

# 粉末冶金碳化物强化铌合金组织演变及其力学行为

魏文庆, 曹光明, 刘炳强, 崔大伟

(潍坊学院, 山东 潍坊 261061)

**摘要:** 采用机械球磨与热压烧结相结合的粉末冶金法对不同球磨时间 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的粉末变形行为, 微观组织结构和力学行为进行研究。结果表明: 随着球磨时间的增加, Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 复合粉末中的块状金属颗粒首先变形为片状后在碰撞挤压作用下破碎成絮状, TiC 粉末均匀的分布于片状金属粉末表面; Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金由 Nbss 和(Nb,Ti)C 两相构成, 各合金碳化物体积分数均为 11%左右, Ti 元素主要分布于 Nbss 晶界和碳化物内, Al、Cr、V 元素主要分布于 Nbss 晶粒内, Nbss 和(Nb,Ti)C 相尺寸均随球磨时间增加而尺寸减小; Nbss 晶粒细化及强化相碳化物弥散化导致合金的室温压缩力学性能和塑性变形能力显著提高, 压缩变形后合金 Nbss 与碳化物具有良好的界面结合能力, 但是碳化物内部存在明显的近似平行分布的裂纹; 数据对比表明, 粉末冶金法制备 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的力学性能优于电弧冶炼法。

**关键词:** 碳化物强化铌合金; 粉末冶金; 力学性能

**中图分类号:** TG146.4<sup>+</sup>16

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)07-2380-08

随着航空技术的快速发展对燃气轮机推重比提出了越来越高的要求, 亟待研制新型高温合金以提高燃气轮机关键热端部件的使用温度, 提高燃料利用率的同时还能够降低 CO<sub>2</sub>、NO<sub>x</sub> 等有害气体的排放以保护环境<sup>[1-3]</sup>。推重比为 12~15 的航空发动机其涡轮前端的设计温度为 1800~2000 °C, 除去冷却系统及热障涂层的保护作用, 仍然要求叶片材料具有高达 1400 °C 的承温能力<sup>[4]</sup>。目前, 燃气轮机高压涡轮叶片的主要材料是镍基单晶合金, 其熔点温度低于 1453 °C, 已经很难满足使用要求。与镍合金相比, 以铌为基体的合金因具有较高的熔点(2467 °C)、较低的密度(8.57 g/cm<sup>3</sup>)和良好的室温高温综合力学性能使其成为新一代高温热端部件的重要候选材料<sup>[5-7]</sup>。国内外研究人员近年来采用电弧熔炼、定向凝固和粉末冶金等诸多方法制备固溶强化和第二相(Nb<sub>3</sub>Al、Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>、NbCr<sub>2</sub>等)强化的铌合金, 在铌合金成分设计、组织性能表征和高温氧化及其保护涂层等方面取得了大量的研究成果<sup>[8-11]</sup>。

据文献报道, 熔铸法制备铌合金中引入碳化物(NbC、TiC、ZrC等)后与铌基固溶体(niobium solid solution, Nbss)不发生有害的化学反应, 具有良好的界面结合, 通过控制合金制备工艺以优化碳化物的分布及其形貌可以改善铌合金的综合力学性能<sup>[12-14]</sup>。综上所述可知, 采用机械合金化与热压烧结相结合的粉末冶

金工艺制备固溶强化和碳化物强化的多元多相铌合金, 深入分析粉末冶金工艺对合金基体和强化相组织结构的影响规律, 进而探明其力学和变形行为, 对探索新型铌合金具有重要的科学意义。

## 1 实验

粉末冶金法制备名义成分为 Nb-35%Ti-6%Al-5%Cr-8%V-5%C(原子分数)(简称为 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C, 下同)的合金, 选用高纯铌、钛、铝、铬、钒元素粉末和碳化钛粉末作为原材料, 按照成分配比在手套箱内称取 100 g 的混合粉末在 QM-BP 行星式球磨机上进行机械合金化, 不锈钢球磨罐容积为 250 mL, 球磨磨球采用 GCr15 轴承钢球, 并且选用直径为 6 和 2 mm 2 种钢球, 其质量比为 3:1, 球料比为 3:1, 球磨转速为 200 r/min。机械球磨之前将装有粉末及磨球的不锈钢罐在手套箱内反复的抽真空反充氩气过程 3~5 次, 保证球磨罐内为氩气保护环境以减小球磨过程中的氧化污染。真空热压烧结在真空度小于 10<sup>-2</sup> Pa 的 ZRY55 多功能真空热压烧结炉内进行, 采用压头直径为 50 mm 的烧结模具制备圆柱坯料。为防止快速抽真空导致的粉末吸出, 室温条件下预加 10 MPa 的预压力, 升温速度为 15 °C/min, 烧结温度 1500 °C, 待温度恒定后加压至烧结压力 30 MPa, 并在烧结温度 1500 °C 高真空条件下

收稿日期: 2019-07-15

基金项目: 山东省自然科学基金(ZR2015PE007); 山东省高等学校科研计划项目(J11LD56)

作者简介: 魏文庆, 男, 1982 年生, 博士, 副教授, 潍坊学院, 山东 潍坊 261061, 电话: 0536-8785507, E-mail: hitweiwenqing@126.com

