

纳米纤维素增强仿贝壳结构 黏土复合材料性能研究

赵艳文¹, 李云飞², 陈静¹, 叶宏军¹, 蒋蔚¹, 顾轶卓³

(1. 中航复合材料有限责任公司, 北京 101300;

2. 驻沈阳飞机工业(集团)公司军事代表处, 沈阳 110094;

3. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191)

[摘要] 以纳米纤维素为增强体, 使用聚乙烯醇、淀粉和酪蛋白为高分子相, 通过溶剂挥发法制备仿贝壳黏土复合材料。采用扫描电子显微镜和 X 射线衍射分别对复合材料的微观形貌和层间距进行表征, 研究了高分子和纳米纤维素对黏土复合材料层间距的影响, 分析了高分子种类、纤维素对其力学性能的影响。结果表明高分子增加了黏土复合材料片层间距, 但纳米纤维素对层间距影响不明显; 纳米纤维素能有效增强高分子/黏土复合材料片层间的相互作用, 从而提高材料的力学性能; 黏土复合材料的力学性能增强程度与添加高分子材料种类和浓度有关。

关键词: 纳米纤维素; 黏土; 复合材料; 高分子

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2016.23/24.042



赵艳文

中航复合材料有限责任公司工程师, 主要从事复合材料研发工作。

天然生物材料, 如贝壳、骨等是生物体为了适应环境, 逐渐进化而形成的具有高度环境适应性的材料。独特的结构赋予其远超人工合成材

料的性能^[1-2]。受此启发, 利用新型的合成策略来仿生设计结构材料和功能材料是近年来研究的热点, 并已经成为化学、材料、生命和力学等学科交叉研究的前沿热点之一^[3-4]。

在众多生物材料中, 珍珠贝壳层由于其独特的结构、极高的强度和良好的韧性受到广泛的关注。贝壳珍珠层由文石片碳酸钙(约 95%)和有机质(约 5%)组成, 其韧性是文石片的 3000 多倍^[5]。这种超常的力学性能归因于贝壳珍珠层独特的多尺度、多级次“砖-泥”组装结构, 但是简单的“砖-泥”结构模型并不能完全解释试验测得的能量消耗。相关研究表明, 当贝壳珍珠层发生形变或断裂时, 无机相间的有机质发生塑性变形, 同时由于有机相与无机相之间良好的黏结强度, 使得珍珠贝壳层拥有极佳的韧性。近年来, 这种特殊结构吸引了众多研究者对制备轻质、高

强、超韧性层状复合材料的兴趣^[6], 开发了一系列高强、超韧性层状仿生复合材料, 并已应用到材料科学、机械和民用工程、航空航天等领域^[7]。

目前制备仿贝壳黏土复合材料的方法主要有层组装法(Layer-by-layer methodology, LBL)^[8]、定向冻融法(Directional freezing)^[9]、电泳沉积法(Electrophoretic deposition)^[10]等。然而, 这些方法普遍存在制备效率低下、产品质量不稳定等缺点^[11], 很难应用于实际工业生产。相比于以上方法, 溶剂挥发法是一种效率高、产品质量稳定, 且具有大规模生产潜力的制备方法^[12]。试验发现: 随着黏土浓度增加, 更易形成仿贝壳结构, 所制得的复合材料的拉伸模量也随之提高, 当黏土浓度超过一定数值后, 复合材料的拉伸模量、拉伸强度均出现不同程度的下降, 这是因为黏土浓度过高时, 黏土在溶液中易团

聚,复合材料中黏土分散不均匀,最终导致材料变脆,力学强度降低。向黏土溶液中加入一定量的高分子材料能增强材料的韧性,但引入过量的高分子将导致黏土复合材料力学性能降低。因此,降低高分子含量同时维持良好的力学性能是制备仿贝壳复合材料的关键。

