溶射法による Al-8wt%Fe 急冷合金粉末の性質について*

横 田 勝**, 上 田 太 次**
浅 倉 忠 司***, 庄 司 啓一郎†

Masaru Yokota, Taiji Ueda, Tadashi Asakura and Keiichiro Shoji: Characteristics of Rapidly Solidified Al-8 wt%Fe Powders Produced by Flame Spraying Method.

By using flame spraying gun, Al alloy powders containing 8 wt%Fe were solidified rapidly by collision onto the stainless steel vessel out of which was cooled by ice water.

Characterization of these powders were carried out by referring to X-ray diffraction analysis, secondary electron microscopic observation and electron probe X-ray micro analysis. Results obtained were as follows:

(1) At higher cooling rate, i.e., $\sim 10^5$ K/s, fine spherical primary Al_mFe ($m=4.4$) metastable phase was observed to form in large part of powders, and rest parts were composed of typical cellular dendrite. At medium or lower cooling rate, asicular or angular shaped primary Al_3Fe stable phase plus Al_3Fe -Al eutectics were observed to form in a small part of as-flamed powders.

(2) Cooling rates of powders were estimated from the lamellar type eutectics of Al_mFe -Al and the arm spacing of secondary dendrite of α -Al; the effective cooling rate was approximately 1×10^5 K/s.

(3) According to the point analysis of EPMA in the field of α -Al, Fe concentration was about 1.5 wt% (0.7 at%). On the contrary, the lattice constant of α -Al in Al-8 wt%Fe alloy powder was exactly the same as that of pure Al within experimental error. In addition, fine spherical precipitates in α -Al were observed in SEM images. Then we concluded that the solubility of Fe in α -Al was very small or nearly equal to the equilibrium state at the cooling rate $\sim 10^5$ K/s.

(4) The main phases formed in rapidly solidified Al-8 wt%Fe alloy powders by flame spraying method were composed of α -Al, stable Al_3Fe and metastable Al_mFe phases. And metastable Al_6Fe phase was observed to form slightly in powders at a relatively lower cooling rates.

(Received September 24, 1986)

I 結 言

Al-Fe 系急冷粉を用いた比強度の高い熱間押し出し材や熱間鍛造材が開発され、従来の溶解法では得られない高性能の材料としてのその用途が期待されている。

一般に、急冷合金粉を製造する場合、最終製品の組織を微細化させるためには合金粉製造時の冷却速度を大きくする必要がある。筆者らは溶射ガンを用いた急冷高合金粉として Al-Si 系の製造を試みてきた¹⁾。今回はこの方法を Al-Fe 系に適用し、本実験で得られた急冷合金粉の微細組織を走査型電子顕微鏡で観察するとともに、X 線ディフラクトメーターによる α -Al の格子定数と X 線マイクロアナライザーによる α -Al 中の Fe の分析値を決定し、溶射法で得られる Al-Fe 系急冷粉の特性を評価することを目的とした。

II 試料および実験方法

本実験での造粉用溶射ガンは粉末の原料となる線材を

アセチレン-酸素火炎で溶解し、圧縮空気により噴霧化する機構になっているので、あらかじめ線材を Fig. 1 に示すように、所定の配合比で純 Al 粉と純 Fe 粉を混合圧粉したのち、熱間押し出しにより線材を作製した。原料粉として用いた Al 粉は市販の噴霧粉（-200メッシュ、純度：99.7%）であり、Fe 粉は同様に市販のカーボニル粉（平均粒径：2.5 μ m）を使用した。Al 粉に対する Fe 粉の配合比は 8 wt% とし^{2,3)}、Al 粉と Fe 粉の混合状態を良くするために圧粉成形に先立って振動ミルで30分間処理を行った。圧粉成形圧力は 3 t/cm² であり、得られた圧粉体の寸法は直径 30 mm、高さ約 50 mm とした。この場合の密度比は約80%であった。線材作製のための熱間押し出し温度は 773 K の一定とし、押し出し比94

* 昭和60年5月本協会秋季大会にて一部発表、昭和61年9月24日受理。

** 大阪大学工学部金属材料工学科、〒565 吹田市山田丘2-1。

*** (株)大紀アルミニウム工業所、〒581 八尾市南久宝寺3丁目46番地。

† 大阪大学工学部金属材料工学科、〔(現)近畿大学理工学部。〕

Fig. 1 Flow chart of production of rapidly solidified Al-8 wt%Fe alloy powder by flame spraying gun method.

