

© 1992. ISIJ

論 文

SUS304 ステンレス鋼薄板の塑性異方性に 及ぼす熱延および冷延条件の影響

住友 秀彦*・吉村 博文*²・上田 全紀*³

Effects of Hot Rolling and Cold Rolling Conditions on Plastic Anisotropy of SUS304 Stainless Steel Sheet

Hidehiko SUMITOMO, Hirofumi YOSHIMURA and Masanori UEDA

Synopsis:

The effects of hot rolling and cold rolling conditions on plastic anisotropy of SUS304 stainless steel sheet have been investigated with respect to earing behavior. The results obtained are as follows:

(1) The grain coarsening of the microstructure before cold rolling by the control of hot rolling and annealing temperatures suppressed the formation of main component $\{112\} \langle 111 \rangle$ in the product sheet, and was effective in decreasing the 45° ears.

(2) The coarsened grain of hot rolled plate was obtained at the following conditions; heating pre-hot rolled plate at the higher temperature ($\geq 1100^\circ\text{C}$), cooling it to relatively lower temperature ($900 \sim 970^\circ\text{C}$) and then starting the finish hot rolling.

(3) When the cold rolling temperature was above 40°C , the 45° ears were formed. On the other hand, the 0° and 90° ears were formed in the case of the cold rolling temperatures below 0°C . It was concluded that, the 45° ears were formed by component $\{112\} \langle 111 \rangle$, while the 0° and 90° ears were formed by components $\{210\} \langle 001 \rangle$ and $\{110\} \langle 001 \rangle$.

(4) The combination of processes of the controlled hot rolling and the cold rolling at lower temperatures, results in the low plastic anisotropy of the product sheet even in the case of the omission of hot rolled plate.

Key words: austenitic stainless steel; earing; texture; plastic anisotropy; hot rolling; cold rolling; annealing; martensitic transformation.

1. 緒 言

SUS304 薄板の製造は、通常、熱延板を焼鈍し、引きつづき酸洗、冷延して最終焼鈍を行う方法が採用されている。この中で熱延板の焼鈍は、普通鋼板では行われていないステンレス鋼特有の熱処理であるが、その主目的は熱延巻取り過程で生じる Cr 炭化物の固溶化である。

最近、熱延ミルの一連の機器能力の向上が進み、Cr 炭化物が析出しやすい $600 \sim 850^\circ\text{C}$ を急冷して巻き取る、いわゆる低温巻取処理が実用的に可能となってきた。このため、固溶化熱処理の必要性がなくなり、省工程・高能率化の観点から熱延板の焼鈍処理を省略しようとする機運が高まってきている。しかし、単に焼鈍を省略しただけの方法で製造した場合は、薄板製品板の材質、とりわけ加工性の指標となる塑性異方性に注目すると、イ

ヤリングが著しく増大すると言われており¹⁾、焼鈍を省略するにあたっては、これを改善するためにその前工程の熱延あるいは後工程での冷延に新たな知見を織り込んだ、新しい技術を開発しなければならない。

SUS304 と同じ結晶構造を持つ FCC 金属の塑性異方性とイヤリングに関しては、TUCKER²⁾ が Al の単結晶を用いて詳細な解析を行っており、集合組織と関連づけて制御することにより改善できることを理論的に示唆している。また、金武ら³⁾ はこの理論を多結晶材料に適用し、集合組織を三次元分布関数で表すことにより、イヤリングの発生挙動を理論的に類推する試みを行っているが、いずれも実用的な薄板製造条件との関係については言及されていない。

SUS304 熱延板の金属組織はそのほとんどがオーステナイト (γ) 相であるが、これを冷延すると一部マルテ

平成 3 年 4 月 23 日受付 (Received Apr. 23, 1991)

* 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari R&D Lab., Nippon Steel Corp., 3434 Shimata Hikari 743)

*2 新日本製鉄(株)光技術研究部 工博 (Hikari R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

*3 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

ンサイト (α') 相へと変態し、また最終焼鈍では $\alpha' \rightarrow \gamma$ の逆変態によって、再び γ 相となり薄板製品板の最終的集合組織が形成されていることはよく知られている⁴⁾。従って、塑性異方性に影響を及ぼす薄板製品板の集合組織は、冷延前 γ 相の状態や冷延中での α' 相形成挙動に著しく影響されると予想されるが、これらの関係を詳細に検討した報告はほとんどない。

そこで、本研究では γ 系ステンレス鋼の代表である SUS304 について、塑性異方性に及ぼす熱延板焼鈍の金属組織学的効果を再確認すると共に、この工程を省略しても低イヤリングが得られる熱延および冷延の基本条件を調べた。また、これらの現象を集合組織面より解析し、低イヤリング材製造の可能性について考察した。

2. 実験方法

供試材は、商用の 60 t 電気炉で溶製され、熱延された SUS304 を用いた。また、比較材として一部の実験には安定な γ 相を有する SUS310S を併用した。これらの化学成分を Table 1 に示す。

