

© 1983 ISIJ

冷延鋼板の深絞り性におよぼすリンの影響

論文

松藤 和雄*・下村 隆良*・大沢 紘一*

小野 賢*・酒匂 雅隆*²

Effect of Phosphorus on the Deep Drawability of Cold Rolled Steel Sheets

Kazuo MATSUDO, Takayoshi SHIMOMURA, Koichi OSAWA
Satoshi ONO, and Masataka SAKOH

Synopsis :

The effect of phosphorus on the deep drawability of cold-rolled steel sheets was studied by changing carbide morphology before cold rolling and heating rate in annealing. The main results obtained are as follows. (1) In slow-heating annealing, phosphorus improves the deep drawability in the presence of solute carbon and deteriorates the deep drawability in the absence of carbon. (2) In the presence of coarse-carbide, increase in heating rate improves the deep drawability of low-phosphorus steels, but deteriorates that of high phosphorus ones. These results are discussed in detail, taking account of the \bar{r} -value and the texture.

1. 結 言

最近、引張強さ 35~40 kgf/mm² クラスの深絞り用高強度冷延鋼板として、低 C・Al キルド鋼に 0.1% 以下の P を添加した、いわゆる、Rephosphorized steel が広く製造されている。P は強化能が大きく、安価であるばかりでなく、深絞り性にとつても好ましい元素であることが利用されている大きな理由である。

冷延鋼板の深絞り性におよぼす P の影響に関する研究としては、低 C リムド鋼に P を添加して、冷延後脱炭焼鈍すると良好な深絞り性が得られるという報告^{1)~3)}が最初と思われる。その後、非脱炭焼鈍材についても P の効果が認められ、P を添加すると \bar{r} 値が最大となる冷延率が高い方へ移動する⁴⁾⁵⁾、加熱速度依存性があり適当な加熱速度で \bar{r} 値がピークを示す⁵⁾などが報告されているが、詳細な検討はほとんど行われていない。最近になって、0.12% までの P を添加した低 C・低 Mn 鋼で、真空溶解鋼は P 量の増加とともに \bar{r} 値は上昇するが、大気溶解鋼では P 量が 0.04~0.08% で \bar{r} 値が最大となること、P を多量に添加すると主方位が {111}<110> から {111}<112> へと変わること⁶⁾が報告されている。

また、P 添加によつて深絞り性が向上するメカニズムについては、P の析出物 (Fe₃P または Fe-P クラスタ) による⁵⁾、P により Fe₃C などの析出状態が変化す

るため⁷⁾、亜粒界または大傾角粒界への P の偏析による再結晶中の選択核生成と成長により {111}<112> ならびに近傍方位密度が増す⁸⁾、P が固溶 C と共存すると冷延過程で変形帯形成頻度が抑制され、再結晶後の {110} 強度が減少し、{111} 強度が増加する⁹⁾などが提案されているが、現在のところ確立されたメカニズムはない。

著者らも、ここ数年来、深絞り性におよぼす P の影響について、基礎と実用の両面から調査してきた。その結果、P の深絞り性におよぼす影響は冷延前の C の存在形態によつて著しく変わることを見いだした⁹⁾¹⁰⁾ので報告する。

2. 供試材および実験方法

供試材は P 量の異なる低 C・Al キルド鋼およびリムド鋼の熱延板であり、その化学成分を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical compositions of samples.

Steel	Chemical composition (wt%)							Note
	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	N	
Al killed steel	0.050	0.01	0.26	0.015	0.017	0.037	0.0066	Mill product
	0.039	0.02	0.21	0.037	0.011	0.041	0.0051	
	0.060	0.03	0.26	0.074	0.018	0.052	0.0059	
Rimmed steel	0.020	tr	0.21	0.009	0.009	tr	0.0045	Laboratory air melt
	0.015	tr	0.22	0.035	0.010	tr	0.0030	
	0.015	tr	0.21	0.055	0.010	tr	0.0036	
	0.017	tr	0.19	0.095	0.009	tr	0.0045	
	0.017	tr	0.20	0.175	0.008	tr	0.0037	

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 2 月 25 日受付 (Received Feb. 25, 1982)

* 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 (Fukuyama Research Laboratories, Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1 Kokan-cho Fukuyama 721)

*² 日本鋼管(株)技術研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K.)

低 C・Al キルド鋼板は熱延仕上げ温度 870°C, 巻き取り温度 560°C で熱間圧延した板厚 2.8 mm の現場製造材である。一方, 低 C リムド鋼板は実験用 50 kg 高周波溶解炉で溶製し, 分塊後, 1200°C で 1 h 均熱してから, 実験用熱間圧延機で仕上げ温度 900°C で板厚 3.2 mm に熱間圧延後空冷したものである。

まず, 供試材は酸洗後, 冷延前の C の存在形態を変えるため次のような前処理を施した。

(i) カーバイド小: ソルトバスを用い, 930°C で 10 min 均熱後空冷の焼準処理を行つた。

(ii) カーバイド大: (i) と同じ焼準を行つた後, 不活性ガス雰囲気中で 750°C で 1 h 均熱後炉冷した。

(iii) カーバイド無し: (i) と同じ焼準を行つた後, 湿 H₂ 雰囲気中で 700°C, 30 h の脱炭焼鈍を行つた。

前処理 (i), (ii) を行つた試料の固溶 C 量は内部摩擦の測定結果より換算して, それぞれ約 12 ppm, 4 ppm であつた。また, 前処理 (iii) を行つた試料の C 量は化学分析では 0.001% であつたが, 500°C で溶体化処理後の内部摩擦測定でピークがほとんど認められず, この試料では実質的にほとんど C は存在しないと考えられる。カーバイド小材と大材で固溶 C に差があるが, この程度の差では冷延前に析出処理を行つても冷延・焼鈍後の \bar{r} 値は変わらないことを経験しているため, 本実験では固溶 C の析出処理は行わなかつた。

