

論 文

リン添加 Al キルド高張力冷延鋼板の深絞り性と再結晶集合組織

下村隆良*・小野 賢*・大沢紘一*・松藤和雄*

Deep Drawability and Recrystallization Texture of Rephosphorized Al-killed High Strength Cold Rolled Steel

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

Synopsis:

The deep drawability and the recrystallization texture of rephosphorized Al-killed high strength steels (P : 0.07%) were studied as compared with those of a conventional Al-killed steel (P : 0.016%). The rephosphorized Al-killed steel shows a peak \bar{r} -value at a certain heating rate of annealing as well as the conventional Al-killed steel. However, phosphorus weakens the retardation effect of AlN particles on the recrystallization, which results in a lower \bar{r} -value and a lower grain elongation ratio. The preferred orientation of the rephosphorized Al-killed steels is $\{111\}\langle 112\rangle$, whereas that of the conventional Al-killed steel is $\{111\}\langle 110\rangle$. These results are discussed by taking into account the interaction between phosphorus and AlN precipitation.

1. 緒 言

低炭素リムド鋼に P を添加し脱炭焼鈍すると、P を添加しない場合より高い r 値が得られるという現象が吉田ら¹⁾により発見されて以来、最近まで、冷延鋼板の深絞り性におよぼす P の影響に関する研究はあまり行われて来ていない²⁾³⁾。

近年、自動車の安全性向上や軽量化を目的として、高張力冷延鋼板の開発が活発化されて来るとともに、安価で、強化能が高く、しかも深絞り性に有利に作用する P が注目されるようになり、現在では、自動車の内外板などに、引張強さが 35~40 kg/mm² の P 添加鋼 (いわゆる Rephosphorized Steel) がかなり利用されている。

それとあいまつて、P に関する研究が再燃し、最近、Hu⁴⁾⁵⁾ や著者ら⁶⁾⁷⁾ は、深絞り性におよぼす P の影響を詳細に検討している。しかし、これらはいずれもリムド鋼や AlN の影響を消した Al キルド鋼における検討が主体である。

一方、AlN の影響を考慮した Al キルド鋼については、著者ら⁶⁾ が P を添加すると、フェライト粒の展伸度は低下するが、 r 値の変化はほとんどないことを、また高橋ら⁸⁾ が N 量を増加すれば、P 添加鋼でも、大きな展伸粒、高 r 値が得られることを報告しているが、詳細な検討はほとんど行われていない。

周知のごとく、Al キルド鋼の再結晶集合組織は、回復再結晶時に析出する preprecipitation cluster と呼ばれる微細な AlN によつて、大きく支配される。従つて、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成には、この微細な AlN の析出挙動と P との相互作用が何らかの影響をおよぼしていることが予想される。

本報では、まず回復再結晶時の AlN の析出挙動に有益な情報を与えてくれる r 値、集合組織、結晶粒などの焼鈍時の加熱速度依存性におよぼす P の影響を、次に AlN の析出速度や再結晶挙動におよぼす P の影響を詳細に検討し、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成機構について考察を行った。

2. 供試材および実験方法

供試材は現場製造された 3 種の P 添加 Al キルド鋼と 1 種の通常の Al キルド鋼の熱延板である。成分を Table 1 に示す。試料 1~3 は P 量が 0.06~0.07% の P 添加 Al キルド鋼であり、Al, N, Mn 量のバランスが異なっている。試料 4 は P 量が 0.016% の通常の Al キルド鋼であり、比較材とした。これらの試料はいずれも熱延で AlN の析出が起らないように低温で巻き取られている。板厚はいずれも 2.8 mm である。

まず P 添加 Al キルド鋼の r 値の加熱速度依存性を調査するため、試料 1~4 の熱延板を実験用冷間圧延機で

昭和 56 年 10 月 16 日受付 (Received Oct. 16, 1981)

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

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

Steel	No.	C	Mn	P	Sol. Al	N
Rephosphorized Al-killed.	1	0.050	0.24	0.069	0.041	0.0052
	2	0.047	0.25	0.061	0.060	0.0056
	3	0.056	0.30	0.071	0.052	0.0047
Al-killed.	4	0.053	0.26	0.016	0.036	0.0057

75% 冷延後 (板厚 0.7 mm), 加熱速度を 20~440°C/h に変えて等速昇温し, 700°C にて 1 h 均熱後炉冷した。そして r 値を測定した。また P の影響を明確にするため, P 以外の成分がほぼ等しい試料 1 と 4 について, 冷圧後の (200) 極点図, 焼鈍後の顕微鏡組織, 結晶粒度, 展伸度, X 線積分強度, (200) 極点図の測定を行った。

次に AlN の析出速度および再結晶挙動におよぼす P の影響を調査するため, 試料 1 と 4 を用い次の実験を行った。AlN の析出速度については, 熱延板を平面研削, 化学研磨して, 内部摩擦用の試料を作製し, 650°C の塩浴炉に 10~70 min 浸漬後空冷し, 350°C で 1 h 均熱後炉冷の固溶 C 析出処理を行った後, 内部摩擦 (固溶 N) を測定した。再結晶挙動については, 75% 冷延後, r 値が最高となる加熱速度 (以後, ピーク加熱速度と呼ぶ。) で, 昇温途中 500~700°C の温度範囲で 10~40 °C 間隔で炉より試料を引き出し, 空冷後, 硬度, X 線積分強度の測定を行った。

