

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26'295-194.57 : 621.983.3.011 : 620.191.5
: 669.295 : 621.771.016.2

論 文

Ti 添加 17Cr ステンレス鋼板の深絞り性および
リジング性におよぼす熱延工程の影響*

中川 恭弘**・坂本 徹**・山内 勇**

山崎 恒友***・上野 学****

Effect of Hot Rolling Process on Deep Drawability and Ridging
Tendency of Ti Stabilized 17Cr Stainless SteelYasuhiro NAKAGAWA, Tetsu SAKAMOTO, Isamu YAMAUCHI,
Taketomo YAMAZAKI, and Manabu UENO

Synopsis:

Hot rolling and hot-band annealing conditions seem to be very important factors to produce the final sheet having a better deep drawability and fewer surface defects for Ti stabilized 17Cr stainless steel.

Two kinds of experiments were performed to investigate

- (1) the effect of finishing temperature with and without hot-band annealing on the plastic strain ratio (r value) of the final sheet,
- (2) the effect of finishing temperature and hot-band annealing condition on the ridging tendency of final sheet, and obtained the following results.

Excellent r values are obtainable by decreasing the finishing temperature without hot-band annealing. But pronounced ridging is formed by omitting the hot-band annealing.

Ridging can be diminished by eliminating the band structure which is formed in the center layer of the hot rolled sheet, and the elimination can be attained with a combination of low finishing temperature and propiate hot-band annealing temperature.

The lower finishing temperature is favorable as it facilitates the recrystallization of the band structure with a lower annealing temperature.

The hot-band annealing temperature must be high enough to complete the recrystallization of the band structure, but not be so high as the grain coarsens to become an origin of the orange peel.

The appropriate annealing temperature depends on hot rolling condition and Ti contents.

1. 緒 言

高純度フェライト系ステンレス鋼板に Ti を添加することにより、プレス成形性、特に深絞り性が飛躍的に向上することが知られている。これは鋼板のランクフォード値 (r 値) が増加するような集合組織 ($\{554\}\langle 225 \rangle$ タイプ) の形成によるもので、冷延の圧延率、圧下配分、焼なまし条件などとの関係は解明されつつある^{1)~3)}。しかし、これらの性向は炭窒化物の析出が主として起こる工程である熱間圧延および、ステンレス鋼板製造の特有

のプロセスである熱延板焼なましにより大きく変わることが予想される。

一方、ステンレスの冷延鋼板は美しい表面肌を特長として使用する場合が多いので、加工性が優れていても、リジング、肌荒れ等により表面性状が劣化した場合は実用性に欠ける。リジング性に対し、熱延板板厚中心部に形成されるバンド組織の存在が大きな影響を与えるので熱延条件および熱延板焼なまし条件が重要な要素となると考えられる。

本報告は、プレス成形性とリジング性とを同時に満足

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 5 月 2 日受付 (Received May 2, 1979)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp. 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

**** 高砂鉄工(株)工博 (Takasago Tekko K. K.)

すべき熱延条件および熱延板焼なまし条件を見出すことを目的として、

(1) 熱延終了温度および熱延板焼なましの有無が、冷延焼なまし後の鋼板の深絞り性におよぼす影響

(2) 熱延終了温度および熱延板焼なまし条件が冷延焼なまし後のリジグ性におよぼす影響を、Ti 添加 17Cr フェライト系ステンレス鋼について検討した結果である。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は Table 1 に示す低 C, N, Cr-17% ベースに Ti および Ti-Al を添加した 6 種類の鋼である。供試材 1~5 は、Mn, Si 等他元素をできるだけ低く抑えた純粋系での Ti の影響を調べることを目的としており、No. 6 は実際に生産している高 Mn-17Cr 鋼⁴⁾を対象とし、成分をこれに合わせたものである。

深絞り性を調べる実験 1 については、供試材 No. 1~5 を使用し、リジグ性を調べる実験 2 については、No. 1, 3, 5, 6 を使用した。

2.2 深絞り性実験方法

試験片の製作工程は、Table 2 に示すように、真空溶解 150 kg のインゴット板厚 25 mm に鍛造したものを粗材とし、加熱温度 1150°C、2 パスで板厚 5.6 mm まで熱延した。1 パス圧延後の保持時間を変化させることにより、熱延終了温度を 800°C、750°C、650°C に変化させた。熱延後、試料を 2 つに分け、一方は焼なまし無しのままとし、他方は 850°C 10 min の焼なましを行った。

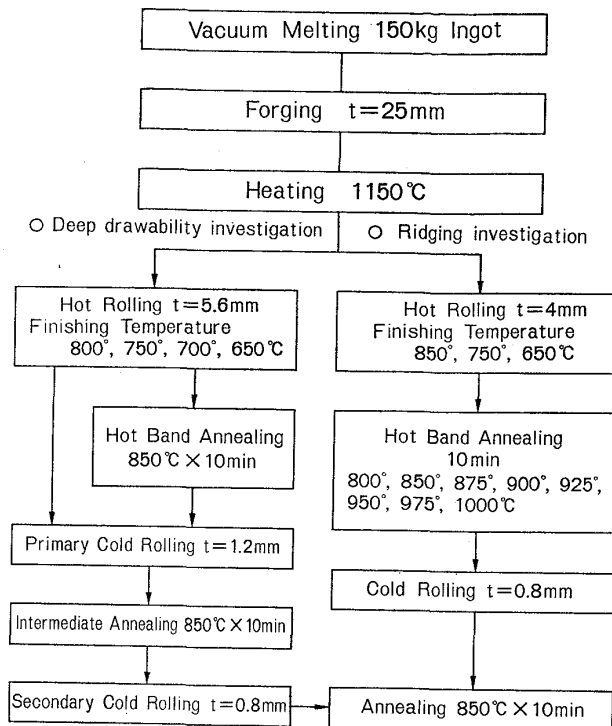
冷延は一次圧延で板厚 1.2 mm (圧延率 78%)、二次圧延で板厚 0.8 mm (圧延率 33%) とした。圧延率を上記のように定めたのは、{554}<225> の集合組織が、あまりシャープに形成され、30 度方向に変形させた場合に顕著なリジグが起こるのを防止するためである。中間焼なましおよび最終焼なましはいずれも 850°C 10 min

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimen No.	C	N	Ti	Al	Mn
1	0.008	0.016	—	—	0.10
2	0.005	0.002	0.03	—	0.20
3	0.011	0.003	0.20	—	0.25
4	0.005	0.016	0.25	0.033	0.25
5	0.003	0.003	0.46	—	0.24
6	0.007	0.010	0.24	0.012	1.50

Cr-16~17%

Table 2. Processing procedure.



