

プラズマ回転電極法による TiAl 合金粉末の ホットプレスとその焼結体の機械的諸性質

磯西 和夫*・貴戸 信治*²・時実 正治*³

Hot Pressing of TiAl Alloy Powder Produced by Plasma Rotating Electrode Process and the Mechanical Properties of the Hot Pressed Compacts

Kazuo ISONISHI, Shinji KIDO and Masaharu TOKIZANE

Synopsis :

High quality TiAl powder was produced by Plasma Rotating Electrode Process (PREP). Two kinds of powders, the as-PREPped and the Ball Milled (PREP-BM) powders, were consolidated by Vacuum Hot Pressing (VHP). A compact having high relative density (>99%) was obtained from the PREP-BM powder by VHP at 1223 K and 200 MPa. In order to produce such a dense compact from the as-PREPped powder, it was necessary to carry out VHP at 1323 K and 100 MPa. The compact made from the PREP-BM powder showed superior compressive strength and ductility at room temperature to that made from the as-PREPped powder. A positive temperature dependence of 0.2% proof stress was clearly observed in each compact. It was noticeable that the strength of the compacts at elevated temperature such as 973-1123 K was considerably higher than that of the as-cast specimen of TiAl alloy produced by conventional melting process.

Key words : powder metallurgy ; plasma rotating electrode process ; TiAl intermetallic compound ; powder production ; densification behavior ; strain energizing process ; mechanical properties ; fine grain.

1. 緒 言

TiAl 金属間化合物は新しい金属系耐熱材料として注目されている¹⁾²⁾。比重は約 3.8 であり、これは耐熱材料として現在最も多量に使用されている Ni 基超合金の約 1/2 であることより、比強度が高いことが特徴である。したがって、高速運動を要求される部材の素材などとして開発が進められている³⁾。しかし、TiAl は常温における引張延性がほとんど無い⁴⁾ため機械加工が極めて困難である。TiAl の早期破壊をもたらす因子と延性向上の手法との関連が明らかにされつつある⁵⁾⁶⁾。そして延性向上の実践的な手法として、第 3 元素の添加による種々の効果^{6)~9)}、Ti と Al の原子比の変化による第 2 相 (Ti₃Al) の分散の効果¹⁰⁾¹¹⁾、結晶粒微細化の効果⁵⁾¹²⁾が検討されている。しかし、得られる室温引張延性は最大でも約 3% 程度であり、依然として難加工材である。したがって、このような材料については、いわゆる Near-net-shape 成形が可能な粉末冶金法の適

用^{13)~15)}が有効な解決策となる。

本研究は、Ti 等の活性な金属の粉末製造法として最も適しているプラズマ回転電極法 (Plasma Rotating Electrode Process, 以下 PREP 法とする)¹⁶⁾を用いて、TiAl 金属間化合物粉末の製造を試み、さらに、得られた粉末を真空ホットプレス¹⁷⁾を用いて加圧焼結してその焼結体の機械的性質について検討を行った。

Ti-6Al-4V 合金¹⁸⁾や Ni 基超合金¹⁹⁾粉末をあらかじめ塑性加工することにより、Strain energizing 効果が得られるという報告がある。本研究では、TiAl 金属間化合物粉末についてボールミリング処理 (BM 処理) を施すことにより、同様の効果を得ることを目指した。

2. 実験方法

2.1 PREP 法による粉末製造

粉末製造に用いた TiAl インゴット (以下 casting material とする) は水冷銅鑄型を用いたプラズマ・アーク溶解法で製造したもので、その化学組成はほぼ化学量論組成である

昭和 63 年 11 月日本金属学会にて一部発表 平成元年 8 月 25 日受付 (Received Aug. 25, 1989)

* 立命館大学理工学部 (現:日鉄溶接工業(株)) 工博 (Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, Now Nippon Steel Welding Products and Engineering Co., Ltd.)

*² 立命館大学大学院 (現:新日本製鉄(株)) (Graduate School, Ritsumeikan University, Now Nippon Steel Corp.)

*³ 立命館大学理工学部 工博 (Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, 28 Tojiinkitamachi 603)

Table 1. Chemical composition of TiAl electrode (mass%).

Al	Fe	W	C	N	O	Ti
35.97	0.06	0.01	0.019	0.008	0.075	Bal.

(Table 1). インゴットから直径 30 mm, 長さ 120 mm の消耗電極を加工し粉末製造に用いた. 使用した PREP 装置および実験方法は前報²⁰⁾ に述べたとおりである. ただし, プラズマ・トーチのノズル径は 5 mm, 作動ガスは毎分 1 l の流量の Ar を用いた. 実体および光学顕微鏡写真を用いて, PREP 粉末の粒径を直接測定することにより粒度分布を求めた.

回転式ボールミルを用いて粉末粒子を前加工した. 使用したポット (内径 104 mm), ボール (直径 9.8 mm・約 1.1 kg 使用) はステンレス製であり, 内部を Ar に置換して 110 g の粉末を回転速度 39 s^{-1} で 360ks の処理を行った.

2.2 加圧焼結¹⁷⁾¹⁹⁾

本実験で用いたホットプレス用押型はサイアロン製であり浮型を用いた複動式である. ダイ内径は 12 mm で内面に潤滑材として窒化ほう素を塗布した. 5 g の TiAl 粉末を押型内に充填してホットプレス装置 (インストロン型試験機に真空炉を取り付けたもの) に設置した後に $3 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ 以下の圧力となるまで真空排気した. $30 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ で所定の温度に昇温し 1.8 ks 保持後 10.8 ks ホットプレスを行った. ホットプレス中の焼結体の高さ変化を連続的に読み取り, パーソナルコンピュータを用いて焼結体の相対密度の時間による変化および緻密化速度の相対密度による変化を計算した. 焼結体の密度はアルキメデス法により測定した. 本研究で

は粉末製造に用いたインゴットを 1223 K で 60% 圧縮変形したものを真密度(100%)として焼結体の相対密度を算出した.

