

論 文

UDC 669.12 : 621.771.016.3 : 548.53 : 548.23

高純度鉄の冷間圧延および再結晶集合組織*

中村峻之**・福塚淑郎**・八木芳郎***

Cold Rolling and Recrystallization Textures of High-Purity Iron

Takayuki NAKAMURA, Toshiro FUKUTSUKA, and Yoshiro YAGI

Synopsis:

In order to investigate the effects of grain boundaries on the cold-rolling and recrystallization textures, two samples which had different grain sizes of 40μ and 270μ in diameter, were prepared by using a zone-melted high-purity iron. These samples were hot-forged and hot-rolled to the plates of 2mm in thickness. These plates were cold-rolled to the sheets of 0.5 mm in thickness by 75% reduction and annealed isothermally at 500°C or 575°C in salt bath. X-ray pole-figure measurements, optical and electron microscopic observations were made for the specimens of as cold-rolled and as annealed conditions.

Cold rolling texture: In the coarse grain specimen two types of fiber texture exist, one has a $\langle 111 \rangle$ fiber axis parallel to the sheet normal and another has a $\langle 110 \rangle$ fiber axis parallel to the rolling direction, and the dominant texture component is $\{111\}\langle 112 \rangle$.

In the fine grain specimen, texture has a $\langle 110 \rangle$ fiber axis parallel to the rolling direction and the major component of the texture is $\{001\}\langle 110 \rangle$. In the microscopic observation, continuous change of orientation from $\{001\}\langle 110 \rangle$ to $\{111\}\langle 110 \rangle$ is often observed in the whole area of specimen.

Recrystallization texture: In the coarse grain specimen, $\{110\}\langle 001 \rangle$ texture component is preferred and the texture component of near $\{111\}\langle 112 \rangle$ coexists.

In the fine grain specimen, $\{111\}\langle 110 \rangle$ texture component is dominant. At the beginning of recrystallization, $\{111\}\langle 110 \rangle$ recrystallization nuclei in $\{001\}\langle 110 \rangle$ matrix are found frequently in electron microscopic observation.

(Received Jan. 18, 1972)

1. 緒 言

多結晶体の冷延および再結晶の集合組織に関する実験結果は、これまでに非常に多く報告されているが、その形成機構を考える場合個々の結晶粒の持つ特性、すなわち初期方位と変形条件、あるいは再結晶特性などと同時に結晶粒相互間の拘束作用を大きな要因¹⁾として考える必要がある。多結晶体中の各結晶粒は方位の異なる多くの結晶粒によつて取り囲まれ、変形時には結晶粒間の物質の連続性が要求される。したがつておのおのの結晶粒は粒界をへだてて拘束しあい、粒界近傍ではとくに複雑な変形が起こると思われる。さらに再結晶に際して複雑な加工を受けた粒界付近が再結晶核の発生場所になりやすいと考えれば、粒界の集合組織におよぼす影響は非常に大きいと考えられる。このような結晶粒界が冷間圧延および再結晶集合組織におよぼす影響を調べる一つの手段として、結晶粒度の異なる試料を用いて実験を行なつた。

合金元素および不純物が集合組織におよぼす影響の大きいことはよく知られており、本実験ではなるべくそのような影響を除外するため帯域精製した高純度鉄を用いることとした。

2. 実験方法

2.1 試料作製

鉄鋼基礎共同研究会純鉄部会より提供された未脱酸純鉄 (No 955) を鍛造、切削により $20\text{ mm } \phi$ に加工した。これを素材として湿潤 H_2 雰囲気中 ($p_{\text{H}_2\text{O}}/p_{\text{H}_2}=0.4$) で3回、乾燥 H_2 雰囲気中 (D. P. $< -60^\circ\text{C}$) で2回、計5回の浮遊帯域精製を行ない、 $20\text{ mm } \phi \times 100\text{ mm l}$ の高純度鉄2本を作製した。ただし浮遊帯域精製時の帯域移動速度は 0.4 mm/min で溶融帯をはさむ上下試料は、

* 昭和46年10月本会講演大会にて発表
昭和47年1月18日受付

** (株)神戸製鋼所 浅田基礎研究所

*** (株)神戸製鋼所 浅田基礎研究所 工博

Table 1. Composition determined by mass-spectroscopic analysis (wt. ppm).

P	S	Ti	Mn	Co	Ni	Cu
4.2	1.8	2.2	2.6	100	33	3.2

Other elements were not detected in the range of exposure below 1×10^{-8} coulomb.

たがい逆方向にそれぞれ 50 rpm で回転させた。製作した純鉄を質量分析法により分析したが、その結果を Table 1 に示す。

(1) 粗粒試料の作製

高純度鉄丸棒を Ar 雰囲気中で 800~850°C に加熱後、鍛造して厚さ 4 mm の板とし、それを 1050~1100°C に Ar 雰囲気中で加熱し、1回の圧延により厚さ 2 mm の板とした。圧延した板は放冷した。得られた板試料を顕微鏡観察したところ結晶粒径が約 270 μ の整粒であった。また個々の結晶粒の方位をエッチピット法により傾角顕微鏡を用いて調べたところほぼランダムであることがわかった。

(2) 細粒試料の作製

粗粒試料と同様に鍛造して厚さ 6 mm の板とし、これを熱間圧延した。加熱温度を γ 相領域のいろいろの温度に変え、また圧延後急冷したが細粒試料を得ることができなかつた。そこで α 相領域でなるべく高温(約 900°C)に加熱後、1回の圧延によつて厚さ 2.4 mm の板とし、圧延後直ちに食塩を入れた氷水中に投入した。この試料は一部に再結晶粒を含んだ加工組織であつたが、これを真空中で 500°C \times 30 min の焼鈍をした結果、結晶粒径が約 40 μ の整粒が得られ、X線反射極点図法によつて集合組織を測定したところ、強い集積はないが {001} 面強度がやや強かつた。

