

0.8%珪素鋼の2次再結晶過程

Secondary Recrystallization Process in Fe-0.8%Si Alloy

的 場 伊三夫*

Isao Matoba

光 法 弘 視**

Hiromi Mitsunori

後 藤 公 道***

Tomomichi Goto

Synopsis:

The effect of primary recrystallization texture on the formation of secondary recrystallization texture is studied in Fe-0.8%Si alloy. It has been found that the {110} and {111} components of primary texture are strongly dependent on the existence of carbon prior to the cold rolling.

The secondary texture is closely related to the primary texture, and the secondary recrystallization behavior depends on the intensity of {110} <001> component in primary texture. The growth rate of {110} <001> secondary grains is larger than that of {111} <hkl> ones. The formation process of secondary texture in this study may be interpreted in terms of the nucleation process for secondary recrystallization.

合組織の相違と関係づけて検討した。

1. 緒 言

軟鋼の再結晶集合組織は、Cの含有量およびその存在状態に著しく影響されることが知られている^{1,2)}。たとえば、熱間圧延板にCの溶体化処理を施すと、冷間圧延後の焼鈍でゴス方位成分が多くなり、また、脱炭処理を施すと、板面に平行な{111}成分が多くなる。このような1次再結晶集合組織の相違が珪素鋼の2次再結晶集合組織の形成におよぼす影響については良く知られていない。本研究では、1次再結晶集合組織と2次再結晶集合組織の関係を明らかにすることを目的とし、あわせて、2次再結晶粒（以下2次粒という）の核発生およびその成長速度を1次再結晶集

2. 実験方法

冷間圧延前にCの溶体化処理をした試料A（0.024%C）と脱炭処理をした試料E（0.002%C）を次のようにして作製した。0.8%珪素鋼の20kg鋼塊を真空溶解炉で溶製し、鍛造と熱間圧延により板厚2.0mmの鋼板にした。Table 1に

Table 1 Chemical composition of the hot-rolled sheet (wt %)

C	Si	Mn	Se	N
0.024	0.80	0.07	0.035	0.0024

* 技術研究所珪素鋼研究室長

*** 技術研究所珪素鋼研究室主任研究員

** 技術研究所珪素鋼研究室

この化学成分を示す。Se は、鑄造時に添加したもので、1次粒の成長を抑制する機能をもっている。

熱間圧延板には、Table 2 に示す 1000°C の焼ならし、熱処理、圧延率60%の冷間圧延および、便宜上、1次再結晶焼鈍と名づけた800°Cの焼鈍を順次施した。焼ならし板は2つのグループに分

け、試料Aには720°CでCの溶体化および焼入れ処理を、試料Eには同じ温度で脱炭処理を行なった。

なお、試料Aは1次再結晶焼鈍で脱炭させこの時点で両試料のC量を0.001%にそろえた。その後、Ar 雰囲気中で925°Cの恒温加熱を施し、2次粒の成長過程を観察した。

熱間圧延以後の各段階で、光学顕微鏡組織を観察するとともに、板面に平行な低指数面のX線反射強度を測定した。1次再結晶集合組織を{200}極点図に描き、2次粒の方位を直視式ラウエ法で決定した。板厚の表面層と中心層の間でX線反射強度の差はほとんどないので、X線反射強度の測定と極点図の作成は中心層について行なった。このほか、2次再結晶進行中の試料から薄膜を作成し、電子顕微鏡組織を観察した。

3. 実験結果

工程中のC、N分析値、結晶粒の半径およびX線反射強度をTable 3に示す。冷間圧延前のC量は、溶体化処理をした試料Aが約0.02%，脱炭

Table 2 Process of sample preparation

Treatment	Sample	
	A	E
Normalizing	1000°C×5min in Ar, A. C.	
Heat treatment	720°C×30min in Ar, W. Q.	720°C×15h in wet H ₂ , F. C.
Cold rolling	Reduction 60 pct	
Primary annealing	800°C×30min in wet H ₂ , F. C.	800°C×30min in dry H ₂ , F. C.
Secondary annealing	Isothermal annealing 925°C in Ar	

Table 3 Chemical composition, average grain size and axis density of normal direction after each treatment

