



非晶合金中纳米尺度黏弹性不均匀结构与力学行为的关联性

王叶蓓¹, 刘易洲², 黄越¹, 许福^{2*}, 高萌^{1*}

1. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 宁波 315201

2. 湘潭大学土木工程学院, 湘潭 411105

*联系人, 许福, E-mail: xufu@xtu.edu.cn; 高萌, E-mail: gaomeng@nimte.ac.cn

收稿日期: 2024-08-29; 接受日期: 2024-11-26; 网络出版日期: 2025-03-10

国家自然科学基金项目(编号: 52201194, 52471187, 51401176)、浙江省自然科学基金联合基金项目(编号: LZY23E010002)和宁波市甬江引才工程青年创新人才项目(编号: 2021A123G)资助

摘要 建立微观结构与宏观物理性能之间的本构关系, 是非晶合金领域备受关注的研究热点和难点之一. 由于原子排列呈短程有序、长程无序的特点, 且实验上缺乏观测其原子排列的有效手段, 目前关于非晶合金的原子结构仍存在较大争议. 这一现状导致构建统一且完善的非晶结构模型、确定结构与性能之间的本构关系变得尤为困难. 最近很多研究表明, 尽管原子结构未知, 非晶合金在纳米尺度存在明显的结构不均匀性, 而这种结构不均匀性与宏观物理性能存在着紧密联系. 但是, 目前对于结构不均匀性的定量表征依然存在很多困难. 本文从纳米尺度不均匀结构的黏弹性能出发, 回顾了近年来在非晶合金纳米尺度黏弹性能的定量表征方法及纳米尺度黏弹性不均匀结构与各种力学行为关联性方面的研究进展, 期望对非晶合金本征的不均匀结构理解、宏观力学性能的定量调控提供有益的启示.

关键词 非晶合金, 结构不均匀性, 纳米尺度黏弹性能, 剪切带, 力学行为

PACS: 46.35.+z, 46.55.+d, 62.20.-x, 64.70.pe, 68.37.Ps

1 引言

作为一类典型的非晶态物质, 非晶合金是由合金熔体通过快速冷却手段得到的^[1-3]. 非晶合金兼具固体和液体、金属和玻璃的综合物理特性, 因而又被称为金属玻璃、冻结的液态金属. 不同于传统晶态合金的微观原子结构排列呈现出长程有序的周期性排列特

点, 非晶合金的原子排列表现出长程无序、中短程有序的特点^[4-6]. 独特的原子结构和金属价键赋予了非晶合金一系列超越晶态合金的优异力学、物理和化学性能, 例如接近于理论弹性应变极限的高弹性、高强度、高断裂韧性、良好的耐腐蚀性能、优异的催化性能及软磁性能等^[7-10]. 尽管研究人员已经开发出大量的非晶合金材料体系, 但是, 随着非晶合金在5G通信、

引用格式: 王叶蓓, 刘易洲, 黄越, 等. 非晶合金中纳米尺度黏弹性不均匀结构与力学行为的关联性. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2025, 55: 286115
Wang Y B, Liu Y Z, Huang Y, et al. Correlation between nanoscale viscoelastic heterogeneous structure and mechanical behaviors in amorphous alloy (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2025, 55: 286115, doi: [10.1360/SSPMA-2024-0363](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0363)

航空航天、新能源汽车等新兴领域展现出巨大的潜力,这就对非晶合金的综合物理化学性能提出了更高的要求.要推动非晶合金在这些新兴领域的工业化应用,关键在于建立精确的微观结构模型,以实现对其宏观物理化学性能的定量调控.

对于晶态合金的微观原子结构,科学家基于长程周期性的原子排列特点已经建立了完备的晶格点阵理论来进行描述,并开发了各种实验手段如X射线衍射和透射电子显微镜等来清晰观察原子层面的结构特征^[11].然而,非晶合金原子排列的长程无序导致晶态合金中的晶格点阵理论框架完全失效,同时也缺乏有效的实验手段来观察其原子排列结构.特别是对于金属材料至关重要的力学性能来说,晶态合金可以基于点缺陷、位错、晶界等结构缺陷来定量调控其力学性能.但是,非晶合金由于无序结构的复杂性,很难直接定义这种结构上的缺陷并建立起与宏观力学性能的关联性,这极大地阻碍了非晶合金的基础研究和实际应用.

最近很多研究表明,尽管非晶合金的原子结构尚未明确,但是,在宏观尺度上各向同性的非晶合金在微纳米尺度上呈现出本征的结构不均匀性^[12-17].具体表现为非晶合金在微纳米尺度上的物理性能如密度、弹性模量、硬度、表面黏附力、能量耗散等均呈现出空间上的不均匀分布.基于微观的结构不均匀性图像,非晶合金可以看作是一些纳米尺度的类液态局域区域镶嵌在类固态的弹性基底上^[15,16].这些类液态的局域区域表现为密度低、能量耗散高、原子扩散快等特点,而且在外界作用下很容易被激发,类似于晶态材料中的缺陷,称为流变单元缺陷^[15,16].考虑到非晶合金是由过冷液体通过急速冷却玻璃化过程得到的,过冷液体中不同局域区域的原子冷却过程是不同步的,这使得非晶合金中不同局域区域的原子密排状态、团簇构型、团簇对称性等结构特征也必然存在不均匀性.本征的纳米尺度结构不均匀性已经成为探索玻璃转变、晶化机制及力学变形机理等诸多凝聚态物理领域关键问题的基本出发点,同时也为建立非晶合金中“结构-性能”的本构关系提供了一个新的角度^[15,16].然而,目前关于非晶合金的微观不均匀结构图像和流变单元缺陷模型尚不完善,特别是很多研究结果都是定性的或者半定量的,缺乏对纳米尺度不均匀结构物理性能的精确定量表征,这大大阻碍了通过改变微观不均匀结构来定量调控非晶合金宏观物理性能的进程.

考虑到非晶合金在长时间尺度上属于黏弹性材料,可以通过纳米尺度上的弹性模量、表面黏附力等黏弹性能来对非晶合金纳米尺度不均匀结构进行实验上的直接定量表征^[18-20].基于此,本文将以非晶合金纳米尺度不均匀结构的黏弹性能为出发点,介绍近期在定量表征非晶合金纳米尺度不均匀结构的黏弹性能、内外部条件对黏弹性能不均匀性的影响、黏弹性能不均匀结构与宏观力学性能的关联性等方面的一系列研究进展,以期对非晶合金微观结构和宏观性能本构关系的建立、力学性能的定量调控和改善提供新的研究思路.

2 纳米尺度不均匀结构黏弹性能的表征方法

目前,表征非晶合金不均匀结构主要有两种方法:间接法和直接法.间接法主要是基于物理特性随内外条件的演化来推测不均匀结构的信息,例如通过动态力学分析获得的动态弹性模量或者通过差示扫描量热测试获得的恢复弛豫焓^[21].中国科学院物理研究所汪卫华课题组^[21]通过探测非晶合金的力学弛豫谱及其随外界应力和温度的演化行为,揭示了 β 弛豫与不均匀结构的关联性以及从玻璃转变为液体的物理机理.进一步,该课题组^[21]又通过研究非晶合金的弹性模量、密度等物理参量随结构弛豫的演化得到了关于不均匀结构的半定量信息.然而,这些方法都是基于间接推测,无法精确描述非晶合金不均匀结构在空间中的分布,尤其是在物理特性的定量表征方面存在局限性.

相对比,直接法则采用高空间分辨率的原子力显微镜或纳米压痕技术直接测量微纳米尺度的黏弹性能,从而得到关于不均匀结构的定量信息.Wagner等人^[13]利用纳米压痕技术测量了PdCuSi非晶合金弹性模量的空间分布特性,发现非晶合金的弹性模量在不同局域区域存在差异,但是该方法的空间分辨率只能达到微米尺度.Liu等人^[14]利用接触共振原子力显微镜观察到锆基非晶合金薄膜中不同局域区域的能量耗散是不同的.Yang等人^[22]进一步利用接触共振原子力显微镜揭示了ZrNi非晶合金纳米尺度不同能量耗散区域空间分布的分形特点及其随能量状态的演化规律.然而,基于接触共振的测量方法只能获得半定量的能量耗散分布信息,无法提供弹性模量和黏附力等关键

参数的定量数据. Tsai等人^[23]提出采用纳米尺度动态模量测量的方法, 观测了Zr基非晶合金在微纳米尺度存储模量的空间分布特点, 并详细研究了退火处理和激光重熔处理对动态弹性模量不均匀性的影响. 然而, 该方法只能获取存储模量的分布特征, 无法给出与能量耗散相关的损耗模量的具体数值, 且其空间分辨率仅限于微米级别. Zhu等人^[24]利用高分辨球差校正透射电镜的高角环形暗场像模式, 观测到了非晶合金在纳米尺度局域区域密度的不均匀分布, 以及能量状态对局域密度分布和弛豫行为的影响. 但是该方法依赖于电镜样品的制备, 对实验条件依赖性很高, 而且不能给出关于黏弹性能的定量信息.

