

立方相对超细晶梯度硬质合金组织和性能的影响

周向葵, 王 凯, 许智峰, 王小彬, 王 强, 赫冀成

(东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 以超细 WC 粉末为原料, 采用低压预烧结和梯度烧结两步法制备了超细晶梯度硬质合金。通过添加不同的立方相, 研究了立方相对超细晶梯度硬质合金组织和性能的影响。结果表明, 仅添加 Ti(C, N) 可以形成较厚的梯度层, 但梯度烧结后 WC 晶粒尺寸有较大的增长。(W, Ti)C 和 (Nb, Ta)C 的加入不利于较厚梯度层的形成, 但在梯度烧结过程中可以抑制 WC 晶粒的生长。添加 (Ti, W)C 的合金在梯度烧结后出现了少量尺寸大于 1 μm 的 WC 晶粒, (Ta, Nb)C 的加入可以很好地抑制合金中芯环结构立方相的形成。

关键词: 梯度硬质合金; 超细晶; 立方相; 烧结; 微观组织

中图分类号: TG135+.5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)12-3903-07

硬质合金涂层刀具采用 CVD 或 PVD 的方法在硬质合金基体表面涂覆一层或多层耐磨涂层, 如碳化钛、氮化钛或氧化铝等^[1]。由于基体和涂层之间的热膨胀系数的差异, 涂层易产生裂纹并向基体扩展, 降低涂层刀具的使用性能。含有 Ti(C, N) 和 TiN 等立方相的硬质合金在真空或者无氮气氛下烧结时, 可以在表面形成一层无立方相且富粘结相的梯度层, 因其具有较高的韧性, 可以阻碍裂纹向基体的扩展^[2,3]。

表面富粘结相梯度硬质合金可以采用一步法烧结或两步法烧结制备。吴恩熙和 Chen 等采用一步法烧结制备出了梯度层厚为 10~20 μm 的梯度硬质合金^[4,5]。为了进一步提高梯度层形成厚度, 常采用两步法烧结制备, 首先进行预烧结获得较为致密的基体, 然后在无氮气氛下进行梯度烧结, 获得具有一定厚度的梯度层。研究表明梯度层的形成主要是由于合金中的 N 从材料中扩散出来, 因为 N 与 Ti 之间强烈的热力学耦合性, Ti 向相反方向扩散到 N 含量较高的内部区域, 因此在表面形成一层不含立方相且富粘结相的梯度层^[6-9]。

然而, 目前制备的梯度硬质合金晶粒为几个微米的中等粒度, 而硬质相 (主要是 WC) 会对梯度形成过程中的扩散产生较大的影响, 减小梯度层形成厚度。超细晶硬质合金具有较高的性能, 是硬质合金的主要发展方向。为了进一步细化晶粒提高梯度硬质合金的综合性能, 研究超细晶粒对梯度形成的影响, 我们提出了低压预烧结结合梯度烧结的两步法制备了超细晶

梯度硬质合金^[10]。为了提高硬质合金的硬度和耐磨性能, 人们常在梯度硬质合金中加入 (W, Ti)C 和 (Nb, Ta)C 等立方相, (Nb, Ta)C 不仅可以提高硬质合金的高温抗氧化性能, 还可以作为晶粒抑制剂来抑制 WC 晶粒长大^[11-16]。由于 (W, Ti)C 和 (Nb, Ta)C 与 Ti(C, N) 都具有相同的立方结构, 在制备梯度硬质合金的过程中都会对梯度形成产生影响。有研究发现在中等粒度的梯度硬质合金中, 梯度层的厚度受 Ti 元素扩散的影响, TaC 不利于获得较厚的梯度层, 而 NbC 则有利于形成较厚梯度层^[17,18]。研究还发现在添加 (W, Ti)C 的合金中会形成一种以 Ti(C, N) 为核心边缘为 (W, Ti)(C, N) 的芯环结构, 而 NbC 和 TaC 加入后合金中的芯环结构立方相则不再出现^[16]。

然而在制备超细晶梯度硬质合金的过程中, 目前还鲜有关于 Ti(C, N)、(W, Ti)C 和 (Nb, Ta)C 等立方相对合金的梯度形成、晶粒生长和性能影响的相关报道。另外, 预烧结和梯度烧结后合金的组织会发生变化, 致密度和硬度也会随之发生变化。因此本研究选用超细 WC 粉末, 采用低压预烧结结合梯度烧结的两步法制备了含有 Ti(C, N)、(W, Ti)C 或 (Nb, Ta)C 立方相的超细晶梯度硬质合金, 研究不同立方相对超细晶梯度硬质合金组织和性能的影响。

1 实 验

实验采用超细 WC 粉末和 Co 粉为主要成分, 添加不同的立方相 Ti(C, N)、(Ti, W)C 和 (Ta, Nb)C 粉末,

收稿日期: 2016-12-10

基金项目: 科技部重大专项 (2012ZX04003061)

