https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20240613

金属层片结构材料的研究进展

刘笑笑[1,2]，马胜国[1,2]，乔珺威[3]，乔 力[1,2]，王志华[1,2]

（1. 太原理工大学 航空航天学院，山西 太原 030024）

（2. 太原理工大学 山西省材料强度与结构冲击重点实验室，山西 太原 030024）

（3. 太原理工大学 材料科学与工程学院，山西 太原 030024）

摘 要：金属层片结构材料通过构筑不同力学特性的层片单元形成一种独特的层片异构材料，这种多维度和多尺度的异构特性可以诱导产生多种强塑性协同机制，以此实现材料强度-塑性的协同提升。材料制备手段和处理工艺的多样化丰富了层片结构的微观形貌，同时对层片结构的微观设计也不断提出了新的设计要求和准则。优化层片结构的设计并探索宏观力学行为与微纳米层片之间的关联不仅有利于建立金属层片结构材料的设计理论，还将推动该种结构材料的实际工程应用。本文综述了近年来国内外关于金属层片结构材料的研究进展，详细介绍了不同种类的金属层片结构及其力学性能和强塑性机制，最后对层片结构未来的研究趋势和面临的挑战进行了简单的展望。

关键词：金属层片结构材料；异构；微观形貌；力学行为；强塑性机制

中图法分类号：TB31 **文献标识码：**A **文章编号：**1002-185X(2025)02-0533-12

发掘具有优异力学性能的金属材料一直是无数研究者所致力的不懈追求。随着科学技术水平的突飞猛进，复杂的服役环境对金属结构的强度水平也不断提出了新的工业要求。尤其在严峻的国际竞争背景下，先进结构材料的开发对汽车、能源、航空航天、穿甲防护等领域的发展有着重要的推动作用。强度和塑性是金属材料在实际工程应用中较为关键的力学性能，然而大多数情况下金属材料强度提升的同时，往往不可避免地伴随着塑性的下降，导致二者之间总是呈现相互抗衡的倒置关系[1–5]。因此，开发并制备兼具高强塑性的金属结构材料是长期以来国内外研究者一直追求的目标。

传统的金属强化手段包括固溶强化、析出强化、相变强化和细晶强化等[6–10]，然而它们大多以牺牲塑性为代价使材料获得较高的强度，本质上都是通过阻碍位错运动并增强位错间相互作用以提升材料的应变硬化能力[11–12]。尽管调整微结构可以使金属材料的力学性能有所提升，但这种设计策略很难实现同时具有高强度和高断裂韧性的结构材料。传统均匀结构金属材料的力学性能较为单一，并且以此基础来实现高强度的结构更具有挑战性。自然界中不乏具有优异强韧性的天然材料，材料科学家们从自然界的材料构造中受到启发设计出一些新型的结构材料，通过优化微观结构设计以实现强塑性协同耦合效应。近年来，国内外研究表明通过在金属材料中构筑多尺度、多形态的非均匀结构可以有效地解决强度-塑性倒置的关系，并把这种拥有非均匀结构的材料称为“异构材料”[11, 13–14]。“异构”的设计策略为构筑新型的结构材料提供更大的调控空间，比如可以对微观结构的尺寸、形态或微观组元类型展开研究和设计，旨在通过微观组元间的相互耦合作用以产生优异的力学性能。武晓雷等[11]指出层状结构作为一类具有代表性的异构，由于其独特的层状结构，可以实现多维度的异构设计[15]；并通过层间界面对相邻层片产生约束，有助于提高加载过程中微观结构的稳定性[16–17]。

层状的金属复合材料即为一种典型的层状结构，其中包括以层状界面划分而形成的独立层状基元，表现为宏观的层状结构[15]。而在微米甚至纳米尺度上依然存在着以层状界面划分形成的分层结构。比如由纳米和微米两种尺度的晶粒形成的两级层状异构，在微观形貌上也表现为以异质界面划分而成局部层片状结构[18]。因此，在本文中将宏观和微观尺度上以异质界面为界形成的金属层状结构统一称作为金属层片结构，即以具有不同力学和物理特性的金属层状区域为基元构筑的一种结构。

层片结构的设计构想属于一类典型的仿生结构设计。与均匀的多晶组织相比，其不仅具有由多尺度的晶粒组成的层片构型，进而通过分层组织引入了高密度的横向层间异质界面；而且还可以通过对层片间的相组成

收稿日期：2024-09-23

基金项目：国家自然科学基金（12372364，12072220，12225207）；山西省自然科学基金（202303021211038）；中央引导地方科技发展资金（YDZJSX2021B002）

作者简介：刘笑笑，男，1997年生，博士生，太原理工大学航空航天学院，山西 太原 030024，E-mail：1424047718@qq.com

展开进一步的组织优化，充分体现了多维度和多尺度的微观结构设计理念。层片结构独特的层状属性及高密度的异质界面使其表现出与传统均质材料不同的变形行为和性能表现[19–20]。通过调控层片间微观结构的尺寸，例如，晶粒尺寸和相带，可以使层片厚度得以细化，激发二者在变形过程中达到最优的耦合效应，这将进一步促进层片异构强度-塑性协同提升[21]。多维度的异构设计不仅有利于提高材料的强韧化水平，而且通过探索不同的层片微观结构与宏观力学性能之间的潜在联系，可以为进一步调控材料的性能提供广阔的设计空间。为此，本文旨在针对现有的以层片基元（以异质界面划分）为单位形成的金属结构材料进行综述，围绕不同合金体系中的层片结构展开介绍，着重讨论了层片结构对材料强塑性机制的潜在影响。

1　金属层片结构材料的种类

1.1　共晶高熵合金的层片结构

常规铸态的共晶高熵合金（eutectic high-entropy alloy，EHEA）呈现为双相层片状组织形貌[22]，在共晶转变的过程中这些层片在各个近乎等轴的晶粒内部具有不同的生长方向[19]。而采用一些其它制备和加工手段可以对铸态层片状组织形貌展开进一步地调控和优化以实现更优异的综合性能，共晶高熵合金两相交替排列的特点为实现优异的力学性能提供了巨大的潜力。

不同于传统的固溶方式，Ren 等[23]通过增材制造（additive manufacturing，AM）的方式制备了 fcc/bcc 双相纳米层片结构的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金，实现了层片厚度从微米或亚微米到纳米级别的突破。如图 1a 所示，相邻纳米层片的晶体取向明显不同，表现出随机的晶体取向。增材制造过程中快速凝固的条件很大程度上抑制了原子扩散和化学有序性的形成，导致这种双相纳米层片结构仅由 fcc 和 bcc 相组成（图 1c），两相片层厚度分别为 (151±39) nm 和 (64±24) nm，相邻片层间距为 215 nm，极端的凝固条件下形成了高度亚稳态的纳米层片组织[23]。

Shi 等[24]通过适当的热机械处理巧妙地保留了铸态 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金组织里天然的微层片结构，从而实现了一种由超细晶组成的多级双相异质层片结构，两相展现出了在尺寸和空间分布上耦合的多级异质性，而不是简单自由混合的双相超细晶结构。如图 2 所示，这些微层片是由尺寸接近 0.71 μm 再结晶态的 fcc 晶粒和 B2 晶粒组成，而非简单的相带，并且在 fcc 片层中也有尺寸 50~180 nm 的少量晶内 B2 析出相和平均尺寸约为 350 nm 的致密晶间 B2 相析出，这意味着在 fcc 片层中出现了复杂的相分解现象[24]。而在传统的热机械处理的过程中往往会将共晶高熵合金的层片结构破坏，取而代之的是取向随机且均匀分布的等轴双相细晶组织[25]，形成与铸态形貌截然不同的微观结构。这也说明了通过适当的冷轧和退火工艺可以将共晶高熵合金中最初的层片结构保留下来并实现了进一步的优化处理。

如图 3 所示，Shi 等[19]采用定向凝固这种独特的凝固组织手段，将共晶高熵合金中的共晶层片结构设计成一种类似鱼骨状的多级共晶层片结构。在定向凝固过程中，凝固组织定向生长的特征，最终呈现出沿着凝固方向定向排列的柱状晶粒组织。正如图 3a 所示，每个柱状层片中包含平行排列的共晶区域（晶粒中心）和分叉的共晶区域（晶粒两端边缘）；两种共晶区域的层片厚度分别为 2.8 μm 和 3~8 μm，相邻层片之间的间距为约为 2.1 μm，并且均由 $L1_2$ 软相和 B2 硬相交替组成，形成一种新型的分层鱼骨状结构[19]。结合定向凝固技术独特的凝固组织手段和共晶高熵合金本身的结构特点对共晶高熵合金的层片结构实现进一步的突破，首次制备出这种仿生鱼骨状的多级层片结构，为缓冲结构材料的设计提供了新的思路。

