

## 不同拉伸温度下 SiC 颗粒增强 Al-Fe-V-Si 复合材料的断裂行为

贺毅强<sup>1</sup>, 乔斌<sup>1</sup>, 王娜<sup>3</sup>, 杨建明<sup>1</sup>, 徐政坤<sup>2</sup>, 尚峰<sup>1</sup>, 陈振华<sup>4</sup>

(1. 淮海工学院 机械工程系, 连云港 222005;

2. 张家界航空工业职业技术学院 机械工程系, 张家界 427000;

3. 淮海工学院 人事处, 连云港 222005;

4. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

**摘要:** 采用喷射沉积工艺制备 SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 复合材料, 并通过热压工艺对复合材料进行致密化, 再通过热轧加工成板材。对复合材料的显微组织以及不同温度下复合材料的断裂性能和断口形貌进行研究。结果表明: 采用热压致密后再热轧工艺能使 SiC 颗粒分布均匀, 长轴方向平行于轧制方向, 有利于增强复合材料的力学性能, 复合材料的断裂性能和断面形貌与拉伸温度以及 SiC 的分布和取向相关, 随着拉伸温度升高, SiC/Al 界面强度减弱, 拔断的 SiC 颗粒逐渐减少, SiC 颗粒的拔出成为主要的裂纹源; 与基体金属不同的是, 复合材料的塑性随着温度升高而降低。

**关键词:** SiC 颗粒; 耐热合金; 复合材料; 喷射沉积; 断裂行为

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A

## Fracture behavior of Al-Fe-V-Si composite reinforced with SiC particles at different tensile temperatures

HE Yi-qiang<sup>1</sup>, QIAO Bin<sup>1</sup>, WANG Na<sup>3</sup>, YANG Jian-ming<sup>1</sup>, XU Zheng-kun<sup>2</sup>, SHANG Feng<sup>1</sup>, CHEN Zhen-hua<sup>4</sup>

(1. College of Mechanical Engineering, Huaihai Institute of Technology, Lianyungang 222005, China;

2. Department of Mechanical Engineering, Zhangjiajie Institute of Aviation Industry Vocational,  
Zhangjiajie 427000, China;

3. Department of Human Resource, Huaihai Institute of Technology, Lianyungang 222005, China;

4. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

**Abstract:** SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si composite was prepared by spray deposition and densified by hot pressing, and then were rolled into sheets. The microstructures, fracture properties and fractographies of the composite at different tensile temperatures were investigated. The results show that the uniform distribution of the SiC particles with their longitudinal direction parallel to the rolling direction is achieved by rolling after hot pressing, which contributes to the elevation of the mechanical properties of the composite. Fracture properties and fractographies of the composite are affected by the tensile temperature and distribution and orientation of SiC particles. The bonding between SiC particles and the matrix becomes weak, and the breakable particles reduce as the tensile temperature; the debonding of SiC/Al becomes the dominant fracture mechanism, the plasticity of the composite decreases as the tensile temperature increases, which is different from the matrix alloy.

**Key words:** SiC particle; heat resistant alloy; composite; spray deposition; fracture behavior

基金项目: 江苏省高校自然科学研究资助项目(09KJD430001); 江苏省高校重点建设学科资助项目

收稿日期: 2009-03-09; 修订日期: 2009-08-25

通信作者: 贺毅强, 讲师, 博士; 电话: 0518-85895330; E-mail: ant210@sina.com

速凝固 Al-Fe-V-S 合金是美国 Allied-Signal 公司在 20 世纪 80 年代开发的新型耐热高铝合金。该材料具有高的室温和高温强度、高刚度、良好的断裂韧性和低的析出相颗粒粗化速率等性能<sup>[1]</sup>。陶瓷颗粒的多层喷射共沉积技术是开发高性能金属基复合材料的有效方法。快速凝固耐热铝合金坯料过去多采用平流铸造法和雾化制粉结合粉末冶金工艺来制备。喷射沉积技术作为一种新型近净成形工艺, 也被用来制备这种高合金化铝合金<sup>[2]</sup>。为了进一步提高该系合金的力学性能, 在该系合金中加入第二相进行增强, 主要添加 SiC 颗粒、SiC 晶须、 $\text{Si}_3\text{N}_4$   $\text{Al}_{18}\text{B}_4\text{O}_{33}$  以及原位生成的 TiC。因此, 在汽车、电子以及航空工业等领域该合金有着广泛应用<sup>[3-4]</sup>。过去的研究主要是关于金属基复合材料的基体硬化、残余应力的影响、界面性能以及室温下的断裂行为<sup>[5-7]</sup>, 集中于 Al-Fe-V-Si 和  $\text{SiC}_p/\text{Al}-11.7\text{Fe}-1.15\text{V}-2.4\text{Si}$  的室温力学性能和断裂行为<sup>[8-14]</sup>, 很少有研究涉及高温下金属基复合材料的断裂行为。金属基复合材料的力学性能取决于其显微组织, 如裂纹扩展和断裂性能与增强颗粒的空间分布和体积分数相关, 因此, 要考虑加工过程中增强颗粒的分布和取向。此外, 显微组织的均匀性对于金属基复合材料的影响很大。热压工艺能够改善采用传统挤压工艺加工的  $\text{SiC}_p/\text{Al}-\text{Fe}-\text{V}-\text{Si}$  复合材料中 SiC 颗粒分布不均匀的问题。通过热压还可以解决因为设备限制难以制备大尺寸薄板的问题。

