

放电等离子烧结制备对 Ni/SiC_f 界面反应的影响

王 法, 江 河, 董建新

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘 要: SiC_f增强镍基复合材料作为一种高强度轻量化的新型高温材料, 受到材料前沿研究的关注。然而剧烈的界面反应阻碍了该材料的进一步发展。由于长时制备下界面反应剧烈, 因此采用具有短时快速制备成型特点的放电等离子烧结工艺制备并研究了 Ni/SiC_f复合体系。利用 SEM, EDS 等表征方法对 Ni/SiC_f复合体系的界面形貌及元素分布进行了分析。结果表明, Ni 与 SiC_f发生反应生成 Ni₃Si 和碳颗粒。反应区域进一步与 Ni 反应转变成 Ni(Si,C)固溶体。Ni 与 SiC_f及 Ni 与 Ni₃Si 之间的强烈反应热力学及动力学条件导致界面反应迅速发生。通过提升制备温度、延长制备时间会引起 Ni₃Si 与碳颗粒进一步溶解, 从而导致反应区域缩小, 固溶体区域扩大。

关键词: 高温合金; 复合材料; SiC 纤维; 界面反应; 放电等离子烧结

中图分类号: TG146.1⁺5; TB333.1⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)02-0599-08

随着航空工业的不断发展, 各国均在追求兼具轻量化和高强度特点的高温材料^[1]。在航空发动机中, 以高温合金为主的涡轮盘材料是研究的重点^[2]。然而目前涡轮盘用高温合金在进一步提升服役温度方面遇到瓶颈, 并且其密度高的缺点一直未能很好地解决^[1]。金属基复合材料设计理念能够同时满足轻量化和高强度的双重要求^[3]。属于金属基复合体系之一的 SiC 纤维 (SiC_f) 增强 Ti 基复合材料, 成功将高强度和轻量化结合在一起^[4], 其中具有高强度和低密度的 SiC_f 提升了 Ti 基体的整体性能^[5,6]。这启发了 SiC_f增强高温合金基复合材料的设计。

SiC_f增强高温合金基复合材料主要以 SiC_f增强 Ni 基复合材料为主。J. A. Cornie^[7]在 996 °C/103.4 MPa 的热等静压条件下, 将 SiC_f与 Waspaloy, Hastelloy-X, NiCrAlY 等镍基合金进行复合, 发现上述体系均发生剧烈的界面反应。在国内研究中, 李佩桓^[8]与 Wang 等人^[9]通过在 1050 °C/2 h 的热等静压条件下, 分别制备了 SiC_f增强 GH4738 基与 SiC_f增强 Ni-Fe 基复合材料。然而直接复合后的界面反应十分剧烈。而在温度较低的热压制备条件下, 张露^[10]与 X. X. Niu 等人^[11]分别在 850 °C/1 h 与 960 °C/1 h 的热压条件下将 SiC_f与 Ni 基体直接进行复合, 界面反应同样剧烈。

目前大多数关于 SiC_f增强 Ni 基复合材料的研究是在热等静压或热压的条件下进行的^[1,10,12], 二者皆具有长时制备的特点, 容易诱发高温合金与 SiC_f之间发

生较强的界面反应^[1,10]。传统的热等静压及热压工艺在缩短制备时间后难以保证金属基体致密均匀。而采用短时快速制备工艺对界面反应能够起到一定的抑制作用^[13]。短时快速制备工艺中, 放电等离子烧结 (SPS) 较为常见^[14]。SPS 是在两电极之间通过施加脉冲电流和轴向压力, 从而实现粉末烧结致密化的一种新型烧结技术^[15], 其具有升温速度快, 烧结时间短等优点^[16], 在金属基复合材料中较为常见^[17,18]。而在这种短时快速的制备方式下, 针对 SiC_f增强 Ni 基复合材料界面反应的影响目前报道较少。从目前的研究报道来看, Ni 与 SiC 之间的反应产物占界面反应区域的主体部分^[1]。而 Ni 作为 Ni 基合金的基体元素, 在界面反应中必然起着重要的作用。因此有必要研究在 SPS 工艺下基体元素 Ni 与 SiC_f之间的反应特征, 从而对 SiC_f增强 Ni 基复合材料的设计与制备起到一定的指导作用。

1 实 验

实验用 Ni 粉粒度 ≤ 37 μm, 纯度为 99.8%。实验用 SiC 纤维丝为连续 W 芯 SiC 纤维丝, 直径为 100 μm。将纤维丝切成长度为 10 mm 的短纤维丝, 在乙醇中超声清洗。SPS 烧结模具内径为 12 mm。将 Ni 粉与 SiC 短纤维丝放入模具, 使纤维丝平行排列, 间隔距离为 1 mm。排列方式如图 1 所示。按不同的烧结温度和保温时间的条件, 在 SPS-211H 放电等离子烧结炉中按 120 °C/min 的升温速率进行烧结, 烧结工艺如表 1 所示。烧

