

# Nb-Ti 添加低炭素鋼の高温焼なまし後 フェライト粒径におよぼす製造条件の 影響

© 1990 ISIJ  
 技術報告  
 //

橋本嘉雄\*・蓮香 要\*<sup>2</sup>・南野 繁\*<sup>3</sup>・篠原和充\*<sup>4</sup>

## Effect of Processing Conditions on the Ferrite Grain Size of Low Carbon Nb-Ti Steel Annealed at High Temperatures

Yoshio HASHIMOTO, Kaname HASUKA, Sigeru MINAMINO and Kazumitsu SHINOHARA

### Synopsis:

In order to prevent orange-peel appearing in a surface of stainless clad steel, the effects of various processing parameters on ferrite grain size have been investigated on a low carbon-niobium-titanium steel which is suited for a base material to be clad with stainless steel. Based on the results obtained, three kinds of processes have been proposed, among which the following two have been selected from practical stand point.

(1) The steel containing 0.05% niobium is annealed at temperature higher than 1 000°C and cooled with a rate of 25~40°C/s.

(2) The steel is annealed within the temperature of ferrite range.

In the former case, the annealing at higher temperature than the conventional can be applied resulting in better ductility of the surface stainless layer.

In the latter case, the steel will be low cost and has good drawability for the small amount of alloying elements, and has great benefit that the steel is available more easily because of mass production as a popular high drawable steel. The proposed processes have successfully been applied to produce the clad steel sheets of laboratory scale and mill production scale, respectively.

**Key words:** low carbon; steel; titanium; niobium; stainless clad steel; ferrite; grain size; annealing.

## 1. 緒 言

低炭素鋼とオーステナイト( $\gamma$ )系ステンレス鋼を複合化したステンレスクラッド鋼板を焼なましする場合、通常の低炭素鋼のみの焼なまし温度よりも高温の焼なましが必要である。それは、 $\gamma$ 系ステンレス鋼の焼なまし温度が普通鋼のそれより高いためである。 $\gamma$ 系ステンレス鋼の焼なましは、加工された組織を再結晶させ、かつクロム炭化物を固溶させるため通常 1 000~1 100°Cで行われる<sup>1)</sup>。しかし、ステンレス鋼中の C 量を低下させて熱延鋼板中のクロム炭化物が析出しなければ、焼なましも再結晶を行わせるのみでよく、加熱温度も 900°C 程度まで低くすることができる。これに対し、母材の低炭素鋼の焼なまし温度は通常 700~800°C であり、

900°C 程度の焼なましを行うとフェライト( $\alpha$ )結晶粒が粗大化し、冷間成形時にオレンジピールが発生しやすくなる。さらに、低炭素鋼とステンレス鋼をクラッド化すると、低炭素鋼側の C がステンレス鋼側に、いわゆる上昇拡散(Up-hill-diffusion)し、低炭素鋼側の C 量がさらに低下することも知られている<sup>2)</sup>。この C 量低下により、焼なましに伴う低炭素鋼側の結晶粒粗大化はいっそう助長される。

そこで、ステンレスクラッド鋼板で普通鋼側からの C の拡散を抑制し、結晶粒を微細に保つ方法として、普通鋼の C 濃度を 0.01~0.04% と低くし、Ti を 0.2~0.4% 添加する方法が提案されている<sup>3,4)</sup>。しかし、この方法は Ti の添加量が多いためコストが高くなるばかりでなく、約 950°C 以下で焼なましを行う必要があ

昭和 63 年 11 月本会講演大会にて発表 平成元年 12 月 25 日受付 (Received Dec. 25, 1989)

\* 新日本製鉄(株)薄板研究センター(現:日本科学冶金(株)研究所)(Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., Now Research Div. Nippon Kagaku Yakin Co., 12-32 Taisei-cho Neyagawa 572)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)薄板研究センター(Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)光技術研究部(Hikari R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 愛媛大学工学部 工博(Faculty of Engineering, Ehime University)

る。それは、約 950°C を超える温度で焼なましを行うと 0.2~0.4% の Ti 添加でも  $\alpha$  結晶粒が著しく粗大化することが経験されているからである。その理由は現段階ではなお明らかではないが、Ti が C を十分に固定してしまうため、 $\alpha$  中の固溶 C が少なくなり、 $\alpha \rightarrow \gamma$  変態温度が高くなって、 $\gamma$  結晶粒が粗大となりやすく、冷却時の  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態でも粗大  $\gamma$  から生成する  $\alpha$  結晶粒は粗大になってしまうものと推測される。

