

論 文

UDC 669.141.24-122-415 : 621.979.011 : 669.787

冷延鋼板のプレス成形特性値におよぼす酸素量の効果*

武 智 弘**・増 井 浩 昭***

The Effect of Oxygen Content on the Mechanical Properties of Low Carbon Steel Sheets

Hiroshi TAKECHI and Hiroaki MASUI

Synopsis:

The effect of oxygen content on the mechanical properties and grain size has been examined in both the pure iron base and a low carbon rimmed steel base.

The following results were obtained.

(1) In the pure iron base, the plastic strain ratio depends largely on the oxygen content. The plastic strain ratio decreases remarkably above about 0.02 percent of oxygen. The mechanism is explained with relation to the nucleation of recrystallized grain and the grain growth. In both 68% and 80% cold rolled sheets, the recrystallized grains with the orientation of {110}[001] grow in the sample of above about 0.02 percent of oxygen, and in 90% cold rolled sheets the grains with the orientation of {411}[148] which decrease the plastic strain ratio of sheets nucleate and grow in the matrix with {100}[011] orientation of as-cold rolled sheets in the sample of above about 0.02 percent of oxygen.

(2) The effects of oxygen contents on the strength and the elongation depend mainly on the grain size. This is easily understood by considering the very small solubility of oxygen into ferrite at room temperature.

(3) With the increase of oxygen contents, the strength and the elongation do not change largely in the pure iron base, whereas the strength increases and the elongation decreases in the low carbon rimmed steel base. This is explained well by the increase of the grain size number with the increase of oxygen contents in the low carbon rimmed steel base.

(4) The reason why the samples of high oxygen contents have fine grain size in the low carbon rimmed steel base is that fine precipitates interrupt the growth of fine grains which nucleated around the oxides. This precipitate is identified as β -MnS by transmission electron microscopy.

(Received Nov. 17, 1973)

1. 緒 言

軟鋼板の諸特性（降伏点，引張強さ，破断伸び， n 値， r 値，結晶粒度）におよぼすO量の効果は重要であり，事実多くの実験結果^{1)~11)}があるにもかかわらず，いまだに十分明らかにされていないように思われる．たとえばO量が増加すると破断伸びが劣化するとか，粒度が増加するなど多くの経験的法則より立証されている重要な事実が知られているが，その冶金学的機構は必ずしも十分説明されているとはいえない．

そこで，軟鋼板へのO量の効果を明りように表わすために，純鉄成分系およびリムド鋼成分系の2種類の軟鋼においてそれぞれO量を変化させて，プレス成形性を表

わす諸特性におよぼすO量の効果とその冶金学的機構について調べてみた．ただし本実験においては再結晶集合組織に大きな効果をもつと予想されるCの影響を考慮して，リムド鋼成分系のC量を純鉄成分系にあわせて0.01%未満の極低C材を使用した．

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材は昭和電工製の電解鉄を基材として，100 kg

* 昭和46年10月本会講演大会にて発表
昭和47年11月17日受付

** 新日本製鉄(株)君津製鉄所 工博

*** 新日本製鉄(株)君津製鉄所

Table 1. Chemical analysis of samples.

Sample		Chemical analysis (wt%)								
		C	Si	Mn	P	S	sol. N	insol. N	Cu	O
Pure iron base+O	P 1	0.004	0.0012	0.01	0.004	0.006	0.0025	0.0015	0.006	0.009
	P 2	0.003	0.0012	0.01	0.004	0.006	0.0028	0.0014	0.004	0.010
	P 3	0.003	0.0012	0.01	0.004	0.007	0.0027	0.0008	0.004	0.021
	P 4	0.003	0.0013	0.01	0.005	0.007	0.0031	0.0012	0.006	0.046
	P 5	0.003	0.0012	0.01	0.005	0.007	0.0030	0.0010	0.004	0.048
	P 6	0.003	0.0013	0.01	0.003	0.007	0.0030	0.0010	0.005	0.063
	P 7	0.004	0.0013	0.01	0.003	0.006	0.0030	0.0011	0.005	0.068
Low carbon rimmed steel base+O	R 1	0.005	0.015	0.30	0.006	0.028	0.0026	Tr.	0.050	0.010
	R 2	0.006	0.015	0.31	0.004	0.025	0.0026	Tr.	0.050	0.010
	R 3	0.004	0.015	0.31	0.004	0.026	0.0028	0.0014	0.047	0.016
	R 4	0.006	0.015	0.31	0.004	0.026	0.0032	Tr.	0.047	0.017
	R 5	0.006	0.010	0.29	0.004	0.026	0.0033	0.0006	0.045	0.030
	R 6	0.005	0.017	0.30	0.004	0.026	0.0031	0.0006	0.050	0.033
	R 7	0.008	0.010	0.28	0.005	0.029	0.0030	0.0010	0.040	0.041
	R 8	0.007	0.012	0.29	0.005	0.029	0.0030	0.0011	0.040	0.045

Table 2. ASTM grain size number of the hot band.

Sample		Thickness	2.5 mm	8.0 mm	Sample		Thickness	2.7 mm
Pure iron base	P 1		6.8	4.6	Low carbon rimmed steel base	R 1		8.9
	P 2		5.8	4.7		R 2		8.8
	P 3		5.9	4.4		R 3		8.7
	P 4		5.3	4.7		R 4		8.9
	P 5		5.4	4.8		R 5		8.8
	P 6		5.5	4.5		R 6		8.7
	P 7		5.6	4.9		R 7		8.6
					R 8		8.8	

Baltzer 型真空溶解炉で溶製した。溶製上、他成分（とくにC）の量をなるべく一定にしてO量のみを変えた試料をつくることに努めた。

いずれの成分系においても、低O側ではCによる脱酸を慎重に行ない、一方高O側では酸化第二鉄 (Fe_2O_3) を添加する方法をとった。Table 1に純鉄成分系およびリムド鋼成分系の化学成分を示す。

2.2 実験方法

2.2.1 試料の調整および試験方法

100 kg Baltzer 型真空溶解炉から 50 kg 鋳型に分割注入を行ない、50 kg の鋼塊を作った。

これを $1250^\circ C \times 1hr$ 加熱後、仕上温度 $900^\circ C$ で熱延、空冷を行なった。この熱延板を HCl 酸洗後、純鉄成分系では圧下率 68%、一方リムド鋼成分系では 70% でそれぞれ冷延を行ない、冷延板の板厚を 0.8 mm とした。

この冷延板を加熱速度 $100^\circ C/hr$ で $750^\circ C \times 4hr$ の再結晶焼鈍を行なったのちに炉冷した。この試料についてインストロン引張試験機による引張試験、 r 値測定お

よび粒度測定などを行なった。機械的性質および r 値の平均値は圧延方向から 0° , 45° および 90° の3方向の平均値として求め、たとえば r 値の平均値 \bar{r} は $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ で計算した。

一方、再結晶時の挙動を調べるために、 $300^\circ C \sim 850^\circ C$ の各温度で 30 min の恒温処理を行ない、断面の硬度測定、板面（板厚中心部）の抽出レプリカ法による電子顕微鏡観察およびエッチピット法による光学顕微鏡観察を行なった。なお、この場合に純鉄成分系では板面（板厚中心部）のX線反射強度および {200} 面の透過型ポールフィギュアの測定も行なった。さらに、これらの実験において純鉄成分系の P1 および P5 については圧下率 80% および 90% の冷延材（いずれも最終板厚 0.8 mm）についても同様な方法による検討が行なわれた。

2.2.2 熱延板の粒度

熱延板の粒度（結晶粒度）を Table 2 に示す。

Table 2で熱延板の板厚が 2.5 mm, 2.7 mm および 8.0 mm はおのおの圧下率 68%, 70% および 90% の冷延板の素材である。

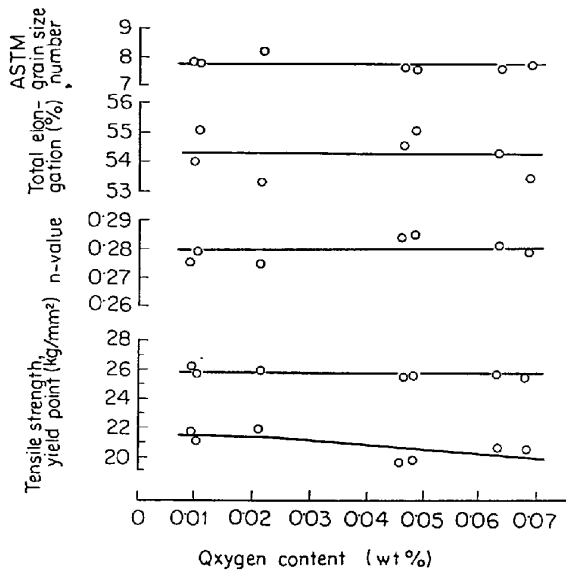


Fig. 1. Relation between mechanical properties and oxygen content in the pure iron base samples cold-rolled 68% and annealed at 750°C for 4hr.

