研 究

準結晶を含む Al-V-Fe-M(M=Ti, Cr, Si) 合金 P/M 材の組織と耐熱強度

木村 久道^{☆1}, 井上 明久^{☆1}, 笹森賢一郎^{☆1}, 河村 能人^{☆1}, 大野木輝明^{☆2}, 喜多 和彦^{☆2}^{☆1}東北大学金属材料研究所, 〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1.^{☆2}YKK 仙台金属材料研究所, 〒981-3341 宮城県黒川郡富谷町成田 9-5-1.

Microstructure and elevated-temperature strength of P/M Al-V-Fe-M(M=Ti, Cr or Si) alloys containing quasicrystalline phase

Hisamichi Kimura^{☆1}, Akihisa Inoue^{☆1}, Kenichiro Sasamori^{☆1}, Yoshihito Kawamura^{☆1},
Teruaki Onogi^{☆2} and Kazuhiko Kita^{☆2}^{☆1}Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577.^{☆2}YKK Sendai Institute of Material Science & Technology, 9-5-1 Narita, Tomiya, Kurokawa-gun, Miyagi 981-3341.

Received May 8, 1998

SYNOPSIS

Powder metallurgy (P/M) alloys of AVFT(Al-6.4%V-4.2%Fe-1.7%Ti)-26P/M, AVFT-75P/M, AVFT-125P/M, AVCF(Al-2.9%V-3.8%Cr-4.3%Fe)-26P/M, AVCF-125P/M, AVFS(Al-6.5%V-3.6%Fe-1.6%Si)-125P/M and AVN(Al-6.7%V-4.1%Ni)-125P/M were prepared by extruding gas atomized powders with the sizes smaller than 26 μ m, 75 μ m or 125 μ m at 673 K. The constituent structure was Q.C. (quasicrystalline)+fcc-Al(Al)+Al₁₁V+Al₁₃Fe₄+Al₂₃Ti₉ for the AVFT-P/M alloy, Q.C.+Al for the AVCF-P/M alloy, Q.C.+Al+Al₁₁V+Al₁₃Fe₄ for the AVFS-P/M alloy and Q.C.+Al+Al₁₁V+Al₁₃Ni for the AVN-P/M alloy. The quasicrystalline particles in the P/M alloys have an icosahedral structure and their particle size is about 500 nm. The ultimate tensile strength (σ_{UTS}), plastic elongation (ϵ_p), Young's modulus (E) and Vickers hardness (H_V) of the P/M alloys are in the range of 430 to 570 MPa, 3.3 to 7.3 %, 80 to 91 GPa and 150 to 192, respectively, at room temperature. The σ_{UTS} , 0.2 % proof strength ($\sigma_{0.2}$) and ϵ_p at 573 K are 191 to 316 MPa, 171 to 298 MPa and 5.2 to 23.4 %, respectively. The wear rate of the AVFS-125P/M alloy decreases with increasing the sliding velocity (V_s) from 3.5×10^{-7} mm²/kg at $V_s=0.5$ m/s to 2.6×10^{-7} mm²/kg at $V_s=2.0$ m/s.

KEY WORDS

aluminum-base alloy, quasicrystalline particle, powder metallurgy, elevated-temperature strength, wear resistance

1 緒 言

液体から瞬時にリボン材を作製出来る単ロール型液体急冷法(MQ法)は, 組織および諸物性への急冷効果を調べることが出来る材料の作製に適した方法である. 最近著者らは, MQ法によって作製したAl-V-Feリボン合金がナノ粒径の非晶質とAlの複相組織をもち, 引張破断強度(σ_f)が室温で1390 MPa, 600 Kで880 MPaの高強度・高耐熱強度をもつことを見出した¹⁻³⁾. また, MQ法で得られた高強度特性を示すAl-V-Feリボン合金と同組成のP/M (Powder Metallurgy)材は, ナノ粒径準結晶とAlの混相組織をもち, 最大引張強度(σ_{UTS})が室温で585 MPa, 573 Kで305 MPaの高強度・高耐熱性の外に耐摩耗性を示すことを明らかにした⁴⁻⁶⁾.

