引用格式：刘雪峰，徐嘉禹，张晓文，等．金属材料包申格效应的多尺度物理机制与研究前沿[J]．材料工程，2026，54(8)：278-302.
LIU Xuefeng，XU Jiayu，ZHANG Xiaowen，et al.Multiscale physical mechanisms and research frontiers of the Bauschinger effect in metallic materials[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(8)：278-302.

金属材料包申格效应的多尺度物理机制与研究前沿

刘雪峰[1,2*]，徐嘉禹[1]，张晓文[1]，吴　昊[1]，郑莲宝[1]，王文静[1,2]，杨耀华[1,2]
（1 北京科技大学 材料科学与工程学院，北京 100083；
2 北京科技大学 材料先进制备技术教育部重点实验室，北京 100083）

摘要：包申格效应是指金属材料在预加载后反向加载时屈服应力显著降低的经典现象。本文系统综述了近二十年来该领域在微观物理机制、先进材料响应、本构建模及工程调控方面的研究进展。在微观尺度，多尺度实验表征揭示了高层错能金属（如铝及其合金、铁）与低层错能金属（如黄铜、奥氏体不锈钢）中位错偶极子、位错胞、孪晶界等缺陷在循环加载下的非对称演化，建立了宏观背应力与微观缺陷结构的定量关联。在介观尺度，离散位错动力学与晶体塑性有限元方法的跨尺度耦合阐明了背应力的非局部特性与晶粒间非均匀分布的本质。本文讨论了传统金属如铝合金、钢中的包申格效应，并重点讨论了高熵合金、镁合金、纳米结构金属及形状记忆合金中由多机制协同产生的独特包申格效应行为。在此基础上，回顾了背应力模型从经验公式向基于位错密度的物理基本构模型的演进，以及晶体塑性框架下考虑微观结构非均匀性的本构建模方法。进而总结了包申格效应在材料成形、疲劳评估及性能导向设计中的应用策略，体现了从被动规避向主动利用的转变。最后，展望了极端环境效应、高通量效应图谱、多物理场耦合及跨尺度集成计算平台等未来方向。

关键词：包申格效应；背应力；多尺度物理机制；先进结构材料；晶体塑性本构；多机制协同
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000226　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000226
中图分类号：TG113.25　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)08-0278-25

Multiscale physical mechanisms and research frontiers of the Bauschinger effect in metallic materials

LIU Xuefeng[1,2*]，XU Jiayu[1]，ZHANG Xiaowen[1]，WU Hao[1]，ZHENG Lianbao[1]，
WANG Wenjing[1,2]，YANG Yaohua[1,2]
（1 School of Materials Science and Engineering，University of Science and Technology Beijing，Beijing 100083，China；
2 Key Laboratory for Advanced Materials Processing of Ministry of Education，
University of Science and Technology Beijing，Beijing 100083，China）

Abstract：The Bauschinger effect is a classical phenomenon in which metallic materials exhibit a significant reduction in yield stress upon reverse loading after preloading. This review systematically summarizes research advances over the past two decades in microscopic physical mechanisms，responses of advanced materials，constitutive modeling，and engineering control strategies related to the Bauschinger effect. At the microscopic scale，multiscale experimental characterizations have revealed the asymmetric evolution of defect structures（e.g.，dislocation dipoles，dislocation cells，and twin boundaries）under cyclic loading，with such behavior observed in both high stacking-fault-energy metals（such as Al and its alloys，Fe）and low stacking-fault-energy metals（such as brass and austenitic stainless steels），establishing a quantitative correlation between macroscopic back stress and microscopic defect structures. At the mesoscopic scale，cross-scale coupling of discrete dislocation dynamics and crystal plasticity finite element methods has elucidated the non-local characteristics of back stress and the nature of its heterogeneous intergranular

distribution. This review discusses the Bauschinger effect in conventional metals such as aluminum alloys and steel, and focuses on the unique Bauschinger effect behaviors arising from multi-mechanism synergy in high-entropy alloys, magnesium alloys, nanostructured metals, and shape memory alloys. On this basis, the evolution of back stress models from empirical formulas to dislocation-density-based physically-based constitutive models is reviewed, along with constitutive modeling approaches that account for microstructural heterogeneity within the crystal plasticity framework. Furthermore, application strategies of the Bauschinger effect in material forming, fatigue evaluation, and performance-oriented design are summarized, reflecting a shift from passive avoidance to active utilization. Finally, future directions are discussed, including extreme environmental effects, high-throughput effect mapping, multi-physics field coupling, and cross-scale integrated computational platforms.

Key words: Bauschinger effect; back stress; multiscale physical mechanisms; advanced structural materials; crystal plasticity constitutive modeling; multi-mechanism synergy

金属材料在经历单向载荷发生塑性变形后，若卸载后沿相反方向重新加载，反向屈服应力会显著低于正向屈服应力。这一现象由德国学者约翰·包申格[1]在1886年进行铜、铁等金属的实验中首次系统记载与论述，并被命名为包申格效应。这一看似简单的现象，蕴含着金属材料在变形过程中微观结构演化的核心信息。包申格效应不仅将位错与固体力学连接起来，还影响着材料成形精度、结构疲劳寿命乃至先进材料设计理念等关键科学问题。在揭示包申格效应的过程中，研究者对金属材料的认识不断深入，其研究范式经历了从宏观唯象描述到微观机制解析，再向多尺度定量化预测的根本性转变。

在经典的理论框架下，包申格效应是由位错运动产生的背应力所导致的。研究者通过力学实验定义了包申格应力、包申格应变等参数，还建立了基于背应力的唯象模型[2-3]。唯象模型将材料塑性行为抽象为若干个材料参数，并用来描述包申格效应，本质上是将塑性变形产生的长程内应力场抽象成了一个与外加应力协同或对抗的变量，从而解释反向加载时屈服提前的宏观现象[4-5]。同时，基于位错偶极子形成与湮灭[6]、位错胞状结构非对称演化[7]的微观机制也相继被提出，为这一现象提供了初步的物理依据。

随着工程材料体系的多元化与使役环境的复杂化，唯象模型的局限性开始逐渐显现。首先，唯象模型中材料参数缺乏明确的物理意义，无法与材料自身的微观结构（如位错密度、晶粒尺寸、析出相形貌等）建立联系，导致同一模型在应用于不同材料或加载条件时预测能力不足。其次，经典理论主要针对成分结构相对简单的纯金属或单相合金（如铝及其合金、铁钢），而现代工程材料（如多相合金、复合材料）则具有高度复杂的微观结构，其变形往往涉及孪生、相变、晶界滑移等多种机制的耦合，这使得基于单一机制的经典模型难以准确描述包申格效应。再次，实际工程材料是多晶材料，其内部具有不均匀的晶粒取向、晶界类型、第二相分布，这些微观结构非均匀性导致局部应力应变状态和位错演化路径存在差异，经典理论基于宏观均匀化的假设忽略了这一因素。最后，高熵合金、镁合金、纳米结构金属及形状记忆合金等材料中，位错、孪晶、相变及晶界活动等多机制协同作用所产生的独特响应，已远超经典单一背应力模型的描述范畴。

正是这些挑战，推动着研究者对包申格效应研究的不断深入。近二十年来，实验表征技术与计算模拟方法得到显著发展，为揭示包申格效应的物理本质提供了坚实基础。实验表征技术方面，原位技术实现了直接观察循环加载下位错动态演化过程[7-8]，高能同步辐射X射线衍射技术能够定量测量多晶体内部的弹性应变与背应力分布[9-10]，电子背散射衍射结合高分辨率数字图像能够计算几何必需位错（geometrically necessary dislocation，GND）[11-12]。在计算模拟方面，离散位错动力学方法从位错段的运动方程出发，能够精确描述位错结构的自组织行为及其对背应力的贡献[13]；晶体塑性有限元方法则在多晶框架下考虑位错的运动规律以及晶粒取向与晶界的非均匀影响[14]；第一性原理计算则为理解溶质原子、层错等原子尺度缺陷对位错可逆性的影响提供了量子力学基础[15-16]。研究手段的丰富，推动研究者对包申格效应的认识从“位错与障碍物相互作用”扩展为“多尺度缺陷结构在非对称载荷下的协同演化与背应力动态重分布”的系统性物理框架。

本文旨在系统梳理和讨论包申格效应的研究现状与未来趋势，强调包申格效应的基础理论内涵，突出当前关于包申格效应研究的创新性与前沿性。本文将聚焦于几个关键科学问题：包申格效应的微观物

理机制在原子、位错及晶粒等多尺度上的统一描述方式；在不同材料体系中包申格效应的表现形式及其异同；能够准确预测复杂加载路径下包申格效应的物理基背应力本构模型的构建方法。通过对这些问题的深入探讨，本文将讨论包申格效应研究如何从被动的“效应表征”到主动的“效应设计”，进而服务于高性能材料的开发及其使役性能的评估。图1[10,17-26]勾勒了包申格效应从宏观表象到微观机制、再向多尺度建模与材料设计延伸的总体脉络，为后文的系统论述提供了逻辑框架。

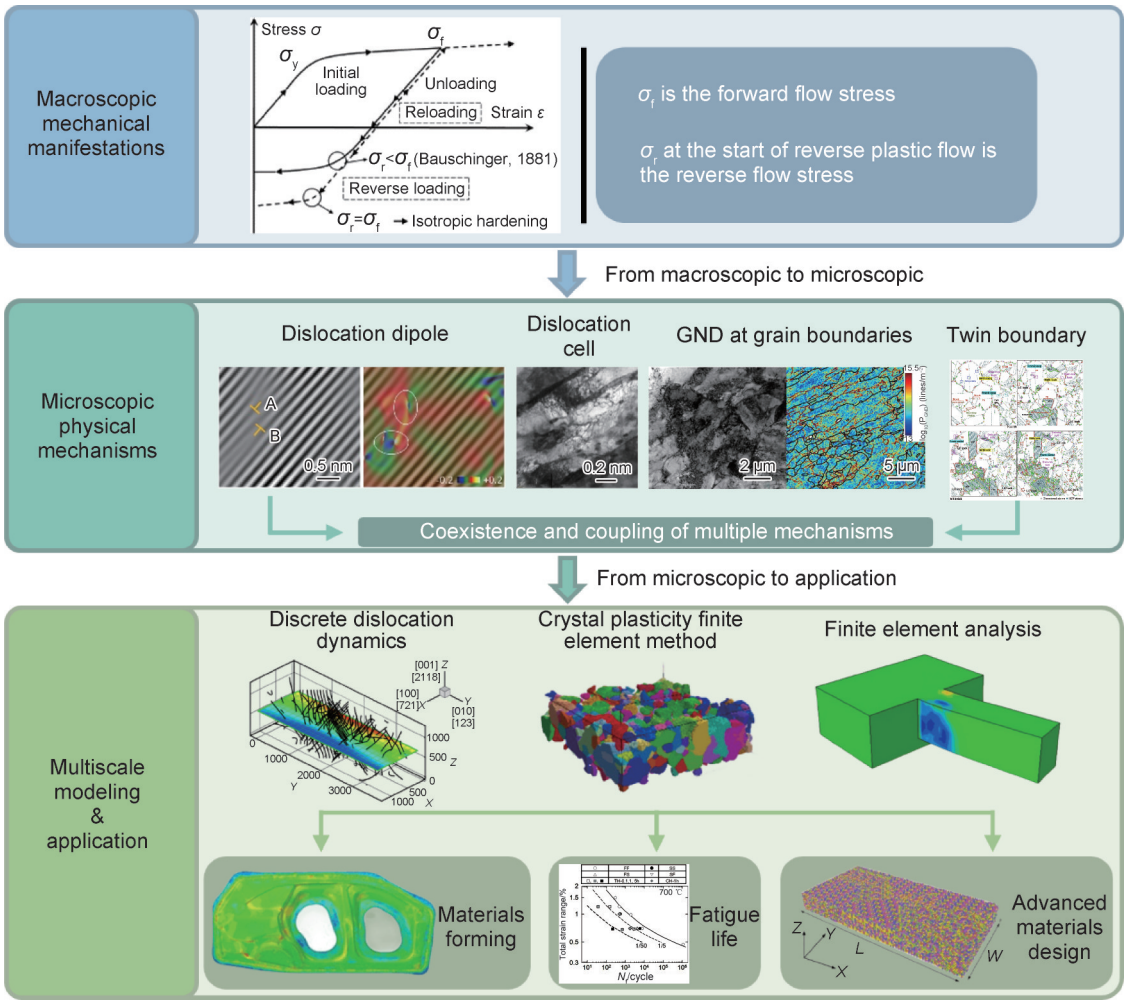


图1 包申格效应研究的多尺度框架[10,17-26]

Fig.1 A multiscale framework for the study of the Bauschinger effect[10,17-26]

1 包申格效应的经典理论框架与局限

为了理解当前关于包申格效应研究的创新性与前沿性，需要先系统回顾其经典理论，并客观看待包申格效应在面对当前工程材料时显现出的局限性。正是当前存在的局限性，驱动着对包申格效应的研究向多尺度、物理基方向演化发展。

1.1 宏观表征与唯象模型

包申格效应的典型实验过程为：沿着某一方向加载，然后卸载再进行反向加载，得到如图2所示的应力-应变曲线。通过这一曲线可以定义能够反映包申格效应的参数。

最常用的量化参数是包申格应力(Bauschinger stress)，定义为正向预塑性应变对应的流动应力与反向屈服应力之差($\Delta\sigma_B$)，见式(1)[27]：

$$\Delta\sigma_B=\sigma_f-\sigma_r \tag{1}$$

式中：σ_f为正向预塑性应变对应的流动应力，即材料在正向加载至预定应变时的真实应力；σ_r为反向加载时的屈服应力(通常取0.2%残余应变对应的条件屈服应力)。该参数直接反映了反向加载时材料抵抗塑性变形能力的衰减程度。另一个重要参数是包申格应变(Bauschinger strain)，定义为当反向流动应力值与正向流动应力值相等时二者应变的差值($\Delta\varepsilon_B$)，见式(2)：

$$\Delta\varepsilon_B = \varepsilon_{\sigma_f} - \varepsilon'_{\sigma_f} \tag{2}$$

式中：ε_{σ_f}为达到正向流动应力所对应的应变值；ε'_{σ_f}为达到与正向流动应力值相等的反向流动应力所对应的应变值。包申格应变表示材料需要额外进行的塑性变形程度大小，对于理解材料的软化行为具有重要意义。应该注意的是，包申格效应不仅存在于拉伸-压缩这种加载路径完全相反的情况中，还存在于正交方向加载、拉-扭复合加载等非比例加载的情况，但此时包申格效应的表现形式将变得更加复杂，通常需要引入包申格效应的三维应力空间屈服面（yield surface）概念来描述。

研究者开发了一系列唯象模型，用于描述包申格效应。其中最重要的是随动硬化模型（kinematic hardening model）及其衍生出的背应力模型[28-29]。这一类模型的核心思想是，塑性变形导致材料内部产生一种与外加应力方向相反的长程内应力场，称为背应力（back stress），记为张量$\boldsymbol{\alpha}$。该背应力与柯西应力σ叠加，共同决定材料的屈服行为，其有效驱动力σ_{eff}可表达为式（3）：

$$\sigma_{\text{eff}} = \sigma - \boldsymbol{\alpha} \tag{3}$$

屈服条件相应修正为式（4）：

$$f(\sigma - \boldsymbol{\alpha}) = \sigma_y \tag{4}$$

式中：f为屈服函数；σ_y为材料的初始屈服应力。在加载过程中，随着塑性变形的进行，背应力也将持续增加，从而增加了维持位错运动所需要的应力，这一机制是加工硬化的微观本质。当对试样卸载并施加反向载荷时，背应力方向将与外加应力方向一致，这将会显著降低在反向加载过程中启动位错时所需要的临界分切应力，最终在宏观上表现为反向屈服应力的降低，即包申格效应。背应力模型将复杂的微观物理过程抽象为一个内变量，在宏观层面上极大程度简化了包申格效应的力学描述。在此基础上，研究者进一步提出了非线性随动硬化模型，并引入动态恢复项来描述循环加载过程中循环硬化/软化等复杂行为[30-31]。这类模型在工程有限元分析中得到了广泛应用，成为模拟板料成形回弹[32]、结构疲劳[33]等问题的重要工具。

