冷間圧延を施した Al-Mg-Si 合金の再結晶挙動

山本 厚之 塚本 雅章* 岡井 大祐

兵庫県立大学大学院工学研究科物質系工学専攻

J. Japan Inst. Metals, Vol. 76, No. 5 (2012), pp. 295–301
© 2012 The Japan Institute of Metals

Recrystallization Behavior in Al-Mg-Si Alloys after Cold-Rolling

Atsushi Yamamoto, Masaaki Tsukamoto* and Daisuke Okai

Division of Materials Science and Chemistry, Graduate School of Engineering, University of Hyogo, Himeji 671-2201

Recrystallization processes in Al-Mg-Si alloys after cold-rolling at 30 to 95% reduction rates were observed on the same area in specimens during annealing at 673 K. Together with the results reported in the previous studies recrystallization phenomena are summarized for aluminum alloys in 6000 series in which dislocation cells are formed by deformation. Strain induced grain boundary migration is an apparent phenomena, which is caused by growth of dislocation cells formed near prior grain boundaries. When subgrains surrounded by low and high angle boundaries are formed during annealing from dislocation cells, the high angle boundaries migrate with invading the neighboring subgrains, and with remaining the area surrounded by the low angle boundaries. In the area swept by the high angle boundaries, orientation gradient is quite low, less than 1 degree, while in the remained area, orientation gradient is relatively high. Crystallites, which grow into recrystallized grains, are composed of such areas with low and high dislocation densities in the early stage of recrystallization. The area with relatively high dislocation density is invaded by other recrystallized grains and disappears, as a result the area with low dislocation density becomes recrystallized grains surrounded only by high angle boundaries.

(Received December 2, 2011; Accepted February 2, 2012; Published May 1, 2012)

Keywords: aluminum–magnesium–silicon alloy, cold-rolling, recovery, scanning electron microscope–electron backscatter diffraction (SEM–EBSD), same area observation

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系合金について、室温での圧延後、焼鈍に伴う組織変化をこれまでに報告してきた。圧下率は 30%¹⁻³⁾および 50%⁴⁻⁶⁾であった。これら前報で得られた結果を統一的に解釈するために、いくつかの新しい条件での結果を加えて、本報でまとめることとする。解釈すべき点は下記 3 点である。

(1) 圧延前からの同一視野観察を行うために、圧延面はイオンポリッシングのみで研磨していたが、公称の圧下率よりかなり高い圧下率で変形した部分を観察していた可能性があること。

(2) 30% 圧延の場合は、SIBM (Strain Induced grain Boundary Migration: 歪誘起粒界移動) により再結晶粒が形成され、50% 圧延では、転位セルからの成長により、再結晶粒が形成された。圧下率 40% までは SIBM が主であるということは以前から報告されていた^{7,8)}。転位セルからの成長を観察結果として示したのはおそらく前報^{2,4)}が初めてと考えられる。再結晶粒形成機構は、SIBM によるものと、転位セルから成長するものの 2 種類あり、圧下率によって変わる、ということになる。変形によって結晶粒内に形成され

るのは転位組織であり、旧結晶粒界近傍は、歪が蓄積されやすい領域であるため、粒内とは異なる転位組織になっている可能性はあるが、いずれの場合も転位セルからの成長によるのではないかと考えられること。

(3) 上記転位セルからの再結晶粒形成過程について、前報⁴⁾で、「転位セルは歪を減少させながら亜結晶粒になり、その結果、形成された高角粒界が移動して再結晶粒として成長する。」と述べた。暗に再結晶粒の初期段階である“Crystallite⁹⁻¹¹⁾”が、狭い意味での回復過程で形成されると考察したが、転位の再配列および対消滅などを主とする『狭義回復』過程のみでは、再結晶粒内に相当するような低い転位密度の領域は形成されないと考えられること¹²⁾。

上記問題点について順次説明を行っていくが、ここで示す結果は、基本的に圧延変形によって転位セルが形成される 6000 系アルミニウム合金のような場合についてのものであり、5000 系合金のようにセルが形成されない¹³⁾場合には適用できないと考えられることを最初に注記しておく。また、再結晶の研究の歴史は古く、膨大な量の論文が報告されている。ここで述べる再結晶機構は、新しいものではなく、おそらく従来の研究の中で述べられていると推測される。それを組織変化として、目に見える状態で示したにすぎない。

* 兵庫県立大学大学院生 (Graduate Student, University of Hyogo)

