圧延された (211) $[\bar{1}11]$ Al-3%Mg 合金単結晶 におけるせん断帯*

中山 豊**・鬼丸 貞弘***・森井 賢二**

Shear bands in rolled (211) $[\bar{1}11]$ single crystals of Al-3%Mg alloy*

UDC : 669. 715 '721-172 : 539. 386 : 620. 18

Yutaka NAKAYAMA**, Sadahiro ONIMARU*** and Kenji MORII**

The (211) $[\bar{1}11]$ single crystals were rolled at room temperature. The effect of shear banding on the deformation behavior of the crystals were metallographically examined. Shear bands are induced in the crystals rolled 50% or more without mechanical twinning. The initial shear bands are of wavy slip bands deviated from the traces of a $\{111\}$ slip plane. These slip bands are generated closely with each other and developed into the shear bands as the rolling reduction increases. The shear bands are composed of sheet-like regions which are disposed perpendicular to the side surface and inclined about 30 to 35° to the rolling plane of the crystal. The mechanism of shear band formation and the stability of the (211) $[\bar{1}11]$ orientation are discussed.

(Received June 9, 1980)

1. 緒 言

fcc 金属, 合金の圧延における一つの変形様式としてせん断帯 (shear band) の出現が最近注目されている¹⁾。とくに積層欠陥エネルギー (SFE) の比較的低い銅合金^{2)~6)}, オーステナイトステンレス鋼⁷⁾, 銀⁸⁾などのせん断帯に関してはかなり詳細に研究され, その発生, 発達挙動および変形への寄与などが明らかにされている。著者ら^{2)~6)}は低 SFE 結晶のせん断帯の特徴として次のことを示した; (1)せん断帯は双晶変形した結晶をさらに圧延することにより発生する。(2)せん断帯の幾何学的形状は試料側面にほぼ垂直でかつ板面に対し約 35° (0.61 rad) 傾斜した板状の領域である。(3)大規模のせん断帯は板厚を貫き, 圧延時にせん断ひずみを生じ変形に寄与する。またこのようなせん断帯は多結晶の圧延においていわゆる合金型集合組織の発達に重要な役割を演じている⁹⁾。

一方 SFE が高く, 通常の変形条件では双晶変形しないと考えられているアルミニウム合金においてもせん断帯が発生することが示されている^{10), 11)}。しかしながらこの場合の観察は多結晶材に関するものであつて, せん断帯

の発生条件および変形への寄与などについてはなお不明な点が多い。

上述のように高 SFE 材は一般に双晶変形しないと考えられているので, 高 SFE 材におけるせん断帯は変形双晶に関与したものとは考え難く, 前記の低 SFE 材におけるせん断帯とは発生要因を異にすると推測される。しかし Al-0.9%Mg (5657) 合金の引拔変形においては変形双晶が観察された例¹²⁾があることを考慮すると上の推測は必ずしも一般的ではない。また例えば Al-Mg 合金の圧延においては溶質濃度の増加に伴つて集合組織が純金属型から合金型へ遷移する傾向が認められている¹³⁾。上述の低 SFE 材における集合組織におよぼすせん断帯の影響から判断すると, この傾向は高 SFE 材においてもせん断帯が集合組織形成に何らかの影響をおよぼすことを暗示している。

以上の観点から本実験は(211) $[\bar{1}11]$ 方位をもつ Al-3%Mg 合金単結晶について圧延における変形挙動をとくにせん断帯に着目して詳細に観察したものである。なお Al-Mg 合金はすでに多結晶材についてせん断帯が確認されている¹⁰⁾との理由から選定し, また本合金系では変

