

© 1987 ISIJ

極低炭素冷延鋼板の材質特性におよぼす Nb, Ti 複合添加の効果

論文

徳永 良邦*・山田 正人*²・伊藤亀太郎*³

Effect of Combined Addition of Nb and Ti on the Mechanical Properties of Extra Low Carbon Steel Sheets

Yoshikuni TOKUNAGA, Masato YAMADA and Kametaro ITO

Synopsis:

Effect of combined addition of Nb and Ti on the mechanical properties of interstitial free (IF) steel sheets was studied comparing with Nb-bearing IF steel (Nb-IF) and Ti-bearing IF steel (Ti-IF).

With the addition of Ti equivalent to nitrogen content together with Nb, mechanical properties are very much improved compared to Nb-IF, especially when steels are coiled at normal temperature or at the coil-end when coiled at high temperature. This is attributed to the formation of large cubic TiN precipitates. On the other hand, fine AlN precipitates is formed in Nb-IF.

If the content of Ti exceeds the amount equivalent to form TiN, excess Ti forms fine TiC precipitates, and the yield stress tends to increase, while r -value does not decrease so much compared to the above-mentioned case.

If the Ti is added more than amount equivalent to nitrogen and carbon content, the behavior of mechanical properties tends to become nearly the same as that of Ti-IF. This is attributable to the increase of the size of TiC precipitates.

1. 緒 言

極めて優れた深絞り性と非時効性の鋼板を得るには、極低炭素鋼に Ti^{1)~3)}、Nb⁴⁾⁵⁾ 等の炭窒化物形成元素を添加した、いわゆる Interstitial Free Steel (IF 鋼) が適している⁶⁾ことは箱焼鈍法によつてすべての薄板を製造していた時代から知られている。この種の鋼板は、箱焼鈍法の時代には特殊な超深絞り用途のみに使われてきたが、連続焼鈍によつても良好な深絞り性が得られる^{7)~10)}ことがわかつてから注目を集めてきた。

極低炭素鋼の材質挙動に及ぼす Ti, Nb の影響はそれぞれ異なるものがあり、これらの元素の単独添加は目的品質によつておのおの長所短所を有する。

Ti 添加極低炭素鋼板 (以下、Ti-IF 鋼と記す) は C と N の和に対して当量 (原子数比が 1 となる関係を以下、当量と称す) を十分に越える Ti 量の添加が必要である¹¹⁾が、十分の Ti を添加すれば巻取温度等の制限もなく安定した材質を得ることができる。

一方、Nb 添加極低炭素鋼板 (Nb-IF 鋼) は、C 量を下げることと Nb 添加量を適正にすることが重要である¹⁰⁾¹²⁾。C 量が 30 ppm 近くになると、C 量に対する当量またはそれ以下の Nb の添加によつても高い r 値を得ることができる¹⁰⁾。しかし、C 量が高くなると r 値が低下したり硬質化して伸び率が低下する。適正な C, Nb 量を選んでも再結晶温度を下げて材質の向上を図るためには、熱延加熱温度を特別に下げない限りは高温巻取りが必要である¹⁰⁾。

すなわち、このことは、工業的製造においては熱延コイルの内周部、外周部は冷却速度が速いために十分な材質が得難いことを意味している。コイル全長に渡つて高い材質水準を得るには、巻取後にコイルを保熱炉に入れてコイル内・外周部の冷却を遅くする必要がある。

機械的特性の他に鋼板に要請される特性としては、用途によつて化成処理性、溶融亜鉛めつき適性等が要求される。Ti-IF 鋼と Nb-IF 鋼では溶融亜鉛めつき適性に差異がある¹³⁾。Ti-IF 鋼は通常の溶 Al 量 (約 0.15%)

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 4 月 30 日受付 (Received Apr. 30, 1986)

* 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp., 5-3 Tokai-cho Takai 476)

*² 新日本製鉄(株)人事部 (Personnel Division, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)厚板・条鋼センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of the steels used (wt%).

Steel	C (ppm)	Si	Mn	P	S	sol. Al	N (ppm)	Nb	Ti
Ti-IF	10 ~50	0.01	0.10 ~0.20	0.003 ~0.015	0.002 ~0.010	0.020 ~0.050	10 ~60	—	0.004 ~0.076
Nb-IF	15 ~50	0.01	0.10 ~0.20	0.003 ~0.015	0.002 ~0.010	0.020 ~0.050	10 ~60	0.007 ~0.042	—
Nb·Ti-IF	10 ~67	0.01	0.10 ~0.20	0.003 ~0.015	0.002 ~0.010	0.020 ~0.050	10 ~60	0.005 ~0.039	0.004 ~0.050

の亜鉛めつきでは Γ 相が生成しやすく加工時のめつき層の密着性が劣る。一方、Nb-IF 鋼では、低溶 Al 量のめつきに対しても Γ 相が生成する傾向は弱いので、良好な密着性が得られる。

著者ら¹⁴⁾は、Nb と Ti の複合添加により、Ti-IF 鋼と Nb-IF 鋼のそれぞれの特長を兼ね備えた鋼板が得られるとの知見を得た。本報告では、特に Nb と Ti の複合添加による材質挙動の変化について Nb 添加鋼、Ti 添加鋼と比較して述べる。