ついで、得られた粗粒 および細粒試料を圧下率 75% の一方向冷間圧延を行なつた。

2.2 極点図

冷間圧延試料およびそれらを 500°C \times 10 min, 500°C \times 1000 min, 575°C \times 10 min の熱処理を行なつた試料について X線極点図法により (200) 極点図を作製した。熱処理は所定温度に保つたソルトバス中に浸漬して行なつた。極点図測定用試料としては、それぞれの試料を研削盤によつて両表面より等量研削した後 H₂O₂ : HF = 20 : 1 の腐食液を用いて化学研磨し、0.1 mm の厚さとしたものを用いた。

X線極点図法では透過法と反射法を併用し、透過法では Mo ターゲットと Zr 箔フィルター、反射法では Co ターゲットと Fe 箔フィルターを用いた。

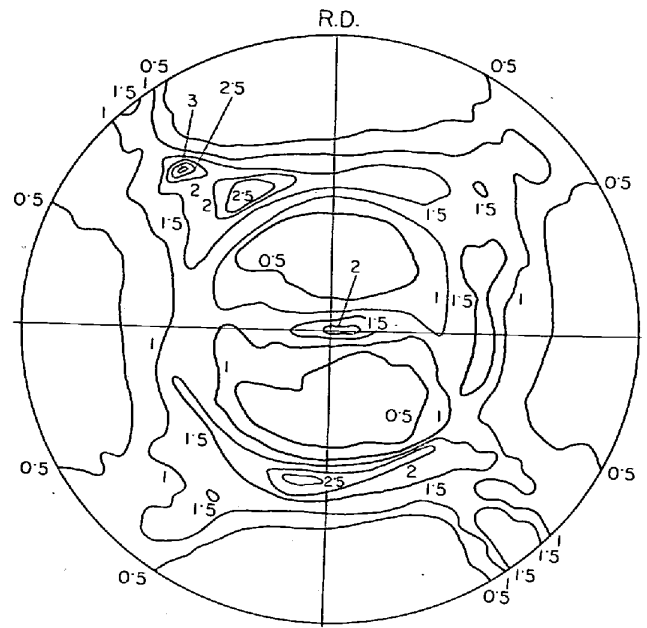


Fig. 1. (200) pole-figure of coarse-grain specimen, cold rolled 75%.

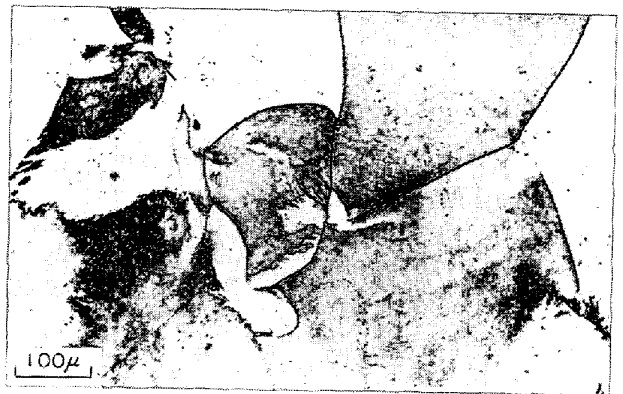


Photo. 1. Optical micrograph of coarse-grain specimen, cold rolled 75%.

2.3 光学顕微鏡および電子顕微鏡による観察

再結晶初期の状態を観察することを目的としたので 400°C \times 1 min, 400°C \times 4 min, および 500°C \times 30 sec の熱処理をソルトバス中に行ない、これらの試料を純鉄のエッチピット腐食液²⁾ [A液: HCl + H₂O₂ + H₂O, B液: FeCl₃ · 6H₂O (飽和水溶液) + H₂O + HNO₃] を用いて {110} 面ファセットのエッチピットをつくり、光学顕微鏡観察およびレプリカ法による電子顕微鏡観察を行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 冷間圧延状態

(1) 初期粒度が粗粒の場合

Fig. 1 と Photo. 1 に冷延集合組織および光学顕微鏡組織を示す。冷延前に粗粒であつた試料は冷延により板

面法線に平行な $\langle 111 \rangle$ 軸のまわりの回転系列の方位群と圧延方向に平行な $\langle 110 \rangle$ 軸のまわりの回転系列の方位群が混在しており、従来軟鋼板について報告されている冷延集合組織とほぼ同じである³⁾⁴⁾。

一方、光学顕微鏡組織にみられるように、加工粒はもとの粒界付近に不均一な組織が観察され、粒内はほぼ均一な組織を示している。したがつてもとの粒界付近では粒内に比べて複雑な加工をうけ強度に歪んだ領域になっているように思われる。

(2) 初期粒度が細粒の場合

Fig. 2 と Photo. 2 に冷延集合組織および光学顕微鏡組織を示す。冷延前の粒度が細粒の場合には、粗粒に比べてかなり異なつた冷延集合組織をもっており、 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位の集積が非常に高く、この方位から圧延方向の $\langle 110 \rangle$ 軸を回転軸として $\{112\}\langle 110 \rangle$ まで回転分散し

た方位群のみがみられる。板面法線を $\langle 111 \rangle$ 軸とするような回転系列の方位群は極点図上では観測されない。

一方、光学顕微鏡組織でみるとかなり広い領域にわたつて黒くみえる領域があり、しかもその濃度にむらがある。エッチピットによる観察の結果、このように黒くみえる領域には $\{001\}\langle 110 \rangle$ から $\{112\}\langle 110 \rangle$ あるいは $\{111\}\langle 110 \rangle$ までの回転系列に入るいろいろの方位が含まれることがわかつた。また白くみえる領域は $\{111\}$ 面が板面に平行に近い方位群である。このような黒くみえる領域の広さは冷延前の個々の結晶粒の大きさよりかなり大きく、したがつてこの領域は加工粒の集合体であつて加工前の結晶粒界は判然としなくなつている。

つぎに、この領域をレプリカ法によつて電子顕微鏡観察すると、Photo. 3 に示すような領域が多数観察された。

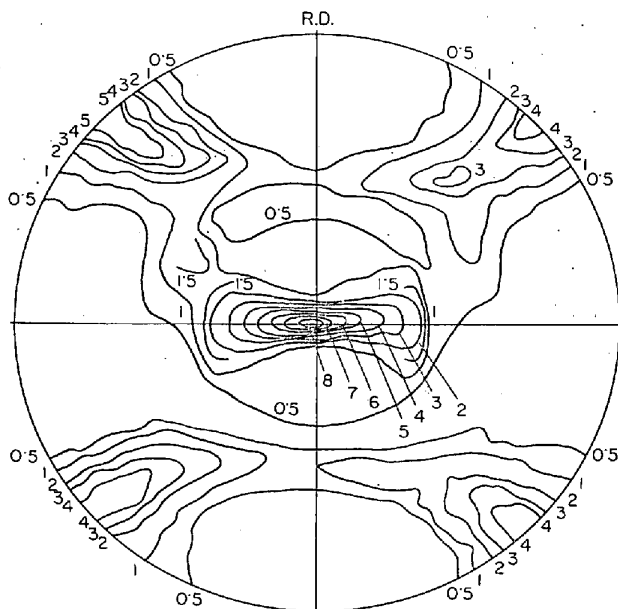


Fig. 2. (200) pole-figure of fine-grain specimen, cold rolled 75%.