聚乙烯醇(PVA)、淀粉及酪蛋白是可降解的环保高分子材料。其中PVA是一种用途广泛的水溶性高分子,淀粉广泛存在于植物中,来源广泛,酪蛋白存在于哺乳动物的乳液中。这3种高分子材料的分子链中均含有大量的羟基或氨基,可以通过氢键与黏土复合材料片层形成较强的作用力,是制备高分子/黏土复合材料理想的材料^[13]。纳米纤维素(CMF)由于其来源广泛、环境友好、优良的力学性能(拉伸模量139GPa,抗张强度达到1.9GPa),在复合材料增强方面有很大的应用价值^[14]。

本文以CMF为增强体,PVA、淀粉及酪蛋白为高分子相,通过溶剂挥发法制备黏土复合材料。表征了复合材料的微观结构,测试了复合材料的力学性能,分析了CMF含量对复合材料力学性能影响及产生这种影响的机理。该方法有望为大规模制备仿贝壳复合材料,提高复合材料力学性能提供新的研究思路。

材料及试验方法

1 原材料

纤维素(CMF, Sigma-Aldrich),聚乙烯醇(PVA, 相对分子质量31000~50000, 醇解度99%, Sigma-Aldrich),可溶淀粉(Starch, Sigma-Aldrich),酪蛋白(Casein, Sigma-Aldrich),黏土(斑脱土,使用直径为60 μm 筛子处理后备用)。

2 材料制备

CMF溶液制备:纤维素加入一定量去离子水中并浸泡24h,然后加入到均质机中以20000r/min处理

30min,得到纤维素悬浮液。

PVA溶液和淀粉溶液制备:分别将PVA和淀粉加入到去离子水中,在80 $^{\circ}\text{C}$ 的水浴下溶解搅拌2h,制得PVA和淀粉溶液。

酪蛋白溶液制备:将酪蛋白加入到氢氧化钠溶液中搅拌20h,制得酪蛋白溶液。

高分子/黏土复合材料制备:将黏土加入去离子水中,搅拌均匀后在均质机中以20000r/min的速度处理5min,将等量的高分子溶液缓慢加入,搅拌20h后倒入培养皿中,在55%湿度和20 $^{\circ}\text{C}$ 条件下自然挥发,得到高分子/黏土复合材料。

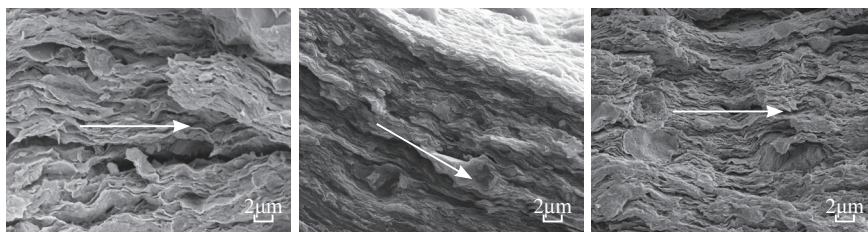
CMF/高分子/黏土复合材料制备:将黏土加入去离子水中,搅拌均匀后在均质机中以20000r/min的速度处理5min,将等量的高分子溶液缓慢加入并搅拌20h,将等量的CMF悬浮液加入上述溶液中,继续搅拌2h。最后将悬浮液倒入培养皿中,在55%湿度和20 $^{\circ}\text{C}$ 条件下自然挥发,得到CMF/高分子/黏土复合材料。

3 表征方法

黏土复合材料的微观结构用Leo[®] 1430VP扫描电镜测试,加速电压为20kV。材料片层的层间距在X'Pert PRO X射线衍射仪以Cu K α ($\lambda=0.15406\text{nm}$)上进行测试。材料拉伸测试在INSTRON 5900上以2mm/min的速度进行,每组样品由5个试样构成。

结果与讨论

1 黏土复合材料微观结构研究



(a) PVA/黏土复合材料 (b) 淀粉/黏土复合材料 (c) 酪蛋白/黏土复合材料

图1 不含CMF的高分子/黏土复合材料扫描电镜形貌
Fig.1 SEM of polymer/clay composites without CMF

PVA/黏土、淀粉/黏土、酪蛋白/黏土复合材料微观结构如图1所示,其中高分子溶液浓度均为1%。从图1中可看出,各复合材料均具有明显的类贝壳结构(砖块+泥浆结构)。“砖”(图1中箭头所指)为黏土片层,高分子作为“泥”结构将黏土片层粘结,片层规则排列形成类贝壳结构。