保温 60 min, 保温结束后真空条件下随炉冷却。

采用 X'Pert-Pro 型 X 射线衍射仪对不同球磨时间的真空热压烧结材料进行相组成物相分析, 测试范围  $20^{\circ}\sim 90^{\circ}$ , 扫描速度  $4^{\circ}/\text{min}$ ; 采用 JSM-6460 型扫描电镜和 Axio Scope A1 材料显微镜对真空烧结材料的微观组织形貌进行观察和分析; 金相试样的腐蚀剂为  $\text{HCl}:\text{HNO}_3:\text{HF}:\text{H}_2\text{O}_2=50:18:16:16$ 。采用 Instron-5500R 万能试验机对烧结材料进行力学性能测试, 压缩试样为  $\Phi 6\text{ mm}\times 9\text{ mm}$  的圆柱, 压缩速率为  $5\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ 。

## 2 结果与讨论

### 2.1 机械合金化粉末初始形貌及其球磨过程中形貌变化

机械球磨原始粉末铌粉、钛粉、铝粉、铬粉、钒粉、碳化钛粉的形貌如图 1 所示。其中主要金属元素 (Nb、Ti、Al、Cr、V) 粉末平均直径尺寸为  $30\sim 60\text{ }\mu\text{m}$ , TiC 粉末尺寸为  $1\sim 2\text{ }\mu\text{m}$ 。图中金属元素颗粒主要为块状相貌, 具有明显的棱角。

成分配比为 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C (原子分数, %) 混合粉末在氩气保护环境下机械球磨 3、6、9 h 后 SEM 二次电子形貌如图 2 所示, 图中可以看出, 随着球磨时间的增加各元素粉末颗粒逐渐细化, 但是未发生明显的颗粒团聚现象。图 2a、2b 分别为球磨 3 h 后粉末形貌照片, 图中不同尺寸的金属颗粒分布均匀且棱角明显 (与图 1 中原始粉末形状类似), 表明球磨 3 h 各元素颗粒分布均匀趋于均匀但塑性变形不明显。球磨 6 h 后

(图 2c) 混合粉末中的块状粉末逐步变形为片状形貌, 这是由于球磨过程中块状粉末在碰撞作用下表面钝化层发生破坏进而引起塑性变形导致的。球磨 9 h 后, 原始块状粉末的棱角消失, 混合粉末中的片状粉末明显增多 (图 2d、2e), 且明显存在尺寸细小的絮状粉末。图 2f 为图 2d 的局部放大图, 图中颗粒细小的 TiC 粉末均匀分布于块状和片状金属粉末表层。

图 3 为图 2f EDS 元素面扫描后金属元素分布照片。结果表明, 球磨 9 h 后复合粉末中部分 Nb、Ti 颗粒具有相对较大的尺寸, 主要以块状和片状存在, 且其表面附着少量细小金属颗粒; 混合粉末中的 Al、Cr、V 颗粒以絮状形式均匀分布, 部分 Cr 颗粒仍表现为片状形貌。

上述结果表明, 随着球磨时间的增加, 混合粉末中的 TiC 粉末得到有效分散, 韧性良好的块状金属元素粉末在磨球与罐壁以及磨球与磨球的反复碰撞挤压作用下发生明显的塑性变形, 块状颗粒棱角被破坏且塑性变形为片状颗粒, 塑性变形导致片状金属颗粒内部存在高密度的位错, 在持续的加工硬化作用下破碎成细小的絮状粉末。

### 2.2 真空热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金相组成

不同球磨时间的混合粉末在  $1500\text{ }^{\circ}\text{C}$  高温、压力  $30\text{ MPa}$  的真空条件下保温 60 min 后制备合金的 XRD 图谱。如图 4 所示, 烧结合金均由 Nbss 和 (Nb, Ti)C 两相构成。从图中可以看出 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金 Nbss 和 (Nb, Ti)C 的衍射峰相对于纯 Nb 粉末 (图 4 中 A 谱线) 和 TiC

