaki MARUOKA and Tsuyoshi KAWANO

Synopsis : Aiming at studying the possibility to keep the solute N in hot rolled sheets low enough by the addition of high Al content instead of by low temperature slab reheating for the production of soft temper tinplate by continuous annealing from low C Al-killed steel, the effect of total Al and total N on the amount of solute N in hot rolled sheets was experimentally investigated. Main results were :

It is possible to keep the solute N in hot rolled sheets low enough by high Al content instead of by low temperature slab reheating. For example, in the case of 40ppm of acid-soluble N and 1250°C of slab reheating temperature, Al content larger than about 0.162% can keep the solute N less than 15ppm.

The smaller the amount of total N is, the smaller the amount of solute N in hot rolled sheets.

A certain quantity of N would precipitate as AlN after the extraction from the reheating furnace till the end of the coil cooling during the hot rolling process, even if at the lowest coiling temperature. According to the laboratory experiment, its quantity was about 5 to 15ppm in the case of the steel with acid-soluble N=about 40ppm and with the coiling treatment at 600°C and none.

The reason why high content of Al keeps the solute N low is considered that it increases the amount of N as AlN during slab reheating.

The possibility is suggested to estimate the amount of total Al necessary to produce soft temper tinplate by continuous annealing for the given acid-soluble N and slab reheating temperature.

Key words : low carbon steel ; cold rolled product ; tinplate ; continuous annealing ; nitrogen ; aluminum ; aluminum nitride ; solute nitrogen ; hardness.

1. 緒言

軟質缶用鋼板(調質度T-1ないしT-3)を連続焼鈍法で製造するための一貫冶金技術の研究が進んだ結果、日本国内においては、軟質缶用鋼板が工業的に連続焼鈍法で製造されることも珍しいことではなくなった¹⁾。それらの一貫冶金技術は、極低炭素鋼(必要に応じてTi, Nbなどの炭窒化物形成元素が添加されたもの)を基本とするもの²⁾と、低炭素Alキルド鋼(真空脱ガス処理を必要としないもの)を基本とするもの^{3,4)}とに、大きく分けることができる。

前者は、軟質で加工性、耐時効性に非常に優れた製品が得られる反面、(1)清浄度管理に高度の技術を要する、(2)真空脱ガス処理に伴うコスト高、(3)従来と全く成分系が異なるため、需要家の理解を得る必要がある、などの問題を持つ。

後者は、清浄度に優れ、耐蝕性・食品衛生面でも安心し

て使用できる缶用鋼板を低コストで製造できる反面、(1)加工性、耐時効性に限界があり、調質度T-1で耐ストレッチャ・ストレイン性の要求される用途には対応できない、(2)成分から調質圧延に至るまで一貫製造条件を厳しく制御する必要がある、などの問題を持つ。

そのように厳しく制御しなければならない重要な工程のひとつに熱間圧延がある。久々湊らは、低炭素Alキルド鋼を用いて軟質缶用鋼板を製造するには、固溶Nを十分低減することが重要であることを明らかにした⁵⁾。著者らは、さらに詳細な研究の結果、低減すべき固溶Nとは熱延板の固溶Nであり、調質圧延後、および塗装乾燥のためのベーキング相当処理後の硬さは、スラブ再加熱温度にかかわらず、いずれも熱延板の固溶N量で整理することができること、ベーキング相当処理後の調質度T-1級(HR30-T=49±3)を得るには、熱延板の固溶Nの目標値は、5 ppm単位に丸めると約15ppm以下であることを明らかにした^{5,6)}。そのためには、

平成8年3月6日受付 平成8年7月15日受理 (Received on Mar. 6, 1996; Accepted on July 15, 1996)

* 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Sintomi Futtsu 293)

* 2 (株)日鐵テクノリサーチ (Nippon Steel Techno Research)

(1)スラブ再加熱温度を1050°C程度まで下げる⁶⁾, (2)巻取り温度を700°C以上に上げる⁷⁾, (3)Total Nを15ppm以下程度にまで下げておく^{5,8)}, のいずれかが満足されていなければならない。

