

論 文

UDC 669.14.018.292-122.2-415 : 539.22 : 539.52

高張力冷延鋼板の r 値面内異方性について*

松藤 和雄**・大沢 紘一**・小林 英男**

Planar Anisotropy of r Value of High Strength Cold Rolled Steel Sheets

Kazuo MATSUDO, Koichi OSAWA, and Hideo KOBAYASHI

Synopsis:

Planar anisotropy of r value in high strength cold rolled steel sheets produced at mill, of which composition are low C-Si-Mn-Nb or low C-Si-Mn-Nb-Ti, is $r_{45} > r_{90} > r_0$ type. The reason for the development of this type planar anisotropy in these high strength cold rolled steel sheets has been investigated from the view point of texture and microstructure.

The following results are obtained:

- (1) These high strength cold rolled steel sheets have $r_{45} > r_{90} > r_0$ type planar anisotropy even after recrystallization annealing, which is attributed to the remaining $\{211\}\langle 011\rangle$ and $\{100\}\langle 011\rangle$ components.
- (2) These retained components are not attributed to the partial recrystallization, but mainly to the both effects of strong cold rolled texture due to strong hot rolled texture and recrystallization in situ due to fine precipitates of Nb(C,N) or Ti(C,N).
- (3) It is suggested that the hot rolled texture has a strong influence on the recrystallization texture in cold rolled steel sheets containing Nb or Ti.

1. 緒 言

最近、自動車の安全および軽量化対策として、高張力冷延鋼板の製造方法が検討されている。強度-延性バランス、製造コストなどを考慮した場合、Si, Mn, P など固溶硬化型元素あるいは Nb, Ti, V など析出硬化型元素を適宜添加して、パッチ焼鈍により完全再結晶させる方法が適していると考えられる¹⁾。このような考え方から、パッチ焼鈍型高張力冷延鋼板の成分系として、低 C-Si-Mn-Nb あるいは低 C-Si-Mn-Nb-Ti 系の用いられることが多い。

Nb および Ti を単独あるいは複合で、(C+N) に対する原子濃度比 $M/(C+N)$ で 1 以下微量添加し、現場圧延したこれらの鋼の r 値面内異方性は、圧延方向に対して、 0° , 45° , 90° 方向の r 値をそれぞれ r_0 , r_{45} , r_{90} と表わした場合、熱延が A_{r3} 変態点以上の高温仕上圧延であるにもかかわらず、熱延ままの状態非常に強い $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を呈すばかりでなく、冷延・焼鈍後も通常の低 C リムド鋼あるいは Al キルド鋼と全く異り、 $r_{45} > r_{90} > r_0$ あるいは $r_{90} > r_{45} > r_0$ 異方性を有している。

軟質鋼板に Nb²⁾⁻⁴⁾, Ti⁵⁾⁶⁾, Ta⁷⁾, V⁸⁾ など炭窒化物形成元素を添加すると、冷延・焼鈍後の r 値面内異方性

が $M/(C+N)$ 原子濃度比、熱延加熱条件、熱延板処理条件などにより変化することが報告されているが、いずれの場合も、熱延集合組織の影響は注目されていない。これは、いずれも熱延板が実験室圧延により製造されているため、熱延集合組織がランダム方位に近いためであり、炭窒化物形成元素を添加した鋼における冷延・焼鈍後の r 値面内異方性は、冷延前の微細析出物の分布状態によりほぼ決定されると説明されている。なお、熱延集合組織の影響については、特に r 値面内異方性には言及していないが、現場圧延した極低 C-Nb 添加鋼において、Nb 添加量を増すと熱延集合組織は R.D.// $\langle 110\rangle$ 繊維組織が発達し、これが冷延集合組織さらに再結晶集合組織へと影響をおよぼしている可能性について指摘した報告⁹⁾があるにすぎず、ほとんど検討されていない。

現場圧延した低 C-Si-Mn-Nb および低 C-Si-Mn-Nb-Ti 系高張力冷延鋼板では、熱延板が非常に強い熱延集合組織を有しており、冷延・焼鈍後の r 値面内異方性には、Nb および Ti の炭窒化物の微細析出とともに熱延集合組織の影響の大きいことが予想された。そこで、高張力冷延鋼板の r 値面内異方性に影響をおよぼす要因について検討したところ、 $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性の形成には、熱延集合組織および微細析出物の両者が重要な役割

* 昭和 50 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 5 月 31 日受付 (Received May 31, 1976)

** 日本鋼管(株)技術研究所福山研究所 (Technical Research Center, Nippon Kokan K.K., 1 Kokan-cho Fukuyama 720)

Table 1. Chemical composition and hot rolling condition of specimens.

Alloy	Steel No.	Chemical composition (wt%)									Nb+Ti C+N Atomic percent ratio	Hot rolling condition		Thick- ness mm	Grain size μm
		C	Si	Mn	P	S	N	Sol Al	Nb	Ti		Fin- ishing temp. $^{\circ}\text{C}$	Coiling temp. $^{\circ}\text{C}$		
High strength steel	A	0.097	0.87	1.56	0.015	0.008	0.0064	0.038	0.038	tr	0.05	930	610	3.2	7
	B	0.058	0.37	1.52	0.016	0.008	0.0076	0.035	0.046	tr	0.09	900	560	2.6	5
	C	0.040	0.24	1.40	0.011	0.005	0.0061	0.020	0.043	tr	0.12	875	580	3.6	<5
	D	0.081	0.94	1.56	0.016	0.009	0.0054	0.047	0.039	0.129	0.44	925	610	3.7	<5
	E	0.089	0.80	1.58	0.029	0.011	0.0052	0.038	0.044	tr	0.06	900	600	3.2	8
Low carbon rimmed steel	F	0.040	tr	0.27	0.011	0.024	0.0015	tr	tr	tr	—	860	600	3.2	12
	G	0.039	tr	0.27	0.012	0.024	0.0015	rr	tr	tr	—	770	600	2.8	45

Steel A, B, C, D, F, G: Hot rolled at mill. Steel E: Hot rolled at laboratory.