作者简介: 周向葵, 男, 1986 年生, 博士生, 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83673848, E-mail: neuqpm@163.com

并添加少量的 Cr_3C_2 和 VC 作为晶粒抑制剂来抑制烧结过程中 WC 晶粒长大^[19,20], 合金的成分和粉末颗粒尺寸如表 1 所示。按表 1 的成分进行配比并加入 2% 的成型剂和乙醇后进行球磨混料, 磨筒和磨球均为硬质合金, 球料比为 14.5:1, 球磨时间 64 h, 然后将混合粉置于真空干燥箱中, 在 85 °C 保温 1 h 进行干燥。最后压制成尺寸为 6.5 mm×5.25 mm×21 mm 的长条进行烧结。

烧结分两步进行, 首先将压制后的试样在 400~600 °C 的真空通氢气条件下保温进行脱氧脱蜡, 并在 9 MPa 的压力下继续升温到 1400 °C 保温 30 min 进行预烧结, 获得较为致密的毛坯, 然后将预烧结后的试样在真空炉中进行梯度烧结, 烧结温度为 1400 °C, 保温时间为 1 h, 真空度为 $10^{-3}\sim 10^{-2}$ Pa。烧结后的试样沿着横截面切开并用树脂镶嵌, 进行打磨抛光。采用扫描电子显微镜 (SEM) 和场发射扫描显微镜 (FESEM) 在背散射模式下对表层和芯部的组织进行观察检测。采用电子探针 (EPMA) 对表层梯度区域的元素分布进行了测量, 加速电压是 15 kV, 电子束斑的直径为 1 μm 。从表面向芯部每隔 3 μm 移动一点, 测量距离为 81 μm 。根据等效直径法通过 WinROOF 图形分析软件对合金芯部的约 600 个 WC 晶粒尺寸进行了测量。采用排水法对预烧结和梯度烧

结后合金的密度进行了测量。根据国标 GB7997-87 硬质合金维氏硬度试验方法, 采用 KB50BVZ 硬度计对预烧结和梯度烧结后合金芯部的维氏硬度进行了测量, 加载载荷为 300 N, 加载时间为 10 s。根据国标 GB3851-83 硬质合金抗弯强度测定方法, 采用 B 类型试样条在新三思抗折试验机上通过三点弯曲实验的方法对合金的抗弯强度进行了检测, 测试跨距为 14.5 ± 0.5 mm, 施加载荷的速度为 200 N/min。

2 结果与分析

2.1 低压预烧结

不同成分合金经过低压预烧结后表层的微观组织如图 1 所示。从图中可以发现 3 种合金表层均出现了一层厚度较薄且与芯部组织不同的梯度层, 不同合金的梯度层厚度略有不同。图 2 是低压预烧结后 3 种成分硬质合金的微观组织, 图中白色的是 WC 相, 黑色的是粘结相, 灰色的是立方相。经过低压预烧结后 3 种成分合金中的 WC 晶粒均较为细小。立方相在合金中分布均匀。在 M-1 和 M-2 合金中的立方相存在较多黑色相被灰色立方相包围着的芯环结构, 其中黑色的芯核是 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 相, 周围灰色的是 $(\text{W}, \text{Ti})(\text{C}, \text{N})$ 相^[6], 而在 M-3 合金中则没有出现这种芯环结构的立方相。

表 1 试验材料的成分及粉末颗粒尺寸

Table 1 Chemical composition ($\omega/\%$) and powder particle size

Alloy	WC	Co	Ti(C, N)	(Ti, W)C	(Ta, Nb)C	VC	Cr_3C_2
M-1	Bal.	12	4	0	0	0.35	0.65
M-2	Bal.	12	4	6	0	0.35	0.65
M-3	Bal.	12	4	0	6	0.35	0.65
Fsss/ μm	0.4	1	1.5	1.5	1.5	1	1

