颗粒增强钛基复合材料大塑性变形组织演变与性能

项 娟[1]，韩远飞[1]，乐建温[1]，陈 越[2]，黄光法[1]，来晓君[3]，吕维洁[1]

(1. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室，上海 200240)

(2. 昆明冶金研究院，云南 昆明 650031)

(3. 浙江嘉钛金属科技有限公司，浙江 嘉兴 314211)

摘 要：采用大塑性变形实现了难变形微纳米颗粒（TiB+La_2O_3）复合增强 Ti-6Al-4V 钛合金等通道挤压变形（ECAP），深入研究了大塑性变形温度对复合材料组织演变的影响规律和超细晶形成机制。结果表明，材料经 ECAP 大变形后易于在基体形成超细晶，变形温度对超细晶形成机制有显著影响。变形温度较低时，易于在基体产生位错塞积和位错缠结；变形温度较高时，发生动态再结晶实现细晶强化，经 800 ℃变形后抗拉强度可达 1128 MPa，相比未加工时提升了 18%。且增强体在界面微区促进连续动态再结晶，实现晶粒的进一步细化。变形后 TiB 增强体平均长径比随变形温度的升高而减小，使得增强体与基体极易发生脱粘，无法有效承载，最终造成变形温度对强度影响并不明显；且增强体的脱粘，在基体中形成的孔洞易引发应力集中，造成裂纹萌生，降低材料塑性。

关键词：钛基复合材料；ECAP；增强体；强度；延伸率

中图法分类号：TG146.23 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2020)03-0901-06

颗粒增强钛基复合材料拥有优异的比强度、高比模量、低密度和耐热耐磨等优良特性，已成为航空航天领域重要的金属结构材料。然而，现有制备方法（固-固反应法[1,2]、固-液反应法[3]和气-固反应法[4]）仍旧无法避免基体组织粗大、缺陷多的问题，材料机械性能尚不能满足需求。为获得组织与性能匹配良好的钛基复合材料，需辅助以后续热加工，从而获得更优异的综合性能。传统热加工手段包括锻造[5]、挤压[6, 7]、轧制[8]等，虽然可以有效减少材料中的缺陷，调控增强体分布，改善钛基复合材料的组织形态。但是，常规热加工手段很难在保持材料原有形状的基础上引入大变形量，从而获得块状的超细晶材料。

超细晶（晶粒尺寸在 100 nm~1 μm）材料内部含有大量的内界面和非平衡晶界结构，在弹性模量、扩散系数、断裂强度、延展性、热稳定温度及超塑性等方面均有优异的表现[9]。为获得具有优良性能的超细晶钛基复合材料，大塑性变形是一种值得尝试的有效手段。等通道转角挤压技术（equal-channel angular pressing, ECAP）是大塑性变形手段中应用最为广泛的技术之一[10]，可累积较大剪切应变量，实现重复多道次变形加工。然而，目前 ECAP 大塑性变形研究主要集中于具有良好室温塑性的立方结构纯金属及其合金（如铝[11]、铜[12]、镍[13]、碳钢[14]等），在金属基复合材料方面的应用则主要为铝基复合材料[15, 16]。针对钛基材料的 ECAP 研究主要集中在相对较易变形的亚稳 β 钛合金，以及工业纯钛、Ti-6Al-4V[17,18]、Ti-Ni 合金等[19]。由于高强度脆性陶瓷增强体的加入，增大了钛基复合材料变形的不协调性，使得材料在强度提高的同时塑性和断裂韧性均有下降，变形能力进一步减弱[20]，所以相比钛合金，钛基复合材料的 ECAP 加工会更加困难。目前国内外关于超细晶钛基复合材料的组织性能研究较少，且主要集中于微米级陶瓷增强的钛基复合材料。Han[19]和 Wang[21]等前期成功完成了 (TiB+TiC)/TC18 和 (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V 四道次的 ECAP 大塑性变形，研究结果发现，ECAP 大塑性变形使得复合材料抗拉强度提高 43%，同时，也使得材料中 TiB 短纤维和 TiC 颗粒分布更加均匀，材料强度随 ECAP 道次的增加而增加，抗拉强度在四道次时达到最高的 1200 MPa，延伸率也略有提高。但是对于微纳米颗粒复合增强的钛基复合材料，尚缺乏对其进行大塑性变形的相关研究报道。

