

引文格式: 马志锋, 刘行, 黄景存, 等. 稀土 Y 对 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 微观组织与性能的影响[J]. 航空制造技术, 2023, 66(23/24): 94-99.

MA Zhifeng, LIU Xing, HUANG Jingcun, et al. Effect of Y on microstructure and properties of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(23/24): 94-99.

稀土 Y 对 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 微观组织与性能的影响

马志锋^{1,2}, 刘行^{1,2}, 黄景存³, 韩杨³, 王屿鑫³, 李萌³, 陈子勇³

- (1. 中国航发北京航空材料研究院铝合金研究所, 北京 100095;
2. 中国航发北京航空材料研究院北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095;
3. 北京工业大学材料与制造学部, 北京 100124)

[摘要] 稀土 Y 对 TiB_2 颗粒增强复合材料具有优异的细化效果, 可改善 TiB_2 颗粒团簇造成的性能损伤, 对提高复合材料综合力学性能有重要作用。本文采用传统铸造及热挤压工艺制备 3% (质量分数) $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y$ 复合材料板材, 通过扫描电子显微镜、透射电子显微镜、室温拉伸测试等表征手段研究了不同 Y 含量对 TiB_2 增强铝基复合材料的显微组织与力学性能的影响。结果表明, Y 元素的添加可以细化复合材料铸态组织, 添加 0.1% Y (质量分数) 时, 细化效果最好, T6 态的综合性能最优, 抗拉强度为 729.85 MPa, 延伸率高达 8.06%。Y 元素的加入使晶界处生成难溶相 $Al_8Cu_4Y(Zr)$, 热挤压可使其破碎并起到一定强化效应, 但过量的 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 导致材料强度、塑性降低。 TiB_2 颗粒增加了基体内位错密度, 起到位错强化、载荷传递强化效应。GP II 和 η' 是复合材料 T6 态中主要的纳米强化相。

关键词: 航空工业; 铝合金; 复合材料; 微观组织; 力学性能

Effect of Y on Microstructure and Properties of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$

MA Zhifeng^{1,2}, LIU Xing^{1,2}, HUANG Jingcun³, HAN Yang³, WANG Yuxin³, LI Meng³, CHEN Ziyong³

- (1. Institute of Aluminum Alloy, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Aluminum Alloys and Applications, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
3. Materials and Manufacturing Department of Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

[ABSTRACT] Rare earth Y has excellent refining effect on TiB_2 particle reinforced composites, and can improve the performance damage caused by TiB_2 particle clusters. It plays an important role in improving the comprehensive mechanical properties of composites. In this paper, 3% (mass fraction) $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y$ composite plates were prepared by traditional casting and hot extrusion. The effects of Y content on the microstructure and mechanical properties of TiB_2 -reinforced aluminum matrix composites were investigated by scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and tensile test at room temperature. The results show that the as-cast microstructure of composites can be refined by addition of Y, and the refining effect is the best when 0.1% Y (mass fraction) is added. The composite with 0.1% Y (mass fraction) has the best mechanical properties, with the ultimate tensile strength (UTS) of 729.85 MPa and the elongation (EL) of 8.06%. The addition of Y element leads to the formation of insoluble phase $Al_8Cu_4Y(Zr)$ at the grain boundary, which can be broken and strengthened by hot extrusion. Excessive $Al_8Cu_4Y(Zr)$ leads to the decrease of strength and plasticity of the material. TiB_2 particles can increase the dislocation density in the matrix, and have the effect of dislocation strengthening and load transfer strengthening. GP II and η' are the main nano-strengthening phases in the T6 state of the composites.

Keywords: Aviation industry; Aluminum alloys; Composite; Microstructure; Mechanical property

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.23/24.094

Al-Zn-Mg-Cu 铝合金,也称为 7xxx 系列铝合金,作为航空航天工业的重要轻质结构材料,具有低密度、高比强度、优异的耐腐蚀性和高硬度等特点^[1-4]。为了提高其力学性能以满足更加苛刻的应用要求,可以将高硬度、高弹性模量的陶瓷颗粒引入 Al-Zn-Mg-Cu 合金中制备颗粒增强铝基复合材料(PRAMCs)。

