

SiC_p/2024_p 复合材料冷压块半固态组织的演变

李普博, 陈体军, 陈玉狮, 张素卿

(兰州理工大学 有色金属先进加工与再利用省部级共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 提出了粉末触变成形这一新技术。研究了 SiC_p/2024_p 复合材料冷压块在部分重熔中的组织演变, 也讨论了加热温度和 SiC 体积分数 (0%~20%) 对半固态组织的影响。结果表明: 5%SiC_p/2024_p 压块在 635 °C 加热 0~60 min 的组织演变为 3 个阶段: 初期 2024_p 中晶粒的快速粗化; 初生相周围液膜的形成; 最后经球化形成触变成形所需细小、圆整的半固态浆料。对应的相变为 $\theta \rightarrow \alpha$, $\theta + \alpha \rightarrow L$ 和 $\alpha \rightarrow L$ 及 $\alpha \rightarrow L$ 。适当升高温度, 易于获得理想的半固态组织。SiC_p 减缓了组织演变速率。初生相的粗化速率很小, 一颗粉末演变成一个 α -Al 颗粒。

关键词: 粉末触变成形; 相变; 组织演变速率; 冷压块

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1551-08

SiC_p 增强的铝基复合材料, 具有高比刚度、良好的耐磨性和各向同性等优点^[1-3], 广泛应用于航空、航天和汽车工业领域^[4]。制备方法主要包括粉末冶金法^[5]、搅拌熔铸法^[6]和无压浸渗法^[7]。粉末冶金法有很多优点, 如增强相添加范围宽、分布均匀等, 但工艺所限, 很难获得形状复杂和大尺寸的零件, 成本较高^[8,9]。

触变成形可制备近净型的大尺寸和复杂形状的零件, 还能显著提高零件的力学性能, 关键在于能制备出理想的半固态非枝晶坯料^[10, 11]。作者将粉末冶金和触变成形技术结合, 提出一种集制备和成形 SiC/Al 基复合材料于一体的新技术——粉末触变成形: 即利用雾化的粉末压块作为触变成形的原始锭料, 然后在半固态区间加热一定时间后触变成形。目前与此相似的关于制备 SiC/Al 基复合材料的技术——半固态粉末加工 (semisolid powder processing), 加工时的固相率大于 90%, 充型性差, 研究侧重于 SiC_p 分布及尺寸对其在基体中最大容量的影响^[12]。还有伪半固态触变成形技术 (pseudo-semisolid thixoforming), 成形温度处于基体 (SiC_p、Al₂O_{3p} 或 W) 固态和增强 (增塑) 体 (Al 或 Cu) 液态之间——伪半固态成形温度, 获得的固相率为 60%~70%, 研究了成形温度、压力对 Al₂O_{3p}/Al 基复合材料或 Cu-W 合金抗拉强度的影响^[13-15]。然而, 未见关于粉末触变成形的研究, 尤其 SiC_p/2024_p 压块在部分重熔时的组织演变和机理并不清楚。

因此, 本工作研究了 SiC_p 和 2024 粉末 (2024_p) 组成的锭料在部分重熔过程中的组织演变, 并通过相变和断口

分析对组织演变机理做了深入探讨。也讨论了温度和 SiC_p 含量对组织的影响, 为后续的粉末触变成形奠定基础。

1 实验

2024_p 由雾化法制得, 平均粒度为 20 μm, 实际成分为 Al-4.22Cu-1.35Mg-0.5Si (质量分数, %)。SiC_p 粒度为 15 μm。2024_p 和 SiC_p 的形貌分别呈近球状和菱角状 (图 1)。用球磨机对 SiC 体积分数分别为 5%、10%、20% 的 SiC_p/2024_p 进行混粉, 球料比 5:1, 转速 100 r/min, 球磨 30 min。分取 10 g 混合粉末在 360 MPa 的压力下保压 5 min, 制成 Φ30 mm×8 mm 的试样。部分试样在 635 °C 的电阻炉内分别加热 0, 1, 2, 3, 5, 7, 10, 20, 30, 60 min 后, 迅速取出水淬。另一部分分别在 625、630、640 和 645 °C 保温 30 min, 取出立即水淬。水淬试样沿中心轴线剖开, 一半经粗磨、抛光后, 用 Killer 溶液腐蚀。然后用 QUANTA FEG450 型扫描电镜 (SEM) 或 MEF-3 型金相显微镜 (OM) 观察组织和用 SEM 配备的能谱仪进行成分分析。用 D/MAX-2400 型 X 射线衍射仪分析 5%SiC_p 复合材料的物相。用 Image-Pro Plus 软件对 OM 照片 (500 倍) 进行定量分析。颗粒尺寸按公式取平均值:

$$D = (\sum 2\sqrt{A_i/\pi}) / N \quad (1)$$

而颗粒的形状系数 F 则由下式计算:

$$F = (\sum P_i^2 / 4\pi A_i) / N \quad (2)$$

式中, N ——颗粒总数, A_i 和 P_i ——每个颗粒的面积和周长。颗粒越圆整, F 值越接近于 1, 反之, F 越大于 1^[16]。

收稿日期: 2016-05-24

基金项目: 国家自然科学基金 (G2010CB635106); 兰州理工大学红柳杰出人才 (J2011103)

