

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26-194.3-415 : 620.191.5 : 620.193.25

18%Cr ステンレス鋼板の腐食差による縞状模様と
リジグについて*

鈴木敬治郎**・浅見昭三郎***・鈴木 積善***

Ridging and the Stripe Pattern Caused by the Difference of
Corrosion in 18%Cr Stainless Steel Sheets

Keijirou SUZUKI, Shozaburou ASAMI, and Kazuyoshi SUZUKI

Synopsis:

The origin of ridging phenomenon in 18% Cr ferritic stainless steel sheet was studied and the following results were obtained.

(1) Macroscopic stripe pattern which was composed of many dark and bright microscopic stripes running along the rolling direction of sheet was observed on the surface of sheet when it was severely etched.

(2) Macroscopic and microscopic stripes corresponded with large and small undulations of ridging, respectively, which was appeared after stretching of sheet.

(3) Line analysis with EPMA across the dark and bright zones in stripe pattern showed clear segregation of chromium and carbon.

(4) This segregation was inherited from the two-phase structure, austenite and ferrite, in hot rolled sheet and was hold even in cold rolled and annealed sheet. Each segregation zone was extended by cold rolling and made a stripe pattern on the surface of sheet.

1. 緒 言

18%Cr ステンレス冷延鋼板は、安価で、肌が美しいため広く使用されている。しかしながら冷延鋼板の表面には「リジグ」または「ローピング」といわれる冷延方向に平行な細長い凹凸があるために、製品の美観を著しく損ねることはよく知られている。このリジグ現象は深絞り加工および引張変形などの成形加工を行なう際にも現出して、研磨などの工数増加を引き起こすために好ましくない現象である。この現象に対する研究および報告は多くなされていて、特許などにより実用的にもその解決策が紹介されている。

従来なされたリジグに関する報告では、

(1) 鋼塊凝固時の柱状品の発達方向^{1)~3)}、および熱延板に存在するマルテンサイト⁴⁾⁵⁾、またはフェライトバンド⁶⁾の分布状態と関連性があるとするもの。

(2) 再結晶集合組織的立場からのもの^{4)~13)}、たとえば熱延板に強固に存在する {100}〈110〉の繊維組織によ

るものとか、塑性歪比 r 値の高い {111} および r 値の低い {100} 板面方位の粒が交互に層状に存在するためとするもの。

(3) Ti, Nb などの添加により、炭素を炭化物の形で固定し、かつ再結晶核生成をうながしてフェライト結晶粒の微細化を促進し、リジグを軽減させるとするもの¹⁴⁾。

などが主である。これらの報告の多くは、リジグの発生する機構が集合組織によることを述べている。しかし、リジグが発生しがたいと思われるような結晶方位をもつ低炭素 18%Cr ステンレス冷延鋼板にも顕著なリジグが観察されている¹⁵⁾。すなわち、きわめて尖鋭な {111}〈112〉だけで、他の方位などほとんど存在しないように texture control され、しかも数 μ の微小結晶粒であるように作製されたものにおいてリジグが明りように観察されたのである。このことから結晶粒度および結晶方位がリジグの主たる発生要因ではないものと思われる。

一方、18%Cr ステンレス鋼の熱延板や冷延板の板面

* 昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 9 月 9 日受付 (Received Sep. 9, 1976)

** 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo University)

*** 高砂鉄工(株) (Takasago Tekko, Ltd., 1-1-1 Shingashi Itabashi-ku Tokyo 175)

を腐食したときに、圧延方向に平行な縞状の腐食模様が生じることはよく見られる現象である。この腐食による縞状模様とリジングとの相関性および縞状模様の原因についても、前記(2)の再結晶集合組織的立場から説明しているものが多い⁵⁾¹⁰⁾¹²⁾。しかしながら、異なつた結晶方位が個々のまたは隣接した再結晶粒間で存在することは考えられるが、圧延方向に伸延して交互にかつマクロの縞状模様を形成するような再結晶集合組織となる原因については必ずしも明らかにされているようには思われない。そこで、著者らは、18%Cr ステンレス鋼が Fe-Cr 系 (0.05% C) 状態図より ($\alpha+\gamma$) 2 相領域を持っていることから、 α と γ の間に Cr および C の成分偏析を生じることに注目し、この Cr, C の成分偏析が腐食差を生じて縞状模様を形成すると考えた。

以上の見地から、本報では、通常生産されている 18% Cr ステンレス冷延鋼板の板面を腐食したときに生じる縞状模様を詳細に観察し、かつリジングとの対比を試みた。つぎに、腐食による縞状模様の発生原因を追求する目的で、熱延時に生じる ($\alpha+\gamma$) 2 相組織の冷延焼鈍後におよぼす影響を、成分および腐食差について検討した。

2. 実験方法および結果

本実験に供した材料は、市販されている SUS 430 鋼の熱延板を焼鈍、酸洗処理したものである。厚さは 3.6 mm で、その化学成分を Table 1 に示す。

2.1 リジング

18%Cr ステンレス冷延鋼板を光輝焼鈍 (BA) あるいは焼鈍酸洗 (AP) した後に調質圧延 (SP) を行なつた材料は表面光沢がきわめて優れている。しかし、リジングが存在すると反射像をゆがめるために欠陥のひとつとしてあげられている。そこで、市販されている SUS 430 での SP 材における反射像のゆがみの度合を Photo. 1 に示した。(a) は目視上リジングが大きいと観察されたもの、(b) はリジングが小さいと観察されたもの、(c) はリジングの観察されなかつた SUS 304 の場合で、白紙上に描いた黒い直線を、各ステンレス板に反射させて撮影したものである。リジングが大きいものは (a) のように反射像をゆがめるために美観を損ねるが、(b) や

(c) のように、リジングの小さいものおよび認められないものでは像をゆがめることが少ないために美観を損ねないことがわかる。また、(a) と (b) の場合で像のゆがみの間隔 (図示: I_{ra} および I_{rb}) は同じであつた。各ステンレス板の表面の凹凸を冷延方向に対して直角方向に触針式アラサ計にて測定した結果を Fig. 1 に示した。(a), (b), (c) は Photo. 1 の (a), (b), (c) のそれぞれに対応するものである。リジングが認められなかつた SUS 304 の場合、Fig. 1 (c) のような板面形状を示し、このような板面形状では反射像をゆがめないことがわかつた。そして、リジングの認められた SUS 430 の場合には、Fig. 1 (a), (b) のような板面形状となり、(c) と比較すると (a) と (b) はともに間隔 1 mm 程度 (図示: I_{wa} および I_{wb}) のウネリが見られた。そのウネリの高さは (a) で 0.4μ 、(b) では 0.2μ であつた。ウネリの間隔 (I_w) および高さの大小関係は Photo. 1 で行なつた反射像のゆがみの間隔 (I_r) や、目視による大小の関係と、よく一致していた。このことから Fig. 1 の (a), (b) に見られたようなウネリが反射像をゆがめているものと思われる。