各CMF/高分子/黏土复合材料微观结构如图2所示,其中CMF悬浮液浓度为0.1%,高分子溶液浓度为1%。从图2(a),(c),(e)可看出,加入少量的纳米纤维素后,各复合材料仍具有典型的类贝壳结构。图2(b),(d),(f)中,圆环标注所示的CMF位于复合材料层间且堆积十分明显,表明CMF吸附在高分子/复合材料层间。

使用XRD进一步对黏土复合材料的片层间距进行定量表征,结果见图3。黏土片层在 $2\theta=7.2^{\circ}$ 处存在明显的层间衍射峰,加入高分子后该特征峰移动至 $2\theta=4.2^{\circ}$ 处,加入CMF后特征峰仍保持在 $2\theta=4.2^{\circ}$ 处。经计算可得,纯黏土复合材料层间距约为1.23nm,高分子引入后复合材料层间距约为2.10nm,在此基础上引入CMF层间距未有明显变化。根据上述结果,CMF/高分子/黏土复合材料的结构可以简化为图4。

2 高分子种类对黏土复合材料拉伸性能的影响

PVA/黏土、淀粉/黏土、酪蛋白/黏土复合材料的拉伸强度见表1。纯黏土中片层间作用力较弱,很难

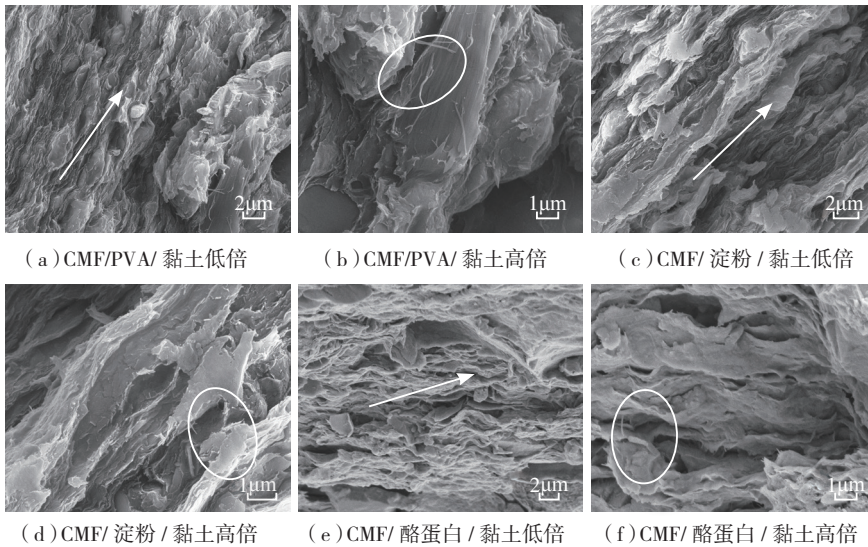


图2 CMF/高分子/黏土复合材料扫描电镜形貌
Fig.2 SEM of CMF/polymer/clay composites

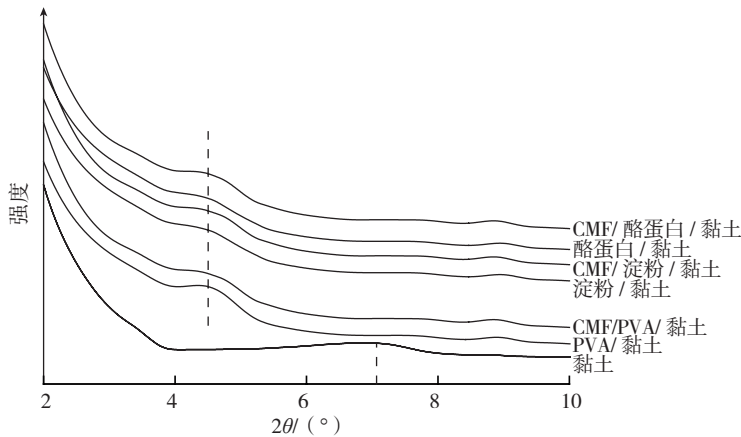


图3 黏土复合材料的XRD图
Fig.3 XRD spectrum of clay composite

通过自身相互作用形成完整的拉伸试样。相比之下,黏土中引入高分子后形成的复合材料的拉伸强度均高于5MPa。各高分子在一定浓度范围内能明显提高复合材料的力学性能(PVA:1%以下,淀粉:1.5%以下,酪蛋白:2%以下),继续增加高分子浓度,复合材料力学性能变化不明显。此外,高分子种类对黏土复合材料拉伸强度也存在不同程度的影响。表1中PVA/黏土、淀粉/黏土和酪蛋白/黏土复合材料的最大拉伸强度分别为17.6MPa、25.0MPa和25.4MPa。淀粉和酪蛋白相比于PVA在改善黏土复合材料拉伸强度方面更具优势。黏土复合材料片层表面带有负

