アルミニウム双結晶における疲労き裂の発生に およぼす結晶粒界の影響*

美馬源次郎** 猪子富久治*** 安宅 健**

Genjiro Mima, Fukuji Inoko and Ken Atagi : The Effects of the Crystal Boundaries on the Initiation of Fatigue Crack in Aluminum Bicrystals. Aluminum bicrystals with longitudinal crystal boundaries with twist angles of about 22° (0.38 rad) and $\{111\}$ planes were produced by a modified Bridgman method. They were tested by the bending fatigue testing machine under constant strain amplitude and the rate of cycles 30.4 Hz.

It was found that fatigue cracks initiated along the crystal boundaries. The initiation of the fatigue cracks along the crystal boundaries was due to the operation of secondary slip systems whose slip planes were parallel to the crystal boundary one.

(Received May 19, 1978)

I. 緒 言

一般に繰返し変形を受けた金属の表面の粒内には、固執すべり帯が観察される。アルミニウムおよびアルミニウム合金等では、この固執すべり帯に“突き出し”および“入り込み”が形成され、これらは応力集中をともなって疲労き裂へと発達する⁽¹⁾。

一方、疲労き裂は、粒界に発生することもあり、たとえばアルミニウムでは Smith⁽²⁾、銅では Kemsley⁽³⁾、ニッケルでは Laird ら⁽⁴⁾、および鋼では Wood ら⁽⁵⁾によって粒界き裂が巨視的に観察されている。しかしこれらは多結晶の繰返し変形中に観察した結果で、粒界における疲労き裂の発生について系統的に調べたものではない。

著者ら⁽⁶⁾は、先に、アルミニウム双結晶を用いて、粒界が疲労き裂の発生におよぼす影響を調べた結果、両成分結晶の主すべり系の応力伝達係数、 N_{ij} 値が小さく、さらに両成分結晶または一方の成分結晶における主すべり系の粒界面に平行な転位が刃状成分よりらせん成分をより多くもつ場合には、粒内の粒界影響部において主疲労き裂が発生したことを報告した。これらの結果は主すべり系のらせん転位が粒界面に平行になるように方位制御した双結晶を用いると粒界が疲労き裂の発生におよぼす影響が大きいことを示唆している。そこで双結晶の両成分結晶における主すべり系の粒界面に平行な転位が純らせん転位をもつ双結晶、すなわち、粒界面が $\{111\}$ で、ねじり角が約 22° (0.38 rad) のねじり粒界をもつ双結晶 (Fig.1)⁽⁷⁾⁽⁸⁾を用いて疲労試験を行なった。その結果、粒界に沿う疲労き裂が発生したので、その発生の原因を主として粒界近傍の変形機構などから検討したものである。

Fig.1 Schematic drawing of a bicrystal (Type 3) with a 22° (0.38 rad) twist crystal boundary i-j-k-l whose plane is $\{111\}$. The surface a-b-c-d is called the front surface and the e-f-g-h the back one. The planes m-n-o-p and o-q-r-s are primary slip planes in two component crystals A and B, respectively. Both slip vectors intersect mutually at 98° (1.71 rad) on the crystal boundary plane.

II. 実験方法

純度 99.99 wt% のアルミニウム・インゴットを鍛造および切削して得られた $4 \times 50 \times 400$ mm のアルミニウム板から修正ブリッジマン法によって、Type 1~4 の 4 種類の

** 阿南工業高等専門学校 (Anan Technical College, Anan)

*** 徳島大学工業短期大学部 (Technical College, The University of Tokushima, Tokushima)

* 1977 年 4 月日本金属学会東京大会に一部発表

粒界面が $\{111\}$ で、ねじり角が約 22° (0.38 rad) のアルミニウム双結晶を作製した。これらの各 Type の Z 軸方向の方位を Fig.2 に示す。図で、たとえば、1A は Type 1 の成分結晶 A の Z 軸方向の方位を示し、P は $\langle 111 \rangle$ および D は $\langle 110 \rangle$ を示す。求める双結晶の方位と実験によって得られた双結晶の方位との誤差は $\pm 3^\circ$ ($\pm 0.05 \text{ rad}$) 以内であった。得られた双結晶素板に、メチルアルコールを十分に与えながら Fig.3 に示す形状寸法 (応力集中係数⁽⁹⁾, $\alpha=1.09$) の応力軸方向に粒界をもつ双結晶疲労試験片を切り出し、王水で化学研磨して加工層を十分に除去した後、軽くエメリー紙で研磨し、 300°C で 3 h 焼鈍した後、電解研磨して疲労試験に供した。