なお試料 1 と 4 の熱延板に 930°C で 10 min 均熱後空冷の処理を与え, 冷延前に AlN を完全に析出させた試料についても, 焼鈍後の集合組織や再結晶挙動などの調査を行い, P の影響を究明するための一助とした。

上記実験で, r 値は 1.5% 調圧後, JIS 5 号引張試験片を圧延方向に対し, 0°, 45°, 90° 方向より採取し, 15% の引張歪みを与えて測定し, \bar{r} 値は $(r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$ より求めた。顕微鏡組織は圧延方向に平行な断面について調べた。X 線積分強度は圧延面に平行な面について, 板厚 1/4 のところで, {110}, {200}, {112}, {222}, {310}, {321}, {332} の 7 面の積分強度を測定し, 次式により求めた (P_{hkl})。

$$P_{hkl} = 7 \cdot (I_{hkl} / I_{hkl}^0) / \sum (I_{hkl} / I_{hkl}^0)$$

I_{hkl}^0 : {hkl} 面のランダム方位における理論相対強度。

I_{hkl} : {hkl} 面の実測強度。

(200) 極点図は板厚 1/2 のところで測定した。内部摩擦は横振動法で測定した。硬度は圧延面について, ロックウェル 30T で測定した。

3. 実験結果

3.1 \bar{r} 値の加熱速度依存性

各試料の \bar{r} 値の加熱速度依存性を Fig. 1 に示す。P 添加 Al キルド鋼の場合も, ピーク加熱速度が存在し, 通常の Al キルド鋼と同様な \bar{r} 値の加熱速度依存性を示す。

Al キルド鋼の加熱速度依存性については, いくつかの報告⁹⁾¹⁰⁾があるが, 高橋ら¹¹⁾は, 通常の Al キルド鋼のピーク加熱速度が Al, N, Mn 量および冷延率によって決まり, (1)式で表されることを報告している。

$$\log(\text{PHR}) = 18.3$$

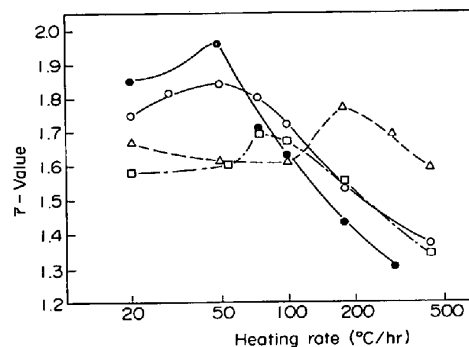
$$+ 2.7 \log([\text{Al}] \times [\text{N}] \times [\text{Mn}] / \text{CR}) \dots (1)$$

PHR: ピーク加熱速度 (°C/h), CR: 冷延率 (%)

[Al], [N], [Mn] の単位は %。

(1)式から求めたピーク加熱速度と実測のピーク加熱速度が一致しているかどうかを調べることは, Al キルド鋼の再結晶挙動を考察する上で, 有益な情報を与えてくれる。

そこで, 本実験で用いた P 添加 Al キルド鋼が (1)式を満足するかどうかを検討した。結果を Table 2 に示す。いずれの P 添加 Al キルド鋼も, 計算値と実測値が極めて良く一致している。従つて, (1)式は, 本実験範囲内の P 量を含む Al キルド鋼に対しては適用できる。



○ Steel 1, △ Steel 2, □ Steel 3, ● Steel 4

Fig. 1. Effect of heating rate on \bar{r} -values of steels 1, 2, 3 and 4, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h.

Table 2. Comparison of calculated peak heating rate with observed one.

Steel	No.	Cold Reduction (%)	Peak Heating Rate (°C/hr)	
			Calculated	Observed
Rephosphorized	1	75	50	50
	2	75	180	180
Al-killed.	3	75	100	90
	4	75	60	50