Photo. 2. Optical micrograph of fine-grain specimen, cold rolled 75%.

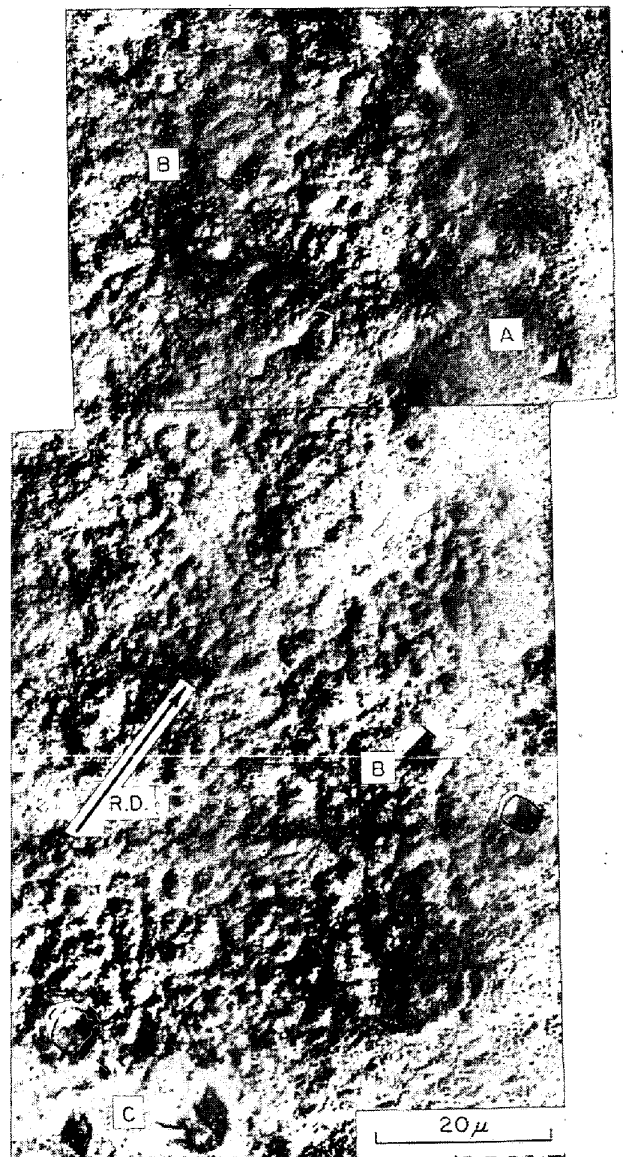


Photo. 3. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75%.

すなわち光学顕微鏡で黒くみえる領域のなかではBで示す $\{001\}\langle 110\rangle$ 方位からAおよびCで示す $\{111\}\langle 110\rangle$ あるいは $\{112\}\langle 110\rangle$ 方位まで小さな領域内で変化していることがわかった。 $\{111\}\langle 112\rangle$ 方位の加工粒はほとんどみあたらなかった。

以上にみたように2種類の試料の冷延状態における相違は主として冷延前の初期粒度の差によつて起こつたものであり、冷延前に細粒であつたものを加工すると粒界の拘束による効果が強いために多重すべりが頻繁になり、加工度が大きい場合と同じ状態¹²⁾になる。したがつて集合組織が変わつたものと考えられる。

3.2 再結晶状態

(1) 初期粒度が粗粒の場合

粗粒試料をそれぞれ $500^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$, $500^\circ\text{C} \times 1000 \text{ min}$ および $575^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ ソルトバス中に浸漬して焼鈍を行ない、これらの試料のX線極点図を求めた。なおこれらの試料の再結晶率を測定した結果、 $500^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ では再結晶率は50%であり、 $500^\circ\text{C} \times 1000 \text{ min}$ では90%以上再結晶しており、 $575^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ ではほぼ100%再結晶していることがわかった。得られた極点図をFig. 3(a), 4(a), 5(a)に示す。これらの図より、 $500^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ の加熱では $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位の集積が高くなる。また再結晶率が約50%であるため、冷延主方位である $\{001\}\langle 110\rangle$ および $\{112\}\langle 110\rangle$ 方位も残存している。 $500^\circ\text{C} \times 1000 \text{ min}$ の焼鈍では $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位が強くなり、 $\{001\}\langle 110\rangle$ 方位はなくなり、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 方

位も非常に減少している。near $\{111\}\langle 112\rangle$ 方位もかなり存在していると思われる。 $575^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ の処理においても 500°C での焼鈍の場合とほぼ類似の結果が得られた。したがつてこれまでの報告^{5), 8)}と同様 $\{111\}\langle 112\rangle$ 加工粒中の方位のゆらぎとして $\{110\}\langle 001\rangle$ 方位が存在し、これが焼鈍に際して再結晶核となり $\{111\}\langle 112\rangle$ 加工粒中を成長すると考える。また $\{112\}\langle 110\rangle$ 加工粒中にも同様に near $\{111\}\langle 112\rangle$ 再結晶核となる方位が潜在し、これが成長すると考えれば上記の結果を説明することができる。

