

金属液体结构与性能研究的新进展*

王晓东[†] 熊良华 蒋建中^{††}

(浙江大学新结构材料国际研究中心 材料科学与工程学院 杭州 310027)

2017-01-10 收到

[†] email: wangxd@zju.edu.cn

^{††} email: jiangjz@zju.edu.cn

DOI: 10.7693/wl20180403

Recent studies on the structure and properties of metallic liquids

WANG Xiao-Dong[†] XIONG Liang-Hua JIANG Jian-Zhong^{††}

(International Center for New-Structured Materials, School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

摘要 金属液体的结构演化与其性能的关联一直都是凝聚态物理和材料科学领域的研究热点。文章介绍了金属液体结构的研究方法,以及液-液相变、物性参数和易碎性指数与其结构之间的内在关联性等基础科学问题的最新研究进展。随着金属液体结构和性能研究的不断深入,特别是大量先进实验方法的引入,加深了人们对金属液体的认识,同时促进了新材料的开发和性能改善等。

关键词 金属液体, 结构与性能, 同步辐射技术, 分子动力学模拟

Abstract The relationship between the structural evolution and macroscopic properties of metallic liquids has been a long-standing issue in condensed-matter physics and materials science. In this paper we review recent progress in the study of various fundamental aspects of metallic liquids, including new methods to analyse the structure, liquid-to-liquid transition, physical properties, and fragility, in correlation with the structure of metallic liquids. With the progress of research on the structure and properties of metallic liquids, especially with the incorporation of advanced techniques, we are gaining an ever deeper understanding of metallic liquids, which should play a far-reaching role in the design and improvement of the properties of new materials.

Keywords metallic liquids, structure and properties, synchrotron radiation techniques, molecular dynamics simulations

1 引言

看过美国好莱坞电影《终结者2》的观众都会被其中机器人任意改变形状的场景所震撼,而制造这种机器人的现实版材料就是液态金属。金属在液态时具有流动性,剪切模量为零,而凝固以后却又具有高的强度、硬度和低的电阻率等。

近期的研究发现某些金属液体通过吞食少量的铝(Al)屑后,可以成为一种自驱动马达,在无需外部提供动力的条件下自主运动^[1]。还有一些金属液体,缓冷时得到固态晶体材料的性能很差,而快速急冷时,通过玻璃转变得到固态无序合金材料后性能显著提升,与其晶态时的表现行为截然不同。自20世纪90年代初以来,无序合金材料已经成为先进金属材料领域最活跃的科研热点之一^[2-5]。这种先进材料具有多种优良的性能,例

* 国家重点基础研究发展计划(批准号:2012CB825700)、国家自然科学基金(批准号:U1532115)资助项目

如高的强度、高的弹性极限($\sim 2\%$)、高的耐蚀、耐磨性和优异磁学性能等^[6-8]。固态无序合金通常是通过金属液体快冷形成,在金属液体冷却过程中,避免晶体形核,直接保留了液态时的原子构型。因此,有时也称固态无序合金为凝固的(或深过冷的)液态金属。所以,一方面,固态无序合金与金属液体之间存在着结构的关联,它们都没有长程平移(或取向)有序的原子排列;另一方面,它们之间还存在着结构差异,例如,金属液体的原子流动性好,导致液态的原子构型不仅在空间上有结构差异,而且在时间上也可能存在结构的不同^[9, 10]。固态无序合金与金属液体之间存在的结构遗传性将直接影响到:(1)能否合成新型无序合金材料;(2)制备的大块无序合金材料的各种性能。正如诺贝尔物理学奖获得者安德森(P. W. Anderson)博士所指出的,无序物质结构是当前凝聚态物理领域最重要也是最有挑战性的问题之一^[11]。从材料角度看,金属液体一直是铸造、冶金、焊接、晶体生长等工业生产和基础科学研究的主体,对其结构性能的研究,不仅有利于提升产品的质量和性能,而且也能够丰富已有的知识,增加对未知的了解。为了达到能够从原子尺度上设计和优化材料,材料科学家越来越关注在原子尺度上了解材料微观结构与宏观性能之间的关系。采用先进实验设备和最新的理论模拟方法,系统地开展金属液体原子构型的演化研究是十分重要的。

2 金属液体结构研究方法

金属液体的结构和性能研究远落后于晶态材料,一直以来都是最具挑战性的科学研究前沿。金属液体一般处于熔点以上,化学活性高,若无特殊防护措施极易氧化或与容器壁发生反应。无容器技术具有微重力环境的突出特征,避免了容器壁引入的污染,消除了异质形核作用和热传导作用,有利于材料热动力学性质的测量同时能获得较大的过冷度,对金属液体性能的研究起着重要的理论和现实意义^[12-15]。同步辐射光源是近年