作者简介: 李普博, 男, 1987 年生, 博士生, 兰州理工大学材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050, 电话: 0931-2976573, E-mail: lipubogs@163.com

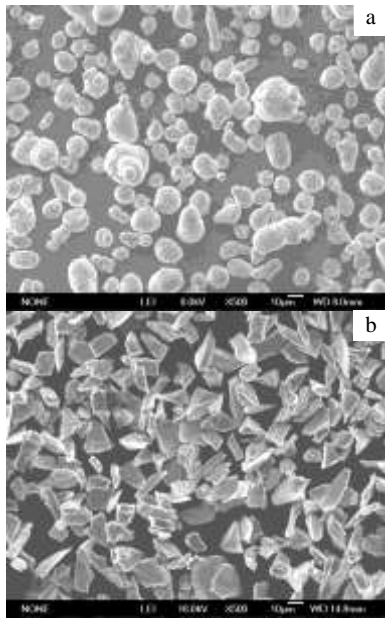


图 1 2024_p 和 SiC_p 粉末形貌

Fig.1 Micrographs of the original 2024_p (a) and SiC_p (b)

为了澄清重熔中粉末间的相互关系,如果发生了合并,为阐明粗化机理,另一半试样制成 5 mm×5 mm×20 mm 的拉伸样。以 1 mm/min 的变形速度,在 WDW-100D 型电子万能材料试验机上进行拉伸试验,用 SEM 对断口进行分析。

2 结果与分析

2.1 粉末冷压块的初始组织

图 2 为 5%SiC_p/2024_p 复合材料冷压块组织和断口。SiC_p 分布较均匀(图 2a),局部有 SiC_p 脱落(图 2a 箭头所示),表明冷压的 SiC_p 与 2024_p 间的结合并不牢固。从图 2b 中可见,粉末形貌发生了改变(图 2b 箭头 B 和 C)和压块中存在孔隙(图 2b 箭头 A)。压块制备过程,实质是通过粉末间重排和塑性变形的致密化过程。因而粉末形貌的变化是变形引起的。

2.2 冷压块在部分重熔过程中的组织演变

图 3 为冷压块在 635 °C 加热初期不同时间的组织。635 °C 为经前期的探究而确定的加热温度。在此温度加热,可获得细小、圆整 (F 最接近于 1) 且有一定液相率 (40%~60%) 的组织。原始粉末是由细小的 α -Al 晶粒(图 3a 箭头 A 所示)和离异共晶相组成(图 3a 箭头 B 所示)。结合图 4 复合材料的 XRD 图谱和 Al-Cu 相图^[17]可知, SiC_p/2024_p 压块主要由 α -Al 和共晶相 θ (CuAl₂) 组成。随加热时间的延长, θ 相逐渐减少(对比图 3a 和 3b)。根据 Al-Cu 相图^[17], 2024

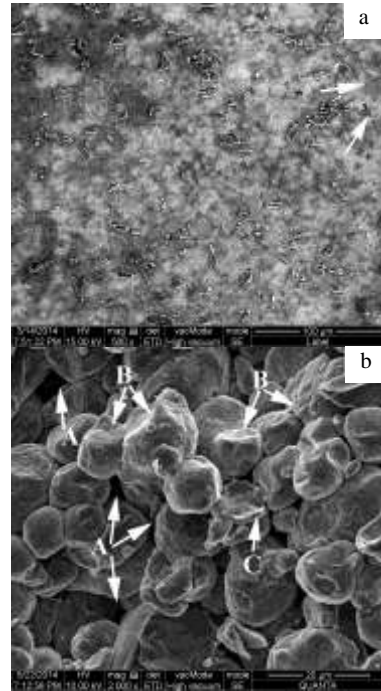


图 2 5%SiC_p/2024_p 复合材料冷压块组织和断口

Fig.2 Microstructure (a) and fractograph (b) of 5%SiC_p/2024_p aluminum composite

合金加热时需经历 α -Al 单相区(仅考虑 Al 和 Cu 2 个主要元素)。因此, θ 相向 α -Al 的溶解, 导致了 θ 相的减少。这一现象也在铸态块体材料的重熔中发现^[18]。 θ 相尺寸很小, 绝大多数能完全溶解甚至消失(图 3c)。 θ 相的消失, 导致了晶界的消失, α -Al 晶粒发生了合并。粉末(有很多晶粒)演变成了致密的颗粒(只包含一个晶粒)。但共晶相并没完全溶解, 加热 2 min 时出现了细小的颗粒(图 3c 箭头 A)。试样温度在加热初期会很快达到或超过共晶温度, 因而共晶相没有足够的时间完全向 α -Al 溶解, 则小颗粒是剩余共晶相熔化形成的。而圆孔是液池被腐蚀留下的(图 3c 箭头 B)。即使共晶相没全部消失, 晶界却消失了。因此, 由于 θ 相向 α -Al 溶解, 粉末内的晶粒发生了合并粗化 (0~2 min)。