2.3 圧縮試験

焼結体と鋳造材の機械的性質を比較するために常温および高温で圧縮試験を行った. 圧縮試験片は断面が 3 mm 角, 高さ 5 mm の角柱状である. 初期ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_{initial}$) は常温での試験においては約 $3.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, 高温では約 $5.5 \sim 6.0 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ である. また高温圧縮試験は Ar 雰囲気中において 873~1273 K の温度範囲で 50 K ごとに順次昇温, 等温保持 (300 s), 0.2% 耐力のみの測定を繰り返すことにより行った.

3. 実験結果および考察

3.1 PREP 法による粉末製造

筆者らは先に Ti-6Al-4V 合金を用いて, 製造した粉末の粒度分布に及ぼす種々の PREP 条件の影響につい

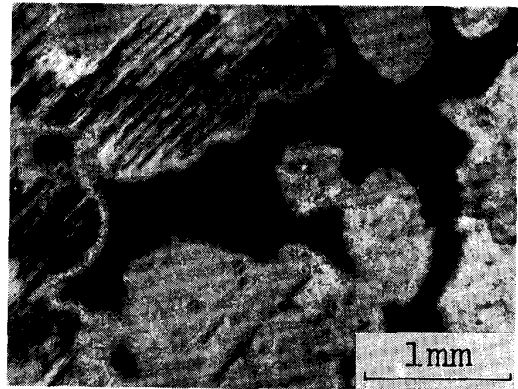
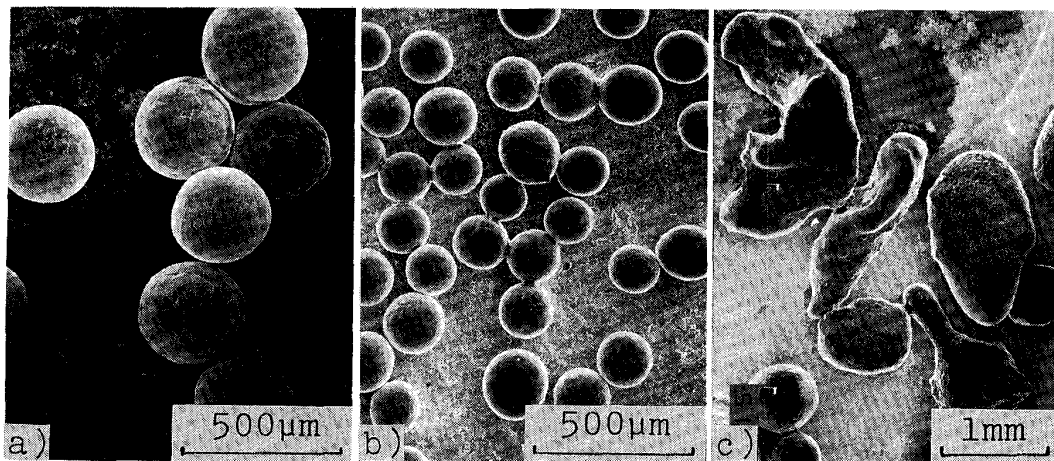


Photo. 1. SEM micrograph of as-cast structure of TiAl alloy.



a) Main particles b) Secondary particles c) Irregular particles

Photo. 2. SEM micrographs showing the particle shape of TiAl powders.

て検討²⁰⁾した。その結果得られた最適の PREP 条件(電流 200A, 電圧 35 V)でまず, 角速度 $1257 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$ (200 s^{-1}) の条件で粉末の製造を行った。このとき用いた被溶解材は典型的な TiAl の casting 材の凝固組織(Photo. 1)を示している。得られた PREP 粉末の外観の走査電子顕微鏡写真を Photo. 2 に, 一次粒子断面の組織を Photo. 3 に示す。Photo. 2a) に示すような平均粒径 $306 \mu\text{m}$ の一次粒子, それに引き続いて生成される平均粒径 $127 \mu\text{m}$ の二次粒子 b), さらに球形を呈しない粗大粒子 c) の混入が認められた。この 3 種類の形態の粒子の重量割合はそれぞれ 82.5, 13.7, 3.8% であった。

