

具体的反应顺序由各反应的吉布斯自由能决定, 按照物质吉布斯自由能函数法^[6-2]计算的 I、II、IV 反应的吉布斯自由能曲线详见图 58。可知反应 I 更易进行且由于反应 IV 的存在 TiB_2 不能稳定的存在, 即便能够生成也很快与 Ti 反应生成 TiB。因此, I ~ IV 界面反应的最终结果是生成 TiB 与 TiC 并在 B_4C 颗粒周围富集形成反应层, 该反应层的存在既能阻碍 [B]、[C]、[Ti] 的传输, 导致 Ti/ B_4C 界面反应终止, 又能作为 TiB、TiC 形核析出的晶核, 促进 B_4C 周围 TiB、TiC 增强相的析出。

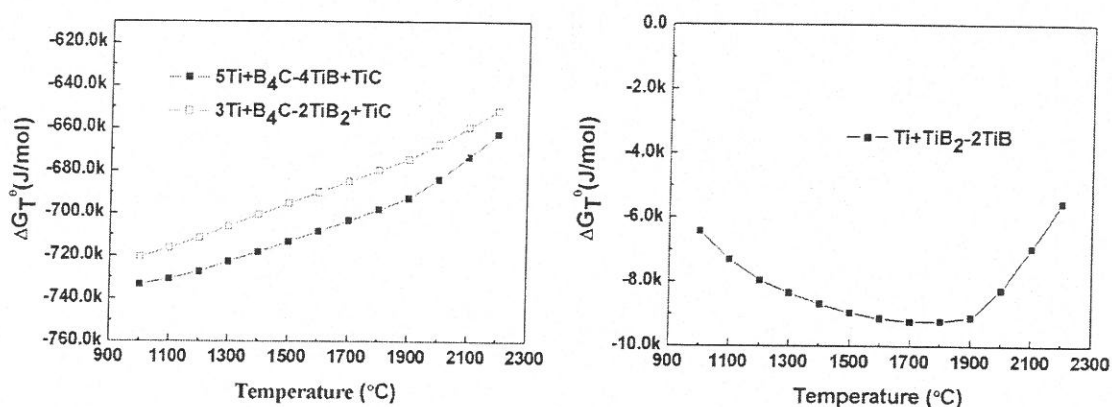


图 58 I、II、IV 反应的摩尔吉布斯自由能随温度的变化

而对于假设 3, 若在进入熔池之前 Ti、 B_4C 原料粉受到激光束的辐照全部或部分熔化, 则这一熔化过程可促进 TiB、TiC 的生成并有助于降低残余 B_4C 在复合材料中的含量但并不改变增强相的形核析出机制。

需要指出的是, 激光熔化沉积快速成形过程中熔池区的冷却速度很快, 无论对情况 1 还是情况 2 来说, B_4C 的溶解进行的都不充分, 因此试样中均不同程度的存在残余 B_4C 。另外, 由 Ti- B_4C 体系制备 TiB 和 TiC 增强的钛基复合材料时, 不同增强相含量的复合材料所对应成分点的液相线温度 T_A 不同, 增强相含量越高则 T_A 越高, 同一工艺参数、同等冷速下从熔池的最高温度冷却到 T_A 所需的时间就越短, 因此熔池保持在 T_A 温度以上的时间随增强相含量的提高而降低。熔池处于 T_A 温度以上时间的缩短将直接导致 B_4C 的溶解程度降低, 因此增强相含量越高的复合材料中 B_4C 的溶解程度越低, 由此导致残留 B_4C 的量随增强相含量的提高而增加。因此增强相设计含量偏高的 B3、B4 试样中所残留的 B_4C 明显高于 B2 及 B1 试样, 而过量残余 B_4C 的存在对 B4 棒材试样的显微组织影响最大。

4.2 增强相的生长形态

4.2.1 凝固过程对增强相生长形态的影响

由上一节的分析可知,以 Ti-B₄C 体系通过激光熔化沉积工艺制备的钛基复合材料中 TiB、TiC 增强相的形成及生长机制为形核析出机制。虽然激光熔化沉积过程属于非平衡快速凝固过程,但仍然可以借助 B-C-Ti 三元相图分析复合材料体系的凝固过程。

由 B-C-Ti 三元相图富钛角的液相面投影图(图 57)可知, B1~B4 试样的成分点都非常靠近 TiB+TiC 的共晶反应线,由相图推测 B1~B4 试样的凝固过程为:先析出少量的钛基固溶体 β (B1)、初生 TiB (B2) 或初生 TiC (B3、B4),随后发生 TiB+ β (B1) 或 TiB+TiC (B2~B4) 共晶反应,析出相应的二元共晶相,当温度下降到三元共晶温度时剩余液相以 TiB+TiC+ β 三元共晶方式凝固析出,温度进一步降低时基体钛合金发生 β 转变,生成 α/β 片层状组织(图 59)。

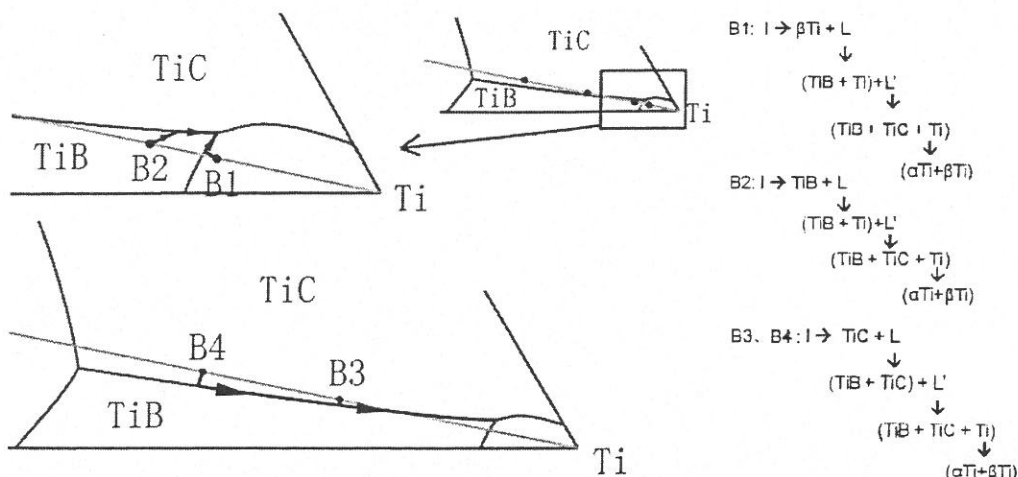


图 59 B1~B4 试样凝固过程示意图

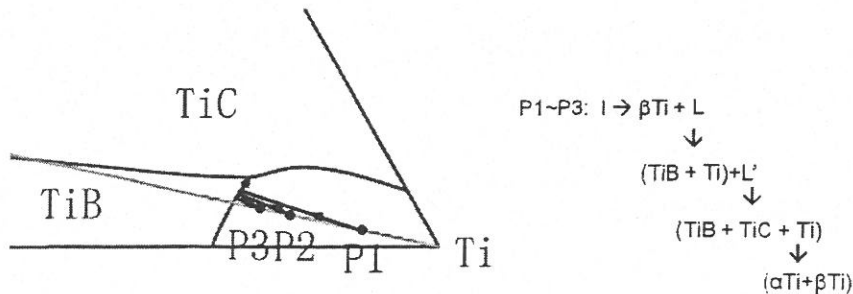


图 60 P1~P3 试样凝固过程示意图

而对于 P1~P3 试样, 其凝固过程为: 先析出钛基固溶体 β , 随后发生 $\text{TiB}+\beta$ 共晶反应, 析出二元共晶相, 当温度下降到三元共晶温度时剩余液相以 $\text{TiB}+\text{TiC}+\beta$ 三元共晶方式凝固析出, 温度进一步降低时基体钛合金发生 β 转变, 生成 α/β 片层状组织 (图 60)。

结合上述凝固过程分析及第三章中显微组织的分析结果可知, B2 试样中的棱柱状 TiB 以及 B3、B4 试样中的不发达枝晶状 TiC 均为初生相。另外, 考虑到 B3、B4 试样中初生 TiC 的生长将受制于在随后凝固过程中析出的 TiB 及 βTi , 因此初生 TiC 不能长成发达的树枝晶而最终表现为不发达的枝晶状。而各试样中的纤维状 TiB 以及 P1~P3 及 B1 试样中的片层状 TiB 均为共晶相。

对于 P1~P3 试样来说, 增强相含量越少则其凝固过程开始后钛基固溶体 β 的先析出量越多, 富 B、C 元素的合金液被钛基固溶体 β 所排斥, 偏聚在原始 β 晶界处, 因此 P1、P2 试样中 TiB 增强相表现出在基体钛合金的枝晶间及晶界富集的形貌。另外, 在激光熔化沉积薄壁板的成形过程中由于基体钛合金的导热性并不突出, 激光束往复扫描所产生的热量累积导致薄壁板内部的温度梯度随板材高度增加而变小, 板材顶端具有较低的温度梯度, 利于钛基固溶体 β 以枝晶状凝固, 最终形成 P1 试样顶部区域特殊的显微组织形态。

4.2.2 晶体结构对增强相生长形态的影响

除受凝固过程的影响外, 增强相生长形态还受到增强相本身晶体结构的影响。对于 TiB 增强相, 其属于斜方晶系, 具有 B27 结构 (图 61a), B 原子之间存在共价键, 形成一个平行于 $[010]$ 方向的 Z 形 B-B 单链^[63], 根据周期键链理论, 在晶体的生长过程中生长界面的法向生长速率随着键合能的增加而提高^[64], 而 $\text{TiB}[010]$ 方向上的 B-B 共价键键合能最高, 因此沿这一方向的生长速度最快, 易于形成纤维状。

另有研究指出, 晶体生长过程中由于边角效应的存在使边角部分热与溶质扩散得更快, 因此边角处的动力学过冷度要比平面中心处大, 边角处先形成台阶并以一定速度 R 向晶面内部扩展。根据棱面晶体生长稳定性关系判据:

$$\frac{R \cdot r}{D_l} \leq -\frac{\Delta T}{m_l \cdot C_0 \cdot (1-k)} \quad (4.1)$$

其中 R 为生长速度, r 为棱面晶体近似半径, D_l 为溶质在液相中的扩散系数, ΔT

为过冷度, m_l 为液相线斜率, C_0 为溶质浓度, k 为平衡系数。如果生长速度 R 大于或等于式 4.1 中的 R 值, 则生长速度将受扩散程度的限制, 平棱面将变得不稳定。

TiB 晶体生长期间[010]方向的生长速度 R 很快, 随着(010)晶面半径 r 的增大, 受边角效应的影响, (010)晶面中心与边角部的热与溶质扩散能力相差越来越多, 当(010)晶面尺寸超过某一临界值时, 中心处的热扩散以及溶质扩散能力将下降到不能维持台阶生长继续进行(晶面中心的动力学过冷度趋于零, 台阶停止生长), (010)晶面破开。与中心相比, 由于(010)晶面边角处的热扩散及溶质扩散更容易, 且 TiB 具有沿[010]方向快速生长的特性, 因此 TiB 晶体优先在边角处沿[010]方向快速生长, 最终表现为空心棱柱状。对于横截面即(010)晶面直径较小的 TiB 纤维, 由于其生长过程中的(010)晶面较小, 晶面前沿的固-液界面上难以形成大的扩散过冷, 因此不容易长成空心管状^[65]。

对于 TiC 增强相, 其属于立方晶系, 具有 NaCl 型对称结构^[66] (图 61b)。一方面, 从溶质浓度较低的熔体中(例如增强相体积分数为 9、11%的复合材料中)形核析出时易于形成对称结构, 表现为颗粒状, 此时表面能最低。另一方面, 根据成分过冷的判据^[67]:

$$\frac{G}{R} < \frac{m \cdot C_0}{D} \cdot \frac{1 - K_0}{K_0} \quad (4.2)$$

其中 G 为温度梯度, R 为凝固速度, m 为液相线斜率, K_0 为平衡分配系数, C_0 为合金成分。在激光熔化沉积这一非平衡快速凝固过程中, 较大的凝固速度和较高的溶质浓度(例如在增强相体积分数为 22、57%的 B3、B4 复合材料试样中)都有利于产生成分过冷, 从而使 TiC 的生长形态表现为枝晶状。

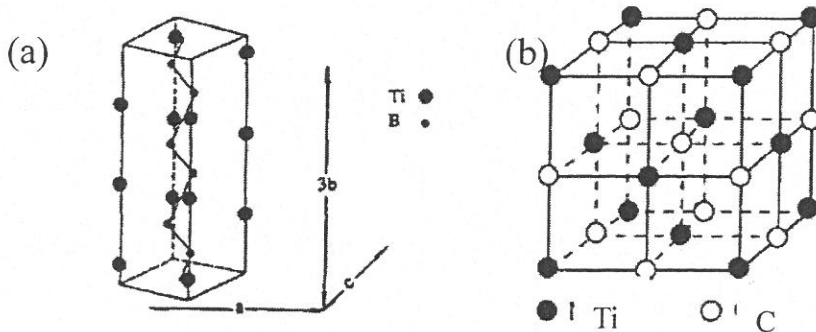


图 61 增强相的晶体结构示意图, TiB unit cell (B27) (a), TiC unit cell (b)

4.3 棒材显微组织不均匀性及形成机理

棒材显微组织的不均匀性主要表现在以残余 B_4C 为球心，周围存在直径约 $100\mu m$ 的球形影响区，在 B1、B2 试样中 B_4C 影响区内 TiB 表现为横截面 $1\sim 2\mu m$ ，长约 $100\mu m$ 的纤维状并以 B_4C 为中心呈发散状生长，TiC 则表现为 $2\sim 4\mu m$ 的颗粒状（图 62a）。而 B3、B4 试样中 B_4C 影响区内的 TiB、TiC 增强相除了表现为纤维状、颗粒状外还可表现为粗大棱柱状和枝晶状（图 62b）。残余 B_4C 在 B4 试样中含量最高，对 B4 棒材试样显微组织的影响也最大。

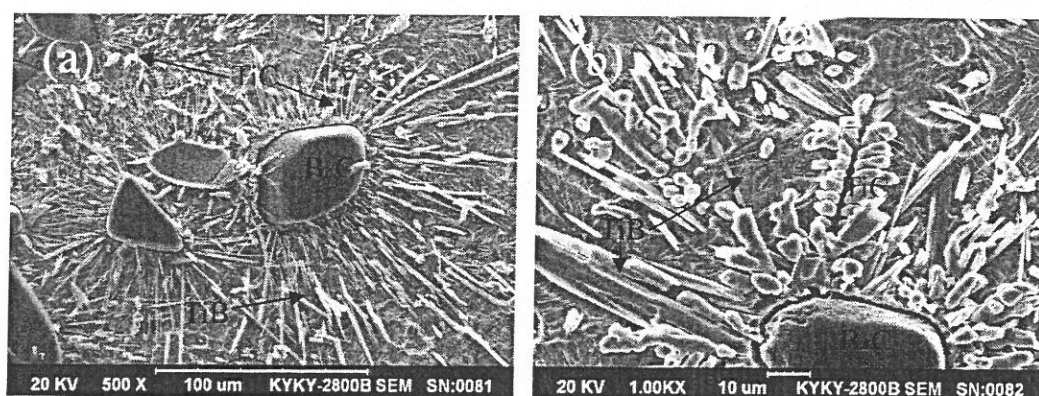


图 62 B_4C 周围的影响区，B1、B2 试样 (a)，B3、B4 试样 (b)

