FCC 金属の圧延集合組織発達におよぼすせん断帯の影響

森 井 賢 二* 中 山 豊**

1. 言 緒

大塑性変形を受けた材料の内部組織(ミクロ組織, 集合組織等)に関する興味は古くからのものようである. たとえば, 図1は Cook と Richards(1943)⁽¹⁾による 70

図1 70/30 黄銅の圧延組織, (a) 95%圧延の{111}極点図, (b) 50%圧延のミクロ組織.

30 黄銅の圧延組織である. (a)には 95% 圧延板の{111}極点図, (b)には 50% 圧延板のミクロ組織(縦断面)が示されている. ここで(a)はいわゆる“合金型圧延集合組織”を表わしており, (b)では“せん断帯”と呼ばれる変形組織が認められる(矢印). もちろん原論文にはこのような用語も, またこれらに関する立入った議論もみられないが, すでにこの時期にこれから本稿で取上げようとしている主題が実験結果として提示されている点は興味深い. 本稿の目的は圧延集合組織の形成過程をせん断帯を含む結晶の変形挙動に基づいて検討することであり, その結果として合金型集合組織(図1 (a))の発達がせん断帯(図1 (b))と深く関係していることが示されるであろう.

面心立方(FCC)金属, 合金は, その変形の素過程が通常 {111} <011> すべり系(および {111} <112> 双晶系)に限定されるという単純さのために集合組織研究に多用されてきた. 本小文における議論も, 同様に FCC 材料に限られる. 以下にはまず FCC 材料の圧延集合組織の特徴を概説し, それらの解釈と 2, 3 の問題について述べる. 次いで圧延材に出現するせん断帯について, そのミクロ組織と変形に及ぼす影響を明らかにし, 最後に圧延集合組織の形成過程をせん断帯のもつ塑性挙動と関係づける. なお, 圧延集合組織およびせん断帯についてはそれぞれ勝れた解説⁽²⁾⁽³⁾がある.

2. FCC 材料における 2 つのタイプの圧延集合組織

X 線回折による極点図測定法の進歩によって, 図1 (a)で表わされるようなα黄銅の集合組織は, たとえば銅に形成される集合組織とは異なっていることが明らかにされた(1952)⁽⁴⁾. 図2に 98% 圧延された銅の{111}極点図⁽⁵⁾を示す. 図1 (a)は合金型(黄銅型)集合組織と呼ばれるのに対し, 図2は純金属型(銅型)集合組織と称されている. 前者は {011} <211> なる単一の理想方位によりほぼ表現されるが, 後者は {112} <111> ~ {123} <121> ~ {011} <211> などの複合理想方位で記述され

* 大阪府立大学講師; 工学部金属工学科
 ** 大阪府立大学教授; 工学部金属工学科
 Contribution to Shear Bands to Rolling Texture Development in FCC Metals and Alloys; Kenji Morii, Yutaka Nakayama (College of Eng. Univ. of Osaka Prefecture, Sakai)
 Keywords: face centered cubic lattice(FCC) metals and alloys, shear bands, rolling texture, alloy type texture, inhomogeneous deformation
 1985年11月9日受理

図2 銅の圧延集合組織, 98%圧延の{111}極点図.

るとの相違がある. このように FCC という同一の結晶構造をもつ材料に異なったタイプの圧延集合組織が形成されることは, 変形の素過程が $\{111\} \langle 011 \rangle$ すべりであるとする観点からすれば極めて興味ある現象である. このため, 種々の FCC 金属, 合金について各種の変形条件下での圧延集合組織が測定された (1950~1965). これによって次のような集合組織の特徴が明らかとなった⁽²⁾⁽⁶⁾. (1) 約 50% 前後の圧延率では, 純金属, 合金の区別なく, 上記 2 タイプのいずれにも属さぬ集合組織が形成される. これは中間型と呼ばれる. (2) 一般に純金属型集合組織は積層欠陥エネルギー (SFE) の高い材料ないし高温圧延において, 逆に合金型集合組織は SFE の低い材料ないし低温圧延において形成される傾向にある. (3) 同一合金系でも溶質濃度を増大, または圧延温度を低下すると, 集合組織が純金属型から合金型へ変化することがある. この現象は集合組織の遷移と称されている.

