

文章编号: 1004 - 0609(2004) 06 - 1013 - 07

TiC-Ni 金属陶瓷自蔓延高温合成中的显微组织演变^①

肖国庆^{1, 2}, 范群成¹, 顾美转¹, 金志浩¹

(1. 西安交通大学 材料科学与工程学院 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049;

2. 西安建筑科技大学 材料科学与工程学院, 西安 710055)

摘 要: 用燃烧波淬熄法研究了 TiC-Ni 金属陶瓷自蔓延高温合成(SHS) 中的组织演变, 淬熄试样中保留了未反应区、反应区和已反应区。用扫描电子显微镜观察了燃烧反应中显微组织的转变过程, 用能谱仪分析了各微区的成分变化, 测量了燃烧温度 T_c 和燃烧波蔓延速度, 并用 XRD 分析了反应产物的相组成。结果表明, TiC-Ni 金属陶瓷自蔓延高温合成(SHS) 的机理为溶解-析出机制, 镍粉与钛粉的固态扩散导致低熔点 Ti-Ni 溶液形成, Ti、Ni、C 粉粒逐渐向 Ti-Ni 溶液中溶解, 当 Ti-Ni-C 溶液中的 Ti 和 C 浓度饱和时, 从中析出 TiC 颗粒, 同时形成粘结 TiC 颗粒的 Ni_3Ti 基体。分析结果表明, 该体系的燃烧合成具有不完全性, 最终产物中残留少量 $Ni_3Ti_2 + NiTi$ 共晶体, 这种反应的不完全性是由于使用了较粗的 Ti 粉和 Ni 粉。

关键词: TiC-Ni; 金属陶瓷; 自蔓延高温合成; 组织演变

中图分类号: TB 39

文献标识码: A

Microstructural evolution during self-propagating high-temperature synthesis of TiC-Ni cermet

XIAO Guo-qing^{1, 2}, FAN Qun-cheng¹, GU Mei-zhuan¹, JIN Zhi-hao¹

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials,

School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

2. Department of Materials Science and Engineering,

Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: The microstructural evolution during self-propagating high-temperature synthesis (SHS) of TiC-Ni cermet was studied by means of the combustion front quenching method. The process of microstructure conversion in the quenched sample was observed using a scanning electron microscope (SEM), a compositional change in each micro-region of the microstructure was studied by energy dispersive X-ray (EDX), the temperature and the velocity of combustion reaction were measured. The results show that the mechanism of combustion synthesis of TiC-Ni composition can be described as dissolution-precipitation. Ti-Ni melt is formed through solid diffusion between titanium and nickel powders, then the atoms of Ti, C and Ni gradually dissolve into the Ti-Ni melt, and TiC particles will precipitate from the Ti-Ni-C melt as the Ti-Ni-C melt is saturated, at the same time, the Ni_3Ti matrix forms, which binds the TiC particles. In addition, the results show that the combustion synthesis is possibly incompleteness because of coarser Ti and Ni powders used in the combustion synthesis, a small amount of eutectic, ($Ni_3Ti_2 + NiTi$) is found in the final product. This incompleteness of the combustion reaction is attributed to using coarser Ti and Ni powders in the combustion synthesis.

Key words: TiC-Ni; cermet; self-propagating high-temperature synthesis; microstructural evolution

收稿日期: 2003 - 10 - 17; 修订日期: 2004 - 01 - 30

作者简介: 肖国庆(1967 -), 男, 副教授, 博士研究生。

通讯作者: 范群成, 教授, 博士; 电话: 029 - 82668614; E-mail: qcfan@xjtu.edu.cn

TiC 具有高硬度、高熔点、高模量和良好的耐腐蚀性能, TiC 金属陶瓷既保留了 TiC 的优点, 又提高了材料的韧性, 具有良好的发展前景。传统的金属陶瓷制备工艺主要为熔铸、真空液态金属浸渗和粉末冶金等, 主要缺点是设备复杂, 生产周期长, 能耗大。自蔓延高温合成法(SHS)是一种合成材料的新方法, 又称燃烧合成法(CS)。该方法问世 30 多年来, 已成功地合成出碳化物、氮化物、氧化物、陶瓷基复合材料、金属基复合材料和金属间化合物等。与传统的方法相比, SHS 法合成材料具有以下优点^[1]: 工艺简单, 过程时间短; 合成产物纯度高; 节约能源; 与某些特殊技术手段结合, 可以直接制备致密材料等。

对用 SHS 法合成 TiC 基金属陶瓷已进行了广泛的研究, 如: TiC 纤维增强金属铝复合材料^[2], TiC-Al 晶粒细化剂的制备^[3], TiC-Fe 金属陶瓷的制备及反应机理^[4-10], TiC-Ni 功能梯度材料^[11, 12], 原位 SHS 合成 TiC-Ni 金属陶瓷的致密化研究^[13-17]等。