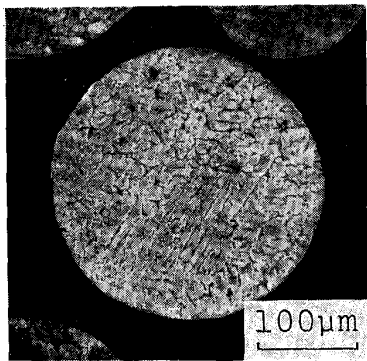
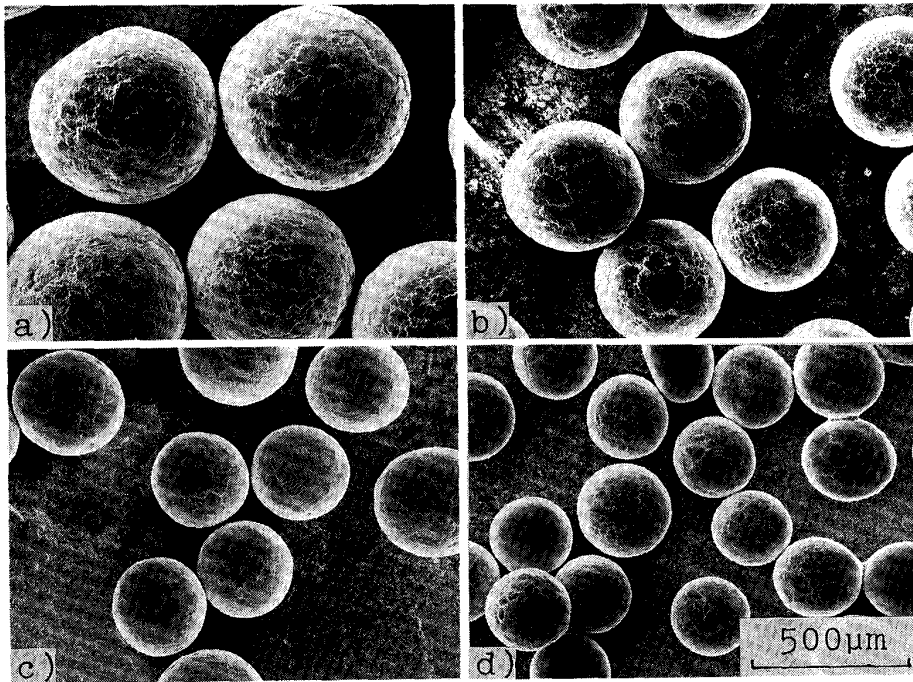


Photo. 3. SEM micrographs of cross-section of TiAl powder particle (Main particle).

一次粒子の組織は微細ではあるが Photo. 1 と同様の凝固組織であり, X線回折結果および従来の報告²²⁾から, Ti_3Al の微細な析出物が存在しているものと考えられる。得られた粉末粒子の断面の EPMA 分析を行ったところ, 一次粒子と二次粒子は約 55 at% Al (Ti を Bal. として計算)であったのに対し, 粗大粒子は 43~49 at% Al であった。粉末製造に用いた試験片の組織は大きな偏析を有する (Photo. 1)。したがって, 前述の PREP 条件で粉末を製造した場合には, 組織の相違により融点, 流動度, 密度等が異なるため一様な溶解状況が実現できず, Ti リッチ相の溶解の遅れが生じ, これらが不球形の粗大粒子を形成して混入したものと考えられる。

粗大粒子の生成を防止するため, すなわち, PREP 素材の偏析に影響されずに断面を一様に溶解するためにプラズマアーク電流を 300 A, 電圧を 45 V に増大したところ, 上述の粗大粒子は全く生成されなかった。プラズマアークの熱量の増加により, 凝固組織であっても一様に試料端面を溶解することができる。したがって, 被溶解材に高温かつ長時間の均一化処理を施してあらかじめ TiAl 単相とする必要は無く, 偏析を有する casting 材を PREP 用の素材として使用できることがわかった。

凝固組織を有する被溶解材を用いた場合の最適 PREP 条件 (プラズマアーク電流 300 A, 電圧 45 V)



a) $628 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$, average particle diameter $d = 565 \mu\text{m}$, standard deviation $\sigma = 26.3 \mu\text{m}$
 b) $942 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$, $d = 409 \mu\text{m}$, $\sigma = 28.9 \mu\text{m}$
 c) $1257 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$, $d = 306 \mu\text{m}$, $\sigma = 27.5 \mu\text{m}$
 d) $1571 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$, $d = 251 \mu\text{m}$, $\sigma = 16.1 \mu\text{m}$

Photo. 4. SEM micrographs of TiAl powders produced by various angular velocities.

で $628 \sim 1571 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$ ($100 \sim 250 \text{ s}^{-1}$) において粉末製造を行った。得られた粉末の一次粒子の外観の走査電子顕微鏡写真を平均粒径と標準偏差を併せて Photo. 4 に示す。 $628 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$ の場合のみ多少変形した粉末粒子 (PREP 装置のチャンバーに粉末粒子が衝突した時に変形) が認められるが、いずれの回転速度においても粒度分布の狭いほぼ真球状の TiAl 金属間化合物粉末が得られた。

3.2 ホットプレスによる緻密化挙動

前述の最適 PREP 条件を用いて、角速度 $1257 \text{ rad}\cdot\text{s}^{-1}$ で粉末を製造し一次粒子のみ (PREP 粉末) を 3600 ks BM 処理した粉末 (BM 粉末) の外観を Photo.

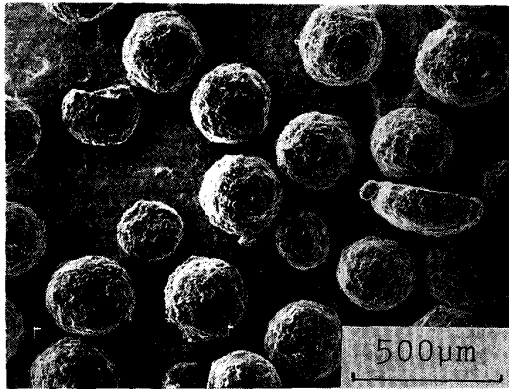


Photo. 5. SEM micrograph showing TiAl powder particles deformed by ball milling.