実験は、熱延板焼鈍に関する実験(A)、熱延に関する実験(B)および冷延に関する実験(C)に分けられる。

実験(A); まず、通常製造法において熱延板の焼鈍温度を変えた実験では、板厚 5 mm の市販熱延板 (仕上熱延嚙込温度 1020°C) を用い、900~1200°C に加熱、1 s 保定後水冷の熱処理を行った。次いでデスクール後、嚙込温度 60°C で冷延し、板厚 0.7 mm (圧下率 86%) とした。また、比較として熱延板焼鈍省略も実施した。

実験(B); 次に、熱延板焼鈍省略を前提として熱延温度を変えた実験を行った。実験にはワークロール直径 900 mm、圧延速度 1500 mm/s の熱間圧延機を用いた。板厚 13 mm の粗熱延板を 1100°C に加熱、600 s 保定後、大気中に 20~45 s 放置して表面温度を 900~1000°C 間で変化させた後、ただちに熱延ロールへ嚙み込ませた。熱延は 3 パスを連続して行い、最終板厚を 5 mm (全圧下率 62%, 平均パス当たり圧下率 30%) とした。熱延後はただちに水冷した。以上の熱延板をデスクール後、嚙込温度 60°C で冷延し、板厚 0.8 mm (圧下率 84%) とした。

実験(C); 更に、冷延温度を変えた実験では、板厚 5 mm の SUS304, SUS310S 市販熱延板 (仕上げ熱延嚙

込温度 1020°C で熱延板焼鈍を省略したもの) を用い、デスクール後ただちに冷延に供した。冷延での嚙込温度は 0~80°C 間で種々変化させた。材料温度の調整には温水槽を用いた。冷延の最終板厚は 0.7 mm (圧下率 86%) とした。

以上の 3 とおりの処理材について、最終焼鈍は、1100°C に加熱、10 s 保定後空冷の熱処理を行った。

最終焼鈍後の塑性異方性の評価は、イヤリング試験により行った。すなわち、80 mm ϕ のブランクを切削により切り出し、40 mm ϕ の平頭ポンチを用いた円筒深絞り試験を行い、下式を用いてイヤリング率 (h_e) を計算した。

$$h_e = \frac{h_{max} - h_{min}}{(h_{max} + h_{min})/2} \times 100 (\%)$$

ここで、 h_{max} は円筒カップの底からイヤリングの山までの高さを表し、 h_{min} は谷までの高さを表す。

各処理過程における光学顕微鏡組織を観察すると共に、集合組織を調べた。X 線回折には Mo-K α 線を使用し、板厚中心層の {100} 正極点図と逆極点図を作成し、ランダム試料の値を基準として集合組織を判定した。

冷延板での α' 量の測定には、Förster 社製フェライト含量計を用いた。

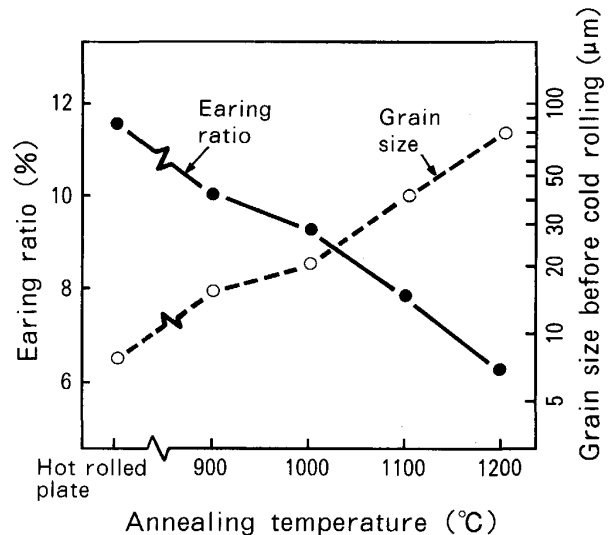


Fig. 1. Effect of annealing temperature of hot rolled plate on grain size before cold rolling and earing ratio of SUS304 sheets.

Table 1. Chemical composition of materials used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N
SUS304	0.065	0.51	0.83	0.025	0.006	8.7	18.1	0.10	0.10	0.035
SUS310S	0.047	0.63	0.87	0.030	0.003	19.6	24.6	0.22	0.10	0.019

