粉末冶金アルミニウム-2%鉄合金における [110]優先方位形成過程の電子顕微鏡観察

王 占 杰[†] 関 史 江 伊 藤 邦 夫

東京大学工学系研究科材料科学専攻

J. Japan Inst. Metals, Vol. 62, No. 1 (1998), pp. 22-29

Electron Microscopic Observation of Formation Process of [110] Texture in Aluminium -2% Iron Powder Metallurgy Alloy

Zhanjie Wang[†], Fumie Seki and Kunio Ito

Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, University of Tokyo, Tokyo 113

In order to study formation mechanism of the preferred orientation during annealing after swaging in the alloy prepared by extrusion of gas atomized powders, swaged and recovered structures as well as structure of recrystallization fronts were observed by transmission electron microscopies. The [110] oriented recrystallizing grains are found to originate from those cells in the deformed structure that contain high density Al-Fe compound particles. In the case of [110] oriented recrystallizing grains, their {111} planes are nearly parallel to {110} planes of the both [111] and [110] oriented matrix grains, making a wedge-shaped recrystallization front moving in the longitudinal direction. The specially oriented wedged-shaped front is free from particles, while any other recrystallization fronts are pinned down by particles either precipitating on themselves or precipitated in the recovered matrix. High resolution transmission electron micrographs suggest that the migration of the specially oriented interface normal to the interface plane proceeds by formation of {111} plane steps on the interface preceded by migration of grain boundary triple point and their following movement in the interface plane. The formation of the preferred orientation has been inferred to be associated with high mobility of the recrystallization front of the [110] oriented grains in the longitudinal direction in relation with the special structure of the front.

(Received May 21, 1997)

Keywords: aluminium iron alloy, powder metallurgy alloy, high resolution electron micrograph, recrystallization front, recrystallization, texture

I. 緒 言

分散強化合金の高温強度が高い理由の一つとして分散粒子の存在によって、再結晶温度が上昇することが知られている⁽¹⁾。粉末冶金プロセスによって作製した Al-Fe 合金においても、再結晶温度が非常に高くなるとともに、通常のプロセスでは生成しない[110]優先方位が再結晶によって生成することが見出された⁽²⁾⁽³⁾。分布に異方性のある微細分散粒子あるいはバブルが存在すると粗大伸長粒が生成するとともに[110]優先方位の生じる場合のあることが他の合金でも知られている⁽⁴⁾⁻⁽¹⁰⁾。しかし、優先方位の形成機構については、成長粒の自由表面エネルギー⁽⁴⁾、分散粒子の方向性分布⁽⁵⁾⁽⁶⁾、成長する結晶粒間の界面エネルギー⁽⁸⁾、成長する結晶粒とマトリックスとの方位差による界面の移動度⁽¹⁰⁾などが関係すると提案されているが、その詳細はまだ分かっていない。この機構にはさらに、加工組織における粒子の分散、

析出状態と再結晶粒と回復組織の再結晶界面における合金元素の偏析、析出状態が、それぞれの組織の方位とそれらの間の方位関係に依存する可能性があると考えられる。

本論文では、[110]優先方位が発達する Al-2 mass%Fe 粉末冶金合金の加工組織、再結晶過程における組織の変化および再結晶界面の幾何学的な構造を調べて、この優先方位の形成機構について検討した。

II. 実 験 方 法

前報⁽²⁾⁽³⁾と同様に、ガスアトマイズ法で 2 mass%Fe を含む直径約 50 μm の粉末を作成した。冷間プレス(CIP)の後、熱間押出(1:15, 400°C)して、直径 14 mm の棒を得た。鉄の析出焼鈍を 300°C で 350 h 行った後、70%の冷間スウェーシング(直径 7.7 mm)を行った。本研究の試料は、プロセスは前報と同じであるがロットは異なる。

電子顕微鏡観察用試料は冷間スウェーシング後のものおよび 530°C, 1 h 焼鈍したものを用いた。方位は回折パターンから求めた。

[†] 東京大学大学院生(Graduate Student, University of Tokyo)

Ⅲ. 実験結果

1. 再結晶挙動

再結晶は530°Cから550°Cの間で進行し、再結晶粒は伸長粒である(Fig. 1). なお、本ロットでも再結晶後に[110]優先方位が生成することは前報⁽³⁾と同じX線正極点図測定-軸密度図計算法で確認した.