一般にスラブの再加熱温度が低いほど、熱間圧延の仕上げ温度は低下するが、通常、仕上げ温度はAr₃変態点以上が必要とされるので、上記のようなスラブの低温再加熱は、熱損失の十分小さい一部の熱間圧延工場でのみ実施可能である。また、他の鋼種をも圧延しなければならない連続熱間圧延工場の作業効率からも、スラブ加熱温度の制約は望ましいとは言えない。次に巻取り温度を上げることは、炭化物の塊状化をまねき、耐蝕性やフランジ加工性を劣化させる問題がある⁹⁾。次にTotal Nの低減は、製鋼工程に負担をかけるので、素材がもはや「安価な低炭素Alキルド鋼」でなくなってしまう問題がある。

そこで本研究では、Al量を増加させることによって、Total N量を15ppm程度未満としたり、上記のようなスラブの低温再加熱を行わなくても、熱延板固溶N量を十分低減できるか否かを検討するために、熱延板固溶N量に及ぼすTotal Al量およびTotal N量の影響を実験的に検討した。

2. 熱延板固溶N量に及ぼすTotal Al量の影響

2.1 Total Al量の実験方法

300kg真空溶解炉でAl量の異なる6種類の低炭素Alキルド鋼の供試材を溶製し、鑄造した。Table 1は、その溶鋼の化学成分の実績を検査するために行われた分析結果を示す。ここでのNの分析方法は、不活性ガス搬送融解熱伝導法によった。これらの供試材は、Table 2に示される条件に従って、さらに実験室で熱間圧延、酸洗、巻取り相当熱処理を施した後、化学分析に供した。

本研究は、熱間圧延コイルの最も温度の低い部位、すなわちAINの最も析出しにくい部位でも熱延板固溶Nを十分低減できる技術の開発を目的とするので、650~700°Cで巻取られたコイルの最も温度の低いコイル外側および幅方向端

部の温度が経験的に600°C前後とされることから、巻取り相当熱処理温度は600°Cに決定した。

巻取り相当熱処理後の試料に湿式化学分析を施すことにより、酸可溶NおよびAINの量を測定した。介在物などの形で存在する酸非可溶Nが無視できない場合には、凝固後のAINの析出や溶解に関与するNはTotal Nではなく、酸可溶Nであるので、ここでは酸可溶Nを測定した。また、以後の議論も、Total Nではなく、酸可溶Nについて行う。AINの分析法は臭素・メタノール法によった。固溶N量は、酸可溶N量からAINとして存在するN(以下N as AIN)量を減じることにより求めた。

2.2 Total Al量の実験結果

Fig. 1は、上記のようにして測定された熱延板固溶Nに及ぼすスラブ再加熱温度およびAl量の影響を示す。スラブ再加熱温度が1150°Cの場合、固溶NはAlの増加とともにほぼ直線的に低下し、Al=0.16%前後以上でほぼ0となる。スラブ再加熱温度が1200°C、1250°Cの場合は、1150°Cの結果を再加熱温度の差に応じて高Al側へシフトさせた傾向を示す。

このことから、Al量を増加させることによって、スラブの低温再加熱を行わなくても、熱延板固溶N量を十分低減す

Table 2. Experimental process and conditions.

Vacuum melting	300kg Vacuum furnace Cast into 6 ingots.
Hot rolling	Reheating temperature: 1150, 1200, 1250°C (1423, 1473, 1523K) Reheating soaking time: 60min(3600s) Finishing temperature: 893-919°C(1166-1192K) mean=906.1°C(1179.1K) Finishing thickness: 2.0mm
Heat treatment for coiling	600°C-60min(873K-3600s) Furnace cooled
Analysis of N and AlN	N: acid-soluble N, by wet chemical analysis N as AlN: by wet chemical analysis Solute N: defined as [N] - [N as AlN]

Table 1. Chemical composition of sample ingots for the laboratory experiment on Al. (mass%)

