

© 1989 ISIJ

技術報告

セラミックス粒子分散耐熱合金の高温材料特性

森田喜保*・岡村一男*²・河嶋寿一*・瀬口 学*³

High Temperature Material Properties of Ceramic Particle Composite

Yoshiyasu MORITA, Kazuo OKAMURA, Hisakazu KAWASHIMA and Manabu SEGUCHI

Synopsis:

The composite materials consisting of alumina ceramic particles and heat-resistant alloys were manufactured, and both the heat conductivity and compressive creep of composites in the high temperature range were investigated for the purpose of developing a new type of heat resistant material. The composites containing alumina ceramic particles of 2 or 3 mm diameter in about 50 percent volume fraction were produced by lost wax process. It was made clear that the heat conductivity of the composite was decreased to a half of that of matrix metal in the temperature above 600 K, and the creep strain of the composite at 1523 K could be decreased to a tens of that of matrix. It was also discussed about the effect of the purity of alumina particles and the component system of matrix metal on the creep strain of the composite.

Key words: composite material; ceramics; particle reinforced metal; castings; mechanical testing; creep; heat conductivity.

1. 緒 言

現在、鉄鋼などの製造プロセスにおいて使用する耐熱材料としては、Ni, Cr, Co などからなる耐熱合金が一般的である。ところが1500 K以上の高温においても、強度を要求されることが多く、このような高温域では耐熱合金といえども、その強度は急速に低下する。そこで代替として、耐熱性に優れたセラミックスの適用が試みられているが¹⁾、セラミックスは機械的衝撃に脆いという問題点を抱えている。これらの問題点の解決方法として、セラミックスと金属の複合化が考えられる。

近年、このような耐熱用金属基複合材料が、多くの分野で注目され、研究開発が進められている²⁾。複合強化方法の一つに、粒径10 μm以下の酸化物や窒化物をマトリクス金属中に分散させる分散強化³⁾があり、鉄鋼プロセスにおける加熱炉スキッドボタンへの適用も試行されている⁴⁾。分散強化複合材での粒子は非常に微細であり、粒子を均一に分散するために、メカニカルアロイング⁵⁾や半溶融加工法⁶⁾などの特別な製造方法が研究されている。

一方、粒径が1 mm以上と比較的大きな場合は、 casting

にて複合化が可能である⁷⁾⁸⁾。このように粒径の大きい複合材の高温での材料特性に関する報告は無く、常温での摩耗について若干の報告⁸⁾⁹⁾があるにすぎない。

本報では、直径2~3 mmのアルミナセラミックス粒子(以下、粒子と略す)と耐熱合金との複合材を試作し、その熱伝導率、高温圧縮クリープ特性について検討した。

2. 複合材の製造および実験方法

実験に用いたマトリクス用金属(以後、マトリクスと略す)はNi, Cr, Coなどの合金であり、耐熱鋼としての普及鋼種および独自に成分設計を行ったものである。強化粒子には粒径2~3 mmの市販のアルミナセラミックスボールを用いた。Table 1にこれらの化学組成を示す。

2.1 製造方法

比較的径の大きい粒子をマトリクス中に分散させる製造プロセスとして、加圧鑄造法⁷⁾や溶湯鍛造法⁹⁾などが知られているが、本報では加圧手段を用いずに、ロストワックス法を応用した。Fig. 1にその概要を示す。

通常のロストワックスプロセスと異なる点は、(a)ワックス注入前にあらかじめ、金型内に粒子を封入して

昭和61年4月本会講演大会にて発表 昭和63年12月16日受付 (Received Dec. 16, 1988)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*² 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

*³ 住金テクノリサーチ(株) (Sumikin Techno Research, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of matrix and particles (wt%).

Material		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Co	Fe	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO
Matrix	A	0.30	0.76	0.68	3.43	27.51	5.32	Bal.	1.12	—	—	—
	B	0.04	0.87	1.22	20.76	23.74	1.52	39.7	Bal.	—	—	—
	C	0.25	0.68	0.86	23.01	27.10	5.61	31.6	Bal.	—	—	—
	D	0.01	0.73	0.72	28.25	27.12	5.54	28.5	Bal.	—	—	—
	E	0.12	0.77	0.83	29.75	27.96	1.58	31.6	Bal.	—	—	—
	F	0.01	0.77	0.73	27.79	27.66	1.47	33.4	Bal.	—	—	—
Particle	a	—	—	—	—	—	—	—	—	91.0	7.0	0.7
	b	—	—	—	—	—	—	—	—	99.5	0.1	0.1

