Vol.***

DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20250166

多孔 CoCrNi 中熵合金的动态力学行为 及其低温力学性能研究

卫来1,王晓花1,刘杰1,王翼飞1,马胜国1,王志华2

(1 太原理工大学 航空航天学院,山西 太原 030024) (2 太原理工大学 机械与运载工程学院,山西 太原 030024)

摘 要:通过粉末烧结-溶解法制备了孔隙率 60.6% -78.1%、孔径 1.8 -2.4mm 的多孔 CoCrNi 中熵合金,其孔隙分布均匀且冶 金结合良好。动态压缩试验结果表明,该材料具有显著应变率强化效应,且 500 s⁻¹应变率下抗冲击性能最优;屈服强度随应 变率从 200 s⁻¹增加到 800 s⁻¹而提升了 52.8% (22.9 MPa 到 35.0 MPa),动态屈服强度较准静态屈服强度提高 25%,能量吸收 值达 35.4 ~14.5 MJ/m³ (较准静态提升 6.6% ~14.0%),最大理想吸能效率接近 0.9。同时,在低温(-100℃)条件下,弹性模 量和平台应力较室温分别提升 2.4% ~10.5%和 2.5% ~9.8%,能量吸收值达 41.3 ~15.2 MJ/m³,为泡沫镁合金 2 倍,最大理想吸能效率保持 0.8。综上,多孔 CoCrNi 中熵合金兼具动态强化与低温强化特性,具有良好的能量吸收能力与高理想吸能效率,在实际工况与极端环境领域展现出显著的应用潜力。

关键词: 多孔中熵合金; 力学性能; 吸能特性; 应变率; 低温

中图法分类号:TG??? 文献标识码: A 文章编号:1002-185X(2017)0?-0???-0?

随着交通运输、航空航天和军事防护等领域的快速 发展,多孔材料由于其优异的冲击防护性能而备受关注 [1-3]。其中,多孔金属由于其超轻的重量、优异的比刚度 和比强度、优异的变形能力、较强的设计能力和较低的 成本,得到了更为广泛的关注和应用[4-9]。在已有的多种 多孔金属材料中,按照基体不同可以分为多孔铝[10]、多 孔镁[11]、多孔铜[12]以及多孔铁合金[13]等。目前,应用在 缓冲吸能领域的多孔金属材料主要是泡沫铝,这主要是 因为铝合金基体的低密度和优异的抗腐蚀等性能,同时 当多孔铝的孔隙率为 50%~70%时, 其吸能范围是 12.23~7.39MJ/m^{3[14]},吸能减震效果很好。而随着时代的 发展,人们对材料的服役极限、力学性能的要求不断提 高,可被用在汽车保险杠和车身骨架等上面的泡沫铝已 经不能满足更高的性能要求。因此,开发具有更好抗冲 击能力的多孔金属变得至关重要,而多孔金属的力学性 能与其基体金属的性能有直接关系。

不同于传统以一个元素为主的合金,多主元合金因 其等原子比或近等原子比混合形成简单固溶体相,表现 出高强度、高硬度、耐腐蚀性、延展性和断裂韧性等优 于传统合金的力学性能,成为材料和力学学科研究的热 点之一^[15-18]。其中,以 CrCoNi 为代表的几种中熵合金 已被广泛研究并被证明具有优异的机械性能和高温稳定 性性能^[19],因此被广泛应用于航空航天、核能、化工等 领域。例如,在航空航天工业中,CoCrNi中熵合金有望 成为生产发动机叶片、燃气轮机叶片、高温结构部件和 其他关键部件的下一代候选者^[20]。此外, CoCrNi 中熵合 金具有优异的耐腐蚀性,曾东保等[21]采用激光熔覆技术 在 304 不锈钢表面制备了 CoCrNi 中熵合金熔覆层, 熔 覆层极化电阻(101.65k Ω)高于 304 基体的极化电阻 (90.56kΩ), 耐蚀性明显高于 304 基体, 而耐蚀性在航天 领域是非常重要的性能。也有研究人员将多主元合金作 为基体金属,制备并研究多孔高熵合金的结构及性能。 Xu 等[22]采用粘结剂喷射技术制备了孔隙率为 35%~40% 的多孔 CoCrFeMnNi 高熵合金,试样的屈服强度为 42~70MPa, 抗压弹性模量为 3~12GPa, 能量吸收值可达 150MJ/m³。郭雪垠^[23]采用热压等离子体放电烧结技术 (SPS),制备了多孔 FeCoCrNi 高熵合金,研究发现二次 烧结(1100℃)能有效提升多孔材料的抗压强度,经过 90min 的二次烧结后孔隙率 30%、孔径 50µm 的试样, 抗压强度达到了 656MPa。

