Al-Fe 合金の加工軟化と再結晶

武井 広見*・佐藤 謙一*・横田 稔*

Work softening and recrystallization of Al-Fe alloy

UDC:669.715'12:539.389:548.53

Hiromi TAKEI*, Ken-ichi SATO* and Minoru YOKOTA*

Effects of Fe concentration in solid solution and of a dispersed phase on work softening and recrystallization of Al-0.12 to 2.85% Fe alloys were investigated. The 0.2% proof stress of the Al-Fe drawn wire rapidly increases at the early stage of deformation. Work hardening of the alloys containing high concentration of Fe in solid solution is unchanged in the heavy deformation region. The alloys containing low concentration of Fe in solid solution are susceptible to work softening. The half softening temperature at isochronal annealing drastically drops with dilution of Fe in solid solution and with increase of the dispersed phase and cold working ratio. The cellular structure is developed in the cold worked alloys of high Fe concentration in solid solution. Recrystallized grains are observed near the precipitates in the alloys of low Fe concentration in solid solution.

(Received March 24, 1980)

1. 緒 言

Al-Fe 合金は、中間焼鈍なしで強加工することが可能であり、強加工状態でもかなりの、延性があることから、細線^{1),2),3)}、箔用材料⁴⁾として工業的にも有望である。最近、純 Al⁵⁾、Al-Ag⁶⁾、Al-Fe^{6),7)}、Al-Co⁷⁾、Al-Ni⁷⁾ 合金において、加工と共に著しい軟化が起こる加工軟化現象が報告され注目されている。従来報告されている加工軟化現象は^{8),9),10)}、変形温度、変形速度等の変形条件を変えたり、焼鈍後予ひずみを加えることが必要であるが、これらの合金では^{5),6),7),11)}、同一変形条件で強加工することにより著しく軟化することが特徴である。

これまで、Al-Fe 合金に関する凝固、析出、再結晶の研究が数多くなされている¹²⁾⁻²⁰⁾。急冷凝固により過飽和の Fe が強制固溶され、非平衡相が晶出する^{13),14),15)}。固溶 Fe は再結晶を遅らせるが、粗大な分散相は逆に促進する効果がある¹⁶⁾。固溶 Fe の析出は極めて遅いが、加工により著しく促進され再結晶過程と密接な関係があることなどが報告されており^{17),18),19)}、Al 中における Fe の存在状態の差異によつて再結晶挙動が著しく異なることが知られている。また Al-Fe 合金に Ca を添加し適切な析出処理を行なうと、室温において再結晶することが報告されている²⁰⁾。

本研究では、Al-Fe 合金において Al 中の Fe の存在状態として、晶出相と析出相の分散相と固溶 Fe に着目し、加工軟化現象と再結晶挙動に及ぼす影響を系統的に調べた。また、透過電顕により組織観察を行なった。

2. 実験方法

試料作製および実験手順を、Fig. 1 に示した。99.99% Al 地金と、予め電解鉄を用いて溶製した Al-10 wt% Fe 母合金を大気中溶解し、金型 (25φ×300 mm) に casting し、Al-2.85 wt% Fe 濃度までのインゴットを得た。630°C および 600°C で 3 日間の予備焼鈍後、600°C 焼鈍の一部のインゴットはさらに 500°C と 400°C に 4 日間保持した。冷間鍛造と面削により、11φ の丸棒と 6 t の板材とした後、それぞれ 8.2φ~1.13φ、6 t ~0.2 t の各サイズに伸線および圧延した。各々のサイズにおいてインゴットの予備焼鈍温度とそれぞれ同じ温度、630°C、600°C、500°C、および 400°C で 2 時間中間焼鈍した後、全ての試料を最終サイズ 1.13φ と 0.2 t に伸線および圧延して所定の冷間加工度を加え加工軟化挙動を調べた。さらに室温から 400°C の温度範囲で 1 時間の等時焼鈍を行ない、再結晶軟化過程を調べた。

線材は引張試験と電気抵抗の測定に、板材は透過電顕観察に供した。試料作製後、引張試験と電気抵抗測定は

* 住友電気工業株式会社研究開発本部 (大阪市)。Research and Development Group, Sumitomo Electric Industries, Ltd. (Osaka).