2. 実験方法

供試鋼として、多数の真空溶製した小型鋼塊から製造したものを主体に使用した。その化学組成の範囲を Table 1 に示す。50 kg の溶鋼を3分割して特定の成分だけを3水準に変えて製造した鋼塊が多い。

鋼塊は、あらかじめ予備の熱間圧延によつて 30 mm 厚の鋼片にした。それを 1250°C の炉中で 1 h 加熱した後、3パスの圧延によつて 4.5 mm 厚の熱延板にした。3パス目の仕上圧延温度は 910°C 以上であり、圧延後直ちに約 15°C/s の冷却速度で所定の温度まで散水冷却した。ついでその温度に加熱した炉中に入れて 2 h 保持した後炉冷した。この 600°C と 720°C の炉中に保持する処理は、工場製造時に熱延後のコイルの巻取処理をシミュレートする目的で行つたものである。工業的な製造では、高温巻取りをしてもコイル内・外周部の材質は冷却速度が速いためにコイル中心部の材質には及ばず、通常温度で巻取つた材質に近いものになる。本報告ではこの観点から 600°C の保持処理材の材質も調べている。(以後、「巻取処理」と記す。図中には、例えば 600°C (CT) と記す。)

熱延板は、4 mm に研削した後、0.8 mm 厚まで冷間圧延をして連続焼鈍を施した。加熱速度は約 10°C/s であり、850°C で 30 s の加熱をした後 100°C/s の冷却速度で室温まで冷却し、0.8% のスキンプス圧延を施してから機械的性質を求めた。

成分系による炭窒化物の存在状態の相違を調べるため

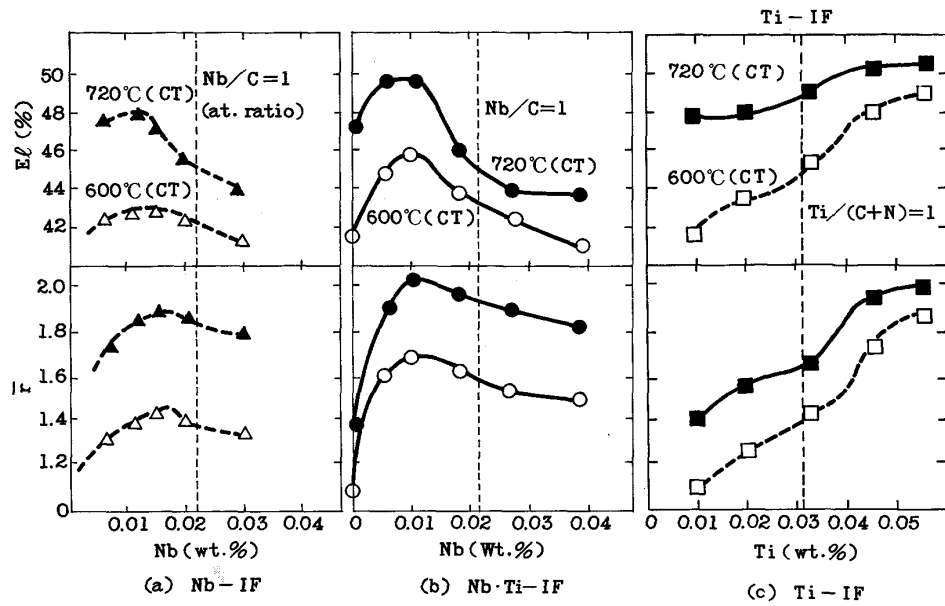
に、焼鈍板及び熱延板の析出物の抽出レプリカ観察、電子線回折、及び状態分析を行つた。試料のエッチング液には、しゅう酸と過酸化水素の水溶液¹⁵⁾を用いた。電子顕微鏡は日本電子(株)製 JEM200CX 型であり、加速電圧 200 kV で観察した。また、集合組織を観察するために、焼鈍板の板厚中心部に対し X 線反射法により (200) 極点図を求めた。

3. 実験結果

3.1 Nb と Ti の複合添加効果

Fig. 1 は、C=25~30 ppm, N量が約 30 ppm (26~35 ppm) の Nb 系の極低炭素鋼 (図中に“Nb”と表示) と、更に N 量に対して約当量の Ti 量 (約 0.01%) を添加した Nb·0.01% Ti 系極低炭素鋼について、Nb 添加量による材質挙動を巻取処理温度 600°C と 720°C について示したものである。Fig. 1 (C) は、Ti 添加鋼の Ti 量と材質の関係を上記の 2 水準の巻取処理温度で調べたものである。Nb 添加鋼と Nb·Ti 添加鋼の材質挙動は、たがいに似通つた挙動をする。巻取処理温度によらず、 r 値、伸び率共に Nb の添加によつて向上し、Nb=0.01~0.015% で最大値になつた後、それ以上の Nb 量では漸減する。材質水準は、いずれの巻取処理温度でも Nb·Ti 系の方が Nb 系よりも良好であり、特に 600°C 巻取処理の場合にはその差が顕著である。Nb 添加鋼と Nb·Ti 添加鋼の材質の違いについては、材質に影響の大きい N 量の要因も考慮して後で更に検討する。