固/液界面能因液池的存在而较大, 为了减小界面能^[19], 液池发生了合并, 以及向颗粒间迁移(图 3d 箭头 A)。此外, 随着加热时间的延长, 富含 Cu 元素的液相逐渐向周围 α -Al 固溶。最终, 液池体积增大了(对比图 3c 和 3d)和数量减少了(图 3e)。随着加热时间的延长, 试样温度逐渐升高, 初生相颗粒发生了部分熔化, 出现了不连续的液相(图 3d 箭头 B), 并逐渐被连续的液相包围(图 3e)。这与块体材料完成组织分离时很相似^[18]。因此, 2~10 min 加热期间, 主要是液池的变化和颗粒周围连续液相的形成。

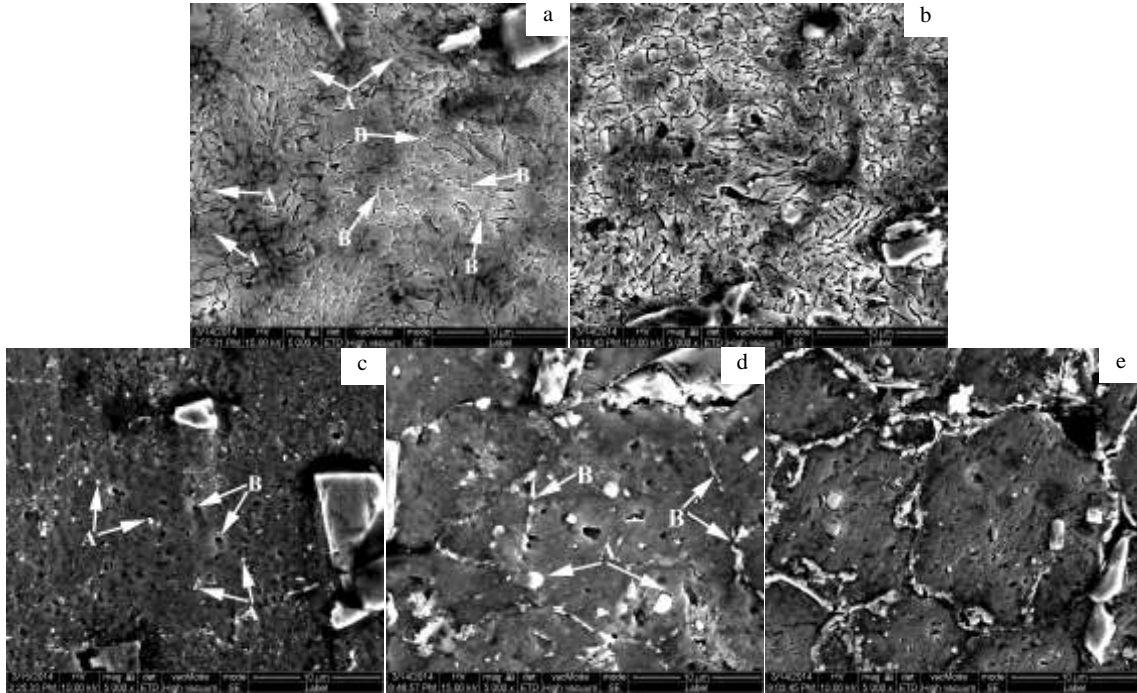


图 3 复合材料压块加热初期不同时间的组织

Fig.3 Micrographs of 5% SiC_p/2024_p aluminum composite heated initially at 635 °C for different duration: (a) 0 min, (b) 1 min, (c) 2 min, (d) 3 min, and (e) 10 min

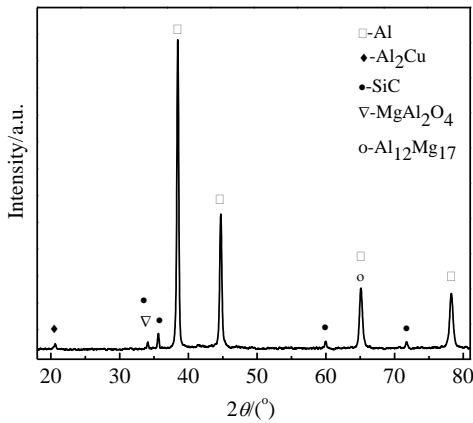


图 4 SiC_p/Al 复合材料的 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of 5% SiC_p/2024_p aluminum composite

