

論 文

核生成-成長モデルによる純鉄の
一次再結晶粒組織形態の解析森 福 孝*・三 浦 維 四*²Morphological Analysis for Primary Recrystallized Grain
Structures of Pure Iron by a Nucleation and Growth Model

Yoshitaka MORI and Ishi MIURA

Synopsis :

The morphological analysis of recrystallized grain structures of pure iron was carried out to make clear the relation between the structure and recrystallized condition. Specimens were prepared by cold rolling to the reductions of 60% and 80% and annealing at 650°C or 750°C for 10–240 min. Photographs of the microstructures in the longitudinal cross section parallel to the rolling direction were taken and grain boundaries were traced on paper for image processing. Average morphological characteristic values of $4\pi A/P^2$, LD/BR , CP/P were calculated for each grain structure, where A , P , LD , BR and CP represent the grain area, perimeter, the longest dimension, the narrowest breadth and convex perimeter, respectively. Coefficients of variation for the distributions of grain area were 1.0–1.3 and those for the distributions of grain size were 0.54–0.60. From the average values of $4\pi A/P^2$ and CP/P , it was shown that each grain in the structures for the 80% rolled specimens showed more stable shape than that for the 60% rolled specimens. Compared with the structures obtained by computer simulation study, the recrystallized grain shapes had anisotropy generated by the ellipsoidal growth with the axial ratio of 2.0 and the growth rate directed to the major axis of 0.2 (unit length/unit time) at the nucleation rate of 100 (number/unit area·unit time). It was estimated that the anisotropy resulted from the anisotropic shape of nucleus.

1. 緒 言

再結晶組織は、一般に再結晶核の生成と、結晶粒成長または粒界移動の過程を経て形成されるものと考えられており、その素過程としての核生成、成長に関する理論的研究が多くなされている¹⁾²⁾。また再結晶組織が、群生する結晶粒の成長とその成長停止によつて形成される組織であるという観点からの研究としては、JOHNSON-MEHL³⁾、AVRAMI⁴⁾、CAHN⁵⁾らによつて再結晶速度に対する核生成速度と成長速度の関係式が導かれている。

一方、近年コンピュータ技術の急速な発展にともなつて画像解析技術の進歩もいちじるしく、組織、形状の定量化が容易に行われるようになった。金属組織への応用として、結晶粒径の解析⁶⁾⁷⁾、黒鉛形状の解析⁸⁾⁹⁾などがなされている。

著者ら¹⁰⁾¹¹⁾は、計算機シミュレーションの手法を用いて、核生成および成長条件を変化させて2次元の結晶粒組織を作成し、画像解析により結晶粒組織形態すなわち結晶粒径分布、結晶粒の形状などにおよぼす核生成およ

び成長条件の影響を明らかにした。また、核生成速度、成長速度と、生成結晶粒数および反応時間に関する実用的な関係式が導かれた。

本報告では、圧延率、焼鈍温度、焼鈍時間を変化させて再結晶させた純鉄の結晶粒組織について、組織の定量化によりその結晶粒組織形態の解析を行い、再結晶条件との関係を明らかにすることを目的とした。さらに、計算機シミュレーション結果との比較により、再結晶組織形成における核生成、成長の条件の推測を試みた。

2. 研究 方 法

2.1 試料の調整

純鉄試料として、市販の電解鉄を用いた。その公称組成を Table 1 に示す。これを水冷銅るつぼを用いたアルゴンアーク溶解により、約 10 mmφ×50 mm の丸棒状に溶解、凝固させ、冷却後厚さ 10 mm の円板状に切断した。冷間圧延により 2 mm まで圧下したのち、 10^{-5} Torr の真空中で 700°C 2 h の焼鈍を行つた。焼鈍後の試料について、C, N, O の分析を行つた結果、C :

昭和 59 年 3 月 9 日受付 (Received Mar. 9, 1984)

* 東京医科歯科大学医用器材研究所 (Institute for Medical and Dental Engineering, Tokyo Medical and Dental University, 2-3-10 Kanda-surugadai Chiyoda-ku 101)

*² 東京医科歯科大学医用器材研究所 工博 (Institute for Medical and Dental Engineering, Tokyo Medical and Dental University)

0.005, N : 0.013, O : 0.073(wt%) であつた. また結晶粒径は約 $50 \mu\text{m}$ であつた.