Ti 添加鋼では、Ti 添加量が多くなるほど材質特性は向上する。特に、Ti を (C+N) の当量以上に添加したときの r 値の向上が著しい。その意味で、Ti 添加鋼の Ti 量に対する挙動は、前記の Nb 添加鋼、Nb·Ti 複合添加鋼での Nb 量と材質の関係とは異なる。巻取処理温度による材質差も Ti 添加量が多くなると、前記の 2 鋼種のそれと比較してかなり小さくなる。また、通常巻取処理温度の 600°C の場合の材質は、Ti 添加量が多くなると前記の 2 鋼種のそれと比較してかなり優れた水準になる。



C: 25~30 ppm N: 26~35 ppm

Fig. 1. Effect of alloying elements on the mechanical properties of Nb-IF, Nb-Ti-IF and Ti-IF steel.

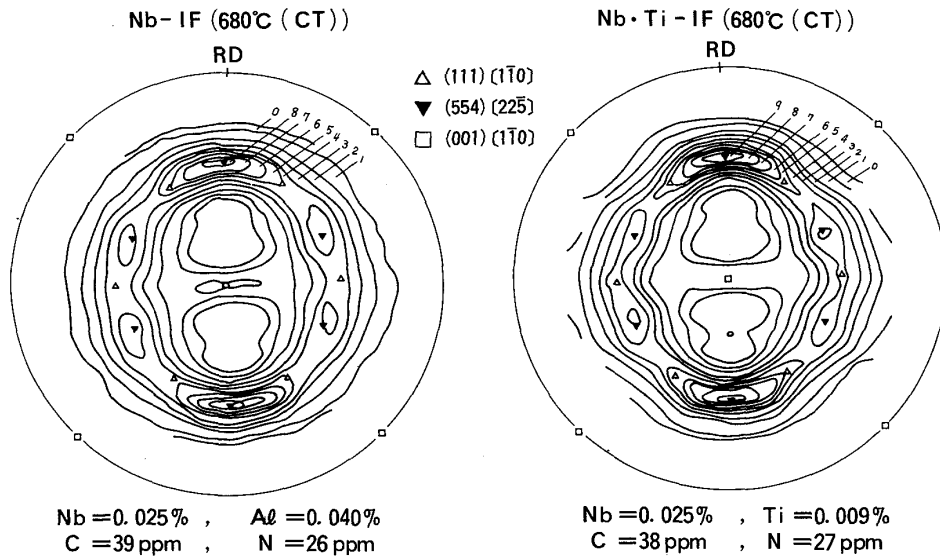


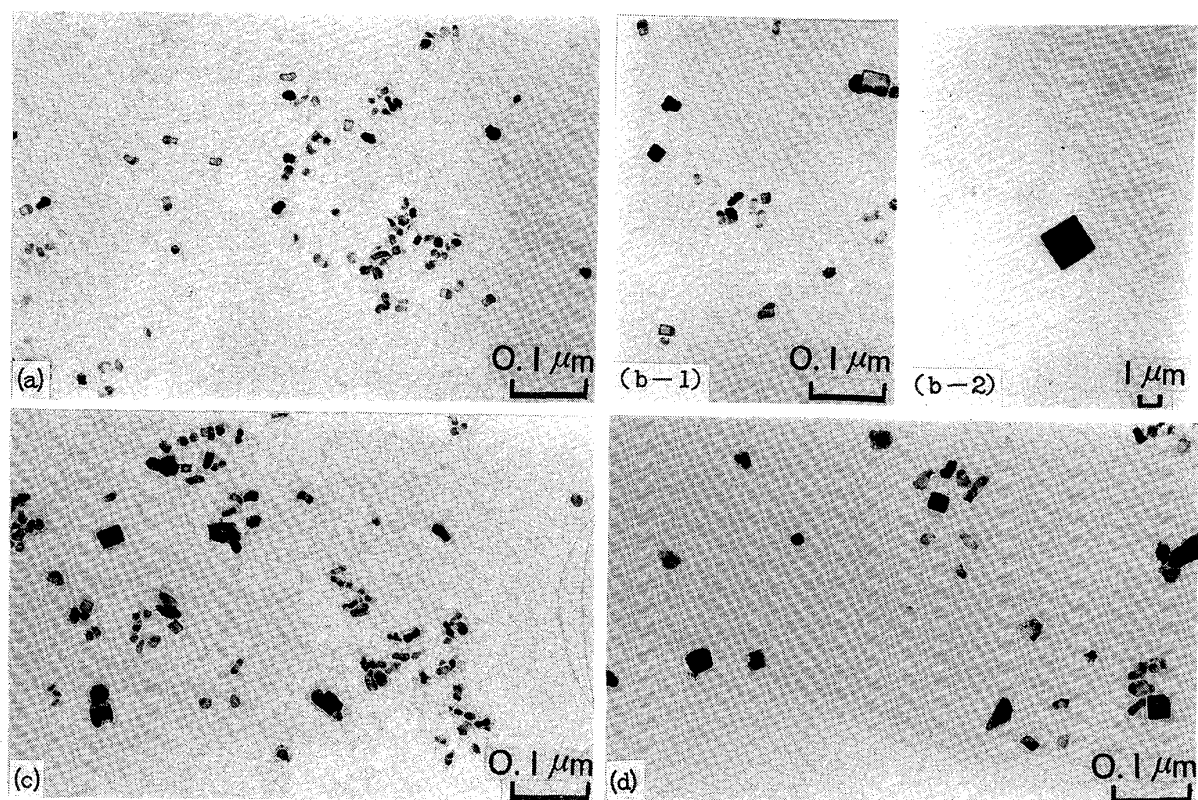
Fig. 2. (200) pole figures of Nb-IF and Nb-Ti-IF steel.

