引張変形したアルミニウム単結晶の再結晶に 及ぼす転位組織と表面方位の影響†

猪子富久治* 田上 稔* 檜原 恵蔵**

*徳島大学工学部機械工学科

**和歌山工業高等専門学校機械工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 5 (1994), pp. 494-500

Effect of Dislocation Structure and Surface Orientation on Recrystallization in Aluminum Single Crystals Deformed in Tension

Fukuji Inoko*, Minoru Tagami* and Keizo Kashiwara**

*Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Tokushima University, Tokushima

**Department of Mechanical Engineering, Wakayama National College of Technology, Wakayama

The relationship between the dislocation structures and the surface orientations was investigated by TEM on the formation of recrystallized grains in the surface layers normal and parallel to edge dislocations of the primary slip system in aluminum single crystals with Schmid factor 0.5, which were deformed in tension to a strain of 0.3. The dislocation structures inside deformation bands existing in the surface layers normal to the edge dislocations show the cell structures with rectangle shapes and are thermally stable, while those parallel to them form the cell structures with wavy shapes and are thermally unstable. The mean growth rate of recrystallized grains in the surface layers parallel to the edge dislocations is larger than that normal to them, because on the former surface edge dislocations are annihilated easily on account of their climbing. However, the number of nucleation site in the former is smaller than that normal to the latter.

(Received November 8, 1993)

Keywords: cell structure, thermal stability, recrystallized grain, nucleation, growth, aluminum single crystal

I. 緒 言

シュミット因子0.5のアルミニウム単結晶における変形および再結晶の様子について系統的に調べた結果⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾, 単結晶における再結晶の特徴は, 再結晶粒の優先核形成場所である変形帯近傍で活動するすべり系の種類および活動量によっておおそ決定されるとともに⁽¹⁾⁻⁽³⁾⁽⁵⁾, 自由表面の存在によっても大きく影響されることがわかった⁽⁴⁾⁽⁶⁾.

再結晶初期では, 同一の変形帯に沿って形成する再結晶粒は試料板厚方向において, 試料内部層よりも試料表面層で容易に核形成する⁽⁴⁾. 試料表面層および内部層の再結晶の相違は周囲からの熱伝達および表面層と内部層の間の熱伝導による影響によって生じるというよりも, 自由表面の存在が再結晶粒形成に大きく作用し, 特に焼鈍時の表面層と内部層の転位組織の回復過程において表面層がより早く回復しやすく, 再結晶粒核形成時の再結晶粒を取り囲む粒界のエネルギーの総和の違いが表面層の再結晶粒の核形成を容易にする主因である⁽⁶⁾. 比較的粒成

† 1992年10月日本金属学会秋期大会において一部発表

長が進んだ状態では両層で形成した再結晶粒はともに4つの{111}面(主すべり面, 臨界面, 共役面および交差面)のいずれかの法線まわりに変形マトリックスを回転した方位をもつが, 再結晶方位分布は異なり, 表面層では交差面の法線まわりの再結晶粒が最も多く, 内部層では臨界面の法線まわりのものが最も多い⁽⁴⁾. 我々が提案した再結晶粒形成モデル⁽³⁾に従えば, 試料表面層では主すべり系が, 内部層においては二次すべり系である臨界面のすべり系およびその交差すべり系が再結晶粒形成に強く作用すると考えられる. 自由表面が試料表面層での再結晶粒形成に関与するすべり系に何らかの影響を及ぼし, 実際に試料表面層と内部層の再結晶粒方位分布などに違いを生じさせること⁽⁴⁾⁽⁶⁾, また表面効果により自由表面に平行な刃状転位が自由表面に移動・消滅しやすいことを考慮すれば⁽⁷⁾, 同じ変形試料の試料表面層であっても, 変形帯近傍で活動するすべり系と自由表面の位置関係によって再結晶の挙動が異なる可能性は十分にある.

