
フェライト系ステンレス冷延鋼板に生じる白筋模様の発生機構

A Mechanism of Generation of White Streak on Ferritic Stainless Strip

宇城 工 (Takumi Ujio) 塩川 隆 (Takashi Shiokawa) 真田 利明 (Toshiaki Sanada) 神谷 昭彦 (Akihiko Kamiya) 広野 種生 (Taneo Hirono)

要旨：

フェライト系ステンレス冷延鋼板の表面光沢を阻害する重要な表面欠陥である白筋模様の発生原因を明らかにした。この欠陥は圧延方向に直角な微細な割れの集合体であり、それらは圧延前に行うグラインダー研削によって生じた表面硬化層が、圧延の際に割れることにより発生する。割れの発生は次の 3 つの要因の相乗作用と考えられる。(1)加工硬化による伸びの減少 (2)流体潤滑による自由変形 (3)表面層と内部層の変形抵抗の差に基づく付加的引張応力 圧延前処理として、グラインダー研削による表面硬化層を、酸洗によって除去又は適切な焼鈍によって軟化すると、割れの発生は抑制され、表面光沢は大幅に向上する。

Synopsis：

"White streak" is one of the most serious surface defects which degrade surface luster of ferritic stainless steel strip. The present paper describes the mechanism of generation of this defect. White streak consists of a cluster of microcracks, which occur during cold rolling and extend in perpendicular by to the rolling direction. The generation of cracks is mainly attributable to the following three factors; (1) Lack in ductility of the work-hardened surface layer of strip, caused by surface grinding process prior to rolling (2) Free deformation under fluid lubrication during rolling (3) Additional tensile stress originated from the difference in flow stress between the work-hardened surface layer and the soft interior matrix. The removal of the work-hardened surface layer by pickling and also softening of the layer by proper annealing suppress the occurrence of microcracks. These methods remarkably improve surfact luster of ferritic stainless steel strip.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

フェライト系ステンレス冷延鋼板に生じる白筋模様の発生機構*1

川崎製鉄技報
16(1984)1, 16-52

宇城 工*2 塩川 隆*3 真田 利明*4 神谷 昭彦*5 広野 種生*6

A Mechanism of Generation of White Streak on Ferritic Stainless Strip

Takumi Ujio, Takashi Shiokawa, Toshiaki Sanada, Akihiko Kamiya, Taneo Hirono

要旨

フェライト系ステンレス冷延鋼板の表面光沢を阻害する重要な表面欠陥である白筋模様の発生原因を明らかにした。この欠陥は圧延方向に直角な微細な割れの集合体であり、それらは圧延前に行うグラインダー研削によって生じた表面硬化層が、圧延の際に割れることにより発生する。割れの発生は次の3つの要因の相乗作用と考えられる。

- (1) 加工硬化による伸びの減少
- (2) 流体潤滑による自由変形
- (3) 表面層と内部層の変形抵抗の差に基づく付加的引張応力

圧延前処理として、グラインダー研削による表面硬化層を、酸洗によって除去又は適切な焼鈍によって軟化すると、割れの発生は抑制され、表面光沢は大幅に向上する。

Synopsis:

“White streak” is one of the most serious surface defects which degrade surface luster of ferritic stainless steel strip. The present paper describes the mechanism of generation of this defect. White streak consists of a cluster of microcracks, which occur during cold rolling and extend in perpendicular by to the rolling direction.

The generation of cracks is mainly attributable to the following three factors:

- (1) Lack in ductility of the work-hardened surface layer of strip, caused by surface grinding process prior to rolling
- (2) Free deformation under fluid lubrication during rolling
- (3) Additional tensile stress originated from the difference in flow stress between the work-hardened surface layer and the soft interior matrix.

The removal of the work-hardened surface layer by pickling and also softening of the layer by proper annealing suppress the occurrence of microcracks. These methods remarkably improve surface luster of ferritic stainless steel strip.

1 緒 言

フェライト系ステンレス冷延鋼板は特有の黒光りのする表面光沢を有している。特に、非酸化性ガス中で熱処理される光輝焼鈍仕上材（以後 BA 材と略す）は、酸化スケールの生成ならびにその除去のための酸洗工程を経ないことから、最終製品は冷間圧延時の滑らかな表面を維持しており優れた表面光沢となっているため、厨房機器、自動車外装部品、電気器具等に広く使用されている。

したがって、フェライト系ステンレス鋼 BA 材の冷間圧延においては、優れた板厚精度を確保することのみならず、良好な表面光沢を得ることも重要な技術的ポイントとなっているが、この点に関する研究は比較的少ない^{1,2,3)}。

圧延中に生じ最終製品の表面光沢に影響を与える欠陥として、ピット状欠陥、ヒートストリーク、白筋模様、圧延ロール面の研削目の転写等が挙げられるが、この中でも白筋模様はフェライト系ステンレス鋼に特有のものであり、かつ表面光沢の観点から最も重要な欠陥である。

白筋模様の発生原因に関して、澤谷ら⁴⁾は素材のリッジング特性が大きく影響することを指摘している。またグラインダー

による研削目も同様に影響を持つことを報告しているが、詳細な検討はなされていない。

一方、白筋模様の発生程度は冷間圧延に先だつ熱延鋼帯のグラインダー研削の有無（以後グラインダー研削を施したものを GR 材、施さないものを NOGR 材と略す）によって大きく異なることが従来から知られており、一般に GR 材で白筋模様は著しく、NOGR 材ではその発生は比較的軽度である。しかし、BA 材のような表面光沢の優れた製品に NOGR 法を適用した場合、ゴールドダストや線状キズ等の表面欠陥による表面性状の低下が生じやすいため、通常 GR 法で製造されることが多い。したがって、GR 材における白筋模様の発生を改善することは重要な技術的課題となっている。