最近, Gao和Perepezhko^[18]开发了一种基于高分辨原子力显微镜来测量非晶合金纳米尺度各种黏弹性能的新测量方法——静态力显微镜模式. 不同于之前基于原子力显微镜的接触共振方法, 该方法主要是通过精确测量非晶合金表面纳米尺度局域区域的准静态力和位移曲线, 然后基于静态接触力学模型来定量给出纳米尺度局域区域的各种黏弹性能. 非晶合金黏弹性能不均匀结构示意图和利用静态力显微镜模式来测量黏弹性能的物理机理分别如图1(a)和(b)所示. 在原子

力显微镜探针与样品表面接触和退出的过程中, 接触力随着非晶合金样品与AFM探针之间的距离变化而变化, 黏弹性能的两个关键指标——弹性模量和黏附力, 可以直接从力曲线中提取. 对于非晶合金来说, 由于纳米尺度上类液区和类固区的黏弹性能差异, 不同局域区域会呈现出不同的静态力学响应. 如图1(c)和(d)所示, 在 $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金样品表面随机挑选两个区域A和B, 其静态力曲线完全不同, 表明两个区域的弹性模量和黏附力存在显著差异. 基于该模式对 $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金进行纳米尺度黏弹性能(黏附力和弹性模量)的大尺度空间扫描, 如图1(e)和(f)所示, 发现表面黏附力和弹性模量在空间中的分布都是不均匀的. 定性来看, 非晶合金在纳米尺度存在两类黏弹性能模式——具有低模量、高黏附力的类液态模式和具有高模量、低黏附力的类固态模式. 类液区对应于原子排布较为疏松或原子间结合较弱的区域, 类固区则对应于原子排布较为紧密或原子间结合较强的区域. 进一步对比图1(e)和(f), 表面黏附力相对于弹性模量更能反映出纳米尺度结构的不均匀性, 表明表面黏附力是一个揭示不均匀结构细节的更合适的物理参量.

需要特别指出的是, 由于非晶合金表面黏附力的

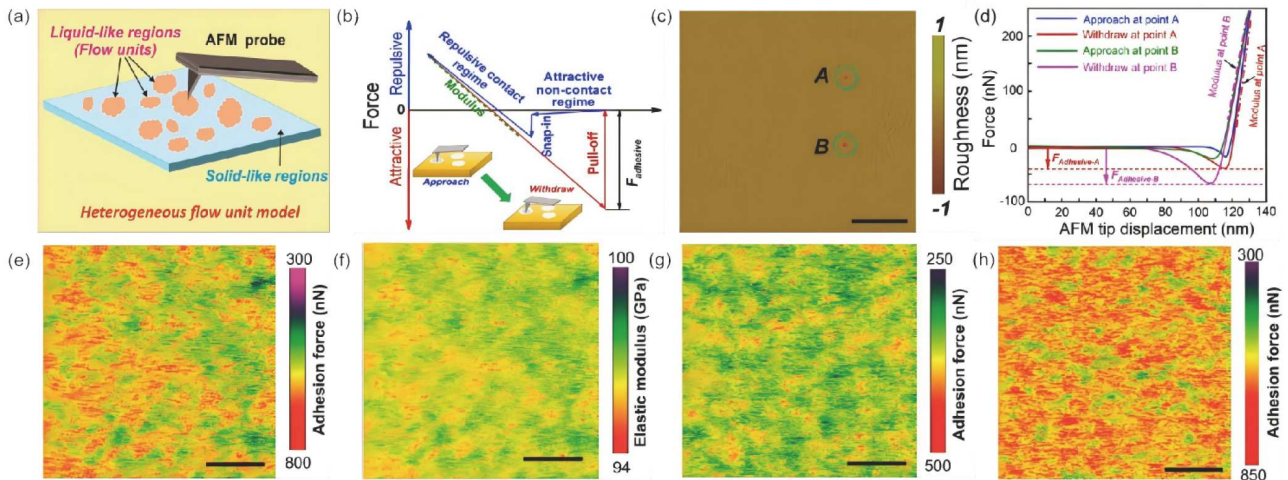


图 1 (网络版彩图) (a) 基于流动单元模型和原子力显微镜测量非晶合金纳米尺度黏弹性不均匀结构的示意图. (b) 原子力显微镜静态力模式下的典型力曲线. (c) 铸态 $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金的表面形貌. (d) 对应于(c)中的A和B两点的力曲线比较. (e), (f) $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金的表面黏附力和弹性模量空间分布图. (g) 等温退火后 $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金的表面黏附力分布图. (h) 回春处理后 $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ 非晶合金的表面黏附力分布图. (c)和(e)–(h)中的标尺长度为50 nm^[18]

Figure 1 (Color online) (a) Scheme of measuring nanoscale viscoelastic heterogeneous structure of amorphous alloy based on flow unit model and AFM. (b) Typical force curve for static force mode by AFM. (c) Surface topography of as-cast $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ amorphous alloy, selecting two sites A and B. (d) Comparison of the force curves at sites A and B in (c). (e), (f) Maps of surface adhesion force and elastic modulus of $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ amorphous alloy. (g) Map of surface adhesion force of $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ amorphous alloy after annealing. (h) Map of surface adhesion force of $\text{Pd}_{40}\text{Ni}_{10}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}$ amorphous alloy after rejuvenation. The scale bars in (c) and (e)–(h) are 50 nm^[18].

测量可能受到多种因素的影响, 如表面氧化层、表面清洁度、表面粗糙度、静电吸附、环境湿度以及温度等, 为确保测量结果为样品本征的黏附力, 在实验设计与测量过程中应充分考虑这些因素所带来的影响. 为尽量减少这些因素对非晶合金表面黏附力测量结果的影响, 通常会采取适当的措施. 首先, 样品在高真空条件下制备, 并在真空条件下储存, 对于易氧化的样品, 测量前进行适当的表面处理, 如离子刻蚀、等离子体清洗等手段, 去除表面污染物及氧化层. 除此之外, 在测量过程中, 要严格控制实验室的温度和湿度, 以减少由于环境变化导致的表面氧化层和凝结水层的变化, 以及所引起的静电吸附影响. 因此, 通过以上措施可以保证所测量出的纳米尺度黏弹性能, 能够反映出非晶合金本征的不均匀结构特征.

对于非晶合金来说, 由于能量状态处于亚稳状态, 在外界作用下其微观结构和物理性能都会随着能量状态进行演化, 从而表现出结构弛豫和回春等非晶态物质的独特属性^[24-26]. 图1(g)和(h)分别展示了等温退火和冷热循环处理对非晶合金表面黏附力分布的影响. 与图1(e)中铸态非晶合金相比, 等温退火后非晶合金样品中类液区的比例明显下降, 而类固区则占主要部分, 说明等温退火所导致的结构弛豫会使得非晶合金整体不均匀性变少. 相对比, 通过冷热循环处理后, 非晶合金样品中黏弹模式与铸态样品相似, 不同的是类液区占比大大增加, 而类固区占比减少. 上述结果一方面表明表面黏附力能有效地捕捉非晶合金不均匀结构的变化, 另一方面也说明非晶合金内部黏弹性能不均匀结构与本征能量状态的密切关系, 基于黏弹性不均匀结构或许可以揭示能量状态对微观结构和对应物理性能的影响机制.