① Wire material ② Oxygen plus acetylene ③ Compressed air ④ Nozel of flame spraying gun ⑤ Melting material ⑥ Fire flame ⑦ Air stream ⑧ Air exhauster ⑨ Stainless steel vessel ⑩ Ice water

Fig. 2 Illustration of apparatus for powder producing by the flame spraying method.

により直径 3.1 mm の線材とした。

溶射ガンを用いた造粉装置は Fig. 2 に示すとおりであり、粉末の急冷効果を高めるためにステンレス鋼製容器の外部を氷水で冷却し、その内壁に向けて溶射粉が吹き付けられるように留意した。アセチレンと酸素の燃焼消費量はそれぞれ 24 l/min, 48 l/min であり、圧縮空気

の圧力は 5.0 kgf/cm², 流量は常圧に換算して 800 l/min の一定とした。粉末の原料となる線材の送り速度も 6.02 × 10⁻² m/s の一定であった。

ステンレス鋼容器中で回収された粉末のうち約 30 wt% は粉末同志がかかるく溶着し、リボン状小片のものもあったので、振動ミルにより -100 メッシュの粉末に粉碎した。

得られた粉末の組織観察は主として走査型電子顕微鏡 (SEM) により、また金属間化合物の同定ならびに α-Al の格子定数はグラファイトモノクロメーターにより単色化した CuKα 線 (Kα₁=1.540562 Å, Kα₂=1.544390 Å) を使用してディフラクトメーター (走査速度 1/4°/min) により決定した。また α-Al 中の Fe の固溶度は X 線マイクロアナライザー (EPMA) による点分析によって決定した。

Ⅲ 実験結果

(1) 溶射用線材の顕微鏡組織

Al-8wt%Fe 混合粉末を 3t/cm² で圧粉し、押し出し温度 773 K, 線材先端部の押し出し速度 2 cm/min の場合に得られた光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。Al 粉と Fe 粉は比較的均一な分散状態を示しているが、中には見かけ上 20~30 μm の粗い鉄粒子が混在している。押し出し速度が比較的低いためにこの段階での Al-Fe 界面で拡散が起こり、Al₃Fe の安定化合物をわずかに形成するが、拡散総量としては非常に微量であるとみてよい。

(2) 溶射粉の微細組織

溶射法によって得られた Al-8wt%Fe 合金粉の代表的な SEM による微細組織を Photo. 2 に示す。得られた粉末の約 70% は (a) に示すように、α-Al 中に平均粒子径が 0.3 μm の丸味を帯びた化合物粒子の形成が認められた。また約 20% の粒子は (b) に示すように針状または棒状の比較的大きな化合物が含まれている。約 10% と量は少ないが photo. 2 (c) または (d) に示すような組織を持つ粒子も得られた。これらの粒子は典型的なセル状デンドライト晶を形成し、セル組織の境界は凝固時に Fe が富化して網目状に化合物を形成している。

Photo. 3 は Al-Fe 急冷粉のうち量としては少ないが、

Photo. 1 Microstructures of hot extruded Al-8 wt%Fe mixed powder compact at 823 K.

Photo. 2 Typical scanning electron micrographs of rapidly solidified Al-8 wt%Fe alloy powders produced by flame spraying method.

Photo. 3 Characteristic scanning electron micrographs of rapidly solidified Al-8wt%Fe alloy powders produced by flame spraying method.