按照 TiB 与 TiC 增强相的形态及残余 B_4C 含量的差别可将 B4 试样划分为靠近外边缘的残余 B_4C 富集区 A，含有少量残余 B_4C 的过渡区 B，以及中心区 C（图 63a、b）。中心区 C 的增强相（TiB+TiC）体积分数测试结果为 57%，比设计值（50%）偏高。

A 区及 B 区内 TiC 均为颗粒状，直径 $2\sim 4\mu m$ ，多数分布在 B_4C 颗粒周围（图 63c），B 区颗粒状 TiC 含量较高且其分布较 A 区均匀（图 63e），而 C 区 TiC 则为枝晶状，分布均匀（图 63h）。此外 A 区 TiB 为纤维状，横截面直径约 $1\mu m$ ，长 $50\sim 60\mu m$ ，以 B_4C 为中心呈辐射状分布（图 63d），B 区 TiB 表现为棱柱状且横截面多为六边形，截面直径 $10\sim 20\mu m$ ，长约 $50\mu m$ （图 63f），C 区 TiB 表现为具有规则多边形截面的粗大棱柱状，截面直径 $40\sim 60\mu m$ ，长约 $100\mu m$ ，取向随机（图 63h）。除顶部的熔池区外，棒材试样沿沉积方向均可划分为上述的三个区域。图 64 为棒材横截面显微组织分布示意图。

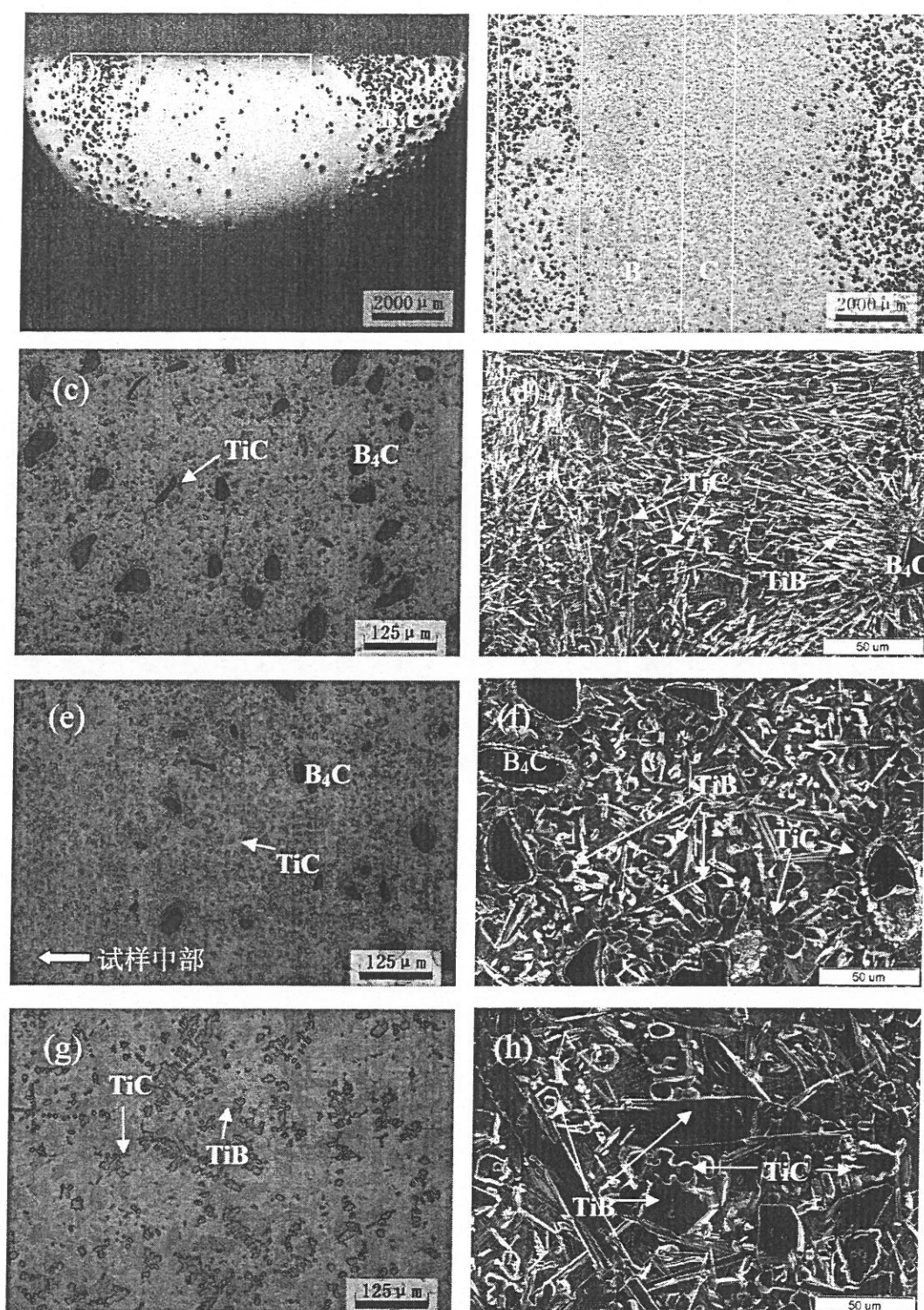


图 63 棒材试样显微组织，垂直于沉积方向的横截面 (a)，平行于沉积方向的纵截面 (b)，A 区 OM 照片 (c)，A 区深腐蚀后 SEM 照片 (d)，B 区 OM 照片 (e)，B 区深腐蚀后 SEM 照片 (f)，C 区 OM 照片 (g)，C 区深腐蚀后 SEM 照片 (h)

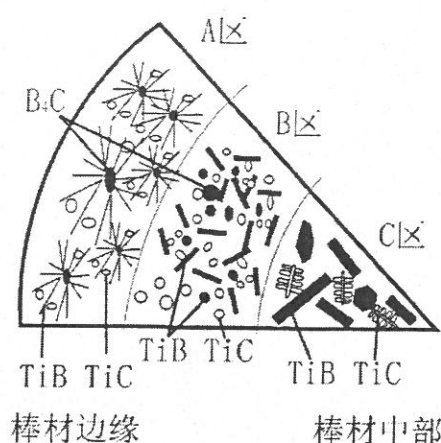


图 64 棒材试样 B4 横截面显微组织分布示意图

上述独特的组织形貌除了受到增强相含量的影响外(4.1 节中已讨论, 残留 B_4C 的量随增强相含量的提高而增加) 还与制备工艺密切相关。在棒材的激光熔化沉积过程中, 随着激光束的连续提升, 直径 4mm 的高能激光束一直照射在复合材料棒材的中心部分, 熔池横截面直径为 11~12mm (图 65)。熔池内各点的温度随着与光斑中心距离的增加而降低, 在同一高度处 C 区~A 区 (图 66) 的温度呈现递减趋势且激光束提升后 C 区在更长的一段时间内将处在较高的温度下。若不考虑熔池内因温度差所导致的对流^[68] (图 65 中沿 1→2→3 方向), 由 C 区至 A 区处于高温状态下的时间递减, 能够维持 B_4C 溶解于合金液的时间递减, 因此 A 区残余 B_4C 含量最高。按照 4.1 节的分析可知, 当温度低于 B4 试样合金元素配比所对应的液相线温度 (T_A) 时, 增强相在残余 B_4C 附近的富[B]、[C]层形核率高, 且在熔池温度低于液相线但高于固相线的这段时间内 B_4C 仍可以通过扩散传质提供少量[B]、[C]供给在富集层生成 TiB 及 TiC 的消耗。大量形核、反应热只能沿以 B_4C 为中心的径向方向散失以及晶体结构决定的沿 [010] 方向快速生长的特性导致 A 区 B_4C 周围 TiB 呈现出以 B_4C 为中心发散生长的形态。但是由于棒材边缘处冷却速度较快, 反应很快终止, TiC 及 TiB 增强相均较细小。与 A 区相比 C 区处于高温下的时间最长, B_4C 能够充分溶解, 因此残余 B_4C 含量最少, 而以形核析出机制长大的 TiB 及 TiC 有足够的时间和充足的溶质形核长大, 分别表现为粗大的棱柱状及枝晶状。处于 A 区及 C 区之间的 B 区在高温状态下所处时间较 A 区长, 较 C 区短。这一区域内 B_4C 溶解较 A 区充分, 则残余 B_4C 较 A 区少, 溶质浓度比 A 区高, 因此 TiC 增强相的含量多于 A 区, TiB 则长大成棱柱状, B_4C 周围的增强相也明显粗化。

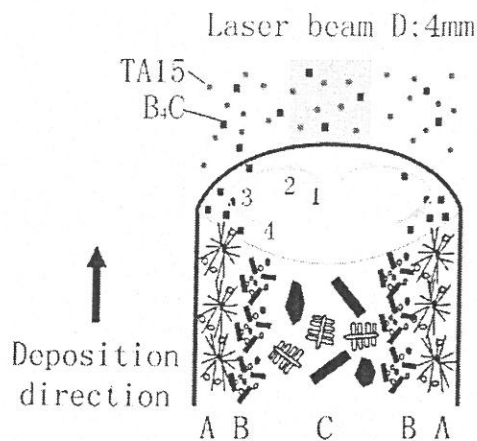
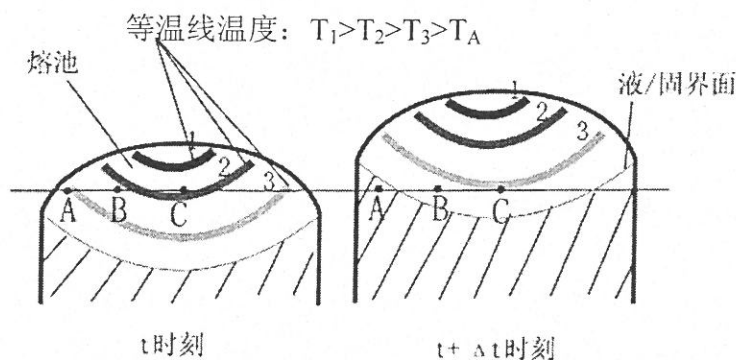


图 65 激光熔化沉积(TiB+TiC)/TA15 钛基复合材料棒材成形过程示意图

图 66 t 时刻与 $t + \Delta t$ 时刻 A、B、C 区的温度变化示意图

若考虑熔池内对流的影响, 熔池中部的 B_4C 颗粒将可能被合金液夹带着向温度较低的棒材边缘移动 (图 65 中 $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$ 方向), 由于合金液的流动性随着温度的降低而减弱, 在到达棒材边缘时合金液将无法继续夹带 B_4C 流动, 促进 B_4C 在棒材的边缘部分富集, 而合金液向熔池底部的回流 (图 65 中 $3 \rightarrow 4$ 方向) 则可为棒材中心区域 (C 区) TiB、TiC 增强相的形成提供更多的溶质元素, 在温度低于 T_A , 增强相开始在 B_4C 周围形核时对流合金液可以夹带初生晶核回流到棒材中部, 促进 C 区增强相析出, 因此试样中心 C 区的增强相 (TiB+TiC) 体积分数较设计值偏高。

第五章 激光熔化沉积(TiB+TiC)/TA15 力学行为

由第三章的 3.4 及 3.5 章节可知,激光熔化沉积钛基复合材料的宏观力学行为可以概括为:室温拉伸过程中复合材料的弹性模量随增强相含量的增加而提高,而抗拉强度及塑性均显著降低,增强相含量超过 11vol.%的钛基复合材料棒材及本实验中各增强相含量的薄壁板试样均表现为宏观脆性断裂。在高温拉伸过程中随测试温度升高,复合材料的塑性提高,但抗拉强度呈下降趋势,且增强相含量越高,复合材料的抗拉强度随温度升高而降低的趋势越不明显。力学行为的变化规律与材料在测试条件下的断裂机理密切相关,为了对上述宏观力学行为给出合理解释,有必要对复合材料室、高温拉伸断裂机理加以分析。

5.1 室温拉伸断裂机理

钛基复合材料棒材 B1~B4 及 P1~P3 试样室温拉伸的断口平齐,颜色灰暗,无颈缩,呈现宏观脆性断裂特征。B1 试样的室温拉伸断口的典型形貌参见图 67,断口中除基体钛合金呈现准解理断裂形貌外还可以观察到许多层片状断裂面(图 67b)。其能谱测试结果如图 68 所示,结合第三章中 B1 试样的显微组织分析结果以及断口亚表面形貌相(图 69)可知,这些层片状断裂面是 B1 试样中的片状 TiB 的解理面。能谱测试结果中 B 含量偏低是由于 TiB 层片厚度过薄(约 $1\mu\text{m}$)所致。此外,在试样的断口及亚表面均没有发现纤维状 TiB 增强相拔出现象,说明纤维状 TiB 与基体的结合紧密,载荷可以通过界面传递到 TiB 增强相,且 TiB 增强相能够充分承载,起到强化效果。