3 纳米尺度黏弹性不均匀结构与力学行为的关联性

3.1 纳米尺度黏弹性不均匀结构与剪切带形成的关联性

尽管许多研究采用实验、模拟等方法报道了非晶合金中承载塑性变形的剪切带与微观不均匀结构存在紧密关系^[22,27,28], 然而在外加载荷作用下, 微观不均匀结构如何演化为剪切带仍不清楚, 直接表征外加荷载下纳米尺度不均匀结构的演化仍然具有挑战性. 针对

这一难题, Xu等人^[19]通过在原子力显微镜上加装拉伸装置, 结合静态力显微镜探测模式, 原位表征了 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 非晶合金样品在名义弹性变形区段内纳米尺度弹性模量和表面黏附力空间分布随外加拉伸应变的演化过程, 如图2所示. 在未施加外加应变的条件下, 非晶合金样品在纳米尺度上表现出显著的黏弹性不均匀性, 黏弹性能的分布呈现出具有较大表面黏附力的局域类液态区域镶嵌在具有较小表面黏附力的类固态弹性基底上的特点(图2(a)). 对图2(a)的表面黏附力分布进行定量的统计分析, 发现铸态的没有施加外加应变的非晶合金确实存在两种黏弹性模式, 而且类固态模式起主导作用(图2(e)). 当外加应变增加到0.5%, 非晶合金中局域类液态区域在外加应变的作用下呈现出明显变大、变多的趋势(图2(b)). 但是, 整体的非晶合金黏弹性模式跟没有施加应变的状态很类似, 也是类固态模式起主导作用(图2(f)). 当外加应变进一步增加到1%左右时, 非晶合金的黏弹性能分布发生明显变化, 局域类液态区域开始发生连接、贯通等逾渗转变的特征(图2(c))^[19,29,30]. 图2(g)展示出当外加应变变为1%时, 黏弹性模式从之前的类固态起主导作用转变为类液态起主导作用, 确实发生了黏弹性模式的转变. 当外加应变增加到1.5%时, 表面黏附力空间分布呈现出跟图2(a)和(b)完全相反的特点, 即类固态的局域区域镶嵌在类液态的弹性基底上, 此时类液态模式起绝对主导作用(图2(h)). 根据之前研究结果^[19,29], 在外加应力激励下, 纳米尺度类液态区域即流变单元缺陷是非晶合金中发生流变并耗散能量的起始点. 同时, 外加应力激励也使得这些流变单元中原子团簇构型转变的势垒降低, 导致其转变的概率大大增加. 因此, 外加应力的作用包含两部分: 一方面, 原本具有类液体性质的区域, 其液体性质更为明显, 如图中橙红色的区域在应力作用下转变为能量和活动性更高的红色; 另一方面, 介于类固区和类液区之间的区域, 在应力作用下会被激活, 开始表现出类液态性质, 如图中绿色区域转变为红色. 随着拉伸应变逐步增大, 类液态的流变单元周围区域激活范围增大, 导致类液区的体积分数增大. 在外加应力作用下流变单元的激活与演化过程可以视为类液区在类固区中的形核、长大及发生逾渗的过程. 为了进一步定量探究黏弹性不均匀结构随外加应变的演化, 可以计算非晶合金纳米尺度表面黏附力空间分布的关联长度(图3(a))及其与外加应变的关系(图

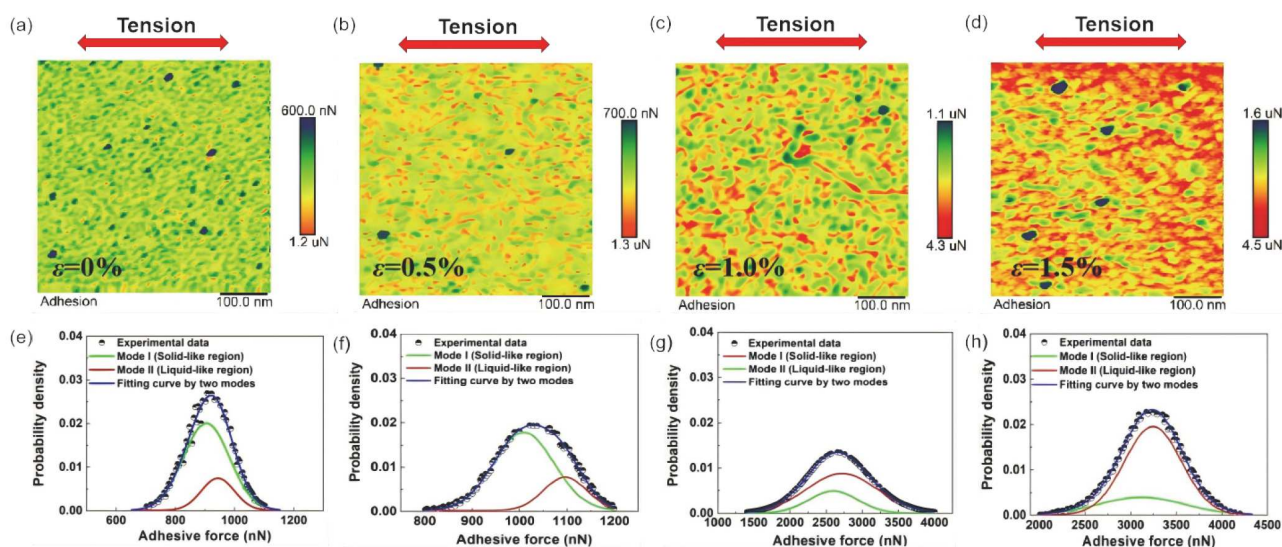


图 2 (网络版彩图)不同拉伸应变条件下 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 非晶合金表面黏附力空间分布((a)–(d))和概率分布函数((e)–(h))^[19]. (a), (e) 0%; (b), (f) 0.5%; (c), (g) 1.0%; (d), (h) 1.5%

Figure 2 (Color online) Spatial distributions ((a)–(d)) and probability distribution functions ((e)–(h)) of surface adhesion of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ amorphous alloy under different tensile strains [19]. (a), (e) 0%; (b), (f) 0.5%; (c), (g) 1.0%; (d), (h) 1.5%.

3(b)). 可见随着外界应变的增加, 关联长度呈现出逐渐增加的趋势, 表明具有不同黏弹性能的局域区域之间的关联性逐渐增强. 当达到某个临界值时, 这种强关联性会导致不均匀结构发生黏弹性模式转变. 对于非晶合金来说, 其理论弹性应变极限为2%^[1,2]. 当外加应变达到2%左右时, 非晶合金内部通常会发生剪切带的形成、相互作用以及扩展, 进而导致屈服现象的发生^[18,22,27,31–33].

当外加应变增加到弹性应变极限约2%时, 非晶合金表面黏附力的空间分布如图3(c)所示. 很明显, 表面黏附力的分布图中出现了宽度为100–110 nm的条带状黏弹性结构, 这与先前报道中的2%弹性应变极限下生成的剪切带尺寸一致^[34,35]. 通过对比外加应变1.5%的表面黏附力分布图(图2(d)), 2%的外加应变确实使得非晶合金的黏弹性不均匀结构发生了突变-剪切带形成. 为了进一步定量分析从类液态区域转变而来的条带状剪切带结构, 选择A, B, C, D四个区域进行表面黏附力的线扫描和定量分析, 如图3(d)所示. 显然, 2%应变所导致的条带状剪切带结构是一个黏弹性异质结构, 即在100–110 nm的高黏附力区域中存在宽度约为10 nm的核心区域, 而且这一核心区域中的黏附力达到极大值, 两边的影响区域黏附力数值递减. 已有研究表明^[34,35], 剪切带形核区的尺度约为10–20 nm, 但

变形影响区域的实际大小则远大于剪切带核心区域, 与上述结论是一致的. 此外, 通过对比图3(b)可知, 黏附力空间关联长度的临界值(约10 nm)非常接近于剪切带核心区尺寸, 进一步表明条带状剪切带结构是由类液态区域在外加应力的作用下通过类似逾渗的方式转变而来的.

大量分子动力学模拟研究也为剪切带的形成机理与不均匀结构的关联性提供了重要证据. Sheng等人^[36]通过模拟非晶合金中原子堆积结构的短程序和中程序, 表明塑性变形与原子间显著的化学短程有序性密切相关. Ding等人^[37]通过对 $\text{Cu}_{64}\text{Zr}_{36}$ 非晶合金模拟研究, 发现塑性变形通常发生在原子间成键较弱的区域. Şopu等人^[38]识别了非晶合金中剪切带成核过程, 发现剪切带成核通常始于应力集中的区域, 这些区域可能具有较弱的原子间成键, 并且原子迁移率较高. Ma^[39]深入探讨了非晶合金中结构不均匀性对塑性变形的影响, 指出在原子成键较弱的区域, 通过调整原子序有助于塑性变形的初始化. 实验与模拟研究结果的一致性表明纳米尺度黏弹性不均匀结构的演化是剪切带形成的前提条件. 剪切带是非晶合金中剪切变形高度集中的局部化区域, 是非晶合金塑性变形的载体, 因此, 非晶合金的各种力学性能都与剪切带的形成过程密切相关. 剪切带形成与纳米尺度黏弹性不均匀结