来迅猛发展的大科学装置,正朝着亮度更强,空间和能量分辨更精细,时间分辨更快的方向发展,为材料科学研究提供了丰富的手段。同步辐射X射线衍射和X射线吸收谱常用来解析液态金属的微观结构,为其提供大量的实验数据。近年来理论模拟研究为从原子尺度上研究金属液体结构提供了可能,当计算结果与实验数据吻合时,能够有效地预测金属液体凝固过程中的结构演化和相的择优析出规律,如模拟液-液相变,提供直观的3维原子分布立体等信息^[16-18]。这里将主要结合我们近期的科研工作,简单介绍先进的同步辐射技术和无容器悬浮技术以及理论模拟在金属液体结构和性能研究方面的应用。

由于金属液体的原子排列缺乏周期性,不能简单的借用常规描述晶体结构的方法来描述,通常采用原子径向分布函数(radial distribution function, RDF),即在大量原子组成的系统中任取一个原子为球心,求半径为 r 到 $r+dr$ 的球壳内的平均原子数,再分别以系统中每个原子取作球心时所得的结果进行平均,并用函数 $4\pi r^2\rho(r)+rG(r)$ 表示。因此径向分布函数可以给出任一原子周围其他原子在空间沿径向分布的统计平均信息。借助于先进的第三代同步辐射装置,利用高亮度、高能量的同步辐射X射线衍射技术可以精确测量金属液体原子的散射强度,从而得到结构因子,对结构因子做傅里叶变换可得到对分布函数 $G(r)$,表征金属液体从短程到中程范围内原子在实空间中的平均结构信息。X射线吸收谱包括近边和扩展边谱,由吸收边后的一些小的震荡组成,反映了吸收原子周围近程原子结构信息,经傅里叶变换后可以得到几个埃尺度内原子团簇结构特征。它不依赖晶体的长程结构,具有很广的应用范围,特别是在无序合金材料如金属液体的结构表征方面具有强大的应用功能。我们通过研究Al, Zn, Sn, In, Cu, Ni, Ag, Au, Cd, Ga, Mg, Nb, Mo等单质金属和Ga-In, Ga-Sn, Cd-Sn, Cd-Zn, Zn-Sn, Ag-Ga, Ag-Ge, Al-Cu等二元合金的液态结构信息,首次报道了金属液体中一个普遍存在的反常现象,即其第一近邻原子间距在

