

© 1991 ISIJ

論 文

17%Cr ステンレス鋼板の加工性とリジングに
及ぼす粗圧延条件の影響原 勢 二 郎*・竹 下 哲 郎*²・河 面 弥 吉 郎*³Effect of Rough Rolling Condition on the Formability and Ridging
of 17%Cr Stainless Steel Sheet

Jirou HARASE, Tetsurou TAKESHITA and Yakitiyou KAWAMO

Synopsis:

The ridging quality of the 17%Cr stainless steel sheet was found to be closely associated with the rough rolling schedule in the hot rolling process.

When the rough rolling is carried out in the temperature region where no substantial $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation occurs immediately after the final rough rolling pass, namely final rough rolling is carried out in α single phase or in $\gamma + \alpha$ dual phases before and after final pass in the rough rolling with the inter-pass time of about 30 s, the static recrystallization in the rough rolling process is promoted and the ridging of the final annealed sheet is remarkably improved even processed without hot band annealing. The ridging quality is not improve when $\alpha \rightarrow \gamma$ transformation occurs immediately after the rough rolling as the static recrystallization after rough rolling is suppressed by the transformation even with inter-pass time longer than 30 s.

Base on this finding, the new hot rolling method referred as "IRP" (Inter-pass Recrystallization Process) has been developed.

Key words: ferritic stainless steel; recrystallization; r -value; ridging; texture; alpha and gamma phase; phase transformation.

1. 緒 言

17%Cr ステンレス薄鋼板は加工に際してリジングと言われるしわが発生する欠点がある¹⁾。このリジングを軽減する方法や、リジング発生メカニズムについておおくの研究がなされている^{1)~5)}。著者らは、粗圧延方法を工夫することでリジングの少ない鋼板が製造できることを示した^{6)~8)}。従来 17%Cr ステンレス薄鋼板の製造には熱延板焼鈍が不可欠であり、この熱延板焼鈍を行う目的の一つは、リジングの軽減にある。著者らの粗圧延方法を適用すると、リジング軽減のための熱延板焼鈍も不必要となる可能性がある。しかし熱延板焼鈍なしでは、加工性、特に深絞り性が劣化することが予想される。深絞り性は r 値との相関が強く r 値は集合組織と強い相

関がある。そこでこれらの点にも着目して著者らの検討結果を報告する。

2. 実 験 方 法

以下の実験で使用した素材は連続铸造法で試作した厚さ 200 mm の SUS430 铸片 (C: 0.05%, Si: 0.32%, Mn: 0.12%, P: 0.03%, S: 0.004%, Al: 0.17%, Cr: 16.3%, N: 0.01 mass%, Fe: Balance) であり、平衡状態では 1200°C 以上で α 単相, 1200°C から 1000°C までは α , γ 2 相である⁹⁾。

2.1 熱延実験 1

幅、厚みが 200 mm で長さ 250 mm に切断した铸片を Table 1 に示した温度条件で 2 h 加熱後、1 スタンドの研究用圧延機で厚さ 12 mm の粗圧延片とした (圧下

昭和 58 年 4 月・63 年 11 月本会講演大会にて発表 平成 2 年 6 月 20 日受付 (Received June 20, 1990)

* 新日本製鉄(株)第二技術研究所 (現: 新日本製鉄(株)電磁鋼研究センター) Ph. D. (R & D Laboratories- II, Now Electrical Steel Research Lab., Nippon Steel Corp., 1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)第二技術研究所 (現: シェフィールド大学) (R & D Laboratories- II, Nippon Steel Corp., Now University of Sheffield)

*³ 新日本製鉄(株)第二技術研究所 (現: 新日本製鉄(株)第三技術研究所) (R & D Laboratories- II, Now R & D Laboratories- III, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Hot rolling condition of the experiment 1.

Specimen	Soaking temperature (°C)	Rough rolling reduction (%)						Inter-pass time (s)	Finish temperature of rough rolling (°C)	Finish roll temperature	
		1	2	3	4	5	6			Start (°C)	Finish (°C)
1a 1b	1 000	15	29.4	33.3	50	50	50	10	1 022	800 650	640 570
2a 2b	1 000	15	29.4	33.3	50	50	50	20	1 075	800 650	642 565
3a 3b	1 000	15	29.4	33.3	50	75	—	20	1 065	800 650	650 572
4a 4b	1 200	15	29.4	33.3	50	50	50	10	1 080	800 650	633 570
5a 5b	1 200	15	29.4	33.3	50	50	50	20	1 053	800 650	678 583
6a 6b	1 200	15	29.4	33.3	50	50	50	30	1 021	800 650	643 570
7a 7b	1 200	15	29.4	33.3	50	75	—	30	1 087	800 650	690 650
8	1 250	15	29.4	33.3	40	75	—	10	1 180	600	555
9	1 250	15	29.4	33.3	40	75	—	40	1 153	600	545

Table 2. Hot rolling condition of the experiment 2.

