

多孔 CoCrNi 中熵合金的动态力学行为 及其低温力学性能

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 1.8~2.4 mm 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 °C) 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, 为泡沫镁合金的 2 倍, 最大理想吸能效率保持 0.8。综上可知, 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

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-1958-09

1 引言

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质量、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 12.23~7.39 MJ/m³^[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 (101.65 kΩ) 高于 304 基体的极化电阻 (90.56 kΩ), 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 42~70 MPa, 抗压弹性模量为 3~12 GPa, 能量吸收值可达 150 MJ/m³。郭雪垠等^[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 °C) 能有效提升多孔材料的抗压强度, 经过 90 min 的二次烧结后孔隙率 30%、孔径 50 μm 的试样, 抗压强度达到了 656 MPa。

收稿日期: 2025-08-15

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基金项目 (YDZJSX2021B002)

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

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为的方式丰富,如分离式霍普金森压缩杆(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,本研究使用球状无水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(MEA)在极限条件下的力学行为及应用可能性。

2 实验

实验所用的原料包括:CoCrNi中熵合金粉末(粒径45~105 μm,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1.7~2.5 mm,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400 MPa压力下轴向压制5 min。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2 h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10⁻³ s⁻¹。

在SHPB测试中,为了实现多孔合金在高应变速率下的大变形,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,使用了外径为37 mm、内径为32 mm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。

3 结果与分析

3.1 孔形貌及物相分析

3.1.1 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(θ)的测定采用质量-体积直接计算法^[28],计算公式见式(1):

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

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2a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~2d分别为多孔CoCrNi中熵合金放大不同倍数下孔内和孔壁的SEM照片。由图可见,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1.8~2.4 mm,平均孔径约为2.0 mm,孔壁厚度约为250 μm。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2 h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元素面扫分析结果见图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3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

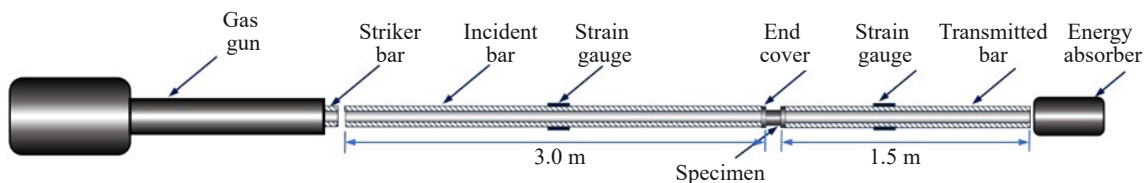


图1 改进的SHPB技术示意图

Fig.1 Schematic diagram of the improved SHPB technique

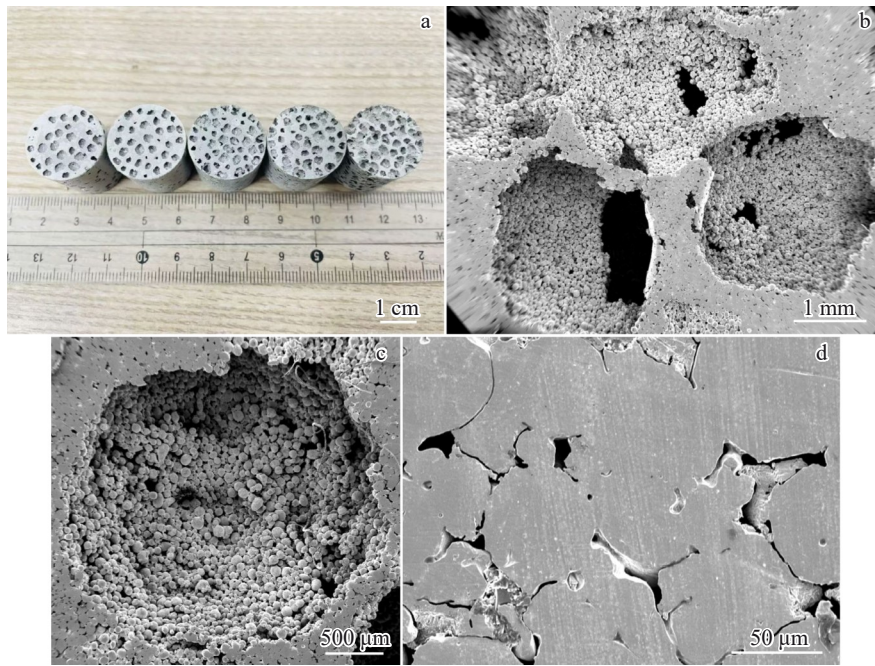


图2 多孔 CoCrNi 中熵合金的孔形貌

Fig.2 Morphologies of pore of porous CoCrNi MEA: (a) macro-pore, (b) micro-pore, (c) single pore, and (d) sintered neck