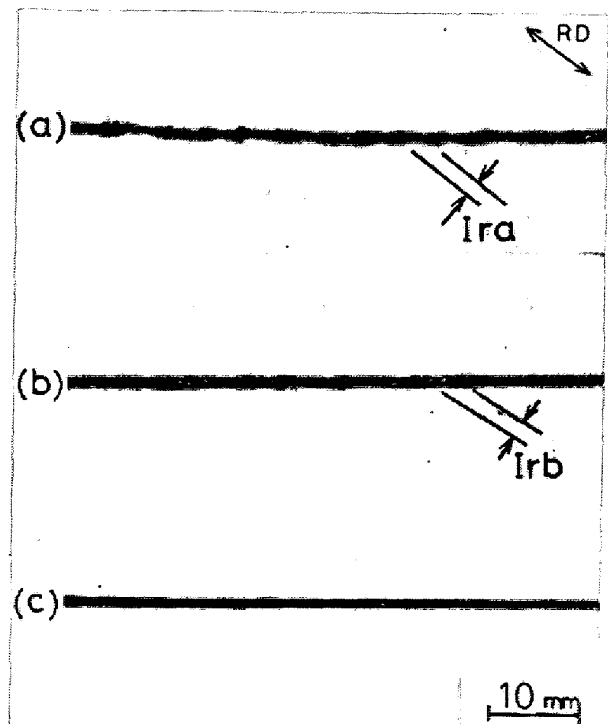


Photo. 1. Distortion of the reflection of straight line caused by ridging on the surfaces after temper rolling of bright annealed 18%Cr stainless steel sheets.

(a) Severe ridging, (b) Moderate ridging, (c) Non ridging.

I_{ra} and I_{rb} indicate the intervals of distortions.

Table 1. Chemical compositions of steel used. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.07	0.40	0.50	0.026	0.007	0.10	16.26

このリジングは 18%Cr ステンレス鋼の熱延板、冷延板、BA や AP のままの材料のものでも観察される。また、それらの板を深絞り加工したときも Photo. 2 のように壁面およびフランジ部に観察される。そこで Photo. 2 のように深絞り加工したときの、冷延方向の壁面（図示：A）に現われたリジングの外観とその表面アラサを

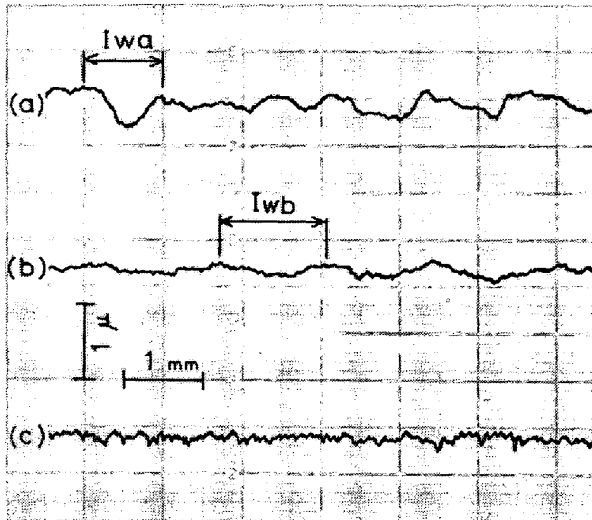


Fig. 1. Surface profiles after temper rolling of bright annealed 18%Cr stainless steel sheets. (a), (b), (c) should be referred to Photo. 1.

I_w : Interval of the wave of ridging.

Photo. 3 (a) に、そして冷延方向に対して直角方向の壁面（図示：B）に現われたリジングの外観とその表面アラサを Photo. 3 (b) に示した。リジングの凸部は絞りダイスにこすられて写真上では白く強調して観察された。そしてリジングはすべての壁面において冷延方向に

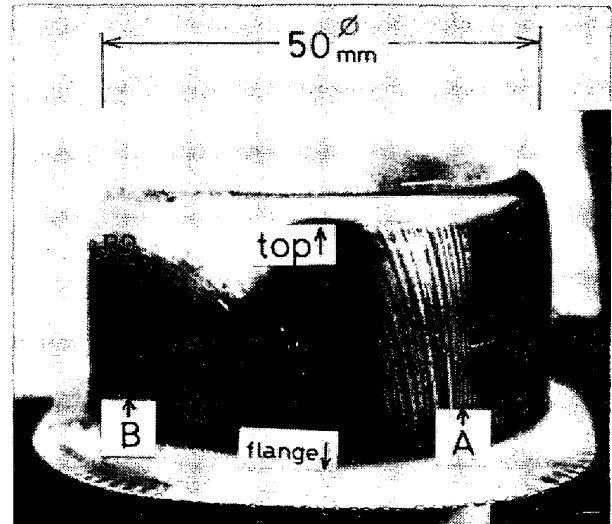


Photo. 2. Ridging appearance on the wall of deep drawing cup.

The wall A is in the position parallel to the rolling direction and the wall B is in the position transverse to the rolling direction of sheet.