本研究将微纳米颗粒复合强化钛基复合材料作为

收稿日期：2019-03-15

基金项目：国家自然科学基金（U1602274，51875349，51871150，51821001）；航空科学基金（20173625005）；金属基复合材料协同创业团队（2017R02003）

作者简介：项 娟，女，1991 年生，博士，上海交通大学材料科学与工程学院，金属基复合材料国家重点实验室，上海 200240，E-mail: sophia_910920@163.com

研究对象，研究大塑性变形温度对 TiB 短纤维及 La_2O_3 多元多尺寸混杂强化的钛基复合材料微观组织演化行为与力学性能的影响，揭示大塑性变形下复合材料超细晶形成机制以及受载下的损伤失效断裂机制，对难变形颗粒增强钛基复合材料的大塑性变形具有很好的理论价值。

1　实　验

实验以上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室制备的 (TiB+La_2O_3)/Ti-6Al-4V 复合材料锻棒为原材料，TiB 与 La_2O_3 的体积分数分别为 0.91%与 0.29%，总增强体含量为 1.2%。从热锻后的棒材上切取尺寸为 10 mm×10 mm×140 mm 的 ECAP 试样。实验设计的 ECAP 模具参数如图 1 所示，内角 Φ 为 120º，外接弧角 Ψ 为 60º。模具材质为 H13 钢，涂抹石墨润滑剂于挤压通道，放置于 550 ℃的炉内保温 1 h 使其充分热透。在模具保温的最后 15 min 的同时，将试样分别放入 600、700、800 或 900 ℃的炉内进行加热，保证热透同时防止晶粒长大。到达加热时间后将试样迅速放入模具进行 ECAP 加工，挤压速度 8 mm/min。加工完成后迅速水淬以保留高温态组织。试样的各个截面如图 1 所示。

分别采用 NOVA NanoSEM 230 型扫描电子显微镜和 JEM-2100 透射电子显微镜分析 ECAP 大变形后试样的微观组织。采用 Zwick Z020 万能材料试验机进行室温拉伸试验，测试变形前后材料的抗拉强度和延伸率，拉伸试样平行于 A 截面（图 1）沿 RD 方向切取，标距为 8 mm，宽度为 3.2 mm，厚度为 1.6 mm，应变速率为 1×10^{-3} s^{-1}。