の条件で行った。焼なましはいずれも急速加熱冷却であり、昇温速度は 850°C まで 3 min、冷却は空冷とした。

深絞り性の判定は主として r 値によって行った。引張試験をすべての条件の冷延焼なまし板について行い、15% 引張りの時点における r 値を測定し、一部の試料については、集合組織および電子顕微鏡における析出物の観察を行なった。

2.3 リジグ性実験方法

供試材としては、Table 1 の No. 1, 3, 5, 6 を用い、Table 2 に示す工程に従って実験を行なった。

溶解鍛造条件は前回と同様であるが、以降工程はリジグ性が良好になるように変更した。すなわち、熱延は最終圧下率を大きくとつた方が、リジグ性の向上につながると推測されるので、2 パス目の圧下率を増加し (44%→60%) 熱延板板厚が 4 mm となるようにした。また冷延は、1 回圧延にして圧延率を増加させた方がリジグ性が良い⁷⁾ので、1 回圧延とし、圧延率を 80% とした。

条件の変化としては、熱延終了温度を 850°C、750°C、650°C の 3 水準にとり、熱延板焼なまし温度を 800°C から 1000°C まで 7 段階にとつて、バンド組織の変化を細かく調べた。

測定は、すべての試片について熱延板焼なまし後の顕微鏡による組織観察、主だつた試験片について 15% 引張時におけるリジグの測定、一部の試験片について板

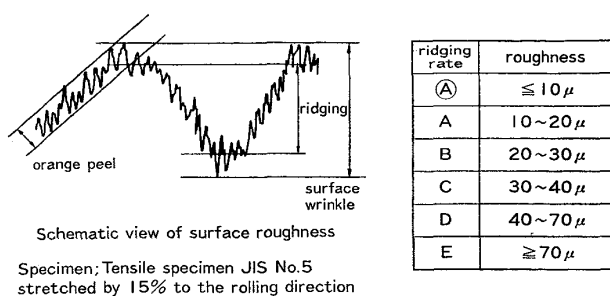
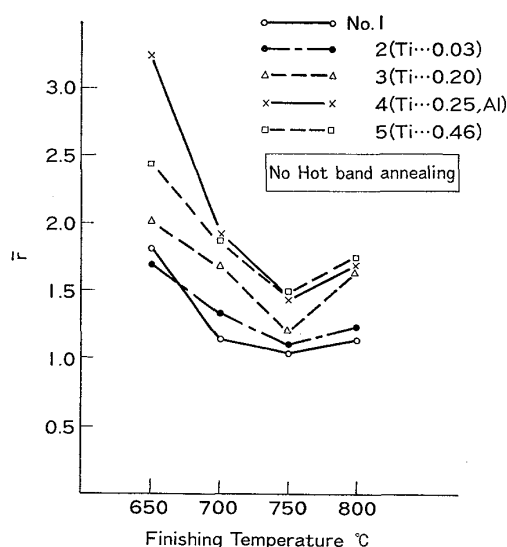


Fig. 1. Evaluation of riding and surface wrinkle.

Fig. 2. Relations between the hot-rolling finishing temperature and $\bar{r}$ value after final annealing. (In case of no hot band annealing).

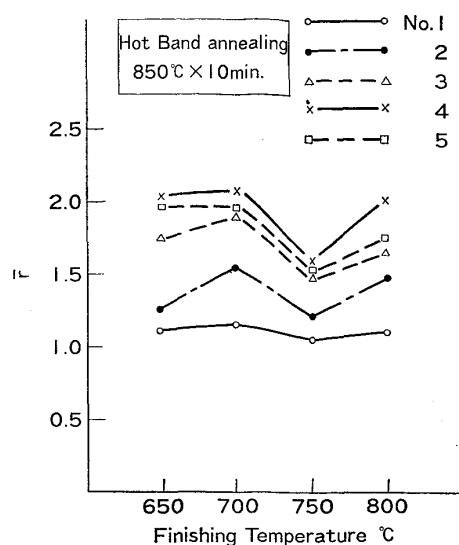
厚中心部の集合組織の測定を行つた。リジングの評価は Fig. 1 に示す方法²⁾で行い、④～Eの6段階の評点付けを行つた。

3. 実験結果

3.1 熱延条件と $\bar{r}$ 値との関係

深絞り性実験の工程を経て製造した冷延焼なまし板の引張試験を行つた結果、熱延板焼なましの場合は、熱延終了温度を変化させても引張強さ、降伏強度、全伸びなどはほとんど変化しないが、 $\bar{r}$ 値は大きく変化する結果が得られた。Fig. 2 に熱延終了温度と $\bar{r}$ 値との関係を示す。 $\bar{r}$ 値はどの供試材の場合でも一樣な変化を示し、熱延終了温度が 700°C 以下になると急激に向上する。そして、熱延終了温度が 650°C の場合には、すべての材料で $\bar{r} > 1.7$ となり、Ti が 0.20% 以上含まれているものでは 2.0 を越える。

Ti 添加の影響は、Ti 0.20% 以上で明らかであり、Ti を多量添加した方が $\bar{r}$ 値が高くなる。Al を複合添加すると $\bar{r}$ 値は Ti だけの場合より高くなり、Ti 0.25

Fig. 3. Relations between the hot-rolling finishing temperature and $\bar{r}$ value after final annealing. (With hot band annealing of $850^\circ\text{C} \times 10 \text{ min.}$)

% + Al 0.033% が Ti 0.46% の場合とほぼ同じ水準になる。 $\bar{r}$ 値は、もちろん冷延の圧延率および圧下配分によつても大きく変化するが²⁾³⁾、冷延条件を等しくして、熱延終了温度のみを変化させた今回の実験による変化は、冷延条件のそれに匹敵するものである。