本研究では、GR 材 BA 製品の表面光沢の改善を目的とし、GR 材における白筋模様の発生原因の調査を行ったので以下に報告する。

2 実験方法

実験材は Fig. 1 に示す 3 種類の工程により、現場の商用設備を用いて製造した SUS 430 冷延焼鈍板を用いた。

*1 昭和58年9月7日原稿受付
*2 技術研究所第2研究部特殊鋼研究室
*3 阪神製造所製造部製造技術室

*4 阪神製造所製造部ステンレス課掛長
*5 阪神製造所製造部製造技術室主査（部長補）
*6 阪神製造所製造部製造技術室主査（課長）

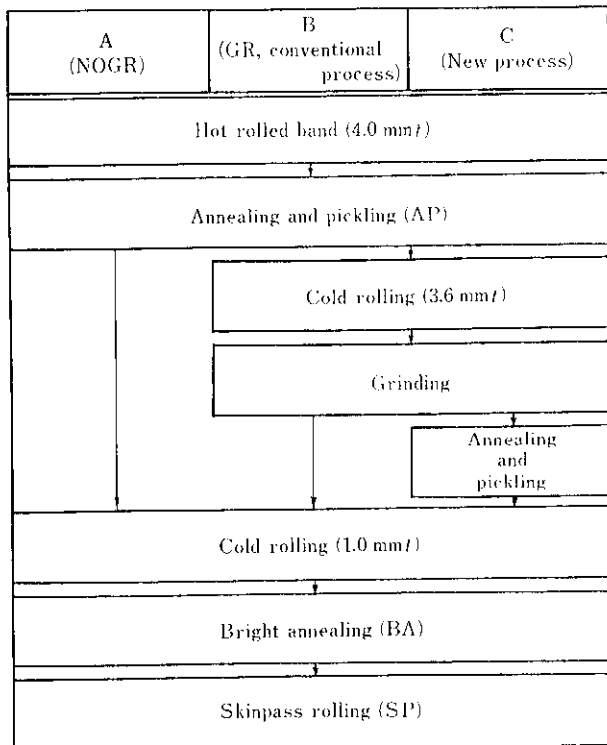


Fig. 1 Three types of production process for SUS 430 strip

工程 A (NOGR 法) では熱間圧延後焼鈍酸洗 (以後 AP と略す) した 4.0 mm 厚の板 (以後母板と略す) を直接冷間圧延した。工程 B (GR 法) は、グラインダー効率を向上させるために 3.6 mm 厚まで圧延した後に、グラインダー研削を行う従来法である。工程 C は、本実験により得られた知見を基礎として白筋模様を改善するために、グラインダー研削後中間焼鈍酸洗を行う新しい工程 (以後中間 AP 法と略す) である。冷間圧延は 20 段ゼンジミア圧延機を用いて行い、最終仕上げ厚を 1.0 mm とした。最終焼鈍は BA とし、さらにスキップス圧延を施した。

実験工程の各段階における実験材の表面性状を調べるために、光学顕微鏡および走査電子顕微鏡による観察を行うとともに表面の光沢度・白色度を測定した。測定には日本電色社製の光沢・白色度計を用いた。光沢度は試料表面に入射角 20° で一定強度の光線を照射し、反射角 20° におけるその反射強度を測定した。光沢度は標準サンプルを 8.2 とした時の相対値で示した。白色度は試料表面に白色光を照射し、その反射光より色立体上での位置を計算して求めた。純白色は 100、純黒色は 0 である。フェライト系 BA 材としては一般に黒光りのする光沢のものが好まれるので、白色度は小さいほどよいといえる。また実験材の極表面層の硬度分布をハネマン微小硬度計を用いて測定した。測定面は板表面に対して約 6° の角度で切り出した面であり、表面位置より横方向に移動して測定することによって、深さ方向の硬度分布を求めた。測定値はピッカース硬度に換算した。

3 実験結果および考察

3.1 白筋模様の発生過程

NOGR 材 (実験材 A) および GR 材 (実験材 B) の冷間圧延に伴う表面性状の変化を **Photo 1** に示す。母板はショットブラストおよび酸洗によって生じた凹凸の著しい表面を持っているが、GR 研削後ではこれらの凹凸は完全に除去され、圧延方向に走る研削目のみが観察される。GR 材の場合、冷間圧延の最初のパス (圧下率 17%) において圧延方向と直角方向 (以後 C 方向と略す) をなす欠陥の発生が見られる。その発生頻度は 2 パス目でさらに高まるが引続く 3、4 パス目で飽和状態となり、以後の圧延では欠陥密度は増加することなく、逆に緩和される傾向にある。しかし、これらの欠陥はスキップス圧延後も残留し、その欠陥密度の粗密差が目視で観察される白筋模様となり表面光沢を阻害することになる。

一方、NOGR 材は圧延初期ではショット粒痕に起因する凹凸が残っているが、それらは圧延の進行と共に徐々に消え、3 パス目以降では圧延ロール面の研削目が転写された表面に変わる。