Fig. 2 は, Nb 系と Nb-Ti 系の Nb 量が約 0.025%, C~38 ppm 含有した鋼を, 680°C で巻取処理した試料の冷延, 焼鈍後の極点図を示したものである. Nb 系は, Nb-Ti 系に比べて (100) 集合組織が強く現れており, Nb 系の方が r 値が低くなることを裏づけている.

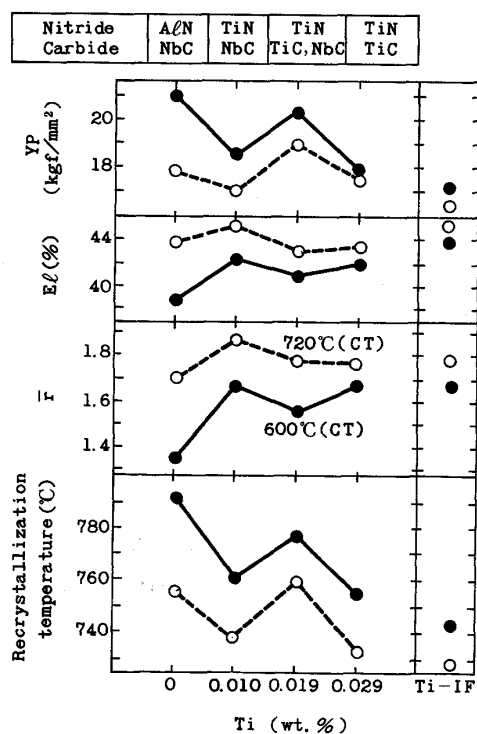
3.2 Ti 添加量の影響

Nb 量は 0.023%, C 量は約 36 ppm の鋼に, Ti を添加した時の材質挙動を示したのが, Fig. 3 である. この鋼では 35 ppm の N 量と当量の Ti 量は 0.012% であ

り, C と N の和に対する当量の Ti 量は 0.026% である. N 量に対する当量に近い Ti 量を添加すると, Ti を添加しない場合に比べて材質の向上 (降伏点の低下, 伸び率と r 値の増加) と再結晶温度の低下が著しい. その効果は, 600°C の巻取処理の場合の方が 720°C の場合よりも著しい. Ti の添加量が N 量に対する当量以上に増えると, 材質は再び劣化する傾向を示す. この挙動は 720°C 巻取処理の場合にもいくらか見られる. 更に Ti 量を増やして, 0.029% 以上になると降伏点は再び下が



(a) Nb-IF (b) Nb-0.010% Ti (c) Nb-0.019% Ti (d) Nb-0.029% Ti
Photo. 1. Extraction replicas of specimens (600°C (CT)) in Fig. 3.



C: 36 ppm N: 35 ppm Nb: 0.023 % Al: 0.050 %

Fig. 3. Effects of Ti content on the mechanical properties of Nb-Ti-IF steel.

る。Ti 量が高くなると、材質は特に通常巻取処理材で向上して、600°C と 720°C 巻取処理の材質差はかなり小さくなり、比較のために載せた 0.045% Ti-IF 鋼のそれに近い水準を示す。

再結晶温度についても降伏点の変化に符合した変化を示す。特に、600°C 巻取処理の場合には Ti の 0.010% 添加による再結晶温度の低下は著しい。Ti の添加量を 0.019% に増やすと若干再結晶温度は増加するが、0.029% に増やすと著しく下がって Ti 添加鋼に近い値になる。

Ti 添加量の変化による析出物形態の変化を調べるために、600°C 巻取処理の再結晶焼鈍板試料について抽出レプリカ膜の TEM による観察を行った。その結果を Fig. 3 の上部に示し、Photo. 1 に析出物の分布形態を示す写真を示す。Ti を添加しない試料では、N は 150~300 Å の AlN として微細に析出している (Photo. 1a) が、Ti を添加した試料では約 1~2 μm の立方体をした粗大な TiN として観察される (Ti=0.01% の試料に観察された例を Photo. 1b に示す)。炭化物は、電子線回折からは Ti 無添加材と Ti=0.01% の試料では 150~300 Å の NbC として観察される。しかし、Ti を 0.019%

添加した試料では、微細な析出物からは NbC のほかに TiC に相当する回折線が観察される。TiC の析出物の大きさも 150~300 Å であった。Ti を 0.029% 添加すると TiC の回折線が支配的になると共に全体に粗大化してきて 250~400 Å になる。