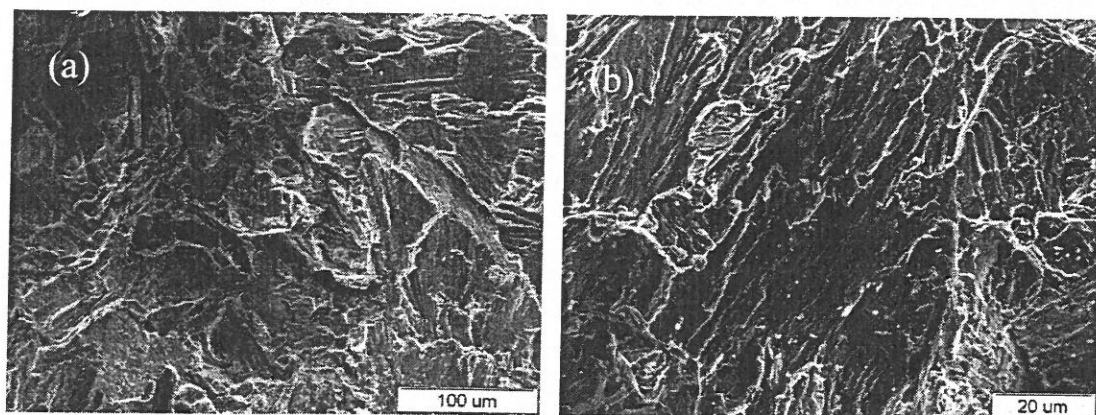


图 67 B1 试样室温拉伸典型断口形貌

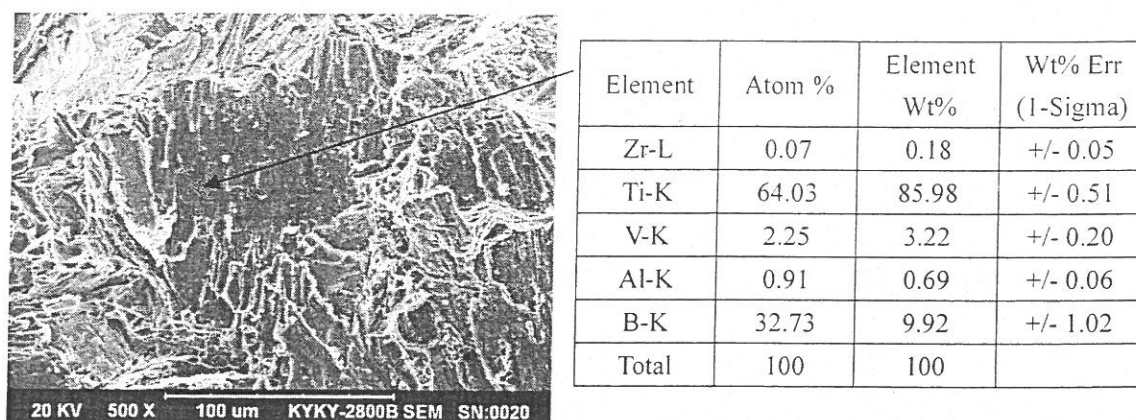


图 68 B1 试样中层片状断裂面的能谱分析结果

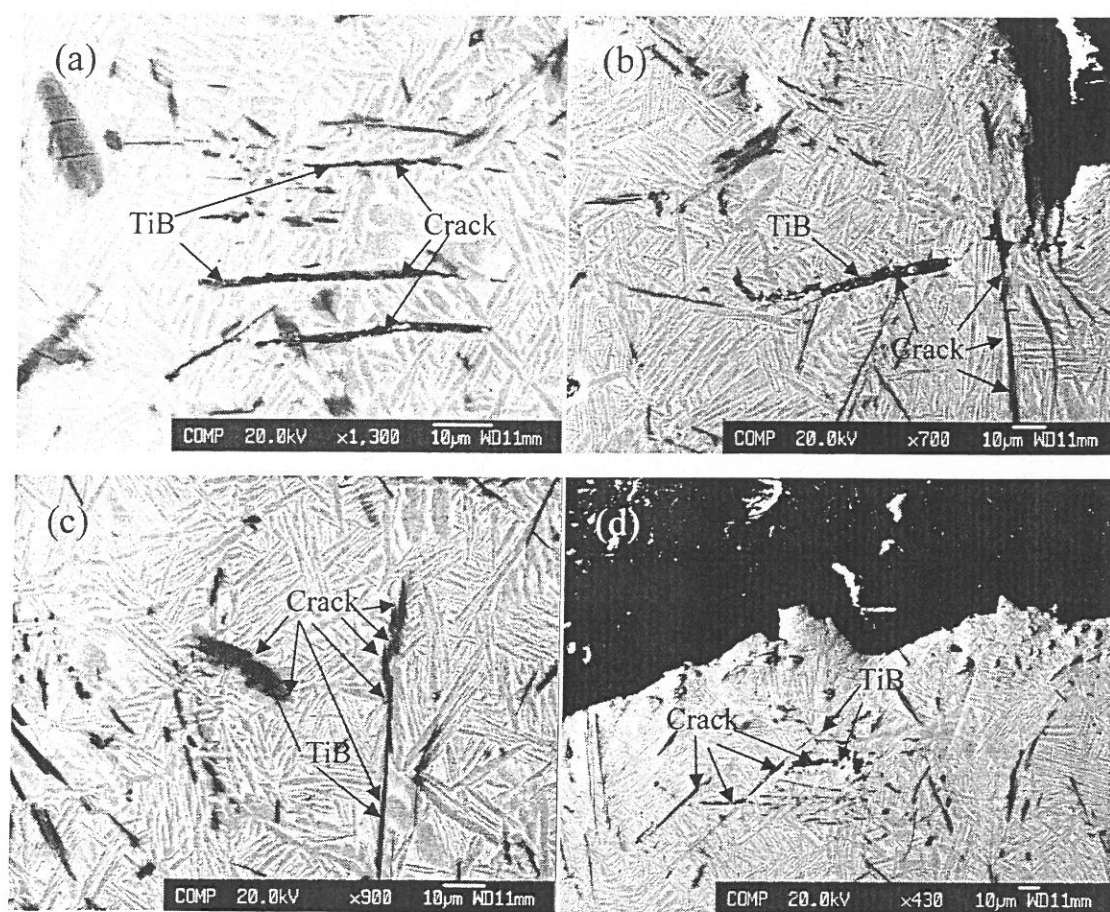


图 69 B1 试样断口亚表面形貌

B2 试样的室温拉伸断口典型形貌参见图 70，与 B1 试样不同，在 B2 试样的断口中可以观察到较多棱柱状 TiB 增强相（横截面直径 5~10μm，长约 200μm）呈现解理断裂形貌（图 70b、c、d），虽然部分 TiB 增强相内部存在裂纹，但其与基体的界面处无开裂，界面干净，结合紧密（图 70c）。由图 70d 中基体钛合金局部的解理河流花样判断裂纹是由断裂的 TiB 增强相向基体方向扩展的^[69]。B2 试样断口亚表面典型形貌

参见图 71, 可知亚表面处 TiB、TiC 增强相中均存在较多近似垂直于主应力方向的裂纹。

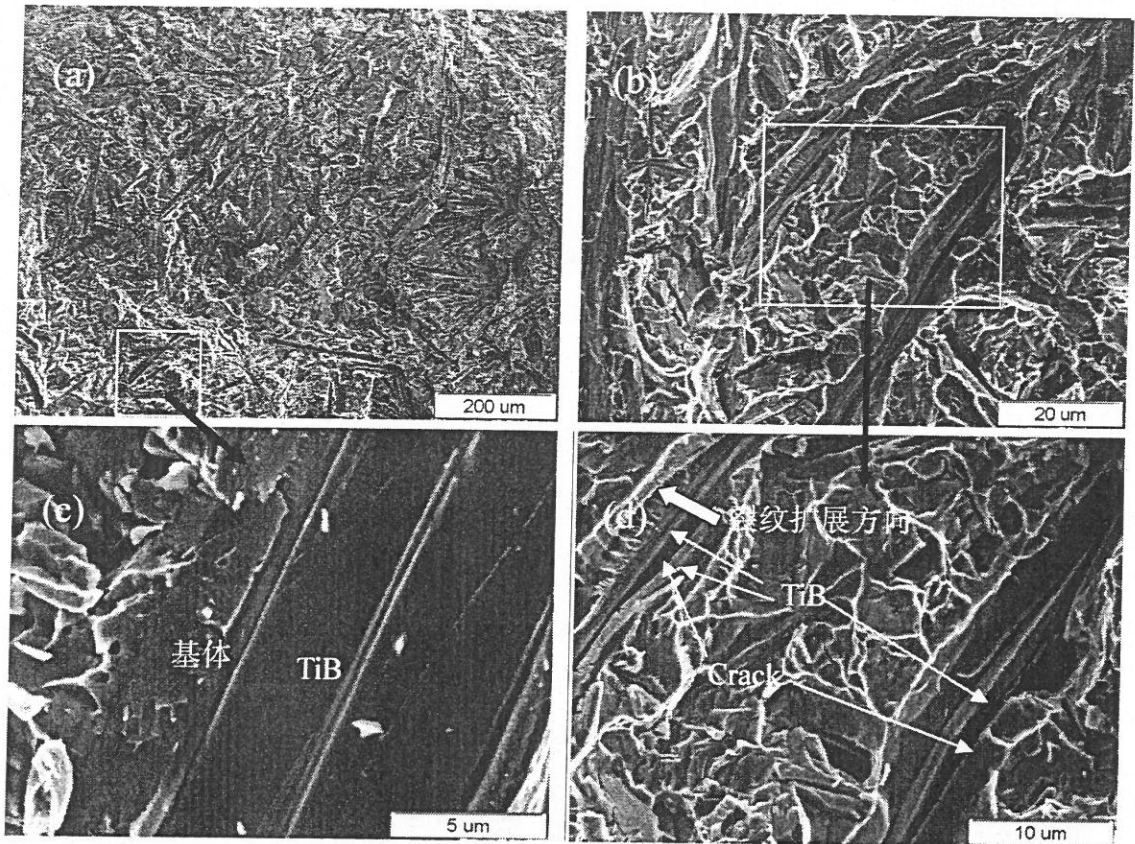
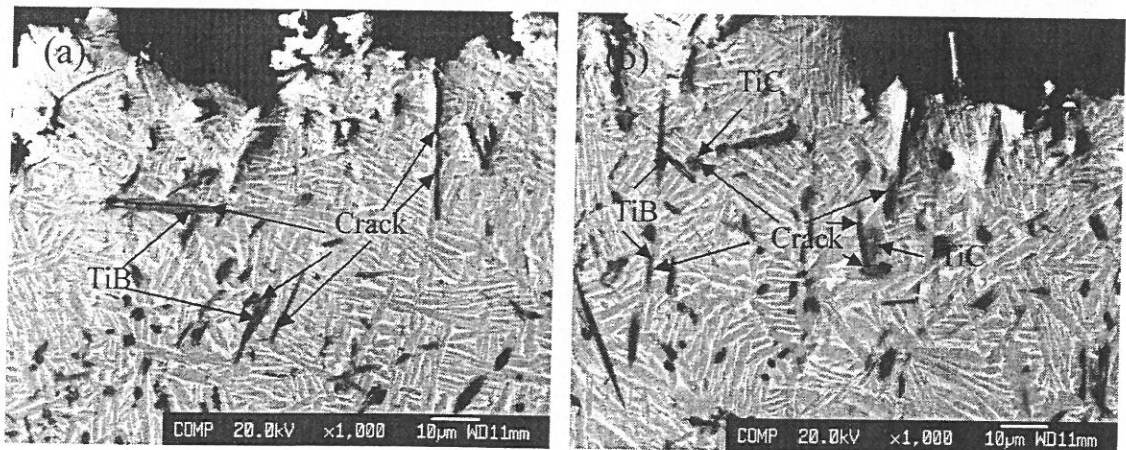


图 70 B2 试样室温拉伸典型断口形貌



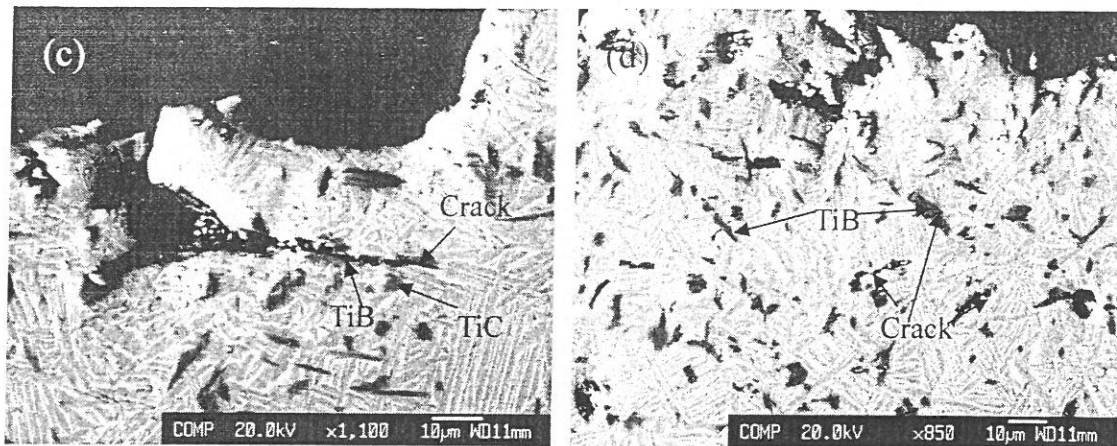
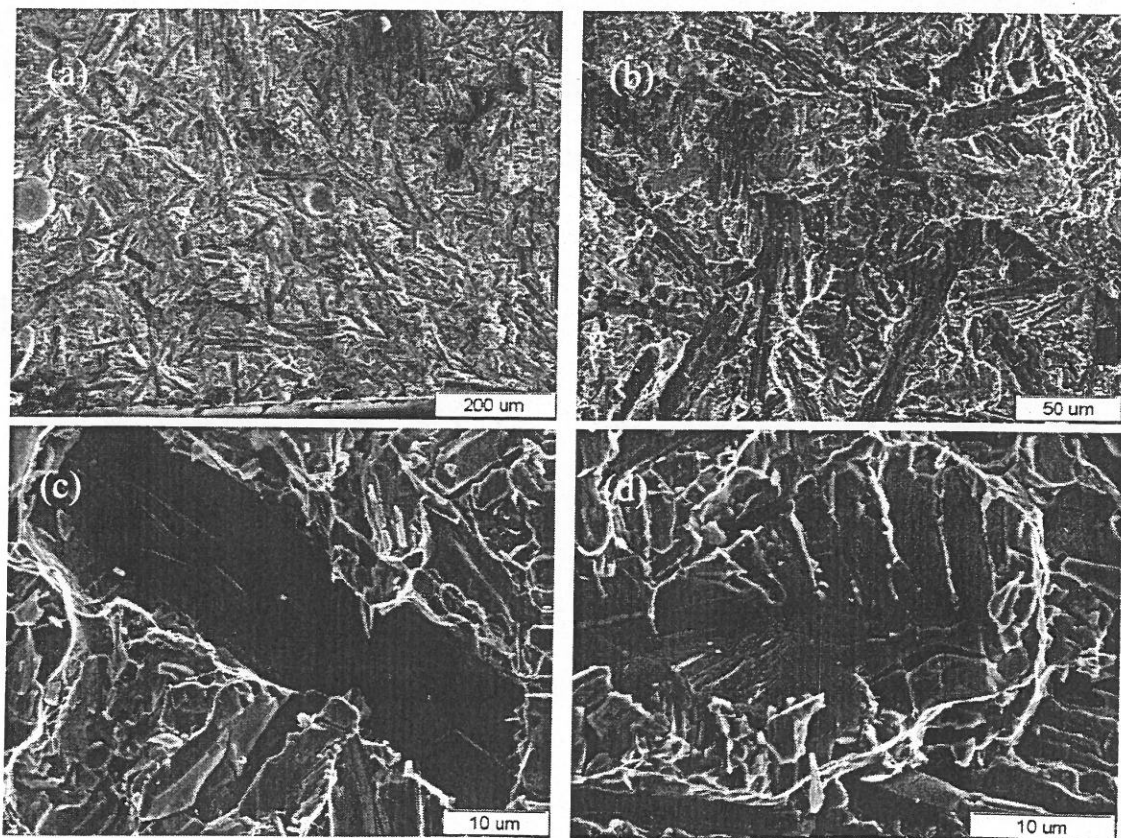


图 71 B2 试样断口亚表面形貌

B3 试样的室温拉伸断口典型形貌参见图 72, 断口中存在较多板条状断面(图 72c)和枝晶状断面(图 72d), 结合能谱测试结果(图 73a、b)、断口亚表面形貌(图 74a、b)以及第三章中关于 B3 试样的显微组织分析结果可知, 板条状断面和枝晶状断面分别为 B3 试样中棱柱状 TiB 增强相及枝晶状 TiC 的解理面。