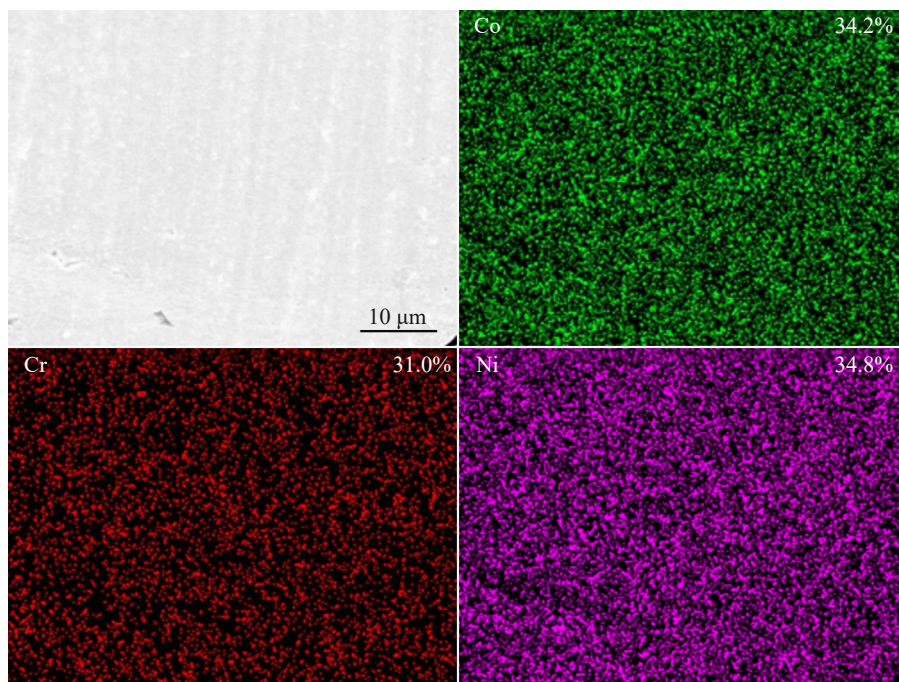


图3 多孔 CoCrNi 中熵合金高倍下 EDS 元素面分布

Fig.3 EDS element mapping of porous CoCrNi MEA at high magnification

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]。

3.1.2 物相分析

图4为实体 CoCrNi 中熵合金和 porous CoCrNi 中熵合金的 XRD 图谱。可知,2 种材料均为单相 fcc 固溶体结构,而且 porous 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。

3.2 动态压缩力学性能

3.2.1 力学行为

前期已经对 porous CoCrNi 中熵合金的准静态力学性能进行了研究^[30],本研究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。

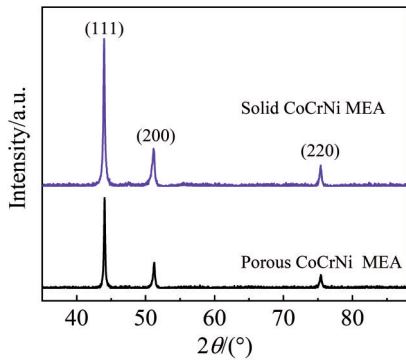


图4 实体 CoCrNi 中熵合金和 多孔 CoCrNi 中熵合金的 XRD 图谱
Fig.4 XRD patterns of solid and porous CoCrNi MEAs

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, 其结果如图 5 所示。

图 5a 和图 5b 显示了应变速率分别为 200 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 1 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。

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 1 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 $10^{-3} s^{-1}$ 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。

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~6c 可知, 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