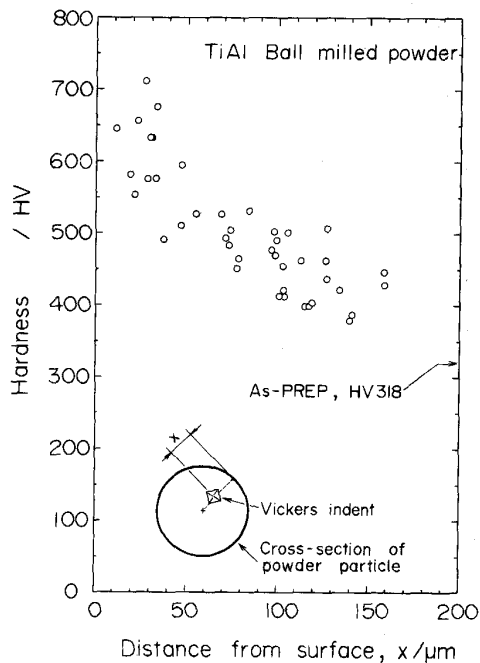


Fig. 1. Microhardness as a function of the distance, x , from the particle surface of ball milled TiAl powder.

5 に示す。わずかに破壊されている粉末粒子が認められるが、いずれの粉末粒子も表面の状況が PREP 粉末と異なっている。粉末粒子に加えられた加工ひずみ量について推定するために、粉末粒子の断面 (樹脂埋めし、研磨したもの) を用いて粉末粒子表面からの距離とビッカース硬度との関係を求めた (Fig. 1)。なお PREP 粉末の硬度は HV318 である。同図より、粉末粒子の中心部分から粒子表面に近づくほど高硬度となり粉末粒子にひずみが導入されていることがわかる。

PREP 粉末と BM 粉末を用いて $923 \sim 1323 \text{ K}$ の温度範囲、 100 MPa 、 10.8 ks の条件下でホットプレスを行った。ホットプレスによる緻密化挙動の代表例として、TiAl の脆性-延性遷移温度以下の 923 K 、この温度以上の 1173 、 1223 K の相対密度-ホットプレス時間曲線、緻密化速度-相対密度曲線をそれぞれ Fig. 2(a), (b) に

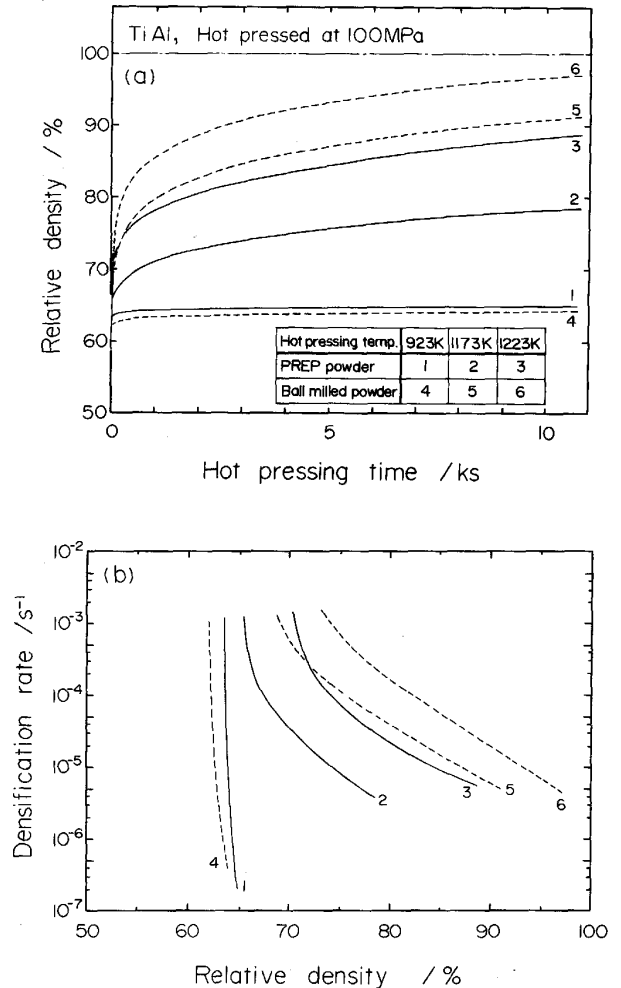


Fig. 2. Effects ball milling on the densification of TiAl compacts hot pressed at various temperatures under 100 MPa . Relation between relative density and hot pressing time (a), and densification rate and relative density (b).

示す。本研究に用いたホットプレス装置は、所定の圧力に到達するまで毎分約 1 mm の速度でクロスヘッドが移動する。したがって、粉末粒子の変形抵抗が小さい場合には所定の圧力に到達した時点で焼結体はすでにある程度の高相対密度を示すことになる。(b)図はホットプレス圧力の 100 MPa に到達した時点以降における緻密化速度の相対密度による変化を示したものである。高温変形の実験結果から TiAl は脆性-延性遷移温度以下ではほとんど延性が認められず、温度が変化しても変形抵抗はほとんど変化しないことが報告⁴⁾²³⁾²⁴⁾されている。したがって、Fig. 2(a)に示した 923 K の場合における加圧開始からの瞬間的な密度の上昇は、粉末粒子の再配列とわずかな塑性変形によるものと考えられる。ホットプレス時間が増加してもほとんど相対密度の上昇は認められず、(b)図より緻密化速度が急激に低下し、事実上緻密化は全く進行しない。遷移温度以下のような低温では拡散の寄与は顕著でないと考えられるので、主な緻密化機構となる粉末粒子の変形による焼結体の密度の上昇はほとんど期待できない。