Fig. 1 Experimental procedure

24時間以内に、透過電顕観察は10日以内に行なつた。この間試料は室温におき特別の処置は行なわなかつた。引張試験はインストロン型試験機を用い、ひずみ速度は加工材に対して、 $\dot{\epsilon} = 2.2 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ 、焼鈍材は、 $\dot{\epsilon} = 5.6 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ とした。電気抵抗測定は通常の4端子法により、液体窒素中で行なつた。透過電顕観察は、試料をジェット法で作製し、JEMA 100 kV 電子顕微鏡を用いた。

3. 結果および考察

3.1 Al-Fe 合金の铸造組織

Photo 1 に、Al-Fe 合金のインゴットを 600°C で 3 日間予備焼鈍した後の光学顕微鏡写真を示した。添加 Fe 濃度の増加と共に铸造セル境界の板状晶出相が増加し、铸造セル組織が明瞭になる。板状晶出相は、予備焼鈍により全て Al_3Fe に変化していると考えられる^{15), 21)}。インゴットや中間焼鈍後の透過電顕観察の結果では、予備焼鈍および中間焼鈍によつて、板状晶出相は合体成長し、大きいものでは長さ 6 μm 、幅 1 ~ 2 μm に粗大化し、丸みをおびており、マトリックスには亜粒界や転位に析出したと思われる 0.2 μm 以下の粒状の析出相がわずかに見られた。

3.2 固溶 Fe 濃度

Al-Fe 合金の凝固後の固溶 Fe 濃度は、添加 Fe 量お

よび铸造条件、主として凝固時の冷却速度に依存して著しく変化することが知られている^{13), 14), 15)}。本実験では、各合金のインゴットの固溶 Fe 濃度をそろえるために、長時間の予備焼鈍を行なつた。また、予備焼鈍後の固溶 Fe の析出をできるだけ抑えるように、中間焼鈍はそれぞれの予備焼鈍と同じ温度で行なつた。Fig. 2 に、予備焼鈍および中間焼鈍を 630°C, 600°C, 500°C および 400°C で行なつた試料の中間焼鈍後の液体窒素温度における電気抵抗と添加 Fe 濃度の関係を示した。それぞれの焼鈍温度について 0 % Fe に外挿した電気抵抗の値と、Aleksandrov ら²²⁾の測定した高純度 Al の電気抵抗 (0.210 $\mu\Omega\text{cm}$) との差、および三木ら²³⁾の求めた単位固溶 Fe 濃度当りの電気抵抗の増加量 (2.9 $\mu\Omega\text{cm}/\text{wt} \%$) から算出した固溶 Fe 濃度の値を Table 1 に示した。各焼鈍温度における固溶 Fe 濃度の値は、西尾ら²⁴⁾がメスパウワール効果によつて求めた平衡固溶度や Ito ら²⁵⁾が電気抵抗の測定によつて求めた値と良く一致しており、温度の低下と共に著しく減少する。

また本実験の固溶状態にない単位 Fe 濃度当りの電気抵抗の増加量は、0.014 $\mu\Omega\text{cm}/\text{wt} \%$ であり、文献値²⁶⁾ 0.058 $\mu\Omega\text{cm}/\text{wt} \%$ に比べかなり小さい。

3.3 加工軟化現象

Fig. 3, 4 に、予備焼鈍と中間焼鈍を 600°C, 500°C, および 400°C で行なつた試料について、中間焼鈍後の伸線加工に伴う 0.2% 耐力と伸びおよび電気抵抗の変化を示した。伸線加工では 1 ダイスごとの断面減少率を 20% とした。

