中国科学: 物理学 力学 天文学 2025 年 第 55 卷 第 8 期: 286113
SCIENTIA SINICA Physica, Mechanica & Astronomica physcn.scichina.com
《中国科学》杂志社 SCIENCE CHINA PRESS
评 述 非晶态材料物理性能研究专辑

高玻璃形成能力合金的高通量实验筛选方法

赵恒博, 刘晓斌, 毕甲紫, 巩旭菏, 李然*, 张涛

北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191
*联系人, E-mail: liran@buaa.edu.cn

收稿日期: 2024-11-06; 接受日期: 2025-02-28; 网络出版日期: 2025-05-15
国家自然科学基金(编号: 52473227, 52171150)和国家重点研发计划(编号: 2018YFA0703601)资助项目

摘要 传统熔体快速凝固技术(如熔体旋淬法、铜模铸造法等)的非晶合金筛选方法存在效率低、成本高的问题. 为克服该类局限, 近年来以多靶共沉积技术为代表的非晶合金薄膜样品库高通量制备筛选方法的提出助力了非晶合金新材料的高效研发. 然而, 该类薄膜制备方法的样品冷却速率通常极高(约10^8 K/s), 会显著拓宽合金的玻璃形成范围, 因此, 该方法在高玻璃形成能力非晶合金(临界冷却速率≤10^3 K/s)的筛选应用中存在一定局限. 近期, 母合金表面激光熔淬技术的提出为高玻璃形成能力非晶合金的高通量筛选提供了一种新选择. 该方法的非晶合金制备历程与传统冷快速凝固方法类似, 采用激光快速加热母合金表面并形成熔体, 之后通过基底导走热量实现熔淬层的快速凝固(冷却速率约为10^3–10^5 K/s), 从而在高玻璃形成能力的母合金表面形成非晶态结构. 与传统方法相比, 该新范式在降低研发成本和简化检出流程方面具有显著的优势, 可以提升高玻璃形成能力非晶合金的开发效率和准确性.

关键词 非晶合金, 玻璃形成能力, 高通量实验, 激光熔淬技术

PACS: 61.43.Dq, 64.70.Dv, 81.05.Kf, 81.65.-b

1 引言

与晶态合金相比, 非晶合金具有独特的长程无序和短程有序的原子排列结构, 没有晶界、相界或位错等缺陷, 因此展现出更为出众的力学性能(如高强度、高硬度)、独特的物理化学性能(如优异的软磁性能、高电阻率、良好的耐腐蚀性和催化性能)以及精密的铸造加工成型能力(如近净成型及多尺度热塑成型)[1–3]. 然而, 非晶合金作为一种典型的亚稳态材料, 其制备样品的最大尺寸受到合金玻璃形成能力的限制, 从而影响了该类材料更广泛的工程应用[4,5]. 玻璃形成能力是指合金熔体在凝固冷却过程中能够形成非晶态结构的最慢冷却速率, 通常用快速凝固制备技术获得的完全非晶态结构样品的最大临界尺寸(直径d_c)来衡量. 由于合金中原子通过无方向性金属键相互连接, 使得过冷熔体的黏度较低, 原子扩散速率较快, 在冷却凝固过程中容易发生形核和结晶长大. 因此, 大多数合金组分的玻璃形成能力较低, 临界冷却速率较高(远大于10^6 K/s), 仅能形成非晶态薄膜或薄带[6,7].

设计高玻璃形成能力的非晶合金(以下简称为“高

引用格式: 赵恒博, 刘晓斌, 毕甲紫, 等. 高玻璃形成能力合金的高通量实验筛选方法. 中国科学: 物理学 力学 天文学, 2025, 55: 286113
Zhao H, Liu X, Bi J, et al. High-throughput experimental screening method for alloys with high glass-forming ability (in Chinese). Sci Sin-Phys Mech Astron, 2025, 55: 286113, doi: 10.1360/SSPMA-2024-0538

© 2025《中国科学》杂志社

玻璃形成能力合金”, 通常指$d_c \geqslant 1$ mm及临界冷却速率≤10^3 K/s的非晶合金)一直是本领域的核心目标, 合理的组分设计是提高合金玻璃形成能力的关键[8]. 非晶合金通常为多组元体系, 元素组合候选对象众多, 且高玻璃形成能力的合金通常在较狭窄的特定组分区间内. Schroers[4]预测存在约100万种潜在块体非晶合金组分, 然而目前实际发现的合金仅占极小部分, 约为总数的0.1%. 尽管有许多经验性准则用于设计高玻璃形成合金的相关报道, 但目前研发新型非晶合金仍严重依赖传统的试错法, 该方法存在效率低、成本高、人为和仪器误差大等问题[1,3]. 因此, 如何突破传统实验评估范式, 开发高通量的高玻璃形成能力合金检出方法, 加速非晶合金新材料的研发已成为亟须解决的问题. 2011年, 美国前总统奥巴马提出了“材料基因组计划”, 该计划通过推进高通量计算模拟和实验制备技术的发展来实现新材料的加速研制[9]. 目前, 研究人员已发展出多种高通量的计算设计方法和实验制备技术, 并用于非晶合金新组分的研发, 从而大大提高了该类材料的检出效率[10–15].

本文首先回顾非晶合金传统制备技术的发展历程, 分析试错法的不足; 其次简单综述近年来针对非晶合金研制的高通量实验方法进展以及面临的挑战; 最后, 重点介绍基于母合金表面诱导熔化快淬技术(简称激光熔淬技术)的高玻璃形成合金高通量检出方法, 并与传统技术相比较, 分析该方法优劣性.

2　非晶合金传统制备方法

非晶合金的传统制备技术及其随时间的发展历程如图1所示. 人工合成非晶态金属材料的最早报道可追溯至1934年, 德国科学家Kramer[16]通过气相蒸镀法制备了非晶态金属薄膜. 然而, 该类非晶态材料的制备对冷却速率要求极高, 需达10^8 K/s以上, 因此制备的非晶态样品尺寸仅为纳米级. 1950年, 美国的Brenner等人[17]发展了电化学沉积法, 成功制备了Ni-P非晶合金镀层, 实现了微米级样品的生产, 并广泛应用于金属表面防护. 1960年, 美国的Duwez等人[18]发明了喷溅急冷法(Splat Quenching), 可将熔体实现在约10^6 K/s冷却速率条件下冻结, 利用这种合金熔体快速凝固技术制备了几十微米厚的Au-Si非晶合金薄片. 1976年, Liebermann和Graham[19]开发了熔体旋淬法(Melt-Spinning), 该方法实现的熔体冷却速率与喷溅急冷法相近, 但可调节的冷却速率范围更宽, 并显著提高了非晶合金条带样品的制备效率, 这一快速凝固技术至今仍广泛使用. 进一步, 为突破非晶合金样品的尺寸限制, Chen和Turnbull[20]通过熔融合金液体滴在液氮或铜板

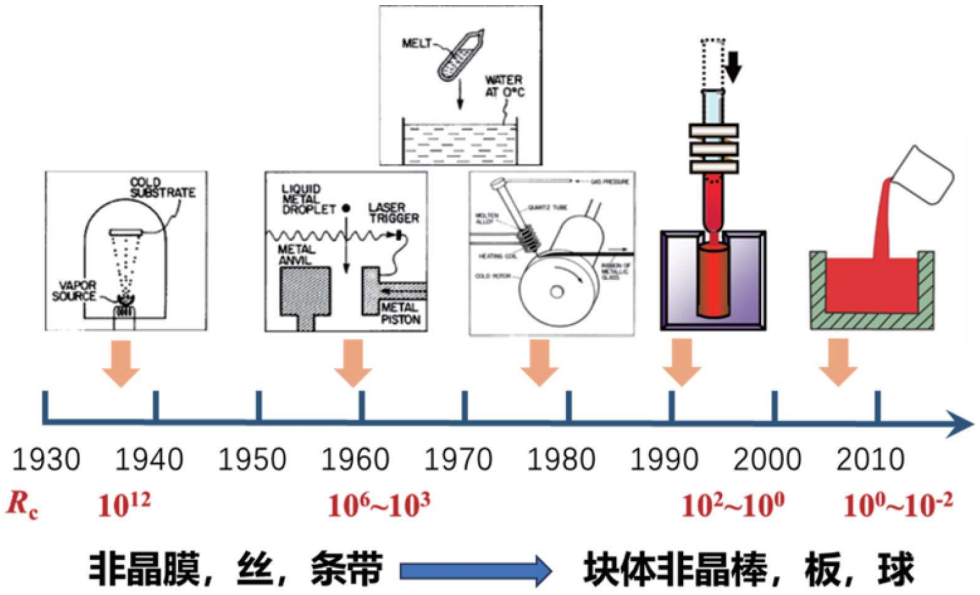


图 1　(网络版彩图)非晶合金主要传统制备技术及其发展历程[1]
Figure 1　(Color online) Traditional preparation methods of amorphous alloys and their development history [1].

上淬火的方法，在Pd-Cu-Si体系中成功制备了毫米级球状和板状样品. 日本东北大学金属材料研究所的井上和张涛等人[21–23]在改进了传统铸造技术的基础上，发展了铜模铸造的快速凝固新技术，该方法实现了合金熔体在10^3 K/s以下的可控冷却凝固，并利用该方法探索获得了一系列毫米级块体非晶合金，如La-Al-Ni, Mg-Cu-Y和Zr-Cu-Al等. 1993年, 美国加州理工大学的Peker和Johnson[24]报道了新型Zr基非晶合金Vit 1，该合金能形成厘米级块体. 随着高玻璃形成能力组分的发现，非晶合金制备技术从铜模铸造发展到高压铸造和浇铸技术这些更接近传统铸造的方法，可实现厘米级块体非晶合金的制备.