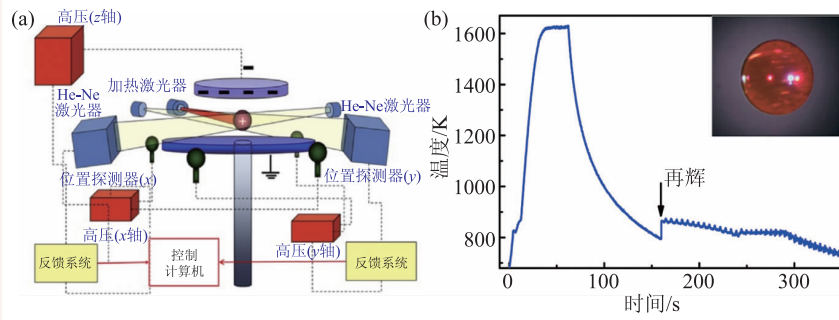


图1 (a)静电悬浮装置示意图；(b)悬浮样品 $Al_{75}Cu_{25}$ 典型的升温降温曲线，插图是最高温度点时悬浮熔体小球的快照

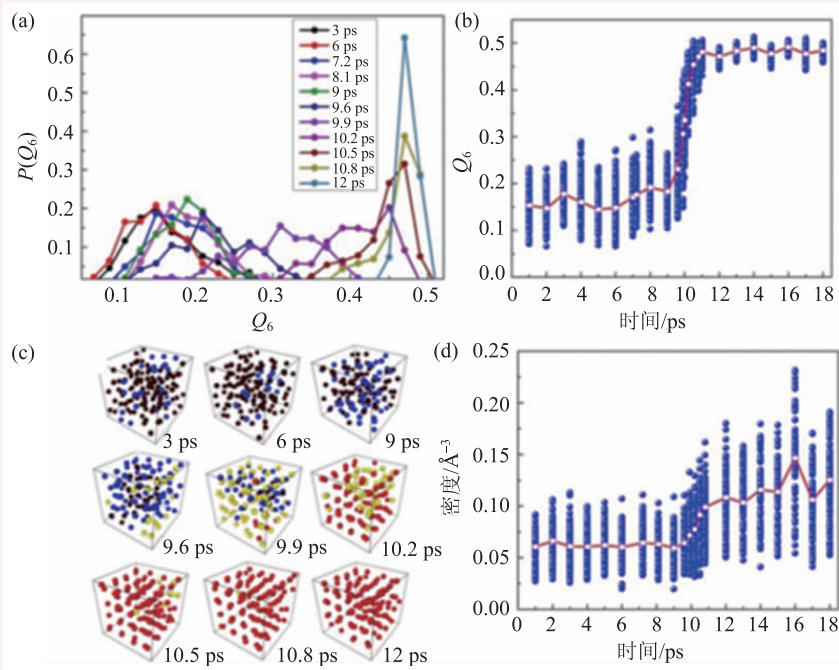


图2 金属液体钕凝固过程中的结构演化图 (a)键取向有序度演化图；(b)体系原子 Q_6 参数变化图；(c)根据 Q_6 参数值不同而标定的原子构型图；(d)体系原子密度随时间演化图

升温过程中会发生收缩，实验和理论模拟结果都表明，升高温度会导致这些液态金属内的多面体从高配位向低配位的演变，随着温度的升高，高配位团簇的份额会减少而低配位团簇的份额会增多，从而导致最近邻原子的间距减小^[19]。

无容器悬浮技术近些年来得到了迅猛的发展^[20-22]。由于配备了各种辅助仪器，该技术正越来越成熟地用于液态金属的物性表征。目前普遍采用的悬浮方法有：电磁悬浮、静电悬浮、气动悬浮和声悬浮等等。电磁悬浮由高频电流和悬浮

线圈组成，悬浮线圈之间存在对称的悬浮力势阱可导致样品能克服重力的束缚。因为核心部件的悬浮线圈易于改造设计，电磁悬浮在工业应用(如金属熔炼等方面)较广。但由于悬浮线圈又充当加热源，难以保证样品始终处于一个稳定的位置。静电悬浮的优势有：加热和悬浮独立控制，超高真空环境，能悬浮表面带电的试样，有反馈式调整系统稳定样品。图1(a)是静电悬浮示意图，(b)是悬浮样品 $Al_{75}Cu_{25}$ 典型的加温降温曲线。Xiong等人运用静电悬浮装置测得 $Al_{75}Cu_{25}$ 合金液体比热随着温度从1600 K降到800 K时单调上升，并没有前人理论预测的在团簇状态时出现的液-液相变峰，说明 $Al_{75}Cu_{25}$ 金属液体在纳米尺度范围内可能由于表面原子比例高而易于在表面发生短程和中程有序化，而在较大样品中表面原子数极少，很难促使该转变的发生^[23]。

分子动力学模拟能够重构三维原子结构信息，从而能在原子尺度解释金属液体的微观结构演化和动力学特征的变化。Debela等人运用从头算分子动力学方法模拟金属液体钒(V)在3000 K到1500 K温度范围内的降温凝固过程，发现类二十面体在液态和过冷液态相区大量存在，并在凝固过程中金属液体内有各种先驱相的存在，特别是类体心立方结构比较明显，观察到液态内键取向序先于密度波动并占主导而促使凝固的发生^[24]。此外还发现，在金属液体钕(Nb)凝固结晶为体心立方结构前一直是类二

十面体结构占据主导地位^[25]。在金属铋的过冷液体形核凝固过程中，发现由能量起伏引起的键取向有序度在形核一开始就立即形成，先于密度起伏的发生，局域有序大部分为类体心立方结构，少量为密排六方结构，并且结晶时体心立方结构在液体区迅速扩展蔓延。图2是金属液体铋在形核凝固过程中的结构演化^[26]。在模拟液态金属镁(Mg)的凝固过程发现跟温度有关的相选择现象，在略低于熔点温度下，液体先析出类体心立方结构的先驱相，而该结构在形核过程中占据主导地位，最后转变为密排六方相^[27]。Xiong等人模拟Al₂Au金属液体发现类二十面体结构在液体和过冷液体区域内并不占据主导地位，而是与晶体相局域结构有序非常吻合，表明该金属液体在降温凝固过程中将局域短程序遗传给固相结构^[28]。

3 金属液体中的液—液相变

金属材料的相变不仅仅是材料结构研究的重点，而且还常常伴随着力学、电学、磁学等宏观性质的改变，是结构材料和功能材料应用的基础。关于金属材料固态相变的研究相对较为清楚，然而金属液体一般是固态金属的母相，对后续凝固的微观组织和性能有着非常重要的影响。限于研究手段的匮乏，人们对金属液体的结构性能研究起步较晚，近年来才成为凝聚态物理和材料学科研究的热点。