Specimen	Al%	Soaking temp. (°C)	Rough rolling condition		Finish temp. of rough rolling (°C)	Finish roll temp.		Rough rolling reduction
			Schedule	Inter-pass time		Start (°C)	Finish (°C)	
a	0.17	1200	IRP I	15 s	1035	975	850	
b	0.17	1200	IRP I	25 s	1001	931	862	
c	0.17	1200	IRP II	15 s	1115	986	899	
d	0.17	1200	IRP II	25 s	1087	974	912	
e	0.13	1200	IRP III	25 s	1038	950	809	
f	0.13	1300	IRP III	25 s	1134	1002	891	

*1 The finish rolling schedule : 20.0 t → 13.7→10.0→7.7→5.7→3.8 mm t (6 passes)

*2 The finish rolled sheet was air cooled to the room temperature.

*3 The heavy reduction(%) at the initial two passes were the total amount of reduction given by tandem two stands as the inter-pass time was small (less than one second)

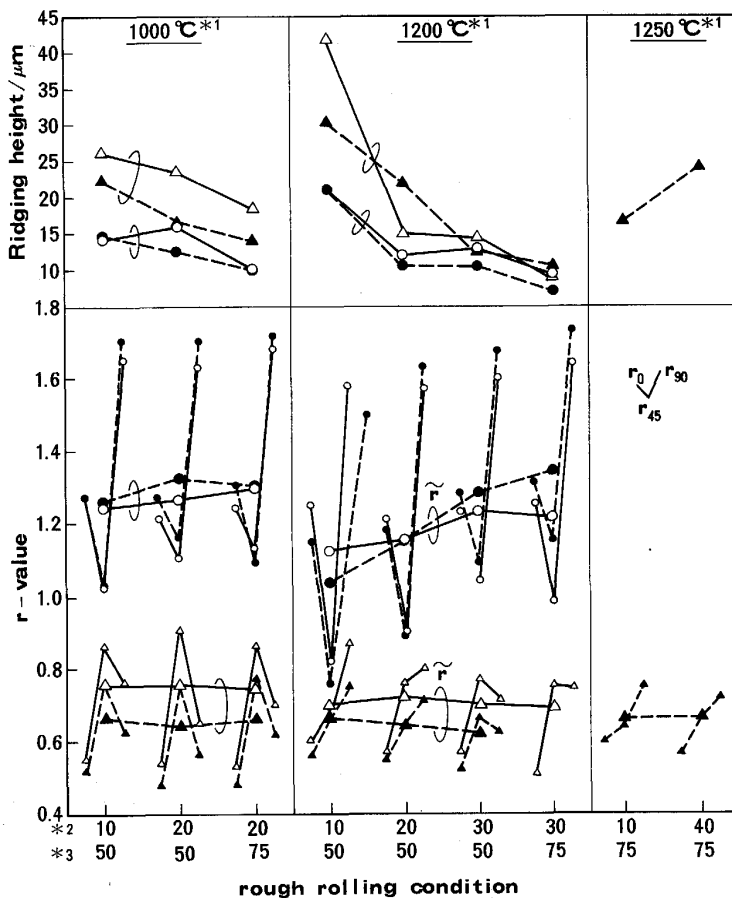
率の設定は 10 mm 厚さ目標). Table 1 で加熱温度 1 000°C の場合粗圧延後の材料温度が加熱温度より高くなっているのは, 圧延による発熱が原因と思われる. 粗圧延終了後, 2 分割し板温が 800°C 及び 650°C まで空冷し, この温度から引き続き厚さ 3.7 mm まで圧延し空冷した. この熱延板に熱延板焼鈍を施した (8°C/s の昇温速度で 1 000°C まで加熱後 2 min で 800°C まで冷却した後水冷した) のち酸洗冷延 (冷延率 80%) して, 厚み 0.74 mm (目標厚みは 0.7 mm) の薄鋼板とした. また熱延板焼鈍無しでも同様の工程で処理した. これらの薄鋼板を 840°C で 2 min 加熱し再結晶させた.

2.2 熱延実験 2

実験 1 の結果から最適粗圧延条件を決定する目的で 2 スタンドの実験用熱延機を用い Table 2 に示した条件で圧延実験を行った. この場合, 実験 e, f では同一鋳

片が無かったので Al が 0.13% の鋳片を使用した (Al 以外はほぼ同じ成分である). 2 スタンドの圧延機は, 実機の仕上げ圧延に近い温度降下で圧延ができる. Table 2 で, 圧延条件 IRP I と IRP III の最初の 2 パスの圧下率は, 2 スタンドの累積圧下率を圧下率とした. これは圧延機のパワー不足のためであるが, このパス間時間は, 1 s 以下であり, この間の回復・再結晶への影響は考慮しなかった. 仕上げ圧延終了後試片は空冷した. 熱延板は, 実験 1 に準じた条件で薄鋼板とした.

これらの実験の各工程で必要に応じて集合組織測定, ミクロ組織観察, 焼鈍板の r 値及びリジングの測定を行った. リジング高さは最終焼鈍後の試片に圧延方向に 15% の引張歪みを付与した後, 表面に発生した凹凸の深さ (リジング高さ) を表面粗さ計で全幅 (25 mm) を走査し, 最も大きな振幅をリジング高さとした.