各 Type の双結晶を 2 個以上製作し、それらを試作したシェンク式曲げ疲労試験機⁽⁶⁾を用いて、繰返し速度 30.4 Hz および試験片の表面の最大ひずみ約 0.2% の定ひずみ両振り曲げ疲労試験を行なった。このひずみは、双結晶における両成分結晶の主すべり系が優先的に活動し、2 次すべり系の活動の影響が少ないような変形状態を得るために選んだ。繰返し数 $N=1, 10, 10^2, 5 \times 10^2, 10^3$ および 10^4 ごとに、それ以後は適当な繰返し数において試験機を停止

し、疲労変形中のすべり変形の様子および疲労き裂の伝ばを光学顕微鏡で観察した。

III. 実験結果

Type 3 および 4 の双結晶のおもて面 (Fig.1) に粒界に沿う疲労き裂が発生した。Type 3 の双結晶における両成分結晶の方位のステレオ投影図を Fig.4 に示す。ここで、たとえば、 $P3D3A$ は成分結晶 A のすべり面 P3 およびすべり方向 $D3$ のすべり系を示す。D3 と $D\bar{3}$ とは互いに逆方向のすべり方向を示す。実線は主すべり系、 $P3D3-$

Fig.2 Tensile axes of two component crystals A and B in four types of bicrystal.

Fig.3 Dimension of fatigue specimen.

Fig.4 Stereographic projections of two component crystals A and B in the Type 3 bicrystal.
(—) Trace of primary slip system,
(---) Trace of secondary one)

$D\bar{3}A^\dagger$ および $P\bar{1}D4-D\bar{4}B$ のすべり軌跡を、破線は 2 次すべり系、 $P\bar{1}D4-D\bar{4}A$, $P\bar{2}D6-D\bar{6}A$, $P\bar{2}D5-D\bar{5}B$ および $P4D3-D\bar{3}B$ のすべり軌跡を示す。Photo.1 に Type 3 の双結晶の繰返し数の増加にともなうおもて面およびうら面の粒界近傍のすべり帯の変化をほぼ同一視野で示す。繰返し数 $N=1$ では、おもて面において、主すべり系、 $P3D3-D\bar{3}A$ および $P\bar{1}D4-D\bar{4}B$ の活動に加えて、わずかに 2 次すべり系、 $P\bar{1}D4-D\bar{4}A$ の活動が観察された。 $P3D3-D\bar{3}A$ のすべり系のらせん転位は、 $P\bar{1}D4-D\bar{4}B$ のすべり系のらせん転位で粒界に形成される転位壁に斥力を受ける (Table 1)⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾ ために、 $P3D3-D\bar{3}A$ のすべり帯は粒界に達していなかった。一方、うら面においては、主すべり系、 $P3D3-D\bar{3}A$ および $P\bar{1}D4-D\bar{4}B$ に加えて、おもて面と異なる 2 次すべり系、 $P\bar{2}D6-D\bar{6}A$ および $P\bar{2}D5-D\bar{5}B$ の活動が粒界近傍で観察された。さらに繰返し数 $N=10^2$ においては、おもて面に、両成分結

[†] $P3D3-D\bar{3}A$ は成分結晶 A のすべり面が P3 で、すべり方向が P3 とその逆の $D\bar{3}$ のすべり系を示す。

Photo.1 The variation of slip bands near the crystal boundary in the Type 3 bicrystal with the increase of number of cycles.

Table 1 The interaction force between the screw dislocation wall and approaching screw dislocations in four types of bicrystals (in the case of tensile stress).

Type	Screw dislocation wall	Approaching screw dislocation	ϕ° (rad)	Direction of force
1 [2]	P1D4A left-handed	P2D1B left-handed	95 (1.66)	attractive
	P1D4A left-handed	P1D4B right-handed	[99] (1.72) 155 (2.70) [159] (2.77)	attractive
3 [4]	P1D4B right-handed	P3D3A -(right-handed)	98 (1.71)	repulsive
	P1D4B right-handed	P2D6A right-handed	[98] (1.71) 54 (0.94)	attractive
	P3D3A -(right-handed)	P2D5B -(right-handed)	[53] (0.92) 54 (0.94)	attractive
			[53] (0.92)	

