2016年11月 Nov 2016

文章编号: 1004-0609(2016)-11-2287-09

(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的 高温拉伸力学行为与失效机理



张长江1,张树志1,侯赵平1,林 鹏1,孔凡涛2,陈玉勇2

(1. 太原理工大学 先进镁基材料山西省重点实验室,太原 030024;2. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室,哈尔滨 150001)

摘 要:采用真空感应熔炼技术制备不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料,研究该系列复合材料在 600~750 ℃ 高温拉伸力学行为。结果表明:(TiB_w+TiC_p)含量由 0 增加到 7.5%(体积分数)时,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料基体初 始 β 晶粒和 α 片层得到显著细化;TiB_w及 TiC_p的原位生成显著提高了基体合金的抗拉强度,并随(TiB_w+TiC_p)体积分数的增大而增大;随着拉伸温度升高,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料抗拉强度降低而塑性增加,TiB_w及 TiC_p 对基体的强化作用主要源于细晶强化、载荷传递强化;(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在 600~700 ℃的断裂机制为 TiB_w和 TiC_p的断裂在 750 ℃为增强相与基体间界面脱粘。

关键词: 钛基复合材料; 显微组织; 高温拉伸性能; 失效机理 **中图分类号:** TF 804.3 **文献标志码:** A

颗粒增强钛基复合材料(PTMCs)具有低密度、高 比强度、高比刚度及优良的耐热性能,因而在航空航 天领域具有广泛应用前景^[1-2]。在 PTMCs 众多的增强 相中,采用原位自生技术制备的 TiB_w和 TiC_p增强相 受到了众多研究者的关注,这主要是由于 TiB_w与 TiC_p 自身优良特性,同时原位自生方法制备的增强相和基 体之间的界面结合良好,且干净无污染^[3]。另外,TiB_w 与 TiC_p 混杂增强较单一增强的钛基复合材料更具性 能优势^[4]。原位制备钛基复合材料的方法主要有粉末 冶金法^[4-5]、铸锭冶金法^[3, 6]、等离子烧结法^[7]、机械 合金化法^[8]等。其中,原位熔铸法因具有可制备大尺 寸复杂零件、近净成形、工艺简单、成本低廉等突出 优点而广泛应用于制备 PTMCs^[2,9]。

众所周知,开发 PTMCs 的主要目的是在钛合金的基础上,进一步提高其力学性能及服役温度。众多学者已经对 PTMCs 的高温力学行为进行了较多研究^[10-12]。

GENG 等^[10]对(TiB+Y₂O₃)/Ti 复合材料的研究发 现复合材料在 400~600 ℃范围内的拉伸强度均比基体 的高,且适当提高增强相含量对复合材料高温力学性 能 有 积 极 作 用 。 RAHOMA 等^[11]研 究 2.2% (TiB_w+TiC_p)/TB-20 复合材料在 550~650 ℃下的高温力 学性能,发现增强相的强化效果随温度的升高而提高。 QI等^[12]对10%TiC/Ti复合材料在600~900℃拉伸力学 行为的研究发现,TiC 的承载能力与界面结合状态有 关,并非总是随温度升高而提高。可见,钛基复合材 料的高温力学特性与增强相含量、基体种类以及界面 状态密切相关。对于基体使用温度为 600 ℃的 (TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料,研究重点主要集中在组织演 化及室温力学行为^[6,13]、抗氧化性能^[14]以及超塑性变 形^[15]等方面,而对于高温拉伸状态下复合材料的力学 性能及断裂行为的研究报道甚少。

因此,本文作者对不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在 600~750 ℃高温拉伸力学性能和断裂行为 进行研究,揭示不同温度下复合材料的高温拉伸力学 特性,为高温钛合金基复合材料的应用提供一定的理 论基础。

1 实验

本研究中所用的系列(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料(体 积分数分别为 0、2.5%、5%、7.5%)采用水冷铜坩埚 真空感应熔炼炉熔炼,基体为近 α 系高温钛合金