本実験で得られた特異な急冷凝固組織を示す。まず (a) では右半分および左下方に前の Photo. 2 (c) および (d) と同じセル状デンドライト晶が成長しており、その間に比較的幅広くラメラ状またはコロニー状の共晶組織が形成されている。(b) では一個の粉末断面がすべて等方的に成長したセル状デンドライト晶で覆われた特徴のあ

る組織を示している。一方, (c) では典型的な棒状共晶があらわれている。このような棒状組織が Al-Fe 系では Al-Al₆Fe 共晶であることが明らかにされている⁴⁾。最後に, Photo. 3 (d) に示したように, この組織は複雑である。すなわち, 紙面の中心部下方に大きな楕円形の化合物が認められ, これと同色の白色を帯びた化合物が上方と左方に線状に飛散している一方, 灰白がかった化合物がセル状 (左上方) またはラメラ状 (中心部上方) に形成されているのが認められる。これらとは別に右上方には花紋状または地グモ状の特異な形態の組織も観察された。

(3) α -Al の格子定数と Fe の固溶度

本実験で得られた急冷粉末をまず -200 メッシュにフルイ分けして X 線ディフラクトメーターにより α -Al の格子定数を決定するとともに, EPMA により α -Al 中の Fe の分析を行った。Table 1 は α -Al の測定可能なすべての面指数に対応した回折角による格子定数を示した。この結果より, 本実験で得られた急冷 Al-8wt%Fe 合金粉末中の α -Al の格子定数は $4.0497 \pm 0.0027 \text{ \AA}^*$ と評価した。一方, 本実験で得られた急冷粉末の微細組織はすでに述べたようにほとんどのものが Photo. 2 (a) に示すとおりであり, 他に少量の Photo. 2 (b) または (c) および (d) に示すような粉末が得られるので, これら粉末の α -Al に相当する部分の EPMA による点分析を行った結果, いずれの粉末においてもその α -Al 中における Fe の分析値は $1.5^{+2.3}_{-0.5} \text{ wt\%}$ となった。ただし, Photo. 3 (b) に示した組織を持つ粉末だけは Fe の分析値が $6.1 \text{ wt\%}$ となり, 平衡濃度 ($0.052 \text{ wt\%}$ at 928 K)⁵⁾ に比べて非常に高い値が得られた。

(4) Al-8wt%Fe 急冷粉末中の金属間化合物の同定

溶射法によって得られた Al-8wt%Fe 急冷粉のうち -200 メッシュの粉末につき得られた X 線回折図形を Fig. 3 に示す。ただし, 金属間化合物の回折ピークが比較的明瞭にあらわれる低角度側の 2θ が 10° から 70° までの範囲を示してある。実測された回折ピークに対して妥当と思われる金属間化合物は Al₃Fe, Al₆Fe, および Al_mFe ($m=4, 4$) の 3 種類である。なお Al₃Fe および

Table 1 Lattice constant of α -Al in rapidly solidified Al-8 wt%Fe alloy powder produced by flame spraying gun method.

hkl	422		420		331		400	
K α	α_1	α_2	α_1	α_2	α_1	α_2	α_1	α_2
a(Å)	4.0510 ₆	4.0493 ₆	4.0503 ₃	4.0496 ₂	4.0506 ₆	4.0495 ₇	4.0515 ₅	4.0492 ₈
hkl	222		311		220		200	111
K α	α_1	α_2	α_1	α_2	α_1	α_2	$\alpha_1 + \alpha_2$	$\alpha_1 + \alpha_2$
a(Å)	4.0501 ₉	4.0489 ₆	4.0503 ₈	4.0494 ₆	4.0494 ₅	4.0496 ₇	(4.0463)	(4.0441)

* この結果は低回折角度側の(200)と(111)で K α_1 と K α_2 のピークを分離することができなかったのをこれを省いて求めてある。

Fig. 3 X-ray diffraction pattern of rapidly solidified Al-8wt%Fe alloy powder produced by flame spraying method.