Name	C	Si	Mn	P	S	Al	N
RE-1	0.042	0.017	0.25	0.016	0.015	0.052	0.0036
RE-2	0.041	0.017	0.25	0.016	0.015	0.096	0.0054
RE-3	0.042	0.016	0.25	0.016	0.015	0.127	0.0039
RE-4	0.041	0.016	0.25	0.016	0.015	0.159	0.0046
RE-5	0.042	0.016	0.25	0.016	0.015	0.193	0.0042
RE-6	0.042	0.016	0.25	0.016	0.015	0.278	0.0038

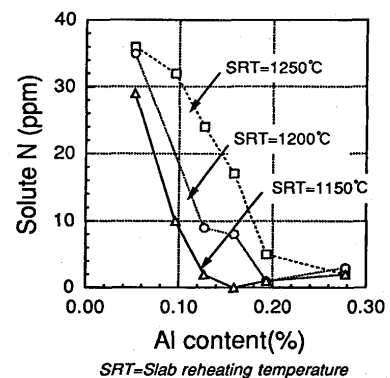


Fig. 1. Effect of slab reheating temperature and Al content on solute N in hot rolled sheets.

ることは可能であることがわかる。例えば、本実験に用いられたTotal N量が約40ppmの試料についても、スラブ再加熱温度が1250°Cの場合は、Al量が約0.162%以上であれば、固溶Nは15ppm以下に抑えられる。

3. 熱延板固溶N量に及ぼす酸可溶N量の影響

3・1 酸可溶N量の実験方法

300kg真空溶解炉でN量の異なる6種類の低炭素Alキルド鋼の供試材を溶製し、鑄造した。Table 3は、その溶鋼の化学成分の実績を検査するために行われた分析結果を示す。ここでのNの分析方法も、不活性ガス搬送融解熱伝導法による。これらの供試材は、Table 4に示される条件に従って、さらに実験室で熱間圧延、酸洗、巻取り相当熱処理を施した後、化学分析に供した。分析方法は前の実験と同様である。

3・2 酸可溶N量の実験結果

Fig. 2は、熱延板固溶Nに及ぼす酸可溶N量および巻取り相当熱処理温度の影響を示す。酸可溶N量が多いほど、および巻取り相当熱処理温度が低いほど、固溶Nは多い。特に相当熱処理温度が650°C以下の場合、固溶N量は酸可溶N量にほぼ比例する。Fig. 2において、酸可溶N量がTable 3のN量と異なる値を示す試料が一部に見られるが、これは分析方法の違いや酸非可溶Nの存在などによるものと思われる。

このことから、熱延板固溶Nを低減するには、酸可溶N量の小さい方が望ましいことがわかる。

Table 3. Chemical composition of sample ingots for the laboratory experiment on N. (mass%)

Name	C	Si	Mn	P	S	Al	N
RF-1	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0012
RF-2	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0026
RF-3	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0035
RF-4	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0070
RF-5	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0148
RF-6	0.043	0.019	0.24	0.015	0.016	0.054	0.0195

Table 4. Experimental process and conditions.

Vacuum melting	300kg Vacuum furnace Cast into 6 ingots.
Hot rolling	Reheating temperature: 1250°C(1523K) Reheating soaking time: 60min(3600s) Finishing temperature: 951-985°C(1224-1258K) Finishing thickness: 3.0mm Air cooled after finishing
Heat treatment for coiling	Temperature: none, 650, 700, 750°C (923, 973, 1023K) Holding time: 60min(3600s)

Fig. 3は、N as AlN量に及ぼす酸可溶N量および巻取り相当熱処理温度の影響を示す。酸可溶N量が多いほど、および巻取り相当熱処理温度が高いほど、N as AlN量は多い。酸可溶N量が50ppm以下の範囲、すなわち軟質缶用鋼板に用いられる実用的鋼の酸可溶N量の範囲においては、巻取り相当処理温度700°Cと750°Cとの差は見られない。また、巻取り相当処理を行っていない試料においても有意量のAlNの析出が見られることは興味深い。たとえば、酸可溶N=約40ppmの鋼であれば、巻取り温度がいくら低くても、約10ppmのNはAlNとして析出するものと推定される。