遷移温度以下では、PREP 粉末と BM 粉末の緻密化挙動の相違はほとんど認められなかったが、遷移温度以上の 1173 K、1223 K における 10.8 ks のホットプレスにおいて BM 処理を施すことによりそれぞれ 13%、8% 相対密度が増加した。また(b)図から BM 処理により緻密化速度が増加し、1173 K では 10 倍以上の緻密化速度の増加が認められた。すなわち、加工した粉末を加圧焼結に用いた場合、いわゆる与ひずみの効果により緻密化の大幅な促進が認められた。

次に、100 MPa の圧力で 10.8 ks ホットプレスした焼結体の相対密度のホットプレス温度による変化を Fig. 3 に示す。予ひずみの効果による緻密化の促進は、1023 K から 1273 K の温度範囲で認められ、得られた焼結体の相対密度の増加は 1173 K において最大 13% の値を示した。より高温においては相対密度の差は減少しており、実験結果から予想すると 1323 K においては BM 処理を施しても緻密化の促進は認められないと考えられる。PREP 粉末は 1323 K のホットプレスによって 99.4% の高相対密度の焼結体を得られた。また、PREP 粉末は 1100 K 付近を、BM 粉末は 1000 K 付近を境にしてホットプレス温度による相対密度の増加が著しくなる。この温度は、後に述べる焼結体の高温圧縮試験結果における脆性-延性遷移温度とほぼ一致している。

Photo. 6 にホットプレス後の焼結体の断面(加圧方向に平行な断面)の組織を示す。PREP 粉末を 1223 K でホットプレスした焼結体は、緻密化の際に変形した粉

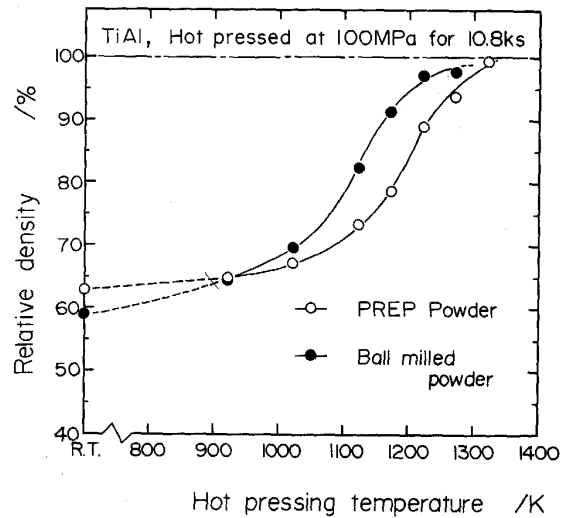
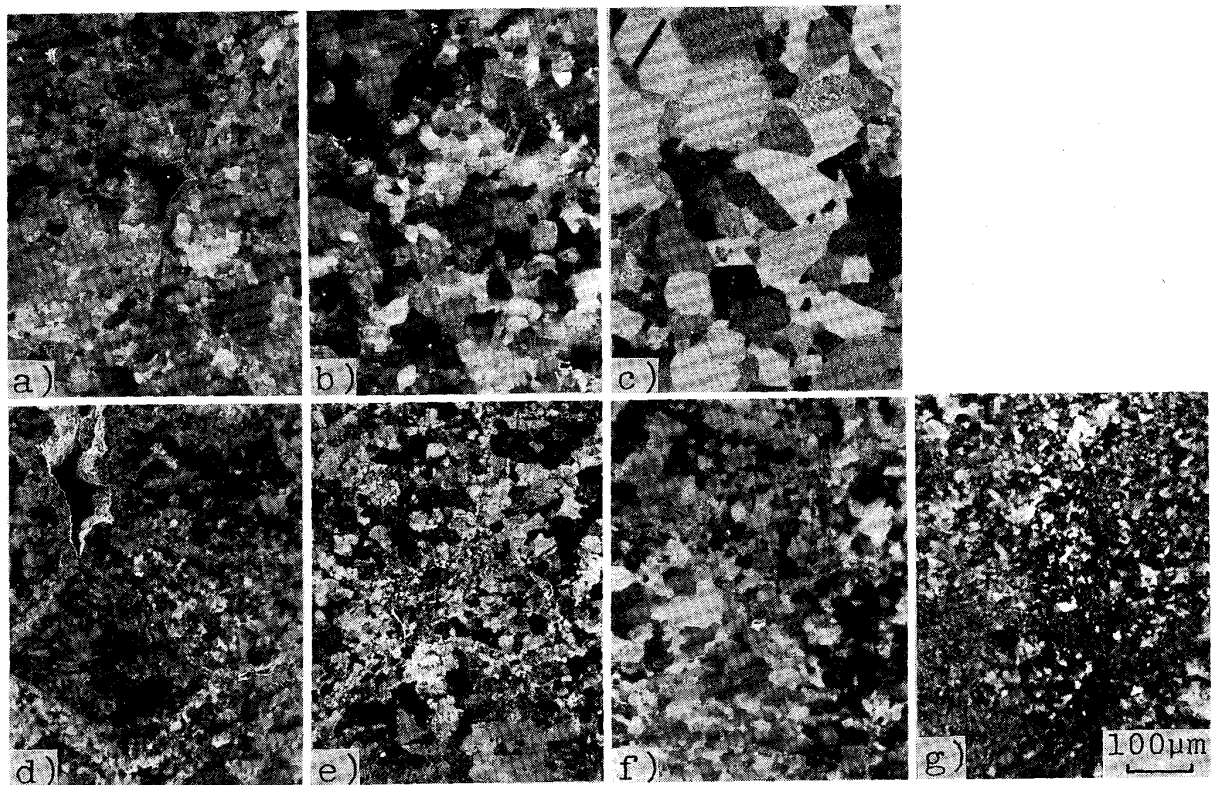


Fig. 3. Effects of hot pressing temperature on relative density of the compacts made from PREP powder and ball milled powder (Hot pressed at 100 MPa for 10.8 ks).