これらの結果は, 丁度この時間に発展期にあった転位論も含めて, 種々の観点から活発に検討され, 集合組織の発達および遷移に関する実に多様なモデルを生んだ. たとえば, 双晶変形, 交差すべり, 潜在すべり系の硬化, 非八面体すべり, 転位反応, 部分転位のすべり等のモデルが提案された⁽²⁾. しかしながら, これらはいずれも結晶のミクロ的な変形機構に関係するものであるもので, 単に極点図の解析のみからこれらモデルの妥当性を判断するのは困難であるといえよう. ただ一般に, 上記の集合組織の SFE および変形温度依存性は, 双晶変形あるいは交差すべりのそれら因子に対する依存性⁽⁷⁾と類似していることが指摘されている.

次いで, 計算機による集合組織のシミュレーション⁽⁸⁾と集合組織の 3 次元方位分布関数 (ODF) による表現⁽⁹⁾は集合組織解析のあらたな手段を与えることになった (1970~). これによって仮定された変形モデルの適否の判断がより定量的となった. Kallend と Davies⁽¹⁰⁾は, Taylor の多結晶体の変形モデル⁽¹¹⁾に基づいて変形様式

図3 実測極点図(実線)と計算機により求めた極点図(斑点)の比較, {111}極点図.

を仮定し, 変形集合組織を計算機により求め実測結果と比較した. 図3はその結果で, (a)には $\{111\} \langle 011 \rangle$ すべりのみを, (b)には $\{111\} \langle 011 \rangle$ すべりと $\{111\} \langle 112 \rangle$ 双晶変形を仮定した場合の $\{111\}$ 極点図が実測極点図の上に描かれている. 図より明らかなように, 解析結果は, (a)では純金属型, (b)では合金型の集合組織に大域的に一致している. 同様の結果は Van Houtte⁽¹²⁾によっても報告されている. これらより彼らは Taylor の変形モデルによって圧延変形を近似することはほぼ妥当であり, また FCC 材料の圧延集合組織の遷移は双晶変形によると結論した.

これによって 2 つのタイプの集合組織の謎は解けたかにみえた. しかし, 図3を注意深く観察すればわかるように, 実測と計算結果は, 次の点で微妙に違い違っている. (a)においては純金属型の主方位 $\{211\} \langle 111 \rangle$ 近傍の集積(矢印)は計算ではほとんど出現していない. また (b)では合金型の主方位への集積は計算では非常に弱く, かつ板面法線近傍での集積状態は著しく一致が悪い(矢印).

ここで (a)に認められる純金属型集合組織における不一致は, その後の解析により大幅に改善された⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾. この場合, 圧延変形に伴い各結晶粒の形状変化が起こり, Taylor の変形モデルにおけるひずみの拘束条件が変化すると仮定された. 現在のところ, 純金属型圧延集合組織の形成は, このような立場から, $\{111\} \langle 011 \rangle$ 多重すべりと圧延変形に伴う粒形状の変化を考慮した Taylor の変形モデルにより一応解釈できると考えられている⁽¹⁵⁾. これに対して, 合金型集合組織に関しては, 双晶変形との関係が指摘されながらも, 計算機による解析では, 上述の問題点はなお解決されていない⁽¹⁵⁾. そこで以下に合金型圧延集合組織に絞って, その形成過程における実験の特徴をみることにする.

3. 合金型圧延集合組織形成の特徴

40~50% の圧延率で中間型集合組織が形成されることは前に述べた. したがって合金型集合組織の形成は,

図4 70/30 黄銅の圧延集合組織, (a) 40%, (b) 80%, (c) 95% 圧延の $\{111\}$ 極点図.

これ以上の圧延率での変形挙動に依存していると推察される. 図4⁽¹⁶⁾に集合組織の発達過程を示す. 中間型集合組織(a)は圧延率の増大に伴い板面方向へその2つの集積を移動し, 板面に $\{111\}$ 面がほぼ平行に配置するような方位成分を形成(b)後, 合金型集合組織へと変化する(c). ここで図4(b)は合金型への過渡的段階の集合組織とみなされ, 板面// $\{111\}$ 方位成分が存在することが重要な点である. 計算機による集合組織解析では, 図3(b)でも指摘したように, この点で実測結果と大きく異なっている⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾. 次に図5⁽¹⁷⁾は, 銅単結晶を77 Kで50%圧延し双晶変形を起こさせ(a), その後室温で95%まで圧延した場合(b)の $\{111\}$ 極点図である. (b)では室温圧延にもかかわらず合金型に近い集合組織が形成されている. 多結晶銅についても類似の結果が Kamijo と

Sekine⁽¹⁸⁾により得られている. ここで銅は室温で双晶変形し難いことを考慮すると, 上の実験結果は合金型集合組織の形成が必ずしも双晶変形に直接的に関係するものではないことを示していると言えよう. これは明らかに計算機による解析⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾で仮定された変形モデルとは異なるものである. 合金型集合組織の形成を考える場合, まず以上の実験的特徴に注目する必要がある.