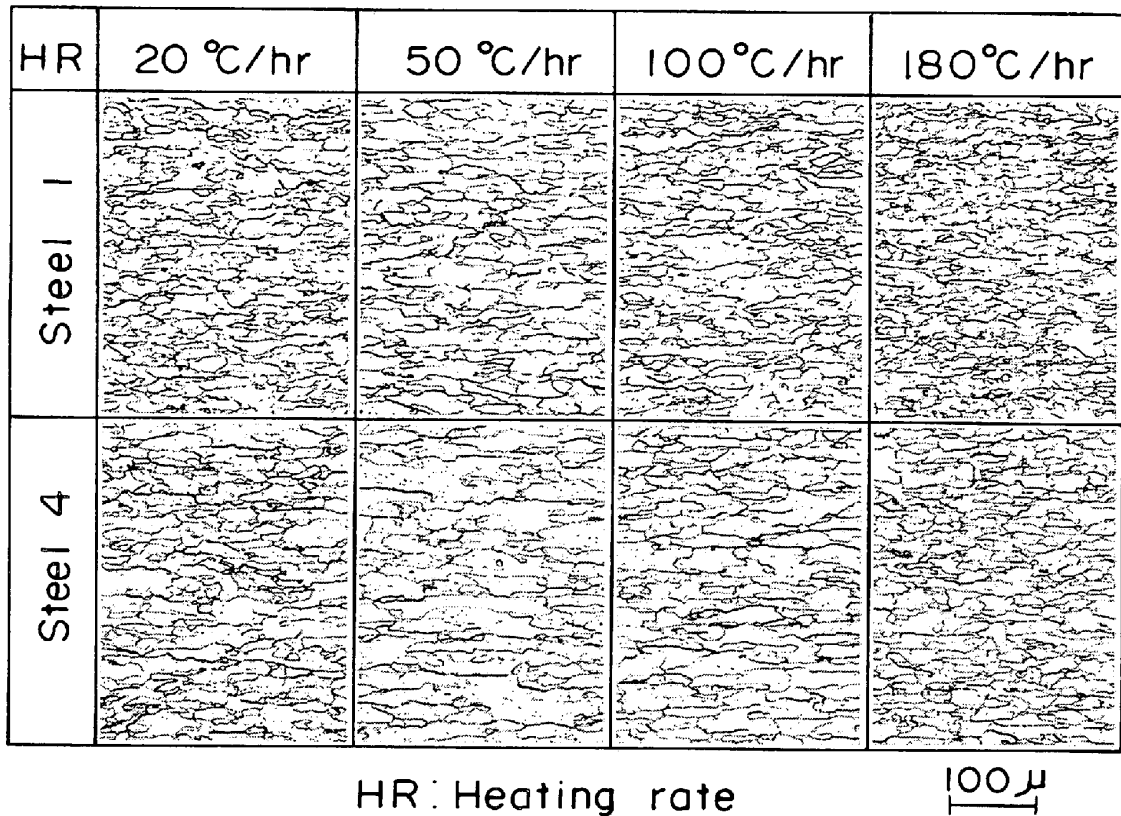


Photo. 1. Effect of heating rate on microstructures of steels 1 and 4, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h.

Pを約 0.07% 含む Al キルド鋼が、通常の Al キルド鋼と同様な加熱速度依存性を示し、かつそのピーク加熱速度が(1)式を満足することから、Pは AlN の析出挙動に対し、影響を与えていないように見える。しかし、P以外の成分がほぼ等しく、かつピーク加熱速度も一致している試料1のP添加 Al キルド鋼と試料4の通常の Al キルド鋼の \bar{r} 値の絶対値は一致しておらず、ピークおよびそれより遅い加熱速度では、P添加 Al キルド鋼の方が \bar{r} 値は低く、ピークより速い加熱速度では、逆に高くなっている。

3.2 結晶粒と集合組織の加熱速度依存性

Al キルド鋼では、結晶粒や集合組織も \bar{r} 値に対応した特異な加熱速度依存性を示す。そこで、試料1と4について、それらを調査した。

Photo. 1 に光学顕微鏡組織を、Fig. 2 に結晶粒度と展伸度を示す。P添加 Al キルド鋼も、通常の Al キルド鋼と同様な結晶粒の加熱速度依存性を示す。すなわち、ピーク加熱速度で最大の展伸粒が得られ、それより遅い加熱速度では小さな展伸粒になり、速い加熱速度では粒径が小さくなるとともに等軸粒化する。しかし、P添加 Al キルド鋼の粒径、展伸度は、いずれの加熱速度においても、通常の Al キルド鋼に比べ小さい。従つ

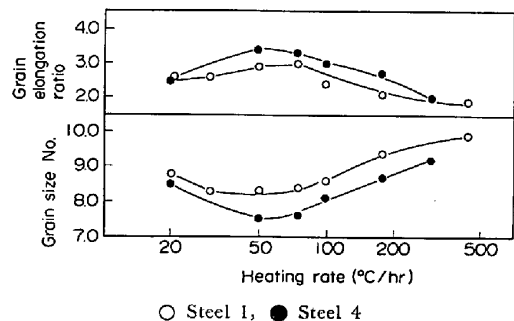


Fig. 2. Effect of heating rate on grain sizes and grain elongation ratios of steels 1 and 4, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h.

て、P添加 Al キルド鋼では、通常の Al キルド鋼と同様、再結晶時に AlN による結晶粒の展伸化作用が働いているが、Pによりその作用が軽減されていると考えられる。

Fig. 3 にX線積分強度の加熱速度依存性を示す。P添加 Al キルド鋼も、ピーク加熱速度で{222}が極大に、{200}、{110}が極小になり、通常の Al キルド鋼と同様な加熱速度依存性を示す。

各面強度と Fig. 1 に示した \bar{r} 値の結果を比較すると、{222}に与えるPの影響は \bar{r} 値の結果と良く対応している。一方、{200}、{110}に与えるPの影響は必ず

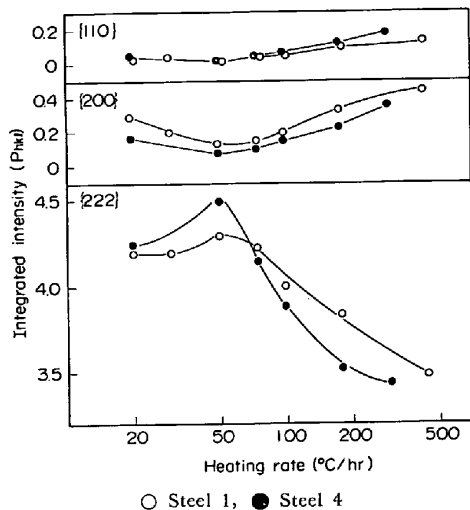


Fig. 3. Effect of heating rate on integrated intensities of steels 1 and 4, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h.