添加 Fe 濃度が小さく分散相が少ない場合、すなわち Al-0.12% 合金は、いずれの温度で予備焼鈍および中間焼鈍しても、加工硬化量が加工と共に徐々に飽和する通常の加工硬化挙動を示し、伸線加工による電気抵抗の増加は微小であり、加工度 4 (対数ひずみ) でも増加量は高々 0.02 $\mu\Omega\text{cm}$ である。600°C で焼鈍した試料の 0.2% 耐力は、低加工度領域では最も小さいが、これは 600°C の加熱により結晶粒が粗大化したためと考えられる。高加工度領域の 0.2% 耐力は、400°C, 500°C, 600°C 焼鈍の順で固溶 Fe 濃度の増加と共に大きくなるが、その差は約 1.5 kg/mm^2 程度である。すなわち、Al-0.12% Fe 合金においては、固溶 Fe 濃度は加工硬化挙動に大きな影響を及ぼしていない。

分散相の量および固溶 Fe 濃度ともに多いとき、すなわち Al-1.0, 1.9% Fe 合金を 600°C で予備焼鈍と中間焼鈍した場合、加工初期に大きな加工硬化を示した後飽和し、0.2% 耐力は一定になる。電気抵抗も 0.2% 耐力と同様に、加工初期に著しく増加した後飽和する。

分散相の量は多く固溶 Fe 濃度が少ないとき、すなわち Al-1.0, 1.9% Fe 合金を 500°C, 400°C で焼鈍した場合

(1) Al-0.01 % Fe

(2) Al-0.13 % Fe

(3) Al-0.52 % Fe

(4) Al-0.98 % Fe

(5) Al-1.93 % Fe

(6) Al-2.85 % Fe

Photo 1 Cast structures of Al-Fe alloys preannealed at 600°C for 3 days.**Table 1** Concentration of Fe in solid solution intermediately annealed.

T (°C)	400	500	600	630
X_{Fe} (wt%)	.008	.012	.032	.044

は、加工初期に著しく加工硬化した後強加工領域で軟化する傾向があり、固溶 Fe 濃度が少ない程軟化は顕著である。電気抵抗の増加量は、固溶 Fe 濃度の大きい 600°C 焼鈍の場合に比べて小さく、固溶 Fe 濃度の最も小さい 400°C 焼鈍の試料では、電気抵抗は一度増加した後強加工領域で減少する傾向がある。

Al-Fe 合金の加工軟化が固溶 Fe 濃度の減少によつて

顕著になるのは、大野ら⁶⁾や当摩ら⁷⁾の結果と一致している。また、Al-0.12%Fe 合金では加工に伴う伸びの変化はないが、Al-1.0, 1.9%Fe 合金の伸びはいずれの温度で予備焼鈍と中間焼鈍をした試料でも、強加工領域で増加し 5% 以上になり実用上注目される。

Fig. 5 に、中間焼鈍後 ($\epsilon=0$) および加工度 3.97 (対数ひずみ) の強加工状態の電気抵抗と添加 Fe 濃度の関係を示した。中間焼鈍後の試料 ($\epsilon=0$) では、添加 Fe 濃度の増加に伴う電気抵抗の増加量は、いずれの焼鈍温度についてもほぼ等しく、 $0.014 \mu\Omega\text{cm}/\text{wt}\%$ である。これに対し強加工状態の試料 ($\epsilon=3.97$) の 600°C で予備焼鈍および中間焼鈍し固溶 Fe 濃度の大きいものでは、添加 Fe 濃度の増加と共に電気抵抗は著しく増加し、その結

Fig. 2 Relation between electrical resistivity at 77 K and Fe concentration after intermediate annealing.

Fig. 3 Changes in 0.2% proof stress and elongation with drawing. Specimens were intermediately annealed prior to drawing at (1) 600°C, (2) 500°C, and (3) 400°C.

Fig. 4 Change in electrical resistivity at 77 K with drawing. Specimens were intermediately annealed prior to drawing at (1) 600°C, (2) 500°C, and (3) 400°C.