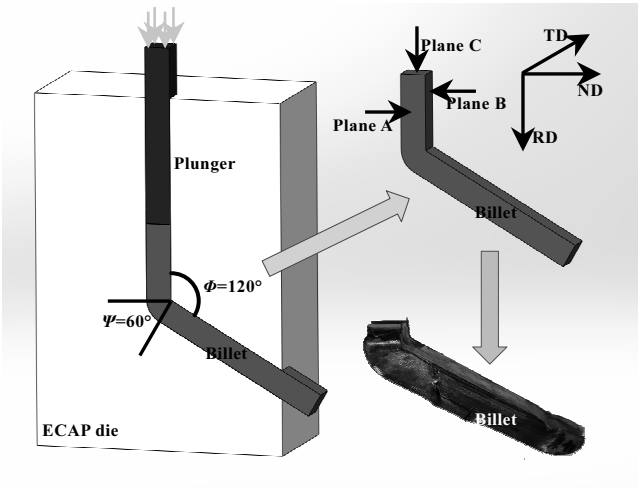

图 1　ECAP 模具示意图及试样挤压面

Fig.1　Schematic diagram of ECAP die and marks of sections of samples

2　结果与分析

2.1　显微组织演变与超细晶形成机制

图 2 为 ECAP 变形温度对钛基复合材料微观组织。由于原子序数的差异，图中片层状 α 相呈浅灰色，β 相分布于 α 片层间，深灰色短纤维为 TiB 增强体，亮白色颗粒为 La_2O_3 增强体。变形前的复合材料（图 2a）片层状 α 相平直，平均厚度约 2.1 μm，TiB 平均长径比约 5.9。复合材料经 600、700 ℃下 ECAP 大塑性变形后（图 2b、2c），受剪切应力的影响，片状 α 相弯曲扭折严重，TiB 短纤维断裂，平均长径比减小至约 4.0。复合材料经 800 ℃下 ECAP 大塑性变形（图 2d），片状 α 相进一步弯折，厚度减小至约 1.9 μm，TiB 短纤维平均长径比减小至约 3.1，并受剪切应力影响重新分布。经 900 ℃下 ECAP 大塑性变形后（图 2e），片状 α 相受剪切应力的影响显著，重新分布，平均厚度减至 1 μm 以下，TiB 平均长径比减小至仅 2.1。

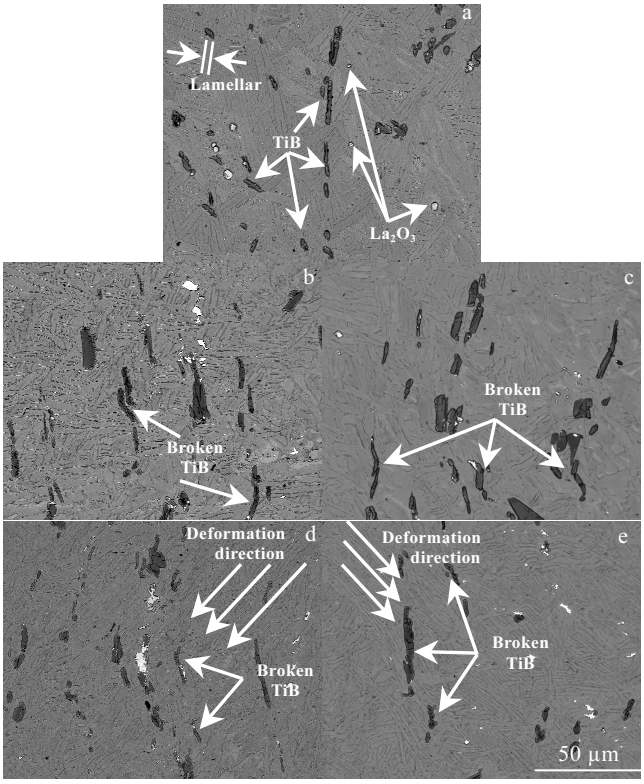

图 2　不同 ECAP 变形温度下复合材料微观组织

Fig.2　Microstructures of composite materials at different ECAP temperatures: (a) forged, (b) 600 ℃, (c) 700 ℃, (d) 800 ℃, and (e) 900 ℃

从以上结果发现，经 800 和 900 ℃下 ECAP 大塑性变形可以显著减小基体合金 α 相层片间距。这可归因于基体组织在高温下的软化和变形抗力的减小，以及更快的冷却速度。随着加工温度的升高，基体组织的软化通过动态回复和动态再结晶得到加强[22]，在高温下更容易变形。有研究[23]指出，试样在 ECAP 过程中不仅承受剪切应力，其外侧靠近通道外转角处也可能暂时承受局部的拉应力。因此，在这种拉应力和占主导地位的剪切应力的共同作用下，基体中的片层状 α 相在较高的 ECAP 变形温度下更容易被拉长[24]和减薄，随后一旦离开通道拐角的相应区域，拉应力会转变为压应力，促使被拉长的片层状 α 相扭折并变得更加弯曲，紧随其后的水淬则有助于将这种高温下的亚稳结构保持至室温。此外，Lütjering 等人的研究[25]表明，提高热加工处理后钛基材料的冷却速率可使材料的片层组织减薄，有助于微观组织的细化。根据牛顿冷却定律（式 1）：

$$\frac{\mathrm{d}Q}{\mathrm{d}t} = hA(T(t) - T_{\mathrm{env}}) = hA\Delta T(t) \tag{1}$$