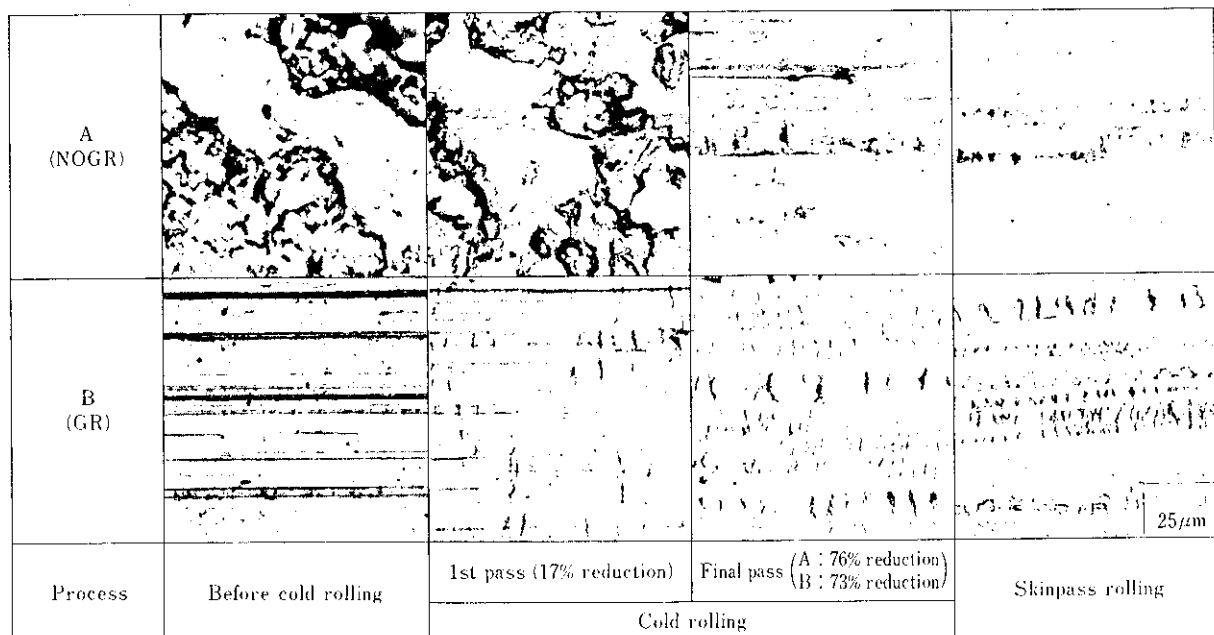


Photo 1 Effect of surface grinding on surface appearance of the sheets during the process

さらに圧延が進行すると、深い転写研削溝に沿ってC方向の欠陥が若干発生するが、GR材に比べその数は非常に少ない。この欠陥もGR材の場合と同様に、スキンプス圧延後も残り白筋模様となる。

GR材およびNOGR材の表面欠陥を走査電子顕微鏡で観察した結果をPhoto 2, 3に示す。写真からわかるように、GR材において発生する欠陥はC方向に伸びる微細な割れであり、冷間圧延の最初のパスから発生する。これらの割れは発生後、以後の圧延でC方向に大きく成長することではなく、押し潰された形態を呈するようになる。一方、NOGR材における欠陥はロール面転写による研削溝谷部で圧延中潤滑油膜が厚くなるために生ずるオイルピット状の形態を有している。

以上のように、GR材とNOGR材では白筋模様の形態が異なり、GR材における白筋模様は冷間圧延時に発生する微小な割

れの集合体であり、一方NOGR材はオイルピット起因の欠陥であることがわかった。

3.2 GR材における白筋模様の発生原因

従来、白筋模様は圧延過程においてリジングの谷部またはGR時の研削目の部分で潤滑油膜が厚くなり、オイルピットが多発することによって生じるものとされており¹⁾、C方向のしま模様は焼鈍板集合組織 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 、 $\{001\} \langle 110 \rangle$ の圧延時の主すべり系のすべり線が圧延方向と 90° をなすために現われるすべり模様であるとされていた。

しかし、前述のようにGR材における白筋模様はオイルピットに起因するすべり模様ではなくC方向の微細な割れである。そこでこのような欠陥の発生原因を考えるに当たって、その発生と直接に結びついているGR研削工程が素材に与える要因を考察すると以下の点が挙げられる。

- (1) グライNDERによる研削目
- (2) 表面に生じるマイクロクラック
- (3) 表面層の加工硬化

まず(1)の研削目の形成が割れ発生の原因となり得るか否かを検討する。NOGR材の3パス圧延後の表面とGR研削表面を比較すると、前者はロール面の研削目の転写によって表面の幾何学的形状としては後者とほぼ似た性状を呈しており、C方向で同一の平均粗度、PPI値を持つ。ここでPPIは1inch当りの $0.2\mu\text{m}$ を超えるpeakの数である。したがって研削目の存在が割れ欠陥に結びつくとなると、NOGR材の4パス目以降の圧延でこの種の欠陥の発生が観察されてよいことになる。しかし、NOGR材4, 5パス目の圧延後でGR材のような割れは発生しておらず、研削目はGR材における割れの発生原因とは考えにくい。

次に(2)の要因について検討する。GR研削によって生じたマイクロクラックが圧延時に拡大進展し、白筋模様となることが考えられるが、Photo 2に示すようにGR研削後の表面を走査電子顕微鏡を用いて2000倍に拡大し観察してもそのようなマイクロクラックは認められなかった。