そこで本報では, これまでと同様のシュミット因子0.5の方位をもつアルミニウム単結晶を用いて, 30%引張りずみでは最もすべり活動の多い主すべり系の刃状転位に垂直な表面層お

よび平行な表面層において観察した変形および再結晶の挙動について巨視的および微視的に調べ、それぞれの面での再結晶粒形成に及ぼす自由表面の影響を活動すべり系と自由表面の位置関係および各面の変形組織の違いなどから考察することを目的とする。

II. 実験方法

修正ブリッジマン法⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾によりシュミット因子が0.5で、純度 99.99 mass% のアルミニウム単結晶(40 mm×5 mm×5 mm)を作製した。試料の模式図および初期方位をそれぞれ Fig. 1 および Fig. 2 に示す。

主すべり系バーガースベクトルは XZ 面に平行で、引張方向は Z 軸方向である。主すべり面は Y 軸に平行で、引張方向に対して $\pi/4$ rad (45°) の傾きをもっている (Fig. 1)。

主すべり系は P1D1 で、すべり面が P1 ですべり方向が D1 のすべり系を表している。P2, P3 および P4 はそれぞれ臨界面、共役面および交差面を表す (Fig. 2)。

変形および再結晶観察は 1 つの試料の以下の 3 つの面(層)で行った。

(a) 主すべり系刃状転位に垂直な面: abcd 面(試料正面と呼ぶ)。

(b) 主すべり系刃状転位に平行な面: cdhg 面(側面 S と呼ぶ)および a'b'f'e' 面(側面 I と呼ぶ)。

変形は室温で行い、ひずみ速度 $4.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で 30% の引張ひずみを与えた。光顕、SEM および TEM を用いて、試料正面、側面 S および側面 I の変形帯近傍の変形組織を微視的お

Fig. 1 Schematic diagram of a single crystal with Schmid factor 0.5. Burgers vector is coplanar to the X-Z plane. Observation planes 「abcd」, 「cdhg」 and 「a'b'f'e'」 are called “Front”, “Side S” and “Side I”, respectively.

Fig. 2 Stereographic projection of the orientation of the single crystal with Schmid factor 0.5.

よび巨視的に調べ、TEM 観察における回折パターンから変形マトリックスおよび変形帯内部の方位を決定した。側面 S では変形帯の幅が減少するので⁽⁶⁾、再結晶粒核形成頻度が低下する可能性がある。そこで変形組織の再結晶に及ぼす影響を取り除くために、abfe 面から約 0.7 mm のところに側面 I (a'b'f'e' 面) を放電加工機、機械および化学研磨により作製し、側面の発達した変形帯での再結晶を観察した。

焼鈍は 3 つの観察面が一次再結晶の初期の段階になるように、焼鈍温度および時間を変更しながら断続的に行った。得られた再結晶組織から再結晶粒分布、再結晶粒形成数、再結晶率(観察面積当たりの再結晶粒の面積)および平均再結晶粒面積を調べた。

III. 実験結果および考察

1. 変形組織

試料正面の SEM による変形組織を Fig. 3 に示す。変形マトリックスでは主すべり面 P1(M) のすべり帯が顕著に活動した。観察面が主すべり系 P1D1 のらせん転位に平行であるにもかかわらず、すべり帯が明瞭であることから、P1D1 の共面すべり系である P1D3 または P1D4 も活動したと考えられる⁽¹²⁾⁻⁽¹⁵⁾。主すべり帯に対して、約 $\pi/3$ rad (60°) の傾きで交差して、約 50 μm の幅の変形帯が形成した。変形帯内部では変形初期に活動した主すべり面 P1(D. B.)、および変形の進捗とともに顕著に活動した臨界面 P2(D. B.) のすべり帯が形成した⁽¹⁾⁻⁽³⁾。変形マトリックスで活動するすべり系の種類、およびすべり活動による試料の結晶回転軸および回転方向から判断すれば、変形帯内部で活動する臨界面すべり系は P2D2 または

Fig. 3 Slip marking on a deformation band and deformed matrix in "Front" of the specimen deformed in tension to the strain of 0.3.