Treatment	Sample	C (wt%)	N (wt%)		Radius (mm)	Intensity (× Random)			
			Sol.	Insol.		(110)	(200)	(211)	(222)
Hot rolling	A	0.024	0.0012	0.0012	—	0.39	2.0	1.4	2.4
	E	0.024	0.0012	0.0012	—	0.39	2.1	1.4	2.2
Heat treatment	A	0.022	0.0007	0.0011	0.014	0.46	1.8	1.2	2.1
	E	0.002	0.0005	0.0015	0.015	0.40	2.1	1.3	2.2
Cold rolling	A	—	—	—	—	0.19	2.2	1.3	4.2
	E	—	—	—	—	0.15	2.4	1.6	6.0
Primary annealing	A	0.001	0.0007	0.0016	0.009	1.04	1.0	1.1	2.2
	E	0.001	0.0009	0.0016	0.009	0.34	1.4	1.5	5.2
Secondary annealing at 925°C (min)	0	—	—	—	0.010	1.12	1.1	1.1	2.2
	30	—	—	—	0.010	1.12	1.0	1.2	2.2
	50	—	—	—	0.010	1.12	0.9	1.1	2.2
	60	—	—	—	0.011	0.30	1.4	1.5	5.8
	80	—	—	—	0.012	0.38	1.1	1.4	5.3
	330	—	—	—	0.012	0.26	1.4	1.5	6.2

処理をした試料Eが一桁少ない0.002%になっている。1次再結晶粒（以下1次粒という）は半径約0.01mmの微細粒であり、925°C恒温焼鈍の過程でその成長は抑制されている。恒温焼鈍中のX線反射強度は、2次再結晶がまだ開始していない状態のものである。そのときの反射強度は試料間で異なり、{110}成分は試料Aに多く、{222}成分は試料Eに多い。また、{200}と{112}の成分も試料Eのほうにいくぶん多い。

2次再結晶開始直前の{200}極点図をFig. 1

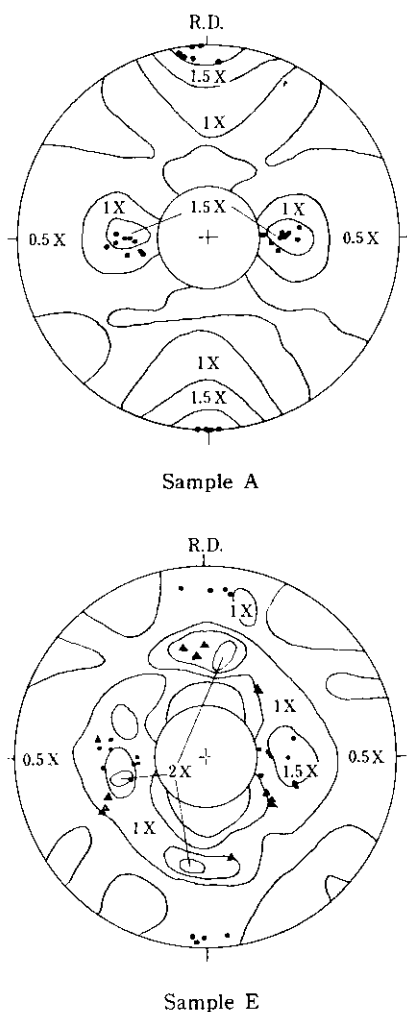


Fig. 1 (200) pole figures of primary (contour lines) and (200) poles of secondary (dots)

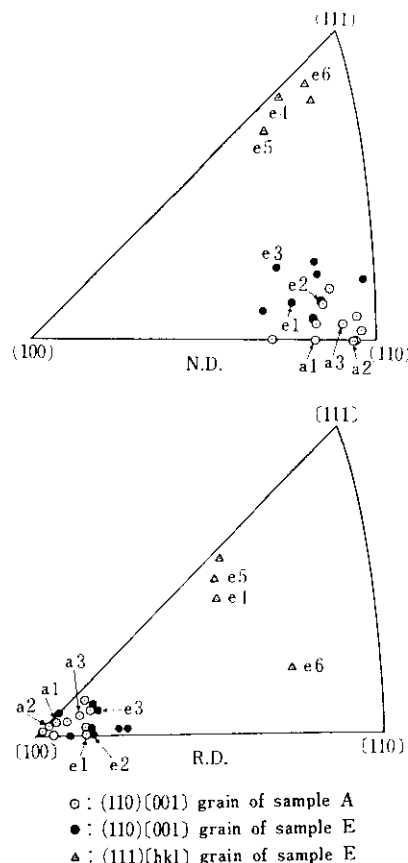


Fig. 2 Normal and rolling direction of secondary grains

に示す。先鋭な集合組織とはいえないが、試料Aの主方位はゴス方位、副方位は{111}〈112〉であり、試料Eの主方位は{111}〈112〉、副方位は{111}〈110〉である。Fig. 1の中の黒点は2次粒の極点を示しており、Fig. 2はこれをステレオ3角形にプロットしたものである。試料Aの2次粒はゴス方位粒だけであるが、試料Eの2次粒はゴス方位粒と{111}～{112}粒の混粒になっている。試料Aのゴス方位粒は試料Eのそれより{110}〈001〉方位への集積度が高い。このように、2次再結晶集合組織は1次再結晶集合組織と関連があり、基地中にゴス方位成分が多いと、ゴス方位の2次再結晶だけが起り、基地に{111}成分が多いと、この方位とゴス方位の2次再結晶粒が共存する。