关于 SHS 合成 TiC-Ni 金属陶瓷的反应机理, 相关文献报道不多。Dunmead 等^[14]在研究 SHS 合成 TiC 和 TiC-Ni 机理时, 根据燃烧波传播速度和燃烧温度的关系, 计算了上述反应的表现活化能。在高温阶段($> 2711\text{ K}$), TiC 的形成是溶解-析出机制(C 溶于熔体中, TiC 从熔体中析出); 在低温阶段($< 2711\text{ K}$), TiC 的形成受 C 原子扩散通过 TiC 层的速度控制。由于 Ti-C-Ni 系的表现活化能与 Ti-C 的高温反应阶段相近, 因而反应机理是溶解-析出机制。Han 等^[13]在研究燃烧合成 TiC-Ni 金属陶瓷的致密化时, 产物相是 TiC 和 Ni, 没有钛镍化合物, 但他认为在反应过程中, 应该有 Ti-Ni 金属间化合物形成。Wong 等^[15]对 Ti-C-25Ni 的 SHS 过程进行 XRD 分析时发现: Ti、Ni 熔化后, 固态 C 与液态 Ti 首先反应形成 TiC, 随着反应的进行, 有 Ti-Ni 金属间化合物形成, 由于此方法的衍射范围只有 6° , 无法准确鉴别该 Ti-Ni 金属间化合物, 他们认为可能是 Ni_3Ti 或 NiTi , 最后的产物为 TiC 和 Ni_3Ti 或 NiTi , 并非 TiC 和 Ni, 生成 TiC 的机理是固-液反应机制。Mishra^[18]在研究镍对自蔓延高温合成 TiC 烧结性影响时发现, 在 TiC 晶界处有 $\text{Ni}_{2.6}\text{Ti}_{1.3}$ 相析出。

为了进一步研究 Ti-C-Ni 的 SHS 反应机理, 更直观地揭示出显微组织演变过程和证实 Ti、Ni 金属间化合物的存在, 本实验采用燃烧波前沿淬熄法, 用 SEM、EDX 分析 Ti-C-Ni 在 SHS 过程中的显微组织演变及反应机理。

1 实验

1.1 实验原料

实验用 Ti 粉和 Ni 粉的粒径均为 $135\sim 154\ \mu\text{m}$, 碳黑粒径为 $0.033\sim 0.079\ \mu\text{m}$ 。 $m(\text{Ti}):m(\text{C}):m(\text{Ni})=48:12:40$, 将 Ti 粉, Ni 粉和碳黑充分混合均匀, 用于下列实验。

1.2 燃烧温度和速度的测量

在直径为 $d\ 18\ \text{mm}$ 的钢模中, 将混合粉压制成为相对密度约为 70% 的压坯, 长 $20\ \text{mm}$ 。在压坯底部钻一直径 $2\ \text{mm}$ 、深 $10\ \text{mm}$ 的孔, 将一副 W-3%Re-W-25%Re 热电偶(直径为 $0.1\ \text{mm}$)插入孔内, 另一端与 X-Y 记录仪连接。在充有 $0.1\ \text{MPa}$ 氩气反应器中, 用距压坯上端约 $2\ \text{mm}$ 的通电石墨片点火后, 立即断电。X-Y 记录仪可记录 SHS 反应的电动势-时间曲线, 再换算成温度-时间曲线, 确定最高燃烧温度。

另压制一个 $d\ 18\times 40\ \text{mm}$ 的压坯, 用该装置在长度 $40\ \text{mm}$ 的压坯侧面装置相距 $20\ \text{mm}$ 的两副 W-3%Re-W-25%Re 热电偶, 测量出燃烧波的蔓延速度。

1.3 燃烧合成产物的 XRD 分析

将燃烧合成产物研磨为小于 $45\ \mu\text{m}$ 的粉末, 做 XRD 分析($\text{CuK}\alpha$)。

1.4 燃烧波淬熄实验

在 $d\ 18\ \text{mm}$ 的钢模中将混合粉压制成为 $20\ \text{mm}$ 高的圆柱形试样, 相对密度约为 70%, 将压坯的一部分顶出模具, 其余 $10\ \text{mm}$ 留在模具内。在反应容器中将其中点燃, 由于钢模具的冷却作用, 燃烧波在到达下底面前自行熄灭。淬熄试样保留了原始粉、反应区和产物区。将淬熄试样沿轴线切开, 制成金相试样, 用 SEM 和 EDX 分析组织演变。

2 实验结果

2.1 燃烧温度和速度

图 1 所示为燃烧合成的温度-时间曲线, 有一个最高温度为 $1957\ \text{K}$ 的放热峰, 表明燃烧温度($1957\ \text{K}$)高于钛的熔点($1945\ \text{K}$)和镍的熔点($1728\ \text{K}$), 却低于 TiC 的熔点($3200\ \text{K}$), 燃烧波的