P2D5 であると考えられる。

試料正面の TEM による変形帯近傍の組織を Fig. 4 に示す。この変形帯の幅は約 40 μm で、巨視的観察において最大の幅をもつ変形帯に比べて少し小さい。活動したすべり系の種類が少ない変形マトリックス領域ではあまり明瞭なセル組織を形成していないが、変形帯内部では主すべり系と臨界すべり系の活動による細長い長方形型のセル組織が形成した⁽³⁾。

変形帯内部および変形マトリックスの結晶方位を初期方位とともに Fig. 5 に示す。初期方位に対して $\langle 112 \rangle$ 軸を中心に、変

Fig. 4 Deformation band structure in "Front" by TEM and electron diffraction patterns of the cells Nos. 1~5 in a transition band, and ones in a deformation band and deformed matrix.

形マトリックスおよび変形帯内部はそれぞれ右回転および左回転した。変形帯内部と変形マトリックスの方位差は約 $\pi/6$ rad(30°)であった。これは先の結果と一致する⁽²⁾⁽³⁾。変形帯内部と変形マトリックスの境界領域である遷移帯を横切る方向に測定点(No. 1~5)を設け、それぞれの測定点における回折パターンを測定した(Fig. 4)。測定点 No. 1 と No. 5 の結晶方位はそれぞれ変形帯内部および変形マトリックスの方位とほぼ一致し、結晶回転は主として幅約 10 μm の遷移帯で生じていた。

試料側面 S の光頭による変形組織を Fig. 6 に示す。主すべり面のすべり帯が引張方向に垂直に形成し、それにほぼ平行に約 800 μm の間隔で変形帯が形成した。光顕観察での変形帯形成に伴う観察面の凹凸による影響領域幅は約 200 μm であるが、試料端である側面 S では変形帯の幅がかなり減少するために⁽⁶⁾、実際の変形帯の幅はそれに比べて非常に小さいと考えられる。側面 S に平行な刃状転位をもつ主すべり系の活動により観察表面はかなりの凹凸を生じている。試料正面の変形帯内部では主すべり面と臨界面のすべり帯が顕著に観察できたが、側面の試料観察面では変形帯内部で活動するすべり系を観察することができなかった。

試料側面 I に平行な面の TEM による変形帯近傍の変形組織を Fig. 7 に示す。この変形帯は約 35 μm の幅で引張方向にはほぼ垂直に形成した。試料正面と同様に、活動するすべり系の種類が少ない変形マトリックスでは転位密度が小さく、明瞭なセル組織を形成しなかった。変形帯内部では複数のすべり系が非常に活発に活動しているために、転位密度が大きいが、試料正面でのセル組織のような長方形型の規則的なセル組織ではなく

Fig. 5 Stereographic projection of the orientation relationship between deformed matrix and deformation band. The marks I. O., D. M., D. B. and R. A. show the initial orientation, deformed matrix, deformation band and rotation axis, respectively.

Fig. 6 Slip marking on deformation band and deformed matrix in "Side S" deformed in tension to the strain of 0.3.

波状の複雑な組織を形成した。局所的には主すべり面のすべり活動による転位組織が観察できる。

Fig. 7 の変形帯内部の拡大組織写真を明視野および暗視野像として Fig. 8 に示す。複数のすべり系の活動により転位が集積してセル壁を形成していることがわかる。明視野像(Fig. 8(a))で主すべり系および臨界すべり系の活動によって形成した転位組織が見られるが、暗視野像では共役すべり系(P3D6)⁽¹⁾⁽²⁾の活動による転位組織も観察できた(Fig. 8(b))。

TEM 観察では試料正面で見られなかった試料側面の変形組織の特徴は比較的膜厚の薄い領域で変形組織を観察中、電子ビームの照射により、臨界すべり系および共役すべり系の転位が異常に容易に移動したことである。これらの転位は移動中、一部の転位が他の動いていない転位に止められたが、多くの転位が薄膜表面に移動し消滅した。そのために薄膜試料には転位の移動・消滅による直線状のすべり軌跡が多数生じている(Fig. 8(a)(b))。