本報では, Al-V-Fe 3元合金にTi, Cr, Si元素を添加したAl-V-Fe-Ti, Al-V-Cr-Fe, Al-V-Fe-Si 4元合金P/M材およびAl-V-Fe 3元合金のFeをNiで置換したAl-V-Ni 3元合金P/M材の組織, 機

械的性質, 熱的安定性を調べ, 準結晶を利用した高比強度材料開発の可能性について検討する.

2 試料および実験方法

P/M材を, 作製するための合金は, Al (99.99mass%), Cr (99.99mass%), Al-52.18mass%V, Al-51.35mass%Fe, Al-5.11mass%Ti, Al-4.89mass%Cr, Al-19.63mass%Ni, およびAl-24.8mass%Siの各母合金(以後mass%は%で記す)をTable 1に示した組成に秤量後, 高周波溶解炉を用いて作製した. また粉末は, 高圧ガス噴霧装置⁷⁾を用い, 約280 gの合金をArガス雰囲気中でBNノズル付アルミナるつぼに入れ, 1473 Kに加熱後, Arガス圧9.8 MPaにて2 mm直径のBNノズルより噴霧して作製した. 直径8 mm, 長さ約300 mmのP/M材は, 26 μ m, 75 μ m, 125 μ m径以下にふるい分けした粉末をCuおよびAl製の缶に充填し, 100 トン押出し機により, 押出し温度(Te) 673 K, 押出

Table 1 Chemical compositions of the atomized alloy powder and P/M alloys (mass%).

Alloy*	V	Fe	Ti	Cr	Ni	Si	O
Al-7.1%V-3.9%Fe-1.7%Ti (Powder)	6.47	4.10	1.69	—	—	0.085	0.068
" (P/M)	6.43	4.17	1.69	—	—	0.085	0.070
Al-3.6%V-3.6%Cr-3.9%Fe (P/M)	2.85	4.26	—	3.83	—	0.086	0.065
Al-7.1%V-3.7%Fe-1.5%Si (P/M)	6.51	3.62	—	—	—	1.64	0.052
Al-7.1%V-4.1%Ni (P/M)	6.68	—	—	—	4.08	0.105	0.086

* Nominal composition

Table 2 Compositions and powder size of the P/M alloys and their designation.

Alloy	Particle size / μm	Designation
Al-6.4%V-4.2%Fe-1.7%Ti	- 26	AVFT-26P/M
"	- 75	AVFT-75P/M
Al-2.9%V-3.8%Cr-4.3%Fe	- 26	AVCF-26P/M
"	- 125	AVCF-125P/M
Al-6.5%V-3.6%Fe-1.6%Si	- 125	AVFS-125P/M
Al-6.7%V-4.1%Ni	- 125	AVN-125P/M
Al-7.8%V-4%Fe	- 26	AVF-26P/M

Fig.1 Schematic illustration showing the shape and size of the sample used to evaluate wear resistance.

Fig.2 X-ray diffraction patterns of the P/M alloys.

いる。以下の合金組成はこの記号により表示する。P/M材の構造解析にはX線回折装置を用い、組織観察およびエネルギー分散型X線分析(EDX)は日本電子(株)製透過電子顕微鏡(TEM)JEM2000EX, JEM2000FXを用いて行った。室温および高温引張試験は前報⁸⁾で示した形状の試験片を作製し、それぞれ4204型とTT-CM-L型のインストロン試験機を用いて測定した。ヤング率は試験片の中央に取り付けた共和電業(株)製のひずみゲージより得たひずみ-応力曲線から求めた。また、摩耗試験は改造した西原式の試験機を用い、Fig.1に示す形状の試験片および相手材S50C浸炭鋼($H_V=700$)を#1500ペーパーで表面研磨後、乾式で加重を5 kg、摩擦距離を600 mとして行った。

し比10:1で作製した。Table 1は粉末およびP/M材の化学分析値を示す。化学分析値は秤量組成に比べ、Vでは最大で0.75%少なく、Feでは最大で0.36%大きくなるが、Ti, CrおよびNiではほぼ同じであった。不純物として0.085~0.11%のSi, 0.05~0.09%のOが検出された。Table 2は化学分析した合金組成、P/M材の作製に用いた粉末の粒度および記号を示して

Fig.3 Bright-field electron micrograph (a) and selected-area diffraction patterns (b, c, d, e) of the AVCF-26P/M alloy.