以上 3 种途径是从材料制备或对共晶高熵合金后处理的方式入手，皆对共晶高熵合金的层片结构实现了进一步地突破和优化。事实上，共晶高熵合金具有多相层片结构的独特优势，可以从改变层片横向尺寸、层片厚度

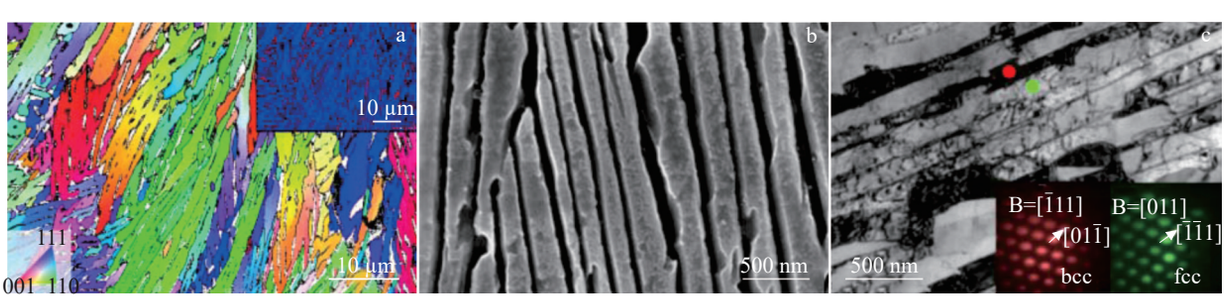


图 1　增材制造 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金的微观组织

Fig.1　Microstructure of AM $AlCoCrFeNi_{2.1}$ EHEA[23]: (a) inverse pole figure (IPF) of AM $AlCoCrFeNi_{2.1}$ with different crystallographic orientations, (b) SE-SEM image of local nanolamellar structure, and (c) BF-TEM image of fcc/bcc nanolamellae

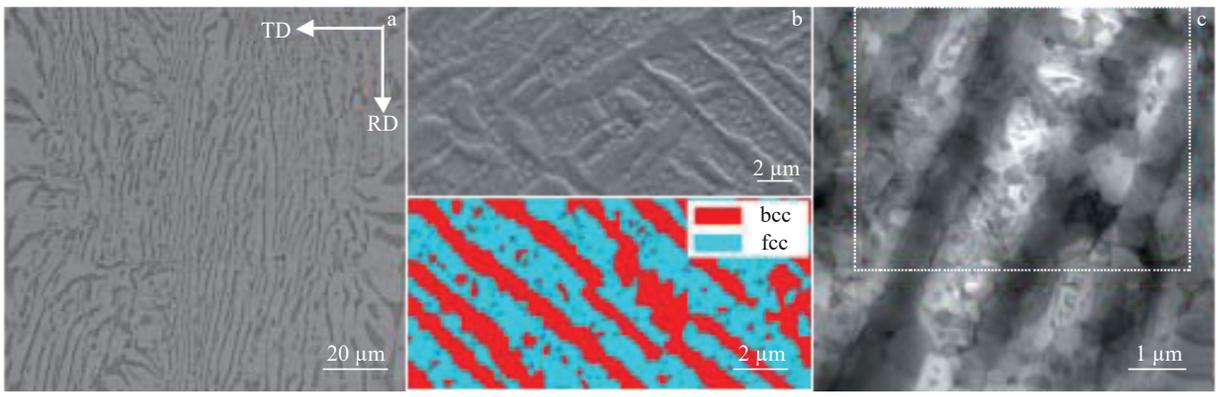


图2　超细晶组成的双相异质层片结构

Fig.2　Dual-phase heterogeneous lamellar structure composed of ultrafine grains[24]: (a–b) SEM image and EBSD image of bcc and fcc lamellar structure and (c) STEM of dual-phase heterogeneous lamellar structure

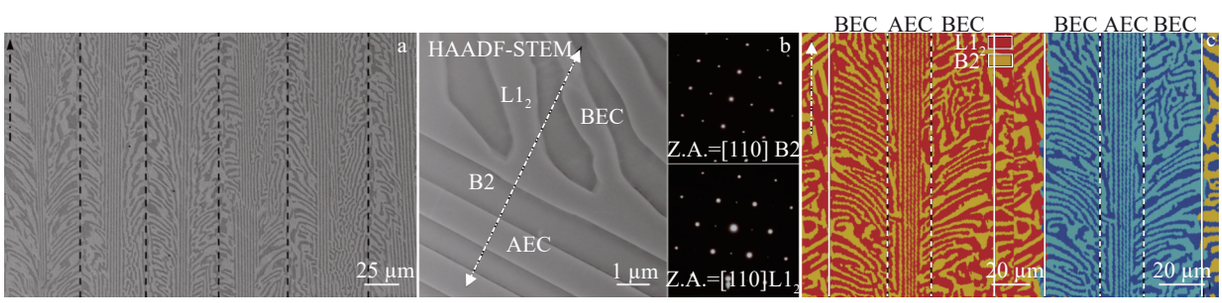


图3　多级鱼骨状的共晶高熵合金层片结构

Fig.3　Directionally solidified EHEA with a hierarchical herringbone lamellar microstructure[19]: (a) BSE-SEM image of ordered columnar grains, (b) high-angle annular dark (HAADF) -STEM image of B2 and $L1_2$ lamella, and (c) enlarged EBSD map of the columnar grains consisting of aligned eutectic lamella and branched eutectic lamella (AEC: aligned eutectic colonies; BEC: branched eutectic colonies)

以及层片排列方式等多个角度出发对其结构展开合理地设计。与传统多晶材料的均匀结构相比，这种多相层片结构材料自身具有软硬相结合的结构特性，并且层片单元为实现多级异构提供了可能性，有望实现具有优异强塑性平衡的新型结构材料，值得进一步深入地研究和探索。

1.2　复合金属材料的层片结构

层状金属复合材料是一种新型结构和功能材料，通过复合技术将性能优势不同的两种或两种以上的金属材料周期性排列以牢固结合，形成一种分层组合的复合板材[26–27]。相比于单组元金属材料有限的综合性能，金属层合板综合了每种金属组元各自的优点，具有能够获得优异强塑性匹配[15]及多种物理与化学性能的潜力[28]。

如图 4 所示，将 Cu 和 Ta 叠放，通过交叉累积叠轧和中间退火相结合的工艺制备了单层厚度几微米到 50 nm 的块状 Cu/Ta 纳米层[29]。由于 Ta 本身的硬度要高于 Cu，一般在累积叠轧的过程中，Ta 层更容易发生非均匀的颈缩和断裂现象，并且在叠轧的过程中两种金属组元各自不同的流动应力和硬化率更加剧此现象，但采用交叉累积叠轧和中间退火相结合的工艺路线，将轧向和横向上的应变均匀分布，有效地降低了应变的不相容性，从而避免了反复叠轧过程中塑性不稳定性和层片断裂的产生，保证了微观层片结构的连续性和完整性，表现出更高的热稳定性和强度[29]。

Chen 等[20]受层状金属复合材料的启发，采用垂直挤压工艺将纯 Ti 引入到 AZ31 镁合金中，不仅可以使层片界面的结合强度提高，而且还能避免由于镁合金在室温下成形较差导致的边裂问题，随后进行退火处理，成功制备了具有强塑性协同作用的异质 Ti/Mg 层合板结构。图 5 显示这种 Ti/Mg 层片结构的交界面表现为明显的异质结构特点。其中 Mg 层由粗晶和尺寸较小的等轴晶组成，晶粒内部具有较低的位错密度；而 Ti 层由超细晶和具有高密度位错结构的大尺寸晶粒组成，图 5d 中 KAM 值的分布特点也体现了晶粒内部位错密度的分布情况。在塑性变形的过程中，这种层片界面之间显著的组织异质性会形成局部非均匀的变形而诱导额外的强化作用产生，从而进一步提升材料的力学性能[18]。