加工歪みは冷間圧延によつて与え, 圧延率は 60.1% と 80.4% の 2 種類とした. 以下それぞれ 60% 圧延材, 80% 圧延材とよぶ. 圧延された試料の中央部から $5 \times 7 \text{mm}^2$ に試料を切りだし, 内径 $7 \text{mm}\phi$ の石英管中に真空封入後再結晶焼鈍を行つた. 真空封入の際の真空度は約 $2 \times 10^{-2} \text{Torr}$ である. 焼鈍温度は 650°C および 750°C とし, おのおの 10 min~240 min 保持後, 石英管ごと水中急冷した.

2.2 組織の定量化

再結晶焼鈍をほどこした試料の圧延方向に平行な断面を研磨後 2% picral により腐食し結晶粒組織を現出させ写真撮影した. 組織写真のままでは, 介在物の存在などにより個々の結晶粒に分離することが困難であることから, Photo. 1 に示すように組織写真から結晶粒界のみをトレースして画像解析用組織図とした.

画像解析には Bausch & Lomb 製オムニコン FAS-II を用い, それぞれの結晶粒について面積 (A), 周辺長さ (P), 包絡周辺長さ (CP), 最大長さ (LD), 最小幅 (BR) を計測した. Fig. 1 に各測定項目を示した.

結晶粒面積と粒径(等面積の円の直径)については, 測定視野内での分布を求め, 分布状態を表す係数として,

$$\text{変動係数 } CV = \text{標準偏差} / \text{平均値} \dots\dots\dots (1)$$

を求めた. また, 結晶粒形状を表す無次元数として,

$$\text{形状係数} = 4\pi A / P^2 \dots\dots\dots (2)$$

$$\text{偏平度} = LD / BR \dots\dots\dots (3)$$

$$\text{凸起度} = CP / P \dots\dots\dots (4)$$

を各結晶粒について計算した.

形状係数 $4\pi A / P^2$ は, 周辺長さに相当する円の面積に

Table 1. Chemical composition of electrolytic iron used. (wt%)

C	S	P	Si	Mn	Cu	Fe
0.0037	0.0030	≤ 0.004	≤ 0.005	≤ 0.005	≤ 0.004	bal.

対するその形状の面積の割合を示し, 真円で最大値 1.0 をとり, 偏平化したり凹凸のはげしい形状ほど小さな値をとる.

偏平度 LD/BR は, 形状の凹凸には影響されない.

凸起度 CP/P は, 内側に凸出した結晶粒界のある粒で, その凸出の度合の大きいほど小さな値をとる.

これらの形状の特性値は測定視野内の各結晶粒について計算し, その平均値を求めた. 測定視野内の結晶粒数を 100~150 個程度となるように, 測定枠は $200 \mu\text{m} \times 200 \mu\text{m}$ に定め, 1つの組織図内の数カ所で測定を行い, それぞれの平均をとつて組織の値とした. また, 測定枠で切られる結晶粒については, 除外などの操作を行わず, そのまま測定した.

2.3 計算機シミュレーションの方法

核生成-成長の条件を変化させて, 2次元の結晶粒組織を作成するプログラムについては他の報告¹⁰⁾に詳しく述べられており, 概略を以下に記す.

2次元の単位面積内に2個の一樣乱数の組により与えられるランダムな座標を核生成サイトとし, やはり乱数を基本として定められた核生成時間ごとに, それぞれの核が生成し, その時点から等速で等方的に成長を開始する. 成長する結晶粒は, 他の成長する結晶粒と会合して成長を停止し, そこに結晶粒界を作る. 核生成は単位時間内に一定数のみ起こり, 核生成速度を単位時間内で (a)一様, (b)正規分布, (c)単調増加, (d)単調

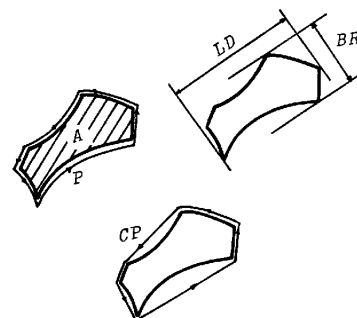


Fig. 1. Parameters measured by image analysis system.

