

特约专栏

# 多层金属复合材料的应变局部化延迟和抗断裂失稳机理

刘宝玺<sup>1</sup>, 郑士建<sup>1</sup>, 林曾孟<sup>1</sup>, 殷福星<sup>1,2</sup>

(1. 河北工业大学材料科学与工程学院 天津市材料层状复合与界面控制重点实验室, 天津 300130)

(2. 广东省科学院 新材料研究所, 广东 广州 510651)

**摘要:** 多层金属复合材料在航天航空、汽车、船舶、核能电力领域中起着非常重要的作用。相比于传统单一金属, 多层金属复合材料具有超高的塑性变形能力和断裂韧性。综述了多层金属复合材料在塑性变形过程中的应变局部化延迟和抗断裂失稳的特征和机理, 归纳出周期性颈缩、脱层断裂、隧道裂纹、弥散剪切带对抑制多层金属复合材料塑性失稳的作用机理, 并阐明脱层断裂、裂纹分叉、隧道裂纹对多层金属复合材料的增韧机理, 和对韧脆转变行为的作用规律, 可为金属材料强韧化提供新的设计思路和技术支撑。

**关键词:** 多层金属复合材料; 应变退局域化; 强韧化; 周期性颈缩; 隧道裂纹; 脱层断裂

**中图分类号:** TB383 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)01-0035-11

**引用格式:** 刘宝玺, 郑士建, 林曾孟, 等. 多层金属复合材料的应变局部化延迟和抗断裂失稳机理[J]. 中国材料进展, 2024, 43(1): 35-45.

LIU B X, ZHENG S J, LIN Z M, *et al.* Strain Delocalization and Fracture Stability of Multilayered Metallic Composites[J]. Materials China, 2024, 43(1): 35-45.

## Strain Delocalization and Fracture Stability of Multilayered Metallic Composites

LIU Baoxi<sup>1</sup>, ZHENG Shijian<sup>1</sup>, LIN Zengmeng<sup>1</sup>, YIN Fuxing<sup>1,2</sup>

(1. Tianjin Key Laboratory of Materials Laminating Fabrication and Interface Control Technology, School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300130, China)

(2. Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou 510651, China)

**Abstract:** Multilayered metallic composites play a very important role in the aerospace, automobile, shipbuilding and nuclear power fields. Compared with traditional monolithic metals, multilayered metallic composites have superhigh plastic deformation capability and fracture toughness. This paper provides a review on strain delocalization and fracture instability delaying characteristics and mechanisms, and summarizes the effect of periodic multiple necking, delamination cracks, multiple tunnel cracks and dispersed shear bands on suppressing plastic instability of multilayered metallic composites. Meanwhile, this review elucidates the toughening mechanism and ductile-brittle transition behavior of multilayered metallic composites by delamination cracks, crack bifurcation and tunnel crack modes, which can provide the new design idea and technique support for the strengthening-toughening of metals.

**Key words:** multilayered metallic composites; strain delocalization; strengthening-toughening mechanism; periodic necking; tunnel crack; delamination fracture

收稿日期: 2023-11-10 修回日期: 2023-12-29

基金项目: 国家自然科学基金重点项目(U23Z202349); 河北省自然科学基金面上项目(E2023022233)

第一作者: 刘宝玺, 男, 1986 年生, 副研究员, 博士生导师

通讯作者: 郑士建, 男, 1980 年生, 教授, 博士生导师,

Email: sjzheng@hebut.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202311010

## 1 前言

金属材料是创造现代文明的基础材料, 由于资源、能源、环境方面的压力逐年增大, 国防和民用行业亟需高强高韧和耐极端服役条件的先进金属材料<sup>[1]</sup>。然而, 目前限制低成本高品质金属材料研究和应用有两大瓶颈:

强韧性仍显不足和体心立方(bcc)结构金属严重的韧脆转变行为,这两个问题也是困扰材料界和导致灾难事故频发的百年难题<sup>[2, 3]</sup>。金属材料传统强化方式中,固溶强化、弥散强化和位错强化总是以牺牲塑性为代价,采用控轧控冷技术获得的超细晶钢<sup>[4]</sup>,能实现塑性不降低的同时,强度提升一倍,且韧性大幅提升的目的,然而细晶强化达到纳米尺度级别时,也会出现强度-韧性倒置问题<sup>[5]</sup>。如何实现金属材料综合力学性能的进一步提升,需要寻找新的设计思路和制备方法<sup>[6]</sup>。