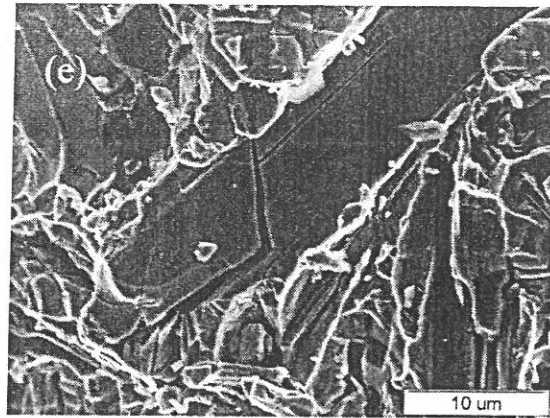
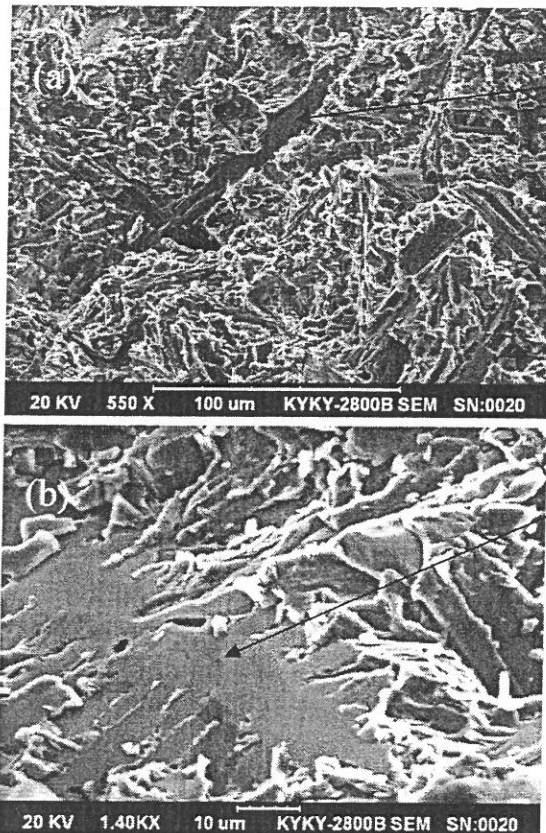


图 72 B3 试样室温拉伸典型断口形貌



Element	Atom %	Element Wt%	Wt% Err (1-Sigma)
Ti-K	54.88	81.39	+/- 0.50
V-K	1.45	2.28	+/- 0.25
Al-K	0.53	0.44	+/- 0.06
Mo-L	0.55	1.63	+/- 0.14
B-K	42.60	14.26	+/- 1.15
Total	100	100	

Element	Atom %	Element Wt%	Wt% Err (1-Sigma)
Ti-K	53.31	80.03	+/- 0.42
V-K	0.37	0.59	+/- 0.13
Al-K	0.97	0.82	+/- 0.06
Zr-L	0.60	1.71	+/- 0.11
C-K	44.75	16.84	+/- 0.60
Total	100	100	

图 73 B3 试样中板条状断面 (a) 及枝晶状断面 (b) 的能谱分析结果

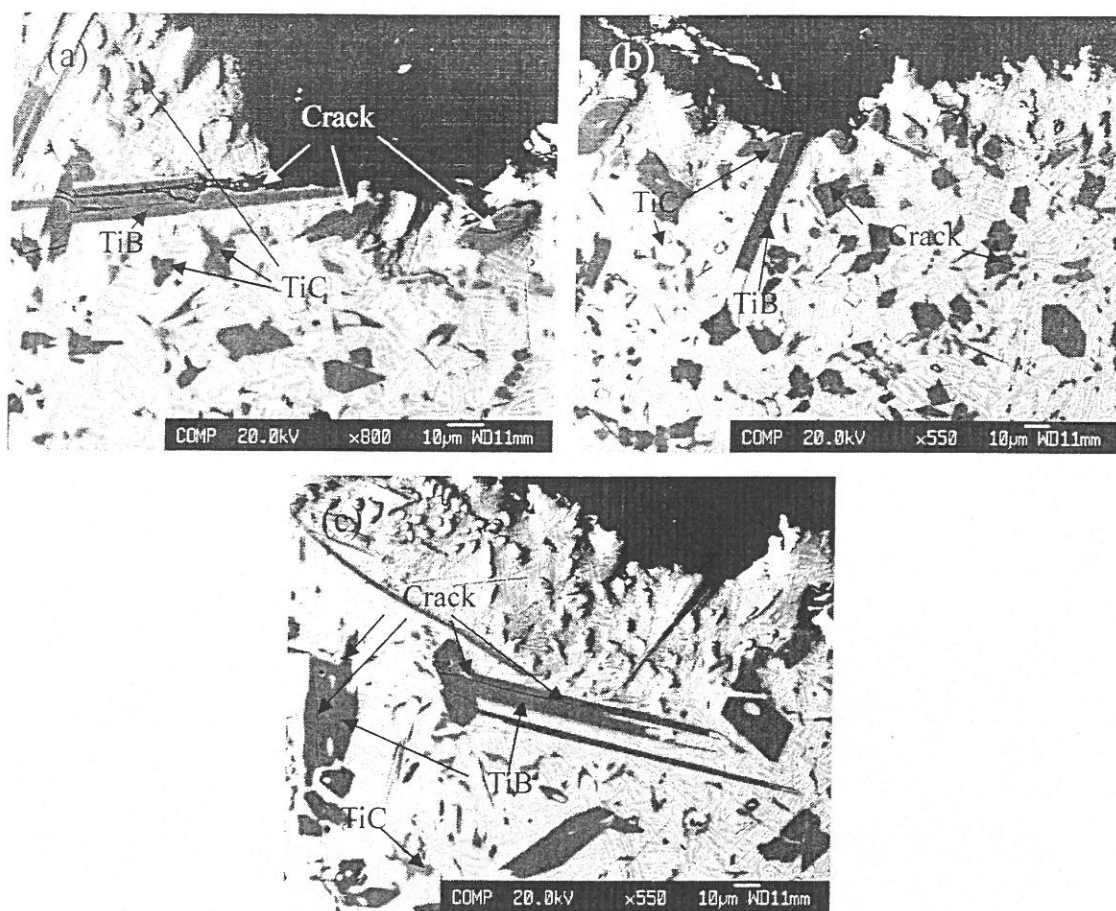
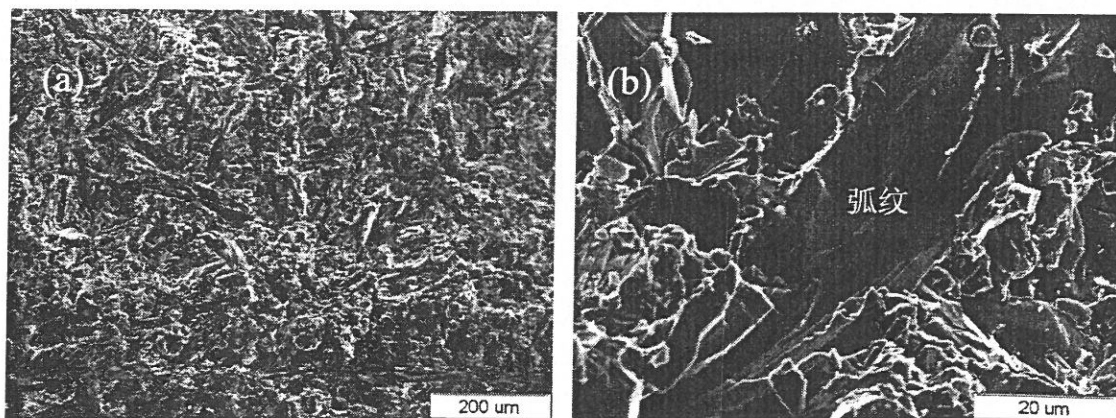


图 74 B3 试样断口亚表面形貌

B4 试样的室温拉伸断口典型形貌参见图 75，结合 B3 试样能谱测试结果以及第三章中显微组织分析及断口亚表面形貌（图 76）可知 B4 试样断口以 TiB 增强相的解理断裂为主，且 TiB 增强相的解理面具有弧纹（图 75b、d）及刃丝（图 75c、d）两种陶瓷单晶脆性解理断裂的特征^[70]。



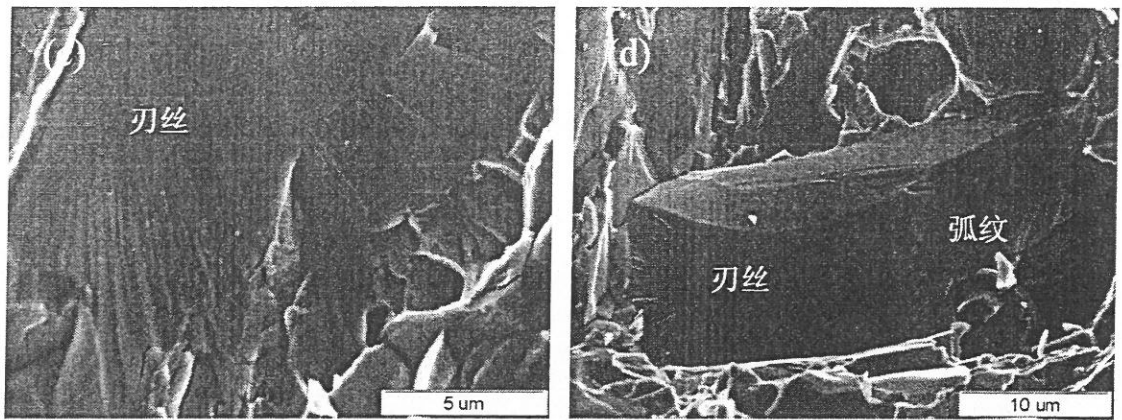


图 75 B4 试样室温拉伸典型断口形貌

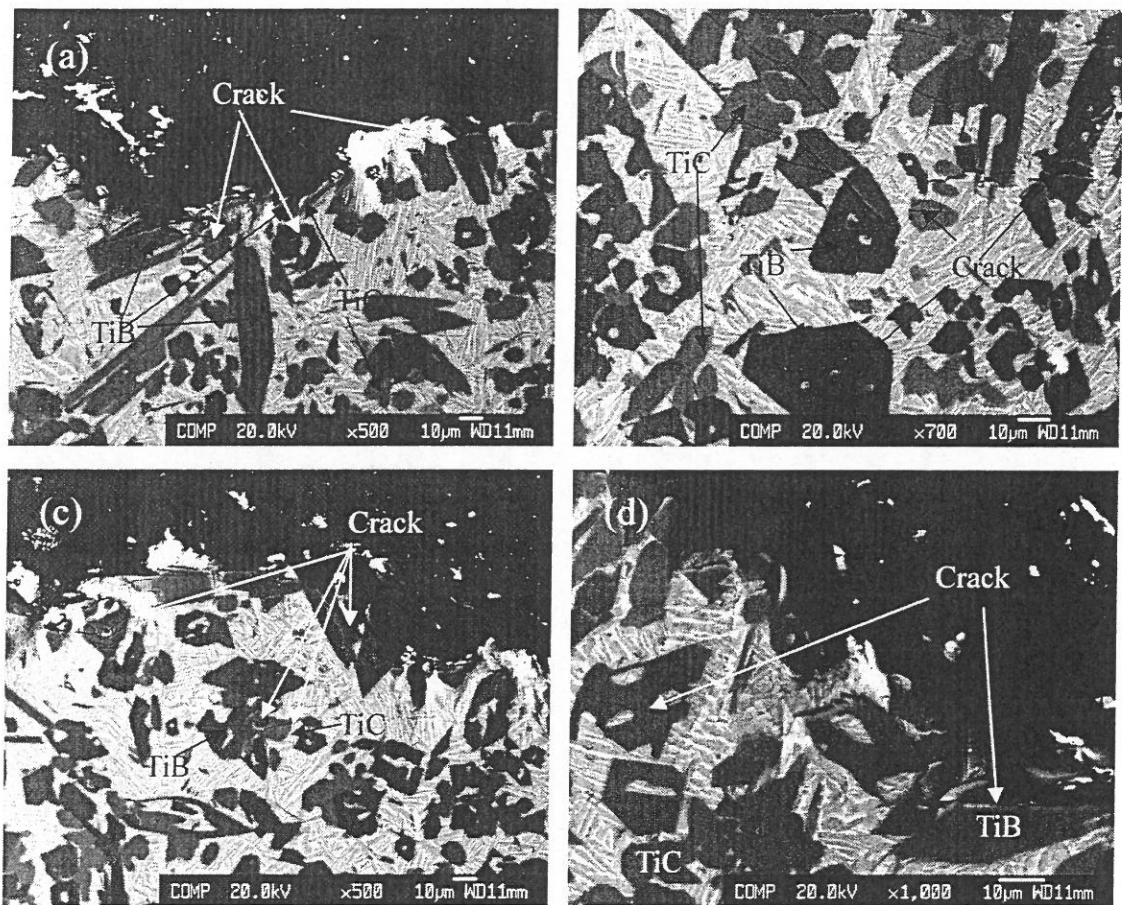


图 76 B4 试样断口亚表面形貌

对于增强相含量相近的 P1~P3 试样，其室温拉伸断口形貌相似（图 77~图 79），除了基体钛合金具有解理断裂的特征外，断口中还可以观察到大量层片状断面和板条状断面。结合能谱测试结果（图 80a、b）、断口亚表面形貌以及显微组织分析结果可知，层片状断面和板条状断裂面分别为层片状 TiB 以及纤维状 TiB 的解理面。与 B1~B4

棒材试样相比, P1~P3 试样的断口亚表面(图 81)仅能观察到少量 TiB 增强相中存在裂纹,说明增强相中形成裂纹后在较短的时间内就扩展到基体钛合金中,导致材料瞬时失效断裂。