次に(3)の要因について検討する。GR研削のために表面が加工硬化し、その硬化層が圧延に際して割れることによって白筋模様が発生することが考えられる。GR研削により表面が加工硬化している状況をハネマン微小硬度計を用いて測定した結果をFig. 2に示す。SUS 430のGR研削面では表面下約 $15\mu\text{m}$ までの範囲で著しい加工硬化が観察され、最表面の硬度は約Hv 260にも達していることがわかる。このような表面近傍の硬化層が割れ欠陥発生に関与しているか否かを調べるために、GR研削後該当する表面層を酸洗により溶解除去又は焼鈍によって軟化させた実験材を調整し、冷間圧延中の表面状況を調べた結果をPhoto 4に示す。表面硬化層を溶解除去すると(C1)、GR材のように圧延初期に顕著な割れを生ずることはない。圧延の後期において若干C方向の微小欠陥が発生するが、最終製品の表面は比較的欠陥の日立たない良好な表面となる。また、Photo 4中C2はGR研削による表面硬化層を中間APにより軟化させた実験材の表面性状の変化を示している。軟化後の表面硬度分布を前掲のFig. 2に示す。中間AP後の表面は、酸洗が軽度なため若干の肌荒れはあるものの幾何学的形状としてはGR表面とほぼ同じである。中間AP後の冷間圧延に際して、1パス目でグライNDERの研削目に沿ってオイルピット状の欠陥が多発

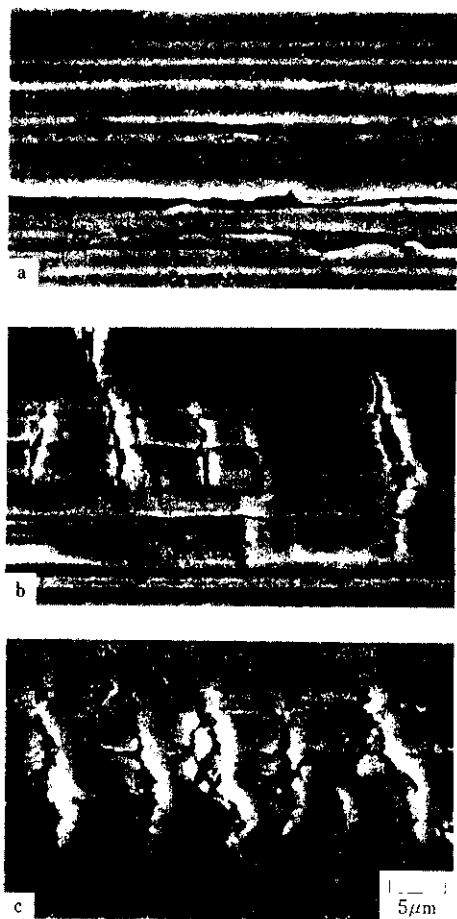


Photo 2 Scanning electron micrographs of the surface of SUS 430 sheet through GR process {a: as ground, b: as cold rolled (first pass), c: as cold rolled (final pass)}



Photo 3 Scanning electron micrograph of the surface of cold rolled (76% reduction) sheet by NOGR process

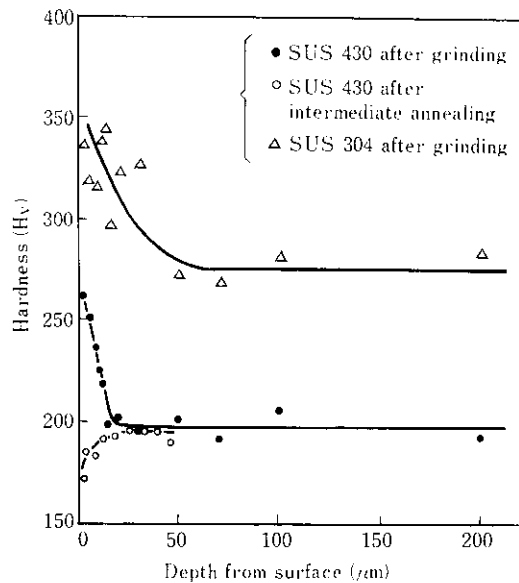


Fig. 2 Hardness profiles from surface of SUS 430 and 304 sheets

するが、割れ欠陥は観察されない。これらのオイルピットはスキンプラス圧延後も残留し、肌荒れ状の白筋模様となって表面光沢を低下させる。これは従来からいわれている、研削目にオイルピットが多発することによって生じる白筋模様¹⁾に対応すると考えられる。

以上のように、GR 材の表面硬化層を酸洗あるいは軟化焼鈍を施して除去することにより、GR 材における顕著な白筋模様の発生が抑制されることから、GR 研削材の白筋模様は表面硬化層が圧延の際に割れることに起因すると思われる。

3.3 白筋模様の発生機構

GR 材においては、表面硬化層が圧延の際に割れることが白筋模様の発生原因と考えられるが、ここではその割れ発生の機構および NOGR 材における白筋模様の発生機構について考察

を行い、さらに GR 研削後の軟化焼鈍材にオイルピットが多発する原因についても検討する。

GR 研削による加工硬化のため表面硬度は約 Hv 260 になっているが、この値は Fig. 3 に示した SUS 430 の圧下率と硬度、伸び、耐力の関係から、約 70% 圧延の加工硬化状態に相当していることがわかる。このように加工硬化した表面層は、以下の実験で示されるように非常にわずかな引張変形によって容易に微小な割れを発生する。Photo 5 に GR 研削後の SUS 430 に引張試験機を用いて約 6% および 11% の引張り歪を与えた後の表面性状を示す。写真より、GR 材の冷間圧延時に見られる C 方向の割れと全く同様の割れが発生していることがわかる。

ところで、GR 研削材のように表面に急激な加工硬化層が存在する場合、圧延時に表面層と内部の変形抵抗に大きな差が生じるために、いわばクラッド材を圧延するような状況になる。この場合、2 つの層の変形抵抗の差が大きいほど、また板厚差が

