アルミニウムの高温変形機構領域に関する 変形速度—変形温度—結晶粒径図

及川 洪*

Strain rate-temperature-grain size diagram of high-temperature
deformation mechanisms for aluminum

UDC: 669, 71:539. 4. 019:620. 172. 251

Hiroshi OIKAWA*

A deformation mechanism diagram for aluminum is given three-dimensionally with axes of strain-rate ($10^{-10} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$), temperature ($0.5 \sim 1.0 T_m$), and grain-size ($10^2 \sim 10^8 b$). This type of diagram is useful to realize the general features of deformation behavior during constant-rate straining such as conventional tensile tests and hot working. Three types of two-dimensional cross-sections of the three-dimensional diagram are also shown with the contour lines of equi-stress. These diagrams are useful to see the most advantageous condition of plastic working.

(Received December 25, 1979)

1. 緒 言

金属材料の変形挙動は、外部条件や材料自体の性質によつて著しく異なるものであることは、定性的にはよく知られた事実である。このような金属の高温における変形律速機構を温度 T -応力 σ 図上に示すアイデアが、1965年 Weertman¹⁾ によつて初めて示された。

1972年には、Ashby²⁾ が定量的な検討を行なつて、変形機構領域図 (Deformation mechanism maps) を初めて発表した。この図は基本的には $\sigma/G - T/T_m$ 図であつたが (G 剛性率, T_m 融点), その後 $\sigma/G - d/b$ 図³⁾ (d 結晶粒径, b 原子直径), $d/b - T_m/T$ 図⁴⁾, $\sigma/G - T_m/T$ 図⁵⁾ など各種の改良が加えられた。これらの2次元表示は、 $\sigma/G - T_m/T - d/b$ 3次元表示⁶⁾ によつて統一的に示すことができる。

変形機構として考慮されているものは、Ashby²⁾ の場合には粒界拡散クリープ、格子拡散クリープおよび累乗則クリープであつた。その後、変形機構に関しても、転位クリープの1種と考えられている Harper-Dorn クリープの出現条件の推定^{3,7)}、累乗則クリープの関与拡散経路による区分⁸⁾、超塑性挙動領域の確定⁹⁾ などの進歩があつた。

これまでの変形機構領域図では、 σ , T , d を変数として、最大の定常変形速度 $\dot{\epsilon}_s$ を与える機構が示されて

いる。この表示は、通常のクリープ試験あるいは構造物の耐クリープ性などのように、ある応力がある時間加えられているとどのような変形挙動を示すかということを検討するためには極めて有用なものといえる。しかし、通常の引張試験あるいは高温加工の場合のように、ある変形速度で変形させようとしたらどのような挙動が出現するかということを検討する目的には、この種の図はかならずしも便利なものではない。この目的のためには、応力 σ ではなく、変形速度 $\dot{\epsilon}$ が変数として用いられる方がよい。

本報では、純アルミニウムについて、 $\dot{\epsilon}$, T , d を変数として変形機構領域図を構成し、 $\dot{\epsilon}$ が変数となつている変形機構領域図の特長を示し、その利用について若干の検討を行なう。

2. 変形機構と速度式

2.1 高温変形機構

本報では、高温変形機構として、つぎの4種を取り上げる。すなわち、(i)累乗則クリープ (Power-law creep) P, (ii)粒界迂りあるいは超塑性 (Superplasticity) S, (iii)拡散クリープ (Diffusion creep) D, および(iv) Harper-Dorn クリープ (Harper-Dorn creep) HD である。

(iv)以外については、関与する拡散によつて、それぞれ2つに細分される。拡散経路としては、格子拡散 (lattice di-

* 東北大学工学部金属材料工学科 (仙台市)。Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tohoku University (Sendai).

ffusion) l, 粒界拡散 (grain-boundary diffusion) b, および転位芯拡散 (dislocation-core diffusion) c がある。本報では、これらの組合せによつて生じるつぎの7種を独立の変形律速過程として取扱うことにする。すなわち、

高温 (格子拡散) 累乗則クリープ	: P(l)
低温 (転位芯拡散) 累乗則クリープ	: P(c)
格子拡散超塑性	: S(l)
粒界拡散超塑性	: S(b)
Harper-Dorn クリープ	: HD
格子拡散クリープ	: D(l)
粒界拡散クリープ	: D(b)