恒温焼鈍で成長しつつある2次粒と1次粒の境

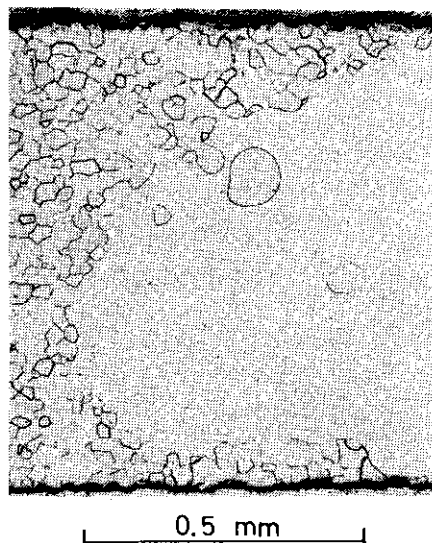


Photo. 1 Grain boundary between primary and secondary in longitudinal section

界の断面を Photo. 1 に示す。2次粒の成長は、板厚の表面層より中心層で先行している。このような成長の状態は、試料がAであっても、Eであっても、また雰囲気が Ar, N₂ または H₂ のいずれであっても同じであった。このことは、2次粒を成長させる駆動力が表面エネルギーでなく、粒界エネルギーであることを示唆している。

Fig. 3 は、ゴス方位粒と {111} 粒の代表例について、2次粒が成長する状況を圧延面で観察し

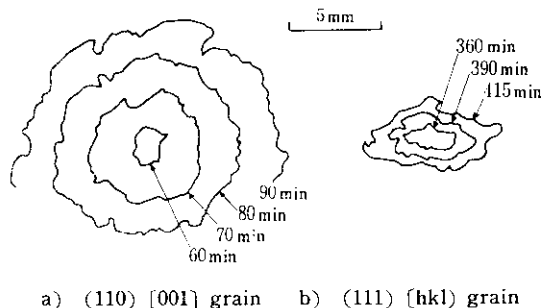


Fig. 3 Process of secondary grain growth during isothermal annealing at 925°C

て描いたものである。隣の2次粒に接するまで同心円状で成長しているのがゴス方位粒、圧延方向に少し伸びた状態で成長しているのが {111} 粒である。成長している粒の面積を円に換算して求めた2次粒の粒径と加熱時間の関係を Fig. 4 に示す。2次再結晶の進行中に1次粒の粒径はほとんど変化していないので、2次粒は加熱時間に対し直線的に成長していることがわかる。ゴス方位粒の成長速度は、試料AとEについて、ほぼ同じであり、{111} 粒より約7倍速い。ゴス方位粒の中でも理想方位からずれた結晶粒 (e 3 粒) は、成長速度が半減している。Fig. 4 の直線を粒径0に内そうして求めた2次再結晶の潜伏期間は、試料Aのほうが試料Eより非常に短く、試料Eの中では、{111} 粒のほうがゴス方位粒よりいくぶん短い。