$\text{SiC}_p/\text{Al}-\text{Fe}-\text{V}-\text{Si}$  复合材料有很多优点, 但因具有较低的延展性和断裂韧性使其应用受到限制, 特别是 SiC 颗粒聚集的  $\text{SiC}_p/\text{Al}-\text{Fe}-\text{V}-\text{Si}$ , 加载早期的突然断裂(颗粒与基体之间的塑性断裂、脆性断裂和脱层)制约了其力学性能的提高和应用。因此, 研究不同温度下  $\text{SiC}_p/\text{Al}-\text{Fe}-\text{V}-\text{Si}$  复合材料的断裂性能和断裂形貌的关系, 以及提高 SiC 颗粒的均匀性、基体合金与 SiC 颗粒之间的结合强度是有必要的。

## 1 实验

### 1.1 原料及成分设计

本试验以名义成分为 15 $\text{SiC}_p/\text{Al}-11.7\text{Fe}-1.15\text{V}-2.4\text{Si}$  的复合材料为研究对象(其中 SiC 的计量为体积分数, 其他的为质量分数), 基体合金中的 Fe 和 V 分别以 Al-40Fe 和 Al-40Fe-10V 的形式加入。首先, 在中频感应炉中熔配 Al-40Fe 和 Al-40Fe-10V 中间合金, 再添加适量的纯铝和纯硅在 1 020 °C 熔配 Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 母合金。SiC 颗粒为  $\beta$ -SiC, 平

均粒径约为 10  $\mu\text{m}$ , 在复合材料中体积分数约为 15%。将 Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 母合金和 SiC 粉末在湖南大学材料学院的多层喷射沉积制备圆坯装置上进行喷射共沉积得到复合材料圆坯料。

### 1.2 塑性加工

将沉积锭坯车削成直径为 155 mm 的圆柱形坯料。然后, 在 1 025 t 挤压机的挤压筒内进行热模压, 锻坯加热温度为 450 °C, 保温 1 h; 模具及挤压筒加热温度为 400 °C, 保温 1 h。热压得到的坯料垂直于高向锯成圆片, 再将圆片锯成矩形板材进行轧制, 轧制温度为 480 °C, 其他轧制工艺参数与挤压后热轧的工艺参数相同。将热压的复合材料板材进行热轧, 轧制温度为 480 °C, 轧制前保温 1 h, 道次间退火保温 20 min, 采用石墨+机油润滑, 轧速为 0.43 m/s。

### 1.3 性能检测

常温拉伸试验在 CSS-44100 型电子万能试验机上进行, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 拉伸方向平行于板材轧制方向。金相样品用 Keller 试剂浸蚀后在 XJL-03 大型金相显微镜下进行组织观察。在 JSM-5600 扫描电镜下观察拉伸试样的断口形貌。

## 2 实验结果

### 2.1 SiC 颗粒的分布

SiC 颗粒具有高熔点、高硬度和高弹性模量。近年来, 以 SiC 陶瓷颗粒为增强相的金属基复合材料得到了广泛的研究<sup>[15-17]</sup>。复合材料中的 SiC 颗粒通过机械破碎获得, 因此, 呈尖角不规则形状。SiC 颗粒主要是六角密堆结构, 因而,  $\beta$ -Al/SiC 界面是非共格的。SiC 颗粒在复合材料中的形态和分布随着加工工艺和加工状态变化而发生变化。

图 1 所示为  $\text{SiC}_p/\text{Al}-11.7\text{Fe}-1.15\text{V}-2.4\text{Si}$  复合材料中的 SiC 颗粒在热压态和热压后再轧制的形状及分布状况。从图 1(a)可以看到沉积态的 SiC 颗粒分布不均匀, 且有较明显的团聚现象。这是因为在喷射沉积喷嘴的扫描过程中, SiC 颗粒呈层状分布。因 SiC 和 Al 基体塑性变形能力的差异, 挤压后, SiC 颗粒偏聚于板材的板面。热压工艺的塑性流动小, 因此, SiC 颗粒的聚集和分层也没有得到明显改善(图 1(b))。热压工艺没有造成这种 SiC 颗粒板材表面的聚集, 通过后续的多道次热轧后, SiC 颗粒的层间距减小, 从而达到均匀化的效果。从图 1(c)可以看出, SiC 颗粒与基