2. 実験手法

試料として2種類の合金を用いた。ひとつは前報¹⁻⁶⁾と同じで、厚さ約2 mmのAl-0.73Mg-0.38Si-0.26Cr(mass%)合金である。この板厚では、後述の95%圧延を行いくいため、板厚約3 mmのAl-0.95Mg-0.59Si-0.26Cr-0.26Cu(mass%)合金も用いた。約10 mm×50 mm×(板厚)に切り出し、813 Kで3.6 ksの溶体化処理を施した。本報では表面からやや内部に入った位置での組織変化の観察を目的としているため、圧延前の組織は観察しない。室温で圧下率30、50%の圧延を1パスで施した。95%圧延は多パスで行った。電解研磨により、圧延面から20~40 μmの深さまで除去した。マイクロビッカース硬度計を用いて、同一視野観察の目印とする圧痕を付した。SEM(Scanning Electron Microscope)-EBSD(Electron BackScatter Diffraction)による組織観察を行った後、観察部を中心に約6 mm×6 mm×(板厚)の試片を切り出した。その後、前報同様673 Kの塩浴を用いた焼鈍、180 sのArイオンポリッシングSEM-EBSDを繰り返し行って、同一視野内の組織観察を間歇的に行った。50%圧延材については断面の組織観察も行った。

3. 結果および考察

3.1 表面近傍および内部の組織

50%圧延後、表面から約20 μm研磨した位置での組織変化をIPF(Inverse Pole Figure)マップでFig. 1に示す。圧延方向(RD)は図の水平方向であり、圧延方向に垂直な方向(TD)は図の鉛直方向である。次に述べる断面組織以外はすべて同様に示した。また、方位差15°以上の粒界を黒線で示し、それ以下を白線で示すことも以降のIPFマップで同様である。

Fig. 1(a)は、圧延直後の組織である。旧粒界が明瞭に観察される。旧粒内に黒い縞状のコントラストが観察されるが、これらは高角粒界ではなく、歪が多いために指数付けできない箇所である。粒内に見られるのは、色相上コントラストが弱くなっているが、白線で表された低角粒界である。前報^{4,5)}に示した50%圧延材の表面直下の組織では、旧粒界は不明瞭となり、粒内にも高角粒界が多数観察された。上に述べたFig. 1(a)の組織は、前報¹⁻³⁾に示した30%圧延材の表面直下で観察された組織の特徴と一致する。

Fig. 1(b)~(d)に、673 Kでの焼鈍に伴う組織変化を示す。白矢印で示した組織はSIBMである。番号を付した白矢印については後述する。一方、黒矢印で示した組織は周囲の旧粒内の变形組織の方位から離れた方位を持つ再結晶粒であり、観察している表面の下から発達した組織であると考えられる。このような組織変化は、前報¹⁻³⁾で示したように、30%圧延材の表面近傍でしばしば観察される。

50%圧延材の断面組織の変化をFig. 2に示す。RD方向は図の水平方向であり、TD方向が紙面に垂直である。Fig. 1と同様に旧粒界が明瞭であり、旧粒内に高角粒界は少ない。またSIBMによる再結晶粒形成が観察されることも同様で

ある。

これまでに報告してきた30%圧延材の表面直下の組織変化の特徴¹⁻³⁾は、再結晶粒はSIBMによって形成されることであり、Fig. 1に示した50%圧延材の表面から内部に入った位置での組織変化の特徴と一致する。また、50%圧延材の表面直下では、旧結晶粒内に形成された高角粒界で囲まれた亜結晶粒から再結晶粒が形成された^{4,5)}。同様な組織変化が、後述の95%圧延材の内部で観察された。いずれの場合も、表面直下は公称の圧下率よりも高い圧下率での変形を被った状態になっているが、そこで生じる組織変化は以下に述べるように、特異なものではなく、圧下率の高低による差として理解される。最初に述べた問題点(1)に対する解釈である。

3.2 SIBM

Fig. 1(d)中のいくつかの再結晶粒には番号が付されている。これら再結晶粒は、Fig. 1(b)および(c)中に観察されるSIBMを起源として形成されたものである(他の再結晶粒にも番号を付して解析したため、番号がとんでいる)。SIBMにより隣接粒内に侵入した部分と、母結晶粒とのつながりは、他のSIBMによって断ち切れ、結果的に侵入した部分は隣接粒内に移り住むことになる、“Boundary migration and grain immigration(粒界移動と粒移住)³⁾”がここでも観察される。Fig. 1(d)中のNo. 13, 14, 23, 24, 28などが、母結晶粒から離れた後の再結晶粒である。間歇的に同一視野の観察を行わず、Fig. 1(d)のみを見たならば、これら再結晶粒がSIBMにより形成されたとは推測されないであろう。