异质多级结构可以发挥结构单元的本征力学性能及其强耦合作用,实现材料强韧性的协同提升,因此异质多级结构设计是金属材料强韧化的有效策略<sup>[7-11]</sup>。其中层状金属材料具有层状组元可选择性强和界面强化效应显著的优势,并且可实现大规模工业化制备。因此,层状金属材料是进行多级结构设计的理想载体。

早在 2500 年前,印度匠人以低碳钢和高碳钢为组元,通过折叠锻打的方式制备出了具有多层波浪状界面的多层复合钢,呈现出极强的锋利性和强韧性<sup>[12]</sup>。2018 年,卢磊团队<sup>[8]</sup>按照“多级多尺度结构”设计思想,利用

电沉积技术首次制备出梯度纳米孪晶铜(图 1a),该材料是由粗大晶粒和纳米晶粒组成的结构,正是属于层状结构的范畴。此外,大量几何必须位错富集于晶粒内部,多级界面周围区域处于背应力和前应力集中状态,较高的应变梯度有效抑制了晶界应变局域化,获得了高达 480 MPa 的拉伸强度,强韧性效果高于纳米孪晶、多层结构和梯度纳米晶等一级结构。Yin 等<sup>[13]</sup>和 Nambu 等<sup>[14]</sup>利用真空热轧法制备了抗拉强度为 1200 MPa、塑性达到 20% 的汽车用多层复合钢。Wadsworth 等<sup>[15]</sup>研究指出,相比于单一组元钢,平直界面的多层复合钢具有超高的冲击韧性和较低的韧脆转变温度(图 1b),这是因为在某一厚度尺度和界面结合强度范围内,多层金属易于触发分层裂纹,可显著提升冲击韧性。Kimura 等<sup>[4]</sup>和 Liu 等<sup>[16]</sup>研究发现,利用回火轧制工艺在 500 °C 变形,可在中碳合金钢中构筑超细层化纤维晶结构(图 1c),在 -60~60 °C 温度区间通过晶界分层机制可获得高达 260 J 的冲击韧性,极大拓展了中碳钢的低温服役范围(图 1d)。此外, Liu 等<sup>[9]</sup>发现:合理调控层厚、层厚比、界面强度,借助隧道裂纹(tunnel cracks)、脱层裂