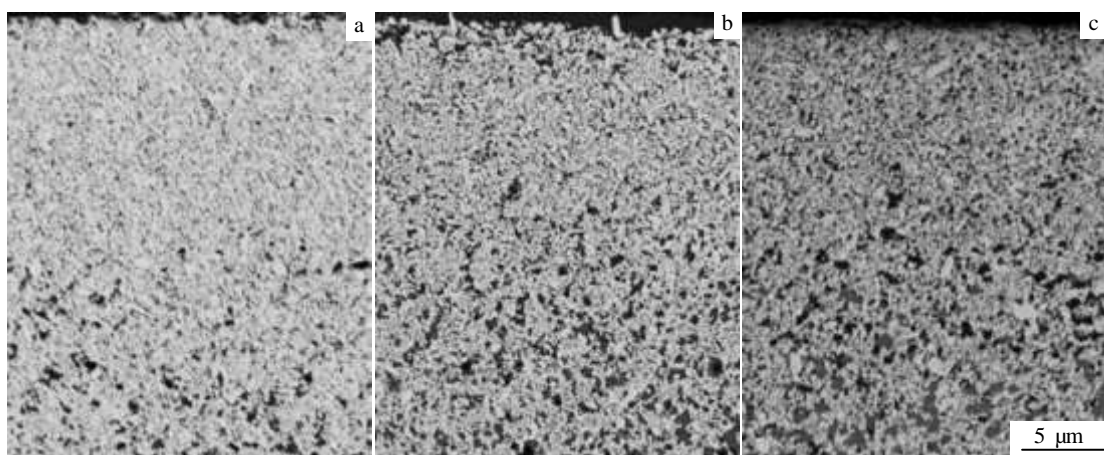


图 1 预烧结后硬质合金表层微观组织

Fig.1 Surface microstructures of cemented carbides after pre-sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

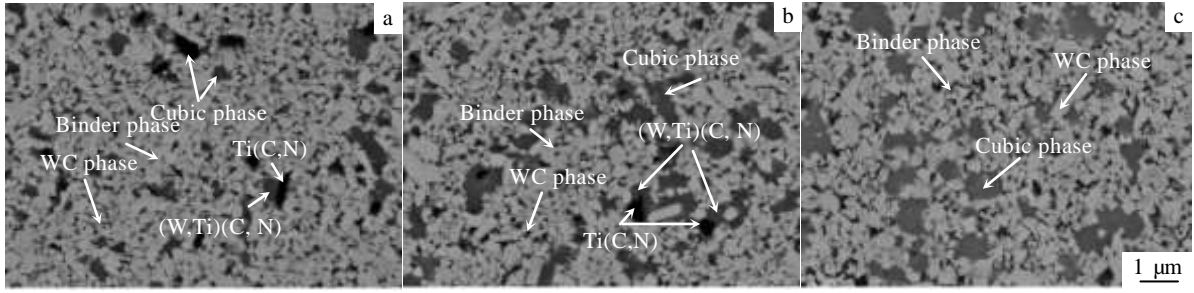


图 2 预烧结后硬质合金显微组织

Fig.2 Microstructures of cemented carbides after pre-sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

图 3 是 3 种成分合金经过低压预烧结后的 WC 晶粒尺寸分布。3 种合金的 WC 晶粒尺寸主要分布在 0.2~0.5 μm 之间。虽然在 M-2 合金中出现了少量异常长大的 WC 晶粒，最大的可达到 1 μm，但是 3 种成分的硬质合金平均晶粒尺寸分别为 0.33、0.34 和 0.31 μm，表明经过低压预烧结可以获得异常长大晶粒数量很少的超细晶硬质合金。对于部分晶界取向一致的 WC 晶粒来说，当 WC 晶粒之间无粘结相存在时，晶界直接接触的 WC 晶粒可以直接通过晶界合并机制在很短的时间内长大成为一个晶粒，最终使得合金中出现较多异常长大的 WC 晶粒^[21,22]。但是在本研究中由于烧结压力的存在，使液相 Co 能够充分填充 WC 之间的间隙，在 WC 表面形成一层液相 Co 薄膜，使得 WC 晶粒无法直接接触，避免了 WC 晶粒通过晶界合并长大机制生长，减少了合金中异常长大的 WC 晶粒的数量。

2.2 梯度烧结

图 4 给出了 3 种成分合金梯度烧结后表层区域的微观组织。3 种合金的表层和芯部组织均有较大的差异，在表层一定厚度的区域内没有出现芯部组

织中存在的灰色立方相。3 种成分合金经过梯度烧结后都在表面形成了一层无立方相的梯度层，其中，M-1 合金的梯度层最厚，M-2 合金次之，M-3 合金的梯度层最薄。与图 1 预烧结后表层的微观组织相比，梯度烧结后 3 种合金的梯度层厚度均有较大的提高。

为了进一步确定梯度层的厚度，通过 EPMA 对表层区域典型元素 Co、Ti、Ta 和 Nb 的分布进行了测量，如图 5 所示。3 种合金的表层区域内，Co 含量明显高于其 12%(质量分数，下同)的名义值，最高可达 19%，而 Ti、Ta 和 Nb 的含量几乎为零，表明在梯度层内不含有立方相而富含粘结相，进一步证实了经过梯度烧结后在合金表面形成了一层无立方相而富粘结相的梯度层。在梯度层与芯部边缘钴含量开始降低，立方相元素 Ti、Ta 和 Nb 的含量开始增加，逐步达到稳定。通过对比图 4 和 5 可以发现，梯度层的元素分布和微观组织结果基本一致，仅添加 Ti(C, N)的 M-1 合金表面梯度层最厚，约为 54 μm，添加(Ti, W)C 的 M-2 合金梯度层厚度稍高于添加(Ta, Nb)C 的 M-3 合金，梯度层厚度分别为 45 和 42 μm。