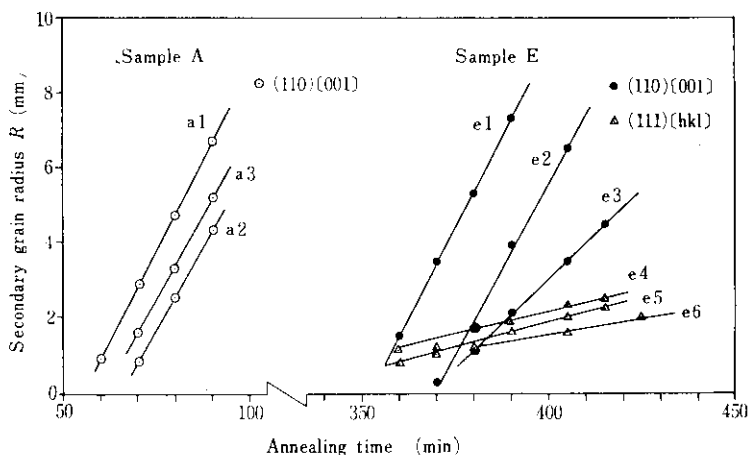


Fig. 4 Secondary grain radius versus annealing time at 925°C

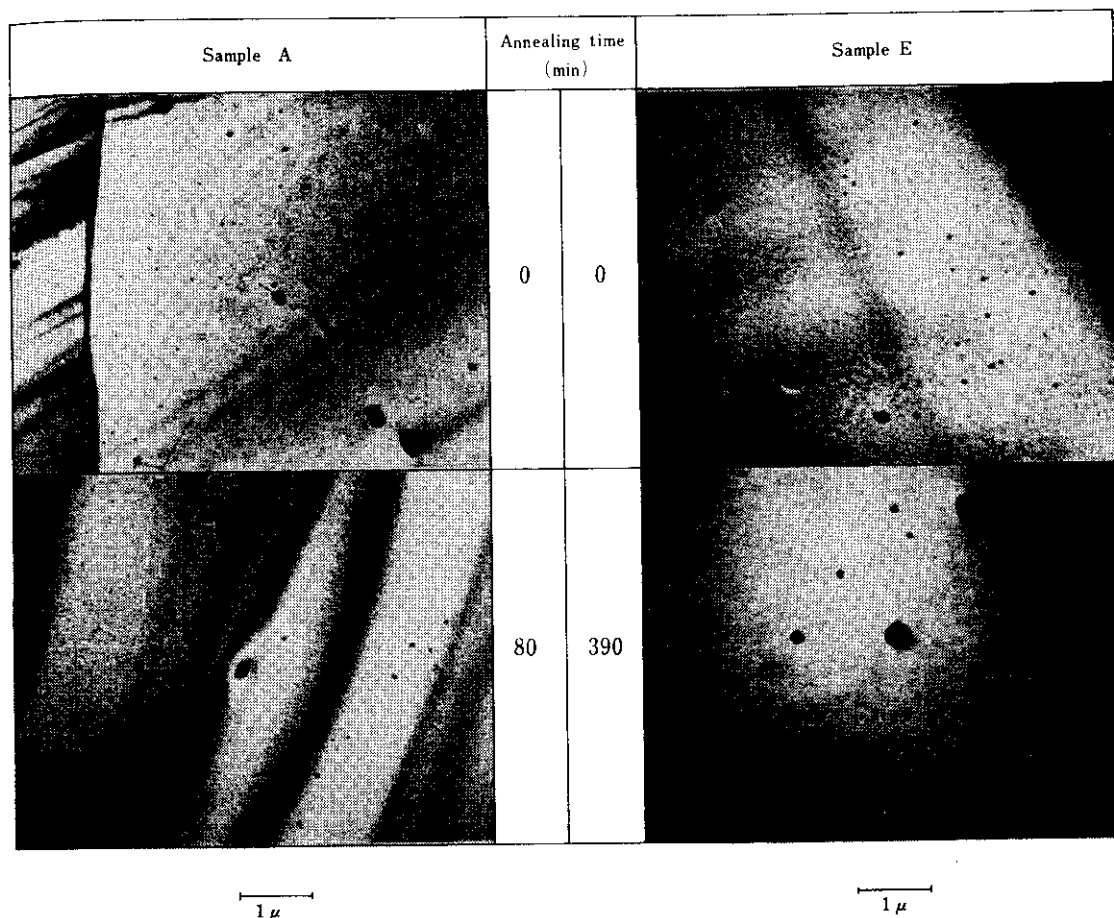


Photo. 2 Transmission electron microstructures of sample A and E at each stage of isothermal annealing

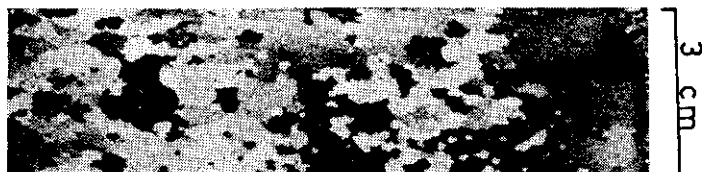
Photo. 2 に1次再結晶焼鈍後と2次再結晶進行中の試料から作製した薄膜の電子顕微鏡写真を示す。非常に小さい直径 0.1μ 以下の微粒子が散在しており、その中には粒界移動をピン止めしていると思われるものも認められる。この微粒子の同定はできていないが、おそらく MnSe の微細析出物と考えられ、その数は試料EよりAのほうに多いと観察された。一般に、2次再結晶の開始時期は、析出微粒子の合体、あるいは固溶で制御されるといわれている。しかしながら、2次再結晶の潜伏期間は、微粒子の多い試料Aのほうに非常に短くなっていた。また、試料Aでは、**Photo. 2** に示したように、この期間における微粒子の数、

大きさはほとんど変化していない。したがって、本実験の潜伏期間の長短を制御しているのは、微粒子の合体、あるいは固溶より、むしろ、1次再結晶集合組織のゴス方位成分または $\{111\}$ 成分の多少であると推定される。

2次再結晶完了後のマクロ組織を **Photo. 3** に示す。試料Eで大きい2次粒はゴス方位粒、圧延方向に少し伸びた小さい2次粒は $\{111\}$ 粒である。ゴス方位粒の成長速度は、試料AとEでほぼ同じであったが、2次再結晶完了後のゴス方位粒は、試料EよりAのほうに小さい。このことから、ゴス方位粒の発生ひん度は、試料Aのほうが高いといえる。