图 5 为压块加热 10 min 后的组织。无论加热多长时间，其组织均由大、小 2 种颗粒和其间的黑色共晶相组成。但随加热时间的延长，小颗粒增多，大颗粒减少。液相分数随加热时间的延长而增加，而液相淬火后又会凝固形成固相。因淬火的冷却速率很快，形成的二次凝固组织很细小。由此可推断，小颗粒是液相凝固形成的。

图 6 为 2024_p 压块在 700 °C 加热 30 min 的组织。均由小颗粒和其间的共晶相组成。经定量测量，颗粒尺寸约为 5 μm。因此，将尺寸小于 5 μm 的颗粒当做液相。

加热 30 min 时，因初生相颗粒的进一步熔化，液相增多(对比图 5a 和 5b)。但颗粒间没有发生合并(图 5a 和 5b)。铝合金表面常会形成 5~12 nm 厚的 Al₂O₃ 膜^[20]。压块制备时，压力可能使氧化膜因粉末间的相对滑动和塑性变形而被破坏^[21]，从而出现的新鲜表面会促进颗粒间的合并。但只要氧气存在，又会被重新氧化。SiC_p 始终分布于颗粒间(图 3 和 5)，不是合并时把 SiC_p 裹入^[22]，也证实了颗粒合并的不可能。但 SiC_p 一定程度上也阻碍颗粒间的合并^[23]。另外，SiC_p 降低熔体中原子的有效扩散系数，遏制了 Ostwald 熟化^[24]。从而，合并粗化和 Ostwald 熟化都受到了阻碍。由图 7a 初生相尺寸的定量分析可知，加热中颗粒尺寸变化很小。相比于块体材料重熔时，粗化速率较小^[25]。可推断：一个原始粉末颗粒演变成了半固态组织中的一个 α-Al 颗粒。因此，在 10~30 min 加热期间，主要是液相的增多。

图 5c 的初生相颗粒变得更圆整。由于颗粒棱角和边缘处曲率较大，熔点较低，边角的熔化有益于颗粒球形化。另外，SiC_p 在液相中孤立了溶质扩散场，固相颗粒由曲率较大的地方向曲率较小地方的扩散被加速

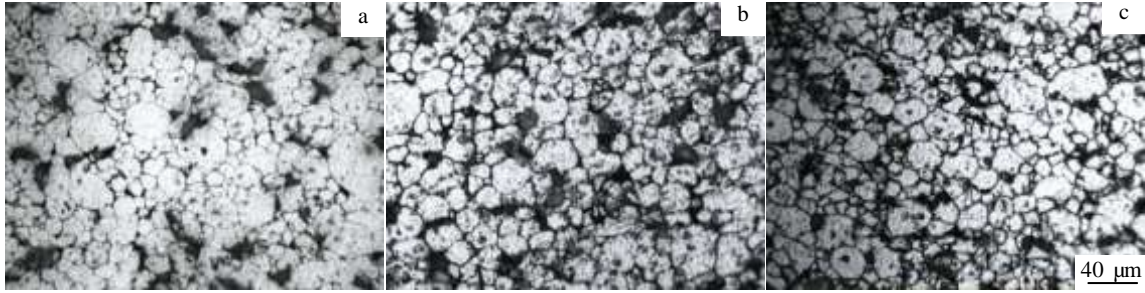


图 5 复合材料压块在 650 °C 加热 10 min 后不同加热时间的组织

Fig.5 Microstructures of 5%SiC_p/2024_p composite heated for 10 min at 635 °C for different duration: (a) 10 min, (b) 30 min, and (c) 60 min

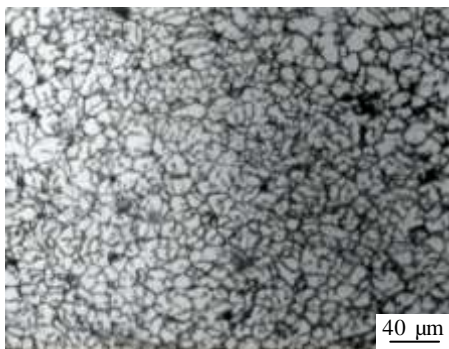


图 6 2024_p 粉末压块在 700 °C 加热 30 min 的组织

Fig.6 Microstructures of 2024_p bulk alloy heated at 700 °C for 30 min and then water-quenched

了，利于组织的球化^[24]。图 7b 形状系数的定量分析显示了加热 60 min 的形状系数最小。因此，30~60 min 加热期间，主要为初生相颗粒的球化。

通过金相分析可知，初生相颗粒没有发生粗化（图 3 和图 5）。压块断口更清楚地证明了这一结论（图 8）。颗粒间保持相互独立（图 8a）。10 min 时，颗粒周围已存在液膜（图 3e），与断口上一些尺寸基本没有变化而形貌却发生较大变化的颗粒相对应（图 8b 箭头 A）。形状很不规则的颗粒（图 8b 箭头 B），可能是冷压时严重变形的粉末（图 2b 箭头 C）演变而来，但最可能是液相凝固形成。

