研 究

Al-Cr-R (R=Ce, Mm) 系合金 P/M 材の機械的性質

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 宮城県黒川郡富野町成田 9-5-1.

Mechanical Properties of P/M Al-Cr-R (R=Ce, Mm) Base Alloys

Hisamichi Kimura^{☆1}, Akihisa Inoue^{☆1}, Kenichiro Sasamori^{☆1}, Yoshihito Kawamura^{☆1}, Teruaki Onoki^{☆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-cho, Kurokawa-gun, Miyagi, 981-3341.

Received February 10, 1998

SYNOPSIS

P/M Al-Cr-Ce and Al-Cr-Mm (misch metal) base alloys were prepared by extruding their alloy powders with particle sizes below 25 μm and 75 μm , respectively. The ultimate tensile strength (σ_{UTS}), plastic elongation (ϵ_p) and Vickers hardness (Hv) of the P/M Al-Cr-R (R=Ce, Mm) alloys were measured at room-temperature as a function of extrusion temperature ranging from 523 K to 723 K. The σ_{UTS} , Hv decrease and ϵ_p increases with increased extrusion temperature. The σ_{UTS} and ϵ_p were 592 MPa and 7.3 %, respectively, for the P/M $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ alloy and 775 MPa and 2 %, respectively, for the P/M $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{Mn}_1$ alloy. The σ_{UTS} remained almost unchanged by the substitution of Mm for Ce. The σ_{UTS} , ϵ_p , Young's modulus (E) and Hv of the P/M $\text{Al}_{94}\text{Cr}_3\text{Mm}_1\text{Mn}_1\text{Ti}_1$ alloy were 625 MPa, 3.3 %, 88 GPa and 190, respectively, at room-temperature and the σ_{UTS} , $\sigma_{0.2}$ and ϵ_p at 473 K were 403 MPa, 385 MPa and 2.5 %, respectively.

KEY WORDS

aluminum-chromium base alloy, powder metallurgy, mechanical property, high tensile strength, elevated-temperature strength

1 緒 言

液体から瞬時にリボン材を作製できる単ロール型液体急冷法(MQ法)は, 容易に組織の急冷効果および諸物性を調べることが出来る試験片の作製に適した方法である. 著者らは, 準結晶が生成するAl-Cr 2元合金^{1,2)}に希土類元素(Ce)と遷移金属(TM)を同時に添加したAl-Cr-Ce-TM^{3,4)}, Al-Cr-Ce-Co-TM⁴⁾およびAl-Cr-TM^{5,6)}合金のリボン材をMQ法により作製し, これらのリボン材がナノ準結晶とfcc-Alの複相組織を持ち, 1000 MPa以上の高い引張破断強度(σ_t)および300以上の高いビッカース硬さ(Hv)を持つことを見出している. また, 高圧ガス噴霧装置⁷⁾で作製したこれらの合金粉末の温間押し成形材が高強度特性を示すことを報告している^{8,9,10,11)}. 本報では, $\text{Al}_{96-X}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_X$ ($X=1, 1.5, 2$), $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{TM}_1$ (TM=Zr, Mn, Fe), $\text{Al}_{93}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{TM}_1$ (TM=Co, Ti), $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Mm}_{1.5}\text{Co}_2$ および $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_4\text{Mm}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金 P/M (Powder Metallurgy)材の機械的性質の押し出し温度依存性を調べると共に, これらの結果に基づいて高強度特性が期待される合金組成を決定し, この新合金 P/M 材の室温, 573 K および時効

後の機械的性質を調べ, 耐熱強度 Al 合金の開発の可能性を検討した.