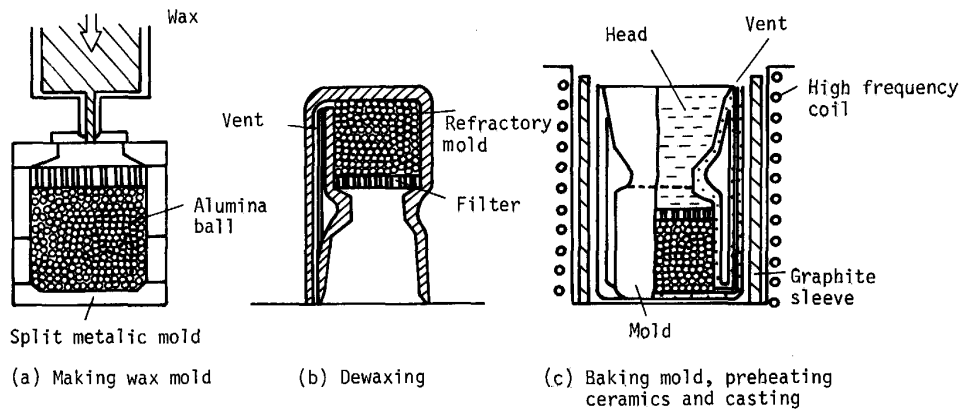


Fig. 1. Schematic illustration of lost wax process.

Table 2. Structure of refractory mold (a), and chemical composition of slurry sand (b).

(a) Structure												
Layer	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Dipping Sanding	X	—	X	—	—	Y	—	Y	—	Y	—	X
	—	x	—	x	y	—	y	—	y	—	y	—
(b) Chemical Composition (wt%)												
Dipping Slurry	X	Powder : 66.2% ZrO ₂ , 32.4% SiO ₂ , Binder : 30.4%, 69.6% H ₂ O										
	Y	Powder : 99.6% SiO ₂ , Binder : 30.4%, 69.6% H ₂ O										
Sand	x	66.2% ZrO ₂ , 33.3% SiO ₂										
	y	37.1% Al ₂ O ₃ , 60.2% SiC ₂ , 2.63% Fe ₂ O ₃										

おき、粒子を含んだろう型を作ること、(b)脱ろう、鑄型焼成後、注湯前に鑄型を1470 K以上の温度に予熱したことである。ここで、温度1470 Kは、後に示すが、鑄造欠陥の発生を防止するために必要な温度である。この温度での鑄型強度を確保するために、Table 2に示す構成にて、通常は10層までの鑄型構造を12層までに増加した。なお、鑄型の焼成温度は1300 K、鑄込み時の平均溶鋼温度は約1800 Kであり、鑄型上部より注湯を行う。また、粒子予熱温度を把握するため、鑄型上部のセラミックスフィルターを介して熱電対を鑄型内に挿入し、測温を行った。

2.2 熱伝導率の測定方法

アルミナセラミックスの熱伝導率は、レーザーフラッシュ法による熱定数測定装置（測定温度範囲300～1400 K）を用いて比熱と温度伝導率を測定し、その結果より算出した。粒状物での測定が困難なため、供試体には直径15 mm、厚み2.5 mmのプレス成形した円板状アルミナセラミックスを用いた。成分はTable 1に示した91%アルミナ粒子と同じである。

マトリクスおよび複合材の熱伝導率の測定には定常法による熱伝導測定装置（測定温度範囲370～1070 K）を用いた。Fig. 2に示す供試体に5個の熱電対を挿入し、試片の一端を加熱、他端を冷却して、定常状態の軸方向温度勾配と熱流束から熱伝導率を求めた。なお、セラミックス、マトリクス、複合材とも、測定誤差を低減するため各条件について4回の測定を行い、その平均値を測定値とした。

2.3 クリープ特性の測定方法

高温圧縮クリープ試験には20 tサーボパルサーを用いた。実験の概略をFig. 3に示す。エレマ炉内で、直径30 mm、高さ30 mmの円柱状試験片を試験温度にまで上昇後、試験片温度を一定に保った状態で、一定の圧縮荷重を負荷した。炉底より挿入したアルミナ棒に変位

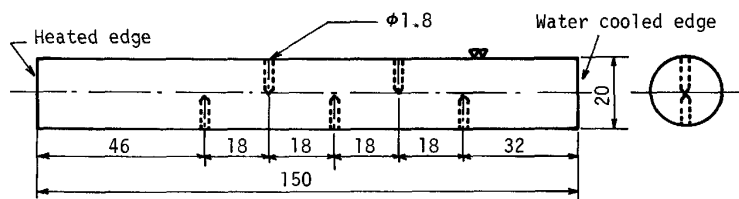


Fig. 2. Specimen for measuring thermal conductivity of matrix alloy and composite.

