

原位自生 MAX 相增强 TiAl 基复合材料

李金山 刘懿文 胡锐

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室,西安 710072)

文 摘 叙述了近年来国内外原位自生 MAX 相增强 TiAl 基复合材料的研究进展。叙述了 MAX 相结构和性能,MAX 相增强 TiAl 基复合材料的原位合成工艺的研究进展及原位合成机理,并对复合材料的微观组织、界面结构以及力学性能进行了综述,最后对其应用进行展望。

关键词 MAX 相, TiAl 基复合材料, 原位自生, 颗粒增强

In-Situ MAX Phases Reinforced TiAl Matrix Composites

Li Jinshan Liu Yiwen Hu Rui

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072)

Abstract Progress in research of in-situ MAX phases reinforced TiAl matrix composites is reviewed in this paper. The phase structures and properties of MAX phases, in-situ technologies and synthesis mechanism of the composites are introduced. The microstructures, interface structure and mechanical properties of MAX/TiAl composites are also summarized. At last, the potential for application of the composites is introduced.

Key words MAX phase, TiAl matrix composite, In-situ, Particles reinforced

0 引言

TiAl 合金因具有低密度、高比模量、低线胀系数、高热传导性、良好的高温强度、抗氧化及抗蠕变等性能,成为一种可部分替代 Ni 基高温合金的、极具竞争力的新型轻质高温结构材料,在航空航天及汽车发动机领域具有广阔的应用前景。十几年来,国内外研究者针对 TiAl 合金开展了大量的研究工作,其目标主要是提高其塑性及其高温综合力学性能。研究者们通过添加多种难熔性合金元素(如 Nb、W、Mo 等),设计了多种类型的高熔点 TiAl 基合金,以提高其使用温度;或通过添加 B、C、Si、Y 等元素细化其组织,以期改善其室温塑性,提高其高温蠕变及抗氧化性能^[1-8]。然而,大量的实践证明,单纯的金属间化合物难以满足航天、航空部件对高温强度、蠕变抗力及持久性能、塑性的综合要求,造成 TiAl 合金很难大规模实际应用。近年来,对引入增强体形成的 TiAl 基复合材料的研究日益活跃,这类新型材料可在保持 TiAl 合金低密度等良好性能的基础上,进一步改善和提高 TiAl 合金的高温强度、抗蠕变及抗氧化性能、塑性性能,使 TiAl 合金的真正工程化应用成为可能,从而成为目前国内外研究的热点^[9-10]。

TiAl 基复合材料按照增强相不同可分为连续(纤维)和非连续(短纤维、晶须和颗粒)增强两

种^[11]。连续纤维的制备工艺复杂、成本昂贵以及性能各向异性,使其应用受到限制。非连续的短纤维、晶须和颗粒增强 TiAl 基复合材料则具有各向同性性质,且制备工艺简单,成本低廉,具有更大的应用前景。在 TiAl 合金基体中引入的非连续增强体主要有 Al_2O_3 、TiC、TiB₂、Ti₃Si₃ 等^[12-15]。目前,采用原位自生方法在 TiAl 合金基体中引入以 Ti₂AlC 为代表的三元层状化合物 MAX 相作为增强相的研究受到越来越多的关注。

MAX 相,即 $M_{n+1}AX_n$ ($n=1,2$ 或 3),M 是过渡金属,A 主要为 III 和 IV 族元素,X 为 C 和 N。当 $n=1$ 时,代表化合物为 Ti₂AlC、Ti₂AlN 及 Ti₂GeC 等,简称为 211 相,又称 H 相;当 $n=2$ 时,代表化合物为 Ti₃SiC₂、Ti₃GeC₂ 和 Ti₃AlC₂,简称 312 相;当 $n=3$ 时,代表化合物为 Ti₄AlN₃,简称 413 相。MAX 相是一种三元层状陶瓷,同时具有金属和陶瓷的优良性能:高的导热导电性能,较低的维氏硬度和较高的弹性模量和剪切模量,可像金属一样进行机械加工;同时具有高屈服强度,高熔点,高热稳定性和良好的抗氧化等陶瓷材料的性能。这类化合物被描述为热力学稳定的纳米层状化合物^[16-17]。鉴于 MAX 相优异的综合性能,将其作为增强相加入 TiAl 合金中可提高 TiAl 基体合金的性能,获得实用化复合材料。本文从 MAX