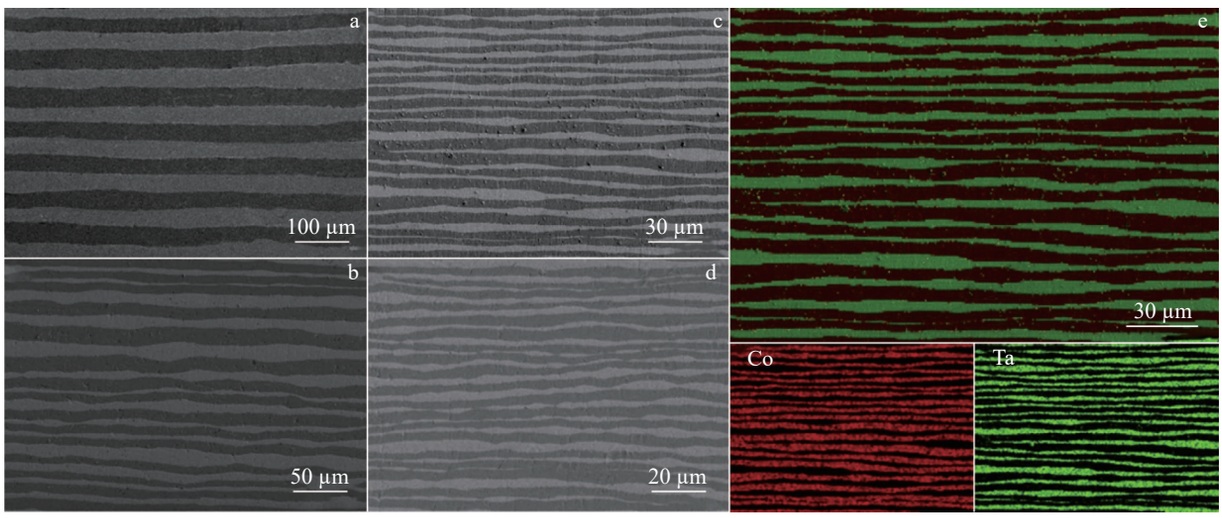


图4 层厚不同的Cu/Ta复合层片结构

Fig.4 Cu/Ta multilayer composite structure of different individual lamella thicknesses h[29]: (a) h=35.83 μm, (b) h=8 μm, (c) h=3.85 μm, (d) h=2.08 μm, and (e) EDS mapping of lamella with h=3.58 μm

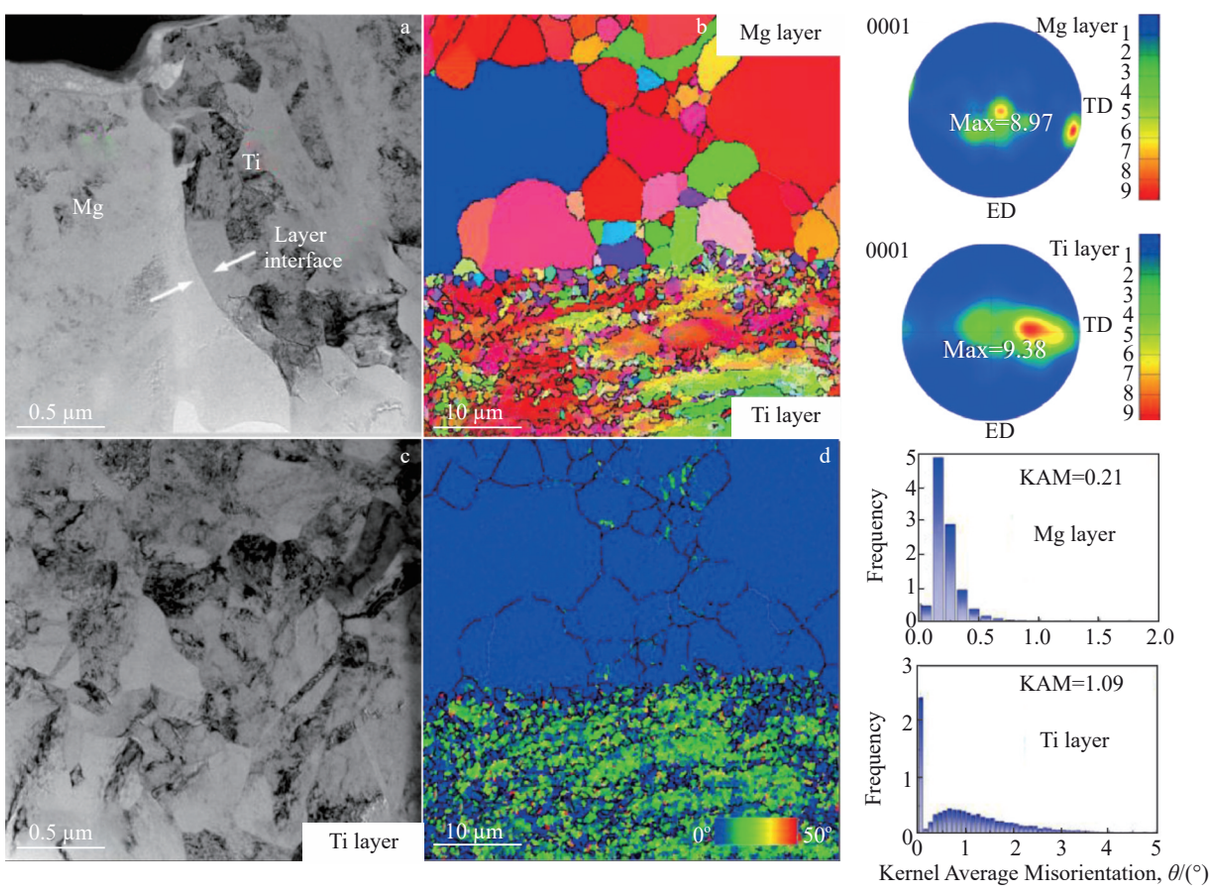


图5 Ti/Mg层片异质界面

Fig.5 Heterogeneous lamellar interfaces[20]: (a–b) microstructural heterogeneity of the lamellar interface, (c) TEM image of Ti layer，and (d) KAM map near the lamellar interface

1.3 异质层片状晶粒结构

Liu等[16]采用表面机械碾磨的方式在纯Ni表面通过引入大的应变率和剪切应变梯度，首次实现了梯度纳米层片结构，在距离最外层被加载表面10~50 μm的深度形

成了具有低角度晶界的纳米层片结构，随着深度的增加，层片厚度也逐渐增加，层片平均厚度为 20 nm。在此之前，晶粒细化至亚微米尺度很难继续通过塑性变形而进行细化，大多形成等轴状的超细晶结构，这种纳米层片晶粒结构突破了这一晶粒尺寸极限[16,30–31]。对于层错能较高的金属材料，在高应变率加载条件下，会产生丰富的位错运动，这有利于促进晶粒内部位错增殖，形成高密度的位错[17]；同时由于几何必须位错密度与应变梯度成正相关，因此引入更大的应变梯度可以促进几何必须位错的累积[16]。当位错累积所导致的应力集中达到上限时，致密的位错会形成低角度的位错边界，并且在外界特殊的加载条件下这些位错边界可以演化成纳米级层片结构[32]。

异构作为一种有效的结构设计，旨在打破金属材料强塑性抗衡的现象，通过改变应变硬化策略来提升高强度金属材料的拉伸塑性[11]。上述所提到的梯度纳米层片结构即为一种典型的异质结构，体现了晶粒尺度和形状上的双重异构特点。Wu 等[18]对完全再结晶的纯 Ti 采用非对称的轧制过程，将初始的等轴晶拉长为层片状，随后结合低温退火工艺使其部分再结晶，将软的层片状晶粒嵌入到超细晶层片基体中（见图 6）。这种层片结构由不同形状、尺寸的晶粒组成，两种组织中的位错密度在存在着明显的差异，从而在粗晶（约 43 μm）的基础上获得一种异质层片结构[18]。采用这种低成本的工艺实现了一种晶粒非均匀分布的层片异质结构，通过构建软硬不同的区域，从而将超细晶和粗晶二者各自突出的力学性能巧妙结合构建了一种具有优异强塑性的异构材料。

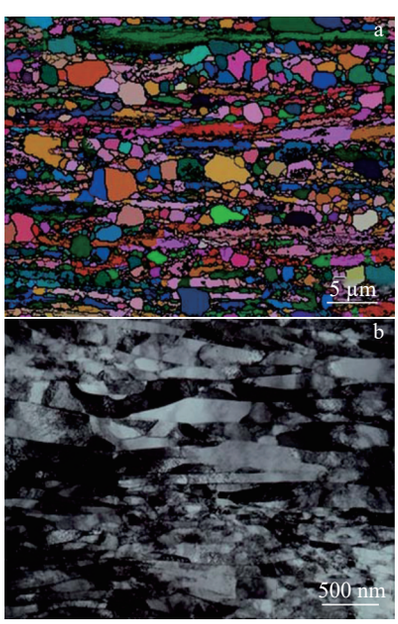


图 6　异质层片的微观结构

Fig.6　Microstructure of heterogeneous lamella[18]: (a) EBSD of heterogeneous lamella and (b) TEM image of local heterogeneous elongated lamella