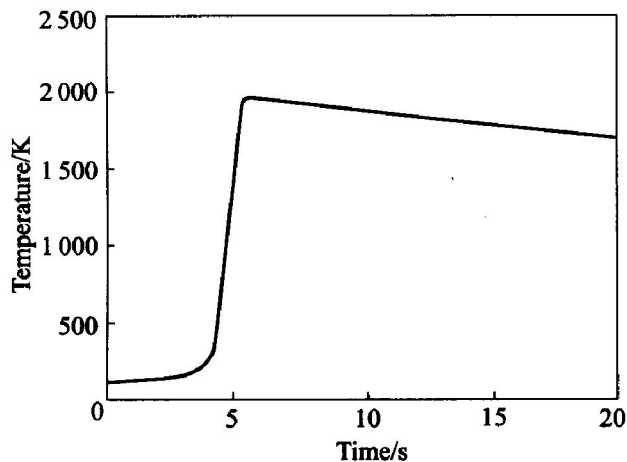


图 1 燃烧反应的温度—时间曲线

Fig. 1 Temperature—time profile during combustion synthesis

蔓延速度为 2.2 mm/s。

2.2 燃烧合成产物的相组成

图 2 是燃烧合成产物的 XRD 谱, 表明燃烧合成产物由 TiC, Ni₃Ti 和 Ni 组成。

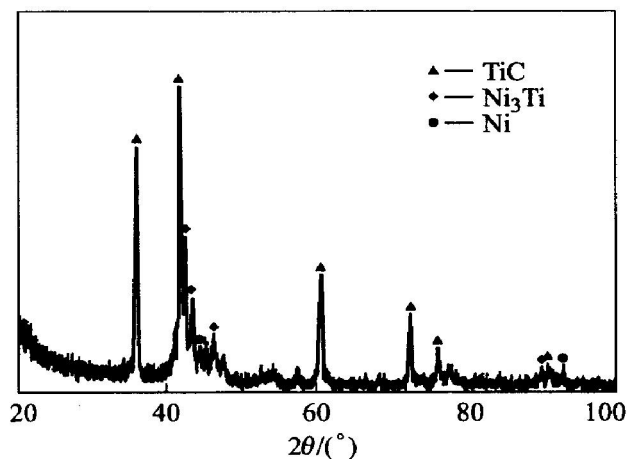


图 2 燃烧合成产物的 X 射线衍射谱

Fig. 2 XRD pattern of combustion-synthesized product

2.3 显微组织演变

图 3 所示为淬熄试样上未反应区的扫描电镜照片, 能谱结果表明, 灰色颗粒 A 为 Ti 粉, 亮白色颗粒 B 为 Ni 粉, 而碳粉由于太细无法观察到。

2.3.1 Ti-Ni 溶液的局部形成及反应物粉粒的溶解

在淬熄试样的反应区, 最先出现的变化是在钛粉和镍粉接触处形成 Ti-Ni 溶液及 Ti 粉、Ni 粉和碳黑开始向该溶液中溶解, 如图 4 所示。在图 4(a) 中, Ni 粉粒 C 和 Ti 粉粒 D 在其接触处形成熔池 E。当试样淬熄时, 熔池 E 靠近 Ni 粉粒 C 一侧结晶为

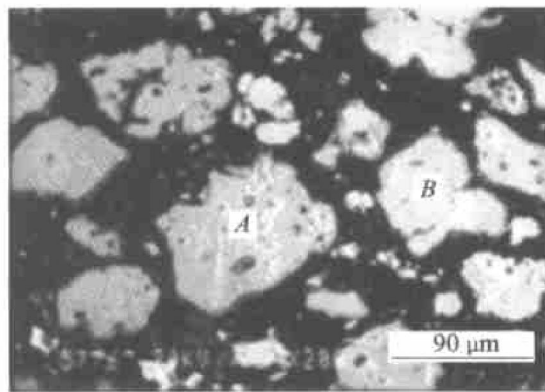


图 3 反应原始粉

Fig. 3 SEM photograph of initial reactants

树枝状组织, 如图 4(b) 所示, 其 Ti/Ni 摩尔比为 73.71: 26.69(此区域应含碳), 表明镍、钛和碳同时向该溶液中溶解。熔池 E 中靠 Ti 粉粒 D 一侧也形成树枝状组织, 其 Ti/Ni 摩尔比为 83.49: 16.51, 如图 4(c) 所示。表明熔池 E 的靠 Ti 粉粒一侧的 Ti 浓度较靠 Ni 粉粒一侧为高。