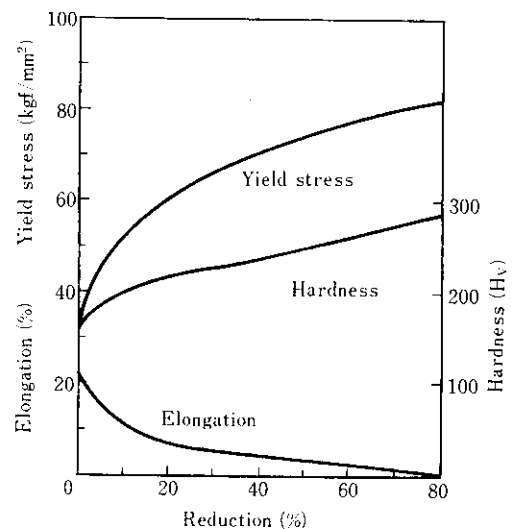


Fig. 3 Relationship between reduction and mechanical properties of SUS 430

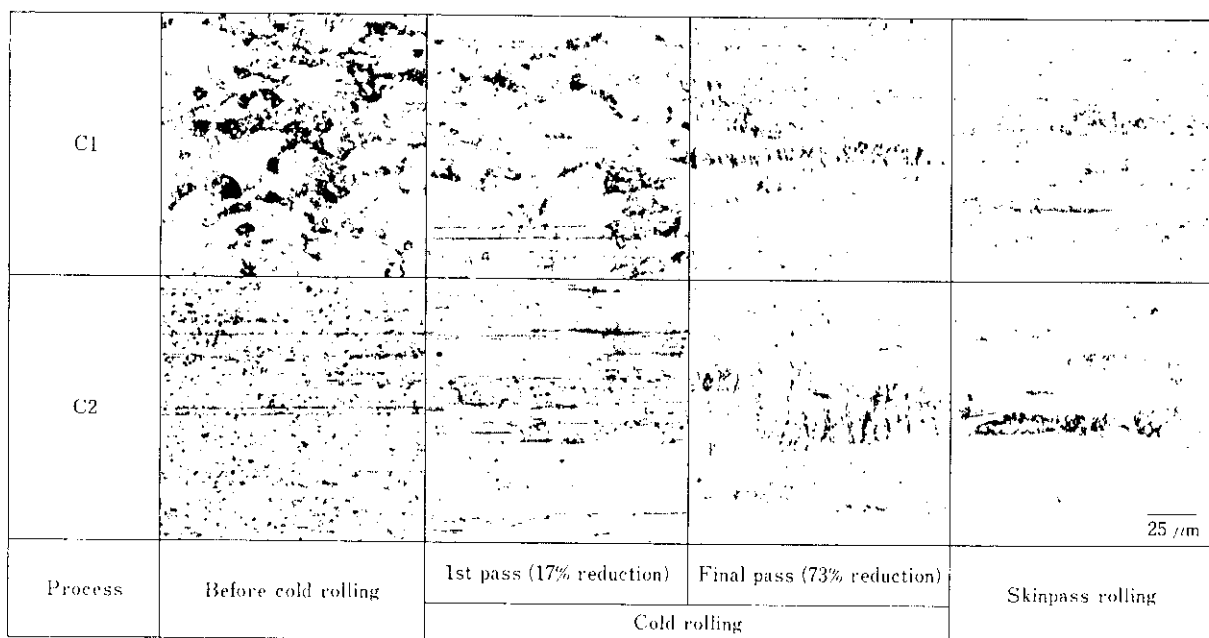


Photo 4 Change in surface appearance of the sheet during the process C. Hardened surface layer produced by grinding was removed by pickling (C1) or softened by annealing (C2) before cold rolling

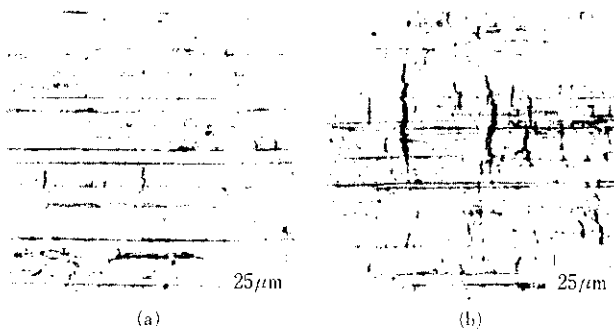


Photo 5 Surface appearances of as-ground specimens stretched to the strain of (a) 5.8% and (b) 11%

大きいほど表面硬化層に大きな引張応力が加わることになる⁴⁾。GR 材の圧延では、このような付加的引張応力のために板表面での変形様式が引張変形となり、割れが発生したと考えられる。このことを裏付けるために鈴木らの 2 層材の圧延理論⁴⁾を 3 層クラッド材の圧延解析に適用し、表面硬化層に加わる水平応力の値の評価を試みた。

表面硬化層を近似的に厚さ 10 μm の外層と考えた 3 層クラッド材の圧延の問題として解析した。3 層材の場合の幾何学的関係および内層、外層の微小部分での力のつりあいを Fig. 4, 5 に示す。力の均り合いの式より平均水平応力 f について、次の関係式が求まる。

$$\frac{df}{dx} = -\frac{2}{y} \{ 2 \{ k_A r + k_B (1-r) \} \tan \theta \mp k_B (1 + \tan^2 \theta) \} \dots (1)$$

複合 { 中点より入側 -
" 出側 +

ここに、A, B: 内層材, 外層材

f : 平均水平応力 (kgf/mm²)

k_A, k_B : 内外層の降伏せん断応力 (kgf/mm²)

r : クラッド比 (内層厚さ/全板厚)