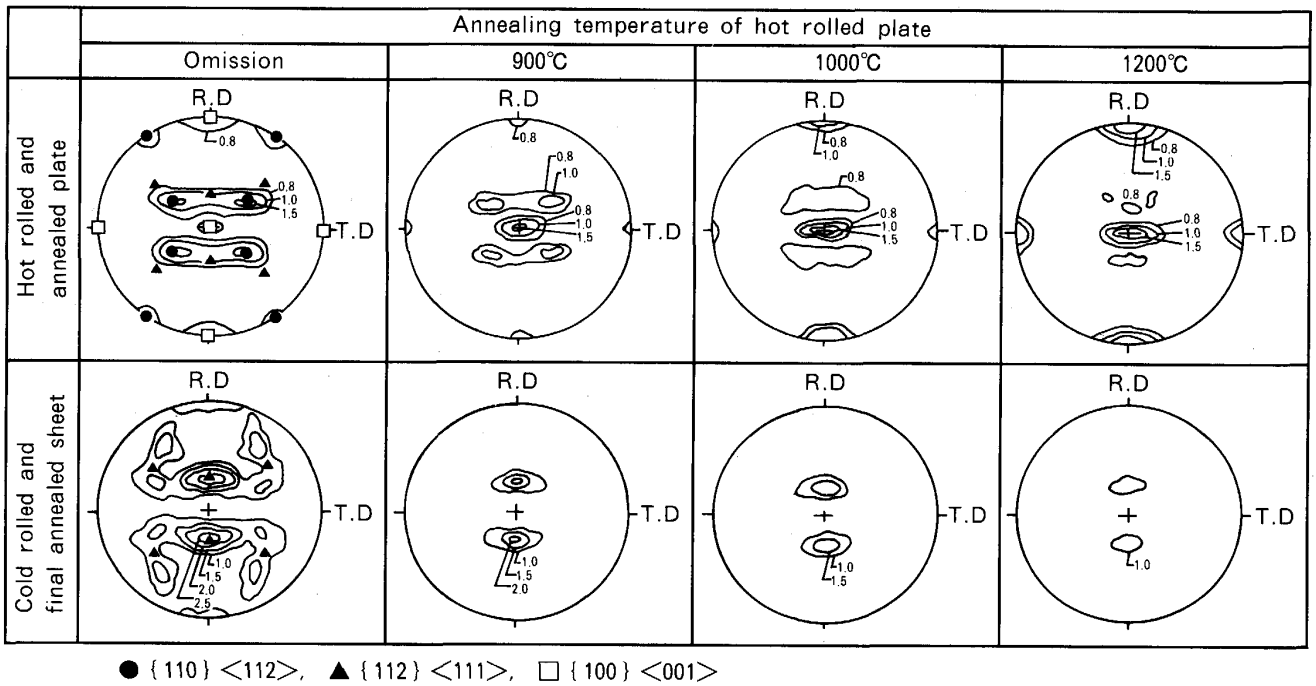


Fig. 2. Effect of annealing temperature of hot rolled plate on {100} pole figures of SUS304 sheets.

3. 実験結果

3.1 熱延板焼鈍温度の影響

実験(A)において、通常製造法における熱延板焼鈍の有無および焼鈍温度とイヤリングの関係調べた。

熱延板焼鈍省略材と焼鈍温度を 900~1200°C 間で変化させたものをそれぞれ冷延し、最終焼鈍した後の薄板製品板のイヤリング測定結果を Fig. 1 に示す(図中熱延板は plate, 薄板製品板は sheet と記した)。同図には冷延前の組織の平均結晶粒径の関係も併記した。イヤリング率は熱延板、つまり焼鈍を単に省略した場合が最も高いが、焼鈍を行いかつその温度が高くなるにつれ、結晶粒径の増大と共に低下してくる。いずれの場合も、イヤリングの山は圧延方向に対して 45° 方向に傾いた位置に、また谷は 0°, 90° 方向に認められた。このように薄板製品板の塑性異方性が冷延前焼鈍温度により変化する現象は安保ら⁵⁾も塑性歪み比(r 値)の測定で観察している。

熱延板および熱延焼鈍板の集合組織とそれらを冷延・焼鈍した時の集合組織を合わせて Fig. 2 に示す。熱延板の集合組織の主方位には {110} <112>, 副方位には {112} <111> に近い方位と {100} <001> 方位が観察されるが、焼鈍および焼鈍温度の上昇により {110} <112> 方位は逐次減少し、{100} <001> 方位が発達してくる。一方、冷延焼鈍後の集合組織は、上記冷延前

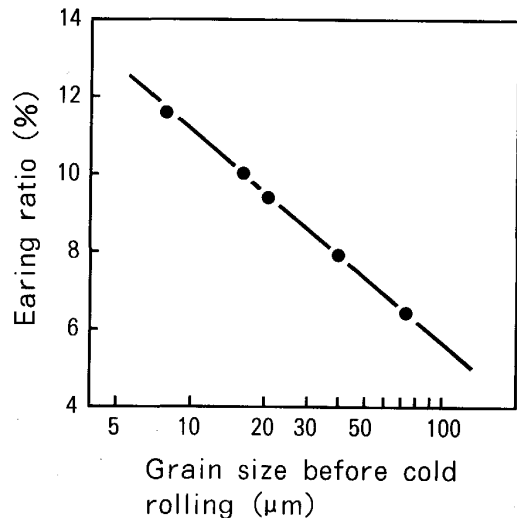
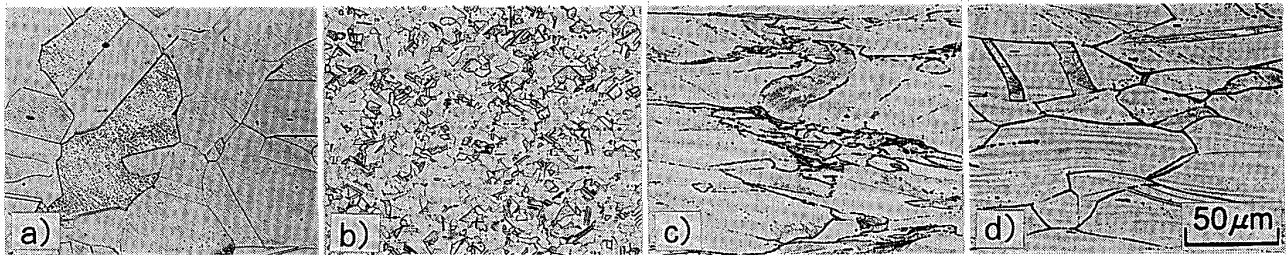


Fig. 3. Effect of grain size before cold rolling on earing ratio of SUS304 sheets.