4. せん断帯†

さて, 集合組織への興味と同様に, 変形組織に対する関心も多数の研究を生んだ⁽²⁰⁾. ただし, 図1(b)のような変形組織が大きく注目されたのは最近のことで, とくに Hatherly ら⁽¹⁹⁾, 野田ら⁽³⁾および著者ら⁽²¹⁾⁻⁽²⁵⁾により詳しく調べられた.

図6⁽²³⁾に $(211)[\bar{1}11]$ 方位の銅単結晶を77 Kで50%(a), および62%圧延した時のマイクロ組織(縦断面)を示す. (a)では化学腐食により組織を現出し, (b)はそれをさらに圧延した際の変形組織である. (a)には (111) 面に発生した層状の変形双晶が認められるが, これに加えて矢印で示すような筋状の組織が多数存在する. これらは図中に示した $\{111\}$ 面トレースのいずれとも平行でない. これら筋状組織の上に Knoop 圧子によるマークを付した後, さらに圧延を加えた場合の変形組織が(b)である. Knoop 圧痕は筋状組織に沿ってせん断されているのがわかる. この組織は巨視的には $\{111\}$ すべり面トレースと一致していないにもかかわらず変形時にせん断変形を生じたことになる. 局部的なせん断ひずみは約10%の付加圧延率に対して200%以上に及ぶこともある. この組織は試料各断面でのトレース解析によれば, 図7のような空間的配向をとり, 通常, せん断帯(Shear bands)と呼ばれている. 良く発達したせん断帯は板面

図5 $(211)[\bar{1}11]$ 方位の銅単結晶の圧延集合組織, (a) 77 Kで50%圧延, (b) 同一結晶を室温で95%まで圧延した時の $\{111\}$ 極点図.

† せん断帯は高圧延された材料に広く認められ, FCC 材料においても Al 合金から Cu 合金に至る各種材料に発生することが知られている⁽³⁾⁽¹⁹⁾. この小文では以下にのべるように, 変形への寄与が明らかにされている変形双晶組織内に発生するせん断帯に言及するに止める.

から圧延方向へ約 35° (≈ 0.6 rad) 傾斜した面上で大きなせん断変形を生ずる。

せん断帯は透過電顕(TEM)によれば、図 8⁽²³⁾のように、変形双晶組織を貫くような帯状組織として観察される。その内部は微細な多結晶的組織(亜結晶粒の径は数百

nm)であり、かつ大きな方位分散を伴うが、ほぼ $\{011\} \langle 100 \rangle$ なる優先方位をもっている⁽²¹⁾⁽²⁶⁾。

圧延率の増大に伴い、せん断帯は多量に発生しその密度を増す。図 9⁽²³⁾は 80%、および 86% 圧延での変形組織である。この程度の圧延率になると、それまでは双晶層に対し同じ傾きをもつせん断帯のみ(図 6)であったのが、双晶層に対して対称的に配置したせん断帯が出現する(a)。またこの段階では双晶層は板面とはほぼ平行になっている。これは圧延率の上昇に伴い双晶層が板面 $\parallel \{111\}$ 方位へと変化したことを意味している。さらに圧延率が高くなるとせん断帯の密度が著しく増加し、各

図 6 (211) $[\bar{1}11]$ 銅単結晶の圧延変形組織, (a) 77 K で 50% 圧延, (b) 62% 圧延, 縦断面。

図 7 (211) $[\bar{1}11]$ 結晶におけるせん断帯の空間的配向。

図 9 77 K で圧延した (211) $[\bar{1}11]$ 銅単結晶のせん断帯, (a) 80%, (b) 86% 圧延, 縦断面。

図 8 77 K で 62% 圧延した (211) $[\bar{1}11]$ 銅単結晶のせん断帯, 縦断面。

図10 92%圧延におけるせん断帯のマイクロ組織と制限視野回折像, (211) [111] 70/30 黄銅単結晶, 板面と平行な断面.

々のせん断帯は識別が困難な程になる(b). 図10⁽²⁷⁾には95%圧延でのせん断帯領域のTEM組織を示す. 図8と同様, せん断帯は極めて微細な多結晶的組織をもち, $\{011\} \langle 100 \rangle \sim \{011\} \langle 211 \rangle$ なる合金型の優先方位にあることがわかる.