晶体多形态相变在固态物质内非常普遍。这种多形性转变现象发现也可能存在两种具有不同的熵值或微观结构的液态之间。如在H₂O, P, Si, Al₂O₃-Y₂O₃等一些网状玻璃物质中已报道存在液—液转变^[29-32]。在液态金属材料中，Wei等人在强金属玻璃形成体系Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5}中发现由温度诱导的一级液—液转变(图3(a))，该过程伴随着液体局域原子

结构和粘度急剧变化但未有密度的突变。这也给“高温易碎性(fragile)液体在玻璃转变温度以上可能发生λ相变”假说提供支持^[33]。Xu等人用²⁷Al标定的核磁共振方法，测得笼式体积波动和原子扩散随温度关系，发现在玻璃形成液体La₅₀Al₃₅Ni₁₅内发生的液—液转变(图3(b))，孕育时间和过冷度的关系表明该转变符合一级相变特征。理论模拟显示，原子扩散与温度关系与实验吻合性很好，表明该转变伴随有键取向序的改变，而没有观察到密度的异常^[34]。

Xiong等人用同步辐射实验和从头算分子动力学方法研究发现金属Ga液体在高温(1000 K左右)存在有液—液转变(图3(c))，在1000 K以上和以下两种液体区域内，Ga液体的扩散特性、比热、键取向有序度、原子对含量、原子协同运动特性和配位团簇组成上有很大差异。同时，其他课题组也报道了液态金属Ga的密度、粘度、电阻和热电特性与温度关系在1000 K左右出现转折^[35]。压力和温度是改变材料结构状态的两个物理参量。通过改变温度和压力可能诱导液—液转变，常常也伴随着相同成分液体密度值的改变。Cadien

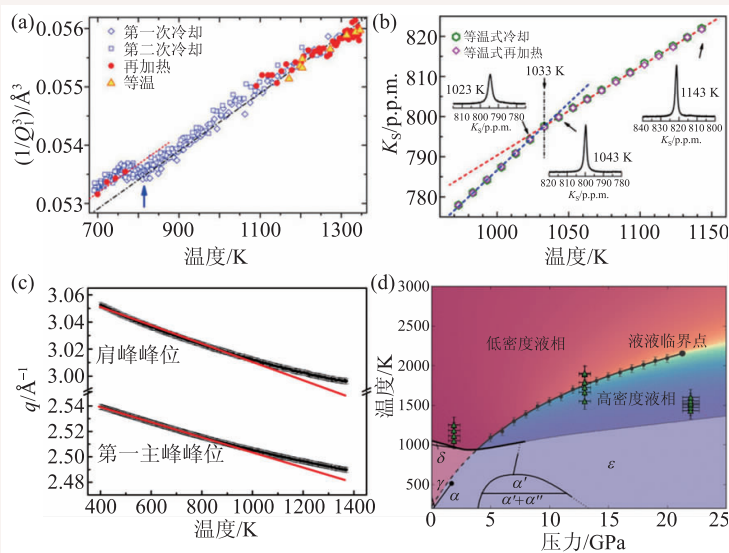


图3 (a)金属玻璃形成体系Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni₁₀Be_{22.5}在液相区加热和冷却时， $1/Q_1^3$ 与温度的变化关系，箭头显示在约830 K处出现一个不连续点；(b)核磁共振结果显示玻璃形成液体La₅₀Al₃₅Ni₁₅在1033 K上下出现结构的转变， K_s 为奈特位移；(c)液态金属镓在约1000 K处存在结构变化， q 为结构因子；(d)液态金属铋在13 GPa，1550—1900 K发生液—液结构转变的温度—压力图

等利用高温高压原位X射线衍射技术,报道了液态金属铈(Ce)中的液-液相变现象(图3(d)),发现在13 GPa压力下温度从1550到1900 K过程中发生了高密度液相(HDL)向低密度液相(LDL)的转变,而HDL和LDL两种液态密度相差高达14%;借助第一性原理从头算的方法,建立液态金属铈的理论模型,发现4f电子的离域化可能是导致该一级相变发生的原因^[36]。然而,由于高温高压极端条件的限制和很难确定过冷液体中的成分变化等因素,液-液相变的本质是什么?是否具有普适性?这些问题还存在争议。