前処理における焼準は冷延前の結晶粒径, 集合組織などを揃えるために行つた。また, カーバイド大とする前処理は低 C・Al キルド鋼についてのみ行つた。これらの前処理によつて, 低 C・Al キルド鋼では AlN は完全に析出しており, 冷延・焼鈍時に微細な AlN が析出して深絞り性に影響をおよぼすことはない。すなわち, 現場的に箱焼鈍により P 添加 Al キルド鋼で深絞り用高強度鋼板を製造するには, 焼鈍時の回復・再結晶過程にお

ける微細な AlN の析出が深絞り性向上に重要な役割を果たしているが, 本実験では P の深絞り性への影響を純粋に把握するという目的から, このような前処理を施している。

Photo. 1 に前処理後のカーバイドの形態を示すが, カーバイド小は熱延での低温巻き取りの, また, カーバイド大は高温巻き取りのカーバイド形態をシミュレートしたものである。カーバイド形態は P 量によつて差がなかつた。なお, フェライト粒径はリムド鋼が約 18 μ , Al キルド鋼が約 13 μ であり, 同一鋼種内ではほぼ一定であつた。ただし, 固溶 C は前述のように, カーバイド小材の方が多く, 現場材とは逆の傾向にある。

これらの前処理をした試料を実験用冷間圧延機で 75% 冷延後焼鈍を行つた。焼鈍は低 C・Al キルド鋼については, 加熱速度を徐加熱と急速加熱の 2 条件, 低 C・リムド鋼は徐加熱のみとした。なお, 徐加熱焼鈍は不活性ガス雰囲気中で 100°C/h で加熱し, 700°C で 1 h 均熱後炉冷した。急速加熱焼鈍は徐加熱焼鈍と均熱条件を合わせるため, まず試料を 700°C のソルトバス中に 2 min 浸漬し, 空冷後再び徐加熱焼鈍と同じ焼鈍を行つた。ソルトバスによる加熱速度は 50°C/s である。なお, 徐加熱速度は箱焼鈍の, 急速加熱速度は連続焼鈍の加熱速度をそれぞれシミュレートしたものである。

以上のようにして準備した試料について, 1.0~1.5% 調質圧延後, 圧延方向に対して 0°, 45°, 90° 方向の r 値を測定し, \bar{r} 値を $(r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$, Δr 値を $(r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$ により求めた。また, 板厚 1/4 位置での {110}, {200}, {211}, {310}, {222}, {321}, {332} の 7 面の X 線積分反射強度と板厚の中心位置での {200} 極点図を測定した。なお, 集合組織の測定方法は以前報告した方法¹¹⁾に準じた。

なお, \bar{r} 値におよぼす C 量の影響を調べるため, カー

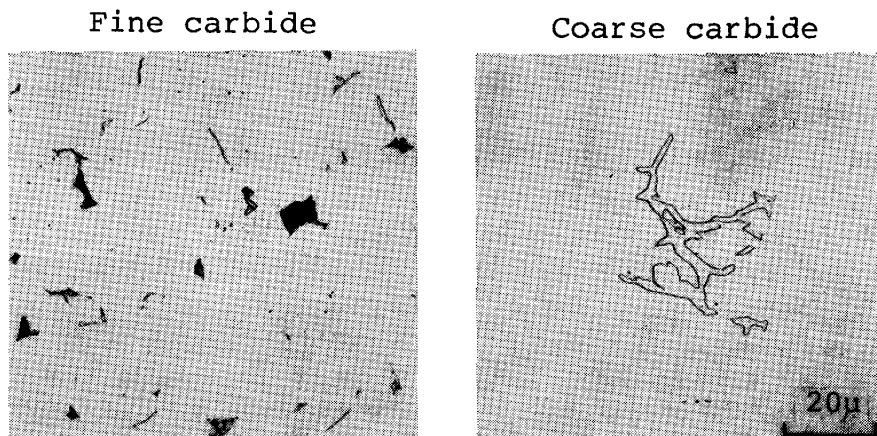


Photo. 1. Carbide morphology of hot bands after pre-treatments.

バインド小とする前処理を施した低 C・Al キルド鋼の試料を湿 H_2 雰囲気中にて $700^\circ C$ で焼鈍時間を変えて C 量を変化させ、炉冷後各試料を 75% 冷間圧延、 $700^\circ C$ で 1 h の徐加熱焼鈍を行った。これは P の影響を究明するための一助として行った。

また、カーバイド形態を変える前処理をした低 C・Al キルド鋼の試料を用い、75% の冷間圧延後、 $100^\circ C/h$

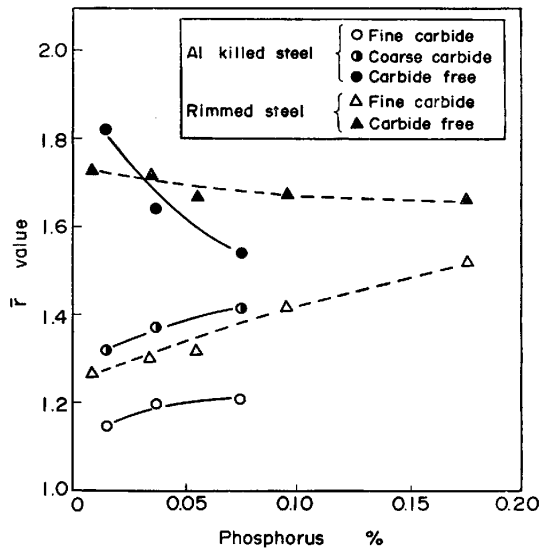


Fig. 1. Effect of phosphorus content on the \bar{r} value of Al killed and rimmed steels, cold rolled 75%, annealed at $700^\circ C$ for 1h at a slow heating rate ($100^\circ C/h$).

