

# Ti添加極低炭素熱延鋼板の材質に及ぼす熱延温度、 圧下条件の影響

中村 隆彰\*・江坂 一彬\*<sup>2</sup>

Influence of Hot Rolling Temperature and Reduction on Mechanical  
Properties of Ti-bearing Extra Low Carbon Hot-rolled Steel Sheets

Takaaki NAKAMURA and Kazuyoshi ESAKA

**Synopsis :** The effects of hot rolling temperature and rolling reduction on the mechanical properties of Ti-bearing extra low carbon steel sheets have been studied. Conclusions obtained are as follows:

1. The elongation of as-rolled steel sheet through conventional reduction decreased when the finishing rolling temperature was under 840°C. But the elongation, tensile strength and yield strength of the steel sheet after annealing had little change in the range of 650~850°C.
2. The difference of tensile strength between as-rolled and annealed steel sheet was thought to be due to the substantial strain energy which was stored by hot rolling. The substantial strain energy of the steel sheet rolled at 650°C through conventional reduction corresponds to about 37% cold reduction.
3. The  $\bar{r}$ -value of the annealed steel sheet rolled at 650°C was 0.8. But it increased to 1.14 by surface shaving. This value is approximately equal to that of about 37% cold reduction steel sheet. In these circumstances, the cause of the low  $\bar{r}$ -value of steel sheet rolled in the ferrite region is the influence of surface shear strain.
4. In the case of heating at 1250°C, average  $\bar{r}$ -value of Ti-bearing extra low carbon steel sheet is approximately 1.0, when the high-reduction rolling is achieved in the final three stands with a reduction more than 50% near the  $A_{r3}$  temperature at each rolling pass.

**Key words:** Ti-bearing extra low carbon steel;  $\bar{r}$ -value; elongation; hot rolling temperature; high reduction; stored strain energy.

## 1. 緒言

軟質熱延鋼板は、冷延鋼板製造が困難な厚手材について高延性を必要とする用途への活用が主体であったが<sup>1)</sup>、製鋼・熱延の製造技術の発達にともない、冷延鋼板の材質に匹敵する薄手熱延鋼板の製造も可能になってきている<sup>2)</sup>。しかし、現在のところ冷延鋼板と比較したとき、熱延鋼板の方が深絞り性に劣る事はいなめない。このため材料開発の一つの主要なテーマとして、軟質熱延鋼板の深絞り性を高める方法について多くの検討が進められている<sup>3-5)</sup>。

例えば冷延鋼板において、Ti添加極低炭素鋼は深絞り性が非常に良好で、SPCE (JISG3143)の深絞り用高グレード材料として用いられている。この特性はTiがC、Nと結合して炭窒化物となることによってフェライト地が高純化状態になることに起因している。

一方、熱延鋼板においても、Ti添加極低炭素鋼をフェライト地で潤滑しながら圧延することで $\bar{r}$ 値が向上することが報告されている<sup>4-5)</sup>。これらの報告によれば、 $\bar{r}$ 値の向上にはTi添加によるフェライト地の高純化の効果と共に潤滑圧延による鋼板表面の剪断応力の低減効果が大きいとされている。しかし、潤滑やその効果による深絞り性の向上

についての報告は多いが、無潤滑材の系統的調査はあまり見られない。実ラインにおいて、熱延潤滑を高めることは、通板時のスリップの発生や、潤滑油の後処理の問題を起こすため、必ずしも受け入れられていない。

筆者らは、熱延鋼板の加工性向上に関し、 $A_{r3}$ 変態点近傍での無潤滑大圧下圧延によって、低炭素熱延鋼板の $\bar{r}$ 値が1.0まで向上する事を報告した<sup>6)</sup>。この方法であれば、潤滑の問題点を気にすることなく製造することが可能である。

本報告はこれらの結果を踏まえて、Ti添加極低炭素熱延鋼板の加工性向上を目的として、無潤滑条件下の仕上温度、後段大圧下圧延が鋼板の機械的特性に及ぼす影響について系統的に検討を行ったものである。

## 2. 仕上げ温度の影響

### 2.1 実験方法

Table 1に示すTi添加極低炭素鋼の厚さ250mmのスラブを、Table 2に示す様々な温度条件で圧延を行った。仕上圧延前の材料厚みは35mm、圧延終了後の厚みは4.0mmである。

平成12年7月26日受付 平成12年9月22日受理 (Received on July 26, 2000; Accepted on Sep. 22, 2000)

\* 新日本製鐵(株) 大分技術研究部 (Oita R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870-8566)

\*<sup>2</sup> 新日本製鐵(株) 大分技術研究部 (現: (財) 日本品質保証機構) (Oita R & D Lab., Nippon Steel Corp., now Japan Quality Assurance Organization)

Table 1. Chemical composition of specimen.

No	(mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N	
A	0.0024	0.023	0.24	0.012	0.008	0.051	0.044	0.0023	

Table 2. Sheet steel temperature of each process.

