



深冷处理对连续 $C_f/ZL301$ 复合材料 拉伸强度与残余应力的影响

聂明明, 徐志锋, 余欢, 蔡长春, 王振军

(南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室, 南昌 330063)

摘 要: 选用 M40 石墨纤维(6K)和 ZL301 铝合金作为增强体和基体, 采用真空气压浸渗法制备了纤维体积分数 40% 的单向连续 $C_f/ZL301$ 复合材料, 研究冷处理及退火处理对连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的拉伸强度和残余应力的影响。结果表明: 液氮深冷处理 12、24 和 48 h 后可以提高连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的拉伸强度, 其中经液氮深冷处理 12 h 的复合材料强度提高幅度最大, 较铸态提高 13.5%; 干冰冷处理对连续 $C_f/ZL301$ 的拉伸强度影响不大; 而退火处理使连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的强度下降 18.6%。影响复合材料拉伸强度的原因应是不同的处理工艺产生的由体积收缩导致的孔隙闭合效应程度不一以及在不同程度上改变复合材料的残余应力。

关键词: 连续 $C_f/ZL301$ 复合材料; 真空气压浸渗; 深冷处理; 残余应力; 拉伸强度

文章编号: 1004-0609(2017)-09-1832-06

中图分类号: TB333

文献标志码: A

连续 C_f/Al 复合材料以其高比强度、高比模量、良好的热稳定性、抗老化性能和可设计性等特点, 是现代航天、航空和国防等尖端技术领域最具战略性的结构材料之一, 其研究和应用越来越受到重视^[1]。为了获得性能更为优异的连续 C_f/Al 复合材料, 人们从原材料、制备工艺及材料后续热处理等方面进行了大量的研究。作为一种常规热处理和冷处理工艺的延伸, 深冷处理能够改善材料的强度、韧性和耐磨性, 同时也能改善显微组织的均匀性、尺寸稳定性、减小变形, 从而提高工件的整体使用寿命, 而且操作简便、不破坏工件、无污染、成本低, 具有可观的经济效益和应用前景^[2]。目前, 深冷处理工艺一般使用在钢的工业生产中, 钢材在冷处理过程中发生残余奥氏体向马氏体的转变, 从而提高钢材的力学性能^[3-6], 而深冷处理在铝合金等有色金属、合金及其复合材料中的研究尚未成熟, 特别是对低温处理过程中的相变特征、材料的显微组织演变规律等的报道还有待完善^[7-9]。

HEMANTH^[10]制备了 $B_4C_p/ZL301-12\%Si$ 复合材料, 并且对其深冷处理后的摩擦性能进行了研究。结果表明, 经深冷处理后复合材料的微观结构得到较为明显的改善, 碳化硼颗粒的分布更为均匀, 材料的强度、硬度和耐磨性也都有明显的提高。LEVY 等^[11]采

用热弹塑性有限元方法研究了冷热循环处理对碳化硅晶须增强铝基($SiC/5456$)复合材料的影响, 发现深冷处理降低了材料的残余应力, 从而提高材料的力学性能。崔光华等^[12]采用熔铸搅拌法制备了 SiC_p 质量分数为 38% 的 A356 铝基复合材料, 研究了深冷处理和深冷处理循环次数对铝基复合材料力学性能的影响。结果表明, 深冷处理使铝基复合材料的屈服强度和抗拉强度提高了约 10%, 深冷处理循环次数对力学性能影响不大。李桂荣等^[13]通过熔体直接反应法制备了 $Al_3(Ti_{0.5}Zr_{0.5})$ 原位颗粒强化铝基复合材料, 研究了深冷时效循环处理对复合材料显微组织和力学性能的影响。结果表明: 与未冷处理试样相比, 深冷时效循环处理后试样的平均抗拉强度提高 14.7%, 冲击韧性提高 10.9%, 伸长率提高 50%, 断裂机制为韧窝型断裂机制, 复合材料强化机制为析出相强化、位错强化和细晶强化等。现有研究表明深冷处理会对铝基复合材料的显微组织及力学性能产生一定的影响。然而目前国内对外连续 C_f/Al 复合材料深冷处理的研究很少, 探讨连续 C_f/Al 复合材料深冷处理工艺对其组织与性能的影响能够为连续 C_f/Al 复合材料开拓更多的后续处理工艺以提高其性能, 因而对推动连续 C_f/Al 复合材料的发展及应用具有一定的实际意义。为此, 本文