电^[15],静电排斥使片层间作用力减弱。如图4所示,高分子通过氢键吸附在复合材料片层表面,不仅屏蔽了片层表面的静电,还通过高分子链将片层粘连起来。因此,黏土中引入PVA、淀粉和酪蛋白3种高分子后,可形成具有一定强度的完整材料。对比3种高分子制备的复合材料形貌可发现,图1(a)中黏土片层的分布有序性较差;图1(b)和(c)中黏土片层致密排列,且整体在面内分布。淀粉/黏土、酪蛋白/黏土复合材料在拉伸过程中有序的黏土片层分布更有利于协同承载,故其拉伸强度较高。此外,淀粉和酪蛋白中分别存在大量的羟基和氨基,二者均可与

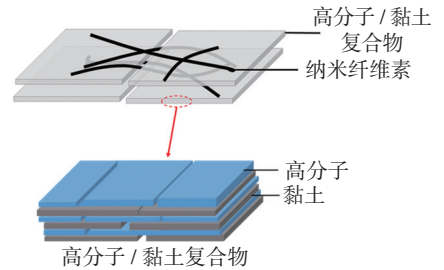


图4 纳米纤维素、高分子和黏土片层的相互作用示意图

Fig.4 Illustration of the interaction of nano cellulose, polymer and clay nanosheet

表1 不同高分子制备黏土复合材料的拉伸强度 MPa

高分子种类	不同高分子质量分数 /%				
	0.5	1	1.5	2	2.5
PVA	6.9	16.5	17.5	17.6	17.6
淀粉	5.3	16.1	25.0	24.0	25.0
酪蛋白	5.8	11.2	20.3	25.4	24.3

黏土形成较强氢键,进一步提高黏土与高分子间相互作用,因而高分子含量相同的情况下,淀粉/黏土和酪蛋白/黏土复合材料具有较高拉伸强度。

3 CMF对黏土复合材料拉伸性能的影响

分别在高分子/黏土混合体系的基础上引入CMF,各材料体系的最高拉伸强度见图5。复合材料中加入CMF后,拉伸强度均出现不同程度提高。CMF/PVA/黏土、CMF/淀粉/黏土和CMF/酪蛋白/黏土复合材料拉伸强度比相应高分子/黏土复合材料拉伸强度分别提高43%、56%和70%。CMF/酪蛋白/黏土拉伸性能最优,其拉伸强度为41.2MPa。

本文进一步研究了CMF浓度和高分子浓度对复合材料拉伸性能的影响。图6为黏土浓度为2.5%时,CMF/PVA/黏土复合材料拉伸性能随PVA含量的变化曲线。从图6(a)中可发现,当PVA浓度低于1%时,CMF对复合材料性能影响不明显,当PVA浓度超过1%时,CMF提高材料

