受賞記念講演

アモルファスおよび準結晶急速凝固粉末の利用による高比強度 Al 基合金の開発

井上 明久

東北大学金属材料研究所, 〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1.

Development of High Specific-Strength Al-Based Alloys by the Use of Rapidly Solidified Amorphous and Quasicrystalline Powders

Akihisa Inoue

Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577.

Received January 26, 1998

SYNOPSIS

Recent progress and present situation of high specific-strength Al-based alloys by the use of nonperiodic structure such as amorphous and quasicrystalline phases have been reviewed. Amorphous alloys with high tensile strength (σ_t) above 1000 MPa were obtained in Al-Ln-TM and Al-ETM-LTM (Ln=lanthanide metal, ETM= IV to VI group transition metal, LTM= VII and VIII group transition metal) systems by melt spinning and gas atomization. The warm extrusion of atomized amorphous powders caused the formation of bulk nanostructure (NS) alloys consisting of compounds ($\text{Al}_{11}\text{Ln}_3$ and Al_3Ni) with a size of 50 nm embedded in fcc-Al phase with a grain size of 100 to 200 nm and the NS alloys exhibit high σ_t of 700 to 1000 MPa, elongations of 1 to 8 %, high fatigue strength of 300 to 350 MPa and high elevated-temperature strength of 300 MPa at 573 K. The Al-based NS alloys have been used in some application fields which require high specific strength. Besides, bulk nanoquasicrystalline (NQ) alloys consisting of nanoscale icosahedral particles with a size of 20 to 70 nm surrounded by fcc-Al phase with a spacing of about 10 nm were produced by warm extrusion of atomized powder in Al-Mn-Ce, Al-Cr-Ce-TM, Al-Mn-TM and Al-Cr-TM systems. The NQ alloys also exhibited good combined mechanical properties, i. e., high σ_t of 500 to 800 MPa, large elongations of 5 to 35 %, high impact fracture energies reaching 180 kJ/m² and high elevated temperature strength of 260 MPa at 573 K. These properties are much superior to those for conventional Al-based alloys and hence the NQ alloys are also expected to develop as a new type of high specific-strength material.

KEY WORDS

aluminum-based alloy, high-specific strength, nonperiodic structure, amorphous phase, nanostructure, nanoquasicrystalline phase, warm extrusion, powder metallurgy

1 まえがき

炭酸ガス濃度の低下が強く求められている現代社会において、軽くて強い高比強度材料の開発は材料開発に携わる研究者や技術者が地球環境の保全に貢献できる方策のひとつといえる。高比強度化が期待できる金属として、Al, Mg および Ti が挙げられるが、地球資源の豊富さと価格の点で Al 基合金が最も有望視されている。Al 基合金の強化機構としては、時効析出強化が最も良く知られているが、この外に、固溶体強化、分散強化、結晶粒微細化強化、加工強化、繊維組織強化などがある。これらの強化法を単独で用いた場合に得られる Al 基合金の最高強度は約 600MPa¹⁾ であり、また複数の強化法が期待できる

液相からの急速凝固とその後の時効処理を併用しても約 680MPa^{2,3)} であることが報告されている。これらの結果は、従来から知られている強化法を用いても Al 基合金において 1000MPa を上回る高強度化を達成することはきわめて困難であることを示唆している。このために、最近の約 10 年間、我々はアモルファスや準結晶などの非周期構造化を図ることにより Al 基合金の高比強度化を達成するための研究を行ってきた^{4,5)}。これらの非周期構造相では、周期構造相において抑制することが困難である転位を介した低応力での変形が抑えられ、高強度化が期待できること、および Al よりも大きな原子寸法をもつ元素を fcc-Al 相への固溶に比べてはるかに多量に固溶でき、広

範な合金設計が可能である利点をもっている。ここでは、1987年以降我々が行ってきたAl基合金において急速凝固法と粉末冶金法を併用することによるアモルファスや準結晶への非周期構造化による高比強度材料の開発の経緯と現状ならびに応用状況について概説する。