收稿日期: 2020-05-10

基金项目: 高温结构材料重点实验开放基金; 中央高校基本科研业务费 (FRF-TP-19-038A2)

作者简介: 王 法, 男, 1995 年生, 博士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: wangfamse@163.com

结过程中保持单向施加 50 MPa 的压力。烧结后对样品纵剖面进行金相制备。样品抛光后通过 JSM-7001F 扫描电镜和 Oxford INCA X-ACT 能谱仪对样品微观形貌及元素分布进行分析。采用 Photoshop 软件计算反应区域的面积^[19]。采用 Thermo-calc 与 Dictra 软件进行热力学参数及扩散系数的计算，计算所采用的数据库为 Ni-V5 与 MOB2。

2 结果与讨论

2.1 温度对界面反应的影响

在保温时间均为 5 min 的情况下，不同烧结温度的体系 S-950, S-1000, S-1050A 均发生了剧烈的界面反应，如图 2a, 2d 和 2g 所示，其中仅 S-950 存在少量的残余 SiC 纤维。3 种制度的反应形貌较为近似。在背散射模式下界面反应区域相比于周围基体呈现更深的衬度，反应区域边缘超过了 SiC_f 与 Ni 的初始界面位置。随着烧结温度的升高，反应区域有缩小的趋势。反应区域中心的白色圆形区域为 W 芯。对反应区域边界进一步观察，如图 2b, 2e 和 2h 所示。3 种制度的界面特征较为近似，均为深灰色基体弥散分布细小黑色

颗粒相。对于 S-1000 与 S-1050A 而言，在反应区域与基体的交界处，存在细小的深灰色颗粒相，且随着温度的升高，颗粒相的数目明显增多。对反应产物进行能谱分析，对应的元素分布结果如表 2 所示。

根据表 2 结果及相关文献报道^[20,21]可知反应区域的深灰色相为 Ni₃Si，其中嵌有的黑色颗粒相为 C。由于边缘的细小深灰色颗粒的尺寸小于能谱分辨率（1 μm），因此其成分包括颗粒本身和周围基体。该颗粒在背散射条件下其呈现出更深的衬度，因此可推断出该颗粒为 Ni 的硅化物。

为了进一步分析元素分布的情况，对界面区域进行能谱线扫描，如图 2a, 2d 和 2g 所示的红色直线为线扫描路径，其对应的元素分布情况分别如图 2c, 2f 和 2i 所示，其分布特征较为近似。从反应区域到基体可分成 3 个区域。反应区域中 Ni 与 Si 的含量未见明显的梯度变化，通过上述的元素及物相分析，可得知其为 Ni₃Si。弥散分布的碳颗粒导致该区域中碳元素的分布出现多个峰值。反应区域毗邻区域，Ni 含量略有升高，Si 含量突降，C 含量轻微降低。Si 含量降低到极低的水平后，3 种元素含量均不再发生明显变化。考虑到反应区域足够远处必为 Si 和 C 元素含量极少的 Ni 基体，因此 3 种元素分布呈现稳态的基体区域为 Ni 基体区域。而在背散射模式下 Si 含量出现明显梯度的区域的衬度与基体较为近似。选取梯度区域较为明显的 S-1500A 样品，选择 G 点进行梯度区域的元素分析，元素分布数据如表 2 所示。该梯度区域的 Ni:Si 比明显降低。在 900 °C 下，C 在 Ni-Si-C 固溶体中的固溶度约为 1at%，而 Si 在 Ni-Si-C 固溶体中的固溶度约为 15at%^[22]，梯度区域的 Si 含量在 Ni 的固溶度内。考虑到 C 元素的测量偏差以及 Si 和 C 元素在 Ni 中的固溶度的差异，根据元素含量比例可知此梯度区域为 Ni(Si,C)固溶体。因此整个体系可分为 Ni₃Si+C 颗粒构成的反应区域，Ni(Si, C)固溶体区域以及 Ni 基体区域。

反应区域尺寸及 Ni(Si,C)固溶体尺寸的变化结果如表 3 所示。随着烧结温度的升高，反应区域面积呈现缩小的特征，而 Ni(Si,C)固溶体区域面积呈现扩大的特征。S-1050A 的反应区域的厚度相比于 S-1000 而言，二者未发生明显的降低趋势，这和面积的变化结果并不完全一致。而这并不矛盾。由于反应区域边缘并不呈现一个完美的圆形，且界面并不光滑，因此线扫描路径可能经过尺寸分布不均匀的位置。总体而言，随着温度的增加，呈现出反应区域缩小，固溶体区域扩大的趋势。

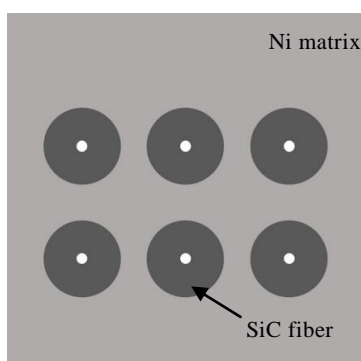


图 1 SPS 样品制备示意图

Fig.1 Schematic of preparing SPS samples

表 1 Ni/SiC_f体系的烧结温度和保温时间

Table 1 Sintering temperatures and holding time of Ni/SiC_f systems

Sample	Sintering temperature/°C	Holding time/min
S-950	950	5
S-1000	1000	5
S-1050A	1050	5
S-1050B	1050	10
S-1050C	1050	15