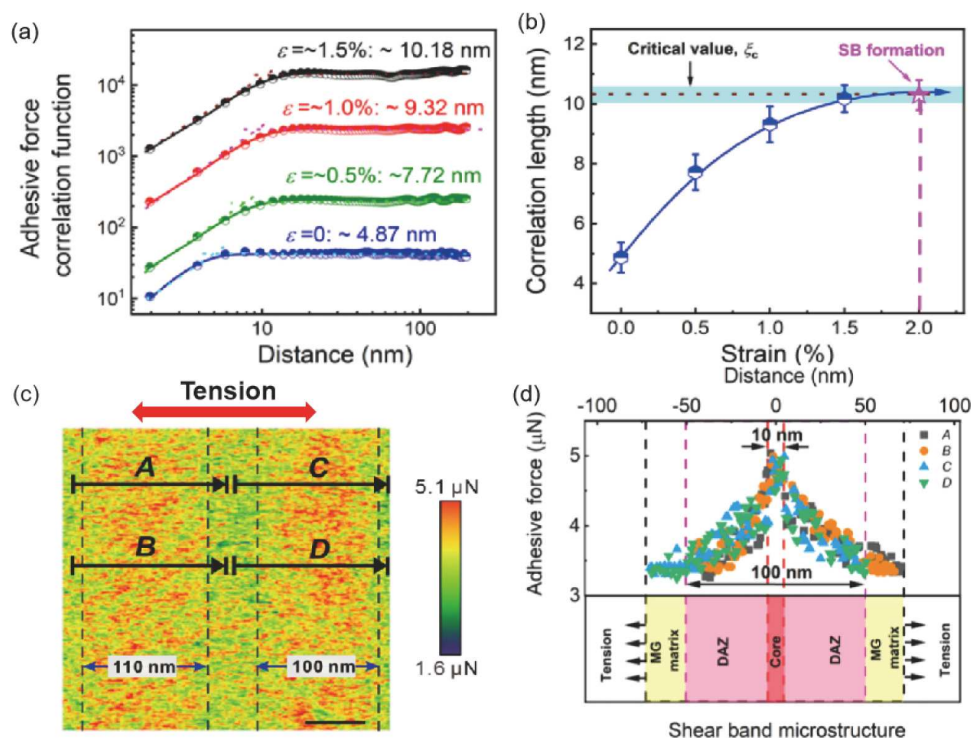


图 3 (网络版彩图) (a) 不同拉伸应变条件下 $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 非晶合金表面黏附力的关联函数. (b) 表面黏附力关联长度与拉伸应变的关系. (c) $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ 非晶合金在2%拉伸应变条件下的表面黏附力分布. (d) 沿(c)中A, B, C, D箭头方向的线扫描表面黏附力分布图: (上) 表面黏附力分布图; (下) 剪切带异质结构示意图^[19]

Figure 3 (Color online) (a) Surface adhesive force correlation functions of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ amorphous alloy under different tensile strains. (b) Plot of the correlation length of the surface adhesion force distribution and the tensile strains. (c) Distribution of surface adhesion force of $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{50}$ amorphous alloy under 2% tensile strain. (d) Linear distribution of surface adhesion force along directions of A, B, C, and D in (c): (top) surface adhesion force distribution; (bottom) scheme of shear band heterogeneous structure [19].

构之间的直接关联性, 为通过调控纳米尺度黏弹性结构来指导设计具有优异力学性能的非晶合金体系提供了新的理论基础和实验依据^[18,22,27,31].

需要指出的是, 应力方向对非晶合金表面黏附力的空间分布及其演化具有重要作用. 如果非晶合金表面的应力分布不均匀, 可能导致黏附力在不同区域有不同的表现: 应力集中的区域可能会有更强的黏附力, 而应力分散的区域黏附力可能更弱, 而且应力的方向会影响非晶合金表面的微观结构, 可能促进表面原子的重新排列, 从而增强黏附力. 从图2(a)–(d)可见, 表面黏附力的空间分布并没有呈现出明显的取向性, 但是在剪切带形成的转变过程中应力方向对类液态区域逾渗连接方向却具有明显的决定作用, 而该逾渗连接方向就是剪切带的方向(如图3(c)所示). 关于表面黏附力空间分布的取向性与所施加应力方向的关联性, 将有助于定量理解和调控非晶合金在不同应力状态下多样

的力学变形行为, 这将是未来针对非晶合金力学变形机理的一个有趣的研究课题.

3.2 纳米尺度黏弹性不均匀结构与剪切带形核、塑性变形能力的关联性

对于非晶合金而言, 塑性变形能力是其作为结构和功能材料的关键力学性能之一. 先前的研究表明, 非晶合金的塑性变形能力与剪切带的形核、扩展等动力学行为密切相关^[40,41]. 考虑到剪切带形成与纳米尺度黏弹性不均匀结构的直接关联性, 非晶合金的剪切带形核动力学、塑性变形能力与纳米尺度黏弹性不均匀结构之间也应存在关联性. Jin等人^[42]通过调控制备过程中的冷却速率, 研究了不同冷却速率条件下铁基非晶合金的力学变形行为、剪切带形核动力学与其对应的纳米尺度黏弹性不均匀结构之间的关系. 通过改变铜辊的旋转速度, 制备了三种不同冷却速率的

非晶合金样品(图4(a)). 为了进一步验证所制备出的样品是否是非晶态, 对三个样品的结构进行了测量, 所对应的XRD图谱清晰展示出所有样品均为非晶态结构(图4(b)所示). 通过对比三个样品的非晶峰角度, 发现非晶峰角度随着冷却速率的增加而减少, 这表明高冷却速率会引起非晶合金内部原子结构变得更加松散. 对于带状非晶合金样品的力学变形行为, 传统的弯曲、压缩和拉伸等测试方法难以表征其本征塑性变形能力, 因此Jin等人^[42]采用微柱压缩实验来探究不同冷却速率下非晶合金的力学变形特性. 在相同的实验条件

下, 随着冷却速率的增加, 不同非晶合金样品表面在变形后呈现出不同的剪切带形貌: 冷却速率最低的样品1呈现出一个单一的主剪切带, 冷却速率中等的样品2则产生了更多的剪切带, 而冷却速率最高的样品3表面则出现了大量剪切带(图4(c)–(e)). 通过对比其对应的应力-应变曲线(图4(f)–(h))分析可知, 对于冷却速率比较小的样品1, 在压缩应力下样品达到屈服点后很快发生脆性断裂, 而且几乎没有代表塑性变形的锯齿流变现象^[43,44]. 当冷却速率增加到中间值时(样品2), 出现了明显的锯齿流变, 但是数目相对较少, 表明样