2 Al基合金における非周期構造組織の生成と機械的性質

Fig.1はこれまでに我々が開発してきたAl基合金の非周期構造組織ならびに非周期構造相の平衡相への遷移段階において得られているナノ組織ならびにそれらの組織が得られる材料形状と機械的性質をまとめている。1987年に初めて密着曲げ変形が出来るAl基アモルファス合金が作り出され¹⁰⁾、その後の研究の進展により最高強度はリボン材で1250MPa¹¹⁾に達している。Al基アモルファス相のナノ結晶化材料として、fcc-Al+Al₁₁Ce₃+Al₃Niのナノ複相バルク材¹²⁾がアモルファス粉末を押し出すことにより得られ、700~1000MPaの引張強度と1~8%の伸びを示す^{12,13)}。アモルファス相を残存した状態でナノ粒径Al相を約25%均一分散することにより、リボン材の引張強度は1560MPa¹⁴⁾に達しており、これがAl基合金において今日まで得られている最高強度である。その後、ナノ粒径の準結晶が粒界を含まないAl相で囲まれたナノ複相バルク材が500~800MPaの引張強度と5~30%の伸びを示すことが報告

されている^{6,7)}。また、最近ではナノグラニューなアモルファスとAlの混相が93~96at%Alの高Al濃度合金で生成し、リボン材で約1400MPaの高強度を示すことが見出されている¹⁵⁾。このように、アモルファスおよび準結晶を利用することにより、単ロール急冷法で作製した薄帯であるが、従来のAl基合金では得られなかった1000MPaを上回る高強度が得られており、非周期構造化による強化法の有用性を示している。これらの非平衡相の中で、実用化を図る上で不可欠であるバルク成形材が得られているナノ結晶材およびナノ準結晶粒子を分散した無粒界Al複相材に焦点を絞り、それらの新合金の生成、組織、機械的性質について紹介する。

3 Al基アモルファス合金の生成と機械的性質ならびにバルク成形化の可能性

アモルファス相から得られるナノ結晶材について述べる前に、その基本相であるアモルファス相自体の生成と性質ならびにバルク成形材の生成の可能性を検討することは重要である。Table 1は今日まで報告されている単ロール急冷法により得られたAl基アモルファス合金系をまとめている⁹⁾。合金系は金属-金属系と金属-半金属系に大別され、Al-希土類金属(Ln)-遷移金属およびAl-(IV-VI族遷移金属)-(Ⅷ族遷移金属)からなる合金群が高強度を示すことから重要な合金系となっている。例えば、Al-Ni-YやAl-Ni-Ce系アモルファス合金は12~15at%の溶質濃度で900~1200MPaの引張強度を示し¹⁶⁾、従来の結晶質Al合金を大きく上回っている。また、比強度も商用のTi基合金や通常の鋼よりも高く、高比強度化を図る上できわめて有用な相といえる。

このAl基アモルファス相は、約100 μ m直径以下の細線¹⁷⁾や金型 casting で得た数mm直径材の数十 μ m厚さの表面相¹⁸⁾に生成することが知られている。実用上重要な数mm厚さ以上のバルクアモルファス単相合金を作製することは、低いアモルファス形成能のために実現していない。しかし、Al-Ln-TM系アモルファス合金は13~15at%の溶質濃度でガラス遷移現象を示し、ガラス遷移温度(T_g)付近で粘性流動による大きな伸びが得られる¹⁹⁾。この流動現象を利用して、ガス噴霧法により作製したアモルファス粉末をT_g付近で押し出すことにより、バルクアモルファス材を得る試みが積極的に行われた^{6,9)}。その結果、Al基のアモルファス粉末を空気にさらさず、表面酸化を極力抑えることが出来るクリーンプロセスを用いることにより、約3mm直径のAl基バルクアモルファス合金が得られ、これらが単ロール法で作製したアモルファスリボン材

Fig.1 Microstructure and mechanical strength of nonequilibrium aluminum base alloys.

Table 1 Alloy systems in which Al-based amorphous alloys are formed by melt spinning.

Metal-metal system	Metal-metalloid system
Al-Ln, Al-Ca	Al-B-TM, Al-Si-TM
Al-Ln-TM, Al-ETM-LTM, Al-LTM-LTM	Al-Ge-TM
Al-Ca-Mg, Al-Ca-Zn, Al-Ca-LTM	

Ln, lanthanide metal; TM, IV-VII transition group metals; ETM, IV-VI transition group metals; LTM, VII-VIII transition group metals.