Fig. 1 Elongated recrystallizing grains in Al-2%Fe alloy annealed for 1 h at 530°C (longitudinal section). An arrow indicates the swaging direction.

2. 加工組織

観察されたセルの寸法、分散粒子の寸法と密度をセルの方位ごとに Table 1, Table 2 に示す. 高密度の分散粒子が存在する領域が観察された(Fig. 2). EDS の分析によると、これらの分散粒子は酸化物ではなくて、Al-Fe 化合物である. この領域の寸法は一般のセルより 3 倍ほど大きい(Fig. 2, Table 1). そのセル中では転位密度は高い.

加工集合組織は前報⁽²⁾⁽³⁾と同じで、[111]方位と[100]方位からなっているが、高密度分散粒子領域の方位としては、[111]方位はなく、[110]に近い方位も存在している(Fig. 3).

3. 回復組織

回復組織(Fig. 4(a))では、板状の分散粒子がほぼスウェーピング方向に並んで、結晶粒界あるいは粒界の三重点に分布していた. 球状の分散粒子は粒内と結晶粒界の両方に存在していた.

回復粒の方位は加工集合組織と本質的に同じであった. [100]に近い回復粒と[111]に近い回復粒は同系列の方位がスウェーピング方向に繋がってコロニーを作っている(Fig. 4(b)). 一つの[111]方位のコロニー内にある回復粒間の粒

Table 1 Size(μm) of cell as well as recovered and recrystallizing grains as a function of their orientations.

State	Region	$\langle 100 \rangle$		$\langle 111 \rangle$		$\langle 110 \rangle$	
		Length	Width	Length	Width	Length	Width
Swaged state	Normal cell	1.2	0.7	1.2	0.7		
	Particle-rich region	3.3	1.9			3.6	2.0
Recovered state	Normal recovered grain	2.5	1.6	1.7	1.1	2.1	1.2
	Coarse recovered grain	8.5	2				
Initially recrystallized state	Recrystallizing grain	21	6			28	6

Table 2 Size(μm) and density in projected plane (μm^{-2}) of particles as a function of the orientations of regions.

State	Region		$\langle 100 \rangle$	$\langle 111 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
Swaged state	Normal cell	Size	0.02~0.3	0.02~0.3	
		Density	20	20	
	Particle-rich region	Size	0.02~0.05		0.02~0.05
		Density	280		300
Recovered state	Normal recovered grain	Size	0.02~0.5	0.02~0.5	
		Density	8	9	
	Coarse recovered grain	Size	0.02~0.1		
		Density	20		
Initially recrystallized state	Recrystallizing grain	Size	0.02~1.0		0.02~1.0
		Density	22		20
Fraction of recrystallization front occupied by precipitates	Transverse boundary		20%		0%
	Longitudinal boundary		31%		40%

Fig. 2 A high particle density cell (a particle-rich region) in swaged structure (longitudinal section). An arrow indicates the swaging direction.

Fig. 3 Orientations of the swaging direction of high particle density cells in the deformed structure.

界は小角粒界である (Fig. 5).

一般の回復粒の 2~3 倍大きい回復粒 (Fig. 6 中の回復粒 B) 内では, 一般の回復領域に比べると微小分散粒子の密度が 2~3 倍高い (Table 2).

4. 初期再結晶粒

成長初期の再結晶粒 (Fig. 8, Fig. 11 に例を示す) には $[110]$ と $[100]$ 方位に近いものがある. $[111]$ 方位に近いものはない (Fig. 7). 再結晶粒の中には一般の回復粒中より分散粒子が多く存在し (Table 2), 分散粒子の周りに転位が残っているという特徴が共通に認められる.

Fig. 8(a) の中心は $[110]$ に近い方位の再結晶粒である. 横

(a)

(b)

Fig. 4 Recovered structure annealed for 1 h at 530°C (longitudinal section) (a) and schematic presentation of orientations (b).

Fig. 5 An example of orientations of recovered grains within a colony of the $[111]$ component, presented by (100) pole figure (The swaging direction is projected as the center).

方向に移動する界面 (Fig. 8(a)) には, 分散粒子が多く存在するが, スウェーミング方向に移動する再結晶界面はくさびの形になって, 微小分散粒子が存在しない (Fig. 9). このように, 界面における分散粒子の分布は界面の移動方向によっ

Fig. 6 A large grain (B) containing fine particles observed in the recovered structure annealed for 1 h at 530°C (longitudinal section).