图 9 为粉末基体压块在 635 °C 加热 10 min 之后不同时间的组织。与图 5 相比，液相率明显较高。基体加热 30 min 时已获得理想的半固态组织，而复合材料的组织很不圆整（对比图 5b 和 9b）。加热 60 min 时，初生相颗粒变得较圆整（图 5c），而基体却得到形状不规则和尺寸增大的组织（图 9c）。图 7 的定量分析清楚地显示了颗粒尺寸和形状系数的变化。

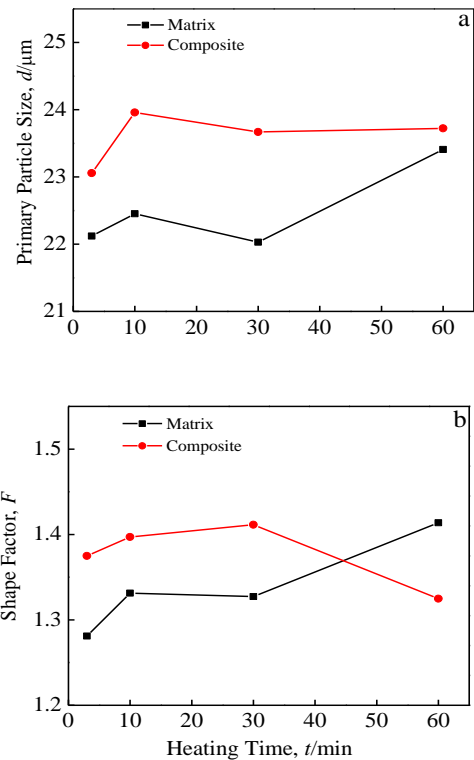


图 7 初生相尺寸和形状系数随加热时间的变化

Fig.7 Variations of primary particle size (a) and shape factor (b) of 5%SiC_p/2024_p composite and 2024 matrix alloy with heating time

因此，组织演变分为 3 个阶段：由于 θ 相向 α-Al 的溶解，晶粒发生了合并(0~2 min)；由于颗粒的部分熔化，周围形成连续的液相(2~30 min)；由于颗粒棱角熔化和 SiC_p 的影响，发生了球化(30~60 min)。一颗原始粉末演变成半固态组织中的一个 α-Al 颗粒。

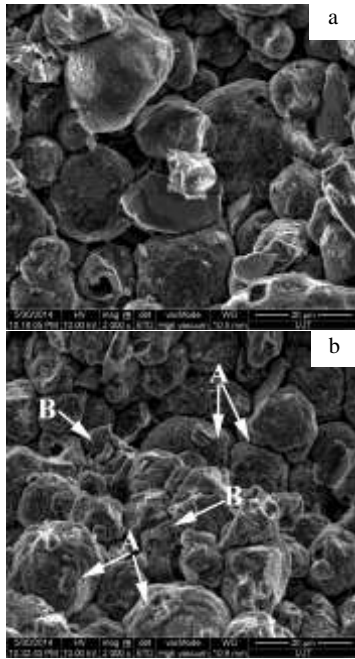


图8 复合材料压块加热不同时间的断口形貌

Fig.8 Fractographs of 5%SiC_p/2024_p aluminum composite heated at 635 °C for different duration: (a) 3 min, (b) 10 min

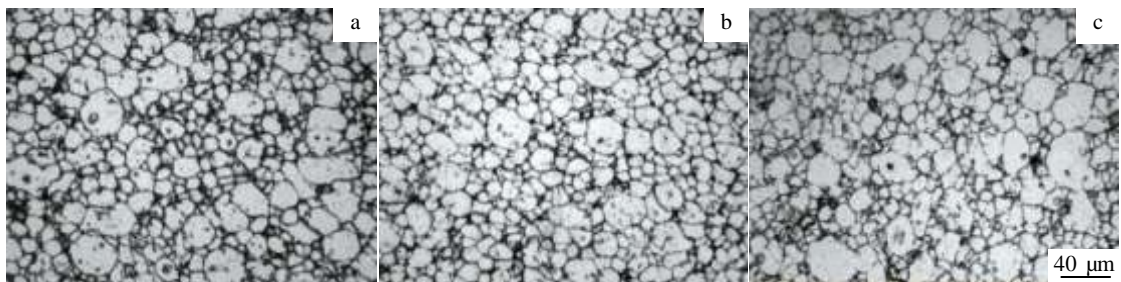


图9 粉末基体压块在 635 °C 加热 10 min 后不同加热时间的组织

Fig.9 Microstructures of bulk alloy heated for 10 min at 635 °C for different durations: (a) 10 min, (b) 30 min, and (c) 60 min

因此, 相变 $\theta \rightarrow \alpha$, $\theta + \alpha \rightarrow L$ 和 $\alpha \rightarrow L$, $\alpha \rightarrow L$ 分别对应于晶粒粗化, 液池和颗粒周围液膜的形成及球化阶段。