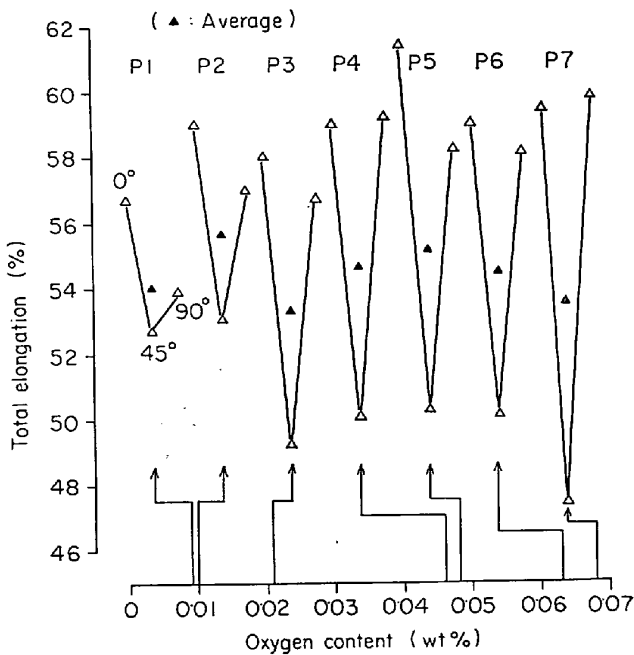


Fig. 2. Effects of oxygen contents on the total elongations in the rolling, diagonal and transverse directions of the pure iron base samples.

3. 実験結果および考察

3.1 純鉄成分系におけるO量の効果

3.1.1 粒度および機械的性質

焼鈍板の粒度および機械的性質とO量との関係をFig. 1に示す。これからつぎのことが言える。

(1) O量が増加しても粒度は変化は小さく、(2) 降伏点は若干低下するが、引張強さはほとんど変化せず、

(3) n 値および破断伸びもほとんど変化しない。これらの結果は、谷岡¹⁾が $C : 0.002 \sim 0.004\%$ 、 $O : 0.002 \sim 0.08\%$ の電解鉄の焼鈍板で得た結果とよく対応しており当試料のように溶解方法の難しい鋼種で機械的性質などの再現性が得られたことは注目される。ただし、面内異

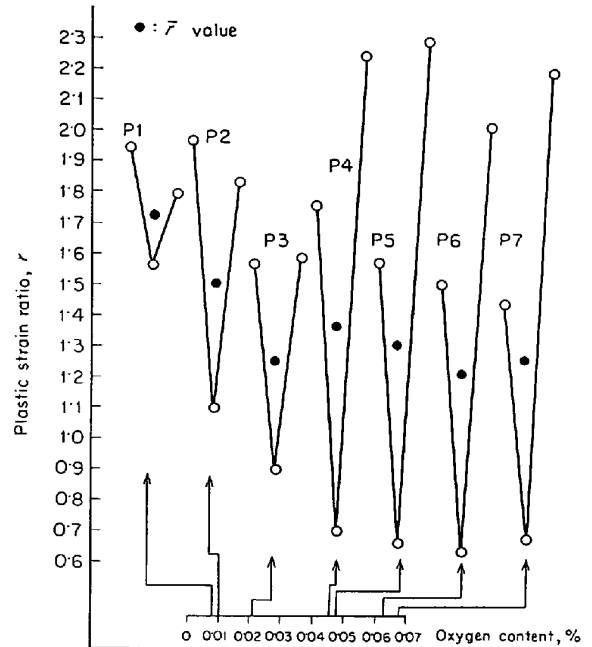


Fig. 3. Relation between the plastic strain ratio and oxygen content in the pure iron base samples cold-rolled 68% and annealed at 750°C for 4hr.

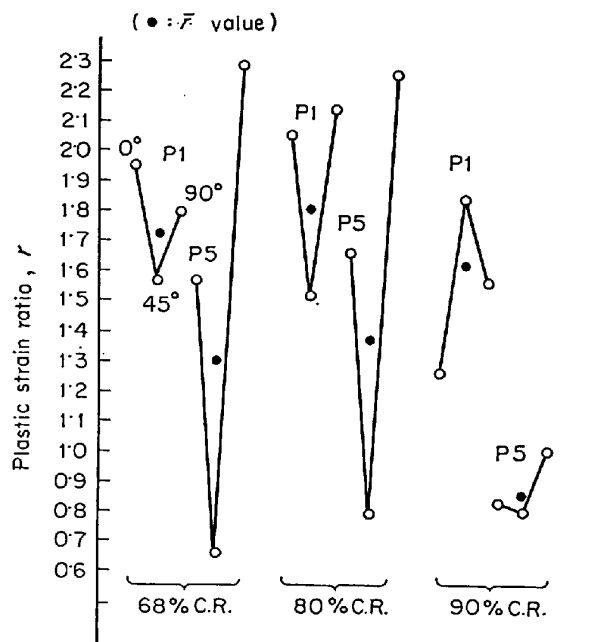
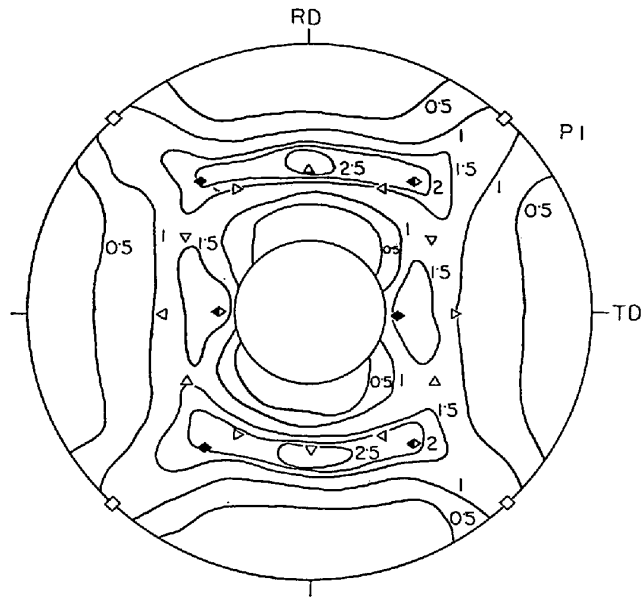
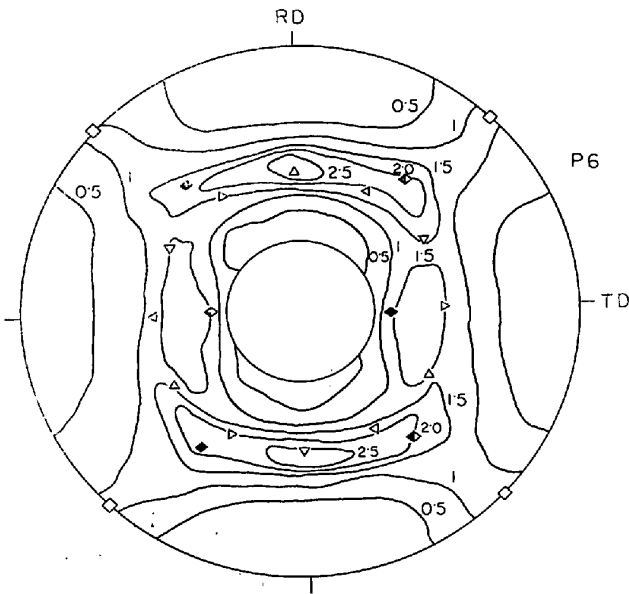


Fig. 4. Relation between the plastic strain ratio and cold-rolling reduction in the pure iron base samples annealed at 750°C for 4hr.



◆ {100} <110> ▲ ▼ {111} <211>
 ◀ ▶ {111} <110> ◆ ◆ {211} <110>



◆ {100} <110> ▲ ▼ {111} <211>
 ◀ ▶ {111} <110> ◆ ◆ {211} <110>

Fig. 5 (I). (200) pole figures of P1 and P6 cold-rolled 68%.

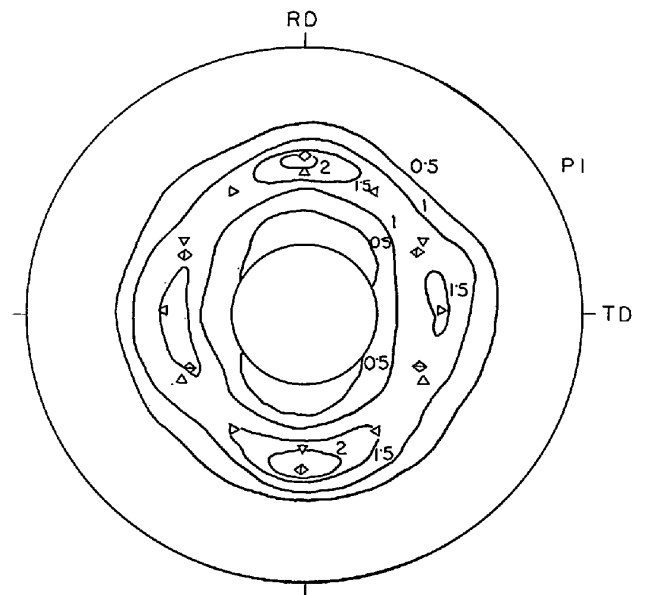
方性の点ではたとえば破断伸びについては Fig. 2 のように O 量により差が認められるが、これは集合組織と対応があると考えられる。

3.1.2 r 値および冷延, 再結晶集合組織

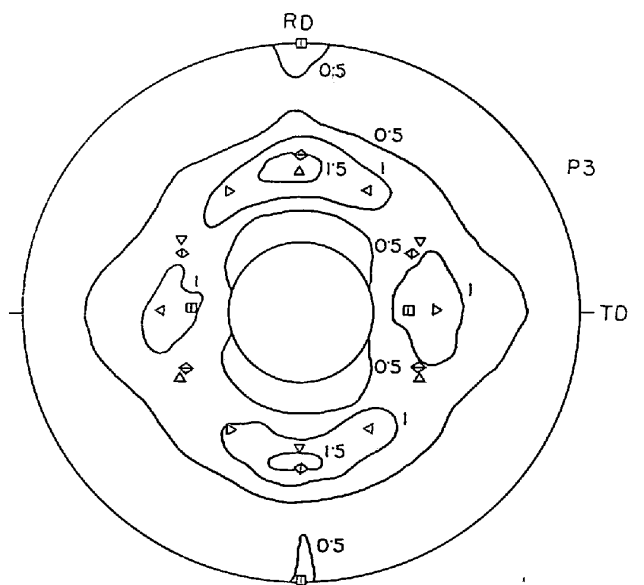
Fig. 3 に O 量と r 値との関係を示す。すなわち、純鉄成分系では O 量が約 0.02% 以下では r 値は高い値を示すが、一方 0.02% 以上では r 値の面内異方性が大きく r 値も低くなる。P1 (O : 0.009%) および P5 (O :