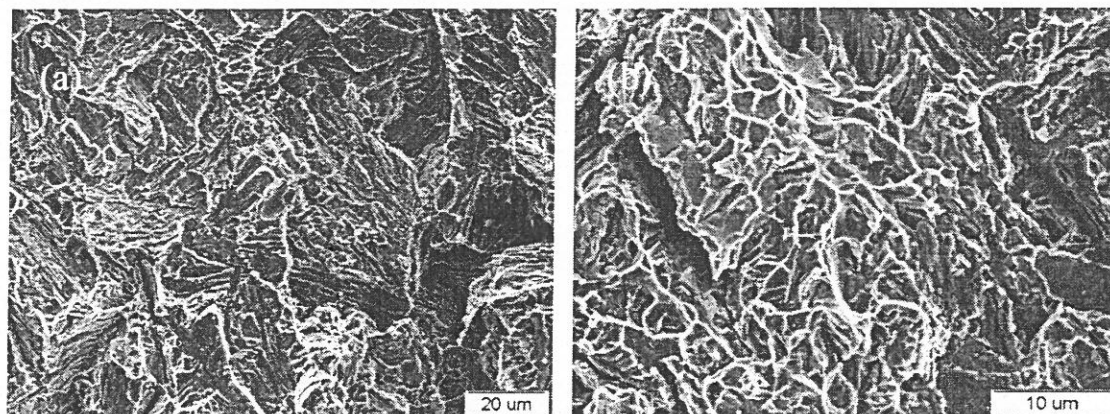


图 77 P1 试样室温拉伸典型断口形貌

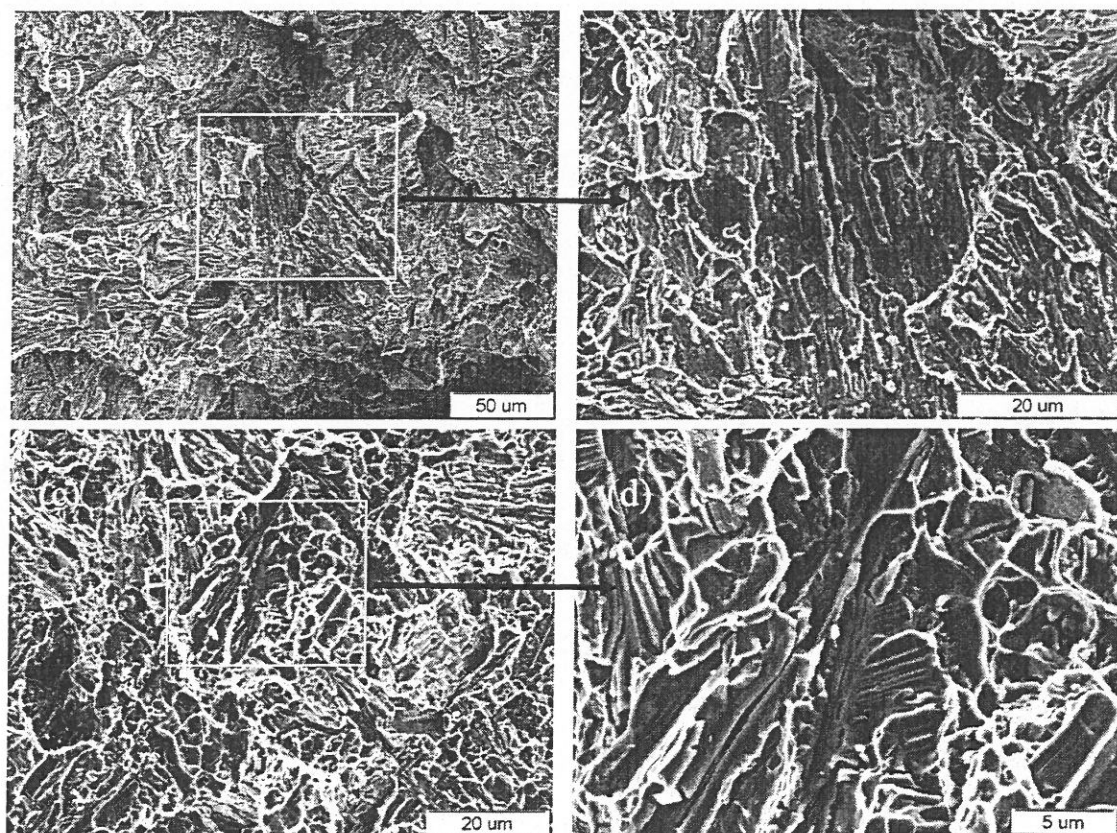


图 78 P2 试样室温拉伸典型断口形貌

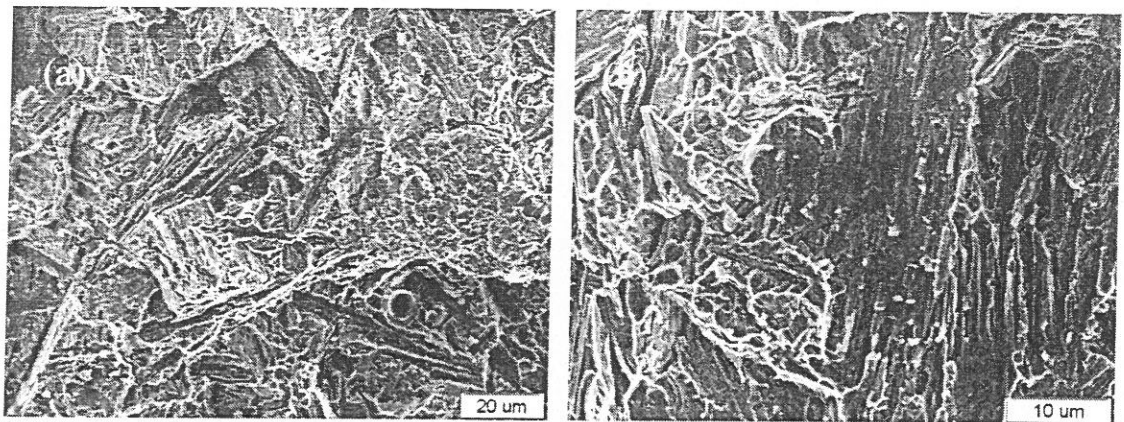
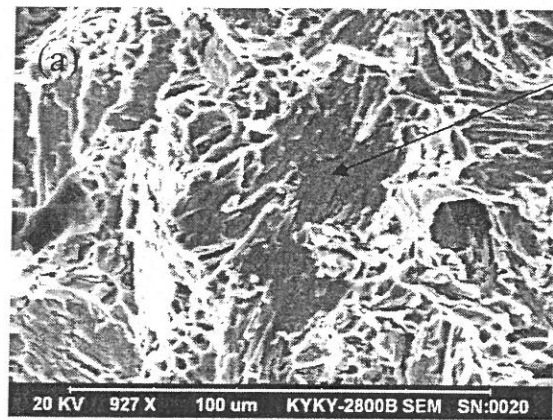
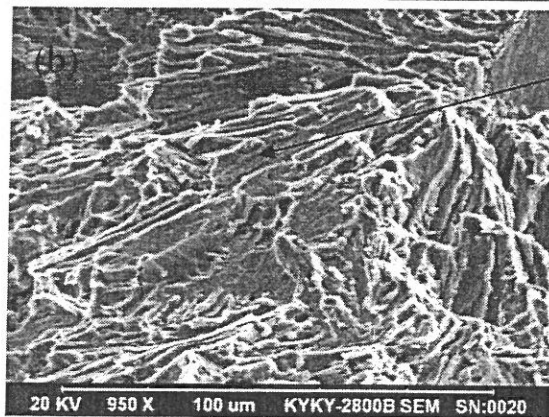


图 79 P3 试样室温拉伸典型断口形貌



Element	Atom %	Element Wt%	Wt% Err (1-Sigma)
Al-K	6.60	5.08	+/- 0.16
Ti-K	58.88	80.37	+/- 0.59
V-K	1.75	2.53	+/- 0.32
B-K	31.95	9.84	+/- 1.45
Mo-L	0.31	0.86	+/- 0.18
Zr-K	0.51	1.32	+/- 0.17
Total	100	100	



Element	Atom %	Element Wt%	Wt% Err (1-Sigma)
B-K	35.86	11.37	+/- 1.30
Al-K	5.10	4.03	+/- 0.14
Ti-K	55.97	78.61	+/- 0.55
V-K	1.95	2.91	+/- 0.29
Mo-L	0.60	1.70	+/- 0.24
Zr-L	0.52	1.38	+/- 0.25
Total	100	100	

图 80 P1~P3 试样层状断面 (a) 及板条状 (b) 的能谱测试结果

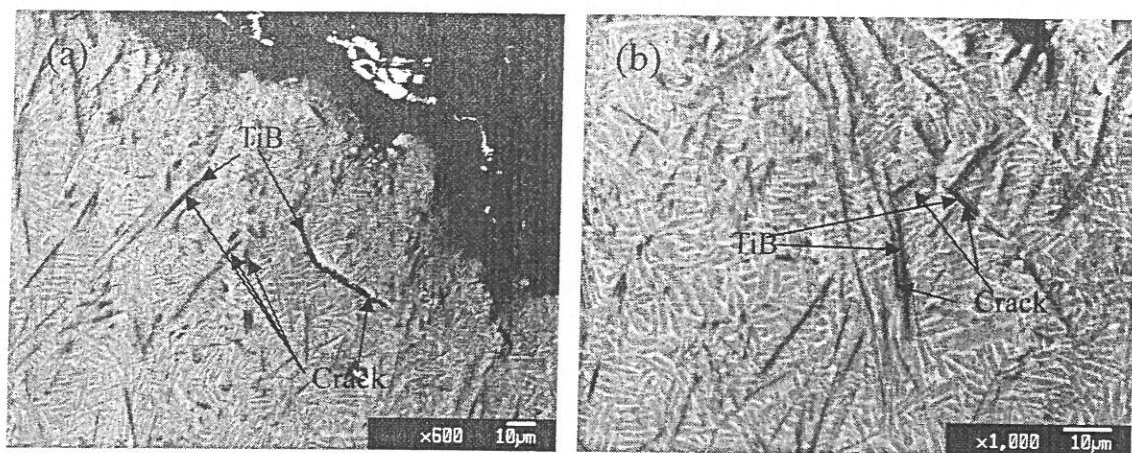


图 81 P1~P3 试样断口亚表面典型形貌

综上所述, 激光熔化沉积 (TiB+TiC)/TA15 钛基复合材料在室温拉伸过程中的断裂过程可以描述为:

首先, 拉伸过程初始阶段随着载荷的增加, 基体钛合金通过界面将载荷传递给 TiB、TiC 增强相, 由于增强相与基体间具有较强的界面结合, 可以充分承载, 因此可以提高复合材料的强度。同时 TiB、TiC 增强相为陶瓷相, 具有较高的弹性模量, 较强的变形抗力, 根据混合定律可知增强相含量越高的复合材料其弹性模量越高, 表现在应力-应变曲线上即为弹性段斜率随增强相含量提高而增加。

随着拉伸实验的进行, 复合材料沿拉伸方向变形量增加, 该变形量一部分由基体承担, 另一部分由增强相承担, 由于增强相在室温下几乎无塑性, 且基体与增强相界面结合强度高, 增强相不能从基体中拔出以缓解局部的应力集中, 因此对增强相含量较高的复合材料来说, 增强相的变形量一旦超过其弹性极限裂纹便从增强相中萌生并快速扩展到基体钛合金中导致材料断裂。这一过程表现在应力-应变曲线上即为增强相含量越高的复合材料越倾向于在低应变水平下脆性断裂。

5.2 高温拉伸断裂机理

高温拉伸实验中 P1~P3 部分试样可观察到明显的颈缩, 呈现出宏观韧性断裂特征。图 82~图 84 分别为 P1~P3 试样在不同实验温度下的断口形貌, 可见随着实验温度的提高, 各试样的塑性均有所提升, 相应断口中韧窝形貌所占的比例有所增加。与室温拉伸断口相比高温拉伸断口中也存在部分片层状 (图 82b, 图 83c、d、图 84b) 及板条状断面 (图 82d, 图 84a、c), 结合室温拉伸断口分析结果以及断口亚表面形貌 (图

85) 可知其分别为片层状 TiB 及纤维状 TiB 的解理断面。此外, 由断口亚表面分析结果可知, 即使在 700℃ 的高温拉伸断口中也没有观察到 TiB 纤维拔出以及界面脱粘现象, 表明增强相与基体有着很高的界面结合强度, 拉伸过程中基体能够充分的把载荷传递给增强相, 增强相能够有效的承受载荷, 有利于提高复合材料的高温强度。

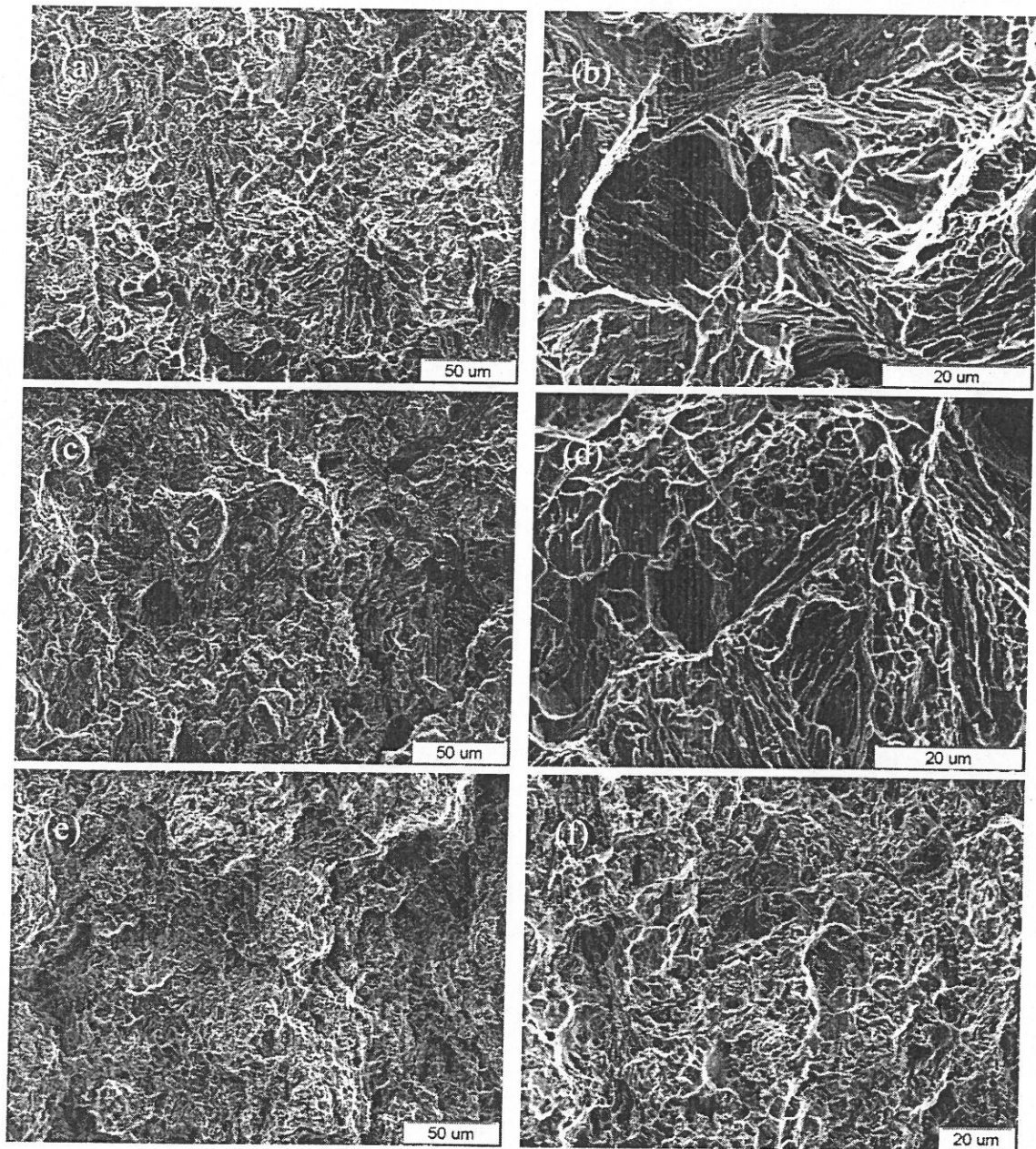


图 82 P1 试样不同实验温度下典型断口形貌, 600℃ (a) (b), 650℃ (c) (d), 700℃ (e) (f)