4. 考察

4・1 高Alによる固溶N低減の機構

連続鑄造後の冷却過程におけるAlNの析出については、多くの研究がある¹⁰⁻¹⁷⁾。オーステナイト域での析出はフェライト域のそれに比べて速度論的にきわめて遅い¹⁰⁻¹³⁾。しかし、オーステナイト域の中では低温ほど析出が速く^{10,12,13,15)}、またSが存在すると、MnSを核としてAlNが複合析出するため、Sが多いほど析出は相対的に速くなる¹¹⁾。フェライト域でのAlNの等温析出挙動は、オーステナイト単相域のそれよりはるかに短時間側(数分で50%以上析出)に寄ったC曲線

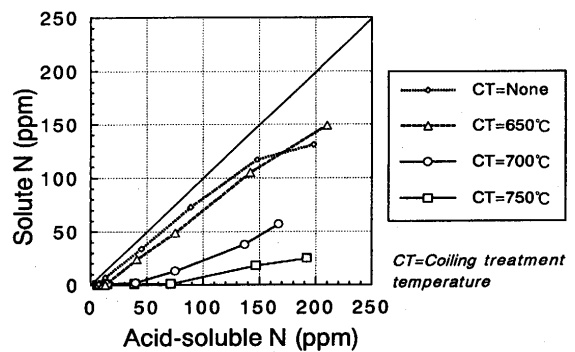


Fig. 2. Effect of coiling temperature and acid-soluble N on solute N.

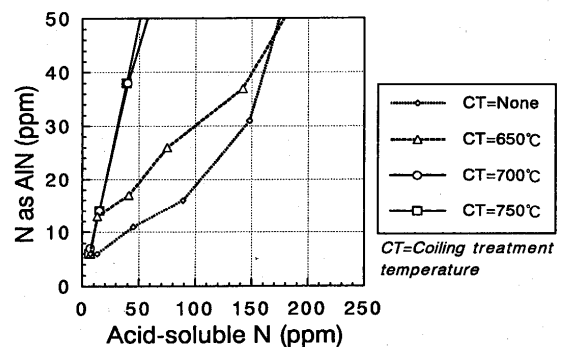


Fig. 3. Effect of coiling temperature and acid-soluble N on AlN precipitation.

を示す¹⁸⁾が、これはオーステナイト単相域のC曲線とは異なって、フェライト中の析出と $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態との効果が重なった結果と言われている¹⁹⁾。フェライト単相域では、温度が低いほど析出は遅く、550°C以下ではほとんど無視し得る²⁰⁾。したがって、熱間圧延前のスラブ中のNは、量的には大部分がAINとして析出し、そのAINの量や形態が熱間圧延前の熱履歴によって多少変化しているものと考えられる。

これらのAINの全部または一部は、熱間圧延の加熱中に再溶解する。その再溶解の速度は、Al量、N量、加熱温度、およびAINの初期寸法に依存する^{21,22)}、Mayrhoferによれば、AINの初期寸法が大きく、加熱温度が1105°Cと低いという再溶解速度の遅い場合でさえ、Al量にかかわらず約10 min(600s)以内に、AINはその加熱温度の平衡固溶量まで再溶解する¹⁸⁾。また、中澤ら²²⁾は、溶融状態から冷却されることによって一旦析出したAINの再溶解における溶解量と溶体化温度との関係は、Leslieら²³⁾が求めた「Aparent solubility product」の式とよく一致すると報告している。

したがって、低炭素Alキルド鋼のスラブ中のAlとNとは、スラブが加熱炉から抽出される時には加熱温度における平衡状態に達しており、AIN、固溶Nおよび固溶Alに分配され、それらの量はLeslieらの式で記述できると考えられる。