Fig. 7 Orientations of larger grains at an early stage of recrystallization.

て違う (Table 2). Table 2 の最下段は、再結晶界面の内の粒子によって占められている部分の割合を示す (界面の方位の定義については Fig. 13 参照). この割合が高いことは、粒子によるピン止めが強いことを示すと考えられる. Fig. 8(b) の模式図に示すように再結晶粒のスウェーピング方向に平行な再結晶界面 (longitudinal boundary) に接する回復粒の方位はほぼ [111] 方位で、その形は四辺形である. これに対して、長手方向に成長する先端の界面 (transverse boundary) に接する回復粒は四辺形より辺の数が多い多辺形で、寸法は大きくて、[100] 方位も、[111] 方位もある (Fig. 9, Fig. 10).

Fig. 9 で観察された方位関係を Fig. 10 に示す. 図中の M, N は Fig. 9 の界面のトレース M, N を極とする大円であり、Fig. 9 において界面が edge-on であるならば、 M_p, N_p が界面 R/A, R/B の極となる. 再結晶界面 R/A の法線方向

Fig. 8 A recrystallizing grain observed after annealing for 1 h at 530°C (a), and schematic presentation of orientations (b) (longitudinal section).

Fig. 9 Detail of a recrystallization front (near point S) in Fig. 8

は再結晶粒 R の [111] 方向、回復粒 A の [110] 方向とほぼ平行で、再結晶界面 R/B の法線方向は再結晶粒 R の [111] 方向、回復粒 B の [110] 方向とほぼ平行である. 即ち、再結晶界面は再結晶粒の (111) 面、回復粒の (110) 面とほぼ平行になっている.

[110] 方位以外の再結晶粒では、長手方向に移動する再結晶界面は [110] 方位を持つ再結晶粒のようなくさびの形になっていない、横方向に移動する界面と同じで、界面には分散粒子が多く存在している (Fig. 11, Table 2).

5. 再結晶界面の高分解能電子顕微鏡観察

成長初期の [110] 方位を持つ再結晶粒の横断面で観察された粒界三重点近傍の格子像を Fig. 12(a) に示す. 全体を模

Fig. 10 $\{110\}$ and $\{111\}$ pole figures showing the orientations of recrystallizing grain R// $[110]$ and recovered grains A// $[100]$ and B// $[111]$ as well as recrystallizing interfaces M and N in Fig. 9. (Swaging direction is perpendicular to the paper, M_P and N_P refer to poles of recrystallizing interfaces R/A and R/B, respectively.)

Fig. 11 A recrystallizing grain in the $[100]$ orientation observed after annealing for 1h at 530°C (longitudinal section).

式的に Fig. 12(b)に示す。この粒界は三重点から離れた所では稠密面粒界で、非常に安定な粒界であると考えられる⁽¹¹⁾。三重点の近くのマクロに曲がって見える粒界はミクロの

Fig. 12 HREM photograph showing the recrystallization interface of R/A near a grain boundary triple point (a), and the schematic presentation (b).

(111)のステップからなっている。

6. セルと粒子寸法の方位による違い

セルの寸法についていえば、回復状態において $[100]$ 方位のセルは $[111]$ 方位のセルより大きい傾向が見られたが、その他の点では方位による違いは見られない(Table 1)。

析出分散粒子についても、再結晶界面においては前述のように方位による違いが見られるが、回復・再結晶粒(あるいは加工セル)内の存在においては方位による違いは見られない(Table 2)。

N. 考 察

この合金の特徴的な $[110]$ 方位の形成について、潜在核の形成、その成長開始および再結晶粒の成長という三つの観点から考える。

1. 潜在核の成長開始

実験結果に基づいて回復組織の模式図を Fig. 13 に示した。同一コロニー内の粒界は小角粒界(Fig. 5)であって、そこには析出物は存在しない。コロニー間の界面と粒界三重点

に板状析出物が存在する。一般の回復粒(例えば Fig. 13 中の回復粒 B)を考えると、スウェーピング方向に垂直な結晶粒界は小角粒界であるので移動し難いと考えられる⁽¹²⁾⁽¹³⁾、スウェーピング方向に平行な結晶粒界は一般粒界でも、鉄の偏析、析出により、移動し難くなっていると考えられる。