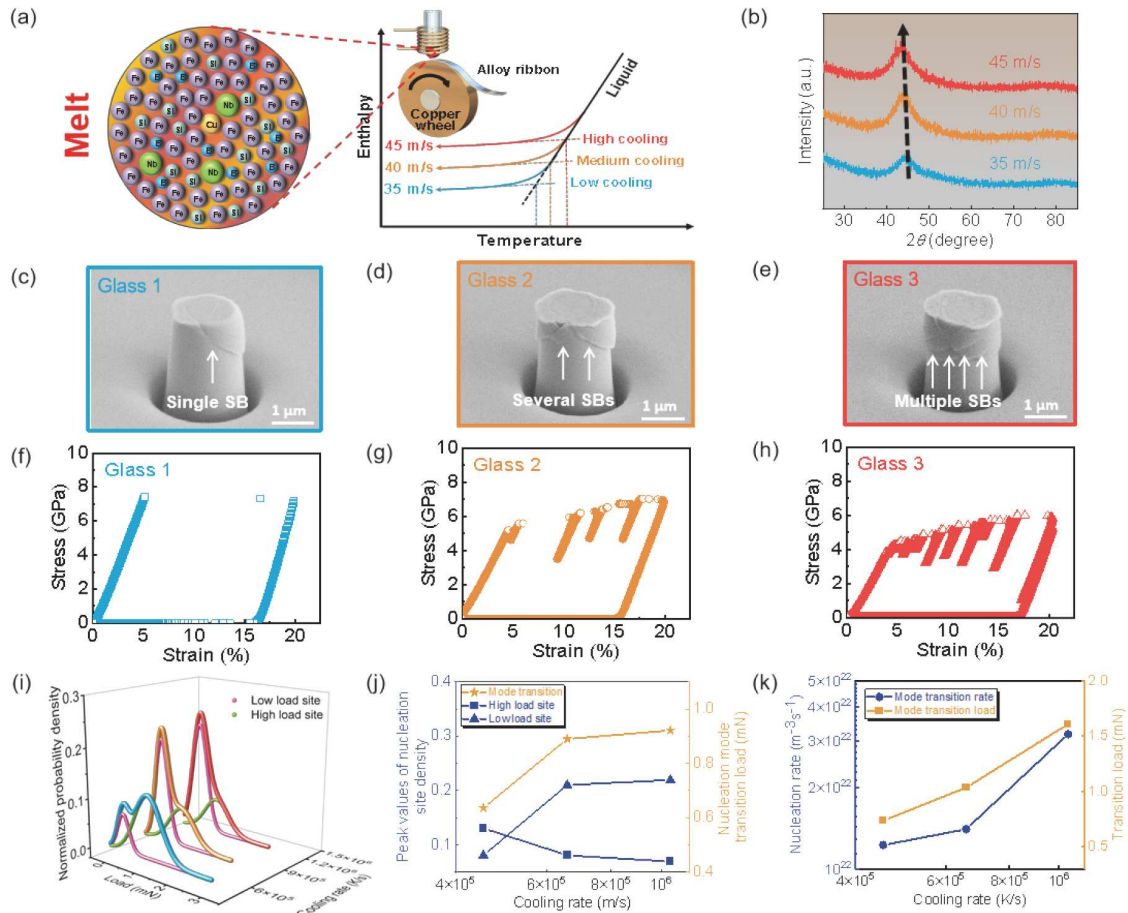


图 4 (网络版彩图) (a) 基于熔体纺丝法制备不同冷却速率非晶合金示意图. (b) 不同冷却速率非晶合金的XRD图谱. (c)–(e) 不同冷却速率非晶合金的微柱压缩后样品形貌图. (f)–(h) 不同冷却速率非晶合金的微柱压缩应力-应变曲线图. (i) 不同冷却速率的非晶合金出现第一次pop-in事件的载荷的概率密度函数. (j) 不同冷却速率非晶合金的剪切带形核密度. (k) 不同冷却速率非晶合金的形核速率^[43]

Figure 4 (Color online) (a) Scheme of preparing amorphous alloys by melt spinning method with different cooling rates. (b) XRD patterns of amorphous alloys with different cooling rates. (c)–(e) Surface morphology for post-deformation amorphous alloys with different cooling rates. (f)–(h) Micropillar compression stress-strain curves for amorphous alloys with different cooling rates. (i) Probability density functions of first pop-in load for amorphous alloys with different cooling rates. (j) Shear band nucleation site densities of amorphous alloys with cooling rates. (k) Shear band nucleation rates of amorphous alloys with cooling rates ^[43].

品2具有一定的塑性变形能力,但是塑性变形能力相对有限.当冷却速率进一步增加到最大值时(样品3),锯齿流变的数目明显增多,表现出最好的塑性变形能力.

非晶合金的塑性变形能力主要取决于其剪切带形核的动力学过程,包括剪切带形核位的种类、形核密度、形核速率等^[45,46].通常情况下,剪切带形核位越多、形核速率越快,所形成的剪切带越多、塑性变形能力越强.如图4(i)–(k)所示,随着冷却速率的增加,非晶合金的形核动力学表现出显著变化.首先,对于形核位的种类,在低冷却速率下,高载荷模式是主要的形核模式.随着冷却速率的增加,主导的剪切带形核位逐渐从高载荷模式转变为低载荷模式.其次,对于剪切带形核密度,随着冷却速率的增加,高载荷形核位密度下降,低载荷形核位密度增加,这与剪切带形核模式的转变相一致.最后,对于形核速率,随着冷却速率的增加,剪切带形核速率大大增加,这说明剪切带形成的速率也大大增加.剪切带形核位动力学的转变,说明冷却速率的增加,使得非晶合金形成多重剪切带的概率大大增加,从而有助于塑性变形能力的提升.

为了探究冷却速率所导致的塑性变形能力和剪切带形核动力学的微观结构起源,基于直接力曲线测量的实验方法被用来探究不同冷却速率非晶合金所对应

的纳米尺度黏弹性能不均匀结构,如图5(a)–(c)所示.首先,所有冷却速率的非晶合金样品均表现出黏弹性能的不均匀分布,这表明不同冷却速率下的样品在纳米尺度上的黏弹性结构是不均匀的.其次,不同冷却速率的非晶合金样品纳米尺度的表面黏附力呈现出不同的空间分布特点:冷却速率最低的非晶合金样品表现出一些类液态的局域区域镶嵌在类固态弹性基底上的分布特点.随着冷却速率的增加,类液态区域逐渐增加,而类固态区域逐渐减少.当冷却速率达到最大值(非晶合金样品3)时,整体黏弹性模式转变为以类液态为主,类固态的局域区域嵌入在类液态的基底中.为了进一步定量展示纳米尺度黏弹性能随冷却速率的演化,对应的表面黏附力的空间概率分布函数如图5(e)和(f)所示.显然,所有的非晶合金样品都呈现出两种黏弹性模式:类液态和类固态模式.对于冷却速率最小的样品1,类固态模式占主导地位.当冷却速率增加到中间值时(样品2),起主导作用的黏弹性模式转变为类液态模式.当冷却速率进一步增加到最大值时(样品3),类固态模式所占比例进一步减少,整体黏弹性能分布是类液态模式占绝对主导地位(图5(c)).

考虑到剪切带形成与黏弹性不均匀结构的关联性,非晶合金中剪切带形核动力学转变、塑性变形能

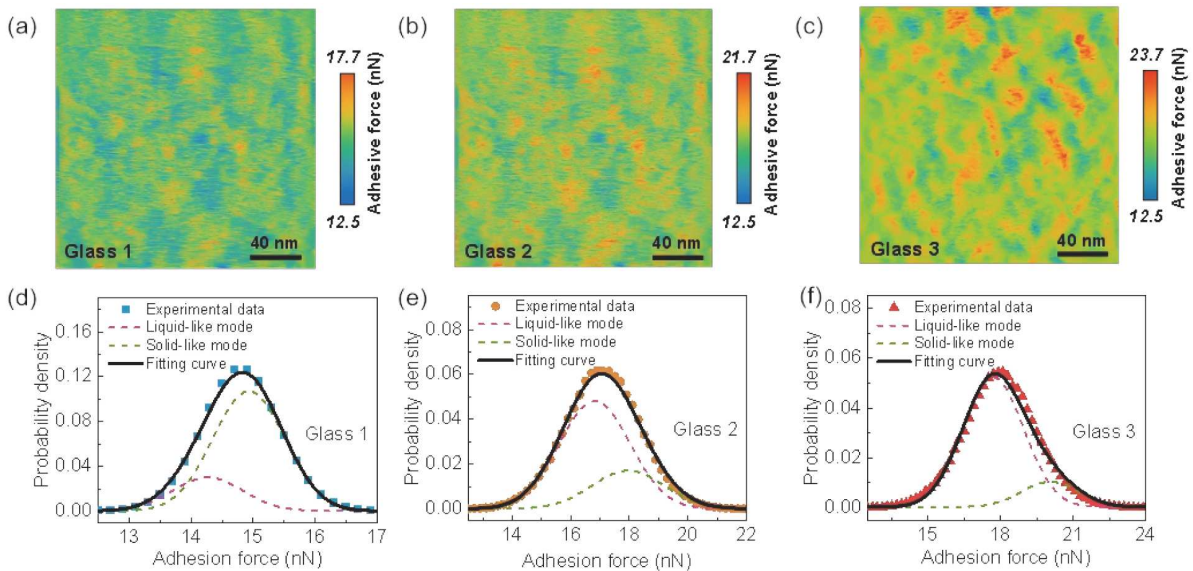


图 5 (网络版彩图) (a)–(c) 不同冷却速率非晶合金样品的表面黏附力分布图; (d)–(f) 不同冷却速率非晶合金的表面黏附力空间分布的概率密度函数^[42]

Figure 5 (Color online) (a)–(c) Distributions of surface adhesion force for amorphous alloys with different cooling rates. (d)–(f) Probability density distributions of surface adhesion force for amorphous alloys with different cooling rates [42].

力的转变与纳米尺度黏弹性不均匀结构的改变确实存在一一对应的关联性. 在形成非晶合金的快速冷却过程中, 不同冷却速率条件下所形成的非晶合金样品的微观区域所具有的黏弹性能是不同的, 主要包含类液态区域与类固态区域. 在外部载荷作用下, 这两种区域均可被激活并转化为剪切带形核位点, 其中类液态区域倾向于被激活成低载荷形核位点, 而类固态区域则倾向于被激活成高载荷形核位点. 高冷却速率下的非晶合金样品由于类液态区域密度较高, 会产生更多的低载荷剪切带形核位点, 促使多个剪切带的形成与宏观塑性变形模式的出现. 相反, 低冷却速率的非晶合金样品因类固态区域密度较高, 导致高载荷剪切带形核位比较多, 仅能形成少量剪切带, 最终表现为脆性变形模式. 因此, 考虑到纳米尺度黏弹性不均匀结构与塑性变形能力的直接关联性, 未来或许能通过其他方法来激活更多的纳米尺度类液态区域, 增强剪切带形核动力学, 引入更多的剪切带, 最终实现对非晶合金塑性变形能力的改进和提升.