2 試料および実験方法

粉末作製用合金は, $\text{Al}_{96-X}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_X$ ($X=1, 1.5, 2$), $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{TM}_1$ (TM=Zr, Mn, Fe), $\text{Al}_{93}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{TM}_1$ (TM=Co, Ti), $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Mm}_{1.5}\text{Co}_2$ および $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_4\text{Mm}_1\text{Co}_{1.5}$ (at %)では, 純度 99.99 mass%Al, 99.3 mass%Cr, 99.9 mass%Ce, 99.9 mass%Mn, 99.9 mass%Fe, 99.6 mass%Zr を用いて秤量後, アーク溶解で作製した. また $\text{Al}_{94}\text{Cr}_3\text{Mm}_1\text{Mn}_1\text{Ti}_1$ (at %)は, 純度 99.99 mass%Al, Al-4.87 mass%Cr, Mm (ミッシュメタル), Al-10.09 mass%Mn, Al-5.11 mass%Ti を用いて秤量後, 実用的な観点から高周波溶解炉で作製した. 粉末は高圧ガス噴霧装置⁷⁾を用い, 約 400 g の粉末作製用合金を Ar ガス雰囲気中で BN ノズル付アルミナるつばに入れ溶解後, He および Ar ガス圧 9.8 MPa にて 2 mm 径の BN ノズルより噴霧して作製した. 約 8 mm 径の P/M 材は 26 μm および 75 μm 径以下にふるい分けした粉末を Cu および Al 製の

缶に封入し、押出し温度 (Te) 523 K, 573 K, 623 K, 673 K, 押出し比 10:1, 10:2 にて作製した。室温および高温での引張試験は Fig.1 に示す試験片を用い、それぞれ 4204 型と TT-CM-L 型のインストロン引張試験機を用いて行った。引張試験において、チャックと試験片間で生じる伸びの誤差は試験片の中央に取り付けた共和電業製のひずみゲージより得た値を用いて補正した。また、硬さはピッカース硬度計を用いて測定した。

3 実験結果および考察

3.1 機械的性質の押出し温度依存性

高圧 He ガス噴霧装置で得られた Al-Cr-R (R=Ce, Mn) 系合金粉末は球状の形態を持ち、平均粒径は約 15 μm 径である。粉

末の回収率は約 80 % であった。押出し成形材 (P/M 材) は 25 μm 径以下に篩い分けした粉末を用いて作製した。室温における P/M 材の引張試験は Fig.1(a) に示した試験片を作製し、歪速度 $4.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で行った。Fig.2 は $\text{Al}_{96-X}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_X$ ($X=1, 1.5, 2$) 合金 P/M 材の最大引張強度 (σ_{UTS}) および伸び (ϵ_p) の押出し温度 (Te) 依存性である。 $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 粉末の押出し成形は 523 K の低温でも可能であり、その σ_{UTS} と ϵ_p はそれぞれ 592 MPa, 7.3 % である。Te の上昇と共に σ_{UTS} は低下し、 ϵ_p は大きくなる。Te=573 K における σ_{UTS} は、 $X=1.5>2>1$ の順に高くなっている。この順序は MQ 法で作製したナノ準結晶と Fcc-Al のナノ複相組織をもつ $\text{Al}_{96-X}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_X$ ($X=1, 1.5, 2$) リボン材の結果と同じであり³⁾、準結晶の生成と関係があることを示唆している。 ϵ_p は Co 量が変化してもほぼ一定のままである。Fig.3 は $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{TM}_1$ (TM=Zr, Mn, Fe) 合金 P/M 材の σ_{UTS} , ϵ_p および Hv の Te 依存性である。図中には $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金 P/M 材の結果も比較のため示してある。Te の上昇と共に σ_{UTS} と Hv は共に減少し、 ϵ_p は増大している。 $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{TM}_1$ (TM=Zr, Mn, Fe) 合金 P/M 材の σ_{UTS} と Hv は $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金 P/M 材

Fig.1 Shape and dimensions of the specimens used for the tensile testing test at room-temperature (a) and at elevated temperature (b).

Fig.2 Extrusion temperature dependence of ultimate tensile strength and plastic elongation at room-temperature of the P/M $\text{Al}_{96-X}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_X$ ($X=1, 1.5, 2$) alloys prepared by extrusion at 523 K, 573 K, 623 K, 673 K and 723 K.

Fig.3 Extrusion temperature dependence of ultimate tensile strength, plastic elongation and Vickers hardness of the P/M $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ and $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{TM}_1$ (TM=Zr, Mn, Fe) alloys prepared by extrusion at 523 K, 573 K, 623 K, 673 K and 723 K.

