

# 拡幅圧延によるフェライト系ステンレス鋼板 SUH409Lのリジング改善

兼子 毅\*・宇都宮 裕\*<sup>2</sup>・齋藤 好弘\*<sup>3</sup>・左海 哲夫\*<sup>4</sup>・古城 紀雄\*<sup>5</sup>

Improvement of Ridging Behaviour of Ferritic Stainless Steel by Spread Rolling Method

Shinobu KANEKO, Hiroshi UTSUNOMIYA, Yoshihiro SAITO, Tetsuo SAKAI and Norio FURUSHIRO

**Synopsis :** A rolling method to increase the width of materials would have advantages in multi-width strip production, giving high yield efficiency and productivity. In addition, textures of strips could be changed by the traverse strain. It is, however, still difficult to produce transverse metal flow in thin strips. The authors suggested a new method for spread rolling of thin strips by multi-pass grooved rolling. In this study, the method has been applied to a Cr 11% ferritic stainless steel strip and its effect on the ridging behaviour has been investigated. The thin 1.0 mm thick and 70 mm wide steel strips are widened up to approximately 72 mm by 35%-reduction. The textures of the spread rolled steel contain relatively shaper  $\gamma$ -fiber band and weaker  $\alpha$ -fiber than the flat rolled strips, so that the planer anisotropy of the spread-rolled strips are smaller than that of the flat-rolled strip. The texture is generally weakened by subsequent recrystallization annealing. Applying EBSP analysis on ND-plane of the spread rolled strips, it is found that the grain clusters of certain orientations aligning along the rolling direction, which causes severe ridging, are scattered in the strips by spread rolling and the allocation of  $\langle 001 \rangle$ //ND grains is remarkably different from those of the stock and flat rolled strips. It is notable that the improvement of the ridging behaviour on the ferritic steel is brought by the spread rolling.

**Key words :** ridging; lateral spread; spread rolling; texture; anisotropy; mechanical properties.

## 1. 緒言

フェライト系ステンレス鋼は加工成形時にリジングもしくはローピング(Ridging/Roping)と呼ばれる圧延方向に平行なしわが生じる問題があり<sup>1)</sup>、その応用範囲が妨げられてきた。従来、リジングは圧延方向に沿って配列した類似の結晶方位を有する結晶粒のコロニーに起因するものと考えられてきたが、近年 EBSP (Electron Back-Scattering Pattern) 法による解析によって、その存在が明らかされている<sup>3,4)</sup>。これまでに提案されたリジングの低減法は多数存在するが、それらは(1)化学組成の改良<sup>2,5)</sup>、(2)熱加工履歴の最適化<sup>5,6)</sup>、(3)鑄造組織の微細化<sup>8)</sup>に大別される。リジングが上記の発生原因によるものであれば、加工方法を変更することによって結晶粒のコロニーを分断あるいは低減することが可能であると期待されるが、そのような検討を行った例は極めて少なく、交差圧延の効果によるコロニー分断を行う特許<sup>7)</sup>に見られるに過ぎない。また交差圧延は長尺のコイル材には適用できず、工業的に現実的な方法ではない。そこで本論文では著者らが新たに開発した拡幅圧延によるリジングの低減効果を調べることにした。本研究で用いた拡幅圧延法は著者らが開発している多数の溝

付き孔型ロールを用いた連続圧延法であり、これまでに拡幅効果を確認<sup>9)</sup>と、また幅方向ひずみ導入による板面内異方性の低減効果を報告している<sup>9-13)</sup>。従ってフェライト系ステンレス鋼に適用すれば、特定方位粒の配列を圧延加工によって変化させることによりリジングを低減できる可能性があると考えられる。そこで本研究では11% Cr フェライト系ステンレス鋼 JIS-SUH409L に対して拡幅圧延または平圧延を適用し、その圧延板と焼鈍板の機械的性質、集合組織ならびにリジング発生現象を調査した。