このうち固溶Nと固溶Alの一部(または全部)は、加熱炉抽出から仕上げ圧延機の最終スタンド通過までのオーステナイト温度域、およびラン・アウト・テーブル突入から巻取り後のコイル冷却終了までのフェライト温度域で、再びAINとして析出する。こうしてコイルが室温に到達した後に最終的に残った固溶Nが熱延板固溶Nにほかならない。したがって、熱間圧延コイルにおけるNの存在形態は、次式のように3つに分けられる。

$$\text{acid-soluble N} = N_A + N_B + N_C$$

ここで、

$$N_A = N \text{ as AIN (スラブ段階で存在したAIN)}$$

$$N_B = N \text{ as AIN (加熱炉抽出から巻取り後のコイル冷却終了までに析出したAIN)}$$

$$N_C = \text{固溶N}$$

前述のようにTotal Alの増加に伴って熱延板固溶Nが減少する機構としては、論理的に、

- (1) N_A が増加する。
- (2) N_B が増加する。
- (3) N_A, N_B の両方が増加する。

の3通りが考えられる。実際にはこのうちのどれが起こっているのだろうか。

Leslieら²³⁾によれば、オーステナイト中のAINの溶解度積は次式で与えられる。

$$\log[Al][N] = -6770/T + 1.033 \quad \dots\dots\dots (1)$$

また、簡単な化学量論などから次の関係が求められる。

$$[Al] + \text{AlasAIN} = \text{Total Al} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$[N] + \text{NasAIN} = \text{acid-soluble N} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\text{AlasAIN} / \text{NasAIN} = 27/14 \quad \dots\dots\dots (4)$$

正確のために、Total Alとしては溶鋼分析値(Table 1)を、酸可溶NとしてはAINの分析に用いられた試料の酸可溶N分析値をそれぞれ用いて、上記の連立方程式を解くと、Table 5が得られる。この表は、Leslieの溶解度積から評価された再加熱中の固溶N量に及ぼすTotal Al量および再加熱温度の影響を表している。なお、Table 5に示される酸可溶N量がTable 1に示される溶鋼のN量と異なる値を示す試料が一部にあるのは、分析方法の違いや酸非可溶Nの存在などによるものと思われる。

Table 5において、Al量の増加とともに再加熱中の固溶N量の計算値が減少するのは、 N_A (スラブ段階で存在したN as AIN)が増加することを表している。

Fig. 4は、Table 5における再加熱温度1200°Cの計算結果を、本研究の実験結果(Fig. 1の再加熱温度1200°Cのデータ、巻取り相当熱処理温度は600°C)と比較して示したものである。もし、上記 N_B (加熱炉抽出から巻取り後のコイル冷却終了までに析出したN as AIN)の寄与が無視できるならば、

Table 5. Estimated solute N during slab reheating soaking from Leslie's solubility product.

Total Al	[Estimated solute N]/[analyzed acid-soluble N], in ppm		
	Slab reheating temperature		
	1150°C (1425K)	1200°C (1475K)	1250°C (1525K)
0.052%	37 / 40	41 / 41	49 / 49
0.096%	20 / 38	Casting failure	41 / 45
0.127%	15 / 38	22 / 37	31 / 43
0.159%	12 / 36	18 / 37	25 / 39
0.193%	10 / 36	14 / 34	20 / 37
0.278%	7 / 36	10 / 37	14 / 39

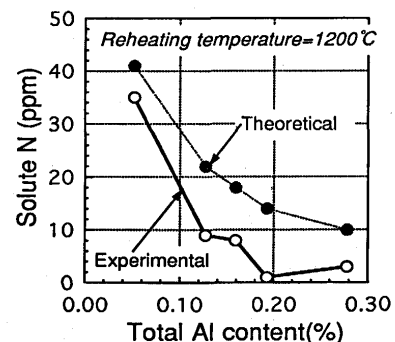


Fig. 4. Comparison of experimental and theoretical values of solute N in hot rolled sheets.