θ : 位置角 (rad)

x : 出口位置から接触弧への水平距離 (mm)

y : 位置 x における総板厚 (mm)

(1) 式を解いて平均水平応力 f が求まると、垂直圧縮応力 P 、および内外層の水平応力 f_A, f_B は以下の式で表わされる。

$$P = 2k_A r - 2k_B (1-r) - f \dots (2)$$

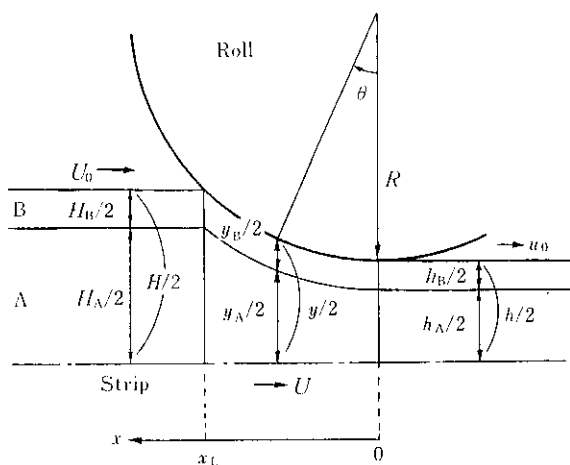


Fig. 4 Geometrical relationship between roll and strip

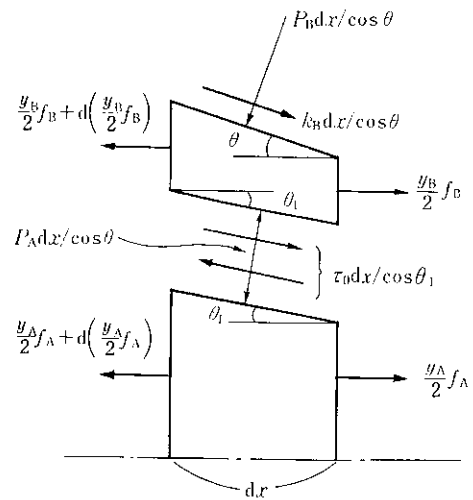


Fig. 5 Equilibrium of forces in element

$$f_A = 2k_A - P \dots (3)$$

$$f_B = 2k_B - P \dots (4)$$

f_B を求めるための条件として、表面硬化層の降伏応力は Fig. 2, 3 より 80 kgf/mm²、内部層は 50 kgf/mm² とした。また、入口板厚 3.6 mm, 出口板厚 3.0 mm, 板幅 1000 mm, 入側張力 6 t, 出側張力 40 t, ロール径 50 mmφ, ロールと素材の摩擦係数 0.06 とした。これらの値を用いて数値解法によって表面硬化層に働く水平応力 f_B を求めた結果を Fig. 6 に示す。図に示されるように、ロールバイト入口および出口において降伏応力の 50% 程度の引張応力が加わっている。Photo 6 に示すように GR 材の 1

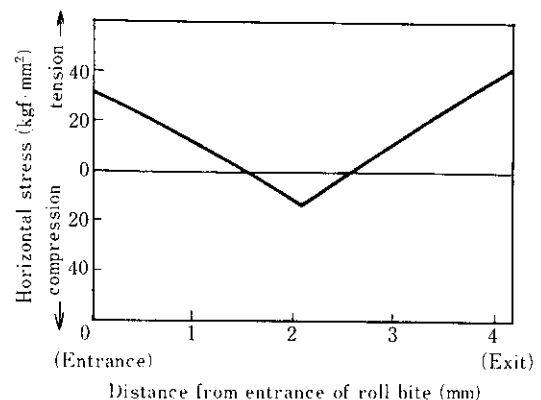


Fig. 6 Calculated horizontal stress (f_B) exerting on work-hardened surface layer

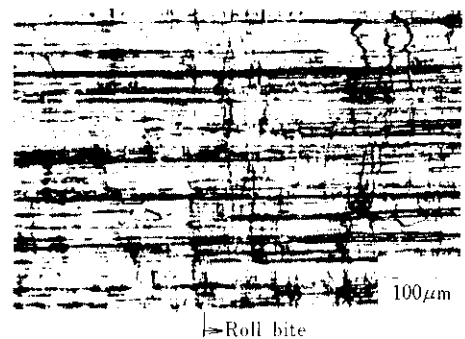


Photo 6 Generation of micro-cracks at roll bite during 1st pass rolling by GR process

パス目のロール咬み止め部の表面を観察すると、ロールバイト入口において割れが発生していることから、入口部に働く引張応力によって表面硬化層に割れが生じたと考えられる。

一方、GR 材に発生する割れは圧延における油膜が厚いほど顕著である。GR 材の 1 パス目の表面プロフィールおよび表面性状を Photo 7 に示す。リジングの谷部の油膜が厚い部分ほど割れ発生が激しくなっている。一般に、油膜が厚くなると潤滑状態が境界潤滑から流体潤滑となり、表面は拘束された圧縮変形ではなく自由変形をするようになる^{1,5)}。その場合は、すべり帯が発達すること、もしくはすべり帯が互いに組み合わさることによって塑性力学的に最大せん断応力が働く面、すなわち圧延方向と直角に交わる面にすべり模様を生じることが報告されている⁶⁾。そのため圧延後の表面に波立ち状の欠陥が生じる^{5,7,8)}。このような油膜が厚く自由変形をする部分に引張応力が働くと、その部分の変形様式は引張変形が支配的になると考えられる。すなわち、変形様式に次のような移行が生じる。