Fig. 3 に、熱延板に $850^\circ\text{C} \times 10 \text{ min.}$ の焼なましを加えた場合の冷延焼なまし板の $\bar{r}$ 値を示す。Fig. 2 の場合と比較すると、Ti 添加の影響ははつきり見られるものの、熱延終了温度による差異は減少し、熱延温度の影響は熱延板焼なましによつて消滅したように見える。したがつて、最も $\bar{r}$ 値の高い鋼板を得るためには、低温熱延を行い、熱延板焼なましを行わずに冷延するのがよいが、後述のように、リジング性が劣る欠点がある。

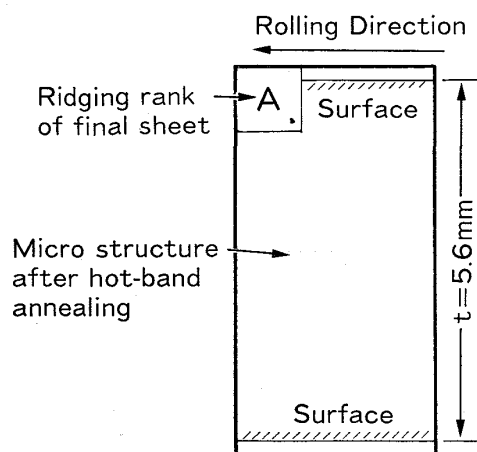
3.2 熱延および熱延板焼なまし条件とリジングの関係

実験 2 で行つた各条件での熱延焼なまし板の顕微鏡組織と、それぞれを冷延焼なまし板にした後のリジング評点とを Photo. 1～Photo. 3 に示す。

Photo. 1 は Ti を含まない試料 No. 1 の結果を示している。表面部と板厚中心部との組織の差は明瞭であり、表面部は 850°C 以上の焼なまし温度で再結晶するが、中心部は再結晶しにくく、 950°C 以上の高温で焼なましすることにより、よりはやく再結晶するものの、結晶粒が非常に大きく（粒度 1 程度）表面層の結晶粒と大きな差がある。板厚中心部の再結晶挙動は熱延終了温度の影響が大きく、終了温度が低温であるほど再結晶しやすく、しかも再結晶粒が細くなる傾向にある。冷延焼なまし後のリジング評点は、板厚中心部の再結晶の有無、ならびに再結晶後の結晶粒度に依存し、バンド組織

が再結晶により細かく分断されるほど、リジング評点は良くなる。しかし板厚中心部の再結晶粒があまり細かくならないので（最良の場合で粒度 2.7）リジング評点は全体として悪い。

Photo. 2 は Ti を 0.24% 含む No. 3 の試料の結果である。Ti 無添加の場合と比較して板厚中心部のバン



Notations for Photo. 1~3

ド組織の再結晶が起こりやすく、熱延終了温度 850°C の時は、1000°C の焼なましでもまだ一部バンド組織が残るが、750°C の時は 950°C 以上で、650°C の時は 925°C 以上の焼なまし温度でバンド組織は消滅し、しかも板厚中心部の再結晶粒も、Ti 無添加の場合より細かくなる。

Ti を 0.46% 含む No. 5 の試料では、更にバンド組織の消滅が容易になり結晶粒も細かくなる。この場合は、熱延終了温度 850°C でも、高温焼なましによりバンド組織は消えるが、再結晶粒度は低温仕上げの方が細かい。Ti 0.24% で Mn, Si を多く含んだ実用鋼に近い成分の試料 No. 6 の結果も、No. 3, No. 5 の場合とほとんど同じ傾向を示している。

以上の結果から、冷延焼なまし後のリジング評点はバンド組織の消滅によつて良くなり、更に板厚中心部の再結晶粒が細くなるほど向上することがわかる。しかし、熱延板焼なまし温度をあまり高くすると、結晶粒が全体的に粗大化し、その結果、リジング評点はまた下降する傾向が見られる。

A.T. F.T.	800	850	875	900	925	950	975	1000
850		E			D		D	
750		D~E			D		C	
650		D			C		C	

Photo. 1. Microstructures of hot-band annealed sheets of specimen No. 1 (Ti~0%)
(F. T. ...Finishing temperature, A. T. ...Hot-band annealing temperature)