しも \bar{r} 値の結果と対応していない。{200} はいずれの加熱速度においても、P 添加 Al キルド鋼の方が高い。{110} は、ピークおよびそれより遅い加熱速度では、P の影響がほとんど認められず、ピークより速い加熱速度では、P 添加 Al キルド鋼の方が低くなる。

Fig. 4 に 75% 冷延後の (200) 極点図を、Fig. 5 にピーク加熱速度 (50°C/h)、それより遅い加熱速度 (20°C/h)、およびそれより速い加熱速度 (180°C/h) で焼鈍した後の (200) 極点図を示す。冷延集合組織には、P による顕著な相違は認められず、いずれも R. D.// $\langle 110 \rangle$, N. D.// $\langle 111 \rangle$ 繊維組織を示す。

一方、再結晶集合組織は、いずれの加熱速度においても、P 添加 Al キルド鋼の主方位は {111} $\langle 112 \rangle$ であり、通常の Al キルド鋼の主方位 {111} $\langle 110 \rangle$ とは異な

る。

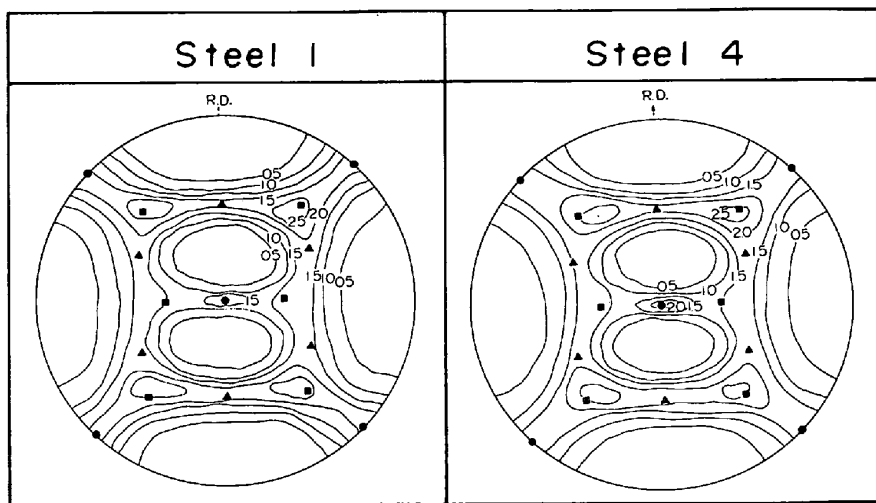
Fig. 6 に、熱延板に 930°C で 10 min の熱処理を与え、冷延前に AlN を完全析出させた試料の焼鈍後の (200) 極点図を示したが、AlN の影響を消しても、P 添加 Al キルド鋼の主方位はやはり {111} $\langle 112 \rangle$ であり、通常の Al キルド鋼の主方位 {111} $\langle 110 \rangle$ とは異なっている。

P 添加 Al キルド鋼では、回復再結晶時に析出する AlN の影響の有無にかかわらず、その主方位が {111} $\langle 112 \rangle$ になることは、再結晶集合組織形成に対し、AlN の析出と P の相互作用ばかりでなく、P 独自の影響も重要な役割を果たしていることが示唆される。