随着非晶合金制备技术的发展，研究人员已经在37种金属元素为基体的多元合金体系中，发现了上千种具有高玻璃形成能力的合金组分. 非晶合金的玻璃形成能力与其各组成元素的比例密切相关，其部分溶质元素含量变化1%甚至以下，就可造成其玻璃形成能力变化1个数量级以上, 如在Zr, Cu, Fe基等高玻璃形成能力合金经典组分中加入1 at.%微量的稀土元素，可将原有玻璃形成能力从毫米级提升至厘米级[25,26]. 然而, 传统的非晶合金开发流程为试错法, 其步骤如图2所示: 首先, 人为设计确定一系列潜在高玻璃形成能力的合金组分, 通过称量单质或中间合金配制每个目标组分的母合金混合物; 然后, 通过电弧熔炼、感应熔炼、气相沉积、熔体旋淬、铜模铸造等特定的制备方法制备薄膜、条带和块体合金样品; 最后, 通过表征这些不同快速凝固样品的相组成、微观结构和物理化学性能来确定每个组分能否形成非晶合金，并通过测量非晶态样品的临界直径来确定其玻璃形成能力，通过反复迭代来获得能够形成非晶态结构的合金组分范围. 然而, 这种基于试错法的传统开发流程存在耗时长和成本高的问题, 严重限制了非晶合金开发的效率. 尽管已有研究人员发展了多种组分设计准则，如约化玻璃转变温度(T_{rg})、γ参数、共晶点准则和井上三原则等[27–30]，它们在一定程度上可以对高玻璃形成合金的找寻起到指引作用, 并缩短开发周期, 但对于多组元合金的海量候选对象而言, 其对筛选效率的提高有限, 仍需要发展能够快速评估玻璃形成能力的高通量制备方法.

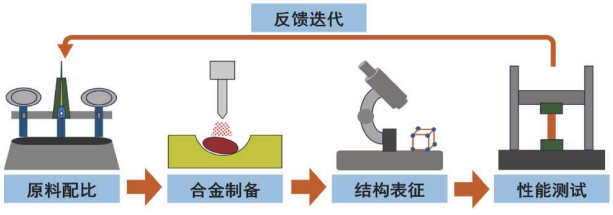


图 2　(网络版彩图)传统试错法开发非晶合金的主要流程

Figure 2　(Color online) Main flow chart of the development of amorphous alloys by traditional trial-and-error method.

3　非晶合金高通量制备研究进展

一直以来探寻高性能的非晶合金组分是研究人员的目标. 非晶合金作为一种多组元合金体系, 通常包含3种以上的元素, 具有海量的备选元素组合和广泛的组分分布范围. 尽管已经开发了多种快速凝固制备技术(图1)用于探索新型非晶合金组分，但传统的制备和表征方法效率较低, 面对大量未探索的合金体系, 这些方法难以满足快速筛选材料组分的需求. 因此, 突破传统材料研发范式，发展高效非晶合金高通量制备及表征技术变得日益重要. 已有的非晶合金高通量制备方法研究主要可归为以下3类: (1) 镀膜法[31,32]; (2) 激光法[33,34]; (3) 平行铸造法[35]. 其中，研究和应用最广泛的方法是基于镀膜技术的多组分非晶合金高通量制备筛选方法. 该方法在多组元薄膜的沉积过程中能实现极高的等效冷却速率(可达10^8 K/s以上)，与传统的快速凝固制备技术相比，该方法会在更大的组分候选范围内制备出非晶态结构样品[31,32]. 另一种重要的高通量制备方法是基于激光熔化(或合金化)粉末、薄膜或基材并快淬形成的熔体来实现多组元非晶合金的制备筛选方法，该方法制备的非晶合金样品其非晶态结构的形成历程更接近传统的快速凝固制备过程，但所需的样品原材料更少，自动化可控效率更高[33,34]. 平行铸造法是通过单次熔炼同时制备得到大批量多组分的候选合金样品，并通过多个平行铸造模块同时实现多个母合金的熔化快淬，制备得到相应组分的非晶合金样品[35]. 但由于该方法是原有传统制备技术的并行实验拓展, 且装置和实验实施较为复杂. 因此, 以下将介绍和比较前两类较为常用的高通量制备方法的具体原理及优劣性.

3.1　基于镀膜技术的非晶合金高通量制备筛选方法

目前基于镀膜技术的非晶合金高通量制备方法包

括物理掩膜沉积法、多靶顺序沉积法和多靶共沉积法三种，这三种方法的示意原理如图3所示[11,12,36]. 物理掩膜沉积法是通过移动掩膜来控制基板上的组分，形成梯度组分的多层薄膜，然后通过不同厚度薄膜层之间的固态反应混合均匀，从而得到沿路径组分梯度变化的组分薄膜库[37]. 如Hui等人[11]采用此技术制备了Ti-Cu-Ni三元薄膜成分库，进而通过表征不同区域的薄膜结构确定了非晶形成的组分区间. 多靶顺序沉积法不需要采用掩膜，其是通过调节沉积源和衬底之间的距离来控制厚度梯度，最终获得组分梯度. Hata等人[12]采用电弧等离子体沉积技术制备了多个合金体系的薄膜样品库. 多靶共沉积方法是通过沉积源和衬底之间的角度在衬底方向上形成组分梯度，再通过调控沉积源的位置、倾斜角度和沉积功率等获得组分连续变化的薄膜样品[10]. 此方法是非晶合金高通量制备中应用较多的一种，目前块体非晶合金玻璃化转变温度T_g最高的体系Ir-Ni-Ta就由此方法探索而来[38]，并且可以探寻四元、五元等更多组元的合金体系的非晶形成组分区间[26].

目前，基于镀膜技术的非晶合金高通量制备筛选方法已将许多非晶合金新体系开发出来，但与传统快速凝固的非晶合金形成方式不同，镀膜技术具有非常高的冷却速率，直接将气态原子冻结成为固态合金，从而将大量低玻璃形成能力的非晶合金组分(无法形成块体材料甚至条带样品的组分)也制备成为了非晶态的薄膜, 大大拓宽了合金体系内可以通过传统方法制备非晶态结构的组分区间, 但这也给高玻璃形成能力合金的找寻带来了不必要的繁复工作量和极大的困难.

3.2　基于激光技术的非晶合金高通量制备筛选方法

激光粉末合金化技术是一种基于预铺粉的高通量激光多组元合金沉积技术. 该方法通过控制不同种类异质粉末(包括单质粉末和合金粉末)的铺粉量来实现组分的梯度变化，然后利用激光辐照完成粉末合金化以及快速淬火过程，最终制备出不同组分的合金样品.

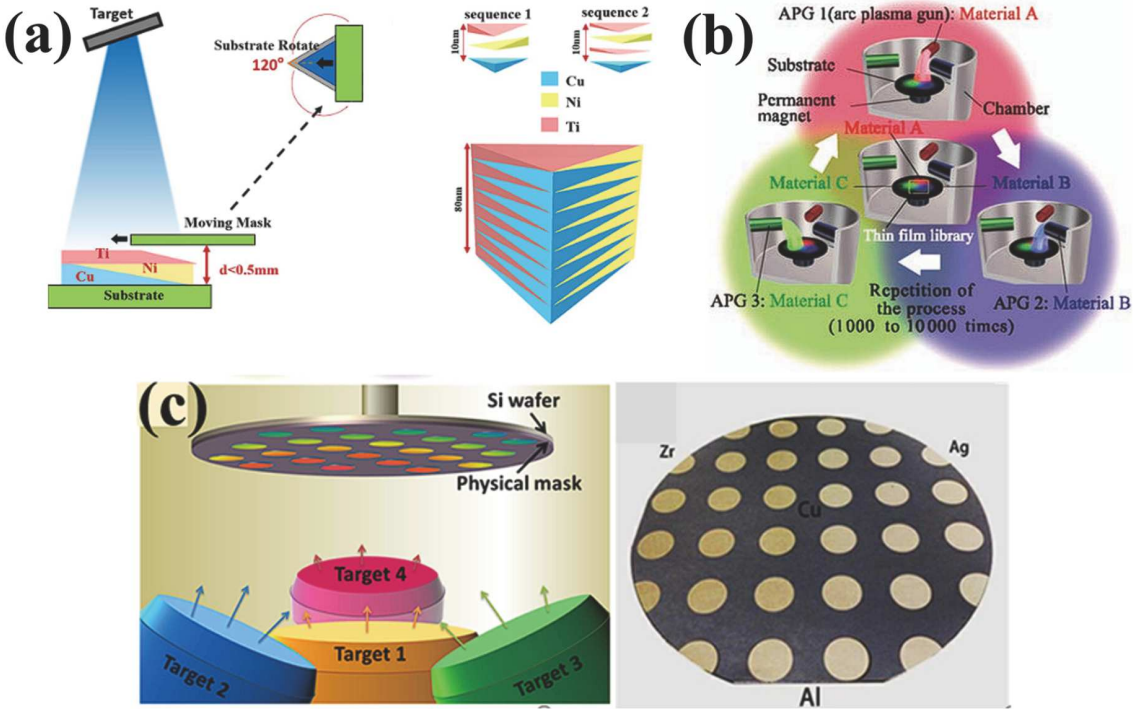


图 3　(网络版彩图)基于镀膜技术高通量制备非晶合金样品库. (a) 物理掩膜沉积法[11]; (b) 多靶顺序沉积法[12]; (c) 多靶共沉积法[36]

Figure 3　(Color online) Sample libraries for high-throughput preparation of amorphous alloys based on the coating technique. (a) Physical mask deposition method [11]; (b) multi-target sequential deposition method [12]; (c) multi-target co-deposition method [36].