SIBMの機構としては、「変形による蓄積歪が少ない結晶粒から、蓄積歪が多い結晶粒内に向かって粒界が移動する。」とされる。そのようなモデル図が教科書などに示されている。しかし、Fig. 1(d)を詳細に見ると、SIBMのNo. 14とNo. 23は、旧結晶粒AからBに向かって侵入し、No. 28はBからCに向かって侵入している。教科書的な説明では、Cの蓄積歪が最も高く、Bがそれに次ぎ、Aは最も低いことになる。ところが、No. 13, 15は、CからAに向かって侵入している。すなわち、三つ巴の状態になっており、どの旧結晶粒の蓄積歪が高い状態になっているかが判らない状況である。少なくとも上記説明文のように、結晶粒ごとのマクロな蓄積歪でSIBMの侵入方向が決まるとするのは正しい考察ではない。純アルミニウムのSIBMを報告したBellierとDohertyの論文にも一つの結晶粒界で、相互にSIBMが形成されている図が掲載されている(文献8)中Fig. 8)。

ただし、従来からのSIBMの進行についての解釈を、マクロな旧結晶粒内の平均的な歪蓄積量の差ではなく、旧結晶粒界を挟むミクロな領域についての歪量の差として置き換えればそのまま適用できる。Fig. 1(a)は圧延直後の組織であるが、その後の焼鈍にともなってSIBM No. 14, 23, 24, 28が形成された位置を、青矢印で図中に示した。いずれの箇所にも、歪が多く、指数付けが困難な暗いコントラストの部分が観察される。それぞれ旧粒界をはさんで逆側は歪の少ない領域である。SIBMは、歪の少ない領域から多い領域に向けて進行した。前述のBellierとDohertyが示した組織変化も、同様な状況下で生じたものと考えられる。圧延直後、あ

Fig. 1 Changes in microstructure in the specimen after cold-rolling. (a) As-rolled at 50%, (b) annealed at 673 K for 180 s, (c) 360 s and (d) 1.2 ks.

Fig. 2 Microstructure on cross section in the specimen. (a) As cold-rolled at 50%, (b) annealed at 673 K for 60 s, (c) 240 s and (d) 600 s.

るいは焼鈍初期の結晶粒内の方位傾斜を後に示すが、旧結晶粒内の歪分布は不均一である。

Fig. 1 中の SIBM No. 24 について、圧延直後から、180 s 焼鈍の間の組織変化を Fig. 3 に示す。Fig. 1(a) と (b) の間の成長過程である。Fig. 3 では配色の関係から低角粒界を白線で示すと判りにくいため、赤線で示した。(e) のみ結晶粒の定義を変えて示した(後述)。(a) は、圧延直後の組織であり、白矢印で示すセルがその後 (e) に示す No. 24 となった。(a) 中の白矢印で示したセルおよび (e) 中の No. 24 の 001 極を (f) に示す。赤丸がセル、黒丸が No. 24 であり、ほとんど

Fig. 3 Changes in microstructure during annealing in the specimen after cold-rolling at 50%. (a) As-rolled, (b) annealed at 673 K for 10 s, (c) 30 s, (d) 60 s and (e) 180 s. (f) 001 poles on the dislocation cell indicated by the white arrow in (a) (red solid circles) and those for the recrystallized grain shown in (e) (black solid circles). The black arrows show the same low angle boundary. Orientation gradients along the blue lines are shown in Fig. 4.

同じ方位であるがややずれている。(a) 中に旧結晶粒界を白い破線で示した。セルは旧粒界に接しているが、旧結晶粒 B 内に形成されている。その後の焼鈍に伴い、旧粒界と接して

Fig. 4 Orientation gradients along the blue lines indicated in Fig. 3. (a) As-rolled at 50%, (b) annealed at 673 K for 10 s, (c) 30 s, (d) 60 s and (e) 180 s.