再結晶の核生成過程はつぎのように考えている。再結晶粒は、その中に微細な粒子が高密度に存在する領域があること (Fig. 8 を Fig. 2, Fig. 6 と比較), その方位分布が類似していること (Fig. 7 を Fig. 3 と比較) から、加工組織中の高密度分散粒子領域として存在する潜在核の成長開始によって生成したと考えられる。アトマイズしたときに微細粉末であった領域には、熱間押し出し加工時に過飽和固溶 Fe が細かく析出した。焼鈍時に、鉄の過飽和度の下がっているこの領域では、優先的に回復した。回復粒の成長の原始過程は粒界三重点の移動である。Fig. 14(a)に示すように、結晶粒 A, B, R が 1 点 O で会合するときに、A-B, A-R, B-R 間の粒界エネルギーを E_{AB} , E_{AR} , E_{BR} とすれば、

$$E_{AB} > E_{AR} \cos \alpha + E_{BR} \cos \beta \quad (1)$$

の時、三重点は矢印の方向に移動し、これにつれて、粒界 A-R と粒界 B-R が移動することになる。高密度分散粒子領域の寸法は一般のセルより幅が大きい、また、[100]と

Fig. 13 Schematic presentation of recovered structure. The □-mark represents movable triple points. (T: transverse, L: longitudinal boundary).

Fig. 14 Schematic presentation of recrystallizing grains of [110] and [100] orientations.

[111]方位回復粒間の粒界は大角粒界で、粒界エネルギーが高いので、回復の起こった[110]方位の高密度分散粒子領域の成長をもたらす三重点があると考えられる (Fig. 13 の□)。

一般の回復組織中では[110]方位の回復粒は極めて少ないのに、高密度微細分散粒子領域に[110]方位のセルが存在する原因について、次のように考えられる。微細粒子は熱間押し出し中(またはその後の冷却中あるいは焼鈍中)に、加工によって導入された転位に沿って析出する。析出量は加工中に形成された転位の密度に依存する。微細粒子の析出が起ると、その領域は硬化して、熱間押し出し中および冷間スウェーピング中の変形は起こり難くなる、即ち、そのような領域はセルの細分化も方位の回転も起こり難くなる。高密度微細分散粒子領域に[110]方位のセルが存在することは、熱間加工中の転位密度の増大は、[110]の領域で高く、[111]方位の領域では低かったことを示唆している。

本合金の場合は、再結晶粒は試料内部で成長する (Fig. 1) ので、優先方位の形成に対する自由表面エネルギーの影響⁽⁴⁾は関係していない。

2. 再結晶粒の成長

高分解能観察結果(Ⅲ.5 節)は Gleiter⁽¹⁴⁾の提案した(111)面のステップの移動による再結晶界面の移動機構をより具体的に示すと同時に、三重点の移動が再結晶界面の移動を先導することを示している (Fig. 12(b)). 固溶体においては、ある構造の粒界は速く移動して固溶元素は粒界に偏析しない、ある構造の粒界は遅く移動して固溶元素は粒界で偏析、析出する、ということが起こり得る⁽¹⁵⁾。回復粒の(110)面(面心立方構造で3番目の稠密面)と再結晶粒の(111)面が組合さった界面は稠密面粒界で、粒界エネルギーが低く⁽¹¹⁾、この粒界上に鉄原子の富化はし難くて、粒界は固溶原子に遅延されずに速く移動できると考えられる。

(1) スウェーピング方向に沿う再結晶粒の成長-[110]優先方位の形成機構

再結晶粒の方位による成長界面の違い (Fig. 8 と Fig. 11) を模式的に Fig. 14 に示す。このような界面の違い(平面状と曲面状、析出粒子のなしとあり)は、これらの界面構造の違いおよび移動する粒界三重点で析出物が再固溶して、界面を拡散して右あるいは左側の粒界に再析出して結果的にオストワルド成長が起こることによってと考えられる。成長する結晶粒(R)の(111)面とマトリックス粒(AとB)の(110)面が最も平行に近くなる時の幾何学的な関係を Fig. 15 に示した。粒界三重点がスウェーピング方向に移動することによって成長する時に[110]方位の再結晶粒の(111)面は、[111]方位の回復粒の(110)面と平行して、[100]方位の回復粒の(110)と近似的に平行して、界面に平行となる可能性がある。このくさびの形になる粒界は[110]方位再結晶粒の粒界で観察された (Fig. 9)。[100]方位の再結晶粒の(111)面は、[100]方位の回復粒の(110)と近似的に平行して粒界になる可能性があるが、[111]方位の回復粒の(110)と平行しては

Fig. 15 Geometrical configurations of $\{111\}$ planes of recrystallizing grain (R) and $\{110\}$ planes of matrix subgrains (A and B), where angles between $\{111\}$ and $\{110\}$ planes are smallest. The migrating direction of the triple points is parallel (a) and normal (b) to the swaging direction.