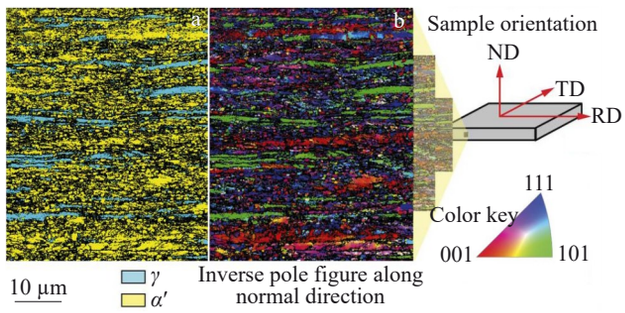


图 7　超高强钢的层片组织形貌

Fig.7　Lamellar morphology of ultrahigh-strength steel before the tensile test[34]: (a) EBSD phase map and (b) orientation map

层片结构的设计理念也被巧妙地应用于在马氏体钢的结构设计中。马氏体时效钢被认为是最强的合金材料，往往被用作于航空航天材料[33]。如图 7 所示，香港大学 He 等[34]对中锰钢采用多次变形和低温回火的加工工艺诱导并控制发生马氏体相变，得到亚稳态的多尺度层状奥氏体组织，分层镶嵌在马氏体基体中，从而在合金内部形成一种非均匀分布的双相层片结构。也有研究者创新性地提出“马氏体拓扑学结构+亚稳相调控”的结构设计理念，通过多次横向锻造、低温处理和回火的方式成功在中锰钢中构筑了一种全新的双重拓扑学有序排列的马氏体和多尺度亚稳奥氏体的纳米层片组织结构[35]。该研究提出了拓扑学有序排列的双相多层次结构设计理念，进一步突破了 2 GPa 级钢的综合力学性能极限，也为开发和制备其它具有优异力学性能的金属材料提供了新的研究思路。

此外，由金属间化合物形成的 TiAl 合金也具有典型的层片结构特点。但不同于上述讨论的几种层片结构具有独立的层片基元，TiAl 合金经过铸造凝固后，合金微观组织呈现细化的等轴组织[36]，即层片限制在等轴的晶粒内部，本质上仍以等轴晶为基元。因此，本文重点讨论现有的具有独立层片基元的层片结构金属。

2　金属层片结构材料的力学性能

2.1　共晶高熵合金的层片结构

共晶高熵合金同时具备有高熵合金和共晶合金的特点[37]，具有良好的液态流动性和浇注性，可以避免凝固过程中出现明显的元素偏析和铸造缺陷，因此共晶高熵合金表现出较为优异的铸态力学性能[38]。此外，软（韧性）和硬（脆性）相交替排列的结构特点，使其具备了开发优异强塑性协同机制的潜能。

2014 年大连理工大学卢一平教授首次将共晶合金与高熵合金的概念结合，设计出 fcc/B2 双相层片交替排列组成的 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金；在室温拉伸下，其铸态试样表现出 994 MPa 的断裂强度和 25.6% 的延展

性，这种同时兼具高断裂强度和高延展性的铸态性能在高熵合金中首次出现[38]。共晶高熵合金独特的层片微观组织使其具有广泛的研究空间，可以从材料制备手段和热处理工艺入手，通过改变层片参数和组织排列的方式对其展开深入研究。将 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 进行冷轧和退火工艺调控，形成一种由超细晶构筑的多级异构层片结构，如图 8 所示。与铸态（as-cast）性能对比，通过热机械处理构筑的这种“双相”或“两相”异质层片（dual-phase heterogeneous lamella, DPHL）结构综合了共晶高熵合金的层片结构和异质结构强化，可以显著地改善其力学性能，使之达到 1.5 GPa 级的拉伸屈服强度和约 16% 的拉伸延展性[24]。

除了采用热机械加工工艺以外，利用定向凝固技术使 $Al_{19}Fe_{20}Co_{20}Ni_{41}$ 共晶高熵合金在凝固过程中层片组织定向生长形成鱼骨状的多级层片结构，这种结构设计源于仿生激发的多级裂纹缓冲效应；在提升强度的情况下，这种共晶鱼骨状材料仍获得了超高的断裂韧性，其延伸率甚至达到 50%，约为对应铸态共晶材料的 3 倍[19]。这种超塑性的力学行为在共晶高熵合金中首次发现，也说明了通过调控共晶高熵合金独特的层片结构有望实现优异的强塑性协同效应。

类似于传统多晶合金，在共晶合金中也同样存在着 Hall-Petch 效应，即通过细化层片厚度的方式可以进一步提升其力学性能[39]。利用选区激光熔化技术中极高的温度梯度和冷却速率可以制备出高性能的双相纳米层 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 共晶高熵合金，其展示出优异的强塑性匹配能力（屈服强度＞1.3 GPa，且均匀延伸率＞14%）[23]。采用热机械处理或定向凝固也可以形成高度排列的层片结构，但这种组织由于较强的织构会导致材料存在各向异性的力学行为；而采用这种激光 3D 打印技术所形成的组织具有随机的晶体学取向，从而实现了各向同性的力学特性。

上述都体现了这种层片共晶高熵合金在室温下优异的准静态力学性能。$Ni_{32}Co_{30}Cr_{10}Fe_{10}Al_{18}$ 共晶高熵合金在冲击压缩实验中表现出了显著的温度（77~1123 K）和应变率（0.001~7000 s^{-1}）敏感性；尤其与现有典型的镍基高温合金相比，该合金展现出了优异的高温动态屈服强度[40]。事实上，共晶高熵合金最初是为了应用于高温环境而被研究者所提出[38]。所以，层片共晶高熵合金在在极端服役环境甚至高应变率加载条件下的力学响应也值得进一步地探索。

2.2　复合金属材料的层片结构

层状金属复合材料作为一种典型的非均质材料，内部具有独特的复合层状结构及高密度的异质界面，这种分层的结构特点导致其宏观性能显著依赖于各层片组元的性能、厚度和异质界面的结构特性[15]。这种复合材料独特的结构特性使其可以从多个层次展开结构设计，从而实现更优的综合性能以满足不同的服役环境。

层状金属复合材料与其它金属材料的结构相比，最大的差异在于前者包含有显著的异质界面。这种独特的异质界面不仅会直接决定材料的承载能力，而且由于异质界面两侧组元微观结构的差异会对变形过程中组元之间的应力分配和微观组织的演变产生潜在影响，进而改变材料的力学性能。将 Ti 和 Al 这两种力学性能和微观组织差异性较大的金属结合在一起，通过层间应力分配缓解了 Ti 层在变形过程中的应力集中，使得层间应变保持平衡；并且 Ti 层的应变会传递到 Al 层，有利于抑制 Ti 层应变局域化的产生，从而大幅提升了 Ti 的拉伸塑性[41]。有研究者采用不同的挤压过程将纯 Ti 引入到 AZ31 镁合金中，并且通过低温退火改善界面微观组织，

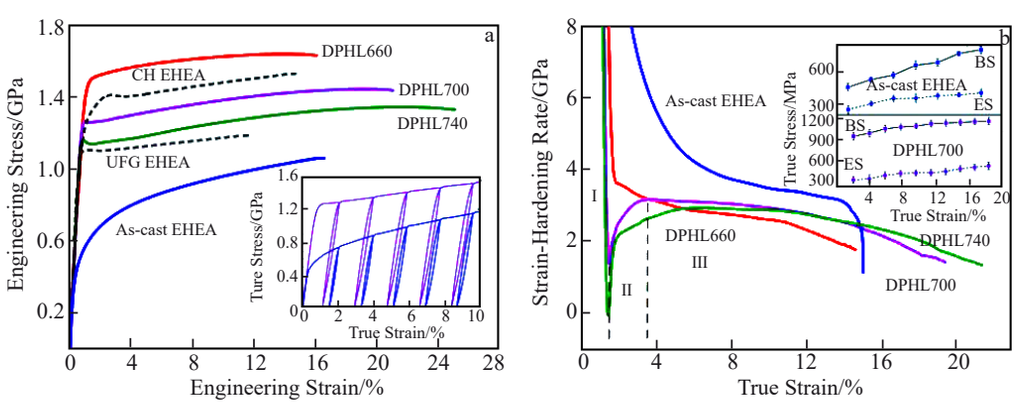


图 8　双相异质层片共晶高熵合金的力学性能

Fig.8　Mechanical properties of DPHL-EHEA[24]: (a) tensile properties at room temperature and (b) strain-hardening rate curves with the back-stress and effective-stress evolution as the plastic strain increasing (CH: complex and hierarchical; UFG: ultra-grained; BS: back-stress; ES: effective-stress)