いる部分が高角粒界になり、成長した。(b)～(e)に No. 24 を囲む粒界のうち、低角粒界部を黒矢印で示す。低角粒界で囲まれた部分は残されたまま、高角粒界が旧結晶粒 D 中に侵入した。

注目すべきは、SIBM は旧結晶粒界の自発的な移動ではなく、旧粒界近傍に形成された転位セルが、自身を囲む粒界の一部に旧粒界を含めた場合、それが高角粒界であるため移動しやすいので、隣接粒に侵入したことである。SIBM も転位セルからの再結晶粒形成と同じ機構で解釈できる。これがはじめに述べた問題点(2)に対する解釈である。SIBM は見かけの現象であり、再結晶粒形成機構は、転位セルからの成長のみと考えられる。ここには示さないが、Fig. 1 中の SIBM No. 13, 15 も同様に、旧粒界から離れた位置にあった転位セルの成長により形成されたものである。

Fig. 3(a)～(e)中のセルおよび SIBM 内に示した青線に沿っての方位傾斜を Fig. 4 に示す。転位セルの状態(a)では、2°程度の傾斜がある。焼鈍時間 10 s(b)では、高角粒界が移動するが、方位傾斜は増大し、5°程度となる。その後 30 s(c)では、さらに高角粒界が移動し、方位傾斜は低下し始める。焼鈍時間 60 s では、(d)中に白矢印で示した近辺から方位差が 1°未満の領域が広がり、その後、焼鈍時間 180 s では、(e)に示すように高角粒界の移動に伴って、方位傾斜が 1°未満の領域が広がった。Fig. 4(e)中に示した 10 μm の領域が、Fig. 3(e)中に示した 10 μm の領域に対応する。その後、方位傾斜の大きい部分は他の再結晶粒に浸食されて消滅し、方位傾斜の小さい領域が残されて、Fig. 1(d)中に示す再結晶粒 No. 24 となる。

方位傾斜が大きい部分、と記述したが、実質は、Fig. 4 に示すように方位傾斜は 5°以下である。EBSD の解析において、結晶粒の定義は、隣接ピクセル間の方位差が 5°以内であれば同じ粒内である (Tolerance angle : 5°)、とするのが通常である。そのため、Fig. 3(d)では方位傾斜の大きい部分と小さい部分の境界が表示されていない。Fig. 3(e)のみ、Tolerance angle を 0.5°として表示した。方位傾斜が大きい部分は微細な領域に分かれている。一方、高角粒界の移動により拡張した領域では方位差が 0.5°以内であり、これが再結晶粒の初期状態である。

Fig. 1(b)中で No. 14 を示す白矢印が指す位置に、低角粒界が見られ、SIBM が成長する際の特徴となっている。この

形態から、旧粒界が自発的に移動した際に、低角粒界が残る、と推測される可能性がある。しかし、本来の SIBM の形状は、Fig. 3 に示したように、『キノコ状』であり、転位密度の比較的高い『柄』の部分と、転位密度が再結晶粒なりに低い『カサ』の部分からなると考えられる。カサの部分は隣接粒内に侵入して、拡張し、侵入方向の逆側では母結晶粒と接するようになる。母結晶粒とカサの部分は方位が近いため、その粒界には低角粒界が形成される。Fig. 1(b)中 No. 14 の白矢印の位置は、カサの部分の断面であるため、低角粒界が観察されたにすぎない。柄の部分も含めた断面組織は、Fig. 3(e)に示すとおりである。

3.3 旧結晶粒内での再結晶粒形成

Fig. 5 に、30%圧延後、表面を約 20 μm 程度除去した試料中の組織変化を示す。ひとつの結晶粒内である。(a)は圧延直後の組織であるが、(100)面方位に近い部分(赤色部)および(110)面方位に近い部分(緑色部)が形成され、その間に高角粒界が見られる。(b)～(d)に見られるように、焼鈍に伴って、白矢印で示す高角粒界が移動し、歪の少ない領域を広げ、(e)のように、再結晶粒 A となった。(a)中のセルおよび、(b)～(d)中の亜結晶粒の 001 極を、(f)中に赤丸で示した。(f)中の青丸は、(e)中の A の 001 極である。方位はほとんど変化せずに転位セルが再結晶粒となった。最終的に再結晶粒となる際には、(e)に示すように、他の部分で形成された再結晶粒 B, C が成長して(d)に見られる低角粒界が多い部分を浸食することで A の全周が高角粒界で囲まれるという過程を経る。この過程は、Fig. 3(e)で残留している歪の多い部分が他の再結晶粒によって浸食されて消滅することと同様である。

Fig. 5(c)～(d)中に示した黒線に沿っての方位傾斜を Fig. 6 に示す。形成初期段階においては、方位傾斜の大きい部分を含むが、高角粒界の移動に伴って方位傾斜が 1°未満の領域が広がり、最終的に再結晶粒となる。Fig. 4 と同様な過程が示されている。