末粒子界面近傍だけで再結晶粒が認められるが、粉末粒子の内部ではまだホットプレス前の凝固組織が残存している。そして 1273 K 以上において初めて粉末粒子全体で再結晶粒が認められる。これに対して BM 処理粉末焼結体は、粉末粒子の変形した表面近傍の再結晶は 1173 K から認められ、1223 K では微細な再結晶粒からなる焼結体となった。これらの再結晶粒は Photo. 6 から判断する限り TiAl 単相と考えられる。BM 処理を施すことにより再結晶温度が低下し、1273 K 以下では結晶粒の再結晶による等軸化および微細化が起こるため Fig. 3 に示したように緻密化が促進されたと考えられる。すなわち、結晶粒の微細化のため粉末粒子の変形抵抗が低下し、その結果、同一条件のホットプレスであっても、粉末粒子の変形量が増加し大幅に緻密化が促進される。また、Photo. 6 b), f) の比較より TiAl は 1273 K をこえると結晶粒の粗大化が極めて著しく、BM 処理を施した場合においても、旧粉末粒子の境界部分に対応する微細結晶粒である領域以外の結晶粒径は同一温度でホットプレスした PREP 粉末焼結体の結晶粒径とほぼ同一となる。焼結体の組織は緻密化挙動と密接に関連している¹⁹⁾ ことから、BM 処理を行っても 1323 K のホットプレスでは PREP 粉末と同様の結晶粒径となるため、組織的観点からもこのような高温では緻密化の促進は認められないと予想される。

PREP 粉末は 1323 K、100 MPa、10.8 ks のホットプレスで 99% 以上の高相対密度の焼結体を得られたが、その焼結体の結晶粒径は 71 μm となり、粗大化が



a) PREP powder, 1 223 K, 100 MPa b) PREP powder, 1 273 K, 100 MPa
 c) PREP powder, 1 323 K, 100 MPa d) Ball milled powder, 1 173 K, 100 MPa
 e) Ball milled powder, 1 223 K, 100 MPa f) Ball milled powder, 1 273 K, 100 MPa
 g) Ball milled powder, 1 233 K, 200 MPa

Photo. 6. SEM micrographs of the cross-section of the compacts hot pressed at various temperatures under 100 or 200 MPa.

著しい。そこで、緻密化の促進を図り、かつ微細結晶粒を有する高密度のTiAl焼結体を得るために、BM粉末で微細な再結晶焼結体が得られる1223 Kでホットプレスを行った。Fig. 4に焼結体の相対密度と圧力(50~200 MPa)との関係を示す。BM粉末焼結体は200 MPaのホットプレスで15 μmの平均結晶粒径を有する99.3%の相対密度の焼結体を得られた。その焼結体組織をPhoto. 6g)に示す。これに対してPREP粉末焼結体の200 MPaでの相対密度は97.7%であり、より高密度の焼結体を得るためには、結晶粒の粗大化する1323 K以上の高温が必要である。

高温圧縮変形において、TiAlが動的再結晶を生じることが報告されている¹²⁾。冷間加工後の熱処理による再結晶はTiAlの難加工性のためあまり試みられていないが、本研究で示したように、粉末粒子の加工により再結晶温度の低下が認められ、適正な温度では微細結晶粒を有するTiAl焼結体を得られることが明らかになった。

3.3 焼結体の機械的性質

上述の99%以上の相対密度を有するPREP粉末焼

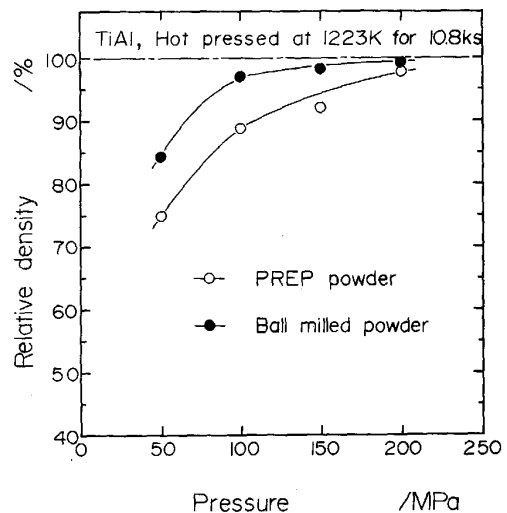


Fig. 4. Effect of hot pressing pressure on relative density of the compacts made from PREP powder and ball milled powder (Hot pressed at 1 223 K for 10.8 ks).