圧縮変形→自由変形→引張変形

以上の考察により、GR 材における顕著な白筋模様すなわち割れは、次に示す 3 つの要因の相乗作用によって発生すると考えられる。

- (1) 加工硬化による伸びの減少
- (2) 流体潤滑による自由変形
- (3) 表面層と内部層の変形抵抗の差に基づく付加的引張応力

以上の発生機構に従うと、オーステナイト系の SUS 304 においても表面硬化層が存在すると圧延時に割れを生じる可能性がある。GR 研削後の SUS 304 の表面硬度分布を測定した結果を前掲の Fig. 2 に示した。GR 研削後の表面は約 50 μm の深さまで加工硬化しており、圧延によって Photo 8 に示すように SUS 430 の場合と同様の C 方向の割れが生じている。しかし、その割れ頻度は SUS 430 に比べ非常に少なく、また以後の圧延によってすみやかに修復され、白筋模様とはならない。この差違は SUS 304 が SUS 430 より延性が大いこと、リジングのような油膜が厚くなる部分が無いことに起因すると考えられる。

次に NOGR 材において、GR 材のような割れが発生せず、形態の異った白筋模様が発生する原因について考察する。NOGR 材も酸洗時にショットブラスト処理を受けているため、表面層

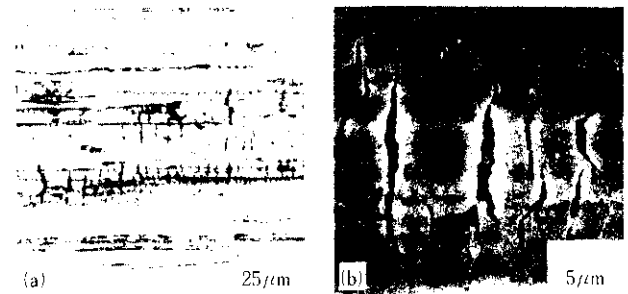


Photo 8 (a) Optical and (b) scanning electron micrographs of surface cracks generated on SUS 304 strip which was cold-rolled (14.3% reduction) after grinding

は加工硬化していると考えられる。NOGR 材の酸洗後の表面硬度分布を測定した結果を Fig. 7 に示す。NOGR 材は約 100 μm の深さより徐々に加工硬化し、表面硬度は約 Hv 210 となっている。しかし、これと同程度の硬度を持つ圧延材の伸びは Fig. 3 からわかるように 5% 以上あること、および硬度変化がなだらかな場合は表面層に加わる付加的引張応力も小さくなるため、GR 材のような割れは発生しない。圧延が進行し加工硬化により伸びが減少した場合は、リジングの谷部や深い転写研削溝の部分において流体潤滑による自由変形のために、Photo 3 に示した微小な割れに近い欠陥が生じる。この場合、付加的引張応力は働かないため、GR 材のような顕著な割れには至らないと

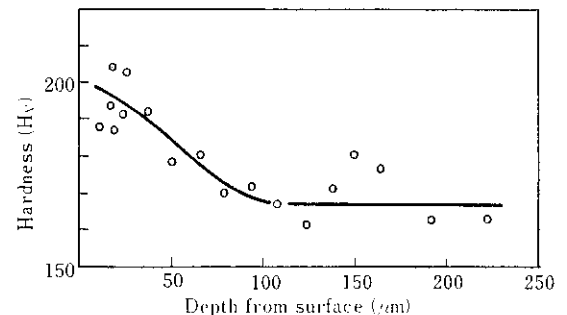


Fig. 7 Hardness profile of the surface layer of hot band (NOGR) after annealing and pickling

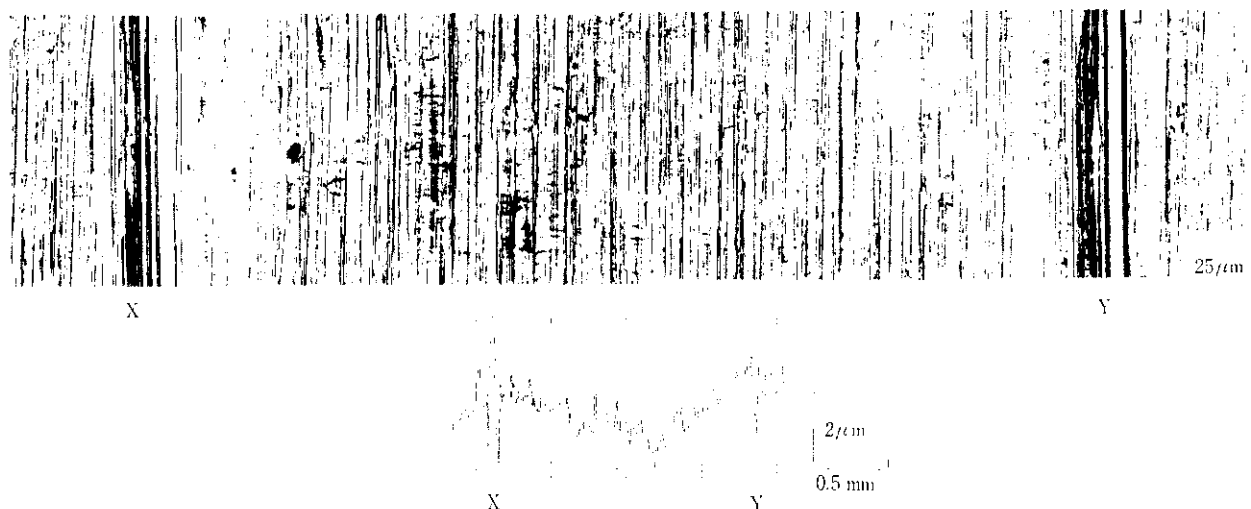


Photo 7 Relationship between the location of surface crack and surface profile (GR process)