* 日本金属学会昭和54年度秋期大会に発表。

** 大阪府立大学工学部 (堺市)。College of Engineering, University of Osaka Prefecture (Sakai)。

*** 大阪府立大学大学院, 現在, 日本ケーブルシステム株式会社 (宝塚市)。Presently at Nippon Cable Systems Ltd. (Takarazuka)。

形双晶が観察されている¹²⁾ことおよび溶質濃度の増大に伴う集合組織の遷移傾向が認められている¹³⁾ことを考慮して、合金濃度を3%とした。単結晶の方位は圧延に対して安定でかつ結晶幾何学的に双晶変形が容易だとされている¹⁴⁾(211)[$\bar{1}11$]を選んだ。すなわち、もし本合金の圧延において変形双晶が発生し、またせん断帯が集合組織形成に影響するなら、本実験の試料においてその効果が顕著に現われると考えられる。

2. 実験方法

公称純度99.999% Al および99.99%Mgを大気中で溶解鋳造した Al-3 wt%Mg 合金を冷延し約2mm厚の板材を得た。その化学分析結果をTable 1に示す。この板材を用いて Ar 雰囲気中で Bridgman 法により単結晶を育成した。これらから(211)面が板面に平行なものを選び、(211)[$\bar{1}11$]方位の試料(寸法: 8×8×2mm)を放電加工により切り出した。各試料は化学研磨により表面層および加工影響層を除去した後、ロール径50mmの2段圧延機により室温にて圧延した。圧延速度は約8.3mm/sとし、潤滑剤は使用しなかった。

種々の圧延率の試料について、それぞれ側端および後端から約2mm厚の層を放電加工により切断し端部の変形層を除去した。次いで圧延方向(RD)に垂直な断面(TS)および圧延横方向(TD)に垂直な断面(LS)を電解研磨により仕上げた後、試料をさらに5~10%付加圧延した。これによつてLSおよびTS上に発生したすべり帯(すべり模様)を Nomalsky 式干渉顕微鏡またはレプリカ法により電子顕微鏡観察した。また二、三の試料についてはLSに平行な薄膜を作製し透過電子顕微鏡(100kV)により変形組織を観察した。

圧延に伴う方位変化については反射電子回折法(50kV)およびSchulz法によるX線極点図(CoK α)により解析した。

なお以下の記述の便のために、Fig. 1に示すようにfcc結晶のすべり系にA-D, 1-6の記号を付し、Thompsonの四面体上に表わした。後に示す各写真にはこの四面体の断面図を挿入し、試料方位とすべり面との関係を明確にした。

3. 結果

3.1 方位変化挙動

(211)[$\bar{1}11$]結晶の圧延率の上昇に伴う方位変化挙動を反射電子回折像および{111}極点図により調べた結果、約50%以上の圧延率では若干の方位分散を伴うが、(211)[$\bar{1}11$]初期方位は90%以上の高圧延率においても維持されていることがわかった。Fig. 2に86%圧延試料の{111}極点図を示すが、これより上述の方位分散は初期方

Table 1 Chemical analysis of Al-Mg alloy (wt%).

Mg	Fe	Si	Cu	Mn	Al
2.9	0.07	0.04	<0.01	<0.01	bal

Fig. 1 Thompson's tetrahedron showing relation between orientation and slip systems in fcc crystals.

Fig. 2 {111} pole figure of the crystal rolled 86%.

位(211)[$\bar{1}11$]から(311)[$\bar{2}33$]へおよぶものであることがわかる。

緒言で指摘したように Al-Mg 合金の引抜変形では変形双晶が観察された例¹²⁾があるが、本実験試料の圧延においては反射電子回折像および{111}極点図に双晶反射を認めることはできなかった。

3.2 せん断帯の同定

圧延率の上昇に伴うすべり変形挙動の変化をLSおよびTSにおけるすべり模様の観察により調べた結果、約50%圧延率を境にして変形挙動が大きく変化することが明らかとなった。その例をPhoto 1およびPhoto 2に示す。これらはそれぞれ45%および65%圧延試料のLSにおけるすべり模様である。約50%以下の圧延率ではPhoto 1にみられるようにすべり面BおよびC、Dのトレースに沿ったすべり帯がほぼ均一に出現し、いわゆる均一すべり変形が認められた。一方約50%以上の圧延率ではPhoto 2に認められるように変形は著しく不均一で、すべり変形が集中したと思われるような帯状の組織

Photo 1 Slip markings on LS of crystal rolled 45%.