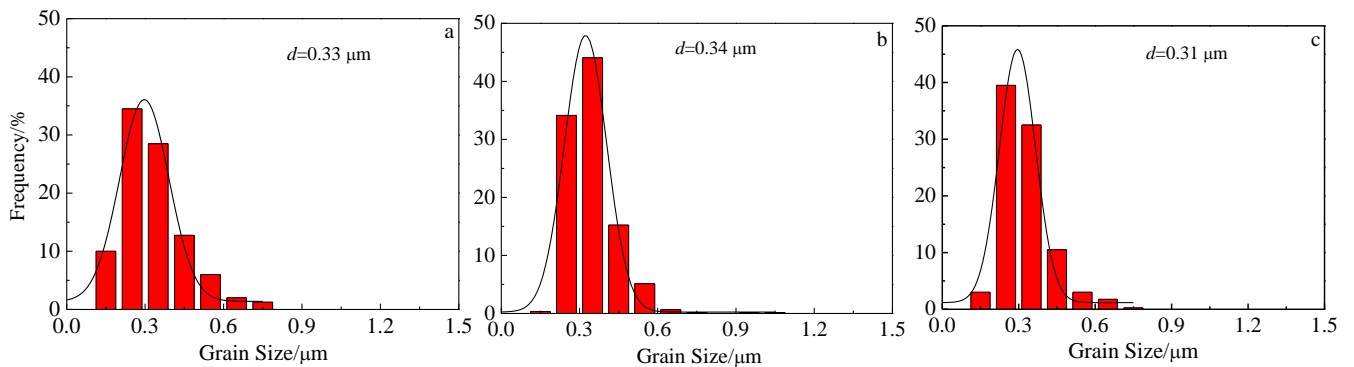


图 3 预烧结后 WC 晶粒尺寸分布

Fig.3 Distribution of WC grain sizes after pre-sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

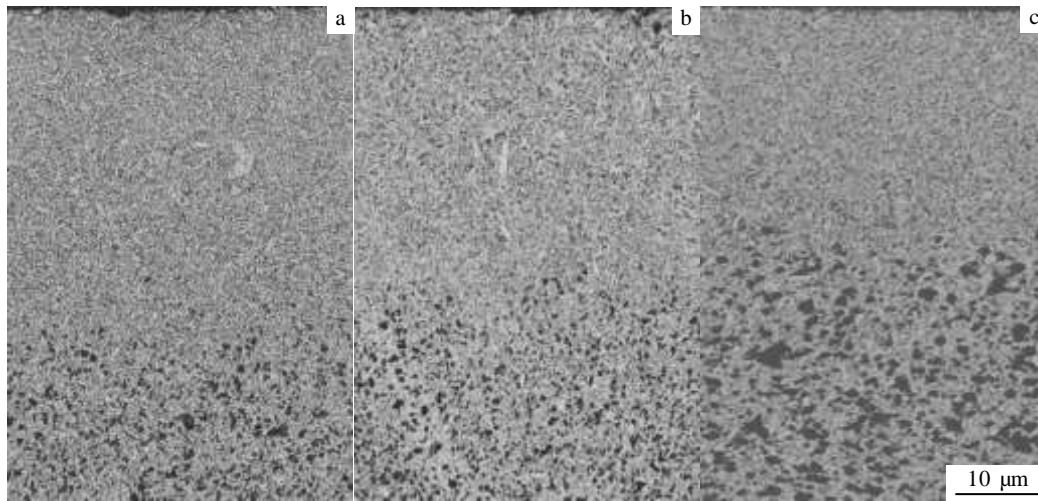


图 4 梯度烧结后硬质合金表层显微组织

Fig.4 Surface microstructures of cemented carbides after gradient sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

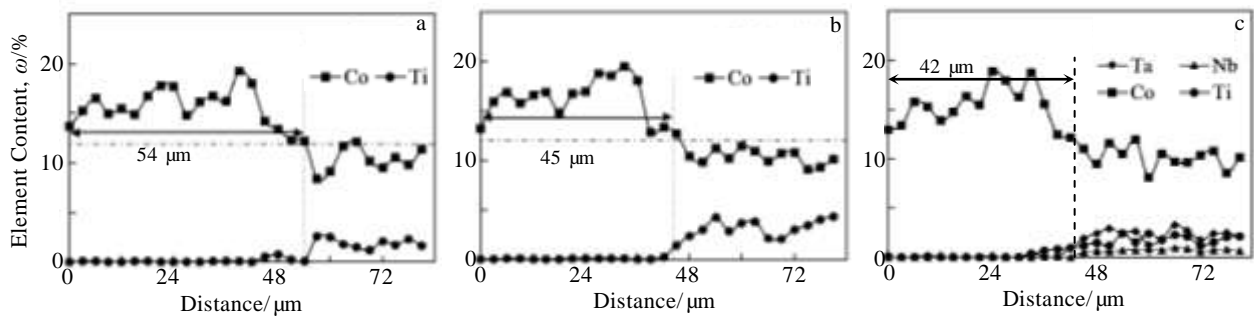


图 5 硬质合金表层区域元素分布

Fig.5 Distribution of elements in surface zone of cemented carbides: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