基金项目: 国家自然科学基金(51365043); 江西省自然科学基金项目(20151BAB206039); 轻合金加工科学与技术国防重点学科实验室和航空材料热加工技术航空科技重点实验室联合资助项目(GF201101004)

收稿日期: 2016-06-28; 修订日期: 2016-11-23

通信作者: 徐志锋, 教授; 电话: 0791-86453167; E-mail: xu_zhf@163.com

作者通过真空气压浸渗法制备了连续 C_f/ZL301 复合材料, 研究深冷处理对连续 C_f/ZL301 复合材料拉伸强度与残余应力的影响。

1 实验

1.1 实验材料

实验选用 M40 石墨纤维(6K)作为增强体材料, 其性能参数见表 1; 基体合金 ZL301 的主要成分为 Al 和 Mg, 其中 Mg 的含量为 9.8%~11%(质量分数)。

表 1 纤维的性能参数
Table 1 Performance of the fiber

Fiber model	Monofilament diameter/ μm	Tensile strength/MPa
M40-6K	6.5	4400
Elastic modulus/GPa	Elongation/%	Density/($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)
392	0.7	1.81

1.2 实验方法

采用真空气压浸渗法, 在氩气保护气氛中将铝合金熔炼至 720 ℃, 在真空度小于 210 Pa, 纤维预热温度为 560 ℃, 浸渗压力为 7 MPa, 保压时间 5 min 的工艺条件下, 使用氮气加压制备了尺寸为 $d8\text{ mm}\times 100\text{ mm}$ 、碳纤维体积分数为 40% 的单向连续 C_f/ZL301 复合材料, 并在相同条件下制备了 ZL301 合金拉伸试棒。

制备好的试样被分为 7 组(见表 2), 分别为铸态(未处理)、液氮冷处理(−196 ℃)6 h、12 h、24 h、48 h 以及干冰冷处理(−79 ℃)48 h 和去应力退火(200 ℃)6 h 作为对照组, 同时制备了 7 组 ZL301 合金拉伸试棒进行了相应的处理。为了防止复合材料试样在拉伸过程中因应力集中在夹持端断裂, 将制备好的连续 C_f/ZL301 复合材料加工成拉伸试样如图 1 所示, 根据国标 GB/T228—2002 将基体铝合金试棒加工成标准试棒。

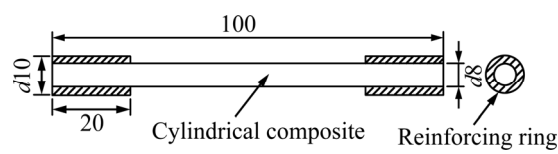


图 1 连续 C_f/ZL301 复合材料拉伸试样示意图
Fig. 1 Tensile specimens schematic of continuous C_f/ZL301 composite (Unit: mm)

表 2 连续 C_f/ZL301 复合材料的处理工艺
Table 2 Treatment process of continuous C_f/ZL301 composites

Sample No.	Treatment method	Treatment time/h	Cooling method
1	As cast	—	—
2	Liquid nitrogen (−196 ℃)	6	Air cooling
3	Liquid nitrogen (−196 ℃)	12	Air cooling
4	Liquid nitrogen (−196 ℃)	24	Air cooling
5	Liquid nitrogen (−196 ℃)	48	Air cooling
6	Dry ice (−79 ℃)	48	Air cooling
7	Stress relieving (200 ℃)	6	With furnace cooling