両者は一致するはずである。Fig. 4において、計算結果と実験結果とは、いずれもAl量とともに減少し、 N_A がAl量とともに増加することを表している。しかし、両者の間にはずれ(N_B に相当)が存在し、その量は5~15ppm、平均すると約10ppm程度である。

スラブ再加熱温度が1150°Cおよび1250°Cについても同様の結果が得られた。

以上のことから、Total Alの増加に伴って熱延板固溶Nが減少する機構としては、Total Alと N_B との関係は5~15ppmの範囲にあり、主として N_A が増加することによるものと考えられる。

N_B (加熱炉抽出から巻取り後のコイル冷却終了までに析出したN as AlN)の寄与が、5~15ppm程度であることは、Fig. 3において、酸可溶N=約40ppmの鋼であれば、巻取り温度がいくら低くても、約10ppmのNはAlNとして析出していると推定されたことと符合し、興味深い。過飽和固溶体からの等温析出においては、550°C以下でのAlNの析出は無視できるとされているので²⁰⁾、この現象は、熱間圧延においては、古典的均一核生成²⁴⁻²⁶⁾以外にも、転位²⁷⁾や過剰空孔²⁸⁾などを析出サイトとして短時間で析出するAlNが存在することを示唆しているのではないかと思われる。

4・2 高Alの工業的意義

本研究の知見を応用すると、与えられた酸可溶N量とスラブ再加熱温度とに対して、軟質缶用鋼板を連続焼鈍法で製造するのに必要なTotal Al量を計算できる可能性が示唆される。

前述のように、軟質缶用鋼板を低炭素Alキルド鋼から連続焼鈍法で製造するには、熱延板固溶Nを15ppm以下に制御することが重要である^{5,6)}。酸可溶N=約40ppmの場合、前述のように、巻取り温度がいくら低くても、約10ppmのNはAlNとして熱間圧延工程中に析出する。したがって、熱延板における酸可溶N(Total量40ppm)は存在形態別に次のように分配される。

N_A (スラブ段階で存在したN as AlN) ≥ 15 ppm

N_B (その後の冷却過程で析出したN as AlN) = 10ppm

N_C (固溶N) ≤ 15 ppm

スラブ再加熱段階で固溶するN量は $N_B + N_C$ であるので、 $N_B + N_C$ の値とスラブ再加熱温度を(1)式に代入すると、再加熱中の固溶Al量が求められる。また、 N_A の値を(4)式に代入すると、再加熱中のAl as AlNの量が求められる。さらにこれらを(2)式に代入することによって、Total Alの所要量が計算される。

Fig. 5は、このようにして計算されたTotal Alの所要量とスラブ再加熱温度の関係(“Theoretical”の曲線)を示したものである。同図には、Fig. 1の実験データから読み取られた固溶N=15ppmに対応するAl量が、比較のために示されている(“Experimental”の点)。両者はよく一致している。したがって、この図の“Theoretical”の曲線より上の領域にお

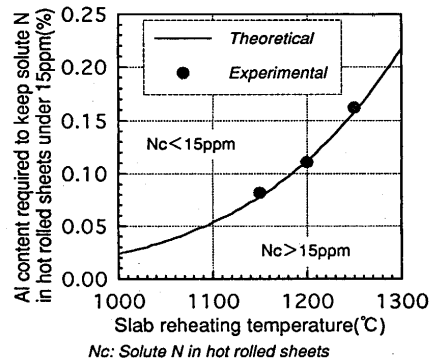


Fig. 5. Al content required to keep solute N in hot rolled sheets under 15ppm.

いては、巻取り温度にかかわらず熱延板固溶Nが15ppm以下に制御されることになる。

ただし、 N_B のうち、加熱炉抽出から仕上げ圧延機の最終スタンド通過までのオーステナイト温度域で析出するN as AlNの量は、フェライト温度域で析出する量に比べて大きくはないが、0ではない。その量は、上述のように種々の因子に依存する¹⁰⁻¹⁷⁾ので、成分、熱延パススケジュール、搬送テーブル上の移動時間など多くの操業条件に依存すると考えられる。また、ラン・アウト・テーブル突入から巻取り後のコイル冷却終了までのフェライト温度域で析出するN as AlNは、量的に無視できず重要である。これについても多くの研究があって、下村らはPがAlNの析出を促進すると報告し²⁹⁾、Englら⁷⁾、潮田ら³⁰⁻³²⁾、および松津ら³³⁾はAlがAlNの析出を促進するとしている。C量は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を通してAlNの析出に大きい影響を及ぼす^{10,19)}。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態で導入されるらせん転位が析出サイトとなるという報告もある³⁴⁾。したがって、ラン・アウト・テーブル突入から巻取り後のコイル冷却終了までのフェライト温度域で析出するN as AlN量は、成分、仕上げ圧延後段のパススケジュール、仕上げ温度、冷却開始のタイミングおよび温度、ラン・アウト・テーブルの冷却パターン、巻取り後の局所的冷却速度など多くの操業因子に依存すると考えられる。