梯度的形成主要是由扩散和热力学耦合来控制。由于材料内外的 N 分压不同，材料内部的 N 向外扩散，从基体中逸出，因为 N 与 Ti 之间强烈的热力学耦合，Ti 向相反的方向扩散，即向 N 含量较高的内部区域扩散，从而在表面形成一层无立方相而富粘结相的梯度层。扩散主要是在液相中进行。而合金在梯度烧结时不仅分布着液相，还分布着较多的硬质相（碳化物或碳氮化物）。硬质相的存在会影响到原子的有效扩散系数。当合金中的硬质相为中等粒度时，原子扩散就需要沿着分布在硬质相表面的液相中进行扩散，这就在很大程度上增加了梯度形成时原子扩散的距离，降低了原子扩散效率。所以与 Ekroth 和 Frykholm 的研究结果相比^[9,18]，由于本研究首先采用低压预烧结制备出的超细晶硬质合金，合金中的 WC 晶粒细小，粘结相分布均匀，在梯度烧结过程中，使得梯度形成时 N 与 Ti 等原子的扩散通道增多，扩散距离缩短，所以在较低的温度和较短的保温时间内形成了较厚的梯度层。

3 种成分合金经过梯度烧结后虽然都在表面形成了一定厚度的梯度层，但是由于添加的立方相成分不一样，所以梯度层的厚度也不一样。仅添加 Ti(C, N) 的 M-1 合金梯度层较厚，而另外添加(Ti, W)C 和(Ta, Nb)C 的 M-2 和 M-3 合金则较薄。与 M-1 合金相比，M-2 合金中由于添加了(Ti, W)C，在表面梯度形成过程中，需要扩散的 Ti 总量增加，因此在表面形成的梯度层厚度要小于 M-1 合金。M-3 合金中 N 与 Ti 原子的含量与 M-1 合金一样，但由于(Ta, Nb)C 的添加，N 与 Ta 和 N 与 Nb 之间也存在热力学耦合，当 N 向外扩散，Ta 和 Nb 向内扩散，Frykholm 研究表明 Ta 的加入不利于形成较厚梯度层^[18]，因此对于含有 Ta 的 M-3 合金，梯度层的形成厚度会受到 Ta 扩散距离的影响，形成的梯度层厚度比 M-1 和 M-2 合金都要小。

图 6 是 3 种合金梯度烧结后芯部的微观组织。3 种合金中的大部分 WC 晶粒都较为细小，但也出现了少量异常长大的晶粒。M-1 合金仅有个别长方形的板

状 WC 晶粒出现。M-2 合金出现了异常长大的三角形和长方形的板状 WC 晶粒。在 M-3 合金中，虽然也出现了异常长大的 WC 晶粒，但是数量明显减少，并且尺寸也较小。合金中的立方相与预烧结后相比变化不大，在 M-1 和 M-2 合金中依然出现了芯部为黑色 Ti(C, N)周围是灰色(W, Ti)(C, N)芯环结构的立方相，且出现少部分聚集在一起的立方相。M-3 合金中未发现芯环结构的立方相。

3 种成分合金经过梯度烧结后的 WC 晶粒尺寸分布如图 7 所示。通过对比可以发现虽然 3 种合金的 WC 晶粒尺寸主要分布在 0.2~0.7 μm 之间，但是 WC 晶粒尺寸小于 0.3 μm 和大于 0.7 μm 的数量有很大不同。在 M-1 合金中，WC 晶粒尺寸小于 0.3 μm 的数量占 7.5%，超过 0.7 μm 的数量为 2.36%，并且最大晶粒尺寸不超过 1 μm，平均 WC 晶粒尺寸为 0.44 μm。在 M-2 合金中，WC 晶粒尺寸小于 0.3 μm 的数量占 27.8%，超过 0.7 μm 的数量约为 2%，最大晶粒尺寸可达 1.3 μm，平均 WC 晶粒尺寸为 0.38 μm。M-3 合金中，WC 晶粒尺寸小于 0.3 μm 的数量占 45%，超过 0.7 μm 的数量 1.4%，并且最大晶粒尺寸不超过 1 μm，平均 WC 晶粒尺寸仅为 0.35 μm。通过对比预烧结后合金的晶粒尺寸分布，可以发现梯度烧结后 M-1、M-2 和 M-3 合金的 WC 平均晶粒尺寸均有增长，尤其是

