

定向多孔 GH3536 制备及其力学性能

赵洪炯¹, 鲁中良^{1,2}, 曹继伟¹, 徐文梁¹, 李涤尘¹

(1. 西安交通大学 机械制造系统工程国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 先进航空发动机协同创新中心, 北京 100191)

摘要:以 GH3536 高温合金粉末为原料, 通过添加稳定剂制得稳定的浆料, 采用定向冷冻成形制备了定向多孔高温合金。结果表明: 添加 0.4%~1%(质量分数)的瓜尔豆胶或者 1%~3%的羧甲基纤维素钠作为稳定剂可制备稳定的浆料; 随着浆料固相含量从 10 vol% 增加到 30 vol%, 定向孔径从 308 μm 减小到 198 μm , 壁厚从 81 μm 增加到 223 μm , 其轴向抗压强度从 10.72 MPa 增加到 75.02 MPa, 径向抗压强度从 9.2 MPa 增加到 78.49 MPa; 采用固相含量 10 vol%~30 vol% 的浆料制备的定向多孔高温合金是一种塑性材料, 固相含量越高其吸能能力越好。

关键词: 定向多孔材料; 镍基高温合金; 材料制备; 力学性能

中图分类号: TB383

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)05-1694-07

多孔金属材料作为兼具功能和结构双重属性的优异新型工程材料在热交换、减震降噪、气体过滤等方面具有重要作用, 在航空航天、环保、国防等领域具有广泛的应用前景, 是金属材料研究的前沿之一^[1-3]。其中孔隙均匀分布的多孔金属材料的制备工艺、材料性能及其实际生产应用已经比较成熟, 但对于孔隙呈定向排列的多孔金属材料的制备技术和材料性能的研究较少。

常见的多孔金属材料较差的抗高温氧化性限制了其在高温氧化环境下的应用^[4]。镍基高温合金是一种能在 600~1300 $^{\circ}\text{C}$ 高温下长期工作的一类金属材料, 不仅具有良好的抗氧化和热腐蚀性能, 还具有长期的组织稳定性和优异的高温强度与塑性。

定向多孔的高温合金材料在受到应力时, 由于其良好的韧性和吸能作用可以用于缓冲吸能器和吸震器等保护结构。欧空局研究发现, 多孔金属结构对撞在航天器上的碎片形成多次冲击加载, 使其破碎, 减少对机器的伤害, 吸收的能量被转化为应变能, 通过热量的方式耗散, 该性能有利于在防撞减震方面的应用, 防止受到冲击时发生瞬间破坏^[5,6]。

除结构材料之外, 定向多孔高温合金材料在功能材料领域也具有广泛应用前景。良好的导热性使定向多孔高温合金成为非常好的对流传热介质, 可作为高热流密度的结构(如空天飞行器、超高速列车)的散热装置^[7], 用于热交换领域时, 其较大的表面积与介质之间的传热

能够增加传热效率, 特有的开孔结构可以使压力降最小化^[8]。另外, 研究表明孔径为 0.2~0.5 mm 的多孔金属材料吸声效果优异, 定向多孔高温合金可用于高温腐蚀条件下的隔噪^[9]。多孔结构具有优良的渗透性, 其孔道对流体阻碍作用可以从流体中分离出固体和悬浮杂质。高温合金凭借其耐高温耐腐蚀性在液-固/气-固过滤分离高温腐蚀性流体方面具有应用前景。将具有催化作用的浆料涂覆于多孔结构的表面, 也可应用于电厂废气氮氧化物的处理^[10]。

M. Bram^[11]等人选用不同形状的尿素和碳酸氢钠作为造孔剂, 用粉末烧结的方法制备均匀多孔镍基高温合金材料, 制备出孔隙率为 60%~80% 的镍基高温合金, 其孔径为 0.1~2.5 mm。粉末冶金法制备多孔金属存在孔结构可控性差, 造孔剂的添加容易造成材料的污染。李维杰^[12]等人利用 Kirkendall 效应和 Fe、Al 反应造孔制备铁基高温合金多孔材料, 但是所能制备的最大孔隙率为 33%, 该方法在高温合金中生成了新的脆性物相 Fe_3Al , 对高温合金的力学性能和焊接性能造成危害。G. Mi^[13]采用尺寸为 $\phi 2.6 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 的管状造孔剂制得孔隙定向排列的多孔高温合金材料, 其平均孔径和壁厚大小分别为 2.62 和 0.32 mm, 开孔度为 87.7%, 抗压强度最高为 40.01 MPa, 这种方法制备的定向孔隙孔径为宏观毫米级, 不利于在渗透、催化、热交换领域的应用。