- *1 Slab reheating temperature
 *2 Inter-pass time (s) in rough rolling
 *3 Final rough rolling reduction (%)

Fig. 1. Effect of inter-pass time (s) and the final reduction (%) of rough rolling on the r -value and ridging height of the final annealed sheets. $\triangle$, $\blacktriangle$ and $\circ$, $\bullet$ denote values obtained by the process without and with hot band annealing respectively. Open and solid marks denote high and low temperature finish rolling respectively.

3. 結 果

3.1 熱延実験 1

3.1.1 r 値, リジング

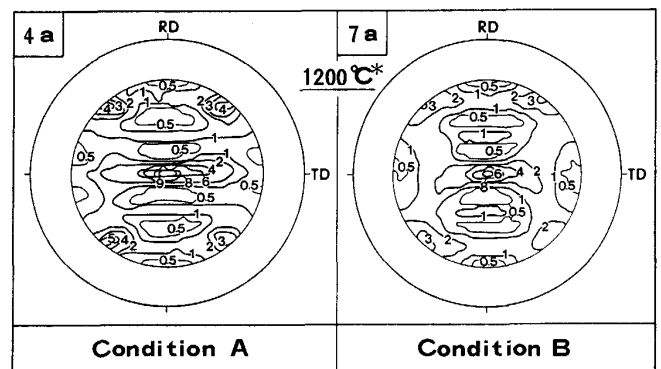
Fig. 1 に粗圧延条件とリジング, r 値の関係を示す。加熱温度 1000°C と 1200°C の場合は、パス間時間が増すにつれてリジングは小さく (向上) なる。しかし 1250°C 加熱では、パス間時間が 40 s の場合が、10 s の場合と比べて、リジングは大きい。

熱延板焼鈍を行わないで冷延焼鈍した試片では、どの熱延条件の場合も r 値は著しく低い、特に低温仕上げ熱延の場合に著しく低い。

熱延板焼鈍を行った後冷延再結晶させた試片の場合は、 r 値は高い。特に熱延加熱温度が低い場合は高いが、加熱温度が高い場合も、パス間時間が長い場合 r 値が向上する傾向が見られる。

3.1.2 集合組織

Table 1 のなかで、条件 A (加熱温度 1000°C 及び 1200°C, 粗圧延最終圧下率 50%, パス間時間は 10 s) と条件 B (加熱温度 1000°C 及び 1200°C, 粗圧延最終圧下率 75%, パス間時間は 20 s (加熱温度 1000°C) または 30 s (加熱温度 1200°C) を選んで各工程の板厚中

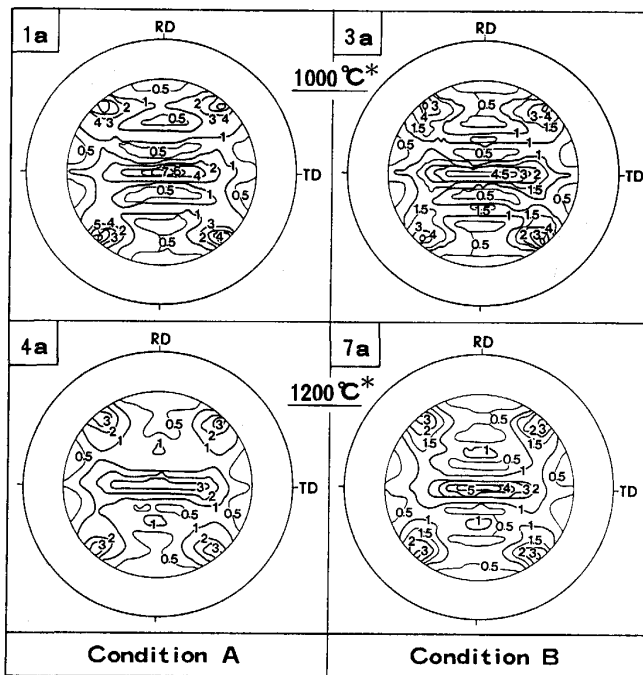


Condition A : 50% final reduction with the inter-pass time of 10 s
 Condition B : 75% final reduction with the inter-pass time of 30 s
 4 a and 7 a correspond to the specimens 4 a and 7 a respectively shown in the Table 1. * denotes slab reheating temperature.

Fig. 2. (110) pole figures of hot rolled specimens.

心層の (100) 極点図を調査した。Fig. 2 に加熱温度 1200°C で仕上げ熱延が高温の場合の熱延板の (100) 極点図を示す。RD // $\langle 110 \rangle$, ND // $\langle 100 \rangle$ の発達した集合組織を示している。その他の条件で熱延した材料も同じような集合組織であり熱延条件の熱延板の集合組織に及ぼす影響は小さい。