Morphology	P %		
	0.015	0.037	0.074
Fine carbide	○	△	□
Coarse carbide	●	▲	■
Carbide free	●	▲	■

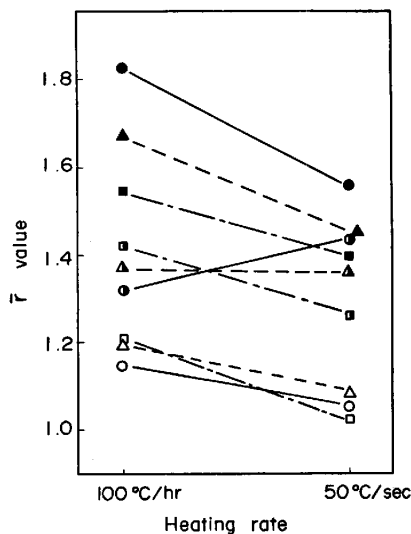


Fig. 2. Effect of heating rate on the \bar{r} value of Al killed steels, cold rolled 75%, annealed at $700^\circ C$ for 1h.

の徐加熱焼鈍を行いながら、所定の温度で炉から引き出し、金属組織、硬さおよび X 線積分反射強度を測定し、徐加熱焼鈍での再結晶挙動を調べた。

3. 実験結果

3.1 深絞り性におよぼす P の影響

徐加熱焼鈍での \bar{r} 値におよぼす P 量の影響を Fig. 1 に示す。Al キルド鋼、リムド鋼ともにカーバイド小材および大材、すなわち、カーバイドが存在する場合には P 量の増加とともに \bar{r} 値は上昇し、カーバイド無し材の場合には反対に低下する。

次に、 \bar{r} 値におよぼす加熱速度の影響を Al キルド鋼について調べた結果を Fig. 2 に示す。カーバイド小材および無し材の場合は P 量によらず焼鈍加熱速度が速くなると \bar{r} 値は低下する。これに対し、カーバイド大材の場合は P 量によつてその傾向が異なり、P 量が 0.015% と低い場合は加熱速度が速くなると \bar{r} 値は上昇し、P 量が 0.074% と高いと低下する。このように、カーバイド大材では徐加熱焼鈍と急速加熱焼鈍で \bar{r} 値におよぼす P 量の影響は反対になる。

Fig. 3 には徐加熱焼鈍の場合の Δr 値におよぼす P 量の影響を示す。 Δr 値はカーバイド形態に関係なく、P 量が多くなるほど小さくなる。

3.2 集合組織におよぼす P の影響

冷延後の集合組織は X 線積分反射強度および (200) 極点図で調査したが、P 量やカーバイド形態による変化はほとんど認められなかった。

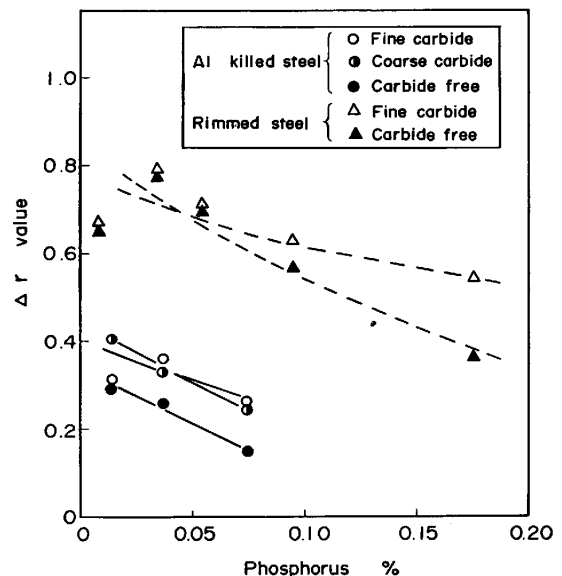


Fig. 3. Effect of phosphorus on the Δr value of Al killed and rimmed steel, cold rolled 75%, annealed at $700^\circ C$ for 1h at a slow heating rate ($100^\circ C/h$).

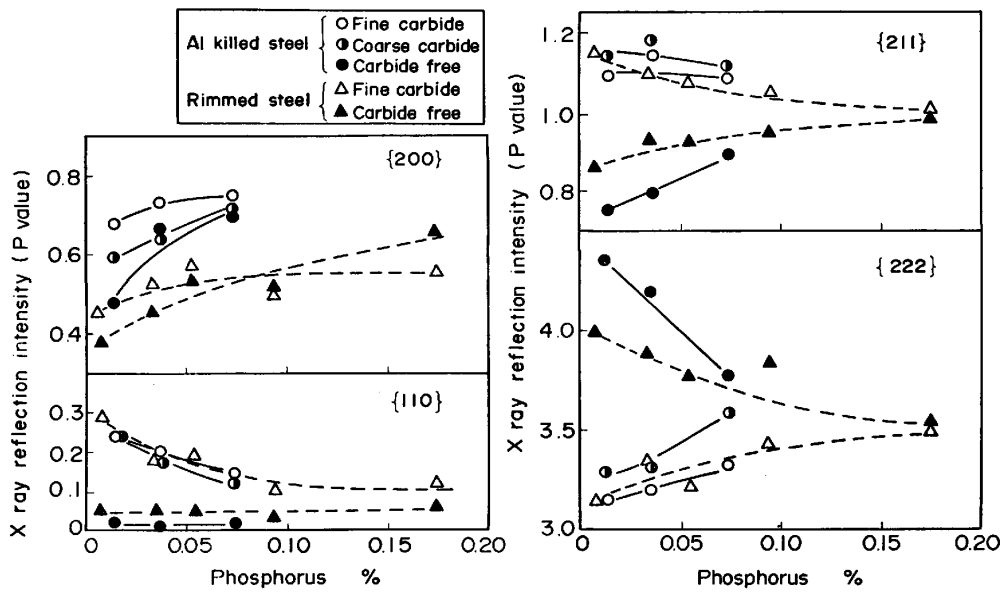


Fig. 4. Effect of phosphorus content on the X ray reflection intensity of Al killed and rimmed steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1h at a slow heating rate (100°C/h).