粒界になれない． $[111]$ 方位の再結晶粒は $[100]$ 方位の再結晶粒と同じで，くさびの形の粒界になる可能性はない． $[111]$ 方位の再結晶粒は観察されなかった．

$[100]$ 方位再結晶粒のスウェーピング方向に沿う成長はある時点で必ず $[100]$ 方位の回復粒のコロニーに衝突する．この衝突後は，再結晶界面は小角粒界になって，移動速度が小さくなる可能性がある．これに対して， $[110]$ 方位再結晶粒の場合は，このような可能性はほとんどない．これが，初期再結晶粒としては $[110]$ 方位以外も存在するにもかかわらず， $[110]$ 方位再結晶集合組織の生成する理由の一つであると考えられる．なお， $[110]$ と $[100]$ 方位以外の初期再結晶粒も，界面に多数存在する分散粒子のため大きくならないものと考えられる．

Mujahid, Martin⁽¹⁰⁾は，MA760における $[110]$ 優先方位形成の原因として， $[110]$ 方位の結晶粒はグループを作っていて，その中の小角粒界が分散粒子のピン止めから離脱し易く， $[110]$ 方位の結晶粒の寸法が大きくなり易いこと，および，この方位の結晶粒はマトリックス粒との方位差が大きく，界面の易動度が大きいことを挙げている．

本著者は，回復した結晶粒が再結晶粒に成長するか否かは，その回復粒が界面エネルギーの不釣り合いに起因する粒界三重点の移動によって成長し得るか否かに依存していて，単に隣接粒との寸法の比によるものではないと考える．また，界面の易動度は，単に方位差によるのではなく，特定の方位関係に基づく界面の構造に依存すると考える．

(2) 再結晶粒の横方向への成長・伸長粒の形成機構

幾何学的には，Fig. 15(b)に示したように，粒界三重点が横方向に移動する時に $[110]$ 方位の再結晶粒の (111) 面は $[111]$ と $[100]$ 方位の回復粒の (110) と平行して，粒界になる可能性がある．したがって， $[110]$ 方位の再結晶粒は再結晶粒の (111) 面と回復粒の (110) 面とで組合せた粒界で横方向に成長することが可能である．実際には，Fig. 4, Fig. 8に示すように回復粒は同じ軸方位のコロニーになっているので，横方向の再結晶界面に対して，このような粒界三重点の存在確率は少ない． $[100]$ 方位の再結晶粒と $[111]$ 方位の再結晶粒の場合は，再結晶粒の (111) 面と $[111]$ 方位回復粒の (110) 面と組合せて粒界になる可能性はないので，横方向にも成長し難いと考えられる．

横方向の再結晶界面(longitudinal boundary)は方位に関わらず，ほぼ直線で，界面上に分散粒子が高密度に存在している(Fig. 8(a), Fig. 11)，移動速度は小さい(Fig. 1)．その原因としては，上述の界面の構造によるものの他に，板状粒子の分布の不均一性と板状粒子のピン止め効果が界面と粒子間の角度に依存することが考えられる．

移動する粒界に対する分散粒子のピン止め効果は分散粒子の形状と分布に強く依存している．移動する粒界は楕円状の分散粒子に遭遇すると，長短軸の方向によって遅延力が異なっており，偏心率 $b/a=5$ の場合に，短軸方向の遅延力は長軸のより10倍ほど高く，また，分散粒子が帯状に分布する場合，球状の分散粒子であっても，伸長再結晶粒が生成するという報告がある⁽¹⁶⁾．本研究の合金では，分散粒子は板状で，コロニーの界面に高密度に存在し，帯状に分布している(Fig. 14)．したがって，横方向に移動する界面は粒子の列に平行して，列を乗り越える瞬間に受ける抑制力は球状粒子が異方的に分布しているとき⁽⁶⁾よりも，異方的であって大きいと考えられる．