0.048%) の冷延圧下率が 68%, 80% および 90% の場合の r 値を比較して Fig. 4 に示してある。90% では r 値の面内異方性の傾向が変わっているが、r 値の O 量への依存性はやはり顕著に認められる。

Fig. 5 に 68% 冷延材の冷延および再結晶集合組織を示す。冷延集合組織は {100} <110>, {111} <211>, {111} <110> および {211} <110> からなり、O 量によつてさほど変化していない。しかし、再結晶集合組織は O 量によつて変化しており、O 量が約 0.02% 以上では {110} <001>



◀ ▶ {111} <110> ▲ ▼ {111} <112>
 ◆ ◆ {554} <225>



■ {110} <001> ◀ ▶ {111} <110>
 ▲ ▼ {111} <112> ◆ ◆ {554} <225>

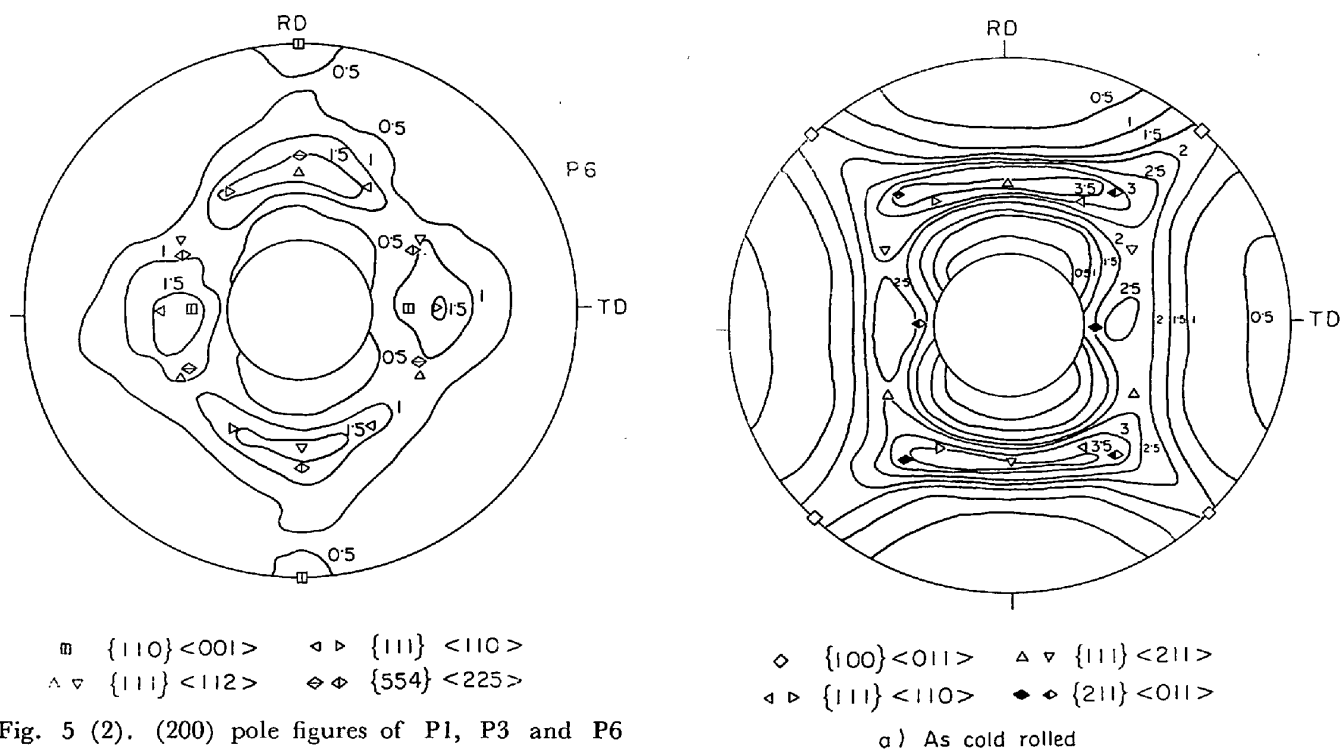


Fig. 5 (2). (200) pole figures of P1, P3 and P6 cold-rolled 68% and annealed at 750°C for 4hr.

の Goss 方位が認められる。また O 量の増加とともに Goss 方位の量が増加するか否かの定量は必ずしも容易ではないが Fig. 9 の {110} 面反射強度では若干その傾向が認められる。このことは Fig. 3 で、O 量の高い試料の r 値の面内異方性が大きいことと対応していると考えられる。

つぎに Fig. 6 および Fig. 7 に 80% および 90% 冷延材の冷延および再結晶集合組織を示す。冷延集合組織は 68% と同様な優先方位であるが、それらがさらに強くなっていることがわかる。ただし、この場合にも冷延集合組織は O 量によつてさほどの変化は認められない。一方、再結晶集合組織は O 量で顕著な変化が認められる。まず 80% 冷延材では O 量の低い P1 が {554}⟨225⟩, {111}⟨112⟩ および {111}⟨110⟩ の優先方位が認められるのに対して、O 量の高い P5 ではそれらの方位以外に、68%冷延材と同様に Goss 方位が認められる。また、90%冷延材では P1 および P5 とともに {554}⟨225⟩ および {111}⟨112⟩ の優先方位が一段と強くなるが、P5 ではそれら以外に {411}⟨148⟩ の方位が認められていることが特徴である。これらの再結晶集合組織は Fig. 4 に示した。P1 および P5 の r 値の傾向とよく対応していると考えられる。なお、{411}⟨148⟩ 方位が今回の O 量の高いすべての試料に現われるか否かは今後実験を行なつて明らかにしたい。

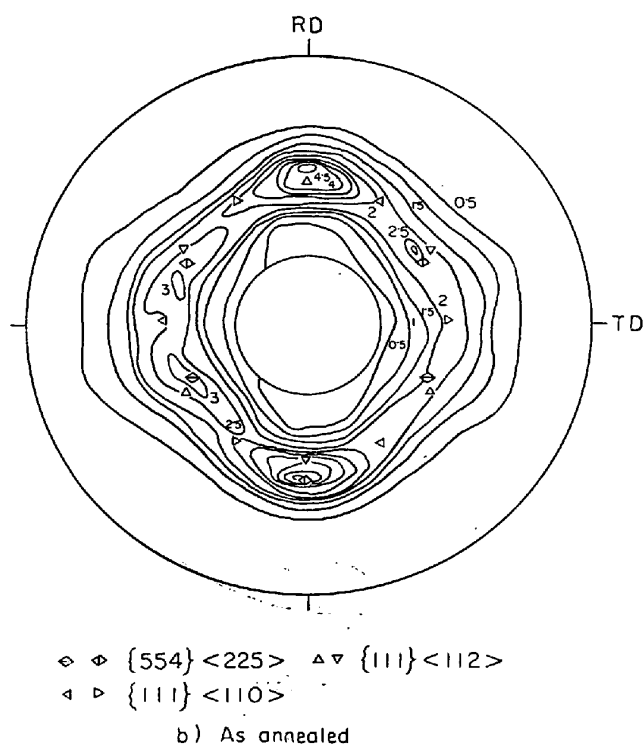


Fig. 6 (1) (200) pole figures of P1 cold rolled 80% and annealed at 750°C for 4hr.

3.1.3 再結晶挙動

以上の結果から、純鉄成分系の焼鈍板の r 値および再結晶集合組織が O 量によつて顕著に変化し、しかもそれは冷延圧下率によつて異なつた変化をすることが明らかとなつた。そこでそれらの試料について再結晶挙動を調