收稿日期: 2011-11-21

作者简介:李金山,1966 年出生,教授,主要从事稀有金属材料及加工技术的研究。E-mail:ljsh@nwpu.edu.cn

相结构与性能入手,综述了目前国内外原位合成 MAX 相增强 TiAl 基复合材料的制备技术、原位合成机理、复合材料的组织结构以及性能研究进展,并对其应用进行展望。

1 MAX 相结构与性能

图 1 是 MAX 相的晶体结构简图^[17]。在 MAX 相的晶体结构中,过渡族金属碳化物或氮化物层与纯 A 族元素原子构成层状交替排列。在 211 相中,每三层就有一层 A 族原子层;在 312 相中,每四层就有一层 A 族原子层;在 413 相中,每五层就有一层 A 族原子层。M 原子与 X 原子之间形成共价键和离子键结合,而 M 原子与 A 原子形成金属键结合,正是这种独特的相结构使 MAX 相化合物兼具了陶瓷材料和金属材料的特性,并且具有类似于石墨的自润滑性能。

表 1 是目前几种作为 TiAl 基复合材料增强体的 MAX 相的主要性能。可以看出,MAX 相具有优异的

硬度、强度等物理和力学性能。

从以上研究可以看出,MAX 相可作为 TiAl 合金理想的增强相,以提高材料的断裂韧性、耐高温性能以及抗蠕变性能。

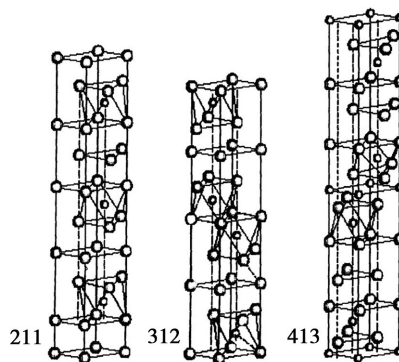


图 1 MAX 相的晶体结构简图

Fig. 1 Crystal structure of all the $M_{N+1}AX_N$

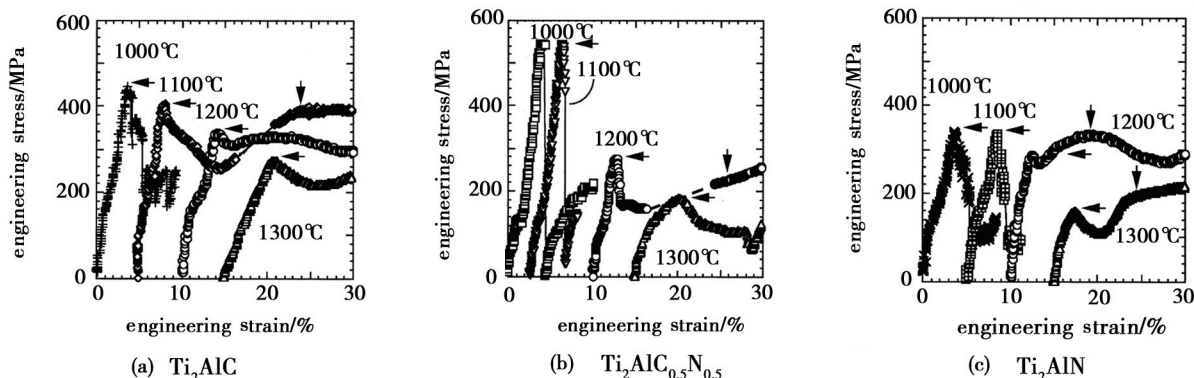


图 2 三种材料压缩应力应变曲线

Fig. 2 Engineering stress-stain curves obtained in compression at temperatures indicated

表 1 TiAl 基复合材料中的 MAX 相增强体性能

Tab. 1 Properties of MAX phase reinforcements used in TiAl matrix composites

reinforcements	density / $g \cdot cm^{-3}$	thermal expansion coefficient / $10^{-6} K^{-1}$	electrical conductivity / $10^6 (\Omega \cdot m)^{-1}$	hardness / GPa	Poisson's ratio	Young's modulus / GPa	σ_b / MPa
Ti ₂ AlC	4.1	8.2±0.2 ^[20]	2.7 ^[20]	4.5 ^[20]	0.17 ^[21]	278 ^[21]	-
Ti ₂ AlN	4.3	8.8±0.2 ^[20]	4.0 ^[20]	4 ^[20]	0.18 ^[21-22]	286 ^[21-22]	-
Ti ₃ SiC ₂	4.53	9.2	4.5	4	0.2 ^[23]	333	900(25°C) ^[24]
Ti ₄ AlN ₃	4.61	9.7±0.2	0.5	2.5	-	160~176	-
TiAl	3.7~4.1	-	-	-	-	160~180	-