4 金属液体的物理特性研究

金属镓(Ga)、铟(In)、锡(Sn)等熔点低,耐腐蚀性能好,多形性相转变较多,经常被用来研究结晶过程和进行机理研究^[37-39]。液态金属镓与水类似,在常压下熔点温度时的液态密度比固态大3%左右,在冷却时往往能过冷到较低温度。同样,金属锗(Ge)在熔化时密度会相应增加约4.7%,它的配位数由固态时的4增加到液态时的6.8,电导率增加一个数量级,发生从半导体到金属性的转变^[40]。金属镓、铟和锡等液体表面结构复杂,往往有2—3个原子层厚度的有序区,这些金属液体的结构因子第一主峰在高衍射矢量方向上存在明显的肩峰^[41-43]。从工业冶金方面来看,对金属(特别是合金)熔体的物理性质的认知十分

重要,但十分欠缺,缺少足够精确的实验数据供实用参考。在研究固态Cu-Zr无序合金形成时,实验表明最佳的玻璃形成合金与其竞争的晶体相之间的密度差最小。然而,Kelton等^[44]认为Cu-Zr液态合金是一个易碎性的合金体系,发现在Cu-Zr液态合金中,最强玻璃形成的液态合金展示了快的体积收缩而使体系趋近一个高的密度态。然而,我们在研究La基液态合金体系的膨胀行为时发现情况和Cu-Zr体系正好相反^[45]。我们选择La基合金的原因在于La基无序合金具有相对较低的熔点以及具有明显的临界尺寸的变化,La₆₂Al₁₄Cu₂₄(S-1)无序合金的临界尺寸只有4 mm直径,而La₆₂Al₁₄(Cu_{5/6}Ag_{1/6})₁₄Ni₅Co₅(S-2)合金的临界尺寸大于20 mm,同时两者的易碎性(fragility)参数分别为17和20,表明它们是较强的玻璃形成体系^[46]。采用自制的氧化铝样品架,由一个套筒和两个活塞组成,如图4(a)所示。为能够测量熔体的膨胀性能,必须做到:(1)套筒和活塞的配合间隙不大于10 μm(否则液态样品会外漏从而无法进行试验),同时还要求二者在很小的推力作用下(小于50 mN)可以较容易地进行相对运动;(2)套筒和活塞必须是同种材料制成,以保证它们有着相同的膨胀系数;(3)对于金属液体的研究,要求样品架不能与样品反应,并且要有足够高的硬度和致密度。我们的测量结果表明La基液态样品的热膨胀系数并不是一个常数,而是随着温度的升高逐渐增加,如图4(b)所示。与此同时,在任一

温度点下,样品S-1的膨胀系数始终大于样品S-2的膨胀系数。由此实验数据可以得出,在La基无序合金中,具有强玻璃成形能力样品的热膨胀系数反而较小。在得到两个样品的热膨胀数据之后,因为套筒的内径是固定的,根据长度的变化就可以推算液态体积的变化,因此可以计算出任一温度时刻液态密度值随温度的变

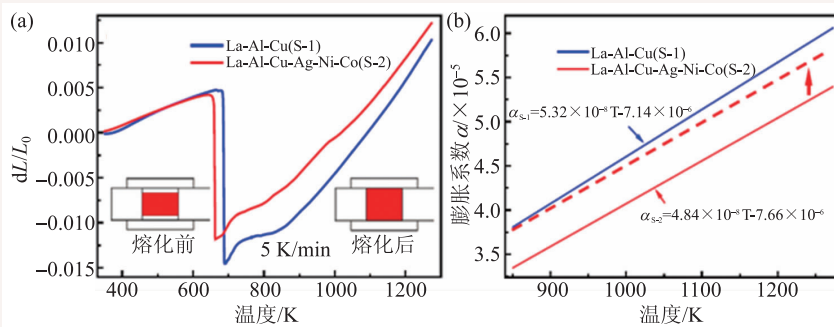


图4 (a)La₆₂Al₁₄Cu₂₄(S-1)和La₆₂Al₁₄(Cu_{5/6}Ag_{1/6})₁₄Ni₅Co₅(S-2)晶态合金从固态到液态时的热膨胀行为, dL/L₀为样品长度的变化。插图给出了样品在样品架中熔化前后形状的变化;(b)S-1和S-2液态样品在温度850 K—1273 K膨胀系数的变化(膨胀系数为单位温度范围内的长度变化率大小),虚线是S-2样品的平移显示出S-1和S-2液态样品膨胀系数的差异

化。结果表明在任一温度点时，样品 S-2 的密度始终大于样品 S-1。然而，对两个样品的密度相对于晶态时的变化量进行比较时发现，样品 S-1 在熔体时的变化量明显大于 S-2。获得的结果表明在强液态 La 基液态合金中，液态的膨胀系数越小，密度越大，则样品的玻璃形成能力越强。

