

SUS430 冷延鋼板のローピング特性

濱田 純一*・前田 滋*²・札軒 富美夫*³・阿部 雅之*⁴・進藤 卓嗣*⁵・橋本 聡*⁶

Roping Property of SUS430 Cold-rolled Sheet

Jun-ichi HAMADA, Shigeru MAEDA, Fumio FUDANOKI, Masayuki ABE, Takuji SHINDO and Satoshi HASHIMOTO

Synopsis : This study investigates the origin of the roping of SUS430 ferritic stainless cold-rolled sheet, paying attention to the heterogeneous factors in the hot-rolled sheet thickness, and the effects of the colony structure and the α' phase in hot-rolled sheet on the behavior of the roping during cold rolling. The origin of the roping was the mid-thickness with strong α -fiber texture. As ascertained by temper color method, the hot-rolled sheet with severe roping after cold rolling had large {001} and {111} colonies with different deformation properties, while that with slight roping had a small {001} colony. The behaviors of the roping and the texture during cold rolling depended on the hot rolling condition and cold rolling reduction. The improvement of the roping of SUS430 cold-rolled sheets is brought by the control of {001} colonies in hot-rolled sheet and the formation of the deformation zone around α' phase in high cold rolling reduction.

Key words: ferritic stainless steel; roping; texture; microstructure; α phase; α' phase; deformation zone; recrystallization; hot rolling; cold rolling; temper color method; colony.

1. 緒言

SUS430に代表されるフェライト系ステンレス冷延鋼板はオーステナイト系ステンレス冷延鋼板に比べて安価であり、意匠用、深絞り用などの素材として広範囲に用いられている。しかしながら、オーステナイト系ステンレス冷延鋼板と異なり、表面にローピング、リジング[†]と呼ばれる筋状の凹凸模様が生じる場合がある¹⁾。Fig. 1に示す様にローピングはサブミクロンオーダーの凹凸で、類似形態であるリジングに比べて遙かに小さな凹凸であるが、目視で筋状の皺として認識される。また、冷間圧延時にオイルピットの生成原因にもなる³⁾ことから、意匠性が要求される場合には、防止する必要がある表面欠陥の一つである。リジングの発生機構については、数多くの研究が成されており、基本的には熱延工程で圧延方向に展伸したコロニー(方位の近い結晶集団)が冷延焼鈍後にも残存し、加工時にコロニー間の塑性変形挙動の差により凹凸が発生するとされている^{1,2,4-10)}。近年では、SUS430冷延焼鈍板のコロニー構造がSEM-ECP (Electron Channeling Pattern)やEBSP

(Electron Back Scattering Pattern)を用いて確認され、新しいリジング発生モデルの提案も成されている¹¹⁻¹⁴⁾。ローピングの場合は、冷延工程において発現することから、冷延素材の金属組織の影響を強く受けることが予想される。ところで、フェライト系ステンレス鋼やFe-3%Si鋼の熱延組織は板厚方向に不均一性を有することが知られている¹⁵⁻¹⁸⁾。しかしながら、熱延組織に依存すると考えられるローピン

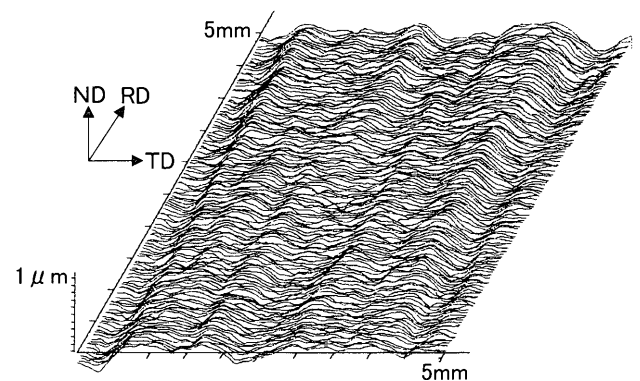


Fig. 1. Surface profile of SUS430 sheet with severe roping.

平成15年9月18日受付 平成15年12月10日受理 (Received on Sep. 18, 2003; Accepted on Dec. 10, 2003)

- * 新日本製鐵(株)光技術研究部(現:新日鐵住金ステンレス(株)研究センター)(Hikari R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Research & Development Center, Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp., 3434 Shimata Hikari 743-8550)
- *² 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所(現:新日鐵住金ステンレス(株)本社)(Steel Research Labs., Nippon Steel Corp., now Head Office, Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.)
- *³ 新日本製鐵(株)光技術研究部(現:新日鐵住金ステンレス(株)名古屋支店)(Hikari R&D Lab., Nippon Steel Corp., now Nagoya Sales Office, Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.)
- *⁴ 新日本製鐵(株)八幡技術研究部(Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁵ 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所(現:(財)工業所有権協力センター)(Steel Research Labs., Nippon Steel Corp., now Industrial Property Corporation Center)
- *⁶ 新日本製鐵(株)光製鐵所(現:新日鐵住金ステンレス(株)本社)(Hikari Works, Nippon Steel Corp., now Head Office, Nippon Steel & Sumikin Stainless Steel Corp.)