Al₆Fe と Al_mFe の基準回折ピーク角と強度はそれぞれ JCPDSカード⁶⁾ および鈴木ら⁷⁾ のデータを参考にした。

IV 考 察

合金粉末の原料となる線材は合金化が進んでいるにことはならないが、Photo. 1 で示したようにこの段階では合金化がほとんど進んでいないとみなすことができる。本実験で採用した溶射法では熱源としてアセチレン-酸素炎を用いており、一般には火炎中で 3500 K 以上にもなるといわれている⁸⁾ が、火炎部に送り込まれる線材は予備加熱されていないので、線材の融点以上までの加熱に熱量が消費され、しかも線材は 6.02×10^{-2} m/s で送り込まれるため、実際の温度はいく分低くなるものと思われる。しかしながら溶射された合金粉末は Photo. 2 および 3 に示したように溶射火炎中で溶融時の合金化は十分に進んでいると考えられ、また得られた溶射粉の磁気的性質ならびに X 線解析より α-Fe はまったく存在しないと判断できる程度には合金化が進んでいるものと思われる。

つぎに Al-Fe 合金系の冷却凝固組織と同時に形成される金属間化合物について検討する。まず Al-Fe 2 元系合金中平衡状態で存在する金属間化合物は JCPDS カード⁶⁾ によると Al₃Fe (Al₁₃Fe₄), Al₅Fe₂, Al₂Fe, AlFe および AlFe₃ の 5 種類である。一方急冷した場合の準安定な金属間化合物としては今までに Al₆Fe⁹⁾, Al_mFe ($m=4.4$)¹⁰⁾, Al₂Fe ($X=5\sim 5.8$)^{10,11)}, と Al₅Fe₂¹²⁾ の 4 種類が報告されている^{**}。本実験で得られた X 線回折図形は Fig. 3 に示したとおりであり、平衡相としての金属間化合物は Al₃Fe の 1 種類だけが認められるが、準安定相としての Al₆Fe による回折強度の弱いピークが認められ、またその他に Al_mFe 相と思われる回折ピークが観測された。ただし、Al_mFe 相による回折ピークのうち 2θ が $40\sim 45^\circ$ の範囲内で鈴木ら⁷⁾ が報告した結果とは一致

せず Al_mFe と判定するには疑問が残るが、 2θ が 20° から 26° 付近で良く一致しているので、本実験でも Al_mFe が形成されているものと判断した。

以上の X 線回折結果より、溶射法によって得られる Al-8wt%Fe 急冷合金粉末を構成する相は母相の α-Al (fcc), 安定相の Al₃Fe (Al₁₃Fe₄), (monoclinic), 準安定相の Al₆Fe (triclinic) および Al_mFe (bct) の 4 種類より構成されていることがわかる。これら金属間化合物の出現形態について Photo. 2 および 3 を参照して考察する。まず冷却速度が遅い場合には Photo. 2 (b) に示すように針状または棒状の粗大な Al₃Fe が初晶としてあらわれ、その後の冷却中に共晶反応によって主に α-Al が Al₃Fe をとり囲むようにして晶出する。冷却速度が中位の場合には Photo. 3 (c) に示すように典型的な棒状晶からなる Al₆Fe と α-Al の共晶組織を形成する^{4,14~16)}。冷却速度がさらに大きい場合には Al_mFe 相が形成される^{15,16)}。この場合には個々の粉末の冷却速度によって Photo. 2 (a) に示すように円味を帯びた初晶の Al_mFe として晶出し、その後の共晶反応によって大量の α-Al と微細な Al_mFe が形成されるか、または Photo. 2 (b) および (c) と Photo. 3 (a) のように α-Al のセル状デンドライトの晶出と同時にセル境界で Fe が富化し、網目状に Al_mFe を晶出することになるものと思われる。なお Photo. 3 (b) に示したような花紋状のセル状デンドライト晶が極く微量観察されたが、この組織を EPMA によって分析したところ Fe 含有率が 6.1 wt% の、濃度が均一な粉末も得られた。これは Fe を過飽和に固溶した α-Al とも考えられるが、Fe が固溶状態にあるのか、または Fe が微細に析出している¹⁷⁾ のか不明である。

ところで Al-Fe 2 元系の共晶反応は急冷によって過冷されやすく、とくに平衡相の Al₃Fe-Al 共晶反応は起こりにくいとされている^{4,18)}。急冷された場合、上記の共晶反応が起こる前に Al₆Fe-Al 共晶反応^{4,14,19,20)} または冷却速度がさらに大きい場合には Al_mFe-Al 共晶反