(°C)			
Soaking	Finishing rolling start	Final rolling	Coiling
1008~1017	815~919	650~844	510~740

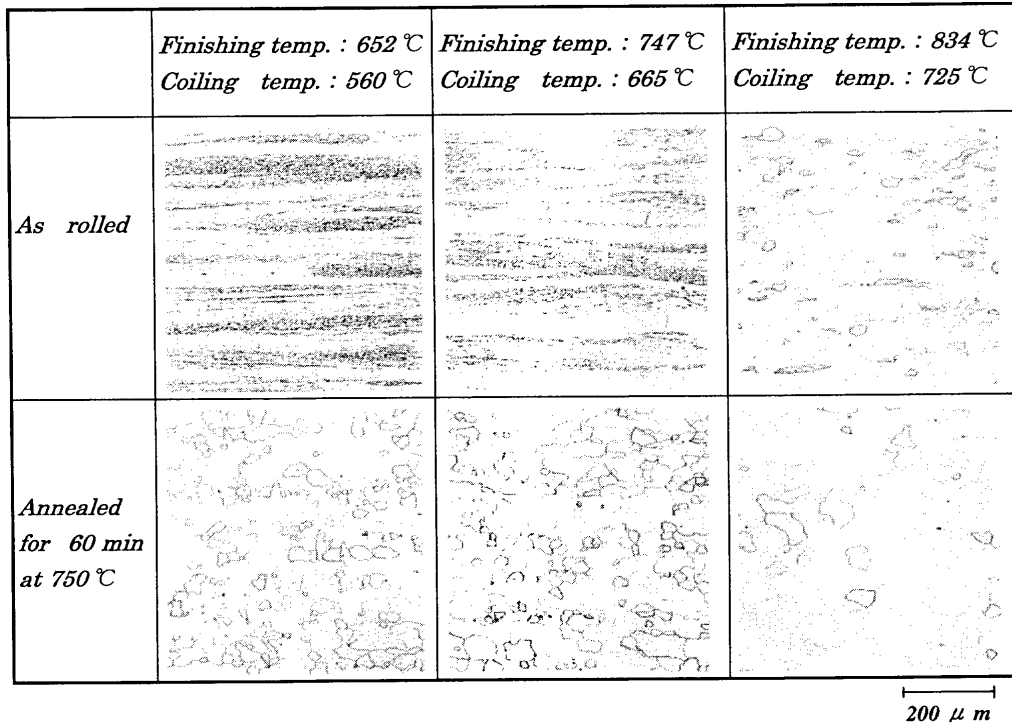


Fig. 1. Microstructure of the sheet steel A as-rolled and annealed for 60 min at 750°C.

圧延時の固溶C, Nを減らすためには、それらを炭窒化物として析出させておくことが必要であるが、TiNの固溶温度は高く、鋳造段階ですでに析出しているので、固溶Nの減少は比較的容易である。一方、Ti添加極低炭素鋼の析出物に関する吉永らの研究によれば、本実験で用いた材料成分に近い、Ti量が0.058 mass%、Sが80 ppm程度の材料を1100°Cで加熱すると固溶CがTi<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>として析出して無害化され、TiSは観察されないとの事である<sup>7)</sup>。また、Thermo-Calc.による熱力学計算は、Ti量が少ない場合でも、加熱温度が1200°Cより高いとTiSが析出するが、これ以下では、Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>が安定となり、温度が低いほど析出量が増加することを示している<sup>7)</sup>。そこで、本実験では、固溶Cを安定な炭化物として析出させて無害化するための再加熱温度を後工程の熱間圧延に支障を来たすことのない最低温度と考えられる1000°Cとした。粗圧延後の冷却時間を調整することによって仕上圧延開始温度を変え、最終圧延温度をフェライト域の850~650°Cの範囲で変化させた。熱延までの再結晶の可能性を探るため、冷却ゾーンは無注水として、巻取温度を高めた。それでも、Fig. 1が示すように、最終圧延温度が750°C以下のフェライト域圧延材には加工組織が残存していたため、採取した鋼板を加熱炉にて750°Cで60 min間、焼鈍処理を行った。

熱延ままおよび焼鈍処理を行った材料を室温まで冷却し

た後、組織観察、引張試験 (JIS5号試験片)、*r*値測定 (JIS5号試験片15%引張)、X線面強度比測定を行い、材質特性を調べた。

## 2.2 実験結果

Fig. 1は熱延ままおよび焼鈍処理後の板厚1/4部位の組織観察例を示す。仕上温度が750°C以下の熱延まま材には、巻取温度が665°Cでも加工組織が残存しているが、仕上温度が830°Cの材料の場合は、725°Cの巻取温度が確保できたため、結晶粒度7番程度の再結晶した等軸フェライト組織が得られている。また、750°Cで焼鈍処理を行うと、最終圧延温度が750°C以下でも粒度7番程度、800°C以上では6番程度の、いずれも等軸フェライト組織になった。以上のことから、通常の熱延材と同様の等軸フェライト粒を得るためには、750°C程度の巻取温度の確保、または焼鈍処理が必要になる。

Fig. 2は、熱延まま材の圧延方向幅中央部の引張特性に及ぼす最終圧延温度の影響を示す。最終圧延温度の低下に伴って、引張強度、降伏強度は直線的に上昇し、伸びは直線的に下降している。最終圧延温度840°Cでは圧延方向の伸びは約50%程度である。この値はオーステナイト域で仕上げ圧延を終了した例としてTable 3に示した、1200°Cで加熱し、900°Cで最終圧延を行って650°Cで巻取ったTi添加極低炭素鋼の伸び値と同等である。しかし、

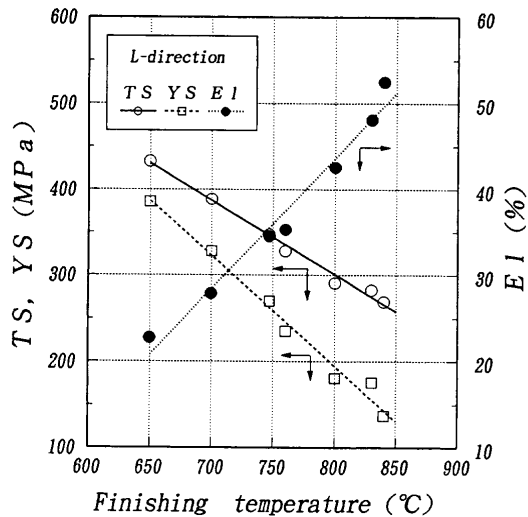


Fig. 2. Influence of finishing temperature on the strength and elongation of the steel sheet as-rolled.