以上は主に77 K圧延した銅についての結果であるが, 77 K圧延により変形双晶を導入後室温で圧延した場合も同様の現象が認められる⁽²⁴⁾. 一般に, SFEが低く, あるいは変形温度が低く, 圧延時に双晶変形するような結晶には上記のようなせん断帯形成という特異な変形挙動が起こる⁽²¹⁾⁽²²⁾⁽²⁸⁾.

多結晶材料においてもせん断帯は出現する⁽¹⁶⁾⁽¹⁹⁾⁽²⁶⁾⁽²⁹⁾. 70/30黄銅に発生したせん断帯を図11に示す. 図6⁽¹⁶⁾で試みた手法により, 矢印で示すような組織はせん断帯であることがわかる. 同時に本文のはじめにあげた変形組織(図1(b))が理解されよう. 多結晶のせん断帯も単結晶のそれと同様, 変形双晶組織内に認められ, 微細多結晶的な組織を有する⁽²⁶⁾. また圧延率の上昇に伴

図11 70/30黄銅多結晶の圧延変形組織, (a) 66%, (b) 90%圧延, 縦断面.

図12 70/30黄銅多結晶におけるせん断帯発生粒の面方位(●).

うせん断帯の発達挙動についても同様である⁽¹⁹⁾⁽²⁶⁾.

ところで, せん断帯は上述のように変形双晶組織に形成されるが, 逆に圧延時に双晶変形しない結晶(粒)にはせん断帯は生じない⁽¹⁶⁾⁽²⁶⁾⁽²⁹⁾. すなわち, せん断帯形成の結晶方位依存性がある. 一例を図12⁽¹⁶⁾に示すように, せん断帯は, 板面が $\{112\} \sim \{123\} \sim \{111\}$ に近い結晶粒に発生し易いが, $\{011\}$ 近傍の粒には発生し難い. この傾向は圧延における双晶変形の難易とはほぼ一致している.

5. せん断帯における変形挙動

以上のように, せん断帯は微細多結晶的な一種の不均一変形組織であるとの静的側面と, その内部で大きなセ

ん断変形を生ずるとの動的側面をもっている。前者についてはここではふれないが、圧延材の機械的性質⁽³⁰⁾や再結晶挙動⁽³¹⁾と密接に関係すると考えられる。後者は明らかに材料の変形に関係し、圧延集合組織形成にも強い影響を及ぼしていると考えられる。ここではそのようなせん断帯の動的側面に関係した特徴を要約しておく。

(1) 単純せん断変形(～40～80% 圧延)：せん断帯は変形双晶組織に出現し、双晶面と約 35°(～0.6 rad)傾斜した面上でせん断変形を生ずる(図 7)。一方、せん断帯外の領域は双晶/基地よりなる薄層状組織であるので、(111) 双晶面に平行なすべりを除き、すべりを生じ難い。

(2) 変形双晶組織の微細結晶化(～50% 以上の圧延)：圧延率の増大に伴ってせん断帯密度が増加する。せん断帯内には微細多結晶的組織が形成されるので、この現象は双晶/基地からなる双晶組織を微細結晶組織へ転化する作用をもつと考えることができる。約 90% 以上の高圧延率ではせん断帯発生粒のほとんどの部分がこの組織に変化する(図 9, 10)。

(3) 2 重せん断変形(～80% 以上の圧延)：双晶面が板面とはほぼ平行に配置する圧延段階では板面に対称的な 2 組のせん断帯が出現する。これによって(2)の現象は大きく促進されることになる。高圧延率で発達した微細多結晶組織における変形は主として 2 組のせん断帯にそう 2 重せん断変形によるものである(図 9, 11)。

6. せん断帯の合金型圧延集合組織形成への寄与

さて、第 3 節では、極点図解析の立場から合金型集合組織の形成が 40～50% 以上の圧延における変形挙動に関係するとの推察を行い、2 つの実験的特徴をあげた。これに対し前節では変形組織の観察から、せん断帯形成という特異な変形挙動が出現することを示した。次にこれらのつながりを検討しよう。