† 冷延鋼板に生じる凹凸を武智ら²⁾は冷延リジング、澤谷ら³⁾はリピングと呼んでおり、リジングと同一に扱われる場合が多い。本研究では、冷延時に生じる凹凸をローピング、冷延焼鈍板に変形を加えた際に生じる凹凸をリジングと呼ぶ。

グへの影響を検討した例は少なく、ローピングの起点となる部位（組織）やコロニー構造は明らかにされていない。また、熱延過程でフェライト(α)+オーステナイト(γ) 2相組織となる SUS430 の場合、熱延板には第2相となるマルテンサイト(α')相が存在するが、冷延過程の発現挙動に及ぼす影響を検討した例は見あたらない。

本研究では、SUS430 熱延鋼板の板厚方向の金属組織および集合組織の不均一性に着目して、冷延板のローピング発生起点を明らかにすることを第一の目的とした。また、ローピング特性が異なる熱延板のコロニー構造を簡易的なテンパーカラー法により可視化することを試み、結晶方位毎の加工硬化特性の観点から冷延時のローピング発生挙動を検討した。更に、冷延素材組織の影響について、 α' 相に着目して冷延過程におけるローピング発生挙動についても考察した。

2. 実験方法

供試材には Table 1 に示す化学成分を有する商用の SUS430 熱延板（板厚 t : 4.7 mm）を用いた。Fig. 2 に示す要領で熱延板の板厚方向に機械研磨(#450)を施し、冷延用試験片を切り出した。切り出したサンプルの表面を #600 研磨後、4 段式冷間圧延機を用いて冷延した。この際、直径が 100 mm、中心線平均粗さ R_a が $0.02 \mu\text{m}$ のロールを使用し、無張力で多パス圧延を行った。冷延板のローピングの評価として目視観察およびローピング高さおよびピッチを測定した。目視観察は、◎（優）～×（劣）の4段階に判定した。ローピング高さおよびピッチの測定には触針式2次元粗度計（触針の先端径は $2 \mu\text{m}$ ）を用い、幅方向に 5 mm 走査して得られた表面プロフィール内における最大凹凸高さと幅を測定した。これを任意の3カ所で行い、平均高さおよび幅をそれぞれローピング高さおよびローピングピッチとした。熱延板板厚方向の集合組織の変化は X 線回折により調査した。表層、 $t/4$ 層および $t/2$ 層から 1 mm 厚さのサンプルを機械研磨により採取した後、化学研磨と電解研磨で約 $100 \mu\text{m}$ 厚さの試験片とし、X 線回折装置で無方向性試料との強度比を測定した。

コロニー構造の可視化の試みについては、同一成分で異なるローピング特性を有する2種類の商用熱延板（板厚 t : 4.7 mm）とこれらを圧下率 30, 50, 70% で冷延したサンプルを用いた。これらは熱延条件が異なるが、本実験では可視化を目的としているため、その詳細については言及しない。板厚中心層から切り出した試験片の ND 面を鏡面研磨し、王水（硝酸：塩酸：水 = 2:1:3）で組織現出後、大気中で加熱着色処理を施した。この手法は Wagner¹⁹⁾により報告されている酸化速度が結晶方位により異なることを利用したものである。酸化速度は原子配列の緻密さにより異なるため、同一条件で加熱処理を施した場合結晶方位によ

Table 1. Chemical composition of steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
0.05	0.3	0.1	0.02	0.001	0.1	16.5	0.12	0.01

Roping grade		◎	○	×
Roping height μm		0.20	0.27	0.45
Roping pitch μm		297	303	543
Sampling position	Hot rolled sheet surface	(a)	(b)	(c)
	$t/4$			
	$t/2$			
	$3t/4$			
	surface			
Roping grade		◎	×	×
Roping height μm		0.22	0.43	0.40
Roping pitch μm		210	383	450

Fig. 2. Schematic diagram of sampling method and roping properties of 70% cold-rolled sheets.

て酸化皮膜厚さと色彩が変化し、結晶方位を可視化できる。このような手法は比較的大きな方位差を問題にする場合に簡便な方法であり、低炭素熱延鋼板の方位解析に利用されている^{20,21)}。予備実験の結果、全体のコントラストが鮮明になる条件として 650°C で 20 分の加熱処理を施した。本研究ではこの方法をテンパーカラー法と呼ぶことにする。また、着色された箇所の結晶方位を分析面積が $30 \times 30 \mu\text{m}$ の局所 X 線回折装置により測定した。

冷延における結晶方位毎の加工硬化特性をマイクロビッカース硬度とテンパーカラー法を併用して測定した。この測定手順は以下の通りである。熱延板および冷延板の板厚中心 ND 面を切り出し、鏡面研磨と王水による組織現出後、 α' 相を避けて、 α 相の硬度をマイクロビッカース硬度計（荷重 25 g）を用いて 20~30 カ所で測定した後、テンパーカラー法により着色し、硬度と結晶方位の対応を調べた。

冷延過程におけるローピング発生挙動に及ぼす素材組織の影響については、素材組織を変化させるために前工程である熱延の条件が異なる熱延板を供試材とした。熱延条件は加熱温度 (SRT) が 1200°C , 1100°C 、巻取温度 (CT) が 670°C , 500°C の計 4 水準である。これらを先述した要領により、圧下率 47~90% で冷延し、冷延板のローピング高さを測定した。集合組織の測定は、先述した要領で熱延板と冷延板の板厚中心部からサンプルを採取し、Mo-K α 線を用いて全自動極点図測定装置で (200) 面について反射法

(Schulz法, $\alpha=30^\circ\sim 90^\circ$) と透過法 (Decker法, $\alpha=0^\circ\sim 30^\circ$) で測定し, 完全極点図を作製した。表示は完全極点図のデータをベクトル法^{22,23)}で3次元的に解析した。また, 熱延板の析出Cr量を抽出残渣により測定した。電解液は10%アセチルアセトン-1%テトラメチルアンモニウムクロライド-メチルアルコール液を用い, 定電位電解後0.2 μm のフィルターで吸引ろ過し, 分析に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 ローピングの発生起点

Fig. 2に熱延板の板厚方向からサンプリングした素材を圧下率70%で冷延した際のローピング発生状況を示す。(a)は表層(300 μm 研磨面) $\sim t/4$ 層面, (b)は $t/4$ 層面 $\sim t/2$ 層面, (c)は $t/4$ 層面 $\sim 3t/4$ 層面を切り出した場合である。これより, (a)の表層部から切り出した場合は, ローピングの発生はほとんど無いが, (b)の $t/2$ 層側および(c)の場合にローピングが顕著に発生している。また, ローピングの高さとピッチはほぼ比例関係にある。(b)の $t/4$ 層側に比べて(c)の方が顕著に発生する原因は, (c)の方が熱延板中心層の影響を強く受けるためと考えられる。