を果たしていることが明らかとなつたので、この検討結果を報告する。

2. 実験方法

供試材として用いた熱延板の化学成分、熱間圧延条件を Table 1 に示した。試料(A), (B), (C)は低 C-Si-Mn-Nb 鋼, 試料(D)は低 C-Si-Mn-Nb-Ti 鋼であり、いずれも $M/(C+N)$ 原子濃度比は 1 以下であるが (A), (B), (C), (D)の順に原子濃度比が高くなっている。これらはいずれも転炉出鋼し、 A_{r3} 変態点以上の温度で熱間仕上げ圧延を行った板厚 2.6~3.7 mm の現場圧延材である。試料(E)は成分が(A)とほぼ同じの実験室溶解・圧延材であり、大気溶解炉で溶製し、50 kg 鋼塊とした後、実験用 2 段圧延機により、厚さ 30 mm に分塊圧延し、ついで、1250 $^{\circ}\text{C}$ で 1 h 加熱してから、5 パスで板厚 3.2 mm に圧延したものである。仕上げ圧延温度は 900 $^{\circ}\text{C}$ とし、圧延後 600 $^{\circ}\text{C}$ の炉中で 1 h 保持後空冷した。なお、比較材として低 C リムド鋼(F), (G)を用いたが、いずれも転炉出鋼の現場圧延材であり、試料(F)は A_{r3} 変態点以上で仕上げ圧延した高温仕上げ材、試料(G)は A_{r3} 変態点以下で仕上げ圧延した低温仕上げ材である。

これらの熱延板を用いて、つぎの実験室的検討を行った。まず、高張力冷延鋼板の r 値面内異方性と集合組織との関係を明らかにするため、全試料について酸洗後 60% で冷間圧延し、ついで、Ar 雰囲気中で加熱速度 100 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$, 750 $^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$ の焼鈍を行った。そして、熱延板、冷延板および焼鈍板について、引張特性値、 r 値、集合組織、光学顕微鏡組織および薄膜による透過電子顕微鏡組織などの調査を行った。つぎに、高張力冷延鋼板の r 値面内異方性におよぼす冷延率の影響を試料(A), (B), (D), (E), (F)を用いて、酸洗後 40~85% の冷延率範囲で 5~10% 間隔で冷間圧延し、Ar 雰囲気中で加熱

速度 100 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$, (D)のみは 750 $^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$, 他の試料は 700 $^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$ の焼鈍後 r 値を測定することにより調査した。また、高張力冷延鋼板の r 値面内異方性に影響をおよぼす要因を明らかにするため、試料(A), (D), (E)を用い、熱延ままおよび Ar 雰囲気中で 700, 750, 800, 850 $^{\circ}\text{C}$ で 5 h 加熱後炉冷およびソルトバス中で A_{c3} 変態点以上の 930 $^{\circ}\text{C}$ で 30 min 加熱後空冷の熱延板処理を行った後、酸洗、ついで、70% の冷間圧延および Ar 雰囲気中での加熱速度 100 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$, 750 $^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$ の焼鈍を行った。そして、前処理した熱延板、冷延板および焼鈍板について、 r 値、集合組織、光学顕微鏡組織およびカーボン抽出レプリカによる析出物の電子顕微鏡観察などの調査を行なった。さらに、高張力冷延鋼板の再結晶挙動を、試料(D)について、熱延ままおよび 800 $^{\circ}\text{C} \times 5\text{h}$ の前処理を行った熱延板を酸洗および 60% の冷間圧延後 100 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ の等速加熱焼鈍を行いながら、所定の温度で炉から引き出し、硬さ、光学顕微鏡組織および集合組織の変化を調査することにより検討した。

上記実験で、引張特性値および r 値は 1.5% スキンパス後に測定した。 r 値は圧延方向に対して 0 $^{\circ}$, 45 $^{\circ}$, 90 $^{\circ}$ 方向について測定し、平均値 \bar{r} は $(r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ 、面内異方性 Δr 値は $(r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$ により表わした。また、集合組織は板厚中心の圧延面に平行な面について X 線による積分反射強度 (ρ 値) と (200) 極点図で調査した。なお、一般に、熱延板では板厚方向の集合組織が異なっているので、高張力鋼板について、板厚方向の集合組織の変化を調査したところ、板厚中心から板厚 1/4 までは集合組織がほぼ同じであつたので、板厚中心の値を板厚方向の平均的な集合組織と考え、熱延板についても板厚中心の集合組織により検討した。積分反射強度と (200) 極点図の測定方法は以前報告した方法¹⁰⁾に準じた。また、カーボンレプリカにより抽出した析出物は電子顕微鏡により 4 万倍で観察し、粒径測定用ゲージ付の 10 倍

Table 2. Mechanical properties of cold rolled (60%) and annealed (750°C×5h) high strength steel sheets. (Transvers direction)

Steel	Thickness mm	Y.S. kg/mm ²	T.S. kg/mm ²	EI %	\bar{r}
A	1.3	38.3	57.7	30.4	1.21
B	1.0	35.0	51.9	29.3	1.20
C	1.4	34.5	45.0	36.4	1.19
D	1.5	46.0	63.3	27.5	1.36
E	1.3	39.4	56.2	30.1	1.20

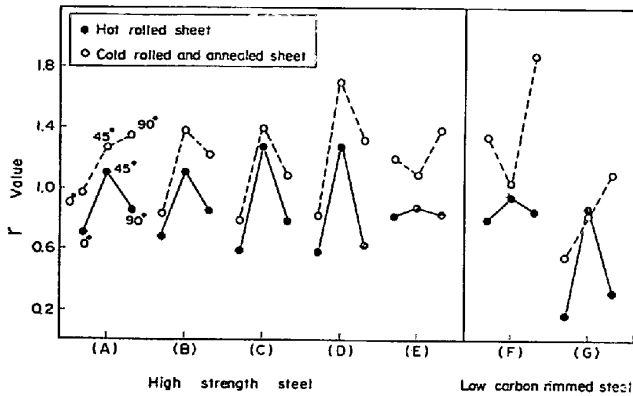


Fig. 1. Planar anisotropy of r value of hot rolled sheets and cold rolled (60%) and annealed (750°C×5h) sheets.

のルーペで、無作為に選んだ300個の析出物の粒子径を実測し、算術平均により平均粒子径を求めた。

3. 実験結果および考察

3.1 高張力冷延鋼板の r 値面内異方性と集合組織

高張力鋼板の冷延・焼鈍板の機械的性質をTable 2に示した。また、高張力鋼板および比較材の低Cリムド鋼の熱延板と冷延・焼鈍板の r 値面内異方性をFig. 1に示した。熱延板の r 値面内異方性は一般に $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有しており、実験室圧延した高張力鋼板(E)は低Cリムド鋼の高温仕上材(F)と同じように異方性が弱い。現場圧延した高張力鋼板はいずれも異方性が非常に強く、特に(C), (D)が著しい。これらの異方性の強さは低Cリムド鋼の低温仕上材(G)と同程度である。冷延・焼鈍板の r 値面内異方性は(E)が(F)と同様通常見られる $r_{90} > r_0 > r_{45}$ 異方性を呈しているのに対し、現場圧延した高張力鋼板(B), (C), (D)は $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を呈しており、特に熱延板の異方性の強い(C), (D)にこの傾向が著しい。ただし、(A)は異方性が若干弱く、 $r_{90} > r_{45} > r_0$ 異方性を呈している。なお、(G)は熱延板の r 値面内異方性が(C), (D)と同程度に強いが、冷延・焼鈍後は $r_{90} > r_{45} > r_0$ 異方性に留っている。