3.3 纳米尺度黏弹性不均匀结构与摩擦行为的关联性

对于非晶合金来说, 超高的强度、硬度以及断裂韧性使其在耐摩擦金属结构材料方面具有很大的应用潜力^[47-49]. 纳米尺度结构不均匀性是非晶合金的本征属性, 其类液态和类固态黏弹性能对摩擦行为起着重要作用. 尽管已经有研究人员从自由体积、剪切转变区等变形模型出发来理解非晶合金的摩擦行为^[50-52], 但是, 对于本征结构不均匀性与其摩擦行为的关联性依然不清楚.

Jia等人^[53]最近通过低温循环处理调控非晶合金黏弹性不均匀结构, 系统研究了纳米尺度不均匀结构与摩擦性能的关联性. 图6(a)–(e)分别显示了各种低温循环处理条件下非晶合金样品的摩擦力随法向力的变化. 对所有非晶合金样品来说, 当增加法向力时, 摩擦过程都显示两个阶段, 主要是由于摩擦过程中的弹塑性转变所导致的. 弹塑性转变的临界法向力, 可以通过两个斜坡的拐点得到. 可以看到, 随着低温冷热循环次数的增加, 临界法向力呈现逐渐减小的趋势, 这表明低温冷热循环有助于弹塑性转变的发生. 另一方面, 摩擦性能通常可以通过摩擦系数来评估. 在纳米尺度的单次粗糙接触中, 显微镜下难以察觉的黏附力

将变得很大, 使得传统的Amonton定律不再适用, 此时摩擦力主要由两个贡献组成: 与粗糙结相关的黏附力和材料变形产生的犁耕力. 因此, 表征耐摩擦性能的摩擦系数可以看作是黏附系数和犁耕系数之和. 图6(f)显示了不同低温循环处理的非晶合金样品的黏附系数和犁耕系数对比. 可以看到, 总的摩擦系数随着低温循环次数的升高先增加后减少, 相应的黏附系数和犁耕系数也呈现出相同的演化趋势. 因此, 当低温循环次数为100次时, CCT100非晶合金样品呈现出最大的摩擦系数. 此外, CCT0和CCT25样品的摩擦行为主要受塑性影响: 黏附系数 < 犁耕系数. 相对比, CCT50, CCT100和CCT200样品中摩擦行为的主导因素转变为黏附性: 黏附系数 > 犁耕系数. 可见不同的冷热循环次数引起了摩擦性能的显著变化, 这些变化与低温循环处理引起的结构异质性及其诱导的化学键变化有关.

为了进一步定量探究低温冷热循环处理对摩擦性能及对应不均匀结构的影响, 可以基于静态力模式来测量不同冷热循环次数的非晶合金样品的纳米尺度黏弹性不均匀结构, 如图6(g)–(k)所示. 结果表明, 不同低温循环次数的非晶合金样品都可以用两个高斯函数进行拟合, 表明所有样品都有两种黏弹性模式: 具有较低黏附力的类固态区域与具有较高黏附力的类液态区域. 随着冷热循环次数的增加, 两种黏弹性区域的表面黏附力数值都先增加后减少, 在循环次数为100次时达到最大值, 而且类液态区域黏附力变化幅度大于类固态区域黏附力变化幅度. 图6(l)展示了类固态区域和类液态区域的峰面积百分比随着冷热循环次数的演化. 可以看出, 类液态区域和类固态区域随着循环次数的增加呈现出相反的演化趋势: 类液态区域的占比先增加后减少, 而类固态区域的占比则先减少后增加. 考虑到占主导地位的具有高黏附力的类液态区域对促进黏附摩擦和犁耕摩擦起着至关重要的作用, 黏附系数和犁耕系数呈现出跟类液态区域占比相似的演化过程. 因此, 从这一角度来说, 通过减少非晶合金内部类液态局域区域、增加类固态区域, 有望实现耐摩擦性能的有效改进和提升.

4 结论与展望

作为非晶合金的本征属性, 微观结构不均匀性与其宏观物性之间存在着密切的关联, 使得有可能建立

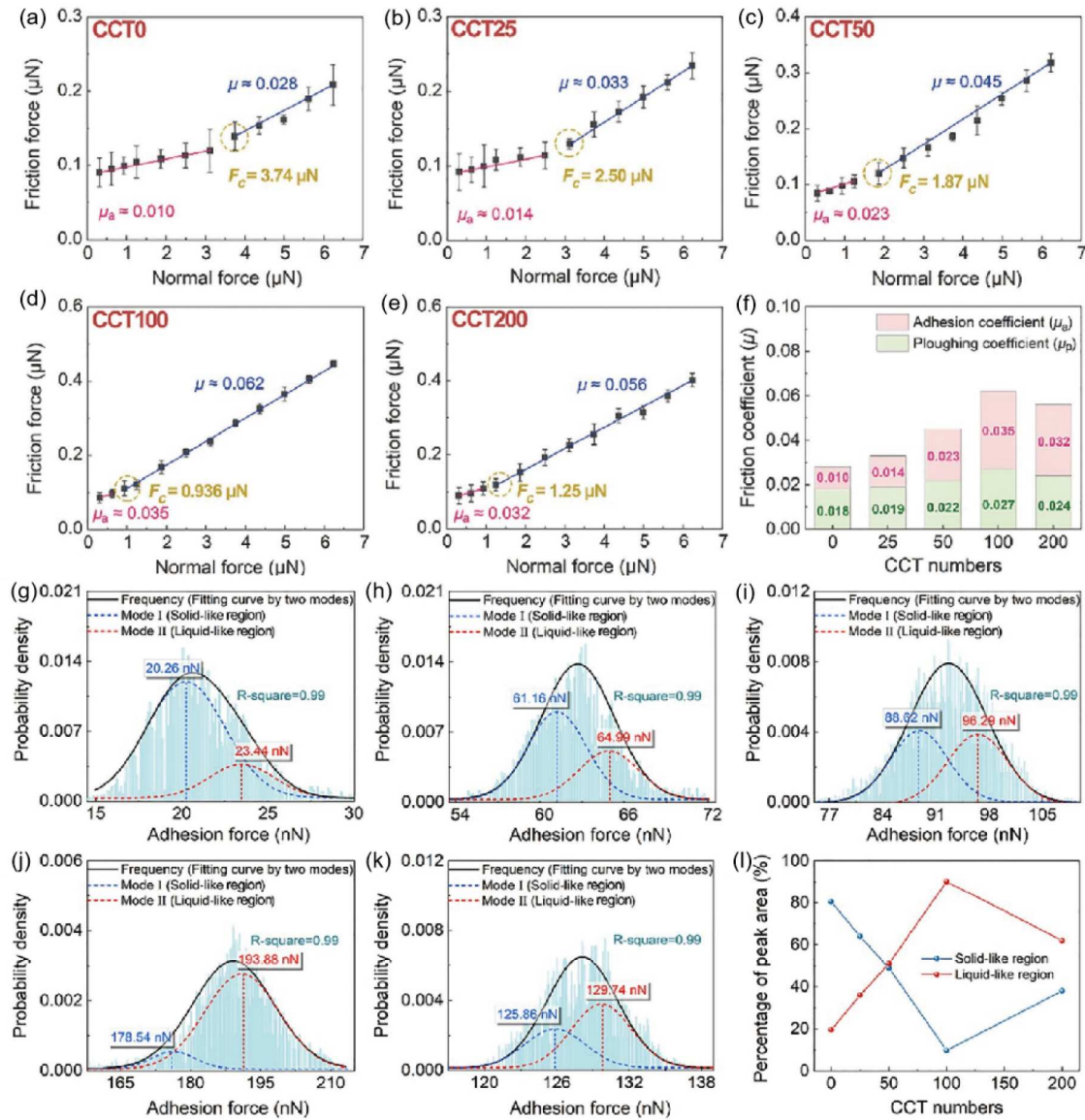


图 6 (网络版彩图)不同低温冷热循环处理非晶合金的摩擦行为。摩擦力随外加法向力的变化: (a) CCT0, (b) CCT25, (c) CCT50, (d) CCT100和(e) CCT200。 (f) 摩擦系数随冷热循环次数的演化, 包括黏附系数和犁耕系数。不同冷热循环次数非晶合金表面黏附力的概率密度分布: (g) CCT0, (h) CCT25, (i) CCT50, (j) CCT100和(k) CCT200。 (l) 非晶合金中不同黏弹性区域的峰面积百分比随冷热循环次数的演化^[53]

Figure 6 (Color online) Friction behaviors of different cryogenic cycling-treated amorphous alloys. Friction force varies with the normal force for (a) CCT0, (b) CCT25, (c) CCT50, (d) CCT100, and (e) CCT200. (f) Friction coefficients with different cryogenic cycling numbers, including the adhesion and ploughing coefficients. Probability density distributions of surface adhesion force under different cryogenic cycling numbers: (g) CCT0, (h) CCT25, (i) CCT50, (j) CCT100, and (k) CCT200. (l) Percentages of peak area corresponding to solid-like and liquid-like regions for different cryogenic cycling-treated amorphous alloys ^[53].