的拉伸性能,其中 CMF 浓度为 0.3% 增强效果更加明显。这与 CMF 的吸附量有关,PVA 浓度较低时黏土片层表面没有被 PVA 充分覆盖,片层的表面电荷没有被完全屏蔽,CMF 的有效吸附量少,CMF 对复合材料的增强效果不明显;当 PVA 提高到 1% 以上时,片层表面被 PVA 充分吸附,电荷被充分屏蔽,CMF 被大量的吸附在 PVA 上,CMF 能有效承载,复合材料力学性能提高幅度较大^[16]。

图 6 (a) 中,CMF 浓度恒定时,随着 PVA 浓度的增加,复合材料力学性能先增强,后趋于稳定。这是由于 CMF 的力学强度远高于 PVA,CMF 含量决定复合材料的拉伸性能。CMF 通过氢键吸附在 PVA 表面,PVA 含量决定了 CMF 的吸附量。随着 PVA 浓度增加,CMF 吸附量增加,复合材料拉伸强度增加,当 PVA 浓度超过一定量时,CMF 被完全吸附,拉伸性能变化不明显。

图 6 (b) 为复合材料的断裂伸长率在不同 CMF 浓度下随 PVA 含量的变化曲线。可以看出,随着 PVA 含量增加,黏土复合材料断裂伸长率提高,高含量 CMF (0.3%) 对材料的断裂延伸率提高更加明显。这是因为 CMF 长达几微米,能有效抵抗裂纹扩展,从而提高材料断裂伸长率。

图 7 为黏土浓度为 2.5% 时,CMF/淀粉/黏土复合材料拉伸性能随淀粉含量的变化曲线。从图 7 (a) 可发现,淀粉浓度为 0.5% 时,CMF 对拉伸强度影响不明显,这与 CMF/PVA/黏土复合材料原因相同。当淀粉提高到 1% 以上时,黏土纳米片表面被淀粉充分吸附,电荷屏蔽充分,CMF 被大量的吸附在淀粉上,从而使复合材料的力学性能得到增强。在 CMF 浓度恒定时,随着淀粉浓度增加,复合材料力学性能也表现为先增强,后趋于稳定的模式。在相同高分子浓度下,淀粉/黏土复合材料的拉

伸强度相对于 PVA/黏土复合材料高很多。并且在相同 CMF 含量下,拉伸强度达到极值所需淀粉含量更高。这是由淀粉的分子结构决定的,淀粉是由 α -葡萄糖组成的枝状分子,需要更高含量的淀粉才能将黏土纳米片表面覆盖完全^[17]。

图 7 (b) 为复合材料的断裂伸长率在不同 CMF 浓度下随淀粉含量的变化曲线。比较图 6 (b) 和图 7 (b) 可发现,CMF/淀粉/黏土复合材料的曲线变化趋势和 CMF/PVA/黏土复合材料类似。但在 CMF、高分子含

量相同的情况下,CMF/淀粉/黏土复合材料的断裂伸长率远低于 CMF/

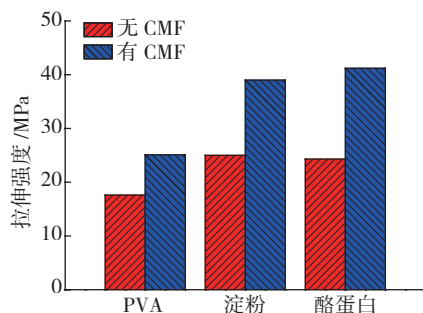
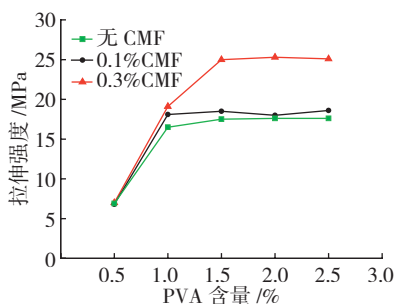
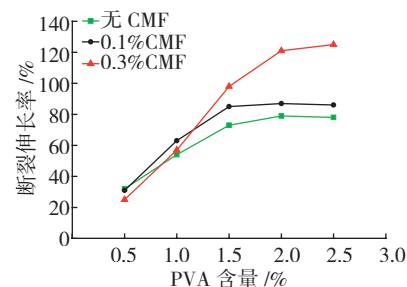