5 金属液体的易碎性与玻璃转变

Angell^[47]根据过冷液体的粘滞系数与温度曲线($\log\eta \sim T_g/T$)的斜率变化差异将液态区分为强(strong)液相和碎(fragile)液相两大类。其中，强的液相如 SiO₂, GeO₂等，其粘滞系数的变化基本遵循 Arrhenius 规律，而典型易碎的液相如三联苯，其粘滞系数随温度的变化远远偏离了 Arrhenius 规律。目前已报道的实验数据表明大多数无序合金的过冷液相粘滞系数的变化基本介于二者之间。并且将 $T=T_g$ 时的曲线斜率的大小定义为易碎性指数 m , $m = d\log\eta/d(T_g/T)|_{T=T_g}$ 。一般认为，指数 m 越大，表明液相材料的结构不均匀性增大，玻璃形成能力减弱。Novikov 和 Sokolov^[48]研究发现深过冷液体的易碎性指数 m 与 K/G 间存在线性关系， $m = 29(K/G - 0.41)$, K , G 分别为体模量和剪切模量。因此， m 与泊松比之间也存在密切的关系。随后，Yannopoulos 和 Johari^[49]通过比较大量体系后，对此提出置疑，并认为 m 与 K/G 之间并不存在线性关系。本课题组在研究 La 基^[46]和 Zr-Cu 基^[50]无序合金时也发现玻璃形成能力越强，指数 m 相对增大。对于强玻璃形成能力的 Pd₄₃Ni₁₀Cu₂₇P₂₀ 合金^[51]，报道的指数 m 也高达 65。Busch 等^[52]在研究 Zr-Ti-Cu-Ni-Be (Vit1) 过冷金属熔体时发现，该合金趋近于强液相范围，液固相间的密度差值很小，表明过热金属熔体和过冷金属熔体中存在较少的自

由体积，并且非晶相形成液态金属时熔化焓相对较小，表明在熔体中可能存在化学短程序，这将导致原子团簇的形成或相分离的发生。Mukherjee 等^[53]发现，该无序合金在熔化温度时自由体积变化小也是其强玻璃形成能力的关键所在。他们还发现 Vit1 的强液态行为可能是由于在很宽的金属熔体范围内存在二十面体的短程序，降低了液固相间的界面能，从而降低了自由体积差^[54]。这些已报道的研究工作结果表明指数 m 的局限性，同时也揭示了研究金属液体原子构型和密度变化的重要性。结合同步辐射 X 射线衍射和静电悬浮技术，Kelton 等在比较 Ni-Nb 和 Vit106a 合金时，通过比较非晶态和高温液态外推的结构因子 $S(q)$ 在 T_g 温度时的强度变化，定义了一个结构易碎性指数^[55]。发现结构易碎性指数值大时，对应的液态合金在 $T_g/T=0.55$ 温度时的粘度小，剪切粘度激活能也小，如图 5 所示。该指数表明，易碎性大的金属液体在玻璃转变时发生结构有序的倾向大于强玻璃形成的金属液体，所以玻璃形成能力弱。

通常认为无序合金的形成是由热力学和动力学两个因素共同作用的结果。然而，在急冷的过程中，动力学因素在无序合金的形成过程中可能扮演着更为重要的角色。粘滞系数是表征液态原子动力学的重要参数。在玻璃转变温度附近，过冷液体的粘度变化通常超过 14 个量级以上，然而从静态结构因子 $S(q)$ 和对分布函数 $G(r)$ 看，过冷液体中原子排列的变化在玻璃

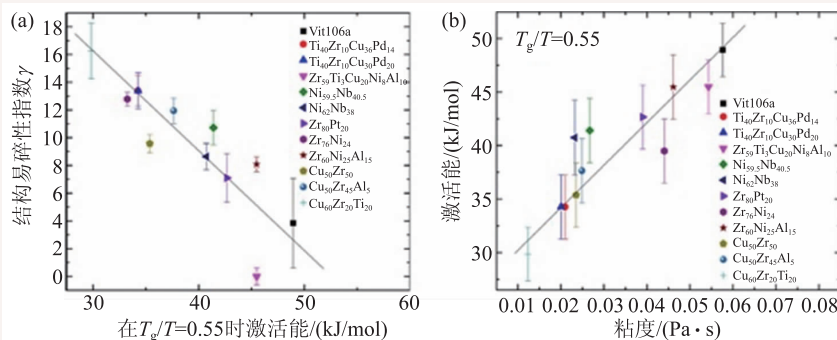


图5 (a)不同金属液体的结构易碎性指数与剪切粘度在 $T_g/T=0.55$ 时的激活能关系(图例中的 Vit106a 是一种金属玻璃的名称); (b)在 $T_g/T=0.55$ 温度时剪切粘度的激活能与粘度的关系