3 実験結果および考察

3.1 組織

Fig.2 は AVFT-75P/M, AVCF-26P/M, AVFS-125P/M および AVN-125P/M 材の X 線回折図形である。図中には正 20 面体準結晶を含む Al-23.7V 合金リボン材^{9,10)}と Al-7.8V-4Fe 合金 P/M (AVF-26P/M) 材^{5,6)}の結果も比較のために示す。AVCF-26P/M 材は準結晶 (以後 Q.C. と記す) と fcc-Al (以後 Al と記す) の 2 相組織である。AVFT-75P/M 材では Q.C.+Al+Al₁₁V+Al₁₃Fe₄+Al₂₃Ti₉, AVFS-125P/M 材では Q.C.+Al+Al₁₁V+Al₁₃Fe₄, AVN-125P/M 材では Q.C.+Al+Al₁₁V+Al₁₃Ni の複相組織であった。一般に、Q.C. にフェイゾン歪が導入されると、近似結晶の生成が起き、X 線回折ピークの半値幅が大きくなる^{11,12)}。図に見るように、Al-V-Cr-Fe 4 元合金 P/M 材では、Cr 無添加に比べて Q.C. の X 線回折ピークが鋭くなり、半値幅が 30 % 小さくなっている。このことは、AVCF-26P/M 材では Al-V-Fe-26P/M 材に比べて、フェイゾンなどの欠陥の生成が少ないことを示し

Fig.4 Bright-field electron micrograph (a) and selected-area diffraction patterns (b, c) of the AVFS-125P/M alloy.

ている。Ti, Si を添加した Al-V-Fe-Ti, Al-V-Fe-Si 4 元合金と Al-V-Fe 3 元合金の Fe を Ni で置換した Al-V-Ni 3 元合金では、化合物の X 線回折ピークが観測された。従って、Al-V 系合金 P/M 材における Q.C. の生成には、他元素による添加・置換が大きく影響していることを示している。

生成した Q.C. の構造確認のため電子顕微鏡 (TEM) 観察を行った結果を Fig.3~Fig.6 に示している。Fig.3 は AVCF-26P/M 材の TEM 組織であり、明視野像 (a) に観察される約 500 nm 粒子から得た電子回折図形には、それぞれ正 20 面体準結晶相の 5 回 (b), 3 回 (c), 2 回 (d), (e) の各対称性の回折斑点が観察される。Fig.4 は AVFS-125P/M 材の TEM 組織であり、明視野像 (a) に観察される約 500 nm 粒子から得た電子回折図形にも、5 回 (b), 2 回 (c) の各対称性の回折斑点が観察され、準結晶が生成している。Fig.5(a),(b),(c) と Fig.6(a),(b),(c) に示すように、Al-V-Fe-Ti 合金 P/M 材および Al-V-Ni 合金 P/M 材においても準結晶の生成が確認された。Table 3 は明視野像で観察された準結晶粒子の 5 箇所をエネルギー分散型 X 線分析 (TEM/EDX) 法で測定した組成の平均値を示している。表中には AVF-26P/M 材の結果⁶⁾も比較のために示してある。準結晶粒子の組成は合金組成 (分析値) に比べ、準結晶生成元素である V^{9,10)}, Cr^{13,14)} では 2.4~3.3 倍, Fe では 1.6~2.3 倍, Ni では 6.8 倍, Si では 1.8 倍高くなっている。Ti は 1.2 倍であり、同程度であった。Fe は準結晶の骨格を形成し、Ti は準結晶粒子と Al 相中に均一に分布していると考えられる。

TEM/EDX 分析で得た準結晶粒子の平均組成と同じ組成の

Fig.5 Bright-field electron micrograph (a) and selected-area diffraction patterns (b, c) of the AVFT-26P/M alloy.

Fig.6 Bright-field electron micrograph (a) and selected-area diffraction patterns (b, c) of the AVN-125P/M alloy.

Table 3 Energy dispersive X-ray spectrometric data in quasicrystalline regions.