M-1 合金的平均 WC 晶粒尺寸增长了 33.3%，而 M-2 和 M-3 合金则分别增加了 11.8% 和 12.9%。

M-1 合金由于预烧结后的 WC 晶粒尺寸分布比较均匀，没有出现异常长大的 WC 晶粒，因此在梯度烧结过程中没有出现尺寸大于 1 μm 的 WC 晶粒。但是由于该合金中的立方相含量最小，在梯度烧结过程中，液相中溶解的 WC 数量比 M-2 和 M-3 合金要多，使得 WC 晶粒通过溶解析出长大的机制均匀地长大，造成梯度烧结后，WC 平均晶粒尺寸有了较大的增加。M-2 合金由于含有较多的立方相含量，在梯度烧结过程中，使得液相中的 WC 溶解量降低，所以梯度烧结后，WC 平均晶粒尺寸增加较少，但是由于该合金在预烧结后出现部分晶粒尺寸较大的 WC 晶粒。在梯度烧结过程的液相烧结阶段，WC 晶粒的生长主要是固液界面反应控制的生长，而预烧结后的大尺寸晶粒为更多的固相在一个晶粒上的溶解和析出提供了形核位置，成为 WC 晶粒异常长大的“种晶”^[23]。所以 M-2 合金在梯度烧结过程中，预烧结后的大尺寸晶粒能够吞并周围较小尺寸的 WC 晶粒，从而形成了少数尺寸大于 1 μm 的异常长大的 WC 晶粒。M-3 合金由于(Ta, Nb)C 降低了 WC 在液相 Co 中的溶解，抑制了 WC 晶粒的溶解析出生长，有效地避免了 WC 晶粒的异常长大，所以异常长大的晶粒数量较少。因此在超细晶梯度硬质合

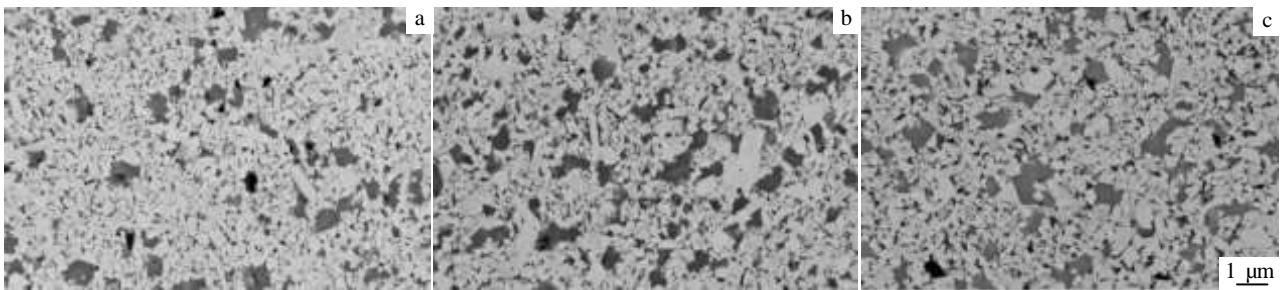


图 6 梯度烧结后合金的芯部组织

Fig.6 Core microstructures of the alloy after gradient sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

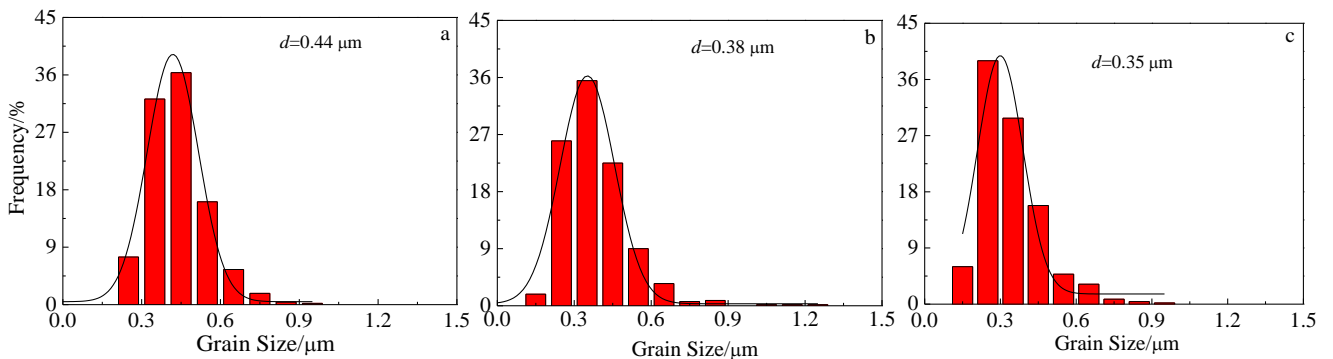


图 7 梯度烧结后合金的 WC 晶粒分布

Fig.7 Distribution of WC grain sizes after gradient sintering: (a) M-1, (b) M-2, and (c) M-3