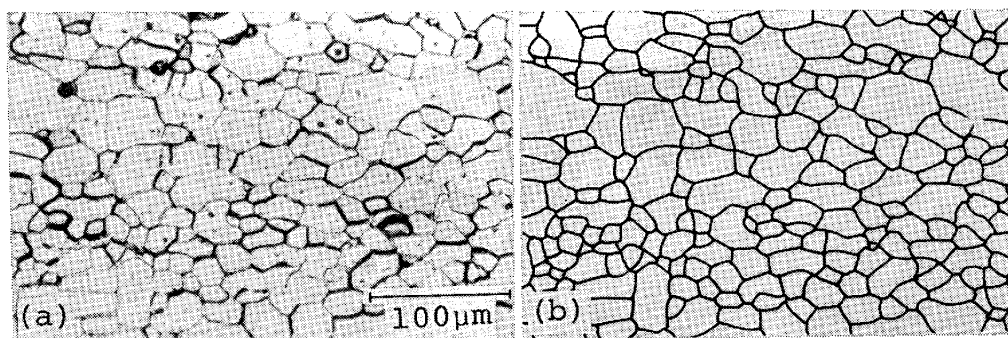


Photo. 1. Microstructure of recrystallized grain structure of iron (a) and grain structure traced along grain boundaries for image analysis (b).

Table 2. Results of image analysis obtained by recrystallized grain structures for 60% rolled specimens.

Annealing temperature (°C)	Annealing time (min)	Grain area		Grain size		Morphological characteristic value					
		Mean (μm^2)	CV*	Mean (μm)	CV*	All grain			Large grain		
						$4\pi A/P^2$	LD/BR	CP/P	$4\pi A/P^2$	LD/BR	CP/P
650	10	321	1.07	17.6	0.569	0.655	2.04	0.967	0.626	1.81	0.936
	30	394	1.00	19.6	0.551	0.661	1.99	0.966	0.633	2.51	0.945
	60	230	1.33	14.4	0.638	0.628	2.11	0.965	0.518	2.19	0.922
	120	375	1.16	18.5	0.615	0.661	2.06	0.968	0.638	1.80	0.943
	180	430	1.18	19.4	0.599	0.658	1.99	0.966	0.619	1.86	0.938
	240	429	1.06	20.3	0.563	0.657	2.00	0.965	0.636	1.83	0.944
750	10	488	1.09	21.5	0.565	0.654	2.02	0.967	0.636	1.90	0.948
	30	388	1.03	19.4	0.556	0.668	1.94	0.967	0.668	1.70	0.950
	60	399	1.08	19.5	0.578	0.656	1.97	0.961	0.656	1.72	0.940
	120	510	1.07	22.1	0.570	0.644	2.03	0.961	0.608	1.91	0.939
	180	460	1.19	20.6	0.613	0.649	2.08	0.969	0.607	1.91	0.943
	240	407	1.05	19.8	0.558	0.681	1.95	0.974	0.698	1.67	0.958

* CV: Coefficient of variation

Table 3. Results of image analysis obtained by recrystallized grain structures for 80% rolled specimens.