次に、徐加熱焼鈍後のX線積分反射強度におよぼすPの影響を Fig. 4 に示す。Al キルド鋼，リムド鋼ともカーバイドがある場合にはP量の増加とともに {222}，{200} 強度は増加し，{110}，{211} 強度は減少する。カーバイド無し材ではP量の増加とともに {222} 強度は減少し，{200}，{211} 強度は増加しているが，{110} 強度は非常に低く，P量によつて変化しない。

Al キルド鋼の場合のX線積分反射強度におよぼす焼鈍加熱速度の影響を Fig. 5 に示す。カーバイド小材は焼鈍加熱速度が速いと {110}，{200}，{211} 強度は増加し，{222} 強度は減少する。カーバイド無し材もほぼ同様の傾向を示している。カーバイド大材の {222} 強度は加熱速度が速くなると，P量が 0.015% と低い場合は増加し，P量が 0.074% と高い場合は減少する。なお，{200}，{211} 強度は {222} 強度と反対の傾向で変化する。{110} 強度はいずれの場合も急速加熱になると増加する。

Al キルド鋼のP量が 0.015% と 0.074% のそれぞれカーバイド小，大，無し材を徐および急速加熱焼鈍した場合の (200) 極点図を Fig. 6 に示す。主方位はすべて {111}〈110〉 と {111}〈112〉 であるが，どちらが強いかは P 量や焼鈍条件により異なる。徐加熱焼鈍の場合，P 量が高くなると C の存在形態に関係なく {111}〈112〉 が強くなる。ところが，P 量が高くても急速加熱焼鈍すると {111}〈112〉 よりも {111}〈110〉 が強くなる。

4. 考 察

4-1 徐加熱焼鈍における深絞り性におよぼすPの影響

Cをほとんど含有しないカーバイド無し材では，P量

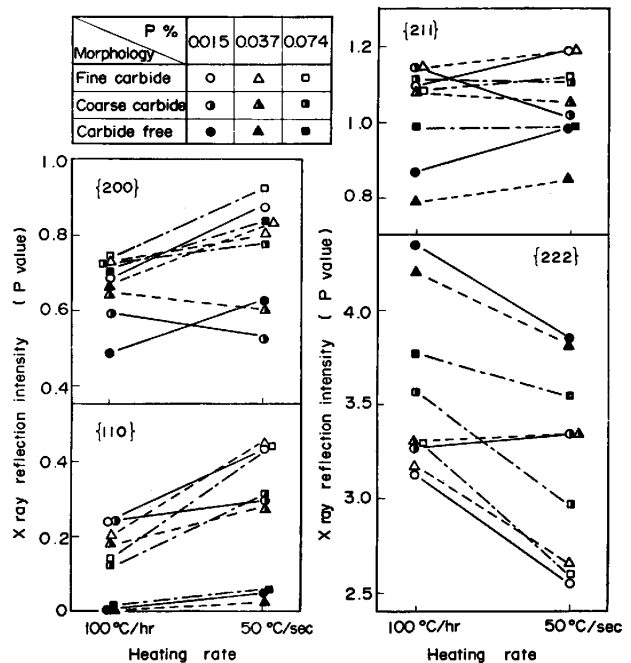


Fig. 5. Effect of heating rate on the X ray reflection intensity of Al killed steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1h.

が多くなるほど，{200} 強度が増加し，{222} 強度が減少することにより \bar{r} 値は低下しているが，カーバイド小材および大材，すなわち，カーバイドが存在する場合において，P量が多くなるほど {200} 強度が増加するにもかかわらず \bar{r} 値が上昇するのは，{222} 強度も増加し，その反面 {110}，{211} 強度が減少するためと考えられる。