Photo 2 Slip markings on LS of crystal rolled 65%.

が出現した（矢印）。これらの帯状組織は直線的で、RDに対して $30 \sim 35^\circ$ ($0.52 \sim 0.61$ rad) の傾きをなしている。またすべり面 B, C, D に対応したすべり帯はこれらの帯状組織の間の領域に認められる。なお TS 上のすべり模様の観察においても同様の帯状組織が認められたが、それらは TD とほぼ平行であった（Photo 3(b)参照）。

これらの観察より、圧延率約50%以上で出現する帯状組織は試料内において側面にほぼ垂直でかつ板面に対し $30 \sim 35^\circ$ ($0.52 \sim 0.61$ rad) 傾斜した板状の領域に対応すると判断される。さらに試料の主方位は圧延率によらず(211)[$\bar{1}\bar{1}1$]であるとの3.1節の結果を考え合わせると、この板状領域は巨視的には{111}すべり面上に存在しないと考えられる。

次に上述の帯状組織における変形挙動を調べた。

Photo 3 (a), (b)はそれぞれ76, 74%圧延試料のLSおよびTS上のすべり模様である。ここに矢印Kは付加圧延前にKnoop圧子により各断面上に付されたマークである。LS (a)においてはマークは帯状組織に沿って大きくせん断されているが、TS(b)においてはマークの変形はほとんど認められない。これらより帯状組織は圧延に際して大きなせん断変形を生じ、またそのせん断方向は巨

Photo 3 Slip markings of rolled crystals; (a) LS, 76% and (b) TS, 74%.

Fig. 3 Schematic illustration of shear bands in (211)[$\bar{1}\bar{1}1$] crystal.

視的には試料側面にほぼ含まれていると考えることができる。

以上の結果より帯状組織の特徴として**Fig. 3**に示すような模式図が得られる。これはすでにAl-Mg合金多結晶に認められている¹⁰⁾せん断帯によく対応するものである。したがって本実験の単結晶に出現した帯状の組織はせん断帯 (shear band) と呼ぶことができよう。

3.3 せん断帯の発生と発達

上述のように約50%前後の圧延率において変形挙動はほぼ均一なすべり変形からせん断帯の発生による不均一変形へと変化する。そこで50%前後の圧延率の試料についてすべり模様を詳しく観察しせん断帯の発生挙動を調べた。**Photo 4** (a), (b)にそれぞれ50, 55%圧延試料のLSにおけるすべり模様を示す。また**Photo 5** (a), (b)に45および65%圧延試料のLS上のすべり帯のレプリカ写真を示す。

45%圧延ではすでに**Photo 1**において説明したように、すべり面 B, C, D に対応する均一なすべり帯が認められた。しかし**Photo 1**を注意して観察すると、これらのすべり帯群中には、例えば矢印Kが示すように、B面トレースから若干偏奇したすべり帯が存在することがわかる。このような特異なすべり帯(線)はレプリカ観察においても認められた。**Photo 5** (a) (45%圧延)において、すべり面 B に対応したすべり線は直線的であるのに対して、矢印Kが示すようなすべり線は波状を呈し、B面トレースから偏奇している。しかしこれらの波状のすべり線を詳細にみると、B面トレースに平行な部分とそうでない部分から構成されていることがわかる。なおこのような波状のすべり線は C, D 面上のすべり線には観察されない。

圧延率が上昇すると、**Photo 4** (a)からわかるように、上

Photo 4 Slip bands on LS of crystals rolled (a) 50 and (b) 55% reduction.

Photo 5 Replica electron micrograph of slip bands on LS of crystals rolled (a) 45 and (b) 65% reduction.