と同程度の引張強度と延性破面形態を示すことが明らかにされている²⁰⁾。より大型の高比強度バルクアモルファス合金を作製する挑戦が現在も続けられている。

4 バルクナノ結晶材の組織、機械的性質および加工性

アモルファス単相あるいはアモルファスとAlの混相粉末を結晶化温度直上で押し出すことにより、真密度をもったナノ結晶相の大型バルク材が作製されている^{12,13)}。Fig.2は、 $\text{Al}_{88.5}\text{Ni}_8\text{Mm}_{3.5}$ 合金粉末を 723K で押し出し比 10:1、押し出し速度 5mm/s の条件で得た押し出しバルク材の透過電顕組織を示している¹²⁾。約 50nm 直径の $\text{Al}_{11}\text{Mm}_3$ と Al_3Ni 化合物が 100~200nm 径の Al 相中に均一に分散したナノ組織となっている。この合金に 1at% の Zr を添加した場合、約 10nm 径の Al_3Zr が $\text{Al}_{11}\text{Mm}_3$ と Al_3Ni の外に析出する。これらの押し出し材の引張強度と回転曲げ疲労強度の関係を Fig.3 に示す¹²⁾。バルクナノ結晶材は約 900MPa の引張強度と 300~350MPa の疲労強度を具備しており、これらの強度特性は従来の時効硬化型の Al 基合金や急速凝固・粉末冶金法を用いて最近開発されている新規の Al 基合金に比べても優れている。この高引張強度が、化合物の分散強化と Al 母相の粒径の微細化の相乗効果に起因していることが分散強化や結晶粒微細化理論に基づいた考察より報告されており¹²⁾、Fig.2 に示したナノ組織は、2つの強化機構の相乗効果を引き出すのに好都合な状態にあるといえる。また、これらのナノ結晶バルク合金は 473K で 500MPa、573K で 250MPa 以上の高耐熱強度および室温での 300MPa 以上の高疲労強度の外に、473K で 200MPa の高耐熱疲労強度を有している^{6,9)}。さらに、ナノ結晶粒に起因して Fig.4 に示すように、 1.0s^{-1} の高ひずみ速度域で 600% 以上の伸びを示す高速超塑性を発現することも明らかになっている²¹⁾。このように、アモルファス相を含む非平衡相粉末を押し出し加工することにより

Fig.2 Bright-field electron micrograph of an as-extruded $\text{Al}_{88.5}\text{Ni}_8\text{Mm}_{3.5}$ alloy.

得たバルクナノ結晶材は、従来の商用 Al 合金に比べて、高い引張強度と疲労強度および高速ひずみ超塑性加工性を具備しており、これらの優れた特徴を利用して、高比強度や高耐熱疲労強度が強く要求される用途にすでに実用されている²²⁾。

Fig.3 Relation between fatigue limit after the cycles of 10^7 and tensile fracture strength for as-extruded $\text{Al}_{88.5}\text{Ni}_8\text{Mm}_{3.5}$ and $\text{Al}_{88.5}\text{Ni}_7\text{Mm}_{3.5}\text{Zr}_1$ alloys. The data for conventional Al-based alloys are also shown for comparison.

Fig.4 Changes in elongation (top) and flow stress (bottom) as a function of strain rate for an as-extruded $\text{Al}_{88.5}\text{Ni}_8\text{Mm}_{3.5}$ alloy.