これらの問題を克服する手段として、まず C の拡散を抑制するため低炭素鋼側の C 量をやや少なめにし、上記よりもさらに少ない量の Ti とともに、適量の Nb の添加を試みることにした。ここで Ti よりも Nb を多く添加する理由は C 0.01% 程度で Nb 0.05% 程度としても 900°C を超えれば NbC の固溶が始まり<sup>5)</sup>、上記の Ti 添加に見られるような  $\alpha$  粒の粗大化は起こりにくく、1050°C 程度までの高温の焼なましも可能になると考えられるためである。 $\alpha$  粒径を粗大化することなく焼なまし温度を高くできればステンレスクラッド鋼板の延性も向上できるものと期待される。

そこで、ステンレス鋼と同様の高温で焼きなましても  $\alpha$  粒が粗大化せず、したがってオレンジピールも現れに

くステンレスクラッド鋼の母材用低炭素鋼を開発するため、Nb と少量の Ti を組み合わせ添加した極低炭素鋼について冷延後  $\alpha$  域および  $\gamma$  域焼なましなど種々の製造条件が  $\alpha$  結晶粒径に及ぼす影響を調査して、最適の母材組成を選定した。さらにその組成の母材を用いて実験室並びに実機規模のサンドイッチ状クラッド鋼板製造試験を行って、オレンジピールの発生しない良好な鋼板が得られることを確認した。以下にそれらの結果について報告する。

## 2. 実験方法

クラッド鋼板母材用炭素鋼の最適組成を求めるために用いた供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。C は約 0.005% を標準とし、目的に応じて Nb, Ti, C および N の量を変化させた。とくに N は Ti と結びつき TiN を形成して  $\alpha$  粒度に影響するとの報告<sup>6)</sup> もあり、また過剰の Ti もしくは N が直接あるいは間接的に  $\alpha$  粒度に影響することも考えられるので、0.003~0.01% の範囲で N を変化させるとともに、Ti と N の化学当量比  $Ti/(3.43N)$  (mass% 比) (Chemical Equivalent Ratio を略して以下 CER と記す) を Table 1 のように約 0.4~

Table 1. Chemical compositions of tested steels (mass%),

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Ti/3.43N
1	0.0051	0.016	0.15	0.013	0.014	0.053	0.0035	0.0050	0.025	0.416
2	0.0052	0.016	0.16	0.013	0.015	0.054	0.0033	0.0170	0.025	1.502
3	0.0052	0.016	0.15	0.013	0.014	0.049	0.0096	0.0170	0.025	0.516
4	0.0044	0.016	0.15	0.013	0.014	0.047	0.0083	0.0170	0.051	0.597
5	0.0103	0.017	0.16	0.013	0.015	0.049	0.0030	0.0050	0.024	0.486
6	0.0074	0.017	0.16	0.013	0.014	0.050	0.0030	0.0110	0.024	1.068
7	0.0046	0.017	0.15	0.013	0.014	0.047	0.0096	0.0110	0.048	0.334

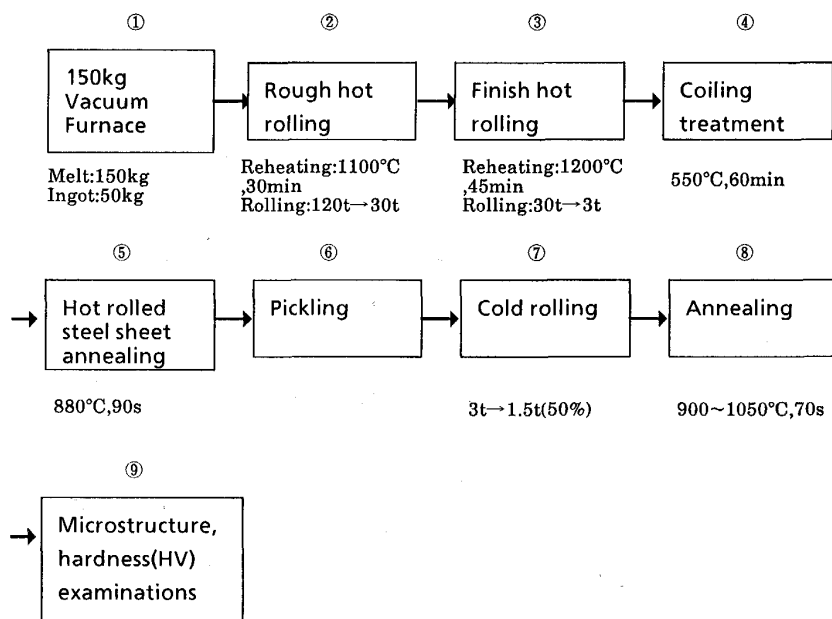


Fig. 1. Standardized experimental method.