晶の主すべり系に加えて、粒界面に平行なすべり面をもつすべり系、P4D3-D3Bが、シュミット因子がほぼ零に等しいにもかかわらず粒界から約40μmに渡って活動し、粒界に近づくに従ってしだいに激しく活動しているのが観察された。繰返し数を増加すると、おもて面およびうら面ともに既に活動しているすべり系がさらに激しく活動した。Photo.2には、繰返し数 $N=1.2 \times 10^4$ において、おもて

面に光学顕微鏡(100倍)によって観察された粒界に沿う微小疲労き裂の一例を示す。

Photo.3に、繰返し数 $N=1.5 \times 10^4$ における成長した粒界き裂を示す。き裂の開口は粒界に沿って約1mmごとに絞られ、その中央部は口を開いている。このき裂は粒界に沿って点在して創成されたき裂が連結し成長したものである。これらの試験片に発生する疲労き裂としては、粒界に沿うき裂が最も早く、それらから両成分結晶内へき裂が伝ばした(Photo.4)が、試験片を最終破壊に導いたき裂は、Photo.5に示すように、粒界き裂の発生後、成分結晶Aのへり部に発生したき裂であった。それが主すべり帯に沿って段階的に伝ばし、粒界き裂と連結した後、成分結晶B内を通して、繰返し数 $N=1.8 \times 10^5$ で試験片を最終破壊させた。この試験片の横断面をバフ研摩しエッチピットを形成させた写真をPhoto.6に示す。Photo.6(b)はPhoto.6(a)の実線で囲まれた部分の拡大写真である。粒界を介してエッチピットの形状が異なっているのが認められ、光学顕微鏡(400倍)でみるかぎりでは、おもて面の粒界にき裂が発生し、それに沿って伝ばしたと判断される。破断後の粒界に沿ったき裂深さは、試験片の最狭部に近い部分で約1mmであった。Type4の場合も、Type3と類似した変形様相を呈し、おもて面では、2次すべり系として粒界面に平行なすべり面をもつすべり

系、P4D3-D3Bが活動し、繰返し数 $N=10^5$ において粒界に沿う疲労き裂が観察され、うら面では、それは認められなかった。

一方、Type1および2の双結晶では、粒界に沿う疲労き裂は認められなかった。Type1の双結晶における両成分結晶の方位のステレオ投影図をFig.5に示す。実線は主すべり系、P1D4-D4AおよびP2D1-D1Bのすべり

Photo.2 A fatigue microcrack initiated along the crystal boundary at $N=1.2 \times 10^4$ in the Type 3 bicrystal.

Photo.3 A long fatigue crack grown from the connection of some short cracks along the crystal boundary at $N=1.5 \times 10^4$ in the Type 3 bicrystal.

Photo.4 A fatigue crack propagated into two component crystals from the crystal boundary crack in the Type 3 bicrystal.

軌跡を示す。Photo.7 に、Type 1 のおもて面およびうら面の繰返し数 $N=500$ における粒界近傍のすべり帯のようすを示す。おもて面およびうら面ともに、主すべり系、P1D4-D4A および P2D1-D1B の活動が観察されたが、前述の Type 3 および 4 のおもて面に観察された粒界面に平行なすべり面をもつすべり系の活動は観察されな

Photo.5 Microphotograph of the specimen fractured at $N=1.8 \times 10^5$ in the Type 3 bicrystal. The main crack nucleated at the left corner and propagated along the primary slip bands. Then, it connected the crystal boundary crack which had already initiated, and propagated into the right crystal.

Photo.6 Photographs of etch-pits on a cross section of the Type 3 bicrystal. It is shown that the fatigue crack propagated along the crystal boundary microscopically.

Fig.5 Stereographic projections of two component crystals A and B in the Type 1 bicrystal.

(—Trace of primary slip system,
----Trace of secondary one)

Photo.7 Slip bands observed at $N=500$ near the crystal boundary in the Type 1 bicrystal.