式中，Q 为热能；t 为时间；h 为传热系数；A 为传热面积；T 为物体温度；T_{env} 为环境温度；$\Delta T(t)=T(t)-T_{\mathrm{env}}$ 是环境和物体之间随时间变化的温差。因此，冷却速率 $\frac{\mathrm{d}Q}{\mathrm{d}t}$ 与环境和物体之间的温差成正比，这意味着 900 ℃下 ECAP 后试样的冷却速率可达到 600 ℃下 ECAP 时的 1.5 倍，这种冷却速率上的显著差异也促使高温 ECAP 后复合材料基体中片层状 α 相的厚度变得更薄。

另一方面，TiB 平均长径比随着变形温度的升高呈逐渐减小的趋势，其原因与复合材料在高温下增强体与基体的不协调变形有关。

图 3 为复合材料经 ECAP 大塑性变形后的 TEM 照片。从图中可以发现，原始材料的基体呈现出清晰平直的片层状相边界，α 相中位错数量较少，略有塞积的现象。经 600、700 ℃（图 3b、3c）ECAP 大变形后，片层状相边界依然清晰，但 α 相中出现了比较明显的位错缠结，构成了尺寸在几百纳米的胞状结构。经 800 ℃的 ECAP 变形后，片层状相边界逐渐消失，除了少量胞状结构外，还出现了大量直径约 100 nm 的超细晶粒。ECAP 变形温度升高至 900 ℃后，片层状相边界几乎全部消失，并生成了大量尺寸为 200~500 nm 的新生超细晶粒，相较 800 ℃时略微长大，晶粒中位错密度有所下降（图 3f）。这表明变形温度是影响复合材料超细晶形成的主要因素之一，在 800、900 ℃下 ECAP 变形时有利于位错运动，加快动态再结晶速率[26]，与非连续动态再结晶形成的新晶粒中没有位错不同，大塑性变形引起的连续再结晶没有明显的形核和长大过程，新晶粒中依然包含位错，小角度晶界通过吸收位错转变为大角度晶界[27]。

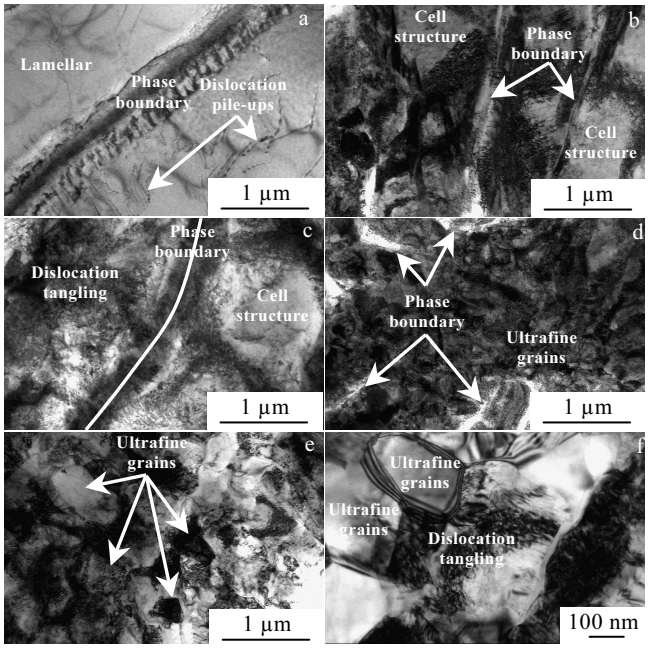

图 3　ECAP 大变形后复合材料超细晶 TEM 照片

Fig.3　TEM images of ultrafine grain structure in matrix after ECAP deformation: (a) forged, (b) 600 ℃, (c) 700 ℃, (d) 800 ℃, and (e, f) 900 ℃