3.3 AlN の析出速度

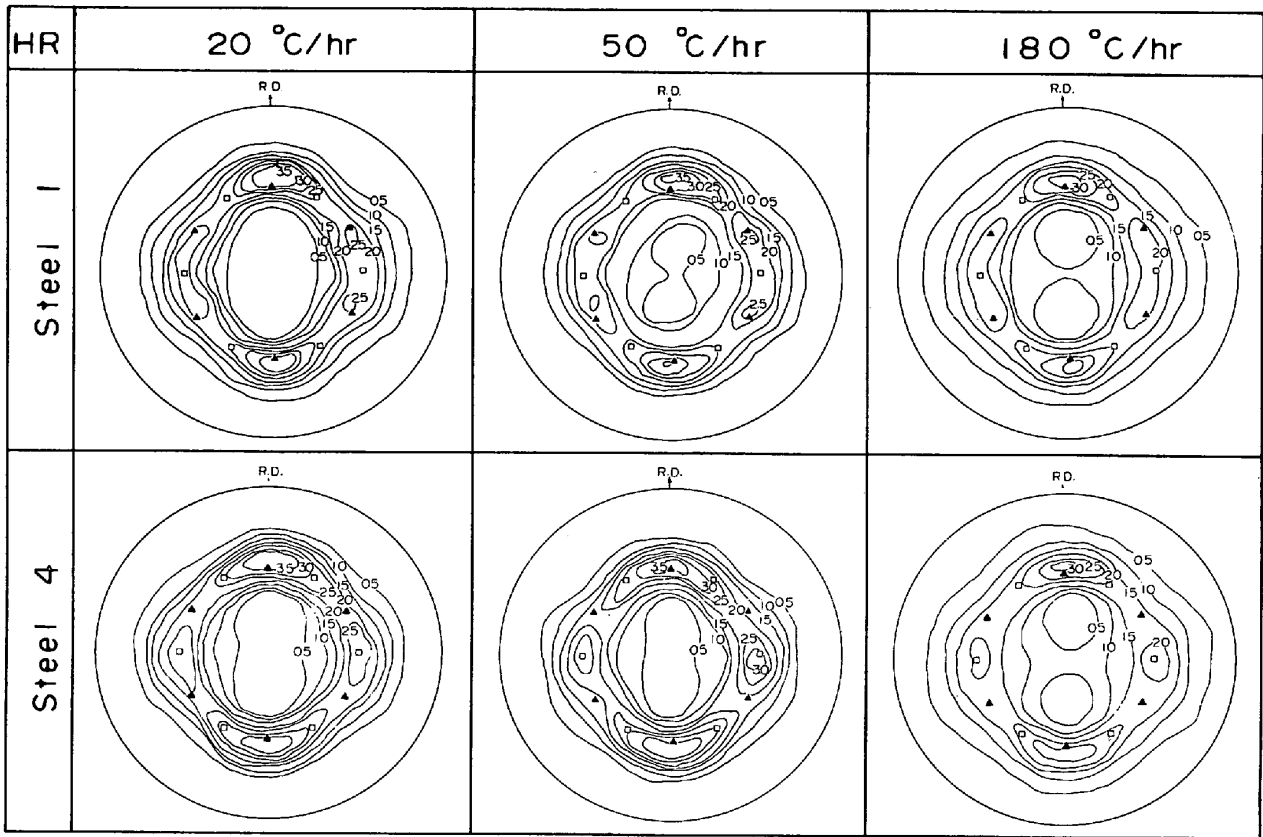
試料 1 と 4 の熱延板を用い、650°C 等温焼鈍時の AlN の析出速度におよぼす P の影響を内部摩擦によつて調査した。熱延板で調査した理由は、冷延板では完全再結晶後でない、精度良く内部摩擦が測定できず、また再結晶後では、AlN の析出がほとんど完了してしまうためである。DICKENSCHIED ら¹²⁾ は、スネークピークにおよぼす P の影響を調査し、ピークの高温側に P と N の相互作用に起因する新しいピークが存在することを報告している。しかし、本実験では、P 添加 Al キルド鋼と通常の Al キルド鋼の N のスネークピークの形状に、ほとんど相違が認められなかつた。従つて、ピーク高さ (Q_{\max}) の測定によつて AlN の析出速度を評価しても問題ないと思われる。

結果を Fig. 7 に示す。AlN の析出速度は、P 添加 Al キルド鋼の方が通常の Al キルド鋼より速い。特に、析出初期でこの傾向が顕著である。LESLIE ら¹³⁾ は、AlN の析出速度が冷間加工を加えると促進されること



● {001} $\langle 110 \rangle$, ▲ {111} $\langle 112 \rangle$, ■ {112} $\langle 110 \rangle$

Fig. 4. (200) pole figures of steels 1 and 4, cold rolled 75%.



HR: Heating rate

▲ $\{111\}\langle 112 \rangle$, □ $\{111\}\langle 110 \rangle$

Fig. 5. (200) pole figures of steels 1 and 4, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h.

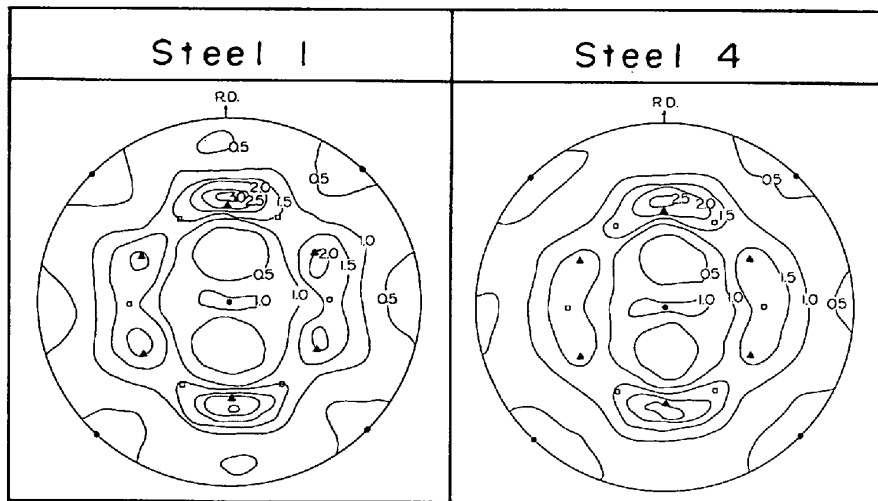
● $\{001\}\langle 110 \rangle$, ▲ $\{111\}\langle 112 \rangle$, □ $\{111\}\langle 110 \rangle$

Fig. 6. (200) pole figures of steels 1 and 4, heat-treated at 930°C for 10 min. to complete AlN precipitation in hot bands, cold rolled 75%, and annealed at 700°C for 1 h at a heating rate of 50°C/h.