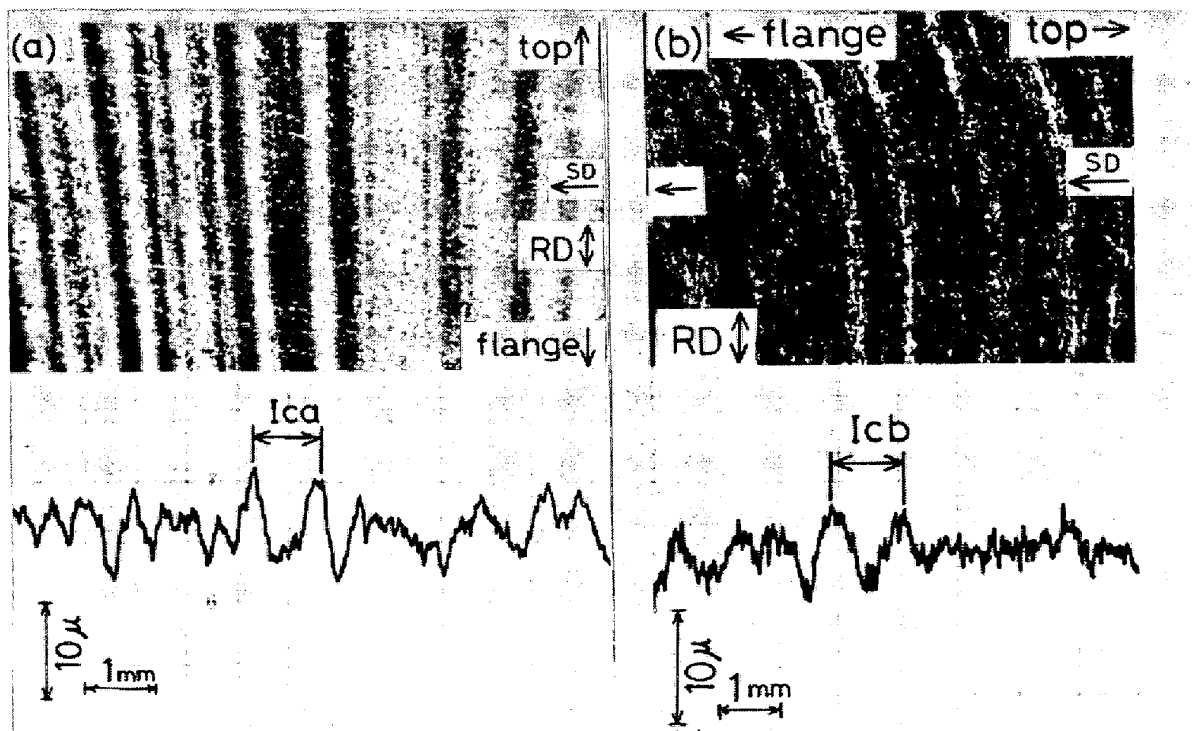


Photo. 3. Appearances and profiles of ridging on the wall of deep drawing cup.

(a) and (b) should be referred to the walls A and B in Photo. 2, respectively.

I_c : Interval of the ridging on the wall of deep drawing cup.

平行に観察された。リジンの高さは (a) の場合で 12μ , (b) の場合では flange から top へと 7.5μ から 4μ と徐々に減少していた。また間隔 (図示: I_{ca} および I_{cb}) は (a), (b) とともに約 $1.0\sim 1.5\text{ mm}$ であつた。そして、リジンを示すウネリは Fig. 1 (a), (b) に見られるウネリと、高さは異なるけれども同一形状を示していた。以上のことから、目視上では圧延方向に平行な縞状の凹凸を示し、かつ表面アラサ計による板面形状では Fig. 1 (a), (b) や Photo. 3 に見られるようなウネリをリジンとした。

成形加工後のリジンの大小を予測する試験法として引張試験片に約 20% の引張歪を与えたときに観察されるリジンの大小によつて判定する方法が一般的に用いられている。そこで、リジンの大小を定量化するために、引張試験後の板面を冷延方向に対して直角方向に表面アラサ計にて測定した。

2.2 縞状模様

供試材に対して通常の生産工程材に近い処理である 2 回冷延 2 回焼鈍したものを、 80°C の硝フッ酸水溶液 ($30\% \text{HNO}_3 + 3\% \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$) 中に 2 min 浸漬して腐食したときの板面組織を Photo. 4 に示した。(a), (b), (c) は検鏡倍率を順に高くして観察したものである。このときの各冷延率は 50% で、焼鈍は 800°C で 10 min 行なつた。

(a) では、冷延方向に沿つて幅 $1.0\sim 1.5\text{ mm}$ の平行な縞状模様が観察された。黒く観察された帯状部 (図示 A: 縞模様 A とする) を拡大すると (b) のように幅 $20\sim 200\mu$ の縞状模様 (図示 B: 縞模様 B とする) が観察された。すなわち縞模様 A は縞模様 B の集合体として形成されたものであることがわかつた。さらに縞模様 B を拡大して観察すると、(c) に示したように縞模様 B は強く腐食された部分 (図示 B 部) と腐食されない部分とにより構成されていた。また、腐食された部分とされない部分の境界は必ずしも各結晶粒の粒界とは限らなく、粒内を貫通した連続体として観察された。

この現象は 30% 硝酸水溶液または 10% 磷酸水溶液中で電解を行なつたときにも生じた。そして熱延板、冷延のままのものにも観察された。

2.3 縞状模様とリジン

腐食差による縞状模様と引張試験を行なつたときのリジンとを対比させて検討を行なつた結果を Photo. 5 および Photo. 6 に示した。

Photo. 5 は Fig. 2 (a) に示したように冷延方向に対して平行方向に、Photo. 6 は Fig. 2 (b) に示したように冷延方向に対して直角方向に引張試験を行なつた結果