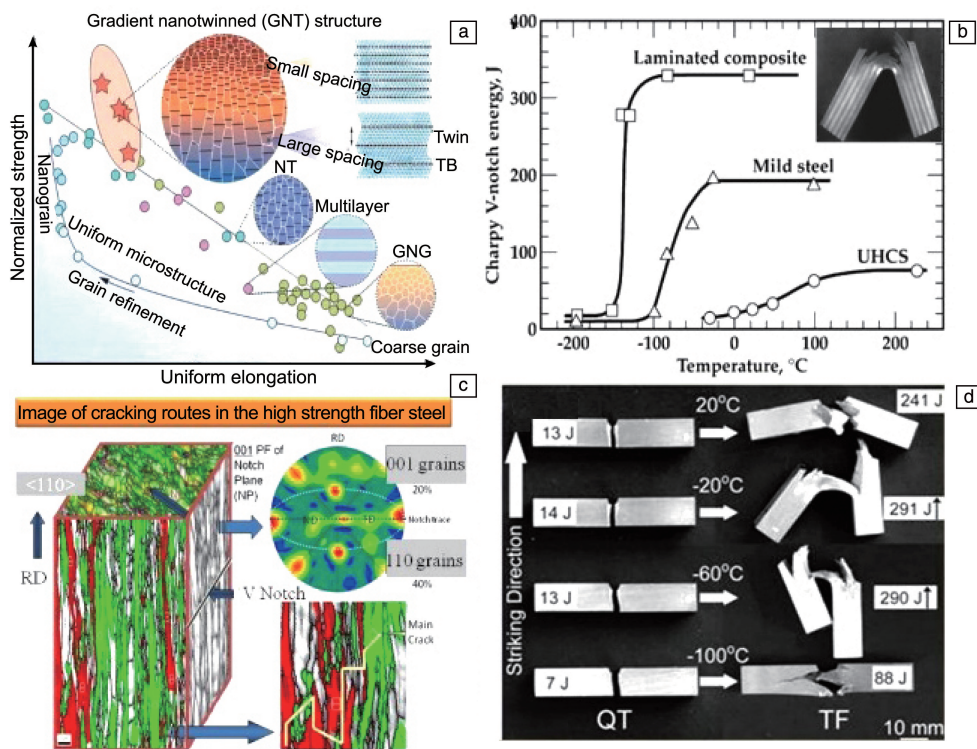


图 1 金属结构材料各种多级结构及强韧化搭配: (a) 梯度纳米孪晶铜与其他分级结构的铜的强韧性对比<sup>[8]</sup>; (b) 多层复合钢和其他钢的冲击性能的韧脆转变曲线<sup>[15]</sup>; 超细纤维晶钢组织(c)<sup>[16]</sup>及冲击断口及冲击韧性(d)<sup>[4]</sup>

Fig. 1 Various multiscale hierarchical structures and high strength-toughness combinations of structural metal materials: (a) strength-toughness combination comparison between gradient nanotwinned (GNT) copper and other hierarchical structures<sup>[8]</sup>; (b) ductile-brittle transition curve of impact toughness in the multilayer steel and other steels<sup>[15]</sup>; microstructure (c)<sup>[16]</sup> and impact fracture morphologies and impact energies (d) at different testing temperatures of ultrafine fibrous grained steels<sup>[4]</sup>

纹 (delamination cracks)、多重颈缩 (multiple necking) 和裂纹偏转 (crack deflection) 等增韧方式, 可实现多层金属复合材料的强韧化。

大量实验结果和理论证据揭示: 多层金属可在一定程度上通过应变局部化延迟和抗断裂失稳方式来提升材料的塑性和韧性<sup>[17]</sup>, 本文详细归纳影响多层金属复合材料应变局域化的几种变形和断裂特征: 周期性颈缩 (periodic multiple necking)、脱层断裂 (delamination fracture)、隧道裂纹、弥散剪切带 (dispersed shear band), 总结脱层断裂、裂纹分叉 (crack branching)、隧道裂纹对多层金属的增韧机理和韧脆转变行为的作用规律, 并阐明多层金属复合材料的塑性和韧性主要由组元层特征、层厚尺度和界面特征所决定, 这可为大幅提升金属结构材料强韧性和拓展低温服役范围提供有效参考。

## 2 多层金属复合材料应变局部化延迟行为

局部颈缩 (local necking)<sup>[18]</sup>、剪切带 (shear bands)<sup>[19]</sup> 和早期断裂 (early fracture)<sup>[20]</sup> 是金属材料常见的塑性失稳和应变局部化现象。目前有 2 种方式可以使应变局部化行为推迟, 一种是通过提高应变硬化指数  $n$  和应变率硬化指数  $m$  来抑制非均匀塑性变形的发生, 如式 (1) 的 Hart 准则所示<sup>[21]</sup>:

$$\left(\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t}\right) \frac{1}{\sigma_t} + m \geq 1 \quad (1)$$

其中  $\sigma_t$  为真应力,  $\varepsilon_t$  为真应变。一般而言, 粗晶金属具有较高的加工硬化率  $d\sigma_t/d\varepsilon_t$  和应变硬化指数  $n$ , 具有良好的均匀延伸率。而细晶或纳米晶金属的  $d\sigma_t/d\varepsilon_t$  和  $n$  很低, 表现为较低的均匀延伸率, 然而应变率硬化指数  $m$  较高, 因此在较高温度下能够呈现出很明显的超塑成型能力, 主要变形方式为晶界滑移。

另一种方式是将局部应变集中弥散化, 使塑性失稳行为均质化。多层金属复合材料可在一定程度上缓解传统单一金属常见的应变局部化行为, 例如在拉伸过程中, 多层结构可将单一颈缩转变为多重周期性颈缩<sup>[22]</sup>, 将瞬间断裂转变为多重隧道裂纹<sup>[23]</sup>, 并将严重剪切带弥散为多重剪切带行为<sup>[24]</sup>, 同时, 脱层断裂可将应力状态由平面应变转变为平面应力状态, 大大提升塑性区尺寸<sup>[25]</sup>。此外, 微纳尺度的多层金属可以通过调控界面特征, 使界面孪晶化或非晶化<sup>[26, 27]</sup>, 也会起到阻碍界面塑性失稳的目的。