1.5 の範囲で変化させた。

実験の標準工程は、実際のステンレス鋼の製造プロセスに準じて Fig. 1 に示すように①から⑨までの各過程を経るよう計画した。供試鋼は 150 kg 真空溶解炉で溶製 (①) 後、30 mm まで粗圧延を行い、空冷した (②)。さらに、粗圧延鋼板は 1200°C に再加熱し、1200°C から 930°C の温度範囲で 3 mm まで再び熱延を施した (③)。そして熱延工程の最終段階では、巻取工程をシミュレートさせる目的で 550°C に 1 h 保持した後空冷した (④)。550°C 1 h の巻取相当熱処理は、実際のステンレスクラッド熱延鋼板の製造時に、低炭素ステンレス鋼層中でクロム炭化物が析出しない条件として設定した<sup>7)</sup>。熱延工程通過後、880°C で 90 s、大気雰囲気中で熱延鋼板の焼なましを行い (⑤)、酸洗 (⑥) 後、圧下率が 50% の冷延を施し、900~1050°C で最終焼なまし (Final Annealing を略して以下 FA と記す) をして、 $\alpha$  の結晶粒度および硬さを調査した。この場合、900°C 焼なましは  $\alpha$  域焼なまし、また 950°C 以上の場合には  $\gamma$  域焼なましに相当する。

さらに各工程で最終の結晶粒径に影響を与えると考えられる各種因子を Fig. 1 の標準条件の周辺で変えて試験した。すなわち、工程③の熱延前の加熱温度を 1050°C あるいは 1250°C としたもの、工程⑦の冷延において圧下率を 75% に増加させたもの、並びに工程⑧において冷却速度の異なる 2 種の加熱炉を用いたもの等である。2 種の加熱炉とは大気雰囲気炉と赤外線イメージ炉で、前者による 950~1000°C の焼なまし温度から  $A_{r3}$  点までの平均冷却速度は 25~40°C/s であり、後者のそれは 10°C/s であった。

$\alpha$  結晶粒度は、100 倍の組織写真で単位面積中の粒数を測定し、粒度番号を算出した。

### 3. 実験結果

以下焼なまし鋼板の  $\alpha$  結晶粒径に及ぼす各種因子の影響について述べる。

#### 3.1 Ti 量および Ti と N の化学当量比 CER の影響

まず、FA 950°C 以上の  $\gamma$  域で焼なまし (工程⑧) された試料について CER を変化させて、 $\alpha$  粒径を調査した。Table 1 の No. 1 と No. 2 の試料について、CER および冷却速度が  $\alpha$  結晶粒度に及ぼす影響を Fig. 2 に示す。また CER が 0.42 および 1.50 のときの光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。この図および写真から、CER が約 0.5 の試料は約 1.5 の試料より  $\alpha$  結晶粒が小さくなることわかる。

次に、CER が 0.5 程度で  $\gamma$  域焼なましの場合、Ti

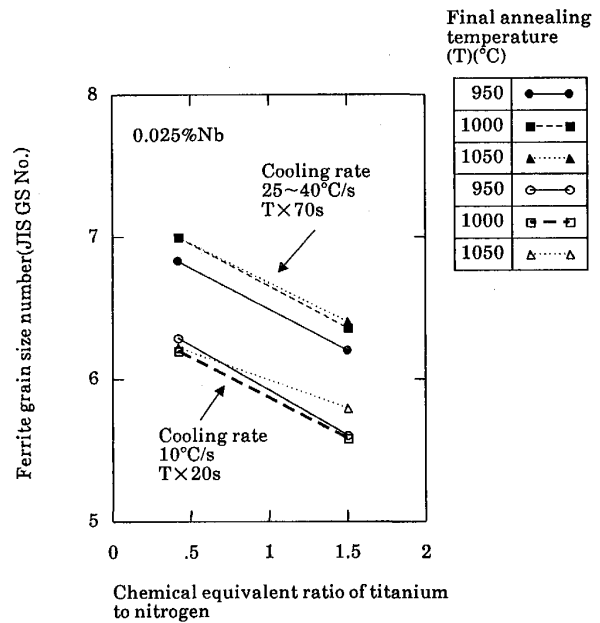
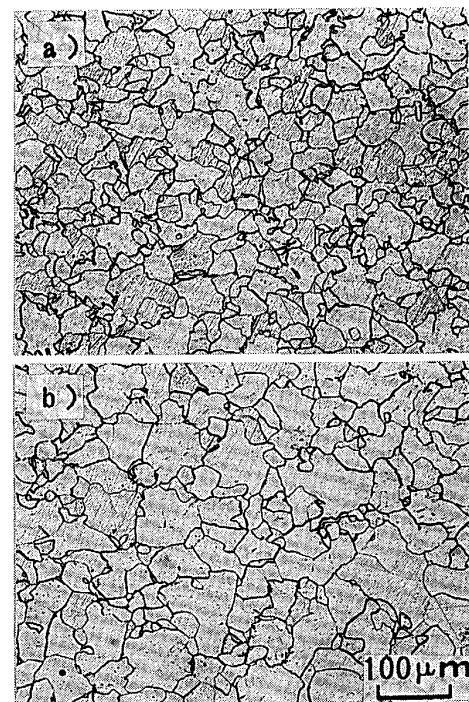
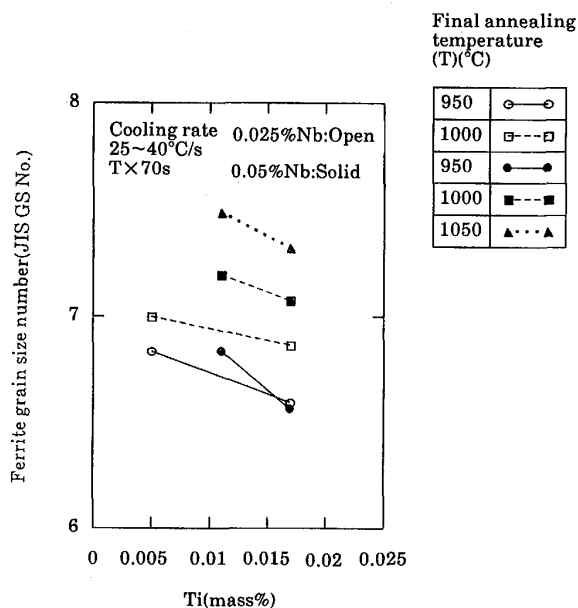