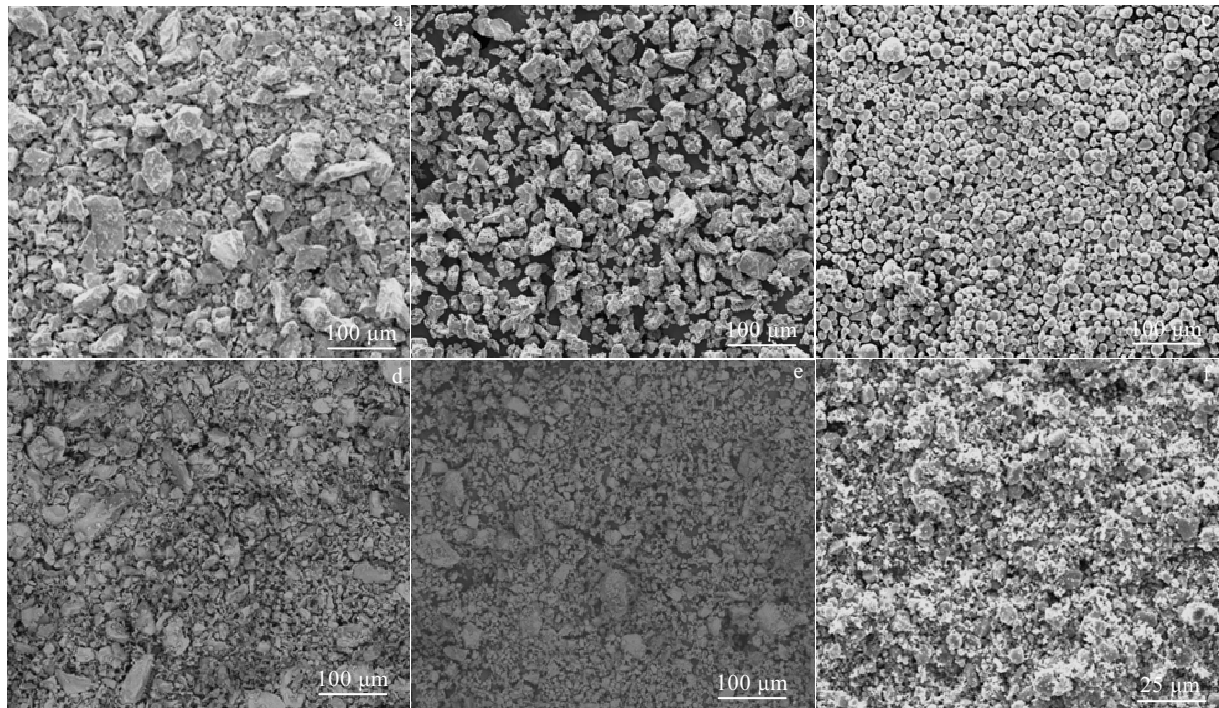


图 1 机械球磨原始元素粉末形貌照片

Fig.1 Original morphologies of element powders for mechanical ball milling: (a) Nb, (b) Ti, (c) Al, (d) Cr, (e) V, and (f) TiC

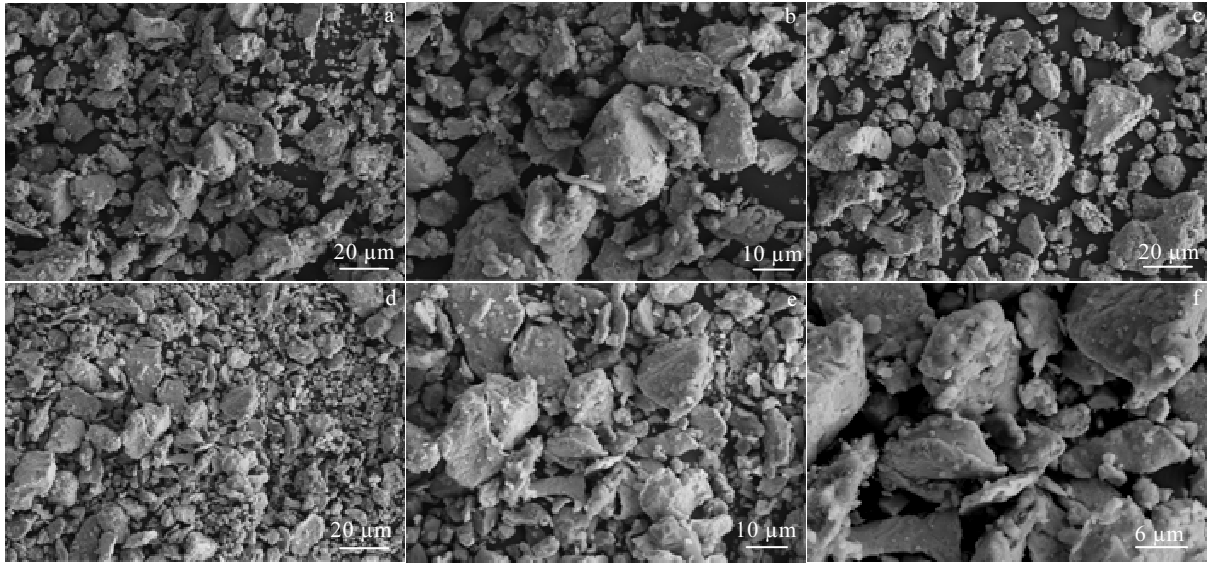


图 2 球磨不同时间 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金粉末 SEM 照片

Fig.2 SEM morphologies of Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C powders after different ball milling time: (a, b) 3 h, (c) 6 h, and (d-f) 9 h