Annealing temperature (°C)	Annealing time (min)	Grain area		Grain size		Morphological characteristic value					
		Mean (μm^2)	CV*	Mean (μm)	CV*	All grain			Large grain		
						$4\pi A/P^2$	LD/BR	CP/P	$4\pi A/P^2$	LD/BR	CP/P
650	10	221	1.10	14.5	0.572	0.689	1.87	0.971	0.668	1.69	0.950
	30	285	1.30	16.1	0.623	0.676	1.97	0.972	0.653	1.79	0.949
	60	249	1.23	15.4	0.576	0.686	1.91	0.973	0.670	1.75	0.954
	120	306	1.11	17.0	0.587	0.689	1.95	0.974	0.680	1.72	0.956
	180	240	1.10	15.3	0.550	0.685	1.97	0.974	0.671	1.89	0.952
	240	284	1.08	16.6	0.559	0.683	1.94	0.973	0.685	1.73	0.957
750	10	300	1.11	17.1	0.545	0.694	1.92	0.974	0.700	1.68	0.958
	30	256	1.08	15.8	0.542	0.685	1.93	0.971	0.656	1.80	0.950
	60	277	1.18	16.3	0.565	0.696	1.88	0.976	0.684	1.82	0.958
	120	340	1.06	18.3	0.543	0.684	1.95	0.970	0.680	1.68	0.951
	180	265	1.08	16.1	0.545	0.697	1.84	0.974	0.717	1.60	0.960
	240	295	1.07	17.1	0.530	0.691	1.87	0.971	0.691	1.71	0.958

* CV: Coefficient of variation

減少、の4通りとし、それぞれ結晶粒成長速度を変化させて結晶粒組織を作成した。すなわち、計算機シミュレーションによつて形成される組織は、組織形成後の結晶粒組織の安定化（粒界移動、粒の成長・消滅など）を考慮に入れず、核の生成・成長とその会合のみによつて形成される基本的な組織と考えることができる。

3. 実験結果および考察

Table 2, 3 にそれぞれ 60% 圧延材および 80% 圧延材について、各条件で再結晶処理を行った試料の結晶粒組織から得られた結果を示す。

3.1 結晶粒面積・粒径およびその分布の変動係数

結晶粒面積および粒径は、650°C 焼鈍に比して 750°C 焼鈍で、また、80% 圧延材に比して 60% 圧延材のほうがやや大きい傾向にあり、平均結晶粒径は、ほぼ 14~22 μm の範囲にある。また、焼鈍時間に関して明確な傾向はみられない。

結晶粒面積の分布の変動係数は、圧延率、焼鈍温度、焼鈍時間の変化に関係なく、1.0~1.3 を示し、粒径の分布の変動係数は面積の分布の変動係数の約 1/2 である。また、結晶粒の長さの測定、たとえば周辺長さや最大長さの分布の変動係数は粒径の分布の変動係数に比較

してやや大きい値をとる傾向にある。

ANTONIONE ら⁶⁾ は、鉄の結晶粒成長を粒径分布から解析している。それによると、結晶粒の面積相当径の変動係数は、正常成長時では約 0.5 で一定しており、加工歪みを加えたことによる異常成長が開始すると変動係数は上昇し、最大値約 1.0 をとつたのち下降し、結晶粒の異常成長の終了とともに一定値 0.5 をとる。また、加工歪みを与えた試料では、異常成長後の平均粒径が焼鈍時間に関係なくほぼ一定であることが示されている。

本研究では、粒径分布の変動係数は、加工率、焼鈍温度、焼鈍時間に関係なくほぼ 0.54~0.60 の範囲にある。この値は ANTONIONE らの正常成長時の粒径分布の変動係数に近い値である。また、平均結晶粒径および変動係数が焼鈍時間に依存しないことから、本研究結果は一次再結晶が短時間で終了し、本実験範囲内では粒成長がほとんど起こらなかつたことを示すと考えられる。

3.2 結晶粒形状の特性値

各条件で得られた組織について、形状係数 $4\pi A/P^2$ は、60% 圧延材では、650°C、60 min 焼鈍の試料で 0.628、750°C 240 min 焼鈍の試料で 0.681 を示した他は、焼鈍温度、焼鈍時間に関係なく、0.65 程度の値を示す。80% 圧延材では 60% 圧延材に比べ大きな値を示

し、650°C 焼鈍で 0.68 程度、750°C 焼鈍で 0.69 程度である。焼鈍時間に関しては明確な傾向は認められない。

偏平度 LD/BR は、60% 圧延材で 1.9~2.0、80% 圧延材で 1.8~1.9 と 80% 圧延材で小さな値を示す。焼鈍温度、焼鈍時間に関しては明確な傾向は認められない。