W. K. Pang 等^[18]采用原位中子衍射研究 Ti₂AlN 在 1 500~1 800°C 的热分解敏感性,发现 Ti₂AlN 通过 Al 蒸气压升华发生分解,而 Ti₂AlC 的分解温度在 1 400°C 以上^[19],可见 MAX 相具有很好的高温稳定性。同时,MAX 相在高温下呈现出塑性特性。M. W. Barsoum^[20]研究发现 Ti₂AlC、Ti₂AlN 及 Ti₂AlC_{0.5}N_{0.5} 的高温应力应变曲线呈四个阶段:线性阶段、硬化阶段、软化阶段、二次硬化阶段,见图 2。在 1 300°C,三

种材料显著软化。这为 TiAl 基复合材料的高温可加工性提供可能。

2 原位合成制备方法

原位反应合成是通过化学反应形成细小稳定的颗粒增强相。目前采用原位自生方法制备 MAX 相增强的 TiAl 基复合材料的方法主要有放电等离子烧结、自蔓延高温合成、热压烧结和燃烧合成-熔铸法等^[25-28]。

放电等离子烧结 (SPS) 是通过瞬时产生的放电等离子使被烧结体内部每个颗粒均匀地自身发热和使颗粒表面活化, 容易在短时间内制备出均质、致密、高质量的烧结体。该技术具有升温速率快、烧结时间短、组织结构可控等优点, 被广泛用于制备金属基复合材料、梯度材料等^[29]。Yue Yunlong^[30]等利用 SPS 工艺制备 $Ti_2AlC/TiAl(Nb)$ 复合材料, 并采用 TEM 观察显微结构, 发现原位生成的 Ti_2AlC 相以颗粒和带状形貌均匀分布在 $TiAl$ 基体中, 并与基体具有良好的结合。F. Yang^[28]等将 Ti 粉和 Al 粉混合成 $Ti-50Al$ 粉, 与 CNTS 球磨混合, 采用 SPS 技术, 辅助单轴加压的方法制备了 $Ti_2AlC/TiAl$ 基复合材料。

自蔓延高温合成技术 (SHS) 是利用化学反应放出的热量使反应自发进行, 从而制备出材料。C. L. Yeh 等^[27]采用 SHS 合成 $TiAl-Ti_2AlC$ 原位复合材料。在合成过程中发现单相 $TiAl$ 放热性差, 合成反应需要 $200^\circ C$ 预热。由于形成 Ti_2AlC 会释放更多的反应热, 在合成 $20 mol\%$ 以上的 Ti_2AlC 的复合材料时, 反应不需要预热。

热压或热等静压反应烧结将放热反应生成增强相与热固结工艺结合起来制得致密的原位增强复合材料。Mei Bingchu 等^[31]将 $Ti/Al/C$ 粉采用原位热压方法合成 $TiAl/Ti_2AlC$ 复合材料, 研究 $Ti-Al-C$ 系统反应过程。低于 $900^\circ C$, Ti 和 Al 反应形成 $TiAl$ 金属间化合物; 高于 $900^\circ C$ 时, 由于 Ti 和 Al 的放热反应, C 与剩余的 Ti 反应形成 TiC ; $TiAl$ 与 TiC 反应生成致密的 $TiAl/Ti_2AlC$ 复合材料。Yue Yunlong^[30]将 Ti 粉、 Al 粉、 Nb 粉在 $1273 K$ 高温燃烧合成 $TiAl(Nb)$ 粉, 研细后按比例添加 TiC 颗粒, 将混合粉在烧结炉中进行 $1100^\circ C$ 、 $30 MPa$ 下真空烧结, 制得 $Ti_2AlC/TiAl(Nb)$ 复合材料。

燃烧合成-熔铸法将燃烧合成与熔铸方法结合起来制备原位自生复合材料。该方法首先将混合的原料粉进行反应烧结制得烧结体, 然后通过电弧熔炼获得复合材料, 实现致密化过程。H. Mabuchi 等^[32]将按一定化学计量比混合的 $Ti-Al$ 粉在 N_2 氛围中燃烧反应, 经非自耗电弧熔炼制得 $Ti_2AlN/TiAl$ 基复合材料。 Ti_2AlN 增强颗粒为椭圆或圆柱状, 尺寸为 $2 \sim 10 \mu m$ 。测量复合材料的材料的密度达 $3.96 g/cm^3$, 接近理论密度。