Table 3. Mechanical properties of steel sheets. (Final rolled at 900°C after 1200°C soaking)

TS (MPa)	YP (MPa)	Total EI (%)
313	217	50.1

引張強さや、降伏強さはオーステナイト域圧延材の方が高い。これは、低温加熱である試験材の方が炭窒化物の析出量が多いためマトリックスが純化していること、鋼板の結晶粒が本試験材（結晶粒度7番）よりもオーステナイト域圧延材（結晶粒度8番）の方が小さいこと、の両方の理由によるものと推察される。

また、Fig. 3は熱延後750°Cで60min間焼鈍処理を行った材料の圧延方向の引張特性である。引張強さ、降伏強さ、伸びともに最終圧延温度の影響はほとんど見られない。伸びは高く、58%まで上昇している。この値は、Table 3で示した、オーステナイト域圧延材よりも高い。

伸びの異方性を詳しく知るために、焼鈍処理を行った材料について圧延方向に対し0°(L方向)、45°(D方向)、90°(C方向)の3方向の引張試験を行い全伸びを調べた。その結果をFig.4に示す。最終圧延温度が750°C以下の材料の異方性は非常に小さい。しかし800°C以上では異方性が顕著になり、D方向の伸びは65%近くまで上昇するが、C方向のそれは40%程度まで大幅に劣化する例も見られる。L方向については、仕上温度による影響は小さい。

また、Fig. 5は深絞り特性とその異方性について、焼鈍処理後の鋼板の $\bar{r}$ 値および $\Delta r$ 値に及ぼす最終圧延温度の影響を示す。なお、 $\bar{r}$ 値および $\Delta r$ 値は以下の式で求めた。

$$\bar{r} \text{ 値} = (r_L + r_C + 2r_D) / 4 \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta r \text{ 値} = (r_L + r_C - 2r_D) / 2 \dots\dots\dots (2)$$

$r$ 値は、引張試験と同様、L方向、D方向、C方向の3方向

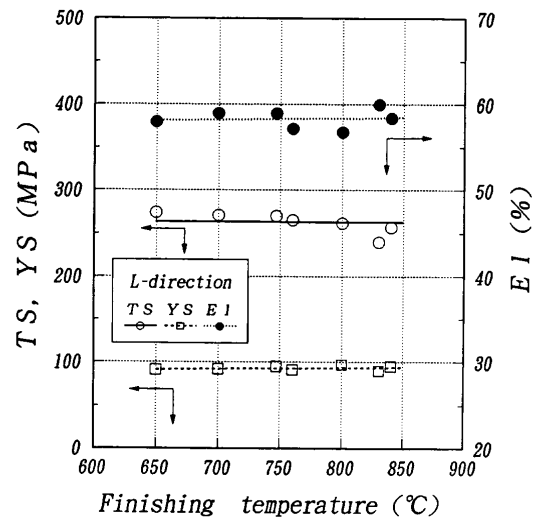


Fig. 3. Influence of finishing temperature on the strength and elongation of the steel sheet annealed for 60 min at 750°C.

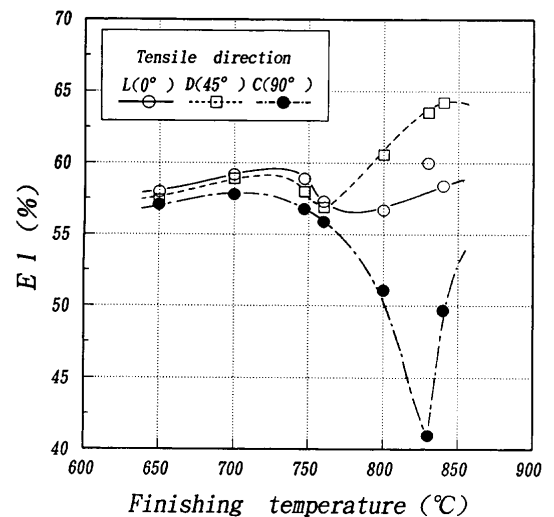


Fig. 4. Influence of finishing temperature on 3-tensile direction elongation of the steel sheet annealed for 60 min at 750°C.

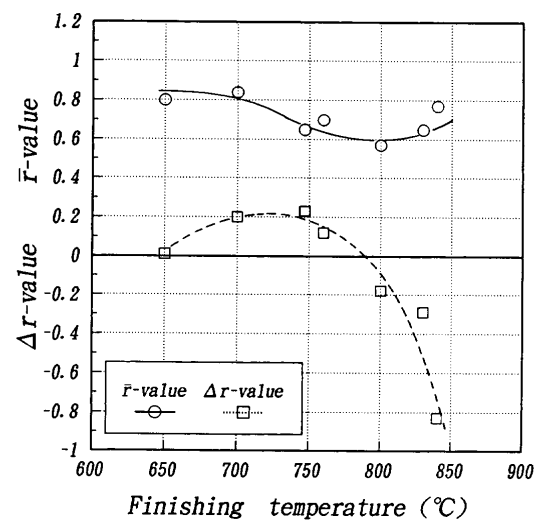


Fig. 5. Influence of finishing temperature on  $\bar{r}$ -value and  $\Delta r$ -value of the steel sheet annealed for 60 min at 750°C.