收稿日期: 2015-10-23; 修订日期: 2016-07-13

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51504163, 51505323); 北京科技大学新金属材料国家重点实验室基金(2014-ZD06)

通信作者: 张长江, 副教授, 博士; 电话: 0351-6010022; E-mail: zcj0408@163.com

Ti-6Al-2.5Sn-4Zr-0.7Mo-0.3Si, 增强相 TiB 和 TiC(体 积比为 1:1)通过 Ti 与 B₄C、C 粉原位反应生成^[13]。原 材料采用海绵钛(99.9%)、B₄C 粉末(98%, 2~2.5 μm)、 石墨粉(99%, 2~5 μm)、高纯铝块(99.99%)、锡锭 (99.9%)、海绵锆(99.9%)、结晶硅(99.9%),铝-钼及铝-钇中间合金。按照所需配比将粉末混合后冷压成预制 块,再将预制块与海绵钛在水冷铜坩埚真空感应熔炼 炉中熔炼,为保证成分均匀,熔炼过程中进行电磁搅 拌,然后浇注成铸锭(尺寸为 d 120 mm×210 mm)。

从铸锭上切取试样以便进行组织观察和力学性能 测试。采用 Leica DM-2700 型光学显微镜(OM)和配有 能谱仪(EDS)的 Quanta 200FEG 型扫描电子显微镜 (SEM)观察复合材料的显微组织,物相分析利用 D/max-B 型旋转阳极 X 射线衍射仪。用 Instron-5500R(1186)型电子万能试验机进行高温拉伸 性能测试,拉伸速率为 0.5 mm/min,拉伸温度分别为 600、650、700和 750 ℃。拉伸试样为薄片状,标距 部分尺寸为 20 mm×5 mm×2 mm。拉伸断口组织采 用 Hitachi S-570 型电子显微镜观察。

2 实验结果

2.1 微观结构

图 1 所示为不同体积分数的(TiBw+TiCp)/Ti 复合

材料的 XRD 谱。由图 1 可以看出,复合材料主要由 Ti、TiC 和 TiB 三相组成,并没有发现亚稳硼化物或 碳化物生成。另外,当(TiB_w+TiC_p)体积分数小于 5% 时,TiB 和 TiC 的衍射峰基本看不到,随着其体积分 数的增加,衍射峰的强度有所增强。XRD 分析结果表 明:采用水冷铜坩埚真空感应熔炼技术结合 Ti 与 B₄C、 C 之间的原位反应制备(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料。

图 2 所示为不同体积分数的(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合 材料显微组织。从图 2(a)可以看出,高温钛合金基体



图 1 不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的 XRD 谱 **Fig. 1** XRD patterns of (TiB_w+TiC_p)/Ti composites with different volume fractions: (a) Matrix alloy; (b) 2.5%(TiB+TiC)/Ti; (c) 5%(TiB+TiC)/Ti; (d) 7.5%(TiB+TiC)/Ti



图 2 不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的显微组织

Fig. 2 Microstructures of composites with different volume fractions of (TiB_w+TiC_p) reinforcements: (a) 0%; (b) 2.5%; (c) 5%; (d) 7.5%

组织为粗大的魏氏组织,即由清晰完整的初生 β 晶粒 和晶内按照特定位向平行排列的 α 片层组成。添加增 强相后,复合材料基体组织仍为 α 相与 β 相交替排列 的魏氏组织,但晶粒尺寸显著减小;增强相呈"项链状" 偏聚于初始 β 晶界,并且随着(TiB_w+TiC_p)增强相体积 分数的提高,增强相尺寸有明显增加,如图 2(b)~(d) 所示。