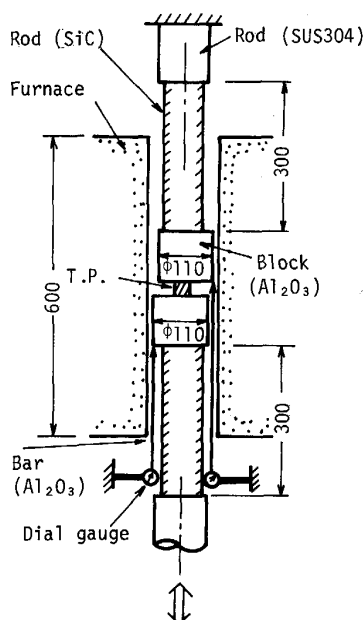


Fig. 3. Schematic profile of experimental apparatus for compression creep test.

計を接続し、試験中の試験片の軸方向変形量を動的に計測した。なお、変位計のゼロ点は、試験温度に到達後、荷重を負荷する前に調整した。試験片は、ロストワックス法で得られた直径 30 mm、長さ 100 mm の円柱から、長さ 30 mm の試片を 3 個切断することにより作成した。実験は、試験温度が 1423 K、1473 K、1523 K、1573 K の 4 段階、圧縮荷重が 19.6 MPa、クリープ時間が 3 h 以上の条件で行った。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 予熱温度と湯回りとの関係

casting時の粒子と鑄型の予熱温度が低い場合、粒子間や鑄型と粒子との間に溶湯が完全に浸透せず、空隙が生じる場合がある。そこで、予熱温度と鑄造欠陥との関係をマトリクス A と直径 2 mm の粒子 a との複合材（以後、A/a-2φ 複合材と記す）について調査した。結果を Fig. 4 に示す。粒子の体積率 (V_f) が同じ場合は、ある温度以上の予熱によって、鑄造欠陥の発生を防止でき、一方、同程度の予熱温度でも粒子の体積率が増加すると鑄造欠陥が発生することがわかる。すなわち、臨界予熱温度が

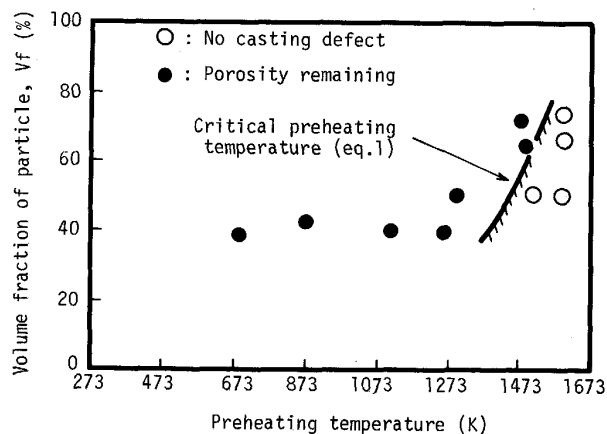


Fig. 4. Influence of preheating temperature on casting defect of A/a-2φ composite.

存在し、その値は粒子体積率によって変化する。臨界予熱温度 T_c について、長田ら⁷⁾が導いた半理論式

$$T_c = T_L - \frac{(1 - V_f) D_M H (1 - L_M)}{V_f D_P C_P},$$

$$L_M = 0.965 - 0.9 V_P \dots\dots\dots (1)$$

を用いて計算される値を Fig. 4 中に実線で示すが、実験結果とはほぼ一致した。ただし式(1)において、 T_L はマトリクスの液相温度、 D は密度、 C は比熱、 H は凝固潜熱で、添え字 M, P はそれぞれマトリクスと粒子を表す。Fig. 4 の実線の計算には、 $D_M = 8.1 \text{ g/cm}^3$, $D_P = 3.3 \text{ g/cm}^3$, $C_P = 1.32 \text{ J/g}$, $T_L = 1660 \text{ K}$, $H = 272.1 \text{ J/g}$ を用いた。式(1)は Sn, Pb, Zn などマトリクスとし、加圧鑄造を行って得られた式であるが、本実験のように、溶湯の加圧を行わず、高融点のマトリクスを用いた場合の臨界予熱温度の推定にも適用できることがわかった。

得られた複合材の粒子とマトリクスとの界面の状況を Photo. 1 に示す。粒子表面の微細な凹凸にもマトリクスが浸入し、界面に空隙はみられない。また粒子内には接合界面からマトリクス中の Cr が若干拡散していることが認められた。