在 800、900 ℃较高的变形温度下，ECAP 本身就会在基体中造成高密度的位错缠结，是超细晶结构形成的主要原因。除此之外，增强体对位错运动的阻碍作用也有利于复合材料基体中形成超细晶。图 4 是经 ECAP 加工后的增强体及其近界面区组织的 TEM 照片。可以发现，增强体能有效阻碍位错的迁移，增大了增强体近界面区域位错密度，促使位错的缠结[28]，进一步促进连续动态再结晶。图 4a 中可以清晰地观察到在相距约 500 nm 的两 TiB 增强体间，存在着由高密度位错缠结所构成的直径约为 300 nm 的胞状结构。图 4b 中的 TiB 增强体附近可观察到完整的由位错缠结构成的胞状结构，并且 TiB 增强体的尺寸受 ECAP 剪切应力的作用减小，有利于细化复合材料的晶粒。图 4c 中 TiB 增强体中存在大量层错，增强体附近可观察到新生超细晶粒。尺寸为 200 nm 的 La_2O_3 增强体（图 4d）的附近也观察到了一定的位错缠结。

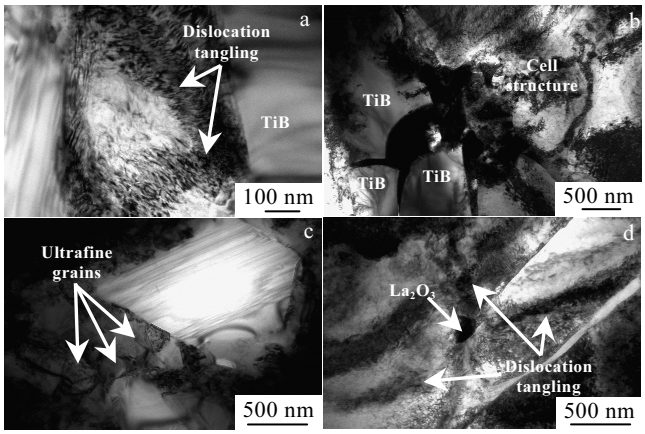

图 4　ECAP 大变形后增强体及近界面区组织

Fig.4　Microstructures of reinforcements (a, b) and neighbouring (c, d) matrix after ECAP-processed

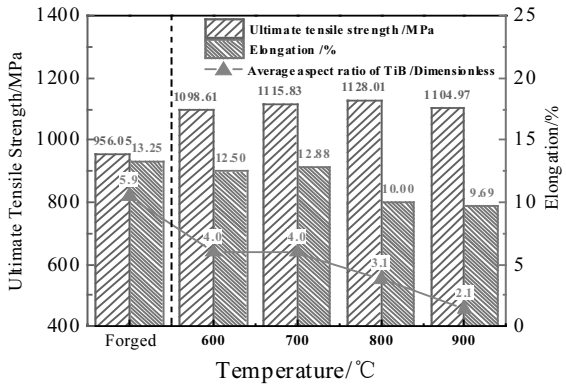

图 5　TiB 平均长径比与力学性能的定量关系

Fig.5　Relationship between the average aspect ratio of TiB and mechanical properties

2.2　组织与力学性能关系

图 5 对比分析了不同 ECAP 变形温度下，TiB 增强体平均长径比与大变形后复合材料力学性能的关系。原始锻态复合材料的初始抗拉强度为 956.05 MPa，延伸率为 13.25%；600 和 700 ℃下 ECAP 变形后抗拉强度分别上升至 1098.61 和 1115.83 MPa，延伸率则略有下降，分别为 12.50%和 12.88%；800 ℃下 ECAP 后抗拉强度上升至最高的 1128.01 MPa，延伸率则下降至 10.00%；900 ℃下 ECAP 变形后抗拉强度为 1104.97 MPa，延伸率 9.69%。由此可知，800 ℃下 ECAP 后复合材料的抗拉强度最高，相比未经 ECAP 时提升了 18%；600 和 700 ℃低温 ECAP 后复合材料的延伸率与原始锻态时相差不大，而 800 和 900 ℃下 ECAP 大塑性变形后延伸率相比原始锻态材料却下降了约 25%。结果表明，变形后复合材料的抗拉强度受变形温度的影响并不明显，这综合了 TiB 增强体长径比和基体中超细晶形成机理两方面的因素；而变形后复合材料的延伸率与 TiB 增强体平均长径比则具有相近的变化趋势。