3.3 両鋼種の材質挙動に及ぼす N 量の影響

Nb 添加鋼と Nb・Ti 添加鋼では窒化物の存在形態がそれぞれ AlN と TiN と違った析出物になり、後述のように生成自由エネルギーに大きな差があることから、特に N 量の水準を変えて両鋼種の材質挙動を調べた。

C 量が約 40 ppm, Nb 量が約 0.013%, N 量を 10~60 ppm まで変化させた Nb 添加鋼, Nb・Ti 添加鋼 (N と当量の Ti を添加) の鋼塊から得た 720°C と 600°C の温度で巻取処理をした試料の材質挙動を調べた。720°C 巻取処理材の両鋼種の材質水準の差は、幾らか Nb・Ti 添加鋼のほうが優れているものの大きな差はないので、材質差の大きい 600°C 巻取処理の場合について、鋼板の材質挙動を求めてその結果を Fig. 4 に示した。同じ N 量で比べると、Nb・Ti 添加鋼は Nb 添加鋼よりかなり良好な材質を示している。降伏点は、Nb 添加鋼は N 量が増加することによる上昇が大きいのにに対して、Nb・Ti 添加鋼は N 量が増加することによる上昇が比較的小さい。従つて、高 N 域では Nb・Ti 添加鋼は Nb 添加鋼より著しく材質が優れている。N 量が約 30 ppm の Nb・Ti 添加鋼の降伏点の水準は、Nb 添加鋼では N 量が約 10 ppm にならないと到達できない。

N 量が 30~60 ppm の Nb・Ti 添加鋼の r 値は、Nb 添加鋼において N 量を 10 ppm 近く下げた成分と比較してもやや高い値を保持しており、Ti を複合添加した効

果が顕著である。伸び率は、上記の特性値に比較すると両鋼種の材質差は小さい。N 量が約 30 ppm の Nb・Ti 添加鋼の伸び率は、Nb 添加鋼では N 量が約 20 ppm になると到達する。

3.4 Nb・Ti 添加鋼の r 値, 伸び率および再結晶温度の C 量, Nb 量依存性

以上述べた結果から、C 量, Nb 量と r 値, 伸び率および再結晶温度の関係を調査した。N 量が約 30 ppm, Ti 量が約 0.010%, 巻取処理としては 720°C, 850°C × 30 s の焼鈍をした場合の C 量, Nb 量による材質変化を

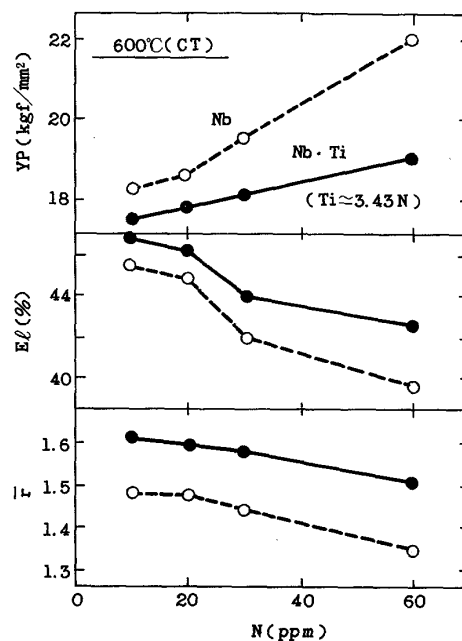


Fig. 4. Effects of nitrogen content on the mechanical properties of Nb-IF and Nb·Ti-IF steel.

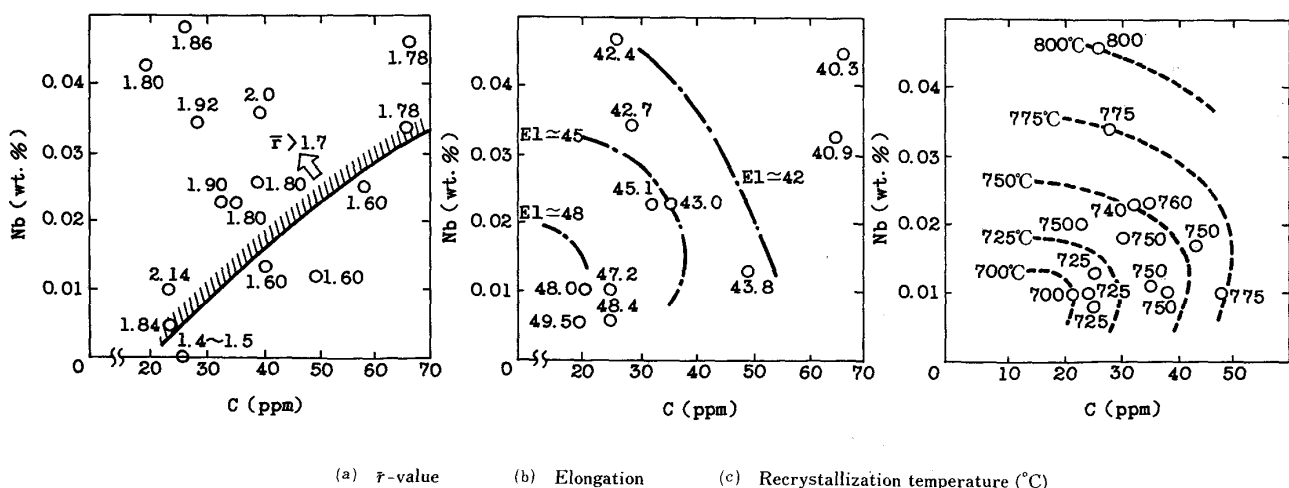


Fig. 5. Effects of C and Nb content on r -value, elongation and recrystallization temperature of Nb·Ti-IF steel (720°C (CT)).