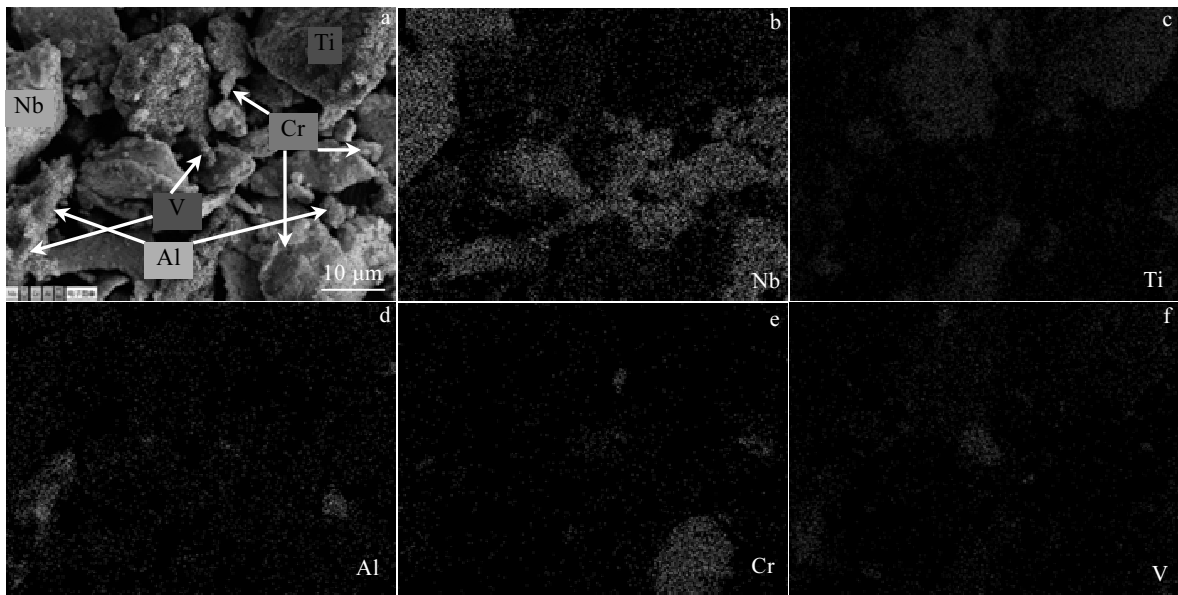


图 3 图 2f 中各金属元素的 EDS 元素面分布

Fig.3 EDS mapping of metal elements for Fig.2f: (a) all metal elements, (b) Nb, (c) Ti, (d) Al, (e) Cr, and (f) V

粉末（图 4 中 B 谱线）的衍射峰均向右发生偏移。根据直线外推法计算得出 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金 Nbss 的晶格常数为 0.32297 nm，相对于纯 Nb 粉末（图 4 中 A 谱线）晶格常数 0.33067 nm (PDF: 35-0789 中 bcc Nbss 晶格常数为 0.3306 nm) 减小 0.00763 nm，这是由于轻元素 Ti、Al、Cr、V 固溶进入 Nbss 晶格引起的。Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金(Nb, Ti)C 的晶格常数为 0.42821 nm，相对于 TiC 粉末（图 4 中 B 谱线）的晶格

常数 0.43213 nm (PDF: 65-0242 中 fcc TiC 的晶格常数为 0.4327 nm) 减小 0.00392 nm，表明合金(Nb, Ti)C 中的金属原子以 Ti 为主并且碳化物中存在明显的 C 原子缺失。

### 2.3 真空热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的微观组织结构

不同球磨时间真空热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的 SEM 背散射电子形貌如图 5 所示（该剖面垂直于热压烧结载荷方向），与图 4 XRD 分析结果相

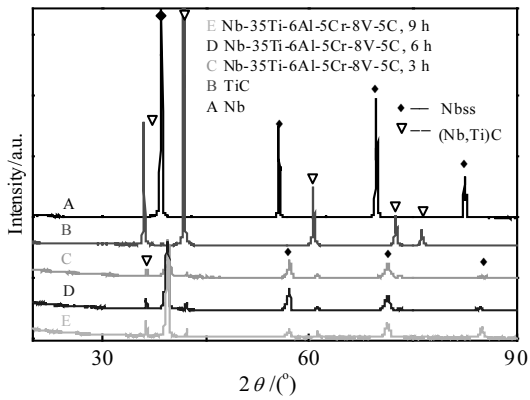


图 4 原始 Nb、TiC 粉末及不同球磨时间后 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 真空热压烧结合金 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of pure Nb, TiC powder and vacuum hot-press sintered Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloys after different ball milling time

一致，合金由两相构成（背散射电子成相通过衬度变化反应原子序数的差异，平均原子序数越小衬度越大），图中衬度较大（表现为暗区）的相为(Nb, Ti)C 相。图 5a 为球磨 3 h 后烧结合金的低倍照片，碳化物的体积分数约为 11.45%，图 5a 中碳化物均匀分布于 Nbss 内部，但从其局部放大图（图 5b）来看碳化物生长团簇现象较为明显，碳化物尺寸约为 100 μm。图 5c 和图 5e 分别为球磨 6 和 9 h 后烧结合金的 SEM 形貌，其碳化物的体积分数分别约为 10.94%和 10.3%，与图 5a 中碳化物的体积分数差别不大，这与合金中 C 元素含量相同是一致的。但是，随着球磨时间的增加，合金中(Nb, Ti)C 相的尺寸明显变小（图 5c 和图 5e），从其局部放大图（图 5d 和图 5f）来看尺寸细小的长条状碳化物明显增多。该结果表明，随着球磨时间的增加，金属元素粉末得到破碎和细化，均匀分布于金属元素颗粒表面的 TiC 粉末随之变得更为分散，热压烧结过程中各元素扩散能力有限导致生成的(Nb, Ti)C 相尺寸变小且弥散化。