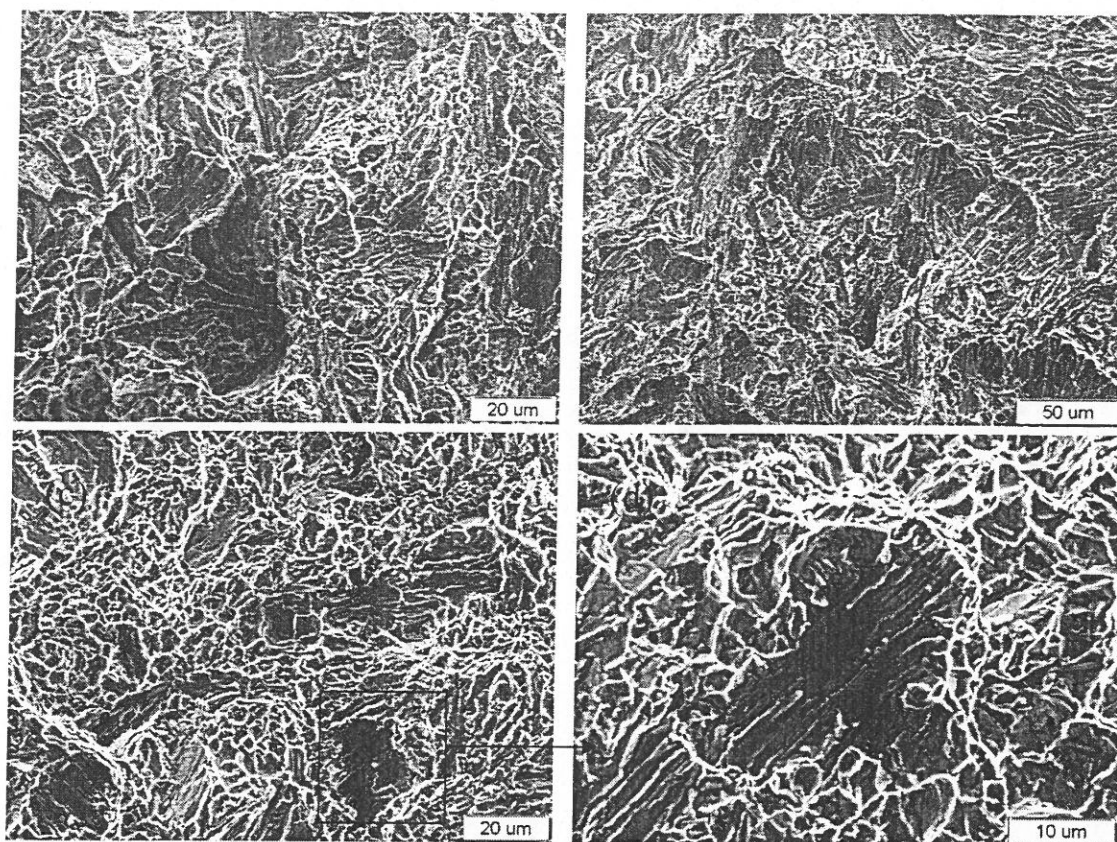


图 83 P2 试样不同实验温度下典型断口形貌, 600℃ (a), 650℃ (b), 700℃ (c) (d)

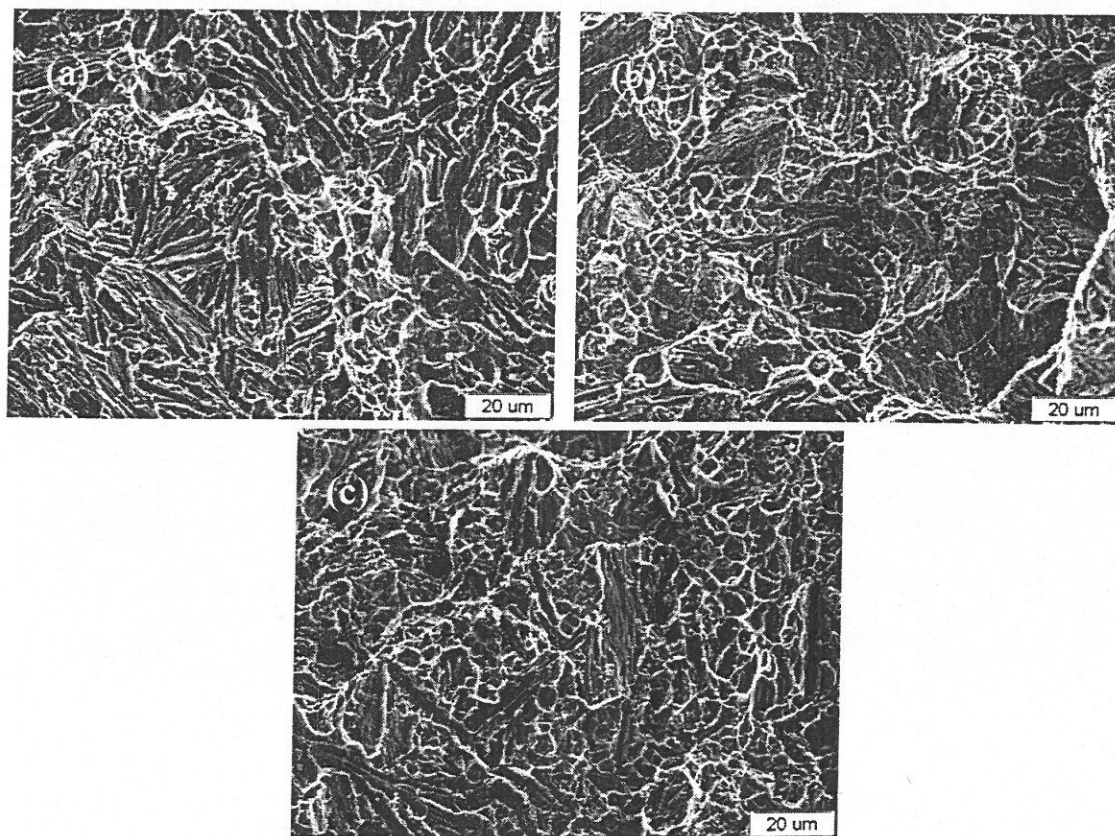


图 84 P3 试样不同实验温度下典型断口形貌, 600℃ (a), 650℃ (b), 700℃ (c)

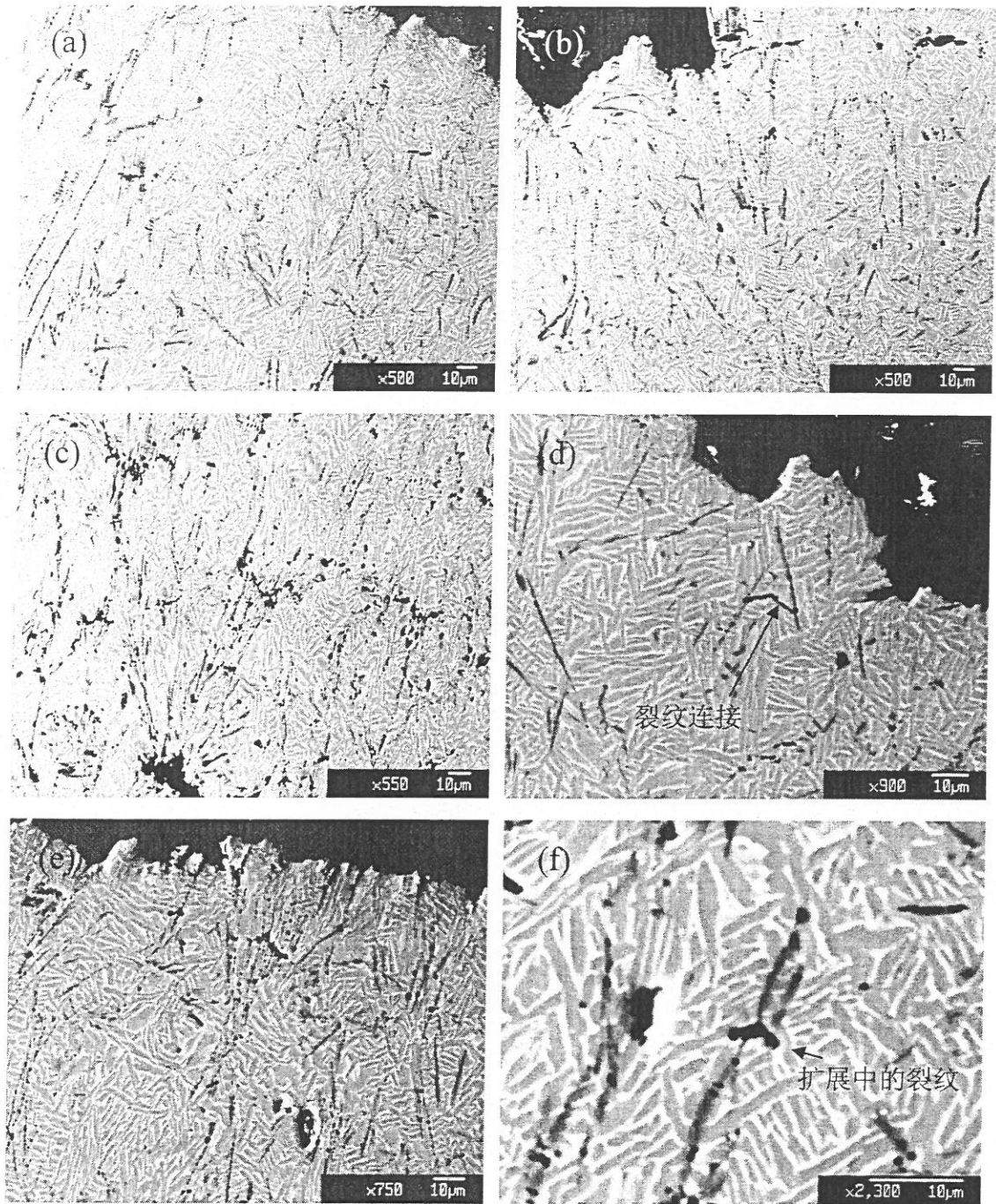


图 85 P1~P3 试样高温拉伸断口亚表面典型形貌

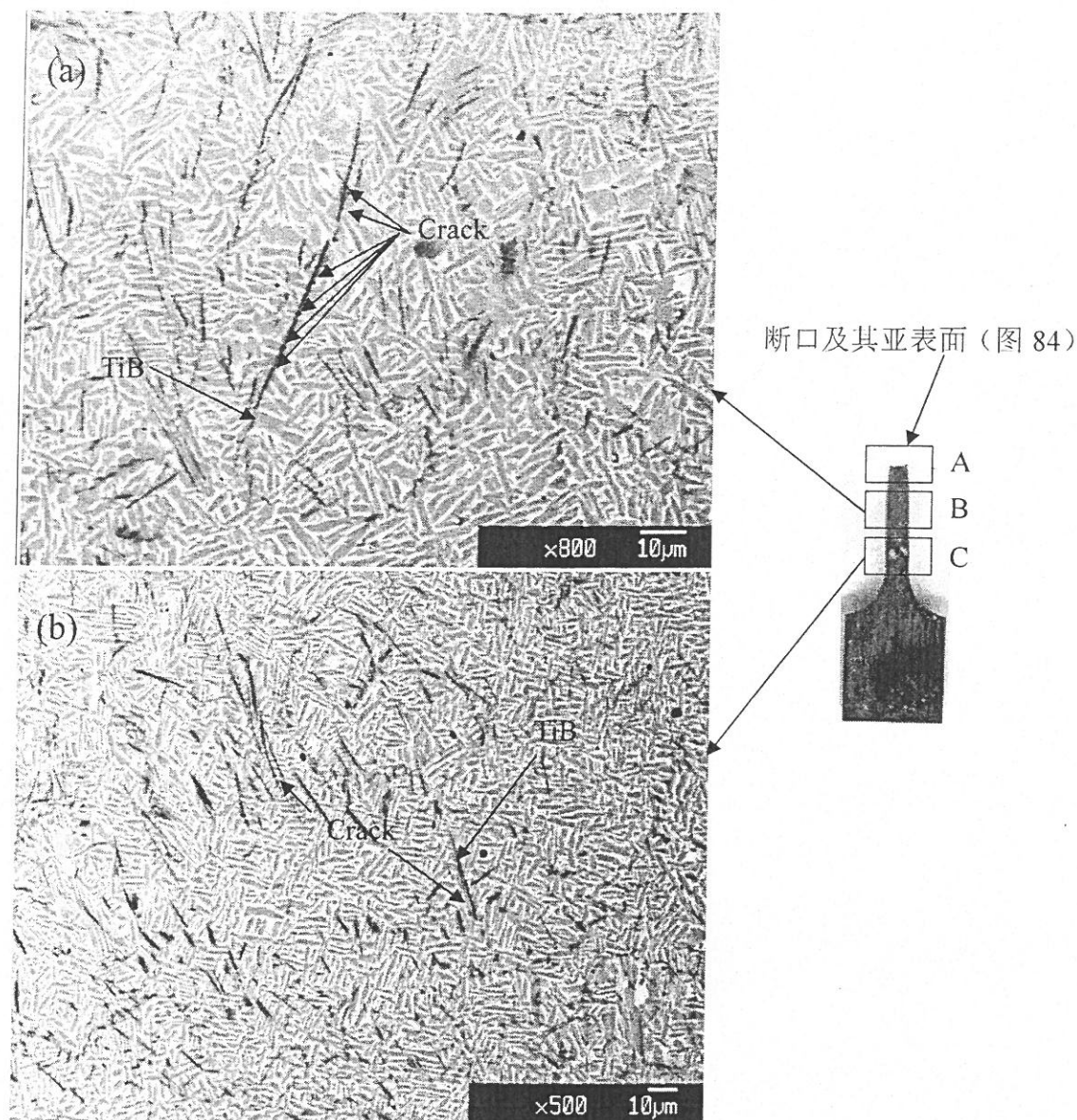


图 86 高温拉伸试样不同区域纵截面典型形貌

图 86 所示为拉伸试样不同变形区域的纵截面显微组织形貌, 由于试样的变形量随与断口距离的增加而降低, 因此由 C 区到 A 区可以在一定程度上反应出复合材料高温拉伸时的断裂过程。由图 86b 可知 (对应于变形量最小的 C 区), 高温拉伸过程中裂纹也是在纤维状 TiB 增强相上萌生, 但裂纹并不立即扩展到基体钛合金中而是在断裂端面处通过基体钛合金的局部塑性变形形成孔洞, 孔洞的形成可以使 TiB 纤维的断裂端部卸载, 松弛裂纹尖端的应力集中, 从而延缓裂纹在基体中的扩展, 由于 TiB 纤维与基体的界面结合强度高, 因此断裂后的 TiB 纤维仍然能够重新承载, 这也是 B 区同一 TiB 纤维可出现多处裂纹的原因。在变形量较高的 A 区, 裂纹由 TiB 纤维断裂处的