如图4所示，美国的Tsai和Flores[34]对这种技术进行了研究，并用于高通量筛选具有高玻璃形成能力的合金组分. 他们通过控制预铺粉中每种粉末的送粉速率以及与基板的相对速度来实现各组分的梯度铺粉，再通过调节激光功率和扫描速度等参数来控制合金化后沉积层的冷却速率. 基于此方法，他们在Cu-Zr-Ti三元体系内成功制备了组分大范围变化的梯度合金样品，并找到了具有较高玻璃形成能力的合金组分区间. 该类激光粉末合金化技术能够一次性制备批量组分变化的多组元合金样品库. 此外, 激光熔池中的合金形成过程与传统铸造过程相同(即液-固相变)，且冷却速率相近(约10^4 K/s). 因此，该技术筛选出的具有高玻璃形成能力合金的组分更为准确. 然而, 这种方法也存在一定的局限性. 例如, 实际合金组分覆盖范围较窄, 在熔覆过程中, 基板元素可能会掺入样品中, 导致制备样品的成分被稀释和改变等问题. 此外, 对于一些高活性的金属单质粉末(如Al，Zr等)以及易迸溅的类金属和非金属单质粉末(如B等), 在制备过程中可能会面临额外的氧化和快速熔化不均匀等问题的挑战. 因此, 这些因素一定程度上限制了激光粉末合金化技术更广泛地在非晶合金体中进行高通量实验的研究应用.

4　基于母合金表面激光熔淬技术的非晶合金高通量制备筛选研究方法

母合金表面激光熔淬处理(也称激光上釉处理)是一种通过高能量密度激光扫描母合金样品表面实现非晶化的方法，母合金表层在激光照射下会发生迅速熔化，在照射停止后热流通过基体向母合金内部传导，随即实现表面熔淬层的快速冷却凝固. 由于该方法能够实现母合金表面熔淬层的快速加热和冷却(冷却速率可达~10^5 K/s)，且随着激光输入功率密度不同可对其进行调节，与传统快速凝固技术的制备条件相接近，因此有利于高玻璃形成能力合金的组分筛选. 如图5(a)所示，

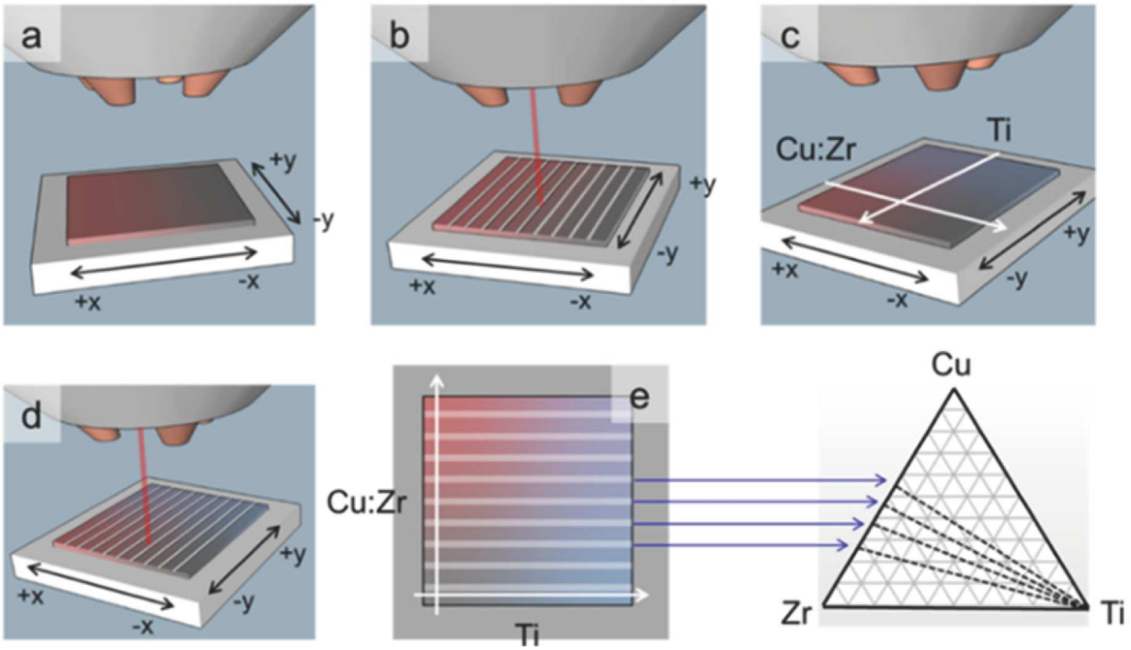


图 4　(网络版彩图)基于预铺粉的激光粉末合金化高通量制备非晶合金样品库技术. (a) 沉积连续两层Cu和Zr金属，形成渐变的Cu-Zr成分梯度; (b) 沿垂直于成分梯度方向创建等间距的重熔线，促进两种组分的充分混合; (c) 沿垂直于初始梯度方向沉积Ti元素梯度; (d) 使用快速激光对重熔线进行最终釉化处理以促进玻璃化转变; (e) 成品库中的合金化线条对应具有固定Cu:Zr比例的三元合金系

Figure 4　(Color online) High-throughput preparation of a sample library of amorphous alloys by laser powder alloying technique with prelaying powders. (a) Deposition of two successive layers of Cu and Zr to produce a graded Cu-Zr composition profile; (b) creation of evenly-spaced re-melted lines perpendicular to the direction of the composition gradient to promote thorough mixing of the two components; (c) deposition of Ti gradient in a direction perpendicular to the initial gradient; (d) final glazing of the re-melted lines with a fast laser to promote vitrification; (e) the alloyed lines in the completed library correspond to ternary tie lines featuring a fixed Cu:Zr ratio.

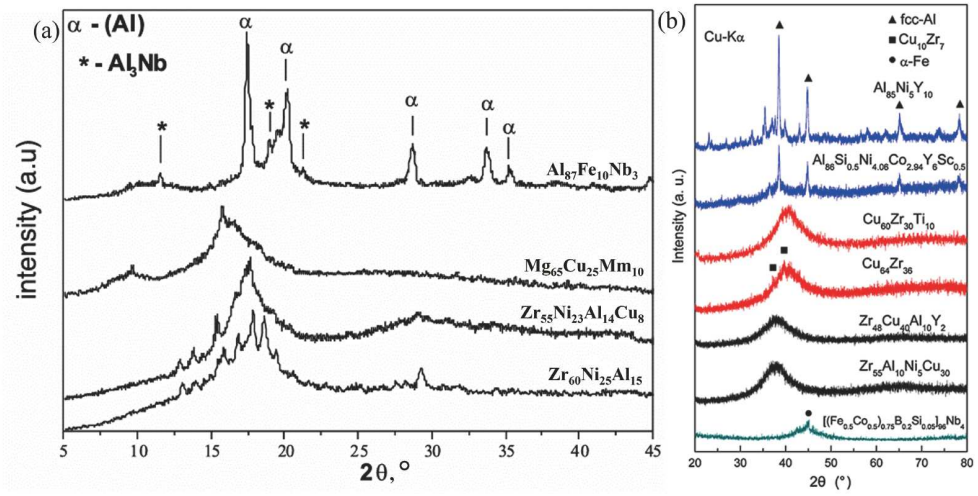


图 5　(网络版彩图)激光表面熔淬处理后的样品XRD图谱. (a) 不同玻璃形成能力的Zr基、Mg基和Al基母合金表面激光熔淬后的XRD图谱[39]; (b) Al基、Zr基、Cu基和Fe基母合金表面激光熔淬处理后的XRD图谱[41]

Figure 5　(Color online) XRD patterns of the sample surface treated by the laser melt quenching technique. (a) XRD patterns of Zr-based, Mg-based, and Al-based master alloys with different glass formation abilities after laser melt quenching treatment [39]; (b) XRD patterns of Al-based, Zr-based, Cu-based, and Fe-based master alloys after laser surface melt quenching treatment [41].

Audebert等人[39]对不同玻璃形成能力的Zr基、Mg基和Al基母合金表面进行了激光熔淬处理. 研究发现, 玻璃形成能力较高的Zr基和Mg基合金表面成功形成了部分非晶层, 而玻璃形成能力较低的Al基合金表面则仍保持晶体结构. 这表明母合金表面激光熔淬处理后, 其非晶化程度依赖于母材自身的玻璃形成能力. 此外, 北京航空航天大学的陈冰清等人[40]采用微秒激光脉冲技术对更多种类的合金体系在保护性气氛下进行了表面熔淬处理. 其选择了不同玻璃形成能力的Al基、Zr基、Cu基和Fe基合金进行表面重熔处理, 结果表明, 玻璃形成能力较强的合金组分能够制备出完整的非晶合金层, 而玻璃形成能力较低的组分则较难形成完整的非晶结构. 这些研究表明, 激光熔淬处理作为一种有效的表面改性技术, 具备快速筛选高玻璃形成能力的合金材料的应用潜力.

在本课题组之前的研究基础上[40,41], 我们发展了基于母合金表面激光熔淬技术的高玻璃形成能力合金快速筛选方法, 其实施流程如图6所示. 首先, 批量熔炼同一体系内不同组分的母合金样品; 其次, 将母合金进行表面打磨和抛光至同一厚度和表面粗糙度, 获得适合激光扫描的平整光洁表面(防止因样品的高低起伏使激光对焦产生偏差, 使同批次样品间激光能量输入密度一致); 随后, 将加工后的母合金样品放置于铜制

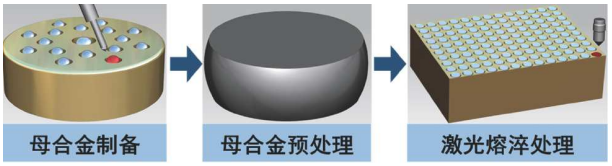


图 6　(网络版彩图)基于母合金表面激光熔淬技术的非晶合金高通量制备筛选方法流程图

Figure 6　(Color online) Flow chart of high-throughput preparation and screening method of amorphous alloys based on laser melting and quenching technique treated on the surface of their master alloys.