(2) 初期粒度が細粒の場合

細粒試料の再結晶集合組織を調べるため粗粒試料について行なつたのと同じ熱処理をした試料を光学顕微鏡で観察したところ、粗粒試料より再結晶速度がかなり速くなつていた。前述したように、細粒試料の冷延主方位は $\{001\}\langle 110\rangle$ 方位であり、これと同じ方位の単結晶の実験では冷延後、焼鈍をしてもほとんど再結晶しない¹⁰⁾ことが確かめられており、また多結晶中に含まれている場合もこの方位は再結晶しにくい¹¹⁾といわれているので、細粒試料は粗粒試料に比べて再結晶が遅れると予想したが結果は逆の現象となつた。これは初期粒度が小さいために加工のされ方が複雑となり¹²⁾、局所的な方位のゆらぎが増え、したがつて再結晶核となりうる場所の数が増加したことによるものであらうと考えられる。すなわち加工度を大きくすると冷延集合組織においてR. D.に平行なく $\langle 110\rangle$ 軸を回転軸とする方位が優先するという

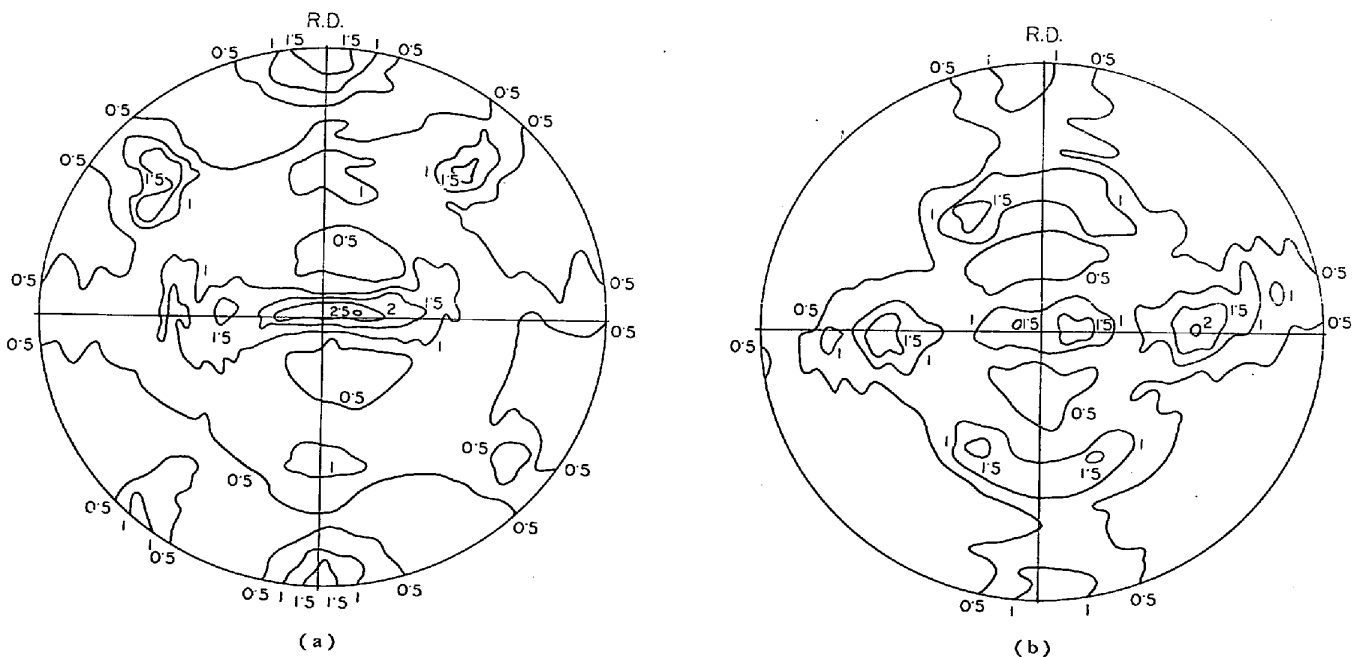


Fig. 3. (200) pole-figures of coarse-grain specimen, (a), and of fine-grain specimen, (b), both cold rolled 75% and annealed for 10 min at 500°C .

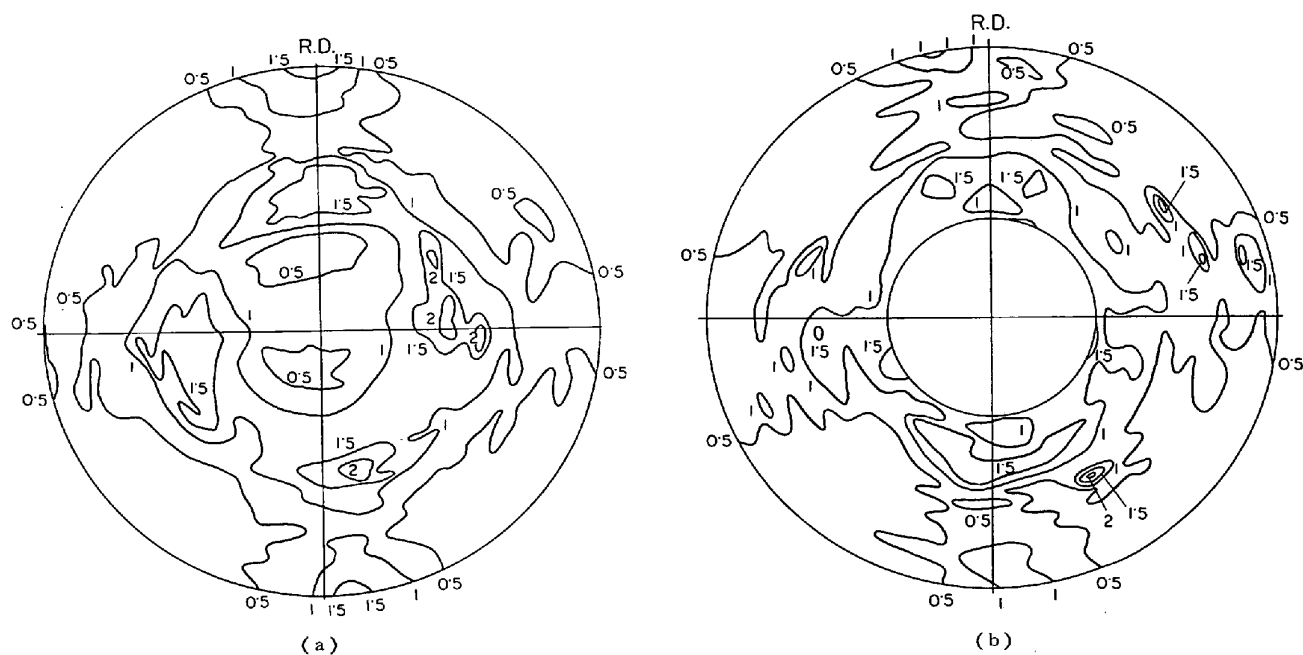


Fig. 4. (200) pole-figure of coarse-grain specimen, (a), and of fine-grain specimen, (b), both cold rolled 75% and annealed for 1000 min at 500°C.