である。

これらの変形様式(変形機構)の内、P(l) はアルミニウムを含む多くの純金属においてその出現が確かめられており、実験的にもつともよく解析が行なわれている¹⁰⁾。本報で問題としている定速変形の場合にも、その定常状態は、クリープ(定応力変形)の定常状態と同じ速度式で記述可能であることはよく知られている¹¹⁾。

応力の増加、あるいは温度の低下に伴つて転位芯拡散の寄与が増し、ついには P(c) が主体となることが多くの金属のクリープにおいて認められている。アルミニウムの定常変形についても、有効拡散係数(高温側で格子拡散、低温側で転位芯拡散が主体)を用いれば、広い温度域のデータを一括して示すことができる¹²⁾。破壊の要素が入らなければ、P(l) の場合と同様に P(c) の場合にも、定速変形において定常状態が出現し、その速度式はクリープの場合と同じものとなる。

粒界が重要な役割を果たすと考えられる超塑性挙動は、格子拡散支配の場合 S(l) と粒界拡散支配の場合 S(b) があることが、多数のデータの統一解析によつて示されている⁹⁾。この種のデータは主に定速変形によつて得られたものであるから、本報で取扱うようなひずみ速度を定数とする処理にはそのまま適用できる。この種の挙動は、結晶系や組成、相などに関係なく、適当な結晶粒径が保たれれば出現する¹³⁾。アルミニウムの場合にこの挙動がまだ報告されていないのは、通常の実験条件では、結晶粒が粗大化してしまうためであろうと考えられる。アルミニウムの場合にも、安定な細粒組織が得られれば、この超塑性挙動が出現する可能性は十分にある。したがって、変形機構領域図を構成する際には、S(l), S(b) による変形についても当然検討を加える必要がある。

Harper-Dorn クリープはアルミニウムについて初めて見出された挙動であるが、現在は数種の純金属や合金についてもその存在が認められており¹⁴⁾、少なくとも金属材料では独立の変形挙動の1つとして処理されている。ただし、定速変形でこの種の挙動を確認した報告は見当

らない。これは、通常の実験機では、HD が出現するほど低い変形速度が実現できないためである。

拡散クリープ現象は多くの純金属で認められており、アルミニウムについての報告もある¹⁵⁾。ただし、この種の変形は通常極めて低い応力(あるいは低いひずみ速度)の下でしか観察されないため、定速変形において拡散クリープに相当する機構が律速段階であるとする報告はまだない。しかし、D(l), D(b) による変形は、応力制御でもひずみ速度制御でも同じように生じるものと考えられる。なお、アルミニウムについては、クリープについても D(b) の報告は見当らない。これは通常の実験条件では、結晶粒径を十分細かいまま長時間保持できないためであると考えられる。

2.2 定常変形応力

前項に示した機構による定ひずみ速度変形時の定常変形応力値 σ_s は、いずれも Dorn の式¹⁰⁾を変形した次式で示すことができる。

$$\frac{\sigma_s}{G} = A' \left\{ \frac{\dot{\epsilon}}{D_0 \exp(-Q/RT)} \right\}^m \left(\frac{kT}{Gb} \right)^n \left(\frac{d}{b} \right)^q \quad (1)$$

ここで D_0 と Q は拡散の振動数項と活性化エネルギー、 R と k はそれぞれ気体定数およびボルツマン定数であり、 A' , m , q は実験的あるいは理論的に求められる係数である。これらの係数は Dorn の式

$$\dot{\epsilon}_s = A D_0 \exp(-Q/RT) \left(\frac{Gb}{kT} \right)^n \left(\frac{\sigma}{G} \right)^m \left(\frac{b}{d} \right)^p \quad (2)$$

における各係数と

$$A' = A^{-1/n}, \quad m = 1/n, \quad q = p/n \quad (3)$$

の関係にある。

各変形機構に対応する係数 A' , m , q の値としては、Table 1 に示すような値を用いた。これらの値は、先に報告した σ - T - d 3次元変形機構領域図⁹⁾において使用したものと同等の値である。

p(l) に対する(1)式の A' , m の値は、高積層欠陥エネルギー fcc 金属に対して Bird ら¹⁰⁾ が与えた $A = 2.5 \times 10^6$ および $n = 4.4$ から(3)式によつて換算したものである。この値を用いることによつて、アルミニウムの高温累乗則クリープ挙動および高温定速挙動が記述できることはよく知られている。