转变温度附近却很小,表明材料的静态结构并不能完全体现出其动态的性能特征^[56]。在高温阶段,实验表明熔体粘度和扩散系数随温度的变化通常分别遵循 Arrhenius 关系和 Stocks—Einstein 关系。然而,随着温度的降低都会发生偏离^[57]。最近, Egami 等采用分子动力学模拟的结果显示液态金属宏观粘度(或弛豫时间)偏离 Arrhenius 关系可能与微观尺度上局域团簇的形成有关^[58]。Yu 等人的理论模拟结果表明不管是热激发还是应变激发,当大多数原子的位移达到一个临界值(约为平均原子间距的 20%)时, α -弛豫总会发生^[59]。Tanaka 等人的理论模拟工作表明在玻璃形成液体中动力学的减缓与出现的局域结构的不均匀有关,认为过冷液体的密度随温度变化很小,才导致静态结构因子很小变化,而玻璃转变可能主要与结构有序参数的变化有关^[60]。研究表明,金属液体中择优结构(locally-preferred structure)的出现对其动力学的影响可能至关重要^[61]。例如,在富 Cu 的 Cu-Zr 液态无序合金中,随着温度的降低,会形成二十面体的有序团簇和二十面体团簇堆垛的中程有序结构,宏观上分别对应粘度和扩散系数偏离 Arrhenius 关系^[62]。总之,近五年来,在国内外多个科研小组的共同努力下,在金属液体原子微观构型和其宏观特性(如粘度、扩散系数、密度和电阻等)随温度的演变规律方面获得一些创新性成果,进一步加深了人们对金属液体的认识。同时,它们之间的关联性仍然是当前凝聚态物理和材料科学学科关注的热点和研究前沿。

参考文献

- [1] Zhang J, Yao Y Y, Sheng L *et al.* *Adv. Mater.*, 2015, 27: 2648
- [2] Klement M *et al.* *Nature*, 1960, 187: 4740
- [3] Inoue A. *Acta Mater.*, 2000, 48: 279
- [4] Wang W H, Dong C, Shek C H. *Mater. Sci. Eng. R*, 2004, 44: 45
- [5] Cheng Y Q, Ma E. *Prog. Mater. Sci.*, 2011, 56(4): 379
- [6] Schuh C A, Hufnag T C, Ramamurty U. *Acta Mater.*, 2007, 55: 4067
- [7] Jiang Q K. *et al.* *Sci. Rep.*, 2012, 2: 852
- [8] Skomski R, Coey J M D. *Phys. Rev. B*, 1993, 48: 15812
- [9] Dyre J C. *Physics*, 2014, arXiv: 1403.2684v1

6 结束语

先进的同步辐射和中子散射技术,静电悬浮技术和超级计算机理论模拟等已经成为现阶段研究金属液体的有效途径。我们的研究表明在很多金属液体中存在有序原子团簇,随温度的升高会发生团簇从高配位到低配位的转变,导致近邻原子间距出现负膨胀现象。在强玻璃形成的 La 基液体中,原子排列紧密,液态体积收缩小。在 Au-Al 体系中,发现存在强的组织遗传性,液态局域的结构中残留着与竞争晶体相类似的近程原子排列。在 Al-Cu 系中,没有发现所谓的液—液转变现象,而在液态 Ga 中,在 1000 K 左右观察到液态结构的变化。金属液体的易碎性指数、动力学快慢的变化等可能都与其局域结构的变化有关。玻璃转变,液—液转变和玻璃形成能力的结构本质以及金属液体性质随温度的变化等现象的微观解释,仍将是今后一段时间内金属熔体和无序合金材料领域科学研究的重点。

致谢 感谢韩国标准科学研究所 G. W. Lee 教授的友好合作;感谢上海、天津和广州国家超算中心的友情支持;感谢中国上海 SSRF,北京 BSRF,德国 Petra III,美国 APS 和法国 ESRF 等世界同步辐射光源提供的机时和长期有效的合作。

- [10] Hu Y C *et al.* *Nat. Commum.*, 2015, 6: 8310
- [11] Anderson P W. *Science*, 1995, 267: 1615
- [12] Kang D H *et al.* *Sci. Rep.*, 2014, 4: 5167
- [13] Kelton K F *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2003, 90: 195504
- [14] Kim T H *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2005, 95: 085501
- [15] Lee G W *et al.* *Cryst. Growth Des.*, 2013, 13: 1786
- [16] Ma E *et al.* *Nat. Mater.*, 2015, 14: 547
- [17] Wang X D *et al.* *Appl. Phys. Lett.*, 2013, 102: 051909
- [18] Yang L *et al.* *Phys. Rev. Lett.*, 2012, 109: 105502