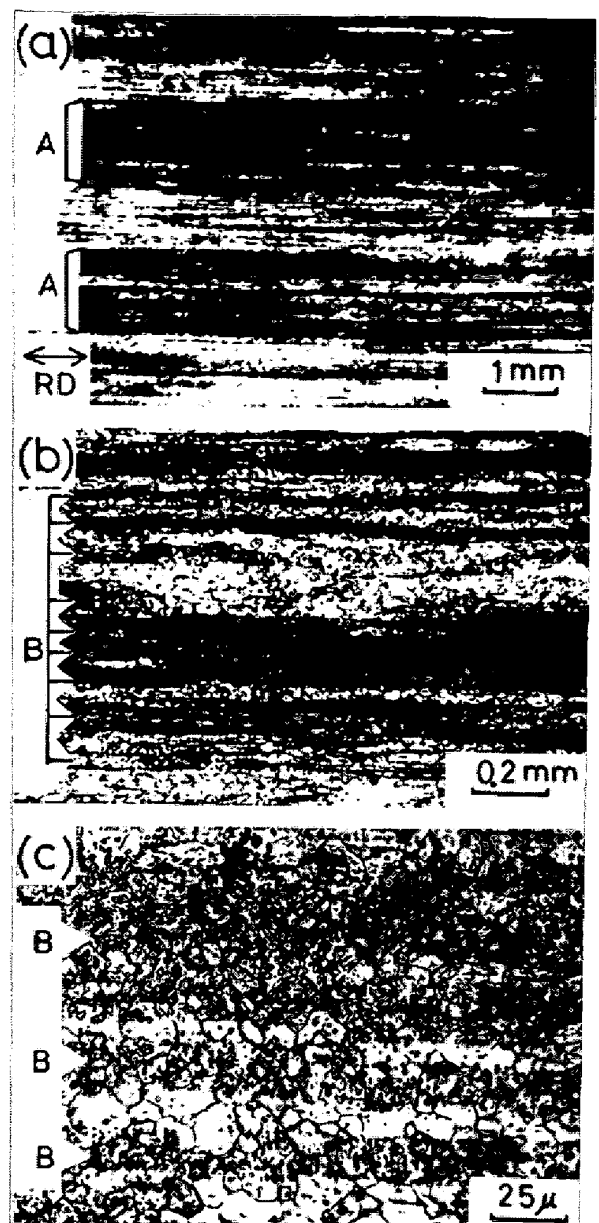


Photo. 4. Microscopic feature of stripe pattern appeared on the surface of 18%Cr stainless steel sheet etched with ($\text{HNO}_3 + \text{HF} + \text{H}_2\text{O}$) solution at 80°C . (b) is high magnification of (a), and (c) is high magnification of (b). "A" indicates the corroded parts in the macroscopic stripe pattern "A", and "B" indicates the corroded parts in the microscopic stripe pattern "B".

である。それぞれの (a) は引張試験前に試験片を 80°C の硝フッ酸水溶液に浸漬して腐食差による縞状模様を観察したものである。縞状模様を観察した場所には冷延方向に対して直角に間隔が 10 mm のマークをほどこした。(b) は伸び率 20% を与えたときのマーク間に生じた凹凸を軽くバフ研磨、または電解研磨したのちに、干渉位相差顕微鏡で観察したものである。(c) は (b) で観察

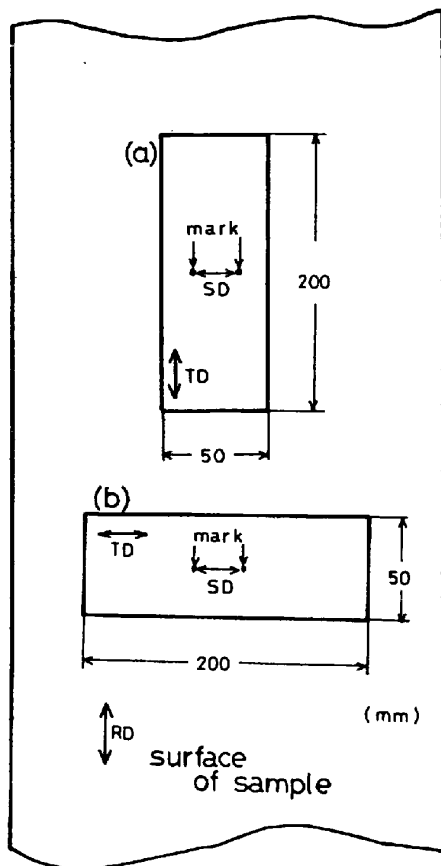


Fig. 2. Method for making samples.
 TD : Tensile direction.
 RD : Rolling direction.
 SD : Scanning direction of roughness
 between the two marks.

したマーク間の凹凸を表面アラサ計で測定したものである。なお、(b) 中に表示した凸Aは試料を目視観察した結果で、対応する表面アラサの例を(c) 中に示した。

目視観察によれば、冷延方向に対して平行方向の引張および直角方向の引張のいずれの場合においても、凸Aは冷延方向に平行な縞状の凹凸となっていた。しかし、(b) のように干渉位相差顕微鏡で凸Aを観察すると、凸Aの形状によく似ているが、より細く短い凹凸が凸Aに重なって検鏡された。この凹凸を凸Bとし、(b)、(c) 中に図示した。また、板面形状を見ると、凸Aの高さはPhoto. 5 (c) のように冷延方向に対して平行方向に引張を行なった場合が 9.4μ 、Photo. 6 (c) のように直角方向に引張を行なった場合が 5.0μ で、目視で観察したときの凸Aの大小の判定とよく一致していた。そのときの凸Bの高さは、Photo. 5 (c) で 4.0μ 、Photo. 6 (c) で 3.0μ であった。また、凸Aおよび凸Bの間隔(図示： I_{ta} および I_{tb}) は、引張方向にかかわらず、凸Aで $1.0\sim 1.5\text{ mm}$ 、凸Bで $0.1\sim 0.3\text{ mm}$ であった。

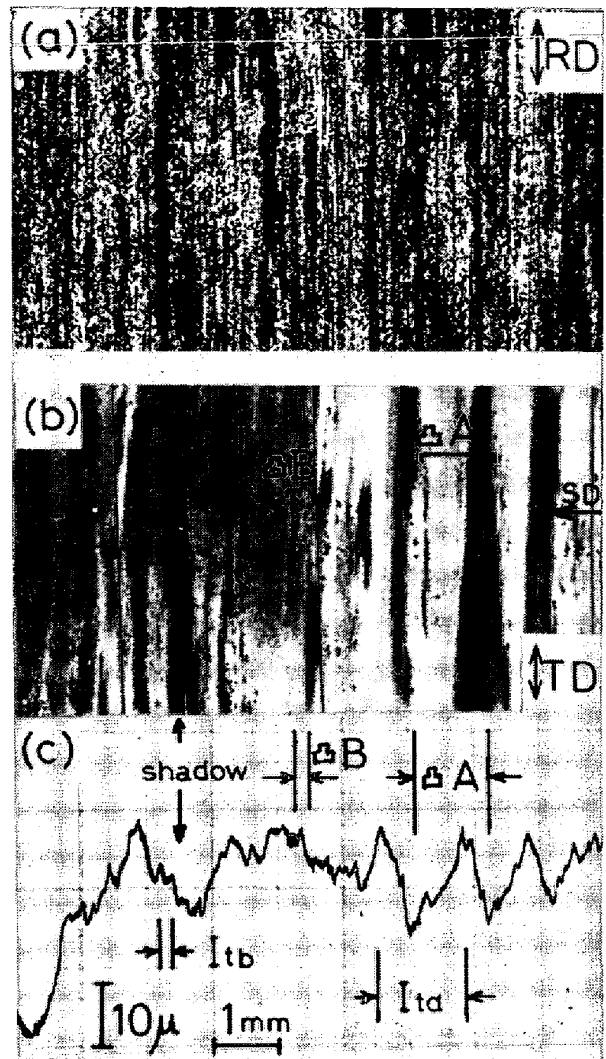


Photo. 5. Stripe pattern caused by the difference in corrosion, (a), and ridging appearance after stretching, (b), and surface profile, (c), of the same part as (b) on 18%Cr stainless steel sheet. The tensile direction is parallel to the rolling direction as in Fig. 2 (a). I_{ta} and I_{tb} are intervals of ridging on the stretched piece.