对于航空航天领域来说,多孔金属材料不仅广泛应 用于关键电子元件的吸能防护与隔热^[24],还可用于制造 轻质高强结构部件,如飞机机翼、机身、蒙皮等。在具 体应用过程中,在高过载情况下对关键电子元件进行保 护是十分必要。然而,它们在高应变速率下的动态力学 行为和吸能特性尚不完善。如今研究材料的动态力学行

收到初稿日期:

作者简介: 卫来, 男, 2000年生, 硕士生, 太原理工大学航空航天学院, 山西 太原 030024, E-mail:wlzs0515@163.com

基金项目: 山西省自然科学基金 (202303021212045, 202303021211038); 国家自然科学基金(12372364, 12225207); 中央引导地方科技发展资金项目(YDZJSX2021B002)

为的方式丰富,如 SHPB、爆轰驱动加载、轻气炮技术 等^[25-26]。潘艺等^[27]运用 SHPB 技术,针对不同基体材料 但具有同一孔隙率的泡沫铝展开压缩试验,探讨了基体 材料的本构关系以及泡沫铝的相对密度对其变形模式所 产生的影响。另一方面,发散冷却常以多孔金属材料为 载体,其冷却能力强,而中熵合金在低温下力学性能良 好,那么多孔中熵合金在飞行器关键部件的热防护方面 将具有巨大的应用前景。

综上,本文将使用球状无水 CaCl₂ 颗粒为造孔剂, 采用粉末烧结-溶解法制备高孔隙率的多孔 CoCrNi 中熵 合金,运用改进的分离式霍普金森压缩杆(SHPB)测试在 高应变速率和大变形条件下的力学性能,采用-100℃低 温准静态压缩试验研究材料在低温下的力学表现,侧重 分析和探索多孔 CoCrNi 中熵合金在极限条件下的力学 行为及应用可能性。

1 制备材料与实验方法

实验所用的原料包括: CoCrNi 中熵合金粉末(粒径 45~105μm,购自北京研邦新材料科技有限公司)、球状 造孔剂无水 CaCl₂颗粒(粒径 1.7~2.5mm,购自广东林 氏化学试剂有限公司)以及无水乙醇作为粘结剂。

将CoCrNi合金粉末与CaCl₂颗粒按造孔剂体积分数 55%、60%、65%、70%、75%的比例混合,加入4%~5% 无水乙醇粘结均匀后导入模具中,在400MPa压力下轴 向压制5min。脱模后干燥去除粘结剂,再在高真空烧结 炉中阶梯升温至1280℃,保温2h后随炉冷却。将烧结 后的坯样置于去离子水中去除残余CaCl₂,干燥后即可 得到多孔CoCrNi中熵合金试样。

使用日本理学UltimalV型X射线衍射仪测定试样的 物相组成,扫描范围为30°~100°;用JSM-7100F型场 发射电子显微镜扫描(SEM)观察试样的微观形貌;采 用改进的SHPB技术测试试样动态压缩力学性能;采用 INSTRON 电子万能试验机对试样进行-100℃低温准静 态压缩试验,应变率为10⁻³s⁻¹。

在 SHPB 测试中,为了实现多孔合金在高应变率下的大变形,采用改进的 SHPB 方法,可以确保在一次测试中保证试样只受到单一应力脉冲加载,并且可以对同一试样进行重复测试。为此,我们使用了外径为 37 毫米、内径为 32 毫米的空心铝棒。图 1 展示了改进的 SHPB 技术的示意图。值得注意的是,透射杆的长度是入射杆的一半,透射波不能太弱。



图 1 改进的 SHPB 技术和获得的波形示意图

Fig.1 Schematics of the improved SHPB technique and the obtained waveform.