导热样品台上, 形成母合金阵列, 通过可控激光扫描快速加热母合金表面使其熔化, 由于合金基体具有较高的热导率, 激光加热重熔的合金微区表面在极短时间内便可凝固, 从而在母合金基体上形成熔化快淬层. 在激光熔淬处理下, 由于每个合金自身的玻璃形成的临界冷却速率局限, 玻璃形成能力较高的合金在表层更容易形成非晶相, 而玻璃形成能力较低的合金表面熔淬层中则更容易产生晶体相. 通过对形成的熔淬层物相进行检测和分析, 可以确定不同组分合金的玻璃形成能力, 从而实现高玻璃形成合金组分的快速筛选. 相比传统快速凝固方法, 该方法具有以下独特优点: (1) 无需大量的母合金, 每种合金组分仅需约几克原料(传统评估通常需要几十至几百克样品), 且通过对其表面打磨抛光后可重复使用, 显著降低样品制备成

本; (2) 激光熔淬处理工艺一致性强, 可以显著减少操作过程中的人为误差, 提高评估结果的准确性; (3) 激光熔淬处理的自动化程度高, 该高通量制备技术显著提高了非晶合金的筛选效率.

4.1　母合金表面激光熔淬技术在多种合金体系中的应用验证

母合金表面激光熔淬技术在筛选高玻璃形成合金组分时主要受以下两个因素影响: (1) 激光熔淬工艺参数, (2) 母合金自身玻璃形成能力. 因此, 本节将重点探讨该技术在已报道的经典二元高玻璃形成合金体系和高温难熔三元高玻璃形成合金体系中的应用. 通过研究激光熔淬工艺对母合金表面的影响, 分析不同合金组分在熔淬后的非晶化程度, 评估其在筛选高玻璃形成合金组分方面的准确性和普适性.

4.1.1　Cu-Zr二元高玻璃形成能力合金组分的快速检出

Cu-Zr作为经典高玻璃形成能力的非晶合金二元合金体系, 具有较宽高玻璃形成能力区域和显著的组分差异, 且其T_g与熔点T_m相对较低, 分别在700和1200 K左右. 因此, 该体系是良好的母合金表面激光熔淬技术筛选高玻璃形成能力合金的验证模型体系. 如图7所示, 首先选取了$Cu_{50}Zr_{50}$典型合金为研究对象, 以探讨激光熔淬工艺参数对熔淬层中相结构的影响规律. 激光工艺参数主要为激光能量密度, 其定义为$\lambda = P/(vD)$, 其中P为激光功率, v为扫描速度, D为激光光斑直径. 图7(a)展示了不同激光能量密度下该合金熔淬样品表面的XRD图谱. 通过对该图谱进行分峰拟合[42,43] (图7(b)), 可以定量化表征表面熔淬层中名义非晶相含量. 图7(c)[44]中的研究结果表明, 激光熔淬样品的名义非晶百分含量与激光能量密度有关, 当激光能量密度升高时, 熔淬层中的非晶含量会逐渐降低, 且在$\lambda > 1.88$ J/cm^{2}时迅速降低至0; 且对于相同λ, 不同P和v的样品, 非晶含量略有不同, 差异在10%以内. 该研究结果表明通过调整激光工艺参数, 可以有效控制熔淬层的非晶含量, 且激光工艺参数的优化对于提高熔淬层中非晶含量至关重要.

进一步, 选取了Cu-Zr二元合金体系中的一系列组分, 从$Cu_{66}Zr_{34}$到$Cu_{46}Zr_{54}$, 每间隔两个原子比制备一个

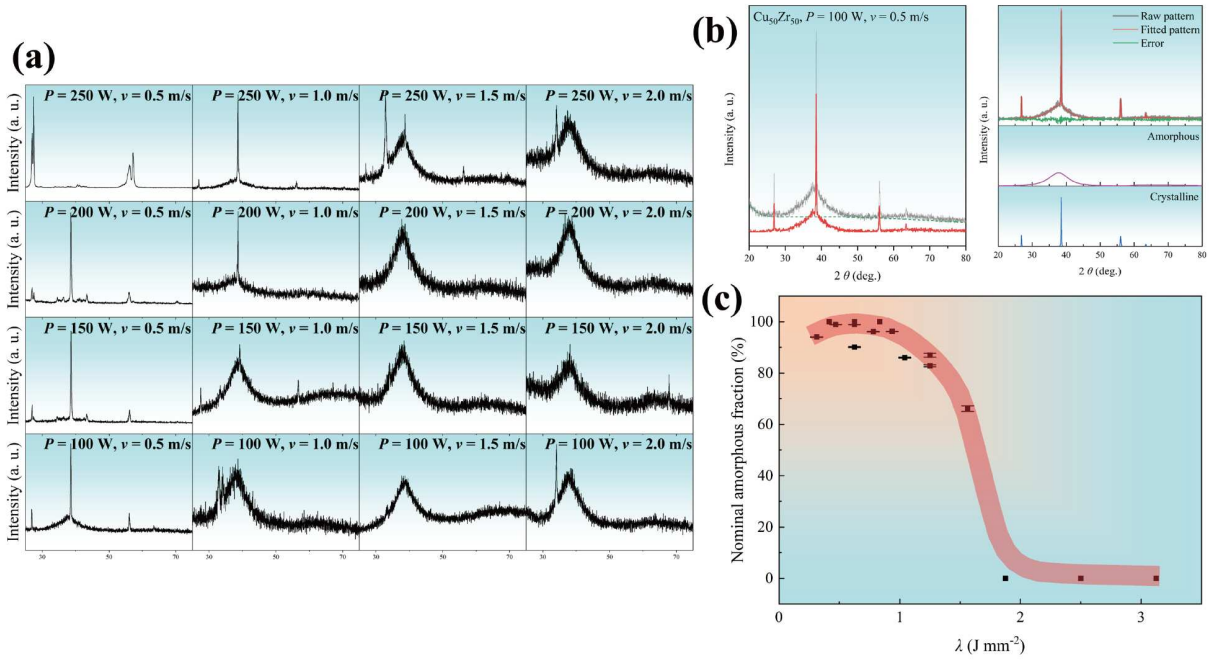


图 7　(网络版彩图) (a) $Cu_{50}Zr_{50}$合金不同激光熔淬参数下的XRD图谱; (b) XRD分峰拟合计算名义非晶百分含量; (c) 名义非晶百分含量与激光能量密度的关系[44]

Figure 7　(Color online) (a) XRD patterns of $Cu_{50}Zr_{50}$ alloy treated by laser melting and quenching technique with different laser parameters; (b) split-peak fitting treatment XRD patterns for calculation of nominal amorphous percentage content; (c) the relationship between nominal amorphous percentage content *versus* laser energy density [44].

母合金样品. 图8(a)展示了在恒定激光扫描速度(1.5 m/s)采用不同输入功率条件下激光熔淬处理后不同组分Cu-Zr二元合金的XRD图谱. 通过对该XRD结果进行上述分峰拟合, 可以获得每个样品熔淬层中的名义非晶百分含量随合金组分及激光熔淬功率的变化情况, 其结果如图8(b)所示. 具有更高玻璃形成能力的母合金样品($Cu_{64}Zr_{36}$, $Cu_{56}Zr_{44}$和$Cu_{50}Zr_{50}$)在激光熔淬处理后表面非晶相的含量较高, 且这些结果与文献报道中的玻璃形成能力数据高度一致[45–47]. 因此, 该母合金表面激光熔淬技术能够成功高效地区分Cu-Zr体系中不同合金组分的玻璃形成能力, 为筛选和开发具有高玻璃形成能力的合金材料提供了有力工具.

4.1.2 Ni-Nb二元高玻璃形成能力合金组分的快速检出

Ni-Nb二元合金同样也是经典的高玻璃形成能力合金模型体系, 其T_g与T_m相对较高, 分别在950和1450 K左右[47–50]. 首先, 选定该体系中具有高玻璃形成能力的组分$Ni_{62}Nb_{38}$进行激光作用参数优化研究. 图9(a)展示了在不同激光能量密度条件下处理后$Ni_{62}Nb_{38}$母合金表面熔淬层的XRD图谱. 图9(b)[51]则显示了通过分峰拟合确定的该样品中不同激光能量密度下的晶体相的含量. 与$Cu_{50}Zr_{50}$稍有不同, $Ni_{62}Nb_{38}$合金在激光熔淬处理时其形成的名义非晶百分含量呈现先增加后降低的情况, 说明合适的激光工艺参数对于形

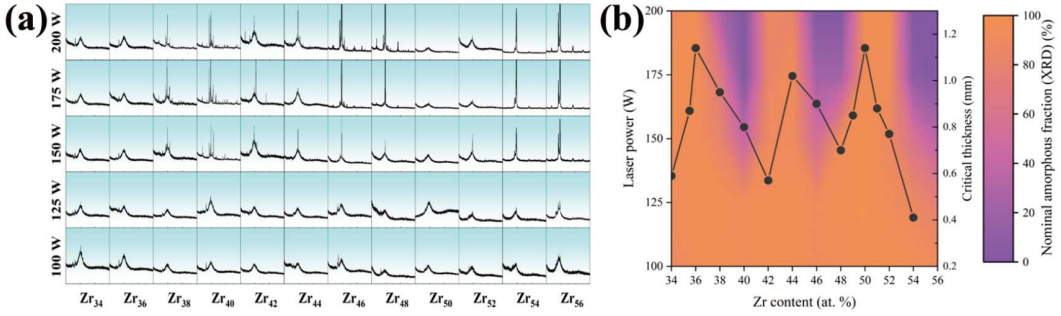


图 8　(网络版彩图) (a) 不同激光功率条件下熔淬处理后$Cu_{100-x}Zr_x$二元合金表面XRD图谱[44]; (b) 基于XRD谱图结果计算的熔淬样品中的名义非晶百分含量随合金组分与激光熔淬功率的变化关系, 图中黑色圆点为对应组分的玻璃形成最大临界厚度, 该数据是采用楔形铸造技术测定的[44]

Figure 8　(Color online) (a) XRD patterns of the surface of $Cu_{100-x}Zr_x$ binary alloy after laser melting and quenching treatment under different laser power conditions [44]; (b) variation of nominal amorphous percentage content in melt-quenched samples with respect to the alloy components and the laser quenching power based on the XRD results, with the black dots in the figure showing the maximum critical thickness of glass formation for the corresponding alloys, which was determined by wedge-casting technique [44].