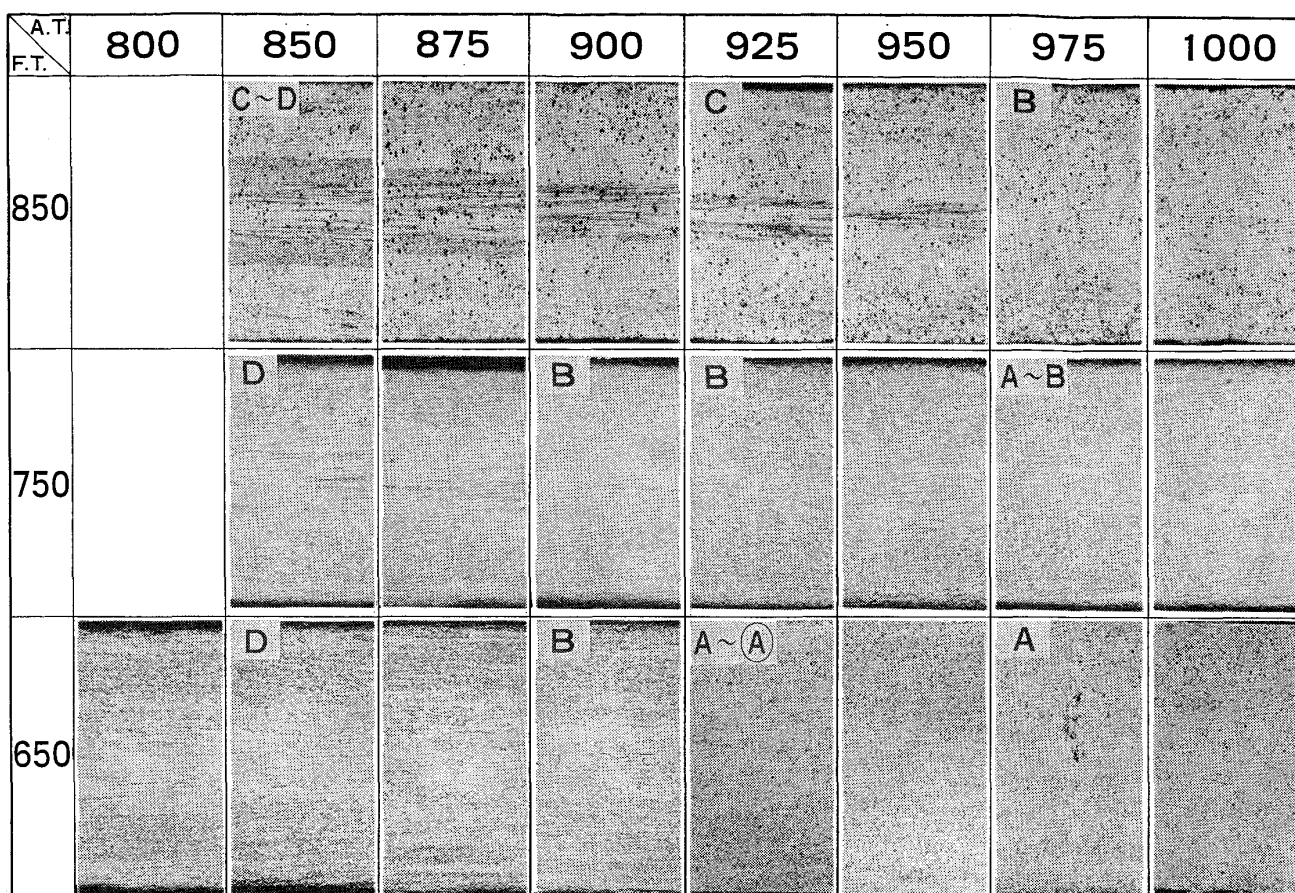


Photo. 2. Microstructures of hot-band annealed sheets of specimen No. 3 (Ti~0.20%)
(F. T. ...Finishing temperature, A. T. ...Hot-band annealing temperature)

熱延焼なまし板の組織と冷延焼なまし後のリジング評点との関係をより明確にするために、No. 3 の試料で、熱延終了温度を 750°C と一定にし、800°C~1100°C、15 s から 60 min までの熱延板焼なましを行つた場合の結果を Photo. 3 に示す。Photo. 1, 2 に示したものは、各温度で保持時間 1 min のものであつたが、Photo. 3 では保持時間による変化と、1050°C、1100°C での挙動が明らかになつてゐる。低温焼なましでも時間をかければバンド組織は消滅するが、板厚中心部の結晶粒度はやや大きく、延伸粒となる傾向にある。一方、1050°C 以上で焼なましすると、非常に短い保持時間で一様な整粒になるが、結晶粒が粗大化し、冷延焼なまし後のリジング評点が落ちると同時に、粗粒による肌荒れが問題となつてくる。中間の焼なまし温度では、保持時間を適当に選べば、板厚中心部が整粒の再結晶組織となり、結晶粒も粗大にならない範囲が存在し、その時リジング評点は最も良くなる。

高いリジング性を得るためにはなるべく低温で熱延を終了させ、板厚中心部が再結晶してバンド組織は消滅するが、結晶粒の粗大化はまだ起こらない範囲の温度で焼

なましすればよい。Ti を添加し、その量を増すことにより、上記の条件を満足する熱延終了温度範囲が高温側にひろがり、また熱延板焼なまし温度を低温側に持つてくることが可能になる。

4. 考 察

4.1 深絞り性と集合組織

深絞り性の重要な支配因子であるランクフォード値が、鋼板の集合組織と大きな相関を有することは周知の事実であり、リジング発生の機構についても、結晶方位が大きな役割を果たしているとの見解^{9)~11)}が多いので、実験に使用した材料の集合組織の変化と r 値、リジングとの関係を、主として Ti 量 0.24%, 0.46% の試料 No. 3, No. 5 について調査した。

熱延板の集合組織は中心層と表面層で全く異なっており、板厚中心層の集合組織は強度に発達した $\{hkl\}\langle 110 \rangle$ タイプの繊維組織を示すが、表面層は $\{110\}\langle 001 \rangle$ (Goss 方位) が主方位である。高温で熱延するほど両者共集積が強く、低温熱延で弱い、集合組織そのものに本質的な差は認められない。