以不均匀结构为基础的非晶理论框架, 从而来理解非晶物质的物理本质、调控其各种宏观物理性能。本文提出采用纳米尺度黏弹性不均匀结构作为研究非晶合金本征不均匀性的载体, 综述了近年来在纳米尺度黏弹性不均匀结构的定量表征、其与剪切带的形成、剪

切带的形核动力学、塑性变形能力及摩擦性能等方面的研究进展。这些进展表明, 纳米尺度黏弹性不均匀结构确实是连接微观结构与宏观力学性能的有效载体, 基于纳米尺度黏弹性不均匀结构可以对非晶合金的力学行为进行定性理解, 并对其关键力学性能进行定量

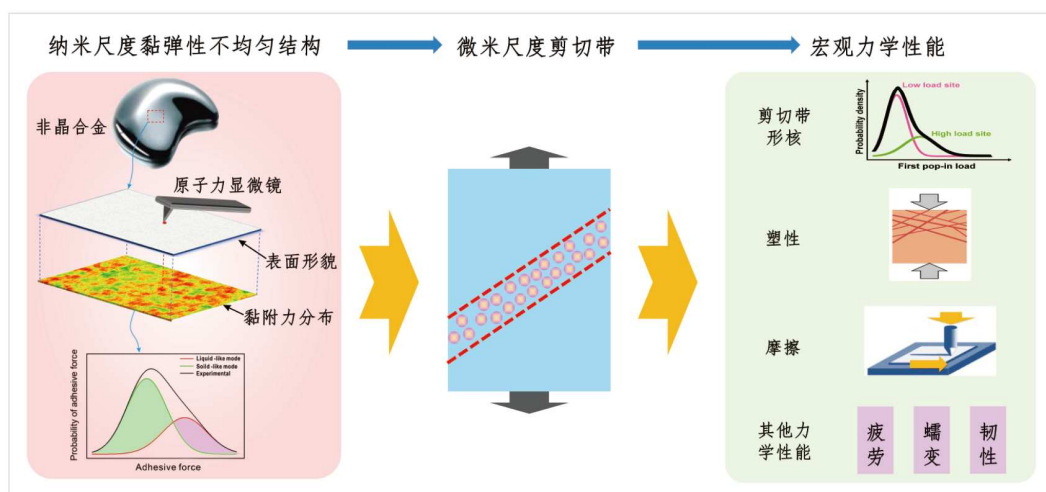


图 7 (网络版彩图)非晶合金中纳米尺度黏弹性不均匀结构、微米尺度剪切带和宏观力学性能的本征关联性示意图

Figure 7 (Color online) Scheme of the intrinsic relationship between nanoscale viscoelastic heterogeneous structure, microscale shear band, and macroscopic mechanical properties in amorphous alloys.

调控,如图7所示.考虑到非晶合金中其他力学性能,如断裂韧性、蠕变、疲劳等,都与剪切带的形核和扩展有着密切联系,研究这些力学性能与纳米尺度黏弹性不均匀结构之间的关系,可能成为非晶领域未来的一个重要研究方向.

需要指出的是,关于非晶合金中纳米尺度黏弹性不均匀性的研究目前尚处于起步阶段,并面临一系列挑战.例如,尽管对非晶合金纳米尺度黏弹性不均匀结构的研究已经取得了一些结果,但是其物理起源仍不清楚,特别是黏弹性不均匀结构对应的电子状态尚不清楚;由于不均匀结构处于纳米尺度,相关的实验观察较为困难,特别是不均匀结构随各种内外部条件

的演化规律仍未得到明确描述;基于纳米尺度黏弹性不均匀结构的非晶合金本构关系理论还需要进一步建立.此外,除了力学性能之外,非晶合金的其他物理化学性能,例如热稳定性、扩散行为、软磁性能、电学性能、耐腐蚀性能、催化性能等,也与纳米尺度不均匀结构存在一定的关联性,怎么建立这些物理化学性能与不均匀结构的定量关系,仍需进一步进行系统研究.这些都是凝聚态物理领域非常具有挑战性的研究课题.相信随着对非晶材料研究的不断深入,人们对于非晶物质本征不均匀结构的认识将更加全面和深入,基于结构不均匀性的研究思路或许终将破解隐藏在玻璃中的诸多谜题.

参考文献

- 1 Chen M. A brief overview of bulk metallic glasses. *NPG Asia Mater*, 2011, 3: 82–90
- 2 Wang W H. The nature and properties of amorphous matter (in Chinese). *Prog Phys*, 2013, 33: 177–351 [汪卫华. 非晶态物质的本质和特性. 物理学进展, 2013, 33: 177–351]
- 3 Wang W H. Amorphous Matter: The Fourth Conventional Matter (in Chinese). Beijing: Science Press, 2023 [汪卫华. 非晶物质: 常规物质第四态. 北京: 科学出版社, 2023]
- 4 Miracle D B. A structural model for metallic glasses. *Nat Mater*, 2004, 3: 697–702
- 5 Laws K J, Miracle D B, Ferry M. A predictive structural model for bulk metallic glasses. *Nat Commun*, 2015, 6: 8123
- 6 Yang Y, Zhou J, Zhu F, et al. Determining the three-dimensional atomic structure of an amorphous solid. *Nature*, 2021, 592: 60–64
- 7 Tian L, Cheng Y Q, Shan Z W, et al. Approaching the ideal elastic limit of metallic glasses. *Nat Commun*, 2012, 3: 609
- 8 Demetriou M D, Launey M E, Garrett G, et al. A damage-tolerant glass. *Nat Mater*, 2011, 10: 123–128
- 9 Wang W H. Bulk metallic glasses with functional physical properties. *Adv Mater*, 2009, 21: 4524–4544