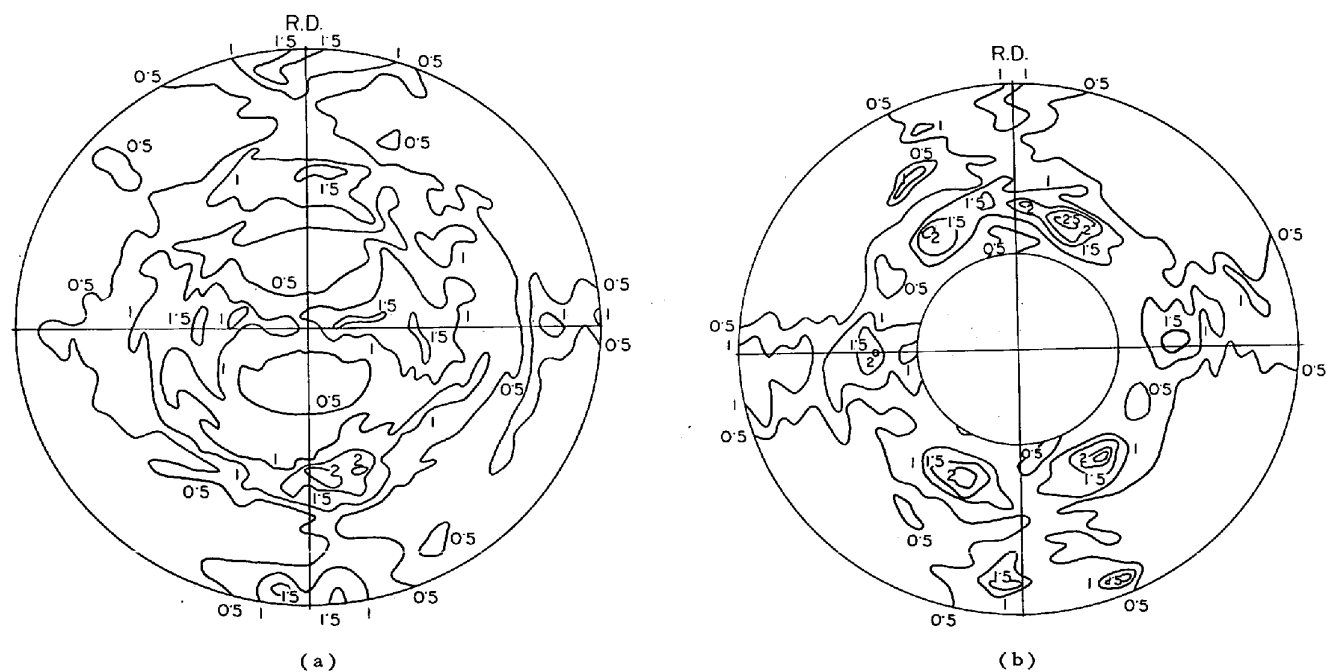


Fig. 5. (200) pole-figure of coarse-grain specimen, (a), and of fine-grain specimen, (b), both cold rolled 75% and annealed for 10 min at 575°C.

HÄSSNER and WEIK¹³⁾の結果から考えて、細粒の試料を加工すると、粒界による拘束の影響から加工度を増大させたと同様の効果があらわれ、再結晶に対する駆動力が増大したことが原因となつて、細粒試料の冷延主方位が $\{001\}\langle 110\rangle$ となつているにもかかわらず粗粒試料に比べて再結晶が容易になつたものと考えることができよう。

細粒試料の再結晶集合組織の結果を Fig. 3(b), 4(b), 5(b)に示す。500°C × 10 min 焼鈍した試料では冷延主方位の $\{001\}\langle 110\rangle$ はほとんど消え、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 方位も非常に減少している。そして $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位の集積がかなり高くなつている。この試料の再結晶率は約70~80%であることが光学顕微鏡観察より確かめられた。500°C × 1000 min 焼鈍した試料では $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位が

主方位となり、near $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位も存在するが、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位の集積は粗粒試料より少なくなっている。また方位の集積が正確な極の位置から少しずれているのが観察された。これはこの試料を光学顕微鏡で観察した結果、 $500^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ の焼鈍試料に比べ非常に結晶粒径が大きくなっており、再結晶完了後の normal grain growth により結晶粒成長が起こり、そのため方位のずれが生じたのではないかと考えられる。 $575^\circ\text{C} \times 10 \text{ min}$ 焼鈍の試料では $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位が主方位となり、この方位への集積は 500°C での焼鈍試料に比べて非常に明



Photo. 4. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed 4 min at 400°C .