本研究采用的定向冷冻是一种制造具有定向孔隙

收稿日期: 2019-05-10

基金项目: 国家自然科学基金(51775418); 广东省科技项目(2017B090911006)

作者简介: 赵洪炯, 男, 1991 年生, 硕士生, 西安交通大学, 陕西 西安 710049, 电话: 029-82666838, E-mail: hj2016@stu.xjtu.edu.cn

特征多孔材料零件的技术，能够制备具有定向孔隙的陶瓷、金属或有机物，且孔隙的大小可调。本实验将对定向多孔的高温合金制备工艺及压缩力学性能进行研究。

1 实验

GH3536 粉末由中航迈特粉冶科技（北京）有限公司提供，中位粒径 D_{50} 为 $9.58\ \mu\text{m}$ ，粉末的微观形貌和粒度分布如图 1a、1b 所示，其元素含量如表 1 所示。可以看出 GH3536 粉末为规则的球形，主要包含 Ni, Fe, Cr, Mo 等元素。浆料中所采用的稳定剂为瓜尔豆胶（guar gum）和羧甲基纤维素钠（CMC-Na），瓜尔豆胶由上海麦克林生化科技有限公司提供，粒度为 $75\ \mu\text{m}$ ，粘度为 $5\sim 5.5\ \text{Pa}\cdot\text{s}$ ；羧甲基纤维素钠为天津福晨化学试剂厂提供。2 种稳定剂微观形貌见图 1c、图 1d，瓜尔豆胶为不规则形状，粒径约为 $75\ \mu\text{m}$ ，羧甲基纤维素钠颗粒为线状，直径为 $10\sim 20\ \mu\text{m}$ 。

定向多孔高温合金材料的制备方法采用定向冷冻成型技术，制备工艺流程示意图如图 2。该制备过程

主要由 4 个阶段组成，浆料配制、溶剂定向凝固、冷冻干燥、烧结。

将 GH3536 粉末和稳定剂（瓜尔豆胶或羧甲基纤维素钠）在烧杯中用玻璃棒先均匀混合，其中稳定剂为 GH3536 质量的 $0.4\%\sim 1\%$ 的瓜尔豆胶或 GH3536 质量的 $1\%\sim 3\%$ 的羧甲基纤维素钠。在烧杯中加入 GH3536 粉末质量的 $1.5\sim 4$ 倍的去离子水并将该混合物置于机械搅拌机中搅拌均匀，搅拌浆的转速为 $0\sim 100\ \text{r/min}$ ，搅拌时间 $10\sim 60\ \text{min}$ ，制得固相含量为 $10\ \text{vol}\%\sim 30\ \text{vol}\%$ 的浆料。

将配制好的浆料倒入用于定向冷冻成形的模具当中。模具尺寸为 $15\ \text{mm}\times 15\ \text{mm}\times 60\ \text{mm}$ ，模具粘连在铜质基板上，模具的外层和顶部包裹绝热材料石棉，模具的底部为通孔，保证浆料和铜质基板直接接触。铜质基板的温度为 $-5\ ^\circ\text{C}$ ，浆料处于竖直方向的定向温度场中，使浆料中的水分子发生定向凝固。基板温度对定向孔的成形有一定影响，温度过低会造成凝固速度过快，不能形成定向孔隙，温度过高会造成凝固时间过长，浆料中的金属发生沉降。根据试验结果冷冻温度为 $-5\ ^\circ\text{C}$ 时，定向冷冻成形效果较好。