体结合状况良好。经过多道次热轧后, 由于 SiC 颗粒的转动和滑动, 使得总体上 SiC 颗粒的纵向平行于轧制平面。从微观角度, SiC 增强颗粒的转动是由基体的塑性变形引起的, 因此, 塑性变形微观机制如位错滑移和攀移等将对 SiC 增强颗粒的转动起主导作用。这与 ČADEK 等<sup>[18]</sup>发现的情况一致, 复合材料中的  $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$  颗粒和 SiC 颗粒几乎都沿挤压方向排列, 且基体呈现出弱织构。

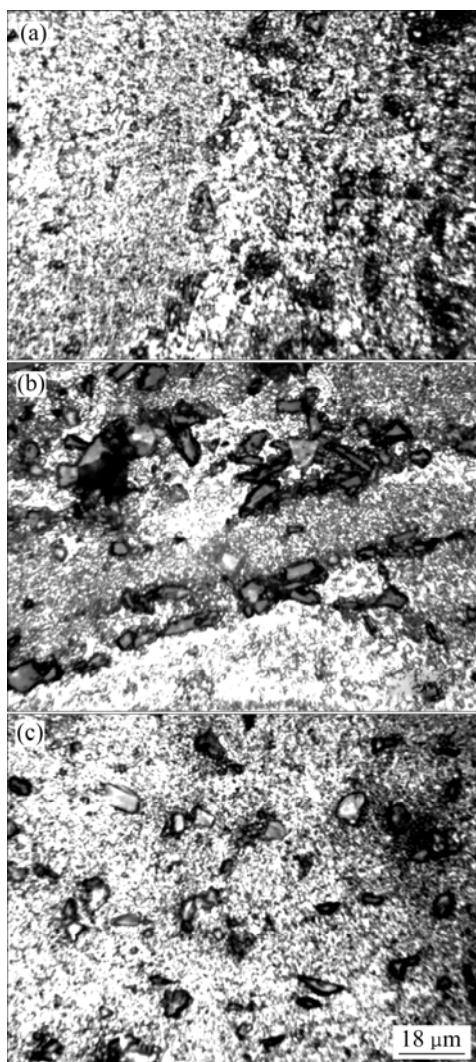


图 1 复合材料在加工过程中的显微组织

**Fig.1** Microstructures of composites during work process:  
(a) As-deposited; (b) As-hot pressed; (c) As-rolled after hot pressing

## 2.2 拉伸断口形貌

图 2 所示为先热压再轧制试样在不同温度下拉伸的断口形貌。对应的拉伸断口侧面形貌如图 3 所示。从图 2(a)和(b)可以看出, 在较低的拉伸温度下, SiC 增强颗粒与基体结合良好, 界面强度高。在拉伸过程

中, 由于 SiC 颗粒与基体金属的模量差以及热膨胀系数的不同, 应力集中于 SiC 颗粒, SiC 颗粒被拉断呈平整脆性断裂。当拉伸温度较低时, 多数 SiC 颗粒被拉断, 只有少数较小颗粒或长径比较小的颗粒在拉伸过程中被拔出。从图 2(a)对应的断口侧面形貌(图 3(a))可以看到 SiC 颗粒被拔断后留在金属基体断面上的半截 SiC 颗粒, 未见有 SiC 颗粒被拔出后的凹坑。从图 3(b)也可以看出, 在 100 °C 拉伸断口的附近, 基体中有被拉断的 SiC 颗粒, 断口垂直于拉伸方向。随着拉伸温度的升高, 被拉断的 SiC 颗粒减少, 而被拔出的 SiC 颗粒逐渐增多。当拉伸温度为 200 °C(图 2(c)和 3(c))时, 被拔断的 SiC 颗粒约为 35%, 而当拉伸温度升高到 300 °C(图 2(d)和 3(d))时, 被拔断的 SiC 颗粒只有 20% 左右。当拉伸温度升高到 400 °C(图 2(e)和 3(e))时, 少量的 SiC 颗粒被拔断, 绝大部分 SiC 颗粒被拔出。从其对应的断口侧面金相可以看到 SiC 颗粒与基体金属的界面脱粘产生裂纹, 并且基体也产生开裂。当拉伸温度进一步升高到 450 °C(图 2(f)和 3(f))时, 只有极少的 SiC 颗粒被拔断, 从其对应的断口侧面金相也可以看到 SiC 颗粒与基体界面的脱粘以及 SiC 颗粒被拔出后形成的凹坑。