まず、合金型集合組織は中間型から過渡的段階を経て形成されるが、この変化がはじまるのは 40～50% 圧延率である(図 4)。これは丁度変形双晶が生じた結晶粒内にせん断が出現する圧延率に相当している。また、過渡的段階の集合組織は約 80% 程度の圧延率で形成され、板面//{111}なる方位成分に特徴づけられるものであった(図 4 (b))。一方、せん断帯が出現した結晶粒は圧延率の上昇に伴い方位変化し、約 80% 圧延では双晶面{111}が板面とはほぼ平行に配置した方位となった(図 9, 12)。この方位変化はせん断帯における単純せん断変形に起因する双晶組織の剛体的な格子回転によって説明できる⁽²⁷⁾。したがって過渡的段階の集合組織はせん断帯発生粒における変形挙動により解釈され、中間型から過渡的段階の集合組織への変化はせん断帯形成(5. (1))と同期しているといえよう。

圧延率が 80% 以上に上昇すると、過渡的段階の集合組織に含まれる板面//{111}成分は減少し、同時に{011}<100>～{011}<211>を主体とした合金型集合組織が形成された(図 4)。また変形組織の上では約 80% 以上の圧延率で板面に対称的な 2 組のせん断帯が出現し、せん断帯密度が増加した。これによって板面//{111}方位をもつ双晶組織は減少し、合金型に近い優先方位をもつ微細多結晶的組織が発達した(図 9, 10)。過渡段階の集合組織から合金型集合組織が形成される過程もこのようにせん断帯の変形挙動(5. (2), (3))に同期しているといえよう。

以上のことから、合金型圧延集合組織の形成過程はせん断帯における変形挙動と密接に関係していると結論され、せん断帯形成が合金型集合組織の発達につながると考えることができよう。なお、この立場に立てば図 5 の結果は次のように説明できる。銅を 77 K で 50% 圧延すれば、変形双晶とせん断帯がすでに形成されている(図 6 (a))ので、これを次に室温で圧延した場合にも上述のようなせん断帯の変形挙動が進行し、その結果、合金型集合組織が発達したと見なされよう。なお付言すれば、図 12 は板面が{112}～{123}などの純金属型の主方位に相当する結晶粒でせん断帯が発生することを示している。これはせん断帯形成が純金属型集合組織の発達を阻害する効果をもつことを示唆するものである。以上の観点から銅および銀⁽²⁹⁾における圧延温度変化に伴う集合組織遷移が検討されている。

さて、合金型集合組織とせん断帯の関係が明確となったが、最後に合金型の主方位{011}<100>～{011}<211>が形成される機構について一言ふれておく必要がある。この方位はもちろんせん断帯発生粒のみならず、せん断帯を含まないすべり変形粒にも発達する⁽¹⁶⁾。約 90% 以上の高圧延率では、せん断帯発生粒はほぼ微細多結晶的組織からなり、2 重せん断変形が主な変形モードである。この微細組織の亜結晶粒径は～100 nm で、もとの結晶粒径に比べて極めて小さい。ここで 1 つのせん断帯発生粒あるいはすべり変形粒に注目すると、それは圧延方向に大きく伸びた扁平状を呈しているが、同時にその周囲は上記の微細亜結晶にとり囲まれていると見ることができる。この場合の結晶粒の変形状態は同寸法の粒に囲まれている場合とは著しく異なる。後者では粒の任意の形状変化は隣接粒からの拘束により抑制される(Taylor の変形モデル)のに対し、前者では周囲の微細亜結晶の局部変形により形状変化の拘束が緩和される可能性が強い。すなわち、微細組織に囲まれた結晶粒は周囲からの変形の束縛をあまり受けず、どちらかと言えば Sachs の変形モデル⁽³²⁾に近い振舞いをすると考えられる。ところでこの段階の変形モードは 2 重せん断変形であるので、各粒はこれに適合した変形をするであろう。

結晶粒の任意の形状変化が許容される場合、このような 2 重せん断変形に適合する安定方位としては $\{011\} \langle 100 \rangle$, $\{011\} \langle 211 \rangle$ があげられる⁽¹⁶⁾。前者は隣接粒の拘束がより強い場合、後者は板面に平行な面上のせん断ひずみ成分が許容される場合に安定である。したがって圧延率の増大に伴い $\{011\} \langle 211 \rangle$ を主とする合金型集合組織が発達することになるであろう。このようにせん断帯形成によって生じた微細多結晶的組織とそこでの 2 重せん断変形が合金型主方位の安定性に寄与していると考えられる。合金型に近い集合組織が、Taylor の変形モデルではなく、むしろ Sachs の変形モデルより導かれるとの最近の計算機シミュレーションの結果⁽¹⁵⁾⁽³³⁾ は上の推論に 1 つの支持を与えるものかも知れない。