### 2.1 周期性颈缩行为

周期性颈缩和褶皱行为往往应用于电子封装器件的硬弹性基底-柔性金属薄膜系统中<sup>[28]</sup>, 如单一金属 Cu 薄膜在拉伸变形过程中极易发生局部颈缩而造成早期断裂

行为<sup>[29]</sup>, Si 薄膜在压缩载荷下发生明显的屈曲和散裂现象<sup>[30]</sup>。Li 等报道<sup>[31, 32]</sup>: 当铜薄膜粘结于弹性高分子材料基底时, 拉伸过程中, 弹性基底不但可延缓 Cu 薄膜的局部颈缩现象, 并且可将颈缩现象弥散, 形成多重周期性的局部颈缩, 这极大提高了 Cu 薄膜的断裂延伸率, 可将断裂应变从 1% 提升至 30%。Xu 等<sup>[33]</sup>利用压缩过程中 Si 薄膜在 Si/弹性基底系统发生的局部褶皱行为, 有效提升了柔性 Si 薄膜材料的变形能力, 这也成为第二代柔性 Si 器件的典型代表。Serror 等<sup>[34]</sup>通过分岔理论和有限元模拟证明: 多层金属复合材料在单向拉伸过程中, 多重颈缩数量逐渐增多, 且相互影响、相互竞争, 逐渐呈弥散分布, 这与传统单一金属均匀塑性变形阶段很相似。

周期性颈缩行为可为金属材料的加工成型性提升和强韧化设计提供新的研究思路<sup>[35-38]</sup>。Hutchinson 等<sup>[22, 39]</sup>报道: 周期性颈缩是一种典型的塑性分岔失稳和界面不稳定现象, 这主要是由于异质金属变形不协调、不一致所导致的。目前, 轧制过程中呈现周期性颈缩已在许多多层金属中发现, 这些体系有 Fe/Al<sup>[40-42]</sup>、Ti/Al<sup>[43]</sup>、Ni/Al<sup>[44]</sup>、Fe/Cu<sup>[45]</sup>、Mg/Al<sup>[46]</sup>、Cu/Nb<sup>[47]</sup>、Ti/Nb<sup>[48]</sup>、Fe/Ni<sup>[49]</sup>、Ti/Ni<sup>[50]</sup>等。Liu 等<sup>[51]</sup>对多层 Cu/Al 复合材料进行轧制成型, 发现颈缩行为被显著抑制。Wang 等<sup>[52, 53]</sup>对 Mg/Al 多层金属进行波纹辊轧制复合, 将界面构筑为多重颈缩形貌, 起到了提高界面结合强度和降低轧制压力的效果。Zhang 等<sup>[54, 55]</sup>对 bcc/fcc 多层复合钢进行室温至 600 °C 不同温度轧制时发现: 随着轧制变形量的增加, 异质组元层呈现明显的塑性变形不协同和界面不稳定行为, SUS304 硬相层出现周期性颈缩现象, 而 Q235 软相层呈现均匀的层厚, 导致层/网耦合界面结构的产生和大马士革刀花纹的重构。Yu 等<sup>[36, 56, 57]</sup>对多层 TWIP/Maraging 复合钢进行单向拉伸发现: 随着层厚的降低, Maraging 层的周期性颈缩现象越来越明显, 波长和振幅也呈现出下降的趋势, 这极大提升了多层复合钢的断后延伸率 (图 2a)。

周期性颈缩提升多层金属复合材料的断后延伸率的作用机理可用式 (2) 的 Considere 公式<sup>[21]</sup>阐明:

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t} \geq \sigma_t \quad (2)$$

对均质材料而言, 随着真应变的增加, 真应力变化趋势取决于单一金属固有的本构关系, 一旦加工硬化率小于真应力, 或真应变超过应变硬化指数时, 便会发生局部颈缩行为, 均质金属则会发生早期断裂。而多层金属复合材料变形过程中, 硬相层的局部颈缩行为发生时, 整体材料的加工硬化率仍会大于真应力, 这样硬相层的局部颈缩和应力集中现象将被软相层缓解<sup>[58, 59]</sup>。又因软相层为均匀塑性变形行为, 层厚相对均匀, 硬相层周期性