Fig. 2. Effect of chemical equivalent ratio of titanium to nitrogen on the ferrite grain size number of cold rolled and annealed steel sheet ( $\gamma$  range annealing).



a) Steel 1, Ti/3.43N 0.416  $\alpha$  grain size number 7.0  
b) Steel 2, Ti/3.43N 1.50  $\alpha$  grain size number 6.4  
Final annealing 1023°C Cooling rate 29~33°C/s

Photo. 1. Optical microstructures of cold rolled steel sheets.



Chemical equivalent ratio of titanium to nitrogen : 0.34~0.6  
 Fig. 3. Effect of titanium content on the ferrite grain size number of cold rolled and annealed steel sheet.

量の  $\alpha$  結晶粒度に及ぼす影響を Fig. 3 に示す。この図によると、CER を 0.5 程度に保ちつつ、Ti 量を 0.005% から 0.017% に変化させると Ti 量の少ない方が  $\alpha$  結晶粒がわずかながら小さくなる傾向が認められる。国重ら<sup>8)</sup> は Ti-N 系高張力鋼で、 casting 後に直接熱延した鋼板の引張強さが Ti 量の増加とともに大きくなるとし、 $\alpha$  粒度については言及していないが、おそらくこの強度増加は Ti 量の増加に伴う  $\alpha$  粒の微細化に起因すると推察される。それに対して Fig. 3 では Ti 量の増加によってかえって  $\alpha$  粒がわずかながら粗大化していることを示しており、逆の傾向とみられよう。この原因については本実験の場合、Ti 添加量の増加とともに TiN 中に Nb が固溶<sup>9)</sup> し (エネルギー分散型 X 線分析装置 EDX でこのことは確認されている。),  $\alpha \rightarrow \gamma$  変態後に  $\gamma$  中に固溶するはずの Nb (C, N) が減少しており、冷却時の  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態を過冷させる効果が減殺され、その結果  $\alpha$  粒が粗大化すると考えれば一応理解することができるが、さらに詳細な検討が必要である<sup>5)</sup>。

3.2 Nb 量, FA 温度および冷却速度の影響

CER を 0.5 程度に一定とし、Nb 量, FA 温度および冷却速度 (工程⑧) の  $\alpha$  結晶粒度に及ぼす影響を調べた結果は Fig. 4 のとおりである。この図によると、冷却速度が 10°C/s の赤外線イメージ炉による焼なましでは  $\alpha$  結晶粒径は Nb 含有量の多少や焼なまし温度の高低によらずほぼ一定と見なされるのに対し、冷却速度

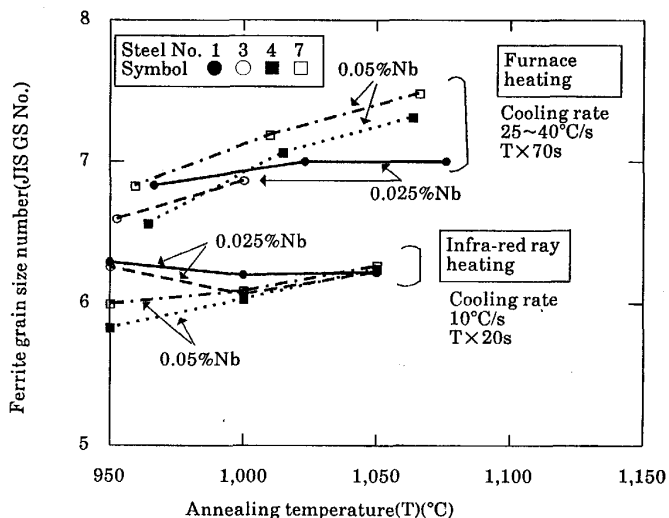


Fig. 4. Effect of niobium content and annealing temperature on the ferrite grain size number of cold rolled and annealed steel sheet ( $\gamma$  range annealing).