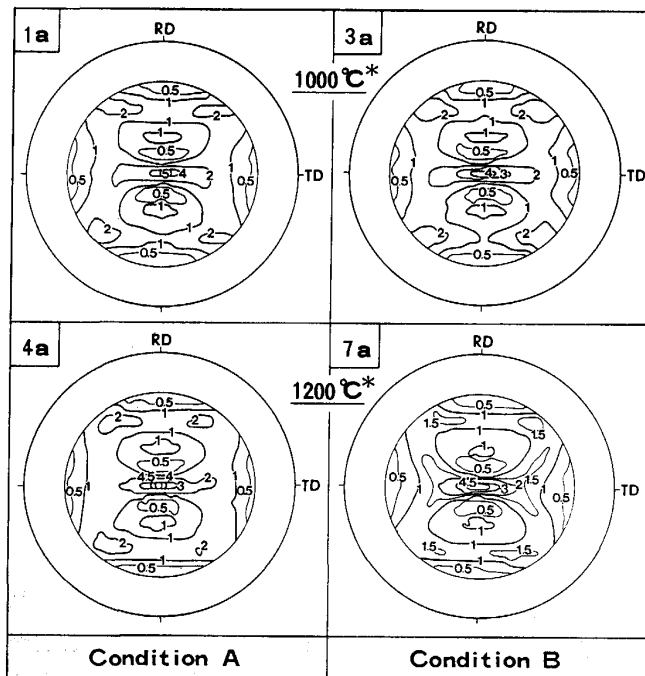
Fig. 3 に、高温仕上げ熱延板を熱延板焼鈍することなく冷延した冷延板の (100) 極点図を示す。熱延板の



Condition A : 50% final reduction with the inter-pass time of 10 s
Condition B : 75% final reduction with the inter-pass time of 20 s (3 a) or 30 s (7 a)

1 a, 3 a, 4 a and 7 a correspond to the specimens 1 a, 3 a, 4 a and 7 a respectively shown in the Table 1. * denotes slab reheating temperature.

Fig. 3. (100) pole figures of cold rolled specimens processed without annealing before cold rolling.



Condition A : 50% final reduction with the inter-pass time of 10 s
Condition B : 75% final reduction with the inter-pass time of 20 s (1 000°C*) or 30 s (1 200°C*)

1 a, 3 a, 4 a and 7 a correspond to the specimens 1 a, 3 a, 4 a and 7 a respectively shown in the Table 1. * denotes slab reheating temperature.

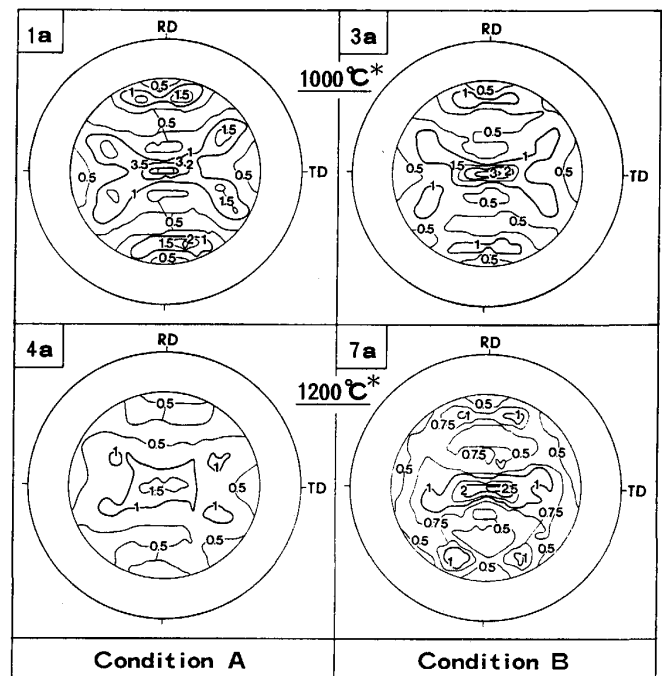
Fig. 4. (100) pole figures of cold rolled specimens processed with annealing before cold rolling.

状態とほぼ同じく RD//<110>, ND//<100>の発達した集合組織を示す。

しかし、その中では 1 200°C 加熱でパス間時間が 10 s (条件 A) の場合 RD//<110>, ND//<100>の集積がやや低い。これは熱延板に存在する α' 相が最も多く、この α' 相の影響と思われる^{10)~12)}。

Fig. 4 に熱延板焼鈍後冷延した冷延板の (100) 極点図を示す。熱延条件にかかわらずほぼ同じような極点図を示している。これは熱延板焼鈍の再結晶効果で冷延前の集合組織はランダム化すること、また α' 相の分解で α' 相の影響が無くなったことにより熱延条件の影響が少なくなったものと考えられる。

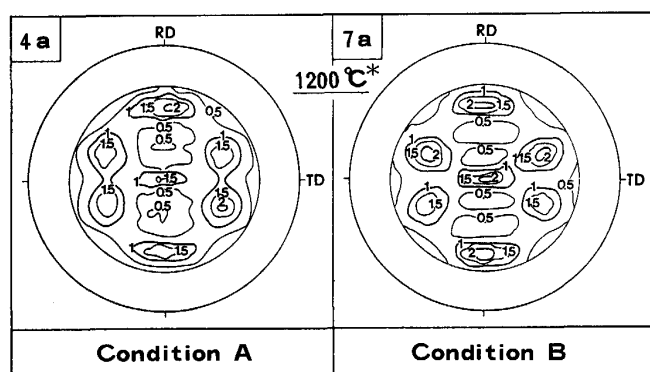
Fig. 5 に熱延板焼鈍せずに冷延し再結晶させた試片の (100) 極点図を示す。1 200°C 加熱でパス間時間が 10 s (条件 A) の場合が最もランダム化している。これは、仕上げ熱延温度が著しく低いことに加え熱延板に存在する α' 相が最も多いためと思われる^{10)~12)}。また加熱温度 1 000°C で熱延した場合は {111}<112>の発達も見られる。これは α' 相の存在しないためと、冷延前の固溶 N が低い (Fig. 7 参照) 影響が考えられる。また 1 200°C 加熱材と比べて ND//<100>が比較的強く