2 孔形貌及物相分析

2.1 孔微观形貌

在本研究中,通过粉末烧结-溶解法工艺制备了不同 孔隙率的块体试样。实验中孔隙率的测定采用质量-体积 直接计算法^[28],计算公式见式(1):

$$\theta = (1 - \rho_r) \times 100\% = \left(1 - \frac{M}{V\rho_s}\right) \times 100\%$$
 (1)

式中, ρ_r 为多孔体的相对密度; M 为多孔试样质量; V 为试样体积; ρ_s 为致密块体 CoCrNi 中熵合金的密度。

图 2a 为多孔 CoCrNi 试样的宏观形貌,孔隙率自左 到右依次为 62.4%、65.5%、70.1%、73.9%、78.1%。由 图可知,多孔 CoCrNi 中熵合金具有三维连通的开孔结 构,孔形貌几乎复制了造孔剂的近球状,孔的分布比较 均匀且连通性较好。尤其随着孔隙率的增大,孔的数量 增多,孔壁变薄,孔与孔连通性变大。

图 2b、图 2c 和图 2d 为多孔 CoCrNi 中熵合金放大 不同倍数下孔内和孔壁的 SEM 微观扫描图。由图可得, 除了去除造孔剂留下的近球状大孔外,同时观察到孔壁 上有细小微孔,这是 CoCrNi 合金颗粒间隔处的间隙孔。 经测量得到该多孔中熵合金的孔径为 1.8~2.4mm,平均 孔径约为 2.0mm,孔壁厚度约为 250µm。另外,从图中 观察到了明显的烧结颈,且放大后的孔隙边缘很光滑, 说明已经到达了烧结后期,即在 1280℃、保温 2h 的烧 结条件下,CoCrNi 合金颗粒实现了很好的冶金结合。该 烧结颈的形成直接影响着烧结体的孔隙率、相对密度以 及力学性能。

EDS 能谱面扫分析结果见图 3,可知 Ni 含量微高, Co 含量接近配比,Cr 的含量较低,与设计的原子配比 稍有差异。这是因为各元素原始颗粒尺寸、硬度、熔点 都不同,导致三种金属元素熔化后快速凝固的速率不一, 即出现成分不均匀的现象。其中 Cr 含量的减少(设计值 约 33%)可能抑制富 Cr 的 BCC 相形成,维持单一 FCC 相结构(与设计初衷一致),但会削弱固溶强化的效果^[29]。







图 3 多孔 CoCrNi 中熵合金高倍下 EDS 结果 Fig.3 EDS results at high magnification of porous CoCrNi MEA

2.2 物相分析

图 4 为实体 CoCrNi 中熵合金和多孔 CoCrNi 中熵合 金的 XRD 图谱。可知,两种材料均为单相 fcc 固溶体结 构,而且多孔 CoCrNi 中熵合金除了基体的衍射峰以外, 没有其他衍射峰的存在,说明造孔剂已经完全除尽。



图 4 实体 CoCrNi 中熵合金和多孔 CoCrNi 中熵合金的 XRD 图谱 Fig.4 XRD patterns of solid CoCrNi MEA and porous CoCrNi MEA

3 动态压缩力学性能

3.1 力学行为

3.1.1 应变速率对动态力学行为的影响

前期我们已经对多孔 CoCrNi 中熵合金的准静态力 学性能进行了研究^[30],本文即在此基础重点研究该材料 的动态力学响应和低温力学表现。

使用改进的 SHPB 技术,配合空心铝棒,对多孔 CoCrNi 中熵合金试样(孔隙率 70.8%)在高应变率下的 力学性能进行了测试,结果如图 5 所示。

图 5a 和图 5b 显示了应变速率分布别为 200 s⁻¹和 500 s⁻¹下对同一样品进行了重复测试以实现大变形的累 积应力-应变曲线。可以观察到,块体都发生严重挤压和 塑性变形,表明试样已经密实化。在 500 s⁻¹应变率试验 中,试样达到屈服强度后,多次脉冲加载导致其应力随 应变不断增大直至密实,即发生应变硬化。值得注意的 是,在 200 s⁻¹应变率下,试样自从第一次单应力脉冲加 载达到 30 MPa 应力后,后续脉冲加载则发生了应力由 小增大的循环,不同于常见的应变硬化,其可能也存在 应变软化的因素。