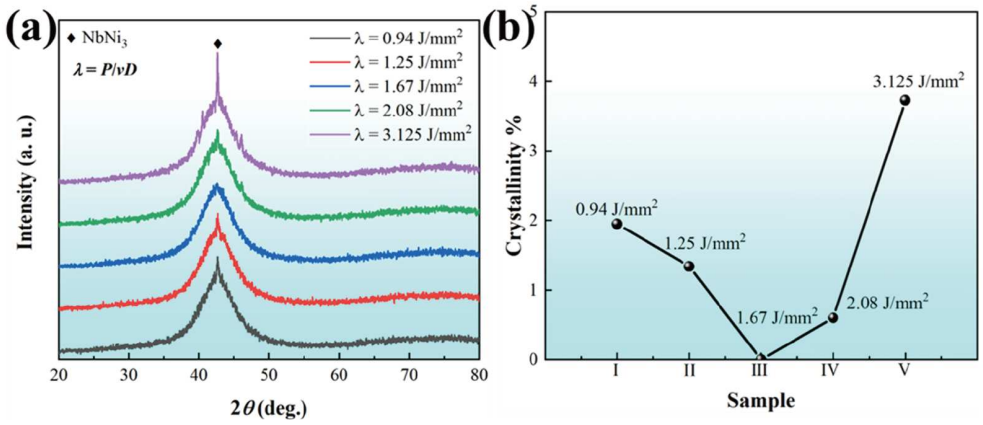


图 9　(网络版彩图) (a) $Ni_{62}Nb_{38}$合金在不同激光能量密度处理后的熔淬层XRD图谱; (b) 根据XRD谱图计算获得的不同激光能量密度处理后晶体相的相对含量[51]

Figure 9　(Color online) (a) XRD patterns of $Ni_{62}Nb_{38}$ alloy after laser melting and quenching treatment with different laser energy densities; (b) calculation results of the relative content of crystal phases after the laser treatment with different laser energy densities based on the XRD results [51].

成完全非晶态的熔淬层非常重要. 这是由于该合金的熔点较高, 需要施加更高的激光能量密度, 以确保其在处理过程中能够首先实现较厚的母合金表面层完全熔化. 通过优化输入激光能量密度, 可以有效提升熔淬层的非晶相含量, 避免晶体相的生成.

在同一合金体系中, 当组分变化导致母合金的玻璃形成能力存在差异时, 通过施加相同优化激光工艺参数进行熔淬处理可以有效筛选具备高玻璃形成能力合金的组分. 如图10(a)所示, 在相同的优化激光熔淬参数(λ = 1.67 J/mm^2)下, 仅有在共晶点附近的母合金样品(Ni含量在56 at.%–64 at.%)的XRD图谱中出现了单一的"馒头峰", 这表明其熔淬层为完全非晶态结构, 说明该组分区域内的合金在激光熔淬过程中具有更高的抵抗结晶化的能力, 即更高的玻璃形成能力. 这一结果与传统的铜模铸造方法获得的临界直径变化结论一致[47–50]. 此外, 与Cu-Zr体系相同, 通过提高激光能量密度, 也可筛选并区分Ni-Nb二元合金体系中不同组分的玻璃形成能力(图10(b)). 因此, 采用母合金表面激光熔淬技术能够准确评估和筛选合金组分的玻璃形成能力, 与传统方法评估结果相同, 但具备更高效的筛选效率[51].

4.1.3　难熔三元体系高玻璃形成能力合金组分的快速检出

针对具有更高熔点和更复杂多组元合金体系时, 该方法同样能够有效快速筛选不同合金组分的玻璃形成能力. 在Co-Ta-B三元非晶合金体系中, 我们选取了$Co_{55}Ta_8B_{37}$, $Co_{57}Ta_8B_{35}$和$Co_{59}Ta_8B_{33}$三种典型合金, 这些样品在玻璃形成能力上存在明显差异, d_c分别为1, 2和2.5 mm, 且其T_g与T_m与Ni-Nb体系相近, 为900和1450 K左右. 使用脉冲激光器对这三种母合金样品进行激光熔淬处理, 并逐步调节激光的加载电压从150 V提升至300 V (加载电压越高, 激光能量输入密度越高). 如图11(a)所示, 上述三种母合金在激光处理能量增加的过程中, 熔淬层中结晶化程度有显著不同. 图11(b)展示了母合金熔淬层中非晶相含量与加载电压的关系, 与二元合金体系的结果类似, 具有最高玻璃形成能力的合金组分随着激光输入能量密度的增加, 其非晶相的含量也逐渐提高. 该研究表明母合金表面激光熔淬技术在复杂多元合金体系中同样具有有效的玻璃形成能力筛选能力, 通过调节激光工艺参数, 可以在同一多元合金体系中准确评估不同组分之间的玻璃形成能力.

目前Ir-Ni-Ta是已报道T_g与T_m最高的三元块体非晶合金, 分别可达1150和1600 K, 且该体系中高玻璃形成组分区域已有较为详细的报道[38]. 针对该体系, 选取制备了一系列不同组分的母合金样品, 并对其表面进行激光熔淬处理. 调节加载电压从60 V升至100 V, 处理后的表面熔淬层XRD图谱如图12(a)和(b)所示, 熔淬层中的名义非晶百分含量如图12(c)所示. 与Co-Ta-B筛选过程结果相似, 当激光加载电压为60 V时, $Ir_{23}Ni_{37}Ta_{40}$, $Ir_{28}Ni_{32}Ta_{40}$, $Ir_{33}Ni_{22}Ta_{45}$和$Ir_{33}Ni_{27}Ta_{40}$四个

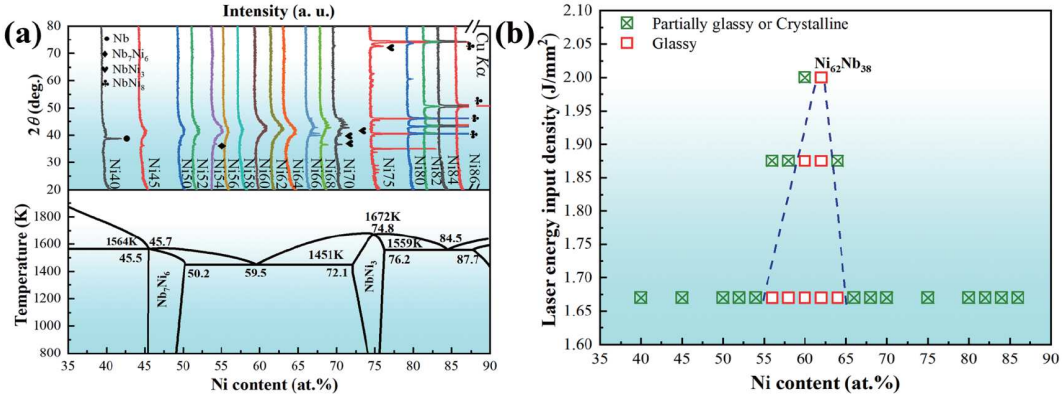


图 10　(网络版彩图) (a) Ni_xNb_{100-x}合金在优化激光参数处理后的XRD图谱; (b) 不同激光能量密度处理后的Ni_xNb_{100-x}合金XRD物相检测结果, $Ni_{62}Nb_{38}$是体系内最佳玻璃形成能力的合金组分[51]

Figure 10　(Color online) (a) XRD pattern of Ni_xNb_{100-x} alloy after laser melting and quenching treatment with optimized laser parameters; (b) phase constituent of Ni_xNb_{100-x} alloys treated with different laser energy densities, in which $Ni_{62}Nb_{38}$ is the alloy component with the best glass-forming ability within the system [51].

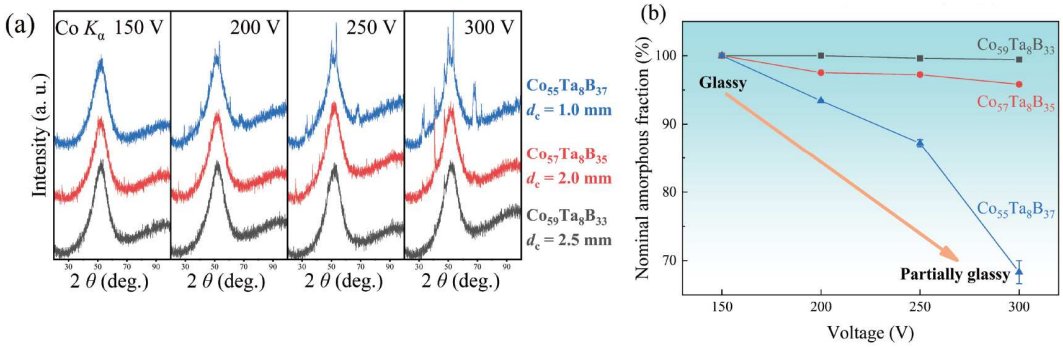


图 11　(网络版彩图)激光熔淬技术在Co-Ta-B体系中高玻璃形成能力组分的快速检出应用. (a) 不同激光加载电压下熔淬样品的XRD图谱; (b) 基于XRD结果计算的名义非晶相含量与加载电压的关系

Figure 11　(Color online) Rapid screening of high glass-forming alloys in the Co-Ta-B system by laser melting and quenching technique. (a) XRD patterns of the samples treated by laser at different voltages; (b) the relationship between nominal amorphous phase contents and laser working voltage calculated using XRD results.