そして、Photo. 5 および 6 の (b)、(c) と Fig. 1 および Photo. 3 に示したリジング観測結果とを比較すると、冷延方向に平行に目視観察され、かつ凹凸の間隔(I_{ta} と I_r , I_w , I_c) や形状が相似であったことから、凸Aがリジングとして観察されるものである。また、Photo. 5 および 6 の (a)、(b)、(c) ように腐食差による縞状模様と表面の凹凸および板面形状とを比較することによって縞状模様の幅と凹凸の間隔が同一だったこと、縞状模様と凹凸は冷延方向に平行に観察されたこと、そして縞模様Aが縞模様Bによって構成されていたことと同じように凸Aが凸Bによって構成されていたこ

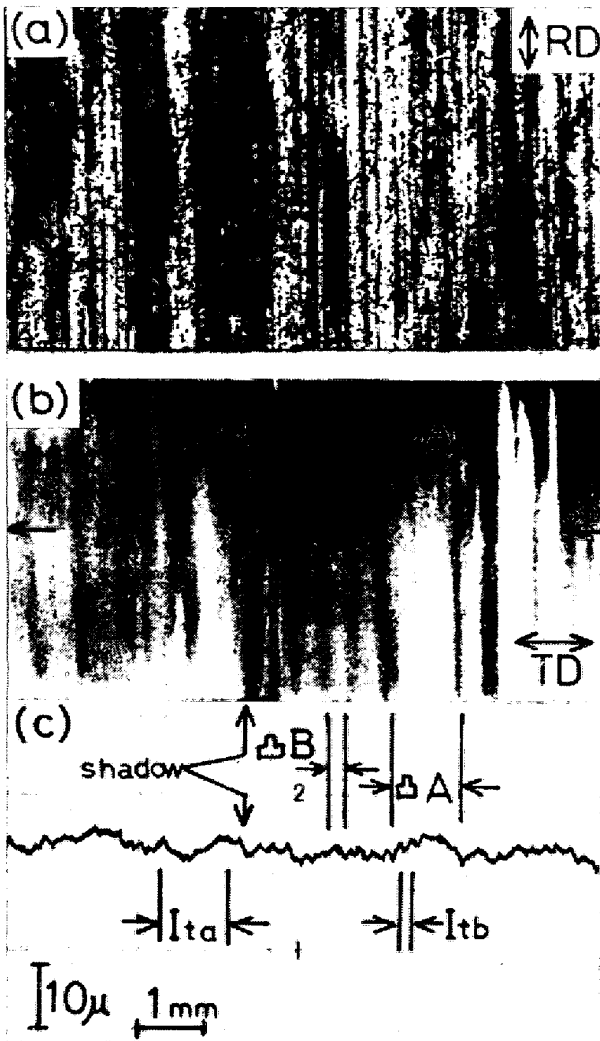


Photo. 6. Examination of the same phenomenon as in Photo. 5, but the tensile direction is transverse to the rolling direction of sheet as in Fig. 2 (b). I_{ta} and I_{tb} are intervals of ridging on the stretched piece.

となどが明らかになった。

2.4 2相組織の間の成分分析

供試材の場合、Fig. 3に示したC 0.05%のときのFe-Cr系状態図から明らかなように、950°Cから1350°Cの間で $(\alpha + \gamma)$ の2相領域があり、通常の熱延は1000°Cから1200°Cの間で行なわれている。そこで熱延時の影響を除いて2相組織の間の成分偏析を検討するため、供試材を1300°Cで2h保持して水冷した。このときの板面組織および同一部分の成分分析結果をPhoto. 7に示した。板面組織はピクリン酸-塩酸-アルコール溶液で腐食して観察し、成分分析は主にFe, Cr, CについてEPMAを使用して行なった。なお検鏡部にはマイクロピッカースで圧痕をほどこし、圧痕間を分析することにより組織と成分とを対比させたが、その際の分析値にお

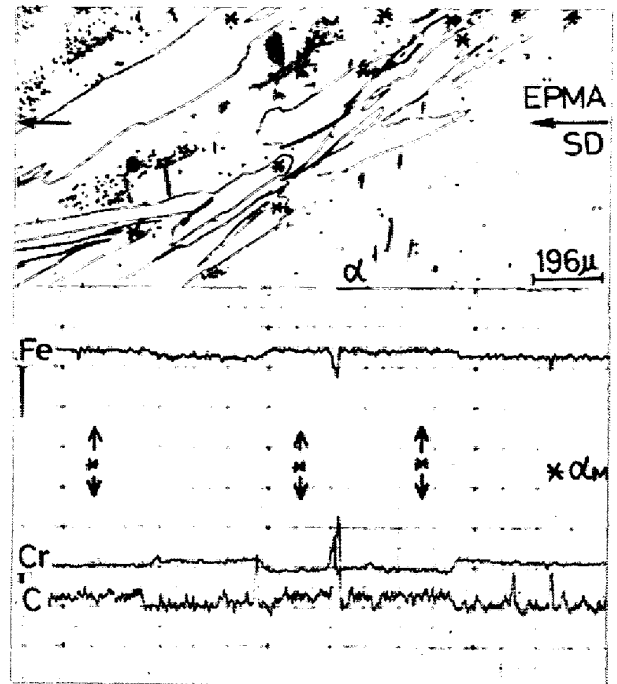


Photo. 7. Microscopic feature of $(\alpha + \alpha_M)$ structure and chemical composition analyzed by EPMA. $(\alpha + \alpha_M)$ structure is made by the following heat treatment. (1300°C × 2 h → water cooling) Hardness of each structure; α : Hv 145, α_M (mark*): Hv 565

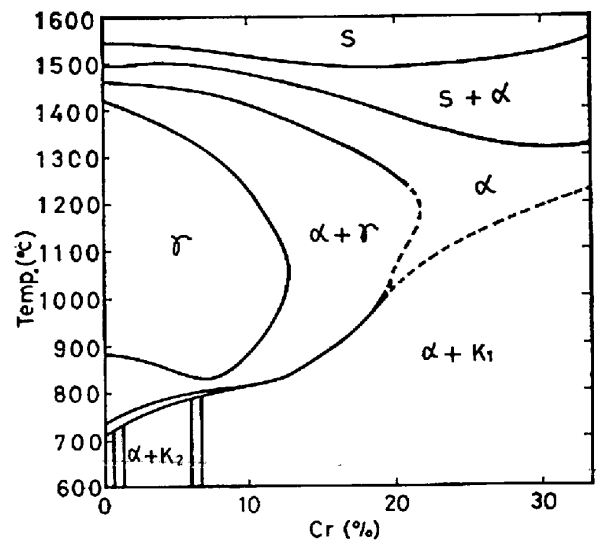


Fig. 3. Phase diagram of Fe-Cr alloy. (0.05% C section of Fe-Cr-C system), (after K. BUNGARD et al, 1958)

よぼす腐食および凹凸の影響を除くために鏡面研磨をして分析した。

板面組織のかたさをマイクロピッカース(荷重500g)で測定したところ、Hv 145およびHv 565とかたさの著しく異なつた2種類の組織が存在していた。かたさの

Table 2. Structures and chemical compositions of specimen at each experimental process.