3.2 粒子の強度に及ぼす熱衝撃の影響

鑄込み時のマトリクスの温度が粒子の予熱温度よりも高いため、急速加熱による熱衝撃が粒子に加わることになる。そこで、鑄造による粒子の強度変化の有無につい

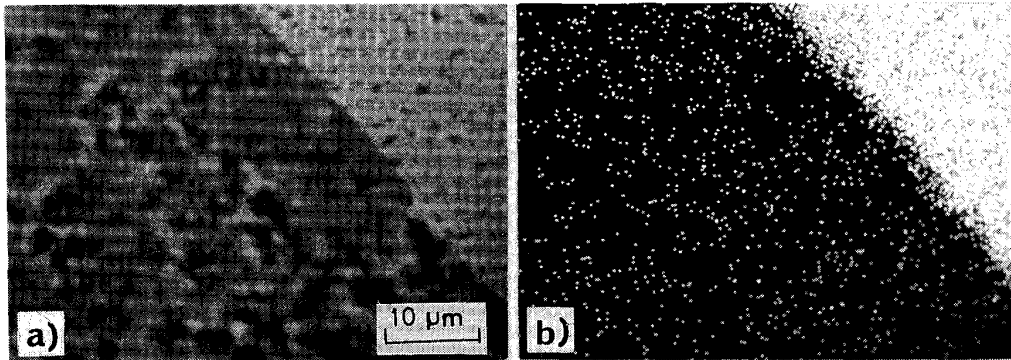
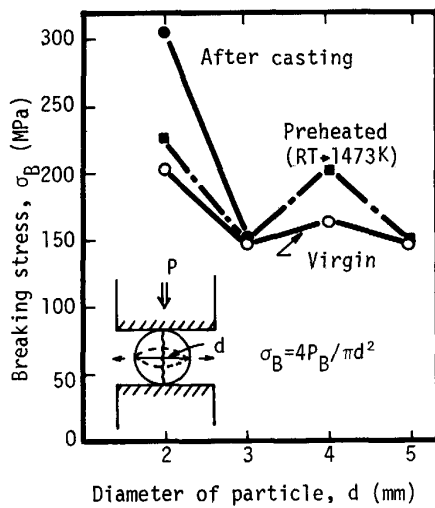


Photo. 1. Observation of particle and matrix interface (a), and distribution of Cr (b).

Fig. 5. Influence of thermal history on compression strength of 91%Al₂O₃ spherical particles.

て検討した。Fig. 5 は、予熱温度 1500 K、 casting 温度 1792~1807 K で casting した複合材から取り出した粒子と、無垢の粒子の圧壊強度 (σ_B) を比較したものである。ただし σ_B は圧壊荷重を粒子の最大断面積で除したもので定義した。各条件についてそれぞれ 20 体の試験を行い、その平均の σ_B を示した。 casting では粒子に約 300 K の熱衝撃が加わるが、 casting によって粒子の強度は無垢材よりもむしろ向上している。これは casting 時の加熱によって、粒子が再焼成されるためと考えられる。同様の現象は、室温から 1473 K まで炉内加熱した後、徐冷した粒子についても観察された。すなわち、 $V_f \geq 0.5$ の複合材について、Fig. 4 に示された臨界予熱温度に予熱した場合、 casting 時に最大約 300 K の熱衝撃を受けることになるが、粒子には強度の劣化は生じないことが確認された。

3.3 熱伝導率

3.3.1 構成要素の熱伝導率

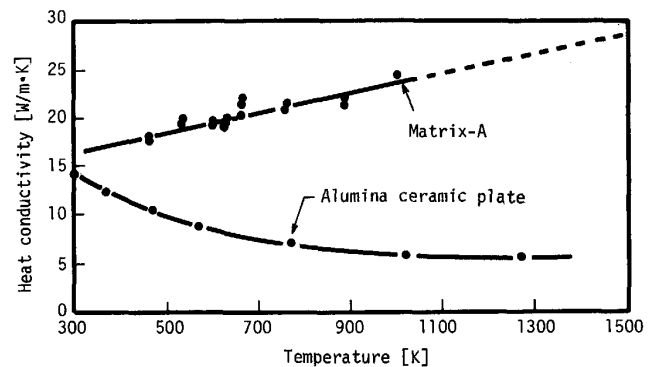


Fig. 6. Thermal conductivities of matrix and alumina ceramics plate.

マトリクス A と 91% アルミナセラミックスの熱伝導率と温度との関係を Fig. 6 に示す。マトリクスの熱伝導率は 450 K から 1000 K の範囲で、温度にほぼ比例し、450 K で、約 18 W/m·K、1000 K で 23 W/m·K であった。一方、アルミナの熱伝導率は、300 K では約 14 W/m·K であるが、温度上昇に伴って減少し、1000 K では 5.7 W/m·K であった。また、1000 K 以上では、温度の影響をほとんど受けず、ほぼ一定値をとる。

3.3.2 複合材の熱伝導率

低熱伝導率の粒子と複合することにより、複合材の熱伝導率はマトリクスの熱伝導率よりも減少する。例えば、Fig. 7 に示すように、A/a-2 ϕ または A/a-3 ϕ 複合材 ($V_f = 0.48 \sim 0.56$) の熱伝導率は 1000 K で約 9~11 W/m·K であり、マトリクス A の熱伝導率の 40~50% である。さらに図からわかるように、複合材の熱伝導率は温度によって変化し、約 650 K で極小値 (7.4~9.7 W/m·K) を有する。また、熱伝導率は多少のばらつきがあるが、粒子の体積率の増加に従って減少する傾向を示している。