P(c) に対する A' , m の値は、 $A_{P(c)} = 50A_{P(l)}$, $n_{P(c)} = n_{P(l)} + 2$ から求めたもので、多くの金属についてこの関係が成立することが知られている⁴⁾。定速変形の定常状態をこの係数によつて記述できるかどうかについての一般的な実験的検討はまだ十分には行なわれていない。Lüthy ら¹²⁾はこれとは少し異なる値を採用している。

S(l) および S(b) に関する A' , m については、Zn-22Al 合金を主体とした多数の2相合金についてのデータを総合して得た値⁹⁾をそのまま使用した。単相材料で

Table 1 Constants in eq. (1) for each deformation mechanism

Mechanism	A'	$D_0 / \text{m}^2\text{s}^{-1}$	$Q / \text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$	q	m	Ref
P(l)	3.5×10^{-2}	1.86×10^{-4}	1.434×10^5	0	0.227	(4)
P(c)	5.4×10^{-2}	1.86×10^{-4}	0.860×10^5	0	0.156	(4)
S(l)	3.5×10^{-4}	1.86×10^{-4}	1.434×10^5	1.0	0.5	(9)
S(b)	2.2×10^{-3}	1.86×10^{-4}	0.860×10^5	1.5	0.5	(9)
HD	6.0×10^{10}	1.86×10^{-4}	1.434×10^5	0	1	(7)
D(l)	3.6×10^{-2}	1.86×10^{-4}	1.434×10^5	2	1	(4)
D(b)	1.5×10^{-2}	1.86×10^{-4}	0.860×10^5	3	1	(4)

$$G/\text{Pa} = 3.022 \times 10^{10} - 1.60 \times 10^7 T/\text{K}$$

$$b/m = 2.86 \times 10^{-10}$$

S(l)あるいはS(b)が変形の主体となる例は、ニッケル¹⁶⁾やSn-5% Bi 合金¹⁷⁾について報告されているのみである。本報では、アルミニウムに対しても、この Lüthy らが得た値がそのまま適用できると仮定して論を進めることにする。

HD に関しては、実験データはあまり多くはないが、アルミニウムのデータを含む6種のデータについての平均値⁷⁾が報告されている。これらの実験データはいずれも定応力変形について得られたものであるが、本報では定速変形の場合もこれと同様の関係が成立するものと仮定する。

D(l), D(b) に関してはアルミニウムの例を含めて多数の実験データがあり、それらは極く短時間のデータを除けば、理論的予測と良い一致を示すことが知られている¹⁸⁾。これらは定応力変形実験によって得たものであるが、拡散クリープでは変形の初期から定常状態が続くので、定速変形の場合にもまったく同等の関係が得られるものと考えられる。本報では A' , m , q として理論値を採用した。

アルミニウムの格子自己拡散についてはいくつかの報告がある。それらは必ずしも一致しているわけではないが、本報では $D_0(l) = 1.84 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$, $Q(l) = 143.4 \text{ kJ/mol}$ を採用した^{19), 20)}。粒界拡散および転位芯拡散についてはまだ十分なデータは無いので、他の金属、合金などで知られている経験則²¹⁾がアルミニウムの場合にもそのまま適用できるものと仮定し、 $Q(b) \sim Q(c) \sim 0.6Q(l)$, $D_0(b) \sim D_0(c) \sim D_0(l)$ の関係を使用した。

3. 3次元変形機構領域図

アルミニウムの恒温定ひずみ速度変形において、定常状態（応力、ひずみ速度とも一定）が出現する場合に、その変形速度を保つための応力をもつとも低い変形律速過程を、2で示した7種の変形機構（挙動）の内から選んだ。この応力最小律速過程が、 $\dot{\epsilon}$, T , d によってどの

Fig. 1 Three-dimensional presentation of the deformation mechanism diagram with the axis of strain-rate for aluminum. Thick lines are on the surface and medium lines are in the interior of the hexahedron.

P: power-law creep, S: superplastic flow, D: diffusion creep, and HD: Harper-Dorn creep, l: lattice diffusion, b: grain-boundary diffusion, and c: dislocation-core diffusion.