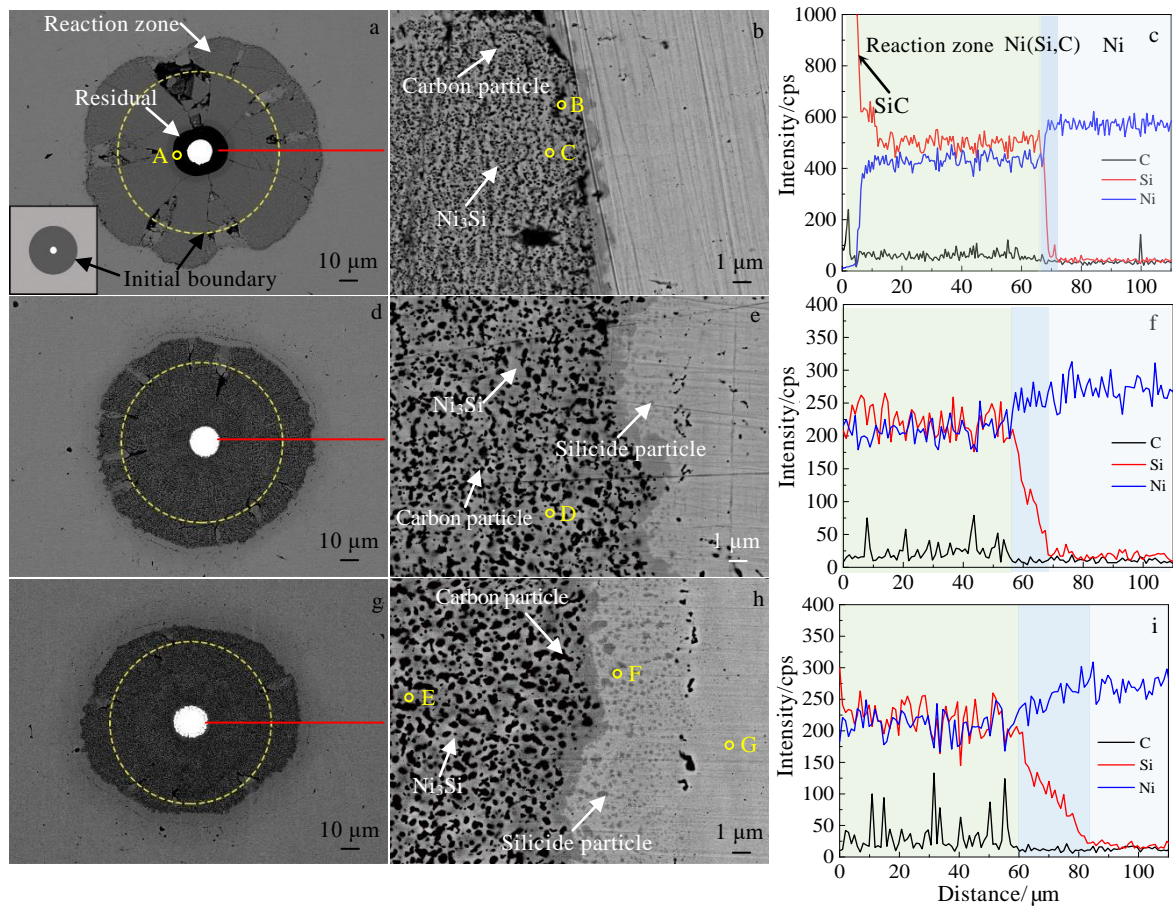


图 2 不同烧结温度下的 Ni/SiC_f 界面反应形貌及元素分布

Fig.2 Reaction morphologies and element distribution of Ni/SiC_f at different sintering temperatures: (a) overall reaction zone, (b) reaction zone boundary, (c) element distribution along the red line in Fig.2a for S-950; (d) overall reaction zone, (e) reaction zone boundary, (f) element distribution along the red line in Fig.2d for S-1000; (g) overall reaction zone, (h) reaction zone boundary, (i) element distribution along the red line in Fig.2g for S-1050A

表 2 图 2 中不同 Ni/SiC_f 界面区域元素含量及主要物相

Table 2 Element contents and main phases of reaction zone boundary of Ni/SiC_f in Fig.2 (at%)

Sample	Position	Ni	Si	C	Ni:Si	Main phases
S-950	A	0.41	43.47	56.12	0	SiC
	B	12.81	2.71	81.86	4.73	C
	C	61.94	19.20	18.86	3.22	Ni ₃ Si
S-1000	D	61.30	19.65	19.05	3.12	Ni ₃ Si
	E	53.59	17.92	28.49	2.99	Ni ₃ Si
S-1050A	F	64.97	12.39	22.64	5.24	Ni silicide + Ni(Si,C)
	G	68.21	9.48	22.31	7.20	Ni(Si,C)

