

引用格式:赵太霖,牛犇,王清,等. 阻尼合金研究进展[J]. 材料工程,2024,52(6):109-121.

ZHAO Tailin, NIU Ben, WANG Qing, et al. Research progress in damping alloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2024, 52(6): 109-121.

阻尼合金研究进展

Research progress in damping alloys

赵太霖^{1,2}, 牛犇^{1,2}, 王清^{1,2*}, 董闯^{1,2}

(1 大连理工大学 三束材料改性教育部重点实验室, 辽宁 大连 116024;

2 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024)

ZHAO Tailin^{1,2}, NIU Ben^{1,2}, WANG Qing^{1,2*}, DONG Chuang^{1,2}

(1 Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and

Electron Beams(Ministry of Education), Dalian University of

Technology, Dalian 116024, Liaoning, China; 2 School of

Materials Science and Engineering, Dalian University

of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China)

摘要: 阻尼合金作为一种能通过组织内部的缺陷运动使振动能转化为热能耗散的材料,兼具较高力学性能和一定功能特性,在航空航天、武器装备等领域的开发和研究具有重要意义。不同合金体系之间存在微观组织上的差异,即对阻尼起主导作用的缺陷种类不同,而组织缺陷的性质(种类、密度及可动性)是影响合金阻尼性能的关键因素。本文从组织缺陷(面缺陷、线缺陷和点缺陷)的角度出发,阐述了不同合金体系的阻尼源种类和性能特点,针对合金阻尼性能、力学性能以及功能特性(耐蚀性、铸造性能等)之间的关系综述了各类阻尼合金的发展现状,进而归纳出不同阻尼合金的发展规律和差异。最后,本文对阻尼合金的研究方向做出展望,由于合金阻尼源种类过于单一会严重限制减振性能的提升,而通过材料复合化及高熵合金化可实现合金中多种阻尼源的共存,产生多阻尼机制耦合效应,实现合金阻尼性能的二维扩展,改善合金力学性能及功能特性,为提升合金综合性能起到重要指导。

关键词: 阻尼合金; 缺陷; 高熵合金; 多阻尼机制

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2022.000981

中图分类号: TB34 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2024)06-0109-13

Abstract: Damping alloys can dissipate vibration energy into thermal energy through defective motion with high mechanical properties and functional characteristics, which have a great significance in the development and research of aerospace and military fields. There are differences in microstructure between different alloy systems. The types of defects that play a dominant role in damping are different, and the properties of structural defect (type, density, and movability) are the key factors affecting the damping performance of alloys. The types and characteristics of damping source for different damping alloys systems were summarized from the perspective of defects (plane defects, line defects, and point defects). The relationship between damping capacity, mechanical properties, and functional properties (corrosion resistance, casting performance, etc.) was reviewed, the development status of various damping alloys was summarized, and then the development laws and differences of damping alloys were concluded. Finally, the research direction of damping alloys is prospected. The single type of damping source will seriously limit the improvement of the material damping capacity. While the design concepts of composite materials and high-entropy alloys allow for the coexistence of multiple damping sources, which produces the coupling effect of multiple damping mechanisms that can realize the two-dimensional expansion of damping capacity, and improve mechanical properties and functionalities. The design concepts will play a significant guide to enhance comprehensive performance of damping alloys.

Key words: damping alloy; defect; high-entropy alloy; multi-damping mechanism

随着现代工业的发展,汽车生产、舰艇制造、航空航天等国防及民用领域的大功率设备在服役过程中往往会引起强烈振动和噪声,导致零件的使用寿命降低、仪器精确度变差^[1-2]。目前常见的减振降噪手段包括提高材料刚度,附加阻尼器、减振器,优化设备结构设计,以及使用阻尼材料制造零件^[2]。阻尼合金能将机械振动能转化成热能耗散,并兼具一定力学性能,是一种结构功能一体化的材料。阻尼又称内耗,是指在振动条件下材料内部特定组织结构引起机械振动能量降低的现象。相较于其他几种方法,采用阻尼合金制造设备能从根本上减小振动和噪声,降低设计复杂性,是一种实用、简便的减振降噪手段,具有重要的工程价值和广阔的应用前景。

阻尼合金优异的减振性能来源于合金制备及后续热处理过程中产生的组织缺陷,并且阻尼大小会受温度、频率、应变振幅等外界因素影响^[3]。而目前来说对阻尼性能的评价主要是从相位差 φ 来判断。事实上,材料在交变应力的作用下往往会产生应变滞后于应力的现象,即两者之间存在相位差 φ ,而 $\tan\varphi$ 值越大,材料的阻尼性能 Q^{-1} 越好,通常把 $Q^{-1}=\tan\varphi>0.01$ 的合金称之为高阻尼合金^[4]。目前按照合金中产生阻尼机制的不同,可以将阻尼合金分成复相型阻尼合金、位错型阻尼合金、孪晶型阻尼合金、铁磁型阻尼合金和 Snoek 型阻尼合金^[5]。上述几种传统阻尼合金的阻尼产生机制较为单一,事实上多种阻尼机制的耦

合效应对于提升合金阻尼性能更加有效。区别于传统的合金体系,高熵合金由于高混合熵的存在使合金具有独特的微观组织和良好的综合性能^[6]。同时由于高熵合金多主元间的相互作用,使其更容易产生多种阻尼源的叠加,实现多种阻尼机制的耦合,因而成为实现该效应的一种理想载体。

不同类型阻尼合金对内耗起主导作用的缺陷不同,即内耗产生的阻尼源不同,这是各类阻尼合金的本质差异。因此,本文首先从组织缺陷(面缺陷、线缺陷和点缺陷)的角度简述了各类合金的阻尼机制,并总结了各自存在的难点,随后对每类阻尼合金的研究现状进行了综述。概述了高熵合金和复合材料的设计理念对提升阻尼合金综合性能的启发,阐明了多阻尼机制耦合效应对合金阻尼表现的影响。最后,对阻尼合金未来的发展方向做出展望。

1 面缺陷阻尼合金

面缺陷阻尼合金主要是通过材料中各类界面产生阻尼,如晶界、相界、孪晶界、磁畴壁等。依据合金中产生内耗界面种类的不同,阻尼合金又可分为铁磁型、复相型以及孪晶型阻尼合金。下面将对这几种面缺陷阻尼合金的内耗产生机理以及目前的发展现状做详细分析,并将包括面缺陷阻尼合金在内的各类合金的分类及阻尼特性汇总于表1中。

表 1 阻尼合金的分类及优缺点对比

Table 1 Summary of the advantages and disadvantages of each type of damping alloys

Type of damping source	Alloy system	Advantage	Disadvantage
Plane defect	Fe-Cr/Gd	High damping performance less affected by temperature and good corrosion resistance	Static loads and applied magnetic fields will worsen the damping capacity
	Zn-Al	Good casting performance and strong resistance to electromagnetic interference	It is easy to creep above 100 °C and has poor corrosion resistance
	ADI	Good casting performance and low cost	Low tensile strength and poor corrosion resistance
	Mn-Cu	High damping performance and high strength	Poor corrosion resistance and low service temperature ($<T_N$)
Line defect	Mg-Zr	Excellent damping capacity, low density, and high electromagnetic shielding	Low strength and poor corrosion resistance
	Fe-Mn	High damping performance and high strength	Poor corrosion resistance, and low service temperature ($<A_S$)
Point defect	Ti-Nb-O	High damping performance at high temperature, excellent mechanical properties, and good corrosion resistance	Poor damping performance at room temperature or high frequency

1.1 铁磁型阻尼合金

铁磁型阻尼合金以 Fe-Cr, Fe-Gd 合金为代表,这

类合金具有优异的阻尼性能、良好的耐蚀性和阻尼热稳定性,在-70 °C到居里温度(≈ 700 °C)范围内其阻

尼表现基本不变^[7-8]。目前国内外对铁磁型阻尼合金的应用和研究主要集中在 Fe-Cr 合金和 Fe-Gd 合金,前者发展较早已取得广泛应用^[9],其代表合金牌号有 Vacrosil-010 合金, AJ 系列减振合金和 BJ-2, BJ-3 合金等,后者则因极大的铁磁阻尼潜力而受到广泛关注。

铁磁型阻尼合金在受交变应力时,合金中的磁畴壁发生不可逆移动,从而产生以磁机械滞后为主的内耗^[10],如图 1(a)所示^[5]。通常把铁磁合金中方向各异的磁化区域称之为磁畴,磁畴之间的交界面称为磁畴壁(magnetic domain wall, MDW)。磁畴壁是一种亚微米级厚度的特殊界面,根据畴壁两侧磁畴的磁化方

向又可定义 90°畴壁和 180°畴壁。然而,铁磁型阻尼合金的阻尼性能会受到磁场或外载荷的影响,如李宁等^[11]发现当外加磁场超过一定强度时, Fe-16Al-2.5Mo(质量分数/%,下同)合金会达到磁饱和状态,阻尼性能急速下降,甚至消失。Mou 等^[12]发现当预加应力超过 10 MPa 时, Fe-15Cr-2.5Mo-1.0Ni 合金的阻尼性能会呈现快速下降的趋势。铁磁合金在受到静压、拉应力之后,磁畴会发生运动,磁畴壁两侧磁化方向逐渐由互为 90°转化成互为 180°,如图 1(b)所示^[13]。90°畴壁相较于 180°畴壁移动性更好,静载荷的施加引起组织中 90°畴壁数量的下降,因而阻尼性能降低。