以上の結果からそれぞれの面における変形後の巨視的観察結果と微視的観察結果は組織および結晶方位の点からみて非常によい対応を示したが、試料正面と側面の変形組織は異なった。

TEM による微視的観察では試料正面の変形帯内部は主として主すべり系 P1D1 と臨界すべり系 P2D2 および P2D5 の活動による長方形型の規則的なセル組織を形成した⁽³⁾。臨界すべり系の活動によって形成したセル壁は試料正面の観察面からみれば混合転位により形成され、主すべり系によるセル壁は試料正面の観察面に垂直な刃状転位により形成されており、熱的に安定なポリゴニゼーションを生じやすい転位分布になっている。TEM 観察中、電子ビームの照射によって、ほとんど転位の移動が生じなかったことは、このような長方形型の転位構造は昇温に対して比較的安定であることを示している。

一方、試料側面 I に平行な面では変形帯内部で主すべり系

Fig. 7 TEM structure of deformation band and diffraction patterns of the deformation band and deformed matrix in "Side I".

Fig. 8 Bright field image (Fig. 8(a)) and Dark field one (Fig. 8(b)) of deformation structure in the interior of deformation band in "Side I".

P1D1 に加え、臨界すべり系 P2D2 および P2D5 と共役すべり系 P3D6 が活動したが、規則的なセル組織ではなく波状の複雑な組織を形成した。昇温前の TEM 観察中、電子ビームの照射のみによって臨界すべり系と共役すべり系の転位が異常に容易に移動し、多くが薄膜表面に移動・消滅した。また主すべり系刃状成分が観察面に平行であることからその刃状転位も容易に自由表面に移動・消滅することができる⁽⁷⁾。

通常の TEM 観察は試料の薄膜化による薄膜効果⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾を

生じ、変形組織の内部バランスがくずれバルク状態では安定に存在した転位(特に刃状転位)が薄膜試料表面に抜けやすくなる。本実験でもこの効果が多少生じることは否めないが、試料正面と側面の観察試料厚さがほぼ同じであること、試料正面と側面で組織の転位構造および熱的安定性が全く異なったこと、また組織的および結晶方位的にバルク観察結果と薄膜観察結果が類似していたことを考慮すれば、相対的評価としてバルク材表面層において、試料正面では比較的低温で熱的に安定な転位構造を有し、一方側面では熱的に不安定な転位構造を有していると結論づけることができる。

比較的低温での側面におけるこのような変形組織の熱的不安定性は再結晶に影響を及ぼす可能性が大きいとみなされる。試料側面では主すべり系をはじめ、臨界すべり系や共役すべり系が比較的低温で異常に容易に自由表面で消滅するために、再結晶粒の核形成に必要な転位密度、複数のすべり系の転位ループおよびそれらによって形成されるネットワーク⁽²⁾⁽³⁾が再結晶開始以前に減少する結果、再結晶粒の核形成頻度が低下する可能性がある。それに対し、試料正面では再結晶粒の核形成が開始する高温まで変形組織が安定して維持されるため、核形成に必要な転位密度、転位ループおよびそれらのネットワークが保持される結果、試料側面に比べて再結晶粒の核形成頻度が大きくなることが予想される。

2. 再結晶

化学腐食を施した後の30%引張変形試料を Fig. 9 に示す。試料正面では変形帯を観察することができないが、側面 I で引

Fig. 9 Morphologies of the deformation structures in "Front", "Side S" and "Side I" of a single crystal deformed in tension to the strain of 0.3.

張方向に垂直に形成している変形帯を確認することができる。

768 K-165 s および 773 K-180 s で焼鈍した後の試料正面、側面 S および側面 I の再結晶組織および試料正面の再結晶組織を模式化したものを Fig. 10 に示す。すべての観察面で再結晶粒は変形帯に沿って形成した。試料正面では一部の再結晶粒が互いに隣接して形成しているが、再結晶試料はおおむね一次再結晶の初期段階であると判断できる。同方位の単結晶における再結晶⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾と同様に形成した再結晶粒は4つの{111}面の

Fig. 10 Morphologies of partially recrystallized structures after annealing in the identical observation surface as that in Fig. 9 and a schematic diagram of morphology of it in "Front".