5 ナノ準結晶粒子分散 Al 基バルク合金の創製ならびに組織と機械的性質

急速凝固した Al-Mn 合金において従来の結晶学では許されない 5 回対称性をもつ正 20 面体相が Al 相と共存することが見出され²³⁾, その相が準周期性をもつ準結晶の概念²⁴⁾ で説明できることが明らかにされて以来, この新奇相の生成, 構造, 物性に関する数多くの研究が行われてきた. Al-遷移金属 2 元系において第 2 相をほとんど含まない化学量論的な準結晶が急速凝固した $\text{Al}_{80}\text{Mn}_{20}$ ^{25,26)}, $\text{Al}_{84}\text{Cr}_{16}$ ²⁷⁾, $\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$ ^{28,29)} などの Al 基合金で生成することが明らかになっている. しかし, 化学量論準結晶は室温近傍ではきわめて脆く, 化学量論準結晶自体を高強度材として用いることは出来ない. Al-遷移金属系の正 20 面体相の原子配置を含めた構造の詳細は必ずしも明かでないが, Fig.5 に示す 55 個の原子よりなるマッカイの正 20 面体クラスター³⁰⁾ が貼り付け原子を介して 3 次元準周期格子をもつように配列していると報告されている³¹⁾. 正 20 面体構造の基本格子であるマッカイ正 20 面体クラスターが 2nm 以上の大きなサイズと多数の原子から構成されていることから, 約 2nm 以上の長範囲な準周期格子を保持した状態で, 約 1nm 以下の短範囲内で原子配置を乱し, 無秩序化することにより, 準周期構造の変形に対する高抵抗性を残して延性化を図ることが出来, 準結晶を主相とする高強度・高延性合金の開発が可能であると考えられる. この機構に基づいて準結晶を主相とする合金の高延性・高強度化を図るためには, 化学量論準結晶自体の変形, 破壊挙動を知ることが必要である.

我々はこの目的のために $\text{Al}_{70}\text{Pd}_{20}\text{Mn}_{10}$ 単準結晶塊をチョクラルスキー法により作製し³²⁾, これを用いて正 20 面体単準結晶の変形, 破壊挙動の温度および方位依存性を調べた³³⁾. その結果, 準結晶は約 1000K 以下では変形せず, 降伏を起こす前に破壊するが, より高温域では圧縮応力下で大きな塑性変形を起こす. 塑性変形は 5 回対称面に沿った不均一変形帯で生じ, 変形帯の内部の構造は合金組成の変異を伴って正 20 面体相から 2/1 型の近似結晶に変化することが実験結果として示された. この結果に基づいて, 準結晶の塑性変形機構として, 負荷応力によりひずみが増えらるることにより, 線状位相欠陥

Fig.5 Schematic illustration of the Mackay icosahedron cluster.

が発生すると同時に, 組成変異が生じ, サブナノメートルスケールで近似結晶域が発生し, 正 20 面体/近似結晶界面は乱れた原子配列構造となり, その無秩序界面域で塑性変形が優先して生じることを提唱している³⁴⁾. なお, 組成変異や格子ひずみにより位相欠陥が発生し, サブナノメートルのスケールで近似結晶が発生し, 高密度の正 20 面体/近似結晶界面が発生することは, ペンローズタイリングを構成する 2 種類のひし形のタイリング構築ルールをはずすことにより, また二次元の正方格子の一次元の準周期格子への射影モデルにおいて, 一次元準格子に位相欠陥を導入することによっても知られている³⁵⁾. 従って, このような準結晶自体の変形機構に基づく時, もし Al 基準結晶の合金組成を大きく Al-rich 側に変異させると共に, 急冷ひずみなどにより準結晶中に多量の位相欠陥を導入することにより, 準結晶内に多数の近似結晶域がサブナノメートルのスケールで発生し, その結果乱れた原子配列をもつ正 20 面体/近似結晶界面が高密度に導入され, その界面が優先変形域として働き, 準結晶自体が変形能を有するものへと変化することが期待される.

上述したような合金組成変異と急冷ひずみにより, サブナノメートルのスケールで準結晶の原子配列様式を変化させることの可能性を検討するために, 急速凝固した Al-Mn-Ce 系合金の組織と機械的性質の組成依存性を調べた³⁶⁾. Fig.6 に示すように, 準結晶 (Q) と Al 相の混相が化学量論組成から大きく Al 側に変異した 90at%Al 以上の高 Al 濃度域で形成され, この混相材が良好な曲げ変形能と 1320MPa の高い引張強度を有している. この高強度を示した $\text{Al}_{92}\text{Mn}_6\text{Ce}_2$ 合金は Fig.7 に示すように 50~70nm 直径の球形の正 20 面体 (I 相) 粒子が 5~10nm 厚さの Al 相で囲まれた複相組織となっている. 電子回折図形のリングは I 相として同定され, I 相が無秩序方位を有していることを示している. これは, I 相が過冷却液体から初晶として析出した後, 残液が Al 相として凝固するために生じている. また, I 相の回折リングでは回折斑点位置の変異が認められ, I 相が近似結晶域を含んでいることを示唆している. Fig.7 中の I 相の体積分率は 60~70% と高く, I 相自体が高強度と良