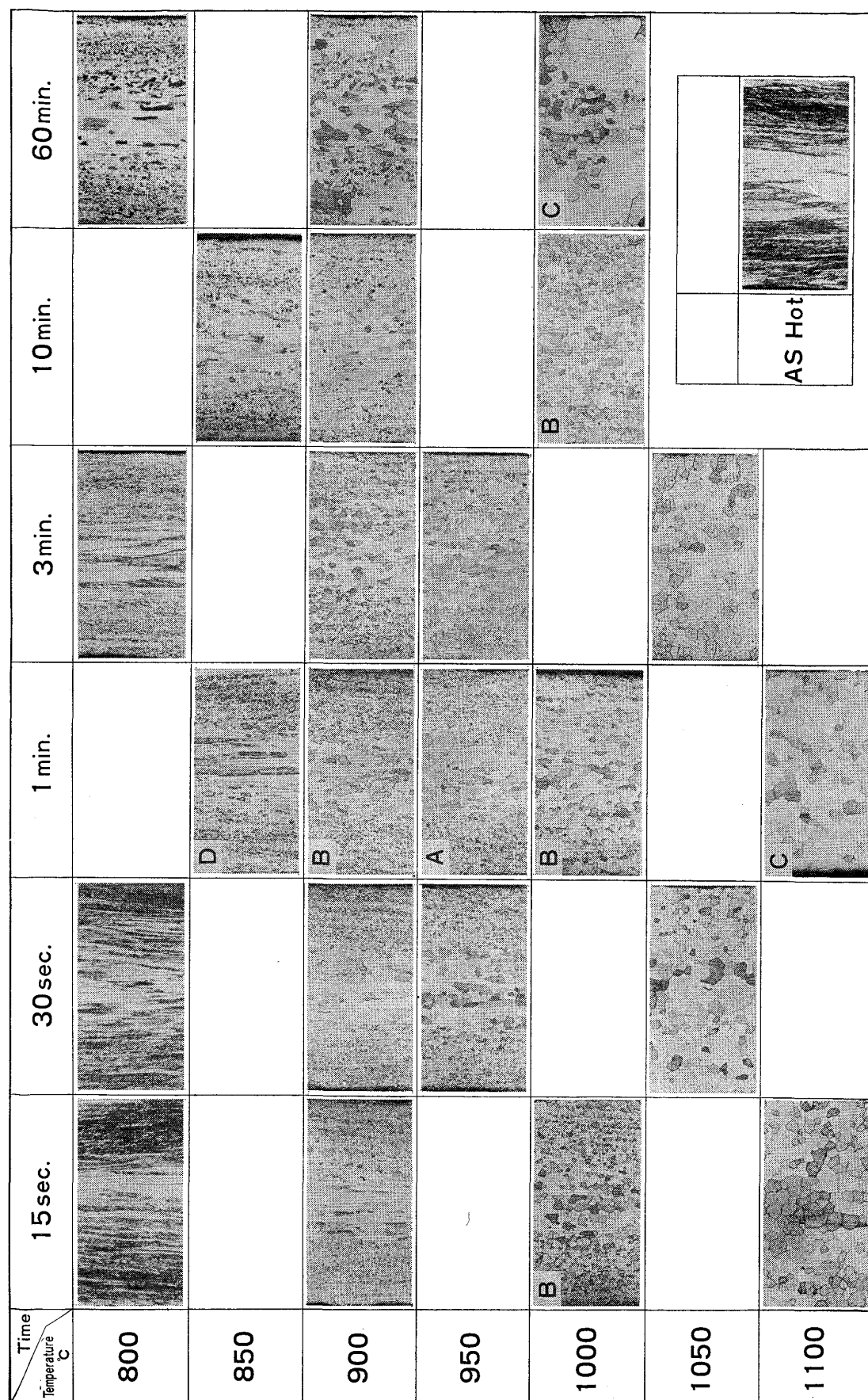
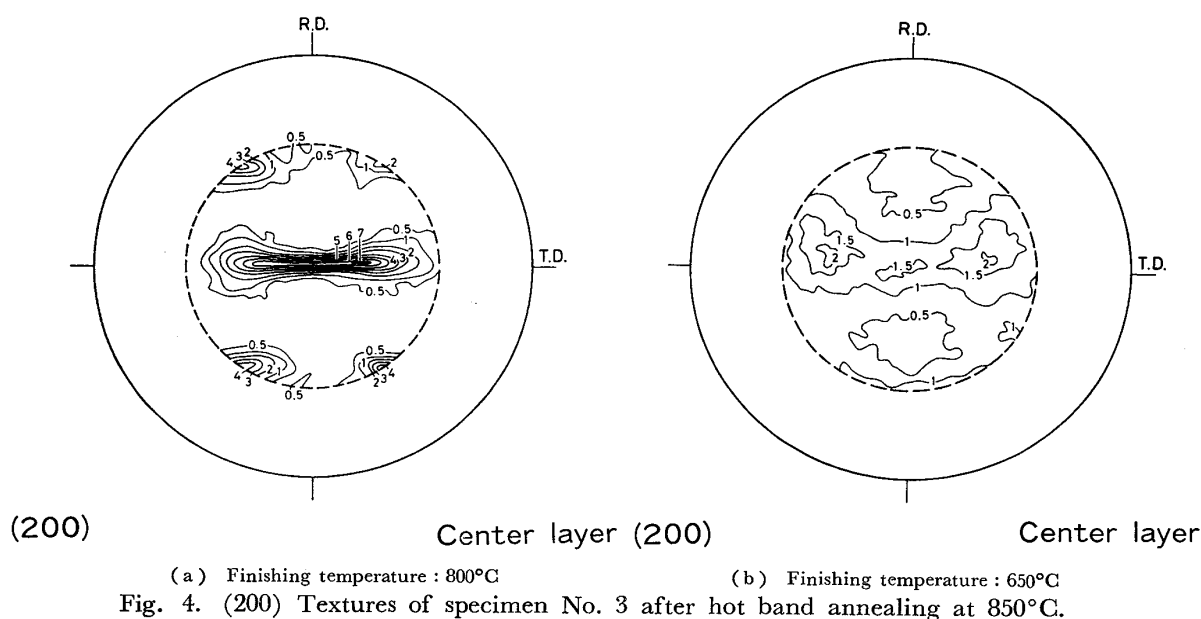


Photo. 3. Microstructures of hot-band annealed sheets of specimen No. 3 (Ti~0.20%) under various annealing conditions.



熱延板焼なまし後の板厚中心部集合組織は、Fig. 4 に示すように、熱延終了温度によつて変化するが、熱延板焼なまし温度にも依存し顕微鏡組織に対応する。すなわち、熱延板焼なましによつても板厚中心部のバンド組織が残っている場合は、 $\langle 110 \rangle$ 繊維組織の強い集積が現れ、十分に再結晶してバンド組織が消滅した場合は $\langle 110 \rangle$ 繊維組織は弱まり、 $\{110\} \langle 011 \rangle$ が主方位となるが、集積は弱くランダム化が進む。

冷延焼なまし後の集合組織は、冷延圧下配分比が (78%~33%) であるため、 $\{554\} \langle 225 \rangle$ がそれほどシャープ

にならないが主方位であり、 $\{111\}$ が全般に強い Fig. 5 のような形となる。これは、熱延条件、熱延板焼なましの有無に関係ない。Table 3 に示すように、 $\bar{r}$ 値が高くなるものは $\{111\}$ 極密度あるいは $\{111\}/\{200\}$ が大になるが、極点図の形そのものは変化しない。このことは、Ti 添加 17Cr 鋼においては、熱延板あるいは熱延焼なまし板の集合組織が、冷延焼なまし後の集合組織と直接に関係なく、製品の集合組織は、冷延条件および冷延後の焼なまし条件によつてほぼ決定されることを意味している。これは沢谷ら²⁾ が、熱延仕上温度の影響は熱延まま材および焼なまし材に現れておらず、冷延焼なまし板においてはじめて、低温仕上材の方が $\{111\}$ の反射強度が強くなり、熱延仕上温度の影響が認められてくると述べている事実と一致する。