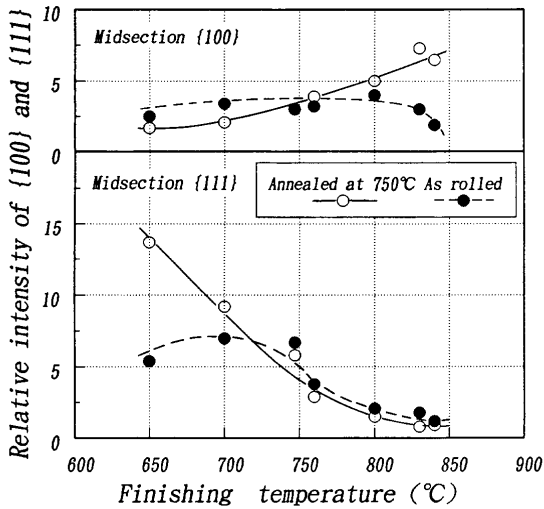


Fig. 6. Influence of finishing temperature on rolling and annealing relative intensities of {100} and {111}.

の引張試験片を用い、15%の引張を行って引張後の幅方向の変化を測定して算出した。

この材料の $r$ 値は0.8~0.6程度であり、絞り性は低い。最終圧延温度の影響は小さいが、750°Cを超えると0.1~0.2程度低くなる。 $\Delta r$ 値は最終圧延温度750°C以下で0~0.2程度であり、異方性は小さいが、750°Cを超えると最終圧延温度が高くなるほど $\Delta r$ 値が低下する。

### 2.3 考察

本実験において、Ti添加極低炭素鋼のフェライト域熱間圧延材の $r$ 値は冷延鋼板よりも低い。 $r$ 値は集合組織と相関がある事が知られているので、板厚中心部について、焼鈍前と焼鈍後の鋼材のX線面強度比を調べた。その結果は、Fig. 6が示すように、最終圧延温度が低くなるほど{100}面強度比は低下し、逆に{111}面強度比は高くなった。特に、最終圧延温度が750°C以下の場合、{111}面強度比は焼鈍前より上昇し、{100}面強度比は若干低下した。従って、{111}面の増加は、最終圧延温度の低下によって変形加工集合組織が形成され、さらに焼鈍によって再結晶集合組織に変化したためと考えられる。このことは、フェライト域の圧延では最終圧延温度が低いほど深絞り性に良好な方位が得られていることを示している。

同じフェライト域でも冷延鋼板の場合には、常温で冷延されるため、ひずみの解放は進まず、冷延率の増加とともにひずみエネルギーが蓄積され、深絞り性や異方性などの材質特性は、向上する。また、それらはフェライト結晶粒の方位の違いによっても変わる。Ti添加極低炭素鋼を冷延率を変えて冷延し、その冷延ままの強度を調べた例をFig. 7に示す。冷延率と冷延による強度上昇量（以下 $\Delta TS$  (C)とする）とはほぼ直線関係にあり、その傾きから、冷延率1%あたり約4.2 MPaの割合で強度が上昇する。この強度変化をひずみエネルギーに置き換えられるとすれば、フェライト域圧延材の強度変化からひずみエネルギーを推定でき

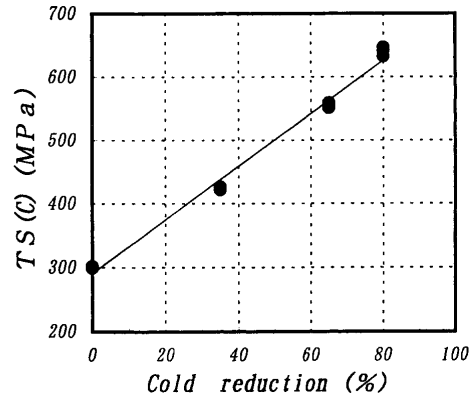


Fig. 7. Relationship between TS and cold reduction of Ti-bearing extra low carbon steel sheet.

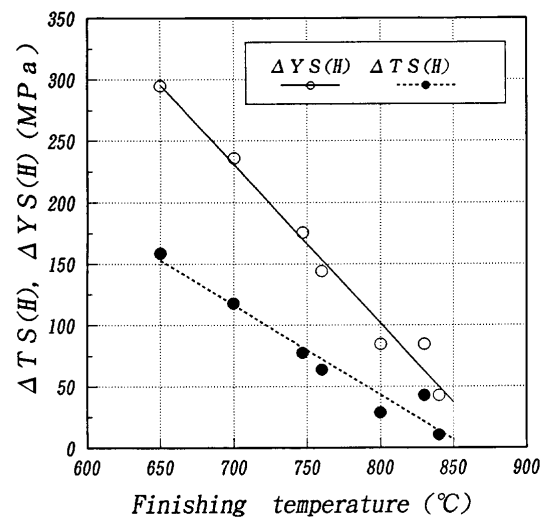
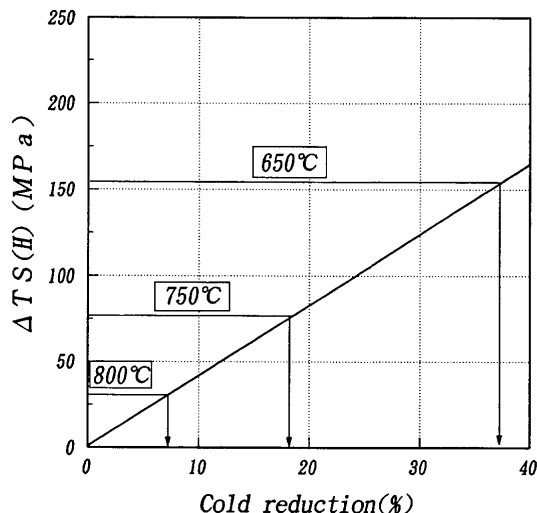