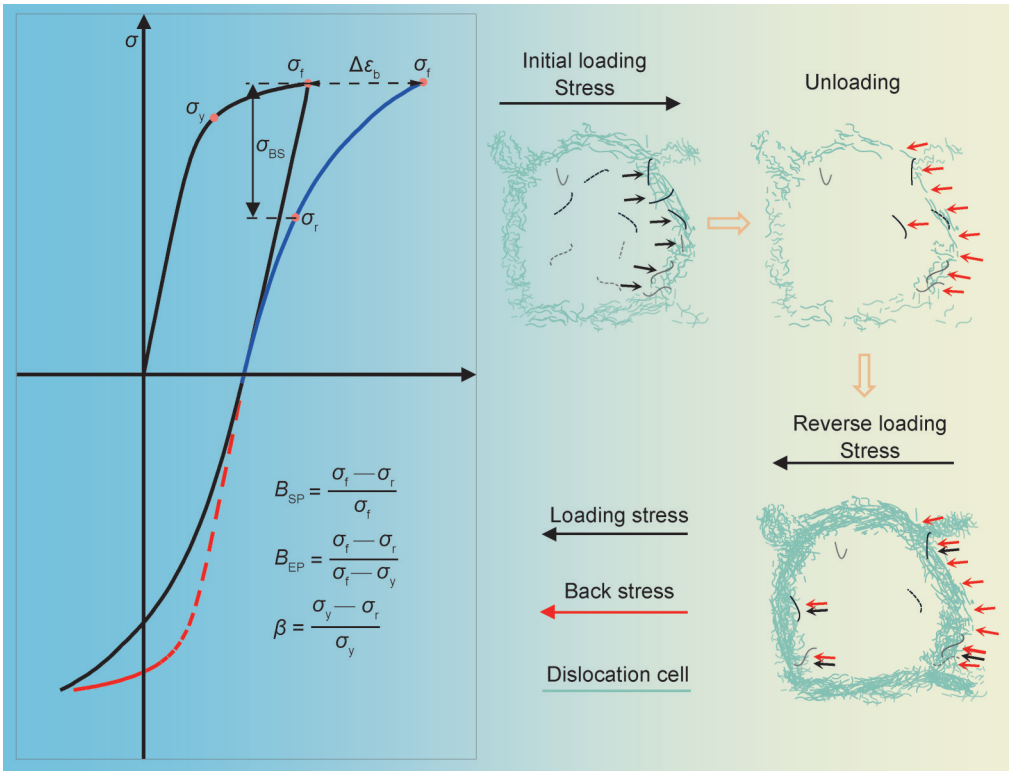


图2　包申格效应的宏观力学表现与背应力概念示意图

Fig.2　Schematic diagram of the macroscopic mechanical manifestations of the Bauschinger effect and the concept of back stress

1.2　微观物理机制的经典诠释

在微观物理层面，包申格理论将这一效应归因于塑性变形过程中位错与障碍物之间的相互作用。具体体现在两个方面：可动位错的不均匀分布与位错偶极子的形成。

对于具有中等或高层错能的金属（如铝及其合金、铜、铁），塑性变形过程中位错倾向于不均匀分布，形成由高位错密度区域（位错墙）和低位错密度区域

(胞内)构成的胞状结构[34-36]。在正向加载过程中,可动位错主要在胞内运动,并被胞壁中的位错网络所阻碍,导致胞壁内积累大量几何必需位错,这些位错会产生长程内应力场,即背应力。卸载后,胞壁内的位错结构保留。当进行反向加载时,胞内可动位错在外加应力与背应力的帮助下克服胞壁的阻碍进行反向运动,表现出包申格效应。这一机制强调了位错结构的空间不均匀性对包申格效应的贡献。

对于具有较低层错能的金属(如黄铜、奥氏体不锈钢),位错不易发生交滑移,而是倾向在同一滑移面上形成位错偶极子[37-38]。位错偶极子由两个符号相反、彼此靠近且平行的位错组成。在正向加载过程中形成大量位错偶极子,会产生高密度的局部弹性应力场[39]。当卸载并反向加载时一部分位错偶极子会发生解离,释放出与原始可动位错符号相反的位错[40]。这些被释放出的位错在较低的外加应力下即可运动,从而表现为包申格效应。位错偶极子的形成与解离机制被认为是低层错能金属中包申格效应的主要来源。

以上两种机制是在不同材料和不同变形阶段中共同发挥作用的。经典理论还指出,可动位错的密度也会影响包申格效应。在正向加载初期,可动位错密度迅速增加,背应力也会随之增加,包申格效应增强;随着应变程度不断增大,位错结构趋于稳定,背应力增长也会减缓,包申格效应趋于饱和。基于位错动力学的描述,为理解包申格效应的应变依赖性提供了初步的物理解释。

1.3 面对复杂问题的经典理论局限

尽管利用经典理论能解释纯金属如(铝、铁、铜等)和单相合金(如镍合金、铝合金等)的包申格效应所具备的基本特征,并催生了相关唯象模型的发展,但面对现代先进材料的复杂微观结构与苛刻使役环境时,经典理论的局限性逐渐显现。这些局限性可以分解为如下的几个核心科学问题。

第一,唯象模型的物理基础薄弱。唯象模型中材料参数缺乏明确的物理依据,也没有与位错密度、位错胞尺寸、几何必需位错密度、析出相等建立关联,这使得模型应用于不同材料体系时,其参数必须通过实验重新拟合标定,外推性差。此外,模型将背应力简化为一个标量或二阶张量,无法描述在实际材料中背应力分布的非均匀性。

第二,对微观机制的多样性与协同性认识不足。经典理论主要基于纯金属或单相合金中“自由”位错的行为,但现代工程材料中普遍存在多种强化相、大量溶质原子以及各种晶体缺陷。这些因素与位错之间相互作用的方式不同,对背应力的影响不同,并且它们之间还可能存在更加复杂的耦合效应。使用经典理论难以量化每一种机制对总背应力的相对贡献,也无法描述随应变程度增加不同机制之间的动态竞争关系。当多种变形机制(如孪生、相变)同时激活时,经典理论缺乏描述此类多机制耦合行为的物理内变量。

第三,无法描述非均匀微观结构中的效应。实际工程材料均为多晶体,存在晶粒取向、晶界类型、第二相分布、局部化学成分不同等微观结构非均匀性。这种非均匀性导致在不同晶粒或不同区域内,局部应力应变状态、位错演化路径和背应力分布存在巨大差异。经典理论基于宏观均匀化假设,完全忽略了这种微观结构非均匀性所带来的影响。例如,不同取向晶粒对宏观包申格效应的贡献截然不同,晶界作为位错运动的强障碍,其附近会形成几何必需位错堆积,产生显著的局部背应力,这些都无法用均匀化的宏观模型准确描述。

第四,对先进材料中独特效应的解释能力不足。高熵合金、镁合金、纳米结构金属及形状记忆合金等新兴材料的塑性变形机制往往不同于传统金属,经典理论难以对这类材料的包申格效应准确描述。高熵合金中存在严重的晶格畸变和化学短程有序,位错运动呈现“波浪式”特征,其包申格效应表现出异常大的幅度和独特的应变依赖性。镁合金中孪晶-去孪晶过程对包申格效应具有决定性影响,这种极性变形机制使得反向加载时孪晶界反向迁移并直接贡献于塑性应变,导致包申格效应呈现出强烈的各向异性,其物理本质与经典理论中基于位错可逆性的描述完全不同。纳米结构金属中晶界活动(晶界滑移、晶界迁移)可能成为主导机制,导致其包申格效应远弱于粗晶材料,这一趋势与经典理论预期相悖。形状记忆合金中应力诱导的马氏体相变与逆相变过程与位错机制深度耦合,产生了“相变包申格效应”这一全新现象。对于这些新兴材料中观察到的独特行为,经典理论无法提供合理的物理解释,亟须建立新的理论框架。

综上所述,经典理论为包申格效应的研究奠定了基础,但存在物理基础弱、微观机制认识不足、无法描述微观结构非均匀性等问题,限制了研究者对包申格效应的进一步理解与应用。同时,这些问题也反过来催生了以多尺度实验表征、跨尺度计算模拟和物理基本构模型为核心的新一代研究范式。

2 包申格效应微观物理机制的多尺度新认知

经典理论框架的局限性在于对塑性变形过程中

缺陷结构动态演化认识的不完整。近二十年来，实验表征技术的空间分辨率与时间分辨率实现了大幅提升，同时计算模拟方法也从原子尺度向介观尺度拓展。研究者通过融合这两种技术得以首次从原子、位错、晶粒等多个尺度直接观察、定量测量和精确模拟包申格效应相关的微观物理过程，从而构建起更完整的理论。本节将从先进实验表征和先进计算模拟两个维度，系统阐述对这一多尺度的新认知。

2.1　基于先进实验表征的微观机制解析

2.1.1　位错组态的原位观察

现阶段，研究者可以使用原位透射电子显微镜技术，在纳米尺度上直接观察循环加载过程中位错结构的动态演化，为包申格效应的位错机制研究提供最直接的实验证据。研究揭示了一个关键现象：在正加载过程中形成的位错缠结和位错偶极子并非静态结构，而是具有高度动态响应特性[41-42]。

在面心立方金属如铜中，原位观察结果表明，正向加载时位错倾向于在晶界和析出相附近形成高密度的位错缠结[43]。当卸载并施加反向载荷时，只有部分位错会反向运动。一部分位错在正向加载时被钉扎，在反向加载时会“退钉扎”并反向运动，这些可逆位错主要来源于胞壁处几何必需位错堆积产生的背应力对胞内可动位错的反向驱动以及先前形成的部分位错偶极子的解离[23,42]，这可以将宏观背应力这一抽象概念与位错直接关联起来。进一步研究发现，随着预应变的增加，位错结构从离散的偶极子演化为位错墙和胞状结构，可逆位错的比例随之逐渐降低，这解释了包申格效应随预应变量增大而趋于饱和的物理根源。

对于具有低层错能的金属如奥氏体不锈钢，通过原位观察揭示了另一种机制。在这类材料中，层错和形变孪晶在变形过程中起重要作用。原位观察结果表明，正向加载时形成的层错和孪晶界在反向加载时会阻碍位错的运动[44-45]，导致位错在界面处堆积并产生强烈的局部背应力。同时，在某些条件下孪晶界也可以发生可逆迁移，即去孪晶过程[46-47]，这将直接影响包申格效应，是导致包申格效应增强的另一重要机制。这些原位观察结果表明，实际上包申格效应中的微观物理机制涉及多种缺陷结构及其动态演化等过程，远比经典理论中所描述机制丰富和复杂得多。

2.1.2　基于高能X射线衍射的背应力定量化

高能同步辐射X射线衍射技术凭借其高穿透力和高分辨率优势，能够在加载过程中原位测量多晶体内部各晶粒的晶格应变，进而定量计算由位错结构引起的背应力及其在晶粒尺度上的分布特征[10,48]。该技术的核心价值在于将背应力从宏观唯象模型中的抽象内变量转变为可由实验直接测量的物理量，从而为理论模型的验证与标定提供定量基准。

基于高能X射线衍射的研究揭示了背应力在材料内部并非均匀分布，而是表现出强烈的晶粒取向依赖性[49-50]。在面心立方金属如铜和镍的变形过程中，施密特因子较小的“硬”取向晶粒承受的背应力显著高于施密特因子较大的“软”取向晶粒，两者差值可达数倍，且这一差异随预应变的增加而增大。造成这一现象的根本原因在于，不同取向晶粒的滑移系激活顺序与激活程度存在差异，导致几何必需位错密度及其产生的长程内应力场在不同晶粒间呈现非均匀分布。此外，三维X射线衍射技术使得研究者能够在循环加载过程中同步追踪数百个晶粒的个体行为。结果表明，在宏观卸载状态下，尽管材料的宏观应力为零，但大量晶粒内部仍存在显著的残余弹性应变，这些应变以正负交替的“应力镶嵌”形式在空间上周期性分布[51-52]。微观背应力的幅值与空间排布直接决定了反向加载时的初始屈服行为，不同晶粒之间的背应力差异可达数值量级之差。

高能X射线衍射还能够定量揭示背应力随预应变的演化规律。研究表明，在小应变阶段（通常小于2%），背应力随预应变的增加而快速上升；当预应变超过临界值后，背应力的增长速度逐步减缓，并在大应变阶段趋于饱和[10,49-50]。这一演化趋势与位错结构的演变过程高度吻合：小应变阶段位错快速增殖，位错偶极子和缠结密度急剧增加；大应变阶段位错自组织形成稳定的胞状结构，位错密度的增加速率显著降低。通过将高能X射线衍射测量的晶粒尺度背应力与透射电镜观察的位错结构进行跨尺度关联分析，研究者建立了背应力与位错胞尺寸、几何必需位错密度之间的定量关系。这类定量关系的确立，为物理基本构模型中的背应力演化方程提供了直接的实验依据，使模型参数从经验拟合值转变为可由独立实验测量的物理量，从根本上提升了本构模型的外推预测能力。

2.1.3　电子背散射衍射揭示的晶界效应

晶界作为多晶体材料中最为关键的微观结构特征之一，其对包申格效应的贡献长期难以定量表征。电子背散射衍射技术的应用改变了这一局面，通过测量晶粒内部几何必需位错密度在变形前后的变化，能够定量揭示晶界在包申格效应中的核心作用[46,53-54]。

例如，研究者利用电子背散射衍射技术对铝合金进行研究，结果发现在正向加载过程中几何必需位错主要在晶界附近累积，形成明显的取向梯度[54]，这些几何必需位错是晶界处背应力的主要来源。共格孪

晶界、随机大角度晶界与小角度晶界对几何必需位错的存储能力存在显著差异[55]。共格孪晶界由于其原子尺度的共格性，既能有效阻碍位错运动，又能允许一定程度的位错穿越，因此其附近累积的几何必需位错密度相对较低[56]。随机大角度晶界是位错运动的强障碍，位错在其附近大量堆积，产生极高的局部背应力[55,57]。小角度晶界则由位错阵列构成，其本身既是背应力的来源，也是位错传递的通道[58]，表现出介于前两者之间的特性。

借助电子背散射衍射技术并结合原位加载实验，可以定量追踪反向加载过程中几何必需位错的演化行为。当施加反向载荷时，晶界附近的几何必需位错会发生重排和部分湮灭导致局部取向梯度减小，这个现象与反向屈服行为直接相关。例如，几何必需位错密度降低越快的晶界，局部背应力也会明显降低。不同的晶界类型导致几何必需位错的演化速率存在差异，为通过晶界工程调控包申格效应提供了理论基础。例如，通过提高共格孪晶界的比例，在保持材料强度的同时调控背应力的积累与释放，从而实现对包申格效应的优化设计[54-56]。

2.2 基于先进计算模拟的跨尺度机制揭示

实验和表征技术能提供多尺度的微观结构信息，但现阶段仍受限于时空分辨率，无法完整揭示缺陷演化的全过程。针对这一情况，计算模拟方法，特别是离散位错动力学和第一性原理计算能有效地解决上述问题，并能够以原子尺度和位错尺度揭示实验现象背后的物理机制。

2.2.1 离散位错动力学方法及其位错机制揭示

离散位错动力学从位错段的运动方程出发，能够准确计算出位错在复杂应力场的作用下发生的相互作用、增殖与湮灭过程[59-60]。离散位错动力学基于位错弹性与位错运动的物理定律，是连接原子尺度缺陷行为与介观尺度晶体塑性行为的理想桥梁。并且，离散位错动力学模型已被成功用于模拟循环加载下位错结构的行为，为包申格效应的位错机制提供证据。

利用离散位错动力学能模拟位错偶极子和位错墙的形成过程[61-62]。模拟结果显示，在正向加载过程中，在滑移面上运动的位错遇到障碍后会堆积，此时符号相反的位错会相互吸引并形成偶极子，而符号相同的位错则形成位错墙。随着应变的增加，位错结构逐渐演化为稳定的位错胞。当模拟反向加载时，部分位错偶极子发生解离，释放出与原始可动位错符号相反的位错，这些位错在较低的外加应力下即可运动，表现出包申格效应。模拟结果与高能X射线衍射实验结果取得了良好的一致性[10,62]。

离散位错动力学模拟还发现，一个位错产生的背应力场会影响周围其他位错运动[63]，这个现象说明位错的整体运动不能简化为独立位错作用的叠加，意味着描述包申格效应的本构模型必须考虑位错间的相互作用，而不是只考虑局部位错密度。这一发现对传统的基于平均场近似位错密度演化模型提出了挑战。