1.3 测试与表征

基体合金试棒和复合材料试样的拉伸强度测试在电子万能拉伸试验机 Instron5569 上进行, 采用 BrukerD8 型 X 射线衍射分析仪对复合材料进行衍射分析, 采用 Stress3000 型 X 射线应力分析仪对复合材料残余应力进行分析, 采用 SU1510 日本东丽公司生产的扫描电子显微镜对连续 C_f/ZL301 复合材料显微组织进行观察。

2 结果与讨论

2.1 不同处理工艺对基体铝合金和复合材料拉伸强度的影响

图 2 和 3 所示分别为经不同处理工艺后基体铝合金及连续 C_f/ZL301 复合材料的平均拉伸强度, 铸态、液氮冷处理(−196 ℃)6 h、12 h、24 h、48 h, 干冰冷处理(−79 ℃)48 h 以及去应力退火(200 ℃)6 h 处理后的基体合金强度依次为 151 MPa、157 MPa、150 MPa、159 MPa、150 MPa、153 MPa、151 MPa, 对应的连续 C_f/ZL301 复合材料平均拉伸强度依次为 446 MPa、442 MPa、506 MPa、497 MPa、464 MPa、459 MPa、363 MPa。结果表明, 这些处理工艺对 ZL301 基体铝合金的拉伸强度基本没有产生影响; 而经过不同处理的连续 C_f/ZL301 复合材料的拉伸强度产生了明显的差异, 经液氮深冷处理 12 h、24 h 和 48 h 的复合材料强度较铸态都获得提高, 其中经液氮冷处理(−196 ℃)12 h 的连续 C_f/ZL301 复合材料平均拉伸强度达到了 506 MPa, 相比未处理的复合材料强度提高了 13.5%, 而经去应力退火处理的连续 C_f/ZL301 复合材料的平均拉伸强度只有 363 MPa, 相比铸态的强度降低了 18.6%。

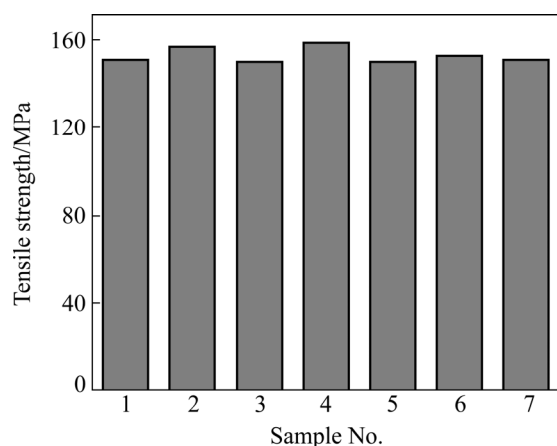


图2 经不同处理的基体的拉伸强度

Fig. 2 Tensile strength of matrix with different treatment processes

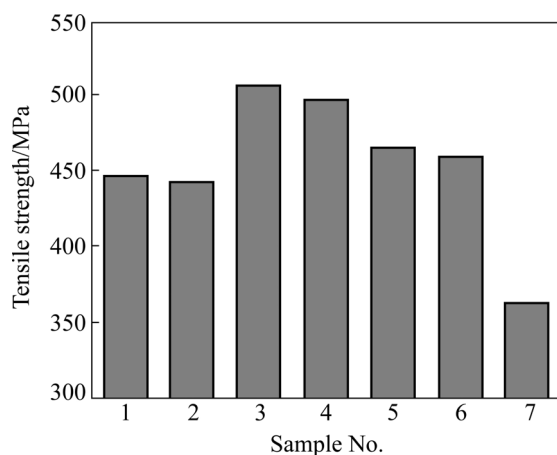
图3 经不同处理的连续 C_f/ZL301 复合材料的拉伸强度Fig. 3 Tensile strength of continuous C_f/Al composite with different treatment processes