Fig.6 Compositional dependence of as-quenched phase, tensile fracture strength (σ_f) and bending ductility for rapidly solidified Al-Mn-Ce alloys.

好な曲げ延性を有しているといえる。同様なナノ準結晶分散 Al 相の生成は液体急冷した $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金においても認められている³⁷⁾。この場合の準結晶粒径は Fig.8 に示すように 10~30nm とさらに微細化されると共に、I 相の回折リングはよりハローなものに変化しており、I 相内部の構造がさらに無秩序化していることを示唆している。また、Al 相は大傾角粒界を含んでいない特徴をもっており、この Al-Cr 基合金も 1340MPa の高い引張強度を示す。1000MPa 以上の高強度は $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{M}_1$ ($\text{M}=\text{Ti}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}, \text{Cu}, \text{Zr}, \text{Mo}$) のすべて

Fig.7 Bright-field electron micrograph and selected-area electron diffraction pattern of a rapidly solidified $\text{Al}_{92}\text{Mn}_6\text{Ce}_2$ alloy.

Fig.8 Bright-field electron micrograph and selected-area electron diffraction pattern of a rapidly solidified $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ alloy.

の液体急冷合金で認められており³⁸⁾、このナノ複相が高強度化に有効であることを示している。

ナノ準結晶を主相とする合金の高強度、高延性化の機構を明らかにするために、ナノ準結晶粒自体の内部構造を高分解能透過電顕 (TEM) 観察法で調べた³⁸⁾。Fig.9(a) は $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金の I 相粒子域から得た高分解能 TEM 像であるが、I 相に特有な 5 回対称性のコントラストは認められず、無秩序相に特有なまだら状コントラストを示している。しかも、このまだら域の約 1nm 直径の領域から得たナノビーム電子回折図形 (Fig.9(c)) はハローとなっており、この領域の構造は 1nm の短範囲スケールでは無秩序相となっていることを示している。同様な特徴は他の多くのナノ準結晶粒においても認められている。しかし、ナノビーム電子回折図形をまだら状コントラスト域の約 3nm の領域から得た時、Fig.10 に示すように正 20 面体の 5 回対称性をもつ回折斑点が見られ、3nm のスケールでは準周期性を残している。この結果から、ナノ準結晶は約 1nm 以下の短範囲では無秩序、約 3nm 以上の長範囲では準周期構造の新しいタイプの非平衡相を有しているといえる。この構造変化は Fig.2 に示したマッカー正 20 面体クラスターからの予想と矛盾しない結果となっている。ところで、この短範囲域での構造の特徴として、Al-遷移金属および Al-Al 原子間の結合を含んでいること、無秩序原子配列であり、特定の

Fig.9 High-resolution transmission electron micrograph (a) and selected-area electron diffraction patterns (b-d) of a rapidly solidified $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ alloy. The diffraction patterns (b), (c) and (d) were taken from regions A, B and C, respectively.

Fig.10 High-resolution transmission electron micrograph and selected area electron diffraction pattern of a rapidly solidified $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ alloy.

すべり面が存在しないこと、構造緩和や応力緩和が可能な空隙を含んでいることなどの特徴は、高強度、高延性を示すAl基アモルファス合金の特徴と類似しており、このためにナノ準結晶を主相とする合金が高強度と高延性を示したものと考えられる。なお、ナノ準結晶を主相とする高強度、高延性合金は、上述したAl-Mn-CeやAl-Cr-Ce-Co系などの外に、希土類元素を含まないAl-Mn-TM(TM=Co, Ni, Cu)³⁹⁾やAl-Cr-TM³⁹⁾系においても得られている。