将离散位错动力学与晶体塑性有限元耦合，即所谓“分层多尺度”方法，代表了当前计算模拟的前沿。在这一框架中，离散位错动力学模拟被用于代表性体积单元，计算不同晶粒取向、不同应变下的背应力演化规律，随后将这些规律作为内禀材料信息嵌入到晶体塑性有限元模型中，用于模拟多晶集合体的宏观响应。这种跨尺度耦合方法不仅保留了位错尺度的物理精确性，还能够处理工程尺度的边界值问题，为构建真正意义上的物理基背应力本构模型开辟了新路径[59,64]。

2.2.2 第一性原理计算对缺陷交互作用的原子尺度洞察

第一性原理计算是理解包申格效应在原子尺度，特别是在含有溶质原子、析出相或层错等复杂情况下起源的有效方法。基于密度泛函理论的计算能够精确获得位错芯结构[65]、层错能[66]、溶质原子[67-68]与缺陷的交互作用能等关键参数，这些参数决定了位错的可逆性和背应力的演化。

第一性原理计算从原子尺度揭示了镁合金中溶质原子偏聚对包申格效应的影响机制。镁的基面层错能较低，变形过程中易形成层错和孪晶。计算表明，稀土元素如钇[69]、钕[70]以及锌[68]等溶质原子倾向于偏聚在层错和孪晶界处。这种偏聚进一步降低了层错能，增大了层错宽度，使位错更倾向于以扩展位错的形式在基面滑移，从而改变位错的可逆性及反向加载时的位错行为。具体而言，溶质原子在位错芯处的偏聚会形成钉扎效应，增加位错反向运动所需的临界分切应力，从而抑制正向加载时可动位错的可逆性。在某些合金体系中，溶质原子的钉扎作用会抑制反向加载时可动位错的释放，从而影响包申格效应。反之，如果溶质原子促进了层错的扩展或孪晶的形成，则可能引入新的变形机制，将改变包申格效应的表现形式。这些原子尺度的计算结果为理解合金成分对包申格效应的影响提供了理论依据，也为通过成分设计调控包申格效应指明了方向。

第一性原理计算还被用于研究含析出相合金体系中位错与析出相的交互作用机制。计算结果表明，当析出相与基体共格时，位错倾向于切过析出相，由此产生反相畴界并引起系统能量升高[71]；当析出相与

基体非共格时，位错则倾向于绕过析出相，并在其周围留下位错环[72]。这两种机制对背应力的贡献具有本质区别。切过机制下，背应力主要源于析出相内部的晶格畸变；绕过机制下，背应力则主要源于位错环产生的长程弹性应力场。第一性原理计算能够精确获取两种机制下的临界分切应力，这些数据可直接作为位错动力学模拟和晶体塑性模型的输入参数。通过将原子尺度计算结果与介观尺度位错模拟进行耦合，可建立从合金成分到宏观包申格效应的跨尺度定量预测框架，为析出强化型合金的包申格效应调控提供理论依据。

图 3 整合了上述多尺度实验表征与计算模拟的主要发现，呈现了包申格效应微观物理机制的统一图景。

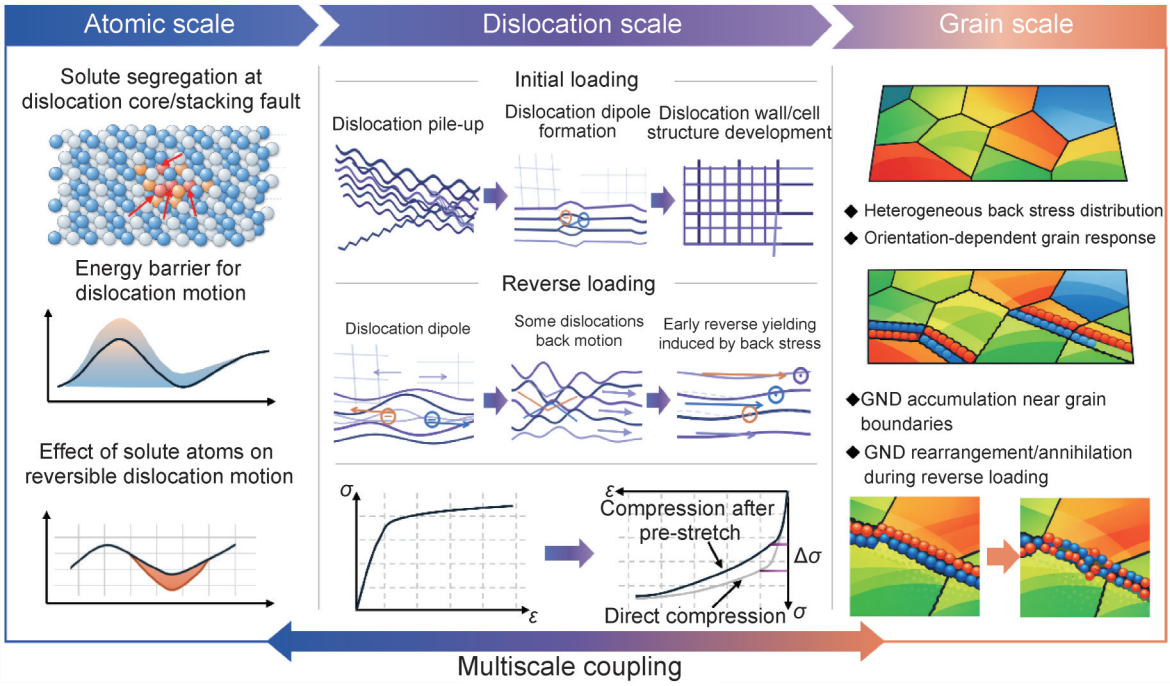


图 3　包申格效应的多尺度微观物理机制示意图

Fig.3　Schematic diagram illustrating the multiscale microscopic physical mechanisms of the Bauschinger effect

3　先进材料中包申格效应的多机制协同、独特表现与横向比较

随着工程材料的发展，研究者对包申格效应的研究也从纯金属和单相合金拓展到了先进材料。先进材料通常具有复杂组分、独特的微观结构以及多尺度的非均匀性，塑性变形不再由位错滑移主导，而是多种机制如孪生[47,73]、相变[74-75]、晶界活动[76]、化学短程有序[77-78]等并存。在此背景下，包申格效应的理论内涵得到显著深化与拓展，为深入理解塑性变形的物理本质以及通过微观结构设计调控宏观性能提供了新的研究平台。本节将系统阐述包申格效应在高熵合金、镁合金、纳米结构金属以及形状记忆合金等代表性先进材料中的独特表现及其物理本质。

3.1　高熵合金中的化学复杂性与位错钉扎效应

面心立方结构的 CoCrFeMnNi 系高熵合金及其衍生合金[79-80]，具有在宽温域内优异的强韧性匹配而成为材料研究的前沿热点[81]。这类合金由等摩尔或近等摩尔比例的多种主元元素构成，主要特点是存在严重的晶格畸变、缓慢的扩散以及独特的化学短程有序。这些特征影响了位错的形核、运动与演化，进而导致高熵合金的包申格效应表现出与传统金属不同的特征。

研究表明，CoCrFeMnNi 高熵合金在拉伸-压缩循环加载下展现出异常强烈的包申格效应[82]，反向屈服应力的降低可达到其原始屈服应力的 50% 以上，这一比值显著高于传统面心立方金属如铜和奥氏体不锈钢[42]。值得注意的是，该合金的包申格效应在较小预应变下即迅速达到饱和，随应变进一步增加反而呈现缓慢下降的趋势。

研究者通过透射电镜观察变形后的微观结构，发现 CoCrFeMnNi 高熵合金在塑性变形初期便形成了高密度的位错偶极子和极细的位错胞结构[83-84]，胞尺寸通常在亚微米量级。这些位错结构的形成速率远高于传统金属[81]，原因是合金中存在严重的晶格畸变和化学短程有序[83,85]。第一性原理计算表明，高熵合

金中不同原子尺寸的差异导致位错周期性的钉扎-脱钉[86]。位错在滑移面上运动时与局部化学有序区域发生相互作用,这些区域对位错产生额外的钉扎力,使得位错运动呈现间歇式特征。这种钉扎效应促进了位错偶极子的快速形成,并在小应变下即达到高密度状态。

反向加载时,位错从高密度的位错偶极子中解离出来,导致反向屈服提前。然而随着预应变增加,位错结构将从离散的偶极子变成更稳定的位错胞网络,胞壁中的位错形成复杂的位错缠结,不容易发生可逆运动。此时尽管总位错密度还在增加,但能发生可逆运动的位错的比例降低,表现出包申格效应趋于饱和甚至减弱[84,87-88]。这一机制解释了高熵合金中包申格效应的独特现象。

值得注意的是,高熵合金在低温变形时具有形变孪晶机制。在液氮温度下,CoCrFeMnNi合金的变形机制从室温下的纯位错滑移转变为位错滑移与孪晶共同作用[89]。孪晶界不仅自身作为强障碍物产生背应力,同时它还能将晶粒分割成更小的区域以减小位错平均自由程,从而改变位错结构的演化路径。孪晶机制与位错机制的耦合会导致包申格效应随温度变化表现出复杂行为。研究表明,低温下的包申格效应有增强的趋势,应变依赖性也发生变化[89-90]。因此,改变变形温度以诱导不同变形机制能调控包申格效应,为极端环境用材料的设计提供了新思路。

3.2 镁合金中的强各向异性与孪晶主导机制

对于具有密排六方结构的镁合金,其塑性变形机制与包申格效应行为表现出强烈的晶体学各向异性,与面心立方金属和体心立方金属不同。镁合金在室温下可激活的滑移系有限,基面滑移是最容易启动,而非基面滑移(柱面滑移、锥面滑移)则需要更高的临界分切应力才能启动。另外,镁合金在特定取向下易于激活$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶,这是一种极性的变形机制,仅在特定方向加载时发生。这种各向异性的变形行为是导致镁合金包申格效应表现复杂的原因。

研究表明,镁合金的包申格效应具有强烈的晶体取向依赖性,其强度在不同加载方向下可相差一个数量级以上。这种取向依赖性的根源在于密排六方结构特有的孪晶极性特征,即拉伸孪晶仅在特定加载方向下被激活。例如,当镁合金预压缩方向平行于晶体c轴时,拉伸孪晶被大量激活,卸载后反向加载时材料会表现出极其强烈的包申格效应[91-92]。这一现象源于孪晶相关机制的两种贡献。一方面,孪晶界本身就能够阻碍位错运动,孪晶界附近会累积高密度的几何必需位错,产生较强的背应力。另一方面,反向加载时,先前形成的拉伸孪晶会发生去孪晶过程,即孪晶界反向迁移,使孪晶区域恢复到原始晶体取向。这一去孪晶过程本身就会贡献大量塑性应变,导致反向屈服显著提前。这种“孪晶-去孪晶”机制主导的包申格效应,其物理本质与传统的位错机制完全不同[46]。

相比之下,由位错滑移主导预应变时,镁合金的包申格效应会变得弱得多。例如,当拉伸变形方向与c轴垂直时,主要激活基面滑移,形成的位错结构以基面位错为主。这些位错在反向加载时具有一定的可逆性,但此类位错带来的背应力远低于孪晶相关机制。此外,镁合金的层错能较低,基面位错容易扩展成层错,对位错的可逆性也会造成影响。这些因素共同导致位错滑移主导下的包申格效应仅为孪晶主导下的三分之一至五分之一[91-92]。

镁合金包申格效应的强各向异性,使得利用织构设计调控包申格效应成为可能。例如,通过控制加工方法如轧制、挤压和热处理等改变镁合金晶体学织构,增加某一方向晶粒取向的比例。具有基面织构的镁合金板材在面内拉伸时主要激活基面滑移,包申格效应较弱;而在厚度方向压缩时则激活拉伸孪晶,包申格效应极强[46,91-92]。这种各向异性行为既可被利用于成形工艺优化,如在预压缩处理后改善后续拉伸成形性能,也可为抗冲击结构设计提供新思路,即利用孪晶方向敏感性实现定向能量吸收。

3.3 纳米结构金属中晶界主导的效应反转

当晶粒尺寸为纳米量级时,材料的塑性变形机制会发生根本性转变。粗晶材料中晶界阻碍位错运动,而在纳米结构材料中,晶粒内部空间不足以容纳大量位错,使晶界变成了塑性变形的主要参与者。此时,晶界滑移、晶界迁移、晶粒旋转以及晶界处位错的发射与吸收等机制成为塑性变形的主要机制[76,93-95]。这种变形机制的转变导致纳米结构金属中的包申格效应表现出与粗晶材料不同的特征。

研究结果表明,纳米结构金属的包申格效应明显比粗晶对应物小得多,且随晶粒尺寸减小而进一步减弱[96-97]。这是因为晶界主导的塑性变形机制引起的长程内应力场远弱于位错结构引起的长程内应力场。在正向加载过程中,晶界滑移和晶粒旋转使得局部晶界处的原子重新排列,而不是产生大量几何必需位错。所以卸载后材料内部残余的背应力幅值也比较低。反向加载时,晶界活动的可逆性相对较高,即部分晶界滑移和迁移可以在反向载荷下恢复,进一步降低了包申格效应强度。

然而,对于具有双峰晶粒结构或梯度晶粒结构的纳米结构金属而言,情况会变得更加复杂。双峰结构

是由细晶基体(晶粒尺寸为数十纳米)中分布着少量粗晶(晶粒尺寸为数百纳米至微米)组成。在双峰结构中,在变形过程中粗晶粒内部会形成高位错密度区域,产生强背应力;周围的纳米晶则起到约束和支撑作用以防止粗晶粒过早发生局部失稳。研究表明,纳米晶与粗晶在一定比例时,双峰结构既可以使纳米结构金属具有高强度,还可以获得可观的包申格效应[98-99]。这种微观结构的设计为在纳米结构金属材料中调控包申格效应提供了新思路。

梯度晶粒结构是另一种具有独特包申格效应特征的微观组织,其晶粒尺寸由材料表面至内部呈连续梯度分布。梯度晶粒结构材料表面层通常为纳米晶,芯部为粗晶,中间区域为过渡层。这种材料在变形过程中涉及变形机制的协同:表面纳米晶层主要通过晶界活动变形,芯部粗晶层主要通过位错滑移变形。这种多机制的协同导致背应力的空间分布更为复杂,宏观包申格效应呈现出介于纯纳米晶和纯粗晶之间的特征。更重要的是,通过对梯度分布的形状和幅度的调节,可以实现对包申格效应从弱到强的连续调控,为面向特定使役需求的材料设计提供了自由度。

3.4　形状记忆合金中相变与位错的耦合效应

在形状记忆合金如镍钛合金中,包申格效应与应力诱导的马氏体相变和逆相变过程紧密相关,产生了特殊的“相变包申格效应”[100-101]。这类材料在奥氏体状态下加载时,当应力超过临界值时,奥氏体会因为应力诱导相变成为马氏体,产生大的非弹性应变;卸载过程中马氏体又会逆相变为奥氏体,应变恢复,表现出超弹性。如果在加载-卸载循环中引入预塑性应变(例如通过马氏体再取向或位错滑移)后,后续的相变行为将不同于上述过程。

研究表明,对于镍钛合金而言,预变形对后续相变行为的影响是由预变形的具体机制所决定的[102-104]。若预变形在奥氏体状态下进行,并且应力水平比相变临界应力更低时,变形主要通过位错滑移实现,这些位错在奥氏体中形成,在卸载后仍然得以保留。在后续加载过程中,这些位错产生的背应力场将使马氏体相变的形核条件发生变化。具体而言,位错周围的局部应力场能够促使马氏体在较低名义应力下形核,使相变提前发生,表现为表观屈服应力的降低。这一机制的包申格效应强度和位错密度呈现正相关关系。

当预变形在马氏体状态进行时情况会变得更复杂。镍钛合金的马氏体相存在多种变体,通过施加应力能够让马氏体变体发生再取向,即一种变体转变为另一种更有助于承载的变体,这种再取向过程会产生大量的变体界面与位错结构。当完成卸载并反向加载时,这些结构会促进逆相变或反向变体再取向的提前发生,从而产生强烈的包申格效应。研究表明,在马氏体状态下进行预变形后,反向加载时的相变起始应力能降低50%以上,并且还会伴随大的非弹性应变恢复[100,104]。