また，Cがほとんど存在しない場合は，Pは深絞り性

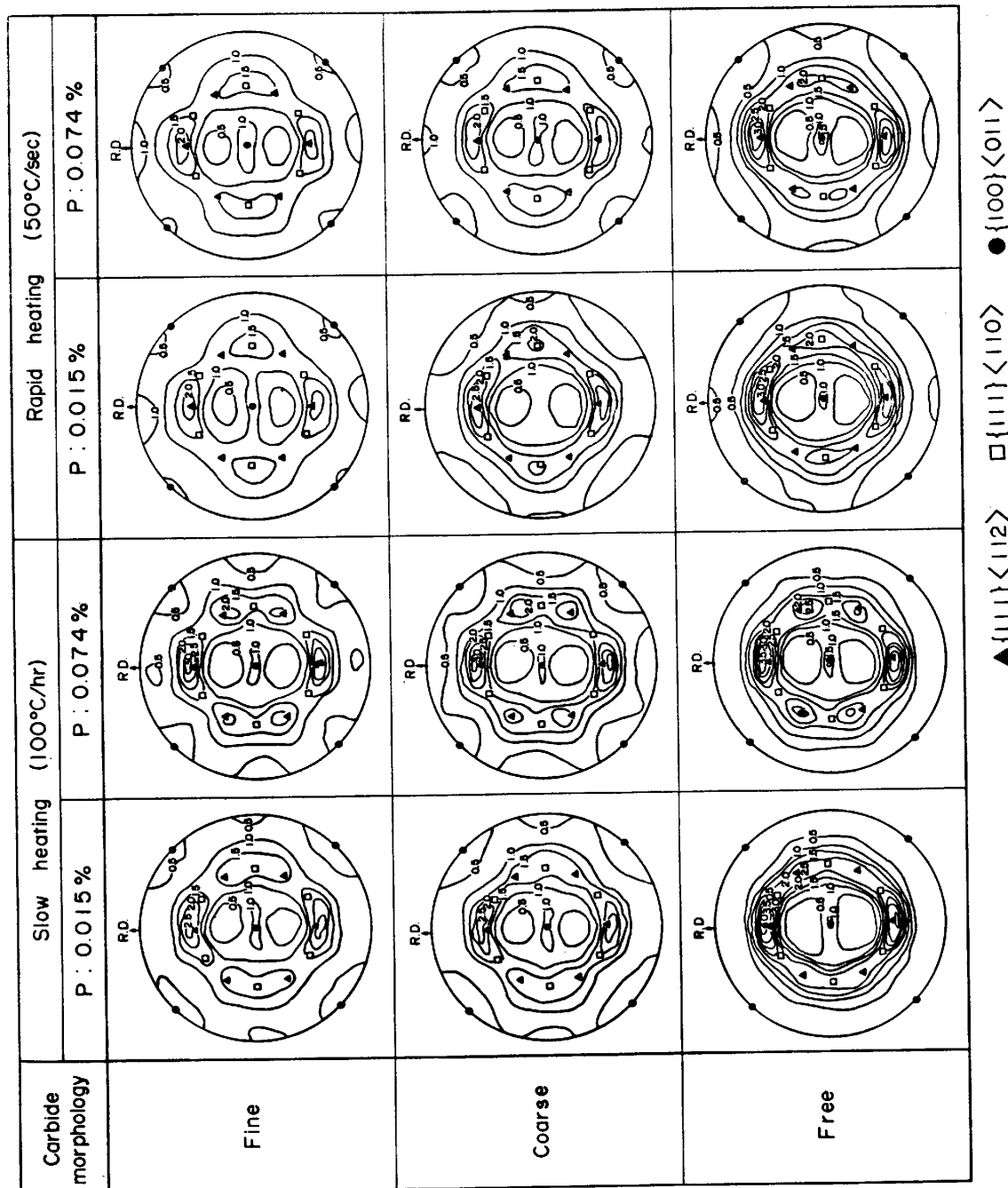


Fig. 6. (200) pole figures of Al killed steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1h.

に対して有害な元素であることが明らかであるが、これと同じような結果は、Ti または Nb を添加し固溶 C を 0 にした場合にも認められている。なお、Ti の場合には、P の影響以外に (Ti·Fe) 燐化物の影響もあることが報告されている⁹⁾。

ところで、Hu は P を増すことにより \bar{r} 値が上昇するメカニズムは、回復・再結晶段階で亜粒界または大傾角粒界へ P が偏析し、これにより、再結晶粒の選択核発生と成長が起こり、{111} <112> 方位が強まるためであろうと考察している⁶⁾。しかし、徐加熱焼鈍において、P

量が増すと主方位が {111} <110> から {111} <112> へと変化するが、カーバイド無し材のように \bar{r} 値は低下する場合もあることから、Hu の考え方だけではこの現象を十分に説明できない。

前述のように、P は C と共存する場合にのみ深絞り性に有利に作用するので、P 添加による深絞り性向上のメカニズムを考察するには、まず深絞り性におよぼす C の影響から考える必要がある。

深絞り性におよぼす C の影響としては、カーバイドと固溶 C のいずれも深絞り性にとって好ましくない影響が

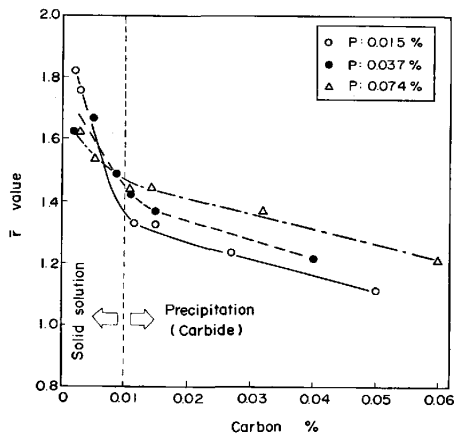


Fig. 7. Effect of carbon content on the \bar{r} value of Al killed steels, cold rolled 75%, annealed at 700°C for 1h at a slow heating rate (100°C/h).

考えられている。まず、カーバイドの悪影響としては、冷延過程でカーバイド周辺領域はカーバイドから遠く離れたマトリックス領域と変形状態が異なり、このため、この領域から深絞り性に不利な方位の再結晶核が生ずるという考え方がある¹²⁾。一方、固溶Cの悪影響としては、冷延前に固溶Cが増加すると、冷延による変形帯の形成頻度が増加し、再結晶核発生挙動が変化するという考え方¹³⁾、再結晶過程での固溶Cが再結晶核の生成過程に作用するという考え方¹²⁾¹⁴⁾¹⁵⁾、さらに両方とも影響するという考え方¹⁶⁾¹⁷⁾がある。

Fig. 7 に P 量の異なる Al キルド鋼のカーバイド小材について、前処理により C 量を変えた場合の冷延・徐加熱焼鈍後の \bar{r} 値の変化を示す。この図において、およそ 0.01% 以上の C 領域での C 量増加による \bar{r} 値の低下はカーバイド量増加の影響、そして、およそ 0.01% 以下での C 量の減少による \bar{r} 値の向上は主に再結晶過程での固溶 C 量の減少の影響と考えることができる¹²⁾。(再結晶温度近傍での固溶 C 量は約 50 ppm であり¹⁸⁾、厳密に言うと 0.01% とは異なる。)

ここで、P と C の相互作用を考えてみると、C がほとんど存在しない極低 C 領域では、P は \bar{r} 値に不利な影響をもたらすが、固溶 C 量増加による \bar{r} 値の低下は P 量が多いほど少なく、このため、C 量の増加に伴い低 P 材と高 P 材の \bar{r} 値は逆転し、再結晶過程での固溶 C が一定となる領域では、カーバイド量の増加により \bar{r} 値は低下するが、低 P 材と高 P 材の差は変わらない。以上のことから、カーバイドが存在する鋼の徐加熱焼鈍において、P 添加により深絞り性が向上するのは、再結晶過程における再結晶集合組織形成への固溶 C の悪影響を P が抑制するためと考えることができる。