の集合組織の変化とは関係なく、いずれの場合も主方位は {112} <111> に近い方位であった。この方位は、γ 系ステンレス鋼の再結晶集合組織として広く知られている方位である^{6)~8)}。同方位の尖鋭化は熱延板焼鈍温度が低いほど発達するが、Fig. 1 の関係と考え合わせると、冷延前組織が細粒なことと対応し、かつその傾向はイヤリング率の変化とも一致している。以上の結果より、冷延前結晶粒径とイヤリング率の関係を求め Fig. 3 に示したが、両者の間には結晶粒径が小さくなるとイヤリン



a) Before hot rolling (Heating temperature : 1100°C)
b) H. R. T. : 1000°C c) H. R. T. : 970°C d) H. R. T. : 900°C

Photo. 1. Microstructural changes of SUS304 hot rolled plates at various Hot Rolling Temperature (H. R. T.).

率は大きくなるという良い相関関係が認められた。

このように、通常法における熱延板焼鈍の効果は、冷延前の結晶粒径を粗大化させることによりイヤリングを低下させる働きをしていることがわかる。

3.2 熱延温度の影響

次に、熱延板焼鈍を省略することを目的に、前述での比較的高温焼鈍の場合の結晶粒を基準として、これと同じ程度の粒径が得られるような熱延嚙込温度の影響を実験(B)によって調べた。

熱延前後の試料の板厚中心部の光学顕微鏡組織を熱延嚙込温度ごとに Photo. 1 に示す。粗熱延板を 1100°C に加熱した時の組織は、結晶粒径が 50~70 μm 程度の粗大粒となっている。この材料を 1000°C で熱延すると、組織は再結晶により細粒化されて粒径数 μm 以下の微細粒となった。しかし、嚙込温度を 970°C に下げた場合は変形組織中の粒界三重点に微細再結晶粒が形成されて混合組織となっている。更に、嚙込温度を 900°C まで下げた場合は熱延前の粗大粒組織がこの温度まで凍結されたような形となり、単に圧延方向に伸ばされた展伸粒状態を呈する。このように顕著な組織変化が認められるのは、井上ら⁹⁾が指摘するように、本実験条件での再結晶停止温度が 970°C 直下に存在するためと推定される。高温熱延での微細再結晶粒については、高速圧延実験であるが、斉藤ら¹⁰⁾の報告もある。以上のことより一度高温域で熱処理して結晶粒を粗大化し、しかるのち再結晶しない低温域に持ちきたして仕上げ熱延を行えば、粗大粒つまり焼鈍を行った場合と同じような粒界面積を持った熱延板が得られることがわかる。

これらの熱延板を冷延し、最終焼鈍した時の薄板製品板のイヤリング測定結果を Fig. 4 に示す。イヤリング率は嚙込温度が 1000°C 以上で急激に増大する特徴ある挙動を示した。なお、いずれの熱延温度においても、イヤリングの山は圧延方向に 45° 傾いた位置に発生している。

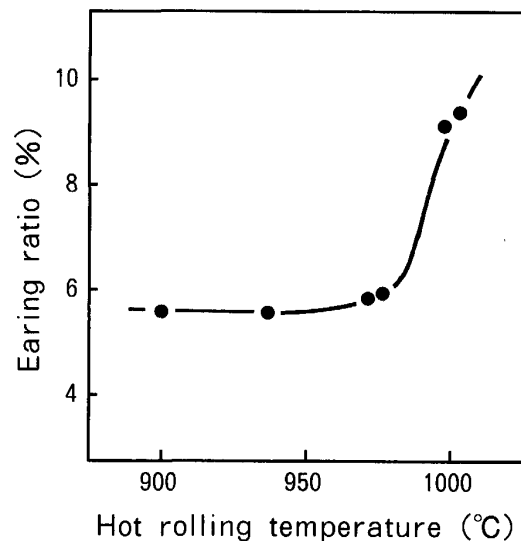


Fig. 4. Effect of hot rolling temperature on earing ratio of SUS304 sheets.