したがって、与えられた酸可溶N量とスラブ再加熱温度とに対して、軟質缶用鋼板を連続焼鈍法で製造するのに必要なTotal Al量を予測することを実用化するには、今後さらに詳細な研究が必要である。

前述の熱間圧延コイルにおけるNの存在形態のうち、 N_A のスラブ段階で存在したN as AlNの量が小さい場合には、巻取り温度を上げて N_B の加熱炉抽出から巻取り後のコイル冷却終了までに析出するN as AlNの量を増加させる必要がある。しかし、 N_A がTotal Al量、酸可溶N量およびスラブ温度から平衡論的に決まるのに対し、 N_B は上述のように操業条件に大きく依存する。特に、巻取られた後の熱延コイルの局所的冷却速度は、長手方向の先端部・尾部および幅方向の両端部において大きく、その差は巻取り温度が高い

ほど大きい。したがって、高温巻取りによって N_B の量を増すことは、コイル内に熱延板固溶N量のばらつきを生じ、長手方向の先端部・尾部および幅方向の両端部が中心部に比べて硬質となる問題がある。

逆に、Fig. 5の“Theoretical”の曲線より上の領域を用いて N_A のスラブ段階で存在したAINの量を十分確保することは、コイルの全長、全幅にわたって均質な硬さが得られる効果がある。

5. 結論

軟質缶用鋼板を低炭素Alキルド鋼から連続焼鈍法で製造するにあたり、Al量を増加させることによって、スラブの低温再加熱を行わなくても、熱延板固溶N量を十分低減できるか否かを検討するために、熱延板固溶N量に及ぼすTotal Al量および酸可溶N量の影響を実験的に検討した。その結果次のことがわかった。

(1) Al量を増加させることによって、酸可溶N量を15ppm程度未満としたり、スラブの低温再加熱を行わなくても、熱延板固溶N量を十分低減することは可能である。例えば、酸可溶N量が約40ppm、スラブ再加熱温度が1250°Cの場合は、Al量が約0.162%以上であれば、固溶Nは15ppm以下に抑えられる。

(2) 熱延板固溶Nを低減するには、酸可溶N量の小さい方が望ましい。

(3) 巻取り温度が低くても、加熱炉抽出から巻取り後のコイル冷却終了までの間に析出するAINが存在する。その量は、実験室における酸可溶N=約40ppmの鋼(巻取り相当熱処理なし、および600°C)の場合、約5~15ppmであった。