颈缩特征必将对对应于临近硬相层的周期性鼓包特征。因此,单一硬相层的局部应变集中通过周期性颈缩行为逐渐弥散化。这也可诠释梯度纳米金属的强塑性本质,纳米晶粒铜具有超高的强度,然而应变硬化指数  $n$  很低,容易发生应变局部化行为,而粗晶铜则具有很低的强度,然而均匀延伸率很高,这种软硬搭配的梯度纳米金属则表现为良好的强度和韧性,这是由于细晶铜的应变局部化被大大延迟了。

## 2.2 脱层断裂增塑行为

通常认为,脱层断裂只对弯曲加载过程的断裂韧性和冲击韧性起到有益的作用,而对拉伸塑性不利<sup>[23, 60-62]</sup>。但这一观点并不全面,因为它未考虑组元层特征和层厚尺度两大特征因素。在异质层间力学行为迥异、层厚尺寸较大时,这可能是合理的。然而当层厚尺度较小或者组元层性质相差不大时,脱层断裂对多层金属的塑性和韧性往往都有利。

2017~2020 年间, Huang 等<sup>[25, 63]</sup> 利用大变形温轧技术获得超细拉长的奥氏体晶粒,后续经过 25% 的冷轧和配分热处理工艺获得体积分数超过 85% 的超细形变马氏体,形成异质多层分布的双相组织。其抗拉强度超过 2200 MPa,断后延伸率达到 18%,并凭借超细纤维晶界分层作用(图 2b)获得了超高的断裂韧性,这种层化组织的分层作用将受力状态由平面应变转变为平面应力状

态,极大拓展了塑性变形区的尺寸,使得多层多相中锰钢获得了超高的塑性变形能力。

## 2.3 多重隧道裂纹行为

当多层金属或多层金属基复合材料中软硬两相层性能迥异时,即硬相层表现为严重的脆性特征时,多层金属便会呈现出多重隧道裂纹特征<sup>[64]</sup>,即脆性层表现出多处断裂现象,且能贯穿整个脆性层,但是由于软相层的变形能力很强,能够抑制裂纹的进一步扩展,这样就会出现隧道裂纹行为。在拉伸或弯曲过程中,隧道裂纹可在多处萌生、扩展,形成有效的竞争机制,起到明显的增强增韧作用。

2021 年, Shi 等<sup>[65]</sup> 制备了一种新型层状共晶双相高熵合金(图 2c),在拉伸过程中,其中呈层状排布的脆性层产生了高密度的多重隧道裂纹,在不牺牲强度的情况下,这种共晶多层金属获得超高的断裂韧性,且断后延伸率达到了 50%,是传统铸态共晶材料的 3 倍。研究表明:高密度的隧道裂纹不仅不会恶化性能,反而可以作为一种有效的应变补偿者去改善金属的塑性。这是因为定向凝固的层状结构可以诱发低塑性 B2 层片中多重微裂纹稳定地、持续地、晶体学性地形核和生长,如同 TiB 晶须在拉伸过程发生多处断裂<sup>[66]</sup>,然后,相邻高韧性 L12 层片的动态应变硬化行为可以贡献显著的裂纹缓冲能力,这有效避免了隧道裂纹的继续扩展和灾难性生长。