## 2.3 断裂行为

$\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  复合材料在不同温度下变形行为不同。图 4 所示为  $\text{SiC}_p/\text{Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si}$  复合材料薄板在不同温度下的应力—应变曲线, 拉伸速率为 0.5 mm/min, 标距为 10 mm。在相同的拉伸速率下,  $\text{SiC}_p/\text{Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si}$  复合材料的抗拉强度随着拉伸温度的升高, 其抗拉强度下降; 断裂应变也随着拉伸温度的上升而下降。这与未添加 SiC 的合金材料不同。合金材料在 100~150 °C 存在中温脆性区, 所以, 合金材料的断裂应变量随着拉伸温度的升高先下降, 在 100~150 °C 最低; 当拉伸温度超过脆性温度后, 材料的断裂应变量又上升<sup>[19]</sup>。而添加 SiC 增强颗粒的  $\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  复合材料的断裂应变量随着拉伸温度的升高而一直下降,  $\text{SiC}_p/\text{Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si}$  在室温应力—应变曲线在强度达到极限抗拉强度后, 流变应力下降, 呈加工软化, 断裂应变量为 7.7%。当拉伸温度升高到 100 °C 时, 其软化现象有所减弱, 断裂应变量减少到 7.1%。随着拉伸温度的升高, 软化现象进一步减弱。当拉伸温度为 200 °C 和 300 °C 时, 材料的断裂应变量分别为 6.5% 和 6.4%。当拉伸温度升高到 400 °C 时, 复合材料经过加工硬化阶段达到极限抗拉强度后即断裂, 断裂应变量降低到 5.1%。断裂应变量随拉伸升高的变化规律与表 1 所示的其断后伸长率随