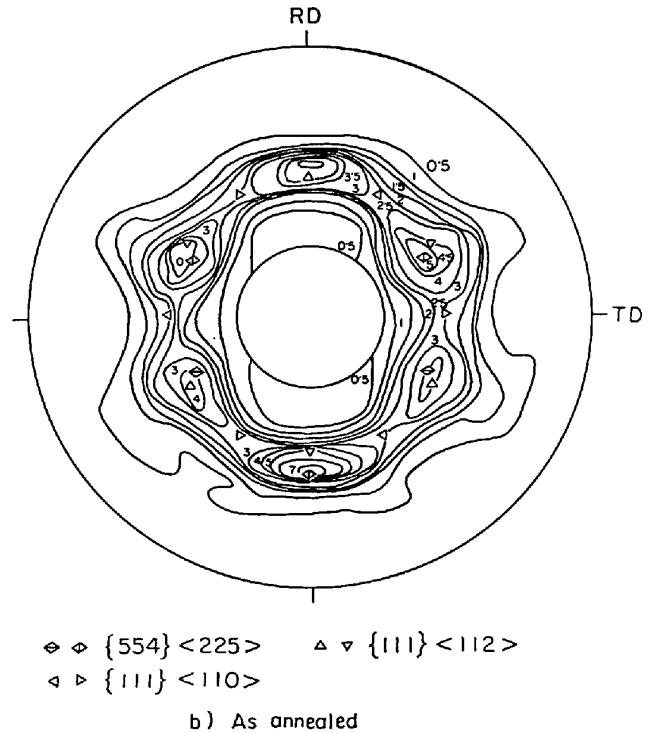
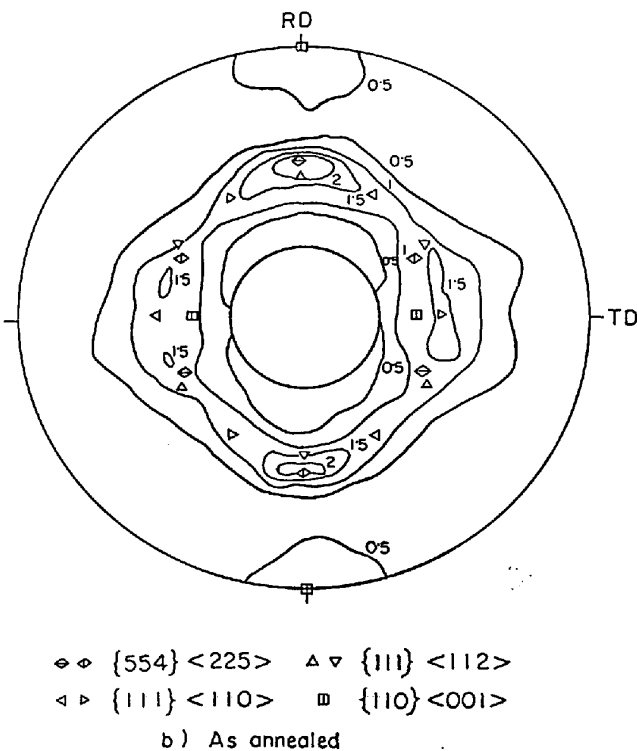
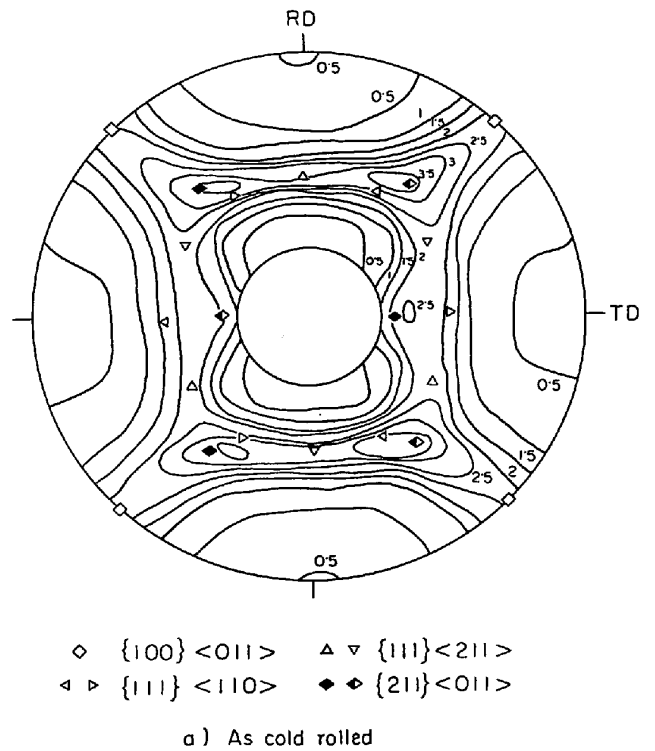
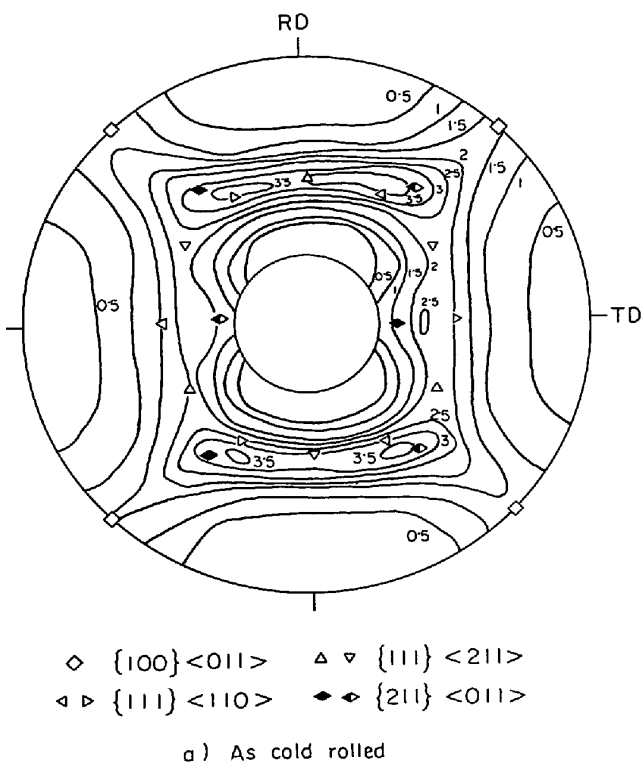


Fig. 6 (2). (200) pole figures of P5 cold rolled 80% and annealed at 750°C for 4hr.

Fig. 7 (1) (200) pole figures of P1 cold rolled 90% and annealed at 750°C for 4hr.

べた。

Fig. 8 に冷延率 68% および 90% 材の回復・再結晶硬度軟化曲線を示す。冷延率によらず O 量の高くなることによつて軟化が促進されていることは明らかである。つぎに Fig. 9 および Fig. 10 に板面の {111}, {332},

{211}, {110}, {200} および {411} 面の X 線反射強度の変化を示す。まず Fig. 9 の 68% 冷延材では, O 量の低い P1 が O 量の高い P3 および P5 に比べて焼鈍温度が増加すると {111} 反射強度が高くなる傾向が大きい。興味深いことは P3 および P5 では焼鈍温度が

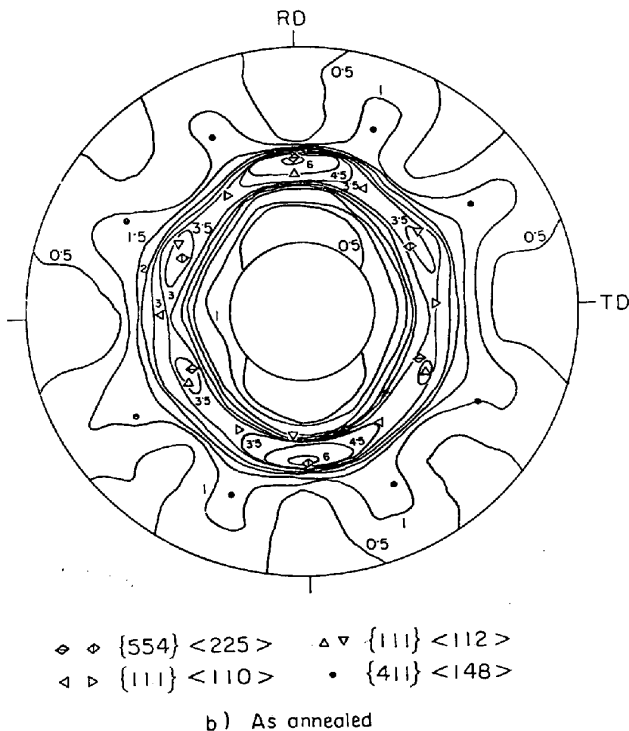
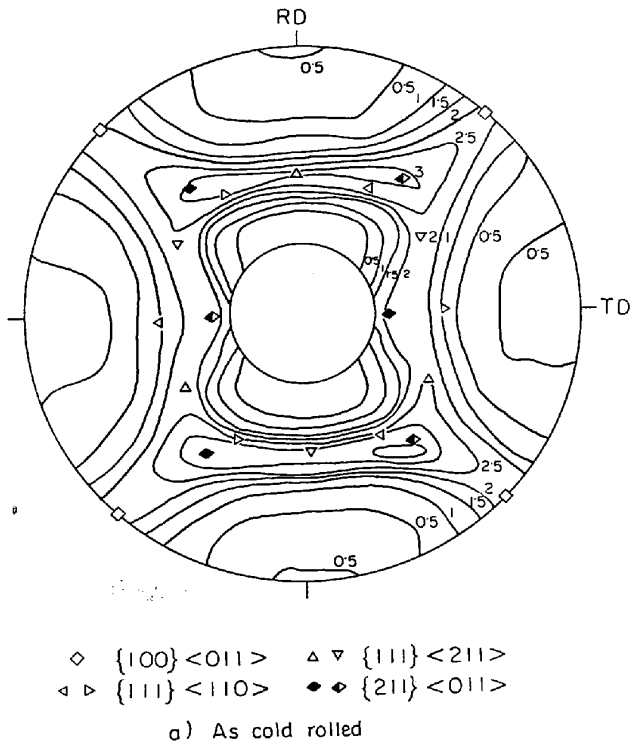


Fig. 7 (2). (200) pole figures of P5 cold rolled 90% and annealed at 750°C for 4hr.