記の特異なすべり帯は相隣接して発生する傾向を示す。この傾向はレプリカ観察においても認められた。すなわち波状のすべり線はその分布がかなり不均一で、例えば Photo 5(a)における視野はその発生頻度が比較的高い領域である。さらに圧延率が上昇すると、Photo 4 および 5 に見られるように、特異なすべり帯(線)は集合もしくは近接して局的的となり、帯状組織すなわちせん断帯に発達する。すなわちせん断帯は多数の特異なすべり帯(波状のすべり線)により構成されている (Photo 5(b))。

このようなせん断帯が形成されると、圧延率がさらに

Photo 6 Replica electron micrograph of shear bands on LS of crystal rolled 74%.

Photo 7 Slip markings on LS of crystal rolled 85%.

上昇してもせん断帯の形態には大きな変化は認められない。しかしせん断帯には含まれた領域においてはその変形挙動が若干変化する。**Photo 6** に74%圧延試料におけるせん断帯のレプリカ写真を示す。Photo 5 (b) (65% 圧延) に比較してせん断帯の厚さが増大しているが、せん断帯がB面トレースに対して $10 \sim 15^\circ$ ($0.17 \sim 0.26$ rad) 傾斜している点、および多数の波状のすべり線により構成されている点は変わらない。なおせん断帯内のすべり線の密度は極めて高く、Photo 6 においてはせん断帯の厚さ $1 \mu\text{m}$ に対して約2本のすべり線が出現している(せん断帯の外では $10 \mu\text{m}$ に対して約2本)。せん断帯における大きなせん断ひずみの発生 (Photo 3) はこのような挙動に関係すると考えられる。一方せん断帯には含まれ

Photo 8 Transmission electron micrograph and its selected area diffraction patterns of 74% rolled crystal. Foil plane parallel to LS.

た領域の変形挙動については、例えば Photo 2 (65 % 圧延) と Photo 3(a) (76% 圧延) を比較すると、せん断帯間の領域ですべり面 B, C, D 上のすべり帯の発生頻度が変化していることがわかる。すなわち圧延率の上昇に伴って B 面上のすべり帯は減少し、逆に C, D 面上のすべり帯が増加する。Photo 7 に 85% 圧延試料の LS のすべり模様を示すが、上述の傾向はこのような高圧延率においても認められる。

3.4 電子顕微鏡観察

74% 圧延試料の LS に平行な薄膜の透過電顕像を Photo 8 に示す。明視野像には良く発達した層状のセル組織（もしくは micro band^{1b)}）が認められる。セル組織の伸び方向に着目すると、写真の視野は 2 つの領域(A)および(B)に大別される。制限視野回折 (SAD) 像(a)および(b)はそれぞれ(A), (B)の領域から得られたものである。

領域(B)においては層状セル組織のトレース方向は $[011]$ すなわちすべり面 C, D のトレース方向にほぼ平行である。一般にセル壁の伸び方向は主として活動するすべり面におおむね平行であるとの多数の観察例^{1a)}から

判断すると、領域(B)では主として C, D 面が活動していると考えられる。したがって 3.3 節の結果を併せて考えると、領域(B)はせん断帯にはさまれた領域に相当すると推察される。この領域の SAD 像(b)は比較的鮮鋭であつて結晶の方位分散は小さいと考えられる。一方領域(A)においては層状セル組織は $[111]$ 方向 すなわちすべり面 B のトレース方向に伸びている。上と同様に考えると、領域(A)はせん断帯に相当すると推察される。この領域の層状セル組織は領域(B)のそれに比較してかなり微細であり、またセルの伸び方向もやや不規則である。さらに SAD 像(a)にはスポットの arcing が認められ、この領域に大きな方位分散 ($10 \sim 15^\circ$) が含まれていることを示している。これらに加えてさらに、SAD 像(a)におけるスポットの広がりを中心を結んだ回折図形は SAD 像(b)のそれに対して時計方向に約 10° (0.17 rad) 回転している点は注目に値する (Photo 8 挿入図参照)。このことは $(211)[111]$ から $\approx (311)[\bar{2}33]$ へ方向回転が領域(A)内に生じていることを暗示している。すなわち領域(A) (せん断帯) は上記のような方位分散を有すると同時に、その

