

論 文

UDC 669.14.018.8 : 669.15'26'74-194.57 : 539.52 : 669.056

高 Mn18Cr ステンレス鋼板の加工性支配因子について*

門 智**・山崎 恒友***・坂本 徹****
 中川 恭弘****・田海 幹生****・泉 総一*****
 芦浦 武夫*****・内田 尚志*****

On Formability Control Factors of Low-Interstitial 18 Cr-Mn Ferritic Stainless Steel

Satoshi KADO, Taketomo YAMAZAKI, Tetsu SAKAMOTO,
 Yasuhiro NAKAGAWA, Mikio TAUMI, Soichi IZUMI,
 Takeo ASHIURA, and Shoji UCHIDA

Synopsis:

On the purpose of increasing the toughness of welded joint, Mn-added low-interstitial 18 Cr ferritic stainless steel has been developed.

The present investigation has been directed to make clear the effects of Mn and Ti contents, and of rolling schedule on the formability of titanium-stabilized 18 Cr-Mn ferritic stainless steel sheet. Formability and texture development are evaluated by utilizing mainly plastic strain ratios(r value), work-hardening coefficients(n value) and X-ray pole figure analysis.

Mn addition of less than 2% has little effect on the formability of cold-rolled annealed sheet. The {554} <225> type texture is formed by Ti addition, and composition range of Ti having the best formability depends on C and N contents and not on Mn. Two-step cold reductions produce higher r values than those produced by the one-step schedules, but Δr values also increase with two-step reductions. The sheet with the least plastic anisotropy can be produced by the processing combination of non hot-band annealing and one-step cold rolling.

1. 緒 言

前報¹⁾において、高 Mn-18Cr 鋼は母材・溶接部ともに、延性および靱性がすぐれ、特に溶接部においては吸収エネルギー値が上昇し、遷移温度もまた低下することを明らかにした。本鋼は、Mn を 1% 以上含有するので、プレス成形性など加工性におよぼす影響も、通常の 18Cr 鋼および低 C-Ti 添加 18Cr 鋼とは異なることが予想される。フェライト系ステンレスの加工性は熱延以降の製造条件に依存する^{2)~6)}ことが知られているが、高 Mn、低 C、Ti 添加という組合せである本鋼について同様の検討を加える必要がある。

本報告は、本鋼の加工性におよぼす主要元素の影響お

よび熱延以降の製造条件の効果を明らかにしたものである。

2. 実 験 方 法

2.1 合金元素の影響

供試材は 75 kg 真空溶解により溶製した。Table 1 に示すように、Mn と Ti の影響を調査するため、それぞれの系列を作製した。Mn 系列は、C : 110ppm 以下 Ti : 約 0.3% と一定にし、Mn を無添加から 2.0% の範囲で変化させたものであり、Ti 系列 A は、C : 100ppm 以下、Ti 系列 B は C : 100~200ppm, Mn : 約 1.5% と一定にし、Ti を無添加から、0.2% の範囲で変えたものである。

* 昭和 52 年 4 月 18 日受付 (Received Apr. 18, 1977)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 理博 (Products R and D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R and D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagami-hara 229)

**** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R and D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

***** 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimen No.	C	Mn	Cr	Ti
Mn-1	0.0044	tr	18.08	0.282
-2	0.0035	0.10	17.95	0.269
-3	0.0054	0.11	18.16	0.287
-4	0.0068	0.40	18.16	0.289
-5	0.0088	0.98	18.29	0.275
-6	0.0036	1.90	18.08	0.274
-7	0.0110	1.92	18.21	0.286
Ti-A-1	0.0056	1.46	17.30	tr
-2	0.0036	1.66	17.04	0.098
-3	0.0062	1.46	17.12	0.084
-4	0.0074	1.47	17.04	0.146
-5	0.0088	1.48	16.99	0.188
Ti-B-1	0.0137	1.47	17.08	tr
-2	0.0130	1.46	16.86	0.089
-3	0.0142	1.48	17.21	0.139
-4	0.0115	1.46	16.95	0.190
-5	0.0179	1.48	16.85	0.202

供試材の製造工程および条件を Fig. 1 に示す。熱延板焼鈍を行ない、二回冷延二回焼鈍により最終板厚を 0.6 mm とした。試験項目としては、引張試験、エリクセン試験、コンカルカップ試験、円筒深絞り試験、結晶粒度測定を行ない、試料によつては集合組織の測定を行なつた。なお、引張試験は JIS 13 号 B 試験片で行ない r 値は 15% 伸びの時点で、また n 値は 5~15% 伸びで求めた。

$\bar{r}$ は、 $(r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ 、 Δr は、 $(r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$ として求めた。

2.2 熱延板焼鈍および冷延条件の影響

供試材は現場出鋼の板厚 5.6 mm の熱延板を用いた。供試材の化学組成および製造条件を Fig. 2 に示す。冷延は、供試材に 860°C × 2h の焼鈍を行なつたものと、無焼鈍のものについて、下記の条件で行なつた。

A. 一回冷延

- 圧下率
1. 46% (最終板厚, 3.0 mm)
 2. 64% (" , 2.0 mm)
 3. 73% (" , 1.5 mm)
 4. 82% (" , 1.0 mm)
 5. 88% (" , 0.7 mm)

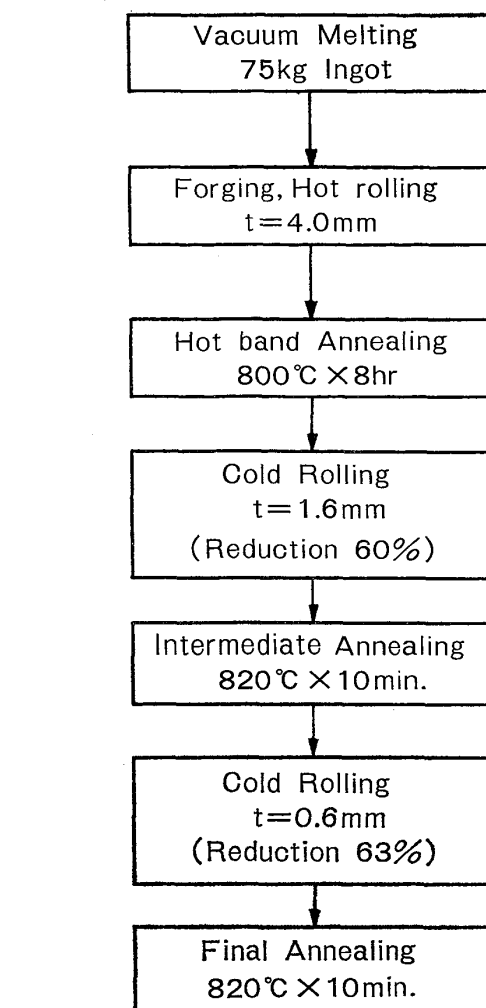


Fig. 1. Processing procedure.