熱延板の表層下約500 μm , $t/4$ 層および $t/2$ 層の{001}, {112}, {111}および{011}面強度をFig. 3に示す。表層近傍は{011}面強度が高く, $t/2$ 層は{001}, {112}および{111}面強度が高くなっている。この現象は従来知見¹⁵⁻¹⁸⁾と同様であり, 表層部では熱延時に付加的剪断歪みが作用し, 熱延中にGoss方位({011}<100>)を有する微細な再結晶粒が生成するのに対して, 中心部近傍では再結晶が部分的にしか生じないため, 圧延安定方位である α -fiber({001} \sim {111}<110>)が発達する。板厚中心部近傍から冷延素材を採取した場合にローピングが顕著に発生したことから, α -fiber組織が発達した板厚中心層がローピングの発生起点であると言える。

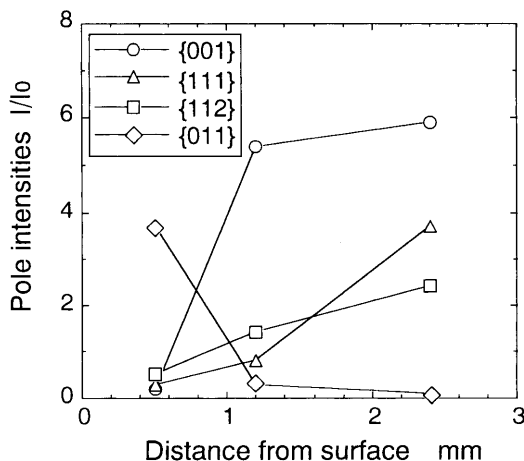


Fig. 3. Variations of relative X-ray reflection intensities through the thickness of hot-rolled sheet.

3.2 テンパーカラー法による熱延板のコロニー構造

冷延後のローピング特性が異なる2種類の熱延板について, 板厚中心部のコロニー構造をテンパーカラー法で調べた結果をFig. 4に示す。(a)と(b)は, 圧下率70%で冷延した後のローピング高さがそれぞれ0.5 μm と0.3 μm の熱延板である。ここで, 着色部の結晶方位を調べた結果をFig. 5に示すが, 青色部は{001}<110>方位, 赤色部は{111}<110> \sim {111}<211>方位であった。以下, 青色部を{001}コロニー, 赤色部を{111}コロニーと呼ぶ。Fig. 4からローピングが大きい熱延板の板厚中心部には{001}コロニーが圧延方向にバンド状に伸びており, {111}コロニーはバンド状あるいは縞状に存在している。ローピングが小さい熱延板には{111}コロニーが全体的に広がっており, {001}コロニーが縞状に分断されている。熱延板の板厚中心部がローピングの発生原因であることを前節で示したが, {111}コロニーの増加による{001}コロニーの分断がローピングを小さくしていると考えられる。原勢ら¹⁰⁾はリジング特性が異なるSUS430粗熱延材のコロニー構造をSEM-ECP法で詳細に調査し, リジングが大きい熱延粗圧延材のコロニー構造はリジングが小さいものに比べて{001}<110>コロニーが圧延方向, 幅方向ともに大きいことを示した。{001}<110>は圧延安定方位であり, 再結晶し難い方位であるため²⁴⁻²⁸⁾, 熱延中の α 相の再結晶挙動がコロニー構造とローピング特性に影響していると考えられる。

3.3 冷延過程のコロニー構造と加工硬化特性

前節で用いた熱延板を圧下率30, 50および70%で冷延した際の板厚中心部のコロニー構造についてテンパーカラー法で調べた結果をFig. 6に示す。冷延により{001}コロニー, {111}コロニーともに圧延方向に筋状に伸びた形態を示すようになる。ローピングが大きい熱延板の場合, 冷延板でも{001}コロニーの領域が多いが, ローピングが小さい熱延板の場合, {111}コロニーの領域が多く, {001}コロニーは筋状に生じているものの, その幅はローピングが大きいものに比べて小さく, 圧延方向に対して分断された形態である。

マイクロビッカース硬度およびテンパーカラー法により結晶方位毎の加工硬化特性の差異を調べた結果をFig. 7に示す。熱延板では{001}コロニーと{111}コロニーの硬度差はほとんど無いが, 圧下率30%および50%では{111}の方が硬化しており, 両方位の硬度差は約40程度になる。RD//<110>方位粒の蓄積歪エネルギーは{001}が最も小さい²⁹⁾ため, 圧下率がさほど高くない場合に両者の硬度差が生じる。次節で示す様にローピングは該圧下率で既に生じることから, コロニー間の加工硬化特性の差によって微小凹凸が生じると考えられる。Shindoら⁸⁾は冷延焼鈍板のコロニー構造とリジングの凹凸の対応をエッチピット法で調べ, リジングの凸部が{111}コロニー, 凹部が{001}コロニー領域であることを示した。ローピングが大きく発生し