Condition A : 50% final reduction with the inter-pass time of 10 s
Condition B : 75% final reduction with the inter-pass time of 20 s (1 000°C*) or 30 s (1 200°C*)

1 a, 3 a, 4 a and 7 a correspond to the specimens 1 a, 3 a, 4 a and 7 a respectively shown in the Table 1. * denotes slab reheating temperature.

Fig. 5. (100) pole figures of cold rolled and annealed specimens processed without annealing before cold rolling.



Condition A : 50% final reduction with the inter-pass time of 10 s
Condition B : 75% final reduction with the inter-pass time of 30 s
4 a and 7 a correspond to the specimens 4 a and 7 a respectively shown in the Table 1. * denotes slab reheating temperature.

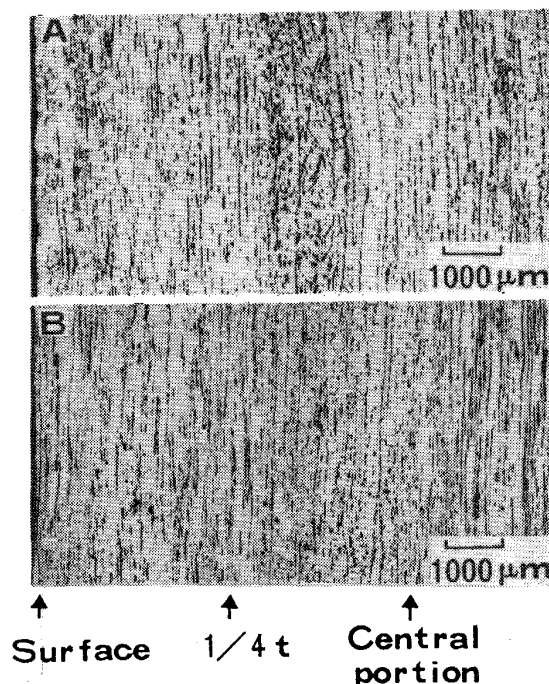
Fig. 6. (100) pole figures of cold rolled and annealed specimens processed with annealing before cold rolling.

残留しているのは α' 相による集合組織のランダム化効果が無いためと考えられる。

Fig. 6 に 1200°C 加熱で高温仕上げ熱延を行った熱延板を熱延板焼鈍を行った後冷延し再結晶させた試片の (100) 極点図を示す。その他の条件で熱延した試片の極点図は、ここには示さないが、いずれも熱延条件の影響が少なく、 $\text{ND} // \langle 100 \rangle$ の強度が減少し $\{111\} \langle 112 \rangle$ の強度が高い。これは熱延板焼鈍で再結晶により冷延前の粒径が小さくなり、かつ集合組織のランダム化が進んだこと、 α' 相が分解したこと、更に固溶 N が AlN の形で固定されたためと思われる。

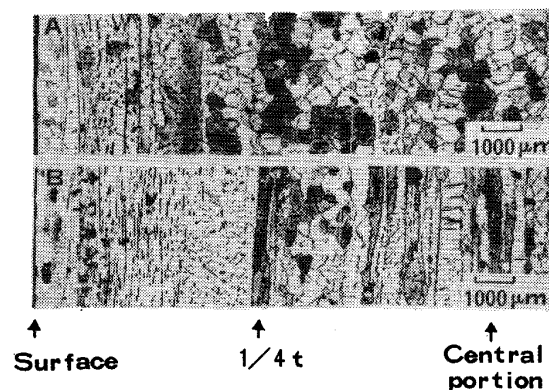
3.1.3 組織

Photo. 1 に 1200°C 加熱の粗圧延後のミクロ組織をしめす。パス間時間 10 s の試片の板厚中心部の結晶粒内には圧延方向と平行ではない γ の析出が多く観察される。これは粗圧延終了後 γ が析出したためであり、結晶粒が大きく圧延方向に長く伸びているのは、この部分で粗圧延後に静的再結晶が起きなかったことを示唆している。Photo. 2 に 1250°C 加熱の粗圧延後のミクロ組織をしめす。パス間 10 s の場合、板厚中心で等軸粒が存在し、 γ は主にその α 等軸結晶の粒界と粒内に析出している。この等軸結晶粒は、粗圧延が α 単相域で完了後、 α 単相域で静的再結晶が進行したことを示唆する。その後この α 再結晶粒の主として粒界に γ が析出したと考えられる。この試片では板厚の 1/4 相当より表面に近い部分で、圧延方向に長く伸びた大きな結晶粒が観察され、その粒内には圧延方向と平行ではない γ の析出が多く観察される。この部分は、板厚中心部と比べて粗圧延過程での温度降下が大きく、粗圧延終了後 γ が



A : Rough rolled by 6 passes with 10 s inter-pass time
B : Rough rolled by 6 passes with 30 s inter-pass time
Slab reheating temperature : 1200°C in both cases

Photo. 1. Optical micrographs of rough rolled bars.