C	Mn	Cr	Ti	N
0.008	1.40	17.50	0.22	0.006

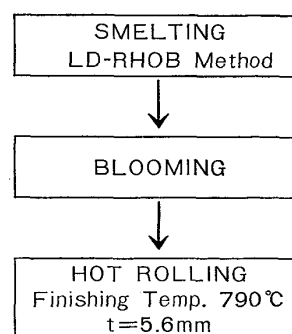


Fig. 2. Chemical composition and processing procedure of the specimen to investigate the effect of cold-rolling schedule.

6. 93% (" , 0.4 mm)

B. 二回冷延

1. 全圧下率 82% (最終板厚 1.0 mm)

- 圧下配分 (46%/67%, 64%/50%, 73%/33%)
2. 全圧下率 88% (最終板厚 0.7 mm)
- 圧下配分 (46%/77%, 64%/65%, 73%/53%, 83%/30%)
3. 全圧下率 93% (最終板厚 0.4 mm)
- 圧下配分 (46%/87%, 64%/80%, 73%/73%, 82%/60%, 88%/43%)

冷延後の焼鈍は、すべて $830^{\circ}\text{C} \times 5\text{ h}$ で行なった。試験は、引張試験およびX線極密度測定をすべての試験片について行ない、試料によつて正極点図を作製し、集合組織を求めた。

3. 実験結果

3.1 材質特性におよぼす主要合金元素の影響

3.1.1 Mn の影響

Mn 系列 (Fig. 1) の供試材 (0.6 mm 板厚) による全伸びおよび $\bar{r}$ におよぼす Mn の影響を Fig. 3 に示す。図から明らかなように、全伸びは Mn 量が 0.1% 以上 1.9% までほとんど変化しない。また $\bar{r}$ は、Mn 量が非常に低い場合 ($\text{Mn} \leq 0.1\%$) は高い値を示すが、Mn 量が 0.1% を超えて 0.5% 以上になるとほとんど変化はない。

成形性におよぼす C, Mn の影響を Fig. 4 に示す。エリクセン値は Mn 量の増加にともないやや減少するが減少量は、0.3 mm 程度で少ない。限界絞り比 (L.D.R.) は C 量による影響が大きいので、C 量 0.005% で層別して示す。C < 0.005% の場合は Mn の影響がわずかであるが認められ、Mn 量が増加すると L.D.R. は低下するのに対し、C > 0.005% の場合は Mn 量の影響はほとん

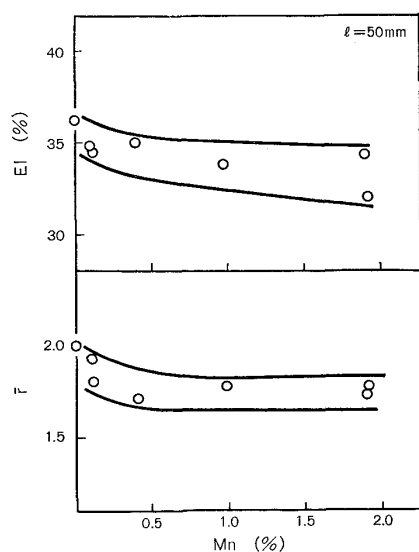


Fig. 3. Effects of Mn on total elongation and $\bar{r}$.

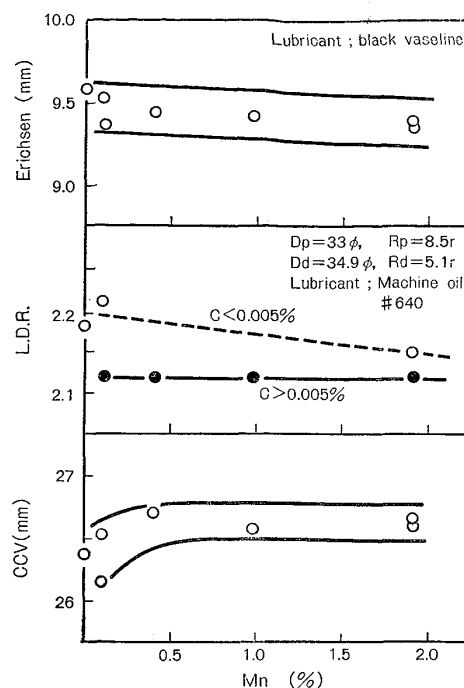


Fig. 4. Effect of Mn on formability.

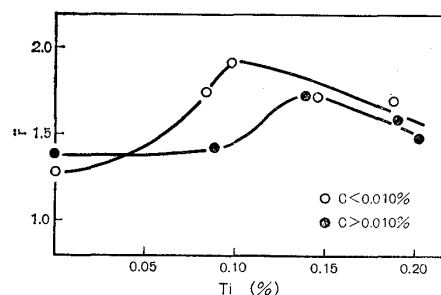


Fig. 5. Effect of Ti on $\bar{r}$ value.

ど認められない。また C.C.V. に対しての影響も、Mn 量が 0.3% を越える場合はほとんど見られない。

以上を総合すると 18Cr 鋼の加工性におよぼす Mn の影響は Mn 量がきわめて低い場合 ($\leq 0.1\%$) に顕著であるが、通常の含有量である 0.3~0.5% より Mn が高い場合には、1.9% 程度まで添加しても変化の程度はきわめて小さく、C 量の影響の方がむしろ大きいことが明らかになった。

3.1.2 Ti の影響

Mn 1.5% を含む Ti 系列の供試材 (二回圧延、板厚 1.6 mm) による実験から次のような結果が得られた。

Ti 添加により降伏強度の低下が見られ、Ti 量が 0.15% 以上になると、約 5 kg/mm^2 低下する。引張強さ、全伸びにおよぼす Ti 量の影響はわずかである。また、結晶粒は Ti 量を増加することにより、小さくなる傾向が認められた。

$\bar{r}$ に対する Ti 量の影響については Fig. 5 に示す。

図から明らかなように、これはC量によつて異なるが、いずれも $\bar{r}$ にピークが存在し、C量が低いほど、ピークを示すTi量は低く、最大 $\bar{r}$ は高くなっている。したがって、C量に対して最大 $\bar{r}$ を得るための適正Ti量が存在し、それはC量が高いほど、高い方に移動する。