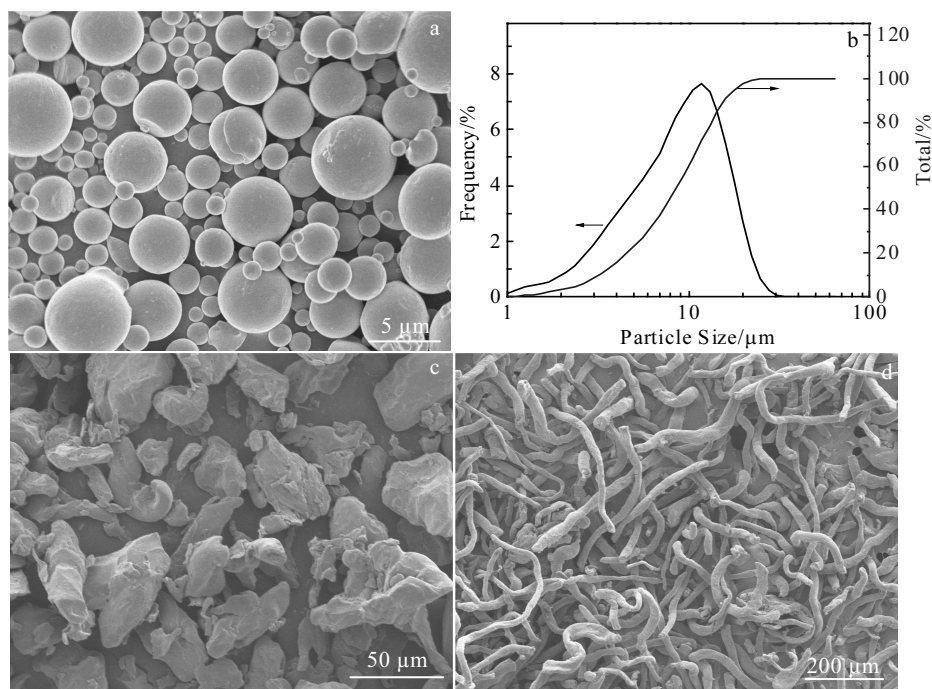


图 1 GH3536 合金粉末的微观形貌（瓜尔豆胶和羧甲基纤维素钠的微观形貌）及粒径分布图

Fig.1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of GH3536 powder; morphologies of Guar gum (c) and CMC-Na (d)

表 1 GH3536 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of superalloy GH3536 ($\omega/\%$)

Ni	Fe	Co	Cr	Mo	Others
Bal.	19.92	1.51	21.08	8.83	<0.70

将完全凝固的材料块体，去除外部模具之后，置于真空冷冻干燥机。在高真空低温条件下，固态的冰晶发生升华，定向生长的冰晶所占的物理空间即转变为定向孔隙。真空冷冻干燥箱的真空气度为 $1\sim 10\ \text{Pa}$ ，温

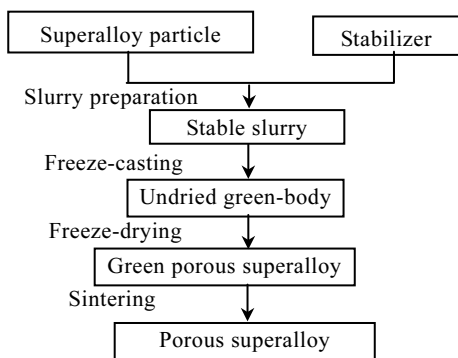


图 2 定向多孔高温合金制备流程图

Fig.2 Schematic graph of preparation procedure of superalloy

度逐渐从 -5°C 升温至 0°C ，并在 0°C 保温，干燥总时间为 72 h。

将干燥后的定向多孔高温合金坯体放置于真空炉中，在 $10^{-3}\sim 10^{-2}\text{Pa}$ 的高真空条件下实现素坯中稳定剂的脱除和金属颗粒的烧结，得到定向多孔的高温合金材料。

为了获得实验测量所需的样品尺寸，烧结后需要对样品进行数控电火花切割机加工，然后经过无水乙醇清洗并烘干。定向多孔高温合金材料静力学压缩性能测试在多功能静力学试验机(型号 SANS CMT4304)上进行，加载速率为 0.5 mm/min 。试样为长方体 ($15\text{ mm}\times 15\text{ mm}\times 20\text{ mm}$)。采用金相显微镜 (Nikon MA200) 和扫描电子显微镜 (Hitachi SU-8010) 表征定向多孔高温合金微观结构。

2 结果与讨论

2.1 浆料稳定性

用于定向冷冻成形的金属浆料的稳定性对成形效果影响较大，若浆料粘度过小会使浆料中的金属颗粒在浆料未完全凝固前发生沉降；若浆料的粘度过大，冰晶生长因阻力过大而不能顺利推开冷冻前沿的金属颗粒，不能得到片层结构^[14]。以固相含量为 10 vol% 的浆料为例，将配制好的浆料充分搅拌混合后，观察浆料中金属颗粒的沉降速度，记录沉降的金属和浆料分界层的刻度值，从沉降所需时间的角度来评价浆料的稳定性。图 3a 展示了瓜尔豆胶质量分数分别为 0.1%、0.2%、0.3%、0.4%、0.5%、1% 的浆料沉降高度随时间变化的规律，瓜尔豆胶浓度超过 0.4% 时，浆料 5 h 内未发生明显沉降；图 3b 展示了羧甲基纤维素钠质量分数分别为 0.1%、0.2%、0.5%、1%、2%、3% 的浆料沉降高度随时间变化的规律，羧甲基纤维素钠浓度超过 1% 时，浆料 5 h 内未发生明显沉降。图中的插图是经过