增强相的形貌主要有两种形态,即等轴状或近似 等轴状及晶须状等。为确定不同形貌特征增强相的结 构,以 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料为例分别对晶须状 和等轴状增强相进行了能谱分析(EDS),如图 3 所示。 能谱结果表明:短纤维状增强相中主要含有 Ti 和 B 元素,摩尔比近似为 1.1:1(见图 3(b)),等轴或近似等 轴状颗粒中主要含有 Ti 和 C 元素且摩尔比近似为 1.4:1(见图 3(c))。结合 XRD 结果,可推断短纤维状增 强相为 TiB 而等轴或近等轴状颗粒为 TiC。TiB_w和 TiC_p 之间形貌特征的差异与它们不同的晶体结构密切 相关^[16]。

采用图像分析软件对增强相及基体组织参数进行 定量分析,结果如表 1 所示。从表 1 可以看出,TiB 晶须的长径比和 TiC 颗粒尺寸均随着增强相体积分数 的提高而增加。另外,TiB_w及 TiC_p增强相的原位生成 显著细化了复合材料基体初生 β 晶粒尺寸d和 α 片层 厚度 λ 。生成 2.5%(TiB_w+TiC_p)时,初生 β 晶粒尺寸d由 1033.2 µm降低到137.9 µm, α 片层厚度 λ 由 9.32 µm 降到 6.32 µm。当(TiB_w+TiC_p)增强相的体积分数提高 到 5%时,细化效果依然显著,继续提高(TiB_w+TiC_p) 增强相的体积分数,晶粒尺寸并没有太大的变化。可 见,初生 β 晶粒尺寸d和 α 片层厚度 λ 随(TiB_w+TiC_p) 体积分数的升高而逐渐减小,但当(TiB_w+TiC_p)体积分 数达到一定量后细化效果有所减弱。

2.2 高温拉伸性能

表 2 所示为不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材 料在 600~750 ℃高温拉伸性能。可以发现,在整个温

表1 (TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的结构参数

Table 1 Microstructural parameters of (TiB_w+TiC_p)/Ti composites



图 3 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的显微组织以及相应区域的能谱分析

Fig. 3 Microstructure of 5%(TiBw+TiCp)/Ti composites and EDS analysis of corresponding areas: (a) Microstructure; (b) EDS analysis, area A; (c) EDS analysis, area B

Material	<i>d</i> /μm	$\lambda/\mu m$	Asp	Volume fraction/%			
			Average value	$\mathrm{TiB}_{\mathrm{w}}$	TiC _p	$\mathrm{TiB}_{\mathrm{w}}$	TiC _p
Without (TiB _w +TiC _p)/Ti	1033.2	9.72	_	_	_	_	_
$2.5\%(TiB_w+TiC_p)/Ti$	137.9	6.42	5.84	8.56	2.49	1.35	1.12
5%(TiB _w +TiC _p)/Ti	87.7	6.06	8.45	13.6	2.68	2.57	2.28
7.5%(TiB _w +TiC _p)/Ti	61.1	5.24	8.82	15.7	2.52	3.52	3.83

表2 不同体积分数的(TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料的高温拉伸性能

Table 2 Elevated temperature tensile properties of $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ composites with different volume fractions of $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ reinforcements

Material –	600 °C		650 °С		700 ℃		750 °C	
	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	δ /%	$\sigma_{ m b}/{ m MPa}$	δ /%	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	δ /%	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	δ /%
Without (TiB _w +TiC _p)/Ti	556.3	11.3	486.2	15.4	413.5	25.6	368.7	57.6
2.5%(TiB _w +TiC _p)/Ti	646.5	9.6	580.8	10.1	488.3	18.6	394.2	49.3
5%(TiB _w +TiC _p)/Ti	662.6	4.57	608.7	5.2	502.9	12.3	398.7	42.4
7.5%(TiB _w +TiC _p)/Ti	689.1	2.14	627.5	3.5	522.2	9.7	407.6	37.9

度范围内,不同体积分数(TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料抗拉 强度(σ_b)及伸长率(δ)随温度升高均表现出相似的规 律,即随拉伸温度升高,抗拉强度降低而塑性增加。