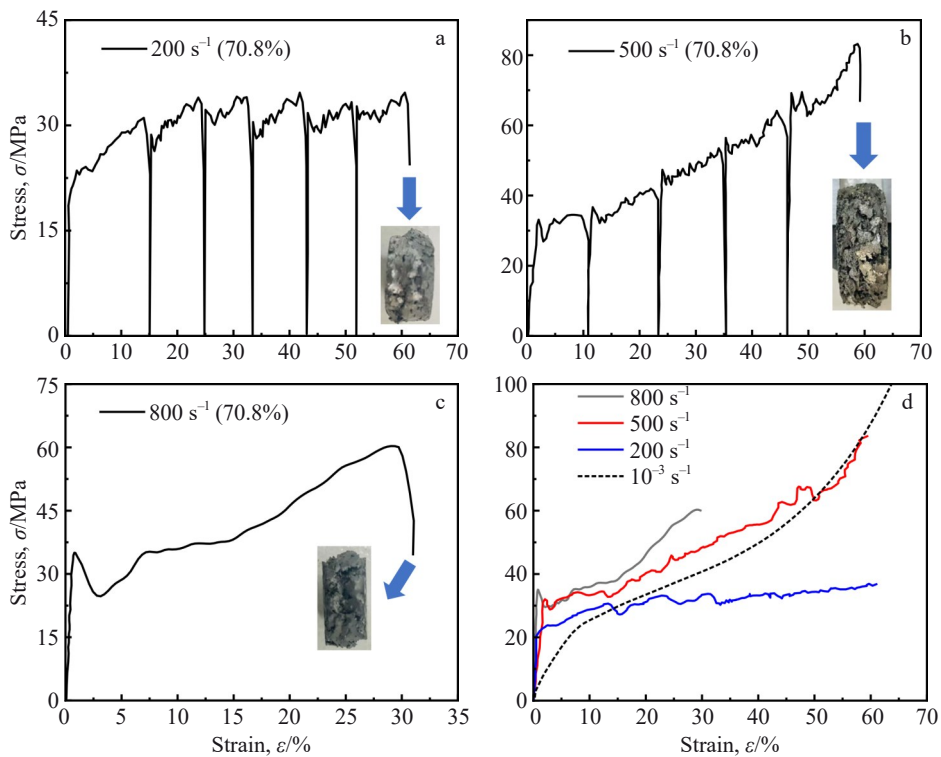


图5 不同应变率下(孔隙率 70.8%)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of porous CoCrNi MEA (porosity=70.8%) at the strain rate of 200 s^{-1} (a), 500 s^{-1} (b), and 800 s^{-1} (c); comparison between dynamic and quasi-static compression tests under fixed porosity of 70.8% (d)

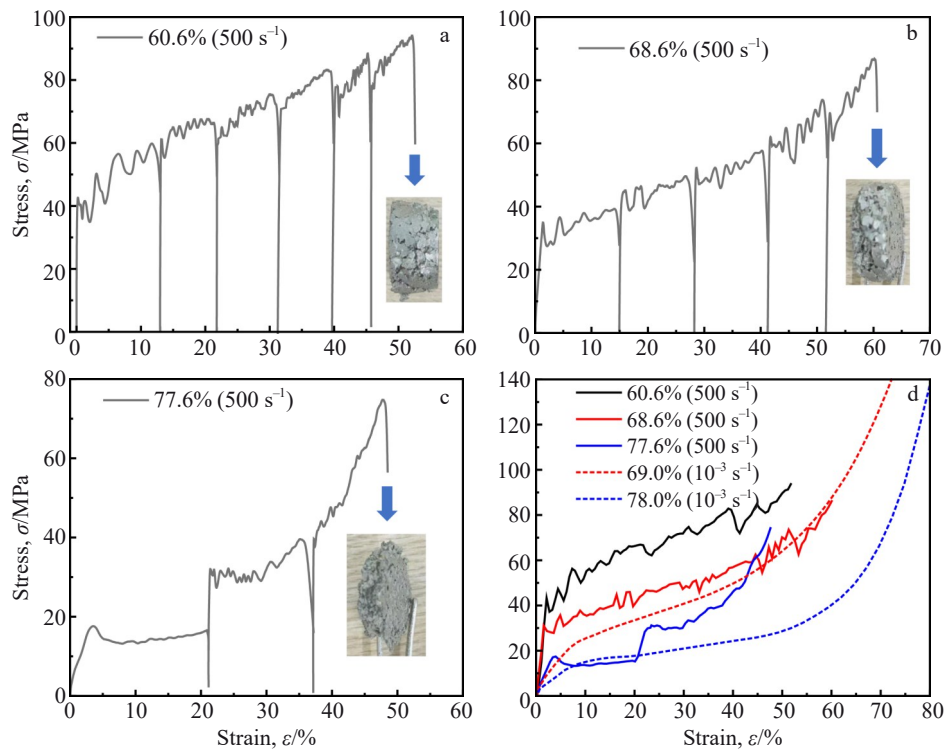


图6 不同孔隙率(应变率 500 s⁻¹)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力-应变曲线

Fig.6 Stress-strain curves of porous CoCrNi MEA (strain rate=500 s⁻¹) with the porosity of 60.6% (a), 68.6% (b), and 77.6% (c); comparison between dynamic and quasi-static compression tests (d)

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,相同孔隙率试样的动态屈服强度提高 25%;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)。

3.2.2 吸能特性

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。其计算公式如式(2)所示:

$$W = \int_0^{\epsilon_m} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (2)$$

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^[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。本工作主要研究理想吸能效率(I),定义为:

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

Porosity/%	Yield strength/MPa	Elastic modulus/GPa
60.6 (500 s ⁻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

$$I = \frac{\int_0^{\epsilon_m} \sigma(\epsilon) d\epsilon}{\epsilon_m \sigma_m} \quad (3)$$

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为不同孔隙率多孔 CoCrNi 中熵合金动态与准静态压缩试验吸能相关曲线, 表2为样品的平台应力和能量吸收值。 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2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作用。 综上所述可知, 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7b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, 而准静态下理想吸能效率近似0.8。 现有研究表明^[35], 理想吸能效率越高, 吸能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。 综上所述可知, 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。

3.3 低温压缩力学性能

3.3.1 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 °C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。 从图中分析还可知, 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

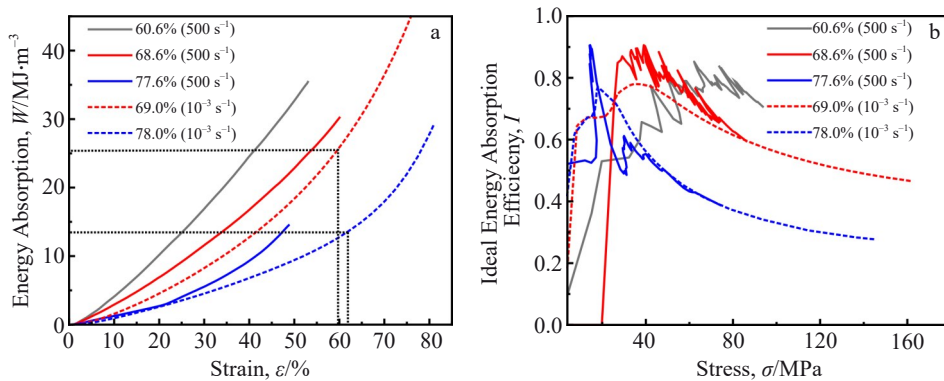


图7 不同孔隙率多孔 CoCrNi 中熵合金吸能相关曲线

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

表2 多孔 CoCrNi 中熵合金平台应力与能量吸收值

Table 2 Platform stress and energy absorption values of porous CoCrNi MEA

Porosity/%	Platform stress/MPa	Energy absorption/MJ·m ⁻³
60.6 (500 s ⁻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

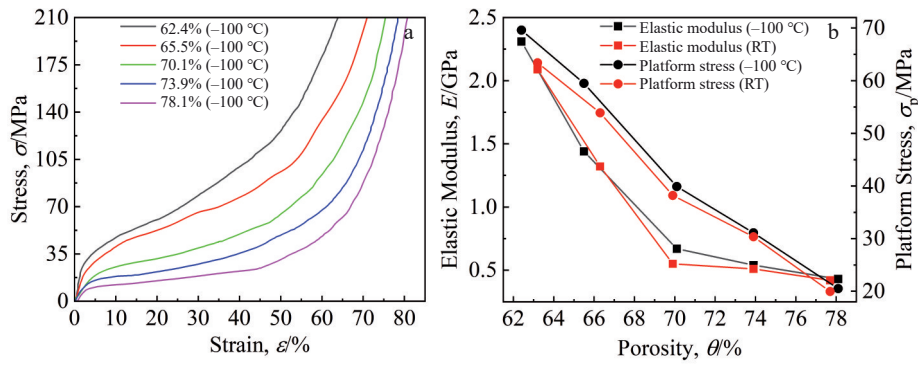


图 8 不同孔隙率(低温-100 °C)多孔 CoCrNi 中熵合金的应力-应变曲线及 2 种温度下弹性模量和平台应力与孔隙率的关系
 Fig.8 Stress-strain curves of porous CoCrNi MEA (at the low temperature of -100 °C) with different porosity (a); relationship among elastic modulus, platform stress and porosity at two kinds of temperatures (b)

征愈发显著,应力在该阶段趋于稳定。由图 8a 分析发现,当孔隙率达到 78.1% 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 8b 为 5 种试样在 -100 °C 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 8b 可知,随着孔隙率的增大,低温-100 °C 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 2.4%~10.5%,平台应力增大了 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。

3.3.2 吸能特性

图 9a 为 2 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 9a 可知,-100 °C 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 °C 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 °C 下更是提高到了 2 倍。因此,多孔 CoCrNi 中熵合金在-100 °C 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 °C 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

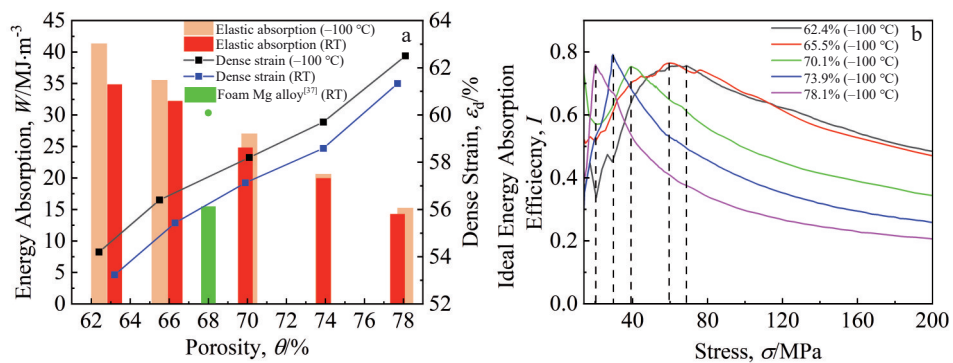


图 9 泡沫镁与 2 种温度下多孔 CoCrNi 中熵合金能量吸收值及-100 °C 多孔 CoCrNi 中熵合金理想吸能效率曲线
 Fig.9 Energy absorption values of foamed Mg alloy and porous CoCrNi MEA at different temperatures (a); ideal energy absorption efficiency vs. stress curves of porous CoCrNi MEA at -100 °C (b)

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、20.2 MPa,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。

4 结论

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。

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 $41.3\sim 15.2\text{ MJ/m}^3$ 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

- [1] Zeng Q L, Duan S Y, Zhao Z A *et al. Advanced Science*[J], 2022, 10(4): 2204977
- [2] Ha S N, Lu G. *Composites Part B*[J], 2020, 181: 107496
- [3] Mishra A, Wang Y H, Lu J Y. *Structures*[J], 2024, 62: 106255
- [4] García-Moreno F. *Materials*[J], 2016, 9(2): 85
- [5] Zhao Y, Yang Z H, Yu T L *et al. Construction and Building Materials*[J], 2021, 273(7): 121996
- [6] Liang M Z, Zhang G D, Lu F Y *et al. Thin-Walled Structures*[J], 2017, 112: 98
- [7] Kulshreshtha A, Dhakad S K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 26(2): 1784
- [8] Mohan K, Yip T H. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 529: 94
- [9] Ao Qingbo(敖庆波), Wang Jianzhong(王建忠), Ma Jun(马军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(3): 1444
- [10] Wang N Z, Maire E, Chen X *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 147: 11
- [11] Lu X T, Zhang Z G, Du H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 797: 727
- [12] Wang Q Z, Lu D M, Cui C X *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211(3): 363
- [13] Łazińska M, Durejko T, Lipiński S *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 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], 2019, 39(5): 120
- [15] Zhang Chao(张超), Liu Jie(刘杰), Wang Xiaohua(王晓花) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2673
- [16] Song Xinfang, Zhang Yong. *Science China Materials*[J], 2023, 66(11): 4165
- [17] Zhang Kai(张凯), Wu Yinjiang(吴引江), Liu Gaojian(刘高建) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2023, 42(10): 814
- [18] Zhou Canxu(周灿旭), Liu Yuan(刘源). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 637
- [19] Slone C E, Barnett B, Georgin B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 818: 141425
- [20] Chen Wei(陈维), Liu Yuming(刘雨明), Li Qifeng(李启凤) *et al. Chinese Patent*(中国专利), CN202310326267.9[P]. 2023
- [21] Zeng Dongbao(曾东保), He Yipeng(何毅鹏), Liao Wenyu(廖文宇). *Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2024, 44(3): 145
- [22] Xu Z K, Zhu Z G, Wang P *et al. Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101441
- [23] Guo Xueyin(郭雪垠), Qiao Junwei(乔珺威). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2024, 45(9): 887
- [24] Wu Nan(伍楠). *Experimental and Numerical Investigations on the Key Problems of Transpiration Cooling*(发散冷却关键问题的实验和数值研究)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2019
- [25] Ren Huilan(任会兰), Chen Wen(陈雯), Guo Tingting(郭婷婷). *Transactions of Beijing Institute of Technology*(北京理工大学学报)[J], 2013, 33(2): 111
- [26] Wang Z H, Jing L, Zhao L M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(3): 449
- [27] Pan Yi(潘艺), Hu Shisheng(胡时胜), Jiang Jiaqiao(蒋家桥) *et al. Explosion and Shock Waves*(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: Metallurgical Industry Press, 2006: 14
- [29] Shu Xiaoyong(舒小勇), Yuan Xunyu(袁勋宇), Qiu Panpan(邱盼盼) *et al. Chinese Patent*(中国专利), CN202310520448.5[P]. 2023
- [30] Jia Qiaorui(贾桥瑞), Wang Xiaohua(王晓花), Liu Jie(刘杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1149
- [31] Chang Hui(常慧). *Study on Strain Rate/Temperature Dependent Mechanical Properties and Deformation Mechanism of CrCoNi-Based Medium-Entropy Alloy*(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]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2022
- [32] Bao Feng(暴锋), Liu Donghui(刘东辉), Li Xiaojie(李晓杰). *Adhesion*(粘接)[J], 2024, 51(9): 102
- [33] Liu Yaodong(刘耀东). *Numerical Analysis of the Rate Effect and Theoretical Study on the Dynamic Behavior of Cellular Metals*(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]. Hefei: University of Science and Technology of China,

- 2010
- [34] Miltz J, Gruenbaum G. *Polymer Engineering & Science*[J], 1981, 21(15): 1010
- [35] Zhang Jian(张健). *Reliability Reports(产品可靠性报告)*[J], 2023(10): 68
- [36] Tran M T, Nguyen T H, Kim D K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 828: 142110
- [37] Yuan Yuanping(袁源平), Chen Leping(陈乐平), Zhou Quan(周全) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2021, 41(2): 158

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 medium-entropy alloy (MEA) with porosity of 60.6%–78.1% and pore size of 1.8–2.4 mm were prepared by powder sintering-dissolution method. Results show that 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 strain rate of 500 s⁻¹. The yield strength increases by 52.8% (from 22.9 MPa to 35.0 MPa) with the increase in strain rate from 200 s⁻¹ to 800 s⁻¹. The dynamic yield strength increases by 25% compared with the quasi-static yield strength. The energy absorption value reaches 35.4–14.5 MJ/m³ (6.6%–14.0% higher than the quasi-static result), 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 those at room temperature. The energy absorption value is 41.3–15.2 MJ/m³, which is twice that of magnesium alloy foam, and the maximum ideal energy absorption efficiency is 0.8. In summary, the porous CoCrNi MEA has both dynamic strengthening and low-temperature strengthening characteristics, and it 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 (MEA); 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