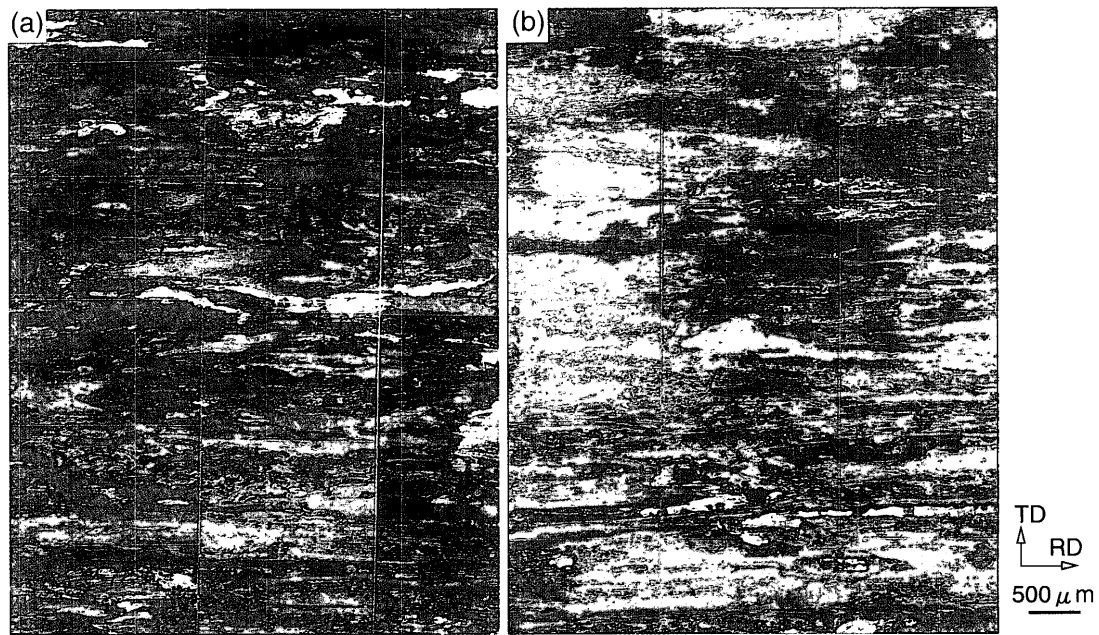


Fig. 4. Colony structures of hot-rolled sheets as ascertained by temper color method. (a) A specimen with severe roping and (b) a specimen with slight roping.

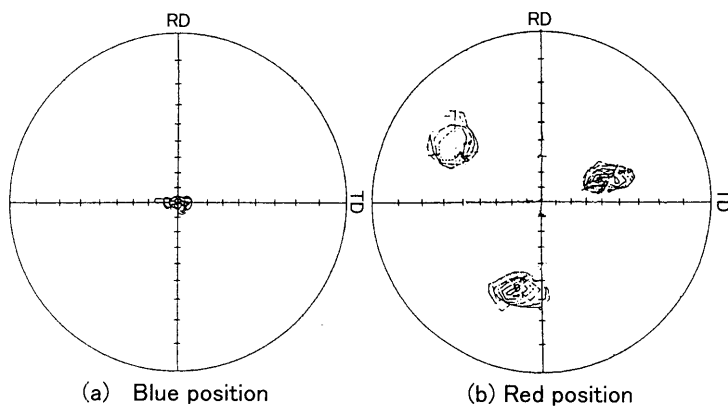


Fig. 5. {001} pole figures of colored areas in hot-rolled sheet.

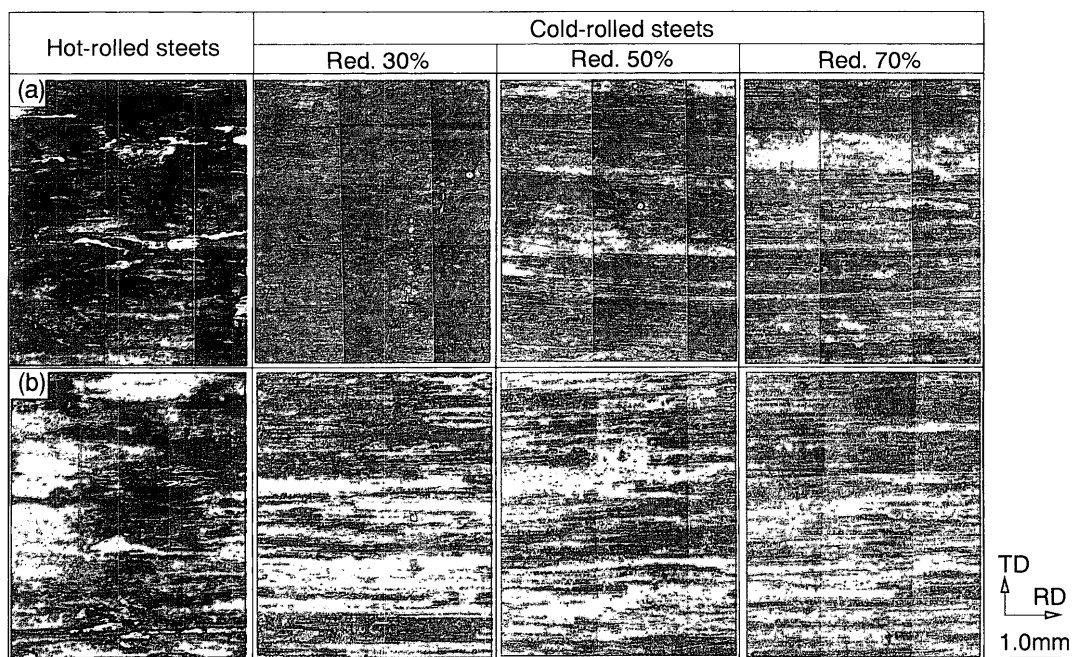


Fig. 6. Colony structures of cold-rolled sheets by temper color method. (a) A specimen with severe roping and (b) a specimen with slight roping.

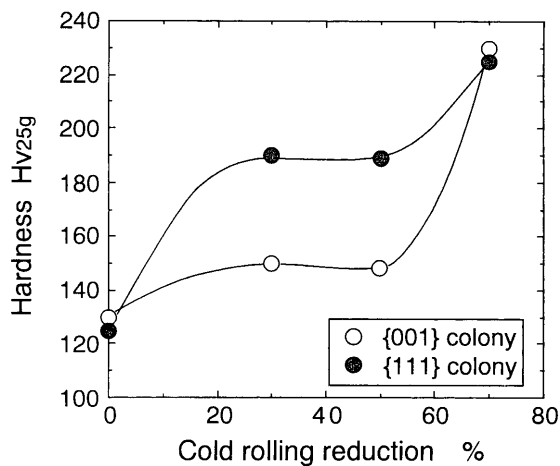


Fig. 7. Vickers hardness of {001} and {111} colonies during cold rolling.