Fig. 7 は、50%圧延材の表面直下の組織変化であり、前報⁴⁾の Fig. 3 で示したのと同じ領域である。前報では方位傾斜があることについては触れたが、方位傾斜は測定しなかった。(a)は圧延直後の組織である。青線を記入した転位セルが、Crystallite である。(b)は 20 s 焼鈍後の組織であり、

転位セルはほぼ全周を高角粒界で囲まれた亜結晶粒となった。その後、(c), (d)のように、高角粒界が移動して再結晶粒となった。この間の方位傾斜の変化を Fig. 8 に示す。Fig. 4, Fig. 6 と同様であるが、方位傾斜の大きい部分は他の再結晶粒に徐々に浸食されて消滅していく。Fig. 7(d)では、方位傾斜の大きい部分は残されておらず、 1° 以下の領域

Fig. 5 Changes in microstructure after cold-rolling at 30%. (a) As-rolled, (b) annealed at 673 K for 60 s, (c) 600 s, (d) 1.8 ks and (e) 3.6 ks. (f) 001 poles for the recrystallized grain A (blue solid circles) and those for the subgrains indicated by the white arrows in (a) to (d) (red solid circles).

が形成されて再結晶粒となった。

先に述べた問題点(1)に対して、圧延後の表面直下であっても、公称圧下率よりも高い状態になっているだけで、再結晶粒形成過程は同じであるとしたが、それを示す好例である。

Fig. 9 は、圧下率 95%で圧延後、表面を $20\ \mu\text{m}$ 程度除去した試料における組織変化を示している。(a)は圧延直後の組織の IPF マップであり、(b)は IQ (Image Quality) マップである。IQ マップでは、歪の少ない領域は明るいコントラストで示される。(b)中に見られる明るい小領域は、転位密度が比較的低い転位セルと考えられる¹⁴⁾。(a)中に白矢印で示したセルが、焼鈍に伴って(e)中に示す再結晶粒となった。この場合には、焼鈍 3 s(c)で多くの亜結晶粒は高角粒界に囲まれており、相互に浸食しあっていると考えられる。圧延直後の IQ マップ(b)中に示す赤線に沿ってのセル内の方位傾斜を(g)に示す。(h)は、(f)中の赤線部の方位傾斜である。これまでに示した方位傾斜の変化と同様に、焼鈍に伴って 1° 以下の方位傾斜の領域が拡張して再結晶粒が形成された。

先に述べた解釈すべき問題点の(3)として、「狭義回復のみでは再結晶粒なみの低転位密度の領域は形成されない」と考えられることを挙げた。Fig. 4, Fig. 6, Fig. 8 および Fig. 9

Fig. 7 Changes in microstructure beneath the surface after cold-rolling at 50%. (a) As-rolled, (b) annealed at 673 K for 20 s, (c) 60 s and (d) 120 s. Orientation gradients along the blue lines are shown in Fig. 8.

Fig. 6 Orientation gradients along the lines indicated in Fig. 5(c), (d) and (e). (a) Annealed at 673 K for 600 s, (b) 1.8 ks and (c) 3.6 ks.

Fig. 8 Orientation gradients along the blue lines indicated in Fig. 7. (a) As-rolled at 50%, (b) annealed at 673 K for 20 s, (c) 60 s and (d) 120 s.

Fig. 9 IPF and IQ maps showing changes in microstructure during annealing. (a) and (b) As-rolled at 95%, (c) and (d) annealed at 673 K for 3 s, (e) and (f) 6 s. Orientation gradients along the red lines indicated in (b) and (f) are shown in (g) and (h), respectively.

(g), (h)が示すのは以下のとおりである。

圧延変形により形成された転位セル内の転位密度は、その後の焼鈍に伴う狭義回復により、ある程度低下するが、再結

晶粒並みには低下しない。ただし、転位の再配列により、転位セル壁は亜結晶粒界となる。その際に亜結晶粒を囲む粒界の一部に高角粒界が形成された場合には、それが移動して隣

接亜結晶粒を浸食して成長する。隣接亜結晶粒内の転位は、移動する高角粒界に吸収されて消滅し、方位傾斜の小さい領域が拡大する。この時に近傍に旧粒界が残存していれば、それが亜結晶粒を囲む高角粒界となって移動する(SIBM)。一方、低角粒界で囲まれた部分は残留する。残留した部分は、他の再結晶粒の成長により、浸食されて消滅し、方位傾斜の小さい部分のみが残されて再結晶粒となる。