相变包申格效应与纯位错机制主导的包申格效应的根本区别在于,前者能量耗散主要源于相变过程中的相界面迁移与晶格重构,而不是位错的增殖与湮灭,因此相变包申格效应的强弱与相变过程的滞后紧密关联。利用合金化与热处理等手段调控相变温度、相变滞后以及马氏体形貌,就能够实现对相变包申格效应的有效调控。这一特性对开发具有特定功能的智能材料提供了理论依据。例如,在需要低滞后超弹性的医疗植入器件中,应该尽可能减小相变包申格效应;而在需要高阻尼性能的结构件中,则可以利用强烈的相变包申格效应将机械能高效地转化为内耗。

3.5　不同材料体系的横向比较与机制归纳

为了能够更加清晰地阐明上述四类先进材料的包申格效应之间的差异,有必要从主导机制、反向加载特征以及主要因素等方面进行横向比较及归纳讨论。

高熵合金中的包申格效应的主导机制是化学短程有序与位错钉扎的耦合。由于高熵合金存在严重的晶格畸变和多主元成分波动,位错运动展现出的是间歇式钉扎-脱钉特点,这能够促进高密度位错偶极子的迅速形成。背应力主要来源于可逆运动的位错偶极子以及位错胞壁。反向加载时,偶极子解离释放的大量反向可动位错使屈服提前。高熵合金的包申格效应在较小的预应变下就会迅速达到饱和,继续增加预应变时会趋于稳定甚至减弱,主要影响因素有合金的化学短程有序程度、晶格畸变幅度以及变形温度等[105]。

镁合金中的包申格效应的主导机制是孪晶-去孪晶过程。由于密排六方结构的极性特征,拉伸孪晶只在特定取向下才能被激活,进而产生强烈的力学各向异性。背应力来源于孪晶界处的几何必需位错堆积以及孪晶内部的高密度位错。反向加载时,除了位错可逆运动外,孪晶界的反向迁移(去孪晶)自身也可以贡献大量塑性应变,使包申格效应表现得更加强烈。镁合金的包申格效应的主要影响因素有晶体取向、织构特征、孪晶的稳定性以及合金元素对层错能和孪晶行为的调控[46,92]。

纳米结构金属的包申格效应的主导机制是晶界活动,包括晶界滑移、晶界迁移和晶粒旋转。在纳米晶晶粒内部空间不足以容纳大量位错,所以相较于传

统的位错机制有所区别。背应力主要来源于晶界处的局域原子重排和几何必需位错，但强度远低于位错结构产生的背应力。反向加载时，晶界活动表现出较高的可逆性，导致包申格效应显著弱于粗晶材料。在双峰或梯度结构中，粗晶区域的位错活动与细晶区域的晶界活动协同作用，能在保持高强度的同时增强包申格效应。纳米结构金属的包申格效应的主要影响因素包括晶粒尺寸及其分布、晶界结构以及粗晶-细晶的比例与空间排布[41,99]。

形状记忆合金的包申格效应的主导机制是应力诱导马氏体相变与逆相变过程与位错滑移之间的相互作用。背应力来源于奥氏体基体中残留位错产生的长程内应力场，或马氏体变体再取向过程中产生的变体界面和位错结构。反向加载时，背应力场促进马氏体在较低名义应力下形核（奥氏体状态预变形）或促进逆相变/反向变体再取向的提前发生（马氏体状态预变形）。形状记忆合金的包申格效应的强弱与相变过程的滞后密切相关，可以通过调控相变温度、相变滞后以及马氏体形貌进行调节[104]。

通过对上述四种先进材料的包申格效应之间的比较可以发现，不同材料中包申格效应所呈现出的表现形式与物理本质存在差异。高熵合金和镁合金分别代表了位错-化学无序耦合与孪晶极性主导的两类强效应模式；纳米结构金属则展示了当位错机制受到抑制时包申格效应显著减弱的情形；而形状记忆合金展示的是相变与位错耦合的独特情况。这些差异产生的根本原因在于材料体系本征微观结构（晶体结构、化学有序度、晶粒尺度、相变特性）对塑性变形机制的影响。理解这些差异与共性，对于建立具有普适性的包申格效应物理理论以及面向特定使役需求进行材料设计具有重要意义。

图 4 整合了上述四种先进材料体系中包申格效应的独特微观机制及其相互关系，直观呈现了从单一机制到多机制协同的范式跃升。

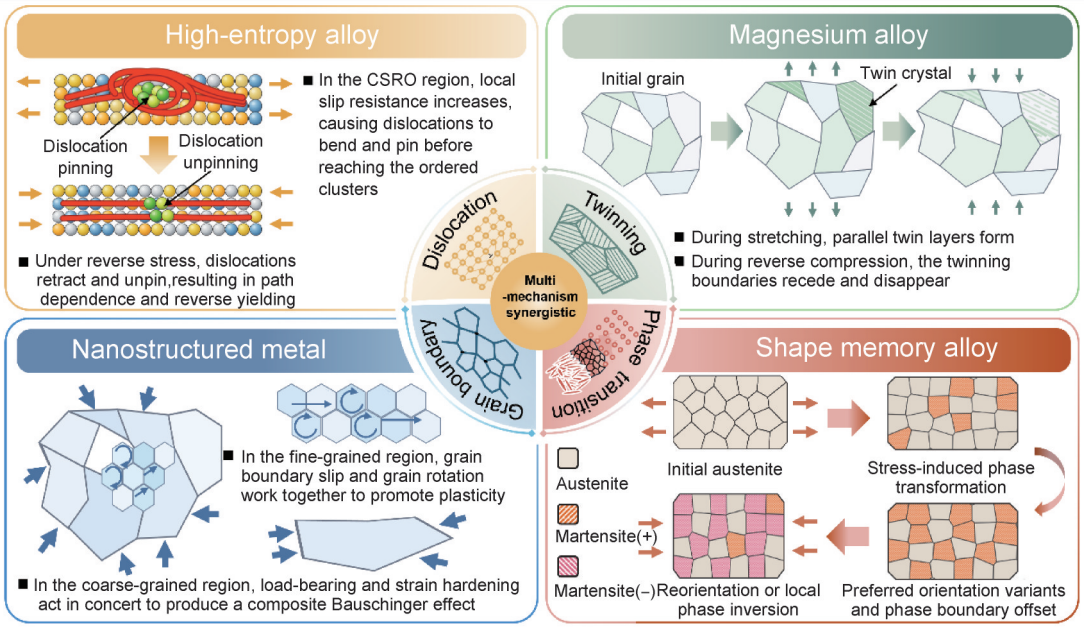


图 4　先进材料中包申格效应的多机制协同图

Fig.4　A multi-mechanism synergistic picture of the Bauschinger effect in advanced materials

4　多尺度本构模型的物理基发展与预测能力提升

构建能够准确描述并且预测包申格效应的本构模型具有重要意义。虽然唯象模型在工程实践中得到了广泛应用，但缺乏物理基础的本质限制了其预测能力。近年来，随着对包申格效应微观物理机制认识的不断深入以及计算方法的不断更新，本构模型的发展正经历从现象描述到物理预测的转变。这一转变的核心特点是模型参数从经验拟合值转变成了具有明确物理意义且可独立测量的微观结构参数，模型结构从宏观均匀化发展成考虑微观结构非均匀性的多尺度框架，模型验证从单一的宏观应力-应变曲线扩展成与多尺度实验数据的定量对标。本节将系统阐述这一演进过程的核心进展与前沿方向。

4.1　物理基背应力本构模型的演进

背应力模型作为描述包申格效应的经典框架，其发展过程充分体现了本构理论从唯象描述向物理预

测的演进。经典的非线性随动硬化模型，如Armstrong-Frederick模型及其在此基础上发展出来的Chaboche模型，将背应力张量的演化描述为塑性应变率驱动的线性硬化项与动态恢复项的非线性组合[28,106]。这类模型能够较好地描述单轴及多轴循环加载下的包申格效应，但是模型参数（如硬化模量、恢复系数）缺乏明确的物理意义，而且不同材料或不同应变范围下需要重新标定和拟合材料参数。

物理基背应力本构模型取得的突破之处在于将背应力与可测量的微观结构特征直接关联起来，基于位错密度发展出来的背应力模型[107-108]最具代表性。这类模型将总位错密度分成统计存储位错和几何必需位错两部分。统计存储位错主要是由均匀塑性变形而产生的，其演化遵循位错增殖与湮灭的动力学方程，几何必需位错则是由塑性应变梯度引起的，集中在晶界、相界等微观结构非均匀区域。背应力与几何必需位错密度之间可建立定量关系，其物理基础在于几何必需位错所产生的长程内应力场。具体而言，背应力与几何必需位错密度的平方根呈线性关系，比例常数与材料的剪切模量及Burgers矢量的大小相关。这一关系使背应力从一个抽象的内变量转变成能够通过电子背散射衍射等实验技术直接测量的物理量。

背应力模型的下一阶段演进，表现为将位错胞结构的演化引入描述框架，以刻画其在大应变下的饱和行为[109-110]。在应变较大的情况下，位错会自组织成为胞状结构，胞壁和胞内的位错密度存在很大差异。物理基本构模型能将背应力分成胞壁贡献和胞内贡献两个部分，胞壁当中的高位错密度产生强烈的背应力，但其贡献会随着应变的增加而逐渐趋于饱和，这与位错胞结构的稳定化相关，胞内的可动位错则贡献了背应力的可逆部分。通过引入位错胞结构的演化，模型能够自然描述包申格效应随预应变增加先快速上升后趋于饱和的实验现象，这种模型使其参数可通过实验手段测量标定，从而提升模型的外推预测能力。

对于多相材料，物理基背应力本构模型对第二相与基体的相互作用进行了进一步考量[111-113]。例如颗粒增强金属基复合材料或双相钢材料，背应力可以分为两个部分，一部分是基体内部的位错结构贡献，另一部分是相界处的几何必需位错贡献。相界处的几何必需位错密度与第二相的体积分数、颗粒尺寸以及两相之间的弹性模量差异直接相关。这类模型成功地预测出了双相钢中包申格效应会随马氏体体积分数增加而增强，为通过微观组织设计调控包申格效应提供了理论工具。

4.2 晶体塑性框架下的包申格效应模拟

将包申格效应的描述纳入晶体塑性有限元框架，是考虑微观结构非均匀性对其影响的有效途径。晶体塑性模型在各晶粒内部定义滑移系上位错密度的演化，并通过位错在晶界处的堆积与传递行为计算晶粒尺度的背应力。这种方法的优势在于能够直接预测多晶材料在加载-卸载-反向加载过程中的局部应力应变分布情况，进而揭示出不同取向晶粒对于宏观包申格效应贡献的差异。

晶体塑性模型的核心在于对滑移系上临界分切应力的演化情况的描述。传统的晶体塑性模型通常采用唯象的硬化规律，而近年来发展的物理基晶体塑性模型将临界分切应力的演化分解为等向硬化部分和随动硬化部分[114-115]。等向硬化部分与滑移系上的统计存储位错密度相关，反映的是位错缠结导致的滑移阻力增加，而随动硬化部分则与几何必需位错密度相关，反映的是背应力的贡献。在反向加载过程中，随动硬化部分改变符号，导致临界分切应力降低，从而自然呈现包申格效应。

晶体塑性有限元模拟结果表明，多晶集合体的宏观包申格效应并非各晶粒响应的简单平均，而是源于晶粒间的约束与协同变形。在正向加载过程中，软取向晶粒首先屈服，其内部位错密度快速增加并产生较大的局部背应力，而硬取向晶粒可能还处在弹性状态，对软取向晶粒的变形产生约束。卸载后，软取向晶粒内的背应力保留，而硬取向晶粒内可能产生反向的弹性内应力。反向加载时，软取向晶粒在背应力协助下提前屈服，而硬取向晶粒则可能从弹性状态直接转入反向塑性变形。软取向晶粒与硬取向晶粒之间的这种交互作用，直接决定了宏观包申格效应的强度与演化规律。通过与电子背散射衍射实验结果的定量对比，晶体塑性模型的有效性得到了验证，该模型由此成为连接微观组织与宏观力学性能的关键桥梁。

晶体塑性模型在研究晶界类型对包申格效应的影响这一方面也有应用。通过引入晶界处的位错传递系数，晶体塑性模型能够区分共格孪晶界、小角度晶界和随机大角度晶界对位错阻碍能力的差异[58,116]。高比例共格孪晶界因几何必需位错累积较少而对应较弱的包申格效应，高比例大角度晶界则因位错累积显著而产生较强的包申格效应。这一发现为通过晶界工程调控包申格效应提供了理论指导。

4.3 离散位错动力学与晶体塑性有限元的跨尺度耦合

离散位错动力学方法直接从位错段的运动方程出发，能够模拟出大量位错在复杂应力场下的相互作

用、增殖和湮灭过程，是连接原子尺度缺陷行为与介观尺度晶体塑性行为的理想桥梁。然而，离散位错动力学模型的计算成本限制了其直接应用于工程模拟。结合离散位错动力学与晶体塑性有限元，即所谓“分层多尺度”或“并发多尺度”方法，代表了当前本构模型发展的前沿方向[117-118]。

在分层多尺度框架中，离散位错动力学模拟被用于代表性体积单元，以此来计算不同晶粒取向、不同应变水平、不同温度条件下的背应力演化规律和塑性流动行为[13,119-120]。这些计算结果作为内禀材料信息嵌入到晶体塑性有限元模型中。具体来说，离散位错动力学模拟可获得给定晶粒取向条件下滑移系背应力张量与塑性应变率之间的定量关系，并将该关系以表格或解析函数形式存储于材料数据库。晶体塑性有限元模拟中，各积分点依据其当前晶粒取向及塑性应变历史，从数据库中检索相应的背应力演化曲线并计算其当前值，从而实现对宏观响应的预测。

这种跨尺度耦合方法的优势在于，它既将位错尺度的物理精确性引入了宏观模拟，又规避了在工程尺度上直接求解离散位错动力学问题时面临的巨大计算成本。研究表明，这种跨尺度耦合的方法在多晶铜中得到了应用，其预测结果表明在包申格应力、包申格应变以及循环硬化特征等关键参数上与实验结果一致性良好[64]。这种方法还能够揭示宏观包申格效应与微观位错结构演化之间的定量关系，为理解不同材料中包申格效应的差异奠定物理基础。

当前跨尺度耦合方法的发展方向之一是引入时间尺度的加速技术。离散位错动力学模拟的时间步长受到了位错运动速度的限制，难以直接模拟位错在准静态加载条件下的长时间演化。通过引入“加速因子”或“时间平均”技术，在位错结构演化主要特征得以保持的前提下，计算效率能得到显著提升。另一个重要方向是在跨尺度框架中加入温度效应，借助分子动力学或第一性原理计算等手段得出位错运动对温度的依赖性，并将这一依赖关系嵌入离散位错动力学和晶体塑性模型中，从而实现不同温度对包申格效应影响的准确预测。

4.4 基于实验数据的模型参数标定与验证

要想物理基本构模型得到最终验证，必须要与实验数据进行定量对比。传统模型验证只验证了宏观应力-应变曲线，这种情况下难以保证模型内部物理机制的准确。现代研究范式强调“实验-模拟一体化”，即模型参数是利用多尺度实验技术获得的微观结构信息去直接标定，然后使用不同尺度下的实验数据对模型的预测结果进行全面验证。

在参数标定方面，利用高能X射线衍射测量能够得到晶粒尺度弹性应变张量，该张量可以用于确定背应力模型中的初始参数[13]。例如，通过测量不同晶粒在卸载后的残余应变分布，可以获得背应力的统计分布特征，从而为模型中的背应力初始值提供依据[13]。利用电子背散射衍射能够计算几何必需位错密度的分布，可以用来标定位错的增殖系数和湮灭系数[121]，还可以用来验证模型预测结果。

在模型验证方面，除了宏观应力-应变曲线外，模型预测的晶粒尺度应变分布、织构演化、位错密度演化等，均应与相应的实验测量结果进行定量对比。例如，晶体塑性模型预测的不同取向晶粒在加载时的屈服顺序，可以通过原位电子背散射衍射实验进行验证[122]。离散位错动力学模型预测的位错偶极子密度随应变的演化，可以通过透射电镜的定量统计进行验证[123]。这种多尺度、多层次的验证体系，确保了模型不仅在宏观层面再现实验现象，更在微观物理机制层面与实验一致，从而赋予模型真正的预测能力。