以上の複合材の熱伝導率の特徴について、2種類の複合則の適用を検討した。一つは、熱流に対する粒子とマ

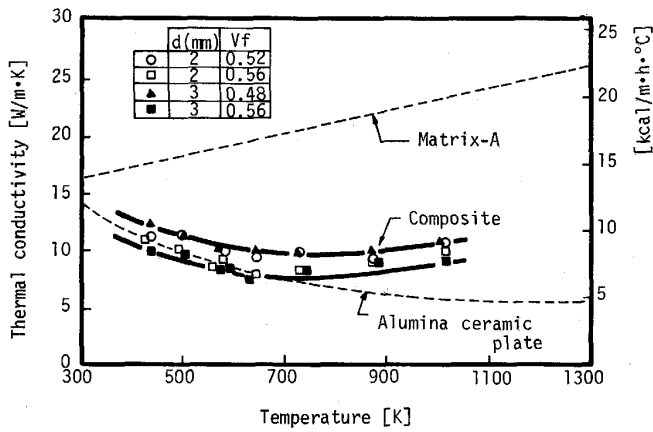


Fig. 7. Thermal conductivity of A/a-2φ and A/a-3φ composites.

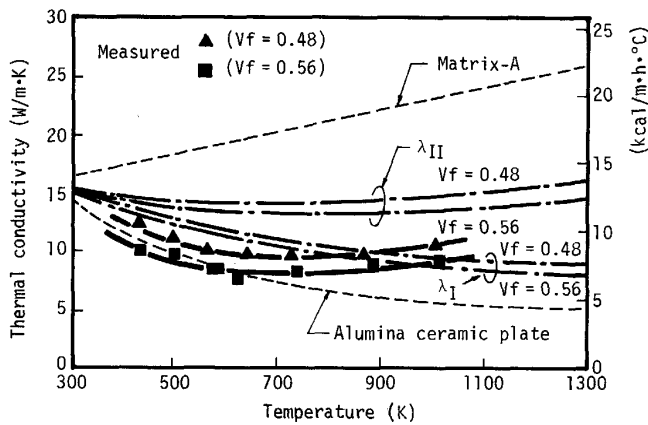


Fig. 8. Comparison of measured thermal conductivity of A/a-3φ composite with calculated ones by two types law of mixture.

トリクスの配向が直列と仮定した場合（複合則Ⅰ）であり、他方は、並列な配向を仮定した場合（複合則Ⅱ）である。これらの複合則は次式で表される。

$$\text{複合則Ⅰ } \lambda_I = 1 / \{ V_f / \lambda_p + (1 - V_f) / \lambda_m \} \dots (2)$$

$$\text{複合則Ⅱ } \lambda_{II} = V_f \lambda_p + (1 - V_f) \lambda_m \dots (3)$$

ここで、 λ_p 、 λ_m はそれぞれ、粒子ならびにマトリクスの熱伝導率を表す。Fig. 6のマトリクスとアルミナ板の熱伝導率をそれぞれ、 λ_m と λ_p として計算される熱伝導率を、直径3mmの粒子を用いた複合材での実測値と比較し、Fig. 8に示す。複合則Ⅰの方が、実測値に近い値を与えるように見えるが、複合則Ⅰによる λ_I は、温度上昇に伴って単調減少し、実測値に見られるような下に凸の変化は近似できない。実測の熱伝導率のように、温度上昇に伴っていったん減少し、ある温度以上で再び増加する傾向は、むしろ、複合則Ⅱの方が良く表現し得ている。

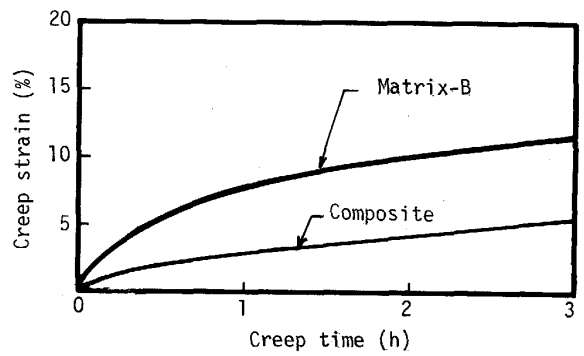


Fig. 9. Comparison of compressive creep strain between B/a-3φ composite and matrix-B at 1473 K, 19.6 MPa.