## 2. 拡幅圧延法の原理

本研究で用いた拡幅圧延法は前報<sup>10-14)</sup>で提案した孔型ロールを用い多パスの部分圧延法を改良したものであり、その模式図を Fig. 1 に示す。本方法は連続圧延機を想定しており全4パスから構成される。第1パスでは等間隔の円弧状の溝が付いた孔型ロールを上ロールに、平ロールを下ロールに用いて、平板から横断面が波状の板に成形する。続く第2パスで孔型ロールを下ロールに用いて第1パスで未圧下となった部分を圧延することによって波の高さを増加させる。第3パスでは上述の1, 2パスで得られた波状の

平成14年10月15日受付 平成15年2月15日受理 (Received on Oct. 15, 2002; Accepted on Feb. 15, 2003)

\* 大阪大学大学院生 (Graduate Student, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565-0871)

\* 2 ケンブリッジ大学工学科 (Department of Engineering, University of Cambridge)

\* 3 大阪大学名誉教授 (Emeritus Professor, Osaka University)

\* 4 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University)

\* 5 大阪大学留学生センター (International Student Center, Osaka University)

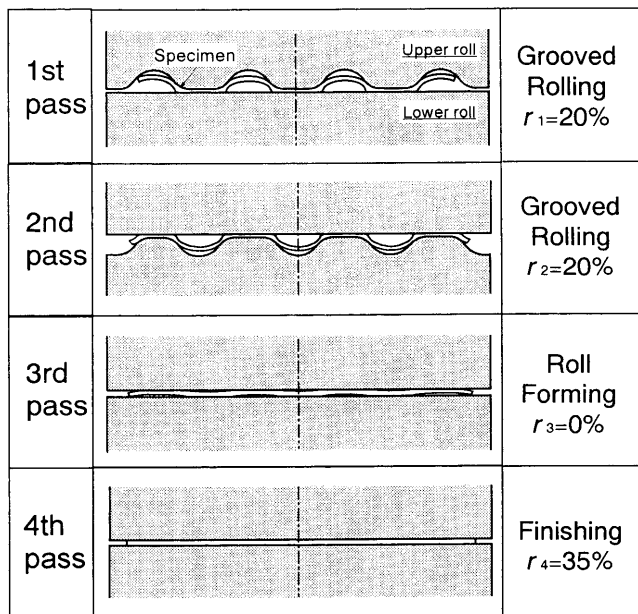


Fig. 1. Illustration of the cross section during the passes of the spread rolling.

板を上下平ロールにて初期板厚を原理的には減らすことなく押し広げる。すなわちロール成形を行うパスであり、この時のロールギャップは素板の厚さと同じに設定されている。そして最終パスの第4パスではやはり上下平ロールを用いるが、このパスでは板厚を減少させ、板厚を幅方向に均一に仕上げる。

### 3. 実験条件

本研究で用いたフェライト系ステンレス鋼板の化学組成を Table 1 に示す。本材料は自動車用の排気系材料として利用される 11% Cr フェライト系耐熱ステンレス鋼 JIS SUH409L であり、二次加工時に顕著にリジングが発生することが知られている。供試材は冷延焼鈍板であり、その初期寸法は板厚 1 mm、板幅 70 mm、長さ 300 mm である。実験にはロール径 100 mm の二段小型圧延機を使用し、潤滑剤には鉱油ベースの圧延油出光興産（株）製 CU-50 を用いた。1, 2 パスで用いた孔型ロールの溝ピッチは 20 mm、溝深さは 10 mm である。先に示した拡幅圧延の全圧下率は 35%、すなわち製品の最終板厚は 0.65 mm である。また比較のために平ロールを 3 パス通して全圧下率を 35% とした通常平圧延板も作成した。それぞれの圧延板は 800°C で 30 分間保持後に空冷することによって焼鈍され、完全に再結晶させられた。拡幅圧延板と平圧延板それぞれの圧延ままと焼鈍後の板の機械的性質は引張試験によって評価した。引張試験片のサイズは JIS 5 号試験片の 1/5 サイズとし、面内異方性を合わせて調べるために圧延方向に対して 0°, 45°, 90° の角度を成すように試験片が板幅中央より採取された。試験はインストロン型引張試験機を用い、クロス

Table 1. Chemical composition of the ferritic stainless steel. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al
0.0025	0.46	0.34	0.021	0.0029	0.07	10.87	0.058
Ti	N	O	Fe				
0.263	0.007	0.0022	bal.				