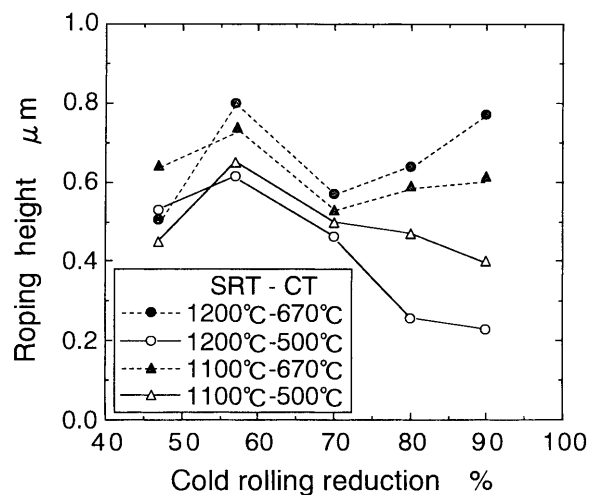


Fig. 8. Roping heights of cold-rolled sheets with various hot rolling conditions and cold rolling reduction.

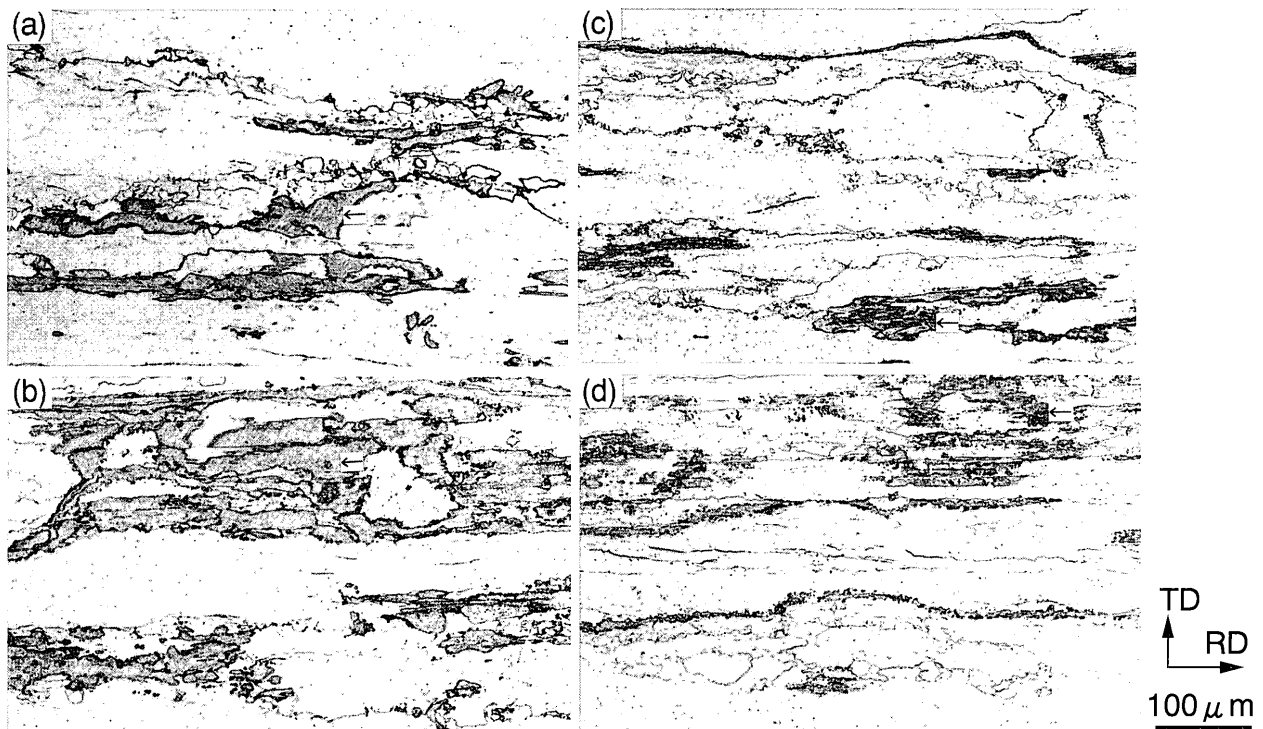


Fig. 9. Optical microstructures of hot-rolled sheets. (a) SRT: 1200°C-CT: 670°C, (b) SRT: 1200°C-CT: 500°C, (c) SRT: 1100°C-CT: 670°C and (d) SRT: 1100°C-CT: 500°C.

た熱延板では、{111}コロニーに比べて変形能が小さい{001}コロニーの圧延方向および幅方向領域が多いため、凹部が生じ易いと推定される。圧下率70%では{001}方位粒が急激に加工硬化し、{111}方位粒と同じ程度の硬度になる。この原因は、次節で示す硬質第2相である α' 相に起因すると考えられる。

3.4 冷延過程におけるローピングの発現挙動

成分が同一で熱延条件が異なる4種の熱延板を用いてローピング高さに及ぼす冷延圧下率の影響を調べた結果をFig. 8に示す。いずれの素材でも圧下率50%程度でローピングが発生する。しかしながら、高圧下率での挙動は熱延

条件により異なり、圧下率の増加に伴い高温巻取材のローピング高さは増加する傾向を示すが、低温巻取材は低減する傾向を示す。加熱温度の影響については、低温巻取では高温加熱材がローピング高さは低く、高温巻取では低温加熱材がローピング高さは低い。Fig. 9に熱延板の板厚中心部の組織を示す。いずれも圧延方向に展伸した未再結晶の α 相、部分的に再結晶した α 相および α' 相(矢印部)が観察された。高温加熱材(a,b)は α' 相が塊状に生成しており、その大部分が α 粒界に生成しているが、一部 α 粒内にも析出している。これに対して低温加熱材(c,d)は高温加熱材に比べて α' 相の量が少なく、主に粒界に粒状に生成して