表 3 Ni/SiC_f 体系不同烧结制度的反应区域及固溶体区域尺寸

Table 3 Sizes of reaction zone and solid solution zone of Ni/SiC_f systems under different sintering processes

Sample	Area of reaction zone/ $\times 2500\pi \mu\text{m}^2$	Reaction zone thickness/ μm	Ni(Si,C) thickness/ μm
S-950	2.01	66	5
S-1000	1.64	57	11
S-1050A	1.54	60	24
S-1050B	1.11	50	38
S-1050C	1.07	44	47

2.2 保温时间对界面反应的影响

在保温时间均为 1050 °C 的情况下, 不同保温时间的体系 S-1050A, S-1050B, S-1050C 发生了剧烈的界

面反应, 如图 3a, 3d 和 3g 所示。三者界面形貌均近似, 且随着保温时长的增加, 反应区域发生了明显的缩减。对其界面形貌进一步观察, 如图 3b, 3e 和 3h 所示, 可发现基体与反应区域之间的硅化物颗粒随着

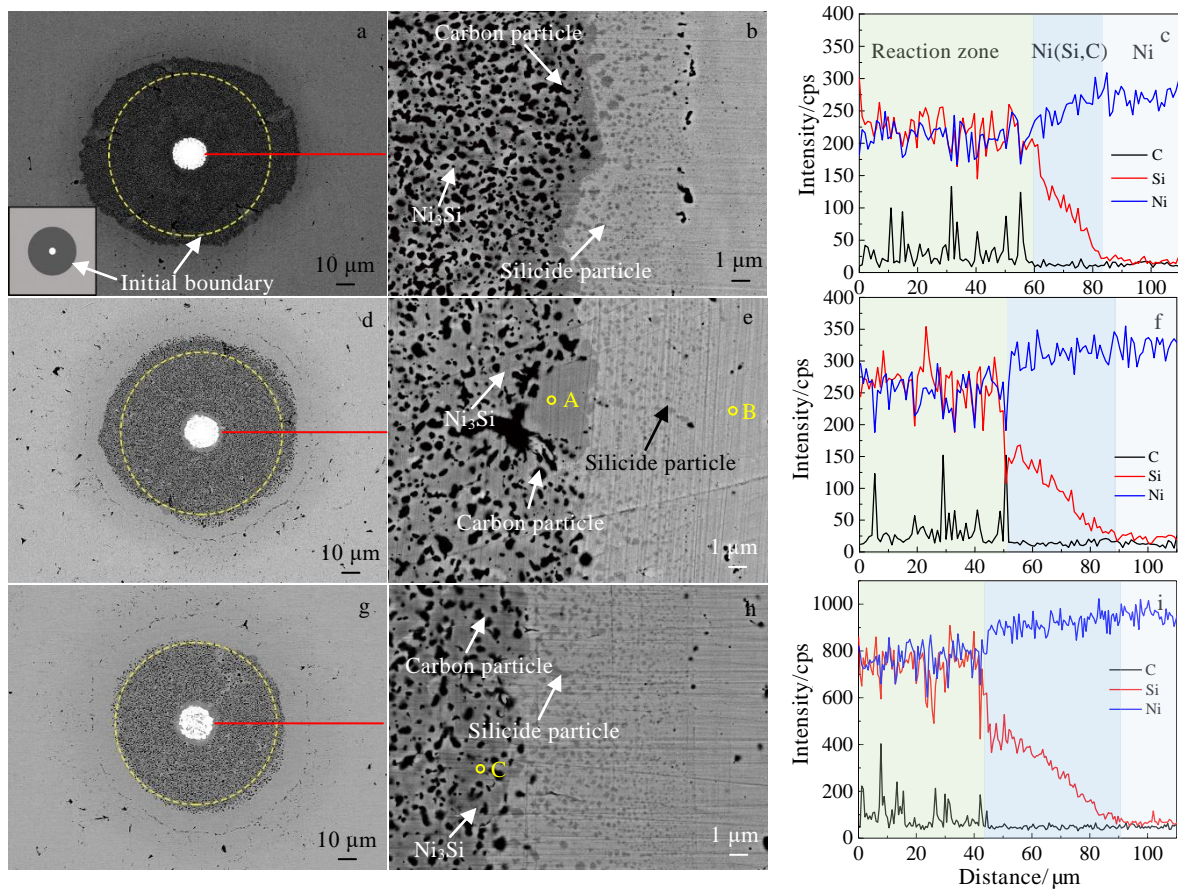


图 3 不同保温时间的 Ni/SiC_f 界面反应形貌及元素分布

Fig.3 Reaction morphologies and element distribution of Ni/SiC_f at 1050 °C for different holding time: (a) overall reaction zone, (b) reaction zone boundary, (c) element distribution along the red line in Fig.3a for S-1050A; (d) overall reaction zone, (e) reaction zone boundary, (f) element distribution along the red line in Fig.3d for S-1050B; (g) overall reaction zone, (h) reaction zone boundary, (i) element distribution along the red line in Fig.3g for S-1050C