600°C 以上で {110} 反射強度が増加する傾向があるのに、P1 ではそれがほとんどないということである。これはO量が高くなると再結晶集合組織に Goss 方位が生成されるという前記の結果と対応している。つぎに、Fig. 10 の 90% 冷延材においては、P1 および P5 と

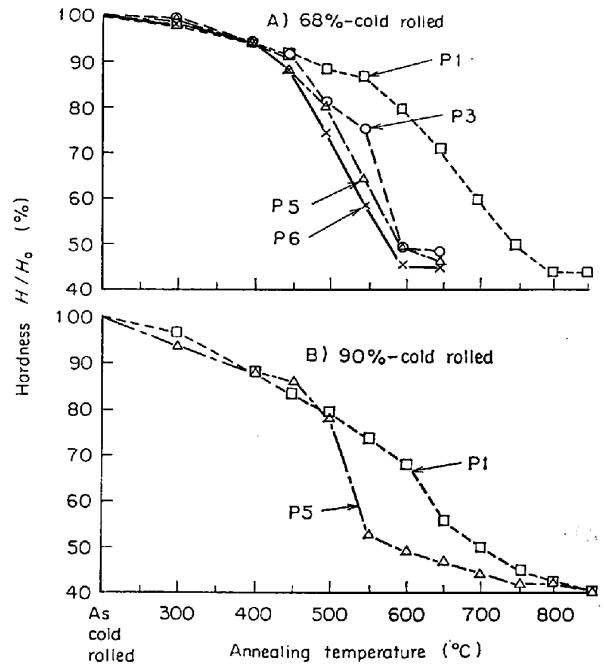
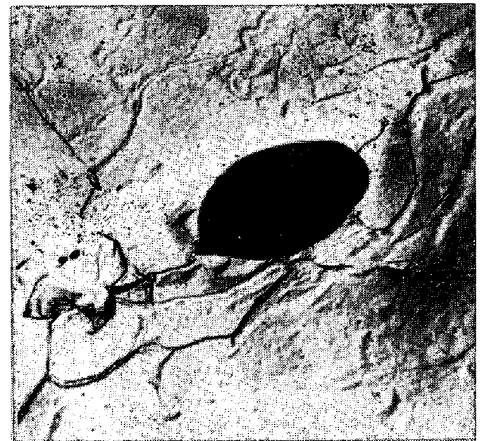


Fig. 8. Hardness changes of the pure iron base samples annealed isochronally for 30 min. (H_0 : hardness of the cold rolled sheet, H : hardness of the annealed sheet)

もに {111} 反射強度は焼鈍温度の増加とともに増加していき、また {110} 反射強度は P5 の方が P1 よりも増加する傾向がやや大きい。また {411} 反射強度も P5 の方が P1 よりも増加の傾向が大きい、これは Fig. 7 の再結晶集合組織とも定性的に対応している。

さて、抽出レプリカ電子顕微鏡観察による oxide の近傍からの核生成の状態を P5 の 68% 冷延後 500°C の焼鈍を行なった試料について示したのが Photo. 1 である。

つぎに Photo. 2 は 90% 冷延を行なった P1 と P5 の各焼鈍温度における再結晶粒の生成および成長の過程



(× 4000)

Photo. 1. Recrystallized grains around oxide of P5 annealed at 500°C for 30 min.

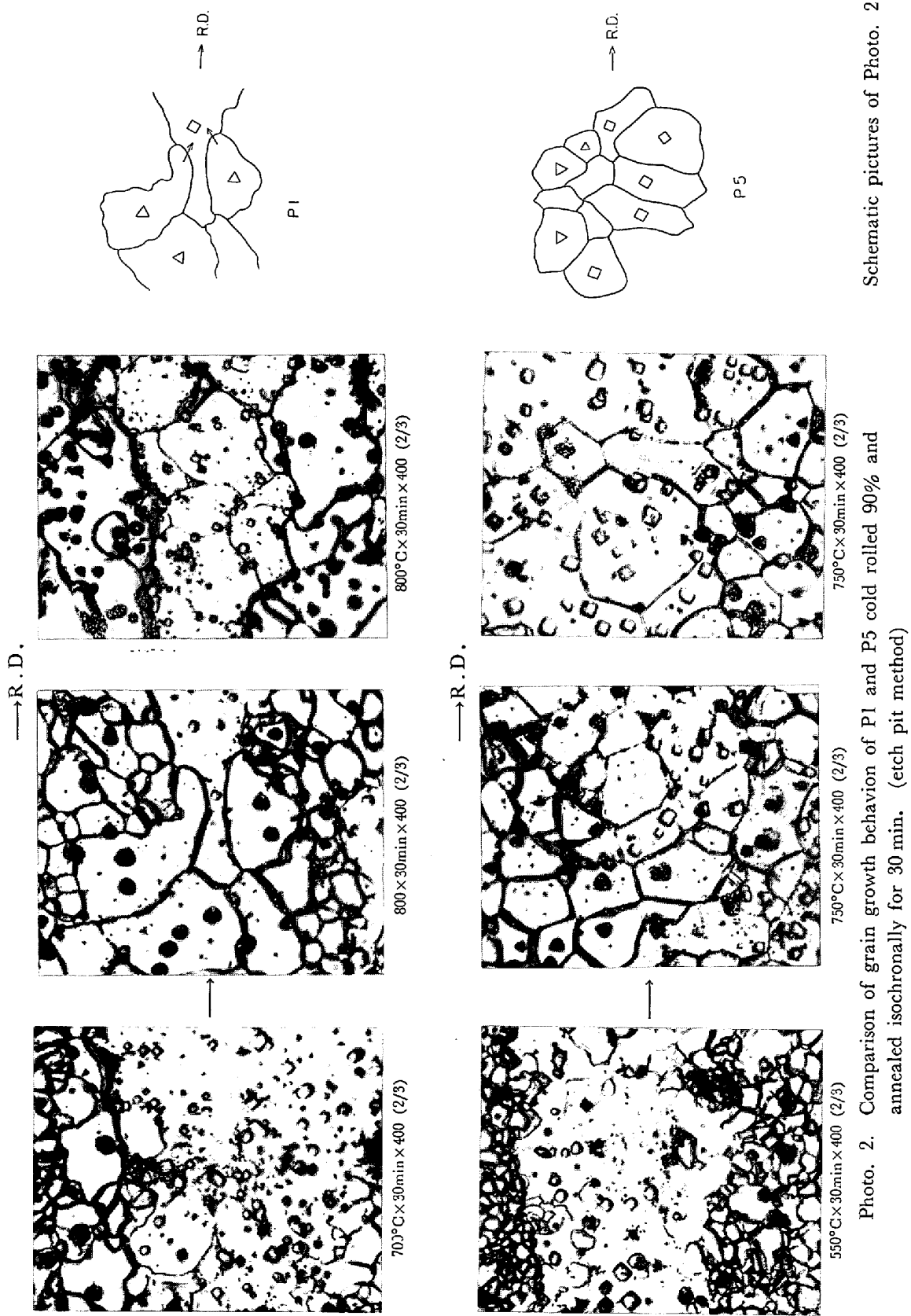


Photo. 2. Comparison of grain growth behavior of P1 and P5 cold rolled 90% and annealed isochronally for 30 min. (etch pit method)

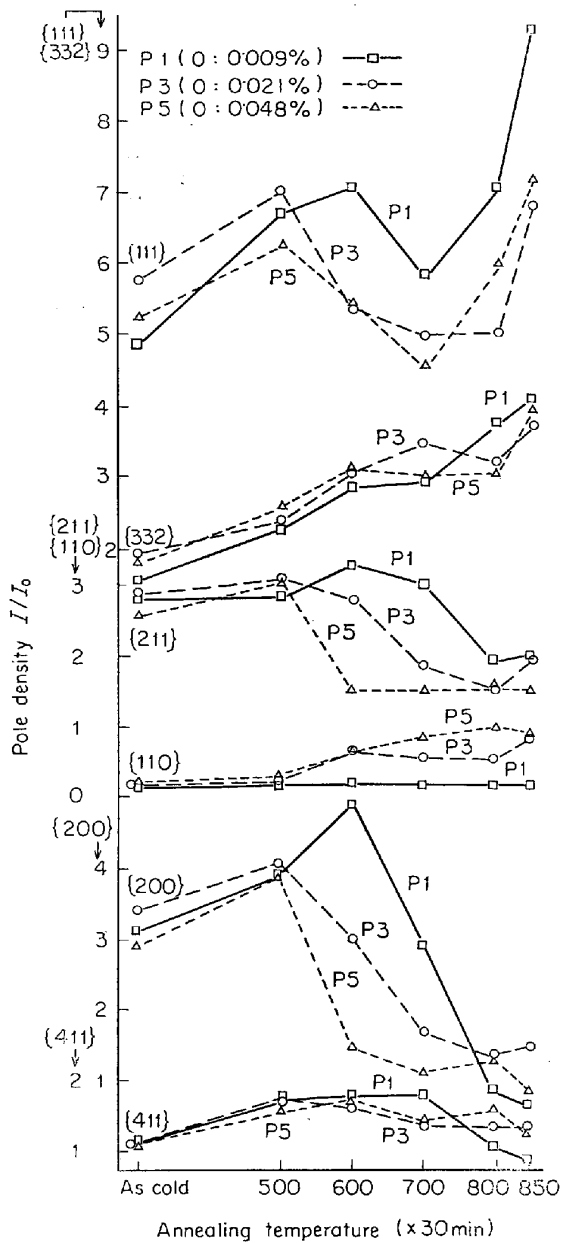


Fig. 9. Change of (111), (332), (211), (110), (200) and (411) pole density of the pure iron base samples cold-rolled 68% and annealed isochronally for 30 min. (I_0 : pole density in random sample)

を示している。すなわち P1 では方位的にランダムな再結晶粒の核生成数が少なく、十分に成長した {111} 面指数系の再結晶粒が回復の遅い {100} <011> 方位のマトリクスや、あるいはその方位から生成した {411} <148> 再結晶粒を食いつぶしていくのが見られる。一方 P5 では種々の方位の再結晶粒の核生成数が多く、とくに {111} 再結晶粒のみが優先成長することもなく再結晶粒は互いに拘束し合つて成長し、{411} <148> 再結晶粒も食い残された状態となる。