しかし、 λ_{II} の値は実測値の約1.5倍程度であり、実際には、式(3)で予想される以上の熱伝導率低減効果が得られている。このことは、粒子強化複合材の熱伝導率に対する式(3)の適用限界の問題の他に、計算にあたり粒子の熱伝導率として、プレス成形したアルミナセラミックス円板の熱伝導率を代用したことに原因があると考えられる。アルミナ円板と粒子の材質はともに、91% Al_2O_3 、7% SiO_2 であるが、粒子はプレス成形されていない。そのために、粒子の比重は、アルミナ円板の 3.6 g/cm^3 に対して 3.3 g/cm^3 と小さく、アルミナ円板ほど緻密ではない。すなわち、粒子の方が単位体積に占める微小な空隙が多く、この空隙の熱抵抗によって、粒子の方がアルミナ板よりも熱伝導率が小さいと考えられる。さらに、Fig. 7において、400 K から 600 K の範囲で、複合材の熱伝導率が、アルミナ板の熱伝導率よりも小さいが、このことも、上述と同様の理由に帰結できる。

このように、粒子の熱伝導率が未知であるため、実験結果のみから複合材の熱伝導率の複合則を導くことは困難である。球状粒子を含む複合材中の熱流は、粒子中を通過するものと、粒子を迂回するものがあり、複合則としては、複合則Ⅰと複合則Ⅱの両方の効果を含む構成になると考えられる。複合材の伝熱現象の解明には、上述のような熱流を詳細にシミュレーションする必要がある。粒子の熱伝導率の測定とともに、今後の検討課題と考えている。

3.4 圧縮クリープ特性

3.4.1 マトリクスおよび複合材の圧縮クリープ特性

B/a-3φ複合材とマトリクスBについて、1473 Kにおける圧縮クリープ歪みの時間的変化をFig. 9に示す。圧縮力を負荷して約1h以後はほぼ一定速度でクリープ歪みが増加する。3h後のマトリクスのクリープ歪みは12%であるが、複合材では5.3%であり、粒子強化に

よって、クリープ歪みが1/2以下に低減できることがわかる。

3.4.2 温度ならびにアルミナ粒子の純度の影響

B/b-3 ϕ 複合材のクリープ特性を、1423 K から 1573 K までの範囲で、試験温度を 50 K ずつ変えて調査した。Fig. 10 に各試験温度におけるクリープ時間 3 h での、複合材とマトリクスのクリープ歪みを比較して示す。なお、粒子のアルミナ純度を 91% にした場合 (B/a-3 ϕ 複合材) について、試験温度 1423 K と 1473 K での結果も併せて示した。

まず、粒子のアルミナ純度がクリープ特性に及ぼす影響について述べる。1423 K, 1473 K において、B/a-3 ϕ 複合材でのクリープ歪みはそれぞれ 2.2% および 5.3% であるが、B/b-3 ϕ 複合材では、それぞれ 0.9% および 2.0% である。すなわち、粒子のアルミナ純度を 91% から 99.5% に高めることによって、耐圧縮クリープ性能を向上できることがわかる。この理由は、高純度化によって、粒子の高温強度が増加するため¹¹⁾と考えられる。

次に温度の影響に着目すると、マトリクスの場合には 1473 K を超えると 0.33%/K の傾きで急激にクリープ歪みが増加する。一方、B/b-3 ϕ 複合材において 1423 K から 1523 K までのクリープ歪みの増加勾配は 0.023%/K である。しかし、1573 K では 11% の歪みを生じた。その結果、B/b-3 ϕ 複合材とマトリクスのクリー

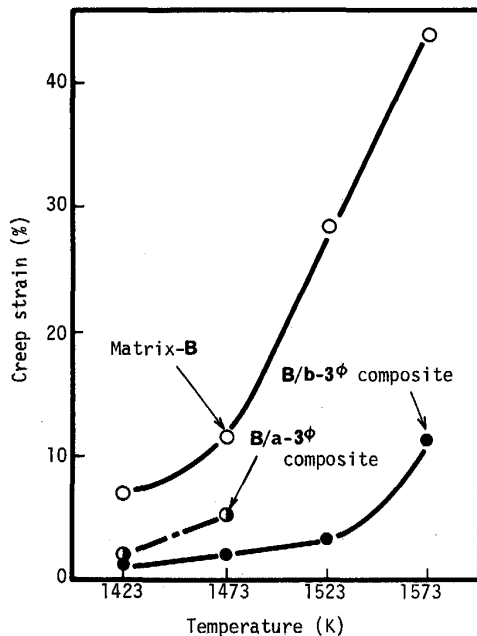


Fig. 10. Influence of temperature on creep strain of B/a-3 ϕ , B/b-3 ϕ composite and matrix-B, at 19.6 MPa for 3 h.