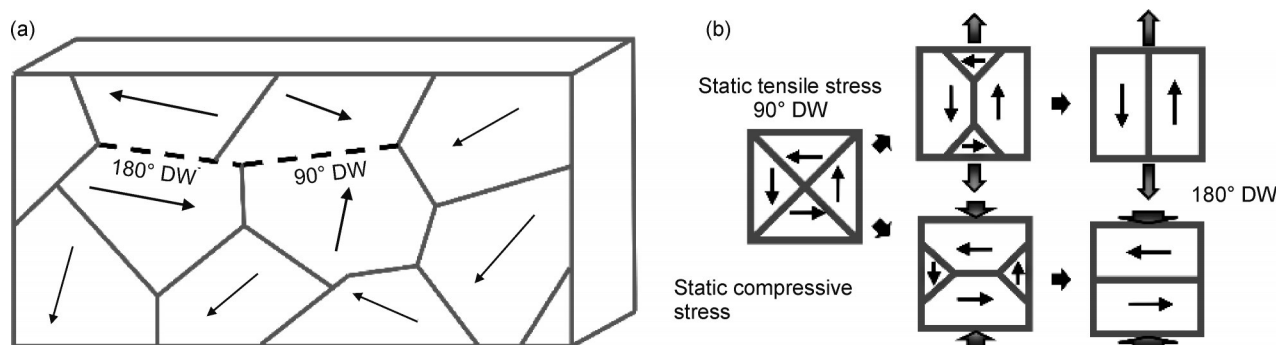


图 1 铁磁型阻尼合金组织中的磁畴结构(a)^[5]以及静应力对磁畴壁类型影响的示意图(b)^[13]

Fig. 1 Magnetic domain structure in ferromagnetic damping alloys(a) and the effect of static stress on MDW(b)^[13]

铁磁型阻尼合金的内耗强烈依赖于应变振幅 ϵ ,而与频率 f 无关,表现出静滞后型内耗的特点,其阻尼性能随 ϵ 增大而迅速提高,达到峰值后又缓慢降低^[10]。Smith 和 Birchak^[14]提出的内应力理论模型给出了阻尼值 Q_L^{-1} 与 ϵ 之间的关系式,并认为饱和磁致伸缩系数 λ_s 和平均内应力 σ_i 与 Q_L^{-1} 之间具有正相关的关系,即 $Q_L^{-1} \propto \frac{\lambda_s}{\sigma_i^2} \epsilon$ 。而对于铁磁型阻尼合金的发展来说,也是通过合金化和热处理工艺改变 λ_s 和 σ_i ,进而得到具有不同阻尼性能的合金。例如,在热处理工艺方面,通过高温退火减少阻碍畴壁运动的第二相及缺陷,可以降低 σ_i ,进而提高铁磁型阻尼合金内耗值^[14-15]。但退火提高阻尼性能的同时往往会引起力学性能的下降,使合金应用受限。在合金化方面,Wang 等^[7]发现 Mo 的加入可以提高 Fe-Cr-Al 合金的饱和磁致伸缩系数 λ_s ,降低 σ_i ,使合金的强度和阻尼性能同时提升。Liu 等^[8]发现在 Fe-21Cr-4Al 合金中添加 Gd 使晶粒内部和晶界处产生了富 Gd 的第二相粒子,提高了硬度和抗压强度,同时由于第二相粒子与位错存在交互作用使合金在 $10^{-5} \sim 10^{-4}$ 应变范围内产生额外位错阻尼,阻尼峰值可达 0.072。综上,无论是从热处理工艺还是合金化的角度,对于 Fe-Cr 系阻尼合金来说

阻尼性能的改良主要体现在两方面:减小磁畴运动阻碍和提高磁致伸缩性能上限。而 Fe-Ga 系合金具有 λ_s 值大的特点,Clark 等^[16]发现 Fe-Ga 合金的 λ_s 值高达 200×10^{-6} ,因而 Fe-Ga 合金具有成为高阻尼材料的发展潜力。Sun 等^[17]通过高温轧制淬火然后中温回火的热处理方式使 Fe-18Ga 合金组织中形成高 λ_s ($\approx 100 \times 10^{-6}$) 的 η 结构,析出 DO_3 纳米相,因此该合金兼具高阻尼 ($Q^{-1} = 0.025$) 和优良的力学性能 ($\sigma_{UTS} = 791$ MPa, 伸长率为 5.7%)。Qiao 等^[18]通过时效处理往 Fe-26Gd(原子分数/%)合金中引入大量的界面位错和有序堆垛层,合金在大应变振幅条件下 ($\epsilon > 1 \times 10^{-4}$) 除产生铁磁阻尼外,还会产生额外的位错阻尼和界面阻尼,阻尼性能是固溶状态下的 2~3 倍,阻尼值高达 0.06 ($\epsilon = 3 \times 10^{-4}$)。

1.2 复相型阻尼合金

复相型阻尼合金一般是由较硬的基体相以及一种或多种较软的第二相组成,其中以 Zn-Al 合金和减振铸铁为典型代表。当受到周期应力作用时,基体相和第二相之间的相界面(phase boundary, PB)发生粘滞运动或者较软第二相粒子产生塑性变形从而引起振动能向热能的转化^[19-20]。

Zn-Al 合金具有铸造性能好、抗电磁干扰强、耐磨

性好的优点,广泛应用于音响设备和汽车零部件制造。但是Zn-Al合金在高温下会发生蠕变,因而该类合金服役温度一般不能超过 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[21]。孕育处理和材料复合化是优化Zn-Al合金性能的常用手段。Zhang等^[22]往ZA22合金中添加Al-5Ti-B和Al-20Ce形核剂后组织形貌由层状共析组织转化成亚微米等轴晶组织。等轴晶使合金具有大的界面密度和界面迁移率,因而合金阻尼性能较好($Q^{-1}=0.048$),此外由于细晶强化和弥散强化的存在使合金强度塑性同时提高。Wei等^[23]通过气压渗透法制备了Zn-Al/石墨复合材料,在外加应力作用下基体与石墨摩擦产生能量损失,复合材料阻尼性能随石墨体积分数增加或尺寸减小而升高。此外,由于基体与石墨的热膨胀系数差异较大,石墨颗粒周围的位错密度将增加以抵消冷却过程中基体与石墨界面处产生的应力,因此该复合材料还会产生额外位错阻尼。Alaneme等^[24]在Al-20Zn合金中添加再生钢颗粒,显著提高了合金的强度,并在力学性能和阻尼性能之间取得较好的平衡。减振铸铁成本低廉,具有良好的铸造性能。相较于Zn-Al合金,近年来有关减振铸铁的研究较少,并且研究大多以奥贝球铁(austempered ductile iron, ADI)为主。段雪峰等^[25]研究了炉前处理对奥贝球铁阻尼性能的影响,给出了能使球铁具有最佳球化状态和阻尼性能的孕育剂、球化剂添加范围。司乃朝等^[26]使用奥贝球铁齿轮替换柴油发动机中的40Cr锻钢齿轮,满足力学性能要求的同时还使发动机整体噪声降低1.92 dB。总的来说,力学性能差是复相型阻尼合金存在的主要问题,而使用孕育处理等传统手段难以大幅度提升合金强度,相较之下材料复合化已成为提高合金综合性能的有效途径。

1.3 孪晶型阻尼合金

Mn-Cu合金、Ni-Ti合金均属于孪晶型阻尼合金,前者由于阻尼性能优异、强度高被广泛用于螺旋桨叶片以及高精度仪器零部件的制造,其代表合金牌号有Sonoston, Incramute, 2310, BJ-1, Abpopa以及M2052^[27]。Mn-Cu合金阻尼性能取决于淬火过程中低于奈尔温度(T_N)时发生的顺磁-反铁磁转变,这种转变使 γ -Mn相内部产生较大点阵畸变,这利于微孪晶的产生并会进一步触发热弹性马氏体相变,因而当冷却到室温时 γ -Mn相中存在含有大量微孪晶的马氏体相^[28]。图2为在周期应力作用下马氏体中的孪晶沿 $\{110\}$ 孪晶界(twinning boundary, TB)发生可逆运动,使应变滞后于应力从而产生内耗^[29]。室温条件下,Mn-Cu合金阻尼性能对频率不敏感,其阻尼值随着应变振幅的增加而单调增加^[30]。当环境温度高于 T_N 时,Mn-Cu合金中