に比べて、増大しているが、 ϵ_p は小さくなっている。 $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{Mn}_1$ 合金P/M材の σ_{UTS} と ϵ_p は、 $T_e=523\text{ K}$ ではそれぞれ775 MPa, 2%, $T_e=573\text{ K}$ ではそれぞれ670 MPa, 3%であり、超々ジュラルミン7075-T6合金($\sigma_{\text{UTS}}=600\text{ MPa}$, $\epsilon_p=10.7\%$)^{12,13)}に比べて、 σ_{UTS} は高いが、 ϵ_p は非常に小さくなっている。また、P/M材を熱処理すると σ_{UTS} は小さくなり、 ϵ_p は大きくなることが報告されている⁸⁾。 $T_e=523\text{ K}$, 573 K , 623 K および 673 K

Fig. 4 Ultimate tensile strength and plastic elongation as a function of extrusion temperature for the P/M $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{Mn}_1$ alloy annealed for 1.5 ks at 650 K.

Fig. 5 Extrusion temperature dependence of ultimate tensile strength and plastic elongation of the P/M $\text{Al}_{93}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{TM}_1$ (TM=Co, Ti) alloys prepared by extrusion at 573 K, 623 K and 673 K.

Kで作製した $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}\text{Mn}_1$ 合金P/M材を650 Kで1500 s保持、空冷(A.C.)後の室温における引張試験結果をFig.4に示す。 σ_{UTS} は $T_e=523\text{ K}$ で610 MPaあるが、623 K以上では低下し、 $T_e=673\text{ K}$ では570 MPaになる。 ϵ_p は5~8%であり、Fig.3に示した熱処理前に比べて増大している。Fig.5は $\text{Al}_{95}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{TM}_1$ (TM=Co, Ti)合金P/M材の σ_{UTS} および ϵ_p の T_e 依存性である。 T_e の上昇と共に σ_{UTS} は減少し、 ϵ_p は増大する傾向にある。 $T_e=573\text{ K}$ における $\text{Al}_{95}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Ti}_1$ 合金P/M材の σ_{UTS} と ϵ_p はそれぞれ501 MPa, 14%であり、 $\text{Al}_{95}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_1$ 合金P/M材に比べて σ_{UTS} で7.5%, ϵ_p で40%大きくなっている。P/M材の引張強度を低下させることなく伸びを増大するためには、Fig.3に示した熱処理効果よりも、TM=CoをTiで置換する組成効果の方が有効であることを示している。Fig.6は $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Mm}_{1.5}\text{Co}_2$ および $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_4\text{Mm}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金P/M材の σ_{UTS} と ϵ_p に及ぼす T_e 依存性を示している。図中には $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金P/M材の結果も比較のために示してある。 T_e の上昇と共に σ_{UTS} は小さくなり、 ϵ_p は大きくなる傾向は上記の合金と同じである。 σ_{UTS} と ϵ_p は、 $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Mm}_{1.5}\text{Co}_2$, $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_4\text{Mm}_1\text{Co}_{1.5}$ および $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$ 合金P/M材の間ではほぼ同じである。これは高価なCeを約1/10の価格のMmで置換しても、機械的性質に影響を及ぼさないことを示している。

以上の結果と前報⁸⁾の結果に基づいて、 $T_e=573\text{ K}$, 押出し比10:2 (断面減少率R.A.=80%)で作製した代表的なAl-Cr-R (R=Ce, Mm)系合金P/M材の σ_{UTS} , ϵ_p , EをTable 1にまとめている。表中には比較材の7075-T6合金の結果^{12,13)}も示してある。表に見るように、 σ_{UTS} , ϵ_p およびEへの添加元素効果は次のよ

Fig. 6 Extrusion temperature dependence of ultimate tensile strength and plastic elongation of the P/M $\text{Al}_{94.5}\text{Cr}_3\text{Ce}_1\text{Co}_{1.5}$, $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_3\text{Mm}_{1.5}\text{Co}_2$ and $\text{Al}_{93.5}\text{Cr}_4\text{Mm}_1\text{Co}_{1.5}$ alloys prepared by extrusion at 523 K, 573 K, 623 K, 673 K and 723 K.

Table 1 Ultimate tensile strength (σ_{UTS}), plastic elongation (ϵ_p) and young's modulus (E) at room-temperature for the P/M Al-Cr-R (R=Ce, Mm) base alloys prepared by extrusion at 573 K. The data of the 7075-T6 alloy are also shown for comparison.