いる。

この組織変化を考察するために、Thermo-Calc³⁰⁾で本成分系の析出挙動を計算した結果を Fig.10 に示す。本計算では熱延過程において γ 相が最大で約 15% 析出する。高温加熱材の場合、加熱時には α 単相であり、熱延中に γ 相が析出を開始する。この際、熱延歪みが α 粒内にも導入されるため、 α 粒界とともに粒内も γ 相の析出サイトになり、塊状に析出すると考えられる。逆に低温加熱材の場合、熱延中に $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Cr}$ 炭化物分解が促進すると考えられる。すなわち熱延過程において、高温加熱材の場合は γ 相析出が進行し、低温加熱材の場合は γ 相分解が進行するため、熱延終了時の γ 相は高温加熱材の方が多くなる。低温巻取の場合、 γ 相は硬質な α' 相に変態するが、高温巻取では巻取時に Cr 炭化物への分解が進行すると考えられる。Fig.11 に抽出残渣による熱延板の析出 Cr 量を示す。析出 Cr 量は高温巻取材で多く、巻取時に Cr 炭化物への分解が進行している。以上より、加熱温度と巻取温度の変化は主に α' 相の

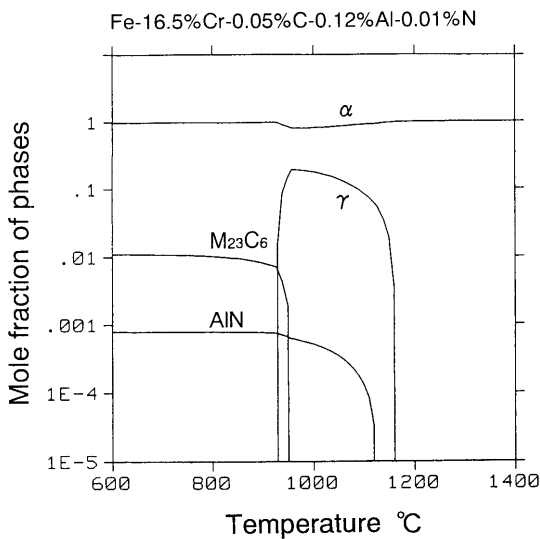


Fig. 10. Change in fraction of phases calculated by Thermo-Calc.

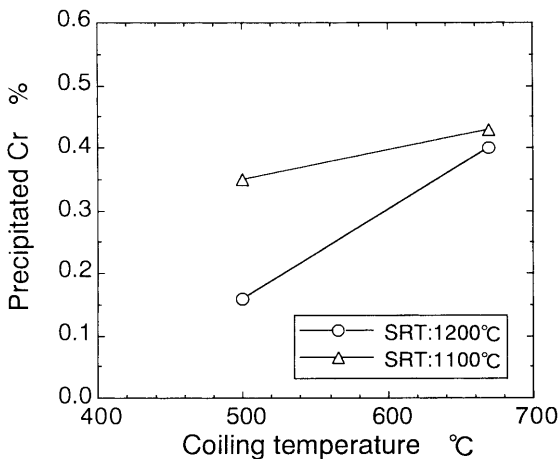


Fig. 11. Effect of hot rolling conditions on precipitation.

量や存在形態を変え、特に冷延高圧下率域でのローピング挙動に影響を与える。

3.5 冷延集合組織

Fig.12 に各熱延板と冷延板の結晶方位分布をベクトル法で解析した結果を示す。熱延板の板厚中心部で発達した α -fiber の冷延過程での変化は熱延条件により圧下率依存性が異なる。すなわち、ローピング高さが高圧下率で低減する低温巻取材は圧下率の増加とともに $\{001\} \sim \{112\} \langle 110 \rangle$ 方位が低減するが、ローピング高さが高圧下率で増加する高温巻取材は圧下率 60% 以上で $\{001\} \sim \{112\} \langle 110 \rangle$ が増加する。Fig.13 に冷延板の断面組織を示す。(a, b) に見られる様に低温巻取材で α' 相周辺に Deformation Zone (DZ)²⁸⁾ が顕著に形成され、熱延板の展伸組織を幅方向と板厚方向に分断しているが、 α' 相が少ない場合 (c, d) は展伸組織が残存している。DZ により生じる結晶方位差は、析出物径が $1 \mu\text{m}$ 以上の場合 (1) 式に示す様に歪み量に依存する³¹⁾。

$$\theta_{\text{max}} = \theta_0 \frac{\epsilon}{1 + \epsilon} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 θ_0 は 40° 、 ϵ は歪み量である。圧下率の増加に伴い結晶方位差が増加し、低温巻取材でローピング高さが減少し始める圧下率 (約 55%) 以上では 15° 以上の方位差が生じ、熱延集合組織がランダム化され、いったん発生した筋状の凹凸は機械的に平滑化されると考えられる。従来、 α' 相周辺の不均一変形により、冷延板焼鈍時にランダム集合組織が得られ、リジングが低減することが示されている³²⁻³⁸⁾。本結果から、冷延過程の α' 相による DZ 形成はローピングの主要因である $\{001\} \langle 110 \rangle$ 方位を抑制し、冷延板のローピング低減に効果があることが明確になるとともに、これを活用するには熱延条件適正化と冷延高圧下率が必要であることが判明した。

尚、低温巻取条件で加熱温度の影響が冷延集合組織に明確に現れなかった点および高温巻取条件では低温加熱材の方が α -fiber が発達しているにも関わらずローピング高さが低い点については、 α' 相の析出形態および部分的な変態、再結晶が要因と考えられ、今後冷延過程における局所的な方位解析が必要である。また、本研究では熱延板を直接冷延するプロセスにおいて α' 相に着目したが、 α 単相成分や α 域で熱延板焼鈍を施すプロセスにおいては α' 相の効果は得られない。この場合は冷延素材の再結晶促進により $\{001\}$ コロニーの微細化が必要と推定される。