图5 不同黏土复合材料拉伸强度
Fig.5 Tensile strength of different clay composite



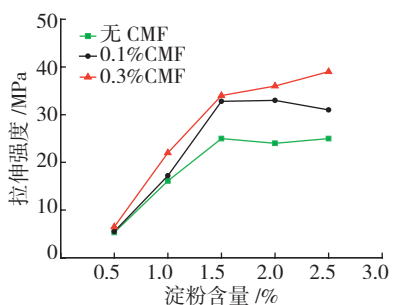
(a) 拉伸强度



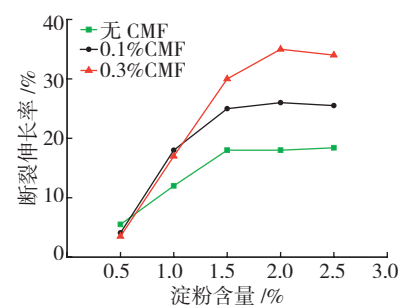
(b) 断裂伸长率

图6 CMF/PVA/黏土复合材料的拉伸强度和断裂伸长率

Fig.6 Tensile strength and elongation of CMF/PVA/clay composite



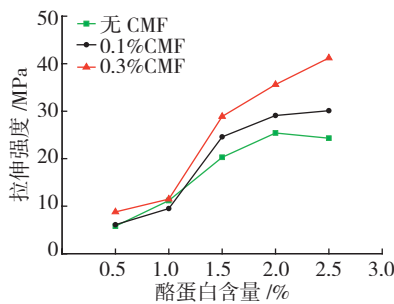
(a) 拉伸强度



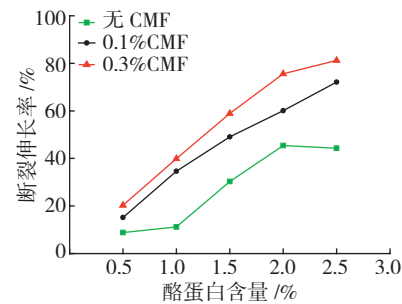
(b) 断裂伸长率

图7 CMF/淀粉/黏土复合材料的拉伸强度和断裂伸长率

Fig.7 Tensile strength and elongation of CMF/starch/clay composite



(a) 拉伸强度



(b) 断裂伸长率

图8 CMF/酪蛋白/黏土复合材料拉伸强度和断裂伸长率

Fig.8 Tensile strength and elongation of CMF/casein/clay composite

PVA/黏土复合材料。这是因为淀粉是由 α -葡萄糖组成的枝状分子,含有大量的氢键,分子链间作用力较强,淀粉韧性较低,导致CMF/淀粉/黏土复合材料的断裂伸长率较CMF/PVA/黏土复合材料低^[18]。

图8为黏土浓度为2.5%时,CMF/酪蛋白/黏土复合材料拉伸性能随酪蛋白含量的变化曲线。如图8(a)所示,CMF/酪蛋白/黏土复合材料的力学行为表现和CMF/PVA/黏土复合材料以及CMF/淀粉/黏土复合材料类似。即复合材料的拉伸强度和断裂伸长率随着酪蛋白含量提高而增加,然后趋于稳定。相比于CMF浓度为0.1%,CMF浓度为0.3%时的复合材料拉伸强度达到最大值需要更高的酪蛋白浓度。这表明高分子的含量影响纳米纤维素的吸附量,最终影响复合材料的拉伸性能。

结论

(1)黏土复合材料具有明显的类贝壳结构,高分子吸附在复合材料片层间,CMF吸附在分子表面,加入高分子后黏土复合材料层间距从1.23nm增加到2.10nm,但纤维素对复合材料层间距影响不明显。