以上の結果からMnを1.5%含有する供試材においてTi添加の加工性におよぼす影響はC量との関係によつて決まり、極軟鋼や他のフェライト系ステンレスの場合と同様な挙動^{6)~8)}を示すことが明らかになった。

3.2 材質特性におよぼす冷延条件の影響

3.2.1 一回冷延における冷延率の影響

Fig. 2 に示した化学組成を有する高 Mn-18Cr 鋼現場溶製材熱延板を、通常工程にしたがい $860^{\circ}\text{C} \times 2\text{ h}$ の焼鈍を行なった後、冷延率を変えて一回圧延し、 $850^{\circ}\text{C} \times 5\text{ h}$ の焼鈍を加えて得た冷延焼鈍板の特性のうち、加工性に最も関係の深い r 値、 n 値、全伸びの関係を Fig. 6 に示す。試験値は、圧延方向と 0° 、 45° 、 90° をなす各方向について求め、平均値を黒丸で指示し結んでいる。

冷延率の r 値におよぼす影響は方向によつて異なり、 0° 方向および 90° 方向に対しては、86%の冷延率までは正の効果を示し、それ以上の93%の冷延率では負の効果に転じる。一方、 45° 方向に関しては、冷延率の増加は r 値を単調に増加させつづけ、冷延率が大になるほどそれは顕著になる。その結果として、 $\bar{r}$ は冷延率の増大と共に常に増加するが、 r 値の各方向別パターンは、冷延率90%付近で、 $r_{45} < r_0 < r_{90}$ のV型から、 $r_0 < r_{90} < r_{45}$ の逆V型に変化する。 $\bar{r}$ は、一回冷延によつても、冷延率を90%程度にすれば、2.0以上にすることが可能

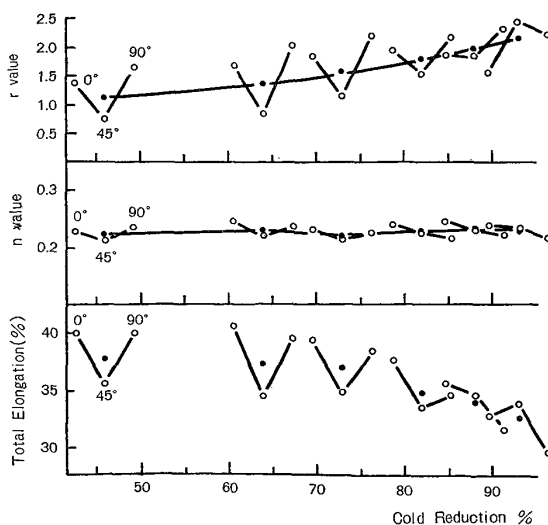


Fig. 6. Effect of cold reduction on $\bar{r}$, $\bar{n}$ and elongation in case of single cold-rolling (Hot coil annealed).

である。

n 値は冷延率が増加するにしたがい、各方向での値が r 値と同様、 $n_{45} < n_{90} < n_0$ のV型から、 $n_{90} < n_{45} < n_0$ のパターンに変化するが、その変化量は小さく、 $\bar{n}$ としてはほとんど冷延率の影響を受けない。

伸びは、Fig. 6 では冷延率の増加によつて、その平均値は単調に減少している。しかし、この現象は材料板厚が減少するための板厚効果が含まれているので、これを補償するため、熱延鋼板の板厚を変えることにより冷延後の板厚を一定にして行なった実験では、冷延率が増加すると、伸びはかえつて増加するという結果が得られている。伸びの異方性は r 値の場合と同様で、方向による値の大きさが、冷延率86%でV型から逆V型に変化する。したがって、一回冷延材では、冷延率90%弱で、加工性支配因子諸特性は、最も等方性を有するといえよう。

3.2.2 二回冷延における冷延率の影響

全圧下率を82, 88, 93%とし、一次冷延と二次冷延との圧下配分を変化させた時の r 値の測定結果をFig. 7 に示す。右端に一回冷延の結果を参考として示した。

$\bar{r}$ におよぼす影響は、一次二次の圧下配分比よりも全圧下率の方が大きく、全圧下率が大なほど $\bar{r}$ は大きくなる。しかし、圧下配分によつて $\bar{r}$ が変化しないわけではなく、全圧下率が等しい場合には、二回冷延の方が一回冷延よりも常に $\bar{r}$ が高い。そしてこの結果から、最も $\bar{r}$ が高くなる圧下配分比が存在することが知られる。なお圧下配分によつて変化するのは、 $\bar{r}$ よりもむしろ Δr の

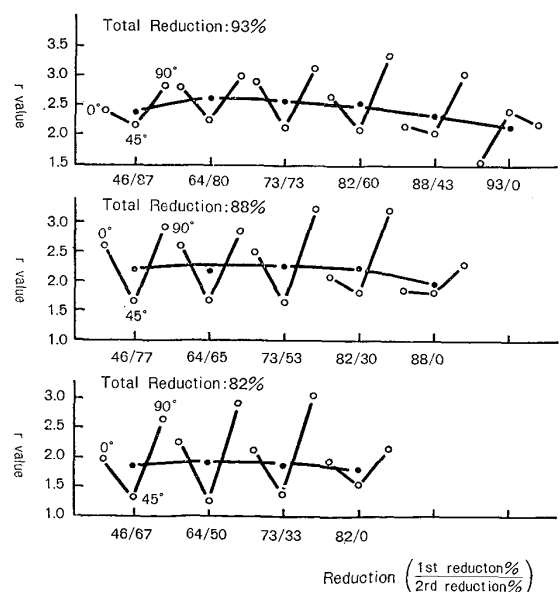


Fig. 7. Effect of reduction ratio on r value in case of double cold-rolling.