Alloy	V	Fe	Ti	Cr	Si	Ni
Al-5.4%V-4.2%Fe-1.7%Ti	17.8	6.9	2.1	—	—	—
Al-2.9%V-3.8%Cr-4.3%Fe	9.4	8.7	—	9.9	—	—
Al-6.5%V-3.6%Fe-1.6%Si	20.3	8.2	—	—	2.9	—
Al-6.7%V-4.1%Ni	15.9	—	—	—	—	27.8
Al-7.8%V-4%Fe	20.3	6.7	—	—	—	—

Al-20.3V-8.2Fe-2.9Si ($\text{Al}_{79.7}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{3.2}$) およびほぼ単相の正20面体準結晶が生成するAl-23.7V ($\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$)^{9,10)}, Al-20.3V-6.7Fe ($\text{Al}_{84.2}\text{V}_{12}\text{Fe}_{3.8}$)⁶⁾ の合金をアーク溶解で作製後, MQ法 (Cu ロール周速: 40 m/s) で液体急冷リボン材を作製した. Table 4は液体急冷 Al-23.7V ($\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$), Al-20.3V-6.7Fe ($\text{Al}_{84.2}\text{V}_{12}\text{Fe}_{3.8}$), Al-20.3V-8.2Fe-2.9Si ($\text{Al}_{79.7}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{3.2}$) 合金リボン材, Al-7.8V-4Fe 合金 P/M ($\text{Al}_{94}\text{V}_4\text{Fe}_2$ -P/M) 材および比較材として液体急冷 $\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$, $\text{Al}_{80}\text{V}_{11.5}\text{Co}_{8.5}$, $\text{Al}_{80}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{7.5}$ 合金リボン材¹⁴⁾ のX線回折から求めた準結晶の準格子常数(a_R)を示している. 正20面体準結晶が生成する $\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$ 合金と比較して, $\text{Al}_{84.2}\text{V}_{12}\text{Fe}_{3.8}$ 合金, $\text{Al}_{79.7}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{3.2}$ 合金, $\text{Al}_{94}\text{V}_4\text{Fe}_2$ -P/M材, $\text{Al}_{80}\text{V}_{11.5}\text{Co}_{8.5}$ 合金および $\text{Al}_{80}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{7.5}$ 合金の a_R が1~2%小さくなっている. この結果は, 準結晶を構成しているAlとVが原子寸法の小さいFeとCoで置換されていることを示している. Fig.7は液体急冷

Table 4 Analysis of X-ray diffraction pattern of the quasicrystalline phase in rapidly solidified $\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$, $\text{Al}_{84.2}\text{V}_{12}\text{Fe}_{3.8}$ and $\text{Al}_{79.7}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{3.2}$ alloys and P/M $\text{Al}_{94}\text{V}_4\text{Fe}_2$ alloy. The data of rapidly solidified $\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$, $\text{Al}_{80}\text{V}_{11.5}\text{Co}_{8.5}$ and $\text{Al}_{80}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{7.5}$ quasicrystal are also presented for comparison.

Alloy	Quasilattice spacing (a_R) /nm
$\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$	0.473
$\text{Al}_{84.2}\text{V}_{12}\text{Fe}_{3.8}$	0.468
$\text{Al}_{79.7}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{4.6}\text{Si}_{3.2}$	0.465
P/M $\text{Al}_{94}\text{V}_4\text{Fe}_2$	0.468
$\text{Al}_{86}\text{V}_{14}$ ¹⁴⁾	0.473
$\text{Al}_{80}\text{V}_{11.5}\text{Co}_{8.5}$ ¹⁴⁾	0.467
$\text{Al}_{80}\text{V}_{12.5}\text{Fe}_{7.5}$ ¹⁴⁾	0.466

Fig.7 Bright-field electron micrograph (a, b) and selected-area diffraction patterns (c, d, e, f) of a rapidly solidified Al-20.3V-8.2Fe-2.9Si ribbon alloy.