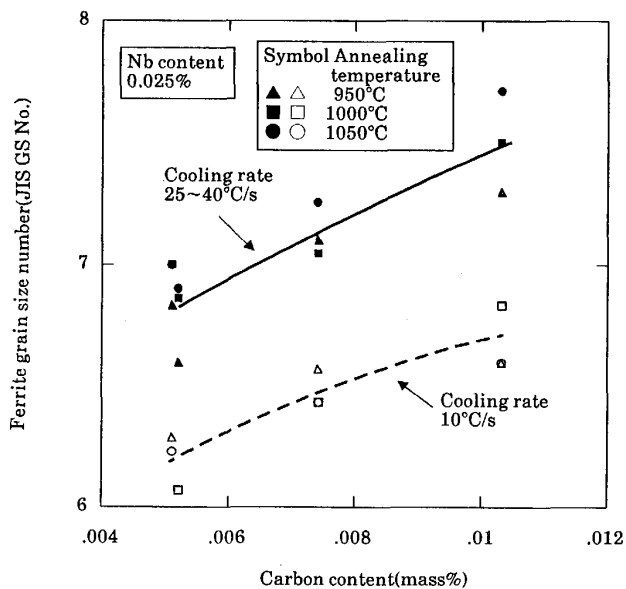


Fig. 5. Effect of carbon content on the ferrite grain sizes of cold rolled and annealed steel sheet ( $\gamma$  range annealing).

が 25~40°C/s の大気雰囲気炉による焼なましでは、Nb の多いほど、焼なまし温度の高いほど概して  $\alpha$  粒は微細化する傾向が認められる。とくに 0.05% Nb で 1000°C 以上の  $\gamma$  域焼なましでは冷却速度が 10°C/s の場合に比べて粒度番号で少なくとも 1 番程度細かいことがわかる。

3.3 C の影響

Nb の添加量が 0.025% の No. 1, 3, 5 および 6 の鋼を 950°C 以上の  $\gamma$  域で焼きなました試料について、冷

却速度をパラメーターとして C 量と  $\alpha$  結晶粒度の関係を求め、Fig. 5 に示す。いずれの焼なまし温度でも C 量が増加すると  $\alpha$  結晶粒は小さくなる。この傾向は冷却速度が相違してもほぼ同様であるが、この場合も冷却速度が 25~40°C/s の試料の方が、冷却速度 10°C/s に比べて粒度番号で 1 番程度常に微細である。

### 3.4 冷延圧下率の影響

冷延 (工程⑦) 圧下率と  $\alpha$  結晶粒度の関係を Fig. 6 に示す。この図によると、 $\alpha$  域並びに  $\gamma$  域焼なまし試料において冷延圧下率が大きいほど  $\alpha$  結晶粒は小さくなる。冷延圧下率が 50% から 75% に増加したときの  $\alpha$  の細粒化は FA 950°C 以上では粒度番号で 0.2~0.3 番

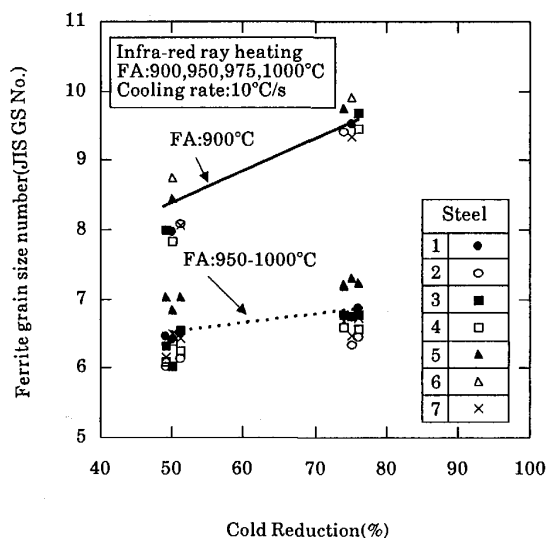


Fig. 6. Relation between the reduction of cold rolling and ferrite grain size of cold rolled and annealed steel sheet ( $\alpha$  and  $\gamma$  range annealing).