TiB₂ 颗粒具有低密度、高熔点、高弹性模量,与基体具有良好的晶格匹配度等优点,是理想的增强体材料^[5-8]。原位内生法制备的 TiB₂ 与 Al 基体润湿程度高、界面洁净,且更容易制备大体积分数颗粒复材被广泛研究。然而,由于纳米、微纳米尺寸的 TiB₂ 颗粒与 Al 熔体存在界面能和密度等差异^[9],在凝固过程极易形成 TiB₂ 颗粒团簇,这将大大削弱复合材料的力学性能^[10-12]。

稀土元素可以显著细化基体铸态组织,减小二次枝晶间距,并且可以大幅改善 TiB₂ 颗粒界面润湿性,降低 TiB₂ 颗粒的团聚倾向,但是过量的添加稀土元素反而会削弱其细化和分散作用^[13]。La、Ce 被试验证实了具有抑制晶粒长大、分散 SiC 颗粒团聚作用,降低了材料内部应力集中,大幅度提升了材料的强度、断裂韧性和延展性^[14]。稀土 Y 价格经济且具有优异的细化效果可用于替代昂贵稀土元素制备综合性能优异的铝基复合材料。Qian 等^[15]研究了 Y 对 ZrB₂ 颗粒增强 6111 复合材料组织与性能的影响,研究表明, Y 元素与 ZrB₂ 具有协同强化作用,通过弥散强化、第二相强化、位错强化,改善 ZrB₂ 的分布等机制实现强度与塑性同步提升,复合材料的抗拉强度和延伸率分别达到 325 MPa 和 13.2%,较基体合金分别提高了 19.5% 和 83.3%。本文通过传统铸造及热挤压工艺成功制备了不同 Y 质量分数(0、0.1%、0.3%、0.5%)的 3% TiB₂/Al-Zn-Mg-Cu-Zr 复合材料板材,并对其显微组织对力学性能的影响进行详细的表征和分析。

1 试验及方法

1.1 复合材料制备

试验通过传统铸造法制备 TiB₂ 颗粒增强复合材料,通过添加不同含量 Y 进行改性,复合材料成分标定如表 1 所示。将 Al-20% TiB₂、Al-50% Cu、Al-4% Zr (质量分数)中间合金和纯 Al 放入 SG2-7.5-12 型石墨黏土坩埚电阻炉中熔化,熔化温度为 780 ℃。加入六氯乙烷脱渣、除气。随后,向熔体中加入纯 Zn 和纯 Mg、Al-10% Y (质量分数)。搅拌 15 min 后将熔液浇铸进金属模具得到复合材料铸锭。在均匀化(400 ℃/4 h+465 ℃/24 h)后,将复合材料铸锭去除表面氧化层和缩孔,制成 ϕ 90 mm × 100 mm 的圆柱铸锭以备热挤压。复合材料铸锭在 425 ℃ 下保温 2 h,并在约 430 ℃ 下进行热挤压,获

得截面面积为 65 mm × 5 mm 的复合材料板材,挤压比为 20 : 1。复合板材采用峰值时效(T6)处理(465 ℃/2 h+水淬+120 ℃/24 h)。

1.2 材料表征方法

采用扫描电子显微镜(SEM, QUANTA FEG 650)和透射电子显微镜(TEM, JEOL2100)表征复合材料样品的微观结构。SEM 配备有能量色散 X 射线能谱仪(EDS, Oxford X-MAXN-80)。SEM 样品通过粗、精研磨和机械抛光制备,TEM 样品通过机械抛光制备为 ϕ 3 mm、厚度 <70 μ m 的圆片试样。用 30% 硝酸+70% 甲醇(体积分数)的双喷溶液在 248 K 下通过双喷射电抛光制备,拉伸试验在 CMT 5205 GL 万能试验机上以 0.9 mm/min 的拉伸速率进行,拉伸样品如图 1 所示。