2.4 重熔温度对组织的影响

图 11 为 5%SiC_p 复合材料压块组织随温度的变化。随温度的升高, 液相率增加, F 先减小后增大, 但初生相尺寸的变化很小。这些变化可由图 12 定量分析清楚地显示。

低温时, 固相率较高, 不圆整的初生相颗粒分布于少量的液相中(图 11a 和 11b)。温度升高时, 液相增加, 颗粒部分熔化的程度增加。最终, 初生相颗粒较圆整(对比图 11b 和 5b)。635 °C 时, 液相明显增多(对比图 5b 和 11c)。645 °C 时, 组织变得不圆整(图 11d)。因为少

2.3 组织演变机理的分析

晶粒合并是 θ 相向 α -Al 的溶解造成, 从相变的角度表述为 $\theta \rightarrow \alpha$ 。 θ 相的 X 射线衍射强度, 在 0~2 min 逐渐变弱(图 10), 表明 θ 相溶解了。富 Cu 相的溶解, α -Al 中的 Cu 含量增加了(表 1)。因此, 晶粒合并本质是相变 $\theta \rightarrow \alpha$ 。

剩余的共晶组织熔化成液相(图 3c), 可表示为: $\theta + \alpha \rightarrow L$ 。富 Al 相(α -Al)的熔化, 液相中 Cu 含量低于 θ 相(表 1)。随加热时间的延长, 试样温度逐渐升高, Cu 在 α -Al 中的固溶度增加^[17]。Cu 原子向 α -Al 的扩散, 分别导致了 α -Al 和液相中 Cu 含量的增加和减小(表 1)。初生相颗粒的部分熔化, 形成了液膜(图 3d 和 3e), 可表示为 $\alpha \rightarrow L$ 。液相的增多, 淬火形成 α -Al 和共晶相($\theta + \alpha$)的数量也增多, 对应于 2~10 min 加热阶段 θ 相衍射峰的增强(图 10)。但在半固态区间时, 随加热时间的延长, Cu 在 α -Al 中的固溶度逐渐减小^[17], 导致 α -Al 和液相中 Cu 的含量分别减小和增加(表 1)。因此, 液池和颗粒周围液相的形成是由相变 $\theta + \alpha \rightarrow L$ 和 $\alpha \rightarrow L$ 引起。30 min 之后, 颗粒球化对应的相变依然是 $\alpha \rightarrow L$ 。

量存在的初生 α -Al 成为液相异质形核基底, 液相依附生长的现象更明显。因此, 升高温度益于获得理想的半固态组织, 但温度太高, 含大量液相的组织接近于全液态, 失去了半固态的优势。

2.5 SiC_p 含量对组织的影响

SiC_p 能充当异质形核的基底及阻碍固液界面的推移, 可细化组织^[24]。但由细小球化的粉末制备的压块, 应关注随 SiC_p 含量的增加, 是如何影响组织演变速率, 以及是否会获得理想的半固态组织。图 13 为 SiC_p 含量不同的压块加热 30 min 的组织。结合图 5b 和 9b, 随 SiC_p 含量的增加, 初生相尺寸、圆整度和液相率, 分别增大、变差和减小。

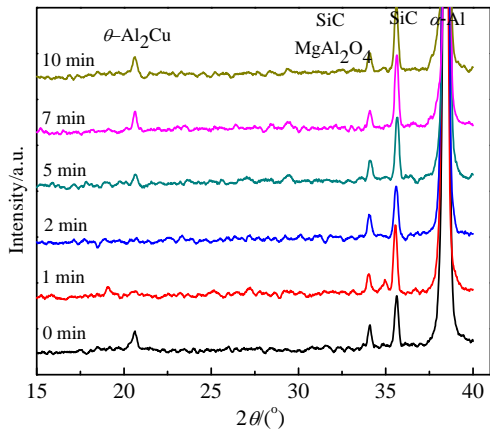


图 10 复合材料在 635 °C 不同加热时间的 XRD 图谱

Fig.10 XRD patterns of 5%SiC_p/2024_p aluminum composite heated at 635 °C for different time

表 1 不同相的成分随加热时间的变化

Table 1 Chemical composition (from EDS) of different phases of 5%SiC_p/2024_p aluminum composite heated at 635 °C for different duration

Heating time /min	Phase	Composition, ω/%		
		Al	Cu	Mg
0	Primary α	96.6	2.9	0.5
	Eutectic θ	68.8	28.6	2.6
1	Primary α	96.0	3.2	0.8
	Eutectic θ	77.7	21.2	1.1
3	Primary α	95.6	3.8	0.6
	Liquid phase	84.3	14.7	1.0
5	Primary α	95.3	3.9	0.8
	Liquid phase	93.5	5.6	0.9
7	Primary α	95.0	4.3	0.7
	Liquid phase	95.4	3.5	1.1
10	Primary α	93.8	5.3	0.9
	Liquid phase	96.1	3.4	0.5
20	Primary α	94.9	3.9	1.2
	Liquid phase	96.0	3.6	0.4
30	Primary α	95.6	3.7	0.7
	Liquid phase	95.2	3.9	0.9