つぎに、サンプルは違うが、Fig. 7 の \bar{r} 値の変化に

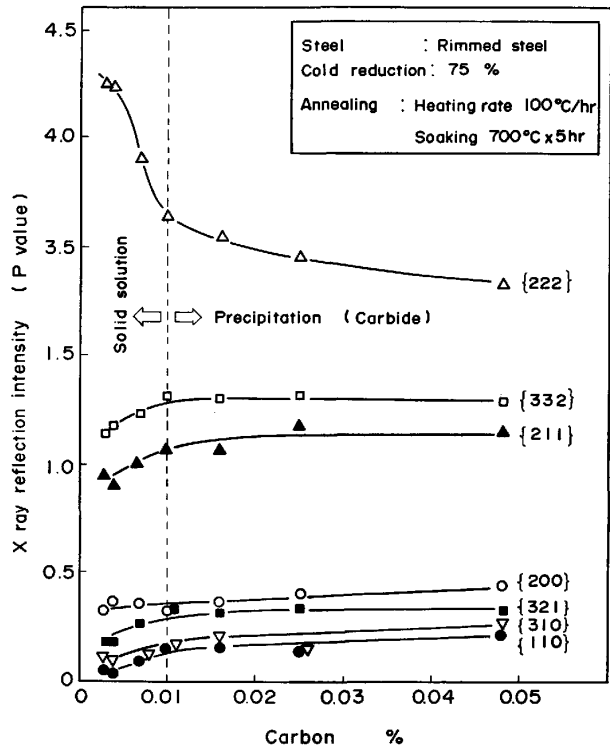


Fig. 8. Effect of carbon content on the X ray reflection intensity of rimmed steel of low phosphorus (0.008%) after annealing.

対応した集合組織の変化を Fig. 8 に示す。この図において、C 量が少なくなるほど {222} 強度は増加し、{110} その他の強度は減少するが、C 量がおよそ 0.01% 以下になると、この傾向が強まることが分かる。このような集合組織の変化は、前述のようなカーバイドと再結晶時の固溶 C の影響の結果として考えることができる。

なお、P 量の異なる Al キルド鋼について、各温度での固溶 C 量を内部摩擦により測定したところ、P 量が多くなるほど C の固溶限が減少することが分かったが、再結晶温度近傍 (約 550°C) における、低 P 材と高 P 材の C 固溶限の差はわずか数 ppm であり、これのみでは深絞り性向上のすべてを説明できない。

徐加熱焼鈍における P 添加による深絞り性向上のメカニズムを検討する一助とするために、カーバイド形態と P 量の異なる Al キルド鋼について、100°C/h で等速加熱焼鈍した時の再結晶挙動を調べたが、その結果を Fig. 9 に示す。

Fig. 9 から、カーバイドが存在する鋼で P 添加により深絞り性が向上するのは、次の理由によると考えられる。

カーバイドが存在すると、冷延によるカーバイド周辺の変形状態の乱れと再結晶過程での固溶 C の影響により、{110} 再結晶核発生頻度が高くなり、再結晶後の {222} が少なくなるが、P を添加すると {200} を増加

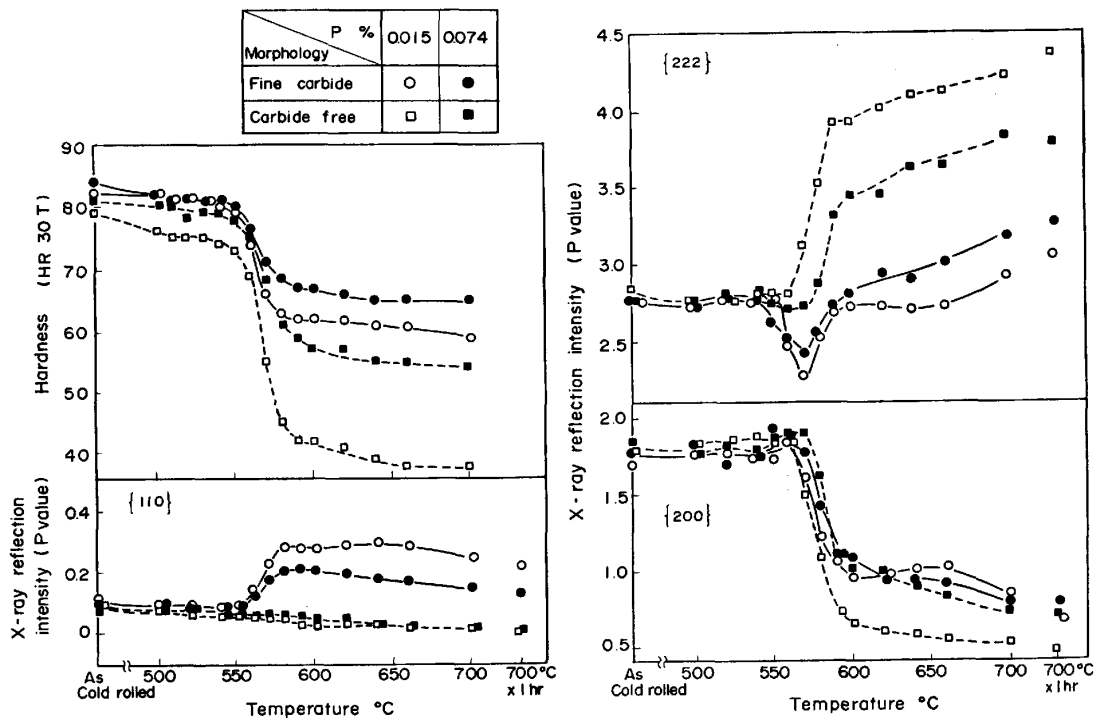


Fig. 9. Change in the hardness and the X ray reflection intensity of Al killed steels during annealing at a slow heating rate (100°C/h).