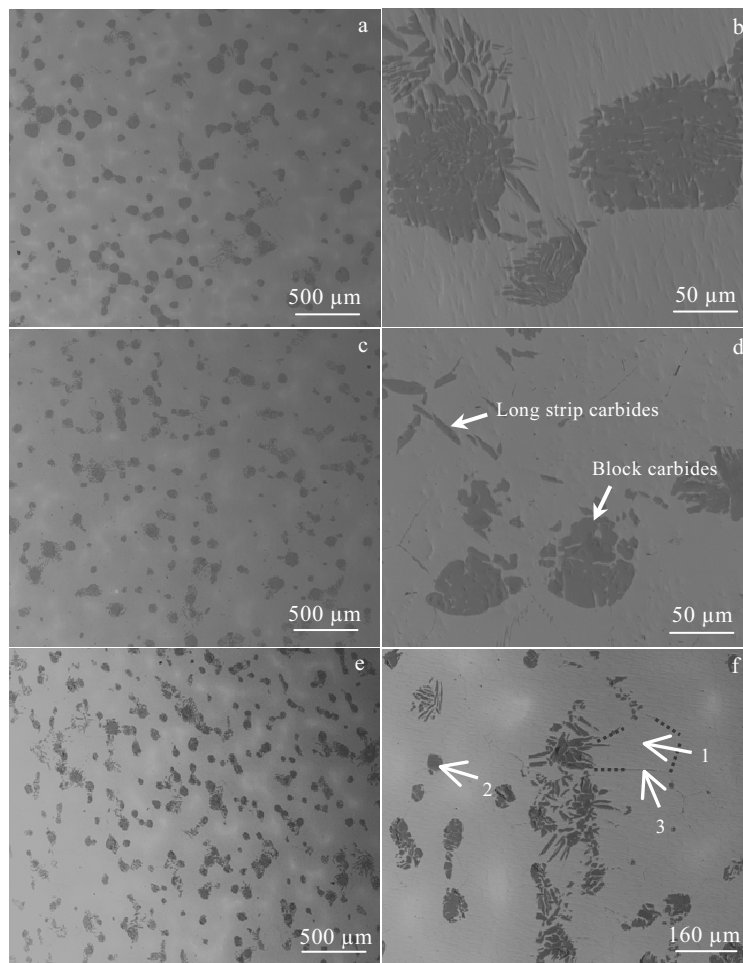


图 5 不同球磨时间热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金形貌照片

Fig.5 Morphologies of hot-press sintered Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy after different ball milling time: (a, b) 3 h, (c, d) 6 h, and (e, f) 9 h

表 1 图 5f 中球磨 9 h 的 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金(Nb, Ti)C、Nbss 及晶界处的能谱分析

Table 1 EDS analysis of (Nb, Ti)C, Nbss and grain boundary obtained from Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy after ball milling for 9 h in Fig.5f

Element	Point 1		Point 2		Point 3	
	ω/%	at%	ω/%	at%	ω/%	at%
Nb L	62.05	44.82	22.14	12.71	38.57	24.23
Ti K	23.55	33.00	76.80	85.49	51.00	62.15
Al K	02.84	07.07	0 0.76	01.51	01.72	03.71
Cr K	04.58	05.91	00.29	00.30	03.41	03.83
V K	06.99	09.20	00.00	00.00	05.31	06.08

图 5f 中除了块状 (Point 2) 和弥散长条状的碳化物外, 在 Nbss 内部还存在衬度介于 Nbss 和(Nb, Ti)C 相之间的长径比较大的条带区域 (图中虚线所示), 该区域为 Nbss 晶粒的晶界。图 5f 中 Nbss、块状(Nb, Ti)C 及晶界处的金属原子能谱分析数据如表 1 所示。可以看出 Nbss (Point 1) 内部 Al、Cr、V 的原子比值高于成分比, 说明 Al、Cr、V 元素主要分布于 Nbss 内部; 块状(Nb, Ti)C 相 (Point 2) 中金属原子主要以 Ti 为主, 这与图 4 XRD 中(Nb, Ti) C 的衍射峰向右偏移是一致的; 晶界处 (Point 3) Ti 原子含量较高, Al、Cr、V 的元素含量高于(Nb, Ti)C 相且低于 Nbss 相, 表明 Nbss 晶界处存在 Ti 原子的富集。

图 5 中不同球磨时间真空热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金 SEM 背散射照片中 Nbss 晶粒的晶界表