Ti を添加しないフェライト系ステンレス鋼の熱延集合組織と冷延集合組織との関連については、いくつかの報告があるが、YANTAÇ ら¹²⁾ は 13Cr 鋼について、最終

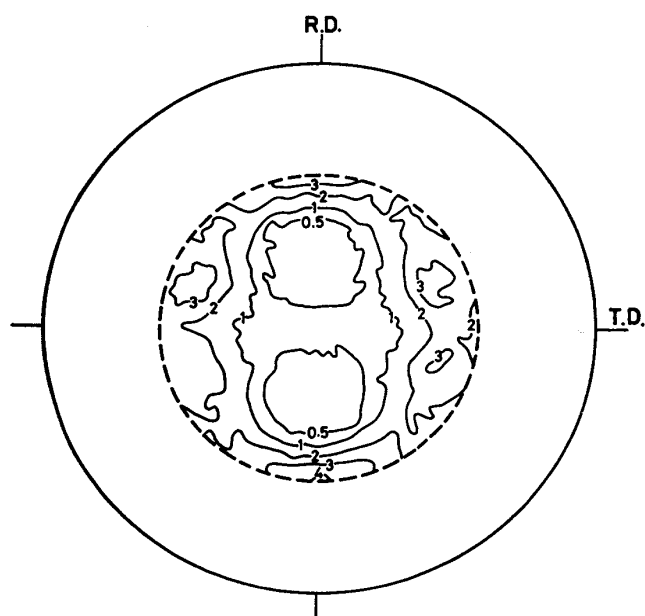


Fig. 5. Final recrystallization texture of Specimen 3 (Finishing temperature 750°C) (Hot band annealing temperature 850°C)

Table 3. $\{111\}$ and $\{200\}$ pole densities of specimens after final annealing (specimen No. 3).

	Finishing Temperature	$\{111\}$	$\{200\}$	$\{111\}/\{200\}$	$\bar{r}$
No hot band annealing	650°	7.8	0.64	12.2	2.0
	700°	6.2	0.75	8.3	1.7
	750°	4.4	0.73	6.0	1.3
	800°	5.6	0.70	8.0	1.7
Hot band Annealing 850°C 10min.	650°	5.1	0.59	8.6	1.7
	700°	6.0	0.62	9.7	1.9
	750°	4.5	0.71	6.3	1.5
	800°	4.9	0.80	6.1	1.6

焼なまし集合組織が{554}<225>が主方位になる場合と、{110}<011>が主方位になる場合とがあり、その違いは熱延板集合組織に由来し、その中に near {111}<112>が冷延焼なまし後に発達するだろうとしている。五弓ら¹³⁾¹⁴⁾は、17Cr 鋼で熱延板を溶体化処理して急冷した場合や、熱延温度を低くした場合に、冷延焼なまし後 near {111}<112>が発達して r 値が上昇することを見出しているが、この場合の {111}<112> の発達の原因として、熱延板の集合組織の差異ではなく、熱延板結晶粒の微細化によるものであるとしている。また、宮地¹⁵⁾らは 17Cr 鋼について、熱延状態でも {100}<011>が強く発達するように、短時間熱延+急冷の処理を行い、それを冷延焼なましすると、{100}<011>方位を主成分とする薄板が得られることを示した。このように、通常の 17Cr 鋼では、熱延条件によつて冷延焼なまし後の集合組織をコントロールすることが可能であると思われる。

それに対して、Ti を添加したフェライト系ステンレス鋼については、その冷延焼なまし後の集合組織として {554}<225> を主方位とするもののみが報告されており^{2)~6)}、Nb 添加の場合についてもほぼ同様の結果¹⁾が得られている。もちろん、冷延焼なまし条件によつて集合組織の形態にかなりの変化はあるが¹⁾³⁾、熱延条件に関係なく {554}<225> タイプが形成されるといつてよい。これは、熱延中あるいは焼なまし中に析出する Ti(C, N) が {100} の再結晶を抑制するためであり、得られる再結晶集合組織の鮮鋭度は、Ti(C, N) の析出が有効に作用する割合によるものと考えられる。

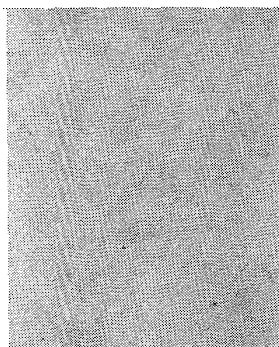
その点を検討するために、試料 No. 5 (Ti~0.46%) について熱延板、熱延焼なまし板における析出物を、抽出レプリカにより電顕観察した結果を Photo. 4 に示す。熱延板では、熱延終了温度の差による析出物の大き

さの差が顕著であり、低温圧延の場合は非常に細かいが、高温圧延では大きい。熱延板を焼なましすると新たな析出が起こり、低温熱延の場合も析出物の大きさが増し、高温熱延の場合とほぼ同等になる。析出物のサイズの差が、冷延焼なまし後の再結晶集合組織に影響を与え、サイズが小さいほど {554}<225> タイプの集合組織形成に有利に働くと考えれば、低温熱延で熱延板焼なまし無しの r 値が高く、熱延板焼なましを行えば、熱延終了温度による r 値の差がなくなることが説明できる。低温熱延板の析出物サイズは粒径 0.1μ 未満であり、前報³⁾で述べた、高 Mn18Cr 鋼で r 値が最大になった場合と一致する。析出物サイズは Ti 添加量によつても異なり、熱延温度が同じ場合には、Ti 量が多いほど析出物は細かい。析出物は、試料 3 および 5 では、ほとんど Ti(C, N) と同定された。

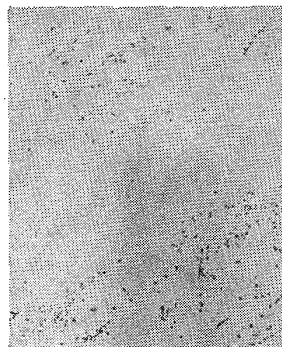
なお、Fig. 2 で熱延終了温度が 750°C の場合 r 値が最低になるのは、Ti(C, N) の析出のノーズが 800°C 付近にあり²⁵⁾、ちょうど、圧延中に Ti(C, N) の析出が最も激しく起こることと関係があると考えられるが、引き続き検討を要する事実である。