Fig. 5 Relation between electrical resistivity at 77 K and concentration of Fe after intermediate annealing ($\epsilon = 0$) and then drawing ($\epsilon = 3.97$).

果強加工状態と中間焼鈍後の電気抵抗の差も増加している。500°Cで焼鈍した試料の添加Fe濃度の増加に伴う

Fig. 6 Isochronal annealing curves of Al-Fe alloys intermediately annealed at 600°C and drawn up to $\epsilon = 0.47$ and $\epsilon = 3.95$.

電気抵抗の増加は、600°C焼鈍の試料に比べ小さい。400°C焼鈍の試料では強加工状態と中間焼鈍後の電気抵抗の差は、いずれの合金でもわずか0.01 $\mu\Omega\text{cm}$ であり、固溶Fe濃度の小さい場合は添加Fe濃度の大きい合金においても加工による電気抵抗の顕著な増加はない。

このように、伸線に伴う0.2%耐力の変化と、電気抵抗の変化とは良く対応している。通常の加工硬化挙動を示すAl-0.12%Fe合金では、伸線に伴う電気抵抗の増加は単調で増加量も小さい。分散相の多いAl-1.0, 1.9%Fe合金は加工初期に極めて大きな加工硬化を示し、電気抵抗の増加も著しく、大きなひずみエネルギーが蓄積されと考えられる。その後の変形においては、固溶Fe濃度が大きい場合には、加工硬化は飽和し定常変形する。固溶Fe濃度が小さいと、強加工領域で軟化と電気抵抗の減少が同時に起こる。このことは加工軟化とひずみエネルギーの解放が対応して起こることを示している。添加Fe濃度の大きい合金が加工初期に著しく加工硬化するのは、粗大な分散相の存在によりマトリックスの変形が拘束され、複雑なすべりを生じるためと考えられる。最近、Adamら²⁷⁾は半連続鍛造により製造したAl-3.15%Fe共晶合金のインゴットを圧延すると、加工初期に転位密度が著しく増加し大きなひずみエネルギーが蓄積されることを報告している。

3.4 再結晶軟化挙動

Fig. 6に、600°Cで予備焼鈍と中間焼鈍を行ない、中間焼鈍後加工度0.47と3.95（対数ひずみ）まで伸線加工した試料の等時焼鈍曲線を示した。どちらの加工度でも、添加Fe濃度の増加に伴い再結晶軟化温度はわずかに低下する傾向がある。またいずれの合金も加工度3.95の再結晶軟化温度は、0.47のそれに比べ約50°C低下している。Al-0.98, 1.93%Fe合金の加工度3.95の等時焼鈍曲線には、150°Cから200°Cの温度範囲で0.2%耐力が増加し伸びの減少するいわゆる低温焼鈍硬化が顕著に認められる。**Fig. 7**に、400°Cで予備焼鈍と中間焼鈍した試料の、同じく加工度0.47と3.95の等時焼鈍曲線を示した。

Fig. 7 Isochronal annealing curves of Al-Fe alloys intermediately annealed at 400°C and drawn up to $\varepsilon = 0.47$ and $\varepsilon = 3.95$.

Fig. 8 Effects of Fe concentration and cold working ratio on half softening temperature of Al-Fe alloys preannealed and intermediately annealed at 600°C and 400°C.

加工度0.47では、いずれの合金の再結晶軟化温度も、600°C焼鈍の加工度0.47のそれに比べ約50°C低下している。加工度3.95では600°C焼鈍に比べ、Al-0.12%Fe合金の再結晶軟化温度は約50°C低下しているだけであるが、Al-0.93, 1.93%Fe合金では150°C以上低下している。