させる悪影響はあるものの、{110} 再結晶核発生が抑制され、これにより、再結晶後の {222} が多くなり、その結果として、深絞り性に有利な再結晶集合組織が形成される。

このような考え方は次のような集合組織変化にもとづいている。すなわち、カーバイド小材においては、C量が多い場合の再結晶過程での特徴的な集合組織変化であると考えられている¹¹⁾ {110} の増加と {222} の一時的な減少、そして、それにつづく {200} の減少と {222} の増加が起きるが、P量が多くなると、再結晶初期の {110} の増加が小さくなり、再結晶後の {222} が多くなる。再結晶過程での {110} の増加に対しては、前述のように再結晶時の固溶Cの影響が大きいと考えられ、Cがほとんど存在しないカーバイド無し材では {110} の増加はなく、再結晶後の {222} は非常に多くなる。この場合、P量が多くなると、再結晶過程での {200} の減少は小さく、{222} の増加は小さくなる。

4.2 深絞り性におよぼす加熱速度の影響

カーバイド小材およびカーバイド無し材では加熱速度が速くなると \bar{r} 値が低下するが、これは一般によく知られているように、短時間再結晶により核発生のランダム化傾向が強まるためである。

つぎに、カーバイド大材でP量によつて加熱速度依存性が大きく変化するメカニズムについて考察する。実際

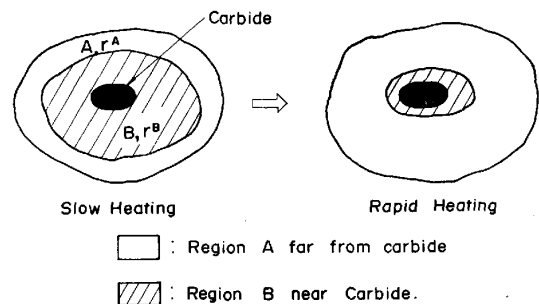


Fig. 10. Schematic illustration of two kind of regions near coarse carbide; r^A and r^B are \bar{r} values of the regions of A and B, respectively.

の現象は複雑であるが、つぎのような簡単なモデルで説明を試みた。

カーバイド大材ではカーバイドが互いに遠く離れて分布しているので、模式的に Fig. 10 に示すように、異なる r 値を有する2領域から構成されていると考えることができる。すなわち、一方はカーバイドから遠く離れた領域A、他方はカーバイド周辺の領域Bである。領域Bとはカーバイドの周辺で深絞り性に不利な方位の再結晶粒が生成する領域であり、この領域には冷延過程での変形状態の乱れが影響をおよぼす領域と再結晶過程で溶け出した固溶Cが影響をおよぼす領域とが存在する。なお、加熱速度と再結晶温度の関係から、急速加熱ではカーバイド周辺からマトリックスに向かって、固溶Cに濃

度勾配がある状態で再結晶が起き r 値が連続的に変化しているわけであるが、ここでは単純化のため r 値の低い領域をまとめて領域 B として扱うことにした。領域 B の r 値, r^B はカーバイドが密に分布しているため、ほとんどがカーバイド周辺領域ともいえるカーバイド小材の r 値に相当すると考えることができる。これに対し、領域 A は前述の要因の影響を受けず、深絞り性に好ましい方位を有する再結晶粒が生成する領域であり、この領域の r 値, r^A はカーバイド無し材の r 値に相当すると考えることができる。ここで、 r^A, r^B は加熱速度が速くなると、カーバイド無し材および小材と同じように低下すると考えられる。

このような仮定のもと、カーバイド大材の r 値は次式で表される。

$$r = (1-f) \cdot r^A + f \cdot r^B \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 f は領域 B の体積率である。また、S または R を添字として、徐加熱焼鈍または急速加熱焼鈍の場合の r 値に付記すると、(1)式は次のように書き直せる。

$$r_S = (1-f) \cdot r_S^A + f \cdot r_S^B \dots\dots (1)'$$

徐加熱焼鈍の場合

$$r_R = (1-f) \cdot r_R^A + f \cdot r_R^B \dots\dots (1)''$$

急速加熱焼鈍の場合

徐加熱焼鈍の場合、Fig. 10 に示すように f が大きくなる。これはカーバイド周辺の深絞り性に不利な方位を有する再結晶粒が成長するのに十分な時間的余裕があること、粗大化したカーバイドが溶解し、C が変形したマトリックス中に拡散した状態で再結晶が起こることにもとづいている。これにより、 r_S^B のウェイトが大きくなるので、 r_S は r_S^B に近い値となる。

一方、急速加熱焼鈍の場合、 f は小さくなる。これはカーバイド周辺の領域から核発生した深絞り性に不利な方位の再結晶粒が十分に成長する前に再結晶が完了すること、および、カーバイドが粗大化しているため、急速加熱ではカーバイドの溶け込み量が少なくなり、全体としては固溶 C の低い状態で再結晶が起きる¹²⁾¹⁴⁾¹⁹⁾²⁰⁾、すなわち、カーバイドの分散距離が大きいので、カーバイドから溶け出した C がマトリックスへ均一に拡散しきれない状態で再結晶が進行し、固溶 C の影響する範囲がカーバイド周辺に限定されると考えられることにもとづいている。これにより、 r_R^A のウェイトが大きくなり、 r_R は r_R^A に近い値となる。

ここで、低 P 材のカーバイド大材、小材、無し材の r 値をそれぞれ r, r^B, r^A 、高 P 材の場合はそれぞれ P_r, P_r^B, P_r^A で表し、Fig. 3 の \bar{r} 値の加熱速度依存性を模式的に書き直すと Fig. 11 のようになる。この図から、カーバイド大材における \bar{r} 値の加熱速度依存性におよぼす P の影響を考察する。

Carbide	Fine	Coarse	Free
	Phosphorus	○	●
Low	○	●	●
High	□	■	■

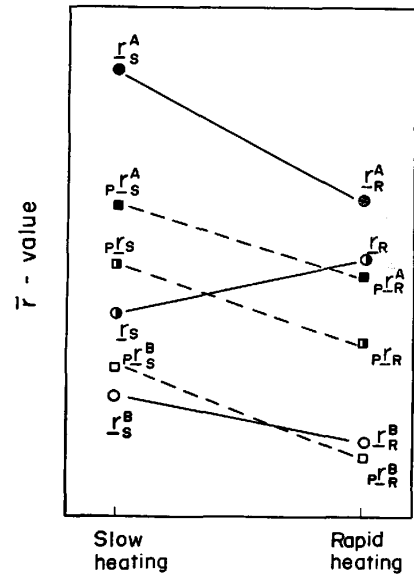


Fig. 11. Schematic representation of the results of \bar{r} value shown in Fig. 2.