3 MAX 相增强 $TiAl$ 基复合材料的原位合成机理

目前, 对 MAX 增强相的原位合成机理, 研究较多的是 $Ti-Al-TiC$ 和 $Ti-Al-C$ 系统^[33]。

在 $Ti-Al-TiC$ 系统中, 反应过程可分为 2 个阶段。(1) 在 $900^\circ C$ 以下, Ti 与 Al 发生反应。在低于 Al 熔点温度时, Ti 和 Al 颗粒发生扩散反应, 形成 $TiAl_3$ 相。当系统温度高于 Al 熔点温度时, 未反应的 Al 发

生熔化, 与固态 Ti 反应形成 $TiAl_3$ 相。随着反应进行, $TiAl_3$ 中的 Al 元素向 Ti 中扩散, 形成 Ti_3Al 和 $TiAl$ 。 $TiAl_3$ 消耗, 最终形成 Ti_3Al 和 $TiAl$ 。(2) $900^\circ C$ 以上, TiC 与 $TiAl$ 反应形成 Ti_2AlC 。 Ti 和 Al 之间反应放出大量的热使系统温度升高, TiC 溶解在 $TiAl$ 基体的熔体中, 放热反应结束后, 系统温度降低, 三元 Ti_2AlC 相析出。通过保温, Ti_2AlC 长成层状多晶结构, 同时复合材料致密化。

在 $Ti-Al-C$ 系统中, 反应过程可分为 3 个阶段: (1) 低于 $900^\circ C$, Ti 与 Al 反应生成 $TiAl$ 金属间化合物; (2) 高于 $900^\circ C$, Ti 和 Al 之间的放热反应引发 C 与未反应的 Ti 反应形成 TiC ; (3) $TiAl$ 与 TiC 反应生成致密的 $TiAl/Ti_2AlC$ 复合材料。

4 微观组织与界面结构

原位自生合成的 MAX 相主要以棒状或颗粒状形态分布在 $TiAl$ 基体中。基体组织多为 $\alpha_2-Ti_3Al+\gamma-TiAl$ 组成的片层结构及等轴的 γ 晶粒组成, 或 $\alpha_2+\gamma$ 双相基体构成。增强相与基体结合良好, 没有明显的界面反应区域^[30]。岳云龙^[34]对 $Ti_2AlC/TiAl$ 基复合材料进行多步热处理, 发现弥散分布在基体中的 Ti_2AlC 可钉扎 α 晶界和 γ 晶界, 阻碍晶界迁移, 防止晶粒长大, 同时 γ 晶粒可从 $Ti_2AlC/$ 基体界面上形核析出, 使得 γ 晶粒形核位置增加, 提高形核率, 细化了 γ 晶粒。

5 性能

由组织分析看出, 原位自生的 MAX 增强相在基体中均匀分布, 因此显著提高了材料的强度, 抗蠕变和耐磨性能, 同时 MAX 相独特的层状结构可提高 $TiAl$ 基体的断裂韧性。

5.1 力学性能

Bingchu Mei^[35]研究了 $TiAl/Ti_2AlC$ 复合材料的断裂韧性, 发现添加 $7 vol\%$ TiC 所制得的复合材料的断裂韧度为 $43 MPa^{1/2}$, 相比 $TiAl$ 基体提高了 15% 。当添加 $15 vol\%$ TiC 时, 复合材料的断裂韧性反而低于基体, 添加 $30 vol\%$ TiC 时, 复合材料非常脆。少量弥散分布的 Ti_2AlC 颗粒有利于提高基体断裂韧性, 当 Ti_2AlC 含量增多, 形成的脆性相的网状结构反而产生不利作用。弯曲强度的研究显示相似的结果, 添加 $7 vol\%$ TiC 的复合材料具有最高的弯曲强度, 高于此含量, 强度降低。李云明等^[15]利用 $Al-Ti-C$ 体系的放热反应, 通过真空热压烧结, 原位合成 $Ti_2AlC/TiAl$ 基复合材料, 研究发现 Ti_2AlC 的生成, 抑制 $TiAl$ 晶体异常长大, 细化晶粒, 复合材料的弯曲强度可达 $743.84 MPa$ 。由于 Ti_2AlC 的结构属于 Ti_6C 构成的硬质层与 Al 原子构成的软质层组成的纳米层状结构, 在材料受到外力冲击时, 裂纹不易扩展, 只是在层间发生偏转, 材料断裂韧性提高。