保温时间的增加而增多。对界面产物进行能谱分析，其对应的元素分布如表 4 所示。可知界面反应产物为 Ni₃Si 与 C 颗粒。为了更清楚地对界面演变情况进行分析，对图 3a, 3d 和 3g 中红色直线所示界面区域进行元素线扫描分析，线扫描结果如图 3c, 3f 和 3i 所示。反应区域与 Ni(Si,C) 固溶体的尺寸变化如表 3 所示，可见随着保温时间的增加，反应区域厚度明显减小，并且固溶体区域厚度显著增加。

2.3 界面反应演变分析

Ni 的外层电子结构为 3d⁸4s²，d 层的电子空位较少，因此 Ni 的 d 轨道不易与 C 的 s 轨道杂化，导致 Ni 与 C 之间不易形成稳定碳化物^[23]。因此，Ni 与 SiC 分解而来的 Si 原子或 C 原子反应时，更趋向于形成硅化物。表 5 所示为 Ni 系列产物的热力学参数，可见

Ni₃C 的形成焓(Δ_rH_m⁰)为正值，而 Ni 的硅化物的形成焓均为负值。虽然表 5 所示的反应吉布斯自由能(Δ_rG_m⁰)并不是在制备温度下的数值，但在 800 °C 的条件下其足以推断出 Ni 与 SiC 之间有着极强的热力学反应趋势^[21]。

表 4 图 3 中不同 Ni/SiC_f 界面区域元素含量及主要物相
Table 4 Element contents and main phases of reaction zone boundary of Ni/SiC_f in Fig.3 (at%)

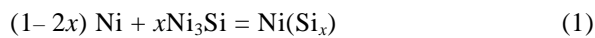
Sample	Position	Ni	Si	C	Ni:Si	Main phases
S-1050B	A	59.37	20.56	20.07	2.89	Ni ₃ Si
	B	70.20	10.22	19.58	6.87	Ni (Si,C)
S-1050C	C	61.30	20.33	18.44	3.02	Ni ₃ Si

表5 不同物相及对应反应的热力学参数

Table 5 Thermodynamic parameters of different phases and corresponding reactions^[1,13,20,21]

Phase	$\Delta_f H_m^\circ / \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$	Reaction formula	$\Delta_f G_m^\circ / \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ (800 °C)
Ni ₃ Si	-37.2	3Ni+SiC=Ni ₃ Si+C	-91.7
NiSi	-42.4	Ni+SiC=NiSi+C	-21.5
NiSi ₂	-29.3	Ni+2SiC=NiSi ₂ +C	42.8
Ni ₃ C	38.5	-	-

由于 C 在 Ni-Si-C 固溶体中的固溶度极低且对其他元素的影响极小, 因此 Ni(Si,C)三元固溶体可以简化成 Ni(Si)二元固溶体。Ni 与 Ni₃Si 生成 Ni(Si)固溶体的反应可按式(1)进行:



其中, x 为固溶在 Ni 中的 Si 的含量。基于 Si 在 Ni 中的固溶度限度, x 的取值范围为 0.00~0.15^[22]。通过 Thermo-calc 热力学软件计算得到, 温度的升高及 x 的增大, 均会导致反应(1)的反应吉布斯自由能降低。在 950, 1000, 1050 °C 的情况下, 反应(1)的反应吉布斯自由能最小值分别为 -44.2, -48.6, -50.4 kJ/mol。这表明 Ni 与反应产物 Ni₃Si 之间同样具有极强的热力学趋势。

界面反应发生后, 反应区域相比于初始 SiC_f 的位置发生膨胀, 表明反应后的体积发生了变化。表 6 所示为不同相的摩尔体积(V_m)及反应生成 Ni₃Si 后对应 SiC_f 初始位置的摩尔体积变化(ΔV_m)。根据表 6 数据可得^[24], 由于反应生成 Ni₃Si, 因此在进行短时间制备后均会导致 SiC 纤维反应区域界面向着远离 SiC 纤维初始界面而移动。Ni₃Si 与 Ni 在 950~1050 °C 下的温度接触, 根据上述的热力学分析结果, 可知其具备了反应的热力学条件。Ni₃Si 中的 Si 元素可扩散进入 Ni 基体, 形成 Ni(Si)固溶体^[25]。C 在 Ni₃Si 中的固溶度小于 0.1at%, 甚至低于其在 Ni 中的固溶度^[26]。因此 Ni 与 SiC 反应中所形成的 C 无法完全溶解进 Ni₃Si, 只能以弥散分布的方式存在于 Ni₃Si 中。而 Ni₃Si 分解后, 碳颗粒从 Ni₃Si 中释放。在高温下溶进固溶度较大的 Ni 基体中, 从而形成 Ni(Si, C)固溶体。因此随着制备温度的提高, 以及保温时间的增加, Ni₃Si 与 Ni 在更长的时间下进行高温接触, Ni₃Si 和碳颗粒进一步溶解进 Ni 基体, 从而导致了反应区域的缩小。