プ歪みの比は 1473 K で 1/6, 1523 K で 1/10, 1573 K で 1/4 となり、1523 K で最も小さくなった。

3.4.3 マトリクスの影響

A/a-3 ϕ , A/b-3 ϕ , B/a-3 ϕ , B/b-3 ϕ の各複合材について、1473 K におけるクリープ時間 3 h での歪みを Fig. 11 に比較した。A/a-3 ϕ と B/a-3 ϕ との比較あるいは A/b-3 ϕ と B/b-3 ϕ との比較より、同一純度の粒子を用いた場合の歪みは、マトリクスのクリープ歪みの大小によらずほぼ等しい。すなわち、1473 K での複合材の耐クリープ変形性能は、マトリクスの影響をほとんど受けず、粒子の強度によって決定される。99.5% アルミナよりもさらにさらにクリープ歪みの小さい材質の粒子を用いれば、複合材の耐クリープ性をさらに向上することが可能であると考えられる。

しかしながら、1473 K よりもさらに高温域においては、複合材のクリープ特性はマトリクス材質に大きく影響される。一例として、C/b-3 ϕ 複合材について、

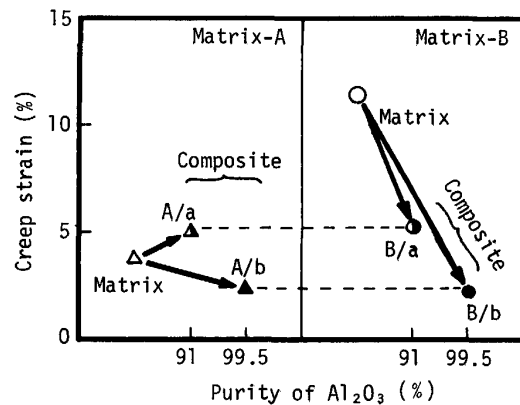


Fig. 11. Comparison of creep strain between matrix-A based composites (A/a, A/b) and matrix-B based ones (B/a, B/b), at 1473 K, 19.6 MPa for 3 h.

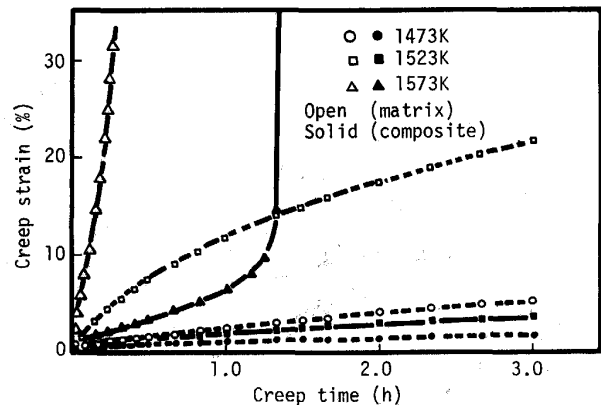


Fig. 12. Creep strain of C/b-3 ϕ composite and matrix C, at 19.6 MPa.

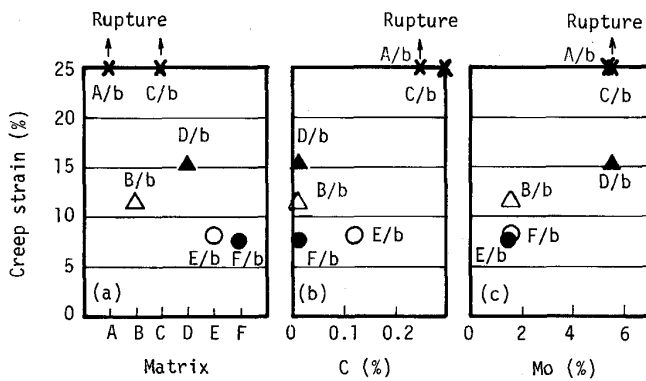


Fig. 13. Influence of matrix on creep strain of composite, at 1573 K, 19.6 MPa, for 3 h.

1473~1573 Kにおけるクリープ歪みを Fig. 12 に示す。1473 K および 1523 K では、Fig. 10 に示した B/b-3 ϕ 複合材でのクリープ歪みとほぼ等しいクリープ歪みが発生しているのに対し、1573 K では、約 1.3 h で急激に圧縮変形が増大し、破壊が生じた。1573 K での試験後の試験片には円周側面からの縦方向の割れが多数発生していた。すなわち、圧縮によって生じる周方向の引張歪みによって、円周側面のマトリクスに割れが発生し、割れ発生以後は圧縮荷重に抗しきれなくなり、割れを拡大しつつ急激に変形が増加したと考えられる。同様の現象は A/b-3 ϕ 複合材の場合にも生じた。また、マトリクス A および C 単体の場合にも、1573 K では円周側面からの割れが観察された。

一方、マトリクス B 単体の場合、Fig. 10 と Fig. 11, 12 との比較より、1423 K から 1523 K の範囲でのクリープ歪みはマトリクス A や C 単体の場合よりも大きい。1573 K においても割れはほとんど生じなかった。その結果、1573 K での B/b-3 ϕ 複合材のクリープ歪みは A/b-3 ϕ や C/b-3 ϕ 複合材の値よりも小さくなった。以上のことから、1573 K の高温において、粒子複合による耐クリープ性の向上効果を得るためには、マトリクスが延性に優れ、割れが発生しないことが必要であると考えられる。