ヘッド速度 1.5 mm/min (初期ひずみ速度:  $\dot{\epsilon}_0 = 2.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) で破断するまで行った。素材および焼鈍板については  $r$  値の測定を合わせて行ったが、その際には 15% の伸びひずみを示した時に引張試験を中断して、除荷後に平行部の板幅と標点間距離から体積一定と仮定して  $r$  値を算出した。また焼鈍板のリジング観察では焼鈍板から圧延方向と平行に JIS 13 号試験片の 1/2 サイズの試験片を採取し、引張試験機にて 15% の伸びひずみを与えた後除荷し、その際に板幅方向の表面プロファイルを走査型表面粗さ測定器によって測定した。集合組織測定には Mo-K $\alpha$  特性 X 線を用いた Schulz の透過・反射法にて板厚中心部の {110}, {200}, {111} 完全極点図を測定し、測定データより結晶方位分布関数 (ODF) を作成した。また EBSP (Electron Back Scattering Pattern) 法によって ND 面のマイクロ集合組織の測定も行った。

## 4. 実験結果

### 4.1 変形特性

各パス後の全幅広がり率と全延伸率の推移を Fig. 2 に示す。拡幅圧延の最終仕上げ圧延パスは圧延機の負荷容量の制限により 2 パスに分けて行ったため 4, 5 パスの位置にプロットしている。また平圧延の 2, 3 パスは拡幅圧延で圧延が行われる 3, 5 パスに相当する位置にプロットしている。拡幅圧延の幅広がり率は Fig. 1 の原理図に模式的に示したように 1 パス目では板端部が孔型ロールの溝部に張り出す結果、投影幅が小さくなり見かけ上の幅広がり率は負の値になる。続いて 2 パスでは前述の拡幅圧延法の原理と同じく 1 パスでの未圧下部が部分圧延され、1 パスでの圧下部は孔型溝部に張り出すが、投影幅は 1 パスに比べわずかに大きくなる。3 パス以降は順調に幅広がり率をし、最終パス終了後には板厚は 0.65 mm に対して板幅 72.4 mm となった。他方、平圧延はほぼ平面ひずみ圧縮変形であるので幅広がり率は 0% であった。従って本拡幅圧延法によって 3.4% と、通常の平圧延では生じない大きな幅広がり率が得られた。この数値は以前に報告したアルミニウム、IF 鋼板の幅広がり量とほぼ同等である<sup>10-14)</sup>。

### 4.2 機械的性質

引張試験の結果より得られた圧延板と焼鈍板の 0.2% 耐力、引張強さを Fig. 3 に示した。圧延板では、0.2% 耐力 ( $\sigma_{0.2}$ )、引張強さ ( $\sigma_B$ )、伸び ( $e$ ) とともに平圧延板のそれらに対して遜色なく、圧延方法による差はあまり見られない。

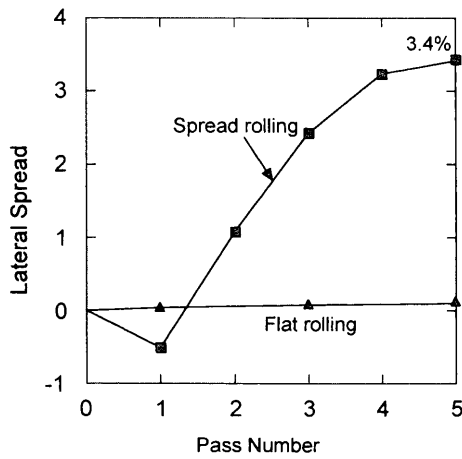


Fig. 2. Variation of lateral spread during rolling.