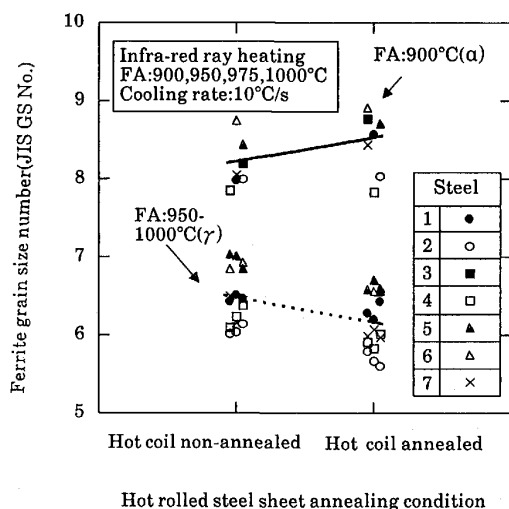


Fig. 7. Effect of the annealing of hot rolled steel sheet on the ferrite grain size of cold rolled and annealed steel sheet.

程度にすぎないが、FA 900°C では 1 番程度微細となる。

### 3.5 熱間圧延鋼板における焼なましの有無の影響

次に、熱延鋼板について Fig. 1 における工程⑤の 880°C-90 s の焼なまし処理の有無が最終  $\alpha$  粒径に及ぼす影響を調査した。すなわち、880°C, 90 s の熱延鋼板焼なましを行ったものと、行わなかったものの冷延焼なまし後における  $\alpha$  結晶粒度を測定し、Fig. 7 に示す。この工程の有無による  $\alpha$  粒径を比較すると、冷延後の焼なまし温度が  $\alpha$  域であるか、 $\gamma$  域であるかによって図に見られるように逆の影響が現れている。 $\gamma$  域焼なまし試料では熱延鋼板焼なましによって 0.2~0.3 番程度粗大化しているが、 $\alpha$  域焼なまし試料では逆に 0.4 番程度細かい粒径となっている。

### 3.6 熱間圧延前の加熱温度の影響

CER が 0.5 程度で FA 900°C の熱処理を与えた 0.005% および 0.017% Ti 添加試料について Fig. 1 における工程③の熱延前の加熱温度が標準温度 1200°C とは異なる 1050°C および 1250°C の場合の実験を行い、その最終組織に及ぼす影響を調査した。0.017% Ti 添加試料の場合、この加熱温度を 1250°C から 1050°C に下げると粒度番号で 7.8 から 8.9 に約 1 番微細化した。また、1050°C の場合、Ti 量が 0.005% から 0.017% まで増加すると  $\alpha$  結晶粒度が 8.1 から 8.9 番となり (図省略)、 $\alpha$  結晶粒はかなり微細化する。この FA 900°C の  $\alpha$  域焼なましにおける Ti の影響は Fig. 2 に示した  $\gamma$  域焼なましの場合とは逆になっている。 $\gamma$  域焼なましの際に Ti 量の増加でかえって  $\alpha$  粒がわずかに粗大となる原因については 3.1 で触れたが、本項の  $\alpha$  域焼なましの場合は TiN 粒子などによるいわゆる粒界ピンニング効果が働いて Ti 量増加とともに  $\alpha$  粒径が小さくなったものと考えられる。

### 3.7 実験結果の小括

$\gamma$  域で焼なましする場合、Ti の N に対する CER が約 0.5 で、Ti 量は 0.005% 程度とし、冷延圧下率が大きいほど  $\alpha$  結晶粒は小さくなる (Fig. 2, Fig. 3 および Fig. 6)。一方、 $\alpha$  域で焼なましを行えば、実験したすべての鋼種について、また熱延後の焼なましの有無にかかわらず、常に  $\alpha$  結晶粒は約 8 番以上の細粒にすることができる (Fig. 6 および Fig. 7)。このように、焼なまし温度を  $\alpha$  域にすることは細粒化にとって効果的であるが、併せて Nb と C を多めに添加し、かつ冷却速度を大きめに選ぶことは  $\alpha$  結晶粒の微細化に極めて有効であることが見出された (Fig. 3 および Fig. 4)。

ところで冷間成形時にオレンジピールが発生するのを防止するには、 $\alpha$  結晶粒度番号が 6.5 番以上、望ましく

は7番以上とすることが必要である。以上の実験結果から、 $\alpha$ 結晶粒度番号を7以上とする製造方法として、次の3とおりの方法が挙げられる。

①Nb量を0.05%とし、焼なまし温度は1000°C以上、冷却速度25~40°C/sで焼なましする(Fig. 3およびFig. 4)。

②Nb量が0.025%の場合はC量を約0.007%以上とし、焼なまし温度は950°C以上、冷却速度25~40°C/sで焼なましする(Fig. 5)。

③900°C程度の $\alpha$ 域で焼なましする(Fig. 6およびFig. 7)。

①および②の場合は、NbやCを③の場合よりやや多くする必要があるので、深絞り性の低下は懸念される<sup>10)</sup>が、従来技術に比較して焼なまし温度を高くできるので、表層ステンレス鋼の延性を改善する利点がある。一方、③の場合は、焼なまし温度はTiを0.2~0.4%添加するステンレスクラッド材の従来技術と同程度であるが、NbとTiの添加は少量で良く、C量も少なくできるため、コストや深絞り性を改善できるものと予想される。しかも、この鋼種は現在、一般のJIS SPCE相当材として大量に現場生産されており、ステンレスクラッド鋼用として特別な生産を必要とせず、容易に入手可能という大きな利点がある。