对于动力学条件而言, Ni 等金属与 SiC 的反应属于扩散控制^[6], 金属元素需要扩散通过反应产物后与 SiC 接触, 从而使得反应继续进行。因此金属元素在反应产物中的扩散速率可表征界面反应进行的速率。在 990 °C 的温度下, Ni 在 Ni₃Si 与 Ni 中的体扩散系数分别为 3.7×10^{-15} 与 $3.9 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$ ^[24], 前者比后者高

表6 不同物相的摩尔体积及反应摩尔体积变化

Table 6 Molar volumes of different phases and molar volume change of reaction^[24]

Phase	$V_m / \text{cm}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$	Reaction	$\Delta V_m / \text{cm}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$
Ni ₃ Si	25.920		
C	5.311	SiC→Ni ₃ Si+C	18.765
SiC	12.466		

出近 1 个数量级。因此 Ni 与 SiC 之间的反应具备充足的动力学条件。通过 Dictra 计算得到在 950 °C 的温度下, Si 元素在 Ni 中同样具有很快的扩散速率, 为 $4.16 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$ 。因此 Ni 与 Ni₃Si 反应同样具备充足的动力学基础。热力学与动力学条件的满足为界面发生剧烈的界面反应提供了前提。

由于 SiC_f 增强 Ni 基复合材料是基于 SiC_f 增强 Ti 基复合材料而进行设计, 因此有必要对 Ni/SiC 和 Ti/SiC 体系的界面反应速度进行对比。这 2 个体系的界面产物增长速度均满足扩散的平方根关系^[13]。图 4a 所示为不同温度下 Ni 和 Ti 体系的界面产物生成厚度与时间的关系。Ni 在 950 °C 下的扩散反应速度远远高于 Ti 在 1050 °C 下的扩散反应速度。在对体系不进行变动的情况下, 从动力学的角度来看, 削弱界面反应的方法在于降低制备时间或者降低制备温度。降低制备时间难以保证 Ni 粉烧结致密。尽管降低制备温度到 600 °C 可以与 Ti 在 1050 °C 的反应程度接近, 如图 4b 所示, 但 600 °C 为 Ni 基合金的服役温度, 在此温度下进行制备, 虽然由于 SPS 的烧结特性导致粉末局部温度高于烧结温度^[27], 但在 600 °C 下烧结同样难以烧结致密^[28]。因此这 2 种途径在剧烈的 Ni-SiC 界面反应的情况下, 都无法取得较为有效的结果。充分的热力学反应趋势和动力学反应条件使得反应得以迅速且源源不断地进行, 并且在纤维丝反应完全后, 反应产物也会进一步发生反应。

相比于传统高温烧结方式而言, SPS 过程中的放电效应及施加压力所导致的温升均可以促进界面反应的进行^[29,30]。但基于图 4a 的 Ni 与 SiC 之间的动力学特征, 可知 Ni 与 SiC 之间的界面反应剧烈, 在 950 °C, 300 s 的条件下, Ni-SiC 体系的反应厚度约为 60 μm , 而纤维丝的半径为 50 μm , 表明此时纤维丝已基本反应完全, 因此温升效应对 Ni-SiC 界面反应的贡献并不明显。另外在压力 40 MPa, 以 144 °C/min 升温至 500 °C 且不保温的情况下, Ni 粉末之间已经出现了很明显的烧结颈^[31]。而当粉末之间的烧结颈生长之后, 放电效应消失, 此时与传统烧结基本一致^[32]。在 S-950 (烧结温度 950 °C, 施加压力 50 MPa, 保温 5 min) 的烧结制度下, Ni-Ni₃Si 之间的界面反应较弱, 反应

产物 Ni 的固溶体较窄,而在提升烧结温度或者增加保温时间后,二者之间的界面反应得到了明显的促进。因此烧结过程中的放电效应所带来的界面温升效果对于 Ni/Ni₃Si 之间的界面反应的促进效果同样不明显。

2.4 界面反应演变规律

基于上述对界面演变过程的分析,可对 SPS 工艺下 Ni 与 SiC_f 反应过程的界面演变规律进行整体阐述。如图 5 所示。为了便于讨论,将过程分为 2 个阶段。第 1 阶段为图 5a~5d,包括 SiC 逐渐分解的过程中产物的演变;第 2 阶段为图 5d 和 5e,包括 SiC_f 反应完全后产物的演变。