Sample A



Sample B

Photo. 3 Macrostructures of samples A and E after isothermal annealing

4. 考 察

4.1 2次粒の成長

2次粒の成長速度 V は、次の式であらわされる³⁾。

$$V = M \left(\frac{2\gamma}{R} - \gamma' Z - \frac{2\gamma'}{R'} \right) \quad \cdots (1)$$

ここで、 M は2次粒界の易動度、 γ および γ' はそれぞれ1次粒および2次粒の平均粒界エネルギー、 R および R' はそれぞれ1次粒および2次粒の半径、 Z は第2相粒子による Zener 項をあらわす。2次粒が肉眼観察できるほど大きい場合、(1)式右辺の第3項は無視できる。したがって

$$V = M \left(\frac{2\gamma}{R} - \gamma' Z \right) \quad \cdots (2)$$

サフィクスを次のとおり定める。

A 0 : 試料Aのゴス方位の2次粒

E 0 : 試料Eのゴス方位の2次粒

E 1 : 試料Eの {111} 方位の2次粒

始めにE 0とE 1の、次にA 0とE 0の成長速度を比較してみる。

試料Eで、ゴス方位粒の成長速度は {111} 粒の約7倍であった (Fig. 4)。これを(2)式に代入して、

$$M_{E0} \left(\frac{2\gamma}{R} - \gamma' Z \right)_{E0} \simeq 7 M_{E1} \left(\frac{2\gamma}{R} - \gamma' Z \right)_{E1} \quad \cdots (3)$$

γ , R および Z は、同一試料中であるE 0とE 1について、それぞれ同じ値である。1次粒と2次粒の方位差角が増加するにつれて、 γ' は増加する。試料Eの1次再結晶集合組織には、{111} 成分が多いので (Fig. 4), $\gamma'_{E0} > \gamma'_{E1}$ これを(3)式に代入して、

$$M_{E0} > 7 M_{E1} \quad \cdots (4)$$

これは、{111} 方位の2次粒が方位差角の小さい {111} 方位の1次粒を食って成長するより、ゴス方位の2次粒が方位差角の大きい {111} <112> 方位の1次粒を食って成長するほうが容易であることを示している。

ゴス方位の2次粒の成長速度は、試料AとEについて、ほぼ等しい値であったが (Fig. 4), 2次再結晶進行中の1次粒径は、試料Eのほうが約20%大きくなっていた (Table 3)。1次粒径の影響を補正して、ゴス方位粒の成長速度を比較してみる。近似的に $Z = 1/R$ ³⁾ を(2)式に代入して、

$$VR = M (2\gamma - \gamma') \quad \cdots (5)$$

これに上記の関係を代入して、

$$\frac{V_{A0} R_{A0}}{V_{E0} R_{E0}} = \frac{M_{A0} (2\gamma - \gamma')_{A0}}{M_{E0} (2\gamma - \gamma')_{E0}} = \frac{100}{120} \quad \cdots (6)$$

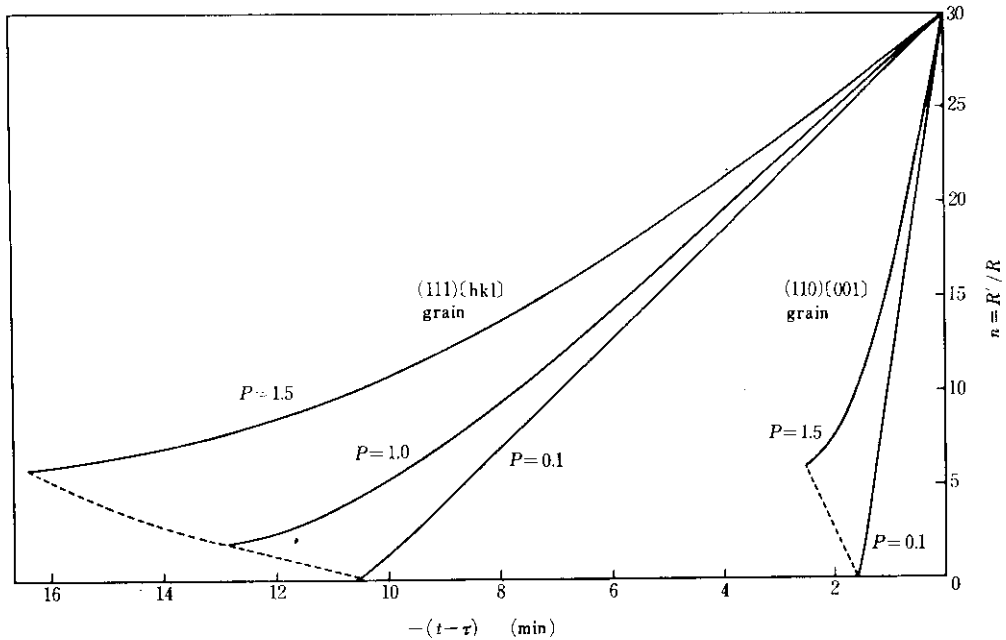


Fig. 5 Growth of secondary nucleus before it appears on the surface of the sample