Al-20.3V-8.2Fe-2.9Si リボン材のTEM組織であり、明視野像(a)に観察される約400 nm粒子から得た電子回折図形には、それぞれ正20面体準結晶の5回(b), 3回(c), 2回(d),(e)の各対称性の回折斑点が観察される。同様に、Fig.8(a),(b),(c)に見るように、液体急冷Al-9.4V-9.9Cr-8.7Fe合金リボン材において準結晶の生成が確認された。従って、AVFS-P/M材およびAVCF-P/M材の準結晶粒子分散組織はリボン材とはほぼ同じであると考えられる。

3.2 機械的性質

Table 5は、ひずみ速度 $4.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ での引張試験から得た各種P/M材の最大引張強度(σ_{UTS})、伸び(ϵ_p)、ヤング率(E)およびビッカース硬さ(H_v)をまとめている。表中にはAVF-26P/M材の結果⁵⁾も比較のために示してある。 σ_{UTS} は430~570 MPa、 ϵ_p は3.9~9.8%、Eは83~89 GPaおよび H_v は140~190である。超ジュラルミンに比べて、 σ_{UTS} と H_v は同程度である

Fig.8 Bright-field electron micrograph (a) and selected-area diffraction patterns (b, c) of a rapidly solidified Al-9.4V-9.9Cr-8.7Fe ribbon alloy.

Table 5 Mechanical properties of the P/M alloys tested at room temperature.

Te=673 K

Alloy	σ_{UTS} /MPa	ϵ_p /%	E /GPa	H_v
AVFT-26P/M	567	3.9	85	190
AVFT-75P/M	475	7.0	85	150
AVFT-125P/M	469	5.8	85	140
AVCF-26P/M	478	4.8	87	150
AVCF-125P/M	468	6.4	85	150
AVFS-125P/M	435	9.8	89	140
AVN-125P/M	486	6.3	83	150
AVF-26P/M	568	5.9	85	180

が、 ϵ_p は小さく、Eは大きい。また表から、P/M材作製用粉末の粒子径が大きくなると、 σ_{UTS} と H_v は低下し、 ϵ_p は増大していることがわかる。AVF-26P/M材のVをCrで置換したAVCF-26P/M材の σ_{UTS} は置換前よりも16%小さくなっており、置換による強度の向上は認められなかった。

3.3 耐熱強度

高温引張試験はP/M材を $7 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ の真空中において573

Kまで30 minで加熱, 5 minおよび100 h保持した後, ひずみ速度 $4.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の条件で行った. Table 6にその結果を示している. また, Table 6は各種P/M材の573 Kで5 minおよび100 h保持後の引張試験結果をまとめている. 表中には保持時間(t_h) 5 minのAVF-26P/M材の結果⁹⁾も比較のために示している. σ_{UTS} と $\sigma_{0.2}$ は $26 \mu\text{m}$ 以下の粉末を用いて作製したP/M材では $\text{AVFT} > \text{AVF} > \text{AVCF}$ 合金の順序で, $125 \mu\text{m}$ 以下の粉末を用いて作製したP/M材では $\text{AVFT} > \text{AVCF} > \text{AVFS} > \text{AVN}$ 合金の順序で小さくなっており, P/M材の耐熱強度は Al-7.8V-4Fe (AVF)合金にTiを添加すると向上するが, Siの添加またはAVF合金のFeをNiで全置換すると低下する. $75 \mu\text{m}$ 以下の粉末を用いて作製したAVFT-75P/M材の σ_{UTS} が, 100 h保持後も250 MPa程度の強度を示していることから, AVF合金への適当な添加・置換元素を選択すれば, 優れた耐熱材料を開発できる可能性がある. AVN-125P/M材の耐熱強度($\sigma_{UTS}=191 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=171 \text{ MPa}$, $\epsilon_p=23.4 \%$)が低いことは, Fig.3のX線回折図形で示したように, 化合物のX線回折ピークの強度が準結晶よりも大きくなっており, 準結晶の体積量が少ないことが一つの原因と考えられる. また, AVF合金P/M材で析出する化合物の違いも原因している可能性もあり, 今後検討を要する.

3.4 耐摩耗性

Fig.9にAVFS-125P/M材の摩耗試験結果を示している. 図中には商用の耐摩耗A390-T6アルミニウム合金(以後, A390-T6合金と記す)および優れた耐摩耗性を示した準結晶を含む Al-7.8V-4Fe 合金P/M (AVF-26P/M)材の結果⁹⁾も比較のために示している. 比摩耗量は試験速度0.5 m/sおよび1.0 m/sでは, A390-T6合金の場合, それぞれ $2.4 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$, $2.5 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$, AVFS-125P/M材の場合には, それぞれ $3.5 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$, $2.6 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$ である. 試験速度が2.0 m/sに増大すると, その摩耗量はAVFS-125P/M材では $2.1 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$ に低下し, A390-T6合金では $13.9 \times 10^{-7} \text{ mm}^2/\text{kg}$ に増大する. この