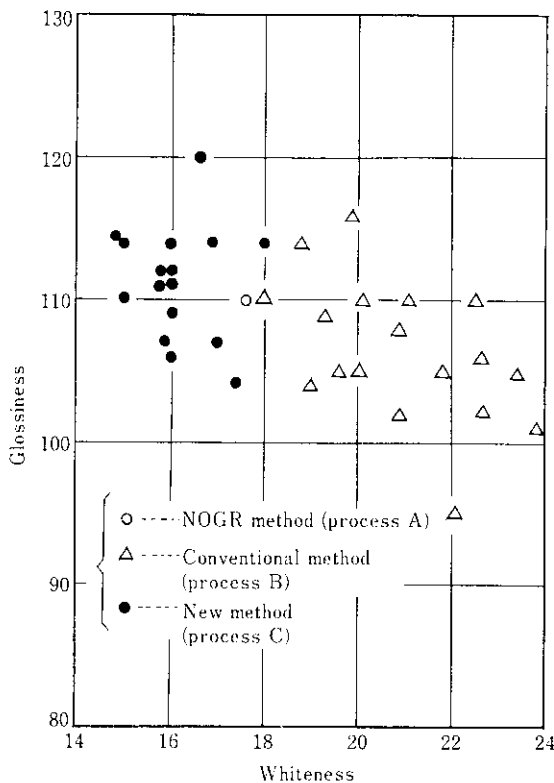


Fig. 8 Comparison of glossiness and whiteness of SUS 430 stainless steel strips by conventional process with those by new process

考えられる。

次に GR 研削後の軟化焼鈍材(C 2)にオイルピットが多発する原因について検討する。前掲の Fig. 2 に軟化焼鈍後の表面硬度分布を測定した結果を示した。表面層は中央部より軟化しており、このように表面の降伏応力が低下した場合は水野が報告している油膜厚さ当量の式^{7,8)}からわかるように、油膜が厚くなるためオイルピットが多発したと考えられる。また、表面に軟

化層が存在する場合は圧延において圧縮の水平応力が表面層に働くことになるが、この付加的圧縮応力がオイルピットの発生にどのような影響を与えるかについては明らかではない。

3.4 新工程材の表面光沢

適切な軟化焼鈍を行った実験材の最終製品 (1.0 mm BA 品) の光沢度と白色度を従来法と比較して Fig. 8 に示す。白筋防止の工程をとったものは従来の GR 材に比べ白色度が大幅に向上している。

このように白筋模様の防止がフェライト系ステンレス鋼の光沢の向上に著しく効果があることが確認された。本技術は表面品質に優れた BA 製品の安定生産に大きく寄与している。

4 結 論

優れた表面光沢が要求されるフェライト系ステンレス鋼の冷間圧延過程において発生する白筋模様について、SUS 430 冷延鋼帯を用いてその発生原因を調べた。得られた結果は以下のとおりである。

- (1) GR 材に顕著に発生する白筋模様は微細な C 方向の割れの集合体であり、それは冷間圧延の初期に発生する。また、割れの発生は油膜が厚い部分ほど顕著である。
- (2) GR 研削面は表面下約 15 μm の範囲で加工硬化が著しい。このため、圧延に際し内部との変形応力に差が生じ、表面硬化層に引張応力が働く。
- (3) GR 材における白筋模様の発生は、次の 3 つの要因による相乗作用と考えられる。
 - (a) 加工硬化による伸びの減少
 - (b) 流体潤滑による自由変形
 - (c) 表面層と内部層の変形抵抗の差に基づく付加的引張応力
- (4) GR 研削による表面硬化層を、酸洗によって除去または焼鈍によって軟化した後に冷間圧延を行うと、割れの発生は顕著に少なくなり冷延板の表面光沢は大幅に向上する。

参 考 文 献

- 1) 澤谷精, 南野繁, 西村弘, 水沼武久: 「SUS 430 鋼薄板 BA 製品の表面光沢に及ぼす冷間圧延条件の影響」, 製鉄研究, (1977) 292, 100-112
- 2) 飯野光明, 藤原辰夫, 片渕正, 衣松余香, 原重雄: 「ステンレス圧延板の光沢に関する一考察」, 塑性加工学会, 昭和 57 年度春季講演概要集, (1982), 135-138
- 3) 佐藤捷夫, 上杉平二, 萩原文男, 野上忠: 「18 クロムステンレス鋼の表面損傷の発生におよぼす圧延条件の影響」, 塑性と加工, 19 (1978) 208, 395-402
- 4) 鈴木弘, 荒木甚一郎, 新谷賢: 「合せ板圧延の初等理論による一考察」, 塑性と加工, 13 (1972) 133, 114-121
- 5) 田中英八郎, 瀬本正三, 渡辺貞夫: 「圧縮加工時の摩擦係数と表面模様の関係」, 日本金属学会誌, 28 (1964), 282-287
- 6) 田中英八郎, 池田圭介, 福田次男, 徳能裕巳: 「冷間圧延した Al 単結晶および多結晶のすべりと表面潤滑模様との関係」, 日本金属学会誌, 33 (1969), 10-15
- 7) 水野高爾: 「冷間圧延における摩擦と潤滑」, 潤滑, 15 (1970) 1, 14-20
- 8) 水野高爾: 「ロールの表面状態と板の表面性状」, 塑性と加工, 12 (1971) 124, 369-375