(a) The front surface
(b) The back surface

った。主すべり系, $P1D4-D4A$ のらせん転位は, 主すべり系, $P2D1-D1B$ のらせん転位で粒界に形成される転位壁と互いに引力をおよぼし合う (Table 1) ために, これらのすべり帯は粒界に達しているのが観察された。さらに繰返し数を増加すると, これら既存のすべり帯はさらに激しく発達した。しかし粒界に沿う疲労き裂は認められず,

試験片のへり部に発生したき裂が成長し, 試験片を最終破壊にいたらしめた。Type 2 の場合も, Type 1 とほぼ類似した疲労変形様相を呈し, 粒界に沿う疲労き裂の発生は認められなかった。

IV. 考 察

疲労き裂が, Type 3 および 4 の双結晶のおもて面の粒界に沿って生じ, それらのうら面および Type 1 および 2 の両面には生じなかった。また, この粒界に沿う疲労き裂の発生には, 粒界面に平行なすべり面をもつすべり系, $P4D3-D3B$ の粒界近傍での活動が伴っていた。このすべり系の活動が, シュミット因子が零にもかかわらず生じたことは, 粒界近傍に局所せん断応力, $\pm\tau_{yz}$ が生じたことを示している。

一般に, 双結晶 (Fig.1) の粒界で, 成分結晶 A および B が弾性ひずみの compatibility を維持するためには, 粒界において弾性ひずみ, $\epsilon_{xx}^A, \epsilon_{xx}^B$ および γ_{xz}^A が次式

$$\epsilon_{xx}^A = \epsilon_{xx}^B, \epsilon_{xx}^A = \epsilon_{xx}^B, \gamma_{xz}^A = \gamma_{xz}^B \quad (1)$$

を満足しなければならない。

弾性ひずみに incompatibility をもつ双結晶が粒界で式 (1) を満足するように弾性変形するためには, 粒界で弾性ひずみの compatibility を維持するに必要な大きさの局所応力が発生しなければならない。ここで, 1 軸変形を例に, 両成分結晶の弾性ひずみ成分, ϵ_{xx} の incompatibility によって粒界近傍に生ずる局所せん断応力, $\pm\tau_{yz}$ がいかんして発生するかを Fig.6⁽¹¹⁾ に示す。これらの局所せん断応力, $\pm\tau_{yz}$ は双結晶の粒界面で最も大きく, 粒界面より離れるに従って, また双結晶表面から内部にはいるに従って減少する。双結晶が破線で示すように弾性変形したとき, おもて面の粒界面では, $-\tau_{yz}$, うら面の表面では, $+\tau_{yz}$ のせん断応力が発生する。これらのせん断応力,

Fig.6 Schematic illustration showing how stresses $\pm\tau_{yz}$ and $\pm\tau_{xz}$ arise from the incompatibility of elastic strain γ_{xz} .

$\pm\tau_{yz}$ は各すべり系に分解され、それぞれのすべり系の活動を促進させたり、抑制させたりする。 $\pm\tau_{yz}$ を各すべり系に分解する方位因子、 $N_{ij}(\pm\tau_{yz})$ 値は、応力伝達係数、 N_{ij} 値を求める場合と同じ方法で求めることができる。ここで、正の $N_{ij}(\pm\tau_{yz})$ 値は今考えているすべり系の活動をしやすくし、一方、負の値はすべり系の活動を抑制⁽¹¹⁾⁽¹²⁾する。双結晶を Z 軸方向に変形させたとき、個々の成分結晶の弾性ひずみ成分は、

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_{xx} &= S_{13}\sigma_{xx}, \epsilon_{yy} = S_{23}\sigma_{xx}, \epsilon_{zz} = S_{33}\sigma_{xx} \\ \epsilon_{xy} &= S_{43}\sigma_{xx}, \gamma_{xz} = S_{53}\sigma_{xx}, \epsilon_{yz} = S_{63}\sigma_{xx} \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

とあらわされる。ここで、 S_{ij} は弾性コンプライアンスを、 σ_{xx} は Z 軸方向の応力を示す。本研究の各 Type の双結晶の場合、粒界面が $\{111\}$ で、両成分結晶の Z 軸方向の方位が、 $[0\bar{1}1]-[1\bar{2}3]$ ---上を移動するため、 S_{13} , S_{23} , S_{33} および S_{53} は各 Type の双結晶の成分結晶において一定の値をとり、この種の双結晶の粒界近傍では、両成分結晶の弾性変形範囲での弾性ひずみの incompatibility から生じる局所応力は発生しないものとみなされる。

事実、粒界面に平行なすべり面をもつすべり系の活動は Photo.1 にも示されているように、繰返しの増加による主すべり系の活動の増加に従って増加しており、主すべり系によって生じる塑性ひずみの “incompatibility”^{†(14)} によるものとみなされる。ここで、P4D3-D3B と隣接結晶の主すべり系、P3D3-D3A との応力伝達係数、 N_{ij} 値は 0.29 で小さく、また P1D4-D4A のそれも 0.17 と小さい。そのため P4D3-D3B の活動は応力伝達係数、 N_{ij} 値から説明することができない。