(4) Al量の増加が熱延板固溶N量を低減させる理由は、主としてスラブ再加熱中のN as AINが増加することによると考えられる。

(5) 与えられた酸可溶N量とスラブ再加熱温度に対して、軟質缶用鋼板を連続焼鈍法で製造するのに必要なTotal Al量を計算することができる可能性がある。

文 献

- 1) K.Maruoka, Y.Yamashita, K.Date, N.Nagira and M.Ishigaki: *Steel Times International*, (1992) May, 48.
- 2) 久々湊英雄, 加藤寿勝, 西川 廣, 白石昌司, 下山雄二, 藤長千香子: *川崎製鉄技報*, **23** (1991), 308.
- 3) 久々湊英雄, 泉山禎男, 角南秀夫, 柳島章也, 中里嘉夫, 小原隆史: *川崎製鉄技報*, **14** (1982), 466.
- 4) 浅村 峻, 高橋延幸, 植松伸夫, 塩田光重, 岩本 勉: *製鉄研究*, **319** (1985), 52.
- 5) H.Takechi: *Developments in the Annealing of Sheet Steels*, Proc. International Symposium on Continuous Annealing, The TMS Ferrous Metallurgy Committee, ed. by R.Pradhan and I.Gupta, The Minerals Metals and Materials Society, Warrendale, Pa, USA (1991), 3.
- 6) 丸岡邦明, 河野 彪, 佐柳志郎: *鉄と鋼*, **82** (1996), 760.
- 7) B.Engl and E.J.Drewes: Proc. Symposium on Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel, ed. by R. Pradhan, The Metallurgical Society of A.I.M.E., Warrendale, Pa., USA (1984), 123.
- 8) 水井直光, 岡本篤樹: *住友金属*, **41** (1989), 493.
- 9) T.Obara, K.Sakata, K.Osawa, M.Nishida and T.Irie: Proc. Symposium on Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel, ed. by R.Pradhan, The Metallurgical Society of A.I.M.E., Warrendale, Pa., USA (1984), 363.
- 10) 松元 孝, 山田利郎: *鉄と鋼*, **73** (1987), S1424.
- 11) 潮田浩作, 鈴木洋夫, 小松 肇, 江坂一彬: *日本金属学会誌*, **59** (1995), 373.
- 12) 佐柳志郎, 松村義一, 尾上泰光, 加藤 弘: *鉄と鋼*, **68** (1982), S357.
- 13) 松村義一, 佐柳志郎, 尾上泰光, 加藤 弘: *鉄と鋼*, **74** (1988), 1470.
- 14) F.Vodopivec: *J.Iron Steel Inst.*, **211** (1973), 664.
- 15) 札幌和彦, 秋末 治: *鉄と鋼*, **66** (1980), S362.
- 16) T.Gladman and F.B.Pickering: *J.Iron Steel Inst.*, **205** (1967), 653.
- 17) N.E.Hannerz: *Met.Sci.J.*, **2** (1968), 148.
- 18) M.Mayrhofer: *Berg.Huttenmann.Monatsh.*, **120** (1975), 312.
- 19) T.Ichiyama, M.Koizumi, I.Yoshida, K.Watanabe and S.Nishiumi: *Trans.Iron Steel Inst.Japan*, **10** (1970), 429.
- 20) P.Konig, W.Scholz and H.Ulmer: *Arch.Eisenhüttenwes.*, **32** (1961), 541.
- 21) K.Born and W.Koch: *St.u.E.*, **72** (1952), 1268.
- 22) 中澤 吉, 秋末 治, 札幌和彦, 織田昌彦: *鉄と鋼*, **74** (1988), 1509.
- 23) W.C.Leslie, R.L.Rickett, C.L.Dotson and C.S.Walton: *Trans. A.S.M.*, **46** (1954), 1470.
- 24) M.Volmer and A.Weber: *Z.Physik.Chem.*, **119** (1925), 277.
- 25) R.Becker and W.Doring: *Ann.Phys.*, **24** (1935), 719.
- 26) G.Borelius: *Ann.Phys.*, **28** (1937), 507.
- 27) 赤松 聡, 松村義一, 瀬沼武秀, 矢田 浩, 石川信二: *鉄と鋼*, **75** (1989), 933.
- 28) F.G.Arieta and C.M.Sellers: *Proceedings Int.Symposium on Low-Carbon Steels for the 90's*, ed. by R.Asfahant and G. Tither, The Minerals, Metals and Materials Society, Warrendale, Pa., USA (1993), 101.
- 29) 下村隆良, 小野 賢, 大沢紘一, 松藤和雄: *鉄と鋼*, **68** (1982), 1228.
- 30) 潮田浩作, 小山一夫, 高橋 学: *鉄と鋼*, **76** (1990), 1536.
- 31) 潮田浩作, 田中 晃, 小山一夫: *材料とプロセス*, **2** (1989), 822.
- 32) K.Ushioda, K.Koyama and M.Takahashi: *ISIJ International*, **30** (1990), 764.
- 33) 松津伸彦, 小山一夫, 上原規正, 潮田浩作, 山田輝昭: *材料とプロセス*, **3** (1990), 788.
- 34) 菅 洋三: 私信