Fig. 8に、予備焼鈍と中間焼鈍を600°Cおよび400°Cで行なった試料の2分の1軟化温度と、添加Fe濃度および中間焼鈍後の加工度（対数ひずみ）の関係を示した。500°C焼鈍については省略したが、2分の1軟化温度は600°Cと400°Cのほぼ中間の値である。予備焼鈍温度と中間焼鈍温度が高く固溶Fe濃度が大きいと、添加Fe濃度および加工度の増加に伴う再結晶軟化温度の低下はわずかである。これに対し焼鈍温度が低く固溶Fe濃度が小さい場合には、添加Fe濃度と加工度の増加に伴い再結晶軟化温度は著しく低下し、2分の1軟化温度で約100°Cになる。

3.5 透過電顕による組織観察

Photo 2に、Al-1.0%Fe合金を6mm厚の板材に鍛造し、それぞれ予備焼鈍温度と同一温度、600°C、500°Cおよび400°Cで中間焼鈍後、冷間加工度3.4（対数ひずみ）、0.2mm厚に圧延した試料の透過電顕観察の結果を示した。Photo 2, (1)は予備焼鈍と中間焼鈍を600°Cで行なった試料の加工組織で、明瞭なセル組織が形成されている。Photo 2, (2)は500°Cで予備焼鈍および中間焼鈍を行い圧延した試料である。(1)と同様にセル組織を形成するが、極めて限られた領域において写真に示したような再結晶粒の存在が観察された。Photo 2, (3)(4)はどちらも400°Cで焼鈍後圧延した試料で、再結晶粒の形成が顕著であり、20 μm 以上に成長しているものも存在する。再結晶粒は晶出相の周囲から発生し、再結晶粒の近傍は加工組織のままであることが特徴的である。予備焼鈍および中間焼鈍を400°Cで行なった固溶Fe濃度の小さい試料において、前述のように加工軟化が著しく再結晶軟化温度が極めて低いだけでなく、室温においてかなりの領域ですでに再結晶が進行していることが組織観察によって確かめられた。高加工度領域で電気抵抗の増加が小さいのは、再結晶によりひずみが解放されたことによると考えられる。一方、600°Cで予備焼鈍と中間焼鈍をした固溶Fe濃度の大きい試料は、加工硬化が飽和して定常変形するが、この場合には再結晶温度は高く、加工組織は均一なセル組織となる。

当摩ら⁷⁾のAl-Fe, Ni, Co, Mg合金の下部組織の観察によると、加工軟化現象の顕著な合金は明瞭なセル組織を形成している。Adam²⁷⁾らによるAl₆Feファイバーを含有したAl-3.15%Fe合金の圧延組織の観察結果では、加工初期に転位密度が著しく増加した後、強加工領域でポリゴン化が起こり亜粒界が形成される。また、Howard⁵⁾は純AlおよびAl-Ag合金において、加工軟化に伴い均一なセル組織が、亜結晶、セル組織および転位ループ、ヘリカル転位、タングルした転位組織の混合した組織に変化することを報告しており、加工軟化現象とセル組織の形成には密接な関係があると考えられる。Al-Fe合金においてセル組織の形成が容易なのは、Alに対するFeの固溶度が極めて小さいため、交さすべりの頻度や転位の上昇運動は純Alと同等に大きいためと考えられる。セル組織の形成された試料は、その後の加工に伴いセルサイズやセル壁の転位構造が変化し、加工硬化、定常変形または加工軟化を示すと思われる。セル組織の変化の様子は、変形速度、変形温度、各伸線や圧延ごとの変形量等の変形条件と、分散相の分布状態、固溶Fe濃度、蓄積されたひずみエネルギー等の材料の状態に依存する。Al-Fe合金の場合、加工初期に大きなひずみエネルギーが蓄積され回復の駆動力が増大しているので、

(1)

(2)

(3)

(4)

Photo 2 Transmission electron micrographs of cold rolled Al-1.0% Fe alloy ($\epsilon = 3.4$). Specimens were preannealed and intermediately annealed prior to rolling at (1) 600°C, (2) 500°C, and (3), (4) 400°C.