2.3.2 碳化钛颗粒在饱和溶液中的析出

随着 Ti、Ni 和 C 颗粒继续溶解, 所形成的 Ti-Ni-C 溶液逐渐增多并包裹 Ti 和 Ni 粉粒, 如图 5(a) 所示。图 5(b) 为 Ti 粉粒 F 及其周围溶液 H 的显微组织, 图 5(c) 为其中 H 区的显微组织。由图可见, 在 Ti 粉粒周围的溶液中已析出平均粒径约 1 μm 的细小粒子, 其 Ti/Ni 摩尔比为 97.16: 2.84(其中肯定含有碳原子)。参照 TiC-Fe 金属陶瓷自蔓延高温合成过程中的显微组织转变^[19], 这些粒子应当是含有少量 Ni 的 TiC 粒子, 而这些 TiC 粒子周围基体中含有较高的 Ni(Ti 与 Ni 的摩尔比为 90.46: 9.54)。图 5(d) 所示为图 5(a) 中 Ni 粉粒 G 及其周围溶液的显微组织, 可以看到, 在距 Ni 粉粒较远的溶液中已形成 TiC 粒子, 但在紧邻的溶液中尚未有 TiC 粒子析出, 表明 Ni 粉粒周围溶液中的 Ti 和碳浓度不易达到饱和。

2.3.3 未溶解镍粉粒的熔化

随着反应温度的升高, 未溶解的 Ni 粉粒在其熔点(1455 °C)熔化, 形成 Ni 含量较高的 Ti-Ni-C 溶液, 并在冷却时形成共晶体(Ti/Ni 摩尔比为 39.17: 60.83), 如图 6(a) 中的 I 区所示, 其显微组织示于图 6(b)。该共晶体由白杆相(Ti/Ni 摩尔比为 38.72: 61.28)和其间的灰色基体(Ti/Ni 摩尔比为 51.64: 48.36)组成, 而白杆为 Ni₃Ti₂, 而灰色基体为 NiTi。图 6(c) 是图 6(a) 中共晶体周围区域 J 的显微组织, 由平均粒径约 0.4 μm 的含少量

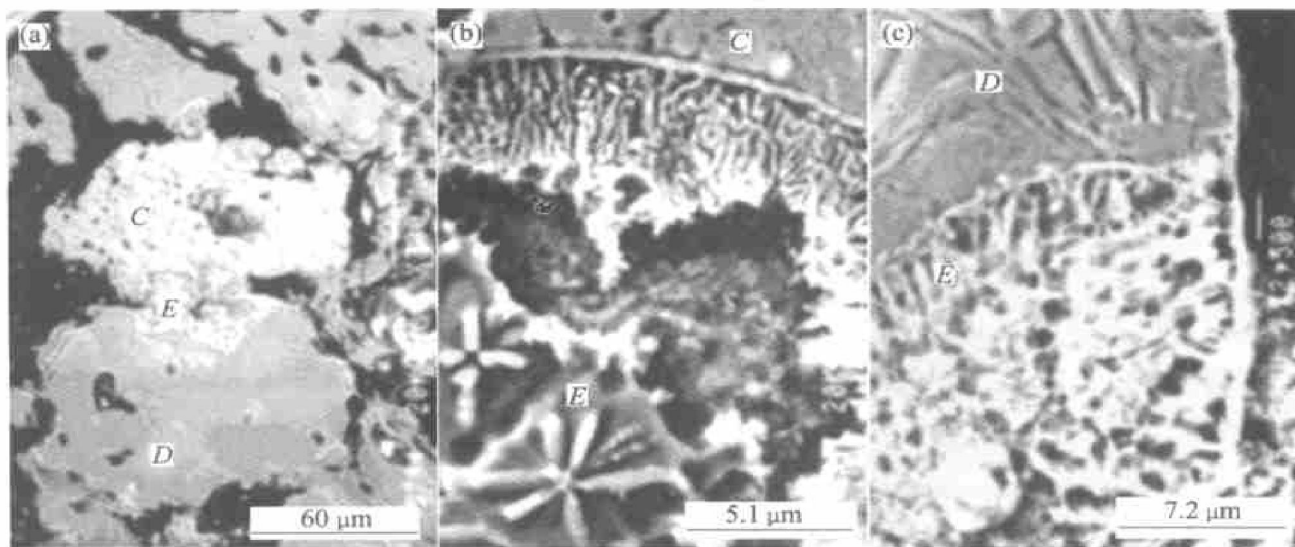


图 4 Ti-Ni 溶液形成的 SEM 像

Fig. 4 SEM photographs of Ti-Ni solution forming

- (a) —Locally melting of Ti and Ni particles in zone *E*;
- (b) —Dendritic structure formed in molten zone *E* by the side of particle Ni *C* on cooling of melt;
- (c) —Dendritic structure formed in molten zone *E* by the side of particle Ti *D* on cooling of melt