を報告している。従つて、熱延板における本結果をそのまま冷延後の回復再結晶時には適用できない。しかし、AlNの析出速度がPによつて促進される傾向は、回復再結晶時にも維持されるであろう。AlNの析出速度がPによつて促進されるにもかかわらず、P添加Alキルド

鋼のピーク加熱速度が(1)式を満足することは興味深い。

3.4 再結晶挙動

これまで述べて来たように、P添加Alキルド鋼にはP添加特有の現象がいくつか認められた。そこで、Pの

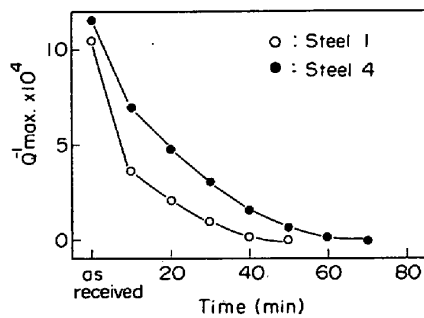
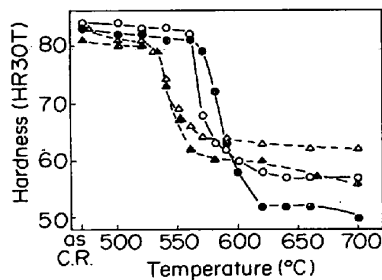


Fig. 7. AIN precipitation behavior in hot bands of steels 1 and 4 on isothermal annealing at 650°C.



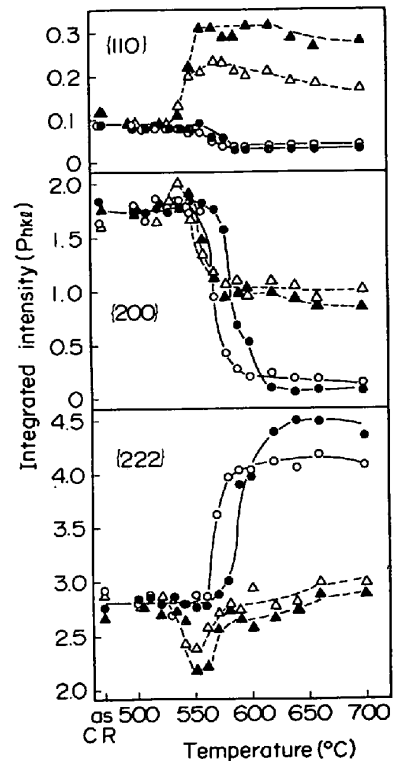
○, △ Steel 1, ●, ▲ Steel 4
△, ▲: Steels with AIN precipitation treatment in hot bands.

Fig. 8. Change in hardness of steels 1 and 4 during continuous heating at a peak heating rate of 50°C/h.

影響をさらに明確にするため、試料1と4を用い、ピーク加熱速度における再結晶挙動を調査した。ピーク加熱速度で調査したのは、この加熱速度で Al キルド鋼の特質が最も強く現れるためである。また熱延板に 930°C で 10 min 均熱の処理を与え、冷延前に AIN を完全析出させた試料についても、同様な調査を行い、P の影響を究明するための一助とした。

Fig. 8 に昇温中の硬度変化を示す。冷延前に AIN を析出させた場合と比較すると、P 添加 Al キルド鋼も、通常の Al キルド鋼と同様、回復再結晶が抑制されている。しかし、P 添加 Al キルド鋼の方が再結晶速度は速い。また AIN を冷延前に析出させた場合の再結晶速度には、P の影響はほとんど認められない。従って、P 添加 Al キルド鋼では、通常の Al キルド鋼と同様、AIN により回復再結晶が抑制されるが、P によりその抑制作用が緩和されていると考えられる。この原因として、3.3 で述べた AIN の析出速度と P の相互作用が考えられるが、それ以外に AIN の析出状態に P が何らかの影響を与えている可能性もある。

Fig. 9 に昇温中の X 線積分強度変化を示す。P 添加 Al キルド鋼も、通常の Al キルド鋼と同様、再結晶初期より後期にかけて、{222} は急増し、{200} は急減し、{110} は減少する。再結晶完了時では、P 添加 Al キルド鋼の方が {222} は低く、{200} は高い。{110} は



○, △ Steel 1, ●, ▲ Steel 4
△, ▲: Steels with AIN precipitation treatment in hot bands.

Fig. 9. Change in integrated of steels 1 and 4 during continuous heating at a peak heating rate of 50°C/h.

通常の Al キルド鋼とほとんど差がない。また再結晶途中の各面の挙動は、冷延前に AIN を析出させた場合と比較すると、著しく異なっている。従って、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成にも、AIN が支配的な役割を果たしていることがわかる。もちろん、この AIN は P と相互作用している AIN のことである。

冷延前に AIN を析出させた場合の各面の挙動は、P 添加 Al キルド鋼、通常の Al キルド鋼ともに、リムド鋼の場合と類似している。再結晶初期より中期にかけて、{222} は減少し、{200} は微増し、{110} は急増する。中期から後期にかけては、{222} は増加し、{200} は急減する。再結晶完了時点では、P 添加 Al キルド鋼の方が、{222}、{200} は高く、{110} は低い。これらの結果から、P は本来、{222}、{200} を増加させ、{110} を減少させる効果を有することがわかる。

4. 考 察

P 添加 Al キルド鋼にも、(1) \bar{r} 値のピーク加熱速度が存在する。(2) 結晶粒が展伸する。(3) ピーク加熱速度で、回復再結晶が大きく抑制される。(4) ピーク加熱速度で、再結晶初期より {111} 強度が急増し、{100} 強度が急減する。など Al キルド鋼特有の現象が認められ