表3所示为基体ZL301和M40碳纤维的热膨胀系数。基体铝合金是各向同性材料，因此其轴向和径向热膨胀系数都为 $24.5 \times 10^{-6}/K$ ，且其会随着温度升高而升高。M40碳纤维的径向热膨胀系数为 $8 \times 10^{-6}/K$ ，轴向热膨胀系数为 $-0.83 \times 10^{-6}/K$ 。可见不论在轴向还是径向，基体铝合金和碳纤维热膨胀系数都存在明显差异，液态成形的C_f/ZL301复合材料在制备过程中，因基体铝合金与纤维之间的热膨胀系数差异较大，所以产生了较大的热错配应力。且在利用真空气压浸渗工艺制备该复合材料过程中，碳纤维预制体被预热到 $560^{\circ}C$ ，而基体铝合金浸渗温度达到 $720^{\circ}C$ ，两者之间较大的温度差，加剧了基体合金和碳纤维之间的热膨胀的不均匀性。

分析复合材料液氮深冷处理后强度提高的原因是

表3 ZL301 铝合金及 M40 纤维的轴向和径向热膨胀系数 ($10^{-6}/K$)

Table 3 Thermal expansion coefficient of matrix alloy and M40 carbon fiber

Material type	Thermal expansion coefficient/ $10^{-6} K^{-1}$	
	Longitudinal direction	Transverse direction
ZL301	24.5	-0.83
M40	24.5	8

因为连续 C_f/ZL301 复合材料在真空气压浸渗过程中产生很大的热错配应力，复合材料冷却到室温后，产生的热错配应力以残余应力的形式保存下来，其中基体相为拉伸残余应力，增强相为压缩残余应力。有研究表明^[14-15]，深冷处理可以改变残余应力的状态，使增强相受拉伸残余应力，基体受压缩残余应力，这样使得基体在拉伸过程中能抵消掉一部分拉伸应力，强度得到了提高。同时低温冷却过程中复合材料整体会因热胀冷缩导致体积收缩，收缩过程中可以使材料本身存在的微小缺陷，如微孔，应力集中部分产生塑性流变，使材料的缺陷得以弥合，提高了致密度，这些都有利于材料强度的提高。经液氮深冷处理6h的复合材料强度几乎没有变化，这是因为其处理时间过短造成的，干冰冷处理虽然也可消除部分残余应力，但其远不能达到液氮处理的低温程度，因而其体积收缩效应不及液氮深冷处理。基体铝合金在冷处理后其强度并没有获得提高，这是由于采用真空气压浸渗的方法获得的铸态铝合金试棒由于成形条件很好，其组织致密，材料内部几乎没有缺陷，冷处理过程中的体积收缩效应原本可以使材料内的部分缺陷如空位和微孔得到弥合，但应用在致密度很高的ZL301合金时不能发挥这种作用，因此冷处理对ZL301的强度几乎没有影响。

2.2 不同处理工艺对复合材料残余应力及显微组织的影响

图4所示为经过不同处理的连续C_f/ZL301复合材料基体侧的残余应力值，铸态的复合材料基体侧残余应力为205 MPa，此时基体相受拉应力，增强相受压应力。经液氮深冷处理6h、12h、24h的复合材料残余应力值分别为106 MPa、75 MPa、8.4 MPa，呈逐渐降低的趋势。经液氮深冷处理48h、干冰冷处理48h及去应力退火6h处理的连续C_f/ZL301复合材料的残余应力值分别为-59 MPa、-6 MPa和-16 MPa，表明经这3种工艺处理后的复合材料残余应力状态已转变为基体相受压应力，增强相受拉应力。