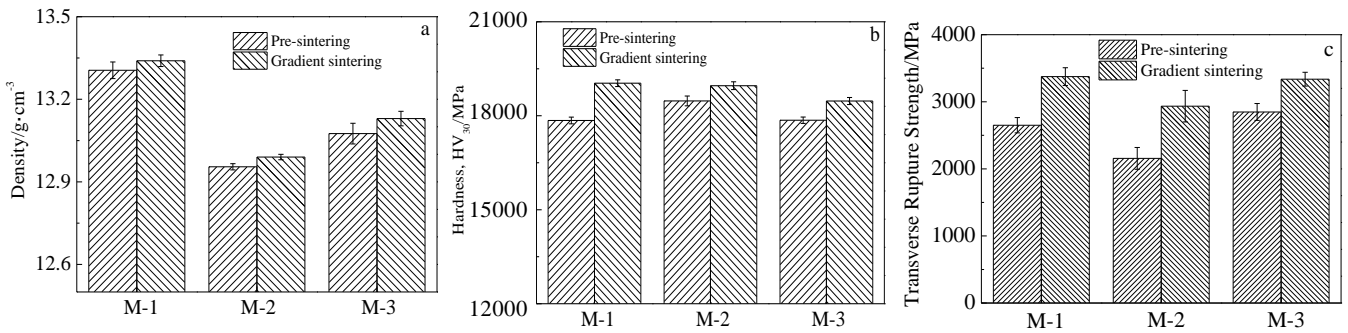


图 8 梯度烧结前后硬质合金的密度、硬度和抗弯强度

Fig.8 Density (a), hardness (b) and transverse rupture strength (c) of alloys before and after the gradient sintering

金的制备中，虽然仅添加 Ti(C, N)立方相可以获得较厚的梯度层，但是合金中出现部分芯环结构的立方相。而(Ti, W)C 和(Ta, Nb)C 立方相的加入，虽然可以获得晶粒尺寸较小的硬质合金，但是在添加(Ti, W)C 的合金中出现了少数异常长大的 WC 晶粒，这会显著降低硬质合金的性能。而(Ta, Nb)C 立方相的添加，不仅可以抑制芯环结构立方相的形成，还可以有效地抑制合金中 WC 晶粒的异常生长。

3 种成分合金经过在 1400 °C 保温 1 h 梯度烧结后与预烧结后的密度、硬度和抗弯强度如图 8 所示。与预烧结后合金的密度、硬度和抗弯强度相比，梯度烧结后合金的密度、硬度和抗弯强度都有所提高，表明梯度烧结可以进一步提高合金的致密度，从而使硬度有所增加。梯度烧结后合金表层梯度层厚度的增加，使得合金的抗弯强度有较大的提高。3 种成分合金的密度有较大的差异，但是硬度变化不大。造成不同合金密度差别较大的原因主要是由于成分不同引起。合金中添加较多不同的立方相碳化物，并且添加量也有所不同，而固溶体碳化物的密度有很大不同，WC 的密度最高，(Ta, Nb)C 的密度次之，(Ti, W)C 的密度最低，所以导致 M-1 合金的密度>M-3 合金的密度>M-2 合金的密度。由于 3 种成分合金中添加了不同的立方相碳化物，但是由于不同合金的 WC 晶粒都较为细小，所以使得 3 种成分合金之间的硬度基本没有变化，表明立方相碳化物 Ti(C, N)、(Ta, Nb)C 和(Ti, W)C 对合金的硬度影响不大。由于添加立方相(Ti, W)C 的合金中，梯度烧结后出现较多异常长大的 WC 晶粒，降低了合金的抗弯强度，使得该合金的抗弯强度明显低于其它合金。

3 结 论

1) 预烧结后的超细晶硬质合金增加了原子扩散通道，缩短了原子扩散距离，可以在较低的温度和较短

的保温时间内获得较厚的梯度层。另外仅添加立方相 Ti(C, N)有利于合金形成较厚的梯度层，立方相(Ti, W)C 和(Ta, Nb)C 的加入不利于较厚梯度层的形成，3 种添加不同立方相合金经过梯度烧结后梯度层厚度分别为 54、45 和 42 μm。

2) (Ta, Nb)C 立方相的加入，不仅可以抑制芯环结构立方相的形成，还可以有效地抑制合金中 WC 晶粒的异常生长，梯度烧结后 WC 平均晶粒尺寸最小，约为 0.35 μm。