现不明显, 为了更好的分析球磨工艺对烧结材料晶粒尺寸及其形貌的影响规律, 采用腐蚀剂对烧结试样进行腐蚀处理, 腐蚀后获得光学显微组织形貌如图 6 所示。图 6a 为球磨 3 h 后 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金金相照片, 图 6b 为图 6a 对应的金相组织暗场像, 图中可以清晰的反应出 Nbss 晶粒的晶界形貌。碳化物主要分布于 Nbss 的晶界处, 与熔铸法制备碳化物强化钛合金形貌不同的是 Nbss 晶界处并不是全都存在碳化物。这是由于熔铸法制备 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的凝固过程为亚共晶凝固过程, 最终碳化物会与 Nbss 以共晶组织的形式存在与初生 Nbss 晶粒的枝晶间, 而粉末冶金法制备合金是以各元素粉末颗粒溶解、扩散及再结晶的物理化学过程形成, 非液态条件下原子的扩散能力有限导致 Nbss 晶粒的晶界处不能全部形成碳化物<sup>[15]</sup>。图 6c 和图 6d 为球磨 6 和 9 h 后的烧结材料金相照片。对比可以看出, 随着球磨时间的增加, 烧结合金除碳化物分布弥散化及其颗粒尺寸减小外, Nbss 的晶粒尺寸随着球磨时间的增加也呈现减小的趋势。

2.4 真空热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金力学行为

图 7 为 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 粉末球磨 3、6、9 h 后真空热压烧结材料室温压缩真应力-应变曲线。从图中可以看出随着球磨时间的增加, Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金的强度呈现明显的增加趋势, 压缩曲线在应变量为 5%之前表现出良好的弹性变形强化能力, 不同球磨时间真空热压烧结合金的屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )和极限强度( $\sigma_{max}$ )如表 2 所示, 球磨 9 h 相对于球磨 3 h

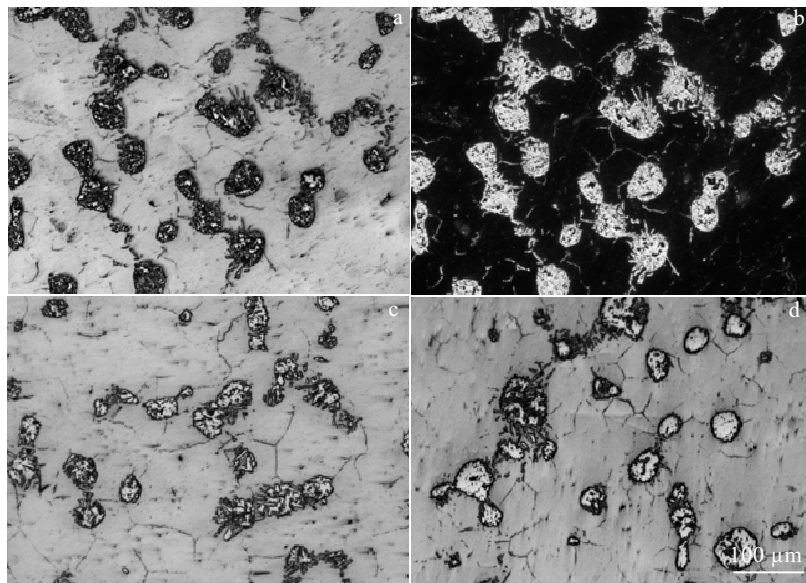


图 6 球磨不同时间后 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金光学显微组织形貌

Fig.6 OM images of Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy after different ball milling time: (a, b) 3 h, (c) 6 h, and (d) 9 h

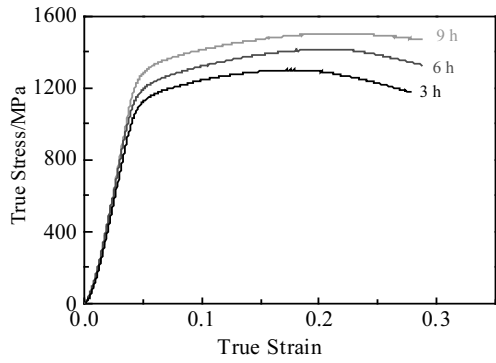


图 7 不同球磨时间热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金室温压缩真应力-应变曲线

Fig.7 Compressive true stress-strain curves of hot-press sintered Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy at room temperature after different ball milling time

后烧结合金的  $\sigma_{0.2}$  与  $\sigma_{max}$  均提高 200 MPa 左右。并且，随球磨时间增加合金压缩曲线中屈服强度至极限强度阶段的低线性加工硬化变形能力有所提升（由约 13% 升高至约 18%）。

表 2 不同球磨时间 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金碳化物体积分数、室温压缩屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )和极限强度( $\sigma_{max}$ )

Table 2 Carbide ratio, 0.2% offset yield stress ( $\sigma_{0.2}$ ) and maximum stress ( $\sigma_{max}$ ) at room temperature for Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy after different ball milling time

Milling time/h	Ratio of (Nb, Ti)C, $\phi$ /%	0.2% offset yield stress, $\sigma_{0.2}$ /MPa	Maximum stress, $\sigma_{max}$ /MPa
3	~11.45	1021	1301
6	~10.94	1077	1406
9	~10.3	1204	1497

图 8 为不同球磨时间热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金室温压缩后的显微组织，其剖面平行于热压烧结载荷方向。图 8a 为球磨 3 h 合金压缩后的显微组织形貌。从图中可以看出压缩变形后合金中的难变形的碳化物内部存在裂纹。图 8b 为图 8a 的局部放大图，较大尺寸的碳化物 (Point 1) 存在明显的贯穿碳化物上下的裂纹，长径比较大的碳化物 (Point 2) 内部同样存在贯穿裂纹，并且大块碳化物和小尺寸碳化物内裂纹方向均接近于平行分布。只是，图中与碳化物内部