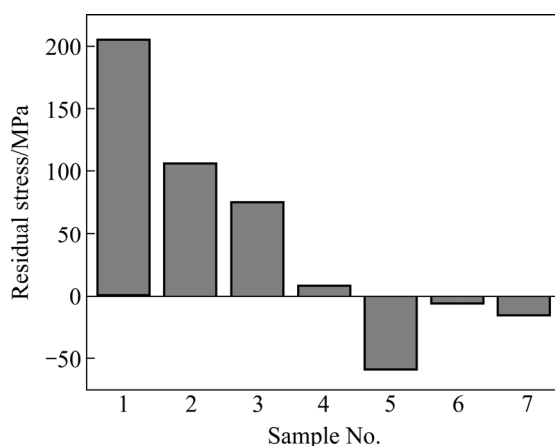


图 4 经不同处理的连续 C_f/ZL301 复合材料基体侧残余应力

Fig. 4 Residual stress of matrix side of continuous C_f/Al composite with different treatment process

图 5 所示为 4 种不同状态下的连续 C_f/ZL301 复合材料的显微组织。图 5(a)所示为铸态的复合材料中的纤维形貌, 可以看到纤维并非原始的规则圆形, 而是产生了严重的变形, 呈“豌豆”状, 并且纤维的边缘不光滑呈“锯齿”状。这是由于复杂的残余应力分布导致部分碳纤维产生了严重的不规则的弹性形变。图 5(b)所示为经液氮深冷处理 6 h 复合材料的显微组织, 由于处理时间较短, 纤维依然存在比较严重的变形; 在图 5(c)中, 经液氮深冷处理 24 h 的复合材料中的纤维依然呈椭圆形, 但纤维边缘已经变得较为光滑, 表明

其处理后释放了部分残余应力; 在图 5(d)中, 经退火 6 h 处理后的复合材料的大部分纤维的形变程度变小, 接近恢复到圆形的状态。

冷处理改变复合材料残余应力的原理是制造过程基体产生错配拉伸塑性变形, 低温处理时, 基体收缩程度比增强体大, 两相之间的错配应力将使基体继续塑性变形, 在由低温升高至室温时, 基体膨胀程度大于增强体, 这样基体错配拉应力将逐渐减小, 使得复合材料的热残余应力降低。在对材料进行退火处理时, 基体内部首先发生回复软化, 材料内部缺陷(如位错空位)等密度减低, 残余应力减小, 而当温度高于再结晶温度后(纯铝的再结晶起始温度约为 200 °C), 铝基体内部将发生再结晶, 随着新的再结晶核心的长大, 基体晶粒与纤维之间的错配降低, 残余应力得到部分消除。

陈鼎等^[16]提出, 铝合金在深冷过程中发生了晶粒转动, 择优取向形成了再结晶织构, 当这种晶粒取向有利于阻碍位错滑移时, 材料的强度性能得到提高。X 射线衍射试验结果(见图 6)证实本实验也产生了这种效应, 图 6 中(a), (b), (c), (d)曲线分别为铸态、液氮深冷 6 h、液氮深冷 24 h 及退火态的复合材料的 XRD 谱, 可以发现几个主要衍射峰的位置没有大的变化, 也没有出现新的衍射峰, 表明处理过程中没有相变发生, 但其中 Al 的 4 个主要的衍射峰(2θ 为 38.5°、44.7°、65.1°、78.2°)的强度及位置都有明显的差异, 根据 X 射线衍射的基本原理可知: 在一般情况下晶体呈完全无规则取向, 若被测试样中取向晶体增多(且该