りようであることがわかる。

以上の結果から初期粒度が細粒である試料の冷延主方位は $\{001\}\langle 110 \rangle$ となり、これを焼鈍すると、再結晶して $\{111\}\langle 110 \rangle$ を主方位とするような再結晶集合組織となることがわかる。

再結晶初期の状態を光学顕微鏡、傾角顕微鏡およびレプリカ法による電子顕微鏡観察を行なった。Photo. 4, 5 は $400^\circ\text{C} \times 4 \text{ min}$ の熱処理をした場合のレプリカの電子顕微鏡観察結果である。Photo. 4 では near $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位の B 領域が $\{112\}\langle 110 \rangle$ 方位の A 領域中に島状に存在している。このような部分は冷延状態ではほとんど存在しなかったが、再結晶初期の試料ではしばしばみられた。Photo. 5 において A, B, D 領域はいずれも near $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位であるが、それぞれは互いにわずかず異なる方位である。C と D の領域は R. D. に平行な $\langle 110 \rangle$ 方向を軸として、互いに回転した関係にあるが、A と B および B と C との間にはそのような単純な関係がなく、B の領域は明りようではないが粒界によつて囲まれているように思われる。冷延状態で A と B, B と C の間においても連続的な方位変化をしていたものが再結晶処理によつて A, B, C のおのおのの領域内ではほぼ均一な方位に方位変化をしたことによつて B の領域が生じたものと考えられる。すなわち再結晶初期の段階で、局所的な方位変化が起こることによつて、このような領域が生じたものと思われる。Photo. 6 は $500^\circ\text{C} \times 30 \text{ sec}$ の処理をし

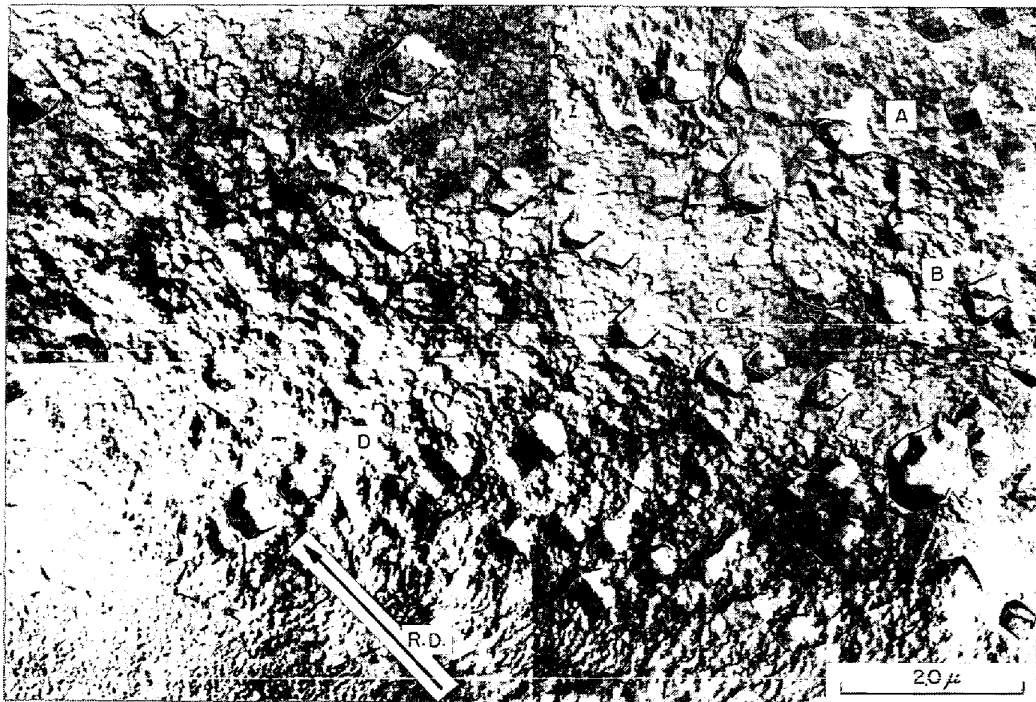


Photo. 5. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed 4 min at 400°C .

た試料の光学顕微鏡組織の一例である。この領域は冷延状態で黒くみえた領域、つまり $\{001\}\langle 110 \rangle$ 方位の領域からの再結晶粒を示したもので、再結晶粒がほぼ均等に分散していることが観察される。もし冷延前の粒界だけが



Photo. 6. Optical micrograph of the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed 30 sec at 500°C.

再結晶核発生の場所となりうるのであれば再結晶粒が列状にならぶことが予想されることから、再結晶核の発生場所は必ずしも冷延前の粒界だけでなく、粒内であつた

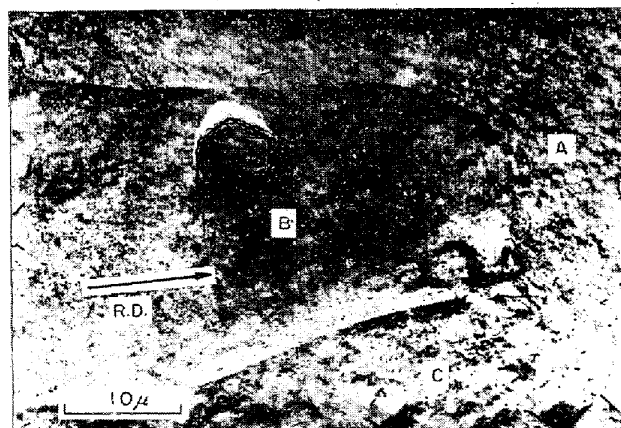


Photo. 7. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed for 30 sec at 500°C.