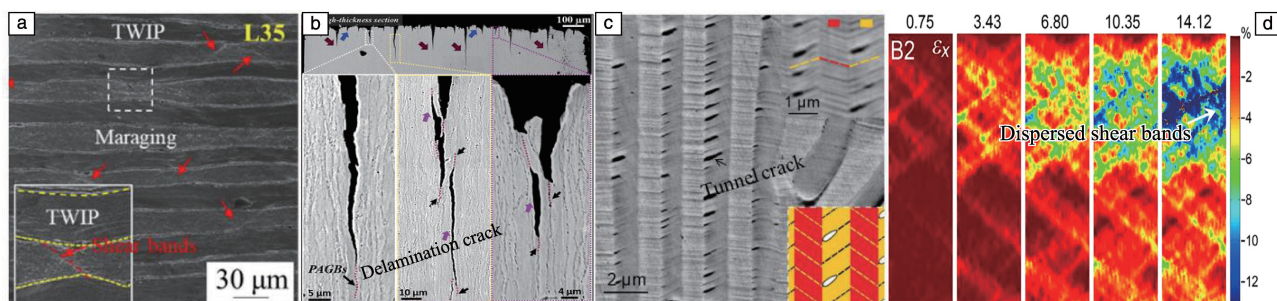


图 2 多层金属复合材料应变局域化延迟行为: (a) 周期性颈缩<sup>[36]</sup>; (b) 脱层断裂<sup>[25]</sup>; (c) 多重隧道裂纹<sup>[65]</sup>; (d) 弥散剪切带<sup>[69]</sup>

Fig. 2 The strain delocalization behaviors of multilayered metallic composites: (a) periodic necking<sup>[36]</sup>; (b) delamination fracture<sup>[25]</sup>; (c) multiple tunnel cracks<sup>[65]</sup>; (d) dispersed shear bands<sup>[69]</sup>

## 2.4 弥散剪切带行为

Wang 和 Liang 等<sup>[67-70]</sup> 对粗晶/纳米晶异质结构金属力学行为研究发现:异质结构金属力学性能普遍优于基于混合法则预测的性能值,并创新性地提出两大问题:① 异质结构材料额外的强韧化效应是什么? ② 在获得高强度的同时,是否可以有效地调控和优化塑性? 研究表明:异质结构金属额外强韧化的本质来源于异质相之间应力配分的差异,造成异质界面处应变梯度效应和高密度几何必须位错。而异质结构金属在塑性变形过程

中,高强度的纳米晶组元层以高密度弥散剪切带方式分配应力,有效缓解了应变局域化,进而实现超高塑性。这为超高强度金属塑韧性普遍低的问题提出了全新的优化方式。

Liang 等<sup>[70]</sup> 利用磁控溅射方式制备了不同晶粒尺寸、软硬相间的多层金属 Ni,其中硬相层为纳米晶组织,对比常规的纳米晶 Ni,多层金属 Ni 在不降低其强度的同时,表现出超高的断后延伸率。这主要归因于弥散细小的剪切带能够承担较大的塑性应变,导致应变退局域化。



随着软相层晶粒尺寸的减小，即组元层晶粒尺寸差异的变小，断裂方式由弥散细小剪切带主导的塑性颈缩模式转变为粗大稀疏剪切带主导的剪切模式；软相层变形机理也由晶内位错发射模式转变为晶界滑移主导的变形模式。该研究最后提出了获得超高强度和高塑性的软相层临界晶粒尺寸。

Wang 和 Li 等<sup>[68, 69, 71, 72]</sup>通过数字图像相关技术表征了梯度纳米晶金属的弥散剪切带行为。通常纳米晶金属经过屈服之后很快失效，形成一个宏观可见的局部剪切带；而梯度纳米晶金属在拉伸变形过程中，弥散细小的剪切带会在纳米晶表层形成(图 2d)，在 3% 的拉伸应变变量下达到饱和，随后高密度剪切带均匀分布于纳米晶表层，在整个塑性变形过程中，纳米晶和粗晶之间的弹塑性交互作用以及纳米晶表层粗糙度和高硬度均会触发剪切带的形成，而最终被粗晶截断。同时，剪切带的宽度保持不变，但应变积累的强度随着拉伸应变增加呈线性增加趋势，这表明弥散剪切带变形过程是稳定的，并且是由晶界迁移和晶粒粗化所决定的。Zhao 等<sup>[24]</sup>利用基于位错密度的应变梯度塑性模型和断裂模型详细分析了梯度纳

米晶金属的应变硬化和软化行为。模拟结果表明，弥散剪切带在梯度纳米金属的纳米晶表层均匀且稳定地扩展，完全不同于单一纳米晶金属剪切带失稳扩展。同时增加晶粒尺寸梯度可使剪切带扩展更加稳定，使拉伸塑性进一步提升。