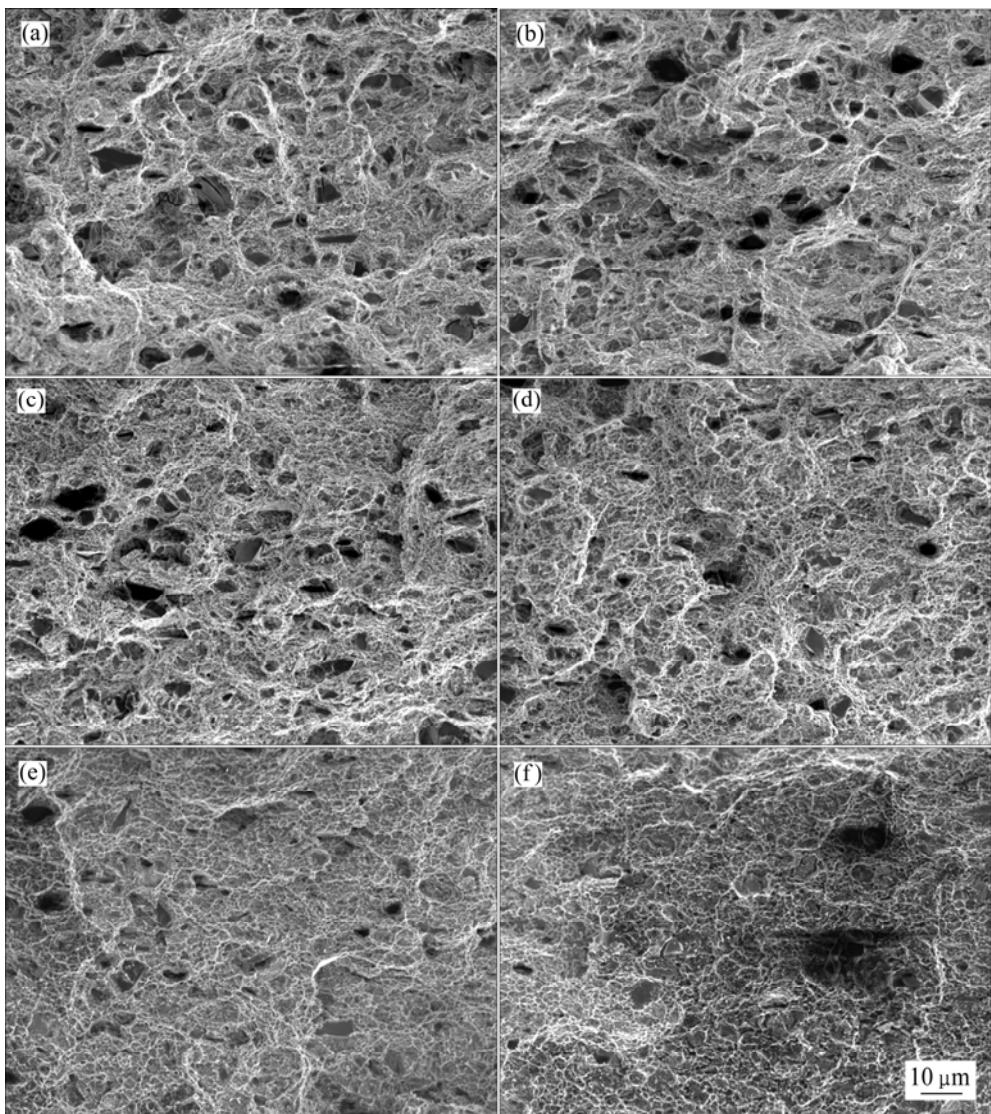


图2 复合材料在不同温度下拉伸的断口形貌

Fig.2 Fractographies of composite at different tensile temperatures: (a) 25 °C; (b) 100 °C; (c) 200 °C; (d) 300 °C; (e) 400 °C; (f) 450 °C

表1 SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 薄板在不同温度下的力学性能

Table 1 Mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si sheets at different tensile temperatures

Tensile temperature/°C	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
25	581.2	518.4	4.5
100	461.5	362.7	4.2
200	372.2	221.2	3.3
300	315.8	196.6	2.5
400	232.6	127.7	1.4

Every datum in Table 1 was taken as an average value from more than five data

拉伸温度升高的变化规律一致。可以看出,复合材料的抗拉强度和伸长率随着拉伸温度的升高而降低,室

温抗拉强度为 581.2 MPa,伸长率为 4.5%;随着拉伸温度升高到 100、200、300 和 400 °C 时,抗拉强度下降到 461.5、372.2、315.8 和 232.6 MPa,伸长率下降到 4.2%、3.3%、2.5% 和 1.4%。与图 2 和 3 一致,复合材料没有出现合金材料的中温脆性现象。

### 3 分析与讨论

Al-Fe-V-Si 合金基体和 SiC 颗粒之间的弹性模量失配度大,坚硬、脆性的 SiC 颗粒抑制了相对柔软的基体合金的塑性流变。因此,复合材料呈总体上的脆性断裂和局部韧性断裂相结合的复合断裂。复合材料的塑性差是因为基体合金的塑性变形受到非连续的