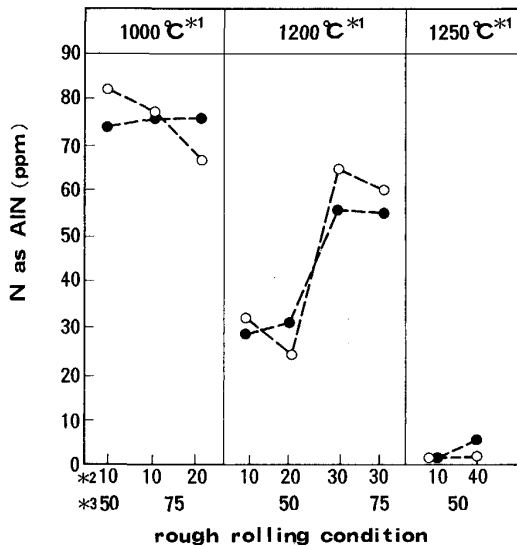
A : Rough rolled by 5 passes with 10 s inter-pass time
B : Rough rolled by 5 passes with 40 s inter-pass time
Slab reheating temperature : 1250°C in both cases

Photo. 2. Optical micrographs of rough rolled bars.

析出して静的再結晶がおきなかったと考えられる。これに対しパス間時間 40 s の場合は、板厚中心部も表面層近傍付近も長く伸びた粗大結晶粒が多い。またこのような結晶粒内には、圧延方向と平行ではない γ が多い。これは粗圧延は α 域で終了したが、パス間時間が長いので、この時点で γ 相が析出する温度まで低下しており γ が優先的に析出して静的再結晶が起きなかったためと考えられる。

3.1.4 AlN の析出挙動

r 値は冷延前の固溶 C, N を低減させると向上することがよく知られている。冷延前の C は Cr 炭化物として固定されるが、固溶 N を低減させるためには、窒化物形成傾向の強い元素の添加が必要であり、本実験ではそのことも考慮して Al を多量に添加した素材を使用した。Fig. 7 に本実験の熱延板の AlN 析出量と熱延条件



*1 Slab reheating temperature

*2 Inter-pass time (s) in rough rolling

*3 Final rough rolling reduction (%)

Fig. 7. Effect of hot rolling condition on the AlN precipitation. Open and solid marks denote high and low temperature finish rolling respectively.

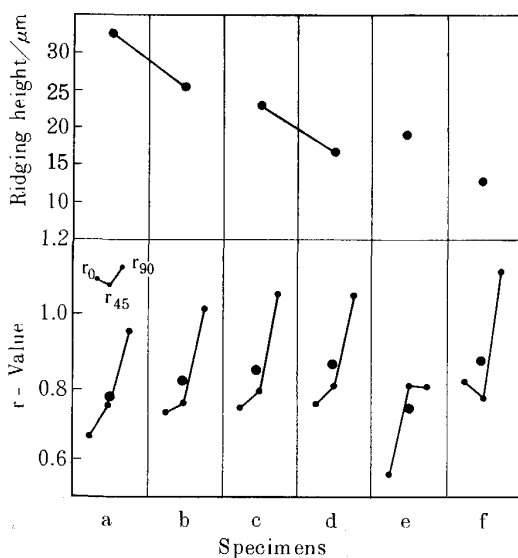


Fig. 8. Ridging height and r -value of the final annealed sheets hot rolled following the condition shown in the Table 2. Specimens a, b, c, d, e and f correspond to the specimens a, b, c, d, e and f respectively shown in the Table 2.

の関係を示す。AlN の値は臭素メタノール法で抽出した残さの Al 分析から決定した¹³⁾。図から熱延加熱温度やパス間時間で AlN の析出量が変わることが分かる。