图5整合了上述多尺度本构模型的核心要素及其相互关系，直观呈现了从唯象描述到物理预测的演进路径。

4.5 不同本构模型的适用范围与局限性

在介绍了物理基背应力本构模型、晶体塑性模型和离散位错动力学耦合模型的基础上，进一步从方法论特征、适用场景及本质局限等方面对这些模型进行简要对比，以便我们根据不同研究目标与工程问题合理选择模型工具。

物理基背应力本构模型从本质上讲属于宏观或细观尺度的连续介质模型。该模型的核心优势是借助引入具有明确物理意义的内变量（如几何必需位错密度），实现了对背应力起源的物理化描述。模型参数可通过不同的表征实验（如电子背散射衍射、透射电镜）进行标定，具有较强的可解释性和外推预测能力。此外，这类模型计算效率高，适合用于工程尺度下的薄板成形回弹预测、复杂加载路径分析等问题。其主要的局限性在于背应力演化基于平均位错密度的唯象方程，无法精细描述位错结构的空间非均匀性，并且对于孪晶、相变等多机制耦合情形的描述能力有限。

晶体塑性模型在细观尺度上将晶粒取向、晶界、织构等微观结构特征与宏观力学响应联系起来，能够模拟多晶体中不同取向晶粒之间的约束效应与协同变形行为。这一类模型适用于研究织构演化、晶界工程及各向异性对包申格效应的影响，是连接微观机制与宏观性能的重要桥梁。然而，其计算成本较高，当

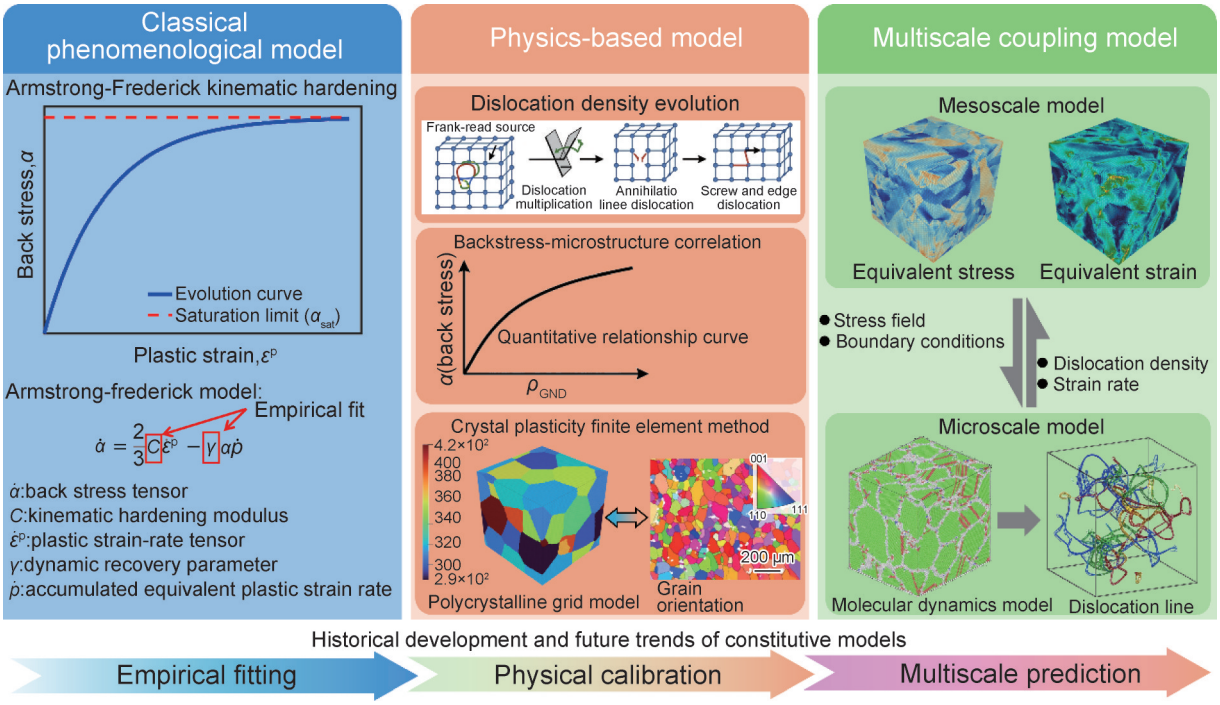


图 5　多尺度本构模型的演进路径与核心要素

Fig.5　Evolutionary path and core elements of multiscale constitutive models

需要足够多的晶粒以保证统计代表性时，难以直接应用于大规模工程分析。

当前本构模型发展的前沿方向之一是跨尺度耦合。离散位错动力学方法从位错段运动方程出发，能准确描述位错形核、滑移、湮灭等微观过程，为揭示包申格效应的深层位错机制提供基准数据。通过将离散位错动力学模拟结果嵌入晶体塑性有限元框架，此方法实现了位错尺度物理精确性与晶粒尺度计算效率的统一。但这种方法也存在局限，极高的计算成本和跨尺度信息传递的复杂性使得该方法目前难以直接应用于工程尺度问题。

为更清晰地展示上述三种模型的主要优点、适用场景及局限性，现将对比信息汇总于表 1。

5　包申格效应在关键领域的应用与调控

对包申格效应物理本质的深入理解，其最终价值体现在能否将其转化为工程实践中的调控能力。长期以来，包申格效应在多数工程应用中被视为一种需要谨慎对待甚至应该尽量避免的负面效应，因其可能导致成形回弹预测失准[124]、疲劳寿命评估偏差[125]等问题。然而，随着多尺度物理机制认知的深化以及材料设计理念的革新，研究者正致力于将包申格效应从被动接受的现象转变为可主动利用的设计参量。这一范式的转变，对先进材料成形工艺优化、结构完整性评估以及面向使役性能的材料设计等多个关键领域具有重要意义。本节将系统阐述包申格效应在这些关键领域中的应用现状、调控策略以及未来的发展方向。

5.1　先进材料成形工艺的优化与回弹控制

在金属板材成形、管材弯曲、型材拉弯等塑性加工工艺中，包申格效应影响着成形精度，特别是在回弹预测方面。回弹是指成形件从模具中取出后出现的弹性恢复变形，其大小直接决定了最终产品的形状精度。在复杂加载路径下，如板材冲压的拉-弯-卸-反弯循环过程，材料在正向加载时经历的塑性变形会在反向加载时引起屈服应力的显著降低，即包申格效应。如果在有限元模拟中采用各向同性硬化模型而没有考虑包申格效应的随动硬化模型，会严重高估反向加载时的屈服应力，导致板材的回弹量预测不准确，最终造成模具设计偏差和成形缺陷[126]。

先进高强钢用于汽车轻量化是上述问题的一个代表性例子。双相钢、相变诱导塑性钢以及孪晶诱导塑性钢等先进高强钢具有优异的强塑性匹配，但其通常同时具有铁素体、马氏体、残余奥氏体等复杂的微观组织，使包申格效应十分明显。研究表明，双相钢在成形过程中软相铁素体与硬相马氏体协同变形，在卸载后会产生强烈的背应力，导致反向屈服应力下降可达正向流变应力的 40% 以上[127-128]。冲压成形模拟中如果忽略了这一效应，回弹角度的预测误差可达

表 1 不同多尺度本构模型的主要优点、适用场景及局限性对比

Table 1 Comparison of main advantages, applicable scenarios, and limitations of different multiscale constitutive models

Model category	Main advantage	Applicable scenario	Limitation
Physically-based back stress model	Internal variables have clear physical meaning (*e.g.*, dislocation density); parameters can be calibrated by independent microstructural characterization; naturally captures grain size effects; high computational efficiency, suitable for engineering-scale simulations	Springback prediction in sheet forming; macroscopic simulation of the Bauschinger effect under complex loading paths; material parameter extrapolation and microstructural design	Phenomenological equations based on average dislocation density, unable to describe spatial heterogeneity of dislocation structures; limited capability to directly handle multi-mechanism coupling such as twinning and phase transformation
Crystal plasticity model	Explicitly considers microstructural features such as grain orientation, grain boundaries, and texture; simulates constraint and cooperative deformation among grains in polycrystalline aggregates; naturally captures anisotropic Bauschinger effect	Studies on texture evolution and anisotropy; grain boundary engineering to tailor Bauschinger effect; bridging micro-mechanisms and macroscopic performance	Relatively high computational cost; difficult to apply directly to large-scale engineering problems when a sufficient number of grains is required for statistical representativeness; kinematic hardening part still requires parameter fitting
Discrete dislocation dynamics coupled model	Based on dislocation segment motion equations, accurately describes dislocation nucleation, glide, annihilation and other micro-processes; reveals deep dislocation mechanisms of Bauschinger effect; provides benchmark data for physically-based models	Investigations of dislocation mechanisms at micro- and nano-scales; analysis of size effects and influence of initial dislocation distribution; theoretical foundation for developing multiscale constitutive relations	Extremely high computational cost, cannot be directly applied to engineering scales; cross-scale information transfer relies on simplification and parameterization; time scale limitations make it difficult to simulate long-term quasi-static evolution

20%～30%,严重影响结构件的装配精度。

为应对这一问题,在工业界和学术界共同努力下,将物理基随动硬化模型嵌入有限元分析软件。基于Chaboche模型的非线性随动硬化模型及其改进版本,通过引入多个背应力分量来描述不同应变范围内的包申格效应特征,其材料参数可以通过循环加载实验或拉-压实验进行标定。近年来,基于位错密度的背应力演化模型已成功应用于先进高强钢冲压成形的有限元模拟[129],这类模型的优势在于其参数可通过微观组织表征(如铁素体晶粒尺寸、马氏体体积分数、位错密度)进行预估,从而在新材料开发阶段即可预测成形性能,缩短开发周期。

对于镁合金等室温成形性较差的材料,包申格效应研究为开发新成形工艺提供了新思路。镁合金板材在室温下进行冲压成形时极其容易开裂,主要原因是基面织构导致的强各向异性以及孪晶-去孪晶机制引发的复杂硬化行为[130-131]。通过设计预变形工艺,如对板材进行小量的预压缩,可以激活拉伸孪晶,利用孪晶产生的明显的包申格效应来调整后续加载路径下的屈服行为。研究表明,经过预压缩处理的镁合金板材在后续拉伸时,由于去孪晶过程提前发生,使屈服应力显著降低、伸长率大幅提升,从而改善了室温成形性能[132]。这种“预变形-成形”工艺将包申格效应从需要克服的问题转变为可以利用的工具,为镁合金的室温成形开辟了新路径。

5.2 结构件疲劳寿命的精准评估

疲劳破坏是工程结构件最主要的失效模式之一,疲劳失效的本质是材料在循环载荷下微观结构出现累积损伤的过程。包申格效应作为描述循环塑性行为的关键因素,直接影响着疲劳裂纹的萌生与扩展过程。在低周疲劳领域,材料在循环加载时的应力-应变响应(循环硬化或循环软化)与包申格效应的强度有着紧密的联系。

研究表明,包申格效应强的材料在循环加载初期一般会表现出循环软化行为[133-134]。以双相钢为例,在应变控制的低周疲劳实验中,初始的几个循环内,由于背应力的快速建立与反向加载时的提前屈服,材料的应力幅值会迅速减小[135]。这种循环软化行为有利于释放局部应力集中,在一定程度上延迟产生疲劳裂纹。然而从长期来看,包申格效应伴随的位错结构演化可能加剧疲劳损伤的累积。位错偶极子的反复形成与解离,以及位错胞壁的动态重排,均会加速疲劳损伤的累积,从而缩短材料的疲劳寿命[136]。因此,描述包申格效应与循环硬化/软化之间的关系关键是要建立准确的疲劳寿命预测模型。

根据连续介质损伤力学所建立的疲劳模型,会借助随动硬化参数把包申格效应引入循环塑性本构中[137-138],这类模型对材料在恒定幅值循环加载下的疲

劳寿命预测比较准确。然而，实际工程结构通常要承受随机变幅载荷，包括非对称循环和过载-欠载的情况。在这些复杂载荷条件下，包申格效应的加载历史依赖性更加明显。例如，一次过载事件就能在材料中产生强烈的背应力，这对后续小幅度循环载荷下的屈服行为和损伤累积速率会造成显著影响。传统的基于Miner线性累积法则的疲劳寿命评估方法无法考虑这种效应，最终会导致寿命预测出现偏差[139]。

近年来，研究者通过引入记忆曲面和背应力演化方程发展了非线性疲劳损伤累积模型，在一定程度上考虑了加载历史对包申格效应的影响[140-141]，从而提升变幅载荷下疲劳寿命的预测精度。更前沿的研究方向是将微观结构演化模型与疲劳损伤模型直接耦合。例如，利用晶体塑性有限元模拟多晶集合体在循环载荷下的位错密度演化、背应力分布以及局部塑性应变累积，进而以这些微观参量作为疲劳损伤的驱动力，预测裂纹萌生位置和萌生寿命。这种微观机制驱动的疲劳模型能够自然地考虑包申格效应所带来的影响，为航空发动机涡轮盘、汽车底盘结构件等关键零部件的抗疲劳设计提供了更为可靠的工具。

5.3　面向性能的材料设计新理念及其从规避到利用的转变

包申格效应研究领域内最前沿的发展趋势是，将其从一种原本需要规避的负面效应，转变为一种可以利用的设计参量。这一理念转变的背后，是对于多机制协同调控能力的深刻理解以及材料基因工程方法的兴起。核心思想是通过精确调控材料的微观结构，使得在特定加载路径下，包申格效应能够被主动激活，从而达到服务于特定的性能目标的目的。

在抗冲击防护材料领域，主动利用强烈的包申格效应可以实现定向能量耗散[92,142]。例如，在具有强织构的镁合金中，由于孪晶的极性特征，材料在一个方向上的抗冲击能力与相反方向上存在巨大差异。受到一次冲击后材料内部就会形成大量孪晶，在后续同方向冲击时表现出显著强化效果；而受到反方向冲击时，由于去孪晶过程提前发生，出现材料反而软化的情况。这种“一方向强化、反方向软化”的特性可用于设计定向防护结构，将材料按特定方向排列使其对预期冲击方向具有高抗力，而对非预期方向则依靠软化来吸收能量。这种设计理念超越了传统均匀材料的对称性限制，为先进防护装甲和缓冲结构的设计提供了新自由度。

在高阻尼材料开发领域，包申格效应可以通过结合孪晶-去孪晶过程或相变过程实现高效的能量耗散。镁合金中孪晶-去孪晶循环可产生数倍于传统位错阻尼材料的滞后回线面积，其能量耗散主要归因于孪晶界的大规模可逆迁移[47]。通过调控合金成分与热处理工艺，可以对孪晶的可逆性进行优化，从而在特定应变幅值范围之内获得高阻尼性能。同样地，形状记忆合金使用过程中的应力诱导马氏体相变与逆相变过程本身就具有显著的滞后特征[143]，通过预变形引入包申格效应能够进一步增大滞后面积，提升阻尼性能。这类材料在精密仪器减振、建筑结构抗震等领域具有广阔应用前景。

在强韧化协同设计方面，一直以来都存在着金属强度与韧性之间的矛盾，包申格效应可以提供新的思路。传统强化方法（如细晶强化、析出强化）通常以牺牲韧性为代价，但研究表明，通过设计异质结构如双峰晶粒结构、梯度结构或多层结构，可以充分利用包申格效应实现韧性的提升。在双峰结构铜中，粗晶粒内部产生的高密度位错在卸载后形成较强的背应力，不但在后续加载时影响屈服行为，还会在粗晶-细晶界面处产生额外的几何必需位错，增强加工硬化能力，从而延缓颈缩的发生。这种“背应力韧化”机制在不显著降低强度的前提下提升材料的均匀伸长率[144-145]，为实现强度与韧性的协同优化提供了新路径。

材料基因工程的兴起为“效应导向”的材料设计提供了强大的工具。通过高通量实验与高通量计算相结合，能快速建立起材料成分、微观结构、加工工艺与包申格效应之间的定量关联图谱。例如，利用扩散多元结技术能在单个样品中构建成分连续变化的微区阵列，结合高通量力学测试和微观结构表征，可快速筛选出具有目标包申格效应特征的合金成分。基于第一性原理计算和晶体塑性模拟的高通量计算可以预测不同成分和微观结构下的包申格效应，对实验方向起到指导作用。这种“实验-计算-设计”闭环的研究范式，将包申格效应的调控从经验摸索提升为理性设计，为开发下一代高性能材料开辟了全新路径。