凸起度 CP/P は、60% 圧延材で 0.967 程度、80% 圧延材で 0.974 程度であり、80% 圧延材で大きな値を示す。焼鈍温度、焼鈍時間に関しては明確な傾向は認められない。

形状係数および凸起度は、その値が大きいほど、また偏平度は小さいほど真円に近い安定な形状を示しているといえる。したがって、本研究結果では、大きな加工歪みを受けた状態からの再結晶組織が、より安定な形状をもつた等軸晶組織を形成することが示された。

ところで、結晶粒組織中の結晶粒形状をみると、小さな結晶粒は円に近い安定な形状を示し、大きな結晶粒が複雑な形状を示すことが多いようである。そこで、粗大粒のみについて結晶粒形状の特性値を測定することにより、その結晶粒組織の特徴をより明瞭にとらえることが可能であると考えられる。また、後述する計算機シミュレーションによつて得られた組織では、反応の初期に核生成した相対的に大きな結晶粒の形状が、核生成、成長条件に大きく影響を受けることが示されている¹⁰⁾。ここでは、粗大粒として平均結晶粒面積の 2 倍以上の面積をもつ粒を選び、各組織について形状の特性値を求めた。なお、粗大粒数は全結晶粒数の 10~15% であつた。

粗大粒についての形状の特性値と全結晶粒についての値を比較すると、形状係数、偏平度、凸起度ともに粗大粒が小さくなる傾向にある。形状係数、凸起度は粗大粒で複雑形状とくに凹凸の多い形状を示すことにより減少するものであり、偏平度は、形状の凹凸の影響を受けない値であり、粗大粒では、最大長さとも最小幅の比が小さいことを示す。

圧延条件および焼鈍条件による変化をみると、偏平度は各条件で大きな差はないが、形状係数および凸起度では全結晶粒についてみられた傾向がより明瞭に表れている。すなわち、形状係数および凸起度は、焼鈍温度、焼鈍時間にかかわらず 60% 圧延材が 80% 圧延材に比して小さな値をとり、80% 圧延材の再結晶粒の形状が安定した形状であることが示される。とくに、80% 圧延材の 750°C 焼鈍においては、形状係数は全結晶粒での値よりも大きな値をとる場合もみられ、粗大粒でも非常に安定な形状を示しているといえる。

3.3 計算機シミュレーションによる組織との比較

Fig. 2~4 に計算機シミュレーションにより得られた組織での結晶粒面積および粒径の変動係数、形状の特性値の結晶粒成長速度との関係を各核生成則について示す¹⁰⁾。成長速度 0 に示すデータは反応のはじめにすべての核が生成し、等速で等方的に成長するとした同時核生成モデルによつて得られた組織についての値であり、成長速度に比して核生成速度がいちじるしく速い極限の状態と考えることができる。

本研究結果をこれらシミュレーション結果と比較すると、変動係数、形状係数および凸起度はシミュレーションで得られた値の範囲内にあるが、偏平度の値は全結晶粒および粗大粒のいずれについても、本研究結果はシミュレーション結果に比してかなり大きな値を示している。これは、ここで観察された純鉄の再結晶組織が、シミュレーションで仮定したような等速で等方的な成長によつて形成されたものではないことを示している。

一方、核の生成は単位面積内で 100 個のランダムな点に起こるとし、結晶粒の成長を長軸方向と短軸方向の成長速度比（軸比）を変化させた楕円状と仮定したシミュレーション¹²⁾によれば、偏平度が純鉄の再結晶組織で観察された値をとるのは、結晶粒成長がほぼ軸比 2.0 の楕円成長の場合に対応する。さらに、結晶粒面積および粒径の変動係数から、単位時間に 100 個の等速核生成のもとで長軸方向の結晶粒成長速度約 0.2（単位長さ/単位時間）の条件で形成された組織であると推測される。