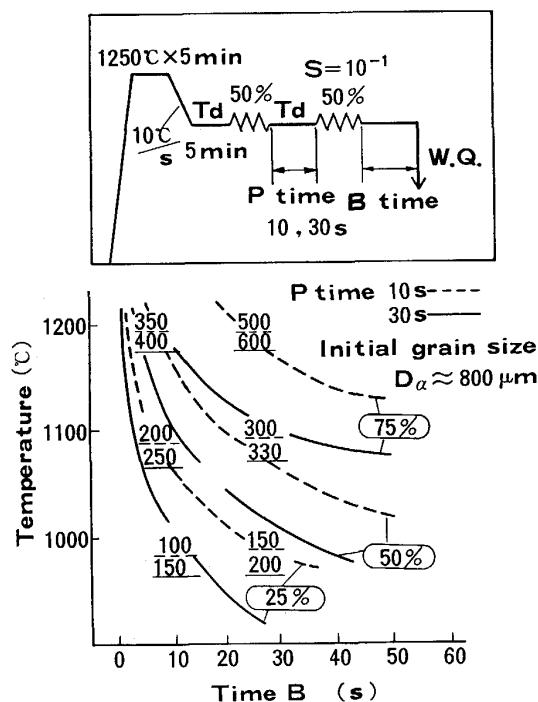
3.2 熱延実験 2

Fig. 8 に熱延実験 2 のリジング, r 値を示す。パス間時間 15 s (試片 a, c) と比べ 25 s (試片 b, d, e, f) がリジングが低い加熱温度 1300°C の IRPⅢ (試片 f) がリジング軽減効果が最も大きい。 r 値は熱延実験 1 と比べると若干高い。これは仕上げ熱延温度が実験 1 と比べて高いためである。しかし著者らの以前の結果¹²⁾と比較すると r 値が低い。この理由の一つは、本実験では熱延後空冷しているため、巻取工程での、Al 析出や、 α' 相の分解がないためと思われる。本試片の場合巻取温度 750°C 以上であれば、巻取工程で α' 相は分解し AlN もかなり析出すると考えられるからである¹³⁾。

4. 考 察

フェライト系ステンレス鋼の高温変形時の静的再結晶挙動についてはこれまで若干の研究¹⁴⁾¹⁵⁾があるが、いずれも再結晶しにくいという点で一致している。著者らは最近再結晶挙動に及ぼす、加工後保持時間及び α - γ 変態の影響を調査した⁹⁾。その結果従来の知見に加え平衡状態では γ が存在すべき温度域でまだ γ が存在しない場合に加工を加えた場合は、その加工により、 γ が析出し、静的再結晶が遅延されることを示した。これらの知見は 1 パス圧延での再結晶挙動に対応したものである。そこで 2 パス圧延における再結晶挙動を調査する実験を新たに行った。加工熱処理の概要と結果を Fig. 9 に示す。実験装置、実験方法、使用した試片の詳細は文献 9) と同一である。試片を 1250°C で 5 min 加熱したのは初期粒径を一定とするためでありその後、加工前に加工温度 (T_d) で 5 min 保持したのは、平衡状態にちかづけるためである。1 パス加工後の保持時間 (P time) の 10 s と 30 s は、熱延実験と対応させるためである。図の % はそれぞれの保持時間 (B time) における再結晶面積率を示し、実線は P time 10 s, 点線は P time 30 s の場合である。図の中の数字はそれぞれの保定時の再結晶粒の平均粒径 (上段が P time 10 s, 下段が P time 30 s を示す) を示す。図からパス間時間 10 s と比べ 30 s の場合が 2 パスの累積圧下でも再結晶率が高いことが分かる。

これらの知見から、実験 1 の加熱温度 1000°C でパス間時間が長いとリジングが小さくなるのは α 単相での静的再結晶がより進行するためと言える。1200°C 加熱でパス間時間が長いとリジングが小さくなるのは、粗



% in the figure denotes recrystallized fraction.

Solid line : P time, 10 s Broken line : P time, 30 s

Figure with broken underline : Grain size after holding for time B with 10 s P time

Figure with solid underline : Grain size after holding for time B with 30 s P time

Fig. 9. Effect of deformation temperature (T_d) and inter-pass time (P time) and holding time after deformation (B time) on isothermal recrystallization.

圧延各パスでの静的再結晶効果と $\alpha + \gamma$ 2 相域での粗圧延最終パス後の静的再結晶によるものであり、パス間時間が 10 s の場合は各パスの再結晶効果も少ない上に、粗圧延最終パス後に新たな γ が析出し、粗圧延終了後の静的再結晶の遅延効果が加わった (Photo. 1 参照) のとも言える。1250°C 加熱でパス間時間が長い場合にリジングが劣化したのは、パス間時間が長い場合の再結晶効果以上に粗圧延終了後の γ 相の析出による静的再結晶の遅延効果が大きかった (Photo. 2 参照) のとも言えよう。

以上の知見のうえに計画したのが実験 2 である。IRP

I は、高温の α 単相域で再結晶を促進する目的での前段大圧下圧延であり、IRP II は後段の $\alpha + \gamma$ 2 相域での再結晶を促進する目的での後段大圧下圧延であり、IRP III は、前段の α 域及び後段の $\alpha + \gamma$ 2 相域での再結晶を狙った計画である。加熱温度 1300°C の IRP III が、最もリジングが小さくこの目的にあった粗圧延であったと考えられる。著者らはこの粗圧延工程で再結晶を促進させる熱延法を IRP (Inter-pass Recrystallization Process) と呼ぶことにした。

5. 実機熱延機による確性実験

実機熱延機を用いた IRP II 熱延法の確認実験を行った。熱延条件と結果を Table 3 に示す。熱延板は、実験室で以下の工程条件で処理した。

焼鈍 (650°C × 4 h) → 酸洗 → 冷延 (3 mm → 0.4 mm, 圧下率 86.7%) → 焼鈍 (875°C × 60 s)
熱延板を 650°C の温度で焼鈍した理由は、熱延板を再結晶させずに α' 相を分解し α' 相のリジング軽減効果^{10)~12)} と r 値劣化作用をなくし、IRP II 熱延法のリジング改善効果を明確にするためである。