### 3 多层金属复合材料增强增韧机理

多层金属复合材料作为异质结构金属的典型代表，在增强、增塑和增韧方面均有优异的效果，这主要由异质结构、界面效应、基元层微结构所决定<sup>[73]</sup>。例如，Cheng 等<sup>[8]</sup>制备了多层梯度纳米铜，研究表明，异质结构的差异导致应变的配分，进而产生应变梯度效应和背应力强化机制，与传统的纳米晶铜相比，这种多层结构表现出超高的屈服强度、应变硬化能力和均匀延伸率，额外的强化机制主要来源于界面处超高密度的几何必须位错(图 3)。超细纤维晶铜<sup>[74]</sup>表现出超高的冲击韧性和逆温效应，这主要归因于其内部多层结构、超细晶和高密度可动位错特性。以下详细介绍多层金属复合材料的各种强韧化机制。

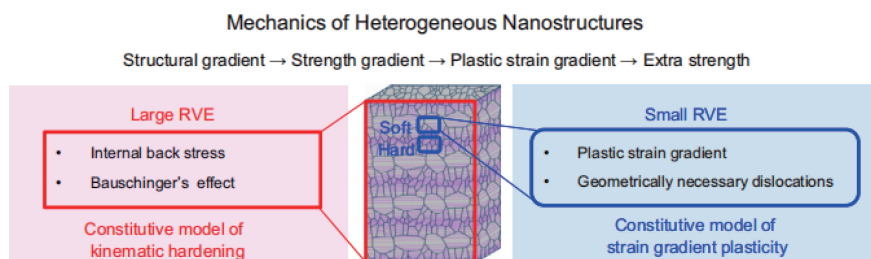


图 3 异质多层金属的强塑性机制<sup>[80]</sup>

Fig. 3 Strengthening-plasticizing mechanism of heterogeneous multilayered metallic composites<sup>[80]</sup>

#### 3.1 强塑性提升机制

##### 3.1.1 强化机制

传统金属主要有 4 种强化方式：固溶强化、位错强化、细晶强化、弥散强化。流动应力可用式(3)表达<sup>[74]</sup>：

$$\sigma_f = \sigma_0 + M\alpha Gb\rho^{0.5} + K_{HP}D^{-0.5} + M\beta\left(\frac{f}{d}\right)^{0.5} \quad (3)$$

其中： $\sigma_0$  为合金的派纳力，即包含固溶原子强化后的屈服强度； $M\alpha Gb\rho^{0.5}$  为位错强化一项， $M$  为泰勒因子， $G$  为剪切模量， $b$  为泊松比， $\rho$  为位错密度， $\alpha$  为常数，与材料类型有关，显然，随位错密度的增加，金属的流动应力增加；第 3 项为 Hall-Petch 项， $K_{HP}$  为系数， $D$  为晶粒尺寸，即金属的屈服强度与晶粒尺寸的平方根呈反比，为细晶强化机制；第 4 项为弥散强化项，其中  $\beta$  为材料常数， $f$  为沉淀相的体积分数， $d$  为沉淀相的尺寸，符合 Orwan 位错绕过机制。但是，弥散强化还存在一种强化方式，即位错切过机制。这是由沉淀相的尺寸决定

的，如式(4)所示<sup>[75]</sup>：

$$d_c = \frac{Gb^2}{\gamma} \quad (4)$$

其中： $d_c$  为沉淀相临界尺寸， $G$  为基体剪切模量， $b$  为柏氏矢量， $\gamma$  为反向畴界面能。当沉淀相尺寸小于  $d_c$  值时，位错就会以切过机制通过，此时沉淀相的强化可表达为式(5)<sup>[76]</sup>：

$$\Delta\tau = \frac{2}{bL(\xi)^{1/2}}\left(\frac{F_m}{2}\right)^{3/2} \quad (5)$$