現場圧延した高張力鋼板特有の r 値面内異方性の原因

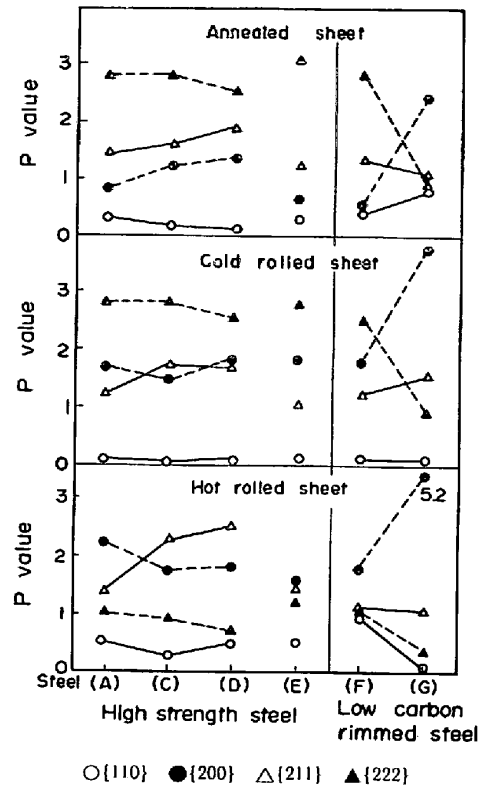
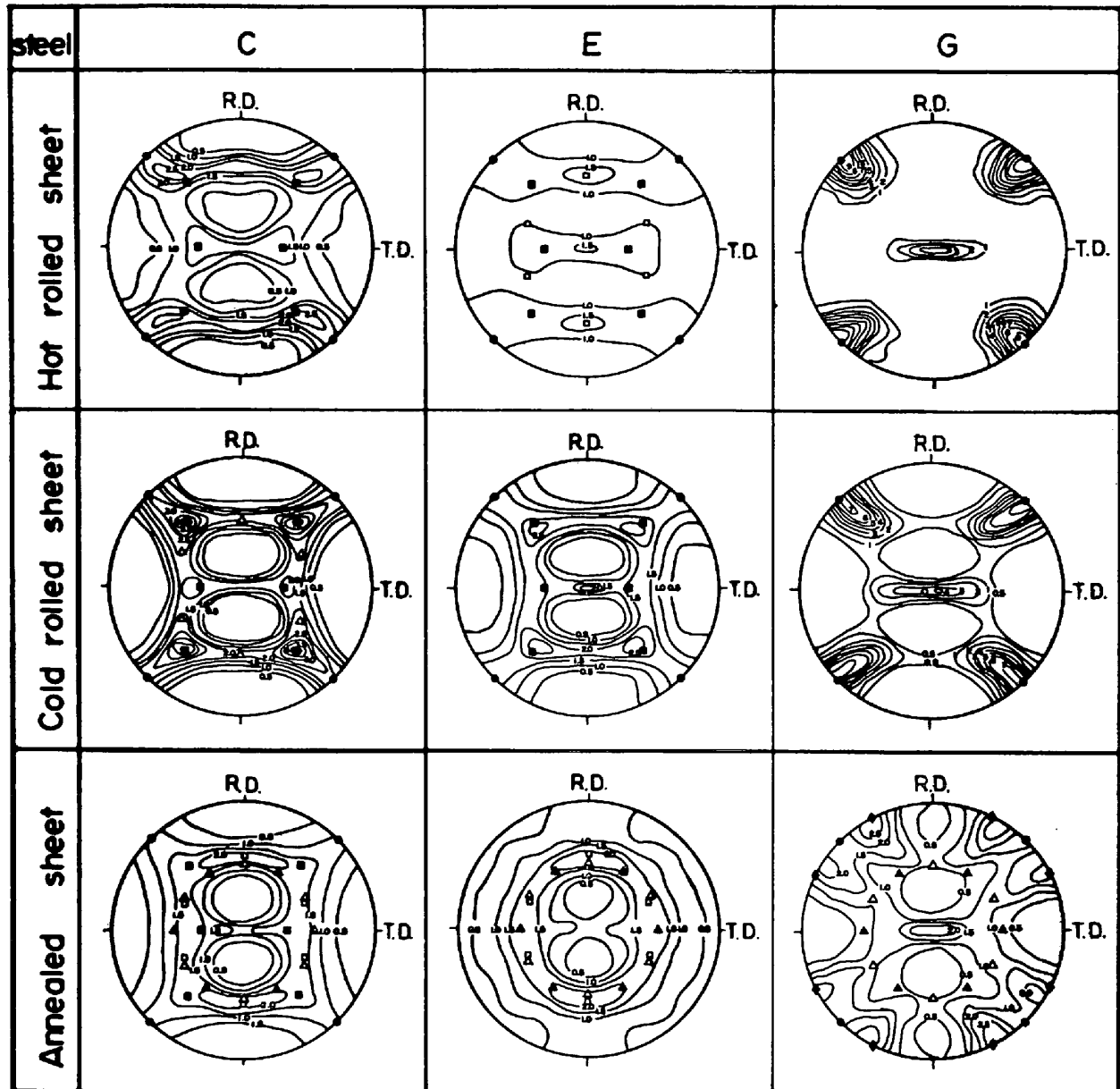


Fig. 2. X-ray intensity (P value of hot rolled, cold rolled (60%) and annealed (750°C×5h) sheets.

を明らかにするため、まず、各試料の集合組織を検討した。Fig. 2に(A), (C), (D), (E), (F), (G)の熱延板、冷延板および焼鈍板の主要4面の積分反射強度を示した。まず、熱延板では、低Cリムド鋼の高温仕上材(E)は一般的に知られているように{200}がやや高目であるが、ほぼランダム方位に近く¹¹⁾、実験室圧延した高張力鋼板(E)はこれに近い。また、低Cリムド鋼の低温仕上材(G)は従来から報告¹¹⁾されているように{200}が非常に強い。それに対し、現場圧延した高張力鋼板では、高温仕上材であるにもかかわらず{211}の高いのが特徴であり、特に r 値面内異方性の強い(C), (D)にこの傾向が著しい。つぎに、冷延板では、(E), (F)に比べて(C), (D)は{211}, (G)は{200}が高く、冷延集合組織への熱延集合組織の影響がうかがえる。焼鈍板では、現場圧延した高張力鋼板はいずれも(E), (F)に比べて{222}は同程度であるが、{211}, {200}が高く、{110}の低いのが特徴であり、 $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性の強いものほどこの傾向が著しい。また、(G)は{200}だけが特に高い。

つぎに、現場圧延した高張力鋼板の代表として(C)、実験室圧延した高張力鋼板(E)および低Cリムド鋼の低温仕上材(G)の熱延板、冷延板および焼鈍板の(200)極点図をFig. 3に示した。まず、熱延板では、(E)が低Cリムド鋼の高温仕上材と同じようにランダムに近い集



●{100}<011> △{111}<211> □{554}<225> ◆{100}<012> ▲{111}<011> ■{211}<011>
 Fig. 3. (200) pole figures of hot rolled, cold rolled (60%) and annealed (750°C×5h) sheets in steel C, E, and G.