图 5 不同应变率下(孔隙率 70.8%)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力 -应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of porous CoCrNi MEA (porosity=70.8%) at different strain rates: The strain rates for (a), (b), and (c) are 200s⁻¹,500s⁻¹, and 800s⁻¹, respectively; (d)Comparison of the first three with quasi-static compression. 对于多次较低应变率脉冲累计加载的多孔金属材料,随 着其损伤的累积和微观结构的变化,使得材料的应变硬 化效果减弱;同时,损伤区域的存在也会加速材料的应 变软化过程,应变软化作用逐渐占据主导地位,导致材 料强度不再增加。图 5c 为多孔 CoCrNi 中熵合金在应变 率为 800 s⁻¹下进行动态测试后的结果,发现,试样只经 历了一次高应变率应力脉冲加载,块体金属骨架已经被 破坏,内部部分结构已粉碎,无法再继续试验。

将最终结果与准静态压缩作对比,如图 5d 所示。当 孔隙率一定时,随着应变率的增大,屈服强度从 10⁻³s⁻¹ 下的 22.9 MPa 增大到了 800 s⁻¹下 35.0 MPa,增大了 52.8%。这是因为在高应变率下,材料内部的位错滑移 和晶界滑移受限,需更高应力启动塑性变形,这与多孔 材料的动态响应机制类似^[31],使得材料的变形抗力增加, 正如应变率强化效应^[32],即材料的强度会提高。

3.1.2 孔隙率对动态力学行为的影响

图 6 为不同孔隙率(应变率 500 s⁻¹)多孔 CoCrNi 中熵合金的动态力学测试结果。由图 6a、图 6b 和图 6c 可得,经历了多次单应力脉冲加载,除高孔隙率(77.6%) 外,试样达到屈服强度后,其强度近似沿线性增大,直 至密实。这是由于高孔隙率会使材料对应变率的敏感性 增加,其强度的变化幅度会更大^[33],即曲线更加陡峭。 而不同孔隙率的试样可承受脉冲加载次数也不同,由中 孔隙率(60.6%)的 6 次减半到高孔隙率(77.6%)的 3 次,说明随着孔隙率发增加,多孔 CoCrNi 中熵合金的 抗冲击能力在降低。

将该结果与准静态压缩(孔隙率相近)作对比,如 图 6d 和表 1 所示。发现,当应变率一定时,随着孔隙率 的增大,动态压缩试样屈服强度从 43.3 MPa 减小到了 17.4 MPa,减小了 59.8%;弹性模量从 2.38 GPa 减小到 了 0.70 GPa,减小了 70.6%。这是因为孔隙的存在削弱 了材料的承载截面和内部结构完整性,使材料更容易发 生塑性变形,导致屈服强度和弹性模量减小。相较于准 静态压缩,相同孔隙率试样的屈服强度增大到原先 1.25 倍;弹性模量则差异较大,分别增大至原先 4.33 (平均 孔隙率 68.8%,下文用红色代替)与 1.94 倍 (平均孔隙 率 77.8%,下文用蓝色代替)。

表 1 多孔 CoCrNi 中熵合金弹性模量和屈服强度与孔隙率的关系 Table1 Relationship among elastic modulus, yield strength and

porosity of	porous	CoCrNi	MEA
-------------	--------	--------	-----

Porosity/%	Yield strength/MPa	Elastic modulus/GPa
$60.6 (500s^{-1})$	43.3	2.38
68.6 (500 s^{-1})	31.1	2.12
77.6 (500 s^{-1})	17.4	0.70
69.0 $(10^{-3}s^{-1})$	24.8	0.49
$78.0 \ (10^{-3}s^{-1})$	13.9	0.36



W

能量吸收值(W)是多孔金属材料能量吸收能力的 重要指标之一,具体指的是单位体积的材料在压缩到特 定应变时所吸收的能量。其计算公式如公式(2)所示。

$$=\int_{0}^{\varepsilon_{m}}\sigma(\varepsilon)d\varepsilon$$
 (2)

式中, W 代表单位体积的多孔试样的能量吸收值, ε_m 为任意应变, σ 为应力, 是应变 ε 的函数。具体来说, 它等于多孔材料在其致密应变下的应力-应变曲线与坐 标轴所围成的面积。

除了能量吸收值,吸能效率也是衡量多孔金属材料 吸能特性的重要指标之一。Miltz 等人^[34]提出了吸能效率 (*E*)和理想吸能效率(*I*)的概念,用于研究多孔材料 的能量吸收性能。本文主要研究理想吸能效率,定义为 公式(3)所示。

$$I = \frac{\int_0^{\varepsilon_m} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon}{\varepsilon_m \, \sigma_m} \tag{3}$$