この時の薄板製品板の板厚中心部の板面に平行な代表的結晶方位の軸密度を Fig. 5 に、また、熱延温度が 900°C と 1000°C での {100} 正極点図を Fig. 6 に示す。Fig. 5 より薄板製品板の集合組織は、熱延嚙込温度が 1000°C では {112} 方位が急増し、かつ {210}, {110} 方位が減少して、優先結晶方位が明瞭に形成されることがわかる。しかし、嚙込温度が 970°C 以下ではいずれの方位も軸密度は 1.2~1.4 の範囲にあり、各方位間の差は認められない。正極点図の Fig. 6 によると、この優先方位は {112} <111> に近い方位であり、先に述べたように、γ系ステンレス鋼の代表的再結晶集合組織であった。このように 900~1000°C 間での急激な集合組織の変化は、イヤリングの挙動とも極めて良く一致する。

3.3 冷延温度の影響

SUS304 は、室温付近の冷延温度領域では、加工によって一部 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 相へ変態を生じる。この変態によって冷延時あるいはその後の組織、とりわけ次工程での焼鈍に

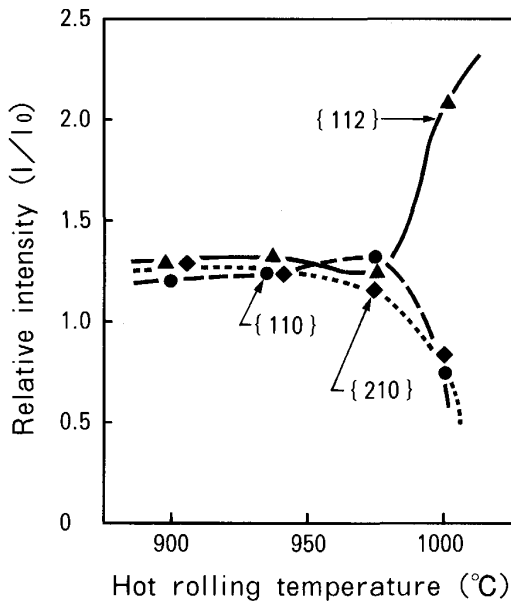


Fig. 5. Effect of hot rolling temperature on X-ray diffraction intensity of SUS304 sheets.

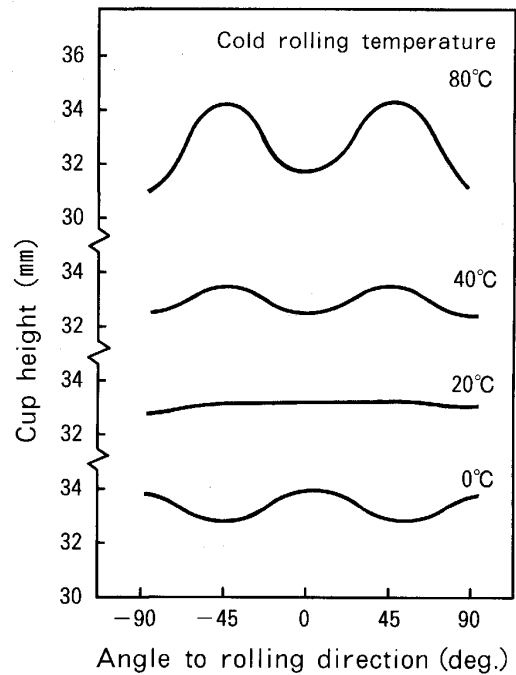


Fig. 7. Effect of cold rolling temperature on the cup height of SUS304 sheets.

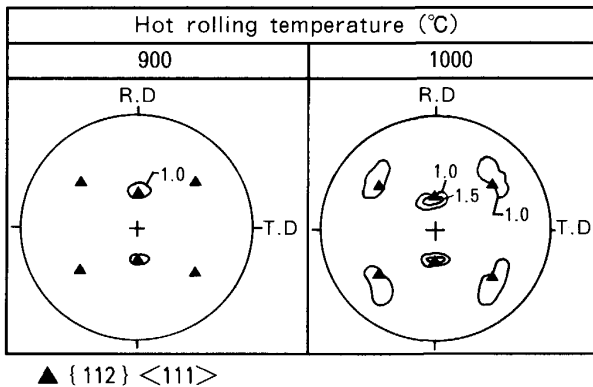


Fig. 6. Effect of hot rolling temperature on {100} pole figures of SUS304 sheets.

おける再結晶核生成の面で、挙動が異なってくるのが予想される。そこで、実験(C)においてγ相の安定度が異なる SUS304 と SUS310S の熱延板焼鈍を省略したものを用いて、イヤリングに及ぼす冷延温度の影響を調べた。

まず、SUS304 のイヤリングの形状を冷延温度を変えて示すと Fig. 7 のようになる。イヤリングの山は冷延温度が 40~80°C の場合は 45° 方向に形成され、谷は圧延方向とその直角方向に形成される。しかし、冷延温度が 0°C と低くなった場合のイヤリングの山は、圧延方向とその直角方向、すなわち、0°, 90° 方向に変化し、逆に 45° 方向は谷となる。一方、SUS310S の場合は、イヤリングの山はいずれの冷延温度においても 45° 方向であった。すなわち、SUS304 ではイヤリングの山お