る。

一方、(1) 主方位が $\{111\}\langle 112 \rangle$ であり、通常の Al キルド鋼の主方位 $\{111\}\langle 110 \rangle$ とは異なる。また P 以外の成分がほぼ等しく、ピーク加熱速度も一致する通常の Al キルド鋼と比較すると、ピーク加熱速度で、(2) \bar{r} 値が低く、結晶粒径が小さく、展伸度が低くなる。(3) 再結晶速度が速くなる。(4) $\{111\}$ 強度が低く、 $\{100\}$ 強度が高くなる。など P 添加特有の現象も認められる。

これらの現象を考慮すると、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成に対しては、AlN と P がそれぞれ独立に影響をおよぼしているとは考え難く、それらの相互作用が重要な役割を演じていると考えた方が妥当である。

AlN の析出と P の相互作用として、一つには、AlN の析出速度と P の相互作用が考えられる。Fig. 7 に示したように、AlN の析出速度は P によつて促進される。もし、P が AlN の析出に対し、その析出速度を促進させる作用しか持たないとしたら、P 本来は再結晶速度に影響を与えないので、ピーク加熱速度は、高橋らの式(1)から計算したピーク加熱速度よりも、急速加熱側へシフトするはずである。なぜならば、高橋らの式は、ピーク加熱速度が再結晶速度と AlN の析出速度によつて決定されることを表しているからである。

しかし、Table 2 に示したように、実測値と計算値は極めて良く一致している。従つて、P は AlN の析出速度を促進させる作用ばかりでなく、通常の Al キルド鋼における AlN の回復再結晶抑制効果を緩和させる作用も有していると考えられる。そして、AlN の析出速度を促進させ、ピーク加熱速度を急速側へシフトさせる作用と、AlN の回復再結晶抑制効果を緩和させ、ピーク加熱速度を低速側へシフトさせる作用がバランス良く働いて、高橋らの式を満足していると考えられる。

この P による AlN の回復再結晶抑制効果緩和作用は、P が AlN の析出サイトに何らかの影響をおよぼしていることに起因していると思われる。

ピーク加熱速度で、P 添加 Al キルド鋼の方が、通常の Al キルド鋼より、結晶粒径が小さく、展伸度が低く、また再結晶速度が速くなるという現象は、この P の作用に起因していると考えられる。さらに、P 添加 Al キルド鋼の方が、 $\{111\}$ が低く、 $\{100\}$ が高くなり、その結果、 \bar{r} 値が低くなるという現象も、この P の作用によるものであろう。P により AlN の回復再結晶抑制効果が緩和されれば、通常の Al キルド鋼で認められる AlN による $\{111\}$ 以外の方位に対する強い核発生抑制効果も緩和され、 $\{111\}$ が低下し、 $\{100\}$ が増加して、

\bar{r} 値が低下することになる。

Fig. 9 に示した冷延前に AlN を析出させた結果から、P 本来は、 $\{111\}$ 、 $\{100\}$ を増加させ、 $\{110\}$ を低下させる効果を有している。しかし、ピーク加熱速度のように、AlN の影響が最大限に現れるところでは、この P 本来の効果は、ほとんど AlN により打ち消されていると思われる。なぜならば、Fig. 9 に示したように、P 添加 Al キルド鋼の再結晶挙動は、通常の Al キルド鋼の場合と同様な傾向を示しており、冷延前に AlN を析出させた場合とは、著しく異なっているからである。

以上、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成機構を AlN の析出と P の相互作用によつて考察して来た。しかし、この AlN の析出と P の相互作用だけでは、P 添加 Al キルド鋼の主方位が $\{111\}\langle 112 \rangle$ であり、通常の Al キルド鋼の主方位 $\{111\}\langle 110 \rangle$ と異なるという現象は説明できない。

Hu⁴⁾ や著者ら⁶⁾⁷⁾ の結果でも、また Fig. 6 に示した冷延前に AlN を析出させた場合の本結果でも、P 添加によつて主方位が $\{111\}\langle 110 \rangle$ から $\{111\}\langle 112 \rangle$ へ変化している。

従つて、P は $\{111\}$ 方位自体の核発生に対しては、AlN の析出とは無関係に、何らかの影響をおよぼしていると考えられる。

Hu⁴⁾ は、P によつて主方位が $\{111\}\langle 112 \rangle$ になる原因を、再結晶時に P が亜粒界や粒界の移動を阻止するためであろうと考察している。しかし、このような作用が P にあるならば、P による再結晶の抑制が認められるはずである。Fig. 8 に示したように、冷延前に AlN を析出させた場合には、P による再結晶速度の差は認められない。従つて、P が再結晶時に亜粒界などと相互作用して、 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の発達を促進すると考えるよりも、焼鈍前にすでにそのような下地が P によつて形成されていると考えた方が妥当と思われる。Fig. 4 に示した冷延集合組織には、P の影響がほとんど認められないが、 $\{111\}$ 方位の核発生サイトである粒界近傍¹⁴⁾の圧延組織に P が何らかの影響をおよぼしている可能性は十分に考えられる。なぜならば、P は粒界に偏析しやすいためである¹⁵⁾。

このように、P 添加 Al キルド鋼では、 $\{111\}$ 方位の核発生に対しては、P 独自の影響が認められる。また先に述べたように、再結晶挙動には、AlN の影響が強く現れている。従つて、 $\{111\}$ 方位の核発生、特に、その方向は P 独自の影響を強く受けるが、 $\{111\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ などの異なつた面方位間の量的な関係は AlN の影響に支配されていると考えられる。