結体 (Photo. 6c), 平均粒径 71 μm) と BM 粉末焼結体 (Photo. 6g), 平均粒径 15 μm) と 鋳造材 (比較材) につ

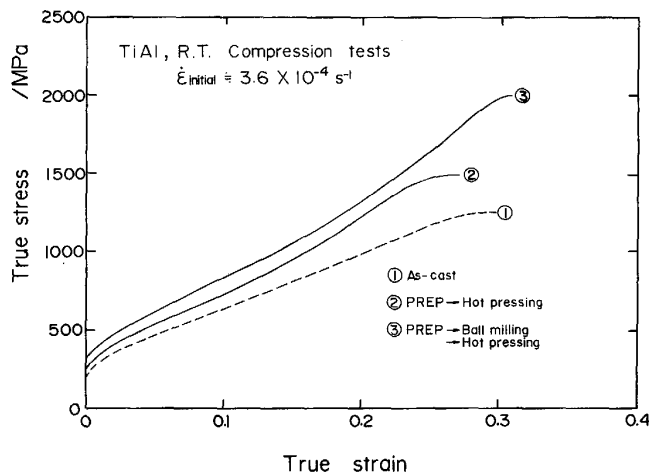


Fig. 5. Compressive stress-strain curves at room temperature of the compacts made from PREP powder and ball milled powder. Similar curve of as-cast specimen is also shown for comparison.

いて圧縮試験を行った。

3.3.1 室温圧縮試験

常温での圧縮試験における応力-ひずみ線図を Fig. 5 に示す。圧縮強さは鑄造材が 1250 MPa であるのに対して PREP 粉末焼結体は 1490 MPa, BM 粉末焼結体は 1830 MPa と大幅に向上している。また、圧縮破壊ひずみはそれぞれ 26, 23, 27%, 0.2% 耐力は 200, 290, 350 MPa であった。粗大結晶粒を有する焼結体は幾分延性が劣るものの、BM 処理を施して予ひずみの効果によりもたらされた結晶粒の微細化は、室温における機械的性質を大幅に向上することが明らかになった。

3.3.2 高温圧縮試験

Fig. 6 にそれぞれの試験温度における鑄造材, PREP 粉末焼結体, BM 粉末焼結体の 0.2% 耐力を示す。

鑄造材の 0.2% 耐力は 1073 K までほぼ 360 MPa と一定値を示した後に温度の上昇とともに低下する。この傾向は、従来の鑄造材²⁵⁾, および TiAl 多結晶体⁴⁾²³⁾ についての報告と一致している。しかし、本研究での焼結体の 0.2% 耐力は正の温度依存性を有し、特定の温度でピーク応力を示した後に温度の増加に伴って 0.2% 耐力は急激に低下する。これは種々の結晶方位についての TiAl 単結晶の高温圧縮試験結果²⁴⁾ と定性的に一致しており、TiAl 本来の性質 (正の温度依存性) を示したものと考えられる。PREP 粉末焼結体は 1123 K でピーク応力 420 MPa を示し、これは鑄造材よりも優れている。BM 粉末焼結体はピーク時の温度は 973 K と粗大結晶粒の PREP 粉末焼結体と比較して 150 K 低下するが、ピーク応力は 480 MPa と増加した。これは結

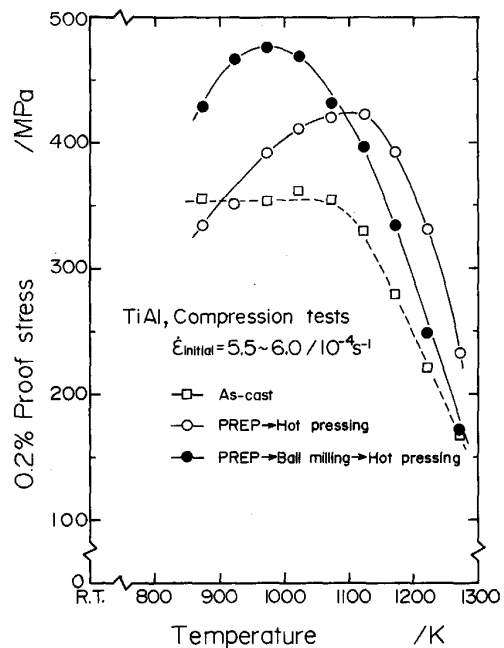


Fig. 6. Effect of temperature on 0.2% proof stress of the compacts made from PREP powder and ball milled powder. Similar curve of as-cast specimen is also shown for comparison.

晶粒微細化により、低温側ではホール・ペッチの法則により 0.2% 耐力が増加するが、高温側では逆に微細結晶粒にもとづく強度低下が現れたものと考えられる。TiAl 焼結体の結晶粒微細化は、その焼結体の使用可能な温度を低下させるが、ピーク応力は増加し、より高荷重に耐えうる焼結体をもたらす。

Fig. 3 のホットプレス結果より、PREP 粉末焼結体, BM 粉末焼結体ともに高温圧縮試験における脆性-延性遷移温度 (それぞれ 1123 K, 973 K) 以上において急激な焼結体の相対密度の増加が認められた。したがって、TiAl 粉末の加圧焼結過程と TiAl 焼結体の高温強度は関連性があり、高密度焼結体を得るための加圧焼結温度は脆性-延性遷移温度以上であることが必要である。

実験温度の増加にしたがって 0.2% 耐力は急激に低下するが、焼結体の耐力低下の割合は鑄造材より大である。また、PREP 粉末焼結体と BM 粉末焼結体では Fig. 6 の遷移温度以上の曲線の傾きにあまり変化は認められない。しかし、ピーク応力を示す温度が異なる (BM 粉末焼結体の方が 150 K 低い) ため、1123 K 以上では BM 粉末焼結体が PREP 粉末焼結体より低応力を示し、1273 K においては鑄造材とほぼ等しい値を示す。したがって、1273 K 以上で再結晶粒が大幅に粗大化しない温度域では鑄造材より BM 粉末焼結体の方が熱間加工性は良好であると言える。