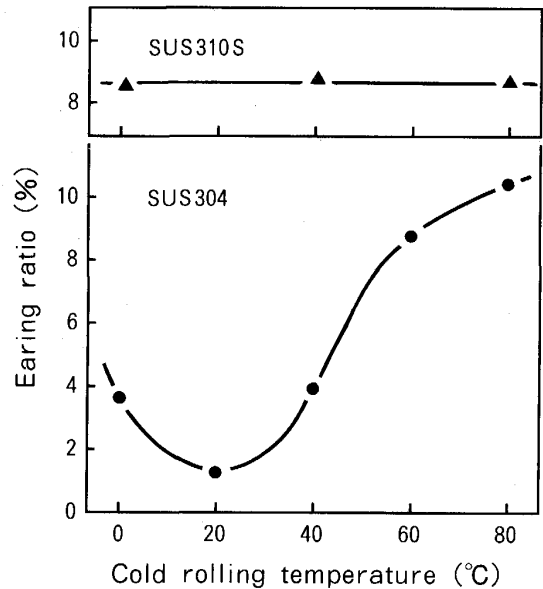


Fig. 8. Effect of cold rolling temperature on earing ratio of SUS304 and SUS310S sheets.

よび谷の発生する位置が冷延温度によって逆転する現象を示すのに対し、SUS310S では常に一定位置にイヤリングの山が形成される。

これらの結果から、イヤリング率と冷延温度の関係を示すと Fig. 8 のようになる。SUS304 のイヤリング率は冷延温度の影響を顕著に受け、1~11% の間で大きく変化し、とくに 20°C で最小値を示す特徴ある挙動を示

す。一方、 γ 相の安定な SUS310S のイヤリング率は冷延温度依存性を全く示さず、約 9% の一定値であった。

冷延後の α' 量を Fig. 9 に示す。SUS304 は冷延温度が低いほど加工により多量の α' 相を誘起する。特に 20°C 以下の温度では α' 量が 50% 以上の高い値を示した。一方、SUS310S は γ 相が安定であり、いずれの冷延温度でも α' 相は形成されない。この結果より、冷延組織が γ 相主体の場合は、薄板製品板のイヤリングは 45° 方向に形成されるが、 α' 相が 50% を超えた冷延組織になると、イヤリングは 0°, 90° 方向に形成されてくることがわかる。

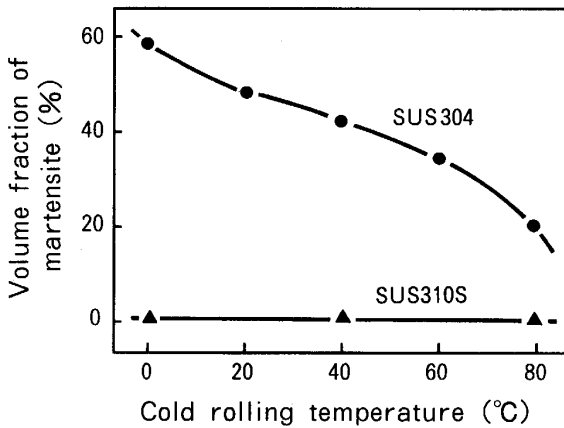


Fig. 9. Effect of cold rolling temperature on the volume fraction of martensite in SUS304 and SUS310S sheets.

薄板製品板の集合組織を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。SUS304 の場合、冷延温度が高いと $\{112\}$ 方位が強く形成されるが、温度が下がるにつれてこの方位は減少し、逆に $\{210\}$ および $\{110\}$ 方位が現れてくる。

Fig. 11 によると、以上の尖鋭方位は $\{112\} \langle 111 \rangle$ に近い方位および $\{210\} \langle 001 \rangle$, $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位であることがわかる。一方、SUS310S では冷延温度による

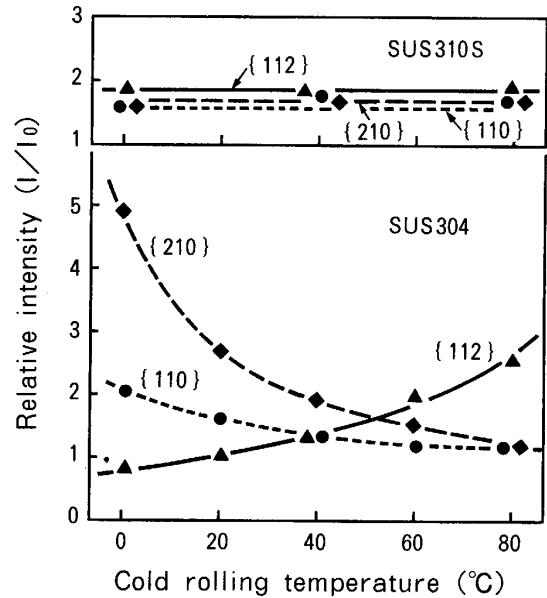


Fig. 10. Effect of cold rolling temperature on X-ray diffraction intensity of SUS304 and SUS310S sheets.