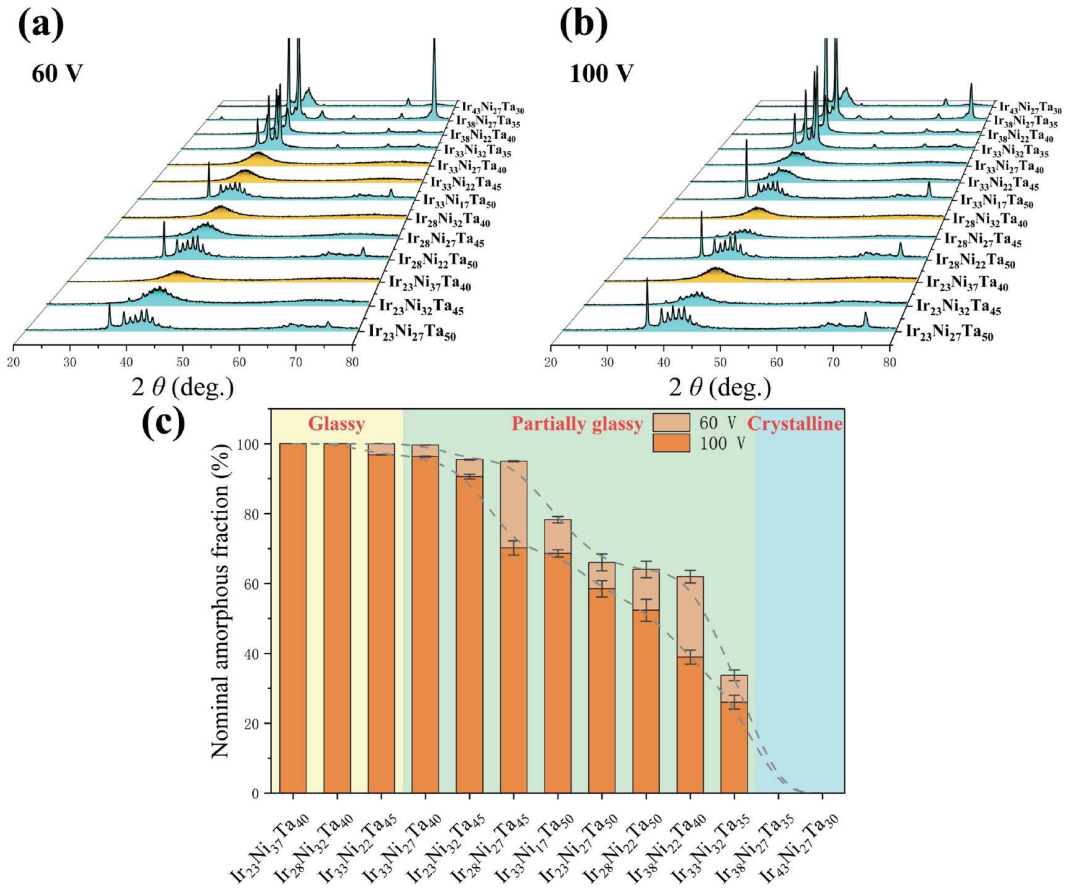


图 12　(网络版彩图)激光熔淬技术在Ir-Ni-Ta体系的快速检出应用. (a) 60 V和(b) 100 V加载电压下熔淬样品XRD图谱; (c) 基于XRD图谱计算不同电压的名义非晶相含量与合金组分的关系

Figure 12　(Color online) Rapid screening of high glass-forming alloys in Ir-Ni-Ta system by laser melting and quenching technique. XRD patterns of the samples treated by laser at (a) 60 V and (b) 100 V voltage; (c) the relationship between laser working voltage and nominal amorphous content calculated using XRD results.

组分均形成了完全非晶态熔淬层，其余样品为半部分非晶态或完全晶态结构，当加载电压为100 V时，仅有$Ir_{23}Ni_{37}Ta_{40}$和$Ir_{28}Ni_{32}Ta_{40}$的熔淬样品保持了完全非晶态结构，说明这两个合金组分具有更高的玻璃形成能力. 通过对比李明星等人[38]报道的Ir-Ni-Ta系非晶合金的玻璃形成能力，母合金表面激光熔淬筛选出的高玻璃形成能力组分及区域基本一致.

综上所述，母合金表面激光熔淬技术在具有不同T_g和T_m非晶合金体系中能够快速且准确地筛选出具有高玻璃形成能力的组分. 激光工艺参数和合金组分共同影响合金表面熔淬层的非晶含量. 通过调整激光工艺，可以有效评估体系内不同组分的玻璃形成能力. 与传统试错法相比，这种高通量制备方法具有原料消耗少、成本低、流程短以及效率高的优势. 这使该技术在高玻璃形成能力合金材料的筛选和开发中成为一种高效且经济的选择.

4.2　母合金表面激光熔淬方法筛选玻璃形成能力的机制研究

通过在不同合金体系中进行激光熔淬实验验证，结果表明该方法可以对高玻璃形成能力的合金进行有效筛选. 激光熔淬过程涉及合金快速加热与快速冷却过程，经历的热历史较为复杂. 因此，母合金表面熔淬层的玻璃形成机制以及不同玻璃形成能力合金的筛选机制需要进行详细分析和讨论. 以$Ni_{62}Nb_{38}$合金为例，本课题组[51]报道了采取有限元模拟分析母合金表面在激光熔淬过程中的热历史研究. 图13(a)为母合金经过多道次激光熔淬后的表面各区域示意图，在激光能量密度为1.67和2.08 J/mm^{2}的两个熔池区域内不同位置的热历史如图13(b)和(c)所示，可以发现在这两种激光能量密度条件下，熔池区域的加热和冷却速率相近，可以保证母合金发生完全熔化与快速冷却，但熔池的区域大小(深浅)不同. 如图13(d)所示，对于该高玻璃形成能力合金，在这两种激光能量密度作用下，其熔池区的冷却曲线均能规避“TTT” (Time-Temperature-Transformation)曲线(图13(d)中的Crystalline (Cooling)示意曲线)中结晶化“鼻尖”温度点而形成完全非晶态结构. 而其作用的主要区别是后道激光B的热影响区对前道激光A中已形成非晶相的热冲击影响. 由于非晶合金在加热和冷却过程中结晶化历程存在显著的不对称性，即非晶的临界加热速率比临界冷却速率高1–2个数量级[52,53]. 因此，在前道激光A熔化区域内先形成的非晶相区中存在后道激光B热影响作用下有部分区域的温度会超过了T_g且不超过T_m. 在该热影响区中，在更高激光能量密度作用下，其升温曲线更易于合金加热结晶化“CHT” (Continuous Heating Transformation)曲线(图13(d)和(f)中的Crystalline (Heating)示意曲线)相交，从而更易发生结晶化. 因此，母合金表面激光熔淬筛选高玻璃形成能力的合金机制可用图13(e)和(f)表示，对于重熔区内(图13(e))的热历程只涉及样品的加热熔化成为液体并快速冷却凝固的过程，合适的激光能量密度为熔化的熔体提供了快速冷却的条件，因此具有更高玻璃形成能力(即更慢临界冷却速率)的合金组分更容易形成非晶态结构；对于在热影响区内已形成的非晶相(图13(f))，由于高玻璃形成能力合金具有更低的临界加热速率“HCT” (Heating Cooling Transformation)曲线(图13(f)中的Crystalline (Heating)示意曲线)更向右移，因此，在后续激光加热的热历程影响下更不容易发生结晶化[53–55]，这是母合金表面激光熔淬技术可以评估同一合金体系内不同组分玻璃形成能力高低的原因.

4.3　母合金表面激光熔淬技术的非晶合金筛选效率

如图14所示，将本文所述的基于母合金表面激光熔淬技术评估高玻璃形成合金的方法与传统基于快速凝固技术的非晶合金开发试错法进行对比. 传统试错法一般是通过感应熔炼或电弧熔炼得到母合金，所需母合金的质量通常较多(几十克量级)；之后将母合金破碎，并利用快速凝固技术来制备不同厚度/直径的条带和棒状样品；最后通过XRD等检测技术表征其相组成，从而确定每个合金的临界玻璃形成尺寸. 采用该类传统方法评估单一组分的玻璃形成能力通常需要较长时间(单个组分评估总耗时为数小时级，~7 h). 相比而言，虽然母合金表面激光熔淬技术的评估过程也需要熔炼母合金，但对每一个合金组分的所需的合金用料很少(通常为几克：2–4 g即可)，因此单次熔炼过程中可获得多个组分的母合金样品，且每个样品在后续更改激光参数评估过程中不用再次制备，仅需对用过样品表面打磨进而重复利用，从而大大减少材料用量. 此外，在筛选过程中采用阵列母合金批次激光熔淬处理，可以在高度可控的高能激光处理条件下对几十至数百个样品表面进行同批次和稳定化的熔淬处理，其