いずれかの法線まわりに変形マトリックスを回転した方位をもっていた。

各面で形成した再結晶粒形成数、観察面積あたりに再結晶粒が占める面積割合を示す再結晶率および再結晶粒 1 個当たりの平均再結晶粒面積をそれぞれ Fig. 11(a), (b), (c) に示す。() 内は試料端で形成した再結晶粒を含む値。Fig. 11(a) において、試料端で形成した再結晶粒を除いた形成数は試料正面では 18 個であったが、側面 I および側面 S ではそれぞれ 2 個と 1 個であった。これは両側面(側面 S および側面 I)に比して試料正面の再結晶粒核形成頻度が大きいことを示している。

Fig. 11(b) の再結晶率の結果において、試料は一次再結晶の初期段階の状態であるため再結晶粒の変形マトリックス領域への侵食は比較的小さかった(最大 24% 以下)。試料正面の再結晶率はわずか 1% であったのに対し、側面 I では 24%、変形帯があまり発達していない側面 S では 4% であった。

Fig. 11(c) の結果からわかるように試料正面での平均再結晶粒面積は 0.02 mm^2 であったのに対し、側面 I では 3.9 mm^2 、変形帯があまり発達していなかった側面 S でも 1.2 mm^2 であり、側面では試料正面に比べて 60 倍以上の粒面積をもつ再結晶粒が形成した。再結晶率および平均再結晶粒面積の結果は再結晶粒の粒成長が試料正面に比べて側面で容易であることを示している。

試料正面と側面(側面 S および側面 I)の再結晶の形成の様子

Fig. 11 Relationships between observation surfaces, and the number of recrystallized grains (Fig. 11(a)), the fraction of recrystallized grains (Fig. 11(b)) and the mean area of recrystallized grains (Fig. 11(c)).

は顕著に異なった。再結晶粒形成数は試料正面で多く、側面 S および側面 I では少なかった。再結晶率は側面 I で高く、試料正面で低かった。平均再結晶粒面積は側面 S および側面 I で大きく、試料正面ではきわめて小さかった。以上の結果を総合すれば、試料正面では再結晶粒の核形成頻度は高いが粒成長速度は小さく、側面では再結晶粒の核形成頻度は低いが粒成長速度が大きいことがわかる。

以前に自由表面の存在が再結晶化を促進することを報告した⁽⁴⁾⁽⁶⁾、これは再結晶核形成が開始する高温で、自由表面が試料表面層での再結晶粒形成に寄与していることを意味している。これに対し、本実験結果は再結晶開始以前の比較的低温でのそれぞれの面における転位組織の安定性も同様に再結晶の形成(核形成頻度および粒成長)に影響を及ぼすことを示している。

TEM による変形組織観察において試料正面の変形帯内部では主として主すべり系 P1D1 と臨界すべり系 P2D2 および P2D5 の活動による長方形型の規則的なセル組織が形成した (Fig. 12)。主すべり系刃状転位は観察面に対して垂直に形成しており、熱的に安定なポリゴニゼーションを生じやすい転位分布であった。また側面の観察結果と比較して一部のセル壁が共役すべり系の活動によって形成されていると考えられる。昇温前の TEM 観察中、電子ビームの照射によって転位はほとんど移動しなかった。この転位構造は熱的にかなり安定であることを示している。したがって再結晶核形成が開始する比較的高温まで安定して転位構造が維持されるために、2 種以上のすべり系の活動によって形成されるらせん転位のネットワークと刃状転位列で構成された潜在的な再結晶粒核⁽³⁾が多数存在することができる結果、試料正面の再結晶粒核形成頻度が高くなり、実際の再結晶粒形成数が多くなると考えられる。

一方、試料側面の変形帯内部では、複数のすべり系が活発に活動し、波状の複雑なセル組織を形成した (Fig. 12)。昇温前の TEM 観察中、電子ビームの照射によって臨界すべり系と共役すべり系の転位が異常に容易に移動し、多くの転位が薄膜試料表面に移動し、消滅した。また主すべり系刃状成分は観察面

Fig. 12 Schematic diagram of dislocation structures in "Front" and "Side S" due to the operation of slip planes, P1, P2 and P3.