* 最近報告された正20面体構造を持つといわれる5回対称の準結晶¹³⁾も含めると準安定な化合物は5種類になる。

応^{15,16)} が先行することが報告されている。さらに Al-Fe 合金中の Fe 含有率が高いものほどこれらの共晶反応を生じさせるにはさらに大きな冷却速度が必要であるとされている¹⁶⁾。M. H. Barden ら²¹⁾は $\text{Al}_2\text{Cu}-\text{Al}$ 共晶反応によるラメラ組織から凝固速度と凝固点における冷却速度を求めている。すなわち冷却速度を $C(\text{K/s})$ ラメラ間隔を $\lambda(\text{cm})$ とすると $C \approx 1 \times 10^5 (A/\lambda)^{1/n}$ の関係を報告している。ただし、上式の A および n は定数であり、 A は $\text{Al}_2\text{Cu}-\alpha\text{Al}$ 共晶の場合に実験的に $8 \times 10^{-6} \sim 1.0 \times 10^{-5} (\text{cm}^{3/2}/\text{s}^{-1/2})$, n は多くの Al 基合金において 0.5 とされている^{21,22)}。本実験でも Photo. 3 (a) でラメラ状の共晶組織が得られているので、Al-Fe 系にも Burden ら²¹⁾の関係が適用できるものとする、この場合の凝固速度 (R) はラメラ間隔 (λ) が約 $0.13 \mu\text{m}$ であるから $R \approx 4.8 \text{ cm/s}$, また凝固点における冷却速度 (C) は約 $5 \times 10^5 \text{ K/s}$ と評価される。一方三木ら¹⁹⁾は Fe 濃度が低い Al-Fe 2 元系合金について比較的冷却速度が小さい領域内において 2 次のデンドライトアーム間隔 ($d, \mu\text{m}$) と冷却速度との間には $d = 33.4 \times C^{-0.33}$ の関係があると報告している。Photo. 3(b) に示されるセル状デンドライトが 2 次的に晶出したものと仮定し¹⁹⁾, 本実験の Al-8%Fe 合金にも三木らの関係式が成り立つとすると, $d \approx 2 \mu\text{m}$ より冷却速度 $C \approx 6 \times 10^4 \text{ K/s}$ と評価される。また Photo. 2 (c) および (d) と Photo. 3 (a) のセル状デンドライトが同様に¹⁷⁾ 2 次的に晶出するものとみなすとこれらの粉末は $4 \times 10^4 \sim 5 \times 10^5 \text{ K/s}$ で急冷されたことになる。

Al-Fe 合金中の Fe 含有率によって様子は異なるようであるが, 一般に $\text{Al}_3\text{Fe}-\text{Al}$ 共晶は 1 wt% Fe の場合に 3.3 K/s 以下の冷却速度で成長し, 3.3 K/s 以上で $\text{Al}_6\text{Fe}-\text{Al}$ 共晶が生ずるとしている⁴⁾。またこの場合, 後者の共晶反応は 3.5% Fe の場合 11.6 K/s 以上の冷却速度が必要としている¹⁴⁾。一方, $\text{Al}_m\text{Fe}-\text{Al}$ の成長においては 0.5% Fe の場合に 20 K/s 以上¹⁶⁾ の冷却が必要との報告がある。

Photo. 2 (b) で示したように針状または棒状の Al_3Fe 相は共晶反応で晶出したものではなく, 初晶として晶出したものと思われるので, これよりこの粉末の冷却速度を判断することはできないが, いずれにしても溶射法による粉末のうち冷却速度がかなり小さいものも含まれることがわかる。また Fig. 3 の X 線回折図形および Photo. 3 (c) より Al_6Fe 相もわずかに形成していることが確かめられたが, $\text{Al}_6\text{Fe}-\text{Al}$ 共晶反応の発生には上にも述べたように冷却速度の上限と下限があるので¹⁸⁾, 粉末中には Al_6Fe 相がわずかししか形成しなかったものと思われる。

以上の X 線回折および SEM による組織観察ならび考察から本実験の溶射法による Al-8wt%Fe 急冷粉末中に形成される化合物は主として Al_mFe , 続いて Al_3Fe と少量の Al_6Fe が含まれることになる。また本実験での粉末