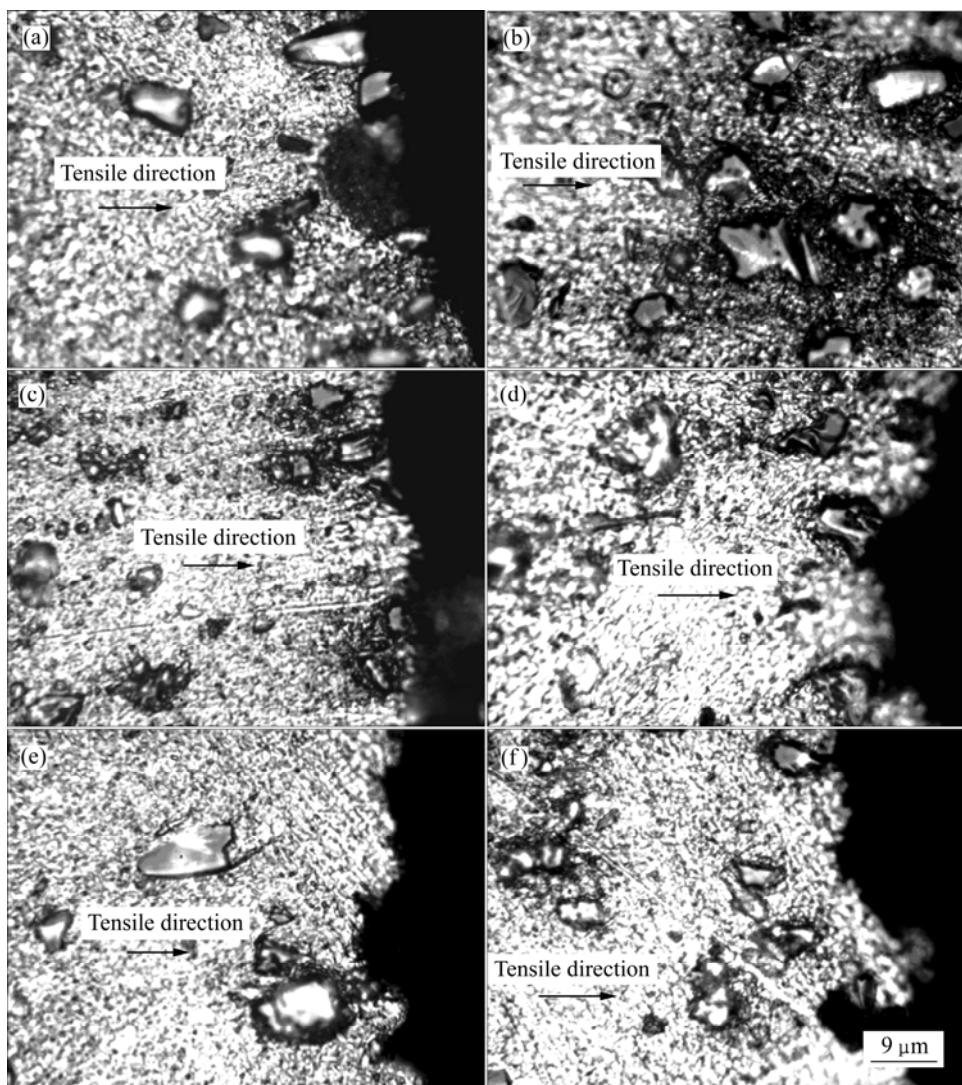


图 3 复合材料在不同温度下的拉伸断面侧面形貌

**Fig.3** Morphologies of fracture sides of composites at different tensile temperatures: (a) 25 °C; (b) 100 °C; (c) 200 °C; (d) 300 °C; (e) 400 °C; (f) 450 °C

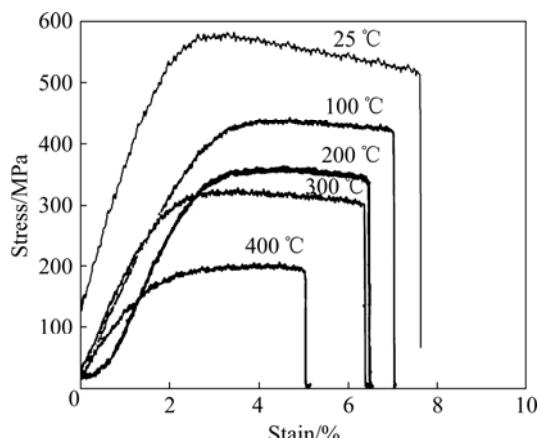


图 4 SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 薄板在不同温度下的应力—应变曲线(应变速率为  $5 \times 10^{-4}$ )

**Fig.4** Stress—strain curves of SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si sheets at different tensile temperatures(Stain rate:  $5 \times 10^{-4}$ )

SiC 增强颗粒的阻碍, 而非基体合金的塑性差。

SiC 颗粒增强复合材料存在 3 种失效方式: SiC 颗粒断裂、界面脱粘和基体开裂。复合材料的断裂方式和 SiC 与基体金属界面强度相关外, 而界面强度与变形温度相关。当拉伸温度升高 300 °C 以上时, 被拉断的 SiC 颗粒越来越小, SiC 颗粒被拔出而形成的凹坑越来越多。当拉伸温度为 400 °C 时, 断面上的 SiC 颗粒几乎没有被拉断, 是基体和 SiC 颗粒的界面被破坏, SiC 颗粒被拔出, 断面上留下 SiC 被拔出而形成的韧窝或突出的 SiC 颗粒。SiC 颗粒和基体界面的脱粘以及基体的开裂成为裂纹形核的主要机制。界面的脱粘是复合材料高温下延展性差的重要原因。在不同的拉伸温度下, 复合材料都是呈基体的韧性断裂和总体上的脆性断裂相结合的复合断裂。脆性断裂作为主

要的断裂方式不是因为基体合金的塑性有限,而是因为非连续的 SiC 增强颗粒对基体合金塑性流动的限制,并在 SiC 颗粒周围形成撕裂棱。受 SiC 的空间分布、体积分数的影响, SiC 颗粒捕获位错限制塑性流动,在周围形成高密度位错区域,在 SiC 颗粒之间的基体产生撕裂棱。在拉伸过程中,随着变形程度的增大,SiC 颗粒周围的应力集中程度增高。从室温到 300 ℃, 较大的 SiC 颗粒首先被拉断,然后,相对较小的 SiC 颗粒被拉断。具有高纵横比的 SiC 颗粒更趋向于这种断裂。SiC 颗粒断裂后产生的微裂纹迅速扩展并相互连接,因而,使复合材料突然脆性断裂。要让 SiC 颗粒完全被拉断,则 SiC 颗粒要被加载到它们的断裂应力,这主要通过拉应力来实现,还有部分来自于颗粒与基体界面的剪切力。通过界面剪切力来加载的程度取决于 SiC 颗粒的纵横比( $S$ )。假设基体中的 SiC 颗粒理想分布,则纵横比与 SiC 的强度( $\sigma(SiC)$ )以及界面剪切强度( $\tau_i$ )之间的关系如式(1)所示<sup>[20]</sup>。