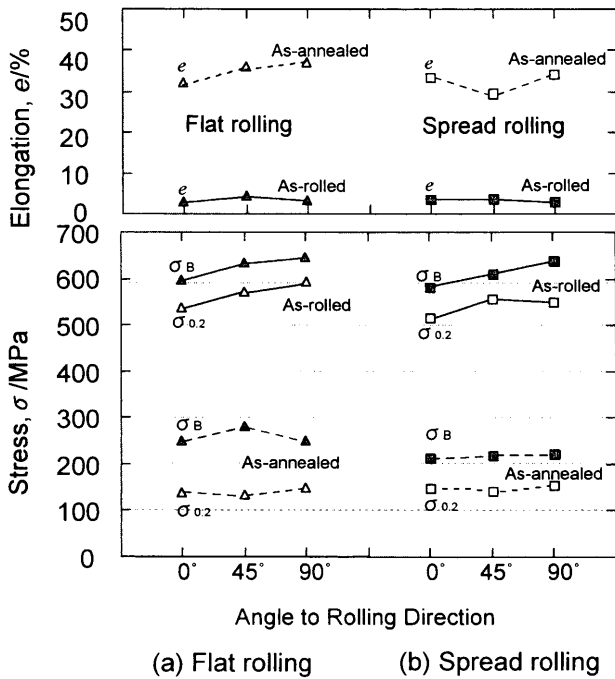


Fig. 3. The 0.2% proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ), the ultimate tensile strength ( $\sigma_B$ ) and the elongation ( $e$ ) of as-rolled strips and as-annealed strips.

0.2%耐力、引張強さは焼鈍によって低下するが、やはり、双方の圧延方法の明確な差異は認められない。これらのことは拡幅圧延を行っても平圧延と同程度のひずみが圧延板に導入されることを示している。Fig. 4 は拡幅圧延焼鈍板と通常圧延焼鈍板の  $r$  値を比較して示した。焼鈍板の  $r$  値はいずれも  $r_0 < r_{45} < r_{90}$  の分布を呈しているが、 $r$  値の平均値は拡幅圧延板は 1.88 と平圧延板の 1.77 よりもやや高い値を示した。

### 4.3 リジング測定

焼鈍板の 15% 引張り後の表面プロファイルの比較を Fig. 5 に示す。拡幅圧延板、平圧延板ともにリジングと呼ばれるうねりが RD 方向に沿う表面起伏が生じている。平圧延板での起伏は規則的に生じており、最大粗さ  $R_{max}$  は  $13\mu m$  である。一方、拡幅圧延板は平圧延板に比べて、 $R_{max}$  が  $8\mu m$  と低く、平圧延板に比べ不規則な表面プロファイルを呈している。このことから拡幅圧延法は平圧延に比べてリジングの発生を低減させる効果があることが明らかになった。

### 4.4 集合組織

Fig. 6 に結晶方位分布関数 (ODF) を示す。ODF は Bunge の方法の  $\varphi_2=45^\circ$  断面を表している。圧延前の素板は弱い

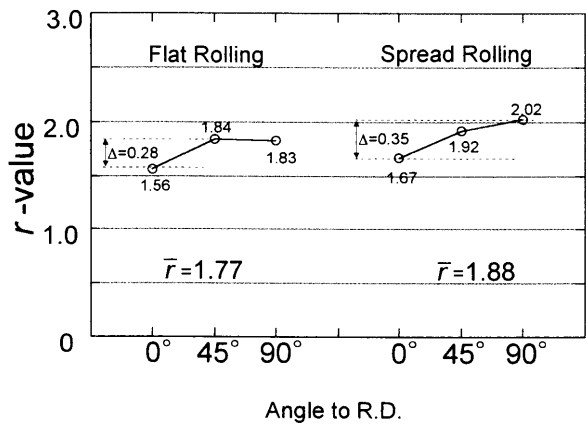


Fig. 4. Lankford values of SUH409L steel in comparison between flat rolling and spread rolling.