Al を複合添加した試料 No. 4 が、Ti のみを添加した場合と比較して r 値が高くなるのは注目すべき現象である。17%Cr 鋼に Al を添加した場合に r 値が向上することは知られており^{26)~28)}、沢谷ら²⁸⁾は AlN の析出が再結晶集合組織形成に影響を与えるためであると述べている。Ti と Al とを複合添加した場合、AlN の析出が十分に起こるかどうかは問題であり、著者ら²⁹⁾が Ti~0.32%, N~0.0052% を含む 17%Cr 鋼について、1) $1200^{\circ}\text{C}30\text{min}$, 2) $850^{\circ}\text{C}4\text{h}$ の焼なましを行つた時の Ti の状態分析結果では、TiN となつている Ti 量がそれぞれ 0.016%, 0.018% であり、Ti と結合している

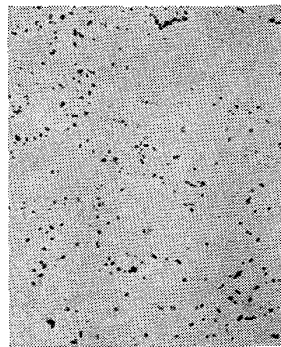
→ 2μ ←



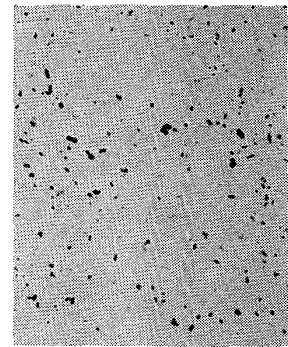
Hot coiled sheet finishing
temperature 650°C



Hot coiled sheet finishing
temperature 800°C



Hot coil annealed sheet finishing
temperature $650^{\circ}\text{C} + \text{Anneal } 850^{\circ}\text{C}$



Hot coil annealed sheet finishing
temperature $800^{\circ}\text{C} + \text{Anneal } 850^{\circ}\text{C}$

Photo. 4. Electronmicrographs of precipitates in the sheet (Specimen No. 5)

N量は、0.0047%, 0.0052% となつて、1200°C ですでにほとんどのNは、Ti と結合していることがわかる。したがつて、複合添加の場合の $\bar{r}$ 値向上が、AlN の析出によるとするには少し無理があるように思われる。

4.2 リジングについての検討

前節で、熱延板あるいは熱延焼なまし板の集合組織が、冷延焼なまし後の集合組織と直接関係が無いことを示したが、熱延条件の差異による熱延焼なまし板の集合組織の相違は、成品のリジングには大きな影響を与えている。すなわち、鋼板中心層に〈110〉繊維組織が残存しているのは、焼なましによつて再結晶が完全に起こらなかったことを示しており、この場合には、顕微鏡観察によればバンド組織が残っており、リジング性を劣化させる原因となつている。それに対して、焼なましにより完全に再結晶した場合は、集合組織はランダムに近くなり、組織が一般的な再結晶粒となるため、リジング性はきわめて良くなる。

リジングの生成機構については多くの報告があり、そのいずれも、バンド状組織の存在が主因であり、変形挙動の異なるバンド状組織が板幅方向に隣接して存在し、加工された場合、その変形挙動の差がリジングとして現われるということでは一致している。しかしながら、バンド組織の成因については、異なつた意見があり、オーステナイト変態を経た層と経ていないフェライト層との変形抵抗の差によるもの¹⁶⁾、バンド状炭化物の存在によるもの¹⁷⁾、偏析によるものとするもの¹⁸⁾²²⁾、結晶の塑性異方性に基づくもの^{23)~24)}などがある。これらはすべて一般のフェライト系ステンレスについての知見であり、今回の試験のような、フェライト単相の材料については、オーステナイト変態によつて生じる変化をバンド組織の成因にする説は成立たない。

今回、Ti 添加鋼について得られたバンド組織の特徴は

- (i) 熱延板の中心部にのみ生じ、鮮明な〈110〉繊維組織を有していること
- (ii) 熱延板焼なましによつて再結晶し、消失させることが可能であるが、再結晶温度は表面部に比してきわめて高いこと
- (iii) 再結晶粒は表層部に比べて粗大であることなどが挙げられる。

これらの事実から、バンド組織の成因は、板厚中心部における熱延工程での温度低下が表面部に比較して少ないため回復が容易に起こり、その結果、歪みエネルギーの高い場所が存在しにくくなり、圧延方向に伸びた再結晶の起こりにくい領域が熱延終了時まで残存することであ

ると推測される。この考え方は、SUS 430 について得られた大橋の結論²³⁾とよく一致し、安定化の有無にかかわらず、フェライト系ステンレスでは、このようなメカニズムでバンド組織が形成されるものであらう。大橋は、バンド組織は熱的に安定であり、900°C 以下の熱延板焼なましでは、再結晶による微細化が起こらないとしている。今回の結果によれば、Ti 無添加の場合は 950°C の焼なましでやつと再結晶するが、Ti 添加鋼では、より低温で再結晶し、しかも再結晶粒が細くなる、また、Ti 添加の有無にかかわらず、低温圧延の方がより低い焼なまし温度で再結晶し、リジング性も向上する、などの事実が明らかになつた。

Ti を添加することにより、バンド組織部が低温焼なましで微細に再結晶するのは、Ti(C, N) の分散析出により再結晶の核生成が容易になるためと考えられ、低温熱延の場合ほど再結晶温度が低くなるのは、熱延板中に蓄積される歪み量が低温圧延の方が大きく、再結晶しやすくなるためと考えられる。この点を確認するために、0.20%Ti の試料 No. 3 と、0.46%Ti の試料 No. 5について、熱延板の蓄積歪みを MoK_β 線による (321) 回折線の積分幅から求めた結果を Table 4 に示す。表から明らかなように、蓄積歪み量は熱延終了温度が低いほど大きく、また Ti 量が多いほど大きい。したがつて、再結晶温度の差は蓄積歪みの差として解釈することが可能である。意外に思われたのは、熱延板の中心部と表面部とで、ほとんど蓄積歪みに差が無いことである。この結果からは、中心部のバンド組織は蓄積歪みが少ないから再結晶温度は表面部より高いという説明は不可能であり、中心部と表面部との再結晶温度の差は、熱延板での結晶方位の差によるところが大きいのではないかと考えられる。

以上、17Cr 鋼を低炭、窒素にし Ti を添加した場合、熱延温度を下げ、Ti 添加量に応じた適切な温度で熱延板焼なましを行えば、リジングのきわめて軽微な材料が得られることを述べたが、深絞り性が良いため相当

Table 4. Results of strain measurement in hot-rolled sheet from (321) peak of MoK_β line.