ように, 比摩耗量は1.3 m/s以下の試験速度では, A390-T6合金よりもAVFS-125P/M材においてより大きい. しかし, 比摩耗量は試験速度がさらに増大するとA390-T6合金では著しく増加するが, 一方AVFS-125P/M材では減少し, 高耐摩耗性を示したAVF-26P/M材よりも小さくなる. AVF合金にSiを添加した $\text{Al-6.5V-3.6Fe-1.6Si}$ 合金P/M材の比摩耗量は, 試験速度が増大するに従って小さくなっている. 今後, Si添加量を変えることにより, 準結晶を含んだ新規な摺動部材が開発される可能性がある.

4 ま と め

高圧ガス噴霧法で作製した粉末を $26 \mu\text{m}$, $75 \mu\text{m}$, $125 \mu\text{m}$ 以下にふるい分けした後, この粉末から押し出し成形によりAVFT (Al-6.4V-4.2Fe-1.7Ti)-26P/M, AVFT-75P/M, AVFT-125P/M, AVCF (Al-2.9V-3.8Cr-4.3Fe)-26P/M, AVCF-125P/M, AVFS (Al-6.5V-3.6Fe-1.6Si)-125P/M, AVN (Al-6.7V-4.1Ni)-125P/M材を作製し, 組織, 室温および573 Kで5 minと100 hに保持後の機械的性質, 耐摩耗性などを調べ, 以下の知見を得た.

- 1) X線回折では全てのP/M材に準結晶(Q.C.)の生成が認められる. 構造はAVFT-75P/M材では $\text{Q.C.} + \text{Al} + \text{Al}_{11}\text{V} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4 + \text{Al}_{23}\text{Ti}_9$, AVCF-26P/M材では $\text{Q.C.} + \text{Al}$, AVFS-125P/M材では $\text{Q.C.} + \text{Al} + \text{Al}_{11}\text{V} + \text{Al}_{13}\text{Fe}_4$, AVN-125P/M材では $\text{Q.C.} + \text{Al} + \text{Al}_{11}\text{V} + \text{Al}_{13}\text{Ni}$ の複相であった. Q.C.の構造は正20面体相であることをTEM観察で確認した.
- 2) 各P/M材の最大引張強度(σ_{UTS})は430~570 MPa, 伸び(ϵ_p)

Fig.9 Change in the wear rate with sliding velocity for the AVFS-125P/M alloy. The data of the A390-T6 aluminum and AVF-26P/M alloys are also shown for comparison.

Table 6 Mechanical properties of the P/M alloys tested at 573 K.

Te=673 K				
Alloy	Holding time / t_h	σ_{UTS} /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	ϵ_p /%
AVFT-26P/M	5 min	316	298	5.5
AVFT-75P/M	5 min	271	249	13.8
"	100 h	245	214	14.7
AVFT-125P/M	5 min	267	252	9.1
AVCF-26P/M	5 min	255	244	6.9
AVCF-125P/M	5 min	242	221	7.3
AVFS-125P/M	5 min	211	200	7.5
AVN-125P/M	5 min	191	171	23.4
AVF-26P/M	5 min	291	277	5.2

は3.3~7.3%, ヤング率(E)は80~91 GPa, ビッカース硬さ(H_v)は150~192の範囲にある。

- 3) 各P/M材中に分散している準結晶粒子をTEM/EDX法で分析すると, その組成はAVFT-P/M材ではAl-17.8V-6.9Fe-2.1Ti, AVCF-P/M材ではAl-9.4V-9.9Cr-8.7Fe, AVFS-P/M材ではAl-20.3V-8.2Fe-2.9Si, AVN-P/M材ではAl-15.9V-27.8Niである。
- 4) 573Kで5min保持後の σ_{UTS} は, 26 μ m以下の粉末を用いて作製したP/M材の場合, AVFT>AVF>AVCF合金の順に, 125 μ m以下の粉末を用いて作製したP/M材の場合, AVFT>AVCF>AVFS>AVN合金の順に小さくなる。300MPaを上回る σ_{UTS} はAVFT-26P/M材で得られ, 316MPaの最高値を示した。
- 5) AVFS-125P/M材の比摩耗量は試験速度が増大するに従って低下する傾向にあり, 1.3 m/sではA390-T6アルミニウム合金とはほぼ同じである。これ以上の試験速度ではA390-T6アルミニウム合金では著しく増加するが, AVFS-125P/M材では低下する傾向にあった。