6 粉末冶金法を用いたナノ準結晶粒子分散バルクAl合金の作製と機械的性質

Fig.11はアルゴンガス噴霧により作製した $\text{Al}_{92}\text{Mn}_6\text{Co}_2$ 合金の25 μm 直径球状粉末のTEM像を示している⁴⁰⁾。I相粒子が結晶粒界を含まないAl相で囲まれた複相組織となっており、また組織は粒子全体で均一なものとなっている。このようなナノ複相組織は約90 μm 径までの広い粉末粒径範囲で得られ、また、573~643Kで、押出し比5~10、押出し速度1~10mm/sの範囲内で得られたバルク成形材においても保持されている⁴¹⁾。ナノ準結晶を主相とする押出しバルク合金の引張強度と伸びの関係を、従来の商用Al基合金のデータと一緒にFig.12に示す⁴¹⁾。バルクナノ準結晶合金は500~800MPaの引張強度と5~35%の伸びを有しており、従来のAl基合金に比べて、同じ伸びでは約2倍の強度を、同じ強度では2~3倍の伸びを示す。また、希土類元素を含まない合金系が強度は低下するが、30%に達する大きな伸びを示す傾向にある。また、Al-Mn-TM系合金のシャルピー衝撃値の最高値は180kJ/m²であり⁴²⁾、7075-T6合金に比べて約1.5倍も大きな値であることが注目される。Fig.13は、ナノ準結晶粒子分散バルクAl合金の特徴を7075-T6合金と比較している。熱膨張係数を除くすべての特性において7075-T6合金を上回っており、本開発合金が全ての機械

Fig.11 Bright-field electron micrograph and selected-area electron diffraction pattern of an $\text{Al}_{92}\text{Mn}_6\text{Co}_2$ alloy powder prepared by high-pressure gas atomization. The spherical precipitates correspond to an icosahedral phase.

Fig.12 Tensile strength and elongation for bulk nanoquasicrystalline alloys in Al-Mn-Ce-Co and Al-Cr-Ce-Co systems produced by warm extrusion of atomized icosahedral base powders. JIS implies the Japanese Industrial Standard.

的性質において優れたバランスをもった新しい高強度・高延性材料であると結論付けられる。

7 おわりに

アモルファス相を主相とする非平衡相から得られるナノ粒径化合物分散Al合金、および準結晶粒子の内部構造を大きく変異した短範囲無秩序-長範囲準周期構造化を果たしたナノ準結晶分散Al合金の各バルク材が急速凝固と粉末冶金法を併用することにより開発されている。これらの非平衡相の外に、ナノ粒子形態のアモルファスとAl相よりなる新しい複相合金も単ロール法で得られ、アモルファス相やナノ準結晶分散合金よりも高い強度を示すことが見出されており¹⁵⁾、新しい構造相をもつバルクAl基合金としての可能性を秘めている。今後、急速凝固によりナノ寸法効果と非周期構造効果の特徴を

Fig.13 Features of mechanical properties of nanoquasicrystalline Al-alloys in comparison with those of the 7075-T6 alloy.

併せもつ新規な非平衡相を作り出し、これを粉末冶金法により非平衡相を保持した状態でバルク成形化を行うことにより、今後も新しいタイプの高比強度Al基合金が開発されていくものと期待される。