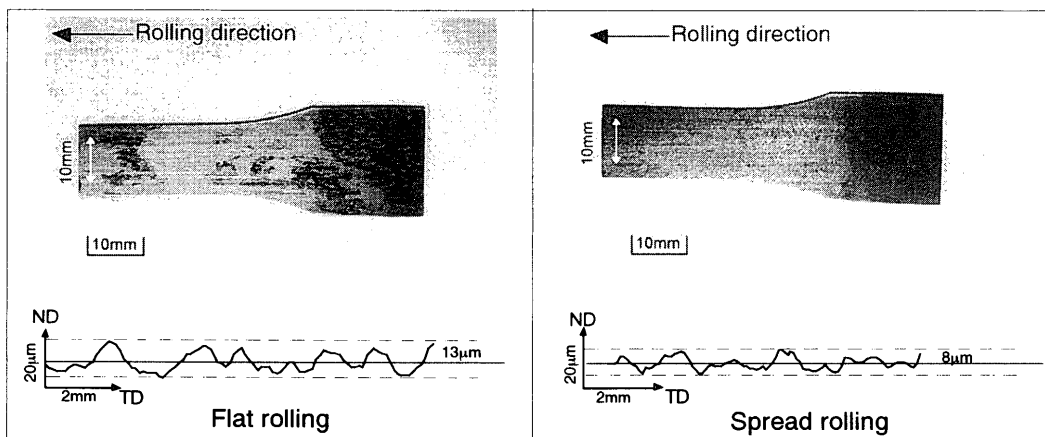


Fig. 5. Appearances of halves of test pieces and measured ridging profiles along the indicated arrows.

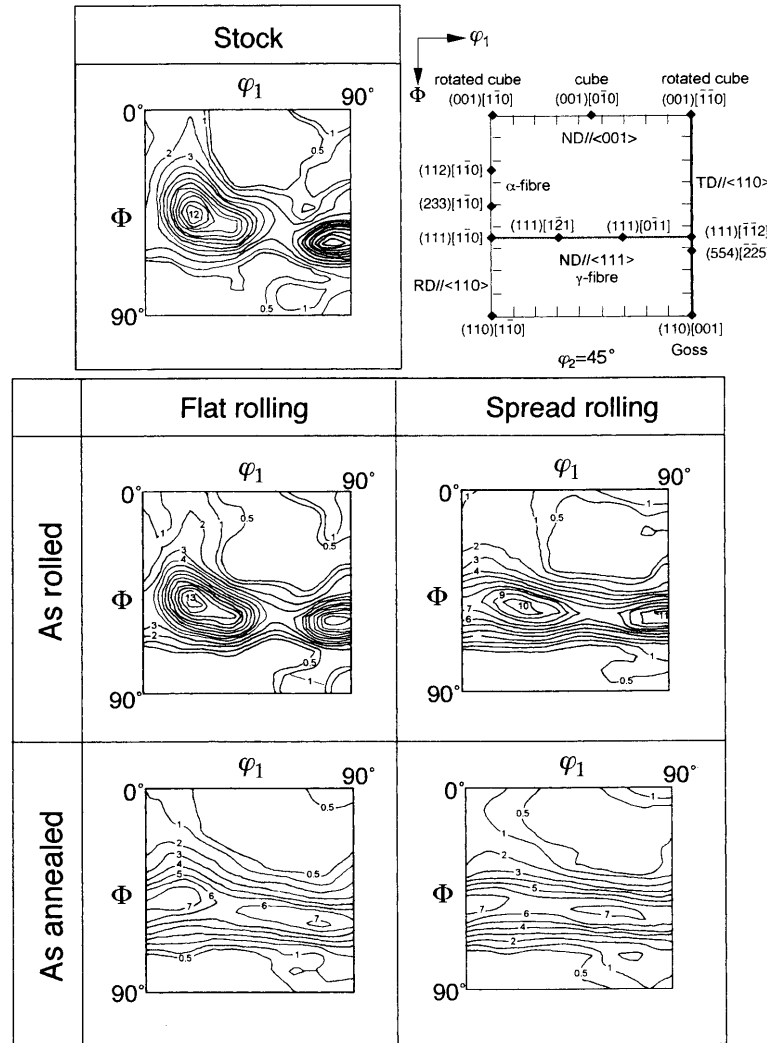


Fig. 6. ODFs of strips by flat rolling and spread rolling before and after annealing. ( $\phi_2=45^\circ$  section)

$\alpha$ -fiber と強い  $\gamma$ -fiber 成分からなる集合組織となっている。平圧延板では  $\{111\}\langle 112 \rangle$  方位と  $\{111\}\langle 110 \rangle$  方位への集積が強く、また  $\{554\}\langle 225 \rangle$  方位付近にも特に強いピークを持つ、 $\gamma$ -fiber と  $\alpha$ -fiber を含む集合組織を呈している。拡幅圧延板に関しては、 $\alpha$ -fiber 成分が相対的に弱く ND-fiber ( $\gamma$ -fiber) 周りに沿って方位が分布している。すなわち強度の等高線が横軸にほぼ平行になっている。