ように変わるかを、 $\dot{\epsilon} - T_m/T - d/b$ 図中に立体的に示したものが **Fig. 1** である。また、**Fig. 2** には、各機構ごとの単独3次元領域図が示してある。

領域境界面の内のいくつかのものは、ある軸に平行である。たとえば、P(c)/P(l) 境界や P(l)/HD 境界は d に依存しないし、D(l)/D(b) 境界は $\dot{\epsilon}$ には依存しない。また HD/D(l) 境界は T にも $\dot{\epsilon}$ にも依存しない。3次元領域図の境界面の特徴については別報²²⁾に述べてある。

これらの図に示されている変形機構、あるいはその境界条件については、ごく小数のものを除いて実験的検証が済んでいるとは言い難い。したがって、これらの図は現時点では予想図であつて、確定図ではない。しかし、

(a) Power-law creep controlled by lattice diffusion: P(l)

(d) Superplastic flow controlled by grain-boundary diffusion: S(b)

(b) Power-law creep controlled by dislocation-core diffusion: P(c)

(e) Hager-Dorn Creep: HD

(c) Superplastic flow controlled by lattice diffusion: S(l)

(f) Diffusion creep controlled by lattice diffusion: D(l)

(g) Diffusion creep controlled by grain-boundary diffusion: D(b)

Fig. 2 Separate presentation of each domain with three co-ordinates.

これらの図を用いることによって、ある条件の下で定速変形を行なおうとする際に、少なくとも定常状態が出現すれば、どのような変形機構(あるいは挙動)によって変形が進行するかについて容易に予想できる。さらに、変形条件をある組合せから別の組合せに変えることによって、別の変形機構が優勢となる領域に近づく、あるいは別領域に入る可能性があるかどうかをすぐ予想できる。すなわち、変形条件を決定する際に、どちらの方向に条件を変える方が有利であるかを検討することが容易に行ない得る。

4. 2次元切断図

定量的な検討を行なう目的のためには、変形に必要な応力値も記入されている2次元領域図が便利な場合もある。どのような因子を選んだらよいかは、その目的によって変る。以下では、3因子の内の一つを固定した3種の組合せについて、いくつかの例を示す。

4.1 $\dot{\epsilon}$ - d/b 変形機構領域図

温度 T を一定 (1.0, 0.7 および 0.5 T_m) とした場合の例を Fig. 3 に示してある。図中には等 σ/G 線も記入してある。

ごく普通の高温加工が行なわれるような条件の下では、出現する可能性の最も大きい変形機構は P(1) である。温間加工程度の温度になれば、転位芯拡散による空孔移動によって組織が回復する P(c) が重要となることがわかる。

変形温度が高ければ、 d が小さい場合には S(1) によ

Fig. 3 Two-dimensional diagrams for aluminum at given temperatures. The contours are equal σ_s/G lines.

って変形が進行する可能性がある (Fig. 3a)。P(1) 領域では、一定 $\dot{\epsilon}$ のための σ_s は d には依存しないが、S(1) 領域では、 σ_s は d に比例する。したがって、もし現在の変形条件が P(1)/S(1) 境界に近いものであれば、 d を小さくして、変形条件を S(1) 領域に入れることを検討する価値があろう。

4.2 T_m/T - d/b 変形機構領域図

変形速度を一定 (10^0 , 10^{-4} および 10^{-8} s^{-1}) とした場合の例を Fig. 4 に示す。

高温高速加工の場合に、 T を少し高く、あるいは d を少し小さくして、変形条件を S(1) 領域に入れることが可能ならば、変形に必要な σ_s はかなり減じることがわかる。

通常の高温引張試験に相当するような条件の場合には、S(1) 領域はかなり高 d 側まで広がっているの、S(1) 機構で変形が進行する場合が出現しやすい。この S(1) 領域では、 σ は T , d いずれの影響もかなり受

Fig. 4 Two-dimensional diagrams for aluminum under given strain-rates. The contours are equi- σ_s/G lines.

ける。したがって、S(l) 領域に入るような試験条件の場合には、 d や T の制御にかなり留意する必要がある。もし d が極めて小さく、D(b) 領域に入るような場合には、 d の影響はさらに著しいものとなるので、精度の高い実験結果を得るためには、一層の注意が必要となる。

4.3 $\dot{\epsilon}-T_m/T$ 変形機構領域図

結晶粒径 d を 2×10^3 , 10^5 および $2 \times 10^6 b$ とした場合の例が Fig. 5 に示してある。

ごく普通の変形条件では、P(l) あるいは P(c) で変形が進行することがわかる。

d が極めて小さければ、変形は S(l), S(b) あるいは D(b) などの機構で進行する可能性がある。これらの機構による変形では、破壊に達するまでの変形量は著しく大きいことが知られている。したがって、強加工を望む場合には、変形条件をこれらの領域内に入れることを検討してみる価値があらう。

Fig. 5 Two-dimensional diagrams for aluminum of given grainsizes. The contours are equi- σ_s/G lines.