$$S = \sigma(SiC) / \tau_i \quad (1)$$

从式(1)可以看出, SiC 是否被拉断还与界面剪切强度相关。当拉伸温度超过 400 ℃时,由于温度的升高, SiC 颗粒和基体合金的界面变弱, SiC 颗粒被拔出界面的破坏以及基体金属的开裂成为裂纹源,微裂纹扩展并连接而导致复合材料失效。此外,复合材料的断裂方式还受 SiC 的空间分布的影响, SiC 颗粒聚集的区域更容易引起应力集中, SiC 颗粒也更容易断裂。热挤压后,板坯中存在严重的 SiC 颗粒表面聚集,从而造成 SiC 颗粒的过早断裂而降低复合材料的力学性能。热压再轧制工艺能使 SiC 颗粒分布更加均匀,因此,可以避免 SiC 颗粒在拉伸过程中的过早突然断裂,从而提高复合材料的力学性能。

随着拉伸温度的升高,复合材料的抗拉强度和屈服强度下降,导致伸长率降低,比同成分的合金材料的性能差。随着拉伸温度的升高,基体合金的软化以及 SiC 颗粒与基体界面的减弱是引起复合材料强度下降的主要原因。复合材料的塑性主要取决于变形过程中能够塑性流动的基体材料的体积分数,能够塑性流动的基体的体积分数越高,塑性就越好。在复合材料中,基体的塑性流动又受到 SiC 颗粒的制约,塑性流动的基体减少,因此,塑性下降,比同成分的合金材料的性能差。

在颗粒增强的金属基复合材料中,主要的裂纹形核机制是增强颗粒的开裂和增强颗粒与基体界面的脱粘。对于给定增强颗粒粒度和体积分数的复合材料,裂纹形核方式取决于界面结合的强度。当拉伸温度低

于 400 ℃时,由于 SiC 增强颗粒与 Al 基体界面的结合较强,主要通过 SiC 增强颗粒的开裂形核。在 SiC 开裂以前,基体金属在变形过程中经过加工硬化阶段,并产生软化,材料塑性较好。当拉伸温度达到 400 ℃时, SiC 增强颗粒与 Al 基体界面的结合较弱,界面的脱粘成为裂纹形核的主要机制,在材料产生软化以前已经断裂。从室温到 400 ℃,随着温度的升高,界面结合强度逐渐减弱,被拉断的 SiC 颗粒越来越少,被拔出的 SiC 颗粒越来越多,加工软化现象越来越弱,复合材料的塑性也越来越差。

## 4 结论

1) 对喷射沉积 SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si 复合材料采用热压致密,能使 SiC 颗粒在基体合金中分布均匀,有利于基体的结合。

2) 复合材料的断裂方式取决于拉伸温度。从室温到 300 ℃, SiC 颗粒的断裂成为最主要的裂纹源;拉伸温度为 400 ℃, SiC 颗粒与基体的界面脱粘成为主要的裂纹源。此外,复合材料的断裂方式还受 SiC 的空间分布的影响, SiC 颗粒聚集的区域更容易引起应力集中, SiC 颗粒也更容易断裂,具有高纵横比的 SiC 颗粒也更容易被拉断。

3) 随着拉伸温度的升高,复合材料的抗拉强度和屈服强度下降,断后伸长率也下降。室温下的抗拉强度为 581.2 MPa, 100 ℃时下降为 461.5 MPa, 再到 200 ℃时的 372.2 MPa, 300 ℃时的 315.8 MPa, 400 ℃时的 232.6 MPa。伸长率在室温下为 4.5%, 100 ℃时下降为 4.2%, 200 ℃时为 3.3%, 到 300 ℃时为 2.5%, 400 ℃时为 1.4%。

## REFERENCES

- [1] SKINNER D J, BYE R L, RAYBOULD D, BROWN A M. Dispersion strengthened Al-Fe-V-Si alloys[J]. Scripta Metal Mater, 1986, 20(6): 867-872.
- [2] HARIKRASAD S, SASTRY S M L. Processing maps for optimizing gas atomization and spray deposition[J]. Journal of Metals, 1995, 10: 56-59.
- [3] LEE J C, PARK S B, SEOK H K, OH C K, LEE H I. Prediction of Si contents to suppress the interfacial reaction in the SiC<sub>p</sub>/2014Al composites[J]. Acta Mater, 1998, 46(8): 2635-2643.
- [4] LEE J C, BYUN J Y, PARK S B, LEE H I. Prediction of Si contents to suppress the formation of Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> in the SiC<sub>p</sub>/Al composite[J]. Acta Mater, 1998, 46(5): 1771-1780.