H. Mabuchi^[32]对比研究不同温度下 $TiAl$ 合金和宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2012 年 第 1 期

Ti₂AlN/TiAl 基复合材料的压缩屈服应力,结果显示复合材料的应力水平比 TiAl 合金高两倍或三倍多。复合材料的室温压缩断裂应变为 10%,具有压缩韧性。当温度超过 800℃ 时,韧性显著增加。Shili Shu^[36] 在 TiAl 中加入 (Nb-C) 元素,原位合成的 Ti₂AlC 颗粒和 Nb 在 TiAl 基体中固溶可显著提高 TiAl 的压缩性能,TiAl-10 wt% (Nb-C) 复合材料的 σ_{true}^{UCS} 为 1 635 MPa 显著高于 TiAl 合金的 334 MPa,同时 ϵ_{true}^f 为 13.38% 高于 TiAl 合金的 5.12%。

5.2 抗氧化性能

在 TiAl 基复合材料使用的过程中,期望能在材料表面形成 Al₂O₃ 氧化膜,从而在高温下起到良好的保护作用。孙东立^[37] 研究了 Ti₂AlN/TiAl 基复合材料的高温氧化行为,将氧化过程分为三个阶段:在快速氧化阶段形成了 TiO₂ 和 Al₂O₃ 氧化层;在缓慢氧化阶段,氧化层的次表层会形成连续的富 Al₂O₃ 中间层;当继续氧化时,Al₂O₃ 中间层的连续性被破坏,氧元素得以扩散,氧化增重加快,进入匀速氧化阶段。复合材料在 600~800℃ 形成稳定的富 Al₂O₃ 层,缓慢氧化阶段很长;在 900~1 000℃ 时,Al₂O₃ 发生分解,出现失稳氧化,但由于分解的 Al₂O₃ 层下方再次氧化形成连续的 Al₂O₃ 阻挡层,这种“破损-修补”过程使得复合材料在长期氧化时的氧化增重速率接近常数。温度高于 1 000℃ 时,由于无法形成连续的 Al₂O₃ 层,复合材料发生严重的氧化。为提高 TiAl 基复合材料的抗氧化性能,岳云龙等^[38] 采用添加 Nb、B 元素,通过在复合材料中掺加 Nb,高温时在表层富集形成富 Nb 层,阻碍 O 原子向基体内扩散,减少 Kirkendall 效应;掺加 B 显著细化组织,使得氧化反应初始阶段氧化物形核增多,从而使复合材料的抗氧化性能明显提高,研究发现掺加 Nb、B 的复合材料在 1 000℃、30 h 氧化层厚度为 50~60 μm,而未掺加时的氧化层厚度达到 170 μm。同时,研究发现,通过快速热处理,改善氧化膜的黏附性和晶界扩散发生选择性氧化,形成保护性良好的氧化膜,从而提高复合材料抗氧化性能^[38~39]。

5.3 抗热震性能

Ti₂AlC/TiAl 基复合材料的强度随着热震温差升高而大幅下降,在热冲击力的作用下复合材料结构变得疏松,孔洞增多并增大,出现微裂纹,材料的断裂模式由热震前的穿晶断裂变为热震后的沿晶解理断裂。岳云龙等^[40] 对复合材料进行热处理,细化组织,提高材料断裂韧性,抗热震性能明显提高。

5.4 摩擦性能

T. Sun^[41] 对 Ti₂AlN/TiAl 基复合材料在室温空气中进行干摩擦磨损实验,研究在恒定滑动速率、恒定载荷条件下复合材料的摩擦磨损机制,发现在恒定滑动速率(0.5 m/s)条件下,复合材料磨损表面有 Al₂O₃ 和宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2012 年 第 1 期

TiO₂ 混合氧化层组成,载荷增加时,磨损量增大,磨损机制为显微切削和磨粒磨损;在恒定载荷(7 N)条件下,当速率低于 1.0 m/s 时,复合材料磨损量小,而速率高于 1.0 m/s 时,其配副 GCr15 钢的氧化磨损成为磨损机制。由于 Ti₂AlN 颗粒加入 TiAl 基复合材料的硬度高于 TiAl 合金,表现出较好的耐磨性能。