もし、両試料の1次粒径が等しいとすれば、ゴス方位粒の成長速度は試料Eのほうが約20%速い。試料Eの中には $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の1次粒が多かったので、(6)式もゴス方位の2次粒が $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の1次粒を食って成長しやすいことを示唆している。

以上、肉眼で観察できる大きい2次粒の成長速度を検討した。次に、この成長速度 (Fig. 4) を用いて、まだ肉眼では観察できない段階にある小さい2次粒の成長状況を推定してみる。(1)式に $Z=1/R$ を代入し、 $n=R'/R$, $P=\gamma'/\gamma$ および $V_0=M(2\gamma-\gamma')/R$ の記号変換をする。ここに、1次粒は2次再結晶の進行中に、ほとんど成長していないので (Table 3), $R=\text{Const.}$ とおく。

$$V=R \frac{dn}{dt} = V_0 \left(1 - \frac{2P}{2-P} \cdot \frac{1}{n} \right) \quad \dots\dots(7)$$

これを時間 t で積分して、

$$t-\tau = \frac{R}{V_0} \left[(n-n_0) + \frac{2P}{2-P} \ln \left| \frac{n - \frac{2P}{2-P}}{n_0 - \frac{2P}{2-P}} \right| \right] \quad \dots\dots(8)$$

ここで、 $t=\tau$ で $n=n_0$ とする。 τ は恒温焼鈍時、2次粒が板厚 (0.8mm) を貫通して肉眼観察できる粒径になるまでに要した時間であり、 n_0 はその時の2次粒と基地中の1次粒の粒径比である ($n_0 \approx 30$)。2次粒が成長する条件は、 $n < 2P/(2-P)$ 、ただし、 $P < 2$ であり、 n の最小値が2次再結晶核の臨界寸法を示している。2次再結晶核が臨界寸法に達してから板厚を貫通するまでの成長過程を、Fig. 4 から求める大きい2次粒の成長速度を用いて計算して Fig. 5 に示す。

2次再結晶核が臨界寸法に達してから板厚を貫通するまでの時間は、 P の値すなわち1次再結晶集合組織が変化しても余り大きくは変わらず、ゴス方位粒は約2min, $\{111\}$ 粒は約13minである。これに対して、潜伏期間は Fig. 4 より試料Aのゴス方位粒が約60min, 試料Eのゴス方位粒, $\{111\}$ 粒ともに約360minである。したがって、潜伏期間に比べて2次再結晶核が板厚を貫通するまでに要する時間は非常に短かく、2次再結晶核はいったん形成すると、短時間で肉眼観察できる大きさに成長すると考えられる。

Fig. 5 の破線は、 P の値より決まる n の限界値を示しており、1次再結晶集合組織に依存した

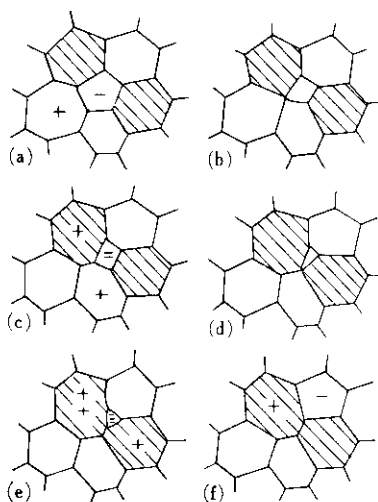


Fig. 6 Defect-model of grain growth after Hillert⁸⁾

2次再結晶核の臨界寸法を示していると考えられる。すなわち、基地の1次粒間の方位差角に対する1次粒と2次粒間の方位差角の比 P が大きな場合は、2次再結晶核の臨界寸法は大きくなり、逆に P が小さくなるほど、2次再結晶核の臨界寸法は小さくなることを意味している⁹⁾。このことは、2次再結晶の核形成機構を考える上で重要である。

4.2 2次再結晶の核

2次再結晶核の起源に関して、いくつかの可能性が提案されているが⁹⁾、まだ満足できるものはない。本実験の試料Aではゴス型の2次再結晶だけが起り、試料Eではゴス型と $\{111\}$ 型の2次再結晶が共存して起こった。このような集合組織の形成は、ゴス方位粒と $\{111\}$ 粒の成長速度の差(Oriented Growth)だけでは説明できない。ゴス方位粒または $\{111\}$ 粒の潜伏期間の長短、換言すれば、核の形成過程を考えねばならない。1次再結晶集合組織にゴス方位成分が多いと、ゴス方位の2次再結晶の潜伏期間が短くなり、2次再結晶核の発生ひん度が高くなった。また、1次再結晶集合組織に $\{111\}$ 成分が多いと、この方位の2次再結晶核の発生ひん度が高くなった。このような事情を説明できる2次再結晶核の形成機構について、Nielsen⁶⁾の Geometrical Coalescence と