7. 結 言

FCC 材料における合金型圧延集合組織の発達に及ぼすせん断帯の影響について概説した。ただしここで言及したせん断帯は“合金型せん断帯”とも呼ばれるもので、例えば Al 合金⁽²⁵⁾⁽³⁴⁾などに生ずる“純金属型せん断帯”とは、その変形組織、変形への寄与などに関して大きく異なっている。純金属型集合組織と(純金属型)せん断帯との関係は不明な点も多く、本文では詳論をさけた。

本文でも述べたように、FCC 材料の圧延集合組織の遷移に対してかくとも思われる程、多種多様のモデルが提案されているが、本解説ははからずもそれにせん断帯形成という 1 モデルを加えた形になってしまった。これがあらたな議論の種となれば著者の幸である。

文 献

- (1) M. Cook and T. L. Richards : J. Inst. Metals, **69** (1943), 351.
- (2) H. Hu, R. S. Cline and S. R. Goodman : *Recrystallization, Grain Growth and Textures*, ASM Seminar, (1965), p. 295.
- (3) 野田龍彦 : 日本金属学会会報, **19** (1980), 638.
- (4) H. Hu, P. R. Sperry and P. Beck : Trans. AIME, **194** (1952), 76.
- (5) R. M. Brick, D. L. Martin and R. P. Angier : Trans. ASM, **31** (1943), 675.
- (6) G. Wasserwann und J. Grewen : *Texturen Metal-lischer Werkstoffe*, Springer, (1962).
- (7) R. W. K. Honeycombe : *The Plastic Deformation of Metals*, Edward Arnold, (1968), p. 210.

- (8) T. Leffers : Risö Report, No. 184, (1968).
- (9) M. J. Bunge : *Mathematische Methoden der Texturanalyse*, Akademie, (1969).
- (10) J. S. Kallend and G. J. Davies : Phil. Mag., **25** (1972), 471.
- (11) G. I. Taylor : J. Inst. Metals, **62** (1938), 307.
- (12) P. Van Houtte : Acta Met., **26** (1978), 591.
- (13) H. Honneff and H. Mecking : *Proceedings of ICOTOM 6*, The Iron and Steel Inst. of Japan, (1981), p. 347.
- (14) P. Van Houtte : *ibid.*, p. 428.
- (15) H. Mecking : *ibid.*, p. 53.
- (16) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊 : 日本金属学会誌, **44** (1980), 555.
- (17) H. Mecking : *Proceedings of ICOTOM 5*, Springer, (1978), p. 25.
- (18) T. Kamijo and K. Sekine : Met. Trans., **1** (1970), 1287.
- (19) M. Hatherly : *Proceedings of ICOTOM 5*, Springer, (1978), p. 81.
- (20) J. G. Sevillano, P. Van Houtte and E. Aernoudt : *Progress in Materials Science*, Pergamon, **25** (1980), 71.
- (21) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama : Trans. JIM, **18** (1977), 7.
- (22) K. Morii, M. Mera and Y. Nakayama : Trans. JIM, **21** (1980), 20.
- (23) K. Morii and Y. Nakayama : Trans. JIM, **22** (1981), 857.
- (24) K. Morii and Y. Nakayama : *Proceedings of ICOTOM 6*, The Iron and Steel Int. of Japan, (1981), p. 327.
- (25) K. Morii, H. Mecking and Y. Nakayama : Acta Met., **33** (1985), 379.
- (26) B. J. Duggan, M. Hatherly, W. B. Hutchinson and P. T. Wakefield : Metal Sci., **12** (1978), 343.
- (27) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊 : 日本金属学会誌, **42** (1978), 502.
- (28) 森井賢二, 目良光男, 中山 豊 : 日本金属学会誌, **42** (1978), 148.
- (29) 森井賢二, 中山 豊 : 日本金属学会誌, **44** (1980), 1414.
- (30) R. J. Asaro and A. Needleman : Scripta Met., **18** (1984), 429.
- (31) M. Hatherly and A. S. Malin : Scripta Met., **18** (1984), 449.
- (32) E. Sachs : Z. Verein. Deutsch. Ing., **72** (1928), 734.
- (33) J. Hirsch, K. Lüke and H. Mecking : *Proceedings of ICOTOM 7*, Netherlands Society for Materials Sci., (1984), p. 83.
- (34) K. Morii, Y. Nakayama and H. Mecking : *ibid.*, p. 117.