主方位は領域(B) (せん断帯の間の領域) に対して約 10° 程度回転した $\sim(311)[233]$ 方位にあると推測される。

なお反射電子回折像におけると同様、SAD像においても双晶反射は認められなかった (Photo 8(a)(b))。したがって本実験の単結晶の圧延においては変形双晶の発生はなかったと判断される。

4. 考 察

(211)[$\bar{1}\bar{1}$]方位をもつ Al-3%Mg 合金単結晶の圧延において、変形双晶の発生が認められないにもかかわらず、せん断帯が出現することが明らかとなった。したがってこの場合のせん断帯は銅合金などの低 SFE 材に認められるせん断帯とはその発生要因を異にすると推測される。しかしながら Fig. 3 に示したような本合金単結晶のせん断帯の巨視的な形態は緒言に述べた低 SFE 材のせん断帯の特徴(2), (3)と極めて類似している。以下にこの観点からせん断帯の発生とその変形への寄与について検討する。

4.1 せん断帯の発生

本合金単結晶におけるせん断帯は50%前後の圧延率で発生し、初期の形態はすべり面Bのトレースからわずかに ($\sim 10^\circ$) 偏奇した特異なすべり帯 (波状のすべり線) であり、これらは B, C, D 面のほぼ均一なすべり帯群中に出現した (Photo 1, 5(a))。このようなすべり帯(線)がどのような機構によつて発生するかに関しては今後の詳細な研究を待たねば明確な結論を下すことはできないが、ここでは以下のような簡単な考察を試みた。

Photo 5(a)に見られたような波状のすべり線が発生する機構としては次の2点を指摘することができよう。

- (1) ラセン転位 (成分) の交差すべり
- (2) 微細な変形帯の形成

機構(1)は変形に伴つて形成される障害を運動転位がのりこえる一過程である。この機構によるとすれば、Photo 5におけるような波状のすべり線はB (111)面上の転位がC ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) またはD ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) 面上へ鋭角の交差すべりを繰返した結果と解釈される。しかしこの場合、交差すべり面 C, D 上の分解せん断応力がもとのすべり面B上のそれとは逆符号となるために、このような交差すべりは起こり難いと考えられる。ところで上の議論では交差すべり面を{111}としたが、例えばアルミニウムの高温変形では{001}面すべりが観察されている¹⁷⁾ ことから、幾何学的には{001}面への交差すべりを考えることができよう。この場合にはB (111)面上の転位が(001)または(010)面へ交差すべりを起こすことにより波状のすべり線が出現すると解される。三浦ら¹⁸⁾は{111}アルミニウム単結晶の473K変形で出現した{111}面に対応しない波状のすべり帯をこのような立場から説明した。このような機構

を本合金単結晶の波状のすべり線に適用する場合には、この種の交差すべりが本合金の室温圧延で起こるか否かという点、また仮りに起こるとした場合この交差すべりの集中的発生(せん断帯の発生)がB面に対してのみ生じ、C, D面に対しては生じないのかとの点に疑問が残る。