田頭および中江⁷⁾の小傾角粒界の粒界移動の2つの機構をあてはめて考察した。

まず、Geometrical Coalescenceの機構について考えてみる。Fig. 6は欠陥模型による正常粒成長の過程を示す⁸⁾。安定な6角形の結晶粒の中に5角形の欠陥粒がはいっており、これが消滅し、新たに5角形の欠陥粒ができる過程を繰り返して、結晶粒が成長する。始め互いに離れた位置にあった2つのゴス方位粒または2つの $\{111\}$ 粒は、欠陥粒の段階的な移動消滅により隣接するようになる。同じような方位の結晶粒が隣接すると、Geometrical Coalescenceの機構でこれらの結晶粒が大きくなり、2次再結晶核になる。このように考えると、同じ方位をもつ1次粒の密度が2次再結晶核の形成を規制することになり、1次再結晶集合組織と2次粒の方位の関連がある程度説明できる。

次に、小傾角粒界の粒界移動の機構をあてはめて考えてみる。田頭および中江は⁷⁾、3%珪素鋼板(0.12% S)でゴス方位の2次再結晶過程を研究し、小傾角粒界が移動して2次再結晶核ができる機構をFig. 7のように提案している。

70%冷間圧延板を850°Cで焼鈍すると、ゴス方位の微細な再結晶粒が集団状に発生する。この集団中の結晶粒は互いに方位差角が非常に小さい。 $\{111\}$ $\langle 112 \rangle$ や $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位をもつ結晶粒も同じように集団状に発生するが、これらの集団中の結晶粒は互いに方位差角が比較的大きい。さらに温度を上げて960°Cで焼鈍すると、ゴス粒の集団中のあるものは平均粒径の数倍に成長するが、 $\{111\}$ 粒の集団の中の結晶粒はほとんど成長しない。これは、S含有量の高い材料では、粒界に偏析する硫化物の量が方位差角により変化して、方位差角が大きくなるほど、硫化物は多くなり、粒界の移動速度が減少することに基づく説明している。また粒界に偏析して粒界移動を抑制している硫化物は、1次粒の正常粒成長のとき粒界に掃過されて集積したものと考えられている。980°C以上の高温になると、粒界に偏析する硫化物が解離拡散して、大傾角粒界は容易に移動できるようになり、平均粒径の数倍まで成長したゴス方位粒は、2次再結晶核となり、周囲の方位差角の大き

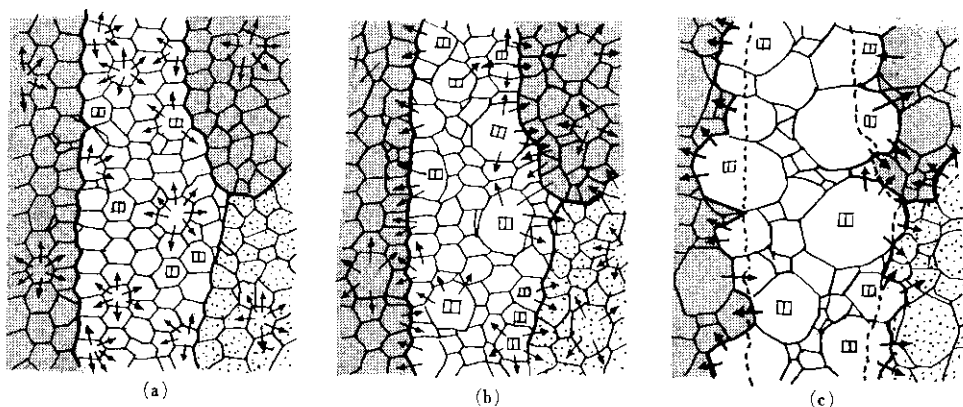


Fig. 7 Process of abnormal grain growth of $\{110\} \langle 001 \rangle$ oriented grains after Tagashira and Nakae⁷⁾

- (a) First recrystallization structure
- (b) Growth of grains being near orientation with each others
- (c) Above the temperature of dissociation and diffusion of sulphide, $\{110\} \langle 001 \rangle$ grains grow abruptly into the other groups of recrystallization grains