在 600~750 ℃温度范围内任一温度下,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料抗拉强度均随(TiB_w+TiC_p)体积分数的增加 而提高,但当温度达到 750 ℃时,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合 材料的抗拉强度随(TiB_w+TiC_p)体积分数的增加并没 有明显提高。这表明(TiB_w+TiC_p)的强化效果在 750 ℃ 时急剧降低。(TiB_w+TiC_p)增强相在不同温度下的强化 效果可用强化率 *K* 表示,即

$$K = \frac{\sigma_i - \sigma_{0i}}{\sigma_{0i}} \times 100\% \tag{1}$$

式中: σ_{0i}和 σ_i分别为基体合金和(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合 材料的抗拉强度。不同温度下(TiBw+TiCp)/Ti 系列复 合材料的强化率 K 如图 4 所示。从图 4 可以看出,在 600~750 ℃温度范围内,(TiB_w+TiC_p)增强相的强化率 表现出近似的规律,(TiB_w+TiC_p)强化率随着温度的升 高先提高而后降低,在 650 ℃时表现最佳,超过 700 ℃ 后,强化率又急剧降低。另外,注意到在 750 ℃时,



图 4 (TiB_w+TiC_p)/Ti 强化率随温度的变化

Fig. 4 Change of enhancement rate of $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ composites with temperature

随着(TiB_w+TiC_p)体积分数的升高,(TiB_w+TiC_p)强化率 并没有显著增加。

另外,在 600~700 ℃温度范围内,复合材料的延 伸率随温度升高而缓慢提高,当温度达 750 ℃时,复 合材料伸长率却大幅提高。以 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 为例, 其伸长率在 600、650 和 700 ℃时分别为 4.57%、5.2% 和 12.3%;而当温度达到 750 ℃时,伸长率急剧升高 到 42.4%。

2.3 基体组织转变

图 5 所示为 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料不同温度 下拉伸时变形区中基体显微组织。当拉伸温度为 600 ℃时, 位错不仅在 α-Ti 与 β-Ti 的相界面处大量塞 积,而且在 α-Ti 内部中大量缠结(见图 5(a)); 而 650 ℃ 拉伸时,基体组织除位错缠结密度稍低于 600 ℃的外 并无明显变化(见图 5(b))。高密度的位错塞积与缠结 将会阻碍位错进一步运动,引起应变硬化从而提高复 合材料拉伸强度。当拉伸温度为700℃时,基体中位 错密度显著降低,位错排列更加规则并形成位错墙(见 图 5(c))。在 700 ℃拉伸变形早期,基体中高密度位错 的产生使得复合材料内部储存很高的畸变能,从而使 材料在热力学上处于不稳定状态。由图 5(c)可以判断, 在 700 ℃下多边形化的发生降低了位错密度并使位错 规则排列成位错墙,这些规则的位错墙将构成小角亚 晶界,为亚晶的形成提供条件。750 ℃时,基体中已 观察不到位错缠结的痕迹,只能观察到少量规则排列 的位错,且组织中已形成典型的回复亚晶,亚晶界由 位错网络构成(见图 5(d))。

2.4 高温断裂特性

为更好地理解(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料高温断裂 特性,以 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料为例对(TiB_w+ TiC_p)/Ti 复合材料在 600~750 ℃高温拉伸断口及断口 变形区组织进行观察。图 6 所示为 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在 600~700 ℃的拉伸断口及其变形区组织。



图 5 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料不同温度下拉伸时变形区基体的显微组织

Fig. 5 Matrix microstructures within deformation zone of 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti composites tested at different temperatures: (a) 600 °C; (b) 650 °C; (c) 700 °C; (d) 750 °C