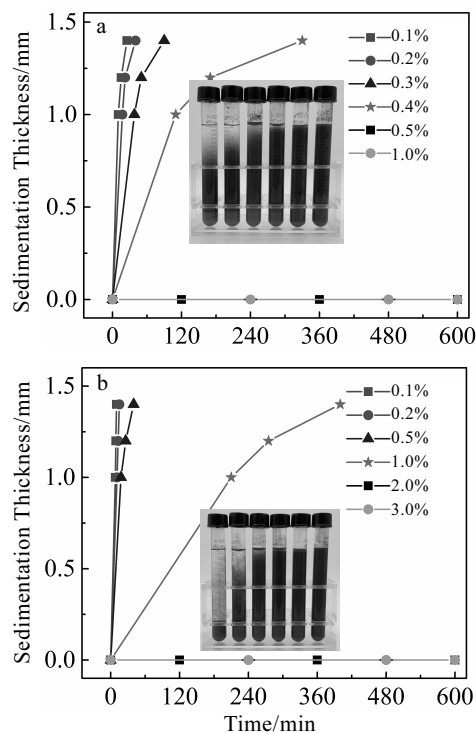


图 3 瓜尔豆胶或羧甲基纤维素钠含量对浆料稳定性的影响

Fig.3 Effect of thickener content on slurry stability: (a) guar gum and (b) CMC-Na

5 h 之后的沉降图片。金属浆料完全凝固所需时间为 1~2 h，从图中可见当瓜尔豆胶超过 0.4%，或羧甲基纤维素钠超过 1% 时，金属颗粒沉降速度明显减缓，满足浆料稳定性要求。因此稳定剂添加量为瓜尔豆胶 0.4%~1%，或羧甲基纤维素钠 1%~3%。

2.2 脱胶与烧结工艺

对 2 种稳定剂进行热重及差热分析，结果如图 4 所示。从图中可发现，2 种稳定剂在 88°C 左右都有吸热峰，伴随着 4%~5% 的质量降低，分析原因为样品中含有较少的水分的挥发；瓜尔豆胶和羧甲基纤维素钠 $290\sim 310^{\circ}\text{C}$ 区间伴随着放热同时质量分别降低了 27.25% 和 15.6%，分析应为 2 种稳定剂在该区间发生剧烈分解反应；羧甲基纤维素钠在 865°C 左右伴随吸热同时质量降低了 3%，分析可能是发生了生成气体的吸热反应。针对以上分析，确定了下述升温工艺： $0\sim 100^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$ ， 100°C 保温 1 h， $100\sim 250^{\circ}\text{C}/1.5\text{ h}$ ， $250\sim 350^{\circ}\text{C}/4\text{ h}$ ， $350\sim 900^{\circ}\text{C}/5.5\text{ h}$ ， 900°C 保温 2 h， $900\sim 1200^{\circ}\text{C}/3\text{ h}$ ， 1200°C 保温 2 h。升温程序分为 2 个区间： $0\sim 900^{\circ}\text{C}$ 区间主要完成稳定剂的脱除， $900\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 之间完成高温合金烧结，其中 100°C 保温 2 h 使样品失水完全， 900°C 时保温 2 h 使脱脂充分，

1200 °C 保温 2 h 使样品烧结完全, 升温保温程序完成后, 随炉冷却至室温。

为表征烧结前后样品成分是否发生变化, 对样品进行 X 射线衍射分析, 结果如图 5a 所示, 烧结后的样品和烧结之前的 GH3536 粉末的 XRD 图谱一致, 表明烧结过程中稳定剂和 GH3536 未发生反应, 无新物相生成。从图 5b 中可见, GH3536 球形颗粒之间形成了烧结颈, 说明 GH3536 颗粒通过原子扩散完成了烧结, 图中颗粒之间的孔隙表明未因温度过高或保温时间过长发生过度烧结而造成孔隙闭合, 保持了样品的多孔特征。

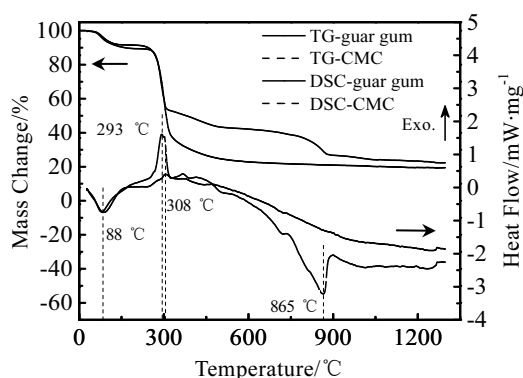


图4 瓜尔豆胶和羧甲基纤维素钠的热重及差热分析曲线

Fig.4 TG and DSC curves of thickener (guar gum and CMC-Na)