そこで、1573 K における複合材のマトリクス材質設計の観点から、さらに、マトリクス D, E, F を用いた複合材のクリープ特性を調べた。マトリクス D, E, F はマトリクス B, C に近い成分系 (28 Ni, 28 Cr, 32 Co, 10 Fe) であり、C と Mo 量を変化させたものである。マトリクスがクリープ歪みに及ぼす影響は Fig. 13 (a) に示すように非常に顕著である。そこで、A/b~F/b の複合材について、C および Mo 量がクリープ歪みに及ぼす影響をそれぞれ Fig. 13 (b) と Fig. 13 (c) に整理

した。クリープ歪みに対する C の影響は顕著には現れていないが、Mo 量が増加すると、クリープ歪みは増加する。さらに、C/b 複合材と D/b 複合材を比較すると、Mo 量は同じであるが、C 量の多い場合 (C/b) では割れが発生し、C 量の少ない D/b では割れの発生がみられないことがわかる。これらの結果に基づいて、最終的に 1.5 Mo, 0.01 C のマトリクス F との複合材 (F/b-3 ϕ) を設計することにより、1573 K, 19.6 MPa での 3 h におけるクリープ歪みを約 8% に抑えることができた。なおこのときのマトリクス単体でのクリープ歪みは 43% であった。E/b-3 ϕ , F/b-3 ϕ 複合材については、1573 K, 19.6 MPa にて、35 h までクリープ試験を継続し、約 40% の歪みが生じても割れが発生しないことを確認した。なお、1523 K 以下の温度域では、B/b-3 ϕ 複合材の場合とほぼ同じクリープ特性が得られた。

4. 結 言

耐熱合金に 2~3 mm 径のアルミナセラミックス粒子を分散した複合材を試作し、高温熱伝導率、高温圧縮クリープ特性を求めた。得られた知見を以下にまとめる。

(1) 複合材はロストワックス法により铸造可能である。ただし、溶融マトリクスを粒子間に完全に浸透させるためには、粒子を臨界温度以上に予熱することが必要である。臨界予熱温度は長田らの式⁷⁾で評価できる。

(2) 铸造によって粒子の強度の低下は生じない。

(3) アルミナ粒子を約 50% 体積率で複合することにより、複合材の熱伝導率は 1000 K において 9~11 W/m \cdot K となり、マトリクス単体の約 40~50% に低下する。

(4) 高温での複合材の圧縮クリープ歪みは、マトリクスに割れが生じない温度範囲では、マトリクスの種類によらずほぼ一定値を示す。

(5) 粒子のアルミナ純度を高めるにつれて、複合材のクリープ歪みは減少し、99.5% アルミナ粒子を用いた場合の 1523 K でのクリープ歪みはマトリクスの約 1/10 となる。

(6) 1573 K での複合材の強度はマトリクス材質に大きく影響を受け、マトリクスに割れの生じない材質を選定することが必要である。

(7) 99.5% 3 mm 径アルミナ粒子と、0.01% C, 1.5% Mo, 28% Ni, 28% Cr, 32% Co, 10% Fe 組成のマトリクス F との複合材では、1573 K でもマトリクスに割れが生じない。19.6 MPa, 3 h での複合材のクリープ歪みはマトリクスの 43% に対し、8% に低減することができた。

最後に、本研究を進めるにあたり、複合材の製作に御助言と御協力をいただいたカントク精密鑄造(株)竹田良範氏を始めとする関係者の方々に謹んで謝意を表します。

文 献

- 1) 田中英記, 前田忠彦, 平石久志, 山上喜昭, 古川満彦, 中野修: 鉄と鋼, 71 (1985), S1619
- 2) 村上陽太郎: 第 108・109 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 1
- 3) 逢坂達吉, 森田幹郎: 金属, 52 (1982) 10, p. 22
- 4) 高木 清, 小橋正満, 内藤 肅, 井上利夫, 平石久志, 篠崎斌: 川崎製鉄技報, 20 (1988), p. 56
- 5) J. S. BENJAMIN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 2943
- 6) 木内 学: 日本機械学会誌, 88 (1985), p. 1240
- 7) 長田純夫, 松田公扶: 鑄物, 53 (1981), p. 300
- 8) 坂爪克行, 花井圭介: 小松技報, 27 (1981), p. 8
- 9) 森田喜保, 河嶋寿一, 瀬口 学: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 1711
- 10) 中田英一: 金属, 52 (1982) 2, p. 19
- 11) 河野高顕, 吉田義雄, 土田陽一郎: 日本機械学会論文集 (A 編), 52 (1986), p. 1282