Fig. 8. Relationship between  $\Delta TS$  (H),  $\Delta YS$  (H) and finishing temperature.

る。

オーステナイトからフェライトへ変態した組織を熱間圧延する場合には、冷延の場合と異なり熱延時、あるいは圧延後に回復や再結晶によってひずみが解放される。しかし、ひずみの一部が残留することによって加工硬化が進み、その残留ひずみの分だけ強度が上昇するとすれば、熱延ままの鋼材の強度と、その材料をさらに750°Cで熱処理した鋼材の強度との差（以下 $\Delta TS$  (H)とする）が実質ひずみエネルギーに相当すると考えられる。本実験材は、圧延後無注水巻取により多くのひずみエネルギーが解放されているが、Fig. 1のように加工組織が観察されているため、この状態での鋼材の実質ひずみエネルギーを求め、相当冷延率を推定した。 $\Delta TS$  (H)と仕上温度との関係をFig. 2とFig. 3とから求めると、Fig. 8が得られる。 $\Delta TS$  (H)は最終圧延温度の低下に伴って直線的に増加する。Fig. 7から得られる $\Delta TS$  (C)と冷延率との関係から、Fig. 8から求められる $\Delta TS$  (H)が $\Delta TS$  (C)に等しいものとして、フェライト域圧延材の相当冷延率を推定するとFig. 9のようになり、最終圧延温度650°Cで37%、750°Cで18%、800°Cで7%に相当す



ΔTS(H): The difference of TS between as-rolled and annealed at finishing temperature.

Fig. 9. Relationship between ΔTS(H) and cold reduction.

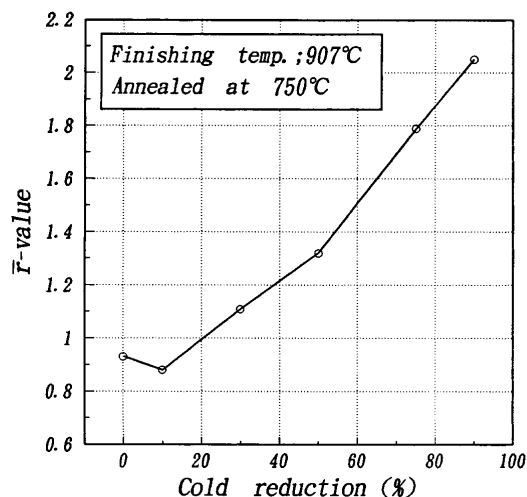


Fig. 10. Influence of cold reduction on  $\bar{r}$ -value of the steel sheet.

ることになる。この値は、ひずみ解放が進んだ無注水巻取材の結果であり、最終圧延温度における変形加工集合組織形成時のひずみエネルギーとしては過小評価されており、市販されている冷延鋼板の冷延率と比べるとかなり低い。

冷延率が低いと、加熱処理により再結晶しても $\bar{r}$ 値は高くない事が知られている。Fig.10は、オーステナイト域で仕上げ圧延を終了したTi添加極低炭素鋼を各冷延率で冷延した後、750°Cで焼鈍し、再結晶を促進させた場合の鋼板の $\bar{r}$ 値を調べた結果である。これによると、 $\bar{r}$ 値は冷延率20%で1.0、40%で1.2程度である。この値はFig. 5に示した本実験における焼鈍処理後の $\bar{r}$ 値と比較してまだ高い。

瀬沼らは、Ti添加極低炭素鋼をフェライト域で熱間潤滑圧延する事により1.5以上の $\bar{r}$ 値を持つ熱延鋼板を得ており<sup>4)</sup>、この値は、Fig.10によると、60%程度の冷延率を与

Table 4. Change of  $\bar{r}$ -value by surface shaving.

	$r_t$ (0°)	$r_s$ (45°)	$r_c$ (90°)	$\bar{r}$ -value
Before shaving	0.57	0.78	1.02	0.79
After shaving	0.98	1.03	1.52	1.14

Table 5. Chemical composition of specimen.