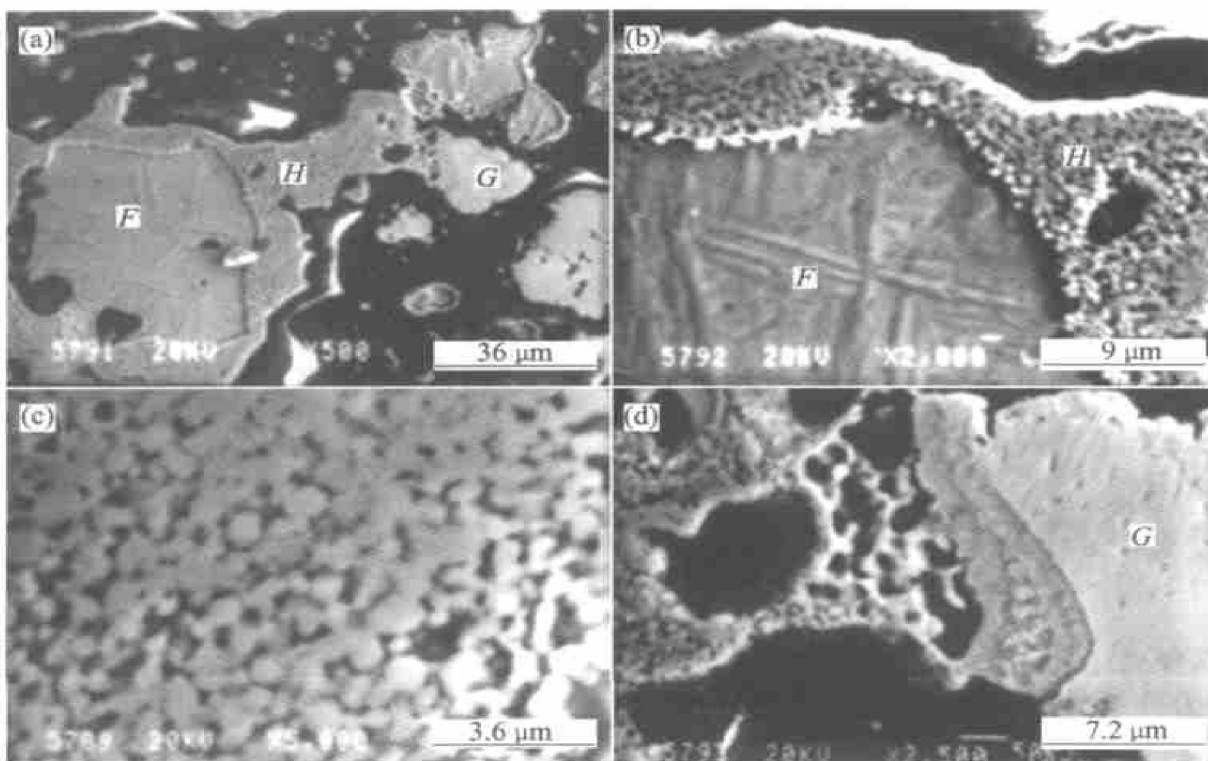


图 5 碳化钛粒子在饱和溶液中析出的 SEM 像

Fig. 5 SEM photographs showing precipitating of TiC particles in saturated solution

- (a) —Ti-Ni-C solution coating Ti particle *F* and Ni particle *G*;
- (b) —Microstructure of Ti particle *F* and solution *H*;
- (c) —Microstructure of region *H* in Fig. 5(b);
- (d) —Microstructure of Ni particle *G* and solution around Ni particle in Fig. 5(a)