方が大きい。

Fig. 8, 9 に圧下配分による $\bar{r}$ と Δr の変化を示す。Fig. 8 の等 $\bar{r}$ 線 (実線) がほぼ等全圧下率線 (点線) に沿っており、 $\bar{r}$ はほとんど全圧下率によって決まることを示しているのに対して、Fig. 9 の等 Δr 線は、 Δr が全圧下率ならびに圧下配分比の両者に依存することを示している。 Δr は全圧下率が 80~90% の時最大になり、全圧下率が 90% 以上になるとかえって減少する。また、

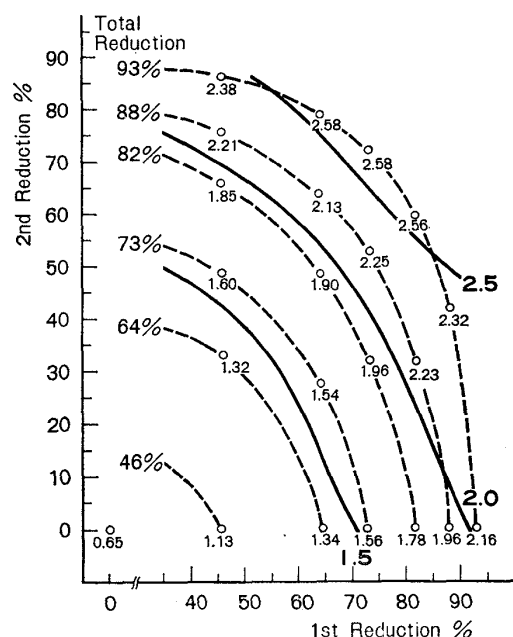


Fig. 8. Effect of cold reduction on $\bar{r}$ -value (H.R→Ann→C.R→Ann→C.R→Ann).

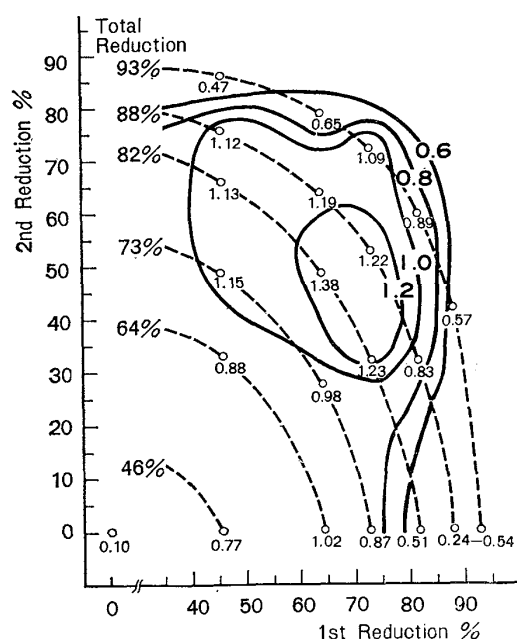


Fig. 9. Effect of cold reduction on Δr -value (H.R→Ann→C.R→Ann→C.R→Ann).

Δr は圧下配分比がほぼ等しい場合に最大の値を示し、圧下配分比が異なっていくにしたがい減少し、全圧下率が等しければ、一回冷延の場合に最低になる。

以上の結果を総合すると、高 Mn-18Cr 鋼の優れた加工性を発揮せしめるためには、一般には、ほぼ圧下配分比を等しくした二回冷延を行なえば高い $\bar{r}$ が得られ、その目的が達せられるが、全圧下率が 80% 台の時は Δr も非常に大きくなる。したがって、 r 値から見て最適な冷延条件としては、全圧下率が 90% 以上の時は二回冷延が好ましいが、80% 台の場合には $\bar{r}$ が多少小さいながら、 Δr も激減する一回冷延の方が有利だといえる。

伸びについても r 値と同様な結果が得られた。二回冷延によって、一回冷延の場合より平均 2% 前後の向上が認められるが、各方向の伸びを見ると、二回冷延の場合は、0°, 90° 方向の伸びは大きい、45° 方向の伸びの小さいのが目立ち、45° 方向の伸びだけをとれば、一回冷延の場合の方がむしろ優れている。

n 値については、全圧下率が大きいほど高い値を示し、全圧下率が等しい場合には、二回冷延の方が一回冷延より相当高い値を示すが、圧下配分の影響はあまり認められない。

3.3 材質特性におよぼす熱延板焼鈍の効果

熱延板の焼鈍効果を確かめるために、3.2 で使用した Fig. 2 の化学組成を持つ熱延板現場溶製材を無焼鈍で冷間圧延し、焼鈍した場合と同様に、全圧下率や圧下配分比の r 値、 n 値、伸びに対する影響を調べた。その結果、一回冷延における圧下率、二回冷延における圧下配分比などの影響は、全体の傾向として熱延板焼鈍を行なった場合と同様であることが判明したが、次の三点に相違が認められる。すなわち、熱延板の無焼鈍化によって

i) r 値の異方性 (Δr) が減少する。

ii) $\bar{r}$ は少し減少する。

iii) 一回冷延において、 r 値の方向による変化が V 型から逆 V 型に移行する圧下率が低下し、80% 弱の圧下率で等方性となる。

i) について、熱延板無焼鈍の場合の Δr の圧下配分比による変化を Fig. 10 に示す。Fig. 9 との比較から明らかなように、無焼鈍の場合の Δr は全般的に焼鈍した場合より小さく、一回冷延の圧下率を 80% 以上とした場合には、 Δr がほとんど零になる領域が存在し、きわめて等方的な鋼板を得ることができる。

ii) については、焼延板焼鈍の場合と同じ冷延条件での $\bar{r}$ を比較すると、対応する $\bar{r}$ はわずかに低下するが、その差は二回冷延の場合で 0.1、一回冷延の場合で 0.2 程

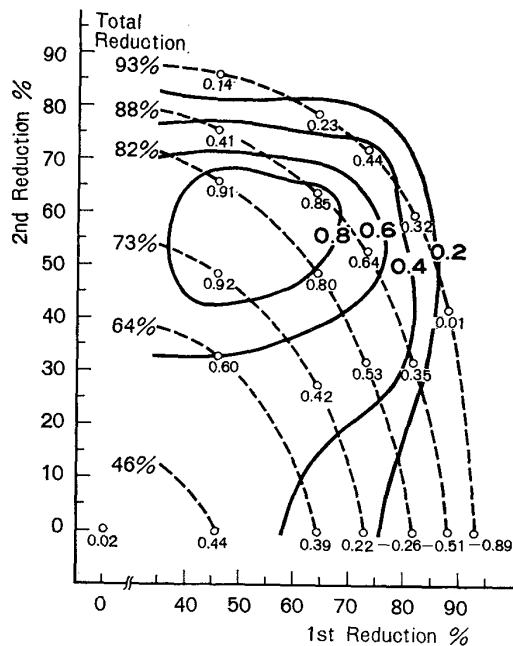


Fig. 10. Effect of cold reduction of Δr value of hot plate, which is not annealed. (H.R→C.R→Ann→C.R→Ann)