No	(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	N
B	0.0032	0.018	0.22	0.013	0.006	0.053	0.058	0.0019

えた事に相当する。このような高い $\bar{r}$ 値が得られた理由は、フェライト域圧延により深絞り性を高める{111}面強度が増加し、さらに潤滑によって表層の剪断層を減少することで $\bar{r}$ 値の向上を阻害する{110}面強度比が低下し、全厚で{111}面強度比が高まったためと思われる。本実験は、無潤滑で熱間圧延を行うものであるから、潤滑の効果はなく $\bar{r}$ 値は低く、表層に形成された{110}面の影響を受けている。そこで、最終圧延温度650°Cの熱延鋼板に、焼鈍処理を施し、その表層を表裏1mmずつ切削によって取り去り、さらに化学研磨を行って、 $\bar{r}$ 値を測定した。その結果をTable 4に示す。 $\bar{r}$ 値は0.3ポイントほど上昇し、1.14となった。これは、Fig.10における最終圧延温度650°Cでの相当冷延率37%で得られる $\bar{r}$ 値1.17にほぼ合致する。表層の影響を合わせて考えると、Fig. 9による冷延率評価は、妥当であると思われる。

以上の結果から、本実験のフェライト域圧延材が再結晶したにもかかわらず $\bar{r}$ 値が低かったのは、表層の剪断層の存在と、再結晶時のひずみエネルギーの蓄積とが低かった事に起因していると考えられる。

### 3. 後段大圧下圧延の影響

#### 3.1 実験方法

2章では、Ti添加極低炭素鋼を800°C以上の高温フェライト域において通常の圧下スケジュールで圧延しても、フェライトが再結晶するのに必要なひずみエネルギーが小さいために、良好な $\bar{r}$ 値が得られないことを示した。しかし、低炭素Al-K鋼板では、前報<sup>6)</sup>で報告したように、 $Ar_3$ 変態点近傍の後段大圧下圧延によって高 $\bar{r}$ 値熱延鋼板が得られた。Ti添加極低炭素鋼板でも後段大圧下圧延によって、圧延終了時のひずみエネルギーを増せばオーステナイトが動的再結晶をおこし、フェライト変態後の、加工特性を向上できる可能性がある。

そこで、確認実験のため、Table 5に示す鋼材Bを250mmから粗圧延して厚み30mm、40mmおよび60mmの圧延実験素材を準備した。

実験1では、負荷配分が材質に及ぼす影響を調べた。Table 6に示すように、条件(a), (b), (c), (d)は、後段3パス分

Table 6. Schedule of laboratory rolling. (test 1)

Final 3-pass reduction (%)	Pass schedule of rolling (thickness:mm)						
	1	2	3	4	5	6	7
(a) 10-55-55	40.0	18.0	10.8	6.5	5.8	2.6	1.2
(b) 36-36-55	40.0	18.0	10.8	6.5	4.2	2.7	1.2
(c) 55-36-36	40.0	18.0	10.8	6.5	2.9	1.9	1.2
(d) 55-55-10	40.0	18.0	10.8	6.5	2.9	1.3	1.2
(e) 55-55-55	40.0	36.0	21.6	13.0	5.8	2.6	1.2
Rolling speed (m/min)	60	60	105	170	90	170	170

Table 7. Schedule of laboratory rolling. (test 2)

Final 3-pass reduction (%)	Pass schedule of rolling (thickness:mm)						
	1	2	3	4	5	6	7
(f) 55-55-55	*	(36.0)	21.6	13.0	5.8	2.6	1.2
(g) 50-50-50	*	27.0	16.2	9.7	4.8	2.4	1.2
(h) 40-40-40	(34.2)	15.4	9.2	5.5	3.3	2.0	1.2
(i) 30-30-30	21.6	9.7	5.8	3.5	2.4	1.7	1.2
Rolling speed (m/min)	60	60	105	170	90	170	170

\* :Reduction free of all.

(:):Reduction free of 30mm thickness sample.

の圧下量を6.5mmから1.2mmまでに揃え、その中で負荷配分を変え、大圧下が前半の場合および後半の場合について4水準の圧延実験を行った。これに、条件(e)の後段3パスがすべて大圧下である場合を比較として加えた。

実験1では、オーステナイトの動的再結晶の活用を目的としているので、Ti炭化物を析出させるための低温加熱の必要はない。むしろ最終圧延温度を変態点近傍に保つ必要があるため、加熱温度は高い方が望ましいので、加熱温度を1250°Cにした。最終圧延温度の実績は、840~910°Cになった。また、後段大圧下材は圧延後750°Cで焼鈍を行うとフェライト粒が粗大化するため、実験では圧延終了後650°Cで60min間、加熱炉に挿入して巻取相当処理とした。

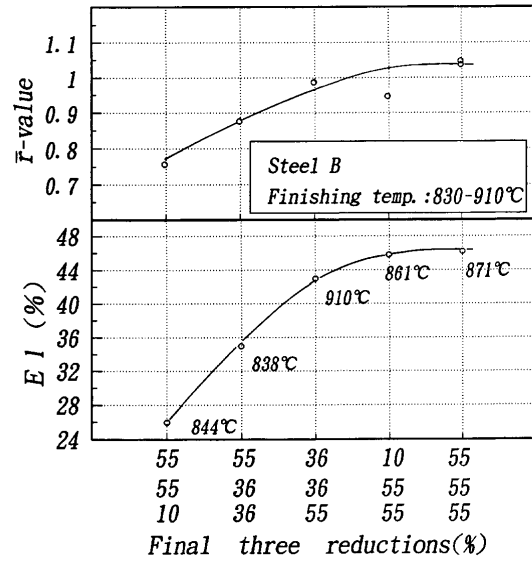
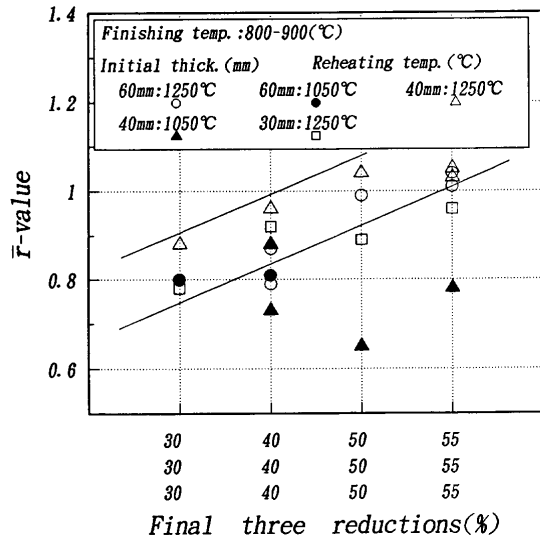
実験2は、後段3パスの負荷程度を変えると同時に初期厚も変え、合計圧下率の影響を調べた。Table 7に示す条件で圧延実験を行い圧延後は実験1と同じ熱処理を行った。また、この実験では加熱温度を1050°C、1250°Cに変えてその影響を調べた。