从图 6(a)~(c)可以看出, TiB_w及 TiC_p在拉伸过程中发 生脆性断裂,而基体发生韧性断裂。开裂的 TiB_w及 TiC_p随机地分布在断口表面,其周围为基体断裂留下 的撕裂棱和韧窝。不同的是,随拉伸温度的升高,基 体中韧窝数量明显增多。另外,直到温度升高到 700 ℃ 时,尽管伸长率达到 12.3%(见表 2),但在断口中并未 观察到大量 TiB_w及 TiC_p从基体中拔出特征(见图 6(c))。这表明 700 ℃时增强相与基体之间的界面结合 强度依然较高,仍能够承担载荷^[17]。另外,从拉伸变 形区组织可以看出,在 600 ℃拉伸时,长径比较高的 TiB_w和尺寸较大的 TiC_p 沿拉伸方向发生断裂(见图 6(d))。拉伸温度进一步提高,断裂 TiB_w及 TiC_p数量 显著增多,并且分布范围扩大(见图 6(e)和(f))。这主要 是由于随着温度升高,材料的塑性变形量大幅增加。

图 7 所示为 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在 750 ℃ 时拉伸断口及变形区的形貌。从图 7(a)可以看出,断 口中呈现大量韧窝,断口表面几乎观察不到 TiB_w 和 TiC_p。可推断在基体发生很大的塑性变形条件下,由 于 TiB_w和 TiC_p增强相与基体变形不协调,基体的变 形超越了 TiB_w和 TiC_p。从图 7(b)可以看出,变形区中 占主导的为 TiB_w和 TiC_p直接与基体发生脱粘,在增 强相与基体界面处形成较大的孔洞;很少观察到 TiB_w 和 TiC_p的开裂,断裂的增强相仅集中在高长径比的 TiB_w。这主要是由于 750 ℃下基体严重软化,作用在 增强相上的应力可通过位错攀移而得到缓解,从而大 幅降低 TiB_w和 TiC_p的开裂数量。另外,TiB_w和 TiC_p 与基体间热膨胀系数差异较大,拉伸变形过程中增强 相与基体间变形不匹配,因此,TiB_w和 TiC_p为与基体 间实现协调变形,只能与基体发生脱粘。

3 分析与讨论

本研究中还发现,TiB_w及TiC_p增强相的原位生成 显著提高钛基复合材料高温拉伸性能,如表2所示。 原位自生增强相对基体强度的提高主要可归结于位



图 6 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在不同温度下的拉伸断口及变形区形貌

Fig. 6 Morphologies of fracture surfaces ((a), (b), (c)) and longitudinal sections near fracture surfaces ((d), (e), (f)) of 5%(TiB_w+TiCp)/Ti composites tested at different temperatures: (a), (d) 600 °C; (b), (e) 650 °C; (c), (f) 700 °C



图 7 5%(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料在 750 ℃下的拉伸断口及变形区形貌

Fig. 7 Morphologies of fracture surfaces (a) and longitudinal sections near fracture surfaces (b) of 5% $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ composites tested at 750 °C

错强化^[9]、细晶强化^[6,11]、载荷传递作用^[9,17]等。通常, 钛基复合材料强度的提高是由这些强化机制单独或共 同作用的结果。

根据经典的 Hall-Petch 公式,多晶体的强度随其 晶粒细化而提高。TiB_w及 TiC_p增强相的原位生成后可 使基体晶粒尺寸得到显著细化,如图 3 及表 1 所示。 随着(TiB_w+TiC_p)体积分数的提高,基体组织中初生 β 晶粒和 α 片层的细化势必引起对复合材料强度的提 高。XIAO 等^[18]指出,当拉伸应变速率为 1×10⁻³ 时, 近 α 高温钛合金 IMI834 的等强温度为 600 °C。因此, (TiB_w+TiC_p)的引入引起的基体组织细化不利于复合 材料更高温度强度的提高。初生 β 晶粒和 α 片层细小 的基体在 600 °C以上更易屈服,而(TiB_w+TiC_p)/Ti 复 合材料 600 °C以上的抗拉强度仍明显高于基体合金 的,显然,(TiB_w+TiC_p)承载强化弥补了晶粒细化而引 起的软化。