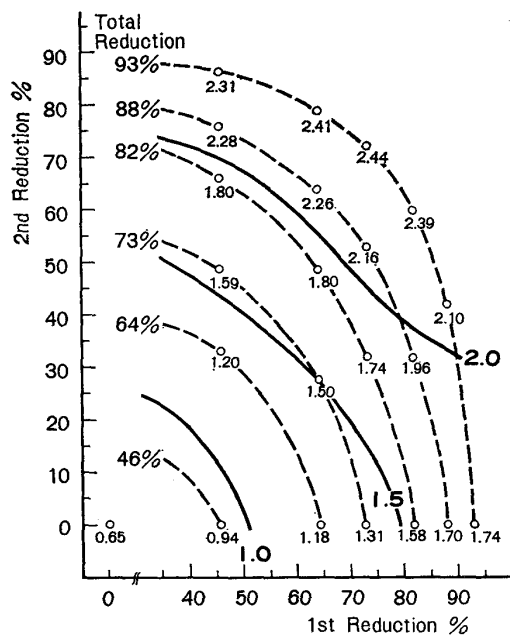


Fig. 11. Effect of cold reduction on r -value of hot plate, which is not annealed. (H.R→C.R→Ann→C.R→Ann)

度であり、全圧下率が 85% を越えると $\bar{r}$ は 2.0 以上になる。(Fig. 11 参照)

iii) については、Fig. 11 に示すように、一回冷延の場合は、70~80%の冷延率で r 値の方向性の V 型から逆 V 型への変換がありその過程で Δr が零に近くなる範囲がある。この傾向は二回冷延の場合にも見られ、第一次圧延の圧下率が高くなると逆 V 型が見られるようにな

る。Fig. 7 に示した熱延板焼鈍の場合では、二回冷延では、 r 値の方向性はすべて V 型であり、逆 V 型は見られなかった。

n 値および伸びについては、 $\bar{r}$ の場合ほど顕著な差異は見られず、あまり熱延板焼鈍の有無による変化がない。したがって、熱延板を焼鈍してから冷延することの利点としては、 $\bar{r}$ の増加が挙げられるが、反面、 Δr も大になる欠点が存在することが明らかになった。

4. 考 察

4.1 Mn 量増加の機械的性質、集合組織におよぼす影響

Mn は鉄鋼中に固溶体として存在し、マトリックスを強化する元素として知られている。LEES⁹⁾ らの Fe-Mn 系における結果によれば、2% 程度までの添加では、引張強さ、降伏点、全伸びはほとんど変化していない。今回の 18Cr 鋼での結果もほぼ同様であり、Mn の添加が機械的性質に影響を与えるのは、Mn 量がより高い場合である。

$\bar{r}$ は Mn が 0.1% 以下の場合には特に高いが、0.1% を超え 0.3% になるとほぼ一定の値になる。しかし、 r 値の面内異方性は必ずしも一様ではなく、Mn 量の増加に伴って r_0 が低下し r_{90} が上昇するため、結果として $\bar{r}$ がほぼ一定になったものである。

Fig. 12 に Mn 系列 (Fig. 1) の (200) 極点図を示すが、 $\bar{r}$ の高い Mn ~ 0.11% のものが、ほとんど {554} <225> の単一方位を持つものに対して、Mn 量が 0.40, 1.92% のものは副方位として {001} <110> が認められる。

普通鋼では、低 Mn 化により $\bar{r}$ が向上する理由として Mn が粒界移動を妨げる効果を持つとするもの¹⁰⁾、MnS の微細な析出によるもの¹¹⁾¹²⁾、Mn が微細セメンタイトの再溶解に影響し、優先方位形成に寄与するためと考えるもの¹³⁾とあるが、Ti を添加した場合は、{111} の増加に対して Mn はほとんど影響しないという報告もある⁷⁾。これは、Ti の添加により C がすべて炭化物として固定されるため、Mn のセメンタイトにおよぼす上述の効果が消失するためか、あるいは、S が Ti, C と結合して $Ti_4C_2S_2$ を形成し、MnS の有効な働きが失われるためのいずれかが原因であると説明されている。今回の試験材では Ti が添加されているが、Mn が増加した場合に {554} <225> の成長を抑え、{001} <110> の成長をうながす効果がわずかではあるが認められる。これはノー・スキンプスで引張試験を行なった場合、降伏点伸びが 0.5~1% 程度存在することから推測できるように、Ti(C, N) として固定されていない C, N がある程度は残存しているのが原因と考えられる。

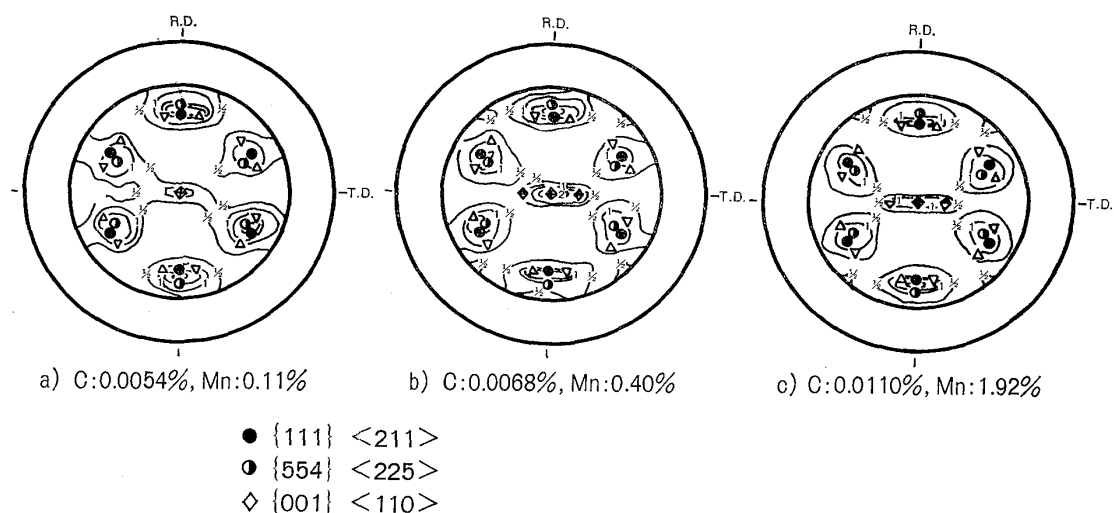


Fig. 12. (200) Textures of low carbon 18Cr-Ti stainless steel with various contents of Mn.