的热弹性马氏体会发生反马氏体相变,因此该类合金服役温度一般低于 $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[31]。 T_N 随Mn含量增加而线性增加,当Mn原子分数大于73%时 T_N 在室温以上,淬火后组织中马氏体含量高,阻尼性能好^[32]。但过高的Mn含量会引起合金力学性能和耐蚀性下降,因此除M2052合金的Mn原子分数等于73%外其余几种商用Mn-Cu合金的Mn原子分数均在40%~65%之间,此时 T_N 低于室温导致组织里的可动界面数量减少,阻尼效果差^[33]。在两相互溶温度区间内进行时效处理后可以使合金发生调幅分解,形成Mn原子分数大于73%的富Mn区,富Mn区的存在极大改善了中等Mn原子分数Mn-Cu合金的阻尼性能^[34]。黄林等^[35]研究了时效处理对锻态Mn-46.92Cu-1.53Al合金阻尼性能的影响,发现在互溶温度区间内保温适当时间有利于调幅分解的进行,而过高的时效温度和过长的保温时间会导致组织中富Mn区发生偏聚形成 γ -Mn相引起阻尼性能的恶化。然而,在研究中同样也发现铸造Mn-Cu合金未经固溶时效处理即可获得较高阻尼的现象。事实上,这是由于铸态合金的枝晶中富Mn而枝晶间贫Mn因而两个位置具有不同的 T_N ,降温过程中枝晶和枝晶间隙位置先后产生孪晶,发生协同阻尼作用,因此具有较好的阻尼效果^[30]。除上述热处理手段外,Zhang等^[28]使用定向凝固技术制备M2052合金,并通过调整拉拔速率形成“RSLM”组织。合金阻尼性能为常规制备方法的2~3倍,阻尼值可达0.18,这为获得超高阻尼性能($Q^{-1}>0.08$)Mn-Cu合金指明了方向。Zuo等^[36]制备了Mn-11Cu单晶合金用以研究合金阻尼性能的取向依赖性,发现当交变应力沿 $[100]$, $[110]$ 晶向施加时孪晶运动能力好、阻尼性能强,沿 $[111]$ 晶向阻尼较差,这项工作将有助于预测具有特定织构Mn-Cu合金的阻尼性能。

阻尼合金作为结构材料,除了考虑阻尼性能外,还需要考虑合金的耐蚀性和加工成型性能。目前已

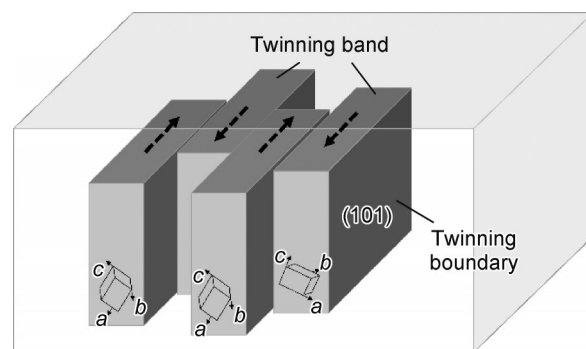


图2 孪晶型阻尼机制示意图^[29]

Fig. 2 Schematic diagram of the twinning-boundary damping mechanism^[29]

被广泛应用的 M2052 合金^[37]因 Mn 含量较高导致合金耐蚀性差,在海水中会发生选择性脱溶和应力腐蚀。为了改善 M2052 合金的耐蚀性,张颖等^[38]向 M2052 合金中添加 1%~3% 的 Al,Al 的加入降低了合金的腐蚀电流密度,提高了体系自腐蚀电位,同时合金表面会产生含 Al_2O_3 , Cu_2O , Mn_3O_4 和 Mn_2O_3 的高致密度氧化层,能有效阻碍氯离子和金属离子的扩散,使得耐蚀性大大提高。Qin 等^[39]则通过化学镀手段在 M2052 表面形成 Ni-P 耐蚀涂层,极大提高了合金的耐蚀性能和抗磨损性能。此外, M2052 合金具有高 Mn 含量以及凝固范围宽的特点,导致合金铸造组织疏松严重。为了改善合金铸造性能, Liu 等^[40]在 M2052 合金基础上添加 Al, Zn 元素使合金获得致密的铸态组织,经过时效处理后 Q^{-1} 可达 0.05, 并且服役温度上限较高为 70 °C。

2 线缺陷阻尼合金

线缺陷阻尼合金主要以材料中不同类型的位错 (dislocation, D) 作为阻尼源。常见的线缺陷阻尼合金为 Mg 基合金和 Fe-Mn 合金。Mg 基阻尼合金具有阻尼性能优异、密度低、高电磁屏蔽等优点^[41], 在航空、汽车制造、建筑等领域被广泛应用, 代表合金有 Mg-Zr 系 K1X1-F, KI-A 和 ZMJD-1S 合金, Mg-Al 系 AZ31 和 AZ61 合金, Mg-Cu 系 CM31 合金。而 Fe-Mn 合金因其强度高、高应变下减振效果好, 被广泛用于制作冲击零件^[42]和抗震减振装置^[43]。Mg 合金和 Fe-Mn 合金的性能特点同样汇总于表 1 中。

Mg 合金优异的阻尼性能来源于受钉扎位错的往复运动, 其阻尼机制可以用 Granato-Lucke (G-L) 模型解释^[44], 如图 3 所示。界面、位错缠结点以及空位、杂质原子等都会对位错产生钉扎效应, 产生平均长度为 L_c 的位错弦。在低应变振幅下位错弦往复运动产生频率相关、振幅无关的共振型阻尼 Q_0^{-1} ; 随着

振幅的增加, 位错会脱离空位、杂质原子的钉扎, 此时位错弦平均长度增大到 L_N , 同时伴随位错的不断增值, 会产生振幅相关、频率无关的静滞后型阻尼 Q_h^{-1} 。大振幅下的 Q_h^{-1} 对合金阻尼起主要贡献, 因此组织中各类钉扎点越少、可动位错密度越高则 Mg 合金阻尼性能越好, 位错的可动性是产生高阻尼性能的主要原因。然而, 在考虑阻尼性能的同时, 作为结构材料还需要兼顾合金的力学性能。而传统提高材料力学性能的方式都主要是从阻碍位错运动的角度入手, 如通过引入第二相粒子、细化晶粒等。然而这与 Mg 合金通过提高位错可动性来提高阻尼性能之间存在矛盾。目前, 兼顾两种性能的研究主要集中在合金化和热处理上。如 Wang 等^[45]通过调整 Mg-Zn-Y-Zr 合金中 Zn, Y 的质量比, 得到了由 W-Mg₃Y₂Zn₃ 相和长周期堆垛有序 (LPSO) 的 X-Mg₁₂YZn 相组成的两相组织, 合金在室温下可以获得较高的力学性能 ($\sigma_{\text{UTS}}=345$ MPa) 和阻尼性能 ($\epsilon=1\times 10^{-3}$, $Q^{-1}=0.013$)。Wang 等^[46]对 Mg-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr 合金进行 510 °C 固溶处理后发现, 组织内层片状 14H LPSO 相转化为与基体共格的块状 18R LPSO 相。后者具有比前者更高的模量、硬度和热稳定性, 从而使合金在室温 ($\sigma_{\text{UTS}}=215$ MPa) 及 120 °C ($\sigma_{\text{UTS}}=196$ MPa) 条件下表现出高强度。并且这种组织转变减少了合金中强钉扎点的数量, 从而引起阻尼性能增加, 进而达到兼顾力学和阻尼性能的效果。然而, 合金化和热处理工艺对两种性能提升比较有限, 并不能真正满足结构材料的使用要求。目前, 在 Mg 合金基体上引入硬质相粒子 (TiC, SiC 以及 Al_2O_3 等) 形成 Mg 基复合材料^[47], 可以在提升材料强度的同时显著提高阻尼性能^[48]。这是因为弥散分布的硬质相粒子与基体的热膨胀系数存在差异, 在降温过程中粒子与基体界面处产生高密度位错, 引起阻尼性能的提升。综上, 材料复合化将成为提高 Mg 合金综合性能的有效手段。

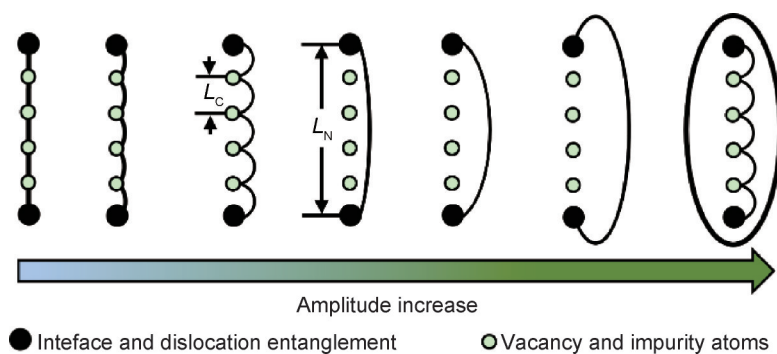


图 3 G-L 位错模型示意图^[44]

Fig. 3 Schematic diagram of the G-L dislocation model^[44]

与 Mg 基合金相似, Fe-Mn 合金的阻尼源仍然与位错有关。由于该类合金的层错能较低, 全位错倾向于扩展为成对的肖克莱位错 (Shockly dislocation, SD) 及其中间的层错, 而 SD 的运动同样满足 G-L 理论, 从而使 Fe-Mn 合金在大振幅条件下获得良好的阻尼性能^[49]。事实上, Fe-Mn 合金阻尼性能随振幅的变化与 Mg 合金存在一定差异 (见图 4^[50-51])。当 $\epsilon > 1 \times 10^{-5}$ 时, Fe-Mn 合金的 II, III 阶段分别对应 Mg 合金的 I, II 阶段, 符合 G-L 位错模型; 当 $\epsilon < 1 \times 10^{-5}$ 时, 只有 Fe-Mn 合金会出现随振幅增长阻尼值下降的 I 阶段^[52]。张程等^[52]通过假定位错钉扎点具有一定的移动能力对该反常现象做出了合理解释。除此之外, Mg 基阻尼合金阻尼性能要强于 Fe-Mn 合金, 但是 Mg 合金 ($\sigma_{UTS} \approx 200$ MPa) 相较于 Fe-Mn 合金 ($\sigma_{UTS} > 700$ MPa) 抗拉强度低。目前对 Fe-Mn 阻尼合金的研究主要集中在合金化、热处理、热循环以及预变形处理对合金内耗的影响上。合金化主要对体系层错能产生影响^[53], Co 和适量 Mn 的添加会降低层错能, 增大层错在组织中的出现概率, 进而提高阻尼性能。Si 虽然也降低层错能, 但是 Si 的加入会使马氏体片层交叉程度增重, 同时引入空位钉扎位错, 对阻尼性能产生不利影响。C 会偏聚于层错处形成铃木气团恶化阻尼性能, 可以加入适量 Ti 通过形成 TiC 来降低 C 浓度。Zhang 等^[54]发现 Fe-17.5Mn-0.022C 合金在奥氏体转变开始温度 (A_s) 以下进行时效处理后, 随时效时间增加阻尼性能先增加后降低。这是由于短时时效处理有利于降低空穴数量, 而时效时间过长则会使 C 偏聚加剧。Sun 等^[55]研究了热循环对 Fe-26Mn-4Si 合金阻尼性能的影响, 发现冷轧态 Fe-26Mn-4Si 合金随热循环 (25~350 °C) 次数增加高应变振幅下的内耗值逐渐下降, 最终趋于定值 0.01。这是由于热循环降低了材