增强相能否发挥载荷传递效果很大程度上取决于 基体与增强相间的界面结合强度。由前文 (TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料高温断裂特性可知,复合材 料在600~700℃温度范围拉伸时,TiB_w及TiC_p均发生 了断裂,表明增强相与基体之间的界面结合强度较高, 能够承担载荷。而在750℃拉伸时,TiB_w及TiC_p与基 体间界面脱粘占主要特征,而增强相发生断裂的比例 很少。这表明750℃时(TiB_w+TiC_p)/Ti复合材料界面结 合强度大大降低,这无疑显著降低了TiB_w及TiC_p的 载荷传递效果。WANG等^[19]对(TiB+La₂O₃)增强7715D 基复合材料高温力学性能研究中也发现了类似结果, 即增强相在700℃以上载荷承载强化能力有限。

众所周知,随着拉伸温度的升高,细晶强化机制 和位错强化机制对高温拉伸强度的贡献应逐渐降低。 然而高温拉伸性能表明(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料相对 于基体合金的强化率*K*随着温度的升高先提高而后降 低,并在 650 ℃达到峰值。强化率*K*随温度的变化规 律应与高温下 TiB_w及 TiC_p载荷传递能力有关。因此 有必要分析拉伸变形过程中内应力在增强相中的分 布。根据 Eshelby 模型^[20],内应力在增强相中的分布 可表示为

$$\varepsilon_{\rm T} = -\{(C_{\rm M} - C_{\rm I})[S - V_{\rm p}(S - I)] - C_{\rm M}\} \ (C_{\rm M} - C_{\rm I})\varepsilon_{\rm A}$$
(3)

式中: $\langle \sigma \rangle_{I}$ 为增强相上的平均内应力; C_{M} 是基体刚度 张量; C_{I} 为增强体刚度张量; S为 Eshelby 张量; I为 单位矩阵; ε_{T} 为增强相等效应变; ε_{A} 为由外加载荷引 起的基体应变。

随着拉伸温度的升高,复合材料基体发生软化, 基体的变形能力得以增强,其应变量 ε_A随之增加。由 式(1)和式(2)可得,ε_A的增大随之引起增强体等效应变 ε_T的增大,进而导致作用在增强体上的平均内应力(σ)I 的增加,即增强相的载荷传递效应变得更加明显。因 此,增强相的承载能力随着拉伸温度的提高而明显增 加。但本研究发现强化率 K 在 700 ℃及以上温度有所 降低。考虑到该模型成立的前提是复合材料具有良好 的界面结合强度,而研究中(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料 在 750 ℃界面脱粘现象越来越严重,由此可以认为, 增强相与基体的界面脱粘直接降低了 TiB_w及 TiC_p的 承载能力。因此,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的强化率 随温度的升高表现出先升高而后降低的现象。

钛基复合材料伸长率随温度的升高可归因为钛合 金基体的软化^[12]。从表 2 可知,(TiB_w+TiC_p)/Ti复合 材料基体软化随着温度的升高越来越明显。当拉伸温 度从 600 ℃升至 650 ℃,基体组织中位错密度降低(见 图 5(b)),拉伸温度进一步升高时,基体组织中可观察 到位错墙(见图 5(c))和回复亚晶(见图 5(d))。由此可以 推断,随着温度的升高,原子热激活作用加剧,位错 缠结可通过位错滑移和回复得以释放。而当温度进一 步升高时,位错不仅可以滑移,而且位错攀移和晶界 滑动更容易进行,这将大大提高钛基复合材料的伸长 率。另外,在高温下钛基体的滑移系也更容易开动, 有利于塑性的提高。就本质而言,钛基复合材料基体 软化是由位错的滑移、攀移和晶界滑动引起的。