4. 結言

代表的なフェライト系ステンレス鋼である SUS430 冷延鋼板に生じるローピングの発生起点の明確化と熱延板および冷延板のコロニー構造の可視化を試みた。また、冷延過程におけるローピング発生挙動に及ぼす α' 相の影響につ

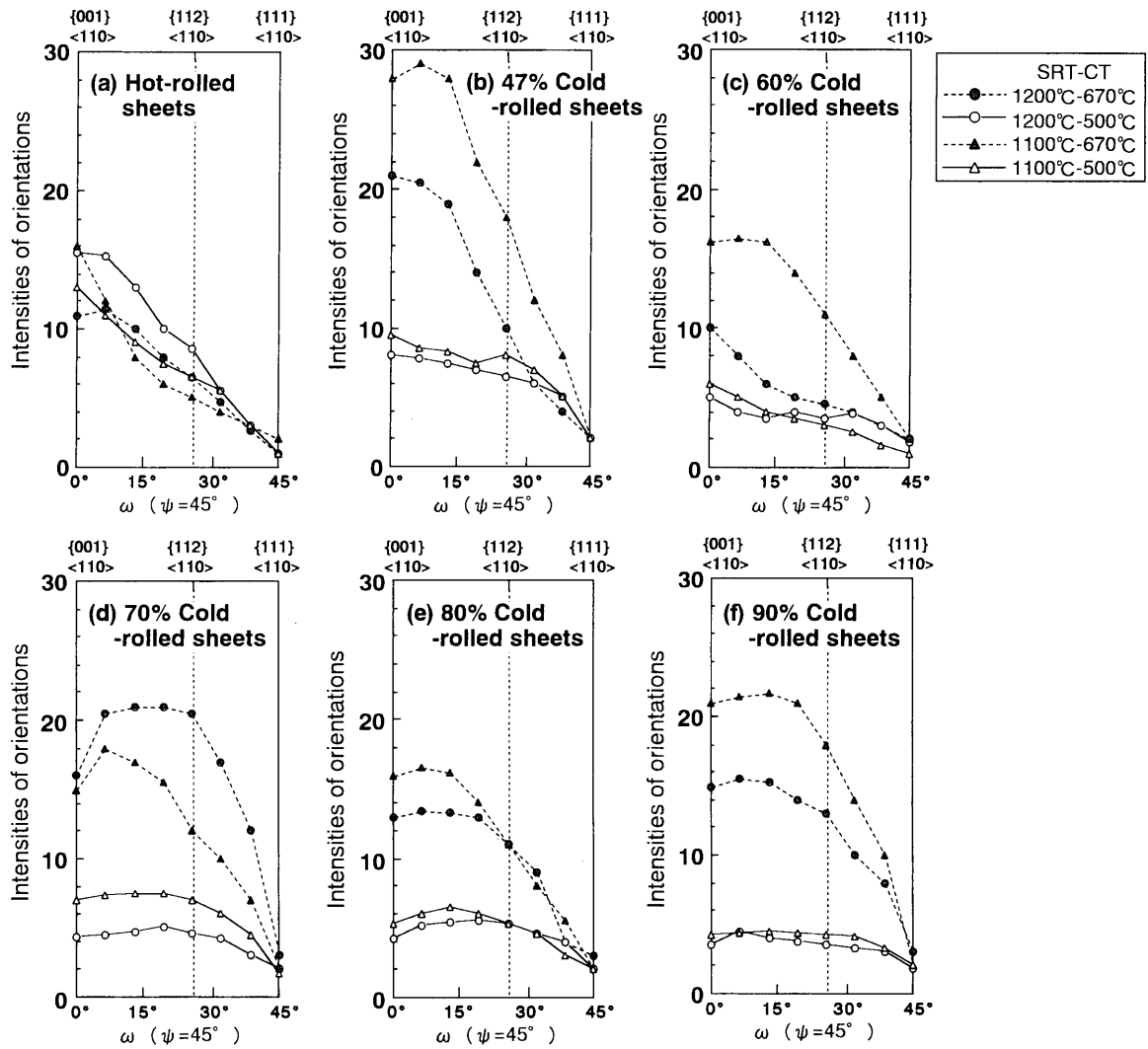


Fig. 12. Effects of hot rolling conditions and cold rolling reduction on α -fiber textures of hot-rolled sheets and cold-rolled sheets.