強加工領域では加工硬化と回復が釣り合う定常変形が起こり、さらには回復が上回り加工軟化を示すものと考えられる。Al-Fe 合金の変形中および変形直後の回復速度が極めて大きいことは、当摩ら⁷⁾ によつて調べられている。

Al-Fe 合金における加工軟化現象と再結晶の関係については、用いた試料の再結晶温度が研究者によつて異なり、考え方も必ずしも一致していない。大野ら⁶⁾ は、加工軟化現象は再結晶温度が室温以下に低下したため、室温で再結晶が進行したことによると説明している。一方、当摩ら⁷⁾ の試料の再結晶温度は室温よりかなり高く、加工軟化は加工中および加工直後の著しい回復に起因するが、再結晶温度が低いほど加工軟化は顕著であるとしている。本実験結果では固溶 Fe 濃度が小さい場合には、再結晶温度は著しく低下し加工軟化も顕著であり

大野ら⁶⁾ と一致している。また固溶 Fe 濃度が大きく再結晶温度が高い場合にも、強加工状態で定常変形し 0.2 % 耐力が一定になるか、わずかに加工軟化する傾向が認められた。

Al-Fe 合金の再結晶に関する研究では、初期の五弓²⁸⁾ によると、Fe は Al の再結晶温度を低下させる元素として分類されているが、高純度 Al を用いた Blade ら²⁹⁾ や Maeda²⁹⁾ の研究では再結晶温度を上昇させることが示されている。その後 Mould ら¹⁶⁾ は、Fe 濃度を系統的に変えた Al-Fe 合金の再結晶挙動を調べ、固溶している Fe は再結晶を抑制し再結晶温度を上昇させ、粗に分布した粗大な分散相は逆に再結晶を促進し再結晶温度を低下させることを明らかにした。しかし、Fe 添加による再結晶温度の変化は高々 70°C であり、再結晶温度としては 300°C 前後の値を報告している。再結晶に及ぼす分散相の影

響³⁰⁾に関して、粗大な分散相は再結晶粒の核発生場所として有効なことが、Al-Fe 合金^{21,16)}、Al-Si 合金や Ni 中の SiO₂ 粒子³⁰⁾、 α Fe 中の非金属介在物³¹⁾等について報告されている。また、Köster³²⁾によると、不連続再結晶において数 μ m の粗大な分散相による再結晶粒の粒界移動を妨げる力は、粒界移動の駆動力に比べ著しく小さく無視することができる。Al-Fe 合金で、固溶 Fe 濃度が小さくかつ粗大な分散相が存在する場合には、再結晶粒の核発生頻度と再結晶粒の粒界移動の駆動力が非常に大きくまた粒界移動も妨げられないので、室温においても再結晶が進行するものと考えられる。また本実験における分散相は大部分が晶出相であり、予備焼鈍による析出相は量的に少なくとも Al-0.12%Fe 合金の加工硬化や再結晶挙動が予備焼鈍温度にあまり依存せず通常の挙動を示すことなどから大きな効果はないと思われる。

Al-Fe 合金の加工軟化現象は、固溶 Fe 濃度が大きい場合にはセルサイズの増加やセル壁における転位構造の変化等セル組織の変化に対応して起こり、固溶 Fe 濃度が著しく小さい場合には室温において再結晶することによって考えられる。

4. 結 論

Al-Fe 合金において、Fe の存在状態として晶出相と析出相の分散相と固溶 Fe に着目し、加工軟化現象および再結晶挙動を調べ、次の結果を得た。

1) 粗大な分散相を含んだ Al-Fe 合金の加工硬化(軟化)挙動は、固溶 Fe 濃度によって異なる。固溶 Fe 濃度が大きい場合には、加工初期に急激に加工硬化した後飽和し定常変形する。固溶 Fe 濃度が小さいと、加工硬化した後強加工領域で著しく軟化する。