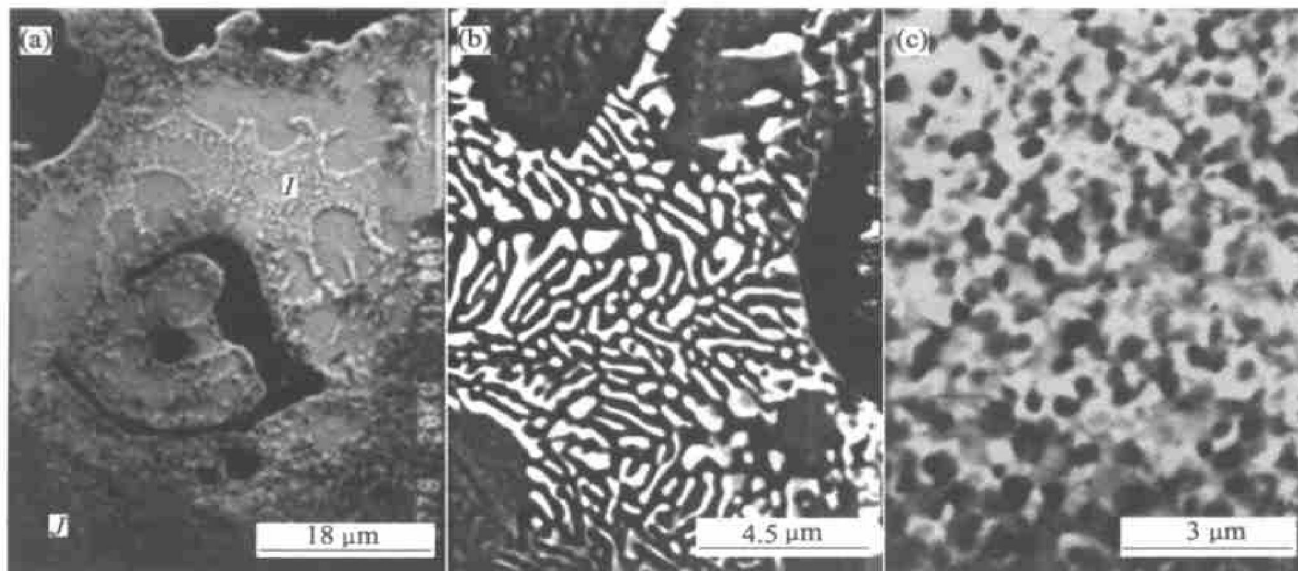


图 6 镍颗粒熔化的 SEM 像

Fig. 6 SEM micrographs of melting of undissolved Ni particles

- (a) —Ni particles melting and an eutectic structure formed on cooling;
 (b) —Microstructure of eutectic Ni_3Ti_2 and NiTi in melted Ni droplet on cooling;
 (c) —Microstructure in region around melted Ni droplet

Ni(Ti/Ni 摩尔比为 84.14: 15.86) 的 TiC 粒子及其基体相 NiTi(Ti/Ni 摩尔比 52.82: 47.18) 组成。

2.3.4 燃烧合成的产物

图 7(a) 为燃烧合成产物的低倍组织, 由 TiC-Ni 复合材料和气孔组成。图 7(b) 显示了 TiC-Ni 复合材料的显微组织, 由 2 μm 左右含少量 Ni 的 TiC 颗粒 (Ti/Ni 摩尔比为 97.39: 2.61) 和 Ni_3Ti 基体 (Ti/Ni 摩尔比为 26.64: 73.36) 组成。由图 2 知, Ni_3Ti 最强峰的位置 (46.40) 与标准 XRD 卡片相比偏左 (46.53), 说明 Ni_3Ti 的晶格有些撑大, 其中固溶有 C。另外, 产物中还有一些反应不完全的区域, 如图 7(c) 所示, 分布在 TiC 颗粒周围的是白色秆状的 Ni_3Ti_2 (Ti/Ni 摩尔比为 36.11: 63.89), 由于数量较少, 并未被 XRD 检测到。在平衡状态下, TiC-Ni 系应由 TiC 粒子和 Ni 基体组成^[13], 本文中 Ni_3Ti 和 Ni_3Ti_2 的存在表明合成反应是不完全的。

3 讨论

3.1 燃烧合成机理

从实验结果可以看出, TiC-Ni 系自蔓延高温合成反应起始于 Ti-Ni 溶液在 Ti 粉粒和 Ni 粉粒接触区域的形成, 反应过程中 TiC 的形成可以用溶解-析出机制描述, 即: Ti-Ni 溶液形成后, Ti、C、Ni 粉粒向 Ti-Ni 溶液中溶解, 当 Ti-Ni 溶液中的 Ti、C

浓度达到饱和时, TiC 颗粒在溶液中析出。

TiC 和 Ti-Ni 之间强烈的放热反应导致坯体温度升高, Ti、Ni 原子间的互扩散降低了 Ti 和 Ni 的熔化温度, 使得 Ti-Ni 溶液在 Ti 粉粒和 Ni 粉粒接触区域的形成。Ti 原子向 Ni 粉粒中扩散, Ni 原子也向 Ti 粉粒中扩散, 在 Ti 粉粒与 Ni 粉粒接触处就形成了 Ti、Ni 互溶区。根据 Ti-Ni 二元系相图^[16], 当 Ti/Ni 摩尔比为 75: 25, 且达到该二元系共晶温度 942 $^{\circ}\text{C}$ 时, 互溶区开始熔化。互溶区的平均 Ti/Ni 摩尔比为 73.71: 26.29, 与 Ti-Ni 二元系共晶点的组成一致。Dunmead 等^[14] 认为 TiC-Ni 系自蔓延高温合成机理为溶解-析出机制, 但并不清楚溶液的类型及形成方式。燃烧反应过程中显微组织演变的观察结果显示, 由于 Ti、Ni 粉粒间的固态扩散导致其熔点降低, 因而 Ni 粉粒并非在温度达到熔点后才开始熔化, 而是在远低于 Ni 熔点的温度熔化, 形成局部的 Ti-Ni 溶液。