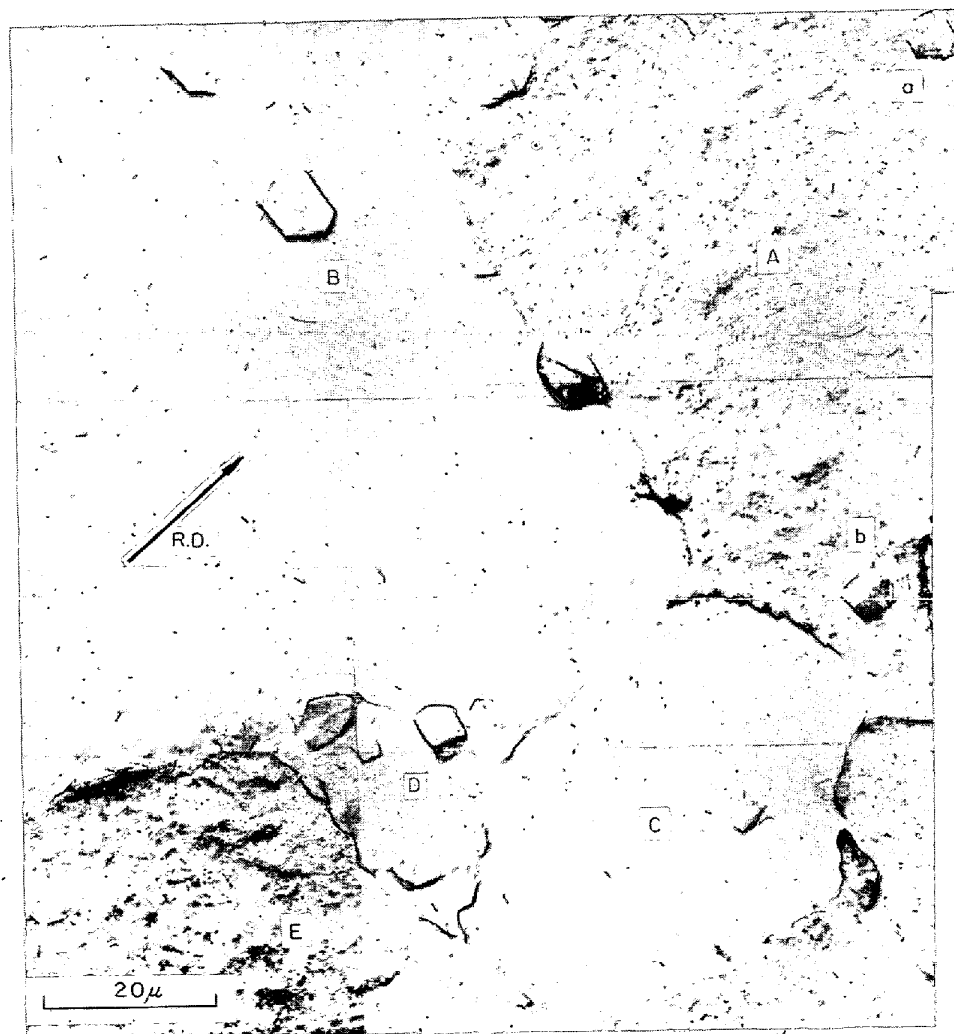


Photo. 8. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed for 30 sec at 500°C.

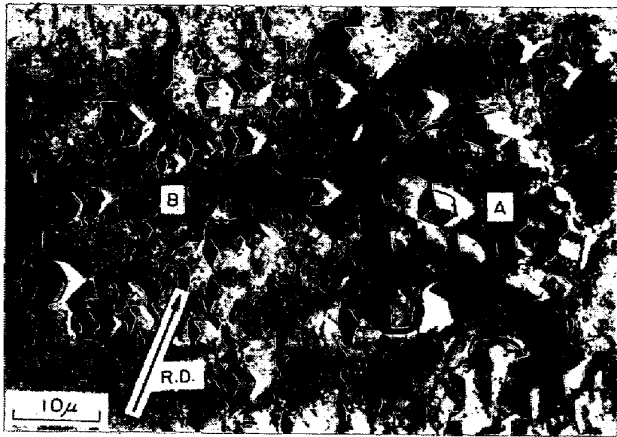


Photo. 9. Electron micrograph of the replica of the micro-etch pit structure in the fine-grain specimen, cold rolled 75% and annealed for 30 sec at 500°C.

場所からも核発生してくると思われる。つぎにこの試料をレプリカ法による電子顕微鏡観察をした結果をPhoto. 7, 8, 9 に示す。Photo. 7 においてBは $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の再結晶粒であり、Cは $\text{near}\{001\}\langle 100 \rangle$ 方位の加工粒である。結晶粒界の曲率からみてBの再結晶粒はAの方向には成長しているがCの方向へは成長が困難なようである。BとCとはR. D. を共通回転軸とするような関係ではないために成長が困難であるのだと思われる。このような例は観察途中でほかに多くみつけられた。同様

の例は Photo. 8 においてもみうけられる。この写真において A, D 領域は $\text{near}\{001\}\langle 110 \rangle$ の加工粒であるが、いずれもわずかず異なる方位である。またA領域中の a と b の部分でもわずかに異なる $\langle 110 \rangle$ 方向をもっていることが認められる。BおよびCは $\text{near}\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の再結晶粒であるが、この間にも R. D. に平行な $\langle 110 \rangle$ 方向を回転軸として少しだけ回転した関係にある。そして、加工粒と再結晶粒の間に共通な R. D. $\langle 110 \rangle$ 軸が存在する領域では再結晶粒は容易に加工粒中に成長していくように見える。稲垣⁸⁾ や松尾ら¹³⁾¹⁴⁾ は熱延板の結晶粒が細粒の場合には冷間圧延時の粒界拘束の影響のため $\{111\}\langle 112 \rangle$ 加工粒が粒界近傍で $\langle 111 \rangle // \text{N.D.}$ 軸のまわりに $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位まで回転し、この領域が再結晶核となつて優先成長するとしている。Photo. 9 もこのような例と同一例と思われるが観察される数は非常に少なかった。

このように再結晶を考える上においても冷延時の方位回転および回転軸が重要であり、とくに本実験の場合は $\langle 110 \rangle$ 軸を回転軸とする回転関係の存在することが重要である。このことをもつと明りように示す結果を Fig. 6 (a), (b) に示す。500°C×30 sec の熱処理をした試料をエッチピット法により傾角顕微鏡を用いて方位測定を行なつた。(a) は再結晶初期の状態に発生した再結晶粒を無作