いずれも実験終了後、試験用サンプルを切り出し、引張試験、および $\bar{r}$ 値の測定を行った。

### 3.2 実験結果

#### (1) 実験1 (負荷配分の効果)

Fig.11は、圧下配分が伸びおよび $\bar{r}$ 値に及ぼす影響を示す。伸び、 $\bar{r}$ 値とも後段に圧下が集中するほど高くなる傾向がみられ、 $\bar{r}$ 値は最終段圧下が55%になればほぼ1.0となる。したがって、後段の合計圧下率が同一である場合、最終段に圧下を集中させる事で、伸び、 $\bar{r}$ 値がいずれも向上し、加工性がよくなる事が判明した。ただし、後段圧下率が低いと、最終仕上温度も低下して、850°C以下になって

Fig. 11. Effect of the three reductions elongation and  $\bar{r}$ -value.Fig. 12. Effect of final three and total reduction on  $\bar{r}$ -value.

いる。この場合は2章の条件に近く、高温フェライト域の圧延となり、ひずみエネルギーが不足しているのが $\bar{r}$ 値低下の原因であり、同時に熱処理を低めの650°Cにしたことが伸びの低下の原因であったと考えられる。

#### (2) 実験2 (後段圧下率の影響)

Fig.12は後段3パスの圧下率と $\bar{r}$ 値との関係を示す。圧下率が高くなるほど $\bar{r}$ 値は向上し、後段3パスのいずれもが50%以上の場合、 $\bar{r}$ 値はほぼ1.0となる。負荷配分が大きくなるほど $\bar{r}$ 値が向上する傾向はFig.11と同じである。また、加熱温度が低い場合には $\bar{r}$ 値の向上は認められなかった。

### 3.3 考察

Fig. 5で示したように、Ti添加極低炭素鋼を860°C程度の仕上圧延温度で、通常の圧延を行うと $\bar{r}$ 値は低かった。しかし、実験室での圧延実験1, 2から、 $A_{r3}$ 変態点近傍に

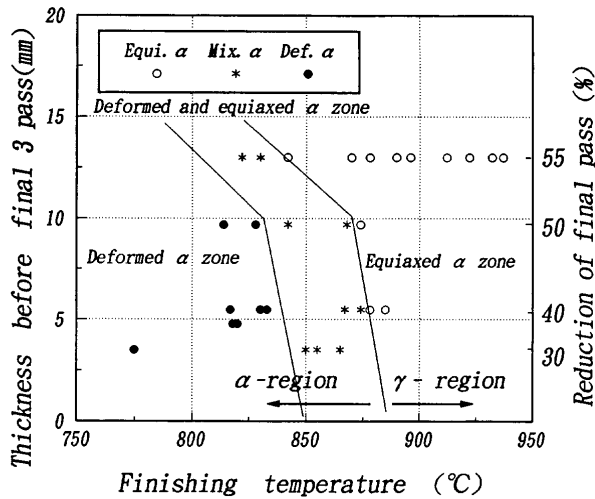


Fig. 13. Influence of finishing temperature and reduction of final pass on ferrite ( $\alpha$ ) conditions.

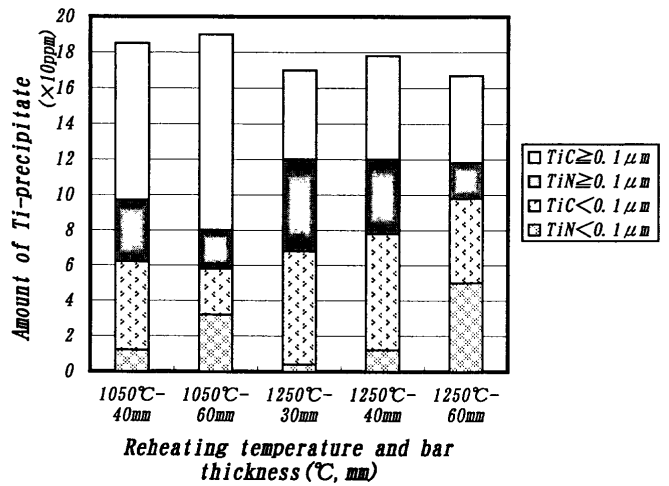


Fig. 15. Influence of reheating temperature and bar thickness on amount of Ti-precipitate.