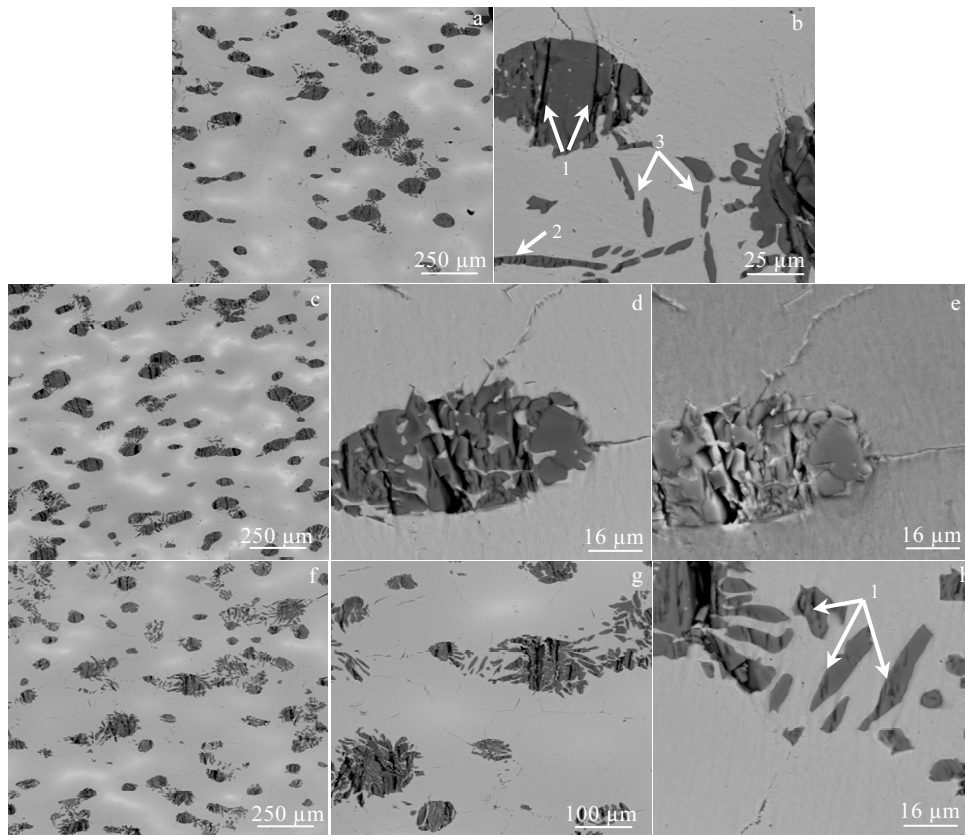


图 8 不同球磨时间热压烧结 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金室温压缩后的显微组织

Fig.8 Microstructures of hot-press sintered Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy of different ball milling time after compression at room temperature: (a, b) 3 h, (c~e) 6 h, and (f~h) 9 h

裂纹方向近似平行的小尺寸碳化物表面未发现明显的裂纹 (Point 3)。图 8c、8d 分别为球磨 6 h 后制备合金不同放大倍数的 SEM 背散射电子照片, 图中碳化物内部的裂纹形貌与图 8b 相同, 近似平行且贯穿于碳化物表面。图 8e 为与图 8d 对应的二次电子形貌。从图中可以看出碳化物内部的裂纹深度较大, 碳化物的裂纹不仅仅发生在其表面而是在垂直于载荷方向贯通了整个碳化物, 碳化物在压缩过程中因压缩变形而发生破碎。图 8f-8h 分别为球磨 9 h 后烧结合金压缩变形后的微观组织形貌, 图中弥散碳化物增多, 并且图 8h 中与裂纹方向近似平行的小尺寸碳化物内部也存在裂纹 (Point 1), 表明球磨 9 h 烧结合金中弥散的碳化物承受了相对更大力和变形, 这与图 7 中球磨 9 h 合金极限强度位置的塑性变形量较大是一致的。与碳化物发生明显的破碎现象不同的是, 图 8 中 Nbss 内部及其与碳化物的界面处未发现明显的裂纹, 表明 Nbss 具有良好的韧性, Nbss 与碳化物具有较强的界面结合能力。

综合分析球磨 3、6、9 h 后真空热压烧结材料的室温压缩力学行为 (图 7) 和变形前后的显微组织 (图 5 和图 8), 结合材料强度变化的 Hall-Petch 规律可知, 随着球磨时间的增加 Nbss 晶粒尺寸减小有利于提高其对合金的细晶强化效果; 同时 (Nb, Ti)C 弥散化有助于提高其对合金的第二相强化能力, 2 种强化效果共同作用导致制备合金室温压缩强度的有效提高。此外, 一方面依据细晶强化规律晶粒细化在提高合金强度的同时会部分提高合金的塑性变形能力; 另一方面球磨 3 h 合金中的碳化物尺寸较大, 硬脆的碳化物承受的变形量较小在压缩过程中容易发生裂纹而导致合金承受压缩能力降低 (对应于图 7 中球磨 3 h 合金塑性变形能力较小), 随着球磨时间增加弥散分布的碳化物能够参与承受更大的变形量 (图 8h)。因此, 2 个因素同时作用导致了合金随着球磨时间的增加塑性变形能力提高。根据文献报道, 熔铸法制备 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V 和 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-10C 合金的屈服强度分别为 740 和 990 MPa, 对比数据可以发现粉末冶金法相对于熔铸法能够制备性能良好的铌合金<sup>[16]</sup>。