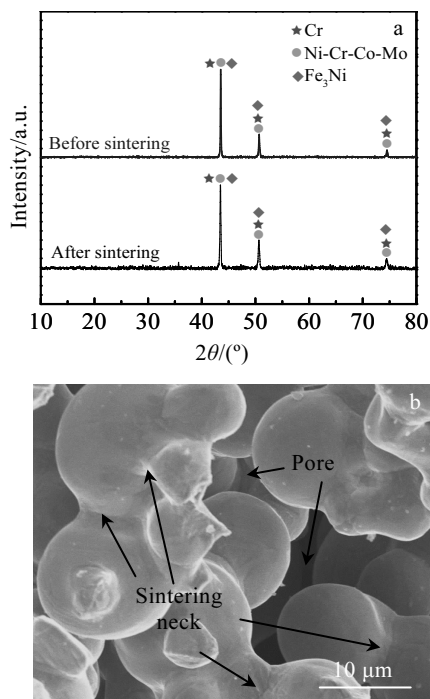


图5 烧结前后样品的 X 射线衍射图谱及烧结后样品的微观形貌
Fig.5 XRD patterns of samples before/after sintering (a) and microscopic morphology of the sample after sintering (b)

2.3 微观形貌

定向冷冻成形过程中, 距离冷源基板较近的部分孔隙较为微小, 分析产生该现象的原因, 在冷冻过程中, 热量的传导速度和温度梯度大小的关系满足以下关系:

$$\frac{\Delta Q}{\Delta t} = -kA \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (1)$$

其中, ΔQ 代表一段时间内传热截面所传导的热量, ΔT 代表基板与冷冻前沿的温度差, k 是浆料的导热系数, A 是传热面积, Δt 为传热时间, Δx 为基板到冷冻前沿的距离。在定向冷冻的冰晶生长过程中, 冷冻前沿的温度始终为溶剂的凝固温度, 冷源基板的温度在冷冻过程中也是一个恒定的值, 因此冷冻凝固界面前沿距离冷源基板距离越近, 温度梯度就越大, 单位时间内传导的热量值越多, 溶剂凝固的速度越快, 冰晶因此较为细小, 宏观表现就是定向孔隙更微细。本实验对微观形貌和力学性能表征都是在距离基板 20~40 mm 位置处的样品上进行的。

对烧结之后的材料使用 Nikon MA200 金相显微镜进行微观形貌的表征, 如图 6 所示。其中图 6a、6c、6e 分别为固相含量为 10 vol%、20 vol%、30 vol% 的定向多孔高温合金材料平行于温度梯度方向的形貌图 (纵截面图), 可以看到随固相含量的增多, 定向孔隙逐渐减

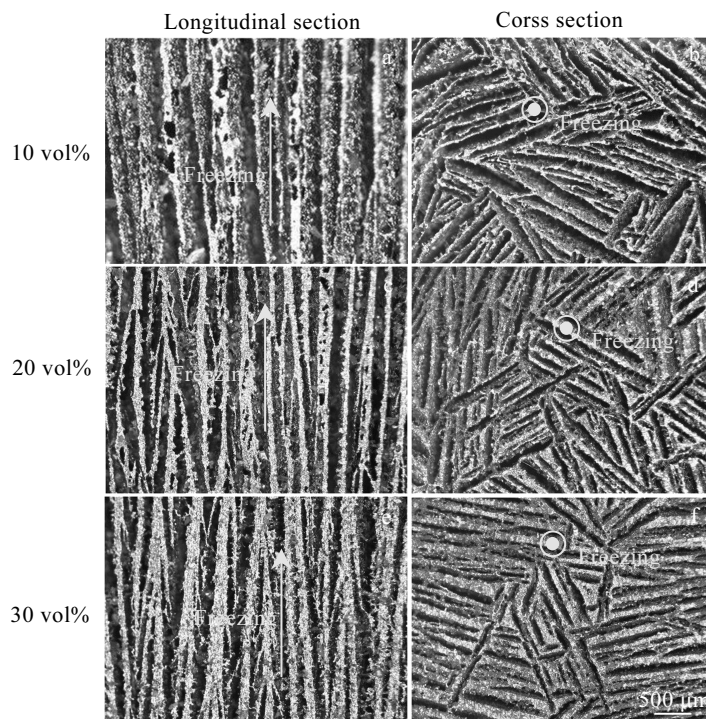


图6 定向冷冻成形多孔高温合金材料光学显微照片

Fig.6 Optical microscope images of directional freeze-casting porous superalloy material