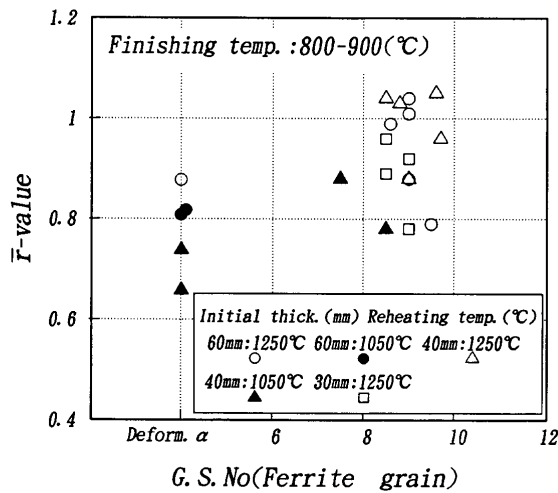


Fig. 14. Influence of G.S.No on  $\bar{r}$ -value.

において後段大圧下圧延を行う事で $\bar{r}$ 値が向上することが確認された。そこで、Fig.13に巻取相当処理前の材料組織に及ぼす最終圧延温度と圧下率との影響を調べ、差異を整理した。最終圧延温度が低い場合、加工組織が残存するが、圧下率が高いと等軸フェライト粒が増えてくる。圧下率が低い場合、880°C以下では加工フェライトが残存するが、後段圧下率が55%の場合は840°C程度でも等軸フェライトが得られる。高 $\bar{r}$ 値特性を得るためには、この組織が重要であり、ここに大圧下圧延の効果が現れている。

Fig.14は $\bar{r}$ 値とフェライト組織状態との関係を示す。等軸フェライトの中でも $\bar{r}$ 値が1.0を超えるのは1250°C加熱材の結晶粒度8~10番である細粒の場合のみである。加熱温度1050°Cの材料は加工組織あるいは1250°C加熱材より結晶粒は大きかった。加熱温度とフェライト粒径の関係をj知るために、これらの材料のTiの状態分析(TiC, TiN)をヨウ素メタノールで溶解し、吸光光度法によって行い、析出物サイズ0.1  $\mu\text{m}$ 以上と0.1  $\mu\text{m}$ 未満とに振り分けた。その結果をFig.15に示す。加熱温度の影響が明確に現れている

のはTiCであり、1250°C加熱材は1050°C加熱材に比べ、0.1  $\mu\text{m}$ 未満の微小析出物量(TiC+TiN)が多く、オーステナイト結晶粒成長の抑制力が強くなり、粒径が小さくなったと考えられる。

筆者らは、前報で低炭素Al-K鋼を用いて、 $A_{r3}$ 変態点近傍後段大圧下圧延では、結晶粒が微細になるため動的再結晶を起こしやすく、フェライトの結晶方位がランダムになって $\bar{r}$ 値1.0程度が得られることを報告した。本実験材は極低炭素鋼であり、前報の材料よりオーステナイト粒径は粗大化しやすいと考えられるが、1250°C加熱材の場合は、微細なTi析出物によりオーステナイトが細粒化していると考えられ、後段大圧下圧延によって前報と同様の作用が起こり、 $\bar{r}$ 値が向上したと推察される。

#### 4. 結言

Ti添加極低炭素熱延鋼板の材質に及ぼす仕上温度および後段大圧下圧延の影響を調査し、次の知見を得た。

(1) 熱延まま材では、仕上温度が840°C以下で伸びは低下する。この材料の熱処理材は、仕上温度にかかわらず58%の高い伸び値となる。また、仕上温度750°C以下では、異方性も小さい。

(2) 強度差による比較から、650°Cで仕上圧延した材料は、冷延率約37%相当の実質ひずみエネルギーを有している。

(3) 仕上温度650°Cの熱処理材の $\bar{r}$ 値は0.8であるが、これを表層研削して測定すると、1.14まで向上した。この値は、冷延率37%の鋼材の $\bar{r}$ 値(1.17)とほぼ同一である。この結果から、フェライト域圧延材の $\bar{r}$ 値が低いのは、表層剪断層の影響が大きいことが確認された。

(4) Ti添加極低炭素鋼において1250°C加熱材では、 $A_{r3}$ 変態点近傍後段大圧下圧延により、 $\bar{r}$ 値1.0程度が得られた。1250°C加熱材は、極低炭素鋼にもかかわらず、微

小な (TiC+TiN) 析出物によりオーステナイト粒が細粒化し、後段大圧下圧延によって動的再結晶し易くなって、フェライトの結晶方位がランダム化したためと考えられる。

## 文 献

- 1) K. Sakata, K. Hashiguchi, S. Okano, T. Higashino, M. Inoue and S. Sato: *Kawasaki Steel Giho*, **19** (1987), 189.
- 2) H. Tanaka, Y. Ogura, K. Yoshioka, T. Hirose, H. Yamana and M. Sako: *Nippon Kokan Tech. Rep.*, No.114 (1986), 1.
- 3) T. Shimomura, H. Mitsuji, T. Ohkita, K. Araki K. Watanabe and T. Kusaka: *Nippon Kokan Tech. Rep.*, No.105 (1984), 62.
- 4) T. Senuma, H. Yada, Y. Matsumura and K. Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 1598.
- 5) S. Hashimoto and T. Yakushiji: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1617.
- 6) T. Nakamura, K. Esaka and M. Nakamura: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 524.
- 7) 吉永直樹, 潮田造作, 赤松 聡, 秋末 治: 極低炭素鋼板の金属学, 基礎研究会極低炭素鋼板研究部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1993), 23.