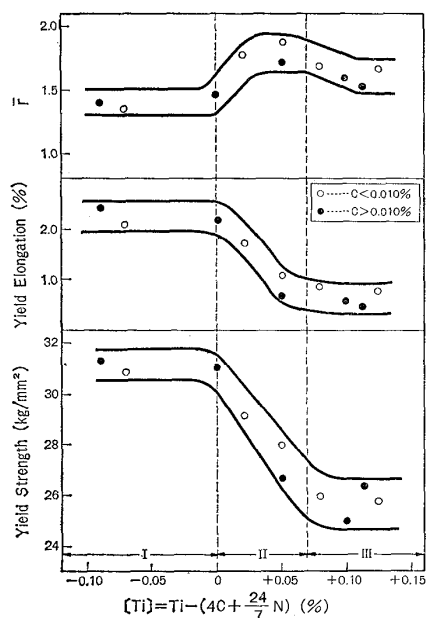


Fig. 13. Effects of [Ti] on $\bar{r}$, yield elongation and yield strength.

4.2 Ti 量の機械的性質, 集合組織におよぼす影響

Mn 量を 1.5% と一定にした供試材において, Ti を添加すると降伏強度が減少するが, これは結晶粒度の変化によるものではなく, Ti と C, N との結合によって, 固溶 C, N 量が低下するのが原因である. 固溶 Ti 量 $[Ti] = Ti - (4C + 24/7 N)$ 降伏強度, 降伏点伸び, $\bar{r}$ との関係を示したものが Fig. 13 である. 図中の白丸は $C < 0.01\%$, 黒丸は $C > 0.01\%$ の場合であるが, C 量の多少に関係なく [Ti] によって整理できることがわかる.

Fig. 13 によれば, 降伏強度は [Ti] が 0% まではほとんど変化せず, (領域 I), 0% を超えると低下しはじめ (領域 II), 約 0.07% で一定となる. (領域 III) この降伏強度の変化に対応して, 降伏点伸びも変化しているが

領域 III になつても零にはならない. これは, 本材料が熱延板に焼鈍を施し, 二回冷延二回焼鈍したにもかかわらず, [Ti] を過剰にしても固溶 C, N が完全に固定されないことを示している. 一般に $Ti(C, N)$ は熱延板で十分に析出していると考えられており, Ti 添加極軟鋼板の場合は, [Ti] がある程度以上になると, 降伏点伸びは消滅する. 18Cr 鋼で固溶 C, N が残存するのは, Cr が Ti と比較して 100 倍も多量に存在するため, Cr の炭化物, 窒化物となるか, あるいは, はつきりとした析出物とならなくても, Cr の影響を受けて, 完全に $Ti(C, N)$ として固定されないものが残るためと推測されるが, Cr 炭化物, 窒化物の析出溶解挙動によって材質の変化が起こることとも関連して, 今後検討すべき課題の一つであろう.

$\bar{r}$ におよぼす Ti 量の影響も [Ti] との関係で整理できる. Fig. 13 に示すように, $\bar{r}$ は領域 II で最高の値を示し, 領域 III になるとやや低下する. Fig. 13 の各領域に対応する (200) 極点図を Fig. 14 に示す. 領域 I では Ti 無添加の 18Cr 鋼と同様 $\{110\} \langle 011 \rangle$ が主方位であるが集積度は弱い. $\bar{r}$ が最も高くなる領域 II では, 主方位は $\{554\} \langle 225 \rangle$ であり, (111) 回転系列への拡がりがある程度見られる. 領域 III になると, 主方位は $\{554\} \langle 225 \rangle$ であるが, 上記の拡がりは見られず, 集積度も弱くなっている.

普通鋼でも Ti を添加すると $\bar{r}$ 値が向上することは良く知られている⁷⁾が この場合の主方位は $\{554\} \langle 225 \rangle$ に局限されず, (111) 回転系列への拡がりが大きく, (200) 極点図の $\alpha = 35^\circ$ 付近にドーナツ状の集積ができる. そして Ti の効果は,

(1) 熱延板ですでに析出している微細析出物によるもの⁷⁾¹⁵⁾.

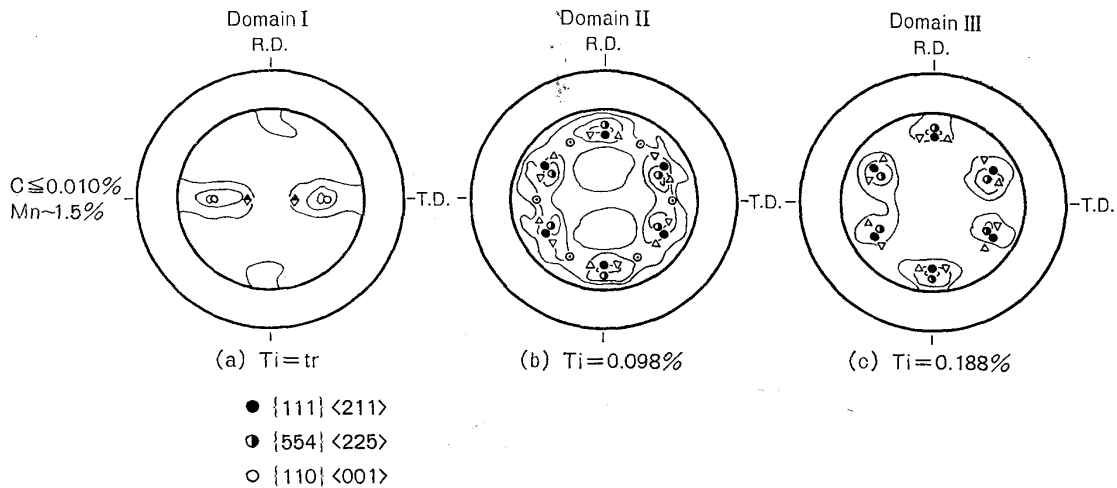


Fig. 14. (200) Textures of 18Cr-Mn stainless steel with various contents of Ti.