そこで、以上の結論を確認するため、まず①の方法でクラッド鋼板の実験室的な試作、また③の方法で実用化試験を行うこととした。

#### 4. クラッド鋼板の実験室的な試作および実用化試験

前節3.7に挙げた①によるNb添加低炭素鋼を用いて、ステンレスクラッド鋼板の実験室的な製造を試みた。Table 2に示すように母材はC 0.01%、Nb約0.05%のNb添加低炭素鋼、合せ材はSUS 304Lである。クラッド率が34%となるように電子ビーム溶接で四周溶接したステンレス鋼-普通鋼クラッド鋼板を30mmから3.0mmに熱延し、さらに1.5mmに冷延して、FA 1050°Cの $\gamma$ 域焼なましを施した。この鋼板の内層は $\alpha$ 結晶粒度が約8番の細粒であり、引張試験で肌荒れが発生しないことが確かめられた。

次に、前節の③について実用化試験を行うため、Nb-Ti添加低炭素鋼の連铸スラブを用いて実機規模でのステンレスクラッド鋼板の製造を試みた。母材がNb-Ti添加低炭素鋼、合せ材をSUS 304Lとして爆着したステンレス鋼-普通鋼クラッド鋼板を140mmから5.0mmに熱延し、さらに2.5mmに冷延して、FA 920°Cの $\alpha$ 域焼なましを施した。この鋼板の表層と内層の化学分析値をTable 3に、また機械的性質をTable 4に示す。この鋼板の内層は $\alpha$ 結晶粒度が7.5番の細粒であり、引張試験およびプレス試験で肌荒れが発生せず、Fig. 8の黒丸で示すように、従来の方法によるクラッド鋼板<sup>11)</sup>に比べて良好な延性を示した。また、冷延焼なまし後、ステンレス鋼層を研磨除去し、母

Table 2. Chemical composition of stainless clad steel sheet made by rolling (check analysis) (mass%).

Clad fraction	Layer (Steel)	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Ti	Nb
34%	Surface (SUS 304L)	0.019	0.50	0.88	0.028	0.002	0.003	—	18.59	9.42	—	—
	Inner (Nb-Ti steel)	0.01	0.2	0.36	0.014	0.014	0.052	0.0051	—	—	0.0013*	0.056

\* Ti/(3.43N) : 0.074 — : Not analysed

Table 3. Chemical composition of explosively bonded hot rolled stainless clad steel sheet (check analysis) (mass%).

Clad fraction	Layer (Steel)	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ni	Ti	Nb
30%	Surface (SUS 304L)	0.019	0.50	0.88	0.028	0.002	0.003	—	18.59	9.42	—	—
	Inner (Nb-Ti steel)	0.004	0.01	0.15	0.008	0.008	0.056	0.0035	0.01	0.02	0.015*	0.020

\* Ti/(3.43N) : 1.3 — : Not analysed

Table 4. Mechanical properties of cold rolled and annealed stainless clad steel sheet (2.5 mm thickness).

0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%) (JIS No. 5 specimen)	r-value				Bending test (0t, C-direction)	Grain size number (JIS GS No.)
			L	C	45°	Average		
217	415	46.4	0.95	1.08	1.14	1.08	Good	11.8 (Cladding steel) 7.5 (Base steel)

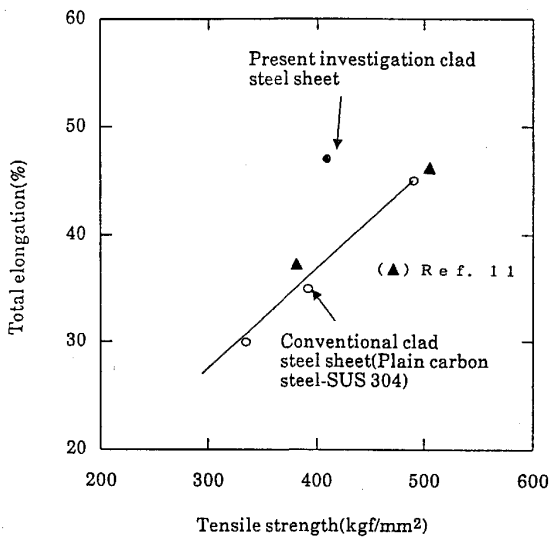


Fig. 8. Relation between tensile strength and total elongation of austenite stainless clad steel sheet.