機構(2)は変形に伴つて出現する微視的な変形の不均一性に関係するものである。この種の不均一性は例えば変形帯 (kink bands, bands of secondary slip) として変形の初期段階においてもしばしば観察されている。この機構によれば、Photo 5(a)にみられるような波状のすべり線は変形によつて形成されたいくつかの微細な変形帯をすべり線が横切ることにより生ずると解釈される。またこのような変形帯がそれを交切するすべり系の分解せん断応力を上昇させるような方位にあるなら、このすべり系の活動は変形帯の近傍において優先されることになる。すなわちこのような挙動は波状のすべり線の集中的発生につながると考えることができる。この議論は、結晶内の方位が局所的に変化することにより加工軟化が生じ変形の局在化が起これるとする Dillamore ら¹⁹⁾の幾何学的軟化 (geometrical softening) の考えと相通ずるものである。しかしこの機構についても上記のような性質をもつ変形帯が本合金単結晶の圧延において形成されるかとの点に問題が残されている。

銅合金単結晶のせん断帯発生に関してはすでに検討した^{5), 6)}。この場合には、層状の変形双晶内に形成された局所的な格子回転領域 (変形帯: kink) がせん断帯の発生につながると考えられた。この考えは上記機構(2)に一致するものである。したがってこの立場にたてば、銅合金などの低 SFE 材では微細な変形帯が変形双晶層に発生するのに対し、本合金のような高 SFE 材ではそれらは層状のセル組織に発生することが明らかになれば、fcc材料のせん断帯発生を機構(2)によつて統一的に解釈することが可能である。

4.2 変形への寄与

一般に SFE が比較的高いとされている銅、アルミニウムなどにおいては(211)[$\bar{1}\bar{1}$]方位は圧延に対して安定である。この安定性は4種類のすべり系 (B1, B5, C2, D2, Fig. 1 参照) の等価な活動に帰因すると考えられている¹⁹⁾。

本合金単結晶においても(211)[$\bar{1}\bar{1}$]初期方位は高圧延率まで維持された (3.1節)。したがってこの事実のみに着目すればこの安定化は上述のように説明されよう。しかし3.2節に示したように圧延率の上昇に伴つて変形挙動がほぼ均一な変形から不均一な変形に移行しせん断帯が出現した。したがって(211)[$\bar{1}\bar{1}$]方位の安定化に関する上記の説明は約50%以下の比較的低い圧延率において適用されるものである。約50%以上の圧延率ではせん

断帯において大きなせん断ひずみが生ずる (Photo 3) ので、その効果を無視することはできないと考えられる。

せん断帯は巨視的には試料形状に対してほぼ定まった面上にあり、またその面上ではほぼ一定の方向にせん断変形する (Fig. 3)。したがって変形に対してせん断帯は巨視的なせん断系として作用する。換言すればせん断帯が活動すると考えることができよう。この考えによれば、約50%以上の圧延率では試料はすべり系とせん断帯の両者の活動によって変形されるとみなされよう。

今、仮想的にせん断帯のみが活動したとすれば試料方位は(211)[$\bar{1}11$]から(111)[$\bar{2}11$]へ近づくように変化するであろう。また逆に4種のすべり系(B1, B5, C2, D2)のみが等価に活動したとするとこの場合には方位変化は生じない。したがって両者が同時に活動したとする場合には、試料方位は(111)[$\bar{2}11$]側へ変化することになる。しかし次の変形段階を考えると、上記のような方位変化がすでに生じているので4種のすべり系の等価な活動は期待されず、C2, D2系の優先的活動が生じ、これにより方位は(211)[$\bar{1}11$]に復元されることになろう。すなわち(211)[$\bar{1}11$]方位の安定化はせん断帯の活動とすべり系C2, D2の優先的活動の均衡により得られると考えることができる。せん断帯の出現に伴ってB面上のすべり帯が減少し、C, D面上のそれが増加するとの観察結果(3.3節)はこのような推論と矛盾しない。

圧延率が上昇するとせん断帯の厚さ、換言すればせん断帯の体積比が増加する傾向にあり、またせん断帯内はかなりの方位分散と若干の方位回転を伴っており、 $\simeq(311)[\bar{2}33]$ なる主方位を有すると推察された(3.3, 4節)。したがって高圧延率においてはせん断帯のこのような特徴が試料の全体的な方位に反映される可能性がある。すなわち試料方位は(211)[$\bar{1}11$]を主方位として $\simeq(311)[\bar{2}33]$ への方位分散を伴うことになると考えられる (Fig. 2)。