Treatment		1 300°C ↓ ×2h water cooling	800°C ×10 min	cold rolling & annealing doubled
Structure		α	α	α_1
C.C. (wt%)	Cr	18.1	17.5	17.6
	C	0.01>	0.01>	0.01>
Structure		α_M	α'_M	α_2
C.C. (wt%)	Cr	15.8	15.2	15.2
	C	0.16	0.24	0.20

C.C. : Chemical composition.

低い組織を α 、高い組織を α_M とした。 α と α_M の成分分析結果から、 α_M は α に比較して Cr 濃度が低く、 C および Fe 濃度が高くなっていることがわかった。 おのおのの組織の Cr と C を定量した結果を Table 2 に示した。

2相領域に加熱したのちに冷却したものには Photo. 7 に示したように α_M というかたさの著しく高い組織が存在しているため、そのままでは冷間圧延できない。そこで 800°C で 10 min の焼鈍を行なった。そのときの板面組織および同一部分の Fe, Cr, C の分析結果を Photo. 8 に示した。(a) は供試材の板面組織である。(b) は供試材を 1300°C に 2h 保持したのち水冷したものの板面組織であり、(c) は (b) と同一部分を焼鈍したときの板面組織および成分分析結果である。

(a) には熱延方向に縞状模様が見られたが、(b) では消去してそのかわりに、Photo. 7 で示したと同じ ($\alpha + \alpha_M$) 組織となっていた。これを焼鈍した (c) の組織を見ると、($\alpha + \alpha_M$) 組織の形状は変形していないことがわかる。また、焼鈍前に α_M であった組織は α_M より腐食されやすくなっていたが、 α であった組織は腐食されにくいことに変わりがなかった。おのおののかたさを測定 (荷重 500 g) すると、焼鈍前に α_M であった組織は Hv 245 と低くなっており、 α であった組織は Hv 145 と変化が見られなかった。そこで焼鈍によつて組織およびかたさが変化した、焼鈍前に α_M であった組織を α'_M とし、 α は変化を示さなかつたのでそのまま α とした。 α と α'_M の成分分析結果から、 α'_M は α に比較して Cr 濃度が低く、Fe と C は高くなっていることがわかった。おのおのの組織の Cr と C を定量した結果を

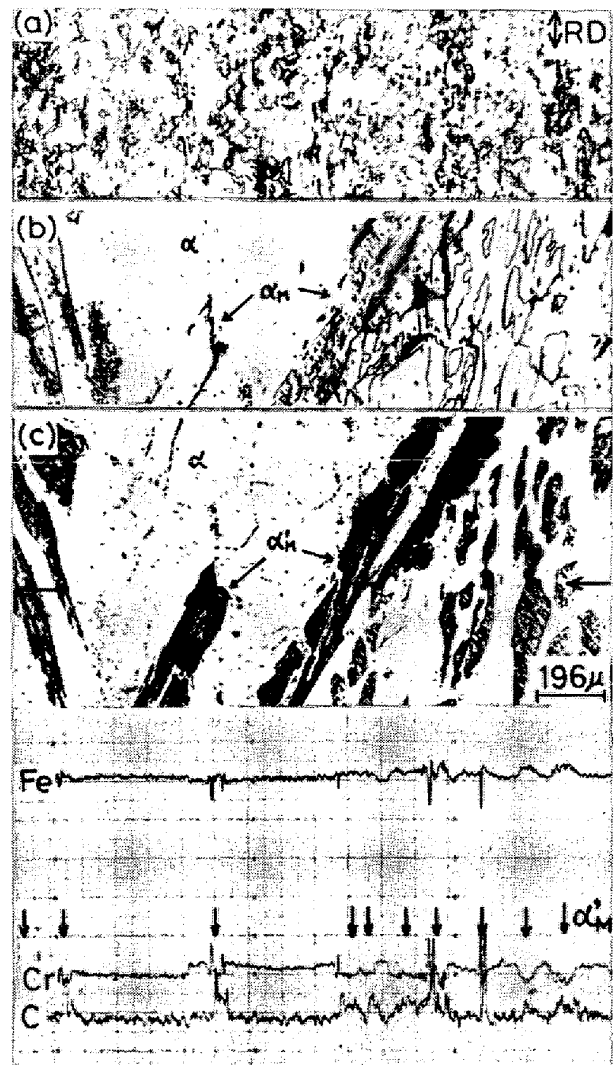


Photo. 8. Microscopic feature of ($\alpha + \alpha'_M$) structure and chemical composition analyzed by EPMA. ($\alpha + \alpha'_M$) structure is made by the annealing (800°C × 10 min) for ($\alpha + \alpha_M$) structure.
 (a) as hot rolled
 (b) ($\alpha + \alpha_M$) structure of the same part as (a)
 (c) ($\alpha + \alpha'_M$) structure of the same part as (b)
 Hardness of each structure ;
 α (white) : Hv145, α'_M (black) : Hv245

Table 2 に示した。

2.5 2相組織と冷延焼鈍処理

Photo. 8 (c) に示したような ($\alpha + \alpha'_M$) 組織を 2回冷延 2回焼鈍したときの板面組織の変化を Photo. 9 に示した。各冷延率は 50% で最終板厚を 0.9 mm とし、焼鈍条件は 800°C で 10 min とした。(a) は冷延前の板面組織で、Photo. 8 (c) に示した ($\alpha + \alpha'_M$) 組織と同じものであるがより低い倍率で撮影を行なったものである。地の白い部分が α で、黒く腐食された部分が α'_M



Photo. 9. Transformation of $(\alpha+\alpha'_M)$ structure when cold rolling and annealing are doubled.