6 应用

20 世纪 80 年代,美国在“高性能涡轮发动机综合技术计划”(IHPTET)中提出将 TiAl 基合金应用于先进喷气机涡轮发动机上。其主要应用结构部件有整体叶轮转子、涡轮盘、涡轮导向器和封刷、燃烧室外壳、进气管框架、密封支撑、容器以及衬里(如由蜂窝结构组成)^[42]。随后,新一代航天飞行器(X-30)将 TiAl 作为蒙皮、支架等部件候选材料。未来欧洲航空运输研究计划(EFSTIP)将 γ -TiAl 板材在热结构及热防护系统中的 MTPS 结构应用纳入其中。随着 TiAl 基合金的应用研究逐渐增加,TiAl 基复合材料也日益受到重视。英国罗-罗公司在上世纪末对 21 世纪发动机材料可能发生变化进行了预估,金属基复合材料在发动机中的应用将显著提高^[43]。国外已计划在高推比发动机中的压气机、燃烧室及涡轮部件,如无盘转子、多孔层板、涡轮盘等采用金属基复合材料。IHPTET 则明确提出采用 TiAl 基复合材料制造鼓筒式无盘结构压气机转子,可实现减重 70%。可见,TiAl 基复合材料为 TiAl 合金的应用开拓更为广阔的应用前景。

从原位自生 MAX/TiAl 基复合材料的性能研究结果不难看出,MAX 增强相的引入明显改善 TiAl 基合金的性能,此类复合材料在保持基体合金低密度优势的同时又具有良好的耐磨性能,这使其在发动机结构材料应用中显示出很大的潜力。

7 结语

综合近年来原位自生 MAX 增强 TiAl 基复合材料的相关研究,可以看到采用原位自生方法引入的 MAX 增强相,均匀弥散分布在 TiAl 基体中,提高基体的强度,并改善 TiAl 合金的断裂韧性,同时在抗氧化、抗热震及耐摩擦等方面显示出一定的优势。MAX 增强 TiAl 基复合材料具有航空航天部件的应用潜力。因此,对该类复合材料进行深入研究具有重要意义。

参考文献

- [1] Huang Z W, Zhu D G. Thermal stability of Ti-44Al-8Nb-1B alloy[J]. Intermetallics, 2008, 16:156-167
- [2] Chen Y Y, Li B H, Kong F T. Microstructural refinement and mechanical properties of Y-bearing TiAl alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 457:265-269
- [3] Kim J H, Kim S W, Lee H N, et al. Effects of Si and C additions on the thermal stability of directionally solidified TiAl-

Nb alloys[J]. *Intermetallics*, 2005, 13:1038-1047

[4] Hodge A M, Hsiung L M, Nieh T G. Creep of nearly lamellar TiAl alloy containing W[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51:411-415

[5] Zhou L Z, Lupinc V, Guo J T. Microstructural stability of the intermetallic Ti-45Al-2W-0.5Si-0.5B in the 800-980°C temperature range[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 354:97-105

[6] 周兰章, 郭建亭, 肖旋, 等. 金属间化合物 TiAl(W, Si, B) 合金的组织稳定性及其蠕变性能[J]. *金属学报*, 2002, 38:1175-1180

[7] Sun F S, Kim S E, Cao C X, et al. Microstructural refinement and strengthening of Nd-bearing TiAl alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, 329-331:661-667

[8] Schillinger W, Clemens H, Dehm G, et al. Microstructural stability and creep behavior of a lamellar γ -TiAl based alloy with extremely fine lamellar spacing[J]. *Intermetallics*, 2002, 10:459-466

[9] 李文虎. TiAl 基陶瓷复合材料的研究现状[J]. *陶瓷学报*, 2009, 30:392-396

[10] 黄旭, 齐立春, 李臻熙. TiAl 基复合材料的研究进展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35:1845-1848

[11] 鲁云. 先进复合材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 2004

[12] Ai T T. Microstructure and mechanical properties of in-situ synthesized Al_2O_3 /TiAl composites[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2008, 21:559-564

[13] Yeh C L, Li R F. Formation of TiAl-Ti₅Si₃ and TiAl- Al_2O_3 in situ composites by combustion synthesis[J]. *Intermetallics*, 2008, 16:64-70