2 结果与讨论

图 2 为不同 Y 含量的复合材料铸态组织,不同含量的 Y 对复合材料的晶粒细化程度有着较为明显的差异,通过 Image-Pro Plus 软件统计了不同成分复合材料的平均晶粒尺寸,如表 2 所示。当添加质量分数为 0.1% 的 Y 时,晶粒尺寸较无添加的材料更加细小,且等轴晶粒的占比增多。随着 Y 的添加量增加到 0.3% 时,晶粒细化程度相对减弱,但仍比 0% Y 的晶粒细小,明亮的晶界析出相密度随之增大且分布更加连续。当 Y 的添加量为 0.5% 时,材料的晶粒的细化效果进一步发生减弱,如图 2 (d) 所示,晶粒尺寸较质量分数为 0.1% 和 0.3% Y 的材料更大,这说明添加适量的 Y 对材料铸态晶粒具有明显的细化作用,但当添加量过大时,细化作用反

表 1 复合材料成分标定(质量分数)

Table 1 Composition calibration of composite materials (mass fraction) %

合金编号	Zn	Mg	Cu	Zr	TiB ₂	Y	Al
1	10	2.3	1.6	0.12	3	0	余量
2	10	2.3	1.6	0.12	3	0.1	
3	10	2.3	1.6	0.12	3	0.3	
4	10	2.3	1.6	0.12	3	0.5	

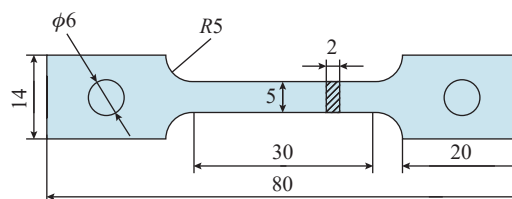


图 1 拉伸试样示意图(mm)

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen (mm)

而会被抑制。观察不同 Y 含量的材料组织发现,当 Y 的添加量为 0.1% 时,获得的铸态组织最优,细化效果最为明显。探究 Y 元素在复合材料中的作用, Y 能与熔体中的 Cu、Fe、Si 等元素形成初晶温度高的金属间化合物成为铝基体的形核位点,晶界生成的含 Y 化合物不仅可以强化晶界,还可以形成屏障阻碍基体晶粒的生长,故而起到细化晶粒的效果,铝液的凝固前沿界面中 Y 的大浓度富集使成分过冷,减少了枝晶间距,细化了枝晶^[12]。

不同 Y 含量的复合材料铸态组织 EDS 能谱图(图 3)可表征铸态组织晶界处非平衡共晶相的元素分布。可知, $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu$ 铸态组织中的增强体颗粒(TiB_2)呈现规则的几何形状,其粒径分布约为 100 nm~2 μm 。 TiB_2 在基体中分布并不均匀,易在晶界处形成 TiB_2 颗粒团簇,这是由其自身界面能导致的。细小的颗粒具有较大的比表面积,故其界面能大,导致弥散颗粒于铝液中处于不稳定状态,在凝固过程中, TiB_2 颗粒自发形成颗粒团簇,以减少比表面积、降低界面能来达到相对的稳态,因此 TiB_2 团簇在复合材料的铸造过程中无法避免。另外,复合材料基体中合金元素分布也不均匀, Cu、Zn、Mg 元素在晶界处偏聚,存在严重的枝晶偏析,其中 Cu 元素的偏析较为严重;其次为 Zn、Mg,形成 T 相($Al_2Mg_3Zn_3$)^[16], Cu 元素固溶于其中,如图 3(a)所示, Zr 元素依附于 TiB_2 颗粒簇偏聚,说明 TiB_2 颗粒界面能够成为含 Zr 相的形核位点。当复合材料中添加 Y 时,晶界相中出现了明显的 Y 元素偏聚区,如图 3(b)所示,在 Y 的偏聚区域同时偏析了部分 Cu、Zr,可能为 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ ^[17-18]。随着 Y 加入量的增加, $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 在晶界共晶相的占比急剧提高,当 Y 的添加量为 0.3% 时,铸态组织的晶界共晶相大部分为 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 。当 Y 的添加量为 0.5% 时,全部晶界相几乎都可观察到 Y 元素的偏聚,这说明 Y 元素结合大量 Cu 元素形成 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 。由于 Y 元素的过量添加,在铸态组织中首次观察到 $Al_3Zr(Y)$ 相^[19] 的形成。大量的元素偏析导致热加工过程变形抗力增大,易产生缺陷损害材料力学性能,因此需要通过均匀化退火处理以消除成分偏析。