小, 孔隙之间的壁厚逐渐增大。图 6b、6d、6f 分别为固相含量为 10 vol%、20 vol%、30 vol% 的定向多孔高温合金材料垂直于温度梯度方向的形貌图(横截面图), 可以看到定向孔隙在横截面内呈现不规则排布。

使用扫描电子显微镜对该多孔材料进行观察, 图 7a、7b、7c 分别为固相为 10 vol%、20 vol%、30 vol% 样品的微观形貌。图 7d 所示可以看到定向孔壁是由高温合金球形颗粒堆叠起来的, 孔壁之间是定向生长的冰晶经过干燥之后留下的定向孔隙, 定向金属层间形成的桥连有利于样品强度的提高, 提高样品的吸能能力。

定向孔隙的孔径大小和壁厚可以通过浆料中高温合金的固相含量来调节。对不同固相含量的样品的 SEM 图中的孔径和孔壁进行测量, 得到图 8 所示的结果。

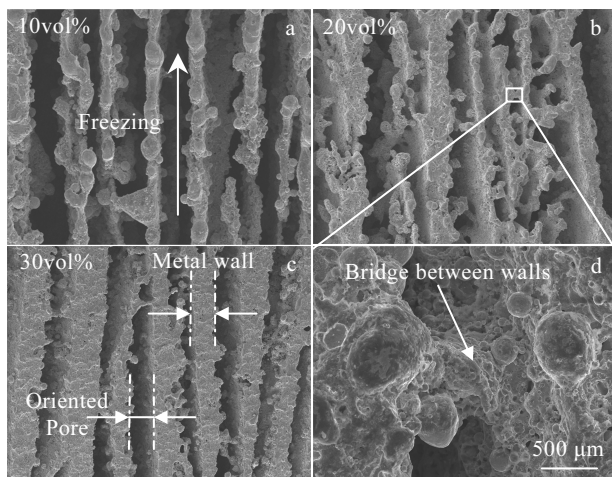


图 7 定向冷冻成形多孔高温合金材料 SEM 照片

Fig.7 SEM images of directional freeze-casting porous superalloy with different solid contents: (a) 10 vol%, (b, d) 20 vol%, and (c) 30 vol%

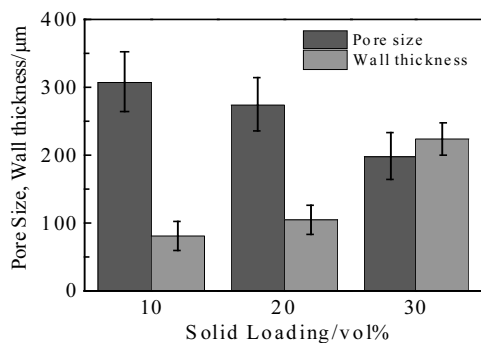


图 8 固相含量对孔径和壁厚影响

Fig.8 Effect of solid content on pore size and wall thickness

随着固相含量从 10 vol% 增加到 30 vol%, 孔径逐渐从 308 μm 减小到 198 μm, 壁厚从 81 μm 增加到 223 μm。探究调节的机理, 可以从溶剂凝固时冰晶的生长速率来分析。如式(2)所示, 浆料凝固过程中的冰晶生长具有一定的临界速度。当冰晶实际生长速度高于该临界速度时 ($v_{\text{real}} > v_{\text{cr}}$), 冰晶较为细小, 冰晶将浆料中的金属颗粒推开的推力较小, 干燥之后形成的定向孔隙较小; 当冰晶的实际生长速度低于该临界速度时 ($v_{\text{real}} < v_{\text{cr}}$), 冰晶生长时间长, 冰晶较为粗大且推开周围金属颗粒的推力较大, 干燥之后形成的定向孔隙越大。该临界速度满足以下关系:

$$v_{\text{cr}} = \frac{\sigma_0 a_0^n}{3\eta R d^{n-1}} \quad (2)$$

其中, v_{cr} 为冰晶生长的临界速度, σ_0 为系统的自由能, a_0 为颗粒之间的距离, η 为浆料的粘度, R 和 d 分别代表颗粒的半径和颗粒与固液界面的距离。在相同的温度场中, 冰晶实际生长速度 v_{real} 不变, 当浆料的固相含量增大时, a_0^n 显著减小, 导致浆料中冰晶凝固的临界 v_{cr} 减小, v_{real} 和 v_{cr} 的相差较小, 冰晶推开金属颗粒的推力较小, 形成的冰晶的直径较小, 干燥之后得到的定向孔隙的孔径较小。又因为浆料中固相和液相的总和是恒定的, 当冰晶孔径减小同时固相含量增多, 固相颗粒组成的孔壁的厚度就增大。