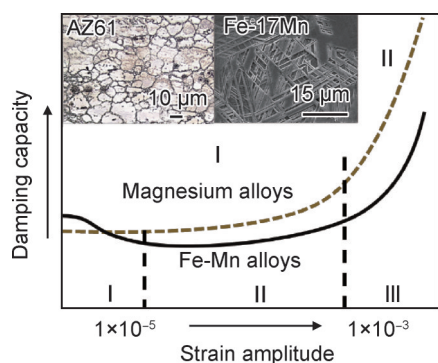


图 4 Mg 合金与 Fe-Mn 合金阻尼性能随应变振幅变化示意图以及代表合金 AZ61^[50] 和 Fe-17Mn^[51] 的微观组织形貌

Fig. 4 Schematic diagram of damping performance with strain amplitude for Mg alloys and Fe-Mn alloys, and the microstructures of AZ61^[50] and Fe-17Mn^[51] alloys

料中富含层错的 ϵ -马氏体含量, 导致肖克莱位错数目减少。Wang 等^[56]发现对 Fe-17Mn 合金进行预变形处理可促进 ϵ -马氏体的生成, 并细化 ϵ -马氏体组织, 从而使合金阻尼性能得到提高。与 Mg 合金相比, Fe-Mn 合金在力学方面更具优势, 但对该合金阻尼性能的研究还有所欠缺, 目前研究主要集中在如何提高组织位错密度以及增加位错可动性上。

3 点缺陷阻尼合金

由面缺陷和线缺陷主导的阻尼合金在长期使用或高温服役条件下阻尼源消失或点缺陷在阻尼源处的钉扎、聚集都会使合金的阻尼性能下降。并且这些合金为了获得优异阻尼效果往往会牺牲一部分的力学性能。Mn-Cu 系阻尼合金服役温度一般低于 80 °C, 有效服役时长短于 3~5 年, 需要定期进行时效处理^[57]。Mg 合金阻尼性能较好, 但其强度比较低, 在持续应力的作用下钉扎点重新分布, 随着服役时间的延长, 阻尼值会不断下降。由上述可见, 依赖面缺陷和线缺陷产生内耗的合金存在阻尼稳定性差、服役温度低的特点, 并且力学性能和阻尼性能的提升往往相互制约。事实上, 点缺陷阻尼合金的阻尼热稳定性好, 并且力学性能和阻尼性能之间不存在相互制约的关系 (性能汇总于表 1), 而其中的典型代表就是 Snoek 型阻尼合金。以下将对 Snoek 型阻尼合金的阻尼机制及发展现状进行简要分析。

3.1 Snoek 型阻尼的产生机制和影响因素

Snoek 型阻尼合金的阻尼源主要与合金中的间隙原子有关, 这种阻尼机制首先在 Fe-C 合金体系中被发现^[58], Snoek 型阻尼机制示意如图 5 所示。由图 5 可知, BCC 合金中通常具有 3 种不同类型的八面体间隙, 在不受应力条件下 3 种位置上的间隙原子将处于稳定状态。而在受 z 轴拉应力的条件下, 1 位置处自由能最低, 2, 3 位置的间隙原子会向 1 位置发生跃迁; 同

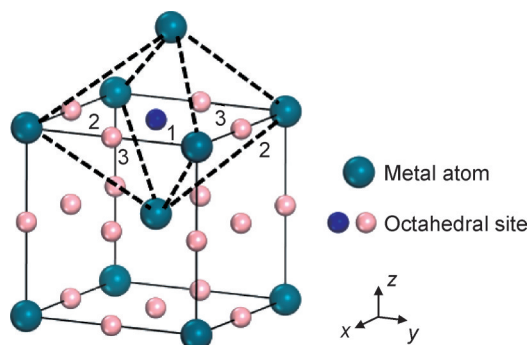


图 5 Snoek 型阻尼机制示意图

Fig. 5 Schematic diagram of the Snoek-type damping mechanism

理,受压应力时位置 1 的间隙原子则会反向跃迁到位置 2,3。这种跃迁本质上是一种热激活弛豫过程,需要跨越能量势垒。在交变应力的作用下,间隙原子在不同位置往复跃迁消耗振动能,产生动滞后型内耗。目前研究表明,能产生 Snoek 阻尼的间隙原子主要是 C, O, N, B 等小半径原子^[4,59-60],将含该类阻尼机制的合金统称为 Snoek 型阻尼合金。

面缺陷和线缺陷型阻尼合金的阻尼性能主要与振幅有关,而 Snoek 型合金的阻尼性能强烈依赖于频率 f 和温度 T ^[61]。式(1)和(2)给出了内耗 Q^{-1} 与 f 和 T 之间的关系:

$$Q^{-1} = \Delta \frac{1 + \omega\tau}{1 + \omega^2\tau^2} \quad (1)$$

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{H}{kT}\right) \quad (2)$$

式中: ω 是振动角频率 ($\omega = 2\pi f$); τ 是弛豫时间,与间隙原子跃迁速率有关; Δ 是弛豫强度,其与材料本身的性质以及间隙原子浓度 C_0 有关; τ_0 是弛豫时间指前因子,是与材料相关的常数; k 是玻尔兹曼常数; H 是弛豫激活能,代表体系中间隙原子发生弛豫跃迁的难易程度。由式(1),(2)式可知,当 $\omega\tau = 1$ 时, Q^{-1} 取得最大值为 $\frac{\Delta}{2}$, 可见 $Q_{\max}^{-1}$ 与 Δ 成正比,并且当频率固定时随温度升高阻尼值将先升高后降低,在内耗-温度谱上产生一个弛豫峰,如图 6 所示。可通过弛豫峰的峰温 T_p 、峰值 $Q_{\max}^{-1}$ 以及半峰宽 ΔT 来评价 Snoek 阻尼。 T_p 决定合金最佳服役温度, $Q_{\max}^{-1}$ 代表该合金的最大阻尼能力, ΔT 则代表了合金使用温度范围的大小,三者越高则合金的阻尼表现越好。将峰值条件 $\omega\tau = 1$ 带入式(2)后可知 $H = -kT_p \ln(\omega\tau_0)$, 这表明体系中间隙原子跃迁所需要的激活能越大,则峰值温度越高。但图 6 中也体

现了 Snoek 型阻尼的不足,即该类合金在室温或较高频率下阻尼性能会变差。

研究表明,置换原子的引入和组织中第二相的存在会对 Snoek 阻尼性能产生影响。 Almeida 等^[62]对 Nb-3.1Ti-0.87O 的内耗-温度谱进行分峰处理,得到 Nb-O, Nb-N, Nb-C 和 Ti-O 4 个二元弛豫峰,证明置换元素 Ti 的加入可以使合金中弛豫过程的种类增多,引起峰型不对称和峰展宽,提高了合金温度适用范围。而合金中第二相的存在会对 Snoek 阻尼产生不利影响。在 β -Ti 合金中氧是强 α 相稳定元素^[63], 过高氧含量会使合金 BCC 稳定性变差,室温组织中 β 相含量低,同时在 α 相内部和两相界面处会产生氧聚集,导致参与弛豫过程的氧浓度降低^[64]。 Nb-B 体系中,当 B 含量超过 0.3% 时会产生具有四方结构的 B_2Nb_3 相,改变晶格附近的应力场,同样会降低 Snoek 阻尼^[65]。

3.2 β -Ti 合金和高熵合金中的 Snoek 型阻尼效应

基于 Snoek 阻尼机制的分析,在选择 Snoek 阻尼合金体系时应做以下考虑:首先,合金体系必须具有单相 BCC 结构;其次,要合理选择体系中间隙原子的种类,不同间隙原子在相同合金体系中单位浓度产生的弛豫强度 Δ 在 0.05~0.2 范围内变化,但溶解度可能相差十倍之多^[66];再者,要考虑置换原子加入对体系的综合影响;最后,所选体系还应具有一定的力学性能以满足工程应用。目前针对 Snoek 阻尼合金的研究主要集中在 β -Ti 合金和高熵合金两个领域,下面对这两部分做分析讨论。