不同 Y 含量复合材料的均匀化退火组织如图 4 所示。未添加 Y 中粗大的晶界非平衡共晶相经均匀化处理后逐渐溶解,原本连续的晶界相发生熔断,直至完全溶解,但仍存在少量的 T 相残留。从质量分数为 0.1% Y 复合材料的均匀化组织中可以看出,残余的第二相含量相对增多,与 T 相、 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 共存。残余第二相不连续分布,尺寸相对较小,通过后续的热挤压加工可进一步破碎,形成更加细小弥散的第二相,可与 TiB_2 颗

粒共同承担受力载荷,起到一定的强化效果,但受力条件下已形成应力集中,导致微裂纹萌生,损伤材料塑性。然而,当 Y 添加量为 0.3% 时,未溶解的第二相比例大幅提高。大部分粗大的 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 相仍保持铸态组织中的形态,这种粗大的晶界相会进一步减弱晶界强度,导致沿晶界开裂的脆性断裂,对材料的力学性能不利。从上述组织可以看出,添加质量分数为 0.1% Y 的材料组织最为理想,铸态晶粒细化效果明显,且晶界难回溶相生成量较少,残余第二相尺寸适中,且分布较为弥散。

质量分数为 0.1% Y 复合材料的热挤压态与时效态的组织如图 5 所示。可以看出,热挤压有效地破碎了铸造过程中形成的颗粒团簇,在挤压力的作用下使 TiB_2 颗粒沿挤压方向呈带状分布,均匀化过程残留的第二相被进一步破碎成细小分散的颗粒。热挤压过程的热变与应变储能,为固溶元素的动态析出提高了强驱动力,使大量弥散细小的 η 相在基体中析出。 η 相回溶温度

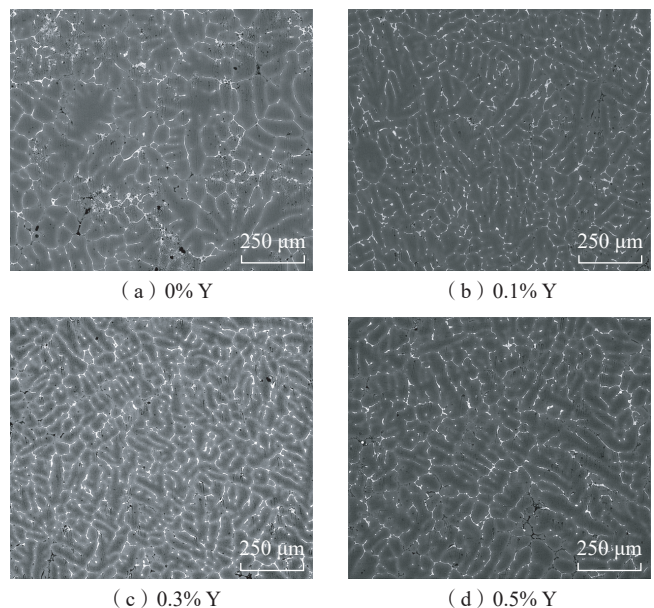


图 2 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料铸态组织
Fig.2 As-cast microstructure of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites

表 2 不同 Y 质量分数复合材料铝晶粒平均尺寸
Table 2 Average grain size of aluminum in composites with different Y mass fractions

编号	平均晶粒面积/ μm^2	平均晶粒等效直径/ μm
1#-0% Y	8718	101
2#-0.1% Y	3673	67
3#-0.3% Y	4156	71
4#-0.5% Y	6974	93