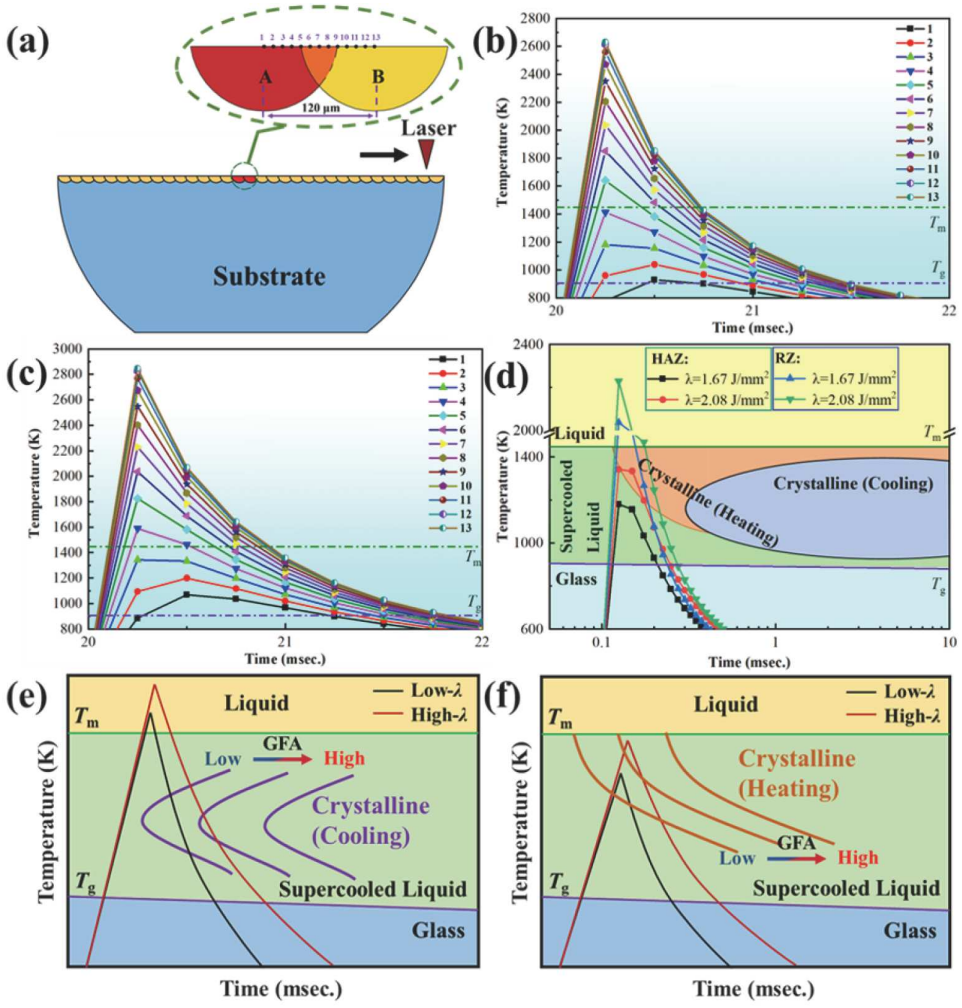


图 13　(网络版彩图) (a) 有限元模拟相邻熔池13个区域的示意图. 激光能量密度为(b) 1.67 J/mm^{2}和(c) 2.08 J/mm^{2}的13个点的热历程曲线. (d) 第3点和第7点的热循环曲线以及某一合金的TTT和CHT曲线示意图. 在高、低两种激光能量密度处理下, 不同玻璃形成能力合金样品的(e)熔化区和(f)热影响区内加热和冷却曲线示意图[51]

Figure 13　(Color online) (a) Schematic of 13 adjacent selected points in the melt pool for finite element simulation. Thermal histories of the 13 points treated under laser energy densities of (b) 1.67 J/mm^2 and (c) 2.08 J/mm^2. (d) Thermal cycling curves of point 3 and point 7 treated under the two laser energy densities as well as the TTT and CHT curves of a master alloy. Schematic heating and cooling profiles with different glass-forming ability (GFA) treated under high and low laser energy densities in (e) melting zone and (f) heat-affected zone [51].

单个样品的处理时间仅为分钟级，这使得样品的制备效率大大提高. 最后通过XRD等表征技术对批量熔淬层进行检测，这也减少了XRD的制样时间. 该方法仅需要更改激光工艺参数对样品进行反复熔淬处理便可快速筛选出高玻璃形成能力组分, 与传统方法相比, 此方法评估每个合金样品的玻璃形成能力所需总的时间仅为~0.7 h, 其效率提高10倍左右. 此外, 传统铸造过程中，玻璃形成能力的评估受到铸造温度、工艺设备以及人员误差等因素的显著影响，而激光熔淬处理的自动化程度高，可以大大减少操作过程中的人为误差, 提高结果的准确性，且所用样品质量小，大大节约了非晶合金体系组分原料开发的成本，因此该方法是一类新型高效的高通量玻璃形成合金的有效检出方法.

5　结论与展望

综上，当今非晶合金的开发已经从传统的试错法转变成高通量实验的高效开发方法. 目前已报道了多

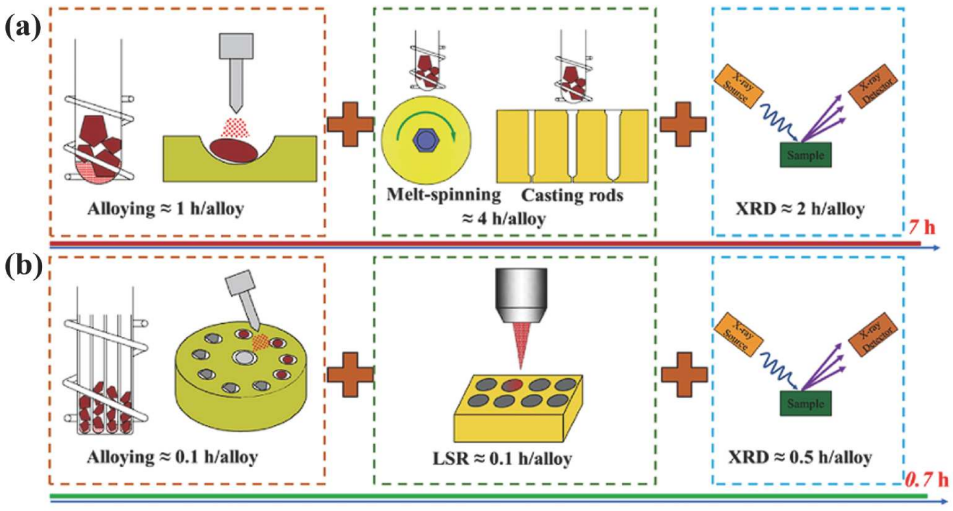


图 14　(网络版彩图) (a) 传统试错法开发非晶合金的流程及时间周期; (b) 母合金表面激光熔淬高通量筛选非晶合金组分的时间周期[51]

Figure 14　(Color online) (a) The process and time period of the evaluation of glass-forming ability of an alloy by the conventional trial-and-error method; (b) time period of high-throughput screening of amorphous alloys by laser melting and quenching technique on the surface of master alloy [51].

种非晶合金的高通量实验筛选方法，如镀膜法、激光法、平行铸造法. 其中，基于母合金表面激光熔淬技术的高玻璃形成合金快速筛选方法是通过采用高能激光快速熔化和快速淬冷阵列母合金表面，使具有高玻璃形成能力的母合金表面形成非晶熔淬层，从而可以高效地筛选出具备高玻璃形成能力的合金，该方法作为一种新型的高通量实验筛选手段，在现有多个经典二元和多元高玻璃形成能力合金体系中均获得了有效应用验证，其显著提高了非晶合金的研发效率和准确性. 进一步，该母合金表面激光熔淬技术，可结合更为先进的高通量表征技术(如高通量XRD、光学表面形貌表征、电学检测方法等)和更为高效的非晶合金组分预测设计方法(如机器学习预测等)，从而进一步加速未知新型非晶合金组分开发，其获得的海量有效数据还可以指导非晶合金的进一步设计与优化. 随着该类技术的不断进步和推广应用，将为非晶合金设计开发提供全新的解决方案，推动非晶合金材料在航空航天、机械制造、电子装备等领域更为广泛应用.

参考文献

1 Wang W H. The nature and properties of amorphous matter (in Chinese). Prog Phys, 2013, 33: 175 [汪卫华. 非晶态物质的本质和特性. 物理学进展, 2013, 33: 175]
2 Wang W H. Bulk metallic glasses with functional physical properties. Adv Mater, 2009, 21: 4524–4544
3 Inoue A, Takeuchi A. Recent development and application products of bulk glassy alloys. Acta Mater, 2011, 59: 2243–2267
4 Schroers J. Processing of bulk metallic glass. Adv Mater, 2010, 22: 1566–1597
5 Axinte E. Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals. Mater Des, 2012, 35: 518–556
6 Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. Acta Mater, 2000, 48: 279–306
7 Dolan M D, Dave N C, Ilyushechkin A Y, et al. Composition and operation of hydrogen-selective amorphous alloy membranes. J Membr Sci, 2006, 285: 30–55
8 Takeuchi A, Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element. Mater Trans, 2005, 46: 2817–2829

9 Jin K, Löffler J F. Bulk metallic glass formation in Zr-Cu-Fe-Al alloys. Appl Phys Lett, 2005, 86: 241909

10 Ding S, Liu Y, Li Y, et al. Combinatorial development of bulk metallic glasses. Nat Mater, 2014, 13: 494–500

11 Hui J, Ma H, Wu Z, et al. High-throughput investigation of crystal-to-glass transformation of Ti-Ni-Cu ternary alloy. Sci Rep, 2019, 9: 19932

12 Hata S, Sakurai J, Yamauchi R, et al. Search for novel amorphous alloys with high crystallization temperature by combinatorial arc plasma deposition. Appl Surf Sci, 2007, 254: 738–742

13 Lu Z, Zhang Y, Li W, et al. Materials genome strategy for metallic glasses. J Mater Sci Tech, 2023, 166: 173–199

14 Ding S, Gregoire J, Vlassak J J, et al. Solidification of Au-Cu-Si alloys investigated by a combinatorial approach. J Appl Phys, 2012, 111: 114901

15 Zhou J, Liu X, Li X S, et al. High-temperature malleable Ta-Co metallic glass developed by combinatorial method. Scripta Mater, 2022, 219: 114883

16 Kramer J. Produced the first amorphous metals through vapor deposition. Ann Phys, 1934, 19: 37

17 Brenner A, Couch D E, Williams E K. Electrodeposition of alloys of phosphorus with nickel or cobalt. J Res Natl Bur Stan, 1950, 44: 109

18 Klement Jun. W, Willens R H, Duwez P. Non-crystalline structure in solidified gold-silicon alloys. Nature, 1960, 187: 869–870

19 Liebermann H, Graham C. Production of amorphous alloy ribbons and effects of apparatus parameters on ribbon dimensions. IEEE T Magn, 1976, 12: 921–923.