β -Ti 合金在室温下具有 BCC 结构,因该类合金具有比强度高、模量低、耐蚀性好等优点而被广泛用于航空航天领域^[67]。2006 年 Ti-25Nb-1.5O 铸造合金展现出良好的力学性能和优异的 Snoek 阻尼性能 ($Q_{\max}^{-1} = 0.033$, $T_p = 488$ K, $\Delta T = 85$ K)^[59],引起国内外学者的广泛关注。目前有关 Snoek 型 Ti 合金的研究主要集中在合金化的角度,而合金化元素主要对体系的偶极形状因子 $\delta\lambda$ 和自发有序温度 T_c 产生影响^[68]。 $\delta\lambda$ 反映八面体间隙的畸变程度、原子间结合能力以及电位状态, T_c 则体现合金内部间隙原子之间的相互作用, $\delta\lambda$ 和 T_c 受合金元素的种类和浓度影响,两者数值越大则体系弛豫强度 Δ 越大。 Lu 等^[68]发现合金元素的加入引起体系 d 电子轨道能级 (Md) 变化,并且 T_c 随 Md 增大而增大, $\delta\lambda$ 随 Md 增大而减小。汤武等^[69]研究 Ti-36Nb-3Zr-2Ta-0.5O 合金后发现 O 可以细化组织,产生固溶强化,还可以抑制 α'' 相的生成。此外,与 Ta, Nb 相比,体系中的 Zr 与 O 之间的交互作用更强^[70],使 O 跃迁所需要的激活能增加,因此 Zr 的加入会使 Snoek 阻尼峰

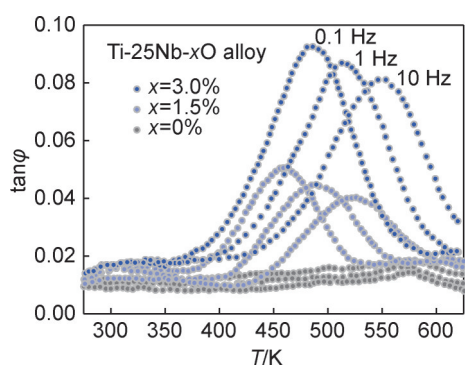


图 6 不同频率下 ($f=0.1, 1, 10$ Hz) Ti-25Nb- x O ($x=0.0\%$, 1.5% , 3.0%) 的内耗-温度谱^[59]

Fig. 6 Variation of Ti-25Nb- x O ($x=0.0\%$, 1.5% , 3.0%) alloy damping values with temperature at different frequencies ($f=0.1, 1, 10$ Hz)^[59]

向高温区移动。何庆贤等^[71]在汤武等人的基础上进一步研究了不同含量Zr, Ta元素对体系 $\delta\lambda$ 和 T_c 的影响, 通过对比后发现如果体系 $\delta\lambda$ 值高意味着合金将具有更高的 $Q_{\max}^{-1}$, 而如果 T_c 值高则意味着合金具有大的 T_p 和 ΔT 。Qin等^[60]则研究了B对Ti-25Nb-1.5O合金阻尼性能和力学性能的影响。一方面, B的加入使组织得到明显细化, 利于提高合金塑性。另一方面, B的引入明显提高了合金的阻尼热稳定性, 热循环后合金内耗值仍可保持在较高水平($Q^{-1}=0.04$)。

近年来, 随着多主元合金化概念的提出, 高熵合金成为目前最具发展潜力的研究热点^[6]。区别于传统合金往往只能满足单一性能指标的缺点, 高熵合金由于具有多主元合金化的特点可以满足工程材料的多性能指标。例如, 高熵合金除了具有优异的力学性能^[72-74]外, 其在阻尼^[4]、软磁^[75]、辐照^[76]等领域也表现出色。目前BCC基高熵合金以前过渡族合金体系为主, 其中TaNbHfZrTi高熵合金拥有优异的室温及高温力学性能。与 β -Ti合金相比, 高熵合金中的各主元原子半径差异较大, 组织中会产生较大晶格畸变, 因而间隙原子跃迁过程中存在较大的势垒, 导致高熵合金的Snoek弛豫峰向高温区移动。研究表明^[4], 在Ta_{0.5}Nb_{0.5}HfZrTi合金中添加2%氧原子后, 该合金会产生明显的Snoek型弛豫峰, 同时由于基体的高熵特性间隙原子弛豫激活能较大, (Ta_{0.5}Nb_{0.5}HfZrTi)₉₈O₂合金的阻尼峰温出现在747 K。更重要的是, Ta_{0.5}Nb_{0.5}HfZrTi合金中存在化学短程序, 即存在轻原子(Zr, Ti)富集区和重原子(Ta, Hf, Nb)富集区, 部分氧原子会聚集在轻原子富集区形成有序间隙氧复合体(OOCs)。OOCs对高熵合金的影响体现在力学性能和阻尼性能两方面。一方面, OOCs的存在促进了拉伸过程中位错交滑移的发生, 可以使合金的拉伸强度和塑性同时得到提升^[77]。另一方面, OOCs会降低体系中随机分布的氧原子浓度, 并在低温区产生一个额外阻尼峰, 这会引起阻尼峰的不对称展宽以及主阻尼峰峰值的降低。综上, 利用多主元高熵合金的设计理念可以在获得优异力学性能的同时使Snoek阻尼出现在更高温度、更宽温度范围中, 因此Snoek阻尼合金的研究可沿高熵合金化方向继续推进。

4 多阻尼机制耦合效应

在上述部分中已经讨论了单一阻尼源在各类合金体系中的表现。事实上, 单阻尼机制在满足工程应用的性能要求方面已达到瓶颈, 其应用范围受到极大的限制, 合金的阻尼性能亟需进一步提升以适应武器

装置高速化、大功率化的发展趋势。由此提出的多阻尼机制耦合效应通过在阻尼合金中引入不同种类阻尼源, 极大地提升了合金阻尼性能。上文中Zn-Al合金、Mg合金的材料复合化已经体现了位错阻尼和界面阻尼的耦合效应, 该种耦合效应实现了阻尼强度的纵向叠加, 即阻尼峰值的提升(如图7 II区域)。在传统阻尼合金中位错、孪晶界、磁畴壁等阻尼源往往以单一形式出现, 且在振动过程中阻尼源密度不易增加, 从而造成一定温度或振幅条件下阻尼峰值较低; 而多阻尼机制合金中不同阻尼源往往同时出现, 相较于前者阻尼源密度显著增加, 因而在同等条件下阻尼峰值更高。除了材料复合化, 纵向增强效应也在高熵合金中得到体现, 事实上高熵合金多主元间存在的交互作用使其成为结合多种阻尼机制并具有一定功能性的理想载体。例如, Han等^[78]对Fe₃Cr₂NiCuAl_x($x=0, 0.125, 0.25, 0.5$)合金展开研究后发现随Al含量升高组织中的FCC相向BCC相转变, 其中Fe₃Cr₂NiCuAl_{0.25}合金具有强度和塑性的良好匹配以及高阻尼能力。由于BCC结构相较于FCC结构强度更高, 并且除合金原有的铁磁阻尼外两相的存在还可产生可观的界面阻尼, 因此通过调整Al含量可以改变组织中FCC/BCC两相比比例以达到优化合金力学性能以及提高阻尼性能的目的。由上文可知Fe-Mn合金和Fe-Cr合金分别依靠层错边缘的肖克莱位错以及磁畴壁产生阻尼效果。Xu等^[79]研究了Co, Fe相对含量对Fe_{65-x}Mn₂₀Cr₁₅Co_x合金微观组织和阻尼性能的影响, 发现随Co含量增加组织中的富层错 ϵ -马氏体向 γ -奥氏体转化并引起孪晶数量增加, 并且Co含量越高合金阻尼性能越好, 其中Fe₄₅Mn₂₀Cr₁₅Co₂₀合金阻尼值可达0.06。Fe₄₅Mn₂₀Cr₁₅Co₂₀合金中各主元素呈近等摩尔, 综合考虑Fe-Mn和Fe-Cr合金体系的性能特点后可认为合金中存有铁磁阻尼和位错阻尼, 而Co含量的增加引起合金中 ϵ -马氏体数量减少以及孪晶数量增

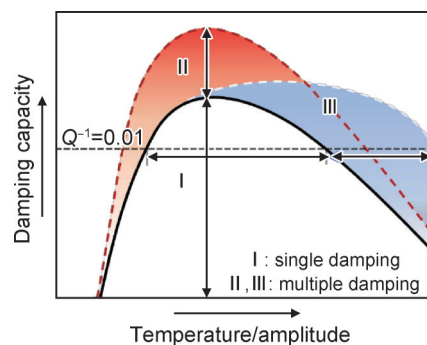


图7 单一阻尼机制与多阻尼机制耦合对合金阻尼性能的影响对比
Fig. 7 Comparison of the effect of single damping mechanism and multi-damping mechanism coupling on damping performance

加。因此, $\text{Fe}_{45}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{15}\text{Co}_{20}$ 合金中存在位错、磁畴壁、孪晶和相界等多种阻尼源, 从而产生一种多阻尼机制的耦合效应, 显著提高阻尼性能。