孔洞向基体内部扩展、连接、继而合并成较大尺寸的裂纹并最终造成复合材料的断裂失效。因此，高温拉伸过程中复合材料的断裂过程可以用图 87 表示。

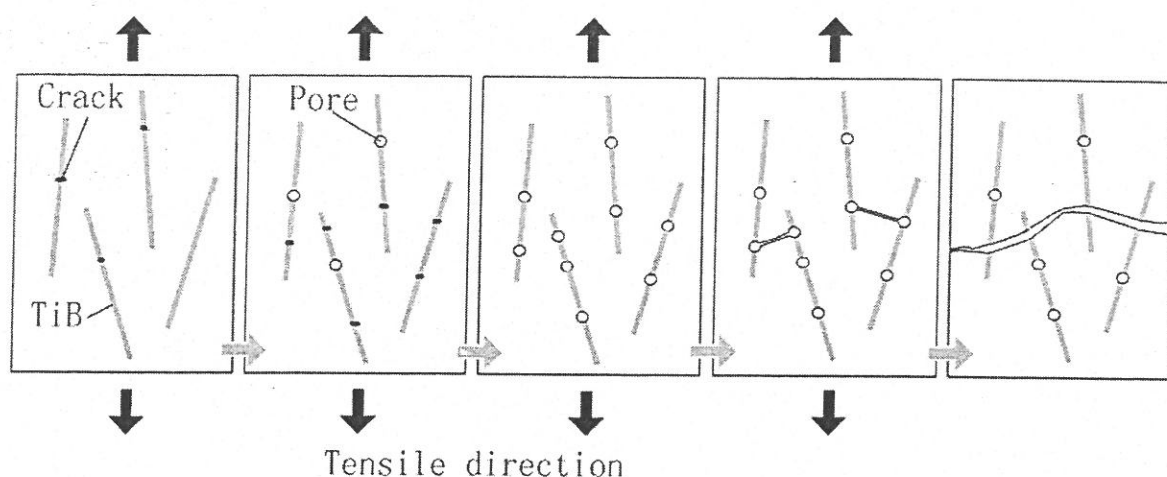


图 87 钛基复合材料高温拉伸断裂过程示意图

结合 5.2 节分析可知，室温拉伸实验过程中由于 P1~P3 薄壁板试样基体钛合金塑性变形能力差，裂纹一旦形成便扩展到基体导致复合材料的脆性断裂，因此 P1~P3 试样室温抗拉强度偏低。而在高温拉伸过程中 P1~P3 试样基体的塑性变形能力随温度升高而提高，即使局部增强相断裂，裂纹尖端的基体钛合金将产生局部的塑性变形松弛裂纹尖端的应力，裂纹不会瞬时扩展到基体导致复合材料断裂失效，增强相能够充分承载并多次断裂。这一过程可以吸收更多的变形能，有利于提高复合材料的抗拉强度，因此，700℃拉伸过程中增强相含量为 7.1%的 P3 试样的抗拉强度甚至超过了其室温抗拉强度。

5.3 TiB 纤维的强化机理

对 P1~P3 试样中纤维状 TiB 的强化机理分析可以借鉴短纤维增强复合材料强化机理中的剪滞理论^[71]。对复合材料施加载荷时，复合材料的基体将首先承受载荷，并将载荷通过基体与增强相之间的界面传递给增强相。为了简化计算，现将随机取向的 TiB 纤维（或横截面较小的棱柱状 TiB）简化为如图 88 所示的一根与载荷方向平行的短纤维微分单元并对其受力状态进行分析。

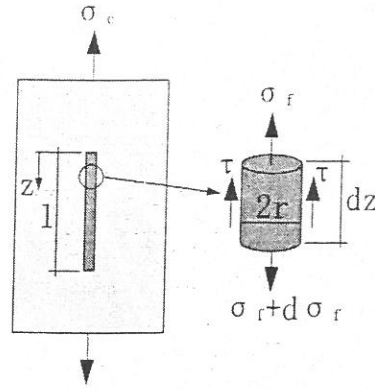


图 88 微分单元受力状态示意图

按照受力平衡条件可以写出纤维的平衡方程:

$$(\pi r^2) \sigma_f + (2\pi r \cdot dz) \tau = (\pi r^2) (\sigma_f + d\sigma_f)$$

$$\frac{d\sigma_f}{dz} = \frac{2\tau}{r}$$

其中 σ_f 为纤维的轴向应力, τ 为纤维-基体界面上的剪应力, r 为纤维半径。不计纤维直径随纤维长度的变化, 则可得到距离纤维末端为 z 处的纤维应力为:

$$\sigma_f = \sigma_{f_0} + \frac{2}{r} \int_0^z \tau dz$$

其中 σ_{f_0} 为纤维末端的应力。若忽略 σ_{f_0} , 且由对称条件可假设在纤维长度中点处的剪应力为零、纤维末端正应力为零, 设纤维周围的基体材料为理想的刚塑性体即界面剪应力沿纤维长度方向是常数, 其值等于基体的屈服点 τ_y , 则有:

$$\sigma_f = \frac{2\tau_y \cdot z}{r}$$

对于短纤维, 其最大应力发生在纤维长度的中点, 即 $z=l/2$ 处, 于是有:

$$(\sigma_f) = \frac{\tau_y l}{r} = \frac{2\tau_y l}{d}$$

其中 l 为纤维长度, d 为纤维直径。对纤维状 TiB 增强相来说, 其属于脆性材料, 因此其失效准则可采用最大主应力准则^[72], 即:

$$\max(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) \geq \sigma_0$$

其中 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ 为三方向的主应力, σ_0 为 TiB 纤维的单向抗拉强度。则 TiB 纤维的失效判据可写作:

$$\max(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) \geq \sigma_0 \geq \sigma_f = \frac{2\tau_y \cdot l}{d}$$

可见, 只有当纤维的长径比 l/d 超过某一临界值 $\frac{l}{d} = \frac{\sigma_0}{2\tau_y}$ 时才有可能达到纤维的单向抗拉强度, 即只有长径比超过 $\frac{l}{d} = \frac{\sigma_0}{2\tau_y}$ 的纤维对提高复合材料的强度是有利的。

若取 TiB 纤维各温度下的抗拉强度均为 3500MPa^[53], P1~P3 试样中基体钛合金屈服强度分别为激光熔化沉积 TA15 板材室温下的屈服强度即 870MPa, TA15 棒材 550℃ 下的屈服强度即 541Mpa, 则计算出的临界长径比分别为 2.01_{20℃}、3.23_{550℃}。考虑到钛合金的屈服强度随温度升高而降低, 但估算 700℃ 下 TA15 的屈服强度应不低于 100MPa, 此时计算出的临界长径比为 17.5_{700℃}。

参考第三章中关于 P1~P3 试样中 TiB 增强相尺寸的测试结果以及上一小节中断口亚表面的形貌可知 P1~P3 试样中 TiB 纤维的长径比均在 20 以上, 因此室温及 600~700℃ 温度范围内 TiB 增强相均能够有效承载, 起到强化作用, 提高复合材料的强度。

另外, 对于断裂的 TiB 纤维能够多次承载并多次断裂也可用临界长径比解释, 由于 TiB 与基体钛合金的界面结合足够强, 即使 TiB 纤维已经断裂其所处的受力状态依然满足临界长径比的计算假设。因此, 理论上只要 TiB 纤维的长径比大于临界长径比则 TiB 纤维能够一直承载并断裂, 直到其长径比小于临界值而失去承载能力。

结 论

(1) 以 TA15 钛合金粉与 B_4C 的混合粉为原料, 采用激光熔化沉积工艺能够制备出 TiB 与 TiC 混合增强的钛基复合材料;

(2) 复合材料棒材中 TiB 增强相的形态随增强相含量提高表现出由片层状到棱柱状以及粗大(空心)棱柱状的变化规律, TiC 增强相的形态表现出由不规则颗粒状到不发达枝晶状的变化规律; 复合材料薄壁板中 TiB 增强相均为纤维状及片层状, TiC 增强相为颗粒状, 随增强相含量提高, 片层状 TiB 含量及尺寸均有增高趋势, 纤维状 TiB 则有粗化趋势;

(3) 钛基复合材料激光熔化沉积过程中增强相按照形核-析出机制形成长大。受工艺过程及原料体系的影响, 相同工艺条件下残留 B_4C 的量随增强相含量的提高而增加。复合材料的凝固过程分析表明棱柱状 TiB 以及不发达枝晶状 TiC 均为初生相, 纤维状及片层状 TiB 为共晶相;

(4) 复合材料棒材及薄壁板的洛氏硬度均随增强相含量的增加而提高, 且在增强相含量较低(9vol.%~11vol.%)时增加增强相含量能够更有效的提高复合材料棒材的硬度。增强相含量为 3.6vol.%的薄壁板复合材料的洛氏硬度已超过增强相含量 9vol.%的棒材复合材料, 而增强相含量为 6.0vol.%及 7.1vol.%的复合材料薄壁板的洛氏硬度与增强相含量 22vol.%的复合材料棒材相当;

(5) 室温拉伸实验结果表明, 随增强相体积分数增加, 复合材料棒材的弹性模量显著提高, 但抗拉强度降低且塑性明显下降, 增强相体积分数大于 11%以后, 复合材料棒材的抗拉强度急剧降低并完全表现为脆性断裂。与激光熔化沉积 TA15 钛合金棒材相比, 增强相体积分数为 11%的钛基复合材料棒材的弹性模量提高了 20%, 抗拉强度及屈服强度也分别提高了 11%及 21%; 各增强相含量的复合材料薄壁板室温拉伸时均为脆性断裂, 其抗拉强度、弹性模量均不及激光熔化沉积 TA15 钛合金板材;

(6) 在 600℃、650℃及 700℃下, 复合材料薄壁板的抗拉强度随温度升高而显著降低但塑性提高。复合材料薄壁板的增强相含量越高其抗拉强度及塑性受温度的影响越不显著。增强相含量为 3.6%的复合材料薄壁板在 600℃下的抗拉强度与 TA15 钛合金 550℃下的抗拉强度以及 IMI834 钛合金在 600℃下的抗拉强度相比分别提高了 19%和

17%，强化效果显著。

(7) 室温及 600℃、650℃、700℃拉伸实验中复合材料的断裂均由增强相的脆性解理断裂引起。由于增强相与基体钛合金的界面结合强度高，增强相能够有效的承受载荷。室温时基体钛合金的塑性变形能力差，增强相中裂纹一旦形成便迅速扩展到钛合金基体导致基体合金发生脆性断裂。600℃、650℃及 700℃拉伸过程中钛合金基体的塑性变形能力提高，增强相断裂产生裂纹后能够通过裂纹附近基体钛合金的局部变形松弛裂纹尖端的应力，延缓裂纹在基体中的扩展，断裂的增强相能够多次承载并多次断裂，这一过程能够吸收更多的变形能，有利于提高复合材料的高温强度。

参考文献

- [1] 李哲, 李佐臣. 钛基生物医用复合材料发展现状与进展[J]. *Ti 工业进展*, 2004, 21(5): 16-18
- [2] 吕维洁, 张荻. 原位合成钛基复合材料的制备、微结构及力学性能[M]. 北京: 高等教育出版社, 2005: 1
- [3] 朱峰, 李宝成, 张杰, 等. Ti 的新家族钛基复合材料的发展与前景[J]. *世界有色金属*, 2002, (06): 9-13
- [4] 益小苏. 先进复合材料技术研究与发展[M]. 北京: 国防工业出版社, 2006: 335-339
- [5] 王华明, 张凌云, 李安, 等. 金属材料快速凝固激光加工与成形[J]. *北京航空航天大学学报*, 2004, 30(10): 962-967
- [6] R. Banerjee, P.C. Collins, A. Genc, et al. Direct laser deposition of in situ Ti-6Al-4V-TiB composites[J]. *Materials Science and Engineering*, 2003, A358: 343-349
- [7] 杨锐, 石南林, 王玉敏, 等. SiC 纤维增强钛基复合材料研究进展[J]. *钛工业进展*, 2005, 22(5): 32-36
- [8] 朱艳. SiC 纤维增强 Ti 基复合材料界面反应研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2003
- [9] Y.C. Fu, N.L. Shi, D.Z. Zhang, et al. Effect of C coating on the interfacial microstructure and properties of SiC fiber-reinforced Ti matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering*, 2006, A426: 278-282
- [10] C.M. Ward-Close, L. Chandrasekaran, J.G. Robertson, et al. Advances in the fabrication of titanium metal matrix composite[J]. *Materials Science and Engineering*, 1999, A263: 314-318
- [11] R.A. Sanguinetti Ferreira, C. Arvieu, B. Guillaume, et al. Titanium matrix composites processed by continuous binder-powder coating: An alternative fabrication route[J]. *Composites*, 2006, A37: 1831-1836
- [12] Kiyoshi Mizuuchi, Kanryu Inoue, Masami Sugioka, et al. Microstructure and mechanical properties of boron-fiber-reinforced titanium-matrix composites produced by pulsed current hot pressing (PCHP) [J]. *Materials Science and Engineering*, 2006,

A428: 175-179

- [13] 周瑞发, 韩雅芳, 李树索. 高温结构材料[M]. 北京: 国防工业出版社, 2006: 232-234
- [14] 于兰兰, 毛小南, 赵永庆, 等. 颗粒增强钛基复合材料研究新进展[J]. 稀有金属快报, 2006, 25(4): 1-5
- [15] 李俊刚, 金云学, 李庆芬. 颗粒增强钛基复合材料的制备技术及微观组织[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(12): 1252-1256
- [16] 朱晓光, 王为民, 原位反应合成金属基复合材料[J]. 国外建材科技, 2005, 26(4): 1-4
- [17] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiB 和 TiC 增强钛基复合材料热力学[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(2): 220-224
- [18] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiC 和 TiB 增强钛基复合材料[J]. 材料工程, 1999, (08): 9-11
- [19] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiB/Ti 基复合材料增强体的生长机制[J]. 金属学报, 2000, 36(1): 104-108
- [20] 吕维洁, 张荻, 张小农, 等. 原位合成 TiB/Ti 复合材料的微观结构及力学性能[J]. 上海交通大学学报, 2000, 34(12): 1606-1614
- [21] 张小农, 李超, 李小瑾, 等. 原位自生成 TiC/Ti 基复合材料的高温氧化[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(3): 258-261
- [22] 吕维洁, 徐栋, 覃继宁, 等. 原位合成多元增强钛基复合材料 (TiB+TiC+Y₂O₃)/Ti[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(11): 1727-1732
- [23] Z.F. Yang, W.J. Lu, D. Xu, et al. In situ synthesis of hybrid and multiple-dimensioned titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 419(1-2): 76-80
- [24] Zhifeng Yang, Weijie Lu, Jining Qin, et al. Microstructure and tensile properties of in situ synthesized (TiC+TiB+Nd₂O₃)/Ti-alloy composites at elevated temperature[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A425: 185-191
- [25] Fengcang Ma, Weijie Lu, Jining Qin, et al. Hot deformation behavior of in situ

- synthesized Ti-1100 composite reinforced with 5 vol.% TiC particles[J]. Materials Letters, 2006, 60(3): 400-405
- [26] Zhifeng Yang, Weijie Lu, Lin Zhao, et al. In situ synthesis of hybrid-reinforced titanium matrix composites[J]. Materials Letters, 2007, 61(11-12): 2368-2372
- [27] 马凤仓, 吕维洁, 覃继宁, 等. 锻造对(TiB+TiC)增强钛基复合材料组织和高温性能的影响[J]. 稀有金属, 2006, 30(2): 236-240
- [28] Fengcang Ma, Weijie Lu, Jining Qin, et al. Effect of forging and heat treatment on the microstructure of in situ TiC/Ti-1100 composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 428(1-2): 332-337
- [29] 曾立英, 毛小南, 戚运莲, 等. TiC 粒子增强钛基复合材料的显微组织与性能研究[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 5-8
- [30] V. de Castro, T. Leguey, M.A. Monge, et al. Discontinuously reinforced titanium matrix composites for fusion applications[J]. Journal of Nuclear Materials, 2002, 307-311: 691-695
- [31] S. Gorsse, D.B. Miracle. Mechanical properties of Ti-6Al-4V/TiB composites with randomly oriented and aligned TiB reinforcements[J]. Acta Materialia, 2003, 51(9): 2427-2442
- [32] T. Yamamoto, A. Otsuki, K. Ishihara, et al. Synthesis of near net shape high density TiB:Ti composite[J]. Materials Science and Engineering, 1997, A239-240: 647-651
- [33] B.S. Li, J.L. Shang, J.J. Guo, et al. In situ observation of fracture behavior of in situ TiBw/Ti composites[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A383: 316-322
- [34] 李邦盛, 吴士平, 尚俊玲, 等. 原位钛基复合材料中 TiB 的生成热力学及动力学[J]. 宇航材料工艺, 2005, (4): 42-47
- [35] 李邦盛, 尚俊玲, 郭景杰, 等. 原位 TiB 晶须增强钛基复合材料的磨损机制[J]. 摩擦学学报, 2005, 25(1): 19-22
- [36] 李邦盛, 尚俊玲, 郭景杰, 等. 原位 TiB/Ti 复合材料的熔铸制备及其显微组织[J]. 材料研究学报, 2005, 19(4): 375-381
- [37] D.R. Ni, L. Geng, J. Zhang, et al. Effect of B₄C particle size on microstructure of in