(2)高分子能明显提高复合材料的力学性能,淀粉和酪蛋白相比于PVA在提高复合材料拉伸强度方面更具有优势。高分子提高力学性能存在拐点,高分子超过拐点含量时,复合材料性能提高不明显,各高分子拐点不同,PVA、淀粉、酪蛋白的拐点分别为1%、1.5%、2%。

(3)CMF提高高分子/黏土复

合材料力学性能与高分子种类和浓度有关。高分子溶液浓度较低时,CMF对提高复合材料拉伸性能不明显,提高高分子含量,CMF明显提高复合材料的拉伸性能,当高分子溶液浓度超过一定含量时,复合材料力学性能趋于稳定。

参考文献

[1] MASON N D, BROOK O S, ADAM P S. Biomaterials: properties, variation and evolution[J]. Integrative & Comparative Biology, 2009,49(1):15-20.

[2] 蔡国斌,俞书宏. 仿生纳米材料的设计与未来[J]. 生命科学, 2008, 20(3):331-336.

CAI Guobin, YU Shuhong. The design and future of bio-inspired nanomaterials[J]. Chinese Bulletin of Life Sciences, 2008,20(3):331-336.

[3] GEORGE M. Rigid biological systems as models for synthetic composites[J]. Science, 2005,310(5751):1144-1147.

[4] LIN L, LIU M J, CHEN L, et al. Bio-inspired hierarchical macromolecule-nanoclay hydrogels for robust underwater superoleophobicity[J]. Advanced Materials, 2010,22(43):4826-4830.

[5] WEGST U K, ASHBY M F. The mechanical efficiency of natural materials[J]. Philosophical Magazine A, 2004,84(21):2167-2186.

[6] 刘克松,江雷. 仿生结构及其功能材料研究进展[J]. 科学通报, 2009,54(18):2667-2681.

LIU Kesong, JIANG Lei. Research progress on biomimetic structural and functional materials[J]. Chinese Science Bulletin, 2009,54(18):2667-2681.

[7] ORTIZ C, BOYCE M C. Materials science, bioinspired structural materials[J]. Science, 2008,319(5866):1053-1054.

[8] FINNEMORE A, CUNHA P, SHEAN T, et al. Biomimetic layer-by-layer assembly of artificial nacre[J]. Nature Communications, 2012,3:966.

[9] BAI H, WALSH F, GLUDOVATZ B, et al. Bioinspired hydroxyapatite/poly(methyl methacrylate) composite with a nacre-mimetic architecture by a bidirectional freezing method[J]. Advanced Materials, 2016,28(1): 50-56.

[10] LONG B, WANG C A, LIN W, et al. Polyacrylamide-clay nacre-like nanocomposites prepared by electrophoretic deposition[J]. Composites Science and Technology, 2007,67(13):2770-2774.

[11] 赵晓莉,高超. 石墨烯基仿贝壳层状材料的研究进展[J]. 高分子学报, 2014(10):1301-1313.

ZHAO Xiaoli, GAO Chao. Progress of graphene-based nacre-mimetic layered materials[J]. Acta Polymer Sinica, 2014(10):1301-1313.

[12] CORNI I, HARVEY T J, WHARTON J A, et al. A review of experimental techniques to produce a nacre-like structure[J]. Bioinspiration & Biomimetics, 2012,7(3):031001.

[13] GREENLAND D. Adsorption of polyvinyl alcohols by montmorillonite[J]. Journal of Colloid Science, 1963,18(7):647-664.

[14] SAMIR M, ALLOIN F, DUFRESNE A. Review of recent research into cellulosic whiskers, their properties and their application in nanocomposite field[J]. Biomacromolecules, 2005,6(2):612-626.

[15] SPOSITO G, SKIPPER N. T, SUTTON R, et al. Surface geochemistry of the clay minerals[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences, 1999,96(7):3358-3364.

[16] HUANG P, FAN M. Development of fracture free clay-based aerogel: formulation and architectural mechanisms[J]. Composites Part B: Engineering, 2016,91:169-175.

[17] CHUNG Y L, ANSARI S, ESTEVEZ L, et al. Preparation and properties of biodegradable starch-clay nanocomposites[J]. Carbohydrate Polymers, 2010,79(2):391-396.