除了阻尼强度的提升外, 多阻尼机制耦合效应还可以实现阻尼合金应用范围的横向扩展(如图 7 Ⅲ 区域)。在铁磁型阻尼合金中, 当 $\epsilon > 1 \times 10^{-4}$ 时合金的阻尼值会随振幅增加而迅速下降^[7], 这是由于可动磁畴壁的运动已经达到饱和状态。这种现象说明单一机制铁磁阻尼合金的高阻尼性能只能在较窄的振幅区间内得以表现。Chen 等^[80]针对这一问题, 在 Fe-Cr 合金基础上通过粉末冶金法制备 $\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{15}\text{Co}_5$ 高熵合金, 实现了多种阻尼源的叠加。该合金退火后在 $1 \times 10^{-4} \sim 1 \times 10^{-3}$ 的应变范围内均表现出较高的阻尼特性 ($Q^{-1} > 0.03$), 阻尼最大值为 0.076。这种高阻尼特性是由于合金粉体制备过程中的大塑性变形引入了大量缠结位错。缠结位错在退火过程中转变为全位错, 并与体系中的点缺陷、 MnFe_2O_4 纳米沉淀交互产生位错阻尼。不同应变下 $\text{Fe}_{60}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{15}\text{Co}_5$ 合金的阻尼主导机制发生变化, 当 $\epsilon < 1 \times 10^{-4}$ 时合金以磁畴壁为主

要阻尼源, 而当 $\epsilon > 1 \times 10^{-4}$ 时组织内残存的大量位错对合金阻尼起主要贡献, 用以抵消高应变下铁磁阻尼的下降。此外, Mn-Cu 阻尼合金同样存在着服役温度不可高于 T_N 的限制。针对这一问题, Zhang 等^[81]研究了时效过程中外加磁场对定向凝固 M2052 合金阻尼性能的影响, 发现当达到 T_N 温度时 M2052 合金仍能保持较高的阻尼。这是由于外加磁场降低了位错形核功, 提高了位错移动能力, 进而提高了组织内的位错密度。当温度达到 T_N 时, 高密度位错带来的阻尼效果可以显著弥补由反马氏体相变引起的阻尼下降。

高熵合金设计理念成功实现了 Snoek 阻尼合金的性能提升以及多阻尼机制共存, 但高阻尼高熵合金尚未实现商业化生产和应用。相较于其他类型阻尼合金, 点缺陷型高阻尼高熵合金具有综合性能好、阻尼稳定性强、服役温度高、应用范围宽的特点, 可满足航空航天领域存在的高温减振需求。而对于传统的单一阻尼机制阻尼合金, 通过高熵合金化处理, 可以实现多种阻尼机制的共存以提高阻尼性能, 拓展阻尼合金的应用范围。表 2^[4, 7-8, 17, 22, 25, 35, 40, 46-47, 52-53, 59, 78-80, 82-83]汇

表 2 各类典型阻尼合金的阻尼性能

Table 2 Damping properties of various typical damping alloys

Damping alloy series	Typical alloy	ϵ	T/K	$(Q^{-1} = \tan \varphi)$
Ferromagnetic damping alloy	Fe-13Cr-4Al-0.5Mo ^[7]	$1 \times 10^{-4} - 3 \times 10^{-4}$	RT	0.021-0.070
	Fe-13Cr-4Al ^[7]	$1 \times 10^{-4} - 3 \times 10^{-4}$	RT	0.030-0.057
	Fe-18Gd ^[17]	$2 \times 10^{-4} - 2 \times 10^{-3}$	RT	0.010-0.025
Multiphase damping alloy	Zn-22Al(ZA22) ^[22]	5×10^{-4}	RT	0.061
	Austempered ductile iron ^[25]	6×10^{-4}	RT	0.025
Twin-boundary damping alloy	Mn-46.92Cu-1.53Al ^[35]	$1 \times 10^{-4} - 1 \times 10^{-3}$	RT	0.017-0.054
	Mn-26Cu-2Ni-2Fe-2Zn-3Al ^[40]	$2.5 \times 10^{-5} - 2.5 \times 10^{-4}$	RT	0.023-0.055
	Mn-20Cu-5Ni-2Fe(M2052) ^[82]	1.2×10^{-4}	175-450	0.010-0.100
Dislocation damping alloy	Mg-0.6Zr ^[83]	$1 \times 10^{-4} - 1 \times 10^{-3}$	RT	0.010-0.031
	Mg-4.61Zn-4.74Y-0.61Zr ^[46]	1×10^{-3}	RT	0.013
	Mg-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr ^[47]	1×10^{-3}	RT	0.010
	Fe-17.5Mn-0.022C ^[52]	$1 \times 10^{-4} - 7 \times 10^{-4}$	RT	0.010-0.048
	Fe-26Mn-4Si ^[53]	5×10^{-4}	RT	0.016
Snoek damping alloy	Ti-25Nb-1.5O ^[59]	1.2×10^{-4}	300-625	0.010-0.033
	Ti-25Nb-3.0O ^[59]	1.2×10^{-4}	300-625	0.010-0.075
	($\text{Ta}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{HfZrTi}$) ₉₈ O ₂ ^[4]	2×10^{-4}	665-835	0.010-0.019
Multi-damping mechanisms damping alloy	Fe-21Cr-4Al-2Gd ^[8]	$1 \times 10^{-4} - 8 \times 10^{-4}$	RT	0.017-0.072
	(MDW and D)			
	Fe ₃ Cr ₂ NiCuAl _{0.25} ^[78]	$1 \times 10^{-4} - 8 \times 10^{-4}$	RT	0.024-0.056
	(MDW and PB)			
	Fe ₄₅ Mn ₂₀ Cr ₁₅ Co ₂₀ ^[79]	$2 \times 10^{-5} - 1 \times 10^{-3}$	RT	0.010-0.060
	(MDW, PB, SD and TB)			
	Fe ₆₀ Mn ₂₀ Cr ₁₅ Co ₅ ^[80]	$1 \times 10^{-4} - 1 \times 10^{-3}$	RT	0.043-0.076
	(MDW and D)			

Note: The frequency used is 1 Hz; RT means room temperature

总结了本文所提及合金在特定振幅或温度范围内的阻尼性能,以及具有多阻尼机制耦合效应的相关合金中对阻尼产生贡献的阻尼源种类。通过分析及数据对比可以发现多阻尼机制合金能在更宽范围内保持高阻尼特性。因此,对于多种合金体系,多阻尼机制耦合效应是提升阻尼峰值、扩大合金适用范围的有效手段。

5 结束语

阻尼合金是一类直接有效的减振材料,合金的减振性能受组织中阻尼源的种类、密度和可动性影响。以界面或位错为主导的阻尼合金为了获得高阻尼性能往往需要牺牲一定的力学性能或功能特性,并且由于高温下阻尼源具有不稳定性,导致这两类合金的高温阻尼性能较差。以 Snoek 型机制为代表的点缺陷型阻尼合金通过间隙原子的热激活弛豫过程获得了优异的高温阻尼特性,并且间隙原子的引入还极大提高了合金的力学性能,但该类合金仍存在着在低温、高频条件下阻尼性能差的缺点。此外,不同类型的阻尼源对温度、频率和振幅等外在因素的响应存在差异,服役环境的改变会影响单一阻尼源合金的减振表现,因而提高合金阻尼极值、扩展合金阻尼应用范围将是阻尼合金的发展趋势。作为一种工程应用材料,除阻尼性能外还应考虑合金的力学性能及其他功能特性,以求合金综合性能的提升。后续可以考虑从以下几个方面进行研究:

(1)组织缺陷是影响合金阻尼性能的关键,但其对合金的力学性能和功能特性也存在巨大影响。深入研究不同合金体系微观组织与阻尼性能、力学性能以及其他功能特性之间的内在关系,揭示热处理、合金化、粉末冶金、定向凝固等对阻尼性能和微观组织的影响规律,这将有助于高性能阻尼合金的研发,实现工程需求与合金性能之间的良好匹配。

(2)Snoek 型阻尼合金因其优异的高温阻尼特性,成为未来阻尼合金发展的重要方向。这类合金的阻尼性能受基体金属原子以及间隙原子的影响,因此进一步研究金属原子与间隙原子之间的交互作用、探究不同间隙原子掺杂对合金微观组织的影响,对于揭示间隙掺杂对合金综合性能的影响规律、发展新型耐高温阻尼合金具有重要意义。

(3)多阻尼机制耦合效应可有效解决阻尼机制单一化所引起的问题,开发具有多阻尼机制的新型阻尼合金已成为发展趋势。高熵合金化和材料复合化已成为实现多阻尼机制耦合效应的有效手段,可实现合