に平行であるために、その刃状転位は容易に自由表面に移動・消滅(高温では上昇運動)することができる⁽⁷⁾。したがって再結晶核形成が開始する以前の比較的低温で試料側面近傍の主すべり系刃状転位、臨界すべり系および共役すべり系の転位が異常に容易に側面の自由表面で消滅することにより再結晶粒核形成に必要な転位密度および潜在的な再結晶粒核が減少する結果、再結晶粒核形成頻度が相対的に低くなり、実際の再結晶粒形成数が少なかったと考えられる。

試料正面に比べて側面の再結晶率および平均再結晶粒面積の値が大きかったことは再結晶粒核形成の次の段階である粒成長段階で、側面の粒界移動速度が相対的に大きいことを示している。一次再結晶の粒界移動の駆動力は変形によって導入された変形帯およびマトリックスの転位密度と再結晶粒の転位密度の差であり⁽¹⁹⁾、粒界界面に転位を取り込み、粒界拡散の助けて転位密度を下げ、一部亜粒界を再結晶粒内に残しながら粒界は移動する⁽²⁰⁾。粒界移動速度は変形マトリックスと成長中の再結晶粒との粒界方位関係により異なることは以前から報告されており⁽²⁰⁾⁻⁽²⁶⁾、転位側からみれば吸収される転位の取り込まれやすさが粒界移動速度を左右することを意味している。転位の吸収・消滅は試料内部層の粒界よりも自由表面に近い粒界の方が粒界拡散しやすく容易であり、従来のマトリックスと再結晶粒の粒界方位関係⁽²⁰⁾⁻⁽²⁶⁾に加え、取り込まれる転位と自由表面との位置関係も粒界移動速度に影響を及ぼすと考えられる。本実験条件においては粒界移動の主駆動力として粒界に最も多く取り込まれる転位は主すべり系の転位であり、側面では主すべり系刃状転位が表面で容易に移動・消滅することができるような位置関係にあることから、側面の自由表面近傍の粒界での転位の取り込み(粒界移動)を非常に容易にさせることができる。これが試料正面に比べ、側面の再結晶率および平均再結晶粒面積を大きくさせた要因であると考えることができる。

また試料正面において再結晶粒は元の変形帯に沿って形成したが、一部、再結晶粒同士が接触しているものもあった。この接触が試料正面での再結晶粒の粒界移動速度を低下させ、再結晶率および平均再結晶粒面積を減少させている原因である可能性がある。しかし同じ試料正面に形成した接触のない再結晶粒と比較したとき、それらの粒径の差が顕著でないことから判断して、試料正面の再結晶粒同士の粒界の接触が再結晶率および平均再結晶粒面積に関して側面の粒界移動の優位性をもたらした原因の主因ではないと考えられる。

IV. 結 言

30%の引張ひずみを与えたシュミット因子0.5のアルミニウム単結晶において主すべり系の刃状転位に垂直な面(試料正面)とそれに平行な面(側面Sおよび側面I)での変形および再結晶の挙動を巨視的・微視的に観察し、次の結果を得た。

(1) TEMによる変形組織は試料正面と側面で大いに異なった。試料正面の変形帯内部は主として主すべり系の活動による試料正面に垂直な刃状転位および臨界すべり系の活動による混合転位からなる熱的に安定な規則的な長方形型のセル組織を形成する。それに対し、側面の変形帯内部では側面に平行な主すべり系の刃状転位、臨界すべり系および共役すべり系の混合転