- (a) $(\alpha+\alpha'_M)$ structure
- (b) $(\alpha+\alpha'_M)$ structure after the first cold rolling and annealing
- (c) $(\alpha+\alpha'_M)$ structure after the second cold rolling and annealing

である。(b)は $(\alpha+\alpha'_M)$ 組織を1回冷延1回焼鈍したもので、(a)で α'_M であった黒く腐食された部分は伸延されているが、 α'_M が消去していないことを示した。(c)は、(b)の部分さらに冷延焼鈍したもので、黒く腐食された部分は(b)より伸延されているが、 α'_M の影響は2回冷延2回焼鈍を行なっても残っていることがわかった。このときの冷延前に α であった組織を α_1 とし、 α'_M であった黒く腐食された組織を α_2 とした。そして、 α_2 のみが腐食され、 α_1 内では腐食差による縞状模様は認められなかった。この $(\alpha_1+\alpha_2)$ 組織をより高倍率で観察した結果および同一部分の成分分析結果をPhoto. 10に示した。 α_1 組織は数 10μ の細かい再結晶

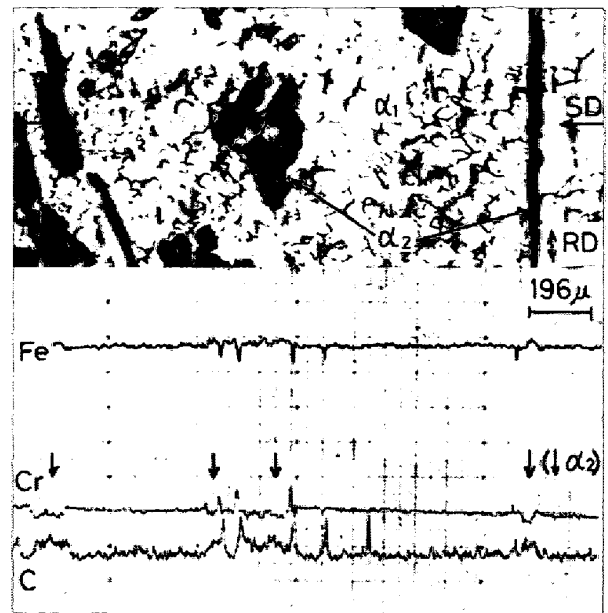


Photo. 10. Microscopic feature of $(\alpha_1+\alpha_2)$ structure and chemical compositions analyzed by EPMA. This structure is that of high magnification of Photo. 9 (c). Hardness of each structure ; α_1 : Hv 138, α_2 : Hv 176

粒となっていた。また α_2 組織は α'_M と同じ腐食されやすい組織であった。この組織のかたさを測定したところ、 α_1 はHv 138、 α_2 はHv 176で、 α_2 は α'_M より低い値となつたが α_1 より高い値を示した。 α_1 と α_2 の成分分析結果から、 α_2 は α_1 に比較してCrが低く、FeとCが高くなっていることがわかった。おのおの組織のCrとCを定量した結果をTable 2に示した。

3. 考 察

Photo. 4に示したように18%Crステンレス冷延鋼板を腐食すると、その程度の差により圧延方向に平行な縞状模様が見られた。この板を引張試験すると、Photo. 5, 6に明らかなように、腐食差による縞状模様とリジングとの形態が似ており、また縞模様Aとリジング、縞模様Bと凸Bの間の形状すなわち縞状模様の幅と凹凸の間隔が一致していることがわかった。そこで著者らはリジングと腐食差による縞状模様との間に密接な関係があると考え、腐食差を生じる原因および縞状となることの成因について次のように考察した。

Photo. 4に見られるような腐食差による縞状模様の原因として、従来の報告⁵⁾¹⁰⁾¹²⁾によればリジングの発生挙動との関連性からエッチピットの差すなわち再結晶集合組織における結晶方位の差によることが述べられている。そして集合組織の差を生じる原因として熱延時に生じる巨視的フェライトバンド⁶⁾やマルテンサイト⁵⁾によ

るものや、凝固時に生じる柱状晶¹⁷⁻²⁰⁾によるものと報告されている。しかし、本報告のように高温の硝酸水溶液中での強腐食によれば、Photo. 4 (c) に見られるように、腐食差を生じる境界は必ずしも結晶粒界だけではなく、粒内を貫通した連続体であった。このことは腐食差を生じる原因が必ずしも結晶方位だけではないことを示すものとする。

一方、フェライト系ステンレス鋼においては、Cr 量の差によつて耐食性が異なることは衆知の事実である。また 18%Cr ステンレス鋼の場合、Fe-Cr 系(0.05% C) 状態図より 950°C から 1350°C の間で ($\alpha + \gamma$) の 2 相領域が存在し、 α と γ の間で Cr 量の偏析が生じることはすでに報告されている¹⁶⁾。したがつて、 α と γ の間に耐食性の差が生じることは考えられることである。熱延は通常この ($\alpha + \gamma$) 2 相領域内で行なわれることが多い。そこで熱延板を 2 相領域に加熱したのち冷却したところ Photo. 7 に示したように、Cr 量が多く C が少ない α と Cr 量が少なく C が多い α_M 組織が見られた。 α_M 組織のかたさが Hv 565 と著しく高いことから、 α_M は 2 相領域加熱時の γ が変態してその結果マルテンサイトになったものであり、また変態を行なわない α 組織はフェライトであったものと思われる。Cr 量の差は 2.3% と状態図より少ない結果であったが、C 量の差が約 20 倍以上の大きな偏析を示した。C 量の定量については、含有量が少ないために EPMA では絶対値として信頼性が少ないが、 γ 部に C の偏析が認められたことは明らかである。この C の偏析は Fe-C 系状態図から γ 部が C を固溶しやすいことによるものとする。以上のことから、通常の熱延時においても、 α と γ の間で Cr および C の偏析を伴うことは推測できる。

そして 18%Cr ステンレス鋼薄板は熱延後 2 回冷延 2 回焼鈍を行なつて製造されることが多い。 α_M を焼鈍すると Photo. 8 に示したように同一場所で形を変えることなく、より腐食されやすい組織 α'_M となりかたさが Hv 245 と低くなつた。この α'_M はマルテンサイトが焼き戻されてベーナイト状組織となつたものとする。このときの α と α'_M の間の Cr と C の偏析の傾向は Table 2 の結果から明らかなようにならなかつたことから、焼鈍によつて Cr および C は容易に拡散されないものと思われる。

α および α'_M を冷延したのち焼鈍したところ Photo. 9, 10 に示したように、これらの位置は変化せず圧延方向に伸延した形状をしていた。そのときの Cr と C の偏析は Table 2 に示したように α と α'_M の間の偏析と同じ傾向であつた。このように ($\alpha + \gamma$) の 2 相組織の