[14] Gu D, Wang Z, Shen Y, et al. In-situ TiC particle reinforced Ti-Al matrix composites: powder preparation by mechanical alloying and Selective Laser Melting behavior[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255:9230-9240

[15] Wang Y H, Lin J P, He Y H, et al. Microstructural characteristics of Ti-45Al-8.5Nb/TiB₂ composites by powder metallurgy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 468:505-511

[16] Barsoum M W, Brodtkin D, El-Raghy T. Layered machinable ceramics for high temperature applications[J]. *Scripta Materialia*, 1997, 36:535-541

[17] Barsoum M W. The $M_{N+1}AX_N$ phases: A new class of solids: thermodynamically stable nanolaminates[J]. *Progress in Solid State Chemistry*, 2000, 28:201-281

[18] Pang W K, Low I M, Kennedy S J, et al. In situ diffraction study on decomposition of Ti₂AlN at 1500-1800°C in vacuum[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 528:137-142

[19] Pang W K, Low I M, O'Connor B H, et al. In situ diffraction study of thermal decomposition in Maxthal Ti₂AlC[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509:172-176

[20] Barsoum M, El-Raghy T, Ali M. Processing and characterization of Ti₂AlC, Ti₂AlN, and Ti₂AlC_{0.5}N_{0.5}[J]. *Metallur-*

gical and Materials Transactions A, 2000, 31:1857-1865

[21] Manoun B, Zhang F X, Saxena S K, et al. X-ray high-pressure study of Ti₂AlN and Ti₂AlC[J]. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 2006, 67:2091-2094

[22] Lin Z J, Zhuo M J, Li M S, et al. Synthesis and microstructure of layered-ternary Ti₂AlN ceramic[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56:1115-1118

[23] Finkel P, Barsoum M W, El-Raghy T. Low temperature dependence of the elastic properties of Ti₃SiC₂[J]. *Journal of Applied Physics*, 1999, 85:7123-7126

[24] Zhou Y, Sun Z. Micro-scale plastic deformation of polycrystalline Ti₃SiC₂ under room-temperature compression[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2001, 21:1007-1011

[25] Kakitsuji A, Miyamoto H, Mabuchi H, et al. Microstructure and mechanical properties of TiAl/Ti₂AlN composites prepared by combustion synthesis[J]. *Materials Transactions*, 2001, 42:1897-1900

[26] 李云明, 王芬, 刘宁艳, 等. 原位合成 Ti₂AlC/TiAl 复合材料的显微组织与性能[J]. *特种铸造及有色合金*, 2008, 28:145-147

[27] Yeh C L, Shen Y G. Formation of TiAl-Ti₂AlC in-situ composites by combustion synthesis[J]. *Intermetallics*, 2009, 17:169-173

[28] Yang F, Kong F T, Chen Y Y, et al. Effect of spark plasma sintering temperature on the microstructure and mechanical properties of a Ti₂AlC/TiAl composite[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 496:462-466

[29] 张久兴, 刘科高, 周美玲. 放电等离子烧结技术的发展和应用[J]. *粉末冶金技术*, 2002, 20:129-133

[30] Yunlong Y, Haitao W, Liyan Z, et al. Preparation and microstructural analysis of Ti₂AlC/TiAl (Nb) composite[J]. *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition*, 2007, 22:7-11

[31] Bingchu M, Ming Y, Jiaoqun Z, et al. Preparation of TiAl/Ti₂AlC composites with Ti/Al/C powders by in-situ hot pressing[J]. *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition*, 2006, 21:14-16

[32] Mabuchi H, Tsuda H, Nakayama Y, et al. Processing of TiAl-Ti₂AlN composites and their compressive properties[J]. *Journal of Materials Research*, 1992, 7:894-900

[33] 王苹. Ti-Al-C 体系热力学分析及动力学机理研究[D]. 武汉理工大学, 2008

[34] 岳云龙, 王志杰, 吴海涛, 等. 多步热处理对 Ti₂AlC/TiAl 复合材料组织与性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35:600-604

[35] Mei B, Miyamoto Y. Investigation of TiAl/Ti₂AlC composites prepared by spark plasma sintering[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2002, 75:291-295

[36] Shu S, Qiu F, Jin S, et al. Compression properties and work-hardening behavior of Ti₂AlC/TiAl composites fabricated by combustion synthesis and hot press consolidation in the Ti-Al-Nb-C system[J]. *Materials & Design*, 2011, 32:5061-5065

(下转第 29 页)