TiB 的平均长径比随着 ECAP 变形温度的升高而下降，原因包含 2 个方面：如图 6 所示，一方面复合材料在通过通道弯角时靠近外接弧形的外侧会有一段暂时承受拉应力的区域[29]，使得增强体端部与基体发生脱粘。当材料离开弯角重新进入通道直线部分后，这段承受拉应力的区域会重新受到压应力的作用，使得增强体与基体粘结形成新的界面。当变形温度较低时，基体合金强度较高而流动变形能力相对较差，替 TiB 分担了大部分所受的外力。而变形温度较高时，基体合金的流动变形能力提高而强度较低，复合材料

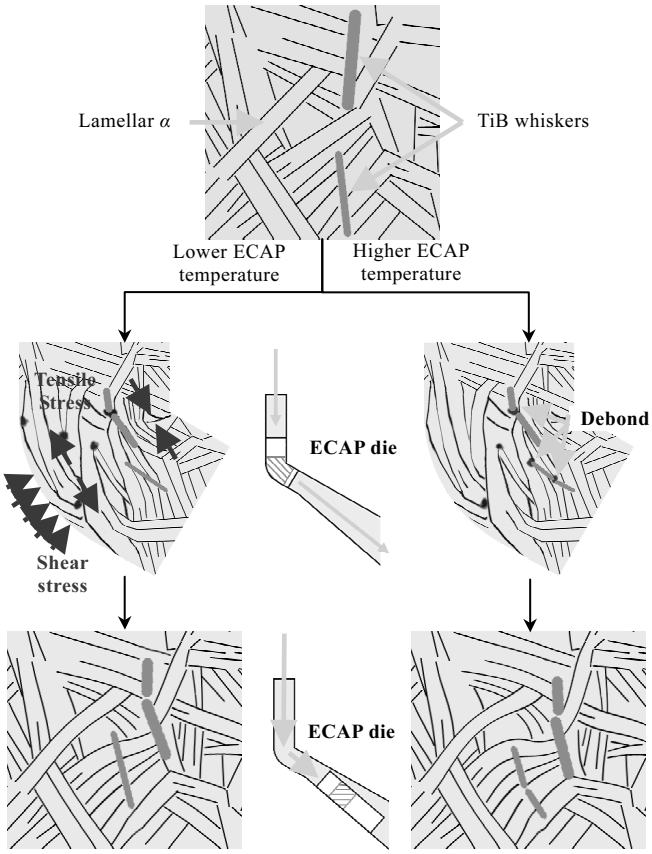

图 6　ECAP 过程中微观组织演变示意图

Fig.6　Schematic diagram of microstructure evolution during ECAP process

所受的剪切应力传递给 TiB 短纤维，使之相比在较低变形温度时需要承受更大的应力，为协调变形更倾向于断裂；另一方面当 ECAP 变形温度较高，尤其是变形温度达到 900 ℃，变形过程中的局部升温导致材料

温度接近或超过相变点时，材料基体中较易变形的 β 相所占分数增大，大量分布在 α/β 相界上的 TiB 增强体为协调两相变形，易受到两相不对称力的作用而发生断裂，最终导致 TiB 长径比的减小。

根据复合材料细观力学，短纤维增强体在复合材料中的增强效果与其临界长径比 AR_C 密切相关[30]。当 TiB 增强体细长，长径比大于 AR_C 时，TiB 会在与基体脱粘之前断裂，处于高效承载状态；反之，当 TiB 粗短，长径比小于 AR_C 时，TiB 会在断裂之前与基体脱粘，属于低效承载状态。经温度 600、700 ℃下 ECAP 后的复合材料，其 TiB 平均长径比较大，处于高效承载状态的增强体所占体积分数也更高，更有利于提高复合材料的强度。而经温度 800、900 ℃下 ECAP 后的复合材料其 TiB 平均长径比减小，处于高效承载状态的 TiB 增强体所占体积分数较低，尤其是变形温度为 900 ℃时，受 α/β 相界面不对称力的影响，TiB 的平均长径比进一步减小至 2.1，已经小于室温下的临界长径比 2.7[31]，在室温拉伸过程中，增强体的端部会与基体间发生明显的脱粘，降低复合材料强度。与 TiB 增强体长径比对于复合材料强度的影响相对应，如图 3 所示变形温度为 800、900 ℃时发生的连续动态再结晶，使得复合材料的基体中生成了大量包含位错的新生超细晶粒，这有利于提高基体抗拉强度。这两方面的因素相互抵消，最终使得 ECAP 变形温度对复合材料抗拉强度的影响并不明显，甚至 900 ℃时强度略有下降。