- situ titanium matrix composites prepared by reactive processing of Ti-B₄C system[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(5): 429-432
- [38] 肖国庆, 范群成, 顾美转, 等. TiC-Ti 复合材料自蔓延高温合成中的组织转变[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(10): 1592-1596
- [39] 袁建军, 崔洪芝, 张金玲, 等. 原位复合反应制成 TiB 对提高管道耐磨性的研究[J]. 新技术新工艺. 材料与表面处理技术, 2006, (4): 113-115
- [40] B.V. Radhakrishna Bhat, J. Subramanyam, V.V. Bhanu Prasad. Preparation of Ti-TiB-TiC & Ti-TiB composites by in-situ reaction hot pressing[J]. Materials Science and Engineering, 2002, A325: 126-130
- [41] 马宗义, 郑镇洙, 肖伯律, 等. 原位 TiB 晶须和 TiC 颗粒复合增强 Ti 复合材料的压缩性能及微观结构[J]. 材料科学与工艺, 2002, 10(2): 189-191
- [42] A. Mehlmann, S. F. Dirnfeld, I. Minkoff. Laser injection of B₄C on titanium[J]. Surface and Coatings Technology, 1990, 42(3): 275-281
- [43] S. Mridha, T.N. Baker. Metal matrix composite layer formation with 3 μ m SiC powder on IM1318 titanium alloy surfaces through laser treatment[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 63(1-3): 432-437
- [44] J.A. Vreeling, V. Ocelík, J.T.M. De Hosson. Ti-6Al-4V strengthened by laser melt injection of WCp particles[J]. Acta Materialia, 2002, 50(19): 4913-4924
- [45] H.C. Man, S. Zhang, F.T. Cheng, et al. In situ synthesis of TiC reinforced surface MMC Al6061 by laser surface alloying[J]. Scripta Materialia, 2002, 46(3): 229-234
- [46] B.J. Kooi, Y.T. Pei, J.Th.M. De Hosson. The evolution of microstructure in a laser clad TiB-Ti composite coating[J]. Acta Materialia, 2003, 51(3): 831-845
- [47] V. Ocelik, D. Matthews, J.Th.M. De Hosson. Sliding wear resistance of metal matrix composite layers prepared by high power laser[J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 197(2-3): 303-315
- [48] R. Banerjee, P.C. Collins, A. Genc, et al. Direct laser deposition of in situ Ti-6Al-4V-TiB composites[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A358: 343-349

- [49] R. Banerjee, A. Genç, D. Hill, et al. Nanoscale TiB precipitates in laser deposited Ti-matrix composites[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(12): 1433–1437
- [50] A. Genç, R. Banerjee, D. Hill, et al. Structure of TiB precipitates in laser deposited in situ Ti-6Al-4V–TiB composites[J]. Materials Letters, 2006, 60(7): 859–863
- [51] Weijie Lu, Di Zhang, Xiaonong Zhang, et al. HREM study of TiB/Ti interfaces in a Ti-TiB-TiC in situ composite[J]. Scripta mater, 2001, 44(7): 1069–1075
- [52] Di Zhang, Ke Geng, Yexia Qin, et al. The orientation relationship between TiB and RE₂O₃ in in situ synthesized titanium matrix composites[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 392(1-2): 282–284
- [53] W.J. Lu, D. Zhang, X.N. Zhang, et al. Microstructure and tensile properties of in situ (TiB+TiC)/Ti6242 (TiB:TiC=1:1) composites prepared by common casting technique[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 311(1-2): 142–150
- [54] Ke Geng, Weijie Lu, Di Zhang, et al. Tensile properties of in situ synthesized titanium matrix composites reinforced by TiB and Nd₂O₃ at elevated temperature[J]. Materials and Design, 2003, 24(6): 409–414
- [55] Wang Min-min, Lu Wei-jie, Qin Ji-ning, et al. The effect of reinforcements on superplasticity of in situ synthesized (TiB+TiC)/Ti matrix composite[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(11): 1955–1959
- [56] 王世中, 藏鑫士. 现代材料研究方法[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 1991: 323-324
- [57] D.G. Konitzer, M.H. Loretto. Microstructural assessment of Ti6Al4V-TiC metal-matrix composite[J]. Acta Metallurgica, 1989, 37(2): 397-406
- [58] 杨宜科, 吴天禄, 江先美, 等. 金属高温强度及试验[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1986: 12-16
- [59] 吕维洁, 张小农, 张荻, 等. 原位合成 TiC 和 TiB 增强钛基复合材料的微观结构与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(2): 163-168
- [60] 吕维洁, 杨志峰, 张荻, 等. 原位合成钛基复合材料增强体 TiC 的微结构特征[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 511-514

- [61] Pierre Villars, Alan Prince, H. Okamoto. Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams[M]. ASM International, 1995: 5375
- [62] 叶大伦, 胡建华. 实用无机物热力学手册[M]. 第二版. 北京: 冶金工业出版社, 2002: 1-25, 106-107, 120-121, 175-177, 1027, 1056-1059
- [63] Z. Fan, L. Chandrasekaran, C. M. Ward-Close, et al. The effect of pre-consolidation heat treatment on TiB morphology and mechanical properties of rapidly solidified Ti-6Al-4V-XB alloys[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32(6): 833-838
- [64] 常国威, 王建中. 金属凝固过程中的晶体生长与控制[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002: 45-46
- [65] 张虎, 高文理, 张二林. Ti-Al-B 合金空心管状初生 TiB 的生长机制[J]. 复合材料学报, 2001, 18(4): 50-53
- [66] 张玉军, 张伟儒. 结构陶瓷材料及其应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 36-37
- [67] 潘金生, 仝健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 1998: 503-504
- [68] 曾大文, 黄开金, 谢长生. 非交错网格下三维准稳态激光重熔熔池数值模拟[J]. 计算物理, 1999, 16(6): 616-623
- [69] 上海交通大学《金属断口分析》编写组. 金属断口分析[M]. 北京: 国防工业出版社, 1979: 96-97
- [70] J. J. Mecholsky, S. R. Powell. Fractography of Ceramic and Metal Failures[M]. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1982: 29-30, 35-53
- [71] 顾震隆. 短纤维复合材料力学[M]. 北京: 国防工业出版社, 1987: 92-103
- [72] 赵玉涛, 戴起勋, 陈刚. 金属基复合材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007: 188

附录

附表1 钛基复合材料棒材 B1~B4 洛氏硬度实验数据

试样号	S1	S2	S3	S4
HRC	38.6	43.8	48.6	58.5
	42.2	44.6	47.6	55.6
	46.6	45.0	49.7	59.4
	44.1	45.2	49.0	59.1
	43.0	44.0	46.0	56.8
	44.1	48.8	48.7	56.0
平均	43.1	45.2	48.3	57.6
(TiB+TiC)Vol. %	9.000	11.106	22.308	56.884

附表2 钛基复合材料板材 P1~P4 洛氏硬度实验数据

试样顶部		HRC		
		P1	P2	P3
距离 mm	5	42.0	45.8	46.8
	7	43.8	46.0	47.5
	9	45.0	45.7	47.8
	11	45.7	48.4	46.7
	13	45.2	47.8	46.2
	15	45.5	46.0	47.6
	17	45.4	46.8	46.8
	19	46.6	47.0	48.0
	21	45.6	47.5	47.0
	23	45.8	46.5	47.2
	25	45.8	47.5	45.7
	27	45.5	46.9	48.1
	29	45.9	48.7	46.2
	31	46.4	47.1	47.8
	33	47.2	46.8	46.8
	35	46.1	47.5	47.5
	37	46.2	48.0	47.5
	39	45.0	46.2	47.5
	41	45.0	47.0	47.5
	43	44.5	47.0	47.0
	45	45.6	47.6	46.2
平均		45.4	47.0	47.1

附表 3 钛基复合材料板材 P1~P3 高温拉伸实验数据

实验温度 ℃	试样 编号	最大力, N	测试段宽 mm	测试段厚 mm	S_0, mm^2	σ_b, MPa	$\bar{\sigma}_b, \text{MPa}$
600	P1-1	2847.438	2.89	1.30	3.757	757.9	716.9
	P1-2	2380.474	2.87	1.27	3.645	653.1	
	P1-3	2693.686	2.89	1.26	3.641	739.7	
	P2-2	2406.995	2.61	1.30	3.393	709.4	752.4
	P2-3	2845.759	2.69	1.33	3.578	795.4	
	P3-1	2674.551	2.73	1.32	3.604	742.2	704.2
	P3-2	2634.602	2.78	1.35	3.753	702.0	
	P3-3	2527.513	2.76	1.37	3.781	668.4	
650	P1-4	2244.179	2.80	1.31	3.668	611.8	590.7
	P1-5	2267.342	2.83	1.32	3.736	607.0	
	P1-6	2016.907	2.87	1.27	3.645	553.4	
	P2-4	2078.005	2.57	1.35	3.470	598.9	644.6
	P2-5	2292.520	2.54	1.35	3.429	668.6	
	P2-6	2217.322	2.60	1.28	3.328	666.3	
	P3-4	2139.439	2.75	1.32	3.630	589.4	614.4
	P3-5	2373.089	2.77	1.35	3.740	634.6	
700	P3-6	2165.624	2.65	1.32	3.498	619.1	465.8
	P1-7	1644.612	2.83	1.29	3.651	450.5	
	P1-8	1770.836	2.81	1.25	3.513	504.2	
	P1-9	1607.013	2.88	1.26	3.629	442.8	460.2
	P2-7	1545.580	2.63	1.32	3.472	445.2	
	P2-8	1618.091	2.63	1.30	3.419	473.3	
	P2-9	1645.955	2.60	1.37	3.562	462.1	499.7
	P3-7	1630.512	2.74	1.28	3.507	464.9	
	P3-8	2000.794	1.36	2.83	3.849	519.8	
	P3-9	1902.097	2.76	1.34	3.698	514.3	

附表4 钛基复合材料板材 P1~P3 高温拉伸延伸率近似计算

试样编号	R5 圆角间距 pix	裂纹间隙补偿 -pix	L ₁ , mm	δ, %	$\bar{\delta}$, %
600℃					
P1-1	307.76	0	13.17	9.72	12.8
P1-2	317.79	3.09	13.46	12.20	
P1-3	318.91	0.96	13.60	13.35	
P2-2	300.07	1.99	12.75	6.27	6.5
P2-3	301.88	2.5	12.81	6.73	
P3-1	301.88	2.26	12.82	6.812	
P3-2	295.94	0	12.66	5.51	6.2
P3-3	300	2	12.75	6.24	
650℃					
P1-4	328.96	1.28	14.02	16.82	16.9
P1-5	332.86	1.78	14.16	18.03	
P1-6	326.98	1.66	13.92	15.98	
P2-4	300.05	0	12.84	6.97	9.6
P2-5	317.96	5.43	13.37	11.42	
P2-6	312.98	3.2	13.25	10.44	
P3-4	301.87	2.46	12.81	6.74	6.8
P3-5	310.87	7.85	12.96	8.03	
P3-6	301.93	5.74	12.67	5.60	
700℃					
P1-7	358.17	2.68	15.21	26.74	24.9
P1-8	327.88	0	14.03	16.89	
P1-9	376.01	8.42	15.73	31.05	
P2-7	339.98	2.19	14.45	20.43	14.2
P2-8	308.02	1.79	13.10	9.18	
P2-9	318.85	1.5	13.58	13.14	
P3-7	310.88	2.49	13.19	9.95	9.6
P3-8	304.94	1.16	13.00	8.30	
P3-9	311.94	1.95	13.26	10.52	

附表 5 物质吉布斯自由能函数法计算反应吉布斯自由能数据

T/K	物质 Gibbs 自由能函数					反应 Gibbs 自由能		
	Ti Tm: 1933	B ₄ C Tm: 2743	TiB T _{DP} : 2500	TiB ₂ Tm: 3193	TiC Tm: 3290	5Ti+B ₄ C- 4TiB+TiC	3Ti+B ₄ C- 2TiB ₂ +TiC	Ti+TiB ₂ - 2TiB
1000	44.411	69.133	56.222	58.258	46.022	-733260	-720406	-6427
1100	46.392	75.744	59.437	62.797	49.216	-730724	-716113	-7305.5
1200	48.427	82.139	62.513	67.18	52.273	-727199.2	-711289.6	-7954.8
1300	50.494	88.319	65.453	71.412	55.198	-722625.3	-705921.3	-8352
1400	52.431	94.288	68.264	75.497	58	-717996.2	-700612.2	-8692
1500	54.257	100.057	70.952	79.443	60.686	-713266	-695350	-8958
1600	55.987	105.636	73.525	83.257	63.266	-708410	-690126.8	-9141.6
1700	57.633	111.036	75.991	86.949	65.748	-703406.7	-684942.7	-9232
1800	59.205	116.268	78.358	90.525	68.139	-698238.4	-679784.8	-9226.8
1900	60.711	121.344	80.632	93.992	70.445	-692878.6	-674642.8	-9117.9
2000	62.481	126.272	82.819	97.357	72.674	-684084	-667580	-8252
2100	64.319	131.062	84.925	100.625	74.832	-673475.5	-659566.3	-6954.6
2200	66.066	135.724	86.956	103.804	76.923	-662662.6	-651573.8	-5544.4

攻读硕士学位期间取得的学术成果

于翔天, 王华明. 激光熔化沉积(TiB+TiC)/TA15 显微组织[J]. 宇航材料工艺, 2007, (6): 116-119

致 谢

本课题是在王华明老师的悉心指导下完成的，在论文的研究和撰写过程中王老师给了我极大的帮助，王老师严谨的科研态度、缜密的学术思维和耐心细致的工作精神深深地影响了我。非常感谢王老师两年来给予我的指导和帮助。

在激光熔化沉积制备成形实验过程中得到了北航激光材料加工制造技术实验室的张凌云老师、李安老师、李鹏老师、汤海波老师、方艳丽老师、张述泉师兄、田象军师兄、刘虎潜师傅、吴述龙师傅和李金铎师傅的大力帮助，在此表示衷心的感谢。

在金相制备和显微组织分析过程中，北航材料学院的于荣莉老师、吴红丽老师、苏梅老师、陈赤因老师和宋敏键同学给予了有力的指导和帮助。在拉伸性能测试实验中得到了北航材料学院韩海军老师和王远同学的指导和帮助。在论文研究和撰写期间还得到了陆晓峰师兄、贵永亮师兄、袁源师兄、李佳臻师姐、董李欣师兄、高飞师兄以及董小明同学的大力支持和帮助，在此一并表示深深的感谢。

最后尤其要感谢本课题组的刘栋师兄在整个课题的研究及论文撰写过程中给予的指导和大力帮助。并再次对所有关心和帮助过我的老师、同学、朋友们表示衷心的感谢！