[18] PANDEY J K, SINGH R P. Green nanocomposites from renewable resources: effect of plasticizer on the structure and material properties of clay-filled starch[J]. Starch-Stärke, 2005,57(1):8-15.

Study on Nacre-Like Structure Clay Nanocomposite Enhanced by Nano Cellulose

ZHAO Yanwen¹, LI Yunfei², CHEN Jing¹, YE Hongjun¹, JIANG Wei¹, GU Yizhuo³

(1. AVIC Composite Corporation Ltd., Beijing 101300, China;

2. Military Representation Office of Shenyang Aircraft Industry Group Company, Shenyang 110094, China;

3. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

[ABSTRACT] Mechanical enhanced nacre-like clay nanocomposite was fabricated by the incorporation of nano cellulose (CMF) into polymer (PVA, starch and casein)/clay system via solvent evaporation. SEM was used to analyze the cross section of corresponding nanocomposites, and XRD was employed to study the interspace of clay nanosheet. Tensile test was used to analysis the influence of CMF content on mechanical behavior. The results indicate that after the incorporation of polymer, the interspace of nanosheet was increased while change seldom occurs after the introduction of nano cellulose. Because of the bridging effect induced by nano cellulose, the as-prepared nanocomposites show largely enhanced mechanical property, and the extent of enhancement is depend on the polymer type and concentration.

Keywords: Nano cellulose; Clay; Composite; Polymer

(责编 李丹)

(上接第 41 页)

High Temperature Stress-Rupture Properties of TiAl Base Alloy Directionally Solidified by Cold Crucible Method

DING Hongsheng¹, LI Jintao¹, WANG Qiang¹, GENG Hongbin², CHEN Ruirun¹,
GUO Jingjie¹, FU Hengzhi¹

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;

2. National Defense Science and Technology Key Lab for Space Materials Behavior and Evaluation, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

[ABSTRACT] In this paper, TiAl based alloy with composition of Ti-47Al-2Cr-2Nb has been successfully prepared by electromagnetic cold crucible directional solidification. The microstructure of the directionally solidified alloy consisted of alternatively arranged lamellae which were composed of $\alpha_2+\gamma$ laths. The inter-lamellar spacing was influenced by withdrawal rate and thinner inter-lamellar spacing was achieved at higher withdrawal rate. The included angels between columnar crystal orientation and the growth direction increase with the increasing withdrawal rate. The high temperature tensile properties were tested from 600°C to 800°C and the fracture strength of the alloy decreased with the increasing test temperature. Inter-lamellar spacing was a significant influence factor on the high temperature tensile strength and the alloy prepared at withdrawal rate of 1.2mm/min showed the highest strength (470MPa) at 800°C. The α_2/γ interfaces in the fully lamellar structure could act as obstacles to shearing. Higher density of interfaces existed in the matrix of the alloy with higher withdrawal rates and greater applied stress was essential for further deformation in case of thinner inter-lamellar spacing. A function of tensile strength and test temperature was created according to the values of alloy prepared at withdrawal rate of 1.0 mm/min from 600°C to 800°C. The effect of withdrawal rate on the stress rupture-properties was investigated at 200MPa/650°C. The results showed that finer inter-lamellar spacing could enhance the high temperature stress rupture-properties. Under the same test conditions, the alloy prepared at withdrawal rate of 1.2mm/min held the highest creep-rupture life (48h). The improvement effect of thinner lamellar structure on creep-rupture life decreased with the increasing test temperature and applied stress. The fracture morphology of the stress-rupture samples indicated the Ti-47Al-2Cr-2Nb behaved in brittle cleavage fracture companied with a small amount of ductile fracture. The predication model of the stress-rupture was set up through Larson-Miller and Manson-Haferd parametric method. The predication function is an accurate model confirmed by little difference existing between theoretical and experimental values.

Keywords: TiAl base alloy; Directional solidification; Cold crucible; High temperature tensile property; Stress-rupture properties

(责编 李丹)