Fig. 5 に示した. r 値は, C 量が 40 ppm 以下の時には少ない Nb 量でも高い値を示す. 特に, 30 ppm 以下の C 量にすれば, 0.01% 以下の Nb 量でも高い r 値の確保が可能になる. 伸び率, 再結晶温度は, Nb と C によってほとんど同じような傾向で変化し, Nb と C が共に少ないほうが伸び率は良く, 再結晶温度も低い傾向を示している.

4. 考 察

Fig. 3 の Ti 量を変えたことによる材質挙動, および Photo. 1 に代表される析出物形態分析の結果を解析して Table 2 を得た.

析出物の平均直径 (d_p (μm)) と析出物の平均表面間距離 (λ (μm)) から, ASHBY-OROWAN モデル¹⁶⁾を Fe の場合に適用した次式を使つて析出物による応力の増加分を 0.029% Ti 添加鋼との差の形で算出した.

$$\Delta\sigma_p(\text{MPa}) = 5.2 \cdot \lambda^{-1} \cdot \ln(4 \cdot 10^3 \cdot d_p) \cdots \cdots (1)$$

また, 平均結晶粒度 (d) から PETCH の式¹⁷⁾を使つてそれによる応力の増加 ($\Delta\sigma_g$) を 0.029% Ti 添加鋼との差の形で算出した.

$$\Delta\sigma_g(\text{kgf/mm}^2) = k d^{-1/2} \cdots \cdots (2)$$

ここで, k の値は MORRISON¹⁸⁾ による $k = 1.85 \text{ kgf/mm}^2/\text{mm}^{-1/2}$ を用いた.

これらの応力の増分を加えたもの ($\Delta\sigma_c$) を, Fig. 3 から得た降伏応力を 0.029% Ti 添加鋼との差の形で算出して実測値 ($\Delta\sigma_m$) と比較した. 0.010% Ti 添加鋼と 0.029% Ti 添加鋼との降伏応力の差は, 以上の計算から求めたものとよく一致している. 0.019% Ti 添加鋼では計算値の方が実測値を上回り, Ti 無添加鋼では逆に計算値は実測値より低く出た. この原因は, 析出物による応力増加の計算にあると考えられ, 特に, それに支配的に影響する析出物の平均表面間距離の値が効いている. ASHBY-OROWAN モデル¹⁶⁾は析出物の均一な分散を前提としているが, 0.019% Ti 添加鋼では Photo. 1 に示すように析出物が群落をなしている. 従つて, 析出物の平

均表面間距離の実効値は Table 2 の値より大きくなると考えられる. 一方, Ti 無添加鋼では他の試料と異なつて窒化物は AlN であり, AlN は経験的に Ti や Nb の炭・窒化物よりもエッチング液に溶解しやすい. 従つて, 寸法の小さいものは溶解したものと考えられ, 実際の析出物の平均表面間距離は表の値よりも小さな値になると推定される.

次に, 本実験結果に見られる Nb 添加鋼, Nb・Ti 添加鋼, Ti 添加鋼の材質挙動は, 炭化物, 窒化物の析出形態の違いとして理解されることを述べる.

Nb 添加鋼の窒化物は AlN であるが, Ti を N に対して当量近く添加した Nb・Ti 添加鋼では TiN になっている. 特に熱間圧延後の巻取処理を 600°C にした場合には, AlN は熱延板中で未析出かクラスター, として存在し, 冷延後の焼鈍過程で Photo. 1 に示すように 300 Å 以下の析出物として微細に析出し, 再結晶, 粒成長を抑制して r 値の劣化と硬質化を引き起こしていると考えられる.

AlN の鋼中 (γ 相) での平衡溶解度積は (3)¹⁹⁾ で与えられる.

$$\log [\text{Al}][\text{N}] = -6770/T + 1.033 \cdots \cdots (3)$$

この式によると, 本研究に用いた供試材は 1250°C のスラブ加熱温度では, AlN は鋼中に完全溶解していると考えられる. 熱間圧延時には AlN は, オーステナイト域では析出せずに, α 相への変態により析出核が発生して, その後の高温保持により析出する²⁰⁾²¹⁾ことがアルミキルド鋼では知られている. 600°C 巻取処理では析出核やクラスターは生成しても, Al の拡散が律速になり大部分の N は析出しないまま残つていると考えられる.

アルミキルド鋼では, 高温巻取りをして AlN を熱延板中に析出させてから冷延後に急熱型焼鈍をする場合には, r 値が向上することが知られている. 福田ら⁷⁾は約 700°C の高温巻取りで r 値が極大になることを示している. Nb-IF 鋼においても AlN の挙動はアルミキルド鋼

Table 2. Comparison between calculated and measured yield stress differences from Nb-0.029% Ti-IF steel.