Table 3 から試験材は比較材と比べリジング高さが約 40% 強小さくなっており、実機圧延でも効果が確認できた。またこの実機確性実験で熱延板の再結晶工程が無いにもかかわらず r 値が 1.4 以上と高いのは仕上げ熱延温度が 900°C 前後と高いことと α' 相の分解効果と考えられる。

6. 結 論

1) 加工性 (r 値)

熱延板焼鈍を行う工程の r 値は熱延加熱温度、仕上げ熱延温度が低いほど高い。また熱延工程で再結晶が進行する場合 r 値が高い。熱延板焼鈍なしの場合、仕上げ熱延温度が低いと r 値は著しく低い。熱延板焼鈍なしで冷延再結晶させて高い r 値を得るためには、仕上げ圧延温度を 900°C 程度の高温とし、かつ冷延前の α' 相を少なくすることが効果的である。

2) 集合組織

Table 3. Hot rolling condition and the formability of the final annealed sheet in the experiment 3.

Specimen	Rough rolling condition								Finish temperature of rough rolling (°C)	Finish rolling temperature		Coiling temperature (°C)	Formability of the final annealed sheet	
	Reduction (%) / Pass							Inter-pass time (last 4 pass)		Start (°C)	Finish (°C)		Ridging height (μm)	$\bar{r}$ -value
	1	2	3	4	5	6	7							
C	12.0	25.0	30.3	31.3	38.0	36.7	32.3	15 s	1 052	999	894	600	56	1.46
N	10.2	16.8	21.9	31.5	32.7	39.4	40.0	25 s×4	1 014	975	900	650	32	1.43

熱延条件の熱延板の集合組織におよぼす影響はほとんど無い。熱延板焼鈍を行った場合は、熱延条件の冷延再結晶集合組織に及ぼす影響も小さい。

熱延板焼鈍を行うこと無く冷延再結晶させた場合は、冷延前に α' 相が多く存在する熱延を行うと、冷延、再結晶集合組織共にランダム化する傾向になるが、特に再結晶集合組織のランダム化が強く進行する。また熱延板焼鈍した場合と比べて再結晶集合組織に熱延時形成された RD// $\langle 110 \rangle$, ND// $\langle 100 \rangle$ 方位の影響が強く残存する。

熱延板焼鈍を行わない場合、仕上げ熱延温度が著しく低い場合、再結晶集合組織がランダム化し $\{111\} \langle 112 \rangle$ 集合組織の発達が見られない。r 値と集合組織の相関は強いが、リジニングと集合組織の相関は見られない。

3) リジニング

次の4条件の粗圧延を行うことで熱延工程で静的再結晶が促進されリジニングが改善できる。(1) A_3 点より低い温度域で加熱熱延を行う場合粗圧延パス間時間を長くする、(2) α - γ 変態にかかる温度領域での粗圧延では、粗圧延最終パス前に γ 相の析出が完了する条件下でパス間時間を長くする、(3) 粗圧延終了後も α 域で静的再結晶が起きる温度域で粗圧延をおこなう、(4) 粗圧延前段は α 単相域でパス間時間の長い圧延を行った後、少なくとも粗圧延最終パス前に γ 相の析出が完了した状態とする。

本研究を進めるに当たり、貴重な助言をいただきました京都大学名誉教授高村仁一博士並びに元横浜国立大学教授長嶋晋一博士に感謝いたします。

文 献

- 1) 例えば松尾宗次: 日本金属学会報, **19** (1980), p. 192
- 2) H. C. CHAO: Trans. ASM, **60** (1967), p. 37
- 3) 武智 弘, 加藤 弘, 角南達也, 中山 正: 日本金属学会誌, **31** (1967), p. 717
- 4) J. C. WRIGHT: Metall. Trans., **3** (1972), p. 83
- 5) 藤倉政国: 電気製鋼, **40** (1969), p. 147
- 6) 原勢二郎, 中島浩衛: 特公昭 61-19688
- 7) 原勢二郎, 河面弥吉郎, 上野 勲: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 310
- 8) 原勢二郎, 竹下哲郎, 大田国照, 鈴木 亨, 清水 亮: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1906
- 9) T. TAKESHITA, J. HARASE and H. YADA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 432
- 10) M. ARAKAWA, S. TAKEMURA and T. OHOKA: Proc. the Inter. Conf. on Science and Technology of Iron and Steel. Part(II) (1971), p. 890
- 11) 宮地博文, 渡辺 敏: 日本金属学会誌, **39** (1975), p. 194
- 12) J. HARASE, K. OHTA, T. TAKESHITA, R. SHIMIZU and T. SUZUKI: Proc. the Inter. Conf. on Physical Met. of Therm. Proc. of Steels and Other Metals., Tokyo, ed. by I. TAMURA (1988), p. 864
- 13) 原勢二郎, 竹下哲郎: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1528
- 14) 吉村博文, 石井満男: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1440
- 15) 植松美博, 星野和夫, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2152