20 Chen H S, Turnbull D. Formation, stability and structure of palladium-silicon based alloy glasses. Acta Metall, 1969, 17: 1021–1031

21 Inoue A, Zhang T, Masumoto T. Production of amorphous cylinder and sheet of $La_{55}Al_{25}Ni_{20}$ alloy by a metallic mold casting method. Mater Trans JIM, 1990, 31: 425–428

22 Inoue A, Kato A, Zhang T, et al. Mg-Cu-Y amorphous alloys with high mechanical strengths produced by a metallic mold casting method. Mater Trans JIM, 1991, 32: 609–616

23 Zhang T, Inoue A, Masumoto T. Amorphous Zr-Al-TM (TM = Co, Ni, Cu) alloys with significant supercooled liquid region of over 100 K. Mater Trans JIM, 2007, 32: 1005–1010

24 Peker A, Johnson W L. A highly processable metallic glass: $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}$. Appl Phys Lett, 1993, 63: 2342–2344

25 Zhou K, Liu Y, Pang S, et al. Formation and properties of centimeter-size Zr-Ti-Cu-Al-Y bulk metallic glasses as potential biomaterials. J Alloys Compd, 2016, 656: 389–394

26 Gu X J, McDermott A G, Poon S J, et al. Critical Poisson's ratio for plasticity in Fe-Mo-C-B-Ln bulk amorphous steel. Appl Phys Lett, 2006, 88: 211905

27 Turnbull D, Fisher J C. Rate of nucleation in condensed systems. J Chem Phys, 1949, 17: 71–73

28 Lu Z P, Liu C T. Glass formation criterion for various glass-forming systems. Phys Rev Lett, 2003, 91: 115505

29 Hui X D, Chen G L. Bulk Metallic Glasses (in Chinese). Beijing: Chemical Industry Press, 2007 [惠希东, 陈国良. 块体非晶合金. 北京: 化学工业出版社, 2007]

30 Inoue A, Takeuchi A. Recent progress in bulk glassy, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys. Mater Sci Eng-A, 2004, 375-377: 16–30

31 Maier W, Stöwe K, Sieg S. Combinatorial and high-throughput materials science. Angew Chem Int Ed, 2007, 46: 6016–6067

32 Liu Y, Padmanabhan J, Cheung B, et al. Combinatorial development of antibacterial Zr-Cu-Al-Ag thin film metallic glasses. Sci Rep, 2016, 6: 26950

33 Zhai L, Lu Y, Zhao X, et al. High-throughput screening of laser additive manufactured metallic glass via ultrasonic wave. Sci Rep, 2019, 9: 17660

34 Tsai P, Flores K M. High-throughput discovery and characterization of multicomponent bulk metallic glass alloys. Acta Mater, 2016, 120: 426–434

35 Li M X. Combinatorial Method and Thermal Training on Metallic Glasses (in Chinese). Dissertation for Doctoral Degree. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2019 [李明星. 非晶合金的高通量制备、表征与性能调控. 博士学位论文. 北京: 中国科学院大学, 2019]

36 Li Y, Jensen K E, Liu Y, et al. Combinatorial strategies for synthesis and characterization of alloy microstructures over large compositional ranges. ACS Comb Sci, 2016, 18: 630–637

37 Xing H, Zhao B, Wang Y, et al. Rapid construction of Fe-Co-Ni composition-phase map by combinatorial materials chip approach. ACS Comb Sci, 2018, 20: 127–131

38 Li M X, Zhao S F, Lu Z, et al. High-temperature bulk metallic glasses developed by combinatorial methods. Nature, 2019, 569: 99–103

39 Audebert F, Colaço R, Vilar R, et al. Production of glassy metallic layers by laser surface treatment. Scripta Mater, 2003, 48: 281–286

40 Chen B, Li Y, Yi M, et al. Optimization of mechanical properties of bulk metallic glasses by residual stress adjustment using laser surface melting. Scripta Mater, 2012, 66: 1057–1060

41 Chen B, Li Y, Cai Y, et al. Surface vitrification of alloys by laser surface treatment. J Alloys Compd, 2012, 511: 215–220

42 Enzo S, Polizzi S, Benedetti A. Applications of fitting techniques to the Warren-Averbach method for X-ray line broadening analysis. Z Kristallogr-Cryst Mater, 1985, 170: 275–288

43 Yang H W, Wen J, Quan M X, et al. Evaluation of the volume fraction of nanocrystals devitrified in Al-based amorphous alloys. J Non-Cryst Solids, 2009, 355: 235–238

44 Bi J, Liu X, Zhao H, et al. Rapid identification of highly glass-forming alloys in Cu-Zr binary system by laser glazing. Surf Coat Tech, 2024, 478: 130421

45 Li Y, Guo Q, Kalb J A, et al. Matching glass-forming ability with the density of the amorphous phase. Science, 2008, 322: 1816–1819

46 Inoue A, Zhang W. Formation, thermal stability and mechanical properties of Cu-Zr and Cu-Hf binary glassy alloy rods. Mater Trans, 2004, 45: 584–587

47 Tang M B, Zhao D Q, Pan M X, et al. Binary Cu-Zr bulk metallic glasses. Chin Phys Lett, 2004, 21: 901–903

48 Xu D, Lohwongwatana B, Duan G, et al. Bulk metallic glass formation in binary Cu-rich alloy series—$Cu_{100-x}Zr_x$ (x = 34, 36, 38.2, 40 at.%) and mechanical properties of bulk $Cu_{64}Zr_{36}$ glass. Acta Mater, 2004, 52: 2621–2624

49 Zhu Z, Zhang H, Pan D, et al. Fabrication of binary Ni-Nb bulk metallic glass with high strength and compressive plasticity. Adv Eng Mater, 2006, 8: 953–957

50 Xia L, Shan S T, Ding D, et al. Binary bulk metallic glass $Ni_{62}Nb_{38}$ with high compressive strength of 3100 MPa. Intermetallics, 2007, 15: 1046–1049

51 Liu X, Bi J, Zhao H, et al. Rapidly screening out refractory metallic alloys with high glass-forming ability by laser surface remelting. Mater Today Adv, 2024, 21: 100462

52 Schroers J, Masuhr A, Johnson W L, et al. Pronounced asymmetry in the crystallization behavior during constant heating and cooling of a bulk metallic glass-forming liquid. Phys Rev B, 1999, 60: 11855–11858

53 Bai F X, Yao J H, Wang Y X, et al. Crystallization kinetics of an Au-based metallic glass upon ultrafast heating and cooling. Scripta Mater, 2017, 132: 58–62

54 Bordeenithikasem P, Liu J, Kube S A, et al. Determination of critical cooling rates in metallic glass forming alloy libraries through laser spike annealing. Sci Rep, 2017, 7: 7155

55 Erukhimovitch V, Baram J. Nucleation and growth transformation kinetics. Phys Rev B, 1995, 51: 6221–6230

High-throughput experimental screening method for alloys with high glass-forming ability

ZHAO Hengbo, LIU Xiaobin, BI Jiazi, GONG Xuhe, LI Ran* & ZHANG Tao

School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China
**Corresponding author (email: liran@buaa.edu.cn)*

Traditional preparing and screening methods for metallic glasses based on rapid solidification techniques from melt, like melt spinning, copper mold casting, etc., exhibited the problems of low efficiency and high cost. In recent years, high-throughput film preparation of alloy library based on multi-target co-deposition technique was provided successfully to accelerate the screening efficiency for the development of new metallic glasses. However, the main drawback of the high-throughput method is the extremely high cooling rate (~10^8 K/s) during the formation of the film samples, compared with the traditional glass-forming condition of the aimed metallic glasses with high glass-forming ability (the normal critical cooling rate $\leqslant 10^3$ K/s). Recently, the laser melting and quenching technique on the surface of master alloys was developed to offer a new choice for high-throughput screening of metallic glasses with high glass-forming ability. Comparable with the preparation processes using the traditional rapid-solidification methods, the preparation of metallic glasses using this laser method is as the following process: firstly rapidly melting the local surface of the master alloy using laser beam to form melt; then conducting heat away from the substrate to achieve rapid solidification of the melt with the cooling rate of 10^3–10^5 K/s and remain the amorphous structure on the surface of the master alloys with high glass-forming ability. Compared with the traditional methods, this new paradigm using the laser melting and quenching technique has significant advantages in the reduction of research costs and simplification of the screening processes, which can improve high efficiency and accuracy of the development of metallic glasses with high glass-forming ability.

metallic glasses, glass-forming ability, high-throughput experiment, laser melting and quenching technique

PACS: 61.43.Dq, 64.70.Dv, 81.05.Kf, 81.65.-b

doi: 10.1360/SSPMA-2024-0538