在溶解-析出过程中, Ti 粉粒和 Ni 粉粒的尺寸由于不断溶解而逐渐减小, 在达到 Ni 的熔点时, 残留的 Ni 粉粒已熔化, 但在此之前, Ti 粉粒已完全溶解而消失。这是由于不同的晶体结构导致 Ti 的溶解速率明显快于 Ni 的溶解速率。Ni、C 原子向 Ti 粉粒表层扩散导致 Ti 粉粒熔点降低而溶解; Ti、C 原子向 Ni 粉粒表层扩散导致 Ni 粉粒熔点降低而溶解。由于 Ti 在 882 ~ 1 672 $^{\circ}\text{C}$ 为体心立方结构, 而 Ni 为面心立方结构, 原子在体心立方中的

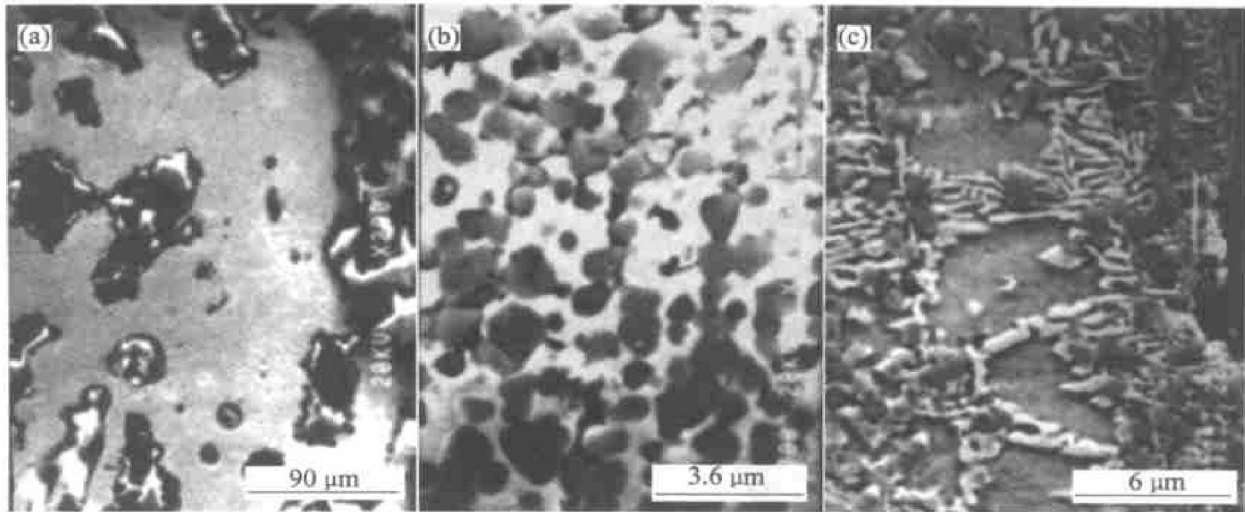


图7 燃烧合成产物的SEM像

Fig. 7 SEM micrographs showing combustion-synthesized product

- (a) —Lower magnification SEM photograph of combustion-synthesized product;
 (b) —Microstructure of combustion-synthesized product;
 (c) —Some incomplete reaction regions in combustion-synthesized product

扩散快于在面心立方中的扩散，故Ti粉粒的溶解过程进行较快。其次，从Ti-Ni二元系相图^[16]可知，靠近Ti一侧共晶温度是942℃，而靠近Ni一侧共晶温度是1304℃，较低的共晶温度也有利于Ti粉粒的溶解。

3.2 反应的不完全性

显微组织观察及XRD检测结果都表明，燃烧反应是不完全的。一方面，粘结TiC粒子的主要是Ni₃Ti和少量的Ni；另一方面，产物中存在少量的共晶组织。这主要是由于实验中使用了较粗的Ti粉和Ni粉，而导致反应温度偏低，同时，凝固速度快也是原因之一。

较粗的Ti粉和Ni粉增加了原子扩散的距离，这样，在Ti、Ni粉粒溶解和熔化后所形成的熔体中，Ti、C、Ni含量的分布并不均匀，在靠近Ti粉粒周围的溶液中，Ni含量较低，而在靠近Ni粉粒的溶液中，Ti含量较低。从而导致了Ni粉粒熔化后的富Ni溶液形成共晶体组织，但TiC粒子周围的粘结相并非全是Ni，主要是过渡相Ni₃Ti，配料中的C除了与Ti反应生成TiC外，多余的C主要固溶于Ni₃Ti中。