	σ_{UTS} / MPa	ϵ_p / %	E / GPa
Al ₉₅ Cr ₃ Ce ₁ Co ₁	466	10	83
Al _{94.5} Cr ₃ Ce ₁ Co _{1.5}	570	8	82
Al _{93.5} Cr ₃ Ce ₁ Co _{1.5} Mn ₁	670	4.4	89
Al _{93.5} Cr ₃ Ce ₁ Co _{1.5} Fe ₁	708	1.1	84
Al _{93.5} Cr ₄ Mm ₁ Co _{1.5}	570	7	—
Al ₉₅ Cr ₃ Ce ₁ Ti ₁	501	14	—
7075-T6	600	10.7	70

Te : 573 K, R.A. : 80 %

Fig. 7 X-ray diffraction patterns of gas atomized Al_{93.5}Cr₄Mm₁Mn₁Ti₁ alloy (powder: -25 μ m and -125 μ m) powders and P/M Al_{93.5}Cr₄Mm₁Mn₁Ti₁ alloy prepared by extrusion the -75 μ m powder (-75 μ m) at 673 K.

うな傾向をもっている。(1) Mn, Feの添加により σ_{UTS} は増大する。(2) Co, Tiの添加により ϵ_p は大きくなる。(3) Feの添加により ϵ_p は小さくなる。(4) Eへの添加元素の影響は小さい。(5) CeをMmで置換しても, σ_{UTS} と ϵ_p への効果は小さい。このような添加効果から、良好な機械的性質を示す可能性のあるP/M材作製用合金としてAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁の組成を選択した。

3.2 Al₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金P/M材の諸特性

高周波溶解したAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金を用いて、高圧Arガス噴霧装置で平均粒径35 μ m径の球状粉末を作製し、これを

Table 2 Ultimate tensile strength (σ_{UTS}), plastic elongation (ϵ_p), young's modulus (E) and Vickers hardness (Hv) at room-temperature for the P/M Al_{93.5}Cr₄Mm₁Mn₁Ti₁ alloy prepared by extrusion at 573 K. The data of the 7075-T6 alloy also shown for comparison.

	σ_{UTS} / MPa	ϵ_p / %	E / GPa	Hv
Al ₉₄ Cr ₃ Mm ₁ Mn ₁ Ti ₁	625	3.3	88	190
7075-T6	600	10.7	70	190

Te : 573 K, R.A. : 90 %

Fig. 8 Vickers hardness as a function of annealing time for the P/M Al_{93.5}Cr₄Mm₁Mn₁Ti₁ alloy annealed at 573 K, 673 K and 773 K.

75 μ m径以下(-75 μ m)に篩い分けして、Te=573 K、押出し比10:1 (R.A.=90 %)の条件でP/M材を得た。Fig.7はAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金粉末を25 μ m径以下(-25 μ m)および125 μ m径以下(-125 μ m)に篩い分けした粉末と75 μ m径以下の粉末を用いて作製した押出し成形材(-75P/M材)のX線回折図形である。fcc-Al, Al₁₃Cr₂化合物などの回折ピークが全ての回折図形で観察される。一方、Al-Cr系合金粉末およびこれらのP/M合金中には、準結晶の生成がX線回折や透過電子顕微鏡(TEM)観察で確認されている^{8,10,11)}。Fig.7中には準結晶を示す回折ピークが認められるが、これをTEM観察で確認することは出来なかった。Table 2はAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金P/M材と7075-T6合金^{12,13)}の室温(300 K)における機械的性質(σ_{UTS} , ϵ_p , E, Hv)をまとめたものである。Al₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金P/M材は7075-T6合金と比較して、 σ_{UTS} とEはそれぞれ4%, 26%大きく、Hvは同じ、 ϵ_p は約70%小さいことが分かった。今回作製したP/M材の ϵ_p は小さいが、 σ_{UTS} とEは7075-T6合金よりも大きいことから、今後合金組成を吟味することにより、さらなる高強度特性を示すP/M材の開発が期待される。Fig.8はAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金P/M材の573 K, 673 Kおよび773 Kの各温度での時効後の硬さ(Hv)変化を示している。P/M材(as-P)のHv=190は、573 Kでは70 hr, 673 Kでは10 hr, 773 Kでは2 hr時効後に緩やかに低下する傾向にあり、573 Kで300 hr時効後のHvは180になる。573 Kで300 hr時効後のAl₉₄Cr₃Mm₁Mn₁Ti₁合金P/M材の引張特性は σ_{UTS} =516 MPa, ϵ_p =9.4 %, E=90 GPaである。これらの値はTable 1に示したas-Pの引張試験結