微弱信号检测 半个世纪的骄傲

Model 7210
多通道锁相放大器

全球唯一
通道之最



Model 197 光学斩波器



生产商: 阿美特克商贾(上海)有限公司北京分公司
电话: 010-85262111-10 传真: 010-85262141-10
Email: info@ametek.cn
网址: www.signalrecovery.com.cn

中国代理商: 北京三尼阳光科技发展有限公司
电话: 010-65202180/81 传真: 010-65202182
Email: sales@sunnytek.net
网址: www.sunnytek.net

- [19] Lou H B *et al.* Proc. Natl. Acad. Sci., 2013, 110: 10068
 [20] Sung Y S *et al.* Rev. Sci. Instrum., 2001, 72:4419
 [21] Gangopadhyay A K *et al.* Rev. Sci. Instrum., 2005, 76:073901
 [22] Chung S K *et al.* Rev. Sci. Instrum., 1996, 67:3175
 [23] Xiong L H *et al.* J. Phys. Condens. Mat., 2015, 27:035102
 [24] Debela T T *et al.* J. Phys. Condens. Mat., 2014, 26:155101
 [25] Debela T T *et al.* J. Phys. Condens. Mat., 2014, 26:055004
 [26] Debela T T *et al.* Phys. Rev. B, 2014, 89: 104205
 [27] Debela T T *et al.* J. Appl. Phys., 2015, 117: 114905
 [28] Xiong L H *et al.* Acta Mater., 2014, 68: 1
 [29] Harrington S *et al.* Phys. Rev. Lett., 1997, 78:2409
 [30] Katayama Y *et al.* Nature, 2000, 403: 170
 [31] Beye M *et al.* Proc. Natl. Acad. Sci., 2010, 107:16772
 [32] Barnes A C. Phys. Rev. Lett., 2009, 103:225702
 [33] Wei S *et al.* Nat. Commun., 2013, 4:2083
 [34] Xu W *et al.* Nat. Commun., 2015, 6: 7696
 [35] Xiong L H *et al.* Acta Materialia, 2017, 128: 304
 [36] Cadien A *et al.* Phys. Rev. Lett., 2013, 110: 125503
 [37] Bosio L *et al.* Phys. Rev. Lett., 1975, 35: 1652
 [38] Wehinger B *et al.* New J. Phys., 2011, 13:023021
 [39] Ravelo R *et al.* Phys. Rev. Lett., 1997, 79:2482
 [40] Chathoth S M *et al.* Appl. Phys. Lett., 2009, 94:221906
 [41] Regan M J *et al.* Phys. Rev. Lett., 1995, 75:2498
 [42] Tostmann H *et al.* Phys. Rev. B, 1999, 59: 783
 [43] Shpyrko O G *et al.* Phys. Rev. B, 2004, 70:224206
 [44] Bendert J C *et al.* Phys. Rev. Lett., 2012, 109: 185901
 [45] Zhang D W *et al.* J. Appl. Phys., 2014, 116:224903
 [46] Jiang Q K *et al.* Acta Mater., 2007, 55: 4409
 [47] Angell C A. J. Non-Crystal. Solid, 1988, 49: 863
 [48] Nouikov V N, Sokolov A P. Nature, 2006, 431: 961
 [49] Yannopoulos N, Johari G P. Nature, 2006, 442: E7
 [50] Jiang Q K *et al.* Acta Mater., 2008, 56: 1785
 [51] Fan G J *et al.* Acta. Mater., 2004, 52:667
 [52] Busch R, Bakke E, Johnson W L. Acta Mater., 1998, 46:4725
 [53] Mukherjee S *et al.* Acta Mater., 2004, 52: 3689
 [54] Mukherjee S *et al.* Phys. Rev. Lett., 2005, 94:245501
 [55] Mauro N A *et al.* Nat. Commun., 2014, 5:4616
 [56] Sheng H W, Ma E, Kramer M J. JOM, 2012, 64: 586
 [57] Bartsch A *et al.* Phys. Rev. Lett., 2010, 104:195901
 [58] Iwashita T *et al.* Phys. Rev. Lett., 2013, 110:205504
 [59] Yu H B *et al.* Phys. Rev. Lett., 2015, 115: 135701
 [60] Tanaka H. J. Phys.:Condens. Matter, 2011, 23:284115
 [61] Tanaka H *et al.* Nat. Mater., 2010, 9:324
 [62] Soklaski R *et al.* arXiv: 1502.01739v2