- 10 Wang J Q, Song L J, Huo J T, et al. Designing advanced amorphous/nanocrystalline alloys by controlling the energy state. *Adv Mater*, 2024, 36: 2311406
- 11 Smith W F, Hashemi J. Fundamentals of Materials Science and Engineering. 5th ed. Beijing: China Machine Press, 2019 [Smith W F, Hashemi J. 材料科学与工程基础(英文版). 原书第5版. 北京: 机械工业出版社, 2019]
- 12 Ye J C, Lu J, Liu C T, et al. Atomistic free-volume zones and inelastic deformation of metallic glasses. *Nat Mater*, 2010, 9: 619–623
- 13 Wagner H, Bedorf D, Küchemann S, et al. Local elastic properties of a metallic glass. *Nat Mater*, 2011, 10: 439–442
- 14 Liu Y H, Wang D, Nakajima K, et al. Characterization of nanoscale mechanical heterogeneity in a metallic glass by dynamic force microscopy. *Phys Rev Lett*, 2011, 106: 125504
- 15 Wang W H. Flow units: The “defects” of amorphous alloys (in Chinese). *Sci Sin-Phys Mech Astron*, 2014, 44: 396–405 [汪卫华. 非晶中的“缺陷”——流变单元研究. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2014, 44: 396–405]
- 16 Wang Z, Wang W H. Flow units as dynamic defects in metallic glassy materials. *Natl Sci Rev*, 2019, 6: 304–323
- 17 Guan P F, Wang B, Wu Y C, et al. Heterogeneity: The soul of metallic glasses (in Chinese). *Acta Phys Sin*, 2017, 66: 176112 [管鹏飞, 王兵, 吴义成, 等. 不均匀性: 非晶合金的灵魂. 物理学报, 2017, 66: 176112]
- 18 Gao M, Perepezko J H. Mapping the viscoelastic heterogeneity at the nanoscale in metallic glasses by static force spectroscopy. *Nano Lett*, 2020, 20: 7558–7565
- 19 Xu F, Liu Y Z, Sun X, et al. Percolation-like transition from nanoscale structural heterogeneities to shear bands in metallic glass detected by static force microscopy. *Appl Surf Sci*, 2023, 611: 155730
- 20 Wang D P, Qiao J C, Liu C T. Relating structural heterogeneity to β relaxation processes in metallic glasses. *Mater Res Lett*, 2019, 7: 305–311
- 21 Wang Z, Wen P, Huo L S, et al. Signature of viscous flow units in apparent elastic regime of metallic glasses. *Appl Phys Lett*, 2012, 101: 121906
- 22 Yang Y, Zeng J F, Volland A, et al. Fractal growth of the dense-packing phase in annealed metallic glass imaged by high-resolution atomic force microscopy. *Acta Mater*, 2012, 60: 5260–5272
- 23 Tsai P, Kranjc K, Flores K M. Hierarchical heterogeneity and an elastic microstructure observed in a metallic glass alloy. *Acta Mater*, 2017, 139: 11–20
- 24 Zhu F, Song S, Reddy K M, et al. Spatial heterogeneity as the structure feature for structure-property relationship of metallic glasses. *Nat Commun*, 2018, 9: 3965
- 25 Ketov S V, Sun Y H, Nachum S, et al. Rejuvenation of metallic glasses by non-affine thermal strain. *Nature*, 2015, 524: 200–203
- 26 Ding G, Li C, Zaccane A, et al. Ultrafast extreme rejuvenation of metallic glasses by shock compression. *Sci Adv*, 2019, 5: 6294
- 27 Ma X, Bian X, Zhang N, et al. Effect of structural heterogeneity on work-hardening behavior of metallic glass thin film. *J Alloys Compd*, 2022, 913: 165299
- 28 Jiang M Q, Dai L H. Shear-band toughness of bulk metallic glasses. *Acta Mater*, 2011, 59: 4525–4537
- 29 Krumhansl J A, Schrieffer J R. Dynamics and statistical mechanics of a one-dimensional model Hamiltonian for structural phase transitions. *Phys Rev B*, 1975, 11: 3535–3545
- 30 Lemoult G, Shi L, Avila K, et al. Directed percolation phase transition to sustained turbulence in Couette flow. *Nat Phys*, 2016, 12: 254–258
- 31 Xu F, Liu Y, Dai B, et al. In situ investigation of the evolution of shear transformation zones with different elastic tensile strains in metallic glass. *Mater Sci Eng-A*, 2023, 884: 145556
- 32 Johnson W L, Samwer K. A universal criterion for plastic yielding of metallic glasses with a $(T/T_g)^{2/3}$ temperature dependence. *Phys Rev Lett*, 2005, 95: 195501
- 33 Liu Y H, Liu C T, Wang W H, et al. Thermodynamic origins of shear band formation and the universal scaling law of metallic glass strength. *Phys Rev Lett*, 2009, 103: 065504
- 34 Shen L Q, Luo P, Hu Y C, et al. Shear-band affected zone revealed by magnetic domains in a ferromagnetic metallic glass. *Nat Commun*, 2018, 9: 4414
- 35 Maaß R, Samwer K, Arnold W, et al. A single shear band in a metallic glass: Local core and wide soft zone. *Appl Phys Lett*, 2014, 105: 171902
- 36 Sheng H W, Luo W K, Alamgir F M, et al. Atomic packing and short-to-medium-range order in metallic glasses. *Nature*, 2006, 439: 419–425
- 37 Ding J, Patinet S, Falk M L, et al. Soft spots and their structural signature in a metallic glass. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2014, 111: 14052–14056
- 38 Şopu D, Stukowski A, Stoica M, et al. Atomic-level processes of shear band nucleation in metallic glasses. *Phys Rev Lett*, 2017, 119: 195503
- 39 Ma E. Tuning order in disorder. *Nat Mater*, 2015, 14: 547–552

- 40 Schuh C, Hufnagel T, Ramamurty U. Mechanical behavior of amorphous alloys. [Acta Mater](#), 2007, 55: 4067–4109
- 41 Greer A L, Cheng Y Q, Ma E. Shear bands in metallic glasses. [Mater Sci Eng-R-Rep](#), 2013, 74: 71–132
- 42 Jin C B, Wu Y Z, Wang J N, et al. Nanoscale viscoelastic transition from solid-like to liquid-like enables ductile deformation in Fe-based metallic glass. [J Mater Sci Tech](#), 2024, 194: 63–74
- 43 Sun B A, Yu H B, Jiao W, et al. Plasticity of ductile metallic glasses: A self-organized critical state. [Phys Rev Lett](#), 2010, 105: 035501
- 44 Sarmah R, Ananthakrishna G, Sun B A, et al. Hidden order in serrated flow of metallic glasses. [Acta Mater](#), 2011, 59: 4482–4493
- 45 Perepezko J H, Imhoff S D, Chen M W, et al. Nucleation of shear bands in amorphous alloys. [Proc Natl Acad Sci USA](#), 2014, 111: 3938–3942
- 46 Gao M, Perepezko J H. Trimodal shear band nucleation distribution in a Gd-based metallic glass via nanoindentation. [Mater Sci Eng-A](#), 2021, 801: 140402
- 47 Zhao J, Gao M, Ma M, et al. Influence of annealing on the tribological properties of Zr-based bulk metallic glass. [J Non-Crystalline Solids](#), 2018, 481: 94–97
- 48 Sarker S, Tang-Kong R, Schoeppner R, et al. Discovering exceptionally hard and wear-resistant metallic glasses by combining machine-learning with high throughput experimentation. [Appl Phys Rev](#), 2022, 9: 011403
- 49 Li F, Li M, Hu L, et al. Achieving diamond-like wear in Ta-rich metallic glasses. [Adv Sci](#), 2023, 10: e2301053
- 50 Rahaman M L, Zhang L C, Ruan H H. Understanding the friction and wear mechanisms of bulk metallic glass under contact sliding. [Wear](#), 2013, 304: 43–48
- 51 Jiang X, Song J, Fan H, et al. Sliding friction and wear mechanisms of $\text{Cu}_{36}\text{Zr}_{48}\text{Ag}_8\text{Al}_8$ bulk metallic glass under different sliding conditions: Dry sliding, deionized water, and NaOH corrosive solutions. [Tribol Int](#), 2020, 146: 106211
- 52 Zhou Z, Albahrani S, Ren Y, et al. Friction mechanisms of Ni-based and Zr-based bulk metallic glasses under different contact pressures. [Tribol Int](#), 2024, 197: 109763
- 53 Jia Q, Xia Q, Zhou Q, et al. Nanoscopic tribological characteristics of a cryogenically cycled Zr-based metallic glass. [Sci China-Phys Mech Astron](#), 2024, 67: 266111

Correlation between nanoscale viscoelastic heterogeneous structure and mechanical behaviors in amorphous alloy

WANG YeBei¹, LIU YiZhou², HUANG Yue¹, XU Fu^{2*} & GAO Meng^{1*}

¹ Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China

² College of Civil Engineering, Xiangtan University, Xiangtan 411105, China

*Corresponding authors (XU Fu, email: xufu@xtu.edu.cn; GAO Meng, email: gaomeng@nimte.ac.cn)

Building the intrinsic relationship between microscopic structure and macroscopic physical properties is one of the hot and difficult research topics in the field of amorphous alloys. Due to the characteristics of short-range order and long-range disorder in atomic arrangement and the lack of effective experimental means to observe the atomic arrangement, there is still great controversy about the atomic structure of amorphous alloys. This situation makes it particularly difficult to construct a unified and complete amorphous structure model and determine the constitutive relationship between structure and properties. Recently, many studies have shown that although the atomic structure is unknown, amorphous alloys exhibit significant structural heterogeneity at the nanoscale, which is closely related to macroscopic physical properties. However, there are still many difficulties in quantitatively characterizing structural heterogeneity. Focusing on the nanoscale viscoelastic heterogeneity, this article reviews a series of research progress on the quantitative characterization of nanoscale viscoelastic heterogeneity, as well as on the correlation between nanoscale viscoelastic heterogeneity and various mechanical behaviors in the amorphous alloy. This review will provide useful enlightenment for understanding the intrinsic structural heterogeneity of amorphous alloys and quantitatively regulating their macroscopic mechanical properties.

amorphous alloys, structural heterogeneity, nanoscale viscoelastic property, shear band, mechanical behavior

PACS: 46.35.+z, 46.55.+d, 62.20.-x, 64.70.pe, 68.37.Ps

doi: [10.1360/SSPMA-2024-0363](https://doi.org/10.1360/SSPMA-2024-0363)