形成一种具有半共格异质界面的层状金属复合材料，屈服强度从 145 MPa 增加到 243 MPa，同时拉伸延展性从 5% 提升到 17.7%，并未出现强度-塑性制衡的现象[20]。异质界面的微观不均匀性会导致在塑性变形过程中界面附近形成明显的应变梯度，此时会在异质结构区域引入大量的几何必须位错以协调不均匀的变形，从而诱导产生额外的强化作用和加工硬化效应，实现了强塑性协同增加的机制[18,42]。

传统的多晶金属材料，可以通过细化晶粒的方式以增加界面密度，以此改善材料的综合力学性能。类似地，层状金属复合材料也具有这一特性，即在某个尺度范围内，复合材料的屈服强度/硬度会随组元厚度的减小而增加[43–44]。通过细化层间微观尺寸可以改变层片厚度，层间微观结构的几何尺寸与界面厚度两者之间的耦合效应对力学性能的提升有着显著的影响[21]。有研究者通过增加累积叠轧的次数制备了从微米级到纳米级的跨尺度层状 Cu/Ta 金属复合板材；结果表明，随着层片厚度 h 的减小，拉伸极限强度从 500 MPa（h=430 nm）增加到 950 MPa（h=50 nm），最高强度比初始退火态纯 Cu 或 Ta 对应的强度提升了大约 5 倍。Zhang 等[45]研究了不同层厚的组元形成的层状结构对硬度的影响，结果显示在未达到硬度峰值之前，每种层状复合材料的硬度均随着层片厚度的减小而增加。这些现象均体现了层状金属复合材料的厚度在一定范围内和强度之间满足 Hall-Petch 效应。

2.3　异质层片状晶粒结构

在高应变率甚至超高应变率的加载条件下，金属发生塑性变形后会呈现出亚微米和纳米级的层片状微观结构[46]。Liu 等[16,47]通过在纯 Al 和纯 Ni 表面实现高速剪切塑性变形，使得材料外表层获得大应变量、高应变率和高应变梯度，在某个梯度范围内很好地实现了晶粒呈现层片状结构这一现象。对纯 Ni 进行表面机械碾磨处理获得了纳米级厚度且小角度晶界的梯度层片结构，同时发现这种纳米层片结构兼具超高硬度和热稳定性，在温度接近 500 ℃ 的环境下，纳米层片结构的硬度仍高达 6.4 GPa，这远远超过采用其它塑性变形处理细化的纯 Ni 晶粒[16,48–49]。位错在变形过程中主要出现并堆积在小角度边界[48–49]，事实也证明这种小角度层片结构中的位错密度数量级是超细晶的 20 倍，说明了纳米级厚度的层片晶粒结构是获得超高硬度的根本原因[16]。

层片状的晶粒结构由于其跨尺度的晶粒尺寸和长程的异质界面，因此本质上是一种典型的异质结构[11]。不同于传统的均质微观结构，异质结构由于异质塑性变形会诱导产生额外的强化作用和显著的应变硬化效应，因此利用异质结构的这一特点有望提高材料的综合力学性能。Wu 等[18]基于异构设计理念在纯 Ti 中实现了一种异质层片(heterogeneous lamella, HL)晶粒结构，图 9 显示了不同晶粒结构 Ti 的拉伸力学性能。从图 9 中可以看出这种异质层片晶粒结构实现了一种新的强塑性平衡机制，其中在中心层区厚度分别为 60 μm（HL60）和 80 μm（HL80）的两种样品的拉伸强度几乎达到和超细晶 Ti 样品同等的水平，甚至塑性方面还超过了粗晶样品，这种力学行为显然打破了强塑性相互抗衡的现象。如图 9c 所示，这种异质层片晶粒结构在经过一定的塑性变形后，其应变硬化率比粗晶 Ti 的要高得多，显然高的应变硬化率是使样品具有高延展性的主要原因。

在超高强度钢中，将马氏体有序排列使其遵循拓扑设计的形状准则，可以有助于提高马氏体钢的延展性，实现钢的韧脆转变效应[35]。通过在马氏体中引入高密度的位错可以诱导形成位错林硬化机制，从而有效地提高钢的屈服强度和塑性[34]。然而，这些钢在变形过程中会出现大量的 Lüders 或 Portevin–LeChâtelie 带，产生非均匀塑性流动的锯齿形变机制，导致不均匀的变形[35]。有研究指出，通过在钢中引入层状结构使其沿晶界或相界呈现分层的特点，可以大大提高钢的强度、延展性和韧性；这种结构可以将平面应变条件下的断裂模式自动转变为一种平行平面应力条件下逐渐分层断裂的机制，

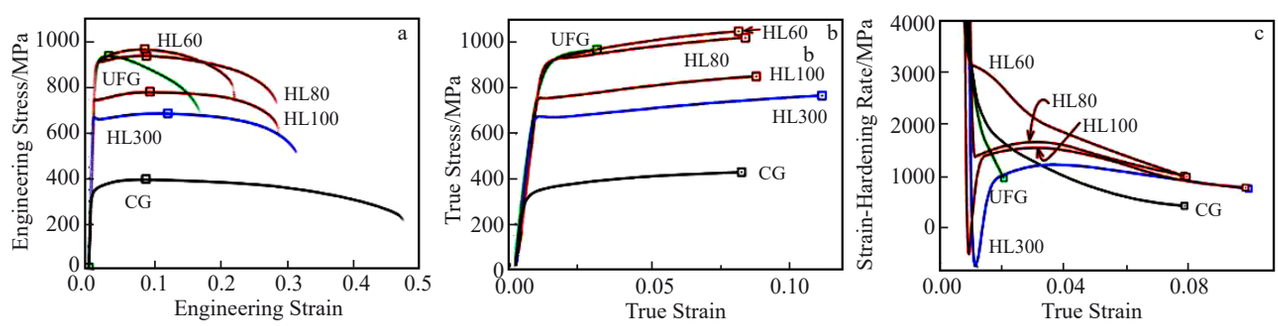


图9　异质层片结构的拉伸力学性能

Fig.9　Tensile mechanical properties of heterogeneous lamellar Ti[18]: (a) engineering stress-engineering strain curves, (b) true stress-true strain curves, and (c) strain-hardening rate versus true strain (CG: coarse-grained)

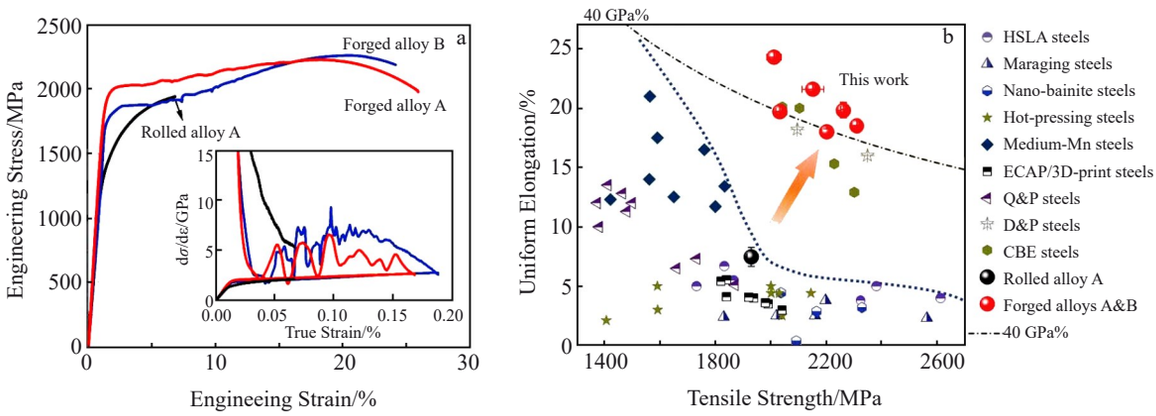


图 10　拓扑分层结构钢的力学性能

Fig.10　Mechanical properties of topologically hierarchical-microstructure steels (forged alloy) with other ultrahigh-strength steels[35]: (a) tensile engineering stress-engineering strain and corresponding strain-hardening curves; (b) tensile properties of topologically hierarchical-microstructure steels compared with other ultra high-strength steels