4 结论

1) 随着(TiB_w+TiC_p)体积分数的提高,增强相尺寸 有明显增加。TiB_w和TiC_p原位生成显著细化了原始 β 晶粒和 α 片层尺寸,当(TiB_w+TiC_p)体积分数超过 5% 后,增强相的细化效果减弱。

2) 600~750 ℃范围内, TiB_w及 TiC_p的原位生成使 基体合金的抗拉强度得到显著提高,并且随着增强相 体积分数的增大而增大,但伸长率降低。随拉伸温度 升高,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的抗拉强度降低而塑 性增加。(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料的强化机理主要为 细晶强化和载荷传递强化。

3) 在 600~700 ℃的温度范围内,(TiB_w+TiC_p)/Ti 复合材料发生准解理断裂,增强相的开裂主导材料断 裂过程,拉伸温度提高到 750 ℃,材料的断裂方式转 变为韧性断裂。

REFERENCES

- [1] 黄陆军, 耿 林. 非连续增强钛基复合材料研究进展[J]. 航 空材料学报, 2014, 34(4): 126-138.
 HUANG Lu-jun, GENG Lin. Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites[J]. J Aeronaut Mater, 2014, 34(4): 126-138.
- [2] 李 伟, 宋卫东, 宁建国, 毛小南. 应变速率对 TP-650 钛基 复合材料拉伸力学行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1131-1136.
 LI Wei, SONG Wei-dong, NING Jian-guo, MAO Xiao-nan.
 Effect of strain rate on tensile mechanical behavior of TP-650 titanium matrix composite[J]. The Chinese Journal of

Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1131–1136.

- [3] LU W J, ZHANG D. Microstructure and tensile properties of in situ (TiB+TiC)/Ti6242 (TiB:TiC=1:1) composites prepared by common casting technique[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 311: 142–150.
- [4] NI D R, GENG L, ZhANG J. Fabrication and tensile properties of in situ TiB_w and TiC_p hybrid-reinforced titanium matrix composites based on $Ti-B_4C-C[J]$. Mater Sci Eng A, 2008, 478: 291–296.
- [5] HUANG L J, GENG L, LI A B. In situ TiBw/Ti-6Al-4V composites with novel reinforcement architecture fabricated by reaction hot pressing[J]. Scripta Mater, 2009, 60: 996–999.
- [6] WANG M M, LU W J, QIN J N. Effect of volume fraction of reinforcement on room temperature tensile property of in situ (TiB+TiC)/Ti matrix composites[J]. Mater Des, 2006, 27: 494–498.
- [7] FENG H B, ZhOU Y, JIA D C, MENG Q C. Growth mechanism of in situ TiB whiskers in spark plasma sintered TiB/Ti metal matrix composites[J]. Cryst Growth Des, 2006, 6: 1626–1630.
- [8] GODFREY T M T, WISBEY A, GOODWIN P S. Microstructure and tensile properties of mechanically alloyed Ti-6A1-4V with boron additions[J]. Mater Sci Eng A, 2000, 282: 240–250.
- [9] ZHANG C J, KONG F T, XIAO S L. Evolution of microstructural characteristic and tensile properties during preparation of TiB/Ti composite sheet[J]. Mater Des, 2012, 36: 505–510.