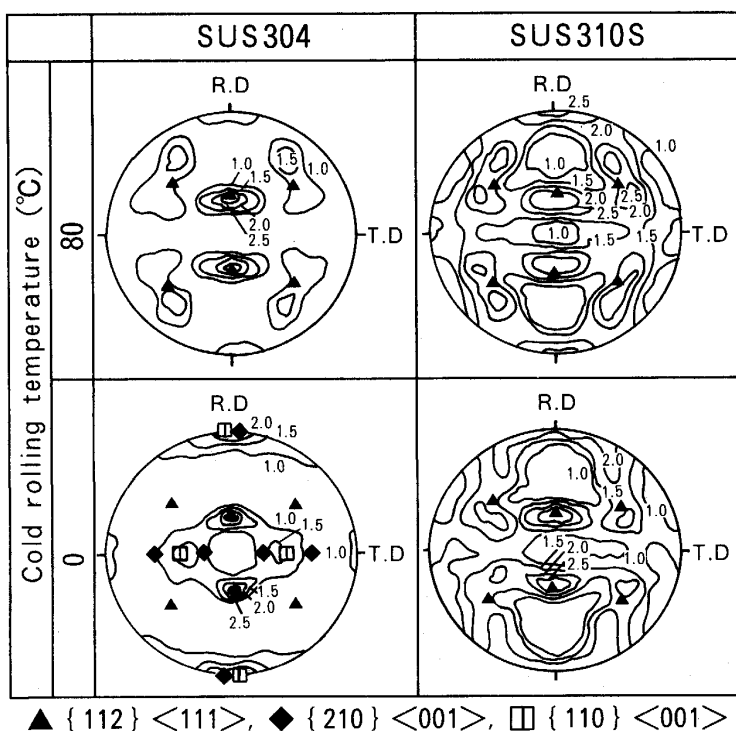


Fig. 11. Effect of cold rolling temperature on $\{100\}$ pole figures of SUS304 and SUS310S sheets.

集合組織の変化は認められず、主方位はいずれも $\{112\} \langle 111 \rangle$ であった。

4. 考 察

4.1 イヤリングと集合組織の関係

SUS304 のイヤリング形成に及ぼす熱延および冷延の影響を本実験結果に従ってまとめてみると Table 2 のようになる。表中網かけ部分はイヤリングが低減する条件である。すなわち、熱延および熱延板焼鈍工程での組織の影響は、薄板製品板での 45° 方向のイヤリング形成に参与し、これらは $\{112\} \langle 111 \rangle$ 方位によりもたらされる。Fig. 3 の結果によると、この 45° 方向のイヤリングは冷延前結晶粒が細粒なほど、すなわち粒界面積が多いほど大きい。このことは、 $\{112\} \langle 111 \rangle$ の発生が粒界に依存している可能性を示唆しているものである。

再結晶粒の優先核発生箇所が冷延前初期粒界近傍に形成されやすいことは、阿部ら¹¹⁾の純鉄による研究や潮田ら¹²⁾の Fe-N 合金による研究など広く観察されている。低温熱延によりイヤリングが低下した理由も、高温で形成された粗大な旧 γ 粒の粒界がそのまま持ちこたされて、単に展伸粒化し、高温熱延により得られた再結晶粒組織よりも粒界面積が小さくなっているためと考えると良く理解できる。

以上のごとく、従来熱延板焼鈍によりもたらされていた薄板製品板での塑性異方性の低減について、冷延前組織の粒界面積減少の観点から考察したが、製品板での低異方性が $\{112\}$ 再結晶粒の偏在により抑制されるとの考え¹³⁾もあり、この点に関しては方位コロニーの解析

が必要である。

一方、冷延では α' 相の発生量により、再結晶集合組織が大きく変化し、イヤリングの発生箇所も顕著に異なることが確認された。一般に、SUS304 の冷延集合組織の γ 相は $\{110\} \langle 112 \rangle$ と $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位であり、 α' 相の冷延集合組織は $\{111\} \langle 112 \rangle$ 、 $\{112\} \langle 110 \rangle$ および $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位であると言われている⁴⁾。そして、最終焼鈍では、 α' 相はまず γ 相の $\{110\}$ 方位へ逆変態し、更に温度が上がるとこの方位は $\{112\}$ 方位に侵食され、最終的には γ 相の $\{112\}$ 方位が主方位になるとされている⁸⁾。しかし、本実験のように、 α' 相を 50% 以上含んだ時の再結晶後の γ 相集合組織は従来の結果と著しく異なり、 $\{210\}$ と $\{110\}$ の副方位が顕著に発達し、特有のイヤリングを形成した。このような低温圧延による集合組織の変化は、岡ら¹⁴⁾も SUS304 を -80°C で冷延・焼鈍した時に観察している。低温冷延による α' 相の内部歪みの増大と残留 γ 相の減少による影響が考えられるが、その機構に関しては更に検討を要する。


4.2 熱延板焼鈍省略工程でのイヤリング低減方法

以上の結果、薄板製品板のイヤリングを低減させるには、集合組織のランダム化、すなわち、主方位の尖鋭化阻止と、主方位の塑性異方性を相殺する副方位集合組織の適量混合が必要である。

熱延板の焼鈍および省略実験における一連の結果から、集合組織のランダム化には冷延前組織を粒界面積の少ない粗粒組織とするのが効果的なことが判明した。この結果より熱延板焼鈍省略を行いつつイヤリングを低減させるには、高い温度域での粗熱延で粒の粗大化を図り、

Table 2. Effects of processing conditions on texture and earing behavior of SUS304 sheets.