位から成る熱的にかなり不安定な波状の複雑なセル組織を形成する。

(2) 再結晶粒の核形成も試料正面と側面で顕著な違いを見せた。試料正面では変形組織が熱的に安定なセル構造であるために、高温まで安定して維持されるので、潜在的な再結晶核が多数存在できる結果、相対的に再結晶粒核形成頻度が高くなる。一方、側面では主すべり系刃状成分が自由表面と平行な位置関係であり、比較的低温で上昇運動により自由表面に抜け出するため、変形組織が熱的に不安定となる。その結果、核形成に至るまでに転位密度および潜在的な再結晶核が減少するために、相対的に再結晶核形成頻度が低くなる。

(3) 一次再結晶粒の粒成長もまた同様に試料正面と側面で異なる挙動を示した。側面では主すべり系刃状転位と自由表面が平行であるために自由表面への転位の消滅と自由表面近傍の再結晶粒の粒界での転位の取り込みが非常に容易になる結果、相対的に側面の再結晶粒の粒界移動速度が大きくなる。

文 献

- (1) 猪子富久治, 栗本政雄, 永友孝尚: 日本金属学会誌, **53**(1989), 281.
- (2) 猪子富久治, 栗本政雄, 榎原恵蔵: 日本金属学会誌, **54**(1990), 642.
- (3) 猪子富久治, 榎原恵蔵: 日本金属学会誌, **56**(1992), 361.
- (4) 猪子富久治, 榎原恵蔵: 日本金属学会誌, **56**(1992), 371.
- (5) F. Inoko and K. Kashiwara: Materials Science Forum, **113-115**(1993), 139.
- (6) 榎原恵蔵, 田上 稔, 猪子富久治: 日本金属学会誌, **58**(1994), 404.
- (7) J. T. Fourie: Phil. Mag., **17**(1968), 735.
- (8) 猪子富久治, 秋園幸一, 美馬源次郎: 日本金属学会誌, **36**(1972), 373.
- (9) F. Inoko and G. Mima: Scr. Metall., **21**(1987), 1039.
- (10) F. Inoko, T. Fujita and K. Akizono: Scr. Metall., **21**(1987), 1399.
- (11) F. Inoko, M. Kobayashi and S. Kawaguchi: Scr. Metall., **21**(1987), 1405.
- (12) 高村仁一: 日本金属学会会報, **12**(1973), 505.
- (13) 大谷泰清, 高村仁一, 成田舒孝, 山本晋康, 田畑 久, 平田武行: 日本金属学会誌, **41**(1977), 102.
- (14) 大谷泰清, 高村仁一, 成田舒孝, 原谷 勤, 吉村昭三: 日本金属学会誌, **41**(1977), 1290.
- (15) 高村仁一: 日本金属学会会報, **25**(1986), 379.
- (16) S. Mader, A. Seeger and H. M. Thieringer: J. Appl. Phys., **34**(1963), 3376.
- (17) H. Fujita, Y. Kawasaki, E. Furubayashi, S. Kajiwarra and T. Taoka: Japan J. Appl. Phys., **6**(1967), 214.
- (18) J. R. Hancock: Phil. Mag., **18**(1968), 1235.
- (19) F. Haessner and S. Hofmann: *Recrystallization of Metallic Materials*, Ed. by F. Haessner, Dr. Rieder-verlag GmbH, Stuttgart, (1978), 63.
- (20) F. Inoko and T. Fujita: *Proc. 4th JIM Int. Symp. on Grain Boundary Structure and Related Phenomena*, Suppl. to Trans. JIM, **26**(1985), 435.
- (21) C. S. Barrett: Trans. AIME, **137**(1950), 128.
- (22) P. A. Beck: J. Metals, **4**(1952), 979.
- (23) P. A. Beck, R. Sperry and H. Hu: J. Appl. Phys., **21**(1950), 420.
- (24) H. Yoshida, B. Liebmann and K. Lücke: Acta Met., **7**(1957), 51.
- (25) M. N. Parthasarathi and P. A. Beck: Trans. Met. Soc. AIME, **221**(1961), 831.
- (26) S. Kohara, M. N. Parthasarathi and P. A. Beck: Trans. Met. Soc. AIME, **212**(1958), 875.