金阻尼性能的二维扩展,对于阻尼合金的多功能一体化、综合性能优化具有重要意义。

参考文献

- [1] 李婷. 工业生产振动的危害及其防控对策研究[J]. 中国个体防护装备, 2017(2):48-52.
LI T. Explore the industrial production vibration harm and control countermeasures [J]. China Personal Protective Equipment, 2017 (2):48-52.
- [2] 付月,李洪彬,任建楠,等. 阻尼减振技术在航空航天领域中的研究进展[J]. 材料研究与应用, 2022, 16(4):656-662.
FU Y, LI H B, REN J N, et al. Research progress of damping and vibration reduction technology used in aerospace [J]. Materials Research and Application, 2022, 16(4):656-662.
- [3] 崔小龙,黄晋英,刘进明,等. 材料阻尼测试中影响因素研究[J]. 煤矿工程, 2016, 37(1):58-60.
CUI X L, HUANG J Y, LIU J M, et al. Material damping test analysis of influencing factors [J]. Coal Mine Machinery, 2016, 37 (1):58-60.
- [4] LEI Z F, WU Y, HE J Y, et al. Snoek-type damping performance in strong and ductile high-entropy alloys [J]. Science Advances, 2020, 6(25):eaba7802.
- [5] 蔡龙奇,李毅,何伟,等. 阻尼合金的研究发展现状[J]. 金属功能材料, 2021, 28(2):15-28.
CAI L Q, LI Y, HE W, et al. Researches and progress in damping alloys [J]. Metallic Functional Materials, 2021, 28(2):15-28.
- [6] MIRACLE D B, SENKOV O N. A critical review of high entropy alloys and related concepts [J]. Acta Materialia, 2017, 122: 448-511.
- [7] WANG H, WANG F, LIU H T, et al. Influence of alloy elements (Mo, Nb, Ti) on the strength and damping capacity of Fe-Cr based alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 667: 326-331.
- [8] LIU R, SUN H L, LIU X L, et al. Effect of Gd on microstructure, mechanical properties and damping properties of Fe-Cr-Al alloys [J]. Materials Characterization, 2022, 187:111841.
- [9] 陈晓钢. 退火工艺对 Fe-Cr-Mo 合金阻尼性能的影响[D]. 成都: 西南交通大学, 2013.
CHEN X G. Effect of heat-treatment on damping capacity of Fe-Cr-Mo alloys [D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2013.
- [10] DUAN L, PAN D, WANG H, et al. Investigation of the effect of alloying elements on damping capacity and magnetic domain structure of Fe-Cr-Al based vibration damping alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695:1547-1554.
- [11] 李宁,黄妹珂,胥永刚,等. 磁场对 Fe-16Cr-2.5Mo 合金阻尼性能及磁畴结构的影响[J]. 功能材料, 2007, 38(10):3697-3699.
LI N, HUANG S K, XU Y G, et al. Effect of magnetic field on damping capacity and domain structure of Fe-16Cr-2.5Mo alloy [J]. Journal of Functional Materials, 2007, 38(10):3697-3699.
- [12] MOU X X, LI N, YAN J Z. Investigation of constant prestress in effecting damping capacity of Fe-15Cr-2.5Mo-1.0Ni casting ferromagnetic alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015,

- 650:92-96.
- [13] 胡小锋,刘树伟,李秀艳,等. 应力对 FeCrMoCu 合金阻尼性能的影响[J]. 材料研究学报,2013,27(3):225-230.
HU X F, LIU S W, LI X Y, et al. Influence of stress on damping behavior of FeCrMoCu alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2013, 27(3):225-230.
- [14] SMITH G W, BIRCHAK J R. Internal stress distribution theory of magnetomechanical hysteresis—an extension to include effects of magnetic field and applied stress[J]. Journal of Applied Physics, 1969, 40(13):5174-5178.
- [15] 杨延丽,高鹏,孙永庆,等. Mn、Si 合金化和退火温度对 Fe-Cr-Mo 减振合金性能的影响[J]. 金属热处理,2019,44(6):55-60.
YANG Y L, GAO P, SUN Y Q, et al. Effects of Mn and Si alloying and annealing temperature on properties of Fe-Cr-Mo damping alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(6):55-60.
- [16] CLARK A E, RESTORFF J B, WUNFOGLE M, et al. Magnetostrictive properties of body-centered cubic Fe-Ga and Fe-Ga-Al alloys [J]. IEEE Transactions on Magnetics, 2000, 36(5):3238-3240.
- [17] SUN M, JIANG Y, WANG X P, et al. Synchronously enhanced mechanical and damping properties of Fe-18Ga alloy by mechanical treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766:138287.
- [18] QIAO R H, GOU J M, YANG T Z, et al. Enhanced damping capacity of ferromagnetic Fe-Ga alloys by introducing structural defects[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 84:173-181.
- [19] KEPPERT T A, LUCKENEDER G, STELLNBERGER K H, et al. The effect of sulphate, phosphate, nitrate and acetate on the corrosion behaviour of Zn-Al-Mg hot-dip galvanised steel [J]. Materials and Corrosion, 2014, 65(6):560-568.
- [20] ZHANG Y, GUO E J, WANG L P, et al. Insights into effect of first-step austempering temperature on the microstructure and properties of austempered ductile iron[J]. Materials Research Express, 2021, 8(8):86512.
- [21] 张慧. Mg 和 Cu 元素对 ZA27 合金显微组织和性能的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工程大学,2019.
ZHANG H. Effect of Mg and Cu elements on microstructure and properties of ZA27 damping alloy[D]. Harbin: Harbin Engineering University, 2019.
- [22] ZHANG J J, WANG Q Z, JIAO Z X, et al. Effects of combined use of inoculation and modification heat treatment on microstructure, damping and mechanical properties of Zn-Al eutectoid alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 790:139740.
- [23] WEI J N, WANG D Y, XIE W J, et al. Effects of macroscopic graphite particulates on the damping behavior of Zn-Al eutectoid alloy[J]. Physics Letters A, 2007, 366(1/2):134-136.
- [24] ALANEME K K, AIKULOLA E O. Mechanical and damping behaviour of Al-20Zn based composites reinforced with recycled steel particles[J]. Materials Today:Proceedings, 2022.
- [25] 段雪峰,郭二军,王丽萍,等. 炉前处理工艺对 ADI 阻尼性能的影响[J]. 铸造技术,2017,38(12):2924-2928.
DUAN X F, GUO E J, WANG L P, et al. Effect of pretreatment process on damping properties of ADI[J]. Foundry Technology, 2017, 38(12):2924-2928.
- [26] 司乃潮,傅明喜,孙少纯,等. 奥贝球铁齿轮降噪耐磨原因及分析[J]. 内燃机学报,2002,20(2):165-170.
SI N C, FU M X, SUN S C, et al. Analysis of wear-resistance and noise reduction of austempered ductile iron gear[J]. Transactions of CSICE, 2002, 20(2):165-170.
- [27] 翁端,刘爽,何嘉昌. 锰基阻尼合金研发及产业化国内外现状[J]. 科技导报,2014,32(3):77-83.
WENG D, LIU S, HE J C. Research and industrialization status of Mn-based damping alloys [J]. Science and Technology Review, 2014, 32(3):77-83.
- [28] ZHANG S B, TIAN Q C. Parent-phase twinning induced ultrahigh damping capacity of Mn-20Cu-5Ni-2Fe alloy under directional solidification process[J]. Intermetallics, 2021, 138:107343.
- [29] YIN F X, SAKAGUCHI T, ZHONG Y, et al. EBSD characterization of the twinning microstructure in a high-damping Mn-Cu alloy[J]. Materials Transactions, 2007, 48(8):2049-2055.
- [30] ZHANG S, GUO X P, TANG Y, et al. A comparative study on microstructure and damping capacity of Mn-Cu based alloys with dendrite and equiaxial grain[J]. Vacuum, 2019, 168:108814.
- [31] LI D, LIU W, LI N, et al. Remarkable improvement of damping capacity of Mn-20Cu-5Ni-2Fe (at%) alloy by zinc element addition [J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(12):1700437.
- [32] BACON G E, DUNMUR I W, SMITH J H, et al. The antiferromagnetism of manganese copper alloys [J]. Proceedings of the Royal Society of London:Series A, 1957, 241(1225):223-238.
- [33] LADDHA S, VAN AKEN D C. On the application of magneto-mechanical models to explain damping in an antiferromagnetic copper-manganese alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(4):957-964.
- [34] 卢凤双,芮永岭,田宇鹏,等. M2052 高阻尼合金的研究及应用[J]. 金属功能材料,2013,20(4):43-48.
LU F S, RUI Y L, TIAN Y P, et al. Research and application of M2052 high damping alloys [J]. Metallic Functional Materials, 2013, 20(4):43-48.
- [35] 黄林,冯威,胥永刚. 时效工艺对 Mn-Cu-Al 阻尼合金性能的影响[J]. 成都大学学报(自然科学版),2020,39(1):74-78.
HUANG L, FENG W, XU Y G. Effect of aging process on properties of Mn-Cu-Al damping alloy [J]. Journal of Chengdu University (Natural Science Edition), 2020, 39(1):74-78.
- [36] ZUO S, XIAO F, FUKUDA T. Orientation dependence of damping behavior in a Mn-Cu shape memory alloy [J]. Scripta Materialia, 2019, 170:95-98.
- [37] KAWAHARA K, YIN F X. A new type of damping materials M2052 alloys[J]. Shinku, 1999, 42(1):11-17.
- [38] 张颖,李宁,颜家振,等. Al 元素对 Mn-Cu 基阻尼合金耐蚀性能的影响[J]. 功能材料,2013,44(6):102-104.
ZHANG Y, LI N, YAN J X, et al. Effect of Al on the corrosion resistance of Mn-Cu damping alloy [J]. Journal of Functional Materials, 2013, 44(6):102-104.
- [39] QIN B C, LI L Y, WANG J, et al. Erosion-corrosion behavior of