Livingston および Chalmers⁽¹³⁾ の定義した粒界における両成分結晶の塑性ひずみの compatibility を主すべり系、P3D3A と P1D4B について、Table 2 よりみてもみると、 $p\epsilon_{xx}$ および $p\epsilon_{zz}$ はほぼ等しく、 $p\gamma_{xz}$ がそれぞれ 0.16 と 0.03 でやや差が大きい。しかしながら、この程度の差は粒界に沿う疲労き裂が発生しなかった Type 1 および 2 の双結晶の主すべり系間においても存在している⁽⁷⁾。したがって、この塑性ひずみの incompatibility からも、

Table 2 Plastic strain components of main slip systems in the Type 3 bicrystal (in the case of tensile stress).

Slip system	$p\epsilon_{xx}$	$p\epsilon_{zz}$	$p\gamma_{xz}$
P3D3A	-0.46	0.43	0.16
P2D6A	-0.05	0.32	0.22
P1D4A	-0.40	0.39	-0.34
P2D1A	-0.07	0.09	0.47
P1D4B	-0.48	0.47	0.03
P2D5B	-0.12	0.38	0.14
P2D1B	-0.28	0.25	-0.40
P4D3B	-0.01	0.01	0.01

† Livingston および Chalmers⁽¹³⁾ によって定義された塑性ひずみの compatibility に、粒界を介した両成分結晶の集団的な転位の相互作用を考慮したものの⁽⁷⁾。

先の P4D3-D3B が活動したとは考えられない。

前述したように、Type 3 および 4 の双結晶は成分結晶 B の主すべり系、P1D4-D4B の活動により粒界に生じたらせん転位壁(粒界面に平行に粒内にも生じている可能性もある)が隣接結晶の主すべり系、P3D3-D3A に長範囲な斥力をおよぼしその活動を抑制するために、P3D3-D3A は粒界まで達することができない。その後粒界に達しているすべり帯は、引力を受ける P1D4-D4A のらせん転位によるすべり帯とみなされる。P1D4A のすべり系は $p\gamma_{xz}$ が 0.34 と大きく、P1D4B の 0.02 と比べるとその差が大きい。そのため、その塑性ひずみの “incompatibility” を解消するように、粒界近傍に局所せん断応力、 τ_{yz} が発生したものとみなされる。

ここで、各 Type の双結晶における引張変形時のおもて面およびうら面の粒界近傍に、それぞれせん断応力、 $-\tau_{yz}$ および $+\tau_{yz}$ が働いた場合の $\pm\tau_{yz}$ 値を両成分結晶の代表的なすべり系に分解した方位因子、 $N_{ij}(\pm\tau_{yz})$ 値を Table 3 に示す。おもて面では、Type 1 および 2 の P4D3A および P4D3B ならびに Type 3 および 4 の P4D3B の方位因子、 $N_{ij}(-\tau_{yz})$ 値が 0.95 以上の非常に高い値をもっていることがわかる。したがって、各 Type

Table 3 Orientation factor N_{ij} for resolved shear stress $\pm\tau_{yz}$ onto main slip systems in four types of bicrystals (in the case of tensile stress).

Type	Slip system	$N_{ij}(-\tau_{yz})$ (the front surface)	$N_{ij}(+\tau_{yz})$ (the back surface)	Schmid factor
1	P1D4A	-0.06	0.06	0.47
	P2D5A	-0.55	0.55	0.39
	P4D3A	0.99	-0.99	0.02
	P2D1B	0.13	-0.13	0.50
	P2D6B	-0.37	0.37	0.37
	P4D3B	0.96	-0.96	0.00
2	P1D4A	-0.21	0.21	0.47
	P2D5A	-0.60	0.60	0.36
	P4D3A	0.96	-0.96	0.02
	P2D1B	0.19	-0.19	0.44
	P2D5B	-0.46	0.46	0.41
	P4D3B	1.00	-1.00	0.00
3	P1D4A	-0.31	0.31	0.35
	P3D3A	-0.25	0.25	0.43
	P2D6A	-0.63	0.63	0.32
	P4D3A	0.82	-0.82	0.01
	P1D4B	-0.24	0.24	0.47
	P2D5B	-0.58	0.58	0.38
	P4D3B	0.96	-0.96	0.01
4	P1D4A	-0.30	0.30	0.19
	P3D3A	-0.25	0.25	0.45
	P2D6A	-0.58	0.58	0.33
	P4D3A	0.77	-0.77	0.05
	P1D4B	-0.26	0.26	0.46
	P2D5B	-0.65	0.65	0.34
	P4D3B	0.95	-0.95	0.05