式中, ε_m 为任意应变, σ_m 为与 ε_m 对应的应力, σ 为应力,是应变 ε 的函数。I为实际多孔材料的能量吸收 值与理想多孔材料在相同应力、应变条件下的能量吸收 值的比值。具体而言,它表示在任意应变下,泡沫材料 的应力-应变曲线与坐标轴所围成的面积与对应矩形面 积的比值。该指标反映了实际多孔材料与理想吸能材料 的接近程度,常用于定量评估不同多孔材料的吸能性能 优劣。

图 7 展示了不同孔隙率多孔 CoCrNi 中熵合金动态 与准静态压缩试验吸能相关曲线,表2具体表示出了样 品的能量吸收值。由表 2 和图 7a 可知,孔隙率为 60.6%~77.6%的试样对应的能量吸收值为 35.4~14.5 MJ/m³,并随着孔隙率的增大而减小。这是因为能量吸 收值的大小直接依赖于平台应力值和平台区宽度这两个 参数。"平台应力值"在本试验中代表屈服强度与致密应 力的平均值,而"平台区宽度"则表示应变大小。因此孔 隙率由小到大对应的"平台应力"为 64.3~33.4 MPa, 而其 对应的致密应变又相近,可见在本试验中试样"平台应力" 对能量吸收的多少起主要责任。终上可知,当应变率一 定时,随着孔隙率的增加,"平台应力"降低,而"平台区 宽度"变化较小,导致最终能量吸收值减小,另外,对比 准静态压缩,相同孔隙率试样的平台应力分别提高了 20.5% (红色) 与 56.1% (蓝色), 能量吸收值分别提高 了14.0%(红色)与6.6%(蓝色)。

图 7b 为不同孔隙率的多孔 CoCrNi 中熵合金的理想 吸能效率 *I*-σ 曲线,由图可知,应变率为 500 s⁻¹下 3 种 孔隙率样品的最大吸能效率都接近 0.9,而准静态下 *I* 近似 0.8。现有研究表明^[35],理想吸能效率 *I* 越高,吸能



图 6 不同孔隙率(应变率 500s⁻¹)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of porous CoCrNi MEA (strain rate 500s⁻¹) with different porosity: The porosity values for (a), (b), and (c) are 60.6%, 68.6%, and 77.6%, respectively; (d)Comparison of the first three with quasi-static compression. 部件在工作过程中所承受的载荷波动幅度越小。而且相 比之下动态测试更接近实际工况下的防护场景。这表明 多孔 CoCrNi 中熵合金的实际吸能性能更为优越,由此 被保护装置能够获得更为有效的保护。综上可知,3 种 多孔 CoCrNi 中熵合金具有更好的吸能特性,均可作为 性能优良的吸能材料。





Fig.7 Energy absorption related curves of porous CoCrNi MEA with different porosities: (a)Energy absorption curves; (b)Ideal energy absorption efficiency curve.

表 2 多孔 CoCrNi 中熵合金 "平台应力" 与能量吸收值

Table2 'Platform stress' and energy absorption values of porous

CoCrNi MEA		
Porosity/%	Platform stress/MPa	Energy absorption/ MJ·m ⁻³
60.6 (500s ⁻¹)	64.3	35.4
68.6 (500 s ⁻¹)	51.1	30.2
77.6 (500 s^{-1})	33.4	14.5
69.0 $(10^{-3}s^{-1})$	42.4	26.5
78.0 $(10^{-3}s^{-1})$	21.4	13.6

4 低温压缩力学性能

4.1 力学行为

将图 2a 所示 5 种不同孔隙率的多孔 CoCrNi 中熵合 金试样进行-100℃低温准静态压缩实验,得到了如图 8a

所示的应力-应变曲线。由图可知,与室温时的准静态力 学结果类似^[30],低温下多孔金属的应力应变曲线也呈现 明显的3个阶段:弹性变形阶段、塑性平台阶段和密实 化阶段。在弹性变形区间,应力与应变呈现出线性正相 关关系。当应力达到材料的屈服强度阈值时,材料变形 进入塑性平台阶段,此阶段应力随应变的增加而平稳上 升。随着应变持续增大至致密应变临界点,材料进入密 实化阶段,应力随应变急剧攀升。从图中还可分析得, 孔隙率的增大导致材料的塑性模量降低,其曲线的塑性 平台特征愈发显著,应力在该阶段趋于稳定。从图 8a 发现,当孔隙率达到 78%时,低温状态的多孔 CoCrNi 中熵合金仍然具有较好的硬化能力。



图 8 不同孔隙率(低温-100℃)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力-应变 曲线及两种温度下弹性模量和平台应力与孔隙率的关系

Fig.8 Porous CoCrNi MEA(low temperatures -100°C) with different porosity:(a)stress-strain curves; (b)relationship among elastic modulus, platform stress and porosity at two temperatures.