合組織であるのに対し(C)は高温仕上材であるにもかかわらず強い集合組織を有しており、{211}<011> および {100}<011>を主方位とする強い R.D.//<110> 繊維組織が形成されている。なお、(G)は{100}<011>への集積が非常に強く、(C)と(G)は熱延板の r 値面内異方性が同程度に強いが、熱延集合組織は異つている。つぎに、冷延板では、(C)は(E)に比べて {211}<011> および {100}<011> への集積が著しく、より強い冷延集合組織を有しており、また、(G)は{100}<011>への集積が強く、極点図からも熱延集合組織と冷延集合組織の強い関係が認められる。そして、焼鈍板では、(C)は(E)と同様 {554}<225>が主方位であるが、(E)に比べて {211}<011> およ

び{100}<011>への集積がより著しいのが特徴である。なお、(G)では{100}<012>が主方位となっている。このように、現場圧延した高張力鋼板の集合組織は熱延板および焼鈍板ともに特異なものである。

r 値面内異方性と集合組織の関係は単結晶モデルを用いて計算されており¹²⁾¹³⁾、{111} 方位は面内異方性が小さく、{110}<001>は $r_{90} > r_0 > r_{45}$ 異方性、{100}<011> および {211}<011> は $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を示すとされている。多結晶体の場合にも、これらの方位の多少によつて r 値面内異方性が定性的に説明できると考えられる⁵⁾⁶⁾。そこで、Fig. 2 および Fig. 3 から、現場圧延した高張力冷延鋼板の r 値面内異方性を集合組織に結びつけて考

えてみるとつぎのようになる。

まず、現場圧延した高張力鋼板の熱延板が強い $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有するのは、 $\{211\}\langle 011 \rangle$ および $\{100\}\langle 011 \rangle$ への集積が強いためであり、また、冷延・焼鈍板も $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有するのは、焼鈍後でも $\{211\}\langle 011 \rangle$ および $\{100\}\langle 011 \rangle$ への集積が認められるためと考えられる。なお、低Cリムド鋼の低温仕上材(G)が同様な強い異方性を呈するのは、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ への集積が強いためであるが、冷延・焼鈍後に $\{200\}$ が高いにもかかわらず $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を示さないのは、 $\{100\}\langle 011 \rangle \pm 15^\circ$ の関係にある $\{100\}\langle 012 \rangle$ へと集積が変化しているためであろう。

一般に、熱延板が A_{r_3} 変態点以下のオーステナイトとフェライトの2相混合域で圧延されると、(G)に見られるように $\{100\}\langle 011 \rangle$ を主方位とする R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が形成されることはよく知られている¹³⁾が、高張力鋼板(C)のように A_{r_3} 変態点以上のオーステナイト単相域(自動変態点測定機による $20^\circ\text{C}/\text{min}$ の冷却速度での A_{r_3} 変態点は 780°C であつた。)での圧延でも、強い R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が形成されることは興味のある現象である。

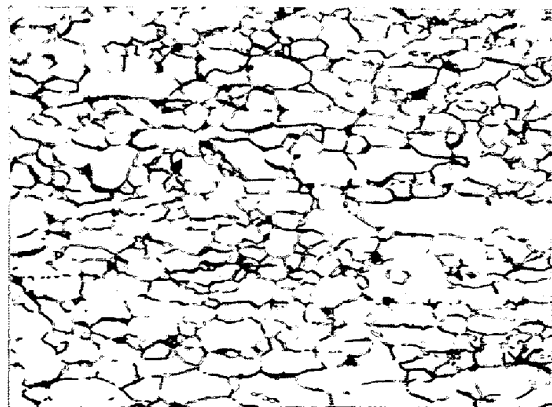
Nb を微量添加した非調質高張力鋼板を靱性改善の目的でオーステナイト低温域で強圧延する、いわゆる、コントロールドローリングを行うと、 $\{311\}\langle 011 \rangle$ から $\{211\}\langle 011 \rangle$ を中心とする R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織および $\{332\}\langle 113 \rangle$ を中心とする T.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が発達することが小指ら¹⁴⁾¹⁵⁾ および寺崎ら¹⁶⁾ によつて報告されている。これらのことから、この実験に用いた高張力鋼板(C)が A_{r_3} 変態点以上の温度で圧延されているにもかかわらず、強い R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が形成されているのは非調質高張力鋼板と成分が似ており、かつ、板厚が薄

いため通常の連続式熱間圧延過程では、必然的にコントロールドローリングしたと同じ効果が生じているためと考えられる。すなわち、Nb によりオーステナイトの再結晶が抑制され¹⁵⁾¹⁷⁾、オーステナイトは末再結晶のままフェライトへと変態するため、フェライト集合組織はオーステナイト圧延集合組織の影響を強く受け¹⁴⁾、強い R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が形成されたものと考えられる。なお、Ti についても Nb ほどの効果はないが、オーステナイトの再結晶を抑制する効果のあることが報告¹⁸⁾されており、Nb と Ti を複合添加すると、Nb 単独よりもさらに強い R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織が形成されるものと考えられる。また、Photo. 1 に熱延板の光学顕微鏡組織を示したが、再結晶オーステナイトからフェライトへの変態により生じたと思われるやや大きな結晶粒と末再結晶オーステナイトから直接フェライトへ変態することにより生じたと考えられる結晶粒界の不明瞭な微細な結晶粒の集まりにより構成されており、コントロールドローリング材と同じような組織¹⁹⁾となつている。なお、実験室圧延では、圧延速度が遅く、また、徐冷されるので、フェライトへの変態は再結晶オーステナイトより生ずるため、現場で高温仕上した低Cリムド鋼と同じような弱い熱延集合組織となるのであろう。

現場圧延した高張力鋼板(C)では、冷延・焼鈍後にも $\{211\}\langle 011 \rangle$ および $\{100\}\langle 011 \rangle$ への明瞭な集積が認められるがこれらの方位は冷延方位であり、焼鈍後に冷延方位が残存する理由として、完全に再結晶していない場合と in situ 的再結晶により冷延方位のまま再結晶している場合のいずれかが考えられる。冷延・焼鈍板の光学顕微鏡組織を Photo. 1、薄膜による透過電子顕微鏡組織を Photo. 2 に示したが、いずれからでも、焼鈍後には完全に再結晶していることが確認でき、 $\{211\}\langle 011 \rangle$ および $\{100\}$



Hot rolled sheet



Annealed sheet

Photo. 1. Optical micrographs of hot rolled sheet and cold rolled (60%) and annealed ($750^\circ\text{C} \times 5\text{h}$) sheet in steel C ($\times 400$)



Photo. 2. Transmission electron micrograph of cold rolled (60%) and annealed (750°C×5h) sheet in steel C (×6 000).