2.4 力学性能

对固相含量分别为 10 vol%、20 vol%、30 vol% 的浆料制备的定向多孔高温合金材料进行压缩强度测试。如图 9a 所示, 随着固相含量从 10 vol% 增加到 30 vol%, 轴向抗压强度从 10.72 MPa 增加到 75.02 MPa, 径向抗压强度从 9.2 MPa 增加到 78.49 MPa。图 9b 是经过压缩试验的样品图片, 可以发现经过轴向压缩的样品层壁之间发生了剪切变形, 经过径向压缩的样品的层间孔隙被压实; 样品经过压缩试验未发生崩碎现象, 表明样品是塑性材料。

图 9c 和 9d 分别是平行(轴向, 图 9c)和垂直于温度梯度方向(径向, 图 9d)进行压缩的应力应变曲线。

轴向压缩时, 从图 9c 中可以看出, 应力应变曲线可分为 3 个阶段, 即线弹性区、屈服区和卸荷区。当受到轴向应力时, 样品先发生线性变形, 然后发生应力屈服, 该阶段样品将吸收的能量转化为应变能; 当应力达到最大之后出现卸荷但依然保持较高应力状态, 这是因为在轴向应力作用下, 定向孔壁层间易出现扰动发生剪切变形从而发生局部的剪切破坏, 降低了样品的实际受力面积, 且未发生剪切破坏的部分仍能承载载荷。

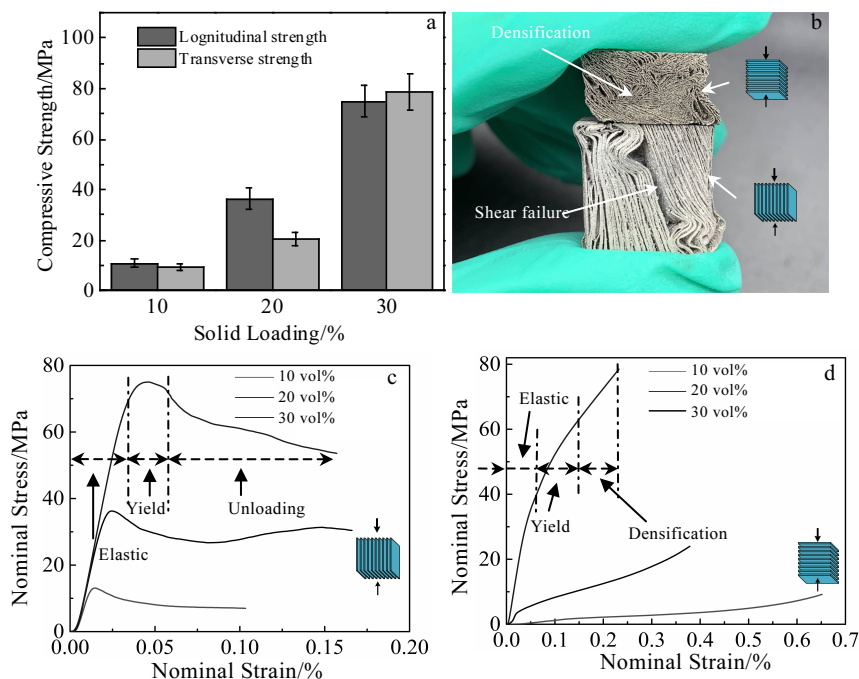


图9 定向多孔高温合金材料抗压缩强度, 压缩后试样及压缩曲线

Fig.9 Compressive strength (a), sample (b) and compressive curves (c, d) of directional porous superalloy along axial direction (c) and radial direction (d)

径向压缩时样品仅仅表现为径向压缩变形, 应力逐渐升高, 并在一定程度的形变之后出现应力急剧升高的趋势。图 9d 中可以看出径向压缩时, 应力应变曲线可分为 3 个阶段, 即线弹性区、屈服区和致密化区。在线弹性区, 样品所受的应力和应变呈线性规律, 屈服发生时曲线趋于平缓, 样品出现层间距离减小被逐渐压缩致密的现象, 致密之后应力随着应变的增加急剧增加。