Specimen	Nb-IF	Nb-0.010%Ti	Nb-0.019%Ti	Nb-0.029%Ti
Average diameter of precipitates : d_p (μm)	0.0163	0.0228	0.0183	0.0261
Average distance between precipitates : λ (μm)	0.418	0.558	0.386	0.599
Stress increment due to precipitates : $\Delta\sigma_p$ (kgf/mm ²)	1.18	0.17	1.78	—
Grain diameter : d (μm)	14.7	16.4	15.3	18.1
Stress increment due to grain size : $\Delta\sigma_g$ (kgf/mm ²)	1.51	0.70	1.21	—
Calculated stress increment : $\Delta\sigma_c = \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_g$ (kgf/mm ²)	2.69	0.87	2.99	—
Measured yield stress increment : $\Delta\sigma_m$ (kgf/mm ²)	3.3	0.7	2.5	—

と同様と考えられ、熱間圧延後の巻取温度は 700°C 以上の高温巻取りにして製造する¹⁰⁾必要があるものと考えられる。

それに対して TiN は、鋼中での溶解度積が極めて小さい。(4) 式²²⁾の平衡溶解度積を使つて Ti 量が 0.012%, N 量が 30 ppm の成分について計算すると、スラブ加熱温度 (1 250°C) ではほとんどが析出しており、析出物は前述のように粗大で疎に分布するので、析出硬化や再結晶、粒成長の抑制等の悪影響は小さい。

$$\log [\text{Ti}][\text{N}] = -16188/T + 4.72 \quad \cdots \cdots \cdots (4)$$

窒化物の析出形態の違いが、Fig. 1 に示すように、Nb 添加鋼よりも Nb・Ti 添加鋼の方がいずれの Nb 添加量においても材質が優れている原因であると考えられる。特に、600°C 巻取処理材では Nb 添加鋼の AlN は、再結晶焼鈍時に微細析出するのでその差は顕著になる。

Ti 添加量が N に対して当量以上添加された 0.019% Ti では、TiN のほかに Ti の炭化物 (TiC) が形成される。0.019% Ti 添加鋼は、炭化物の形成に寄与する Ti 量 $[\text{Ti}] = [\text{Ti}] - 48/14 \cdot [\text{N}] = 0.007\%$ となり、Ti と C の平衡溶解度積 (5) 式²³⁾から、 $C = 36 \text{ ppm}$, $\text{Ti} = 0.007\%$ として計算すると、析出を始める温度は 903°C になる。

$$\log [\text{Ti}][\text{C}] = -10580/T + 4.38 \quad \cdots \cdots \cdots (5)$$

この計算結果から推定すると、熱間圧延温度よりも平衡析出温度が低いので、巻取処理までの間で析出核の形成はほとんど起こらない。また、600°C 巻取処理時には、拡散速度が小さいために炭化物の形成はほとんど起こらないものと考えられる。炭化物は、冷延後の焼鈍時にセル壁等に微細に析出するために、再結晶を抑制し、かつ、析出硬化により硬質化するものと考えられる。それに対して、Ti の添加量が C と N の和に対して当量の 0.026% 以上添加された場合、例えば、 $\text{Ti} = 0.029\%$ では Ti 炭化物の形成に寄与する Ti 量は 0.017% となり、 $C = 36 \text{ ppm}$ で計算すると TiC が平衡析出を開始する温度は 958°C という結果になる。この場合には、熱間仕上げ圧延時に TiC の析出核形成と成長が十分起こるので、通常巻取処理材でも熱延板中に炭化物の析出が起こると考えられる。従つて、再結晶焼鈍後に観察した析出物の寸法も 250~400 Å に大きくなり、冷延後の焼鈍時に微細に析出する析出物が少なくなる。そのために、再結晶温度の低下、材質の軟質化が起こると考えられる。

以上、詳述したような窒化物、炭化物の析出形態の違いに起因して Photo. 1 に示す析出物の析出密度の粗密が起こるものと考えられる。

Ti を単独添加した極低炭素鋼に関する早川ら¹¹⁾の研

究においても、 $[\text{Ti}] - 4[\text{C}] - 3.43[\text{N}] < 0$ の場合には再結晶温度が急激に上昇する。この原因は 300 Å 以下の微細 TiC の析出に起因するとされている。この微細 TiC は焼鈍中に析出したものと考えられるので、本研究における $\text{Ti} = 0.019\%$ の場合の挙動も本質的には同じ機構によるものと考えられる。

Fig. 1 の Ti 添加鋼は Ti 量の材質への影響が、特に通常巻取処理温度の場合において大きい。これも上記の機構によつて説明できる。すなわち Ti 量が多いほうが熱延板中で析出する TiC が多くなり、焼鈍中に析出する微細 TiC は少なくなるためと考えられる。福田ら⁹⁾は、50 ppm C-0.096% Ti 鋼の熱延時の巻取温度を 750°C 及び 600°C に変化させても熱延板中の TiC の析出状態には変化が認められないと述べている。この水準の Ti 添加量では、Fig. 1 でも巻取処理温度による材質の違いはほとんどなくなつており、TiC の析出状態には変化が少ないことを裏づけている。