图 8b 显示了 5 种试样在-100℃低温与室温准静态压 缩时的弹性模量和平台应力随孔隙率的变化规律。由图 可得,随着孔隙率的增大,低温-100℃时的弹性模量从 2.31 GPa 减小到了 0.43 GPa,减小了 81.4%;平台应力 从 69.6 MPa 减小到了 20.5 MPa,减小了 70.5%。对比室 温压缩的实验结果,可知弹性模量增大了约 2.4%~10.5%, 平台应力增大了约 2.5%~9.8%,此外平台应变宽度略微 扩大。这是因为 CoCrNi 中的化学不均匀性可以降低触 发共轭孪晶所需的台阶高度,吸引孪晶网络的形成,更

第***卷

易形成纳米孪晶。在低温下高度畸变的形变孪晶为裂纹 扩展提供了强大的阻力,激活的位错运动容纳了进一步 的塑性变形,从而有助于提高塑性和强度^[36];并且原子 间结合力由于低温而增强,材料的原子结构更加紧密, 刚性增加,最终导致试样的强度、塑性以及弹性模量都 有相应地提高。

4.2 吸能特性

图 9a 为两种温度下多孔 CoCrNi 中熵合金在其致密 应变下单位体积的能量吸收值。由图可知,-100℃下孔 隙率为 62.4%~78.1%的多孔 CoCrNi 中熵合金对应的能 量吸收值为 41.3~15.2 MJ/m³,并随着孔隙率的增大而减 小。这是因为对能量吸收值较大影响的平台应力值随着 孔隙率的增加而降低。与室温相对比,由于-100℃下的 试验致密应变范围略微扩大,即平台宽度扩大,并且材 料的平台应力增大,对应的能量吸收值提高了约 3.5%~15%。对比泡沫镁合金^[37](孔隙率 68%的泡沫镁 合金,压缩温度为室温,能量吸收为 15.48 MJ/m³),在 其致密应变下可以得出,当孔隙率相同(取 66.3%和 69.9% 平均值)时,多孔中熵 CoCrNi 合金室温下的单位体积 能量吸收值为泡沫镁合金的 1.84 倍,而-100℃下更是提 高到了 2 倍。因此,多孔 CoCrNi 中熵合金在-100℃低温 条件下表现出优良的极端环境适用性以及吸能特性。

不同孔隙率多孔 CoCrNi 中熵合金在-100℃时的理 想吸能效率曲线如图 9b 所示。可以发现,5 种孔隙率的 最大吸能效率都接近 0.8,对照室温压缩^[30]来说不相上 下;而且其最大值所对应的应力值以孔隙率升序依次为 65.1、60.4、39.4、31.5、20.2MPa,此应力与平台应力 很接近。综上所述,多孔 CoCrNi 中熵合金在-100℃条件 下对比室温其吸能性能更加优异,也具备成为优秀的吸 能材料的潜力。

5 总结

本文采用粉末烧结-溶解法制备了孔隙率 60.6%-78.1%、孔径为1.8-2.4 mm 的多孔 CoCrNi 中熵合金, 通过改进 SHPB 技术和低温压缩试验系统研究了其力学 性能与吸能特性。主要结论如下:

1) 多孔 CoCrNi 中熵合金的孔隙分布均匀且连通性 好。当孔隙率一定时,应变率 500 s⁻¹下材料可承受多次 应力脉冲,强度提升最优;应变率一定时,屈服强度随 孔隙率的增加降低了 59.8%,弹性模量降幅达 70.6%, 动态压缩较准静态强度与刚度都有较大提升;能量吸收 提升 6.6%~14.0%,最大理想吸能效率都接近 0.9,其吸 能性能更加符合实际工况且更优异。



- 图 9 泡沫镁与两种温度下多孔 CoCrNi 中熵合金能量吸收值及 -100℃多孔 CoCrNi 中熵合金理想吸能效率曲线
- Fig.9 (a)Energy absorption values of foamed Mg alloy and porous CoCrNi MEA at two temperatures; (b)ideal energy absorption efficiency curve of porous CoCrNi MEA at -100°C.