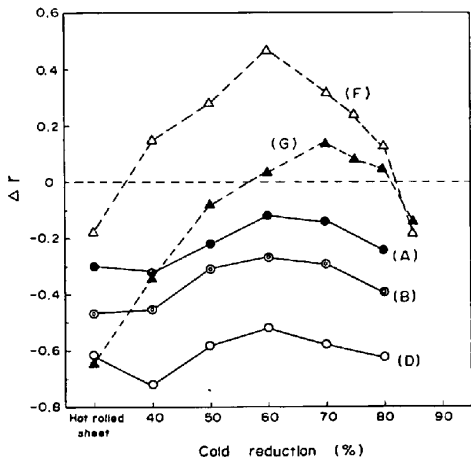


Fig. 4. Effect of cold reduction on planar anisotropy of r value (Δr) of cold rolled and annealed (steel A, B, F, G : 700°C×5h, steel D : 750°C×5h) sheets.

$\langle 011 \rangle$ は in situ 的再結晶により残存しているものと推定される。なお、高張力冷延鋼板の in situ 的再結晶挙動は後節で検討する。

3.2 高張力冷延鋼板の r 値面内異方性におよぼす冷延率の影響

現場圧延した高張力鋼板(A), (B), (D)と低Cリムド鋼板(F), (G)の冷延・焼鈍後の r 値面内異方性 (Δr 値で示した.) におよぼす冷延率の影響を Fig. 4 に示した。高張力鋼板では, (A), (B), (D)とも Δr 値のピークが 60% 前後であり, これは低Cリムド鋼の高温仕上材(F)と同じであるが, (F)に比べて冷延率による Δr 値の変化が著しく小さく, ピーク冷延率でも Δr 値は負である。また, 高張力鋼板では, (A), (B), (D)がそれぞれ平行移動したような関係にあり, 熱延板の Δr 値の大小によつて順位が決つている。すなわち, このことは冷延・焼鈍後の r 値面内異方性への熱延集合組織の影

響が大きいことを示唆していると考えられる。なお, 低Cリムド鋼の低温仕上材 (G) では, 熱延板の Δr 値が (D)と同程度であるが, 冷延率による Δr 値の変化が大きく, ピークの位置が 70% 前後となるものの, 傾向は (F)と似ている。

このように, 高張力鋼板の冷延率による Δr 値の変化が低Cリムド鋼板に比べて小さいのは, Nb(C, N) のような微細析出物が関与しているものと考えられ, Nb および Ti を単独あるいは複合で添加し現場圧延した高張力鋼板では, 強い熱延および冷延集合組織の影響が Nb (C, N), Ti(C, N) など微細析出物の効果により, 再結晶後にも, より残存しやすくなつてることが予想される。

3.3 高張力冷延鋼板の r 値面内異方性を支配する要因の検討

高張力冷延鋼板の r 値面内異方性を支配する要因を明らかにするため, 熱延板を熱処理することにより, おもに原板の集合組織と析出物の分布状態を変化させ, 冷延・焼鈍後の r 値面内異方性への諸要因の影響を試料(D)について検討した。

Fig. 5 に (D)の熱延板処理による r 値面内異方性の変化を示した。原板の r 値面内異方性は, 熱延ままと 800°C 処理では非常に変化が少ないが, A_{c3} 変態点(自動変態点測定機による 20°C/min の加熱速度での A_{c3} 変態点は 910°Cであった。)以上の 930°C 処理ではやや小さくなる傾向がある。冷延・焼鈍板の r 値面内異方性は熱延板処理条件によつて著しく変化し, 処理温度が高くなるにしたがつて, $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性から $r_{90} > r_{45} > r_0$

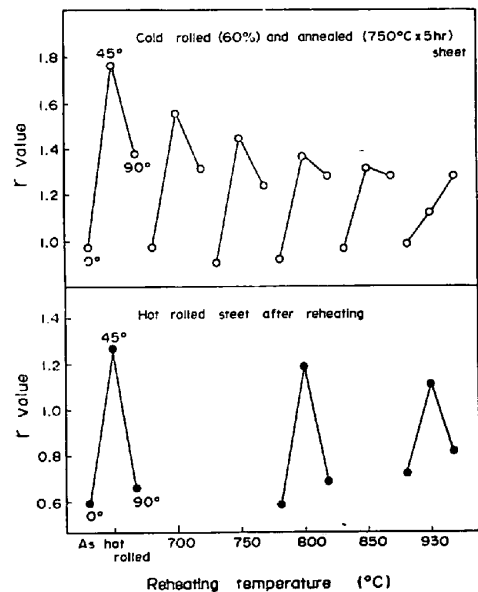


Fig. 5. Change of planar anisotropy of r value with reheating treatment in steel D.

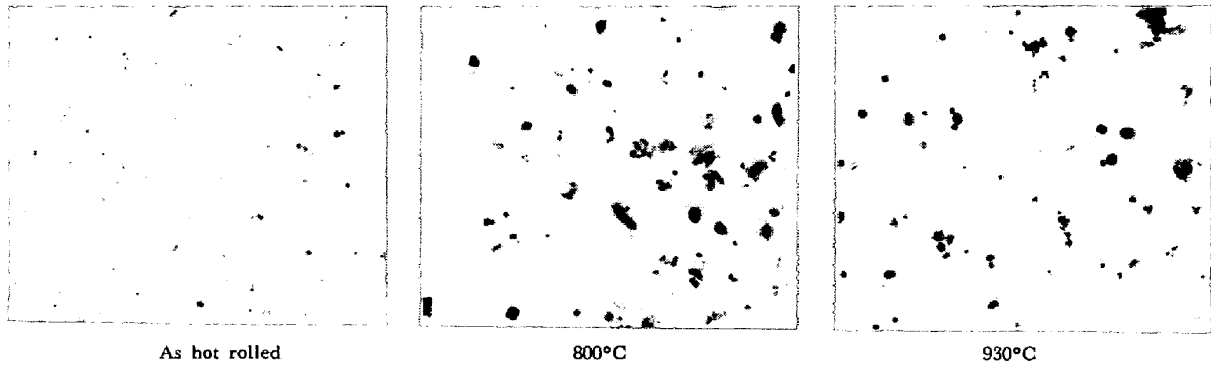


Photo. 3. Change of electron micrographs of precipitates before cold rolling with reheating treatment in steel D ($\times 40\,000$).