图 6 展示了包申格效应在上述三大应用领域中的调控策略与典型应用，体现了包申格效应从需要避免的不利因素转变成可控制、可利用的材料设计参量。图中左侧展示了金属薄板在成形过程中出现的回弹现象，在该领域中应该尽量避免包申格效应以提高成形精度。图中中间位置对应了材料疲劳寿命评估领域，疲劳断口形貌[146]、循环加载曲线以及变幅度载荷说明了材料的疲劳损伤与其受到的加载历史存在关联，在该领域中需要控制包申格效应来降低对材料疲劳寿命评估的影响。图中右侧展示了通过调控双峰结构、梯度结构与织构设计等方面，主动利用包申格效应并应用在抗冲击防护、阻尼、强韧化协同等领域。

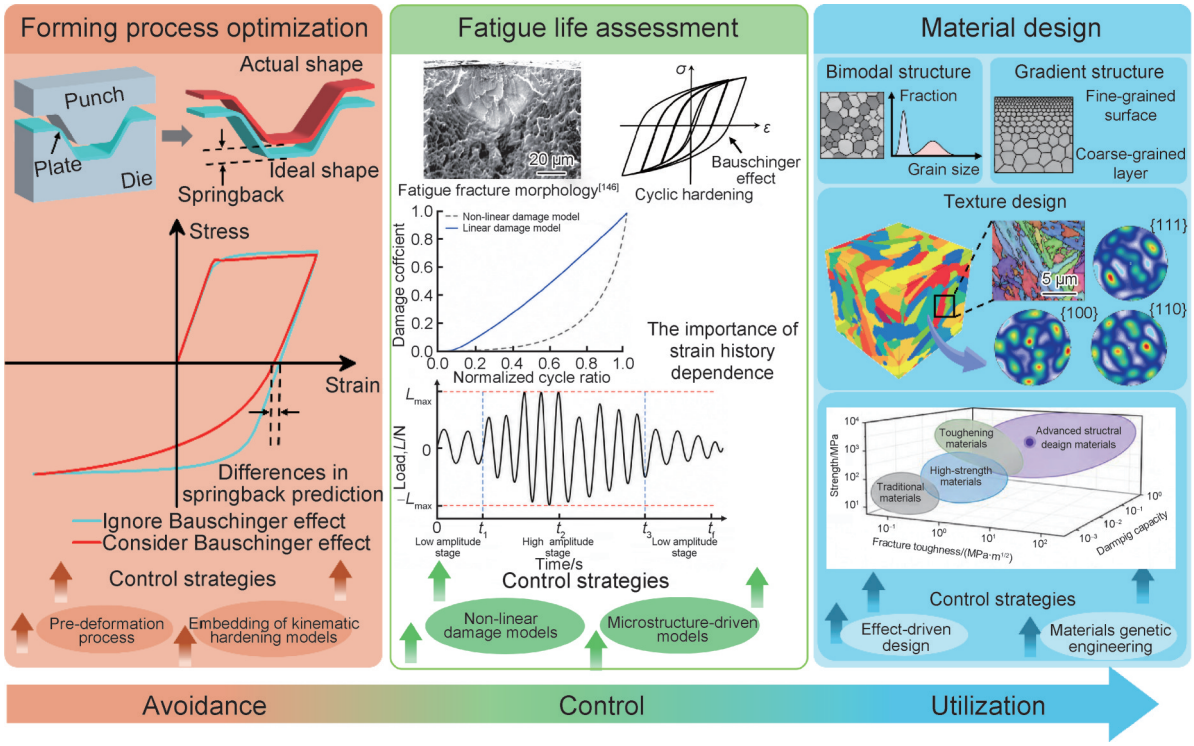


图 6 包申格效应的工程应用与调控策略

Fig.6 Engineering applications and control strategies of the Bauschinger effect

6 未来展望与挑战

经历一个多世纪的不断探索研究，包申格效应已经从简单的宏观力学现象描述，逐步发展成了一个融合多尺度实验表征、跨尺度计算模拟与物理基本构理论的综合性前沿领域。前文对该领域在微观物理机制、先进材料效应特征、多尺度本构模型以及工程应用调控等方面进行了阐述。然而，面对未来先进材料的发展需求与极端使役环境所带来的挑战，包申格效应的研究仍存在诸多尚未解决的科学问题与技术瓶颈。本节将以前瞻性的视角，系统梳理该领域面临的重大挑战，并展望未来可能取得突破性进展的前沿方向。

6.1 极端使役环境下的效应行为

当前包申格效应的研究主要在室温、准静态加载以及常规大气环境下展开，然而众多关键结构件如航空航天器低温部件、高超声速飞行器外壁、深井钻探工具、核反应堆结构材料等，均在极端温度（极低温或高温）、极高应变率（冲击、爆炸）、强辐射或腐蚀性介质等极端环境下服役。这些极端条件会对材料的塑性变形机制产生重要影响，进而使包申格效应呈现出与常规条件下截然不同的特征。

在极低温环境下，许多面心立方金属和合金的变形机制会从位错滑移转变成形变孪晶主导。以高熵合金为例，在液氮温度下，孪晶是主要的变形机制[147]，孪晶界与位错的相互作用将产生新的背应力演化规律。此外，在低温环境下会使热激活过程冻结，使得位错运动更依赖应力驱动，这可能导致包申格效应的温度依赖性出现反常[148-149]。目前，对于极低温下多机制耦合如何影响包申格效应，尚缺乏系统的实验研究与理论模型。

在高温环境下，蠕变机制与动态回复过程可能与包申格效应发生强烈耦合。高温下位错的攀移和交滑移能力增强，位错结构的稳定性降低，背应力可能会因为位错的湮灭而快速弛豫。对于镍基高温合金等航空发动机涡轮盘材料，理解其在服役温度下循环加载时的包申格效应演化规律对准确预测热机械疲劳寿命至关重要[150]。然而，高温原位力学实验的难度极大，相关研究仍十分匮乏。

在极高应变率条件下（如冲击载荷），由位错运动的惯性效应、绝热温升效应以及应力波传播效应带来的影响都会十分突出。研究表明，在应变率超过 10^4 s^{-1}时，材料的塑性变形机制可能从热激活控制转变为声子引起的控制，位错结构演化规律截然不同[151]。包申格效应在如此高的应变率下是否依然存在，其强度与应变率的关系如何，以及是否会产生新的微观物理机制，这些问题亟待解答[5,152]。发展能够耦合应变率效应、温度效应和位错动力学的跨尺度本构模型，是突破这一瓶颈的关键。

6.2　基于材料基因工程的效应图谱构建

将包申格效应作为可主动设计的材料参量，需要建立包申格效应与材料成分、微观结构、加载条件之间的定量关联图谱[153]。该目标与材料基因工程的核心理念高度契合。材料基因工程旨在通过高通量实验、高通量计算和数据库技术，加速新材料的设计与开发。将这一理念应用于包申格效应研究，有望实现从“试错式”研究向“预测式”设计的范式转变。

在高通量实验方面，扩散多元结技术与组合材料芯片技术能够在单一样品中构建成分连续变化的微区阵列。结合微区力学测试技术（如纳米压痕、微柱压缩）和高通量微观结构表征（如自动电子背散射衍射、扫描电镜能谱面分布），可在较短时间内获得大量成分点上的包申格效应的影响数据。然而，微区力学测试结果与宏观力学行为之间的尺度关联仍需建立，且高通量反向加载实验的设计与数据处理仍是技术性难题。

在高通量计算方面，基于第一性原理计算可以快速获得不同合金成分下的层错能、位错芯结构、溶质-位错交互作用能等关键参数。这些参数可直接输入离散位错动力学或晶体塑性模型，用于预测不同成分和微观结构下的包申格效应。然而，从原子尺度到介观尺度的跨尺度信息传递仍存在诸多不确定性，计算结果的可靠性需要大量实验验证。

机器学习的引入为包申格效应图谱的构建提供了强大工具。通过训练包含成分、工艺、微观结构特征与包申格效应参数的大型数据库，机器学习模型可以识别出控制包申格效应的关键特征，并预测未知成分和工艺下的包申格效应强度。更为前沿的是，通过逆向设计方法，机器学习可以直接输出具有目标包申格效应特征的合金成分与微观结构设计方案。但高质量数据集的匮乏是当前的主要瓶颈，建立公开、标准化的包申格效应数据库，将会大力推动该领域的发展。

6.3　多物理场耦合效应的研究

材料在实际使役环境中通常是多物理场耦合的，除应力场外，温度场、电磁场、辐照场等可能同时存在并相互影响。目前对于多物理场耦合作用下包申格效应的研究还处于起步阶段，但已展现出了重要的科学意义与应用潜力。

在磁场辅助成形工艺中，外加磁场会通过影响电子自旋状态和位错运动能垒来改变材料的塑性行为[154]。研究表明，强脉冲磁场可以促进位错运动，降低屈服应力，这一效应被称为“磁塑性”。磁场是否会影响背应力的形成与演化，进而改变包申格效应，目前尚不明确。从物理机制上看，磁场可能通过影响位错芯处的电子结构，改变位错与溶质原子、析出相的交互作用能，从而影响位错的可逆性。探索磁场与包申格效应的耦合机制，有望为发展新型电磁成形工艺提供理论支撑。

在电磁成形技术中，强脉冲电流产生的焦耳热效应与电子风效应将同时作用于材料。焦耳热引起局部温升，改变位错运动的热激活条件[155]，电子风则直接对位错施加驱动力[156]。这两种效应均可能显著影响包申格效应。在电脉冲辅助成形中材料的回弹行为若发生显著变化，很可能与包申格效应在电场作用下的改变有关。然而，电场-应力场-温度场三场耦合下的包申格效应研究几乎空白，亟须建立相应的多物理场耦合本构模型。

对于核反应堆结构材料，由中子辐照而产生的大量点缺陷和位错环会显著改变材料的塑性变形行为[157]。辐照导致的位错钉扎效应可能会增强背应力，也可能改变位错结构的可逆性。深入理解辐照条件下包申格效应的演化规律，对于预测核反应堆结构材料的疲劳寿命和可靠性具有重要意义。然而，辐照实验的高成本、长周期以及放射性带来的表征困难，使得这一方向的研究进展缓慢。

6.4　跨尺度集成计算平台的构建

建立能够贯通原子、位错、晶粒及构件尺度的集成计算平台，是实现包申格效应精准预测与设计的核心前提。这一平台需要无缝耦合第一性原理计算、分子动力学、离散位错动力学、晶体塑性有限元和宏观有限元方法。建立这样一个复杂的跨尺度集成计算平台，不仅是计算力学的巨大挑战，也是材料科学实现从定性理解到定量设计跨越的必经之路。

该平台面临的核心科学挑战在于不同尺度之间信息传递的准确性与高效性。从原子尺度到位错尺度，需要将第一性原理计算得到的位错芯结构、层错能、溶质拖曳力等参数，以适当的形式输入离散位错动力学模型。目前常用的嵌入原子势或修正嵌入原子势虽然能够保证一定的精度，但在复杂合金体系的应用中仍存在较大误差。从位错尺度到晶粒尺度，需要将离散位错动力学模拟得到的背应力演化规律、加工硬化率等，通过本构方程或响应函数的形式嵌入晶体塑性模型。如何从离散位错动力学的大噪声数据中提取出适用于连续介质模型的平滑规律，是一个需要深入研究的统计物理问题。从晶粒尺度到构件尺度，最大的难点在于计算效率，即使采用最先进的并行计算技术，面对包含数百万晶粒的工程构件进行晶体塑性有限元模拟仍然是不现实的。发展基于物理

原理的降阶模型或数据驱动的代理模型，是解决这一瓶颈的关键方向。

近年来，基于人工智能的多尺度建模方法表现出了巨大潜力。通过将离散位错动力学或晶体塑性有限元模拟产生的大量数据作为训练集，深度神经网络可以学习从微观结构特征（如晶粒取向分布、位错密度、析出相形态）到宏观包申格效应关键参数（如包申格应力、背应力演化曲线、反向屈服滞后）的复杂映射关系。完成训练的神经网络模型可以替代传统本构模型或成为传统本构模型的加速器，实现通过微观结构直接预测宏观响应，其计算效率将会比传统多尺度的方法提升数个数量级[158-159]。尤为值得注意的是，AI方法不存在从原子到位错再到晶粒尺度的计算壁垒，这与包申格效应本身的多尺度物理本质非常契合。研究者已开始利用图神经网络处理多晶材料的拓扑结构，或采用物理信息神经网络将背应力演化方程嵌入损失函数，从而在保持物理一致性的前提下大幅提升预测效率。并且，近期发展的符号回归、注意力机制以及基于物理约束的生成模型，已能在一定程度上从黑箱中提取出与位错密度、几何必需位错等可测量变量相关的显式表达式。尽管数据驱动模型的外推预测能力以及对训练数据范围外情况预测的可靠性仍需进一步验证，但可以预见的是，结合主动学习与贝叶斯推断的自适应采样策略，将有效界定模型的适用范围并指导关键实验的补充。可以断言，AI方法不仅将加速包申格效应的高通量表征与效应图谱构建，更有望实现从“经验拟合”到“物理增强预测”的范式跃升，为先进材料的包申格效应调控设计与成形工艺优化提供强大的智能工具。

图7整合了上述四大前沿方向的核心要素及其相互关联，直观呈现了包申格效应研究的未来路线图。

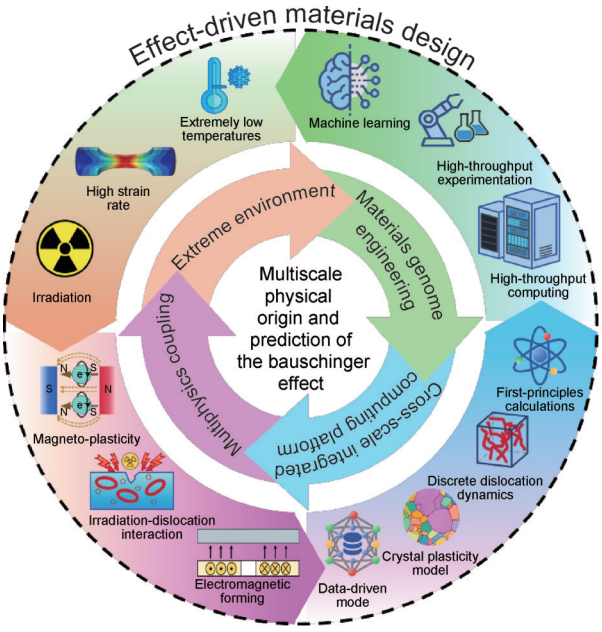


图7 包申格效应研究的未来路线图

Fig.7 Future roadmap for the study of the Bauschinger effect

7 结束语

对包申格效应的研究经历了一百余年，在21世纪的今天，研究者正借助多尺度实验表征与计算模拟的强大力量改变对包申格效应的认识。本文系统综述了该领域的研究现状与发展趋势，从经典理论出发，讨论了包申格效应的微观物理机制，分析了先进材料中多种机制所表现出的独特效应，论述了物理基本构模型的演化路径，总结了工程应用与调控策略，并前瞻性地展望了未来面临的调整与发展方向。综合全文，可得到以下核心结论。

第一，包申格效应的物理本质已从经典的位错-障碍物相互作用框架，发展为多尺度缺陷结构在非对称载荷下协同演化与内应力场动态重分布的复杂多机制耦合理论体系。原位透射电镜、高能X射线衍射、电子背散射衍射等先进实验技术与离散位错动力学、晶体塑性有限元、第一性原理计算等先进计算方法的深度融合，使研究者能够首次从原子尺度到位错尺度再到晶粒尺度，定量地揭示位错偶极子、位错胞、孪晶界、晶界等不同缺陷结构对背应力的贡献及其演化规律。

第二，包申格效应的研究对象已从传统的纯金属和单相合金拓展至高熵合金、镁合金、纳米金属、形状记忆合金等先进材料。对于这些先进材料来说，孪晶、晶界活动、相变等非传统位错机制与传统位错机制共存并发生强烈耦合，产生了各具特色的包申格效应。这一发现使研究者对塑性变形物理本质的认识得到了丰富，也为通过多机制协同调控包申格效应提供了广阔空间。

第三，本构模型的发展正从唯象描述转向物理预测。基于位错密度的物理基背应力本构模型、考虑微观结构非均匀性的晶体塑性框架、离散位错动力学与晶体塑性有限元的跨尺度耦合方法，以及基于多尺度实验数据的参数标定与验证范式，构成了包申格效应模拟框架的基础，提高了对复杂加载路径下材料响应的预测能力。

第四，包申格效应的研究正从被动的表征理解转向主动的设计应用。通过将包申格效应作为可调控的对象，使其服务于先进材料成形工艺优化、疲劳寿

命精准评估以及面向特定功能的材料设计，有望将这一传统意义上的负面效应转变为提升材料性能和拓展其应用边界的正向设计杠杆。

展望未来，极端使役环境下的效应行为研究、基于材料基因工程的效应图谱构建、多物理场耦合效应的探索以及跨尺度集成计算平台的建立，将是该领域取得突破性进展的关键方向。对这些前沿问题的持续探索，不仅将深化人类对金属材料塑性变形这一基本物理过程的认识，更将为下一代高性能结构材料和功能材料的设计与使役提供坚实的科学基础与关键技术支撑。包申格效应这一百年经典课题，正在新时代的科学与技术浪潮中焕发出崭新的生命力。

参考文献

[1] Bauschinger J. Über die veränderung der elastizitätsgrenze und der festigkeit des eisens und des stahls durch strecken und quetschen, durch erwärmen und durch oftmals wiederholte beanspruchung[J]. Mittheilungen, 1886, 13: 1-62.