SiC_p 导热率较低, 致使复合材料的升温较慢, 相比于基体组织液相率较低(对比图 9b 和 13a)。尤其 SiC_p 含量较多时, 初生 α-Al 周围没有足够的液相(图 13b)。这如同铸态的块体材料在重熔过程中没有完成组织分离^[18]。因而, 要获得理想的触变组织, 液相率应达到某一临界值^[23]。而且, 加热 30 min 时还没达到固液平衡, 颗粒部分熔化的程度较小, 颗粒尺寸较大(对比图 9b 和 13b)。SiC_p 也遏制了 oswald 熟化, 颗粒变得不圆整。

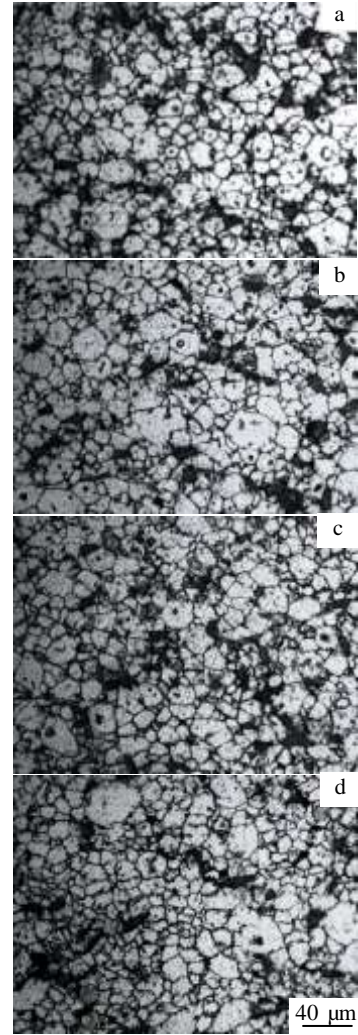


图 11 复合材料压块在不同温度加热 30 min 的组织

Fig.11 Microstructures of 5%SiC_p/2024_p composite heated for 30 min at 625 °C (a), 630 °C (b), 640 °C (c), and 645 °C (d)

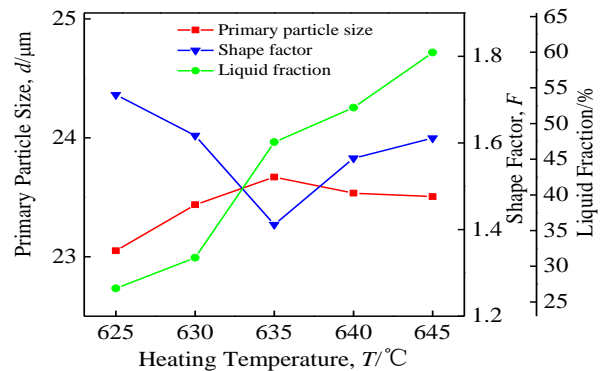


图 12 初生相尺寸、形状系数和液相率随温度的变化

Fig.12 Variations of the primary particle size, shape factor and liquid fraction of 5%SiC_p/2024_p composite with heating temperature

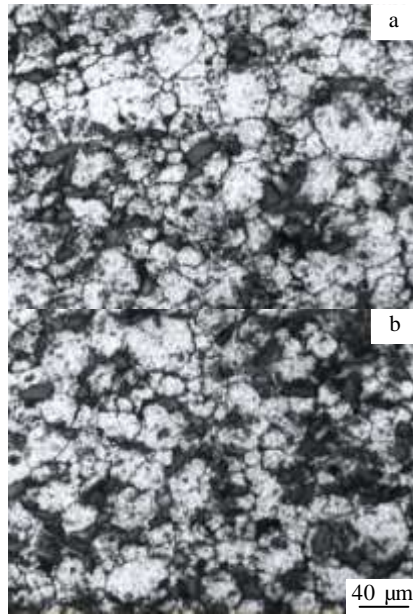


图 13 不同 SiC_p 含量的压块组织

Fig.13 Microstructures of aluminum composites heated at 635 °C for 30 min with different contents of SiC_p: (a) 10% and (b) 20%

因此, SiC_p/2024_p 复合材料减缓了组织演变速率和增加了固相率。随其含量的增加, 颗粒变得不圆整且尺寸增加。要获得理想的半固态组织, 相比于基体, 需提高加热温度和延长时间。

3 结 论

- 1) 5% SiC_p/2024_p 复合材料压块在 635 °C 加热 60 min, 可获得 SiC_p 均匀分布、细小圆整的半固态组织。
- 2) 一颗粉末演变成半固态组织中的一个颗粒。
- 3) 与基体相比, SiC_p 减缓了组织演变速率。
- 4) 组织演变分为 3 个阶段: Al 粉末中晶粒的合并粗化; 初生相颗粒周围液膜的形成; 球化。
- 5) 组织变化的实质是由相变引起。相变 $\theta \rightarrow \alpha$, $\theta + \alpha \rightarrow L$ 和 $\alpha \rightarrow L$, 分别对应上述 3 个阶段。