本合金の場合には，再結晶粒が孤立して成長する(Fig. 1)こと，および上述の考察から，再結晶粒間の界面エネルギーの優先方位形成に及ぼす効果⁽⁸⁾は関係していないと考えられる．

V. 結 言

電子顕微鏡を用いて，Al-2 mass%Fe 粉末冶金合金の加工組織，再結晶過程における組織の変化および再結晶界面の幾何学的構造を調べて，優先方位の形成機構を検討した．

加工，回復組織内のセルの寸法，析出分散粒子の存在形態には，セルの方位による違いはほとんどない．再結晶界面における粒子の存在形態には方位による特徴的な違いが見られた．

加工組織中には微細粒子を高密度に含む比較的大きなセルが見られる．粒界エネルギーの不釣り合いによる粒界三重点の移動によって，このセルが成長して，再結晶粒となることが示された．

この粗大セルには[110]方位のものも認められる。[110]方位の粗大セルがスウェーピング方向に成長する時には、再結晶粒の(111)面と回復粒側の(110)がほぼ平行となる再結晶界面が形成されて、このような界面にはほとんど析出粒子が存在しなかった。このような特徴的な界面の移動においては、粒界三重点の移動に伴う界面上のステップの形成とその界面上の移動が本質的な機構であることが高分解能観察によって示唆された。

[100]方位の再結晶粒のスウェーピング方向への成長界面は、このような特徴的な界面ではなくて、析出粒子による移動抑制を受けていた。

再結晶粒の横方向への成長速度が著しく小さいことは、回復組織中に板状析出粒子が列状に存在することに対応していた。

このように、この Al-2Fe 粉末冶金合金における[110]優先方位を持った伸長粒の生成は、回復組織中の析出粒子の存在状態と幾何学的に特徴的な再結晶界面の移動し易さによると結論される。

加工組織中に微細分散粒子を含む[110]方位のセルの存在は粉末冶金合金に特有の初期方位の多様さと加工中の析出に起因すると考えられる。

研究費の一部は軽金属奨学会の援助によった。試料の作製は神戸製鋼所の好意による。付記して深甚な謝意を表す。また、本研究の全体についてご討論をいただきました宇宙科

学研究所の栗林一彦教授、佐藤英一助教授、電子顕微鏡像の解釈についてご教示をいただきました本学の市野瀬英喜助教授には厚く感謝致します。

文 献

- (1) G. H. Gessinger: *Powder Metallurgy of Superalloys*, Butterworth & Co., (1984), 221.
- (2) K. Ito, F. Seki, Y. Ohinata and X. Zhao: Conf. Proc. ICAA3, Trondheim, Norway, (1992), 317.
- (3) 伊藤邦夫, 関 史江: アルミニウム合金 P/M 材の組織と性質 (軽金属学会研究部会報告書 No. 28), (1992), 97.
- (4) 陳 樹 繁, 米田博之, 藤井浩二, 田上耕司, 松田日出彦: 日本金属学会誌, **53**(1989), 1198.
- (5) 美野和明: 日本金属学会会報, **31**(1992), 888.
- (6) K. Murakami, K. Mino, H. Harada and H. Bhadeshia: Metall. Trans., **24A**(1993), 1049.
- (7) Th. Kehagias, L. Coheur and P. Delavignette: Colloque de Physique, **51**(1990), C1-855.
- (8) J. M. Marsh and J. W. Martin: Mat. Sci. & Tech., **7**(1991), 183.
- (9) T. R. Bieler, A. T. Mohamed, Z. Jin and M. J. Blake: Scripta Metallurgica et Materialia, **27**(1992), 149.
- (10) M. Mujahid and J. W. Martin: Materials Science Forum., **113-115**(1993), 263.
- (11) 市野瀬英喜, 石田洋一: 材料科学, **18**(1982), 325.
- (12) H. Yoshida, B. Liebmann and K. Luecke: Acta Metall., **7**(1959), 51.
- (13) Y. Ohba: Acta Metall., **34**(1986), 1329.
- (14) H. Gleiter: Acta Metall., **17**(1969), 565.
- (15) M. Hillert: Met. Sci., **13**(1979), 118.
- (16) E. Nes, N. Ryum and O. Hunderi: Acta Metall., **33**(1985), 11.