第 1 阶段: Ni 与 SiC_f 在高温下接触,如图 5a 所示的黄色虚线为 Ni 与 SiC_f 的初始边界。二者之间发生反应,生成薄层的嵌有弥散碳颗粒的 Ni₃Si。由于反应产物体积相比于 SiC_f 而言较大,因此导致反应区域边缘越过初始边界,如图 5b 所示。Ni 扩散通过 Ni₃Si,与 SiC_f 接触,导致反应继续进行,反应区域继续向 Ni 侧深入。Ni₃Si 与 Ni 接触,导致 Ni₃Si 部分溶解进 Ni 基体中,而嵌在 Ni₃Si 中的碳颗粒也随之释放,同样溶解进 Ni 基体中,因此 Ni 与 Ni₃Si 之间生成 Ni(Si,C) 固溶体,如图 5c 所示。最终 SiC_f 分解完全。反应区域边缘大幅越过初始边界。同时 Ni₃Si 和 C 也在不断地溶解进基体中,导致固溶体区域变宽,如图 5d 所示。至此反应进入第 2 阶段。

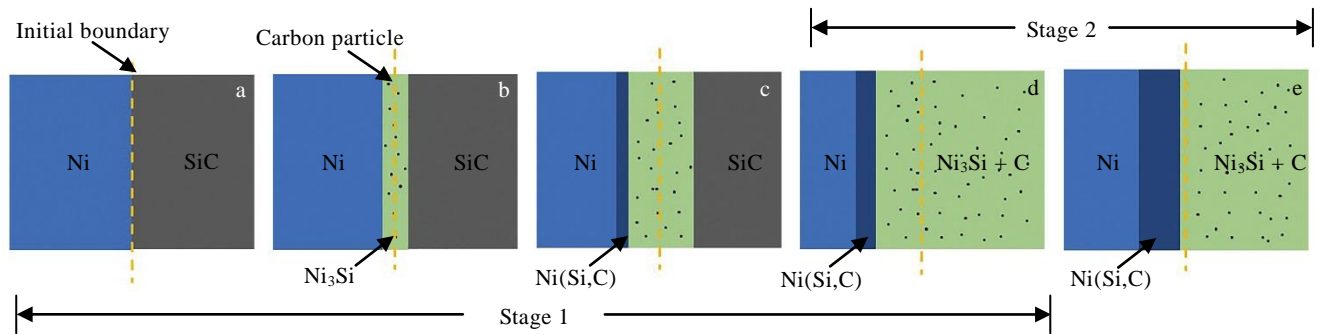


图 5 Ni/SiC_f 体系的界面反应演变规律

Fig.5 Interfacial reaction evolution law of Ni/SiC_f system: (a) initial interface, (b) Ni₃Si and dispersed C particles are formed, (c) Ni(Si,C) solid solution is formed, (d) SiC_f composes completely, and (e) Ni₃Si and C particles further dissolve and Ni(Si,C) enlarges

第 2 阶段: Ni₃Si 和碳颗粒继续溶解进 Ni 基体中,导致反应区域收缩,固溶体区域变宽。延长制备时间、提升制备温度均会促进第 2 阶段进行,如图 5e 所示。

3 结论

1) Ni 与 SiC_f 在烧结制度为 950 °C/50 MPa/5 min, 1000 °C/50 MPa/5 min, 1050 °C/50 MPa/5,10,15 min

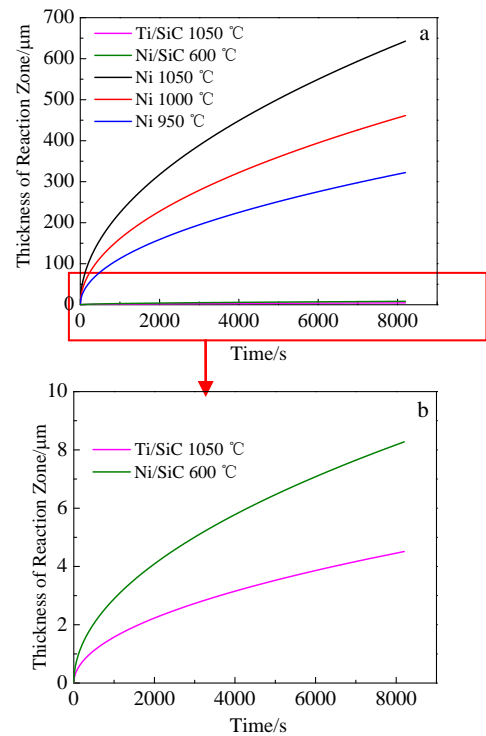


图 4 Ni/SiC 与 Ti/SiC 体系反应区域厚度与时间关系曲线
Fig.4 Relationship between thickness of reaction zone and time of Ni/SiC and Ti/SiC systems

的 SPS 条件下均会发生严重的界面反应,反应区域物相为 Ni₃Si 和碳颗粒。Ni₃Si 和碳颗粒相继固溶进 Ni 基体,在反应区域与 Ni 基体之间生成 Ni(Si,C) 固溶体。