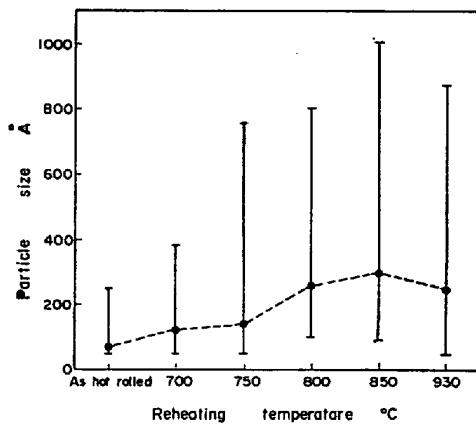


Fig. 6. Change of average particle size and particle size range before cold rolling with reheating treatment in steel D.

異方性へと変化する傾向がある。このような変化を与える要因について、おもに熱延まま、800°Cおよび930°C処理材を対象に詳細に検討した。

まず、熱延板処理による原板の光学顕微鏡組織の変化を調査したところ、フェライト組織はいくぶん変化するが、フェライト粒径は5 μm 前後で大きな差はなく、初期粒径の影響はほとんどないと考えられた。

つぎに、熱延板処理による原板の析出物の分布状態の変化をPhoto. 3に示した。これらの析出物は(D)がNbおよびTiを含むことから、Nb(C,N)およびTi(C,N)と考えられる。Fig. 6に実測した析出物の平均粒子径と粒子径範囲の熱延板処理による変化を示した。Photo. 3およびFig. 6より、熱延ままでは、100Å以下の非常に微細な析出物が均一に分布しているが、処理温度が高くなるにしたがい析出物は凝集し、800°C処理材では、大部分が200~300Åの大きさに成長しており、930°C処理材では、加熱時間が短いため、析出物の分布状態は800°C処理材とほとんど変っていないことが明らかとなった。

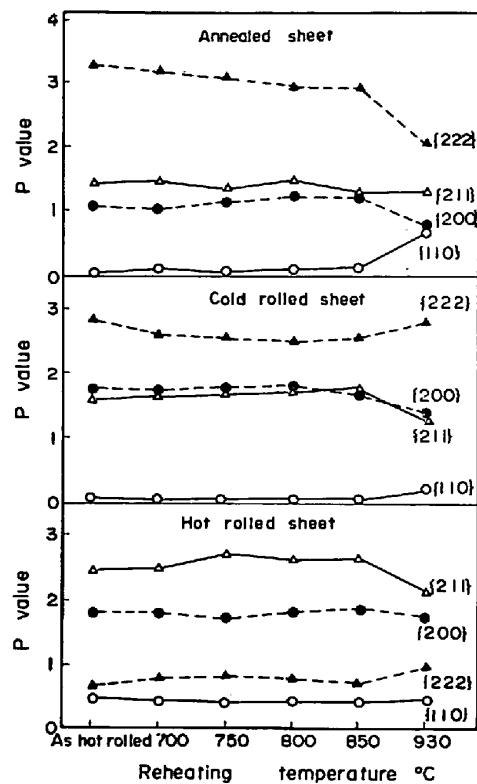
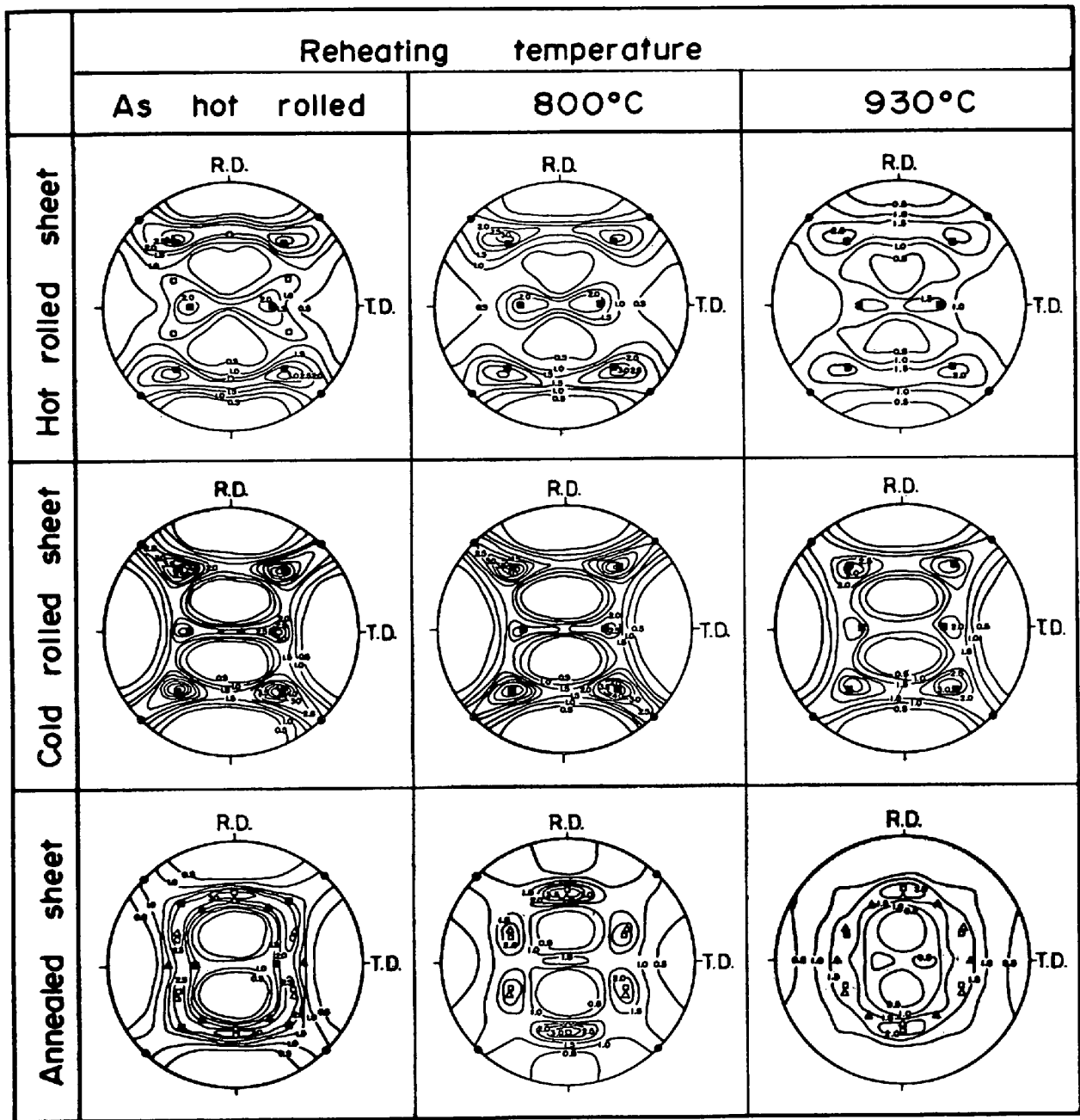


Fig. 7. Change of X-ray intensity (P value) of hot rolled, cold rolled (70%) and annealed (750°C \times 5h) sheets with reheating treatment in steel D.