果に比べて, σ_{UTS} では 18 % 小さく, ϵ_p では約 3 倍大きく, E はほぼ同じである。従って, 時効することにより ϵ_p は大きく改善されるが, σ_{UTS} が低下するといえる。しかし, 573 K での長時間時効後においても, σ_{UTS} は 500 MPa を越えていることから, 7075-T6 合金のような過時効による大きな劣化がなく, 優れた耐熱強度が期待される。

次に, Fig.1(b) に示した試験片に加工した $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金 P/M 材を, 473 K と 573 K に 30 min で昇温し, 1 hr 保持後に至速度 $4.0 \times 10^{-4} s^{-1}$ で引張試験を行い, この結果から得た σ_{UTS} , 0.2 % 耐力 ($\sigma_{0.2}$), ϵ_p と試験温度 (T) との関係を Fig.9 に示す。図中には Table 2 に示した室温における引張試験の結果も示してある。 σ_{UTS} と $\sigma_{0.2}$ は試験温度の上昇に伴い, 473 K ではそれぞれ 403 MPa, 385 MPa, 573 K ではそれぞれ 237 MPa, 214 MPa に減少し, ϵ_p は約 500 K まではほとんど変化しないが, より高温では増大し, 573 K で 5 % になる。この結果は, 耐熱 Al 合金の開発目標値としている 573 K で引張強度 300 MPa¹⁴⁾ に至っていない。今後, 本開発 $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金 P/M 材を基にさらに適切な合金組成を設計することにより, 耐熱強度がより改善された合金を開発できるものと考えている。

4 ま と め

高圧 He ガス噴霧法で作製した $Al_{96-x}Cr_3Ce_1Co_x$ ($x=1, 1.5, 2$), $Al_{93.5}Cr_3Ce_1Co_{1.5}TM_1$ ($TM=Zr, Mn, Fe$), $Al_{95}Cr_3Ce_1TM_1$ ($TM=Co, Ti$), $Al_{93.5}Cr_3Mm_{1.5}Co_2$ および $Al_{93.5}Cr_4Mm_1Co_{1.5}$ 合金粉末を 25 μm 径以下に篩い分け後, この粉末から押出し成形材 (P/M 材) を作製し, 機械的性質の押出し温度依存性を調べた。また, 高圧 Ar ガス噴霧法で作製した $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金粉末を 75 μm 径以下に篩い分け後, P/M 材を作製し, 室温および高温の機械的性質などを調べた結果, 以下の知見を得た。

Fig.9 Temperature dependence of ultimate tensile strength, 0.2 % proof stress and plastic elongation of the P/M $Al_{93.5}Cr_4Mm_1$ alloy prepared by extrusion at 673 K.