从而潜在地增加了材料的断裂韧性[33]。Li 等[35]通过在中锰钢中构筑了一种由双重拓扑排列的马氏体和弥散的残余奥氏体组成的层状微观结构，进而诱导材料在变形过程中产生持续较高的加工硬化能力，使其拉伸强度达到约 2.4 GPa 的同时，仍维持有约 20% 的均匀延伸率（图 10），实现了新的强塑性协同机制。事实上，有研究者指出界面相对于载荷方向的取向对于改善界面塑性有着至关重要的作用。界面取向与载荷方向之间夹角的变化会决定界面塑性在变形过程中所发挥的作用[50]，通过界面塑性可以影响局部应变的分布，从而引起不同的微观变形行为。此外，呈现有序排列的层状结构在片层滑移时会受到明显的界面控制，这也有助于材料获得良好的韧性[51]。

3　层片结构的强塑性机制

3.1　裂纹缓冲效应

对于大多数的合金材料而言，其断裂失效均源于合金材料内部沿着界面微裂纹的产生，并在持续的应力加载下迅速扩展，直至发展为失稳的临界状态，即宏观裂纹的产生导致材料失效[52–54]。$L1_2$/B2 软硬相交替排列的层片结构可以有效地抑制塑性变形过程中微裂纹的扩展，同时层片结构多级裂纹的缓冲机制成功地提升了裂纹容限，从而使材料获得高的延伸率[19,24]。在拉伸变形时，高密度的微裂纹在超硬的 B2 相中萌生，当微裂纹贯穿整个 B2 相片层时，邻近的 $L1_2$ 相片层可以钝化裂纹尖端，从而起到阻止裂纹持续扩展的作用[19]；同时交替分布的 $L1_2$ 软片层可以充当缓冲层，不仅可以阻止裂纹进一步扩展并穿透界面，还能够抑制大范围局部应力集中的出现[55–56]。

此外，两相交替排列的层片组织由于各自层片软硬度不同，在变形过程中组织内部会自发地产生应力分配协调效应[57–58]。软相片层中丰富的位错运动与片层界面相互作用，为了协调沿着界面局部不均匀的塑性变形会产生丰富的几何必需位错堆积在界面附近，这有利于维持可持续的塑性变形[59]。在外部载荷的持续作用下，片层内所承载的应力将达到极限状态，此时软硬相半共格的界面有利于将饱和的应力释放和转移到硬相层片中，从而避免了应力局域化的形成[58–60]。在变形过程中，层片内部微裂纹的产生也是一种有效释放界面附近局部应力的方式，而且可以弱化裂纹尖端的应力，延缓了宏观裂纹的进一步扩展，这有利于提升材料承载能力的同时获得优异的拉伸延展性[41,61–62]。因此，在增加层状界面强度的同时，通过调节层片结构中裂纹萌生和扩展机制可以间接影响材料的塑性变形行为，并实现新的强塑性机制，从而提升材料的综合力学性能。

3.2　有序界面诱导的韧脆转变

微观组织的界面沿着晶界或相界分层而形成的层片结构，加上拓扑有序排列的界面可以对材料的延展性发挥着至关重要的作用[35]。层片结构独特的界面排列方式决定了层片取向会对其力学性能及与之激活的变形机制产生重要的影响[63]。层片取向与载荷方向夹角的不同，层片结构所发挥的强化作用会有所差异，并且也会直接影响层片间的滑移变形模式[64]。通常微裂纹出现后会扩展至界面，持续施加的载荷会使裂纹穿透界面逐渐产生宏观裂纹，进而影响材料的载荷能力。而呈现有序排列的层片结构，裂纹萌生之后并未持续扩展穿透界面。一方面由于有序界面会对裂纹扩展起到很好地抑制作用[17]；另一方面，裂纹的扩展方向与载荷驱动下层片间位错的定向运动有关[19]。材料的变形模式取决于微观结构的几何形状和载荷方向[61]。定向排列的层状界面给位错提供了一个较长的自由运动路径，并驱使位错沿着平行

于层片界面的方向定向移动，从而诱导裂纹随着载荷的增加会沿着层片方向扩展[19]。并且层片结构有利于滑移体系在变形中沿着平行于层片界面的方向开动，随之滑移平面也平行于界面而开始运动，这种变形行为会诱导应变局域化的形成方向也平行于层片界面，从而有利于维持界面塑性[35]。同时层片界面密度的增加可以给位错提供更多的形核位点，有利于在滑移面上产生均匀的位错运动，避免因应力集中而导致材料提前软化现象的产生，形成均匀的塑性变形[65]。因此，拓扑有序排列的层片结构不仅提高了材料本身容纳裂纹的能力[19]，而且位错在层片间的定向运动有利于材料在变形过程中保持稳定的塑性流变行为[35]，从而可以促使材料塑性得到较大的提升。

3.3　层片结构特性诱导的力学响应

3.3.1　界面特性

金属材料的微观界面状态可以显著地改变变形过程中位错与界面的相互作用方式，并间接影响内应力的传递和分配，进而形成界面强化应力以对材料的力学性能产生不可或缺的贡献作用[66]。对于多数由 fcc/bcc 组成的双相金属材料，由于 fcc/bcc 晶体取向、原子排列和弹性模量等方面具有较大的差异性导致二者晶粒之间产生非共格的异质界面[67]。这种异质界面由于其自身较小的界面剪切强度，使得由晶粒内部发射的位错更容易在界面扩展，导致界面产生局部变形并在应力驱动下逐渐萌生裂纹[66]。这也是非共格的 fcc/bcc 界面对材料的强度贡献值低于 bcc 单相界面和 fcc-fcc 界面的主要原因[68]。然而，在 Ren 等[23]关于 $AlCoCrFeNi_{2.1}$ 纳米片层结构共晶高熵合金的研究中显示，bcc 纳米片层表现出罕见的加工硬化能力，甚至加工硬化行为超过 fcc 纳米片层。fcc/bcc 双相层片结构的优异加工硬化能力与其相界面状态有着密切的联系。首先，层片结构中半共格的 fcc/bcc 相界面可以对 bcc 片层的塑性应变施加较强的约束作用，从而有利于其随着应变增加的同时保持稳定的塑性流变过程[23]。其次，双相片层界面两侧晶体取向的不同，不仅有利于阻止位错运动穿过异质界面进入相邻的层片区域，还能够增加塑性滑移持续扩展的阻力，从而进一步提升应变硬化能力[23]。而且层片结构在塑性变形中，异质界面会也对位错滑移产生明显的抑制作用[43,69]，从而在层状界面附近产生位错累积，如图 11 所示，塑性应变的增加同时，层状界面上的位错密度也不断增加，导致在异质界面附近逐渐形成高载荷区域。高的承载能力与半共格的相界面有关，两相半共格的界面结构使其可以承载更高的剪切应力[60]。对于软硬相不同的层片结构，由于层片间断裂机制的不同会影响裂纹的扩展模式，层状界面可以有效地抑制裂纹的进一步扩展，从而起到延缓材料断裂失效的作用[20]。

层片结构中也存在 Hall-Petch 效应，即层片强度也同样会被界面间距主导。对于由异质晶粒组成的层片结构，层片间距的减小可以缩短变形过程中晶界迁移的距离，对动态回复过程中晶粒长大产生显著的抑制