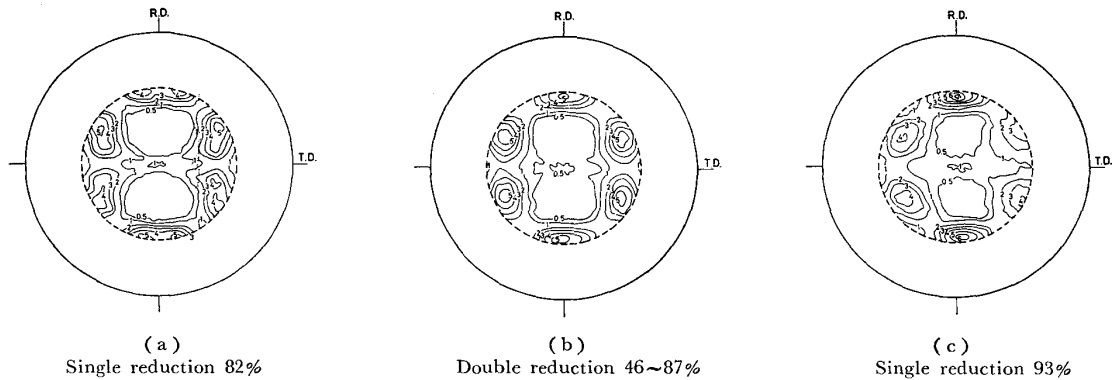


Fig. 15. Recrystallization texture of Cr-Mn stainless steel sheet.

(2) Ti(C, N) を析出することにより, 固溶 C, N を減じ, マトリックスが純化することによるもの¹⁴⁾.

(3) 固溶 Ti そのものによるもの⁸⁾.

と見解が分かれている. 高 Mn-18Cr 鋼による本実験の結果から考察すると, 固溶 Ti が増加すると領域Ⅲで $\bar{r}$ がかえって減少し, {554} <225> の集積も弱くなることなどから, (3) は考えられず, また降伏点伸びが残っていることなどから, 鉄素地は完全に純化されているわけではないので, (2) も考えにくく, (1) の微細析出物の効果による場合が一番考えやすい. 薄膜直接観察により各試料の Ti(C, N) の析出状態を観察すると, Ti(C, N) と見られる粒状析出物は, Ti 量が多いものほど, 数が増えたと同時に径も大きくなっている. したがって, 領域Ⅰでは Ti 量が少なく, 析出物は再結晶挙動に効果的に寄与するほど析出しておらず, また領域Ⅲでは析出物が大き過ぎ, むしろ効果が少なくなり, 中間の領域Ⅱで析出物が最も効果的な大きさになるものと考えられる. $\bar{r}$ が最も大きい試料 (C=0.0036%, Ti=0.098%) の析出物の大きさは, 粒径 0.1μ 以下であり, 再結晶挙動に影響を与えることは十分考えられる.

4.3 冷延圧下配分と r 値

高 Mn-18Cr 鋼の冷延工程によつて最も影響を受ける性質は r 値であり, これは r 値が集合組織と大きな相関を持っているからである. 前述のように, 本材料の再結晶集合組織は {554} <225> を主方位とし, 副方位として {001} <110> を持つものであるが, 圧下率の配分によりその割合が変わる. Fig. 15 には, Fig. 1 の化学成分を持つ試料の, 一回冷延 82, 93%, 二回冷延 48%+87% (合計圧下率 93%) の (200) 極点図を例として挙げるが, 一回冷延の場合は {001} <110> が残っており高圧下率になつても消えず, 圧下率が 90% 以上になると, {554} <225> のピークが二つに割れる現象が見られる. それに対して, 二回冷延の場合は {001} <110> がほとんど消滅し, 高圧下率 (二回目の圧下率が 80% 以上) では {554} <225> 型の単一な方位になることが特長として挙げられる. 前項で述べた, 高 Mn 化によつて生ずる {001} <110> 方位の増加は, 二回冷延の際の二度目の圧下率を増加させることによつて消滅させることができる.

二回冷延の際, 一回冷延の場合と比較して, $\bar{r}$ が大きくなると同時に Δr も大きくなるのは, 集合組織が {554}

$\langle 225 \rangle$ 型の単一組織であるため、これは 18%Cr-2%Mo 鋼について DAVISON⁶⁾ が指摘しているところである。一回冷延の場合 $\bar{r}$, Δr が共に小さいのは、一回冷延の場合に残る $\{110\}$ と、高圧下率になると増加して来る $\{211\}$ によるものであり、 $\{111\}$ と $\{200\}$ との極密度の比および $\{211\}$ 極密度を、圧下配分との関係で表したものを、それぞれ Fig. 16, Fig. 17 に示す。図から明らかなように、 $\{111\}/\{200\}$ は $\bar{r}$ の分布 (Fig. 8) と大きな相関があり、 $\{200\}$ の存在は $\bar{r}$ を低下させることに主に寄与していると考えられる。また $\{211\}$ は r_{45} を高めることに寄与して、 Δr を小さくする効果があり、したがって、一回冷延高圧下率の場合の $\{211\}$ の増加が Δr をほぼ零にする効果として現われてくるのであろう。

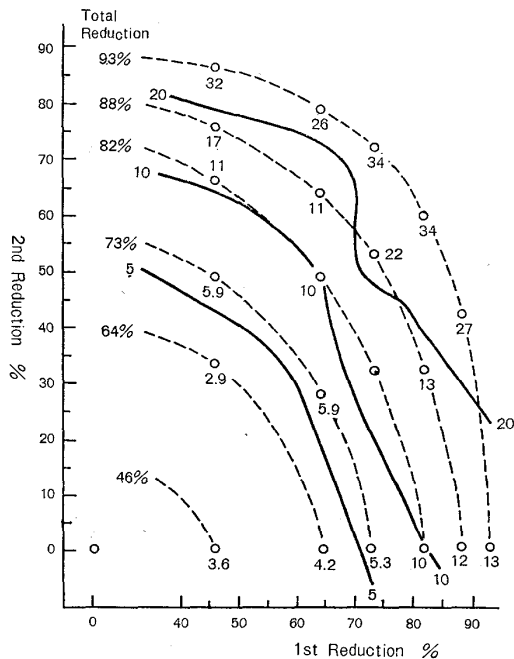


Fig. 16. The ratio of pole density $\{111\}/\{100\}$ (Hot coil annealed).