参考文献 References

[1] Xiong B W, Xu Z F, Yan Q S *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2011, 509(4): 1187
 [2] Wang Z W, Song M, Sun C *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2011, 528(3): 1131
 [3] Jin Lan(金 兰), Gai Guosheng(盖国胜), Li Jianguo(李建国) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 557

[4] Cheng Nanpu(程南璞), Zeng Sumin(曾苏民), Yu Wenbin(于文斌) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 602
 [5] Li A B, Xu H Y, Geng L *et al.* *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2012, 22(S1): 33
 [6] Seo Y H, Kang C G. *Compos Sci Technol*[J], 1999, 59(5): 643
 [7] Zulfia A, Hand R J. *J Mater Sci*[J], 2002, 37(5): 955
 [8] Su Hai(苏 海), Gao Wenli(高文理), Mao Cheng(毛 成) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(2): 217
 [9] Zhang Fuquan(张福全), Chen Zhenhua(陈振华), Yan Hongge(严红革) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(7): 1131
 [10] Thirumurugan M, Thirugnasambandam G M, Kumaran S *et al.* *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2011, 21(10): 2154
 [11] Atkinson H V. *Mater Sci Technol*[J], 2010, 26(12): 1401
 [12] Wu Y F, Kim G Y, Anderson I E *et al.* *Acta Mater*[J], 2010, 58(13): 4398
 [13] Cheng Yuansheng(程远胜), Han Jiecai(韩杰才), Du Zhiming(杜之明) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2009, 29(12): 1115
 [14] Cheng Yuansheng(程远胜), Luo Shoujing(罗守靖). *Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 2009, 23(3): 283
 [15] Cheng Y S, Luo S J. *Acta Metall Sin-Eng*[J], 2010, 23(1): 21
 [16] Chen T J, Hao Y, Sun J *et al.* *Sci Technol Adv Mater*[J], 2003, 4(6): 495
 [17] Okamoto H. *Desk Handbook: Phase Diagrams for Binary Alloys*[M]. Ohio: ASM International, 2000: 29
 [18] Chen T J, Jiang X D, Ma Y *et al.* *J Alloy Compd*[J], 2010, 505(2): 476
 [19] Tzimas E, Zavaliangos A. *Mater Sci Eng A*[J], 2000, 289(1): 228
 [20] Anderson I E, Foley J C. *Surf Interface Anal*[J], 2001, 31(7): 599
 [21] Xie C L, Hailat M, Wu X *et al.* *J Eng Mater Technol*[J], 2007, 129(1): 69
 [22] Chen Tijun(陈体军), Hao Yuan(郝 远), Sun Jun(孙 军) *et al.* *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2003, 20(5): 1
 [23] Hong T W, Kim S K, Ha H S *et al.* *Mater Sci Technol*[J], 2000, 16(7-8): 887
 [24] Kim S K, Kim Y J. *Mater Trans*[J], 2001, 42(7): 1277
 [25] Jiang H T, Li M Q. *J Mater Eng Perform*[J], 2004, 13(4): 488

Semisolid Microstructure Evolution of SiC_p/2024_p Composites Prepared by Cold Pressing of Alloy Powders

Li Pubo, Chen Tijun, Chen Yushi, Zhang Suqing

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: A new technique, powder thixoforming was proposed. Microstructural evolution during partial remelting of the SiC_p/2024 aluminum composites prepared by cold pressing of alloy powders has been investigated. The effects of heating temperature and SiC_p volume fractions (0%~20%) on semisolid microstructure were also discussed. The results indicate that the microstructural evolution of the 5%SiC_p/2024 composite can be divided into three stages, i.e., the initial rapid coarsening of the fine grains within 2024 powders, the formation of continuous liquid layer on the primary particle surface and finally the formation of the slurry needed by thixoforming with the small and spheroidal solid particles through the spheroidization during heating at 635 °C (0~60 min), which are attributed to the phase transformations of $\theta \rightarrow \alpha$, $\theta + \alpha \rightarrow L$ and $\alpha \rightarrow L$, and $\alpha \rightarrow L$, respectively. Proper rising of the partial remelting temperature is beneficial for obtaining ideal semisolid microstructure available for thixoforming. The microstructural evolution rate of the composites is slower than that of the matrix alloy. The coarsening rate of the primary particles is quite slow, and one powder evolves into one primary particle with a continuous liquid layer surface.

Key words: powder thixoforming; phase transformation; microstructural evolution rate; cold pressing

Corresponding author: Li Pubo, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, P. R. China, Tel: 0086-931-2976573, E-mail: lipubogs@163.com