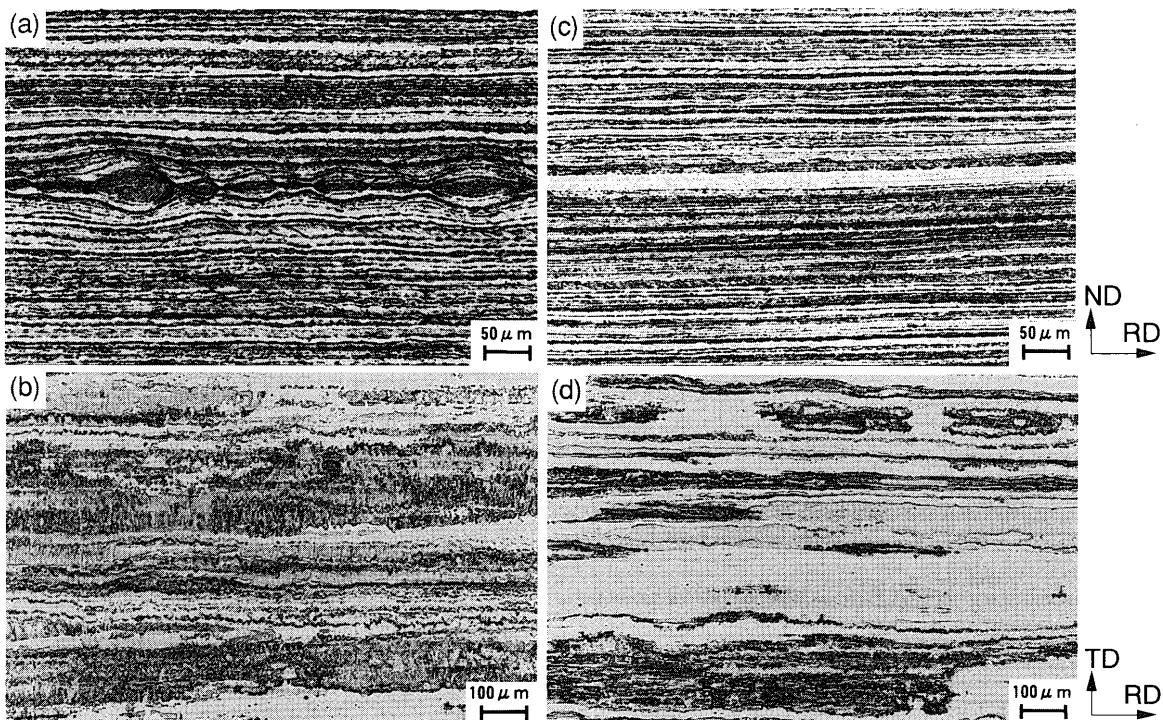


Fig. 13. Optical microstructures of 47% cold-rolled sheets. (a, b) SRT: 1200°C -CT: 500°C and (c, d) SRT: 1100°C -CT: 670°C .

いて検討した。その結果、以下のことがわかった。

(1) ローピングの発生起点は α -fiber組織が顕著に発達した熱延板の板厚中心部である。

(2) 簡易的なテンパーカラー法により熱延板と冷延板のコロニー構造を可視化できた。ローピングが大きい熱延板は圧延方向に展伸したバンド状の{001}コロニーが顕著であるが、ローピングが小さい熱延板は、{111}コロニーの発達により{001}コロニーは分断されている。また、{001}と{111}コロニーでは加工硬化特性が異なり、{001}コロニーの方が加工硬化し難い。

(3) 冷延過程におけるローピング発現挙動は熱延条件と冷延圧下率に依存し、熱延高温加熱-低温巻取材に冷延高圧下率付与するとローピングは低減する。これは熱延板の α' 相により冷延過程でDeformation Zoneが形成され、冷延高圧下率付与により圧延方位が弱くなるためである。

文 献

- 1) M.Matsuo: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 192.
- 2) H.Takechi, H.Kato, T.Sunami and T.Nakayama: *J. Jpn. Inst. Met.*, **31** (1967), 717.
- 3) T.Sawatani, H.Nishimura, S.Minamino and T.Mizunuma: *Seitetsu Kenkyu*, **292** (1977), 100.
- 4) N.Ohashi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **31** (1967), 519.
- 5) H.C.Chao: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 37.
- 6) M.Fujikura: *Denki Seiko*, **40** (1969), 147.
- 7) R.N.Wright: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 83.
- 8) T.Shindo and T.Furukawa: Proc. 6th Int. Conf. on Textures of Materials, ISIJ, Tokyo, (1981), 846.
- 9) S.Nagashima, M.Shiratori and K.Matsukawa: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **34** (1985), 486.
- 10) J.Harase, K.Ohta, R.Shimizu and T.Takeshita: *Tetsu-to-Hagané*, **76** (1990), 1520.
- 11) J.Harase, K.Ohta and R.Shimizu: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), S1358.
- 12) K.Bethke, M.Hölscher and K.Lücke: *Mater. Sci. Forum*, **157-162** (1994), 1137.
- 13) M.Brochu, T.Yokota and S.Satoh: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 872.
- 14) S.H.Park, K.Y.Kim, Y.D.Lee and C.G.Park: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 100.
- 15) M.Matsuo and T.Shindo: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), S808.
- 16) M.Matsuo: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 2090.
- 17) T.Sakai, Y.Saito, M.Matsuo and K.Kawasaki: *ISIJ Int.*, **31** (1991), 86.
- 18) D.Raabe and K.Lücke: *Mater. Sci. Technol.*, **9** (1993), 302.
- 19) J.B.Wagner, Jr., K.R.Lawless and A.T.Gwathmey: *Trans. AIME*, **221** (1961), 257.
- 20) K.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 1926.
- 21) S.Funaki and M.Tanino: *Seitetsu Kenkyu*, **323** (1986), 39.
- 22) D.Ruer and R.Baro: *J. Appl. Crystallogr.*, **10** (1977), 458.
- 23) K.Ohta, R.Shimizu, N.Takahashi and M.Matsuo: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), S1294.
- 24) T.Taoka, E.Furubayashi and S.Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 162.
- 25) T.Wada, F.Matsumoto and K.Kuroki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **8** (1968), 767.
- 26) W.R.Hibbard, Jr. and W.R.Tully: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **221** (1961), 336.
- 27) N.Tsuji, K.Tsuzaki and T.Maki: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 783.
- 28) N.Tsuji, K.Tsuzaki and T.Maki: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 1008.
- 29) H.Takechi, H.Kato and S.Nagashima: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **242** (1968), 56.
- 30) B.Sundman, B.Jansson and J.O.Andersson: *Calphad*, **9** (1985), 153.
- 31) F.J.Humphreys and M.Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Pergamon, Oxford, (1995), 247.
- 32) M.Arakawa, S.Takemura and T.Ooka: *Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **11** (1971), 890.
- 33) H.Miyaji and S.Watanabe: *J. Jpn. Inst. Met.*, **39** (1975), 194.
- 34) M.Koike, H.Fujikawa and K.Matsui: *CAMP-ISIJ*, **2** (1989), 2000.
- 35) M.Koike, Y.Maehara, H.Fujikawa and K.Kaneko: *CAMP-ISIJ*, **3** (1990), 765.
- 36) M.Koike: *CAMP-ISIJ*, **3** (1990), 1920.
- 37) M.Koike, Y.Maehara, K.Kaneko and H.Fujikawa: Proc. Int. Conf. on Stainless Steels (Stainless Steels '91), ISIJ, Tokyo, (1991), 864.
- 38) J.Harase, T.Takeshita and Y.Kawamo: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 1296.