さらに、熱延板処理による原板、冷延板および焼鈍板の主要4面の積分反射強度の変化をFig. 7、(200)極点図の変化をFig. 8に示した。まず、原板集合組織は A_{c_3} 変態点以下の処理ではほとんど変わらず、熱延まま、800°C処理材ともに{211}<011>および{100}<011>を主方位とする強いR.D.//<110>繊維組織を有しており、集積の強さも同程度であるが、930°C処理材は前者に比べてランダム化の傾向が明瞭であり、R.D.//<110>繊維組織も弱い。冷延集合組織も A_{c_3} 変態点以下の処理ではほとんど変わらず、熱延ままおよび800°C処理材とも強



● $\{100\}\langle 011\rangle$ ▲ $\{111\}\langle 011\rangle$ ■ $\{211\}\langle 011\rangle$ △ $\{111\}\langle 211\rangle$ □ $\{554\}\langle 225\rangle$
 Fig. 8. Change of (200) pole figures of hot rolled, cold rolled (70%) and annealed (750°C × 5h) sheets with reheating treatment in steel D.

い原板集合組織の影響により、 $\{211\}\langle 011\rangle$ を主方位とする強い冷延集合組織を有しており、集積の強さも同程度である。それに対し、930°C 処理材は主方位が同じでも前二者に比べて集積が弱い。しかし、焼鈍集合組織は、 r 値面内異方性からも予想されるように、 A_{c3} 変態点以下の処理温度でも異ってくる。すなわち、熱延まは主方位が $\{554\}\langle 225\rangle$ あるいは $\{111\}\langle 112\rangle$ であるが、冷延方位である $\{211\}\langle 011\rangle$ および $\{100\}\langle 011\rangle$ の残存が明瞭に認められるのに対し、800°C 処理材は主方位が熱延まと同じであるが、熱延まより冷延方位の残存が

不明瞭であり、 $\{100\}\langle 011\rangle$ への集積がわずかに認められる程度である。なお、930°C 処理材は前二者と異なり、冷延方位の残存は認められず、全体的に集積が弱い。

冷延・焼鈍板の光学顕微鏡組織はいずれの処理条件ともに完全に再結晶しており、熱延まは薄膜による透過電子顕微鏡観察も行ったが、ミクロ的にも再結晶の完了していることが確認できた。

これらの結果から、熱延ままと 800°C 処理材、800°C 処理材と 930°C 処理材を比較することにより、冷延・焼鈍後の r 値面内異方性におよぼす原板集合組織および析

出物の分布状態の影響を分離して定性的に説明できる。すなわち、熱延ままと 800°C 処理材を比較すると、原板集合組織と冷延集合組織はいずれも強く、主方位および集積度もほぼ同じであるが、析出物の大きさは、熱延ままと 100 Å 以下、800°C 処理材が 200~300 Å が主体であり、析出物の分布状態が異なっている。非常に微細な析出物を有する熱延ままと、冷延方位が明瞭に残存し $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性が強く、粗大化した析出物を有する 800°C 処理材は、わずかに冷延方位の残存が認められる程度であり、 $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性は弱い。結局、熱延ままと 800°C 処理材の r 値面内異方性の差が析出物の分布状態の差の効果（微細析出効果）を示しているものと考えられる。また、800°C 処理材と 930°C 処理材を比較すると、析出物の大きさは 200~300 Å といずれも粗大化し、同じような分布状態にあるが、原板集合組織および冷延集合組織が異なり、集合組織の強い 800°C 処理材は $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を示すのに対し、集合組織の弱い 930°C 処理材には冷延方位の残存はなく、 $r_{90} > r_{45} > r_0$ 異方性を示している。これは析出物が粗大化し、その影響が小さい状態でも、原板集合組織が強い R.D.//<110> 繊維組織を有するような場合には、冷延・焼鈍後も $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を示すことのあることを表わしており、結局、800°C 処理材と 930°C 処理材の r 値面内異方性の差が原板集合組織の差の効果を示しているものと考えられる。

以上のことから、冷延・焼鈍後の r 値面内異方性に対しては、熱延集合組織および冷延前の析出物の分布状態のいずれの影響も大きいことが明らかとなり、Nb および Ti を単独あるいは複合で添加し、現場圧延した高張力冷延鋼板が強い $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有するのは、熱延板の集合組織が強い R.D.//<110> 繊維組織であることおよび Nb(C, N) あるいは Ti(C, N) が非常に微細 (100 Å 以下) に析出していることの両者の効果により、再結晶後にも、冷延方位である {211}<011> および {100}<011> が明瞭に残存するためであると結論される。

なお、Fig. 9 に高張力鋼板 (A), (D), (E) について、 A_c3 変態点以下の温度で熱延板処理した時の析出物の大きさと冷延・焼鈍後の r 値面内異方性 (Δr 値) の関係を示した。赤松ら³⁾が極低 C-Nb 添加鋼について報告しているのと同じく、冷延前の析出物が大きくなるほど Δr 値は負から正の値へと変化する傾向があるが、原板集合組織の強さにより Δr 値のレベルが異なっており、この図からも、熱延集合組織の影響の大きいことが理解できる。

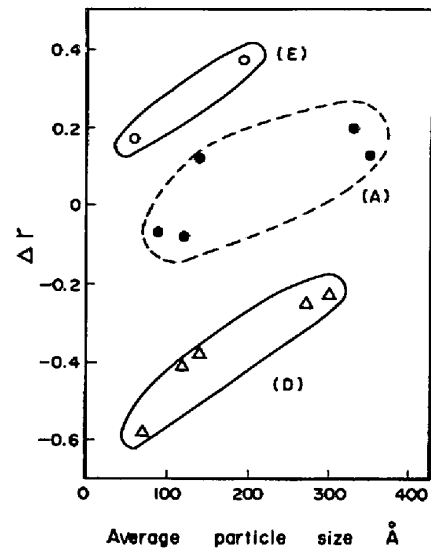


Fig. 9. Relation between average particle size and planar anisotropy of r value (Δr) of cold rolled (70%) and annealed (750°C×5h) high strength steel sheets.