在塑性方面，金属材料的塑性主要取决于它的应变硬化能力，而应变硬化主要是由晶体缺陷的累积能力所决定的[32]。由于大塑性变形在超细晶材料中引入了几乎饱和的缺陷，很大程度上削弱了材料的应变硬化能力；在宏观尺度上，Consideré 准则决定着拉伸过程中应变局部化的开始，也预测了由大塑性变形获得的超细晶在屈服开始后将迅速丧失加工硬化能力，在变形初期就会发生明显的应变局部化[14, 33]。因此很难在获取超细晶提高材料强度的同时，使材料的塑性仍然维持在较好的水平，所以本研究中经 ECAP 后的复合材料，延伸率普遍下降。此外，图 5 表明复合材料延伸率的变化与 TiB 平均长径比变化基本一致，这是因为随着变形温度的提高，TiB 增强体长径比的下降所导致的界面脱粘，会在基体中引起较大的应力集中，使得脱粘区域的基体中优先萌生裂纹，当发生大范围的脱粘时，将为复合材料中的裂纹扩展创造有利条件[4]。这最终导致变形温度为 900 ℃时复合材料的延伸率下降了约 25%，塑性较大幅度降低。

3　结　论

1）$(TiB+La_2O_3)$/Ti-6Al-4V 复合材料经 ECAP 大变形后，基体中有效形成了超细晶结构，TiB 增强体的平均长径比随 ECAP 温度的升高而减小。复合材料经 800、900 ℃时 ECAP 大变形，发生了连续动态再结晶，基体合金中形成大量包含位错的超细晶粒（100~500 nm）。

2）经 ECAP 变形后复合材料的强度明显提高，抗拉强度最高可提升 18%。但变形温度对材料抗拉强度影响并不明显，主要是因为变形温度升高，TiB 增强体长径比下降，导致室温拉伸时增强体与基体间容易发生脱粘，使得增强体无法有效承载，而复合材料经 800、900 ℃的 ECAP 变形后形成的新生超细晶粒则有利于提高材料强度，二者相互影响造成变形温度对复合材料强度影响较小。

3）相较于原始锻态，经 900 ℃的 ECAP 后延伸率下降了约 25%。主要是因为大塑性变形向超细晶复合材料中引入了大量的缺陷，降低了材料的应变硬化能力，导致复合材料塑性整体下降。与此同时较高 ECAP 温度下 TiB 增强体长径比的减小使得室温拉伸时 TiB 与基体合金间更易发生脱粘，产生的孔洞引发基体中的应力集中，最终导致脱粘区域优先萌生裂纹，引起塑性明显下降。

参考文献　References

[1] Lu L, Lai M O, Wang H Y. *Journal of Materials Science*[J], 2000, 35(1): 241

[2] Ma Z Y, Tjong S C, Gen L. *Scripta Materialia*[J], 2000, 42(4): 367

[3] Srivatsan T S, Soboyejo W O, Lederich R J. *Composites Part A (Applied Science and Manufacturing)*[J], 1997, 28(4): 376

[4] Wang Ying(王　颖). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Tianjin: Tianjin University, 2008

[5] Gaisin R A, Imayev V M, Imayev R M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 723: 385

[6] Huang G, Han Y, Guo X *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 688: 155

[7] Huang G, Guo X, Han Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 317

[8] Zhang C, Li X, Zhang S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 684: 645

[9] Liu Xiaoyan(刘晓燕), Zhao Xicheng(赵西成), Yang Xirong(杨西荣) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2011, 25: 11

[10] Segal V M. *Materials Science & Engineering A*[J], 1995, 197(2): 157

[11] El-Danaf E A, Soliman M S, Almajid A A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 458(1): 226