[2] Sowerby R, Uko D K, Tomita Y. A review of certain aspects of the Bauschinger effect in metals[J]. Materials Science and Engineering, 1979, 41(1): 43-58.

[3] Yoshida F, Uemori T. A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and workhardening stagnation[J]. International Journal of Plasticity, 2002, 18(5/6): 661-686.

[4] Brown L M, Stobbs W M. The work-hardening of copper-silica: Ⅰ. a model based on internal stresses, with no plastic relaxation[J]. Philosophical Magazine, 1971, 23(185): 1185-1199.

[5] Du B, Guo Y Z, Ding Y, et al. High strain rate Bauschinger response of 6061-T6 aluminum alloy[J]. International Journal of Plasticity, 2025, 192: 104422.

[6] Brinckmann S, Sivanesapillai R, Hartmaier A. On the formation of vacancies by edge dislocation dipole annihilation in fatigued copper[J]. International Journal of Fatigue, 2011, 33(10): 1369-1375.

[7] Hasegawa T, Yakou T, Karashima S. Deformation behaviour and dislocation structures upon stress reversal in polycrystalline aluminium[J]. Materials Science and Engineering, 1975, 20: 267-276.

[8] Cheng G M, Yin S, Li C J, et al. *In-situ* TEM study of dislocation interaction with twin boundary and retraction in twinned metallic nanowires[J]. Acta Materialia, 2020, 196: 304-312.

[9] Jakobsen B, Poulsen H F, Lienert U, et al. Stability of dislocation structures in copper towards stress relaxation investigated by high angular resolution 3D X-ray diffraction[J]. Physica Status Solidi (a), 2009, 206(1): 21-30.

[10] Bandyopadhyay R, Gustafson S E, Kapoor K, et al. Comparative assessment of backstress models using high-energy X-ray diffraction microscopy experiments and crystal plasticity finite element simulations[J]. International Journal of Plasticity, 2021, 136: 102887.

[11] Guo Z X, Lu X C, Paramatmuni C, et al. Slip system-resolved GNDs and SEDs: a multi-scale framework for predicting crack nucleation in single-crystal metals[J]. Acta Materialia, 2025, 288: 120853.

[12] Zhao C, Stewart D, Jiang J, et al. A comparative assessment of iron and cobalt-based hard-facing alloy deformation using HR-EBSD and HR-DIC[J]. Acta Materialia, 2018, 159: 173-186.

[13] Lu S J, Zhao J F, Huang M S, et al. Multiscale discrete dislocation dynamics study of gradient nano-grained materials[J]. International Journal of Plasticity, 2022, 156: 103356.

[14] Cai W, Sun C Y, Zhang H J, et al. Modeling plastic deformation of TWIP steel using cohesive zone and crystal plasticity finite element[J]. Materials & Design, 2025, 252: 113785.

[15] Sun Y G, Zhu Y X, Lyu G L, et al. First-principles study of the effect of solute co-segregation on Y$\{10\bar{1}1\}$ twin boundary[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2026, 249: 109-119.

[16] Tian L Y, Lizárraga R, Larsson H, et al. A first principles study of the stacking fault energies for fcc Co-based binary alloys[J]. Acta Materialia, 2017, 136: 215-223.

[17] Xiang Y, Vlassak J J. Bauschinger effect in thin metal films[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(2): 177-182.

[18] Wu H, Leng J F, Teng X Y, et al. Characterizing the interactions of edge dislocation dipole in hexagonal close packed Ti-Al alloys[J]. Materials & Design, 2019, 164: 107559.

[19] Verma P, Srinivas N C S, Singh S R, et al. Low cycle fatigue behavior of modified 9Cr-1Mo steel at room temperature[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 652: 30-41.

[20] Wang N, Chen Y N, Wu G, et al. Non-equivalence contribution of geometrically necessary dislocation and statistically stored dislocation in work-hardened metals[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 836: 142728.

[21] Gan K F, Yan D S, Zhang Y, et al. Origins of strengthening and toughening effects in twinned nanocrystalline alloys of low stacking fault energy with heterogeneous grain structure[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2023, 176: 105305.

[22] Motz C, Weygand D, Senger J, et al. Micro-bending tests: a comparison between three-dimensional discrete dislocation dynamics simulations and experiments[J]. Acta Materialia, 2008, 56(9): 1942-1955.

[23] Martinez-Pechero A, Demir E, Hardie C, et al. Modelling the Bauschinger effect in copper during preliminary load cycles[J]. Acta Materialia, 2025, 289: 120886.

[24] Choi J, Choi B, Heo S, et al. Numerical modeling of the thermal deformation during stamping process of an automotive body part[J]. Applied Thermal Engineering, 2018, 128: 159-172.

[25] Zhang S D, Takahashi Y. Creep-fatigue life and damage evaluation under various strain waveforms for Ni-based alloy 740H[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 176: 107833.

[26] Nguyen H G, Fang T H, Doan D Q. Cyclic plasticity and deformation mechanism of AlCrCuFeNi high entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 940: 168838.

[27] Gao S, Yoshino K, Terada D, et al. Significant Bauschinger effect and back stress strengthening in an ultrafine grained pure aluminum fabricated by severe plastic deformation process[J]. Scripta Materialia, 2022, 211: 114503.

[28] Chaboche J L. A review of some plasticity and viscoplasticity con-

stitutive theories[J]. International Journal of Plasticity, 2008, 24(10):1642-1693.

[29] Frederick C O, Armstrong P J. A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect[J]. Materials at High Temperatures, 2007, 24(1):1-26.

[30] Ohno N, Wang J D. Kinematic hardening rules with critical state of dynamic recovery, part I: formulation and basic features for ratchetting behavior[J]. International Journal of Plasticity, 1993, 9(3):375-390.

[31] Chaboche J L. Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity[J]. International Journal of Plasticity, 1986, 2(2): 149-188.

[32] Gu G H, Kim Y, Kim H S. Back stress quantification in heterostructured metals: a comparative study of tension-compression and loading-unloading-reloading tests[J]. Materials Research Letters, 2025, 13(12):1189-1198.

[33] Song K K, Zhang C H, Zhu W G, et al. Low cycle fatigue properties and life prediction based on plastic work of back stress in a Zr-2.5Nb alloy[J]. International Journal of Fatigue, 2025, 193: 108748.

[34] Wang R Q, Liu W, Hao Y G, et al. Mechanism of considerable strain hardening in ultrafine-grained pure aluminum sheets at cryogenic temperatures[J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 862:144481.

[35] Sun Q Q, Ni Y, Wang S. Orientation dependence of dislocation structure in surface grain of pure copper deformed in tension[J]. Acta Materialia, 2021, 203:116474.

[36] Tanaka Y, Masumura T, Tsuchiyama T, et al. Effect of dislocation distribution on the yield stress in ferritic steel under identical dislocation density conditions[J]. Scripta Materialia, 2020, 177: 176-180.

[37] An D Y, Xiao Y, Yu J S, et al. The role of dislocation type in the thermal stability of cellular structures in additively manufactured austenitic stainless steel[J]. Advanced Science, 2024, 11(33): 2402962.

[38] Henager C H, Hoagland R G. Dislocation core fields and forces in FCC metals[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(7):1091-1095.

[39] Ispánovity P D, Papanikolaou S, Groma I. Emergence and role of dipolar dislocation patterns in discrete and continuum formulations of plasticity[J]. Physical Review B, 2020, 101(2):024105.

[40] Franz G. Prediction of the formability limit of multiphase steels using a micromechanical approach[D]. Paris: Arts et Métiers ParisTech, 2008.

[41] Rajagopalan J, Rentenberger C, Peter Karnthaler H, et al. *In situ* TEM study of microplasticity and Bauschinger effect in nanocrystalline metals[J]. Acta Materialia, 2010, 58(14):4772-4782.

[42] Demir E, Raabe D. Mechanical and microstructural single-crystal Bauschinger effects: observation of reversible plasticity in copper during bending[J]. Acta Materialia, 2010, 58(18):6055-6063.

[43] Li X Y, Zhao Z Y, Zhang Z H, et al. Dislocation evolution in cyclic-loaded Cu nanopillars with different configurations[J]. Small, 2024, 20(51):2406130.

[44] Wang W, Liu T G, Cao X Y, et al. *In-situ* observation on twin boundary evolution and crack initiation behavior during tensile test on 316L austenitic stainless steel[J]. Materials Characterization, 2017, 132:169-174.

[45] Ullrich C, Martin S, Schimpf C, et al. Deformation mechanisms in metastable austenitic TRIP/TWIP steels under compressive load studied by *in situ* synchrotron radiation diffraction[J]. Advanced Engineering Materials, 2019, 21(5):1801101.

[46] Zhu Y Z, Hou D W, Li Q Z. Quasi *in-situ* EBSD analysis of twinning-detwinning and slip behaviors in textured AZ31 magnesium alloy subjected to compressive-tensile loading[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(4):956-964.

[47] Liu B Y, Prasad K E, Yang N, et al. *In-situ* quantitative TEM investigation on the dynamic evolution of individual twin boundary in magnesium under cyclic loading[J]. Acta Materialia, 2019, 179: 414-423.

[48] Miller M, Budrow C, Long T, et al. Understanding the evolving state of deforming polycrystals using synchrotron X-rays[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2019, 580: 012009.

[49] Chen B, Hu J N, Wang Y Q, et al. Role of the misfit stress between grains in the Bauschinger effect for a polycrystalline material[J]. Acta Materialia, 2015, 85:229-242.

[50] Mamun A A, Moat R J, Kelleher J, et al. Origin of the Bauschinger effect in a polycrystalline material[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 707:576-584.

[51] Wong S L, Obstalecki M, Miller M P, et al. Stress and deformation heterogeneity in individual grains within polycrystals subjected to fully reversed cyclic loading[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2015, 79: 157-185.

[52] Li S F, Lind J, Hefferan C M, et al. Three-dimensional plastic response in polycrystalline copper via near-field high-energy X-ray diffraction microscopy[J]. Journal of Applied Crystallography, 2012, 45(6):1098-1108.

[53] Orozco-Caballero A, Lunt D, Robson J D, et al. How magnesium accommodates local deformation incompatibility: a high-resolution digital image correlation study[J]. Acta Materialia, 2017, 133:367-379.

[54] Zhong H R, Shi Q W, Dan C Y, et al. Resolving localized geometrically necessary dislocation densities in Al-Mg polycrystal via *in situ* EBSD[J]. Acta Materialia, 2024, 279:120290.

[55] Guo Y, Collins D M, Tarleton E, et al. Measurements of stress fields near a grain boundary: exploring blocked arrays of dislocations in 3D[J]. Acta Materialia, 2015, 96:229-236.

[56] Malyar N V, Micha J S, Dehm G, et al. Dislocation-twin boundary interaction in small scale Cu bi-crystals loaded in different crystallographic directions[J]. Acta Materialia, 2017, 129:91-97.

[57] Abuzaid W Z, Sangid M D, Carroll J D, et al. Slip transfer and plastic strain accumulation across grain boundaries in Hastelloy X[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2012, 60(6): 1201-1220.

[58] Haouala S, Alizadeh R, Bieler T R, et al. Effect of slip transmission at grain boundaries in Al bicrystals[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 126:102600.

[59] Van der Giessen E, Needleman A. Discrete dislocation plasticity: a simple planar model [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 1995, 3(5): 689-735.

[60] Aragon N K, Gravell J D, Ryu I. Dislocation interactions at the grain boundary in FCC bicrystals: an atomistically-informed dislocation dynamics study [J]. Acta Materialia, 2022, 223: 117455.

[61] Devincre B, Hoc T, Kubin L. Dislocation mean free paths and strain hardening of crystals [J]. Science, 2008, 320(5884): 1745-1748.

[62] Zhou C Z, LeSar R. Dislocation dynamics simulations of the Bauschinger effect in metallic thin films [J]. Computational Materials Science, 2012, 54: 350-355.

[63] 庄茁, 崔一南, 高原, 等. 亚微米尺度晶体反常规塑性行为的离散位错研究进展 [J]. 力学进展, 2011, 41(6): 647-667.
Zhuang Z, Cui Y N, Gao Y, et al. Advances in discrete dislocation mechanism on submicro crystal atypical plasticity [J]. Advances in Mechanics, 2011, 41(6): 647-667.

[64] Hochrainer T, Sandfeld S, Zaiser M, et al. Continuum dislocation dynamics: towards a physical theory of crystal plasticity [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2014, 63: 167-178.

[65] Woodward C, Trinkle D R, Hector L G, et al. Prediction of dislocation cores in aluminum from density functional theory [J]. Physical Review Letters, 2008, 100(4): 045507.

[66] Muzyk M, Pakiela Z, Kurzydlowski K J. Generalized stacking fault energy in magnesium alloys: density functional theory calculations [J]. Scripta Materialia, 2012, 66(5): 219-222.

[67] Umashankar H, Scheiber D, Razumovskiy V I, et al. Modeling solute-grain boundary interactions in a bcc Ti-Mo alloy using density functional theory [J]. Computational Materials Science, 2023, 229: 112393.

[68] Ghazisaeidi M, Hector L G Jr, Curtin W A. Solute strengthening of twinning dislocations in Mg alloys [J]. Acta Materialia, 2014, 80: 278-287.

[69] Sandlöbes S, Friák M, Zaefferer S, et al. The relation between ductility and stacking fault energies in Mg and Mg-Y alloys [J]. Acta Materialia, 2012, 60(6/7): 3011-3021.

[70] Zhao X J, Chen H W, Wilson N, et al. Direct observation and impact of co-segregated atoms in magnesium having multiple alloying elements [J]. Nature Communications, 2019, 10: 3243.

[71] Yashiro K, Kurose F, Nakashima Y, et al. Discrete dislocation dynamics simulation of cutting of γ′ precipitate and interfacial dislocation network in Ni-based superalloys [J]. International Journal of Plasticity, 2006, 22(4): 713-723.

[72] Hu Y, Curtin W A. Modeling peak-aged precipitate strengthening in Al-Mg-Si alloys [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2021, 151: 104378.

[73] Lei Y, Li H, Liu Y J, et al. Experimental study on uniaxial ratchetting-fatigue interaction of extruded AZ31 magnesium alloy with different plastic deformation mechanisms [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(1): 379-391.

[74] Shi X B, Hu Z C, Hu X W, et al. Effect of plastic deformation on stress-induced martensitic transformation of nanocrystalline NiTi alloy [J]. Materials Characterization, 2017, 128: 184-188.

[75] Qiu L F, Wang S P, Zhou X, et al. Phase transformation induced plastic deformation mechanism in α_2-Ti_3Al [J]. Interdisciplinary Materials, 2025, 4(3): 524-534.

[76] Wang L H, Xin T J, Kong D L, et al. *In situ* observation of stress induced grain boundary migration in nanocrystalline gold [J]. Scripta Materialia, 2017, 134: 95-99.