2) 在-100℃低温条件下,多孔 CoCrNi 中熵合金的 弹性模量和平台应力均随孔隙率的增大逐渐下降,能量 吸收值在 41.3~15.2 MJ/m³范围内。相比于室温,弹性模 量提升了 2.4%~10.5%,平台应力增加 2.5%~9.8%,可见 低温强化效果明显;能量吸收提升 3.5%~15%,为泡沫 镁合金的 2 倍,最大理想吸能效率保持 0.8,表现出优良 的低温适用性以及吸能特性。

参考文献 References

- Qingliang Z, Shengyu D, Zeang Z et al. <u>Advanced science</u>
 [J], 2022, 10(4): e2204977
- [2] Ha S N, Lu G. Composites Part B[J], 2020, 181: 107496
- [3] Mishra A, Wang Y, Lu J. Structures[J], 2024, 62: 106255
- [4] García-Moreno F. Materials[J], 2016, 9(2): 85
- [5] Zhao Y, Yang Z, Yu T et al. <u>Construction and Building Ma</u> <u>terials</u>[J], 2021, 273(7): 121996
- [6] Liang M, Zhang G, Lu F et al. <u>Thin-Walled Structures[J]</u>, 2 017, 112: 98-106
- [7] Kulshreshtha A, Dhakad S K. <u>Materials Today: Proceedings</u>
 [J], 2020, 26(2): 1784

- [8] Mohan K, Yip T H, <u>Materials Science & Engineering A[J]</u>, 2011, 529: 94
- [9] Ao Qingbo(敖庆波), Wang Jianzhong(王建忠), Ma Jun(马军) e
 t al. <u>Rare Metal Materials and Engineering</u>(稀有金属材料与 工程)[J], 2024, 53(3): 1444
- [10] Wang N, Maire E, Chen X et al. <u>Materials Characterizatio</u> <u>n</u>[J], 2018, 147: 11
- [11] Lu X, Zhang Z, Du H et al. <u>Journal of Alloys and Compo</u> <u>unds</u>[J], 2019, 797: 727
- [12] Wang Q Z, Lu D M, Cui C X et al. <u>Journal of Materials</u> <u>Processing Tech[J]</u>, 2011, 211(3): 363
- [13] Łazińska M, Durejko T, Lipiński S et al. <u>Materials Science</u> <u>& Engineering A[J]</u>, 2015, 636: 407
- [14] LI Sichao(李思超), YANG Xudong(杨旭东), AN Tao(安涛) et
 al. Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)[J], 20
 19, 39(05): 120
- [15] Zhang Chao(张超),Liu Jie(刘杰),Wang Xiaohua(王晓花) et a
 1. <u>Rare Metal Materials and Engineering</u>(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2673
- [16] Xinfang S, Yong Z. <u>Science China Materials</u>[J], 2023, 66(1
 1): 4165
- [17] Zhang Kai(张凯),Wu Yinjiang(吴引江),Liu Gaojian(刘高建) et al. <u>Materials China</u>(中国材料进展)[J], 2023, 42(10): 814
- [18] Canxu Zhou(周灿旭),Yuan Liu(刘源). <u>Rare Metal Materials</u> <u>and Engineering</u>(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 637
- [19] Slone C E, Barnett B, Georgin B et al. <u>Materials Science a</u> <u>nd Engineering A[J]</u>, 2021, 818: 141425
- [20] 长沙理工大学.一种用于增材制造的CoCrNi中熵合金材料的 制备方法及应用:CN202310326267.9[P]. 2023-06-27.
- [21] Zeng Dongbao(曾东保),He Yipeng(何毅鹏),Liao Wenyu(廖文 宇). <u>Mining and Metallurgical Engineering</u>(矿冶工程)[J], 20 24, 44(03): 145
- [22] Xu Z, Zhu Z, Wang P et al. <u>Additive Manufacturing</u>[J], 202
 0, 35: 101441
- [23] Guo Xueyin(郭雪垠), Qiao Junwei(乔珺威). Foundry Technol