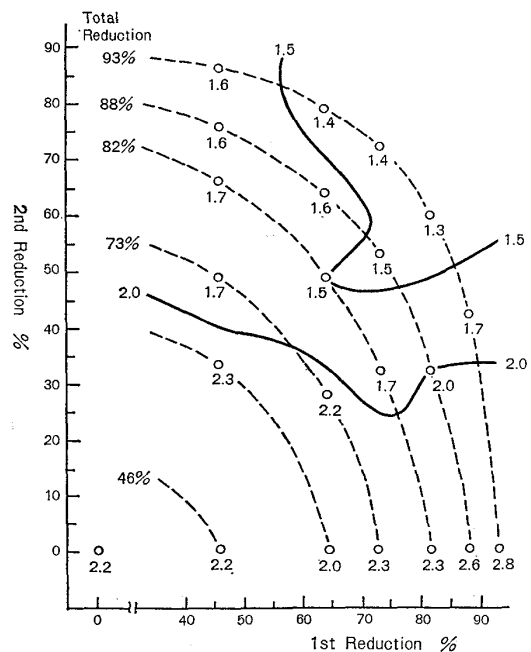


Fig. 17. $\{211\}$ pole density (No hot coil annealing).

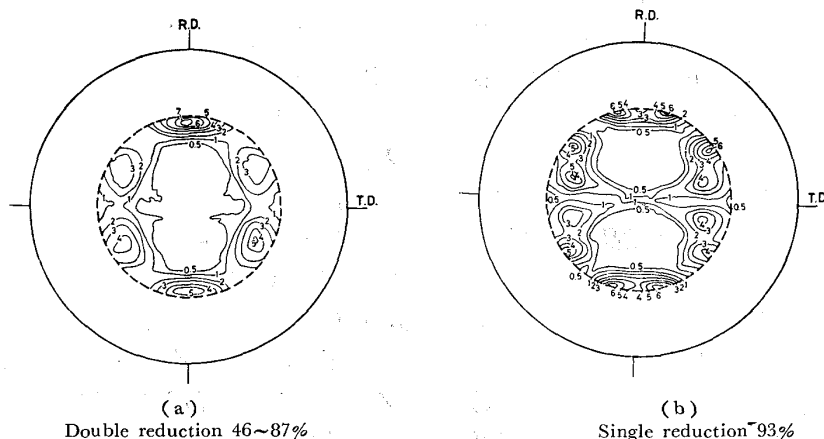


Fig. 18. Recrystallization texture of 18Cr-Mn stainless steel sheet without annealing after hot-rolling.

Fig. 15(c) の $\{200\}$ 極点図において $\{554\}\langle 225 \rangle$ のピークが割れるのが $\{211\}$ の増加に対応するものと考えられる。

以上の変化は、全体として 18Cr-2Mo⁶⁾ 鋼の場合と良く似た挙動を示しているが、 Δr が最小になる圧下率、 $\{100\}$, $\{111\}$ の極密度と圧下配分の関係など、かなりの相違が見られる。これらは化学成分および冷延以前の工程の相違によるものと考えられ、後者については、熱延板焼鈍無しの場合の結果との比較からも明らかである。

4.4 熱延板焼鈍の効果

高 Mn-18Cr 鋼の熱延板を焼鈍せずそのまま冷延して焼鈍を行なうと、熱延板焼鈍を行なった場合に比べて $\bar{r}$

は幾分減少するが、 Δr も減少する。また Δr が最小になる冷延率が低圧延率側に移行することなどが明らかになったが、これらの変化もまた集合組織の変化に帰せられる。

Fig. 18 に熱延板無焼鈍の場合の再結晶集合組織を示す。(a)は 46+87% の二回圧延、(b)は 93% の一回圧延の場合である。(a)(b)共に {554}<225> タイプの集合組織が弱まっており、(b)は、軟鋼を 95% 以上冷延し再結晶した場合の集合組織に近づく。すなわち、熱延板焼鈍を行なわない場合は、再結晶集合組織は、焼鈍した場合と比較して、低圧延率側に移動しているといえる。これは、熱延板を焼鈍したものは、いつたん再結晶組織となるのに対して、焼鈍を行なわない場合は熱延組織が残存しており、この組織が、すでにある程度冷延を行なったと同じ作用をするからであると考えられる。したがって熱延板の焼鈍を行なわない場合は、熱延条件によつて、その後の集合組織が相当変わることが予想される。

5. 結 言

高 Mn-18Cr 鋼の加工性におよぼす Ti, Mn 量の影響および熱延以降の処理条件の影響を、全伸び、 r 値、 Δr 、 n 値などの加工性支配因子によつて検討した結果、次のようなことが明らかになった。

1) Mn が加工性に影響するのは、Mn 量がきわめて低い場合 ($\leq 0.1\%$) およびきわめて高い場合であり、通常の Mn 量 (0.3%~0.5%) を 1.9% 程度まで増加しても、加工性の劣化はきわめて小さい。

2) Ti 添加量には適正值が存在するが、それは C, N 量によつて決まり、Mn 量は関係しない。

3) 全圧下率が等しい場合には、二回冷延を行なえば一回冷延の場合より $\bar{r}$ は上昇するが、 Δr も増加する。

特に、全圧下率が 80% 台の場合には Δr が大きい。

4) $\bar{r}$ は全圧下率により決まり、全圧下率が高いほど上昇する。一方、 Δr は圧下配分比が等しい場合に最大となり、圧下配分比が異なるにしたがい減少し、一回冷延の場合が最小となる。

5) 熱延板の無焼鈍化により r は少し減少するが、 Δr も減少し、無焼鈍、一回冷延のプロセスでは、きわめて等方的な鋼板が得られる。

文 献

- 1) 門 智, 山崎桓友, 山内 勇, 矢部克彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 883
- 3) 五弓勇雄, 鈴木敬治郎, 猪野信吾: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 452
- 3) 五弓勇雄, 鈴木敬治郎, 猪野信吾: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 516
- 4) M. YANTAG, et al.: Texture, 1 (1972), p. 71
- 5) S. G. SCHNEIDER, et al.: Metal Eng. Quat. (1974), p. 40
- 6) R. M. DAVISON: Met. Trans., 5 (1974), p. 2287
- 7) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 8) R. H. GOODNOW and J. F. HELD: Met. Trans., 1 (1970), p. 2507
- 9) W. P. LEES and B. E. HOPKINS: JISI, 169 (1951), p. 157
- 10) H. HU and S. R. GOODMAN: Met. Trans., 1 (1970), p. 3057
- 11) 武智 弘, 中山 正: 日本鉄鋼協会, 第 3 回再結晶分科会資料 (July 21, 1971)
- 12) 高橋政司: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 501
- 13) 大橋延夫, 小西元幸: 川崎製鉄技報, 5 (1973), p. 164
- 14) 高橋延幸, 清水峯男: 日本金属学会, 昭和 45 年秋期大会予稿集, (1970), p. 86
- 15) 松岡 孝, 高橋政司: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1134