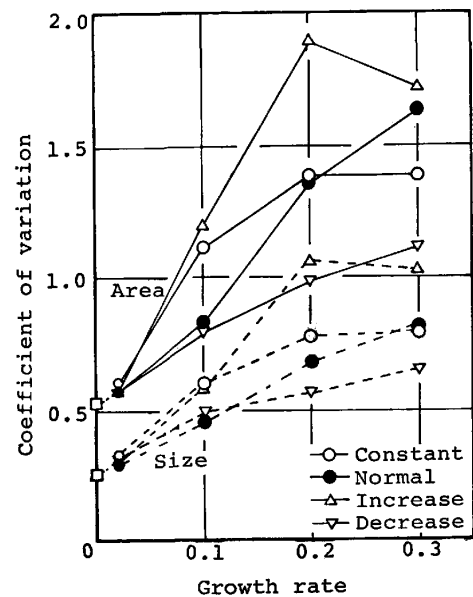


Fig. 2. Relationship between grain growth rate and coefficients of variation for grain area and grain size at various nucleation laws. Square marks show the coefficients in the case of simultaneous nucleation.

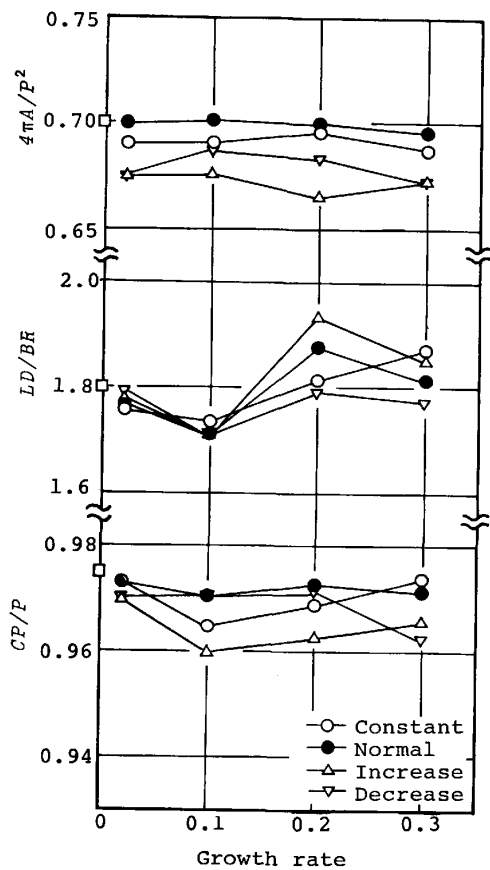


Fig. 3. Relationship between grain growth rate and morphological characteristic values of $4\pi A/P^2$, LD/BR and CP/P at various nucleation laws. Square marks show those in the case of simultaneous nucleation.

結晶粒組織が、成長に異方性をもつシミュレーションによって得られる組織に対応する異方性をもつ原因として、(i)実際に結晶粒成長に異方性がある、(ii)核の生成位置に規則性があり、等方的等速成長において、みかけ上異方性が現れる、(iii)核の形状に異方性があり、等方的等速成長による組織形成後にも核の形状の異方性の影響が残る、などが考えられる。一次再結晶粒の成長は加工歪みエネルギーを駆動力とした粒界移動過程であり、歪みエネルギー分布状態および個々の粒界の性質により粒界移動速度は変化すると考えられる。多結晶体の変形においては、個々の結晶粒の結晶方位の違いおよび結晶粒界の存在により、変形後の加工歪みエネルギーの分布は一樣ではないと考えられる。また、粒界の移動速度は、個々の粒界の方位関係および微量不純物量に大きく影響されることが知られている¹³⁾。しかし、本研究のような強加工を受けた材料中では、個々の再結晶粒の成長方向に関してそれらの効果は平均化され、計算機シミュレーションで仮定した成長方向による速度の異方性は生じないと考えられる。また、再結晶核の分布に規則性