2) 加工硬化および加工軟化と電気抵抗の変化は良く対応し、急激な加工硬化に伴い電気抵抗は著しく増加し、加工軟化と共に減少する。

3) Al-Fe 合金の加工組織は、固溶 Fe 濃度が大きい場合は、均一なセル組織を形成する。固溶 Fe 濃度が小さいと室温において局部的に再結晶が起こり、セル組織と再結晶粒の混在する不均一な組織となる。

4) Al-Fe 合金の再結晶軟化温度は、固溶 Fe 濃度が小さい場合、添加 Fe 濃度と冷間加工度の増加に伴い著しく低下する。固溶 Fe 濃度が大きいと、変化は小さい。

5) Al-Fe 合金の加工軟化現象は、固溶 Fe 濃度が大きい場合はセル組織の変化に対応して起こり、固溶 Fe 濃度が小さい場合は室温における再結晶によって考えられる。

参 考 文 献

- 1) R. W. Westerlund: *Met. Trans.*, **5** (1974), 667.
- 2) S. G. Roberts and T. R. Pritchett: *Aluminum*, **52** (1976), 129.
- 3) H. C. Chia and E. A. Stark: *Wire J.*, **4** No 9 (1971), 107.
- 4) 日本国特許, 18362 (1976).
- 5) J. Howard: *Scripta Met.*, **10** (1976), 441.
- 6) Y. Ohno and H. Nakamura: *Aluminum*, **53** (1977), 539.
- 7) 当麻建, 竹内庸: 軽金属, **26** (1976), 456.
- 8) F. H. Hamad, C. N. Ahlquist and W. D. Nix: *Met. Trans.*, **1** (1970), 2179.
- 9) T. H. Alden: *Met. Trans.*, **7A** (1976), 1057.
- 10) S. Terai and Y. Baba: *Trans. JIM*, **3** (1962), 237.
- 11) 当麻建, 竹内庸: 日本金属学会報, **18** (1979), 349.
- 12) 三木功: 軽金属, **24** (1974), 282.
- 13) A. Tonejc and A. Bonefacic: *J. Appl. Phys.*, **40** (1969), 419.
- 14) A. Tonejc: *Met. Trans.*, **2** (1971), 437.
- 15) 三木功, 小菅張弓, 長浜勝介: 軽金属, **25** (1975), 1.
- 16) P. R. Mould and P. Cotterill: *J. Mater. Sci.*, **2** (1967), 241.
- 17) K. Holm and E. Hornbogen: *J. Mater. Sci.*, **5** (1970), 655.
- 18) C. A. Stickels and R. H. Bush: *Met. Trans.*, **2** (1971), 2031.
- 19) 長浜勝介, 三木功: 軽金属, **20** (1970), 137.
- 20) Sh. Maeda: *Trans. JIM*, **2**, (1961), 44.
- 21) 小菅張弓, 水上一郎: 軽金属, **22** (1972), 437.
- 22) Aleksandrov, B. N. and I. G. D'Yayov: *Soviet Phys. JETP*, **16** (1963), 603.
- 23) I. Miki and H. Walimont: *Z. Metallkde.*, **59** (1968), 254.
- 24) 西尾通卓, 那須三郎, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **34** (1970), 1174.
- 25) K. Ito, K. Lücke and R. Rixen: *Z. Metallkde.*, **67** (1976), 338.
- 26) *Aluminum*, Vol. 1, Edited K. R. Van Horn, A. S. M., Metal Park, Ohio (1967).
- 27) C. McL. Adam and J. A. Eady: *Acta Met.*, **27** (1979), 79.
- 28) 五弓勇雄: 日本金属学会誌, **7** (1943), 7.
- 29) J. C. Blade, J. W. H. Clare and H. J. Lamb: *J. Inst. Metals*, **88** (1959/60), 365.
- 30) F. J. Humphreys: *Met. Sci.*, **13** (1979) 136.
- 31) J. Gerald Byrne: *Recovery Recrystallization and Grain Growth*, Macmillan (1965).
- 32) U. Koster: *Met. Sci.*, **8** (1974), 151.