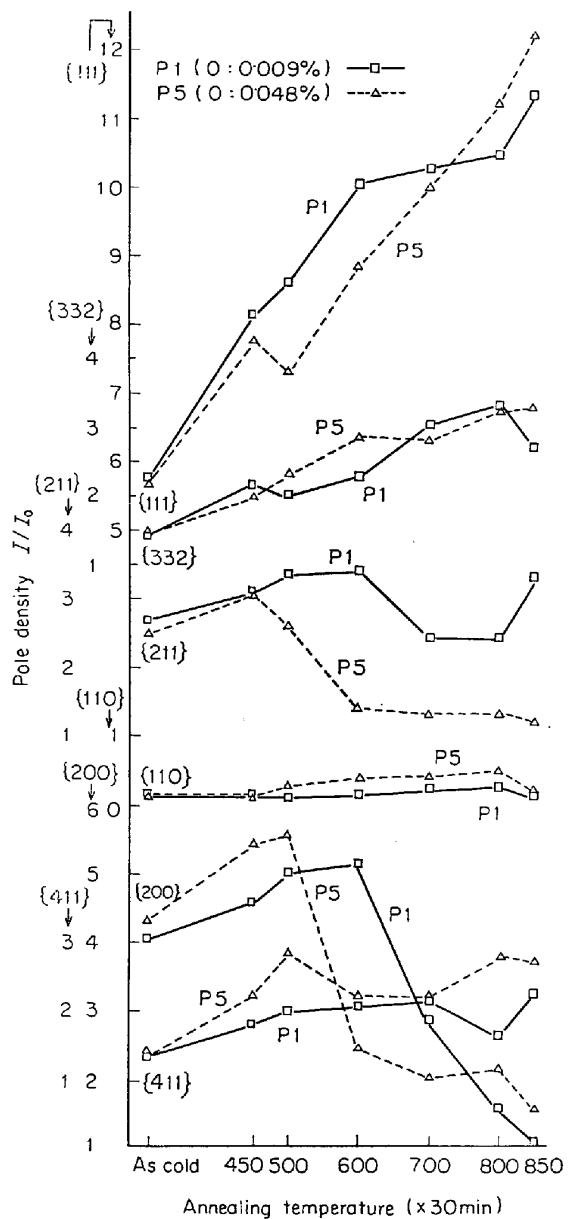


Fig. 10. Change of (111), (332), (211), (110), (200) and (411) pole density of the pure iron base samples cold-rolled 90% and annealed isochronally for 30 min. (*)

なお、この 90% 冷延材においては P5 の方が P1 よりも再結晶粒は若干細粒化しているが r 値の差はそれ以上に大きい。ところで、このような極低碳素鋼で高圧下冷延した場合に {111} 再結晶方位の顕著な増加があることはすでに報告¹²⁾されているが、O 量の高い場合に上記の傾向が阻害されていることは興味深い。

3.2 リムド鋼成分系における O 量の効果

3.2.1 粒度および機械的性質

焼鈍板の粒度および機械的性質と O 量との関係を Fig. 11 に示す。これからリムド鋼成分ではつぎのことが言える。(1) 純鉄成分系と明らかに異なり、O 量の増加と

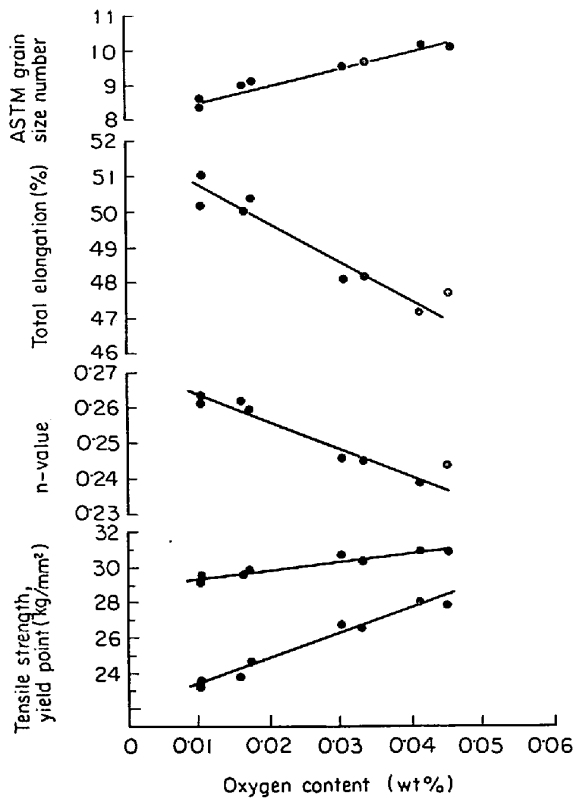


Fig. 11. Relation between mechanical properties and oxygen content in the low carbon rimmed steel base.

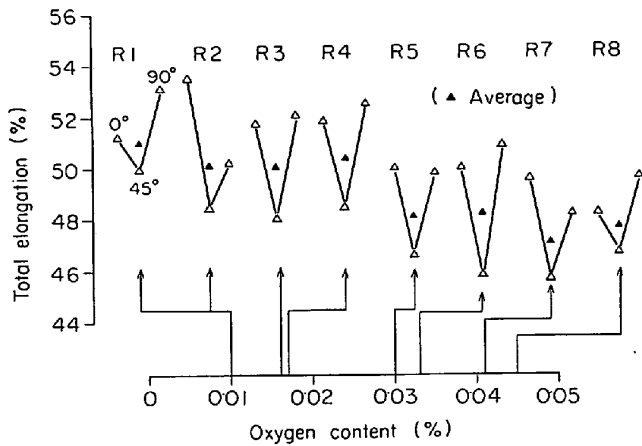


Fig. 12. Effects of oxygen contents on the total elongations in the rolling, diagonal and transverse directions of the rimmed steel base iron.

ともに粒度は増加し、(2)それに対応して下降伏点、引張強さも増加し、(3) n 値および破断伸びは低下する。

すなわち、純鉄成分系における O 量と機械的性質との関係と異なり、リムド鋼成分系においては、一般に言われているように O 量の増加とともに強度が増加し、延性は劣化している。しかもそれらはいずれも焼鈍板の粒度とよく対応していると言える。また、Fig. 12 に破断伸

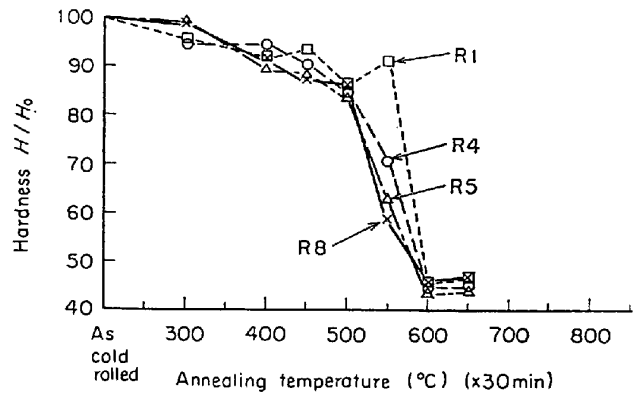


Fig. 13. Hardness changes of the low carbon rimmed steel base samples cold-rolled 70% and annealed isochronally for 30 min. (H_0 : hardness of the cold rolled sheet, H : hardness of the annealed sheet)

びの面内異方性と O 量との関係を示しているが純鉄成分系に比べて O 量によつてさほど異方性に变化は認められない。これは後述するような r 値の面内異方性に対応している。

3.2.2 リムド鋼成分系における粒度支配要因

古くからリムド鋼の焼鈍板の粒度が O 量と対応していることは言われているが、その冶金学的な機構については明らかではない。そこでつぎの実験を行なつた。

Table 2 の R1 (O 量: 0.010%), R4 (0.017%), R5 (0.030%) および R8 (0.045%) の回復・再結晶軟化曲線を Fig. 13 に示す。リムド鋼成分系においても純鉄成分系と同様に、 O 量の増加とともに回復・再結晶が促進されていることがわかる。

R1 および R8 については硬度測定と同時に板面(板厚中心部)の光学顕微鏡組織観察および抽出レプリカ電子顕微鏡観察も行なつた。Photo. 3 は R8 において oxide 周囲高歪領域から再結晶粒が成長する状態を示している。

一方、Photo. 4 は R1 において再結晶粒が冷延時の粒界から発生成長する状態を示しているが、oxide が少ない場合には再結晶の nucleation がおもに冷延時の粒界で行なわれることを示唆している。これらの観察結果は Fig. 13 の回復・再結晶軟化曲線と対応していると考えられる。

そこで R1 および R8 の各焼鈍温度における粒度の比較を行なうと Fig. 14 のようになる。すなわち再結晶初期においてすでに R1 と R8 とでは粒度に差が認められ、R8 の方が大きい。

Fig. 14 においてさらに注目すべきことは、焼鈍温度が増加するにつれて R1 は粒度が減少し粒成長が十分に

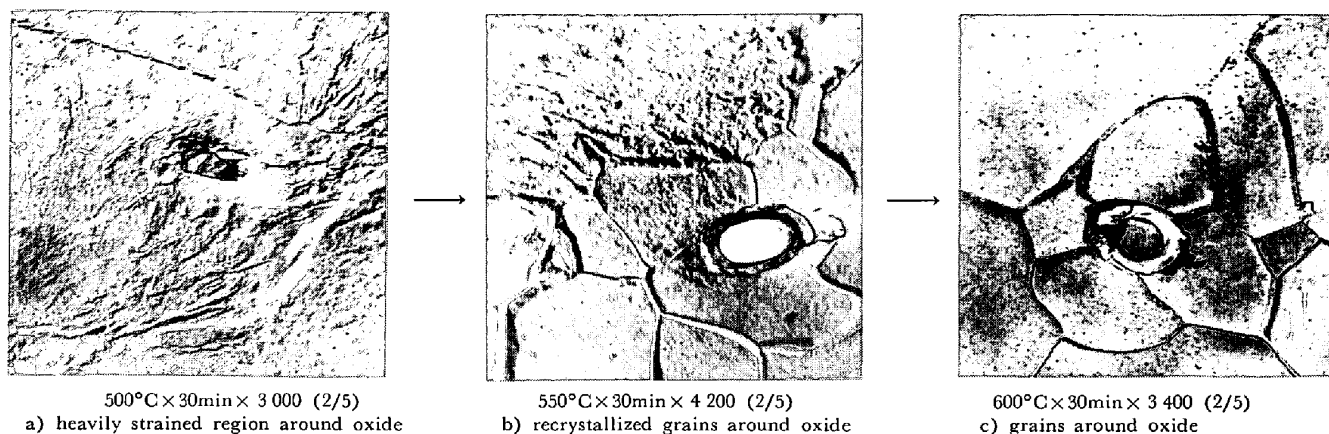


Photo. 3. Recrystallized grains around the oxide inclusion of R8 cold-rolled 70% and annealed isochronally for 30 min at various temperatures.