5. 考 察

5.1 $\dot{\epsilon}-T_m/T-d/b$ 変形機構領域図の特徴

定速変形を行なう場合には、本報で示したような $\dot{\epsilon}-T_m/T-d/b$ 図の方が、これまでに報告されている $\sigma/G-T_m/T-d/b$ 図よりも、利用し易いことは明白である。もちろん、 $\sigma/G-T_m/T-d/b$ 図と $\dot{\epsilon}-T_m/T-d/b$ 図とは定常変形に関して物理的に同じ内容を持つものである。したがって、 $\sigma/G-T_m/T-d/b$ 図を用いても、等 $\dot{\epsilon}$ 線が詳細に記入されてあれば、 $\dot{\epsilon}$ を定めた場合にどのような変形機構が優勢となりそうであるかは予想がつく。しかし、 $\dot{\epsilon}$ そのものが縦軸に示されている方が、定速変形という条件の下での検討には有利である。これに対し、 σ/G を縦軸とする図は、定応力変形の検討に便利である。

すでに報告されている $\sigma/G-T_m/T-d/b$ 図⁶⁾ と比較すると、 $\dot{\epsilon}$ を縦軸とする図 (Figs. 1, 2) 中の境界面は、一般に σ/G を縦軸とする図中の場合よりも勾配が大きい。つまり、定速変形を行なっている際には、少々 $\dot{\epsilon}$ を変えても変形機構は変わらない場合が多い。別の機構で変形させようとするならば、 T あるいは d を変える方が効果的である。

5.2 利用上の問題点

本報で示した $\varepsilon - T_m/T - d/b$ 図も、これまでに報告されている $\sigma/G - T_m/T - d/b$ 図、あるいはその2次元切断図、と同じ欠点⁴⁾をもっている。

その第1の点は、検討を加えた変形機構の問題である。本研究では、比較的良好に知られている7種の高温変形機構を取り上げて、変形機構領域図を構成した。しかし、高温変形は、ここで考慮したもの以外の機構²³⁾によつて生じる可能性もある。したがつて、通常の条件とは著しく異なる条件下における変形を検討する場合には、本研究では7種の機構しか考慮に入れていないということを十分留意する必要がある。

第2の点は、考慮の対象となつてゐるものは定常変形のみであるという点である。純金属の高温変形では、明瞭な1次クリープ期が存在すること、あるいは定速変形の場合には著しい加工硬化を生じることなどはよく知られた事実である。すなわち、P(l) 領域や P(c) 領域に入る変形条件の下では、定常状態に達する以前の σ は、Fig.s. 3 ~ 5 に示された σ_s よりもかなり小さい。そのような場合には、領域境界は P(l) や P(c) を広げる方向に移動していることに相当する。したがつて、変形の比較的初期には、P(l) や P(c) が優勢である条件は、定常状態に達した後の場合よりも広い範囲をしめている可能性があることに留意する必要がある。

変形中の組織も安定である必要がある。しかし、高温変形中には、しばしば結晶粒粗大化や再結晶が生じる²⁴⁾。現在提出されている変形機構領域図は、このように組織が変る場合に対しては適用できない。もつとも、動的再結晶が連続的に生じていて、全体的には擬定常となつてゐる場合には、ある種の補正をほどこすことで、この種の変形機構領域図を利用できる可能性はある。

図中の境界の位置は、変形方程式中で用いた実験定数の値によつて、かなり移動する。因子2~3の移動は十分考えられる。また、優先する変形機構が、この境界で突然変わるわけでもない。したがつて、境界に近い条件で本当にどのような変形挙動を示すかは、実際にその条件で変形させてみなければ、確定的とはならない。