謝 辞

本研究の遂行に当たり, 有益な助言と摩耗試験をして頂いた帝国ピストンリング株式会社小口昌弘博士に感謝申し上げます。さらに, 粉末作製用合金の高周波溶解, 化学分析, 透過電子顕微鏡観察およびX線回折に御協力を頂いた東北大学金属材料研究所吉井 勇, 庄子 勉, 今野栄行の各助手および竹内正邦, 伊藤 俊, 村上義弘の各技官に感謝致します。また, 本研究の一部は(財)軽金属奨学会の研究助成金で行われたことを記し, 謝意を表します。

文 献

- 1) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: "High Strength Al-V-M (M=Fe, Co or Ni) Alloys Containing High Volume Fraction of Nanoscale Amorphous Precipitates", *Mat. Trans., JIM*, **36**(1995)1219-1228.
- 2) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: "Synthesis and High Mechanical Strength of Al-Based Alloys Consisting Mainly of Nanogranular Amorphous Particles", *Mater. Sci. Eng.*, **A217/218**(1996)401-406.
- 3) A.Inoue, H.M.Kimura and K.Sasamori: "Deformation and Fracture Behavior of High-Strength Al₉₄(V,Ti)₄Fe₂ and Al₉₃Ti₅Fe₂", *Chemistry and Physics of Nanostructures and Related Non-Equilibrium Materials*, ed. E.Ma, et al., (TMS, Warrendale, 1997) 201-209.
- 4) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人: "メカニカルグライディング処理したAl-7.9%V-4%Fe合金粉末の押出成形と耐熱強度", *軽金属*, **47**(1997)487-492.
- 5) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人: "準結晶を含むガス噴霧Al-7.8%V-4%Fe合金粉末の押出成形と耐熱強度", *軽金属*, **47**(1997)539-544.
- 6) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎: "準結晶を含むAl-7.8%V-4%Fe P/M合金の組織と耐摩耗性", *軽金属*, **48**(1998)127-131.
- 7) A.Inoue, T.Masumoto, T.Ekimoto, S.Furukawa, Y.Kuroda and H.S.Chen: "Preparation of Fe-, Co-, and Ni-Based Amorphous Alloy Powder by High-Pressure Gas Atomization and Their Structural Relaxation Behavior", *Metall. Trans. A*, **19A**(1988) 235-242.
- 8) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人, 大野木輝明, 喜多和彦: "Al-Cr-R (R=Ce, Mm) 系合金P/M材の機械的性質", *粉体および粉末冶金*, **45**(1998)738-743.
- 9) A.Inoue, L.Arnberg, B.Lehtinen, M.Oguchi and T.Masumoto: "Compositional Analysis of the Icosahedral Phase in Rapidly Quenched Al-Mn and Al-V Alloys", *Metall. Trans. A*, **17A**(1986)1657-1664.
- 10) K.Rao, J.Fidler and H.S.Chen: "Melt-Spun Al₈₄V₁₆: a New Icosahedral Crystal", *Europhys. Lett.*, **1**(1986)647-653.
- 11) Y.Ishii: "Mode locking in quasicrystals", *Phys. Rev.*, **B39**(1989) 11862-11871.
- 12) K.Edagawa, A.Waseda, K.Kimura and H.Ino: "Annealing effects on X-ray diffraction peaks of melt-spun Al-Cu-Fe quasicrystals", *Mater. Sci. Eng.*, **A134**(1991)939-942.
- 13) A.Inoue, H.M.Kimura and T.Masumoto: "Formation, Thermal Stability and Electrical Resistivity of Quasicrystalline Phase in Rapidly Quenched Al-Cr Alloys", *J. Mater. Sci.*, **22**(1987)1758-1768.
- 14) D.W.Lawther, R.A.Dunlap and V.Srinivas: "On the question of stability and disorder in icosahedral aluminum - transition metal alloys", *Can. J. Phys.*, **67**(1989)463-467.