平圧延焼鈍板の集合組織は圧延板に類似しているが、相対強度は低下している。拡幅圧延板についても同様の傾向が見られるが、 $\alpha$ -fiber の強度は相対的により  $\gamma$ -fiber 集合組織に近づいており、面内異方性は平圧延板に比べて低くなっている。

#### 4.5 SEM/EBSPによるマイクロ集合組織

Fig. 7 に素板、平圧延焼鈍板、拡幅圧延焼鈍板のND面のOIM (Orientation Imaging Map) 像を示す。なお、結晶方位の測定はND面に対して行い、計算された結晶方位のND方位 (Fig. 7左図) とRD方位 (Fig. 7右図) を標準ステレオ三角形に従ってND面の組織上に色で示した。素板

では  $\langle 111 \rangle // ND$  方位粒が多い結晶分布を示しており、ODFの  $\gamma$ -fiber と対応している。リジングの発生原因とされる  $\langle 001 \rangle // ND$  方位粒のクラスターがRD方向と平行に配列している。平圧延焼鈍板は素板より粒径が増大しているが  $\gamma$ -fiber が主成分であり、また素板に比べて圧延方向に沿って配列した  $\langle 001 \rangle // ND$  方位粒のクラスターは少ない。これは付加的な冷間圧延がクラスターを減少させ、リジングを低減させるのに有効であることを示すものである<sup>14)</sup>。一方、拡幅圧延焼鈍板のOIM像では、粒径は平圧延に比べて小さく、ND方位のOIM像では  $\langle 001 \rangle // ND$  方位粒は平圧延焼鈍板よりも数多く観察されるものの、よりランダムに配列している。この拡幅圧延と平圧延での結晶粒径の差違は、同じ板厚減少率(圧下率)に対して、拡幅圧延法では複雑な変形履歴をとるために導入されるひずみが平圧延に対して大きく、再結晶の核形成サイトが数多く導入されるためである。