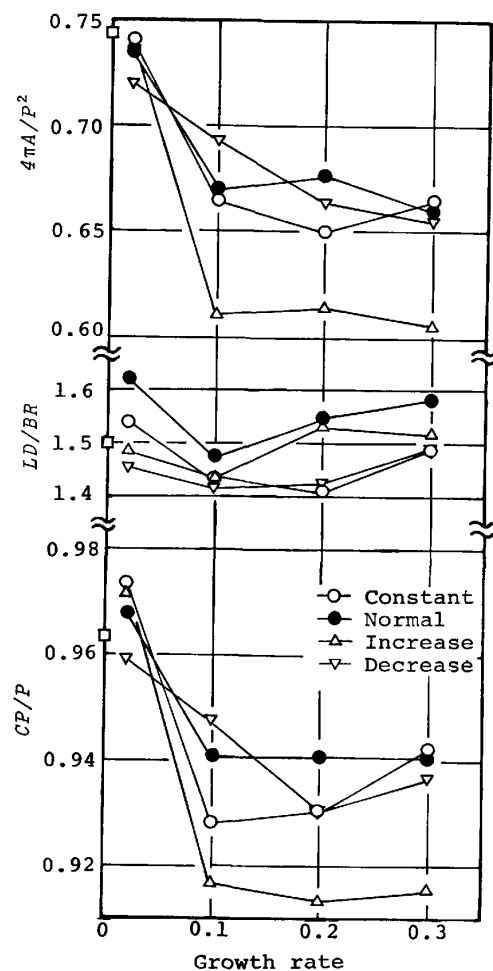


Fig. 4. Relationship between grain growth rate and morphological characteristic values of $4\pi A/P^2$, LD/BR and CP/P for large grains at various nucleation laws. Square marks show those in the case of the simultaneous nucleation.

がある場合は、形成される結晶粒組織にもその規則性が引き継がれるものと考えられるが、そのような規則性は認められない。したがって、本研究における結晶粒形状の異方性は、(iii)の核の形状の異方性に起因するものと考えられる。

DILLAMORE ら¹⁴⁾によれば、強加工された金属では、変形帯中のサブグレインのうちで寸法の大きなサブグレインが再結晶の核として成長を開始することが示されている。圧延材においては、このようなサブグレインは圧延加工により薄く伸ばされるため、薄い円板または楕円板状となり、本研究で観察した圧延方向に平行な断面においては、細長い線状を呈するものと考えられる。このような線状の再結晶核が、その各点からほぼ等速で等方的に成長することにより、観察面における再結晶粒は、サブグレインの伸ばされたほうに長く、その垂直方向に短い形状に成長したように観察される。このように再結晶の核となるサブグレインの初期の形状に著しい異方性

のあることが、成長に異方性をもつシミュレーション結果に対応することになった原因であると考えられる。

しかし、形状係数および凸起度についてみると、軸比 2.0 の楕円成長を仮定したシミュレーションで得られた組織では、純鉄の再結晶組織に比して、形状係数、凸起度とも小さな値をとる。3.1 節に述べたように、本研究の範囲内で得られた純鉄の再結晶組織は、短時間で一次再結晶が終了し、粒成長はほとんど起こらない状態における組織であると考えられる。この状態では、形成された結晶粒組織は、与えられた熱エネルギーによつて、湾曲した粒界をよりエネルギー的に安定な状態すなわち直線状の粒界へ移動しているものと考えられる。そのような結晶粒組織形成後の粒界移動によつて、形状係数および凸起度が大きな値を示すものと考えられる。また、80% 圧延材で、60% 圧延材に比して形状係数および凸起度が大きい値を示すことから、組織形成後の粒界移動による粒界の湾曲の緩和は、粒径が小さく、したがって個々の粒界の長さの短い組織でより速やかに起こるものと考えられる。

計算機シミュレーションによる組織形成過程は、ランダムな核生成位置と、円成長、楕円成長とも初期に与えた形状を保つたまま成長し、定められた方向への線成長速度は一定と仮定している。実際の再結晶組織の形成に際しては、核生成位置は、材料の変形前および変形後の組織に大きく影響を受けることが知られており、また、結晶粒成長は、粒界の移動にもなつて起こる未再結晶領域との相互作用のため、完全な等速成長ではないと考えられる。また、組織形成後の結晶粒同士の成長、粒界の移動など組織の安定化過程についても、より厳密な検討が必要であろう。しかし、多くの結晶粒からなる組織の形成過程を推測するには、ここで述べたように、結晶粒形状、粒径分布などにより結晶粒組織形態の定量化を行い、基本的な核生成-成長過程により形成された組織と対応させる手法が有用であると考えられる。