[5] LEE J C, SEOK H K, LEE H I. Alloy design of thixoformable wrought SiC/Al alloy composites[J]. *Materials Research Bulletin*, 1999, 34(1): 35–42.

[6] SRIVATSAN T S, LAVERNIA E J. Use of spray techniques to synthesize particulate-reinforced metal-matrix composites[J]. *Journal of Materials Science*, 1992, 27(22): 5965–5981.

[7] GAO N F, MIYAMOTO Y, ZHANG D. Dense Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> prepared by reactive HIP[J]. *J Mater Sci*, 1999, 34(18): 4385–4392.

[8] CHEN Zhen-hua, HE Yi-qiang, YAN Hong-ge, CHEN Zhi-gang, YIN Xian-jue, CHEN Gang. Ambient temperature mechanical properties of Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si/SiC<sub>p</sub> composite[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460/461: 180–185.

[9] CHEN Zhen-hua, HE Yi-qiang, YAN Hong-ge, HAO Liang, CHEN Zhi-gang, CHEN Gang. Microstructure and mechanical properties of Al-Fe-V-Si/SiC<sub>p</sub> composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2007, 17(S1): s238–s243.

[10] 肖于德, 钟掘, 黎文献, 马正青. 快速凝固Al-Fe-V-Si 合金喷射沉积坯的显微组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(11): 1869–1875.

XIAO Yu-de, ZHONG Jue, LI Wen-xian, MA Zheng-qing. Microstructural features and mechanical properties of spray deposited billets of rapidly solidified Al-Fe-V-Si aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(11): 1869–1875.

[11] 熊柏青, 朱宝宏, 张永安, 韦强, 石力开, 孙玉峰, 沈宁福. 喷射成形Al-F-V-Si系耐热铝合金的制备工艺和性能[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(2): 250–254.

XIONG Bo-qing, ZHU Bao-hong, ZHANG Yong-an, WEI Qiang, SHI Li-kai, SUN Yu-feng, SHEN Ning-fu. Technique and property of heat resisting Al-Fe-V-Si alloys prepared by spray forming process[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(2): 250–254.

[12] 陈振华, 贺毅强, 陈志钢, 尹显觉, 陈刚. SiC<sub>p</sub>/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si复合材料的显微组织及室温力学性能研究[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(6): 858–863.

CHEN Zhen-hua, HE Yi-qiang, CHEN Zhi-gang, YIN Xian-jue, CHEN Gang. Microstructure and ambient temperature mechanical properties of SiCp/Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si composite [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(6): 858–863.

[13] 贺毅强, 陈振华, 王娜, 郝亮, 陈志钢, 陈刚. SiC<sub>p</sub>/Al-Fe-V-Si复合材料组织与性能的热稳定性[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(3): 432–438.

HE Yi-qiang, CHEN Zhen-hua, WANG Na, HAO Liang, CHEN Zhi-gang, CHEN Gang. Thermostability of hardness and microstructure of SiCp/Al-Fe-V-Si composite[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(3): 432–438.

[14] 詹美燕, 陈振华, 夏伟军. 喷射沉积-轧制工艺制备的FVS0812薄板的高温组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(8): 1348–1352.

ZHAN Mei-yan, CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun. Microstructure and properties of spray-deposited heat-resistant FVS0812 aluminum alloy at high temperature[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(8): 1348–1352.

[15] HAMBLETON R, JONES H, RAINFORTH W M. Effect of alloy composition and reinforcement with silicon carbide on the microstructure and mechanical properties of three silicide dispersion strengthened aluminium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 304/306: 524–528.

[16] ČADEK J, KUCHAŘORÁ K, ZHU S J. Creep behaviour of an Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si-15SiC<sub>p</sub> composite at temperatures ranging from 873 to 948 K[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 328: 283–290.

[17] KIM I S, KIM N J, NAM S W. Temperature dependence of the optimum particle size for the dislocation detachment controlled creep of Al-Fe-V-Si/SiC<sub>p</sub> composite[J]. *Scripta Metallurgical et Materials*, 1995, 32(11): 1813–1814.

[18] ČADEK J, KUCHAŘORÁ K, ZHU S J. High temperature creep behaviour of an Al-11.7Fe-1.15V-2.4Si alloy reinforced with silicon carbide particulates[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2000, 283: 172–180.

[19] MITRA S. Elevated temperature mechanical properties of a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, 27(5): 521–526.

[20] LLOYD D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites[J]. *International Materials Reviews*, 1994, 39(1): 1–23.

(编辑 杨华)