600°C 巻取処理時の違いを述べたが、高温巻取時には以上の傾向は弱まり、Ti 添加量に関わらず材質は全体に均一化する傾向にある。Nb 添加鋼の AlN は、高温巻取時には 300~500 Å の析出物で、通常温度巻取時よりも著しく疎に析出して軟質化に寄与している。

材質特性の Nb と C に対する依存性は、Nb-IF 鋼と Nb・Ti-IF 鋼は同様の傾向になることが Fig. 5 の結果と OHASHI ら¹²⁾の結果から言える。

工業的な製造の場合には、Nb 添加鋼の材質は Fig. 4 に示すように、特に通常巻取温度 (約 600°C) では N 量に依存するはずである。高温巻取りをしても、通常巻取温度の材質水準の近くまで劣化するコイルの両端部の材質を改善するためには、N を極力下げる方向で製造する必要がある。しかし、工業的に大量生産可能な N 量の水準としては、一般には 30 ppm 以下、コストの上昇を我慢しても 20 ppm 以下にするのがせいぜいであろう。Fig. 4 によると、600°C 巻取処理時の材質水準は N を約 10 ppm 近くに低くしても、同温度巻取処理の N 量が約 30 ppm の Nb・Ti 添加鋼には、特に r 値では及ばない。これを見ても Nb・Ti 複合添加の効果の著しいことは明らかで、高温巻取りをした N 量が約 30 ppm の Nb・Ti 添加鋼のコイルの両端部の材質水準は、巻取後の冷却速度は速いにもかかわらずかなり良好になることが期待できる¹⁴⁾。

以上述べたように、Nb と Ti の添加量を制御して炭窒化物の析出形態を制御した Nb・Ti 添加鋼は、Nb 添加鋼よりも工業的に有利に深絞り加工用鋼板を製造できるものと考えられる。

5. 結 論

実験室において、Nb と Ti を複合添加した極低炭素鋼の材質を、主として Nb-IF 鋼と比較して検討した結果、以下の結論を得た。

(1) Ti を N とほぼ当量添加することにより、高温巻取材ではコイル端部の、通常巻取材ではコイル全長の材質が Nb-IF 鋼よりも向上し、この効果は N 量が多いほど著しい。

これは、Ti を添加することにより、窒化物が TiN として熱延板中に疎に析出するからである。それに対して Nb-IF 鋼では、AlN が再結晶焼鈍時に密に析出する。

N に対する当量を越える Ti の添加は、材質を劣化させる傾向がある。これは、炭化物として TiC が析出することに関係していると考えられる。

(2) r 値は主として C, Nb 量によつて整理でき、高い r 値を得るためには C 量によつて決まるある量以上の Nb を添加する必要がある。C, Nb のいずれも少ない方が伸び率は向上する。これは、Nb-IF 鋼と同じ傾向である。

(3) C, Nb 量のいずれも少ない方が再結晶温度は低くなる。

文 献

- 1) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), p. 841
- 2) R. H. GOODENOW and J. F. HELD: Metall. Trans., **1** (1970), p. 841
- 3) D. A. KARLYN, R. W. VIETH and J. L. FORAND: Mechanical Working and Steel Processing **VII** (1969), p. 127 [AIME]
- 4) 秋末 治, 高階喜久男: 日本金属学会誌, **36** (1972), p. 1124
- 5) R. E. HOOK and J. A. ELIAS: Metall. Trans., **3** (1972), p. 2171
- 6) J. A. ELIAS and R. E. HOOK: Automotive Engineering Congress, Detroit, Mich. (1972 年 1 月), SAE Paper No. 720018
- 7) 福田宣雄, 清水峯雄: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 817
- 8) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦, 早川 浩, 浅井 徹, 山下康彦: 鉄と鋼, **68** (1982), S588
- 9) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫, 平瀬幸一: 鉄と鋼, **66** (1980), S1242
- 10) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1962
- 11) 早川 浩, 古野嘉邦, 柴田政明, 高橋延幸: 鉄と鋼, **69** (1983), S594
- 12) N. OHASHI, T. IRIE, S. SATOH, O. HASHIMOTO and I. TAKAHASHI: SAE (1981), 810027
- 13) 徳永良邦, 山田正人, 羽田隆司: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 997
- 14) 伊藤亀太郎, 徳永良邦, 関屋武之, 山田正人: 日本金属学会報, **24** (1985), p. 316
- 15) 花井 論, 竹本長靖, 水山弥一郎, 佐直康則: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 386
- 16) M. F. ASHBY: Oxide Dispersion Strengthening (1966), p. 61 [AIME, New York]
- 17) N. J. PETCH: JISI, **173** (1953), p. 25
- 18) W. E. MORRISON: Trans. Am. Soc. Met., **59** (1966), p. 824
- 19) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WATSON: Trans. ASM, **46** (1954), p. 1470
- 20) 札幌和彦, 秋末 治: 鉄と鋼, **66** (1980), S362
- 21) 徳永良邦, 水山弥一郎, 乾 峰明, 山田正人: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2136
- 22) 沢村 宏, 盛 利貞: 鉄と鋼, **43** (1957), p. 31
- 23) Electric Furnace Steelmaking AIME, **2** (1963)