4. 結 言

圧延率、焼鈍温度、焼鈍時間を変えて再結晶させた純鉄の結晶粒組織について、各結晶粒の形状、結晶粒の大きさの分布を測定し、再結晶条件との関係を求めた。また、計算機シミュレーションによる組織との比較検討を行い、再結晶過程の推測を試みた。結果を以下に記す。

(1) 結晶粒の大きさの平均値は、焼鈍温度の高い条件で、また圧延率の小さい条件でやや大きい傾向にあるが、焼鈍時間に関して明確な傾向がみられなかつた。

(2) 結晶粒面積および粒径の分布の変動係数(標準

偏差/平均値)は、圧延率、焼鈍温度、焼鈍時間にかかわらず、面積の分布で 1.0~1.3、粒径の分布で 0.54~0.60 を示した。

(3) 結晶粒形状の特性値から、大きな圧延率を受けた試料の再結晶組織で、より安定な結晶粒形状をとる傾向が認められた。また、結晶粒面積が平均値の 2 倍以上の粗大粒のみについて形状の特性値を調べることにより、上記の傾向がより明確に認められた。

(4) 核生成-成長モデルを用いた計算機シミュレーション結果との比較により、ここで得られた純鉄の再結晶組織の形成過程は、軸比 2.0 程度の楕円成長、単位面積、単位時間に 100 個の核生成速度のもとで長軸方向の成長速度が 0.2(単位長さ/単位時間)程度に対応し、この異方性の原因として、結晶粒成長前の再結晶の核の形状の異方性が影響しているものと推測された。更に、焼鈍中に粒界の湾曲が緩和されることが認められた。

(5) 以上、結晶粒組織形態の解析を行い、計算機シミュレーション結果と比較することによつて、多くの結晶粒からなる組織の形成過程を推測することが可能であることが示された。

おわりにあたり、本研究の遂行に協力していただいた芝浦工業大学 学生 佐川善美君(現(株)東京原子力産業研究所)に感謝いたします。

文 献

- 1) J. BYRNE: 回復および再結晶(小原嗣朗訳)(1968), p. 67 [丸善]
- 2) 伊藤邦夫: 軽金属, 30 (1980), p. 337
- 3) W. A. JOHNSON and R. F. MEHL: Trans. Metall. Soc. AIME, 135 (1939), p. 416
- 4) M. AVRAMI: J. Chem. Phys., 7 (1939), p. 1103; 8 (1940), p. 212; 9 (1941), p. 277
- 5) J. W. CAHN: Acta Metall., 4 (1956), p. 449
- 6) C. ANTONIONE, L. BATTEZZATI, A. LUCCHI, G. LIONTINO and M. C. TABASSO: J. Mat. Sci., 15 (1980), p. 1730
- 7) 高山武盛, 魏明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016
- 8) 堤 信久, 今村正人, 佐久間芳信: 鋳物, 52 (1980), p. 536
- 9) 近藤靖彦, 安江和夫: 鋳物, 52 (1980), p. 675
- 10) 森 福孝, 三浦維四: 日本金属学会誌, 46 (1982), p. 224
- 11) 森 福孝, 三浦維四: 日本金属学会誌, 47 (1983), p. 62
- 12) 森 福孝, 三浦維四: 日本金属学会誌, 48 (1984), p. 675
- 13) P. HAASEN: 金属強度の物理学(岸 輝雄, 伊藤邦夫, 大塚正久, 栗林一彦共訳)(1981), p. 238, 294 [アグネ]
- 14) I. L. DILLAMORE, P. L. MORRIS, C. J. E. SMITH and W. B. HUCHINSON: Proc. Roy. Soc., 329 A (1972), p. 405