文 献

- 1) A.K.Vasudevan and R.O.Doherty: *Alumium Alloys*, Academic Press, London, (1989).
- 2) M.Watanabe, K.Izumi, A.Nagata, H.M. Kimura, A.Inoue and T.Masumoto: *Res. Rep. of Faculty of Mining, Akita Univ.*, (1992), No.3, p.17.
- 3) M.Watanabe: Doctor Thesis, Tohoku University, (1996).
- 4) A.Inoue and T.Masumoto: *Encyclopedia of Mater. Sci. Eng.*, ed. R.W.Cahn, Vol.2(1990)659.
- 5) A.Inoue and T.Masumoto: *Science and Engineering of Light Metals*, ed. K.Hirano et al., Japan Inst. Light Metals, Tokyo, (1991)p.56.
- 6) A.Inoue and T.Masumoto: *J. Jpn. Light Metals*, 42(1992)299.
- 7) A.Inoue: *J. Jpn Soc. Powder Metall.*, 41(1994)899.
- 8) A.Inoue: *Nanostruct. Mater.*, 6(1995)53.
- 9) A.Inoue: *Handbook on the Physics and Chemistry of Rare Earths*, Vol.24, eds. by K.A.Gschneidner, Jr. and L.Eyring: *Ensevier Science B. V.*, (1997)p.83.
- 10) A.Inoue, M.Yamamoto, H.M.Kimura and T.Masumoto: *J. Mater. Sci. Lett.*, 6(1987)194.
- 11) A.Inoue, N.Matsumoto and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 31(1990)493.
- 12) K.Ohtera, A.Inoue, T.Terabayashi, H.Nagahama and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 33(1992)775.
- 13) A.Inoue: *J. Jpn. Light Metals*, 45(1995)284.
- 14) Y.H.Kim, A.Inoue and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 31(1990)747.
- 15) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: *Int. J. Rapid Solidification*, 9(1996)103.
- 16) A.Inoue, K.Ohtera, A.P.Tsai and T.Masumoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, 27(1988)L280.
- 17) A.Inoue, K.Amiya, I.Yoshii, H.M.Kimura and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 35(1994)485.
- 18) A.Inoue, K.Onoue and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 35(1994)808.
- 19) A.Inoue, K.Ohtera, A.P.Tsai, H.M.Kimura and T.Masumoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, 27(1988)L1579.
- 20) Y.Kawamura, K.Sasamori, A.Inoue and T.Masumoto: *Proc. 1994 Powder Metallurgy World Congress*, ed. by D.Francois, European Powder Metallurgy Association, France, 8(1994) p.1793.
- 21) K.Higashi, T.Mukai, S.Tanimura, A.Inoue, T.Masumoto, K.Kita, K.Ohtera and J.Nagahora: *Scripta Met.*, 26(1992)191.
- 22) YKK Catalog, (1996).
- 23) D.Shechtman, I.Blech, D.Gratias and J.W.Cahn: *Phys. Rev. Lett.*, 53(1984)1951.
- 24) D.Levine and P.J. Steinhardt: *Phys. Rev. Lett.*, 53(1984)2477.
- 25) T.Masumoto, A.Inoue, M.Oguchi, K.Fukamichi, K.Hiraga and M.Hirabayashi: *Trans. Japan Inst. Metals*, 27(1986)81.
- 26) K.Kimura, T.Hashimoto and S.Takeuchi: *J. Phys. Soc. Jpn.*, 55(1986)1810.
- 27) A.Inoue, H.M.Kimura and T.Masumoto: *J. Mater. Sci.*, 22(1987)1758.
- 28) K.V.Rao, J.Fidler and H.S.Chen: *Europhys. Lett.*, 1(1986)647.
- 29) A.Inoue, L.Arnberg, B.Lhtinen, M.Oguchi and T.Masumoto: *Met. Trans.* 17A(1986)1657.
- 30) Y.Elser and C.L.Henley: *Phys. Rev. Lett.*, 55(1985)2883.
- 31) S.Nanao: *Bulletin Japan Inst. Metals*, 29(1990)802.
- 32) Y.Yokoyama, A.P.Tsai, A.Inoue and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 32(1991)1089.
- 33) Y.Yokoyama, A.Inoue and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 34(1993)133.
- 34) A.Inoue, Y.Yokoyama and T.Masumoto: *Mater. Sci. Eng.*, A181/182(1994)850.
- 35) Y.Ishii: *Phys. Rev.*, B9(1989)11862.
- 36) A.Inoue, M.Watanabe, H.M.Kimura, F.Takahashi, A.Nagata and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 3(1992)723.
- 37) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 35(1994)85.
- 38) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 36(1995)6.
- 39) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 37(1996)1287.
- 40) K.Kita, K.Saitoh, A.Inoue and T.Masumoto: *Mater. Sci. Eng.*, A226-228(1997)1004.
- 41) A.Inoue and H.M.Kimura: *Mater. Sci. Forum*, 235-238(1997) 873.
- 42) K.Kita, K.Saitoh and A.Inoue: unpublished research, (1997).