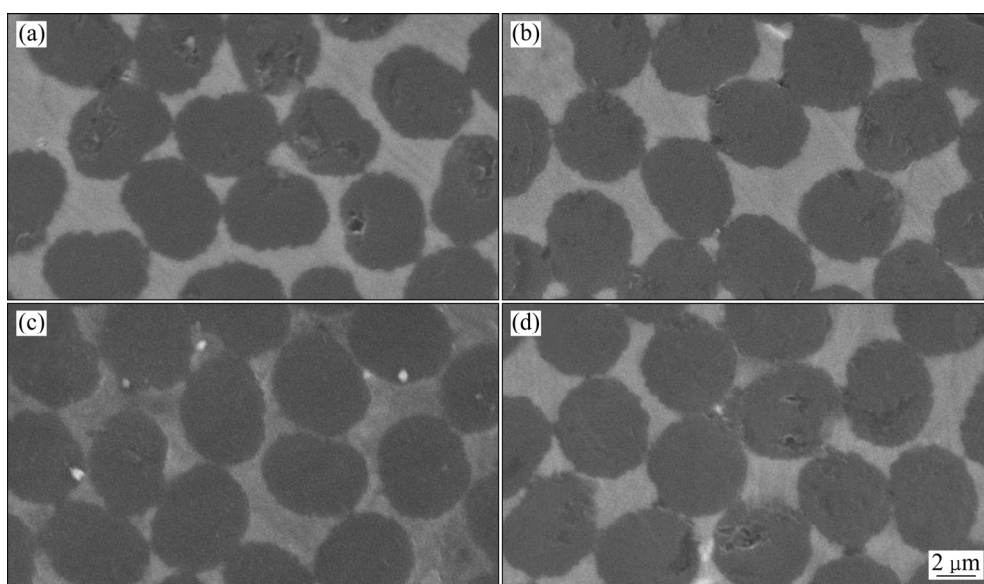


图 5 经不同处理的连续 C_f/ZL301 复合材料的显微组织

Fig. 5 Microstructure of of continuous C_f/Al composite with different treatment process: (a) As cast; (b) Liquid nitrogen, 6 h; (c) Liquid nitrogen, 24 h; (d) As annealed

方向上晶面存在衍射峰), 则必将引起衍射强度的增加。由此可以推测铝基体经深冷处理后在某些方向) 出现了择优取向。晶粒转动需要一定的驱动力及条件, 材料在深冷处理过程中由于热胀冷缩的原理, 体积发生收缩。铝和铝合金温度下降 200K, 体积收缩约 1%^[16]。如此大的收缩能使材料产生巨大的内应力, 在内应力的作用下, 使得晶粒择优取向产生了转动。此外, 也有可能由于深冷收缩, 使材料内部产生大量的位错和亚晶, 在深冷回复过程中铝合金产生了回复甚至再结晶, 铝合金的某些晶粒发生了转动, 择优取向, 形成了再结晶组织^[16]。这些变化势必会影响到复合材料内部的残余应力, 进而影响复合材料的拉伸强度。

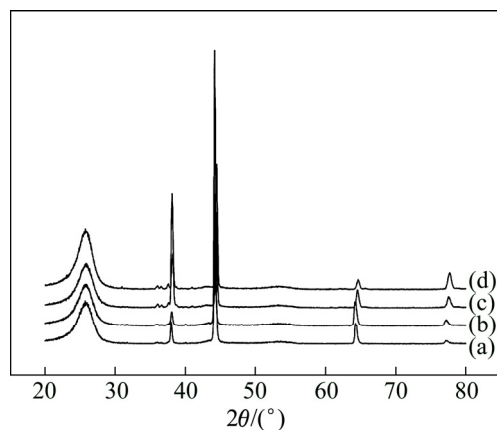


图6 经不同处理的连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的 XRD 谱

Fig. 6 XRD patterns of continuous C_f/Al composite with different treatment process: (a) As cast; (b) Liquid nitrogen, 6 h; (c) Liquid nitrogen, 24 h; (d) As annealed

3 结论

1) 冷处理及退火处理对 ZL301 基体的拉伸强度几乎没有影响, 而不同的处理工艺对连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的拉伸强度产生了不同的影响, 经液氮深冷处理 12 h、24 h 和 48 h 后的复合材料拉伸强度都有所提高, 其中经液氮深冷处理 12 h 的连续 $C_f/ZL301$ 复合材料平均拉伸强度最高, 达到了 506 MPa, 相比铸态的复合材料强度提高了 13.5%; 经干冰冷处理的复合材料强度几乎没有变化; 而经去应力退火处理的连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的平均拉伸强度只有 363 MPa, 相比铸态的复合材料强度降低了 18.6%。冷处理过程中因体积收缩效应导致的孔隙闭合及深冷处理使复合材料的残余应力消除应是复合材料强度获得提高的原因。