材の炭素量を分析した結果、クラッド鋼板組立前の素材と同程度であったことから、焼なまし中の拡散による母材炭素量の減少は起こっていないと判断される。以上の結果からオレンジピールの発生を防止できるステンレスクラッド鋼板を製造するための母材用低炭素鋼の $\alpha$ 粒径制御の方法を明らかにすることができた。

## 5. 結 言

ステンレスクラッド鋼板の冷間成形時にステンレス鋼表面でオレンジピールが発生するのを防ぐため、高温焼なましによっても粗粒化しにくい母材用低炭素鋼の開発を目的として、Nb-Ti 添加低炭素鋼を冷延後 $\alpha$ 域または $\gamma$ 域の焼なましを行い、 $\alpha$ 結晶粒径に及ぼす種々の製造条件の影響を検討した。得られた結果は次のように要約される。

(1) Ti と N との化学当量比 CER の $\alpha$ 結晶粒径に及ぼす影響は鋼の焼なまし温度に依存する。すなわち、 $\gamma$ 域で焼なましする場合、CER が約 0.5 の試料は 1.5 の試料より細粒となる。CER を約 0.5 に保ちつつ、Ti 量を 0.005% から 0.017% まで変化させると Ti 量の少ない方がわずかながら細粒であった。一方、 $\alpha$ 域焼なましの場合は Ti 量が 0.017% の方が $\alpha$ 結晶粒径が著しく小さくなった。

(2)  $\gamma$ 域焼なまし試料では C 量は多いほど $\alpha$ 結晶粒径が小さくなった。

(3) 焼なまし温度が 1000°C 以上、冷却速度が 25~

40°C/s の焼なましでは Nb 量が 0.025% から 0.05% の範囲で増加するほど $\alpha$ 結晶粒径が小さい。

しかし、冷却速度が 10°C/s の場合は、 $\alpha$ 粒径は Nb 量の多少や焼なまし温度の高低によってもあまり変わらない。

(4) 冷延圧下率は大きいほど $\alpha$ 結晶粒径は小さくなるが、とくに冷延後 $\alpha$ 域焼なましの方が $\gamma$ 域焼なましより $\alpha$ 結晶粒径は小さい。

(5) 以上の実験結果から、 $\alpha$ 結晶粒度番号を 7 以上とする製造方法として、次の 3 とおりの方法が挙げられる。

① Nb 量を 0.05% とし、焼なまし温度は 1000°C 以上、冷却速度 25~40°C/s で焼なましする。

② Nb 量が 0.025% の場合は C 量を約 0.007% 以上とし、焼なまし温度は 950°C 以上、冷却速度 25~40°C/s で焼なましする。

③ 900°C 程度の $\alpha$ 域で焼なましする。

(6) (1)~(5)の結果にもとづいて、C 0.01%、Nb 約 0.05% の Nb 添加低炭素鋼の母材と SUS 304L の合せ材でステンレスクラッド鋼板を実験室的に試作した。この鋼板の母材は $\alpha$ 結晶粒径が約 8 番の細粒であり、引張試験でオレンジピールは発生しなかった。また、C 0.004%、Nb 0.02%、Ti 0.015% の Nb-Ti 添加低炭素鋼の母材と SUS 304L の合せ材でステンレスクラッド鋼板を実機製造した。この鋼板は延性が高く、引張試験およびプレス加工試験でオレンジピールを発生しないことが確認され、本研究の実験結果は十分実証された。

本報告をまとめるにあたり親切な御指導をいただきました東京工業大学名誉教授、横浜国立大学教授 田中良平先生に深く感謝します。

## 文 献

- 1) 白井 堯: 第 118・119 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1987), p. 91
- 2) 末広正芳, 橋本嘉雄: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 1501
- 3) U. S. Patent 3, 693, 242
- 4) 特公昭 58-15310
- 5) 橋本嘉雄: 未発表
- 6) T. GEORGE and J. J. IRANI: BISRA Open Report (1968) MG/C/32/68
- 7) A. BAUMEL: Werkstoffe Korrosion, 26 (1975), p. 432
- 8) 国重和俊, 長尾典昭: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1486
- 9) 今井勇之進, 増本 健: 鉄鋼と合金元素 (学振第 19 委員会編) 上 (1966), p. 723 [誠文堂新光社]
- 10) 徳永良邦, 山田正人, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 341
- 11) 木下 昇, 東 毅, 小田桐正俊, 松崎 実: 鉄と鋼, 70 (1984), S1254