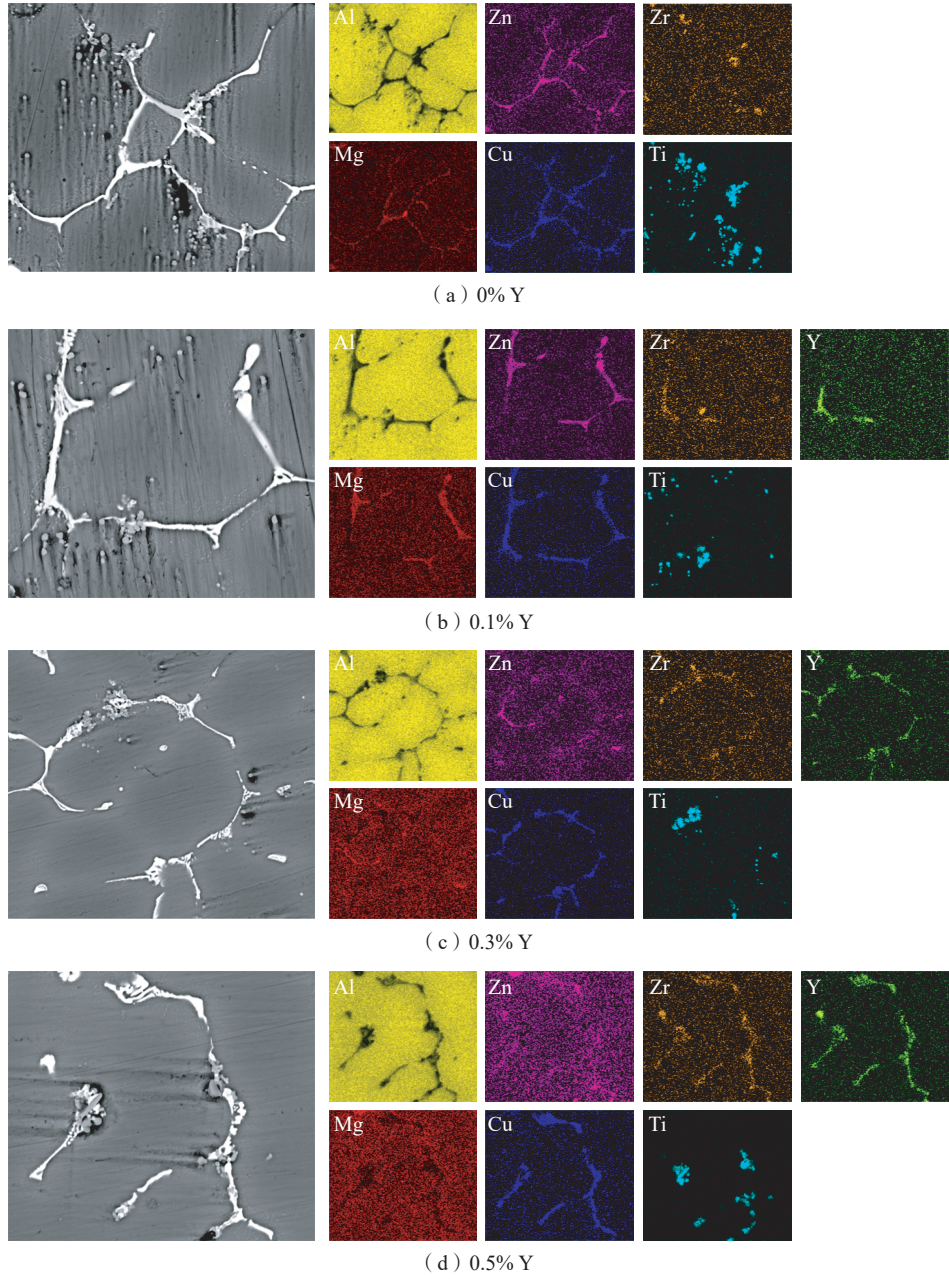


图3 铸态 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料晶界共晶相元素分布
 Fig.3 Elemental map for grain boundary eutectic phases of as-cast $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites

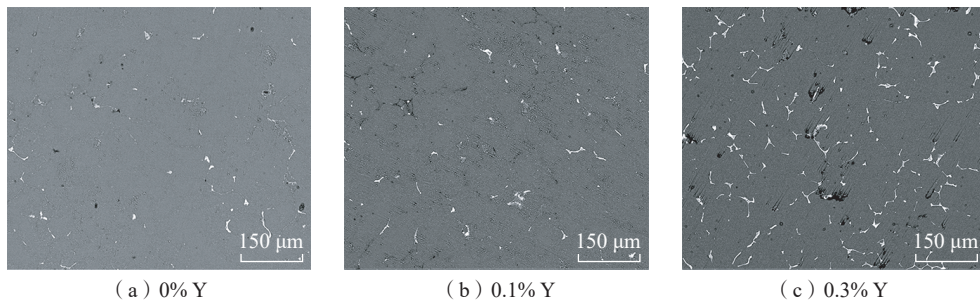


图4 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料均匀化退火组织
 Fig.4 Homogenized annealing microstructure of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites

较低,回溶速度快,在固溶过程中很容易回溶至基体(图5(b)),为后续人工时效提供驱动力保证。固溶处理后,部分T相仍未溶解,呈现圆润的边界,这是固溶处理溶解球化现象。 $Al_8Cu_4Y(Zr)$ 保持破碎后的锋锐的边界,说明固溶过程未发生回溶,但分布相对弥散,尺寸大小与残余T相相近。

峰值时效状态(T6)的挤压态复合材料的TEM显微照片如图6所示。图6(a)为 TiB_2 颗粒与高密度位错相互作用,由于 TiB_2 与基体存在弹性模量和热膨胀系数的差异,导致在热变形及热处理过程中,变形程度各不相同,因此在 TiB_2 颗粒周围的基体产生大量的几何必要位错协调变形,起到了位错强化的效果。图6(b)显示了晶粒内析出相的高分辨率透射电子显微镜(HRTEM)图,沿 $\langle \bar{1}12 \rangle_{Al}$ 方向分别观察到圆盘状和棒状 η' 相。棒状 η' 相的厚度约为2 nm,长度为4~7 nm,盘状沉淀物的直径约为4 nm。在基体中, η' 相与Al基体呈半共格取向关系。图6(c)为 $\langle \bar{1}12 \rangle_{Al}$ 方向的选定区域电子衍射图案(SADP),在 $1/3$ 和 $2/3\{220\}_{Al}$ 的位置检测到 η' 相的衍射斑^[20-21],同时出现了微弱的GP II衍射斑^[20]。一般认为7xxx合金的时效强化顺序为:过饱和固溶体 \rightarrow GP I \rightarrow GP II $\rightarrow\eta'\rightarrow\eta$ ^[22]。在晶界处,不连续的粗晶界沉淀物(GBP)沉淀与其消耗基体中的溶质原子,导致在晶界两侧形成无析出区(PFZ)(图6(d))。在添加质量分数0.1% Y的 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料的T6态中,GP II和 η' 是主要纳米强化相。然而,并未观察到基体内弥散析出的 $L1_2-Al_3Zr$ 相,可能是由于凝固过程Zr元素在 TiB_2 颗粒表面析出,并有部分固溶于 $Al_8Cu_4Y(Zr)$,基体内Zr元素耗尽,浓度驱动的析出动力不足导致无法在后续热处理中析出。

图7为不同Y含量 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料T6状态下的真应力-应变曲线。可以看出,不添加稀土Y的复合材料的抗拉强度和屈服强度分别为692.67 MPa和614.68 MPa。添加质量分数为0.1% Y的复合材料强度略有提升,抗拉强度达729.85 MPa,屈服强度达631.98 MPa,塑性得到了大幅度提升,延伸率达到8.06%,较未添加Y的材料提升了67.22%。Y的添加细化了材料晶粒,改善了 TiB_2 颗粒界面润湿性,使其与基体具有更强的结合能力,从而大大提高了材料塑性。少量破碎的第二相与 TiB_2 颗粒起到复合承载的效果,使强度略有提升。然而,从上述组织分析中得知,添加质量分数为0.3%的Y使复合材料晶界处形成大量的 $Al_8Cu_4Y(Zr)$,在均匀化退火及固溶处理中难以回溶,残留大体积分数的第二相。过度残留的第二相导致了材料受载下易在残留相聚集处产生应力集中,并于此萌生裂纹,造成脆性断裂,大大降低了材料塑性(延伸率

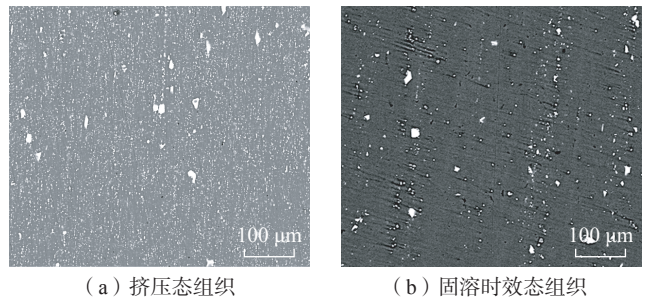


图5 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料
Fig.5 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites

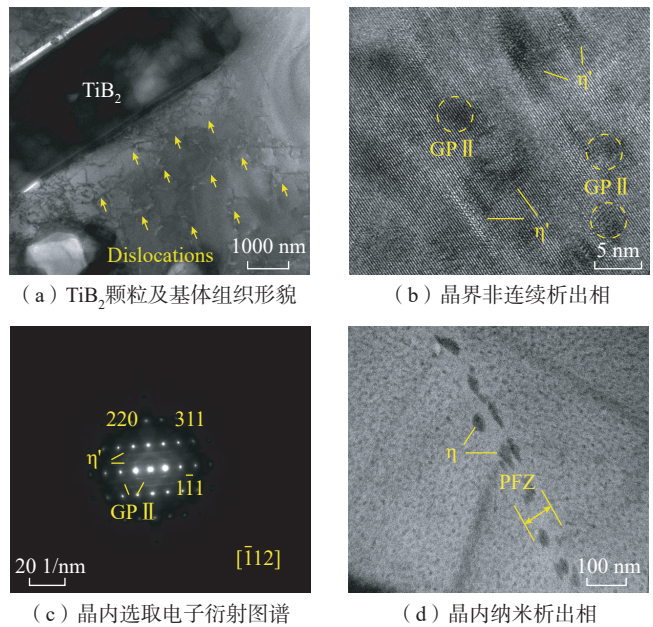


图6 添加0.1% Y的 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料TEM图
Fig.6 TEM images of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites added 0.1% Y

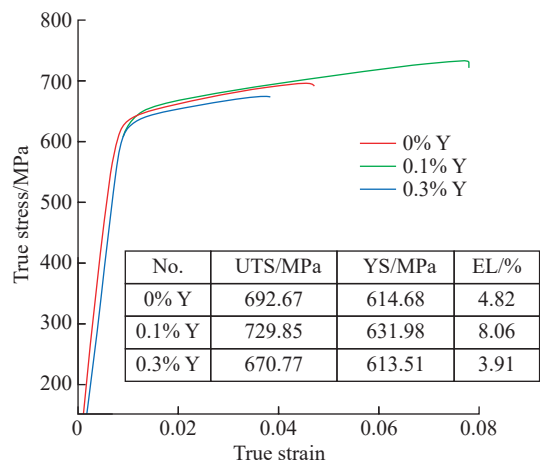


图7 不同Y含量 $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ 复合材料真实应力-应变曲线
Fig.7 True stress-strain curves of $TiB_2/Al-Zn-Mg-Cu-Zr$ composites with different Y contents

3.91%)。同时,大量 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ (Zr) 相的存在消耗了大量基体中的 Cu 元素,造成 Cu 元素原本的固溶强化、析出强化效应不足,从而使添加质量分数 0.3% Y 复合材料的强度也有所降低(抗拉强度 670.77 MPa、屈服强度 613.51 MPa)。

3 结论

本文通过常规铸造和热挤压成功制备了 Y 质量分数为 0%、0.1%、0.3%、0.5% 的 $\text{TiB}_2/\text{Al-Zn-Mg-Cu-Zr}$ 复合材料。通过 SEM、TEM 等技术表征了复合材料的显微组织与力学性能,结论如下。

(1) Y 元素的添加可以细化复合材料铸态组织,添加质量分数 0.1% Y 时,细化效果最好, T6 态的综合性能最优,抗拉强度为 729.85 MPa,延伸率高达 8.06%。

(2) Y 元素的加入使晶界处生成难溶相 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ (Zr),热挤压可使其破碎并起到一定强化效应,然而过量的 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ (Zr) 导致材料强度和塑性降低。