い1次粒を食って成長する。

以上の考え方、特に1次粒集団の概念は示唆に富んでいる。しかし、粒界に偏析した硫化物が解離拡散して、最終的に2次再結晶核が形成するという考え方では、2次再結晶の潜伏期間が試料AとEで大きく異なった著者らの実験結果を説明できない。このため、2次再結晶の潜伏期間は、むしろ、1次粒集団中の結晶粒の成長で規制されていると考えねばならない。1次粒集団中である大きさ以上に成長した結晶粒は、(1)式で右辺第3項の寄与が小さくなり、周囲の方位差角の大きな結晶粒を食うことが可能になる。このようにして必ずしも粒界に偏析した硫化物が解離拡散なくとも2次再結晶は起こりうる。

田頭らは⁷⁾、 $\{111\}$ の2次再結晶が起こる可能性を次のように示唆している。冷間圧延率が70%の試料では、ゴス方位の1次粒集団中の方位差角は小さいが、80%以上になると、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{111\} \langle 110 \rangle$ 方位の1次粒集団中の方位差角は、非常に小さくなることが認められている。したがって、圧延率が高くなると、 $\{111\}$ の2次再結晶が起こると予想している。

1次再結晶集合組織の $\{111\}$ 成分は、冷間圧延率を高くすると多くなり、また、冷間圧延前に脱

炭すると多くなる。このことから、圧延率を高くすることと冷間圧延前に脱炭することは、冷間圧延後の1次再結晶集合組織に対してほぼ同じ効果をもつと考えられる。冷間圧延前に脱炭した本実験の試料Eでは、 $\{111\}$ 成分が多いので、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ および $\{111\} \langle 110 \rangle$ 方位の1次粒集団中の方位差角が小さくなり、他方、ゴス方位成分は少ないので、ゴス方位粒の間の方位差角は大きくなる。その結果、試料中のゴス方位と $\{111\}$ 方位の各集団中の小傾角粒界の移動速度は、同じくらいになり、(1)式右辺第3項の寄与が小さくなる粒径まで成長するのに要する時間は、試料Aのゴス粒より長くなる。このため、2次再結晶の潜伏期間は、試料Aに比べて長くなり、また、ゴス方位と $\{111\}$ 方位の2次粒が、ほとんど同時に出現するようになる。

このように考えると、本実験でえた1次再結晶集合組織と2次再結晶集合組織の関連は、特定方位の1次粒集団中の方位差角の大小と2次再結晶集合組織の関連に置き換えることができる。

以上、2次再結晶核の形成について2つの機構を適用して考察したが、その妥当性は2次再結晶核発生に関する詳細な実験、および考察を待たないと評価できない。

5. 結 論

0.8%珪素鋼で圧延率が60%のとき1次再結晶集合組織は、冷間圧延前にCの溶体化処理を施した材料(0.02%C)と脱炭処理を施した材料(0.002%C)とで大きく異なり、前者にはゴス方位成分が多く、後者には{111}成分が多い。両者について、2次再結晶集合組織が形成する過程を比較検討し、次の結果をえた。

(1) 2次再結晶集合組織は1次再結晶集合組織と関連があり、基地にゴス方位成分が多いと、この方位の2次再結晶だけが起こり、基地に{111}成分が多いと、この方位とゴス方位の2次再結晶が共存して起こる。

(2) 2次再結晶の潜伏期間の長短を制御しているのは、析出微粒子の合体あるいは固溶より、む

しろ、1次再結晶集合組織のゴス方位成分、または、{111}成分の多少であると推定された。

(3) 1次再結晶集合組織にゴス方位成分が多いと、2次再結晶の潜伏期間が短くなり、2次粒の発生ひん度が高くなり、2次粒のゴス方位への集積度が高くなる。

(4) ゴス方位の2次粒は、{111}方位の2次粒より約7倍速く成長した。これは成長速度の理論式から易動度の差に基づくと考えられた。また、ゴス方位の2次粒は、基地に{111} <112>成分が多いと成長しやすい傾向があった。

(5) 2次再結晶集合組織の形成は、2次粒のOriented Growthより、むしろ、2次再結晶核の形成過程に依存すると考えられた。2次再結晶核の形成についてGeometrical Coalescenceと小傾角粒界の粒界移動の2つの機構をもとに考察した。

参 考 文 献

- 1) 五弓, 阿部, 上山: 日本金属学会誌, **28** (1964), 542
- 2) 武智, 高橋, 長田, 長尾: 鉄と鋼, **56** (1970), S475
- 3) C. G. Dunn, J. L. Walter: Recrystallization, Grain Growth and Textures, (1965), 471, [ASM Ohio]
- 4) C. D. Dunn: Acta Met., **1** (1953), 163
- 5) B. G. Livshits, V. Yu. Novikov: Fiz. Metalloved., **16** (1963) 6, 862
- 6) J. P. Nielsen: Recrystallization, Grain Growth and Textures. (1965), 147, [ASM Ohio]
- 7) 田頭, 中江: 日本金属学会誌, **35** (1971), 683
- 8) M. Hillert: Acta Met., **13** (1965), 227