4 结论

1) Ti-C-Ni体系自蔓延高温合成反应起始于Ti-Ni溶液的形成，反应过程中TiC的形成可用溶解-

析出机制描述。C、Ni、Ti原子逐渐向Ti-Ni溶液中溶解，当溶液中的Ti和C浓度达到饱和时，从中析出TiC颗粒，同时形成粘结TiC颗粒的基体。

2) 反应具有不完全性。粘结TiC颗粒的基体主要是Ni₃Ti和少量的Ni，产物中残留少量Ni₃Ti₂与NiTi的共晶体。这种不完全性主要是由于使用了较粗的Ni粉和Ti粉，导致反应温度偏低，同时，凝固速度快也是原因之一。

REFERENCES

- [1] Munir Z A, Tamburini U A. Self-propagating exothermic reactions: the synthesis of high-temperature materials by combustion[J]. *Mater Sci Rep*, 1989, 3(7, 8): 277-365.
- [2] Choi Y, Mullins M E, Wijayatileke K, et al. Fabrication of metal matrix composites of TiC-Al through self-propagating synthesis reaction[J]. *Metall Trans*, 1992, 23A(9): 2387-2392.
- [3] Brinkman H J, Zupanic F, Duszczek J, et al. Production of Al-Ti-C grain refiner alloys by reactive synthesis of elemental powders: part I. reactive synthesis and characterization of alloys[J]. *J Mater Res*, 2000, 15(12): 2622-2627.
- [4] FAN Q C, CHAI H F, JIN Z H. Mechanism of combustion synthesis of TiC-Fe cermet[J]. *J Mater Sci*, 1999, 34(1): 115-122.
- [5] FAN Q C, CHAI H F, JIN Z H. Microstructural evolution of the titanium particles in the in-situ composition of TiC-Fe by the combustion synthesis[J]. *J Mater Process Tech*, 1999, 96(1): 102-107.

- [6] FAN Q C, CHAI H F, JIN Z H. Role of iron addition in combustion synthesis of TiC-Fe cermet [J]. *J Mater Sci*, 1997, 32(16): 4319 - 4323.
- [7] FAN Q C, CHAI H F, JIN Z H. Formation of layer-shaped pores in TiC-Fe cermet by combustion synthesis [J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2001, 11(5): 760 - 763.
- [8] Choi Y, Rhee S W. Effect of aluminium addition on the combustion reaction of titanium and carbon to form TiC [J]. *J Mater Sci*, 1993, 28(24): 6669 - 6675.
- [9] Gotman I, Koczak M J. Fabrication of matrix in-situ composites via self-propagating synthesis [J]. *Mater Sci And Eng A*, 1994, 187(2): 189 - 199.
- [10] Lee W C, Chung S L. Ignition phenomena and reaction mechanisms of the self-propagating high-temperature synthesis reaction in the titanium-carbon-aluminum system [J]. *J Amer Ceram Soc*, 1997, 80(1): 53 - 61.
- [11] ZHANG X H, HAN J C, DU S Y, et al. Microstructure and mechanical properties of TiC-Ni functionally graded materials by simultaneous combustion synthesis and compaction [J]. *J Mater Sci*, 2000, 35(8): 1925 - 1930.
- [12] ZHANG Y M, HAN J C, ZHANG X H, et al. Rapid prototyping and combustion synthesis of TiC/Ni functionally graded materials [J]. *Mater Sci And Eng A*, 2001, 299(2): 218 - 224.
- [13] Han J C, Zhang X H, Wood J V. In-situ combustion synthesis and densification of TiC-xNi cermets [J]. *Mater Sci And Eng A*, 2000, 280(3): 328 - 333.
- [14] Dunmead S D, Readey D W, Semler C E, et al. Kinetics of combustion synthesis in the Ti-C and Ti-C-Ni systems [J]. *J Amer Ceram Soc*, 1989, 72(12): 2318 - 2324.
- [15] Wong J, Larson E M, Holt J B, et al. Time-resolved X-ray diffraction study of solid combustion reactions [J]. *Science*, 1990, 249(4975): 1406 - 1409.
- [16] Baker H. *ASM Handbook (Vol. 3): Alloy Phase Diagram [M]*. Materials Park, OH: ASM, 1992. 326.
- [17] Choi Y, Lee J K, Mullins M E. Densification process of TiC_x-Ni composites formed by self-propagating high-temperature synthesis reaction [J]. *J Mater Sci*, 1997, 32(7): 1717 - 1724.
- [18] Mishra S K, Das S K, Ray A K, et al. Effect of nickel on sintering of self-propagating high-temperature synthesis produced titanium carbide [J]. *J Mater Res*, 1999, 14(9): 3594 - 3598.
- [19] FAN Q C, CHAI H F, JIN Z H. Microstructural evolution during combustion synthesis of TiC-Fe cermet [J]. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 1999, 9(2): 286 - 291.

(编辑 李艳红)