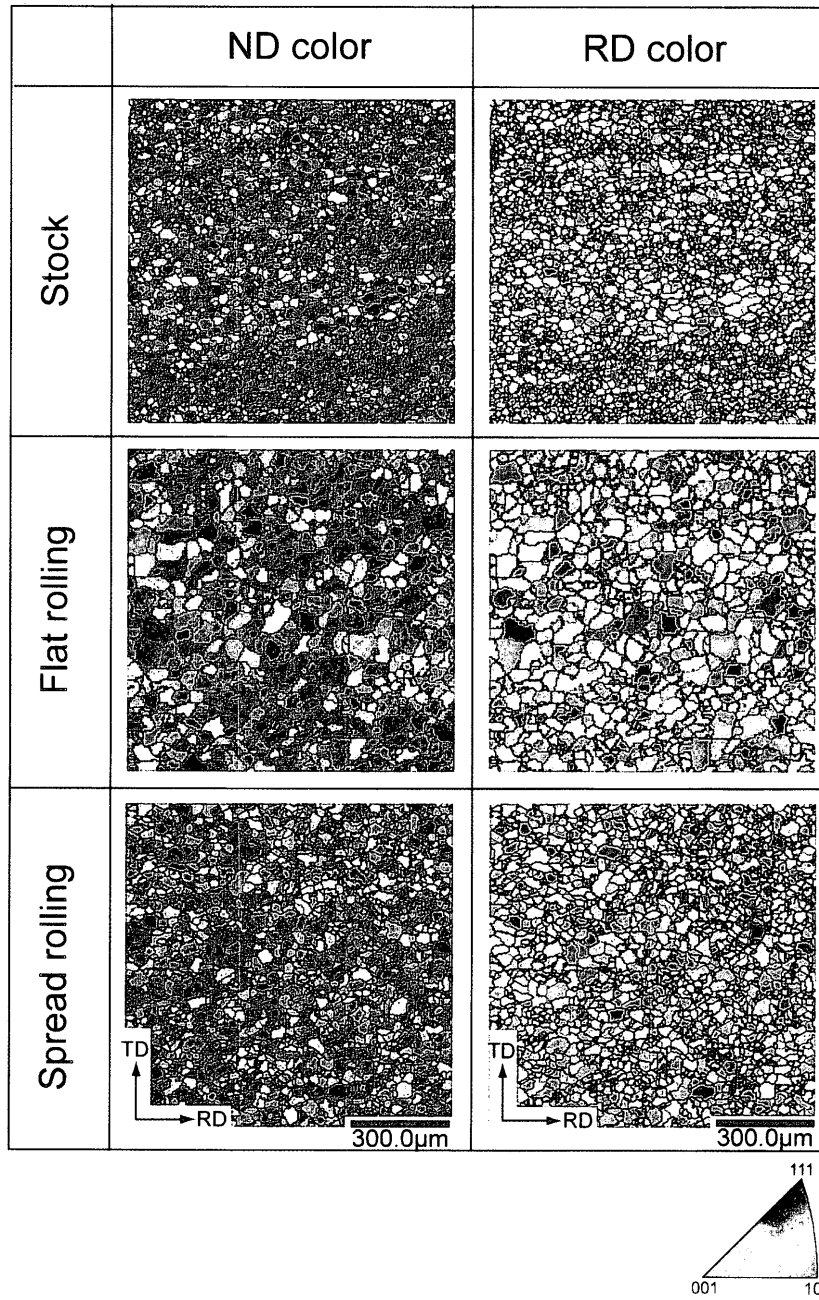


Fig. 7. Orientation Imaging Micrographs (OIMs) in ND-plane obtained by SEM/EBSO of stock, flat-rolled annealed strip and spread-rolled annealed strip.

### 5. 考察

拡幅圧延の適用によってリジングの発生を抑制でき、SUH409L鋼板の表面性状の改善がなされた。一般に鉄鋼材料の冷間圧延集合組織は主として $\alpha$ -fiber ( $\langle 110 \rangle // RD$ )と $\gamma$ -fiber ( $\langle 111 \rangle // ND$ )からなることが知られている。このうち $\alpha$ -fiberは面内異方性が高い成分であるが、拡幅圧延により幅方向のひずみが導入されると、減少するものと予測される。事実 Huhらは極低炭素鋼板の $\alpha$ -fiberがクロス圧延によって減少することを報告している<sup>15)</sup>。また再結晶の過程では通常の平圧延材でも $\gamma$ -fiberが発達する(より正確に

は $\{554\}\langle 225 \rangle$ )が、拡幅圧延板では圧延時に幅方向にもひずみが導入される結果、直接 $\gamma$ -fiberが強まり、圧延ままの状態では $\alpha$ -fiberの集積が低く、 $\gamma$ -fiberが主成分である集合組織を形成する。深絞り性の指標である $r$ 値は、通常圧延焼鈍板と拡幅圧延焼鈍板のいずれも $45^\circ$ 方向と $90^\circ$ 方向の $r$ 値が $0^\circ$ 方向の $r$ 値よりも総じて高い結果となった。この特徴的な $r$ 値分布の異方性は $90^\circ$ 方向の $r$ 値を向上させる成分である $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位への集積に起因する<sup>20)</sup>。そして、拡幅圧延板の $r$ 値の絶対値が平圧延板に比べてやや高い。その理由は $\alpha$ -fiberへの集積がやや弱く、 $r$ 値を向上させる $\gamma$ -fiberへの集積がやや強いためである。Leffingwellらは初期圧延方向に対して直交方向に圧延するクロス圧延

と焼鈍を組み合わせることによってリジングの低減がはかられることを報告した<sup>7,21)</sup>。これは圧延を多方向に行うことにより結晶粒の方位分布を変化させるものであり、本研究で行った拡幅圧延法も同じ効果が期待される。リジングの発現メカニズムについては様々な説があり<sup>16-19)</sup>、例えば近年、横田らはSEM/EBSP法による板厚方向のマイクロ集合組織測定の結果に基づき、引張変形時において塑性変形領域の重心移動が起きる説を提示している<sup>3)</sup>。二次加工時に塑性変形量が最大となる領域が<001>/ND方位粒のクラスターを多く含む領域であると仮定すると、拡幅圧延では<001>/ND方位粒のクラスターの圧延方向に対する配列が乱れた結果、リジングは生じにくいことになる。