	Processing conditions				Texture	Earing
	Finish hot rolling	Annealing	Cold rolling	Annealing		
A	1,000 °C	1,200 ~ 1,100 °C	60 °C	1,000 °C	Weak	Low
		1,000 ~ 900 °C	"	"	$\{112\} \langle 111 \rangle$	45° ears
B	1,000 °C	Omission	60 °C	1,000 °C	$\{112\} \langle 111 \rangle$	45° ears
	970 ~ 900 °C	"	"	"	Weak	Low
C	1,000 °C	Omission	$\geq 40^\circ\text{C}$	1,000 °C	$\{112\} \langle 111 \rangle$	45° ears
			20 °C	"	$\{112\} \langle 111 \rangle$ $\{210\} \langle 001 \rangle$ $\{110\} \langle 001 \rangle$	Low
			$\leq 0^\circ\text{C}$	"	$\{210\} \langle 001 \rangle$ $\{110\} \langle 001 \rangle$	0°, 90° ears

 Conditions for getting low earing.

仕上熱延は再結晶化しない比較的低い温度に下げて粗大粒の凍結を行い、単に展伸粒化させる低温仕上熱延の方法が考えられる。

また、通常の製造法で形成される SUS304 薄板製品板の集合組織は主方位が $\{112\} \langle 111 \rangle$ に近い方位であるが、この方位により形成されている塑性異方性を打ち消すことができる他の集合組織には、 $\{210\} \langle 001 \rangle$ や $\{110\} \langle 001 \rangle$ があることが確認できた。これらの副方位を適量混合させる方法としては、冷延温度の低下が効果的である。以上の副方位の発達は冷延組織に多量の α' 相を含ませることにより得られる。冷延工程で α' 相を活用するには、この他、成分系の γ 安定度を下げる方法が考えられるが、C, N, Mn, Ni 等の低減により γ 相を不安定化させると同様にイヤリング低減効果が期待できることが報告されている¹⁵⁾。

5. 結 言

SUS304 薄板のイヤリング形成挙動に及ぼす熱延および冷延条件の影響を検討し、以下の知見を得た。

まず、熱延条件に関して、

(1) イヤリング率と冷延前の結晶粒径の間には強い相関関係が認められ、粗大粒ほど低下する。

(2) 冷延前結晶粒の粗大化によるイヤリング率の低減は、薄板製品板での主方位 $\{112\} \langle 111 \rangle$ の発達を弱め、集合組織をランダム化するためと推察された。

(3) 熱延-焼鈍省略工程におけるこの粗粒化は、まず粗熱延板を高温に保持して粒の粗大化を図り、しかる後、再結晶化しない比較的低温に持ちきたして仕上げ熱延することにより得られる。

次に、冷延条件に関して、

(4) 冷延温度が 80°C と高い場合は、製品板でのイヤリングの山は圧延方向に対し 45° の位置に現れるが、冷延温度が下がるにつれしだいに低くなり、20°C で最小となる。更に低温になり、冷延組織に α' 相が 50%

を超えると、この山は 0°, 90° の位置に現れる。一方、冷延で α' 相を形成しない SUS310S では、冷延温度によらず常に 45° 方向のイヤリングを形成した。

(5) 45° 方向のイヤリングは $\{112\} \langle 111 \rangle$ 方位の集積により、また、0°, 90° 方向のイヤリングは $\{210\} \langle 001 \rangle$ と $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位の集積により形成されると推察された。これらの集合組織を適量混合させると、塑性異方性は互いに打ち消されイヤリングが消滅する。

以上の結果から、熱延板の焼鈍を省略した製造法において、冷延前結晶粒を粗大化する熱延条件と α' 相を活用した冷延条件の組合せによりイヤリングの低減は可能であることが示された。

文 献

- 1) 谷野 満, 岡本正幸, 荒川基彦: 鉄と鋼, **66** (1980), S1304
- 2) G. E. G. TUCKER: Acta Metall., **9** (1961), p. 275
- 3) 金武直幸, 戸沢康壽, 林十志雄: 塑性と加工, **24** (1983), p. 283
- 4) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME, **233** (1965), p. 103
- 5) 安保秀雄, 牟田 徹, 野口 栄, 三好政則: 公開特許公報特開昭 50-83222 (出願1973)
- 6) M. J. DICKSON and D. GREEN: Mater. Sci. Eng., **4** (1969), p. 304
- 7) C. S. HUANG and P. W. KAO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **29** (1989), p. 64
- 8) 住友秀彦: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 558
- 9) 井上 毅, 落田義隆, 川田昭二: 神戸製鋼技報 R&D, **29** (1979) 4, p. 93
- 10) 齊藤好弘, 左海哲夫, 武田謙三, 加藤健三: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 1146
- 11) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 84
- 12) 潮田浩作, 阿部光延: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 96
- 13) 平松昭史, 肥後裕一, 篠田研一: 日新製鋼技報, **58** (1988), p. 1
- 14) Y. OKA and N. KINOSHITA: Proc. the 6th ICOTOM, Iron Steel Inst. Jpn., Tokyo (1981), p. 883
- 15) H. SUMITOMO and H. YOSHIMURA: Proc. the 7th ICOTOM, NSMS, Netherlands (1984), p. 433