3) 在梯度烧结过程中，(Ti, W)C 立方相也可以抑制 WC 晶粒的生长，获得平均 WC 晶粒尺寸为 0.38 μm 的组织。但是由于添加预烧结后出现部分晶粒尺寸大于 0.7 μm 的 WC 晶粒，这些大尺寸的 WC 晶粒在梯度烧结过程中作为“种晶”，使得该合金经过梯度烧结后出现少量晶粒尺寸大于 1 μm 的 WC 晶粒。

4) 立方相 Ti(C, N)的加入虽然有利于获得较厚的梯度层，但是在梯度烧结过程中，WC 晶粒有较大的生长，最终获得的 WC 平均晶粒尺寸为 0.44 μm。

5) 梯度烧结可以进一步提高合金的密度、硬度和抗弯强度，不同立方相对合金的密度影响较大，但是对合金的硬度基本没有影响，添加立方相(Ti, W)C 不利于提高合金的抗弯强度。

参考文献 References

[1] Zheng Liyun(郑立允), Wang Yuguo(王玉果), Zhao Lixin(赵立新) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S1): 752
 [2] Feng Ping(丰平), He Yuehui(贺跃辉), Xiao Yifeng(肖逸锋) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(8): 1221
 [3] Suzuki H, Hayashi K, Taniguchi Y. *Transactions of the Japan Institute of Metals*[J], 1981, 22(11): 758
 [4] Chen W M, Xie W, Zhang L J *et al. International Journal of*

- Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2013, 41: 531
- [5] Wu Enxi(吴恩熙), Chen Li(陈利), Zhang Jing(张静) *et al. Cemented Carbide*(硬质合金)[J], 2005, 22(1): 20
- [6] Frykholm R, Andran H O. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2001, 67(1-3): 203
- [7] Schwarzkopf M, Exner H E, Fischmeister H F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1988, 105-106: 225
- [8] Gustafson P, Ostlund A. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 1994, 12(3): 129
- [9] Ekroth M, Frykholm R, Lindholm M *et al. Acta Mater*[J], 2000, 48(9): 2177
- [10] Zhou X K, Wang K, Xu Z F *et al. CMC-Computers Materials & Continua*[J], 2014, 41(2): 153
- [11] Barbatti C, Garcia J, Brito P *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2009, 27(4): 768
- [12] Daoush W M, Lee K H, Park H S *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2009, 27(1): 83
- [13] Soleimanpour A M, Abachi P, Simchi A *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2012, 31: 141
- [14] Zhang G P, Xiong W H, Yang Q Q *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2014, 43: 77
- [15] Nam H, Lim J, Kang S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(27-28): 7163
- [16] Park S, Kang S. *Scripta Materialia*[J], 2005, 52(2): 129
- [17] Zhang W B, Du Y, Peng Y B *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2013, 41: 638
- [18] Frykholm R, Ekroth M, Jansson B *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2001, 19(4-6): 527
- [19] Fu Jun(付军), Song Xiaoyan(宋晓艳), Wei Chongbin(魏崇斌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1928
- [20] Gao Yang(高杨), Song Xiaoyan(宋晓艳), Liu Xuemei(刘雪梅) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1224
- [21] Wang X, Fang Z Z, Sohn H Y. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2008, 26(3): 232
- [22] German R M, Suri P, Park S J. *Journal of Materials Science*[J], 2009, 44(1): 1
- [23] Mannesson K, Jeppsson J, Borgenstam A *et al. Acta Materialia* [J], 2011, 59(5): 1912

Effect of Cubic Phase on Microstructure and Properties of Ultrafine Crystalline Gradient Cemented Carbides

Zhou Xiangkui, Wang Kai, Xu Zhifeng, Wang Xiaobin, Wang Qiang, He Jicheng

(Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: With ultrafine WC powder as the starting material, ultrafine crystalline gradient cemented carbides were prepared by a two-step sintering process, in which the cemented carbides were lower pressure pre-sintered followed by gradient sintering. The influences of cubic phase on microstructure and property of the ultrafine crystalline gradient cemented carbides were studied. The results show that the thicker gradient layer can be formed in the alloy with adding Ti(C, N) only, but the mean WC grains size has a large value after gradient sintering. The thinner gradient layer has been formed when (W, Ti)C or (Nb, Ta)C is added, but the mean WC grains size is smaller than that of the alloy with adding Ti(C, N) only. Some WC grains with size above 1 μm has been formed in the alloy with adding (W, Ti)C after gradient sintering. The formation of the core-rim structure cubic phase can be prevented by adding (Ta, Nb)C.

Key words: gradient cemented carbides; ultrafine crystalline; cubic phase; sintering; microstructure

Corresponding author: Wang Kai, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83685649, E-mail: wangkai@epm.neu.edu.cn