すでに述べたように本合金単結晶におけるせん断帯の巨視的な形態 (Fig. 3) は銅合金などの低SFE材のそれに類似している。したがってせん断帯が巨視的なせん断系として働くとの作用は本合金に限らずfcc材のせん断帯に共通したものであると考えられる。しかし低SFE材の場合には、一般にせん断帯間の領域に高密度の変形双晶が発生しているので、本合金単結晶の場合のようにこの領域ですべり系C2, D2が優先的に活動することは困難であり、せん断帯の活動に伴う方位変化が顕在化する^{5), 8)}。すなわちせん断帯の活動が変形挙動におよぼす影響はせん断帯間の変形組織にも大きく依存する。

5. 結 言

(211)[$\bar{1}11$]方位のAl-3%Mg合金単結晶を室温で圧

延し変形組織をとくにせん断帯に注目して観察した。

高圧延率に至るまで初期方位がほぼ安定に維持され、変形双晶は認められなかった。圧延率の上昇に伴い変形挙動は均一変形からせん断帯の発生による不均一変形に移行した。せん断帯の発生初期の形態は一つの{111}すべり面から若干偏奇した波状のすべり線(帯)であり、これらが集合、近接することによりせん断帯に発達する。せん断帯は試料側面にほぼ垂直でかつ板面に $30 \sim 35^\circ$ ($0.52 \sim 0.61$ rad) 傾斜した板状の領域で、圧延時にせん断ひずみを発生し変形に寄与する。高圧延率における(211)[$\bar{1}11$]方位の安定化はせん断帯とすべり系の活動の均衡に関係する。おわりに本研究の一部は軽金属奨学会の援助によるものであることを記し、同会に対して深く感謝致します。

参 考 文 献

- 1) M. Hatherly: *Texture of Materials*, Vol. 1, ed. by G. Gottstein and K. Lüke, Springer-Verlag, (1978), p. 81.
- 2) B. Fargette et D. Whitwham: *Rev. Met.*, **74** (1976), 197.
- 3) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama: *Trans. JIM*, **18** (1977), 7.
- 4) B. J. Duggan, M. Hatherly, W. B. Hutchinson and P. T. Wakefield: *Met. Sci.*, **12** (1978), 343.
- 5) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊: 日本金属学会誌, **42** (1978) 148, 502.
- 6) 中山 豊, 巽 豊, 森井賢二, 目良光男: 日本金属学会誌, **43** (1979), 29.
- 7) M. Blicharski and S. Górczyca: *Met. Sci.*, **12** (1978), 303.
- 8) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama: *Trans. JIM*, **21** (1980), 20.
- 9) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊: 日本金属学会誌, **44** (1980), 555.
- 10) K. Brown: *J. Inst. Met.*, **100** (1972), 341.
- 11) I. L. Dillamore, J. G. Roberts and A. C. Bush: *Met. Sci.*, **13** (1979), 73.
- 12) S. C. Dexter and I. G. Greenfield: *Met. Trans.*, **2** (1971), 181.
- 13) 高橋恒夫, 橋本 興, 村上 雄: 軽金属, **23** (1973), 425, 430.
- 14) G. Wassermann: *Z. Metallk.*, **54** (1963), 61.
- 15) M. Hatherly and A. S. Malin: *Met. Tech.*, **6** (1979), 308.
- 16) 例えば, Y. Kawasaki: *J. Phys. Soc. Japan*, **36** (1974), 142.
- 17) R. L. Hazif and T. P. Poirer: *Acta Met.*, **23** (1975), 865.
- 18) 三浦 精, 浜島和雄: 材料, **27** (1978), 1146.
- 19) E. Aernoudt and H. P. Stüwe: *Z. Metallk.*, **61** (1970), 126.