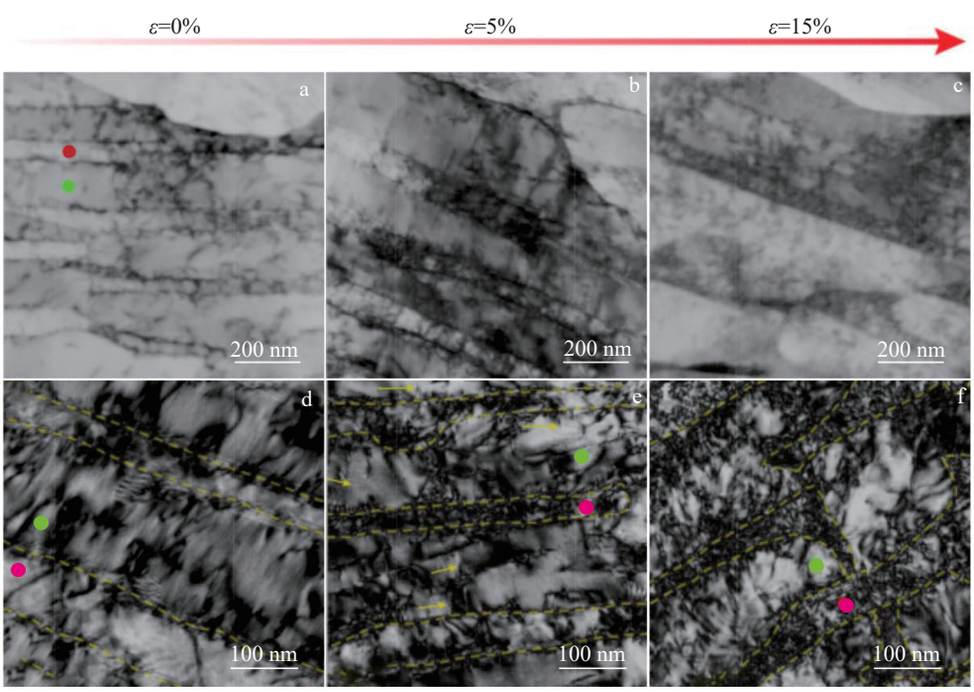


图 11　异质层间位错亚结构的演化过程

Fig.11　Evolution of dislocation substructures in fcc (green dot) and bcc (red dot) nanolamellae at different applied tensile strains[23]

作用，从而有助于形成稳定的晶界迁移过程，这不仅有利于抑制应变局域化，还可以提升层片间的应变硬化能力，以此提升材料的延展性[21]。另外，层状界面密度的增加会对位错运动产生更大的阻力，限制位错的自由移动距离[17]。通过减小界面在空间分布上的间距，可以有效地减小层间变形导致的应变差异，改善界面的变形兼容性，有助于实现强度和塑性的协同提升[70]。尤其对于小角度晶界形成的纳米层片结构，在变形过程中高密度的位错主要出现在小角晶界处，有助于提高对位错的容纳能力，延缓位错在变形过程中的湮灭，对材料起到显著的硬化作用[16]。小角度界面自身低的过剩能量和迁移能力，降低了变形过程中界面迁移的驱动力，使得小角晶界形成的层片界面表现出良好的结构稳定性[16]，这也有助于材料在载荷驱动下维持稳定的塑性变形过程。

3.3.2　异构特性

层片结构在发生变形的过程中，由于不同层片间微观结构及位错激活机制的差异会导致在层片间形成不同的位错形态，伴随着相邻层片间发生显著的局部异质变形，从而引起层片间力学行为的不相容[20]。这种独特的力学表现会导致异质层片间在变形过程中形成应变分配。层片界面两侧组织物理特性和晶体学上的差异性也会促使异质变形在界面附近形成，导致在异质界面两侧区域会分别产生背应力（back stress）和前应力（forward stress）以驱动界面可持续的塑性变形，从而在发生异质变形的过程中会产生额外的异质变形强化（hetero-deformation-induced strengthening）及应变硬化作用[71]。可见界面在协调两侧微观组织的塑性不相容有着关键作用，异质界面特性会影响层片间的载荷传递、应力分配及变形协调[15]。

对于有序排列的多相层片结构，由于相邻两相层片弹性模量的不同，必然会导致相界面在塑性应变增加的过程中产生明显的局部应变梯度[18,72]。在软相片层进入塑性变形之后，硬相片层可能仍保持着弹性变形阶段，二者物理特性上的差异会导致几何变形受到约束作用。尽管在硬相层片进入塑性变形阶段之后，由于软硬相层片各自的取向和滑移体系的阻力均有所差异，变形不相容就会在层片之间产生，促进了应变梯度的形成[23]。此外，相邻层片间微观组织显著的异构特点，如晶粒尺寸和形状的差异性，会致使在层片界面附近形成严重的异质变形，导致相邻层片结构变形不相容和约束作用[18]。加之粗细晶形成软硬不同的层片，引起层间流变应力产生显著的差异性，将使得在层片界面附近形成强烈的塑性应变梯度[73]，此时为了协调应变梯度在软层片域会产生大量的几何必需位错（geometrically necessary dislocations）累积在界面附近以适应不同区域之间较大的应变差异[18,71]。随着施加载荷的增加，软层片域较高的应变硬化能力可以协调配合变形不稳定的硬层片域，以此维持层片异质结构稳定的塑性变形[73]。在加载条件下层片界面附近几何必需位错持续增加的同时会产生背应力[74]，从而诱导产生额外增加的应力强化效应[71]。同时，在背应力的驱动作用下位错源可以继续发射位错，保持稳定的塑性应变增加[11]，因此在几何必需位错与层状界面的相互作用下潜在地诱导形成额外应变硬化[71]，实现一种强度与塑性平衡的力学机制。

4　总结与展望

层片结构作为一种独特的异构组织，不仅展现出了裂纹缓冲效应，而且通过引入异质界面结构可以诱导产生多种强塑性协同机制。微观机理和物理特性不同的层片结构有利于应力通过异质界面形成自发的层间协调机制，从而避免了变形过程中应力在层间局部集中。力学性能不同的异质层片在塑性变形过程中，由于相邻层片的不均匀变形会导致在界面附近形成应变梯度，随即在层片间产生长程背应力强化，从而诱导形成额外的强化作用和应变硬化，并因此实现强度和塑性的协同提升。

层片结构从优化结构设计的角度出发，打破了传统均质材料的结构范式，独有的层状单元为微观结构的调控提供了更大的空间。通过构筑多维度和多尺度的层片异构以驱动多重硬化机制在变形过程中协同主导层片结构的力学响应，这将有可能打破长期以来强度-塑性相互抗衡的壁垒，从而实现一种创新性的强塑性协同机制。而且层片结构独有的层状界面也为调控力学性能提供了更多可能性，可以通过干预界面原子错配度来改善界面强度，进一步实现金属结构材料的强韧化目标。

当前典型层片结构的研究大多以层状金属复合材料为基础展开，随着材料制备手段的多样化和加工工艺的不断探索，其它形态的层片结构材料也逐渐被构筑和研究，并实现了从宏观尺度到微米级甚至纳米级的尺度跨越，而不只局限于宏观层状结构的研究。与此同时，有更多的科学问题值得进一步探索和解决。例如，层片界面和层片取向对力学响应的影响、层间微观结构的几何尺寸与界面耦合效应对性能的影响、变形过程中层间动态演化和层片结构在不同载荷下的失效机理等。通过深入研究层片结构的强塑性机制和断裂失效模式揭示微观层片结构与宏观力学响应之间的内在联系，对进一步优化层片结构的设计及建立此类材料设计理论都具有前瞻性的意义。此外，如何精确地调控层片微观结构并实现界面有序化也是非常值得研究的热点，并且随着梯度化制备技术的成熟，可以通过梯度化的途径增加层片界面密度来提升材料的表面改性，使梯度结构与有序层片结构相结合以制备新的多功能材料，进而可以应用于复杂多变的极端服役环境，这必将成为未来新的研究趋势和挑战。

参考文献　　References

[1] An Zibing(安子冰), Mao Shengcheng(毛圣成), Zhang Ze(张 泽) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(11): 1441

[2] Zhu Ting, Li Ju. *Progress in Materials Science*[J], 2010, 55(7): 710

[3] Ma Evan, Zhu Ting. *Materials Today*[J], 2017, 20(6): 323

[4] Wei Yujie, Li Yongqiang, Zhu Lianchun *et al*. *Nature Communication*[J], 2014, 5(1): 3580

[5] Li Jianbo, Wan Gang, Wu Bo *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(4): 1184

[6] Ding Qingqing, Zhang Yin, Chen Xiao *et al*. *Nature*[J], 2019, 574(7777): 223

[7] He J Y, Wang H, Huang H L *et al*. *Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187

[8] Wu Yuan, Xiao Yuehua, Chen Guoliang *et al*. *Advanced Materials* [J], 2010, 22(25): 2770

[9] Sun S J, Tian Y Z, Lin H R *et al*. *Materials & Design*[J], 2017, 133: 122

[10] Yuan Kunquan(袁坤权). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(11): 3981

[11] Wu Xiaolei(武晓雷), Zhu Yuntian(朱运田). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(11): 1349

[12] Ma Yan(马　彦), Yuan Fuping(袁福平). *Mechanics in Engineering*(力学与实践)[J], 2021, 43(2): 316

[13] Zhang Haitian(张海天), Zhang Xiangyi(张湘义). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(11): 1459

[14] Zhao Yanchun(赵燕春), Lv Zhi(吕 志), Ma Huwen(马虎文) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(4): 1195