(3) TiB_2 颗粒增加了基体内位错密度,起到位错强化和载荷传递强化效应。GP II 和 η' 是复合材料 T6 态中主要的纳米强化相。

参考文献

- [1] WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(19): 5775–5799.
- [2] HEINZ A, HASZLER A, KEIDEL C, et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2000, 280(1): 102–107.
- [3] LITYŃSKA-DOBRYŃSKA L, OCHIN P, GÓRAL A, et al. The microstructure of rapidly solidified Al–Zn–Mg–Cu alloys with Zr addition[J]. *Solid State Phenomena*, 2010, 163: 42–45.
- [4] XU H, PALMIERE E J. Particulate refinement and redistribution during the axisymmetric compression of an Al/SiC_p metal matrix composite[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1999, 30(3): 203–211.
- [5] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, et al. Influence of alloy composition and heat treatment on precipitate composition in Al–Zn–Mg–Cu alloys[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(1): 248–260.
- [6] MILMAN V, WARREN M C. Elastic properties of TiB_2 and MgB_2 [J]. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2001, 13(24): 5585–5595.
- [7] BLAZ L, SUGAMATA M, KULA A, et al. Mechanical consolidation of rapidly solidified Meso 20 alloy flakes-structure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, 520: 105–113.
- [8] CHEN D, ZOU C, ZHANG Y J, et al. Tensile properties of 15wt.% $\text{TiB}_2/7055$ composite fabricated by in situ method[J]. *Advanced Materials Research*, 2013, 842: 165–169.
- [9] MA Y, CHEN Z, WANG M L, et al. High cycle fatigue behavior of the in-situ $\text{TiB}_2/7050$ composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 640: 350–356.
- [10] STEFANESCU D M, DHINDAW B K, KACAR S A, et al. Behavior of ceramic particles at the solid-liquid metal interface in metal matrix composites[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1988, 19(11): 2847–2855.
- [11] GENG J W, HONG T R, MA Y, et al. The solution treatment of in-situ sub-micron $\text{TiB}_2/2024$ Al composite[J]. *Materials & Design*, 2016, 98: 186–193.
- [12] HUANG J C, XIANG Z L, LI J H, et al. Effect on microstructure and mechanical properties of in situ 6wt.% $\text{TiB}_2/\text{Al-Zn-Mg-Cu}$ composite subjected by two-step orthogonal deformation process[J]. *Journal of Materials Research*, 2021, 36(21): 4426–4437.
- [13] 王国路, 陈刚, 赵玉涛, 等. 稀土对 $\text{TiB}_2/7055$ 复合材料组织及性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2011, 32(7): 1–5.
WANG Guolu, CHEN Gang, ZHAO Yutao, et al. Effects of rare earth element on microstructure and mechanical properties of $\text{TiB}_2/7055$ composites[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2011, 32(7): 1–5.
- [14] LIU Q Y, WANG F, QIU X P, et al. Effects of La and Ce on microstructure and properties of SiC/Al composites[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(1): 1232–1235.
- [15] QIAN W, ZHAO Y T, KAI X Z, et al. Microstructure and properties of 6111Al matrix composites reinforced by the cooperation of in situ ZrB_2 particles and Y[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 829: 154624.
- [16] LIM S T, EUN I S, NAM S W. Control of equilibrium phases (M, T, S) in the modified aluminum alloy 7175 for thick forging applications[J]. *Materials Transactions*, 2003, 44(1): 181–187.
- [17] ZHANG L G, MASSET P J, TAO X M, et al. Thermodynamic description of the Al–Cu–Y ternary system[J]. *Calphad*, 2011, 35(4): 574–579.
- [18] POZDNIAKOV A V, BARKOV R Y, AMER S M, et al. Microstructure, mechanical properties and superplasticity of the Al–Cu–Y–Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 758: 28–35.
- [19] KUMAR A P, SUNTHARAVEL MUTHAIAH V M, MULA S. Effect of Nb, Y and Zr on thermal stability of nanocrystalline Al–4.5wt.% Cu alloy prepared by mechanical alloying[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 722: 617–627.
- [20] BERG L K, GJØNNES J, HANSEN V, et al. GP–zones in Al–Zn–Mg alloys and their role in artificial aging[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(17): 3443–3451.
- [21] SHA G, CERESO A. Early-stage precipitation in Al–Zn–Mg–Cu alloy (7050)[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(15): 4503–4516.
- [22] CHEN Z Y, MO Y K, NIE Z R. Effect of Zn content on the microstructure and properties of super-high strength Al–Zn–Mg–Cu alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, 44(8): 3910–3920.

通讯作者: 马志锋, 高级工程师, 主要研究方向为高强铝合金。

(责编 古系)