なお、本論文では純アルミニウムを対象として変形機構領域図を描いたが、純金属といつても、実際には粒界などに微細な介在物(析出物)などが点在していることがある。P(l), P(c), HD などでは、通常純金属と称されている材料ならば、これら介在物の影響は無視し得る。S(l), S(b), D(l) については、多少の影響がある可能性があるが、本質的に挙動が変るような大きな効果は考え難い。しかし、D(b) の場合には、微細粒子の存在は拡散クリープの有効応力に対して著しい影響を与えることが知られている²⁵⁾。本報の2次元断面図に示した σ/G の

値は有効に作用する応力に対する値なので、粒界介在物があるような場合には、外部応力値で示す等 σ/G 線は D(b) 領域中では現在の位置よりも低 ε 側 (あるいは高 T 側, 低 d 側) に移行することになる。したがつて、D(b) と他の機構との境界面は、本報で示したものよりも D(b) 領域内に移行する可能性がある。

6. 結 言

アルミニウムの高温定速変形において、主役となる定常変形機構が変形条件によつてどのように変るかを予想し、 $\varepsilon - T_m/T - d/b$ の3軸をもつ図中に3次元的に示した。また、この予想図に基づいて、特定条件下における変形の検討に便利な、等 σ/G 線入りの2次元切断図も作成した。

変形速度を軸とする変形機構領域の表示は、高温引張試験や高温加工などの定ひずみ速度変形を行なう場合に、その変形挙動を検討する目的に適している。各領域境界の位置についての実験的な確認がなされ、さらに合金元素含有、異相の存在、組織安定性などの問題が組込まれるならば、この種の表示の有用性は一層増すものと期待される。

参 考 文 献

- 1) J. Weertman and J. R. Weertman: "Physical Metallurgy" (ed. R. W. Chan), North-Holland (1965), p. 793.
- 2) M. F. Ashby: *Acta Metall.*, **20** (1972), 887.
- 3) F. A. Mohamed and T. G. Langdon: *Metall. Trans.*, **5** (1974), 2339.
- 4) T. G. Langdon and F. A. Mohamed: *Mater. Sci. Eng.*, **32** (1978), 103.
- 5) T. G. Langdon and F. A. Mohamed: *J. Mater. Sci.*, **13** (1978), 1282.
- 6) H. Oikawa: *Scripta Metall.*, **13** (1979), 701.
- 7) P. Yavari and T. G. Langdon: *Scripta Metall.*, **11** (1977), 863.
- 8) S. L. Robinson and O. D. Sherby: *Acta Metall.*, **17** (1969), 109.
- 9) H. Lüthy, R. A. White and O. D. Sherby: *Mater. Sci. Eng.*, **39** (1979), 211.
- 10) J. E. Bird, A. K. Mukherjee and J. E. Dorn: "Quantitative Relation between Properties and Microstructure" (ed. by D. G. Brandon and A. Rosen), Israel Univ. Press (1969), p. 255.
- 11) W. A. Wong and J. J. Jonas: *Trans. Met. Soc. A.I.M.E.*, **242** (1968), 2271.
- 12) H. Lüthy, A. K. Miller and O. D. Sherby: *Acta Met.*, **28** (1980), 169.
- 13) S. A. Shei and T. G. Langdon: *Acta Met.*, **26** (1978), 639.
- 14) F. A. Mohamed, K. L. Murty and J. W. Morris, Jr.: *Met. Trans.*, **4** (1973), 935.

- 15) B. Burton: *Phil. Mag.*, **25** (1972), 645.
- 16) S. Floreen and H. W. Haydon: *Trans. A.S.M.*, **61** (1968), 489.
- 17) T. H. Alden: *Trans. Met. Soc. A.I.M.E.*, **236** (1966), 1633.
- 18) H. Jones: *Mater. Sci. Eng.*, **4** (1969), 106.
- 19) T. S. Lundy and J. F. Murdock: *J. Appl. Phys.*, **33** (1962), 1971.
- 20) M. Beyer and Y. Adda: *J. Phys.*, **29** (1968), 345.
- 21) N. A. Gjostein: "Diffusion" (A. S. M., 1973), p. 241.
- 22) H. Oikawa: *Mater. Sci. Eng.*, **42** (1980), (in press).
- 23) J. Weertman: *Trans. A.S.M.*, **61** (1968), 681.
- 24) 酒井 拓: 日本金属学会会報, **17** (1978), 195.
- 25) B. Burton and G. L. Reynolds: *Scripta Met.*, **13** (1979), 839.