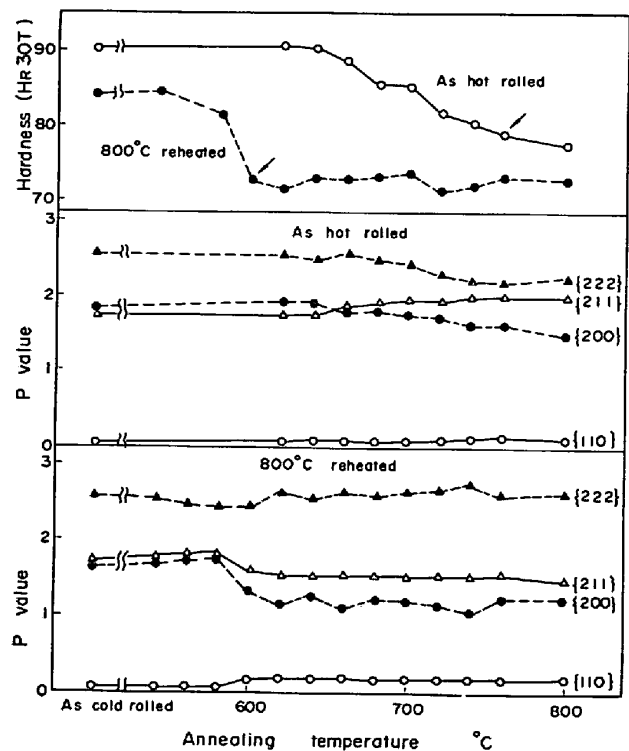


Fig. 10. Effect of reheating treatment on hardness and X-ray intensity (P value) of cold rolled (60%) sheets during annealing (100°C/h) in steel D. (Arrows: End of recrystallization in optical micrographs.)

3.4 等速加熱焼鈍による高張力冷延鋼板の再結晶挙動の検討

現場圧延した高張力鋼板 (D) の熱延ままと 800°C 処理材の 60% 冷延後の等速加熱焼鈍における硬度と主

要4面の積分反射強度の変化を Fig. 10 に示した. なお光学顕微鏡組織より判断した再結晶完了温度を矢印で硬度変化曲線に示してある.

800°C 処理材は約 600°C で再結晶が完了するが, 熱延まま再結晶の開始する温度が約 640°C と高く, また, 緩慢再結晶により, 再結晶は約 760°C とならねば完了しない. 熱延ままがこのように著しく再結晶が抑制されるのは, Nb(C, N) および Ti(C, N) の非常に微細(100 Å 以下)な析出物の存在により, 回復過程において転位の移動が拘束され, 再結晶核の発生が抑制されるとともに, 再結晶核成長過程では, 粒界移動が阻害されることに基づくものと考えられる.

熱延ままの再結晶過程の積分反射強度の変化をみると再結晶開始後は, 再結晶の進行とともにわずかに {222}, {200} が減少し, {211} が増加する傾向があり, {110} はほとんど変化しない. 冷延ままで {200}, {211} が高く, {110} が非常に低いが, 再結晶後も {200}, {211} が高いレベルに保持され, {110} は低いままである. これが前述のように $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性の原因となっており, このような集合組織は冷延前に 100 Å 以下の非常に微細な析出物が存在するため, 通常の大傾角粒界の移動による再結晶が抑制され, 冷延方位のまま再結晶する, いわゆる in situ 的再結晶が優先していることにより形成されるものと考えられる²⁰⁾.

800°C 処理材の冷延集合組織は熱延ままの冷延集合組織に近いが, 析出物が粗大化(200~300 Å)しているため再結晶の抑制効果は小さく, 熱延ままとは再結晶過程の集合組織の変化も異なる. すなわち, 再結晶による {200} {211} の減少がやや大きく, また, {110} の増加もはつきりしている. なお, 再結晶後は粒成長がほとんどみられず, 800°C になっても再結晶直後と集合組織は変わらない. これは, 熱延板処理温度の上昇によつて析出物は 200~300 Å に粗大化するが, この程度の大きさでは, まだ再結晶後の粒界移動を拘束し, 粒成長を妨げる効果が保持されるためと考えられる.

4. 結 言

Nb および Ti を単独あるいは複合で微量添加し, 現場圧延した低 C-Si-Mn-Nb および低 C-Si-Mn-Nb-Ti 系高張力冷延鋼板の r 値面内異方性が $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を呈する理由を集合組織および金属組織から検討したところ, つぎの結論が得られた.

(1) Nb および Ti を単独あるいは複合で微量添加した高張力冷延鋼板の熱延板が A_{r_3} 変態点以上の高温仕

上げにもかかわらず, 強い $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有するのは, Nb および Ti のオーステナイト再結晶抑制効果により, {211}<011> および {100}<011> を主方位とする強い R.D.//<110> 繊維組織が発達するためと考えられる.

(2) 冷延・焼鈍後も $r_{45} > r_{90} > r_0$ 異方性を有するのは, 再結晶後にも, 冷延方位である {211}<011> および {100}<011> が明瞭に残存するためである. 冷延方位の残存は不完全再結晶によるのではなく, 強い熱延集合組織に基因する強い冷延集合組織および 100 Å 以下の非常に微細な Nb および Ti の炭窒化物の析出による in situ 的再結晶の両者の効果によるものであると考えられる.

(3) Nb および Ti のような炭窒化物形成元素を添加した鋼のように, 熱延板が強い集合組織を有している場合には, 熱延集合組織は冷延集合組織を通じて再結晶集合組織に大きな影響をおよぼし, 微細析出物とともに冷延・焼鈍後の r 値面内異方性を支配する主要因となることが明らかになった.

文 献

- 1) 松藤, 大沢, 小林, 由田: 鉄と鋼, 59(1973), S 204
- 2) 赤松, 坂本, 田海, 渡辺: 鉄と鋼, 61(1975), p. 80
- 3) 赤松, 高野, 渡辺, 田海: 鉄と鋼, 61(1975), p. 202
- 4) P. R. MOULD and J. M. GRAY: Met. Trans., 3(1972), p. 3121
- 5) 松岡, 高橋: 鉄と鋼, 57(1971), p. 1134
- 6) 松岡, 高橋: 鉄と鋼, 61(1975), p. 2350
- 7) 小久保, 須藤: 鉄と鋼, 59(1973), p. 469
- 8) 松岡, 高橋, 白石: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1612
- 9) 秋末, 高階: 金属学会誌, 36(1972), p. 1124
- 10) 松藤, 下村: 鉄と鋼, 56(1970), p. 28
- 11) 長島: 集合組織, (1966), p. 37
- 12) 岡本, 白岩, 福田: 住友金属, 14(1962), p. 123
- 13) R. W. VIETH and R. L. WHITELEY: Colloquium of International Deep Drawing Research Group, Insitute of Sheet Metal Engineering. London, 1964
- 14) 小指, 稲垣, 栗原, 三瓶, 大北: 鉄と鋼, 59(1973), A 49
- 15) 小指, 稲垣, 栗原, 三瓶: 鉄と鋼, 61(1975), S 209
- 16) 寺崎, 金子: 鉄と鋼, 61(1975), S 208
- 17) 田中, 榎並: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1775
- 18) M. KORCHYNSKY and H. STUART: Metallurg Alloy Corp. Symposium High Strength Steel (1970) Niiremberg Germany
- 19) 福田, 橋本, 国重: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1832
- 20) 久保寺, 稲垣: 日本金属学会報, 7(1968), p. 383