- 1) 押出し温度 (T_e) = 523 K で得た $Al_{96-x}Cr_3Ce_1Co_x$ ($x=1, 1.5, 2$) 合金 P/M 材の最大引張強度 (σ_{UTS}) と伸び (ϵ_p) はそれぞれ 592 MPa, 7.3 % である。 T_e の上昇と共に σ_{UTS} は減少し, ϵ_p は増大する。
- 2) $Al_{93.5}Cr_3Ce_1Co_{1.5}TM_1$ ($TM=Zr, Mn, Fe$) 合金 P/M 材の σ_{UTS} と硬さ (H_v) は, T_e の増加と共に小さく, ϵ_p は大きくなる。押出し温度 (T_e) = 523 K で得た $Al_{93.5}Cr_3Ce_1Co_{1.5}Mn_1$ 合金 P/M 材の σ_{UTS} と ϵ_p は, それぞれ 775 MPa, 2 % であるが, これを 650 K で 1.5 ks 保持後空冷すると, それぞれ 610 MPa, 8 % になる。
- 3) $T_e=573$ K で得た $Al_{95}Cr_3Ce_1TM_1$ ($TM=Co, Ti$) 合金 P/M 材の σ_{UTS} と ϵ_p は, $TM=Co$ よりも Ti においてそれぞれ 7.5 % および ϵ_p で 40 % 大きくなる。
- 4) Ce よりも安価な Mm を用いた $Al_{93.5}Cr_3Mm_{1.5}Co_2$ および $Al_{93.5}Cr_4Mm_1Co_{1.5}$ 合金 P/M 材の σ_{UTS} と ϵ_p は, $Al_{94.5}Cr_3Ce_1Co_{1.5}$ 合金 P/M 材のそれらとほぼ同じである。
- 5) $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金 P/M 材の σ_{UTS} , ϵ_p , ヤング率 (E) および硬さは, それぞれ 625 MPa, 3.3 %, 88 GPa, 190 である。
- 6) $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金 P/M 材の硬さは 573 K で 70 hr, 673 K で 10 hr, 773 K で 2 hr の熱処理から軟化し始める。
- 7) $Al_{94}Cr_3Mm_1Mn_1Ti_1$ 合金 P/M 材を 473 K に 1 hr 保持した後の σ_{UTS} , $\sigma_{0.2}$ および ϵ_p はそれぞれ 403 MPa, 385 MPa, 2.5 % である。

謝 辞

粉末作製用合金の高周波溶解に御協力頂いた東北大学金属材料研究所吉井 勇助手に感謝致します。

文 献

- 1) 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.
- 2) D.W.Lawther, R.A.Dunlap and V.Spinivas: "On the Question of Stability and Disorder in Icosahedral Aluminum-Transition Metal Alloys", Can. J. Phys., 67(1989)463-467.
- 3) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: "Ultrahigh Strength of Rapidly Solidified $Al_{96-x}Cr_3Ce_1Co_x$ ($x=1, 1.5$ and 2%) Alloys Containing an Icosahedral Phase as a Main Component", Mater. Trans. JIM., 35(1994)85-94.
- 4) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: "Microstructure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified Al-Cr-Ce-M (M =Transition Metal) Alloys Containing High Volume Fraction of the Icosahedral Phase", Mater. Trans. JIM., 36(1995)6-15.
- 5) 尾上勝彦, 堀尾裕磨, 木村久道, 井上明久, 増本 健: "ナノ準結晶粒子分散 Al-Cr-(Co, Ni) 合金の組織と機械的性質" 日本金属学会講演概要, (1993.10)419.
- 6) A.Inoue, H.M.Kimura, K.Sasamori and T.Masumoto: "High

- Mechanical Strength of Al-(V, Cr, Mn)-(Fe, Co, Ni) Quasicrystalline Alloys Prepared by Rapid Solidification", Mater. Trans. JIM., 37(1996)1287-1292.
- 7) A.Inoue, T.Masumoto, T.Ekimoto, S.Furukawa, Y.Kuroda and H.S.Chen: "Preparation of Fe-, Co-, and Ni-Based Amorphous Alloy Powders 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: "準結晶を含むガス噴霧Al-Cr系合金粉末の押出し成形と機械的性質", 粉体および粉末冶金, 44(1997)858-863.
 - 9) K.Kita, K.Saitoh, A.Inoue and T.Masumoto: "Mechanical properties of Al based alloys containing quasi-crystalline phase as a main component", Mater. Sci. Eng., A226-228(1997)1004-1007.
 - 10) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 喜多和彦: "準結晶を含むAl-VおよびAl-Fe系合金P/M材の組織と機械的性質", 軽金属第93回秋季大会講演概要, (1997.11)171.
 - 11) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 喜多和彦: "準結晶を含むガス噴霧Al-6.3Fe-3.8Cr-3.3Ti合金P/M材の組織と機械的性質", 軽金属, (1998)投稿中.
 - 12) 木村久道, 井上明久, 笹森賢一郎, 河村能人: "メカニカルグラインデング処理した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.
 - 13) 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.
 - 14) 武田義信: "アルミニウム粉末の展望", 軽金属, 37(1987)639.