- electroless Ni-P coating on M2052 alloy in artificial seawater[J]. ISIJ International, 2022, 62(3):550-560.
- [40] LIU W B, LI N, ZHONG Z Y, et al. Novel cast-aged MnCu-NiFeZnAl alloy with good damping capacity and high usage temperature toward engineering application[J]. Materials & Design, 2016, 106:45-50.
- [41] LI Q Y, JIANG G F, DONG J, et al. Damping behavior and energy absorption capability of porous magnesium[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 680:522-530.
- [42] WON SEOK CHOI, BRUNO C. DE COOMAN. Effect of carbon on the damping capacity and mechanical properties of thermally trained Fe-Mn based high damping alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 700:641-648.
- [43] SAWAGUCHI T, MARUYAMA T, OTSUKA H, et al. Design concept and applications of Fe-Mn-Si-based alloys from shape-memory to seismic response control[J]. Materials Transactions, 2016, 57(3):283-293.
- [44] GRANATO A, LÜCKE K. Theory of mechanical damping due to dislocations[J]. Journal of Applied Physics, 1956, 27(6):583-593.
- [45] WANG J F, GAO S, SONG P F, et al. Effects of phase composition on the mechanical properties and damping capacities of as-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(34):8567-8572.
- [46] WANG D, WU H J, WU R Z, et al. The transformation of LPSO type in Mg-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr and its response to the mechanical properties and damping capacities[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(3):793-798.
- [47] 肖华强, 陈禹伽, 赵辉, 等. 镁基阻尼合金复合材料的研究进展[J]. 特种铸造及有色金属, 2018, 38(4):382-387.
- XIAO H Q, CHEN Y J, ZHAO H, et al. Research progress in magnesium matrix damping composites[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2018, 38(4):382-387.
- [48] ZHANG L, WANG Q D, LIAO W J, et al. Microstructure and mechanical properties of the carbon nanotubes reinforced AZ91D magnesium matrix composites processed by cyclic extrusion and compression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 689:427-434.
- [49] 黄姝珂, 李宁, 文玉华, 等. Fe-Mn合金阻尼机制的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(3):683-687.
- HUANG S K, LI N, WEN Y H, et al. Study on the damping mechanism of Fe-Mn alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(3):683-687.
- [50] MOHSENI M, EIVANI A R, VAFAEENEZHAD H, et al. An experimental and theoretical investigation of the effect of second-phase particles on grain growth during the annealing of hot-rolled AZ61 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 15:3585-3597.
- [51] CHEN G, GIRON-PALOMARES B, SUN H Y, et al. Effect of alloying with Al and Cr on the microstructure, damping capacity and high-temperature oxidation behaviors of Fe-17Mn damping alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 819:153035.
- [52] 张程, 黄进峰, 沈玉萍, 等. Fe-17mass% Mn阻尼合金的反共振幅内耗效应[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(1):7-11.
- ZHANG C, HUANG J F, SHEN Y P, et al. Abnormal effect of amplitude internal friction in Fe-17 mass% Mn damping alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2016, 37(1):7-11.
- [53] 夏博, 潘明明, 王郁倩, 等. Fe-Mn系阻尼合金的研究进展[J]. 热加工工艺, 2018, 47(12):17-20.
- XIA B, PAN M M, WANG Y Q, et al. Research development of Fe-Mn based damping alloys[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(12):17-20.
- [54] ZHANG J, WANG Y G, LUO Q, et al. Designing capacity in high strength Fe-Mn based alloys by controlling crystal defect configurations[J]. Philosophical Magazine, 2021, 101(15):1765-1781.
- [55] SUN L Y, CHENG W C, BALAGUROV A M, et al. Effect of thermal cycling on microstructure and damping capacity of Fe-26Mn-4Si alloy[J]. Materials Characterization, 2020, 159:110001.
- [56] WANG H J, WANG H, ZHANG R Q, et al. Effect of high strain amplitude and pre-deformation on damping property of Fe-Mn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 770:252-256.
- [57] SAKAGUCHI T, YIN F X. Holding temperature dependent variation of damping capacity in a MnCuNiFe damping alloy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54(2):241-246.
- [58] SNOEK J L. Effect of small quantities of carbon and nitrogen on the elastic and plastic properties of iron[J]. Physica, 1941, 8(7):711-733.
- [59] YIN F X, IWASAKI S, PING D H, et al. Snoek-type high-damping alloys realized in β -Ti alloys with high oxygen solid solution[J]. Advanced Materials, 2006, 18(12):1541-1544.
- [60] QIN F M, YU L M. Effects of alloy elements (Mo, Al, and B) addition on damping property of Ti-25Nb-1.5O alloy[J]. Advanced Materials Research, 2012, 646:8-13.
- [61] 冯端. 金属物理学:金属力学性质[M]. 北京:科学出版社, 1998.
- FENG D. Metal physics: mechanical properties of metals[M]. Beijing: Science Press, 1998.
- [62] ALMEIDA L H, NIEMEYER T C, PIRES K C C, et al. Anelastic relaxation processes due oxygen in Nb-3.1 at. % Ti alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 370(1/2):96-99.
- [63] KANG D S, KOGA N, SAKATA M, et al. Enhanced work hardening by redistribution of oxygen in $(\alpha+\beta)$ -type Ti-4Cr-0.2O alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 606(12):101-107.
- [64] ZHOU Z C, XIONG J Y, GU S Y, et al. Anelastic relaxation caused by interstitial atoms in β -type sintered Ti-Nb alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(7):7356-7360.
- [65] 殷亮. B对TiNb基合金 Snoek阻尼效应及微观组织的影响[D]. 天津:天津大学, 2013.
- YIN L. Effect of B on the Snoek relaxation behavior and microstructure evolution in TiNb alloys[D]. Tianjin: Tianjin University, 2013.

- [66] YIN F X, YU L M, PING D H. Design and property control of Ti-M-O high damping alloys[J]. *Physica Scripta*, 2007, T129: 261-264.
- [67] 陈玮, 刘运玺, 李志强. 高强 β 钛合金的研究现状与发展趋势[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(3): 63-76.
CHEN W, LIU Y X, LI Z Q. Research status and development trend of high-strength β titanium alloys[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(3): 63-76.
- [68] LU H, LI C X, YIN F X, et al. Effects of alloying elements on the Snoek-type relaxation in Ti-Nb-X alloys ($X = \text{Al, Sn, Cr and Mn}$) [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 541: 28-32.
- [69] 汤武, 汪涛, 缪润杰. 氧含量对 Ti-36Nb-2Ta-3Zr- x O 合金阻尼性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(11): 3446-3450.
TANG W, WANG T, MIU R J. Effects of oxygen content on damping properties of Ti-36Nb-2Ta-3Zr- x O alloys [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017, 46(11): 3446-3450.
- [70] MARTINS JR J R S, ARAÚJO R O, NOGUEIRA R A, et al. Internal friction and microstructure of Ti and Ti-Mo alloys containing oxygen[J]. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2016, 61(1): 25-30.
- [71] 何庆贤, 汪涛, 彭明媚, 等. Ta、Zr 元素对 β 型钛合金 Ti-36Nb- x Ta- y Zr-0.3O 阻尼性能的影响[J]. *稀有金属与硬质合金*, 2018, 46(6): 51-76.
HE Q X, WANG T, PENG M M, et al. Effects of Ta and Zr elements on the damping properties of the β -type Ti-36Nb- x Ta- y Zr-0.3O [J]. *Rare Metals and Cemented Carbides*, 2018, 46(6): 51-76.
- [72] SENKOV O N, SCOTT J M, SENKOVA S V, et al. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(20): 6043-6048.
- [73] SENKOV O N, SCOTT J M, SENKOVA S V, et al. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47: 4062-4074.
- [74] SENKOV O N, SEMIATIN S L. Microstructure and properties of a refractory high-entropy alloy after cold working[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 649: 1110-1123.
- [75] PANIGRAHI M, AVAR B. Influence of mechanical alloying on structural, thermal, and magnetic properties of $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{10}\text{Ti}_{10}\text{B}_{20}$ high entropy soft magnetic alloy[J]. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2021, 32(16): 21124.
- [76] LIU Y, LI R, PENG Q. The preexisting edge dislocations as recombination center of point defects enhancing irradiation tolerance in CoCrCuFeNi high entropy alloy [J]. *Materialia*, 2022, 21: 101307.
- [77] LEI Z F, LIU X J, WU Y, et al. Enhanced strength and ductility in a high-entropy alloy *via* ordered oxygen complexes[J]. *Nature*, 2018, 563: 546-550.
- [78] HAN X N, LI Q F, WANG H D, et al. Damping capacity and mechanical properties of $\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{NiCuAl}_x$ medium entropy alloys by tuning phase constituents[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 910: 164884.
- [79] XU Y, XIONG W W, LUO T, et al. Twinning damping interface design and synergistic internal friction behavior in FeMnCrCo high-entropy alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 857: 144040.
- [80] CHEN Q, ZHANG H L, ZHOU S Q, et al. A novel high-entropy alloy with excellent damping property toward a large strain amplitude environment [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 802: 493-501.
- [81] ZHANG S B, TIAN Q C, QI Y S, et al. Tuning ultra-high damping capacity of Mn-Cu alloy to fit wide-range service temperature [J]. *Materials Science and Technology*, 2022, 38(5): 299-307.
- [82] NAGAI K, IWASAKI S, SAKAGUCHI T, et al. Damping behavior to the solidification condition in the as-cast M2052 high-damping alloy [J]. *Key Engineering Materials*, 2006, 319: 67-72.
- [83] WANG J F, WU Z S, GAO S, et al. Optimization of mechanical and damping properties of Mg-0.6Zr alloy by different extrusion processing [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2015, 3(1): 79-85.
-
- 基金项目:** 国家自然科学基金项目(52171152)
收稿日期: 2022-11-21; **修订日期:** 2024-03-16
通讯作者: 王清(1977—), 女, 教授, 博士, 研究方向: 合金设计方法和先进工程合金的研发, 联系地址: 辽宁省大连市凌工路 2 号大连理工大学材料馆(116024), E-mail: wangq@dlut.edu.cn.
- (本文责编: 齐书涵)