冷却速度は広範囲にわたって変化しているが, 平均冷却速度は $1 \times 10^5 \text{ K/s}$ と判断した。

つぎに $\alpha\text{-Al}$ の格子定数と Fe の固溶限について考察する。本実験で得られた Al-8wt%Fe 急冷粉末の格子定数は結果の項で述べたように $4.0497 \pm 0.0027 \text{ \AA}$ と評価した。ここで純 Al の格子定数は $4.0497 \text{ \AA}$ ²³⁾ であり, 本実験で得られた合金粉末中の $\alpha\text{-Al}$ の格子定数は誤差を考慮して純 Al と変わらないことが確かめられた。Fig. 4 はこれに関した従来の研究結果を本実験結果とともにまとめたものであり, その内容は千差万別である。また $\alpha\text{-Al}$ 中への Fe の固溶度も本実験では $1.5 \pm 0.5 \text{ wt\%}$ と判断した。これに関する従来の研究結果をまとめたのが Table 2 であり, その内容も研究者によってまったく異なった結果を報告している。これらは各研究者が採用した急冷法と冷却速度の測定の不確かさ, さらに多くの研究者らが X 線による格子定数から Fe の固溶度を求めているところに問題がありそうである³⁵⁾。ただし最近の傾向としては Ichinose ら²⁸⁾, Renaut²⁹⁾ および Boettinger ら¹⁷⁾ が主張しているように冷却速度を大きくしても $\alpha\text{-Al}$ 中には Fe は多くは固溶し得ないとする方向に収束しているようであり, 本実験の結果もそれを裏付ける結果

Table 2 Comparison of published data for the maximum solid solubility of iron in $\alpha\text{-Al}$ of rapidly solidified Al-Fe alloy powder.

Maximum solid solubility of Fe in $\alpha\text{-Al}$ (at%/wt%)	Authors (reference in parentheses)
0.082 / 0.70	G. Falkenhagen (30)
4 / 7.9	C. Jansen et al (31)
4.4 / 8.7	A. Tonejec et al (24)
5 / 9.8	H. Bletry (32)
5 / 9.8	P. Shingu et al (26)
6 / 11.7	P. Furrer et al (33)
4.2 / 8.3	M. H. Jacobs et al (34)
7.5 / 14.4	O. Colley et al (27)
0.88 / 1.8	H. Ichinose et al (28)
0.7 / 1.5 or less	Present work

Fig. 4 Comparison of published and present data for the relation between lattice constant of $\alpha\text{-Al}$ and solid solubility of iron in $\alpha\text{-Al}$ for rapidly solidified Al-Fe binary alloys.

となった。

IV 結 言

Al-8wt%Fe に相当する急冷合金粉を溶射法により作製し、その金属組織を中心に検討した。得られた結果を要約するとつぎようになる。

- (1) 本実験で得られた急冷粉末のうち、約60%は丸味を帯びた初晶の Al_mFe と Al_mFe-Al 共晶からなり、他の約10~20%はそれぞれセル状デンドライト晶からなる比較的急冷された粉末と針状または角状の初晶 Al_3Fe と Al_3Fe-Al 共晶からなる比較的冷却速度が小さい粉末が得られた。
- (2) Al_mFe-Al の層状共晶組織および初晶 $\alpha-Al$ の2次デンドライトアーム間隔から平均冷却速度を評価したところ約 $5 \times 10^4 \sim 5 \times 10^5 K/s$ となった。
- (3) EPMA の点分析により $\alpha-Al$ 中の Fe を分析したところ約 1.5 wt% となったが、 $\alpha-Al$ の格子定数が純 Al のそれとまったく一致すること、ならびに SEM による $\alpha-Al$ 中に微細粒子の晶出を観察したことより、 $\alpha-Al$ 中への Fe の固溶度は非常に少ないものと考えられる。
- (4) 溶射法による Al-8wt%Fe 急冷粉は主として、 $\alpha-Al$ 、安定相の Al_3Fe 、準安定相の Al_mFe と Al_3Fe からなることが確かめられた。