低 P 材のカーバイド大材で r_s より r_R が高くなるのは、これまで述べてきたことにより容易に理解できる。一方、高 P 材のカーバイド大材で P_r^A より P_r^B の方が低くなるのはつぎのような理由によると考えられる。P 量が多くなると、 r^A より P_r^A が低くなることから、領域 A の r 値が低くなると考えられる。そして、急速加熱焼鈍では領域 A の体積率が大きくなるので、 P_r^B は r_R よりも必然的に低くなる。それに対し、徐加熱焼鈍では領域 B が大きくなるが、この領域の r 値は r^B よりも P_r^B の方が高いことから分かるように、P 量が多くなると高くなる。このため、 P_r^A は r_s より高くなると考えられる。以上の結果として、高 P 材では低 P 材とは逆に、 P_r^A より P_r^B の方が低くなるのであろう。

なお、加熱速度の変化による集合組織の変化は Fig. 5 に示したとおりであるが、 \bar{r} 値の変化とよく対応している。加熱速度が速くなると、一般に核発生のランダム化傾向が強まるので、徐加熱焼鈍に比べて {110}, {200} が増加し、{222} が減少するが、低 P 材のカーバイド大材だけは {110} は同じように増加するが、{200} が減少し、{222} が増加する。これは前述のメカニズムによる再結晶が進行した結果であるとして理解できる。

以上のことを総合して考えると、P は

- 1) 固溶Cが存在すること
- 2) 徐加熱焼鈍であること

の場合に深絞り性を向上させる効果があることから、P添加により深絞り性が向上するのは、再結晶中にPが亜粒界あるいは粒界などに偏析し、固溶Cの悪影響を緩和するためと推論される。

5. 結 言

冷延鋼板の深絞り性におよぼすPの影響を冷延前のCの存在形態と焼鈍加熱速度を変えて、 \bar{r} 値と集合組織を調査することにより検討した。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 徐加熱焼鈍において、冷延前にカーバイドが存在する場合はP量の増加とともに \bar{r} 値は上昇する。この場合、{222}、{200}は増加し、{110}は減少する。Pは固溶Cの再結晶集合組織形成に対する悪影響を抑制することにより、深絞り性を向上させるものと考えられる。

(2) 徐加熱焼鈍ではCの存在形態によらず、P量が多くなると主方位は{111}〈110〉から{111}〈112〉へと変化する。急速加熱焼鈍ではP量が多くても主方位は{111}〈110〉となる。このような主方位の変化は \bar{r} 値の変化と直接関係していない。

(3) 焼鈍加熱速度が速くなると、カーバイド小材と無し材はP量によらず \bar{r} 値は低下する。ところが、カーバイド大材ではP量によつて \bar{r} 値の加熱速度依存性が異なる。すなわち、加熱速度が速い場合はP量が低いと \bar{r} 値は向上し、P量が高いと \bar{r} 値は低下する。P量の異なるカーバイド大材におけるこのような \bar{r} 値の加熱速度依存性の変化は、次の三つの冶金学的因子、すなわち、①カーバイドの溶解挙動の変化による再結晶過程での固溶C量の変化、②カーバイド周辺領域とカーバイドから遠く離れた領域の間の再結晶と粒成長の競合、③これらの

領域の再結晶集合組織におよぼすPの影響、を考慮することにより定性的に説明できる。

文 献

- 1) H. YOSHIDA, K. SASAKI, and F. KANZAKI: IDDRG Colloq (1964), London
- 2) S. TESHIMA and M. SHIMIZU: Mechanical Working of Steel, 2 (1965), p. 279[Gordon and Breach] New York
- 3) P. WACQUEZ and R. Van DAELE: Steel Metal Ind., 44 (1967), p. 21
- 4) P.R. EVANS, J.C. BITCON, and I.F. HUDGES: JISI, 207 (1969), p. 331
- 5) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, 13 (1972), p. 841
- 6) H. HU: Texture Cryst. Sol., 2 (1976), p. 113
- 7) 大橋延夫, 小西元幸, 有馬与志広: 川崎製鉄技報 5 (1973), p. 6
- 8) N. OHASHI, M. KONISHI, A. YASUDA, S. SATO, and T. IRIE: Proc. 6th Int'l. Conf. Texture of Materials (1981) Tokyo, p. 195
- 9) 松藤和雄, 大沢紘一, 酒匂雅隆: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1124
- 10) 小野 賢, 下村隆良, 大沢紘一, 松藤和雄: 鉄と鋼, 67 (1981), S 457
- 11) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
- 12) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA, and O. NOZOE: Texture Cryst. Sol., 3 (1978), p. 53
- 13) 小原隆史, 小西元幸, 大橋延夫: 鉄と鋼, 62 (1976), S 696
- 14) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男: 日本金属学会第69回講演概要, Oct. (1971), p. 105
- 15) 荒木健治, 渡辺 馨, 中岡一秀: 日本金属学会第69回講演概要, Oct. (1971), p. 104
- 16) 阿部秀夫, 鈴木竹四, J. J. LAVIGNE: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1240
- 17) 岡本篤樹, 高橋政司: 鉄と鋼, 67 (1981), S 1136
- 18) 田中良平: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1586
- 19) 須藤正俊, 東 正則, 石神道子: 鉄と鋼, 63 (1977), S 866
- 20) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 高木公彦: 鉄と鋼, 65 (1979), S 854