[77] Teramoto T, Kitasumi K, Shimohara R, et al. Formation condition and effect on the early stages of plastic deformation of chemical short-range order in Cr-Co-Ni medium-entropy alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 941: 169016.

[78] Zhou L L, Wang Q, Wang J, et al. Atomic-scale evidence of chemical short-range order in CrCoNi medium-entropy alloy [J]. Acta Materialia, 2022, 224: 117490.

[79] Pegues J W, Melia M A, Whetten S R, et al. Accelerated screening of $Ta_x(CoCrFeMnNi)_{1-x}$ and $Nb_x(CoCrFeMnNi)_{1-x}$ high-entropy alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 319: 118017.

[80] Wu Q, Xu X L, Hou H, et al. Study on precipitation in (CoCrFeMnNi) 90Al6Ti4 high entropy alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1004: 175862.

[81] Li Z Z, Zhao S T, Ritchie R O, et al. Mechanical properties of high-entropy alloys with emphasis on face-centered cubic alloys [J]. Progress in Materials Science, 2019, 102: 296-345.

[82] Kim Y, Asghari-Rad P, Lee J, et al. Solid solution induced back-stress in multi-principal element alloys: experiment and modeling [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 835: 142621.

[83] Zhang C, Song H X, Oliveros D, et al. Data-mining of *in-situ* TEM experiments: on the dynamics of dislocations in CoCrFeMnNi alloys [J]. Acta Materialia, 2022, 241: 118394.

[84] Lu K J, Chauhan A, Tirunilai A S, et al. Deformation mechanisms of CoCrFeMnNi high-entropy alloy under low-cycle-fatigue loading [J]. Acta Materialia, 2021, 215: 117089.

[85] Guo S, Chen H, Wang M. Research on the dislocation differences of CoCrFeMnNi with different local chemical orders during room temperature tensile test [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 868: 159215.

[86] Varvenne C, Luque A, Curtin W A. Theory of strengthening in fcc high entropy alloys [J]. Acta Materialia, 2016, 118: 164-176.

[87] Bouaziz O, Moon J, Kim H S, et al. Isotropic and kinematic hardening of a high entropy alloy [J]. Scripta Materialia, 2021, 191: 107-110.

[88] Du X, Shuang S Y, Zhao J F, et al. Extra strengthening and Bauschinger effect in gradient high-entropy alloy: a molecular dynamics study [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2024, 264: 108829.

[89] Moon J, Hong S I, Bae J W, et al. On the strain rate-dependent deformation mechanism of CoCrFeMnNi high-entropy alloy at liquid nitrogen temperature [J]. Materials Research Letters, 2017, 5(7): 472-477.

[90] Lu K J, Chauhan A, Knöpfle F, et al. Effective and back stresses evolution upon cycling a high-entropy alloy [J]. Materials Research Letters, 2022, 10(6): 369-376.

[91] Lou X Y, Li M, Boger R K, et al. Hardening evolution of AZ31B

Mg sheet[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(1): 44-86.
[92] Song L H, Wu B L, Zhang L, et al. Detwinning-related Bauschinger effect of an extruded magnesium alloy AZ31B[J]. Materials Characterization, 2019, 148: 63-70.
[93] Selyutina N, Borodin E N, Petrov Y, et al. The definition of characteristic times of plastic relaxation by dislocation slip and grain boundary sliding in copper and nickel[J]. International Journal of Plasticity, 2016, 82: 97-111.
[94] Hasan M S, Lee R, Xu W W. Deformation nanomechanics and dislocation quantification at the atomic scale in nanocrystalline magnesium[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(4): 1296-1303.
[95] Meyers M A, Mishra A, Benson D J. Mechanical properties of nanocrystalline materials[J]. Progress in Materials Science, 2006, 51(4): 427-556.
[96] Yu X H, Wang Y J, Zhang J Z, et al. Compressive-tensile deformation of nanocrystalline nickel at high pressure and temperature conditions[J]. Applied Physics Letters, 2013, 103(4): 043118.
[97] Kashiwar A, Hahn H, Kübel C. *In situ* TEM observation of cooperative grain rotations and the Bauschinger effect in nanocrystalline palladium[J]. Nanomaterials, 2021, 11(2): 432.
[98] Zhu Y T, Wu X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress[J]. Materials Research Letters, 2019, 7(10): 393-398.
[99] Liu X L, Yuan F P, Zhu Y T, et al. Extraordinary Bauschinger effect in gradient structured copper[J]. Scripta Materialia, 2018, 150: 57-60.
[100] Norfleet D M, Sarosi P M, Manchiraju S, et al. Transformation-induced plasticity during pseudoelastic deformation in Ni-Ti microcrystals[J]. Acta Materialia, 2009, 57(12): 3549-3561.
[101] Young M L, Wagner M F X, Frenzel J, et al. Phase volume fractions and strain measurements in an ultrafine-grained NiTi shape-memory alloy during tensile loading[J]. Acta Materialia, 2010, 58(7): 2344-2354.
[102] Wang Q K, Cai Y, Bie B X, et al. Effects of preexisting dislocations on phase transition and deformation of NiTi shape memory alloy: an *in situ* multi-scale study[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 913: 147079.
[103] Vashishtha H, Collins D M. The influence of dislocations on B19′ and R-phase transformations in a NiTi shape memory alloy[J]. Scripta Materialia, 2025, 255: 116365.
[104] Sehitoglu H, Karaman I, Anderson R, et al. Compressive response of NiTi single crystals[J]. Acta Materialia, 2000, 48(13): 3311-3326.
[105] Otto F, Dlouhý A, Somsen C, et al. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi high-entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2013, 61(15): 5743-5755.
[106] Yoshida F, Uemori T. A model of large-strain cyclic plasticity and its application to springback simulation[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2003, 45(10): 1687-1702.
[107] Oishi T M T, Kuwabara T, Knezevic M. A dislocation density-based CPFE model with backstress for strain-path reversals[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2025, 307: 110930.
[108] Sim G J, You J, Choi S, et al. Modeling GND-induced back stress and its role in tension-compression behavior of ultra-thin metal sheets[J]. Materials & Design, 2026, 264: 115791.
[109] Jain M. A dislocation based analysis of continuum mechanical and microscopic local stresses during cyclic deformation of copper[J]. Journal of Materials Research, 1990, 5(10): 2079-2093.
[110] Silbermann C B, Shutov A V, Ihlemann J. Modeling the evolution of dislocation populations under non-proportional loading[J]. International Journal of Plasticity, 2014, 55: 58-79.
[111] Li J J, Lu W J, Chen S H, et al. Revealing extra strengthening and strain hardening in heterogeneous two-phase nanostructures[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 126: 102626.
[112] Ayas C, Dautzenberg L C P, Geers M G D, et al. Climb-enabled discrete dislocation plasticity analysis of the deformation of a particle reinforced composite[J]. Journal of Applied Mechanics, 2015, 82(7): 071007.
[113] Cao D F, Duan Q F, Li S X, et al. Effects of thermal residual stresses and thermal-induced geometrically necessary dislocations on size-dependent strengthening of particle-reinforced MMCs[J]. Composite Structures, 2018, 200: 290-297.
[114] Sahoo S K, Dhinwal S S, Vu V Q, et al. A new macroscopic strain hardening function based on microscale crystal plasticity and its application in polycrystal modeling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 823: 141634.
[115] Du R, Zhang X D, Wang H M, et al. A revised Chaboche model from multiscale approach to predict the cyclic behavior of type 316 stainless steel at room temperature[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 167: 107303.
[116] Peng X L, Huang G Y, Bargmann S. Gradient crystal plasticity: a grain boundary model for slip transmission[J]. Materials, 2019, 12(22): 3761.
[117] Roters F, Eisenlohr P, Hantcherli L, et al. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: theory, experiments, applications[J]. Acta Materialia, 2010, 58(4): 1152-1211.
[118] Gao Y, Liu Z L, You X C, et al. A hybrid multiscale computational framework of crystal plasticity at submicron scales[J]. Computational Materials Science, 2010, 49(3): 672-681.
[119] Jiang M Y, Devincre B. Uncovering the existence of anti-backstress associated with dislocations accumulated at grain boundaries during plastic deformation[J]. Computational Materials Science, 2022, 208: 111328.
[120] Albrecht C, Beyerlein I J, Jones M R. Temperature dependent phase field dislocation dynamics model[J]. European Journal of Mechanics-A/Solids, 2023, 100: 104987.
[121] 赵英杰, 胡广, 赵聃, 等. 考虑位错密度的铝合金动态压缩晶体塑性有限元分析[J]. 太原理工大学学报, 2023, 54(1): 162-169.
Zhao Y J, Hu G, Zhao D, et al. Crystal plastic finite element analysis of dynamic compression of aluminum alloy considering dislocation density[J]. Journal of Taiyuan University of Technology, 2023, 54(1): 162-169.

[122] Zhang H J, Jérusalem A, Salvati E, et al. Multi-scale mechanisms of twinning-detwinning in magnesium alloy AZ31B simulated by crystal plasticity modeling and validated via *in situ* synchrotron XRD and *in situ* SEM-EBSD[J]. International Journal of Plasticity, 2019, 119: 43-56.

[123] Wang H, Xu D S, Yang R, et al. The transformation of narrow dislocation dipoles in selected fcc metals and in γ-TiAl[J]. Acta Materialia, 2009, 57(13): 3725-3737.

[124] Zang S L, Lee M G, Hoon Kim J. Evaluating the significance of hardening behavior and unloading modulus under strain reversal in sheet springback prediction[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2013, 77: 194-204.

[125] Nguyen H G, Young S J, Le T D, et al. Bauschinger effect on high entropy alloy under cyclic deformation[J]. Intermetallics, 2025, 183: 108830.

[126] Taherizadeh A, Ghaei A, Green D E, et al. Finite element simulation of springback for a channel draw process with drawbead using different hardening models[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2009, 51(4): 314-325.

[127] Lee M G, Kim D, Kim C, et al. A practical two-surface plasticity model and its application to spring-back prediction[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(7): 1189-1212.

[128] Li Z H, Gu H C. Bauschinger effect and residual phase stresses in two ductile-phase steels: part Ⅰ. The influence of phase stresses on the Bauschinger effect[J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21(2): 717-724.

[129] Sim G J, You J, Choi S, et al. A GND-based back stress model for reverse loading in metal sheets with consideration of GNB[PP/OL]. Ⅵ. arXiv (2025-09-25) [2026-04-06]. https://doi.org/10.48550/arXiv.2509.20996.

[130] Guo X Q, Cheng Y, Xin Y C, et al. Crystal plasticity modeling of low-cycle fatigue behavior of an Mg-3Al-1Zn alloy based on a model, including twinning and detwinning mechanisms[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2022, 168: 105030.

[131] Yin D D, Boehlert C J, Long L J, et al. Tension-compression asymmetry and the underlying slip/twinning activity in extruded Mg-Y sheets[J]. International Journal of Plasticity, 2021, 136: 102878.

[132] He C, Liu L T, Jiang B, et al. Improving the room temperature stretch formability of Mg-2Gd alloy sheet by precompression and subsequent annealing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1027: 180527.

[133] Dong H R, Peng X Y, Wang H B, et al. An anomalous compression-induced softening behavior of AA6014-T4P during cyclic loading[J]. European Journal of Mechanics-A/Solids, 2023, 98: 104864.

[134] Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals[J]. Acta Metallurgica, 1983, 31(9): 1367-1379.

[135] Daroju S, Kuwabara T, Knezevic M. Experimental characterization and crystal plasticity modeling of dual-phase steels subjected to strain path reversals[J]. Mechanics of Materials, 2022, 168: 104293.

[136] Essmann U, Mughrabi H. Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities[J]. Philosophical Magazine A, 1979, 40(6): 731-756.

[137] Shang M X, Yang H, Xing J H, et al. A unified hardening and damage characterization of Q960 steel under reverse loading[J]. Journal of Constructional Steel Research, 2024, 217: 108659.

[138] Chaboche J L. Continuum damage mechanics: part Ⅰ-general concepts[J]. Journal of Applied Mechanics, 1988, 55(1): 59-64.

[139] Chen H, Yang F, Wu Z, et al. A nonlinear fatigue damage accumulation model under variable amplitude loading considering the loading sequence effect[J]. International Journal of Fatigue, 2023, 177: 107945.

[140] Chaboche J L, Lesne P M. A non-linear continuous fatigue damage model[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1988, 11(1): 1-17.

[141] Fatemi A, Socie D F. A critical plane approach to multiaxial fatigue damage including out-of-phase loading[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1988, 11(3): 149-165.

[142] Gray G T, Cerreta E, Hixson R S, et al. Influence of microstructure on the Bauschinger effect and the shock hardening in 1080 high-carbon steel [C]//AIP Conference Proceedings, 2007, 955(1): 653-656.

[143] Jacob K, Ahmadi S, Shayanfard P, et al. Shape memory alloy (SMA) damping for smart miniature systems [M]//Calm, Smooth and Smart. Cham: Springer, 2023: 127-146.

[144] Wu X L, Yang M X, Yuan F P, et al. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility[J]. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America, 2015, 112(47): 14501-14505.

[145] Ma E, Zhu T. Towards strength-ductility synergy through the design of heterogeneous nanostructures in metals[J]. Materials Today, 2017, 20(6): 323-331.

[146] Sakai T, Nakagawa A, Oguma N, et al. A review on fatigue fracture modes of structural metallic materials in very high cycle regime[J]. International Journal of Fatigue, 2016, 93: 339-351.

[147] Gludovatz B, Hohenwarter A, Thurston K V S, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures[J]. Nature Communications, 2016, 7: 10602.

[148] Monnet G, Naamane S, Devincre B. Orowan strengthening at low temperatures in bcc materials studied by dislocation dynamics simulations[J]. Acta Materialia, 2011, 59(2): 451-461.

[149] Zhang K, Jiang J. Enhancement of plasticity in Mg-3Al-1Zn alloy at cryogenic temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 25: 7454-7459.

[150] Sun L, Bao X G, Guo S J, et al. The creep-fatigue behavior of a nickel-based superalloy: experiments study and cyclic plastic analysis [J]. International Journal of Fatigue, 2021, 147: 106187.

[151] Tang Q, Hassani M. Quantifying dislocation drag at high strain rates with laser-induced microprojectile impact[J]. International Journal of Plasticity, 2024, 175: 103924.

[152] Tian W H, Fan A L, Gao H Y, et al. Comparison of microstruc-

tures in electroformed copper liners of shaped charges before and after plastic deformation at different strain rates[J].Materials Science and Engineering:A,2003,350(1/2):160-167.

[153] Bouaziz O,Kim H S,Lee J,et al.Bauschinger effect or kinematic hardening:bridging microstructure and continuum mechanics[J].Metals and Materials International,2023,29(2):280-292.

[154] Guo Y F,Lee Y J,Zhang Y,et al.Magneto-plasticity in micro-cutting of single-crystal copper[J].Journal of Materials Science & Technology,2022,124:121-134.

[155] Wang P,Wu W C,Cui F,et al.Investigation of thermal and mechanical effects during electrically-assisted compression of $CoCrFeNiW_{0.5}$ high entropy alloy[J].Materials Characterization,2023,202:112981.

[156] Gu S J,Kimura Y,Yan X M,et al.Micromachined structures decoupling Joule heating and electron wind force[J].Nature Communications,2024,15:6044.

[157] Yuan Q,Chauhan A,Gaganidze E,et al.Direct observation of dislocation loops shrinkage upon annealing neutron-irradiated Fe-9Cr alloy[J].Journal of Nuclear Materials,2020,542:152401.

[158] Storm J,Rocha I B C M,van der Meer F P.A microstructure-based graph neural network for accelerating multiscale simulations[J].Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering,2024,427:117001.

[159] Hu Y Z,Zhou G W,Knezevic M,et al.Multiscale modelling with neural network-based crystal plasticity model from meso-to macroscale[J].Acta Materialia,2025,293:121075.

基金项目:国家重点研发计划项目(2023YFB3407000)

收稿日期:2026-04-20;**录用日期**:2026-06-02

通讯作者:刘雪峰(1970—),男,教授,博士,主要从事材料成形新技术与理论研究,联系地址:北京市海淀区学院路30号北京科技大学材料科学与工程学院(100083),E-mail:liuxuefengbj@163.com

(本文责编:齐书涵)