以上のように本論文で拡幅圧延法によって長手方向に加えて幅方向のメタルフローを発生させることにより、類似の結晶方位の空間的配列がよりランダム化され、リジングが改善されることが明らかとなった。本方法はクロス圧延法とは異なり薄板コイル材の連続的な加工が可能であるため生産性も高い。また従来の化学組成や加工熱処理条件等のリジング低減法と組合わせて用いることもできるため汎用性もある。拡幅圧延条件の最適化や熱間圧延への適用が今後の課題として考えられる。

## 6. 結言

著者らが開発した拡幅圧延法を板厚1.0 mm、板幅70 mmのフェライト系ステンレス鋼板に適用し、その圧延板と焼鈍板の機械的性質、集合組織およびリジング現象を調べた結果、以下の知見を得た。

(1) 拡幅圧延により、通常の平圧延では生じない大きな幅広がり3.4%が得られた。拡幅圧延板と平圧延板は圧延ままおよび焼鈍後の双方の状態でも機械的性質に明瞭な差は認められない。ただし、深絞り性の指標となる $r$ 値については拡幅圧延板は平圧延板に比べて若干高い。

(2) 拡幅圧延焼鈍板のリジングは平圧延板に比べてリ

ジングの表面起伏の高さが低く、またそのピッチは不均一である。

(3) 拡幅圧延板の圧延集合組織は平圧延板のそれに比べて、 $\gamma$ -fiberがより顕著で面内異方性が低い。また、リジングの発生原因となるRD方向に沿う<001>/ND方位粒のクラスターが平圧延板に比べて少ない。

試料を提供して戴いた新日本製鐵(株)技術開発本部光技術研究部主幹研究員、高橋明彦氏に感謝を申し上げます。

## 文 献

- 1) M.Matsuo: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 192.
- 2) S.Tsuge, H.Fujimura and A.Yamagishi: *Sumitomo Met.*, **49** (1994) Apr., 65.
- 3) M.Brochu, T.Yokota and S.Satou: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 872.
- 4) M.Y.Huh and O.Engler: *Mater. Sci. Eng. A*, **208A** (2001), 74.
- 5) S.Harase, Y.Kawami and I.Ueno: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), S626.
- 6) H.Miyaji and S.Watanabe: *J. Jpn. Inst. Met.*, **39** (1975), 194.
- 7) W.B.Leffingwell and C.W.Weesner: U.S. Patent 2805883, (1957).
- 8) H.Takeuchi, H.Mori, Y.Ikehara, T.Komano and T.Yanai: *Tetsu-to-Hagané*, **66** (1980), 638.
- 9) H.Utsunomiya, Y.Saito, T.Sakai, S.Matsueda and T.Sekino: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **48** (1998) 11, 581.
- 10) Y.Saito, H.Utsunomiya, S.Matsueda and T.Sekino: Proc. Intelligent Processing and Manufacturing Materials (IPMM '97), Vol. 2, ed. by T.Chandra *et al.*, Watson Ferguson & Co., Brisbane, (1997), 1104.
- 11) H.Utsunomiya, Y.Saito, K.Hirata and T.Sakai: Proc. 7th Int. Conf. on Steel Rolling '98, ISIJ, Tokyo, (1998), 816.
- 12) H.Utsunomiya, Y.Saito and S.Matsueda: *J. Mater. Process. Technol.*, **87** (1999), 207.
- 13) Y.Saito, H.Utsunomiya, S.Kaneko, T.Sakai and T.Kanzaki: Advanced Technology of Plasticity 1999, ed. by M.Geiger, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, (1999), 927.
- 14) S.Sawai, K.Shimizu, T.Nakayama and M.Miyoshi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 843.
- 15) M.Y.Huh, O.Engler and D.Raabe: *Texture Microstruct.*, **24** (1995), 225.
- 16) H.C.Chao: *Trans. Am.Soc. Met.*, **60** (1967), 37.
- 17) H.Takeuchi, H.Kato, T.Tsuminami and T.Nakayama: *J. Jpn. Inst. Met.*, **31** (1967), 717.
- 18) N.Ohashi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **31** (1977), 519.
- 19) J.C.Wright: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 83.
- 20) N.Yoshinaga, L.Kestens, B.C.deCooman, D.Vanderschueren and K.DeBlauve: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 626.
- 21) J.H.Waxweiler: U. S. Patent 2881384, (1958).