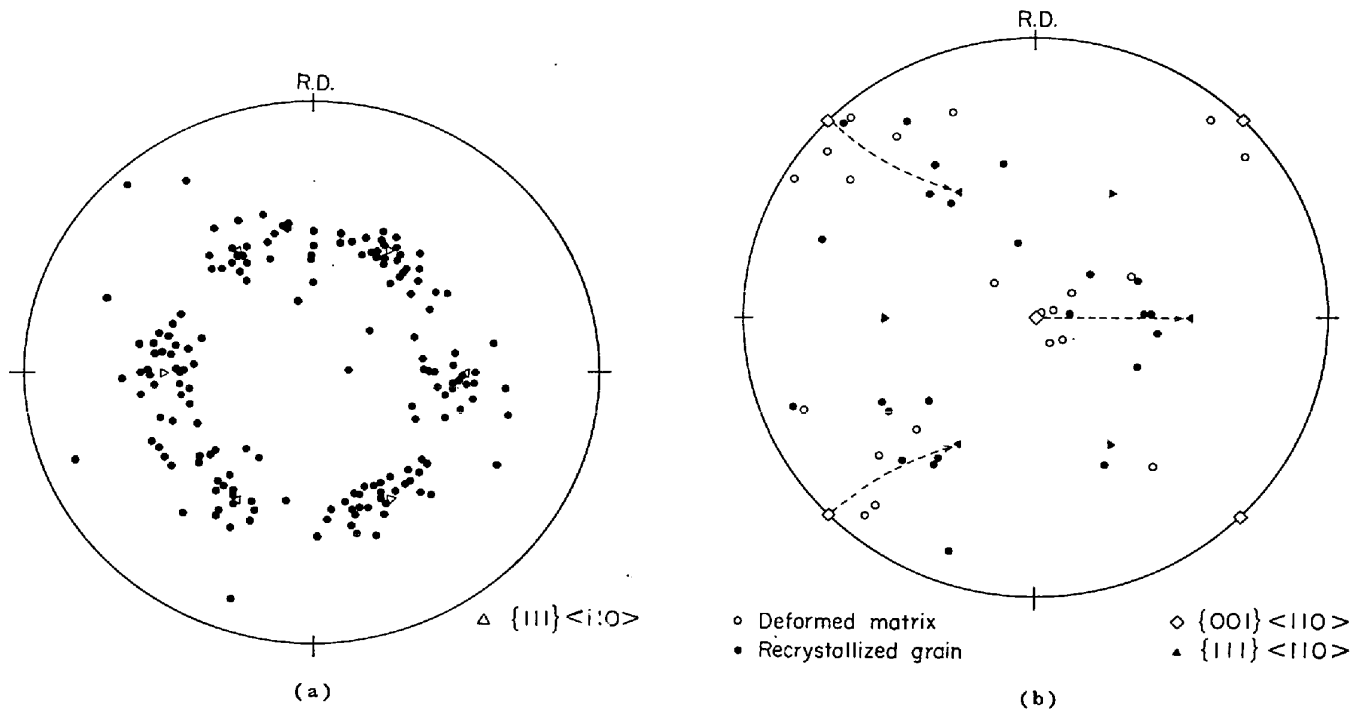


Fig. 6. (100) stereographic projection determined by micro-etch pit method on the fine grain specimen, cold rolled 75% and annealed for 30 sec at 500°C. (a); the orientation of recrystallized nuclei in the fine-grain specimen, (b); the orientation of deformed matrices and recrystallized nuclei in the fine-grain specimen.

意にとつてそれらの方位を測定した結果である。(b)は意識的に $\{001\}\langle 110\rangle$ 加工マトリックス中に発生した再結晶粒の方位を測定した結果で、再結晶粒の方位は黒丸、未再結晶部の方位は白丸で示した。これらの図からほとんどの再結晶粒はほぼ $\{111\}\langle 110\rangle$ に近い方位であり、加工マトリックスとは R. D. $\langle 110\rangle$ 軸を軸とする回轉關係を満足していることがわかる。すなわち $\{001\}\langle 110\rangle$ 加工マトリックス中に $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位核が優先的に形成され (Photo. 3) R. D. $\langle 110\rangle$ 軸を共有するような加工マトリックスに対し優先成長する場合が多いようである。またこの結果は細粒試料の X線極点図とよい一致を示し、再結晶初期から $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位が優先的に生成し、成長することがわかる。

4. 結 論

高純度鉄を素材とした粗粒と細粒の2種類の結晶粒度の試料を作製し、これらを冷延および再結晶処理をした実験を行ないつぎのような結論を得た。

冷延前の結晶粒度が粗粒である場合の冷延集合組織ならびに再結晶集合組織は軟鋼板で得られている結果とそれほど大きな差が認められない。一方冷延前の結晶粒度が細粒である場合の冷延集合組織は $\{001\}\langle 110\rangle$ 方位を主方位とし、それより $\{112\}\langle 110\rangle$ あるいは $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位にいたる R. D. $\langle 110\rangle$ 軸まわりの回轉系列の方位群のみから形成されており、再結晶焼鈍をすると集合組織の主方位は $\{111\}\langle 110\rangle$ 方位になる。この $\{111\}\langle 110\rangle$ 再結晶粒は冷延状態ですでに $\{001\}\langle 110\rangle$ 加工マトリックス中に存在する微小な $\{111\}\langle 110\rangle$ 領域が存在し、R. D. $\langle 110\rangle$ 軸を共有するような $\{001\}\langle 110\rangle$ 冷延マトリ

ックス中を優先的に成長し、その結果強い $\{111\}\langle 110\rangle$ 再結晶集合組織が形成されるものと考えられる。

最後に本研究を進めるにあたりご指導いただいた当社浅田基礎研究所名誉所長浅田常三郎博士に厚く謝意を表します。

文 献

- 1) 武智, 高橋, 加藤, 長尾, 長田: 第1回再結晶部会提出資料, (1970年7月15日)
- 2) 田岡, 小笠, 古林, 竹内: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 820
- 3) C. S. BARRETT: Structure of Metals, McGraw-Hill, London (1953)
- 4) 長島: 集合組織, (1966), 日本金属学会
- 5) 古林: 鉄と鋼, 56(1970), p. 734
- 6) 阿部, 松尾, 伊藤: 日本金属学会誌, 26(1962), p. 684
- 7) C. A. STICKEL: Trans. AIME, 233(1965), p. 1550
- 8) 稲垣, 須田: 第2回再結晶部会提出資料, (1970年11月24日)
- 9) W. R. HIBBARD and W. R. TULLY: Trans. AIME, 221(1961), p. 336
- 10) 久保寺, 中岡, 荒木: 日本金属学会誌, 32(1968), p. 619
- 11) J. BENNEWITZ: Arch. Eisenhüttenw, 33(1962), S 393
- 12) F. HASSNER and H. WEIK: Arch. Eisenhüttenw, 27(1956), S 153
- 13) 松尾, 速水, 長島: 第1回再結晶部会提出資料, (1970年7月15日)
- 14) M. MATSUO, S. HAYAMI, and S. NAGASHIMA: Advances in X-ray analysis, 14(1971), p. 214