[12] Jiao Q Y, Liu F, Zhou Y Y *et al. Journal of Plasticity*

Engineering[J], 2016

[13] Niu Shuailong, Liu Fan, Wang Jingtao. *Hot Working Technology*[J], 2017

[14] Muxin Y, Gang Y, Zhengdong L *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2012, 48(2): 164

[5] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Kuzmina N F *et al. Scripta Materialia*[J], 1998, 40(1): 117

[16] Haghighi R D, Jahromi S A J, Moresedgh A *et al*. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2012, 21(9): 1885

[17] Yapici G G, Karaman I, Luo Z P *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 49(10):1021

[18] Ko Y G, Lee C S , Shin D H *et al*. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2006, 37(2): 381

[19] Han Y, Li J, Huang G *et al. Materials & Design*[J], 2015, 75:113

[20] Cao Z, Wang X D, Li J L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 696: 498

[21] Wang L, Wang X, Zhang L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 645: 99

[22] Lee C S, Lee S B, Kim J S *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2000, 42(8):1555

[23] Zhang S R, Peng Y H, Li D Y. *Chaos Solitons & Fractals*[J], 2015, 89: 139

[24] Torabi M, Eivani A R, Jafarian H *et al*. *Advanced Engineering Materials*[J], 2016, 18(8):1469

[25] Lütjering G. *Materials Science & Engineering A*[J], 1998, 24(1-2): 32

[26] Shi Zhifeng(石志峰). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2016

[27] Chen Yongjun(陈勇军). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007

[28] Xi Y L, Chai D L, Zhang W X *et al. Scripta Materialia*[J], 2006, 54(1): 19

[29] Liu Y, Tang Z H, Zhou K C *et al*. *Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2003, 49(5): 419

[30] Xiao Lv(肖旅). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010

[31] Xiao L, Lu W, Qin J *et al. Journal of Materials Research*[J], 2008, 23(11): 3066

[32] Wu S D, An X H, Han W Z *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2010, 46(3): 257

[33] Wang Y M, Ma E. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(6):1699

Microstructural Evolution and Properties of Particle Reinforced Titanium Matrix Composites Processed by Severe Plastic Deformation

Xiang Juan [1], Han Yuanfei [1], Le Jianwen [1], Chen Yue [2], Huang Guangfa [1], Lai Xiaojun [3], Lv Weijie [1]

(1. State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

(2. Kunming Metallurgical Research Institute, Kunming 650031, China)

(3. Zhejiang Jiatai Metal Technology Co., Ltd, Jiaxing 314211, China)

Abstract: Micro TiB and nano La_2O_3 particles hybrid reinforced difficult-to-deformation Ti-6Al-4V titanium matrix composites (TMCs) were processed by severe plastic deformation of equal-channel angular pressing (ECAP). The effect of ECAP temperature on microstructure, formation mechanism of ultrafine grains and mechanical properties was studied by SEM, TEM and room temperature tensile test. The results show that ultrafine-grained (UFG) structure forms in ECAPed matrix, and ECAP temperature has significant impact on the formation mechanism. Plenty of dislocation pile-ups and tangling contribute to cell structures of hundreds of nanometers in matrix at lower ECAP temperature, while dynamic recrystallization occurs at higher ECAP temperature, which promotes the formation of a large number of new ultrafine grains (100~500 nm). The ultimate tensile strength of ECAPed TMCs at 800 °C is up to 1128.01 MPa, which is 18% higher than that of unECAPed ones. In addition, micro-nano reinforcements induce continuous dynamic recrystallization in the interface microdomain, resulting in further refined grains. However, the average aspect ratio of ECAPed TiB whiskers decreases with the increase of ECAP temperature, which makes TiB tend to debond with matrix and be disabled to play a load-bearing role. It results in the inapparent effect of ECAP temperature on ultimate tensile strength. And the voids in matrix formed by debonding induce stress concentration, cause crack easily and reduce ductility of TMCs.

Key words: titanium matrix composites; ECAP; reinforcement; strength; elongation

Corresponding author: Han Yuanfei, Ph. D., State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, P. R. China, Tel: 0086-21-34202641, E-mail: hyuf1@sjtu.edu.cn