- [10] GENG K, LU W J, ZhANG D. Microstructure and tensile properties of in situ synthesized (TiB+Y₂O₃)/Ti composites at elevated temperature[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 360: 176–182.
- [11] RAHOMA H K S, CHEN Y Y, WANG X P. Influence of (TiC+TiB) on the microstructure and tensile properties of Ti-B20 matrix alloy[J]. J Alloy Compd, 2015, 27: 415–422.
- [12] QI J Q, WANG H W, ZOU C M. Temperature dependence of fracture behavior of in situ synthesized TiC/Ti-alloy matrix composite[J]. Mater Sci Eng A, 2011, 528: 7669–7673.
- [13] ZHANG C J, KONG F T, XIAO S L. Evolution of microstructure and tensile properties of in situ titanium matrix composites with volume fraction of (TiB+TiC) reinforcements[J]. Mater Sci Eng A, 2012, 548: 152–160.
- [14] QIN Y X, ZHANG D, LU W J, WEI P. A new high-temperature, oxidation-resistant in situ TiB and TiC reinforced Ti6242 alloy[J]. J Alloy Compd, 2008, 455: 369–375.
- [15] 李 丽,吕维洁,卢俊强,覃继宁.原位合成(TiB+TiC)/7715D 钛基复合材料的超塑性[J].中国有色金属学报,2009,19(12):2137-2141.
 LI Li,LÜ Wei-jie,LU Jun-qiang,QIN Ji-ning. Superplasticity of in-situ synthesized (TiB+TiC)/7715D titanium matrix composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(12):2137-2141.
- [16] ZHANG X N, LU W J. In situ technique for synthesizing (TiB+TiC)/Ti composites[J]. Scripta Mater, 1999, 41: 39–46.
- [17] WANG H W, QI J Q, ZOU C M. High-temperature tensile strengths of in situ synthesized TiC/Ti-alloy composites[J]. Mater Sci Eng A, 2012, 545: 209–213.
- [18] XIAO L, LU W J, QIN J N. High-temperature tensile properties of in situ synthesized titanium matrix composites with strong dependence on strain rates[J]. J Mater Res, 2008, 23: 3066–3074.
- [19] WANG P P, WANG L Q, LU W J. The effect of heat treatment on mechanical properties of in situ synthesized 7715D titanium matrix composites[J]. Mater Sci Eng A, 2010, 527: 4312–4319.
- [20] CLYNE T W, WITHERS P J. 金属基复合材料导论[M]. 余永 宁,房志刚,译. 北京:冶金工业出版社,1996:63-64.
 CLYNE T W, WITHERS P J. An introduction to metal matrix composites[M]. YU Yong-ning, FANG Zhi-gang, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1996: 63-64.

Tensile mechanical behavior and failure mechanism of (TiB_w+TiC_p)/Ti composites at elevated temperature

ZHANG Chang-jiang¹, ZHANG Shu-zhi¹, HOU Zhao-ping¹, LIN Peng¹, KONG Fan-tao², CHEN Yu-yong²

Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-based Materials, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024;
 National Key Laboratory for Precision Hot Forming of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001)

Abstract: Titanium matrix composites reinforced with different volume fractions of (TiB_w+TiC_p) were prepared by vacuum induction melting technology, the high temperature tensile mechanical behavior of $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ composites at 600~750 °C was investigated. The results indicate that the prior β grain size and α lath width are gradually refined with the $(TiB_w+TiC_p)/Ti$ (volume fraction) increasing from 0 to 7.5%. The in situ TiB_w and TiC_p can improve the ultimate tensile strengths of the matrix alloy significantly, and then increase with the increase of (TiB_w+TiC_p) volume fraction. With the increase of the tensile temperature, the ultimate tensile strength decreases while the elongation increases. The strengthening effects of (TiB_w+TiC_p) on matrix alloy are mainly attributed to the grain refinement, load transfer and solid solution of C. The fractograph characteristic of the composites reveals that fracture of TiB_w and TiC_p is the main failure mechanism of the composites at 600–700 °C while interfacial debonding dominates the fracture mechanism of the composites at 750 °C.

Key words: titanium matrix composite; microstructure; high temperature tensile property; failure mechanism

Foundation item: Project(51504163, 51505323) supported by the National Nature Science Foundation of China; Project(2014-ZD06) supported by the State Key Laboratory for Advanced Metal and Materials Foundation, China

Received date: 2015-10-23; Accepted date: 2016-07-13

Corresponding author: ZHANG Chang-jiang; Tel: +86-351-6010022; E-mail: zcj0408@163.com

(编辑 李艳红)