[15] Jiang Shuang(姜　爽), Jia Nan(贾　楠), Peng Lin Ru. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(1): 24

[16] Liu X C, Zhang H W, Lu K. *Science*[J], 2013, 342(6156): 337

[17] Xu W, Liu X C, Li X Y *et al*. *Acta Materialia*[J], 2020, 182: 207

[18] Wu Xiaolei, Yang Muxin, Yuan Fuping *et al*. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*[J], 2015, 112(47): 14501

[19] Shi Peijian, Li Runguang, Li Yi *et al*. *Science*[J], 2021, 373 (6557): 912

[20] Chen Xiang, Xia Dabiao, Jia Qixiang *et al*. *Journal of Materials Science of Technology*[J], 2024, 185: 69

[21] Liang Fei, Wang Zhexuan, Li Meiyue *et al*. *International Journal of Plasticity*[J], 2024, 176: 103959

[22] Chen Kaixuan(陈凯旋), Xiong Zhiping(熊志平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53 (7): 2083

[23] Ren Jie, Zhang Yin, Zhao Dexin *et al*. *Nature*[J], 2022, 608 (7921): 62

[24] Shi Peijian, Ren Weili, Zheng Tianxiang *et al*. *Nature Communication*[J], 2019, 10(1): 489

[25] Bhattacharjee T, Wani I S, Sheikh S *et al*. *Scitific Reports*[J], 2018, 8(1): 3276

[26] Ji Ce(季 策), Huang Huagui(黄华贵), Sun Jingna(孙静娜) *et al*. *China Mechanical Engineering*(中国机械工程)[J], 2019, 30 (15): 1837

[27] Ran Hao, Ye Peihao, Guo Fengjiao *et al*. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 181: 209

[28] Sun Yonggang, Zhang Changjiang, Ning Zhiliang *et al*. *Composites Part B*[J], 2024, 280: 111522

[29] Zeng L F, Gao R, Fang Q F *et al*. *Acta Materialia*[J], 2016, 110: 341

[30] Pippan R, Wetscher F, Hafok M *et al*. *Advanced Engineering Materials*[J], 2006, 8(11): 1046

[31] Pippan R, Scheriau S, Taylor A. *Annual Review Materials Research*[J], 2010, 40: 319

[32] Ji W M, Zhou R H, Viveganantha P *et al*. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 140: 101194

[33] Liu L, Yu Q, Wang Z *et al*. *Science*[J], 2020, 368(6497): 1347

[34] He B B, Hu B, Yen H W *et al*. *Science*[J], 2017, 357(6355): 1029

[35] Li Yunjie, Yuan Guo, Li Linlin *et al*. *Science*[J], 2023, 379(6628): 168

[36] You Ruyue(油如月), Wang Qiang(王　强), Zhao Chunling(赵春玲) *et al*. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2023, 42(8): 669

[37] Peng Zhen, Guo Qingyu, Sun Jian *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(1): 17

[38] Lu Yiping, Dong Yong, Guo Sheng *et al*. *Scientific Reports*[J], 2014, 4(1): 6200

[39] Jiao Wenna(焦文娜), Lu Yiping(卢一平), Cao Zhiqiang(曹志强) *et al*. *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色金属)[J], 2022, 42(3): 265

[40] Yuan Kangbo, Yao Xiaohu, Yu Yongqi *et al*. *International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2023, 246: 108148

[41] Huang Meng, Xu Chao, Fan Guohua *et al*. *Acta Materialia*[J], 2018, 153: 235

[42] Wu Xiaolei, Zhu Yuntian, Lu Ke. *Scripta Materialia*[J], 2020, 186: 321

[43] Misra A, Hirth J, Hoagland R G. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(18): 4817

[44] Lu Y Y, Kotoka R, Ligda J P *et al*. *Acta Materialia*[J], 2014, 63: 216

[45] Zhang J Y, Wu K, Zhang L Y *et al*. *International Journal of Plasticity*[J], 2017, 96: 120

[46] Shuai Linfei, Huang Tianlin, Yu Tianbo *et al*. *Acta Materialia*[J], 2021, 206: 116595

[47] Xu W, Liu X C, Lu K. *Acta Materialia*[J], 2018, 152: 138

[48] Hughes D A, Hansen N. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(11): 2985

[49] Pan Qingsong, Yang Muxin, Feng Rui *et al*. *Science*[J], 2023, 382(6667): 185

[50] Morsdorf L, Jeannin O, Barbier D *et al*. *Acta Materialia*[J], 2016, 121: 202

[51] Espinosa H D, Rim J E, Barthelat F *et al*. *Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(8): 1059

[52] Ritchie R O. *Nature Materials*[J], 2011, 10(11): 817

[53] Gao Huajian, Ji Baohua, Jäger I L *et al*. *Proceedings of the*

National Academy of Sciences of the United States of America[J], 2003, 100(10): 5597

[54] Koyama M, Zhang Zhao, Wang Meimei *et al*. *Science*[J], 2017, 355(6329): 1055

[55] Wang M M, Tasan C C, Ponge D *et al*. *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 216

[56] Shi Peijian, Li Yi, Jiang Xin *et al*. *Advanced Materials*[J], 2024, 36(33): 2405459

[57] Ma L L, Wang L, Nie Z H *et al*. *Acta Materials*[J], 2017, 128: 12

[58] Cheng S, Wang Y D, Choo H *et al*. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(7): 2419

[59] Dong Xinxin, Gao Bo, Xiao Lirong *et al*. *Advanced Functional Materials*[J], 2024, 34(51): 2410521

[60] Bei H, George E P. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(1): 69

[61] Zaiser M, Zapperi S. *Nature Reviews Physics*[J], 2023, 5(11): 679

[62] Shi Puying(史蒲英), Chen Lin(陈 林), Liu Xianghong(刘向宏) *et al*. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(10): 2823

[63] Palomares-García A J, Pérez-Prado M T, Molina-Aldareguia J M. *Acta Materialia*[J], 2017, 123: 102

[64] Mecking H, Hartig C, Kocks U. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(4): 1309

[65] Li Lulu, Su Yanqing, Beyerlein I J *et al*. *Science Advances*[J], 2020, 6(39): eabb6658

[66] Basu I, Ocelík V, De Hosson J T. *Acta Materialia*[J], 2018, 157: 83

[67] Zhang R F, Wang J, Beyerlein I J *et al*. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(6–7): 2855

[68] Wang J, Misra A. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2011, 15(1): 20

[69] Fan Lei, Yang Tao, Zhao Yilu *et al*. *Nature Communication*[J], 2020, 11(1): 6240

[70] Cheng Zhao, Wan Tao, Lu Lei. *Acta Materialia*[J], 2023, 256: 119138

[71] Zhu Yuntian, Wu Xiaolei. *Progress in Materials Science*[J], 2023, 131: 101019

[72] Lu K. *Science*[J], 2014, 345(6203): 1455

[73] Jiang Haitao, Xing Hui, Xu Zihan *et al*. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 184: 122

[74] Wang Zhiqi, Cui Xiping, Chen Lingfei *et al*. *Materials Science & Engineering A*[J], 2024, 891: 145926

Progress in Lamellar Metallic Materials

Liu Xiaoxiao[1,2], Ma Shengguo[1,2], Qiao Junwei[3], Qiao Li[1,2], Wang Zhihua[1,2]

(1. College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Shanxi Key Laboratory of Materials Strength and Structural Impact, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(3. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Lamellar metallic materials comprising lamella units with different mechanical properties can form a unique lamellar heterostructured material. The heterostructures could induce various strength-ductility synergetic mechanisms due to the action of multi-type and multi-scale heterogeneity. Multiple lamellar morphologies have emerged with the diversification of material preparation means and processing treatments, and thus new requirements and design criteria have been derived for optimizing the lamellar microstructure. Optimizing the microstructural lamellar design and exploring the relation between mechanical behavior and micro/nano-lamellar structures will not only contribute to establishing the design theory about laminated metallic materials, but also accelerate its practical application. In this paper, the research progress on laminated metallic materials in recent years was reviewed. Classification of metallic lamellar structures, their mechanical properties and strength-ductility mechanisms were introduced and discussed in detail. Finally, perspectives on the future research trends and challenges of lamellar structures were briefly stated.

Key words: lamellar metallic materials; heterostructure; microstructure; mechanical behavior; strength-ductility mechanisms

---

Corresponding author: Wang Zhihua, Ph. D., Professor, College of Aeronautics and Astronautics, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: wangzh@tyut.edu.cn