Fig. 3(f)で、転位セルの方位と再結晶粒の方位がややずれていると述べた。キノコ状と記述したが、柄の部分とカサの部分の方位差によるものと考えられる。再結晶粒とCrystalliteの方位差はその程度であり、転位セルからほとんど方位を変えることなく再結晶粒が形成される。

3.4 未解明の点

上に述べたように、SIBMも転位セルからの再結晶粒形成も、同じ機構で考えられることが判り、再結晶挙動がかなり整理できた。しかし、重要な点が一つ未解明のまま残されている。すなわち、高角粒界が移動する際に、転位を吸収する点である。前報⁵⁾で詳述したように、高角粒界が移動しても再結晶粒が形成されず、内部に方位傾斜のある回復組織が形成される場合がある。この現象に関しては、推察にすぎないが、以下のように考える。

高角粒界に侵入される側で、隣接する亜結晶粒内の転位が高角粒界に吸収されることは容易に推測される。しかし、進行する反対側、すなわち成長していく亜結晶粒の内部での転位と高角粒界との関係は単純ではない。TEM観察では、試料が薄膜であるため、試料表面に端を持つ転位が多数観察され、誤解を招くことがあるが、転位セル内および亜結晶粒内の転位は、セル壁および亜結晶粒界に端を持つ。したがって、高角粒界は転位を引きずって移動することになる。対消滅が困難な刃状成分の多い転位を引きずる場合と、交差沁りを生じるらせん成分の多い転位を引きずる場合では、高角粒界移動後に残留する転位の密度が異なり、前者では転位密度が高いため回復組織が形成されるのに対して、後者では転位密度の低い再結晶粒組織となるのではないかと考えられる。

また、高角粒界と低角粒界を単純に 15° を境にして定義しているが、さらに詳細な定義が必要であるとも考えられる。

4. ま と め

上述のように、重要な点を未解明のまま残しているが、これまでに得られた結果は以下のようにまとめられる。

(1) 圧延面直下の組織は、公称の圧下率よりもかなり高い圧下率での変形を被っているが、その後の焼鈍に伴う組織変化は特異なものではなく、相応に高い圧下率で変形した材料中の内部の組織変化と同様である。

(2) SIBMによる再結晶粒形成は見かけの現象である。旧粒界近傍に形成された転位セルの成長として説明することができる。

(3) 圧延変形により形成される転位セルが、焼鈍に伴って、一部を高角粒界で囲まれ、他を低角粒界で囲まれた亜結晶粒となった場合、高角粒界部は隣接する亜結晶粒を浸食して成長し、方位傾斜が再結晶粒なみに低い領域を形成する。低角粒界で囲まれた部分は残留するが、他の再結晶粒により浸食されて消滅し、全周を高角粒界で囲まれた再結晶粒が形成される。

(4) 高圧下率での圧延変形の場合には、焼鈍初期から高角粒界で囲まれた亜結晶粒が形成される。この場合にも、高角粒界の一部が隣接亜結晶粒を浸食して方位傾斜の小さい領域を形成し、再結晶粒となることは(3)と同じである。

文 献

- 1) A. Yamamoto and S. Fukumoto: J. JILM **59** (2009) 479-485.
- 2) A. Yamamoto: J. JILM **60** (2010) 68-74.
- 3) A. Yamamoto: J. JILM **60** (2010) 124-128.
- 4) A. Yamamoto, M. Tsukamoto and D. Okai: J. Japan Inst. Metals **75** (2011) 575-581.
- 5) A. Yamamoto, M. Tsukamoto and D. Okai: J. Japan Inst. Metals **75** (2011) 582-591.
- 6) A. Yamamoto, M. Tsukamoto and D. Okai: Mater. Trans. **52** (2011) 876-881.
- 7) P. A. Beck and P. R. Sperry: J. Appl. Phys. **21** (1950) 150-152.
- 8) S. P. Bellier and R. D. Doherty: Acta Metall. **25** (1977) 521-538.
- 9) P. A. Beck: Trans. AIME **194** (1952) 979-980.
- 10) B. Hutchinson: Scr. Metall. Mater. **27** (1992) 1471-1475.
- 11) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd Ed., (Elsevier, 2004) p. 258.
- 12) F. J. Humphreys and M. Hatherly: *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd Ed., (Elsevier, 2004) p. 172.
- 13) D. A. Hughes: Acta Metall. Mater. **41** (1993) 1421-1430.
- 14) Z. Horita: J. JILM **60** (2010) 134-141.