Specimen	Finishing temperature	$\epsilon (\times 10^{-3})$	
		Surface	Center
No. 3 (0.20Ti)	850°C 550°C	0.35 0.50	0.37 0.51
No. 5 (0.46Ti)	850°C 650°C	0.46 0.68	0.44 0.68

厳しい加工が要求されることになり、その場合、Ti のみの添加では、加工後の肌荒れが十分に減少しない欠点が残る。肌荒れは材料の結晶粒度と相関があり、結晶粒度をより細かくする安定元素として Nb, Zr などが考えられるが、これらの元素を添加した時の挙動については、次報に報告する予定である。

5. 結 論

Ti 添加低炭素 17Cr 鋼板の深絞り性、リジグ性におよぼす熱延および熱延板焼なまし条件の影響を調査するため、2 種類の実験を行い、次のような結果が得られた。

(1) 冷延焼なまし後の r 値は、熱延終了温度を 700 °C 以下にし、熱延板焼なましを行わない場合、非常に高い値を示すが、リジグ性は良くない。熱延板焼なましを行うと、 r 値はやや減少し、熱延終了温度の影響が少なくなる。

(2) リジグ性の最も優れた鋼材は、熱延板中心層にあるバンド組織が熱延板焼なましの過程で再結晶により消滅し、しかも再結晶粒が細かい等軸粒である場合に得られる。最適条件は、熱延終了温度、熱延板焼なまし条件、Ti 含有量の組み合わせによつて決定される。

(3) 熱延終了温度は低温であるほど、バンド組織の再結晶温度が低下し、したがって、熱延板焼なまし温度を低くできるので有利である。

(4) 熱延板焼なましは、バンド組織が再結晶し、しかも粒の粗大化が生じない温度範囲で行うことが必要であり、温度が高過ぎると、オレンジ・ピール発生の危険性が大きくなる。最適温度範囲は熱延終了温度および Ti 含有量によつて異なるが、急熱焼なましの方が等軸再結晶粒を生じやすく、徐熱焼なましより有利である。

(5) Ti を添加し、その量を増すことにより、上記の条件を満足する熱延終了温度範囲が高温側にひろがり、また熱延板焼なまし温度を低温側に寄せることが可能になる。

(6) 以上の結果から、Ti 添加フェライト系ステンレス鋼の製造に際し、熱延板焼なまし工程は、リジグ性を改善するためには不可欠の工程であるが、製品の r 値向上の面から見ればむしろマイナスの方向に働く工程であることがわかる。

文 献

- 1) R. M. DAVISON: Met. Trans., 5 (1974) p. 2287
- 1) 沢谷 精, 清水邦彦, 中山 正, 三好正則: 鉄と

- 鋼, 63(1977). p. 843
- 3) 門 智, 山崎恒友, 坂本 徹, 中川恭弘, 田海幹生, 泉 総一, 芦浦武夫, 内田尚志: 鉄と鋼, 64(1978), p. 548
- 4) 門 智, 山崎恒友, 坂本 徹, 泉 総一, 沢谷精, 中山 正, 製鉄研究, 292(1977), p. 55
- 5) 松村 理, 松尾宗次, 大関芳雄, 速水哲博: 鉄と鋼, 62(1976), S 227, S 228
- 6) 松尾宗次: 製鉄研究, 292(1977), p. 1
- 7) 沢谷 精, 清水邦彦, 中山 正, 平井 卓: 鉄と鋼, 63(1977), p. 832
- 8) H. C. CHAO: Trans. ASM, 60 (1967), p. 37
- 9) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 717
- 10) R. N. WRIGHT: Met. Trans. 3 (1972), p. 83
- 11) R. N. WRIGHT: Met. Trans., 7A (1976), p. 1385
- 12) M. YANTAÇ, W. T. ROBERTS, and D. V. WILSON: Texture, 1 (1972), p. 86
- 13) 五弓勇雄, 鈴木敬次郎, 猪野信吾: 日本金属学会誌 34(1970), p. 452
- 14) 五弓勇雄, 鈴木敬次郎, 猪野信吾: 日本金属学会誌, 34(1970), p. 516
- 15) 宮地博文, 渡辺 敏, 金子良一: 日本金属学会誌 42(1978), p. 266
- 16) H. G. APPEL, H. BECKER, : Z. Metallk., 54 (1963), p. 724
- 17) L. N. NEMETHY, P. B. DENNIS: Proc. Electr. Fur., 18 (1960), p. 342
- 18) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 1017
- 19) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 1121
- 20) J. D. DEFILIPPI, H. C. CHAO: Met. Trans., 2, (1971), p. 3209
- 21) 鈴木敬次郎, 浅見昭三郎, 鈴木積善: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 855
- 22) 鈴木敬治郎, 浅見昭三郎, 鈴木積善: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1607
- 23) 大橋延夫: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 519
- 24) E. POUILLARD, B. OSDOIT: Rev. Met., 66 (1969), p. 763
- 25) 吉岡啓一, 竹田元彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 62(1976), S 743
- 26) J. THOMPSON and J. L. LAMONT: Proc. Electric Fur. Conf., (1961), p. 70
- 27) A. RANDAK: 独特許, Pat. No. 1483305 (1965)
- 28) 沢谷 精, 南野 繁, 山口美紀: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 759
- 29) 中川恭弘, 坂本 徹, 山内 勇: 未発表