最後に、本研究を遂行するにあたり、色々と御協力いただいた大阪府立工業技術研究所の辻栄次氏ならびに花立有功氏に深く感謝します。また金属の凝固について御助言いただきました大阪大学産業科学研究所教授、岡本平先生にも深く感謝いたします。

文 献

- 1) 横田, 庄司, 三浦, 伊佐: 粉体および粉末冶金, **33** (1986), 182.
- 2) A. A. Bryukhovets, N. N. Barbashin, M. G. Stepanova and I. N. Fridlyander: Poroshkovaya Metall., **1** (1970), 108.
- 3) 渋谷, 佐野, 山内, 犬丸: 住友軽金属技報, **26** (1985), 75.
- 4) L. Bäckerud: Jernkontorets Annler, **152** (1968), 109.
- 5) M. Hansen: "Constitution of Binary Alloys" McGraw-Hill Book Company (1958), 90.
- 6) JCPDS Cards (published by Joint Committee on Powder Diffraction Standards, Pennsylvania, USA.)
- 7) 鈴木, 菅野, 田辺, 糸井: 軽金属, **28** (1978), 284.
- 8) 溶接学会編: "溶接便覧". 丸善, (1977), 423.
- 9) E. H. Hollingsworth, G. R. Frank Jr., and R. E. Willett: Trans. AIME., **224** (1962), 188.
- 10) H. Westengen: Z. Metallkde., **73** (1982), 360.
- 11) R. M. K. Young and T. W. Clyne: Scripta Met., **15** (1981), 1211.
- 12) 軽金属協会編集: "アルミニウム材料の基礎と工業技術", 軽金属協会, (1985), 33.
- 13) D. Shechtman, I. Blech, D. Gratias and J. W. Cahn: Phys. Rev. Lett., **53** (1984), 1931.
- 14) C. McL, Adam and L. M. Hogan: J. Austrailian Inst. Metals, **17** (1972), 437.
- 15) 小菅, 水上: 軽金属, **25** (1975), 48.
- 16) 中谷, 大西: 軽金属, **28** (1978), 336.
- 17) 浅見, 田中, 秀野: 軽金属, **28** (1978), 321.
- 18) W. J. Boettinger, L. Bendersky and J. G. Early: Met. Trans., **17A** (1986), 781.
- 19) 小菅: 軽金属, **30** (1980), 217.
- 20) 三木, 小菅, 長浜: 軽金属, **25** (1972), 437.
- 21) I. R. Hughes, H. Jones: J. Mat. Science, **11** (1976), 1781.
- 22) M. H. Burden and H. Jones: J. I. Met., **98** (1970), 249.
- 23) K. A. Jackson and J. D. Hunt: Trans. AIME., **236** (1966), 1129.
- 24) カリティ(松村訳): "X線回折要論", アグネ, (1983), 466.
- 25) A. Tonejec and A. Bonafacic: J. Appl. Phys., **40** (1969), 419.
- 26) E. Blank: Z. Metallkde., **63** (1972), 315.
- 27) S. Nasu, U. Gonser, P. H. Shingu and Y. Murakami: J. Phys. (J), **4** (1974), L24.
- 28) O. Collet, A. Fontaine and A. Guinier: Mat. Sci. and Eng., **19** (1975), 277.
- 29) H. Ichinose and H. I. no: "Proc. 5th Int. Confer. on Rapidly Quenched Met." (1984), Würzburg, Germany, 933.
- 30) P. Renaut and G. Lapasset: "Proc. 5th Int. Confer. on Rapidly Quenched Met." (1984), Würzburg, Germany, 815.
- 31) G. Falkenhagen and W. Hofmann: Z. Metallkde., **43** (1952), 69.
- 32) C. Jansen, B. C. Giessen and N. J. Grant: J. Met., **20** (1968), 91A.
- 33) J. Blétry: J. Phys. Chem. Solids, **31** (1970), 1263.
- 34) P. Furrer and H. Warlimont: Z. Metallkde., **64** (1973), 236.
- 35) M. H. Jacobs, A. G. Doggett and M. J. Stowell: J. Mat. Science, **9** (1974), 1631.
- 36) 新宮, 小林: 軽金属, **31** (1981), 491.