本結果は、P量が約 0.07% の結果である。P量が変われば、Pによる \bar{r} 値、粒の展伸度の低下などの度合いが当然異なつて来ると予想される。従つて、回復再結晶時に析出するすべての AlN が P の影響を受けるのではなく、ある量の AlN は通常の Al キルド鋼におけるような働きをしていると考えられる。そして、P と相互作用する AlN が $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の発達に寄与し、残りの AlN が $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の発達に寄与していると考えられる。

$\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の核発生サイトと思われる圧延粒界には、P の偏析量も多く、そのため AlN が P と相互作用する可能性が大きい。また核発生時には、P と相互作用する AlN も $\{111\}$ 方位以外の核発生を抑制するであろう。しかし、すでに述べたように、この AlN の $\{111\}$ 方位以外の核発生抑制効果は、通常の Al キルド鋼における AlN ほど大きくない。

以上まとめると、P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成機構は次のように考えられる。すなわち、通常の Al キルド鋼と同様、回復再結晶時に析出する AlN が重要な役割を果たす。そして、この AlN は次の二つの役割を持つ AlN に分けられる。

(1) P と相互作用して、P 添加鋼特有の $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の発達を促進する AlN。

(2) 通常の Al キルド鋼特有の $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の発達を促進する AlN。

そして、前者の AlN は、後者の AlN より、回復再結晶抑制効果が少なく、そのため核発生における厳しい方位選択作用を持たない。従つて、通常の Al キルド鋼に比べ、 $\{111\}$ 方位が減少し、 $\{100\}$ 方位が増加する。また結晶粒の展伸度も低下することになる。

5. 結 果

P 添加 Al キルド高張力冷延鋼板の再結晶集合組織形成機構を究明するため、P 量を約 0.07% 含む Al キルド鋼の \bar{r} 値、結晶粒、集合組織の加熱速度依存性、AlN の析出速度および再結晶挙動を、通常の Al キルド鋼と比較して、調査した。

その結果、以下の結論が得られた。

(1) P 添加 Al キルド鋼も、通常の Al キルド鋼と同様な \bar{r} 値の加熱速度依存性を示す。また結晶粒は展伸粒になり、ピーク加熱速度で、粒径、展伸度が最大となる。

(2) ピーク加熱速度で、P 添加 Al キルド鋼の方が、P 以外の成分のほぼ等しい通常の Al キルド鋼と比べると、 \bar{r} 値が低く、結晶粒径が小さく、粒の展伸度が

低い。また集合組織的には、 $\{111\}$ 強度が低く、 $\{100\}$ 強度が高くなるが、 $\{110\}$ 強度は通常の Al キルド鋼と変わらない。

(3) P 添加 Al キルド鋼の主方位は $\{111\}\langle 112 \rangle$ であり、通常の Al キルド鋼の主方位 $\{111\}\langle 110 \rangle$ とは異なる。またこの現象は AlN の影響を消した場合も変わらない。

(4) P は AlN の析出速度を促進する。また AlN の持つ回復再結晶抑制効果を緩和する。

(5) P 添加 Al キルド鋼の再結晶集合組織形成に大きな役割を果たすのは、通常の Al キルド鋼と同様、回復再結晶時に析出する AlN である。しかし、この AlN は次の二つの役割を持つ AlN に分けられると考えられる。

・ P と相互作用して、P 添加鋼特有の $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の発達を促進する AlN。

・ 通常の Al キルド鋼特有の $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の発達を促進する AlN。

そして、前者の AlN は、後者の AlN より、回復再結晶抑制効果が少なく、そのため通常の Al キルド鋼におけるような、核発生時の厳しい方位選択作用を持たない。

文 献

- 1) H. YOSHIDA, K. SASAKI, and F. KANZAKI: IDDRG, Colloq., London (1964)
- 2) S. TESHIMA and M. SHIMIZU: Mechanical Working of Steel, 2 (1965), p. 279 [Gordon and Breach Now York]
- 3) P. WACQUEZ and R. Van DAELE: Sheet Metal Ind., 44 (1967), p. 21
- 4) H. HU: Texture of Cryst. Sol., 2 (1976), p. 113
- 5) H. HU: Texture of Cryst. Sol., 4 (1980), p. 13
- 6) 松藤和雄, 大沢紘一, 酒匂雅隆: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S722
- 7) 小野 賢, 下村隆良, 大沢紘一, 松藤和雄: 鉄と鋼, 67 (1981) 5, S457
- 8) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S455
- 9) 松藤和雄: 塑性と加工, 7 (1966), p. 376
- 10) 高橋延幸, 清水峯男, 友添達美: 日本金属学会予稿 (1969 春), p. 217
- 11) 高橋政司, 岡本篤樹: 住友金属, 27 (1975), p. 40
- 12) W. DICKENSCHIED and J. BRAUNER: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), p. 531
- 13) W. C. LESLIE, R. L. RICKET, C. L. DOTSON, and C. S. WALTER: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1470
- 14) M. MATSUO, S. HAYAMI, and S. NAGASHIMA: Advan. X-ray Anal., 14 (1971), p. 214
- 15) 大内千秋, 田中淳一, 大須賀立美: 「鋼の強靱性」 Oct. (1971), p. 67