### 3 结 论

1) 随着球磨时间的增加, Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 粉末中的块状金属元素颗粒首先变形为片状并在其内部形成高密度的位错, 后在持续的碰撞挤压加工硬化作用下细化成絮状粉末; 细小的 TiC 粉末均匀分布于片状金属颗粒粉末表层。

2) 复合粉末在真空 1500 °C/30 MPa 压力下保温 60 min 后热压烧结获得致密的 Nb-35Ti-6Al-5Cr-

8V-5C 合金, 合金由 Nbss 和 (Nb, Ti)C 两相构成。随着球磨时间的增加 Nbss 晶粒尺寸变小, 同时 (Nb, Ti)C 相尺寸减小并趋于弥散化。Al、Cr、V 元素固溶进入 Nbss 导致其晶格常数明显减小, Nbss 晶界处 Ti 原子富集, (Nb, Ti)C 相金属原子以 Ti 为主。

3) 随着球磨时间的增加, Nbss 晶粒细化及 (Nb, Ti)C 弥散化导致 Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C 合金室温压缩屈服强度、极限强度以及合金的塑性变形能力均有所增加, 压缩变形后 Nbss 与碳化物界面结合良好, 但是碳化物内部存在明显的裂纹。力学性能对比得出粉末冶金法制备铌合金的力学性能优于熔铸法。

### 参考文献 References

- [1] Pature N P. *Nature Materials*[J], 2016, 15(8): 804
- [2] Mouritz A P. *Introduction to Aerospace Materials*[M]. Sawston: Woodhead Publishing, 2012: 56
- [3] John H. *Science*[J], 2009, 326(11): 1068
- [4] Sha Jiangbo(沙江波). *Aeronautical Manufacturing Technology (航空制造技术)*[J], 2010, 14: 58
- [5] Zheng Xin(郑欣), Bai Run(白润), Wang Donghui(王东辉). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(10): 1871
- [6] Wei W Q, Wang H W, Zou C M. *Materials and Design*[J], 2013, 46(4): 1
- [7] Wang X L, Zhang K F. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(13): 3253
- [8] Zhang S, Guo X P. *Intermetallics*[J], 2015, 57(2): 83
- [9] Zhang S M, Zhou J R, Sha J B. *Intermetallics*[J], 2015, 57(2): 146
- [10] Shi Z W, Wei H, Zhang H Y. *Materials Characterization*[J], 2018, 139(1): 59
- [11] Zhang X J, Li Y B, He X D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 646: 332
- [12] Wei Weiqing(魏文庆), Liu Bingqiang(刘炳强), Jiang Junsheng(姜军生). *Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(3): 777
- [13] Tan Y, Ma C L, Kasama A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 341(1-2): 282
- [14] Wei Wenqing(魏文庆), Wei Zunjie(魏尊杰), Zhang Shuzhi(张淑芝). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(4): 901
- [15] Wei W Q, Wang H W, Zou C M. *Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(6): 733
- [16] Ding R G, Jones I P, Jiao H S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 485(1-2): 92

## Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Powder Metallurgy Carbide-reinforced Niobium Alloy

Wei Wenqing, Cao Guangming, Liu Bingqiang, Cui Dawei  
(Weifang University, Weifang 261061, China)

**Abstract:** Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloys were prepared by powder metallurgy method combining mechanical alloying and hot press sintering. The powder deformation behavior, microstructure evolution and mechanical properties of the alloy powder with different ball milling time were investigated by XRD, SEM, etc. The result shows that the massive metal particles of the Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C composite powder are transformed into flakes firstly and then deformed into flocculent morphology during the implementation of impact extrusion as the ball milling time increases, and the TiC powders are distributed uniformly on the surface of flake metal powder. The Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy consists of Nbss phase and (Nb, Ti)C phase, and the volume fraction of carbide for each alloy is about 11%. Ti is mainly distributed in (Nb, Ti)C and the grain boundary of Nbss, while the element of Al, Cr, V is mainly distributed in Nbss grain. The size of Nbss and (Nb, Ti)C phase is decreased with the increase of ball milling time. The compressive mechanical properties and plastic deformation capacity at room temperature are significantly increased by grain refinement of Nbss and reinforced phase dispersion of carbides. After compression deformation a good interfacial bonding between Nbss and carbide exists, nevertheless, there are obvious nearly parallel cracks in carbide particulates. Furthermore, it is evident that the mechanical property of Nb-35Ti-6Al-5Cr-8V-5C alloy prepared by powder metallurgy is better than that prepared by arc melting method.

**Key words:** carbide-reinforced niobium alloy; powder metallurgy; mechanical properties

---

Corresponding author: Wei Wenqing, Ph. D., Associate Professor, Weifang University, Weifang 261061, P. R. China, Tel: 0086-536-8785603, E-mail: hitweiwenqing@126.com