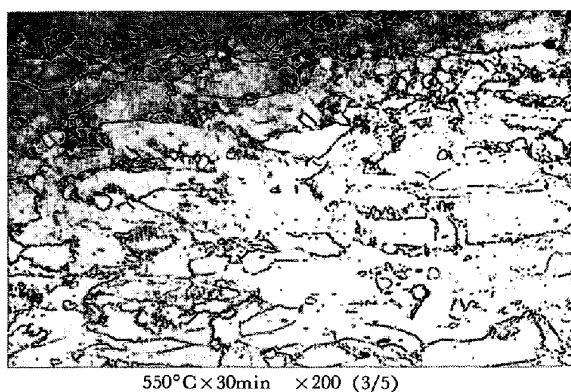


Photo. 4. Recrystallized grains nucleated at grain boundaries of cold-rolled sheets of R1.

行なわれているのに対して、R8 ではほとんど粒度の変化がなく粒成長がきわめて小さいことである。

そこでそれぞれの焼鈍板について抽出レプリカ法による電子顕微鏡観察を行なったが、R8 では 700°C の焼鈍から粒界に約 $2 \times 10^3 \text{Å}$ 程度の析出物が現われ始め、800°C では oxide 周囲の細粒も含めて大部分の粒界は析出物で粒成長を著しく阻止されている(Photo. 5)。そのため R8 では再結晶開始時の粒度が 800°C でもあまり変わらずそのまま保持されるものと考えられる。

一方、R1 では焼鈍時の粒界析出物の発生はほとんど認められない(Photo. 6)。このために R1 では焼鈍温度の増加とともに粒成長が十分行なわれるものと考えられる。

さて、R8 の焼鈍中に認められた粒界析出物を電子線回折で同定した。Photo. 7 に示されるように、この粒界析出物はせん垂鉛鉍型構造の $\beta\text{-MnS}$ であることがわかる。ところで、なぜ R8 の再結晶粒界に MnS が析出したかを以下に考察してみた。

WITMER ら¹⁾は 0.04C, 0.31Mn, 0.020 S, 0.042O の低炭素リムド鋼の実験で oxide の周囲の Mn 稀薄域

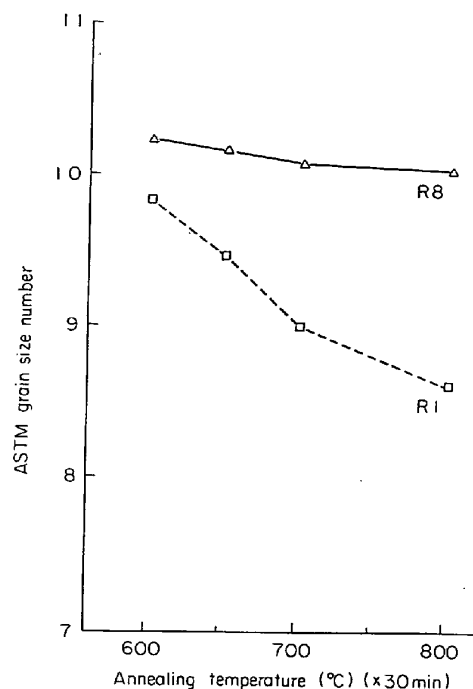
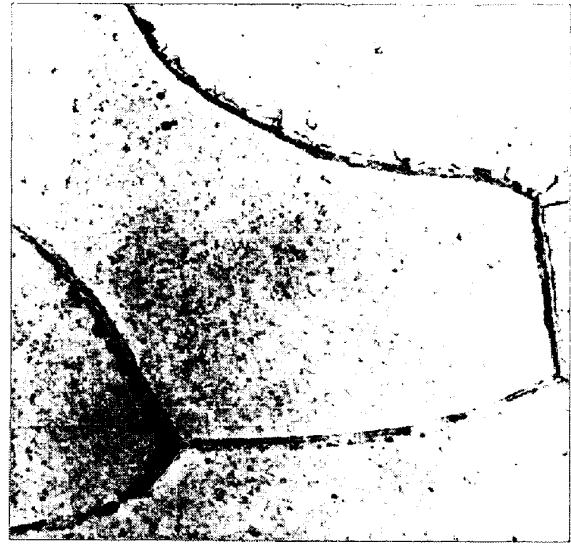


Fig. 14. Change in grain size during isochronal annealing of R1 and R8 which were 70% cold rolled.

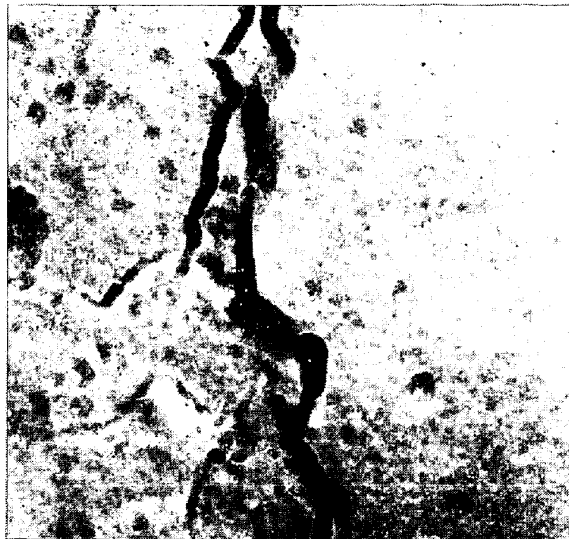
で熱延後に固溶 S があり、冷延後の焼鈍で S の析出があることを認めている。彼らの実験によれば仕上温度 854°C で熱延し冷延後に S の析出物が析出開始する焼鈍条件は 720°C で約 30 min, 700°C で約 60 min, 680°C で約 120 min となっており、ほぼ本実験結果と対応している。S の析出物の同定については WITMER らの実験では FeS および $\alpha\text{-MnS}$ のいずれかに対応すると主張しているが、一方 BAIRD ら²⁾は 0.007C, 0.01Mn, 0.005 S, 0.0097O の純鉄を 1200°C × 1hr 加熱後 800~850°C の再加熱の結果 $\alpha\text{-MnS}$ あるいは $\beta\text{-MnS}$ の析出物が同定されると報告している。



× 6 400 (2/3)



× 8 000 (2/3)



× 40000 (2/3)

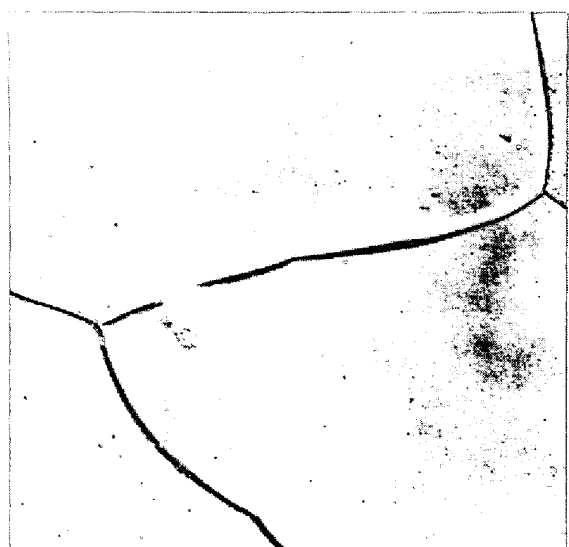


× 40000 (2/3)

Photo. 5. Grain boundary precipitates of R8 annealed at 800°C for 30 min.



× 2 600 (2/3)



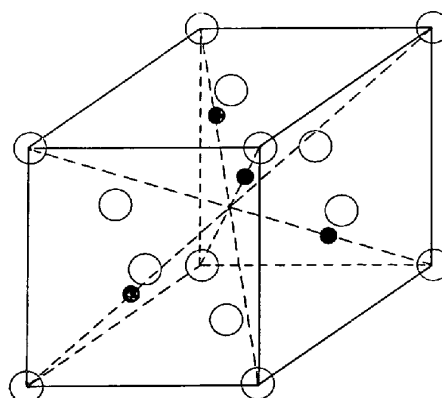
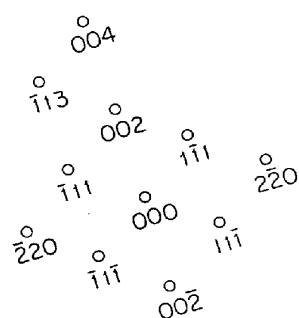
× 3 800 (2/3)

Photo. 6. Microstructures of R1 annealed at 800°C for 30 min.