2) 经液氮深冷处理 6 h、12 h、24 h 的复合材料残余应力值分别为 106 MPa、75 MPa、8.4 MPa, 呈逐渐降低的趋势。经液氮深冷处理 48 h、干冰冷处理 48 h 及去应力退火 6 h 处理的连续 $C_f/ZL301$ 复合材料的残余应力值分别为 -59 MPa、-6 MPa 和 -16 MPa, 表明冷处理和退火处理可以使复合材料内部的残余应力状态由基体相受拉应力, 增强相受压应力转变为基体相受压应力, 增强相受拉应力。

REFERENCES

- [1] 马立敏, 张嘉振, 岳广全, 刘建光, 薛佳. 复合材料在新一代大型民用飞机中的应用[J]. 复合材料学报, 2015, 32(2): 317-322.
MA Li-ming, ZHANG Ja-zhen, YUE Guang-quan, LIU Jian-guang, XUE Jia. Application of composites in new generation of large civil aircraft[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2015, 32(2): 317-322.
- [2] 吴红艳, 艾峥嵘, 刘相华. 钢铁材料深冷处理技术研究和应用进展[J]. 材料热处理学报, 2013, 34(12): 1-34.
WU Hong-yan, AI Zheng-rong, LIU Xiang-hua. Progress of research and application on cryogenic treatment of steels[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2013, 34(12): 1-34.
- [3] BENSELY A, SENTHILKUMAR D, LAL D M, NAGARAJAN G, RAJADURAI A. Effect of cryogenic treatment on tensile behavior of case carburized steel-815M17[J]. Materials Characterization, 2007, 58(5): 485-491.
- [4] LI Shao-hong, XIE Yin-zi, WU Xiao-chun. Hardness and toughness investigations of deep cryogenic treated cold work die steel[J]. Cryogenics, 2010, 50(2): 89-92.
- [5] 陈鼎, 黎文献. 铝和铝合金的深冷处理[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 891-895.
CHEN Ding, LI Wen-xian. Cryogenic treatment of Al and Al alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 891-895.
- [6] WANG Ping, LU Wei, WANG Yue-hui, LIU Jian-hua, ZHANG Rui-jun. Effects of cryogenic treatment on the thermal physical properties of Cu76.12Al23.88 alloy[J]. Rare Metals, 2011, 30(6): 644-649.
- [7] LI Gui-rong, WANG Hong-ming, CAI Yun, ZHAO Yu-tao, WANG Jun-jie, GILL S P A. Microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy subject to deep cryogenic treatments[J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2013, 20(9): 896-901.
- [8] ROMETSCH P A, ZHANG Yong, KNIGHT S. Heat treatment of 7XXX series aluminium alloys-some recent developments[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2003-2017.
- [9] 刘勇, 张丽, 徐春水, 杨湘杰. 深冷处理对