2) Ni 与 SiC_f 及 Ni 与 Ni₃Si 之间的反应具有强烈的热力学及动力学条件,这导致界面反应迅速发生。

3) 界面反应会导致反应区域体积大于初始 SiC 纤维体积。而提升烧结温度, 延长保温时间会导致反应区域缩小, 固溶体区域扩大。

参考文献 References

- [1] Li Peihuan(李佩桓). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2017
- [2] Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Yiwen(张义文), Zheng Liang(郑亮) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1133
- [3] Zhao Yutao(赵玉涛), Chen Gang(陈刚), Fan Tongxiang(范同祥). *Metal Matrix Composites*(金属基复合材料)[M]. Beijing: China Machine Press, 2019: 8
- [4] Wang Yumin(王玉敏), Zhang Guoxing(张国兴), Zhang Xu(张旭) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(10): 1153
- [5] Chen J H, Huang H, Zhang K *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2018, 765: 18
- [6] Bhanumurthy K, Schmid-Fetzer R. *Composites Part A Applied Science & Manufacturing*[J], 2001, 32 (3): 569
- [7] Cornie J A, Cook C S, Anderson C A. *Fabrication Process Development of SiC/Superalloy Composite Sheet for Exhaust System Components*[R]. Cleveland: NASA Lewis Research Center, 1976: 1
- [8] Li Peihuan(李佩桓), Zhang Yong(张勇), Wang Tao(王涛) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 16(10): 117
- [9] Wang Fa, Jiang He, Dong Jianxin *et al. Composite Interfaces*[J], 2020, 28(2): 209
- [10] Zhang Lu(张露). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D], Shenyang: Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, 2011
- [11] Niu X X, Zhang H Q, Pei Z L *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(1): 88
- [12] Lin Haitao(林海涛). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2007
- [13] Tang Wenming(汤文明), Zheng Zhixiang(郑治祥), Ding Houfu(丁厚福) *et al. Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 2003, 31(3): 283
- [14] Liu Kegao(刘科高), Zhang Jiuxing(张久兴), Lu Qingmei(路清梅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004, 33(3): 329
- [15] Dong Duo(董多), Su Yongjun(苏勇君), Zhu Dongdong(朱冬冬) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4101
- [16] Zhao Shuangzan(赵双赞), Yan Shaojiu(燕绍久), Chen Xiang(陈翔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 632
- [17] Ozerov M, Klimova M, Vyazmin A *et al. Materials Letters*[J], 2017, 186: 168
- [18] Ghasali E, Alizadeh M, Niazmand M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 697: 200
- [19] Chen M S, Lin Y C, Zhou K K *et al. Computer Materials Science*[J], 2016, 122: 150
- [20] Levit M, Grimberg I, Weiss B Z. *Journal of Applied Physics*[J], 1996, 80(1): 167
- [21] Burzyńska L, Rudnik E, Koza J *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2008, 202(12): 2545
- [22] Du Y, Schuster J C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30: 2409
- [23] Sung C M, Tai M F. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 1997, 15(4): 237
- [24] Gülpen J J. *Thesis for Doctorate*[D]. Eindhoven: Eindhoven University of Technology, 1995
- [25] Rao Z, Williams J S, Pogany A P *et al. Journal of Applied Physics*[J], 1995, 77(8): 3782
- [26] Taub A I, Briant C L. *Metallurgical Transactions A*[J], 1989, 20(10): 2025
- [27] Zhang Z H, Liu Z F, Lu J F *et al. Scripta Materialia*[J], 2014, 81: 56
- [28] Borkar T, Banerjee R. *Materials Science and Engineering*[J], 2014, 618: 176
- [29] Liu Y, Ma Y, Liu W *et al. Vacuum*[J], 2020, 176: 109 300
- [30] Hu Z Y, Zhang Z H, Cheng X W *et al. Materials & Design*[J], 2020, 191: 108 662
- [31] Kim H, Kawahara M, Tokita M. *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*[J], 2000, 47(8): 887
- [32] Mamedov V. *Powder Metallurgy*[J], 2002, 45(4): 322

Influence of Spark Plasma Sintering Preparation on Interface Reaction of Ni/SiC_f System

Wang Fa, Jiang He, Dong Jianxin

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: As a new high-temperature material with higher strength and lighter weight, researchers have paid attention to the SiC_f reinforced nickel matrix composite. However, the severe interface reaction hinders the further development of this material. Due to the severe reaction of long-time preparation, in present work the Ni/SiC_f composite system was prepared by spark plasma sintering which is characterized by shorter preparation time. SEM and EDS were used to analyze the interface morphology and element distribution. The results show that Ni reacts with SiC_f, and Ni₃Si and carbon particles are formed. The reaction zone further reacts with Ni to generate Ni(Si,C) solid solution. There exist strong thermodynamic and kinetic conditions between Ni/SiC_f system and Ni/Ni₃Si system, which induce violent interface reaction. Raising sintering temperature and prolonging holding time could prompt Ni₃Si and carbon particles to further dissolve. The dissolution process will shrink the reaction zone and expand the solid solution zone.

Key words: superalloy; composite; SiC fiber; interfacial reaction; spark plasma sintering

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn