

脱合金多孔铜的结构调控及力学行为研究进展

陈鑫, 杨卿, 李朝坤, 刘蓉, 耿迎新

(西安理工大学 材料科学与工程学院 陕西省电工材料与熔渗技术重点实验室, 陕西 西安 710048)

摘要: 脱合金多孔铜因其优异且多样化的功能特性, 在热管理、催化传感、减震吸能等领域展现出广阔的应用前景。结构调控是优化其功能特性的核心手段之一, 而力学行为则是保证其在服役条件下结构稳定与可靠性的关键。本文基于脱合金多孔铜结构调控与力学行为的研究现状, 归纳了金属间化合物相、固溶体及不混溶等不同体系前驱体的脱合金行为特征, 总结了相应的孔隙结构调控方法; 同时, 梳理了多孔铜力学行为的研究现状、主要强化策略以及预测模型。最后, 从结构调控与力学性能协同优化的角度, 对未来重点研究方向进行了展望。

关键词: 多孔铜; 脱合金; 结构调控; 力学行为

中图分类号: TB383

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2928-09

1 引言

多孔金属材料凭借其独特的孔隙-韧带双连续结构, 展现出优异的物理、化学及力学性能, 在催化传感、生物医用、能源存储与减震吸能等领域具有广阔的应用前景^[1-6]。脱合金技术利用合金组元间物理化学性质的差异, 选择性去除特定组元, 已成为制备纳米至微米尺度多孔结构的常用方法^[7-9]。根据技术原理, 可将其分为化学脱合金、气相脱合金和液态金属脱合金3类^[9-11]。其中, 多孔铜的脱合金制备以化学脱合金为主: 以电解液或腐蚀液为介质, 借助组元间的电极电位差异, 实现Al、Mn等活性组元的选择性溶解^[10]。此外, 也有研究致力于多孔铜的气相脱合金法制备。该技术基于组元间饱和蒸汽压的差异, 通过Zn等挥发性组元的气化构建多孔结构^[11]。

铜基体优异的导电和导热性能, 与孔隙结构的高效传质和催化特性相结合, 使多孔铜成为极具发展潜力的功能材料。其功能特性的发挥依赖结构完整性, 因此需足够的力学强度以保障应用可靠性。脱合金制备过程中, 前驱体合金体系(金属间化合物相、固溶体或不混溶体系)直接影响活性组元的溶解行为与铜原子的扩散过程, 进而决定多孔铜的孔隙率、孔径分布、韧带尺寸及网络连通性等关键结构参数。这些参数又影响其压缩、拉伸及纳米压痕条件下的力学响应, 最终决定应用效能。目前, 单一前驱体体系(如Cu-Al、Cu-Mn、Cu-Zn合金等)的脱合金行为与力学性能已有较多研究, 有必要系统梳理不同体系的结构演化规律、跨尺度调控方法及力学强

化策略, 为多孔铜的结构设计与脱合金制备提供指导。

本文旨在综述多孔铜的脱合金制备、结构调控与力学行为研究进展。首先, 系统梳理了不同体系前驱体的脱合金机制与结构调控手段; 其次, 重点总结了多孔铜在不同测试条件下的力学性能、强化策略与性能预测模型; 最后, 聚焦于通过结构调控实现力学强化, 对未来研究方向进行展望, 以期多孔铜的结构设计与性能优化提供参考。

2 不同体系前驱体的脱合金行为及多孔结构调控

多孔铜的脱合金制备本质上是活性组元选择性溶解与Cu元素扩散重排的协同作用过程。本节系统梳理了金属间化合物、固溶体及不混溶体系3类前驱体独特的脱合金行为与结构调控策略。

2.1 金属间化合物相体系

Cu-Al^[12-25]和Cu-Zn^[26-31]合金是常见的制备多孔铜的金属间化合物相前驱体体系。此外, 也有研究者利用Cu-Mg^[32-33]、Cu-Zr^[34]及Cu-Ti^[35]等合金制备了多孔铜。

特定成分的前驱体中通常会共存多种金属间化合物与固溶体相, 这种多相共存的特性使其脱合金行为高度依赖前驱体相组成。采用单一金属间化合物相前驱体脱合金, 可制备均匀的双连续纳米多孔结构, 如CuAl₂相^[14,18](图1a)、CuMg₂相^[33-34]。需要注意的是, 若该金属间化合物相为活性原子高配位, 如CuAl相、Cu₂Mg相^[32](图1b), 仅能通过局部脱合金在表面形成多孔层。

收稿日期: 2025-11-06

基金项目: 国家自然科学基金(51471132); 陕西省杰出青年科学基金(2018JC-027); 陕西省自然科学基金基础研究计划重点项目(2023-JC-ZD-21)

作者简介: 陈鑫, 男, 1998年生, 博士生, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, E-mail: 2830084310@qq.com

对于多相前驱体,其活泼相可通过“协同脱合金化”效应催化惰性相的溶解^[36],如 $\text{CuAl}_2/\text{CuAl}$ 相^[14]、 $\alpha\text{-Al}(\text{Cu})/\text{CuAl}_2$ 相^[13-15](图 1c)、 $\text{CuMg}_2/\text{Cu}_2\text{Mg}$ 相^[32]、 $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7/\text{Cu}_8\text{Zr}_3$ 相^[34]。其“催化”机制包含:(1)改变惰性相的相对腐蚀电位;(2)构建相界面腐蚀通道;(3)形成局部腐蚀电偶。值得注意的是,当体系中包含微米尺度固溶体相,如 $\alpha\text{-Al}(\text{Cu})$ 时,脱合金后将形成分级多孔结构^[12-15,20](图 1c)。此外,引入第 3 组元(如 Fe)形成多相前驱体或预制微米孔隙(如增材制造、空间支架等)亦可构建分级结构^[22,24,29]。

基于孔隙结构对相组成的显著依赖性,可通过合金设计手段调控金属间化合物相的形态学特征及分布状态来优化孔隙结构。主要调控策略包括:(1)控制粉末粒度以促进平衡相形成^[23];(2)通过退火处理球化共晶组织、消除片层结构^[21];(3)优化冷却方式以获得均匀共晶组织^[21];(4)调整烧结参数(如采用 SPS 烧结、改变烧结温度)调控相组成和分布状态^[12,18,23]。

除前驱体合金设计外,还可通过优化脱合金工艺实现多孔铜孔隙结构的调控。关键参数包括腐蚀介质类型、溶液浓度、反应温度和处理时间等。其中,腐蚀介质的选择取决于金属间化合物相的组成特性:酸性介质通常适用于 Cu-Zn/Mg/Zr/Ti 体系^[27,32-35],而 Cu-Al 体系对酸碱介质均具有良好的适应性^[14-16]。同时,工艺参数的调整会显著影响脱合金动力学:提高腐蚀介质浓度、升高反应温度或延长处理时间可加速脱合金进程,但会粗化多孔铜的韧带、降低孔隙结构均匀性,甚至影响活性原子的选择性溶解^[16,21,27]。因此,工艺的优化需综合考量各参数的协同效应。目前已报道的脱合金多孔铜的前驱体相组

成、脱合金工艺参数及多孔结构特征如表 1 所示。此外,后续退火处理可进一步调控多孔铜的结构特征,实现其特征尺寸在纳米至微米尺度的调节,多用于提升力学性能或构建分级结构^[17]。

2.2 固溶体体系

与金属间化合物相比,固溶体的单相特性使其成分可在溶解度范围内连续调节(如 Cu-Mn 合金),广泛应用于纳米多孔铜的制备^[37-47]。

如前所述,调整脱合金工艺可实现对多孔铜孔隙结构的调控,且该机制在不同前驱体体系中呈现出明确的共性规律。相比于金属间化合物相,固溶体具有优异的成分均质性,这使其微观结构对烧结工艺(如电弧熔炼、SPS 烧结、常规烧结)和冷却方式(如炉冷、淬火、空冷)等制备条件的变化更为敏感,并最终显著影响多孔铜的孔隙结构特征^[37,43,47]。以 Cu-Mn 合金为例,快速烧结或缓慢冷却会诱发 Mn 元素的局部偏析,脱合金后可形成保留富 Cu 区域的分级结构(图 2a);而淬火处理则可保留单相固溶体,获得结构均一的纳米多孔铜^[43,46]。此外,通过引入 Ni 元素形成三元固溶体,可进一步制备多孔 Cu-Ni 合金^[48-50]。另一方面,得益于该体系所获纳米多孔铜优异的结构均匀性与稳定性,还可结合增材制造^[38-39]、定向凝固^[40]、空间支架^[41]预制微米孔隙,或通过组织调控^[51](如 Cu-Zn 合金)来构建分级多孔结构。

与单相 Cu-Mn 合金不同, Cu-Zn 合金(如 $\text{Cu}_{63}\text{Zn}_{37}$)可通过成分设计实现惰性 α 相与活泼 β 相的共存^[51]。得益于这一特性,该合金经脱合金后可形成分级多孔结构,并展现出与多相金属间化合物体系类似的“协同脱合金化”

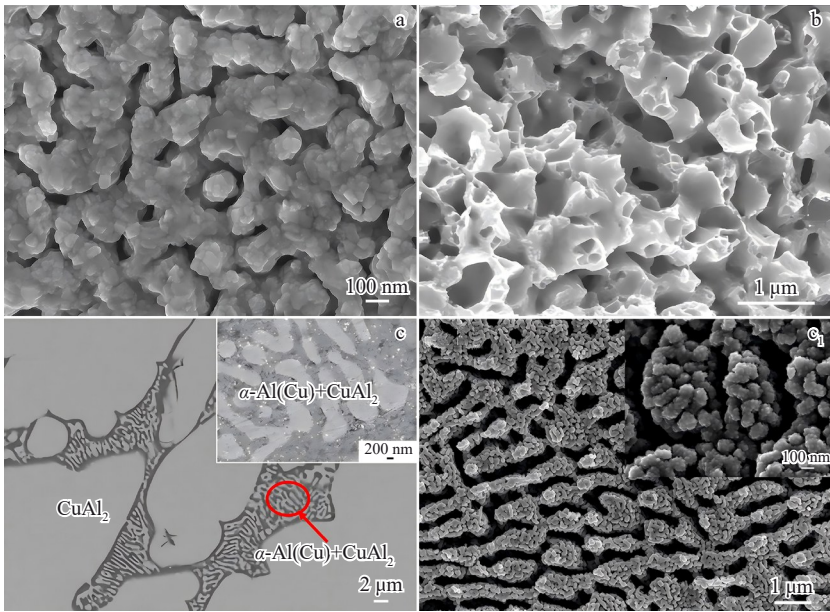


图 1 金属间化合物相脱合金制备多孔铜

Fig.1 Microstructures of porous copper prepared by intermetallic phase dealloying: (a) the uniform porous structure obtained from the CuAl_2 phase^[14]; (b) the surface porous layer obtained from the Cu_2Mg phase^[32]; (c-c₁) the hierarchical structure obtained from the $\alpha\text{-Al}(\text{Cu})/\text{CuAl}_2$ phases^[14]

表 1 脱合金制备多孔铜的不同前驱体体系
Table 1 Different precursor systems for the preparation of dealloyed porous copper

Precursor	Phase constitution	Dealloying solution	Temperature/ °C	Porous structure	Porosity/ %	Structural feature	Ref.
$\text{Cu}_{25}\text{Al}_{75}$	$\text{CuAl}_2 + \alpha\text{-Al}(\text{Cu})/\text{CuAl}_2$	1 mol/L NaCl	RT	Hierarchical structure	-	Ligament width: 204 nm Pore size: 5 μm	[13]
$\text{Cu}_{30}\text{Al}_{70}$	$\alpha\text{-Al}(\text{Cu}) + \text{CuAl}_2$	20wt% NaOH	65	Hierarchical structure	73.9	-	[14]
$\text{Cu}_{33}\text{Al}_{67}$	CuAl_2	20wt% NaOH	65	Nanoporous structure	72.6	Ligament width: 160 nm	-
$\text{Cu}_{40}\text{Al}_{60}$	$\text{CuAl} + \text{CuAl}_2$	20wt% NaOH	65	Nanoporous structure	65.3	Ligament width: 170 nm	-
$\text{Cu}_{30}\text{Al}_{70}$	$\text{CuAl}_2 + \alpha\text{-Al}(\text{Cu})$	20wt% NaOH	RT	Nanoporous structure	68.8	Ligament width: 55 nm Pore size: 44 nm	[16]
$\text{Cu}_{30}\text{Al}_{70}$	$\text{CuAl}_2 + \alpha\text{-Al}(\text{Cu})$	20wt% NaOH	40	Nanoporous structure	-	Ligament width: 78 nm Pore size: 69 nm	-
$\text{Cu}_{30}\text{Al}_{70}$	$\text{CuAl}_2 + \alpha\text{-Al}(\text{Cu})$	20wt% NaOH	60	Nanoporous structure	-	Ligament width: 99 nm Pore size: 83 nm	-
$\text{Cu}_{38}\text{Al}_{62}$	$\text{CuAl}_2 + \alpha\text{-Al}(\text{Cu})$	20wt% NaOH + 5wt% HCl	RT	Nanoporous structure	61.2	Ligament width: 82 nm Pore size: 52 nm	-
$\text{Cu}_{30}\text{Zn}_{70}$	$\text{Cu}_3\text{Zn}_8 + \text{CuZn}_5$	1 mol/L ($\text{NH}_4\text{Cl} + \text{HCl}$)	70	Nanoporous structure	-	Ligament width: 70–100 nm Pore size: 200–300 nm	[26]
$\text{Cu}_{33}\text{Mg}_{67}$	CuMg_2	5wt% HCl	90	Nanoporous structure	-	Ligament width: 178 nm	[32]
$\text{Cu}_{50}\text{Mg}_{50}$	$\text{CuMg}_2 + \text{Cu}_2\text{Mg}$	5wt% HCl	90	Nanoporous structure	-	Ligament width: 211 nm	-
$\text{Cu}_{33}\text{Mg}_{67}$	CuMg_2	1.5wt% HCl	0	Nanoporous structure	73	Ligament width: 36 nm	[33]
$\text{Cu}_{36.7}\text{Mg}_{63.3}$	$\text{CuMg}_2(\text{I}) + \text{Cu}_2\text{Mg}(\text{II})$	1.5wt% HCl	0	Duplex porous structure (I, II)	-	Ligament width (I): 34 nm Ligament width (II): 21.4 nm	- -
$\text{Cu}_{30}\text{Mn}_{70}$	(Cu, γMn)	20vol% CH_3COOH	RT	Nanoporous structure	-	Ligament width: 10–15 nm	[37]
CuMn	(Cu, γMn) + Mn_3O_4	0.025 mol/L HCl	RT	Hierarchical structure	-	-	[42]
$\text{Cu}_{35}\text{Mn}_{65}$	(Cu, γMn) + MnO	10wt% H_2SO_4	RT	Hierarchical structure	63	Ligament width: 80 nm	[43]
$\text{Cu}_1(\text{Mn}_{80}\text{Fe}_{20})_{99}$	$\beta\text{-Mn}$	1vol% HCl	RT	Nanoporous structure	-	Ligament width: 25–30 nm Pore size: 15–20 nm	[54]
$\text{Cu}_{84}\text{Fe}_{16}$	Cu matrix + Fe nanoparticles	1 mol/L H_2SO_4	RT	Hierarchical structure	-	Ligament width: 4 nm Pore size: 848 nm, 2–5 nm	[56]

行为(图 2b):通过调控电位,可在选择性溶解与电偶腐蚀 2 种机制间实现可控转换。

2.3 不混溶体系

在不混溶体系(如 Cu-Fe 合金)中,由于组元在室温下的高度不混溶性,其脱合金行为遵循相分离机制,前驱体中活泼相的尺寸、分布与形貌直接决定最终孔隙结构^[52–56]。通过调控粉末粒度与烧结工艺可改变 Fe 相的

宏观分布^[52–53](图 3a);而借助高压扭转^[55](图 3b)或激光熔覆^[56](图 3c)等工艺则能实现 Fe 相的纳米级细化,从而制备出纳米多孔结构。

3 脱合金多孔铜的力学行为

脱合金多孔铜的高孔隙率和三维双连续结构赋予其独特的力学行为,本节系统梳理多孔铜力学行为的研究

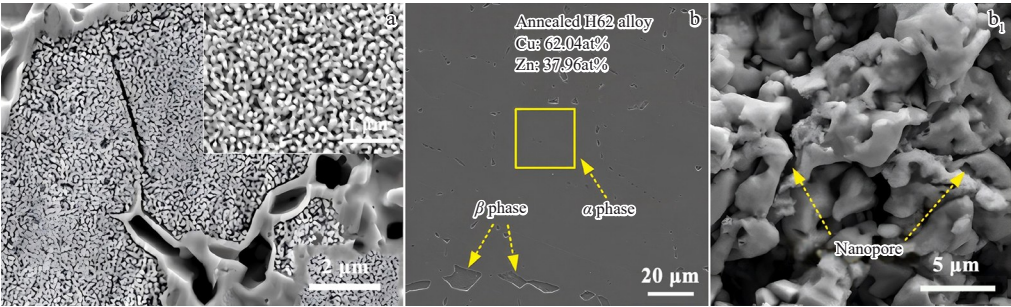


图2 固溶体相脱合金制备多孔铜

Fig.2 Hierarchical structures of porous copper prepared by solid solution phase dealloying: (a) Mn segregation at grain boundaries^[43] and (b-b₁) dual-phase solid solution^[51]

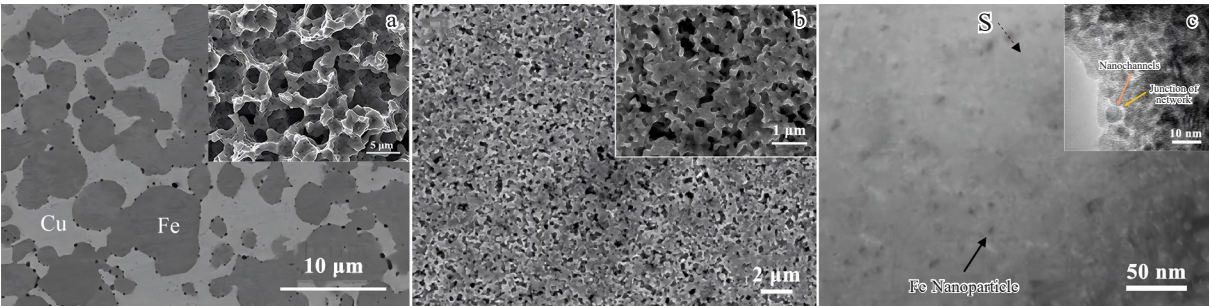


图3 Cu-Fe脱合金制备多孔铜

Fig.3 Micron-scale porous structure (a)^[52] and nanoporous structures obtained through Fe phase refinement by high-pressure torsions (b)^[55] and laser cladding (c)^[56] of porous copper prepared by Cu-Fe dealloying

进展,总结常用的强化策略与力学预测模型,为结构功能一体化多孔铜的制备研究提供参考。

3.1 宏/微观力学行为

多孔金属凭借其孔隙-韧带双连续结构展现出独特的压缩行为,其应力-应变曲线通常包含 3 个特征区域(图 4a)^[14,18]:弹性区域,特征为小应变范围内应力快速上升;应力平台区域,此阶段应力保持稳定或小幅波动,且可维持较宽应变范围;致密化区域,曲线在韧带加工硬化作用下急剧上升。需要指出,该力学行为具有显著的结构依赖性,并非所有多孔金属都能完整经历这 3 个特征阶段^[12]。

多孔铜的力学性能取决于其孔隙结构参数(孔隙率、孔径及分布均匀性等)与韧带网络特征(连通性、尺寸分布及变形模式等)。具体而言,屈服强度随孔隙率降低、孔径减小及结构均匀性提升而增强,这源于韧带密度的提升及小尺寸孔隙更有效的应力再分布^[14,18,52](图 4b)。目前已报道的多孔铜宏观压缩与纳米压痕的力学性能如表 2 所示。此外,独特的孔隙致密化行为赋予了其特殊的能量吸收能力。相较于纳米孔隙易引发局部结构塌陷、导致过早屈服,微米孔隙可以提升平台应力并拓宽应变范围,使吸能能力提高 1~2 个数量级^[18,52]。

多孔铜的断裂通常遵循“始于最弱韧带屈服开裂的

级联失效”模式。基于此,优化网络连通性以增强结构强度、调控韧带尺寸无序分布以抑制级联失效,可显著提升其力学性能^[17]。就变形模式而言,细韧带主要发生塑性弯曲或屈曲,粗韧带则保持弹性变形^[52-53]。此外,其力学行为存在显著的结构协同效应,例如:高孔隙率往往会损伤韧带网络连通性、降低结构均匀性,进而导致非同步变形并引发应力集中。这解释了纳米多孔铜常发生脆性断裂且难以出现致密化的现象(图 4c)^[12]。

与宏观压缩行为不同,多孔铜的小尺寸韧带在微观尺度下表现出更高的纳米压痕硬度和弹性模量(图 4d),该尺度效应主要源于结构缺陷对不同尺度变形行为的差异化影响^[16,45];另一方面,脱合金过程中的固相去除会增加材料的脆性断裂倾向,导致其在拉伸条件下通常表现出较低的抗拉强度和断裂应变^[57]。

3.2 力学性能强化策略

通过结构设计可显著提升多孔铜的力学性能,主要策略包括构建分级结构、热处理粗化韧带、韧带表面改性等。在实际应用中,通常会协同使用上述策略。

分级结构设计通过高效传递应力,可有效延缓外载荷引发的结构变形和断裂,是提升其力学性能的重要途径(图 5a)^[41,43]。特别的是,在此基础上引入超材料设计,可获得兼具高比表面积和高压缩强度的多孔铜^[38]。

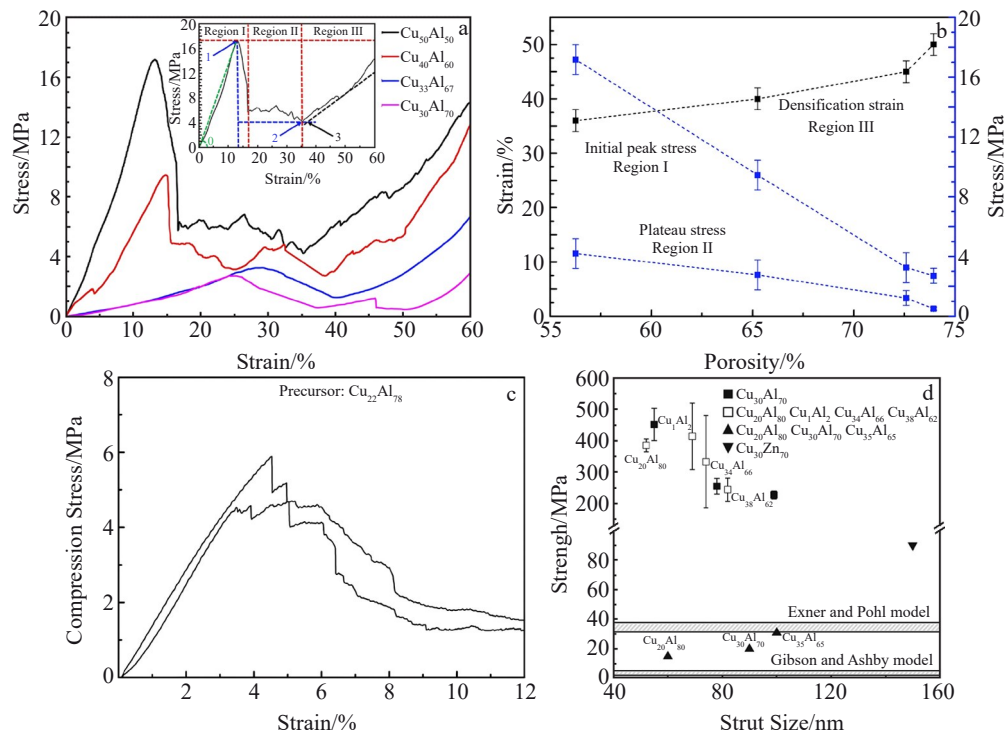


图4 多孔铜的力学响应

Fig.4 Mechanical response of porous copper: (a) typical stress-strain curves^[14]; (b) strain and stress vs. porosity^[18]; (c) compression stress vs. strain^[12]; (d) strength vs. strut size^[16]

表2 不同孔隙结构多孔铜的力学性能

Table 2 Mechanical properties of porous copper with different pore structures

Precursor	Porous structure	Porosity/%	Structural feature	Compressive strength/MPa	Nanoindentation hardness/MPa	Elastic modulus/GPa	Ref.
Cu ₂₂ Al ₇₈	Nanoporous structure	80	Ligament width: 27 nm	5.8	-	-	[12]
Cu ₃₀ Al ₇₀	Hierarchical structure	73.9		2.8	-	-	[14]
Cu ₃₃ Al ₆₇	Nanoporous structure	72.6	Ligament width: 160 nm	4.2	-	-	[14]
Cu ₄₀ Al ₆₀	-	65.3	Ligament width: 170 nm	9.5	-	-	[14]
Cu ₁₀ Al ₉₀	Hierarchical structure	90.8	Ligament width: 200 nm–1.5 μm; Pore size: 3–5 μm	0.15	-	-	[18]
Cu ₂₅ Al ₇₅	Nanoporous structure	-	Ligament width: 80 nm	0.9	-	-	[20]
Cu ₂₅ Al ₇₅	Nanoporous structure	-	Ligament width: 90 nm	1.5	-	-	[20]
Cu ₂₅ Al ₇₅	Nanoporous structure	-	Ligament width: 100 nm	3.2	-	-	[20]
Cu ₃₈ Al ₆₂	Nanoporous structure	-	Ligament width: 40 nm	5.5	-	-	[20]
Cu ₅₀ Al ₅₀	Nanoporous structure	-	Ligament width: 70 nm	7.2	-	-	[20]
Cu ₃₃ Mg ₆₇	Nanoporous structure	73	Ligament width: 36 nm	1.3	-	-	[33]
Cu ₃₀ Mn ₇₀	Hierarchical structure	65	Ligament width: 80 nm	160	-	-	[43]
Cu ₂₅ Fe ₇₅	Micropore structure	74.91	Pore size: 1–4 μm	50	-	-	[52]
Cu ₂₀ Fe ₈₀	Micropore structure	79	Pore size: 4.02 μm	15	-	-	[53]
Cu ₆₀ Fe ₄₀	Micropore structure	39	Pore size: 1.50 μm	130	-	-	[53]
Cu ₂₀ Al ₈₀	Nanoporous structure	76.43	Pore size: 43 nm	-	385	2.1	[16]
Cu ₃₀ Al ₇₀	Nanoporous structure	68.81	Pore size: 44 nm	-	452	4.9	[16]
Cu ₃₀ Al ₇₀	Nanoporous structure	68.81	Pore size: 69 nm	-	255	2	[16]
Cu ₃₀ Al ₇₀	Nanoporous structure	68.81	Pore size: 83 nm	-	227	1.2	[16]
Cu ₃₄ Al ₆₆	Nanoporous structure	-	Pore size: 54 nm	-	333	4.4	[16]
Cu ₃₈ Al ₆₂	Nanoporous structure	61.21	Pore size: 52 nm	-	244	3.6	[16]

							续表
Precursor	Porous structure	Porosity/%	Structural feature	Compressive strength/MPa	Nanoindentation hardness/MPa	Elastic modulus/GPa	Ref.
Cu ₃₀ Zn ₇₀	Nanoporous structure	-	Ligament width: 150 nm; Pore size: 210 nm	-	90	-	[27]
Cu ₃₅ Zn ₆₅	Nanoporous structure	-	Ligament width: 100–220 nm	-	30.7	-	[28]
Cu ₃₀ Zn ₇₀	Nanoporous structure	-	Ligament width: 125 nm	-	19.7	-	[28]
Cu ₂₀ Zn ₈₀	Nanoporous structure	-		-	496.5	11.7	[31]
Cu _{36.7} Mg _{63.3}	Duplex nanoporous structure (I and II)	-	Ligament width (I): 34 nm	15.4	I: 25.4	I: 0.21	[33]
		-	Ligament width (II): 21.4 nm	-	II: 70.4	II: 2.86	[33]
Cu ₃₀ Mn ₇₀	Nanoporous structure	-	Ligament width: 125 nm	-	128	-	[45]
Cu ₆₂ Zn ₃₈	Hierarchical structure	-	Pore size: 7.7 μm, 0.7 μm	-	280	27	[51]
Cu ₅₀ Fe ₅₀	Nanoporous structure	53	Ligament width: 200 nm	-	220	17	[55]

相较于传统脱合金纳米多孔铜，多孔铜粉烧结成形后的力学强度显著提升，这得益于韧带强度的尺寸效应及脱合金原生裂纹的消除(图 5b)^[58]。此外，通过调控前驱体相结构，可构建由富 Cu 微孔晶界与纳米孔隙组成的分级体系，实现优异的强塑性协同(图 2a 和 5c)^[43]。在表面改性方面，热氧化处理可在韧带表面形成纳米级氧化物层，从而提高纳米压痕硬度，且该效果具有显著的温度依赖性(图 5d)^[28,59]。然而，氧化层对宏观强度的定量贡献如何，以及如何实现氧化程度的精确控制，仍是当前研究尚未解决的关键问题，其背后的构效关系亟待深入探索。

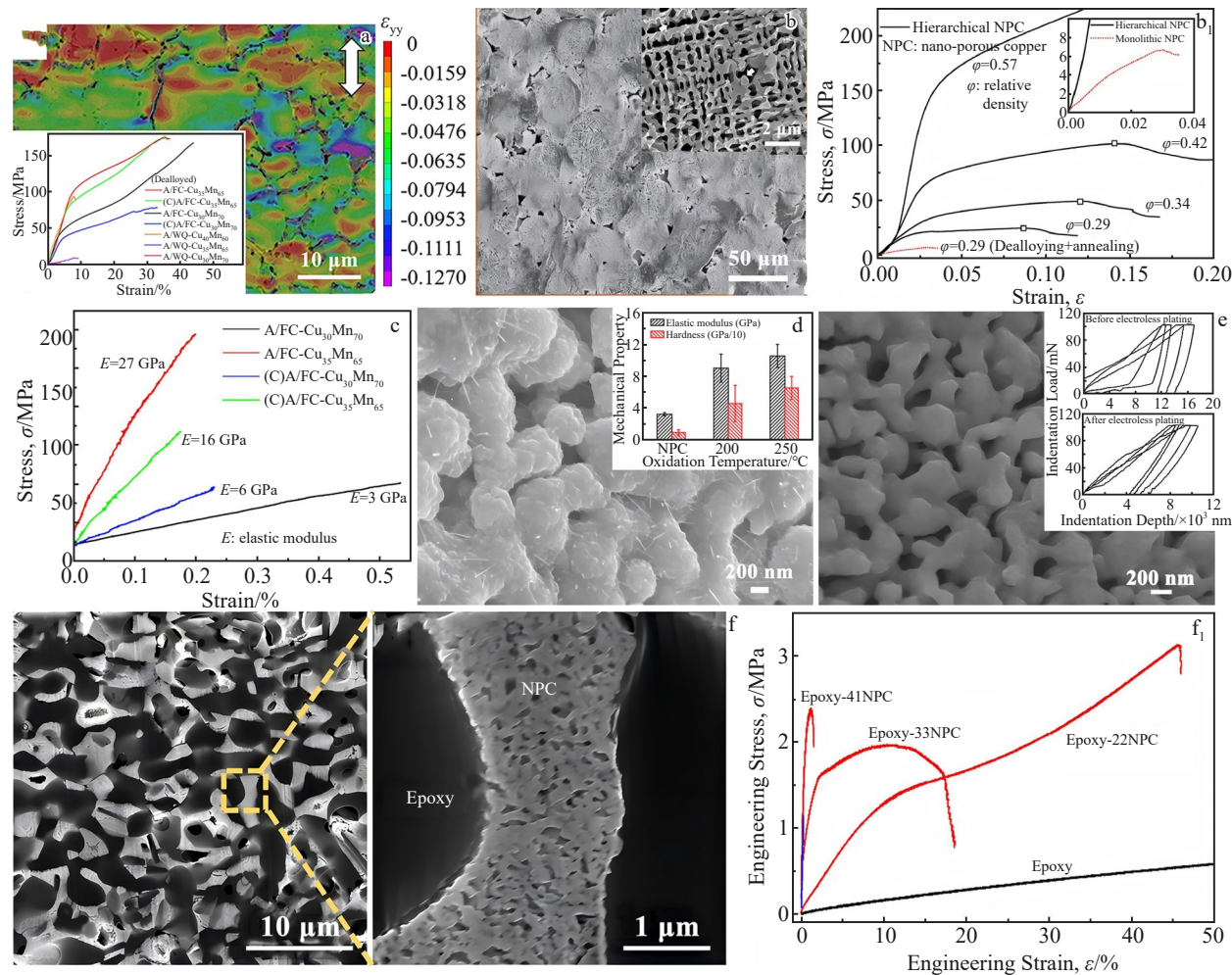


图 5 多孔铜的力学性能强化

Fig.5 Mechanical property strengthening of porous copper: (a) stress transmission in hierarchical structures^[41,43]; (b–b₁) sintering of porous copper powder^[58]; (c) hierarchical structures for enhanced tensile strength^[43]; (d) thermal oxidation of ligament surfaces^[28,59]; (e) electroless copper plating on ligament surfaces^[27]; (f–f₁) epoxy resin infiltration for reinforcement^[20,57]

相比之下,化学镀则能在保留纳米结构特征的前提下,有效提升其纳米压痕硬度(图 5e)^[27]。在聚合物填充强化方面,其强化效果与环氧树脂含量密切相关:随着聚合物含量增加,屈服强度因软质相的强度稀释效应而降低,而断裂应变则得益于环氧树脂与纳米孔隙形成的双网络增韧结构而提高(图 5f)^[20,57]。

3.3 力学性能预测模型

当前,Gibson-Ashby 方程(式(1))被广泛用于预测多孔金属的力学性能。然而,该方程基于对孔隙结构的理想化假设,在实际应用中存在明显局限性。以脱合金多孔金属为例,其复杂的孔隙结构特征和固有结构缺陷(如原生裂纹)往往导致实测屈服强度显著低于理论预测值(图 6a₁、6a₂)^[20,58]。为提升模型预测精度,目前主要通过拟合修正或引入结构参数 2 种方式完善 Gibson-Ashby 模型。前者主要通过数学拟合获得收敛性较好的幂律指数,但往往难以拓展至其他多孔结构体系^[53,58]。相比之下,后者通过引入韧带尺寸关联函数、表观相对密度、韧带长径比、标度亏格、切断分数等参数,构建更具普适性

的标度方程,并已得到部分实验验证^[16,60]。

$$\sigma = C\sigma_s(\rho^*)^n \quad (1)$$

式中, σ 为多孔铜的屈服强度; C 为常数,对于开孔泡沫,一般取 0.3; σ_s 为纯铜的屈服强度; ρ^* 为多孔铜的相对密度; n 为指数,一般为 1.5^[16,60]。

在脱合金多孔铜领域,Nam 等^[16]通过引入韧带尺寸关联函数修正 Gibson-Ashby 及 Exner-Pohl 方程(式(2)、式(3)),建立了纳米多孔铜屈服强度与韧带尺寸、相对密度的定量关系模型(图 6b)^[16]。

$$\sigma = a \cdot s(t) \cdot d(\rho^*) \quad (2)$$

$$s(t) = 2 \left[\frac{2Gb}{t} + \frac{\Gamma}{b} \right] \quad (3)$$

式中, a 为常数, $s(t)$ 为韧带尺寸关联函数, t 为韧带尺寸, $d(\rho^*)$ 为相对密度函数, G 为剪切模量, b 为 Burgers 矢量; Γ 为堆垛层错能。

此外,考虑到悬挂韧带无法承受载荷,Jin 等^[61]在 Gibson-Ashby 方程中引入表观相对密度(ρ_a)替代传统相对密度(式(4)、式(5)),Hsieh 等^[62]采用该方程计算了多

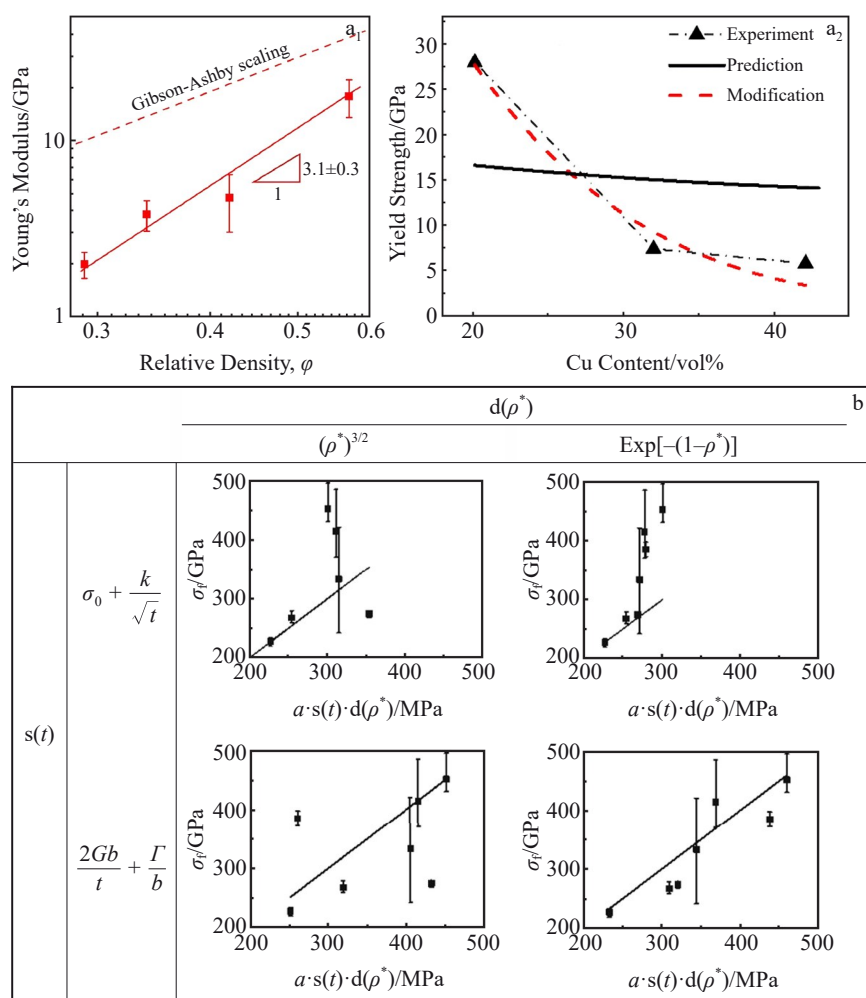


图 6 多孔铜的屈服强度预测

Fig.6 Prediction of yield strength of porous copper: (a₁-a₂) Gibson-Ashby equation^[20,58]; (b) Gibson-Ashby and Exner-Pohl equations modified by ligament-size scaling functions^[16]

孔铜的韧带强度。

$$\rho_a = \sqrt{\frac{Y}{Y_s}} \quad (4)$$

$$\sigma = C\sigma_{\text{lig}}\rho_a^{3/2} \quad (5)$$

式中, Y 为多孔铜的测定杨氏模量, Y_s 为纯铜的杨氏模量, σ_{lig} 为多孔铜的韧带强度。

4 结果与展望

本文综述了脱合金多孔铜的结构调控与力学行为研究进展。其前驱体的脱合金行为及孔隙结构强烈依赖于合金体系设计与脱合金工艺参数调控。力学性能则可通过构建分级结构、热处理粗化韧带及韧带表面改性实现优化, 现有性能预测模型多借助韧带尺寸关联函数或表观相对密度进行修正。

关于通过结构调控优化多孔铜的力学性能, 未来还可开展以下研究工作:

1) 研究活性元素的残留行为与合金化策略。探究脱合金后活性元素的残留行为及其对多孔铜力学性能的影响, 通过调控残留元素含量, 将其转化为多孔铜可行的微量元素合金化强化路径。

2) 构建高精度力学性能预测模型。通过引入结构曲率、韧带形态及结构无序度等关键参数, 修正现有力学模型, 建立更精确、普适的标度方程, 以突破现有模型对复杂多孔铜结构的预测局限。

3) 开发高性能分级多孔铜制备体系, 并揭示其构效关系。通过系统构建前驱体体系, 研究关键结构参数(如不同尺度孔隙比例、特征尺寸等)对力学行为的影响, 阐明其应力传递机制与各级结构对力学强度的贡献。

4) 引入超材料设计理念, 突破传统结构设计范式。将脱合金工艺与超材料设计相结合, 有望拓展多孔铜在更大尺度和多功能应用场景下的潜力。通过对其结构的定向设计与调控, 实现对多孔铜力学性能的精准优化。

基于上述总结与展望, 多孔铜的研究正从传统的制备与表征, 迈向跨尺度结构设计、性能精准预测与多功能协同调控的新阶段。未来可深度融合原位表征、多尺度模拟与机器学习等手段, 系统揭示“制备-结构-性能”的内在构效关系, 以推动其在电子、新能源及催化传感等领域的应用。

参考文献 References

- [1] Ding Y, Zhang Z H. *Nanoporous Metals for Advanced Energy Technologies*[M]. Berlin: Springer, 2016
- [2] Xia Q D, Jia Y L, Bi C *et al.* *Advanced Materials*[J], 2025, 37(13): 2414962
- [3] Wittstock A, Zielasek V, Biener J *et al.* *Science*[J], 2010, 327(5963): 319
- [4] Lang X Y, Hirata A, Fujita T *et al.* *Nature Nanotechnology*[J],

- 2011, 6: 232
- [5] Zhang Z Q, Xu J Y, Zhang Y *et al.* *Journal of Energy Chemistry*[J], 2024, 88: 373
- [6] Pei L Y, Kang J L, He C N *et al.* *Advanced Functional Materials*[J], 2025, 35(16): 2422809
- [7] Erlebacher J, Aziz M J, Karma A *et al.* *Nature*[J], 2001, 410(6827): 450
- [8] McCue I, Benn E, Gaskey B *et al.* *Annual Review of Materials Research*[J], 2016, 46 (1): 263
- [9] Sang Q Q, Hao S, Han J H *et al.* *Energy Chem*[J], 2022, 4(1): 100069
- [10] Yu B, Wang Y, Zhang Y *et al.* *Nano-Micro Letters*[J], 2023, 15(1): 94
- [11] Liu Z L, Li Y, Xiao S Q *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1038: 182049
- [12] Kong Q Q, Lian L X, Liu Y *et al.* *Materials Letters*[J], 2014, 127: 59
- [13] Song T T, Yan M, Shi Z M *et al.* *Electrochimica Acta*[J], 2015, 164: 28
- [14] Chen F, Chen X, Zou L J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 660: 241
- [15] Yu Y, Cai X P, Shang Z C *et al.* *Materials Characterization*[J], 2023, 204: 113175
- [16] Nam S J, Hwang J Y, Kim H K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 113: 170
- [17] Jo H Y, Cho Y H, Choi M *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2014, 145(1–2): 6
- [18] Chen F, Wang H, Chen X *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2020, 29(2): 1051
- [19] Wang Y, Liang S H, Yang Q *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2016, 387: 805
- [20] Ji Y, Xing Y F, Zhou F *et al.* *Advanced Engineering Materials*[J], 2018, 20(10): 1800574
- [21] Vargas-Martínez J, Estela-García J E, Suárez O M *et al.* *Metals*[J], 2018, 8(6): 378
- [22] Li C D, Yuan S S, Yao X Q *et al.* *Fuel*[J], 2023, 347: 12836
- [23] Sun S, Zhang C F, Gao W Q *et al.* *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2022, 1249(1): 012033
- [24] Zou L J, Ge M Y, Zhao C H *et al.* *ACS Applied Materials & Interfaces*[J], 2019, 12(2): 2793
- [25] Xu Z X, Erinomo A M, Dan Z H *et al.* *Chemical Engineering Journal*[J], 2024, 490: 151871
- [26] Mao R, Liang S H, Wang X H *et al.* *Corrosion Science*[J], 2012, 60: 231
- [27] Yang Q, Liang S H, Han B B *et al.* *Materials Letters*[J], 2012, 73: 136
- [28] Cheng I C, Hodge A M. *Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(4): 219
- [29] Zhu P C, Wu Z N, Zhao Y Y. *Scripta Materialia*[J], 2019, 172: 119
- [30] Ma Y F, Ma X T, Bai J M *et al.* *Small*[J], 2023, 19(28): 2301731
- [31] Esqué-de L O D, Zhang J, Fornell J *et al.* *Mechanics of Materials*[J], 2016, 100: 167
- [32] Zhao C C, Qi Z, Wang X G *et al.* *Corrosion Science*[J], 2009,

- 51(9): 2120
- [33] Lee S Y, Baek S M, Gwak E J *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8 (3): 910
- [34] Lu H B, Li Y, Wang F H. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(2): 165
- [35] Yue F Y, Ayaz Z, Jiang Y H *et al. Biomaterials Advances*[J], 2024, 157: 213728
- [36] Song T, Yan M, Qian M. *Corrosion Science*[J], 2018, 134: 78
- [37] An S S, Zhang S C, Liu W B *et al. Corrosion Science*[J], 2013, 75: 256
- [38] Zhong H Z, Song T T, Liu H M *et al. Advanced Materials*[J], 2025, 37(47): 3701
- [39] Zhang Y Z, Sun X H, Nomura N *et al. Small*[J], 2019, 15(22): 1805432
- [40] Zhang X M, Li Y X, Zhang H W *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(4): 1200
- [41] Chen X, Yang Q, Geng Y X *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2025, 27(23): 1583
- [42] Joo S Y, Choi Y, Shin H C. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 900: 163423
- [43] Sun S, Wang W Y, Zhang C F *et al. Scripta Materialia*[J], 2025, 258: 116531
- [44] Yang Q, Lei H, Ma Y *et al. Materials Transactions*[J], 2020, 61(5): 1045
- [45] Hayes J R, Hodge A M, Biener J *et al. Journal of Materials Research*[J], 2006, 21(10): 2611
- [46] Park B, Le H D, Saito M *et al. Journal of Porous Materials*[J], 2021, 28(6): 1823
- [47] Min U S, Li J C M. *Journal of Materials Research*[J], 1994, 9(11): 2878
- [48] Yang Q, Zhang W Z, Wang Z Z *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2023, 25(21): 2300928
- [49] Hakamada M, Mabuchi M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 485(1–2): 58
- [50] Lukas L, Jörg W. *Scripta Materialia*[J], 2018, 155: 119
- [51] Gao Q, Ye B, Huang W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1014: 178796
- [52] Zou L J, Chen F, Chen X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 689: 6
- [53] Zou L J, Chen F, Wang H *et al. Metals and Materials International*[J], 2019, 25(1): 83
- [54] Zeng Y Q, Gaskey B, Benn E *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 171: 8
- [55] Kreuzeder M, Abad M D, Primorac M M *et al. Journal of Materials Science*[J], 2015, 50(2): 634
- [56] Ning H Q, Liu Z D, Kong Y *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 297: 121342
- [57] Wang L, Xie H, Jin H J. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2025, 238: 78
- [58] Wang L, Xie H, Shao J C *et al. Scripta Materialia*[J], 2021, 203: 114114
- [59] Zhou W, Yang Q, Sun S D *et al. Science China Technological Sciences*[J], 2018, 61(12): 1839
- [60] Xiang Y H, Liu L Z, Shao J C *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 186: 105
- [61] Jin H J, Weissmüller J, Farkas D. *MRS Bulletin*[J], 2018, 43(1): 35
- [62] Hsieh S R, Lu N H, Chen C H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 857: 144131

Research Progress on Structural Regulation and Mechanical Behavior of Dealloyed Porous Copper

Chen Xin, Yang Qing, Li Zhaokun, Liu Rong, Geng Yingxin

(Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: Dealloyed porous copper exhibits exceptional and adaptable functional properties, offering broad application potential in thermal management, catalytic sensing, and shock absorption. Structural regulation represents a key approach for enhancing its functional properties, whereas mechanical behavior is essential to ensure structural integrity and reliability under service conditions. Based on recent advances in structural regulation and mechanical properties of dealloyed porous copper, this review summarized the dealloying mechanisms and structural features of diverse precursor systems, including intermetallic compounds, solid solutions, and immiscible alloys, and also outlined the corresponding strategies for pore structural regulation. Moreover, it reviewed the current research progress on mechanical behavior of porous copper, and highlighted its major strengthening approaches and predictive models. Finally, this review outlined the key research directions of structural design and mechanical properties for the future.

Key words: porous copper; dealloying; structural regulation; mechanical behavior

Corresponding author: Yang Qing, Ph. D., Professor, Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, E-mail: yangqing@xaut.edu.cn