× 7500 (2/3)

{hkl}	ASTM card	Experimental
(111)	3.24	3.23
(200)	2.80	2.81
(220)	1.98	1.98
(311)	1.69	1.69
(400)	1.40	1.41



○ S
● Mn
β-MnS

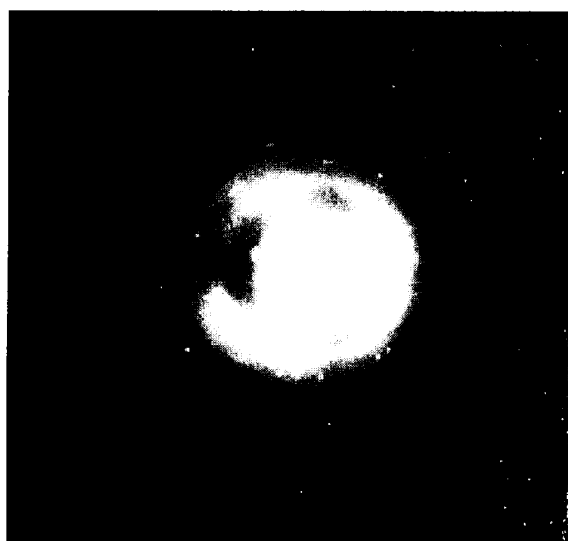


Photo. 7. Identification of precipitates at grain boundary of R8 annealed at 800°C for 30 min.

ところで、本実験の焼鈍において 0.045%O の R8 にのみ多くの β-MnS が析出し、0.010%O の R1 にほとんど析出が認められない事実を考察してみる。Brownは¹³⁾鉄およびFe-Mn合金のSポテンシャルを計算したがそれに基づいて種々のMn量を含む鉄の各温度におけるオーステナイト中のSの固溶限を示したのがFig. 15である。ところでこの場合MnとSとの析出平衡関係に寄与するMnは、total Mn量からOとの化合物(介在物)当量のMn量を差し引いた量:

$$[Mn] = \text{total Mn}\% - (55/16) \cdot O\%$$

を考えた方が妥当である。この[Mn]量はR1では0.27%, R8では0.14%となる。Fig. 15によればこの差はオーステナイト中のSの固溶限に対して大きな影響を与えることが明らかである。すなわち固溶S量は1250°CでR1が80ppm, R8が150ppm, 1000°CでR1が4ppm, R8が8ppm: 900°CでR1が1ppm

以下、R8が2ppm以下とR8がR1の約2倍の値を示している。本実験の熱延が仕上温度900°Cから空冷していることから考えて、上の熱延板のオーステナイト中のSの固溶限の差が焼鈍中のβ-MnSの析出の有無と関係していると考えられる。

3.2.3 r 値

リムド鋼成分系におけるO量とr値との関係をFig. 16に示す。r値はO量が増加するとむしろ若干増加する傾向があり、純鉄成分系の場合と対照的である。O量が高くなると細粒化するにもかかわらずr値が高くなるという現象はKARLYNら¹⁴⁾の結果と一応矛盾するように思われるがこれは前述のようにO量の差による再結晶核の方位の差および焼鈍中の析出物の有無の差による特定方位の粒成長あるいは抑制の効果によると推定される。また純鉄成分系でGoss方位の再結晶粒が発生しやすかつたのはリムド鋼成分系に比べ熱延板の粒径がかなり大き

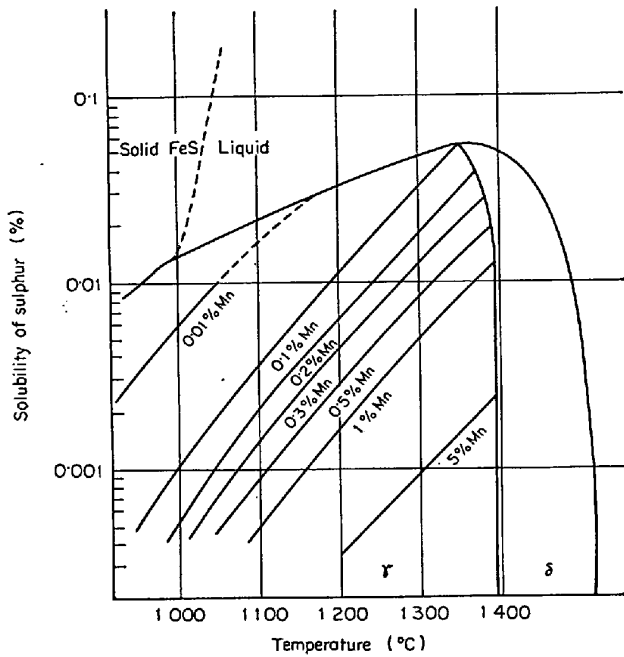


Fig. 15. Relation between solubility of sulphur and temperature in austenite of iron-manganese-sulphur alloy.

く粒界による歪拘束が緩和されていたことや、あるいはリムド鋼の高O材のように焼鈍中の β -MnS析出がなかったことにもよると考えられる。純鉄成分系の高O材のFeO, MnOなどのinclusionは β -MnSに比べてサイズも大きく密度も小さいので再結晶粒成長の際の選択抑制の効果は小さいと考えられる。

4. 結 言

軟鋼の冷延鋼板の機械的性質およびフェライトの粒度などにおよぼすO量の効果を純鉄成分系およびリムド鋼成分系とに分けて調べた。結果のおもなものはつぎのとおりである。

① 純鉄成分系では \bar{r} 値はO量で顕著に影響を受ける。O量が約0.02%以上では \bar{r} 値は劣下するが、これはoxideによる再結晶核生成、粒成長とも関係する。高O材は冷延率が68%、80%では焼鈍時に $\{110\}\langle 001\rangle$ が生成され、一方、90%では焼鈍時に生成した $\{411\}\langle 148\rangle$ が長時間焼鈍を行なっても食い残されるため、いずれの場合も \bar{r} 値が低い。

② 純鉄成分系、リムド鋼成分系を問わず、強度、伸びなどの張り出し特性へのO量の効果は粒度を介して決まる。これはOのフェライトの固溶度が常温ではきわめて小さいことから容易に理解される。

③ 純鉄成分系ではO量によつて粒度はほとんど変わらずそれに伴つて強度、伸びなどの張り出し特性もO量

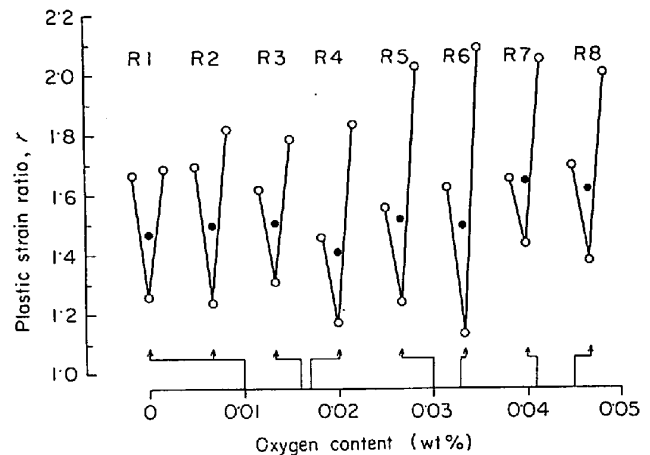


Fig. 16. Relation between the plastic strain ratio and oxygen content in the low carbon rimmed steel base samples cold-rolled 70% and annealed at 750°C for 4hr.

が変わつてもほとんど変わらない。

④ リムド鋼成分系ではO量が増加すると粒度は顕著に増加し、それに伴つて強度は高くなり、 n 値、破断伸びは劣下する。

⑤ O量の高いリムド鋼成分系の粒度は高い。これはoxideによる再結晶核生成数の増加で再結晶初期から多い微細粒の粒界に焼鈍中に析出物が析出して粒成長を抑制することによる。析出物のおもなものとして β -MnSが認められた。

文 献

- 1) 谷岡: 鉄と鋼, 54(1968), p. 1311
- 2) J. D. BAIRD and J. M. ARROWSMITH: JISI, 204(1966), p. 240
- 3) W. C. LESLIE, J. T. MICHALAK, A. S. KEH, and R. J. SOBER: Trans. ASM, 58(1965), p. 672
- 4) W. C. LESLIE: Trans. ASM, 59(1966), p. 1057
- 5) W. C. LESLIE: JISI, 205(1967), p. 208
- 6) D. A. WITMER and R. M. WILLISON: Met. Trans., 2(1971), p. 591
- 7) J. DOI: J. Met., (1967) Aug., p. 107
- 8) T. FUJII, et al.: Tetsu-to-Hagané, 50 (1964), p. 2095
- 9) W. P. REES, B. E. HOPKINS, and B. R. TIPLER: JISI, 169(1951), p. 157
- 10) W. P. REES, B. E. HOPKINS, and B. R. TIPLER: JISI, 170(1952), p. 243
- 11) 中岡, 橋本: 鉄と鋼, 56(1970), p. 355
- 12) 武智, 加藤: 昭和44年度日本金属学会秋季大会講演概要予稿集, p. 128
- 13) J. R. BROWN: JISI, 205(1967), p. 154
- 14) D. A. KARLYN, R. W. VIETH, and J. L. FORAND: AIME, Mechanical Working Conference, Pittsburgh, Jan. (1969)