TiAl は Ti と Al の組成のわずかな変化により機械的性質が異なり^{9)~11)}, 他の研究者のデータを直接比較することは困難であるが, 本研究の場合は, 粉末製造に用いた素材(鑄造材)とその粉末の焼結体は同一の材料で単に処理方法が異なっているのみである。したがって, 本研究結果から, PREP 粉末焼結体は鑄造材に比較して, 高温強度特性が優れており, BM 粉末焼結体においては, さらに室温ならびに高温における機械的性質の向上がもたらされることが結論される。

4. 結 言

粉末冶金的製法による TiAl 金属間化合物の粉末製造, 焼結体の作製, 焼結体の作製, および焼結体の機械的性質について検討した結果以下の結論を得た。

(1) PREP 法により TiAl 粉末の製造を試みたところ, 用いた素材が偏析を有する鑄造材であっても, ある程度大きなプラズマの熱量 (Ar プラズマ 300 A, 45 V) を与えることにより粒度分布が狭い良好な球形粉末を得ることができた。

(2) BM 処理により粉末粒子を前加工した(予ひずみを加えた)粉末は PREP 粉末と比較して, 脆性-延性遷移温度以上において緻密化が促進され, 1223 K で 99% 以上の高相対密度の焼結体を得られる。BM 処理粉末焼結体は PREP 粉末焼結体 (71 μm) と比較して微細な結晶粒径 (15 μm) を有する。

(3) 室温圧縮試験において, 鑄造材, PREP 粉末焼結体, BM 粉末焼結体の 0.2% 耐力は 200, 290, 350 MPa, 圧縮強さは 1250, 1490, 1830 MPa となった。PREP 粉末焼結体の破壊ひずみ量は鑄造材より 3% 劣るが, BM 粉末焼結体は 27% と同等以上の値を示した。

(4) 高温圧縮試験において, 焼結体は 0.2% 耐力の正の温度依存性を示し, 鑄造材より高強度であった。また結晶粒が微細な BM 粉末焼結体は, ピーク応力を示す温度は 150 K 低下するが, 強度は 420 MPa に対し 480 MPa と優れており, より高温では, むしろ低い 0.2% 耐力を示し, 熱間成形性に優れている。

本研究における EPMA 観察に御協力いただいた兵庫

県工業試験所稲葉輝彦主任研究員に感謝します。

文 献

- 1) 辻本得蔵: 日本金属学会シンポジウム予稿 (1988 年 9 月), p. 36
- 2) 辻本得蔵, 太田口稔: 金属 (1984) 10, p. 24
- 3) 日野春樹, 宮下卓也, 藤岡順三, 中村敏則, 西山幸夫: 日本材料学会第 37 期第 4 回高温強度部門委員会講演会資料 (1989 年 1 月), p. 1
- 4) H. A. LIPSITT, D. SHECHTMAN and R. E. SCHAFRIC: Metall. Trans. A, **6** (1975), p. 1991
- 5) 川畑 武: 日本金属学会会報, **28** (1989), p. 402
- 6) 橋本健記, 土肥春夫, 笠原和男, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, **52** (1988), p. 816
- 7) 辻本得蔵, 橋本健記, 信木 稔, 菅 広雄: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 435
- 8) 笠原和男, 橋本健記, 土肥春夫, 辻本得蔵: 日本金属学会誌, **51** (1987), p. 278
- 9) 橋本健記, 土肥春夫, 笠原和男, 中野 理, 辻本得蔵, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, **52** (1988), p. 1159
- 10) 川畑 武, 和泉 修, 田村 孝: 日本金属学会シンポジウム予稿 (1988 年 9 月), p. 28
- 11) 川畑 武, 和泉 修, 只楚正義: 日本金属学会シンポジウム予稿 (1988 年 9 月), p. 42
- 12) 三田尾真司, 高坂洋司, 大内千秋: 日本金属学会シンポジウム予稿 (1988 年 9 月), p. 24
- 13) 加藤哲男, 草加勝志, 洞田 亮: 粉体および粉末冶金, **35** (1988), p. 521
- 14) M. NAKAMURA and Y. KAIEDA: Powder Metall., **31** (1988), p. 201
- 15) 渋谷和久, 山内重徳, 吉田晴男, 町田充秀, 鈴木 孝: 日本金属学会講演概要集 (1988 年 11 月), p. 503
- 16) P. R. ROBERTS and P. LOEWENSTEIN: Powder Metallurgy of Titanium Alloys (1980), p. 21 [TMS-AIME Publications, Warrendale, PA.]
- 17) 磯西和夫, 時実正治: 日本金属学会誌, **49** (1985), p. 149
- 18) F. H. FROES, D. EYLON, G. WITH, K-J. GRUNDHOFF and W. SMARSLY: Metal Powder Report, **38** (1983), p. 36
- 19) 上西 昇, 超智茂樹, 武田義信, 黒石農士: 住友電気 (1987) 130, p. 121
- 20) 磯西和夫, 小林昌彦, 時実正治: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1913
- 21) 磯西和夫, 橋井光弥, 時実正治: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 1446
- 22) C. G. LEVI, J. J. VALENCIA and R. MEHRABIAN: Proc. Structural Metals via Rapid Solidification (1987), p. 1
- 23) 信木 稔, 橋本健記, 辻本得蔵, 浅井義一: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 840
- 24) T. KAWABATA, T. KANAI and O. IZUMI: Acta Metall., **33** (1985), p. 1355
- 25) 鶴見浩一, 宮下卓也, 日野春樹, 藤岡順三, 西山幸夫: 日本金属学会シンポジウム予稿 (1986 年 7 月), p. 13