のおもて面に粒界近傍で大きなせん断応力, $-\tau_{yz}$ が生じれば, 粒界面に平行なすべり面をもつすべり系が活動する可能性はもっていることになる。一方, うら面では, おもて面と異なる 2 次すべり系, P2D6A および P2D5B (すべり面が粒界面に平行でない) が活動した。これらのすべり系と隣接結晶の主すべり系間の応力伝達係数, N_{ij} 値は, 0.45 および 0.47 とやや大きく, それらのすべり系の $+\tau_{yz}$ に対する方位因子, $N_{ij}(+\tau_{yz})$ 値は 0.63 および 0.58, さらにシュミット因子も 0.32 および 0.38 と比較的大きかった。

また, 圧縮変形を各 Type の双結晶に与えると, 粒界近傍に発生するせん断応力, τ_{yz} は, 引張変形時の正負逆となりかつすべり方向も逆になるため, 方位因子, $N_{ij}(\pm\tau_{yz})$ 値は各すべり系に対して, 引張変形時と同じ値を示す。

このため双結晶が両振り曲げ疲労を受けることは, 上記すべり系の活動をさらに促進させることになる。

V. 結 言

粒界が疲労き裂の発生におよぼす影響を調べるために, 粒界面が $\{111\}$ で, ねじり角が約 22° (0.38 rad) のねじり粒界をもつアルミニウム双結晶を作製し, 繰返し速度 30.4 Hz および表面の最大ひずみ約 0.2% の定ひずみ両振り曲げ疲労試験を行ない, 次の結言を得た。

(1) 粒界に沿う疲労き裂の発生および伝ばが観察された。それらの疲労き裂の発生は, 両成分結晶の塑性ひずみ (粒界面内のせん断ひずみ) の “incompatibility” のため, 粒界面に平行なすべり面をもつすべり系の活動が必要であった。

(2) 塑性ひずみの “compatibility” においては, 従来の塑性ひずみの compatibility が隣接結晶の主すべり系の塑性ひずみとの差を考慮したのに加えて, 隣接結晶間の転位の集団的な相互作用 (集団的な転位間の引力や斥力) を考慮する必要がある。

(3) 塑性ひずみの “incompatibility” をもつ双結晶でも, 粒界面にすべり面が平行でないすべり系の活動は, 粒界に沿う疲労き裂の発生を起さなかった。

文 献

- (1) たとえば, P.T.E.Forsyth: Nature, **171** (1953), 72.
- (2) G.C.Smith: Proc.Roy. Soc. A, **242** (1957), 189.
- (3) D.S.Kemsley: JIM, **85** (1956-57), 420.
- (4) C.Laird and C.E.Feltner: Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 1074.
- (5) W.A.Wood, W.H.Reiman and K.R.Sargent: Trans. Met. Soc. AIME, **230** (1964), 511.
- (6) 美馬源次郎, 猪子富久治, 安宅 健, 上崎孝一: 軽金属, **28** (1978), 130.
- (7) 猪子富久治, 山地 広, 秋園幸一, 美馬源次郎: 日本金属学会誌, **39** (1975), 467.
- (8) F.Inoko, K.Akizono, H.Yamaji and G.Mima: Proc. 2nd Inter.Conf.on Mechanical Behavior of Materials, 16-20 August 1976.
- (9) R.E.Petterson: *Stress Concentration Design Factor*, John Wiley, New York, (1974), 44.
- (10) J.C.M.Li and C.D.Needham: J.Appl. Phys., **31** (1960), 1318.
- (11) R.E.Hook and J.P.Hirth: Acta Met., **15** (1967), 535.
- (12) T.D.Lee and H.Margolin: Met. Trans., **8A** (1977), 145, 157.
- (13) J.C.Livingston and B.Chalmers: Acta Met., **5** (1957), 322.
- (14) 木村 節, 猪子富久治, 秋園幸一: 日本金属学会講演概要, (1978・4 月), 243.