間の Cr および C の偏析が冷延および焼鈍後にも残っていると腐食雰囲気において不働態のなりやすさに差を生じ¹⁷⁻¹⁹⁾、その結果局部電池を形成し、Cr の少なく C の多い α_2 は卑電位となり腐食されやすくなるものと思われる。このことから通常の冷延焼鈍材においても熱延時に生じた Cr および C の偏析は消去せず、腐食差を生じるものとする。また腐食差によつて生じる模様の形状は、Photo. 9 から明らかなように熱延時のものよりもより伸延されていることが容易に推察される。そして Photo. 9 および 10 より細かい再結晶粒となつた α_1 には縞状模様が見られなかつたことから、Photo. 4 における縞模様 B の成因は Cr および C の偏析によるものとする。

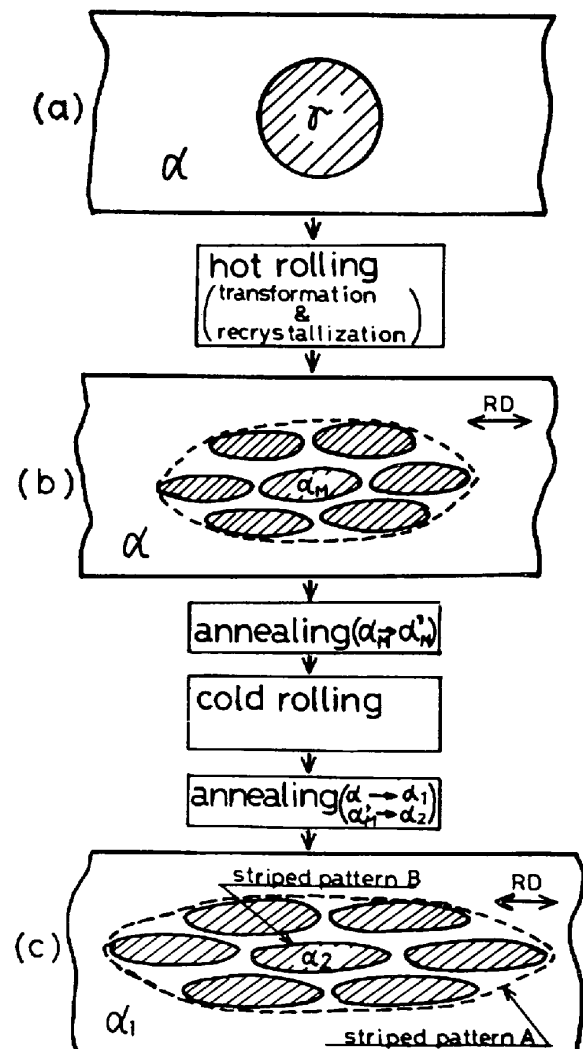


Fig. 4. Schematic model showing the process for making stripe pattern parallel to the rolling direction on the surface of 18%Cr stainless steel sheet.

(a) : before hot rolling

(b) : after hot rolling

(c) : after cold rolling and annealing

なお, Photo. 4 の結果から縞模様 A は縞模様 B の集合体であった. この状態をモデル Fig. 4 (c) に示した. そして Photo. 9 の結果より, α'_M を冷延焼鈍して α_2 になる過程において α'_M は分断されることなく伸延しているのみであるから, α_2 の集合体は冷延前の熱延時にすでに生じているものと思われる. この状態を Fig. 4 (b) に示した. また Fig. 4 (b) のようになるためには, Fig. 4 (a) から Fig. 4 (b) への変化が推察される. この理由として $(\alpha+\gamma)$ 2 相領域で加工を行なう熱延時においては, 2 相組織が伸延されると同時に再結晶してより細かい 2 相組織となることが考えられる.

なお, α'_M および α_2 は焼鈍時間が短かつたためにベーナイト状組織であったが, 通常はフェライトとクロムカーバイドである. このときの成分偏析およびリジングへの影響については今後の課題とした.

4. 結 言

18%Cr ステンレス冷延鋼板の板面を腐食したときに生じる冷延方向に平行な縞状模様とリジングとの関連性について検討した結果, 次のことが明らかになった.

- (1) 板面を腐食したときに生じる縞状模様とリジングの凹凸とに相関性が認められた.
- (2) その縞状模様は耐食性の差によつて生じていた.
- (3) 耐食性が異なる原因は Cr と C の偏析が存在しているためであった.
- (4) Cr と C の偏析は $(\alpha+\gamma)$ の 2 相組織に起因するものであり, この成分偏析は熱延板だけではなく冷

延焼鈍板にも冷延方向に伸延されて保たれていた. そのために, 耐食性の差による模様は冷延方向に平行な縞状となった.

文 献

- 1) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38 (1974) 5, p.440
- 2) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38 (1974) 8, p.731
- 3) 川原浩司: 日本金属学会誌, 38 (1974) 11, p.1059
- 4) 荒川基彦, 清水邦彦, 沢谷 精, 大岡耕之: 鉄と鋼, 58 (1972), S480
- 5) 宮地博文, 渡辺 敏: 日本金属学会誌, 39(1975) 2, p.194
- 6) 大橋延夫: 日本金属学会誌, 31 (1967) 4, p.519
- 7) 五弓勇雄, 鈴木敬治郎, 猪野信吾: 日本金属学会誌, 34 (1970), p.516
- 8) 五弓勇雄, 鈴木敬治郎, 猪野信吾, 清水公二: 日本金属学会誌, 34 (1970), p.520
- 9) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 日本金属学会誌, 33 (1969), p.1017
- 10) 浜崎美智子, 五弓勇雄, 岡村俊一: 日本金属学会誌, 34 (1970), p.569
- 11) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, 31 (1967), p.717
- 12) H. C. CHAO: Trans. A.S.M., 60 (1967), p.37
- 13) H. C. CHAO: Met. Trans., 4 (1973) 4, p.1183
- 14) T. THOMPSON and J. L. LAMONT: Proc. Elect. Fur., 19 (1961), p.70
- 15) 鈴木敬治郎: 第 91 回鉄と鋼講演概要集, 62 (1976), S226
- 16) 沢谷 精, 志谷健才: 鉄と鋼, 55 (1969), p.1255
- 17) H. P. LECKIE and H. H. UHLIG: J. Electrochem Soc., 113 (1966), p.1261
- 18) N. G. GREEN and M. G. FONTANA: Corrosion, 15 (1959), 25 t
- 19) G. WRANGLER: Corros. Sci., 9 (1969), p.585