ogy(铸造技术)[J], 2024, 45(09): 887

- [24] 伍楠.发散冷却关键问题的实验和数值研究[D].安徽:中国科学 技术大学,2019.
- [25] Ren Huilan(任会兰), Chen Wen(陈雯), Guo Tingting(郭婷婷). <u>Transactions of Beijing Institute of Technology</u>(北京理工大 学学报)[J], 2013, 33(02): 111
- [26] Wang Z H, Jing L, Zhao L M. <u>Transactions of Nonferrous</u> <u>Metals Society of China</u>[J], 2011, 21(3): 449
- [27] Pan Yi(潘艺), Hu Shisheng(胡时胜), Jiang Jiaqiao(蒋家桥) et al. <u>Explosion and Shock Waves</u>(爆炸与冲击)[J], 2004, 5: 407
- [28] Liu Peisheng(刘培生), Ma Xiaoming(马晓明). Methods for Testing Porous Materials(多孔材料检测方法)[M]. Beijing: M etallurgical Industry Press, 2006: 14
- [29] 南昌航空大学.一种CoCrxNi中熵合金及其制备方法:CN20231 0520448.5[P]. 2023-08-22.
- [30] Jia Qiaorui(贾桥瑞), Wang Xiaohua(王晓花), Liu Jie(刘杰) et
 al. <u>Rare Metal Materials and Engineering</u>(稀有金属材料与 工程)[J], 2024, 53(4): 1149
- [31] 常慧.CrCoNi基中熵合金的应变率/温度相关力学性能和变形 机理研究[D].山西:太原理工大学,2022.
- [32] Bao Feng(暴锋), Liu Donghui(刘东辉), Li Xiaojie(李晓杰). <u>Adhesion(</u>粘接)[J], 2024, 51(09): 102
- [33] 刘耀东.多孔金属材料率效应的数值分析与动态压缩行为的理论研究[D].安徽:中国科学技术大学,2010.
- [34] Miltz J, Gruenbaum G. <u>Polymer Engineering & Science[J]</u>, 1981, 21(15): 1010
- [35] (Zhang Jian)张健. <u>Reliability Reports</u>(产品可靠性报告)[J], 2
 023, 10: 68
- [36] Tran M T, Nguyen T H, Kim D K et al. <u>Materials Science</u> <u>and Engineering: A[J]</u>, 2021, 828: 142110
- [37] Yuan Yuanping(袁源平), Chen Leping(陈乐平), Zhou Quan(周 全) et al. <u>Special Casting & Nonferrous Alloys</u>(特种铸造及 有色合金)[J], 2021, 41(02): 158

Study on Dynamic Mechanical Behavior and Low Temperature Mechanical Properties of Porous CoCrNi Medium-Entropy Alloy

Wei Lai¹, Wang Xiaohua¹, Liu Jie¹, Wang Yifei¹, Ma Shengguo¹, Wang Zhihua²
(1.College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)
(2.College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Porous CoCrNi MEA with porosity of 60.6% -78.1% and pore size of 1.8 -2.4mm were prepared by powder sintering-dissolution method. The pore distribution is uniform and the metallurgical bonding is good. The dynamic compression test results show that the material has a significant strain rate strengthening effect, and the impact resistance is the best at 500s⁻¹ strain rate. The yield strength increases by 52.8% (22.9

MPa to 35.0MPa) with the increase of strain rate from 200s⁻¹ to 800s⁻¹. The dynamic yield strength increases by 25% compared with the quasi-static yield strength. The energy absorption value reaches 35.4 ~14.5MJ/m3 (6.6% ~ 14.0% higher than the quasi-static), and the maximum ideal energy absorption efficiency is close to 0.9. At the same time, under the condition of low temperature (-100°C), the elastic modulus and platform stress are increased by 2.4% ~10.5% and 2.5% ~9.8%, respectively, compared with room temperature. The energy absorption value is 41.3 ~15.2MJ/m³, which is twice that of magnesium alloy foam, and the maximum ideal energy absorption efficiency remains 0.8. In summary, the porous CoCrNi MEA has both dynamic strengthening and low-temperature strengthening characteristics, and has good energy absorption capacity and high ideal energy absorption efficiency, showing significant application potential in the field of actual working conditions and extreme environments.

Key words: porous medium-entropy alloy; mechanical property; energy absorption characteristic; strain rate; low temperature

Corresponding author: Wang Xiaohua, Ph. D., Lecturer, College of Aeronautics and astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: wangxiaohua@tyut.edu.cn