定向多孔高温合金的吸震吸能性能主要取决于线弹性区和屈服区应力应变曲线下方的面积, 面积越大, 能够吸收的冲击能量越大, 表明吸震吸能能力越好。从图 9c、9d 中可以发现, 该定向多孔材料轴向压缩时能够承受较大应力, 适用于高温氧化/热腐蚀条件下的承载, 如空天飞行器/超高速列车的散热装置结构件; 径向压缩时吸能能力较大, 可用于缓冲吸能器和吸能器等; 无论轴向或径向压缩, 样品固相含量越高, 吸能性能越好。

3 结论

1) 采用瓜尔豆胶 (0.4%~1%) 或羧甲基纤维素钠 (1%~3%) 作为稳定剂可配制稳定的镍基高温合金悬浮液, 有效防止金属颗粒在浆料凝固之前发生沉降。

2) 定向孔隙沿温度梯度方向分布, 浆料固相含量

从 10vol% 增加到 30vol% 时, 孔径大小从 308 μm 减小到 198 μm , 壁厚从 81 μm 增加到 223 μm 。

3) 随着固相含量从 10 vol% 增加到 30 vol%, 轴向抗压缩强度从 10.72 MPa 增加到 75.02 MPa, 径向抗压缩强度从 9.2 MPa 增加到 78.49 MPa。轴向压缩时表现为剪切破坏, 径向压缩时表现为孔隙被压实。定向多孔高温合金材料是一种塑性材料, 固相含量在 10 vol%~30 vol% 之间时, 固相含量越高其吸能能力越好。

参考文献 References

- [1] Banhart J. *Progress in Materials Science*[J], 2001, 46(6): 559
- [2] Tan Ping(谈萍), Tang Huiping(汤慧萍), Wang Jianyong(王建永) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(S1): 433
- [3] Zang Chunyong(臧纯勇), Tang Huiping(汤慧萍), Wang Jianyong(王建永). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 437
- [4] Hao Gangling(郝刚领), Wang Hui(王辉), Li Xianyu(李先雨) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2379
- [5] Destefanis R, Schfer F, Lambert M *et al. International Journal of Impact Engineering*[J], 2006, 29(1): 215
- [6] Chen C, Fleck N A, Lu T J. *Journal of the Mechanics &*

- Physics of Solids*[J], 2001, 49(2): 231
- [7] Kim T, Zhao C, Lu T *et al. Mechanics of Materials*[J], 2004, 36(8): 767
- [8] Kim J H, Kang B H, Kim S Y. *International Journal of Heat & Mass Transfer*[J], 2001, 44(7): 1451
- [9] Ashby M F, Lu T J. *Science in China*[J], 2003, 46(6): 521
- [10] Jiang Hailong, Xu Qiang. *Chemical Communications*[J], 2011, 47(12): 3351
- [11] Bram M, Stiller C, Buchkremer H P *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(4): 196
- [12] Li Weijie(李维杰), Liu Yong(刘咏), Wang Yan(王岩) *et al. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy(粉末冶金材料科学与工程)*[J], 2012, 17(3): 370
- [13] Mi G, Li H, Liu X *et al. Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition*[J], 2010, 25(1): 73
- [14] Zhao Heiwei, Yue Yonghai, Guo Lin *et al. Advanced Materials* [J], 2016, 28(25): 5099

Preparation and Mechanical Properties of Oriented Porous GH3536

Zhao Hongjiong¹, Lu Zhonglinag^{1,2}, Cao Jiwei¹, Xu Wenliang¹, Li Dichen¹

(1. State Key Laboratory for Manufacturing System Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Co-Innovation Center for Advanced Aero-Engine, Beijing 100191, China)

Abstract: Oriented porous superalloy was prepared by freeze-casting with GH3536 powder as raw material and guar gum/CMC-Na as stabilizers. The results show that slurries could be stabilized by adding 0.4wt%~1wt% of guar gum or 1wt%~3wt% of sodium carboxymethylcellulose; as the solid loading increases from 10vol% to 30vol%, the width of oriented pore decreases from 308 to 198 μm and the wall thickness increases from 81 to 223 μm , with the axial and radial compressive strength improving from 10.72 and 9.2 MPa to 75.02 and 78.49 MPa, respectively. The fabricated oriented porous superalloy is a plastic material with the ability of absorbing energy.

Key words: oriented porous material; nickel-base superalloy; material preparation; mechanical properties

Corresponding author: Lu Zhongliang, Ph. D., State Key Laboratory for Manufacturing System Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, Tel: 0086-29-82665126, E-mail: zllu@mail.xjtu.edu.cn