- Cu₄₀Zr₄₄Ag₈Al₈ 非晶复合材料组织和力学性能的影响[J]. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2012, 42(6): 577–582.
- LIU Yong, ZHANG Li, XU Chun-shui, YANG Xiang-jie. Effect of cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of Cu₄₀Zr₄₄Ag₈Al₈ bulk metallic glass composite[J]. Scientia Sinica(Physica, Mechanica & Astronomica), 2012, 42(6): 577–582.
- [10] HEMANTH J. Tribological behavior of cryogenically treated B₄Cp/ZL301-12% Si composites[J]. Wear, 2005, 258(11/12): 1732–1744.
- [11] LEVY A, PAPAIZIAN J M. Elastoplastic finite element analysis of short-fiber-reinforced SiC/ZL301 composites effects of thermal treatment[J]. Mater Technol, 1991, 39(10): 129–133.
- [12] 崔光华, 欧阳求保, 顾海麟, 张 荻, 张国定. 深冷处理对 SiCp/A356 复合材料力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2009, 29(7): 647–650.
- CUI Guang-hua, OUYANG Qiu-bao, GU Hai-lin, ZHANG Di, ZHANG Guo-ding. Effects of cryogenic treatment on mechanical properties of SiCp/A356 composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2009, 29(7): 647–650.
- [13] 李桂荣, 崔玉华, 王宏明, 赵玉涛. 深冷时效循环处理铝基原位复合材料的显微组织和力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(5): 1168–1175.
- LI Gui-rong, CUI Yu-hua, WANG Hong-ming, ZHAO Yu-tao. Microstructure and mechanical properties of in-situ aluminum matrix composites treated by cryogenic aging circular treatment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(5): 1168–1175.
- [14] 刘秋云, 费维栋, 姚忠凯, 赵连城. 金属基复合材料的热残余应力研究进展[J]. 宇航材料工艺, 1998, 28(3): 1–6.
- LIU Qiu-yun, FEI Wei-dong, YAO Zhong-kai, ZHAO Lian-cheng. Development of thermal residual stress in metal matrix composite[J]. Aerospace Materials & Technology, 1998, 28(3): 1–6.
- [15] 姜传海, 王德尊, 姚忠凯. 颗粒增强金属基复合材料热错配应力分析[J]. 金属学报, 2000, 36(5): 555–560.
- JIANG Chuan-hai, WANG De-zun, YAO Zhong-kai. Analysis of thermal mismatch stress in the particle reinforced composite[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000, 36(5): 555–560.
- [16] 陈 鼎, 黎文献. 深冷处理下铝和铝合金的晶粒转动[J]. 中南工业大学学报, 2000, 31(6): 544–547.
- CHEN Ding, LI Wen-xian. Grain preferred orientation of Al and Al alloys through cryogenic treatment[J]. Journal of Central South University of Technology, 2000, 31(6): 544–547.

Effect of cryogenic treatment on tensile strength and residual stress of continuous C_f/ZL301 composite

NIE Ming-ming, XU Zhi-feng, YU Huan, CAI Chang-chun, WANG Zhen-jun

(National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology,
Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The vacuum gas pressure infiltration was performed for the continuous C_f/ZL301 composite with the volume fraction of 40%, of which the reinforced material was M40 graphite fiber and the matrix alloy was ZL301 alloy, both the effects of cryogenic treatment and annealing treatment on the tensile strength and residual stress of continuous C_f/ZL301 composites were studied. The results show that the tensile strength of C_f/ZL301 composites can be improved after cryogenic treatment for 12 h, 24 h or 48 h in liquid nitrogen. The tensile strength of C_f/ZL301 composites has the largest improved after cryogenic treatment for 12 h in liquid nitrogen, compared with the as cast composite increased of 13.5%. Dry ice treatment has little effect on the tensile strength of C_f/ZL301. The tensile strength of C_f/ZL301 composites decreases of 18.6% by annealing treatment. The reason for effecting on the tensile strength of C_f/ZL301 composites should be that the pore closure is different caused by volume shrinkage and the residual stress of composite has changed in different extent because of the different treatment process.

Key words: continuous C_f/ZL301 composite; vacuum pressure impregnation; cryogenic treatment; residual stress; tensile strength

Foundation item: Project (51365043) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (20151BAB206039) supported by the Natural Science Foundation of Jiangxi Province, China; Project (GF201101004) supported by the National Defence Key Discipline Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology Aviation Technology Key Laboratory of Aerospace Materials Hot Working Processing Technology, China

Received date: 2016-06-28; **Accepted date:** 2016-11-23

Corresponding author: XU Zhi-feng; Tel: +86-791-86453167; E-mail: xu_zhf@163.com

(编辑 王 超)