其中： $\xi$  为位错线张力的函数， $L$  为沉淀相颗粒的平均间距， $F_m$  为位错线所受的最大力。

然而，对于异质多层金属而言，异质界面的存在会导致应变梯度的产生，位错密度呈现不均匀分布状态，即在变形过程中，几何必须位错的作用随界面密度增加呈线性增加。位错类型一般分为统计储存位错 (statistically stored dislocations, SSD) 和几何必须位错 (geometrically

necessary dislocations, GND), 那么位错强化机制<sup>[7, 77]</sup>可分解为式(6):

$$\sigma_i = M\alpha Gb \sqrt{\rho_{SSD} + \rho_{GND}} \quad (6)$$

其中,  $\rho_{GND}$  与应变梯度( $\eta$ )之间的关系符合式(7)<sup>[78]</sup>:

$$\rho_{GND} = \frac{\eta}{b} = \frac{\partial \gamma}{b \partial x} \quad (7)$$

式中,  $\gamma$  为应变张量。

那么这种位错密度的不均匀分布势必造成包申格效应和背应力强化方式, 屈服面演变规则符合随动硬化特征, 由几何必须位错触发的背应力强化可用式(8)表示<sup>[78, 79]</sup>:

$$\sigma_b^{GNT} = \mu M G b L \rho_{GND} \quad (8)$$

其中:  $\mu$  为材料常数,  $L$  为界面区厚度。

众多异质结构材料中, 如纳米孪晶金属、谐波结构金属、梯度纳米金属、多层金属, 随着界面密度的增加, 背应力强化效应逐渐明显, 甚至占据整个强化效果的 70% 以上。

### 3.1.2 塑性提升机制

在异质多层金属中, 强度提升的同时, 往往应变硬化指数也会增加, 使均匀延伸率也获得有效提升, 这与传统金属的变形行为截然不同。传统金属的强化结果往往是以牺牲加工硬化率和拉伸塑性为代价的。根据式(2)可知, 均匀延伸率由加工硬化率和真应力的大小决定。如果加工硬化率大于真应力, 则不会发生颈缩。对于异质多层金属, 几何必须位错的作用逐渐显现, 则式(2)则会转变为式(9)<sup>[78-80]</sup>:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_{SSD} + \left( \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right)_{GND} \geq \sigma_i \quad (9)$$

其中, 第 1 项为传统金属统计储存位错提供加工硬化率的部分, 第 2 项则为异质金属中几何必须位错提供加工硬化率的部分, 被称为长程内应力强化机制。很明显, 异质金属变形过程中随着几何必须位错的增多, 加工硬化率也获得有效的提升, 从而使得整个金属材料均匀延伸率也增加。

在众多异质多层金属中, 随着层厚尺寸和内部晶粒尺寸的逐渐减小, 以及位错密度的逐渐增多, 加工硬化效应则逐渐减弱, 取而代之的是较长的吕德斯平台和较缓的应变软化阶段, 但在获得超高屈服强度的同时, 仍然能保持较高的均匀延伸率和断后延伸率。Huang 等<sup>[63]</sup>利用温轧、冷轧和配分处理获得超高强度和高塑性的中锰钢, 最终屈服强度达到 2200 MPa, 其中位错强化贡献了 1600 MPa, 占总强度的 61%。同时断后延伸率达到 18%, 其中吕德斯平台对应的应变变量( $\varepsilon_{Luder}$ )为 6.8%, 占总应变量的 38%。这一部分应变变量是高密度的可动位错滑移( $\rho_m$ )所提供的, 因此提出位错增殖机制<sup>[81, 82]</sup>, 可以用(10)表示:

$$\varepsilon_{Luders} = \rho_m b S \quad (10)$$

其中,  $S$  为可动位错平均滑移的距离, 因此, 可动位错密度越高, 吕德斯平台越长, 金属材料塑性变形能力越强。这一特征也表现在超细纤维晶钢这种异质结构材料中。Q345 在 500~700 °C 下进行回火形变拉拔后, 出现长径比在 20:1~50:1 的超细纤维晶, 并且内部产生高密度的位错和小角晶界。随着轧制温度的下降, 吕德斯平台则会拉长, 这代表着可动位错密度随变形温度的下降而升高, 从而表现出较高的屈服强度和均匀延伸率<sup>[74]</sup>。

但是, 随着异质多层结构的不断细化, 变形过程中位错的增殖逐渐被位错的湮灭所代替, 而颈缩后应变软化过程则逐渐占据主导, 因此很多异质结构金属通常表现出更为优异的断后延伸率而非均匀延伸率。1976 年, Kocks<sup>[83, 84]</sup>根据塑性变形过程中的加工硬化和蠕变效应, 提出了式(11)所示的唯象学公式:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} \geq k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho \quad (11)$$

其中, 右边第 1 项代表位错增殖, 第 2 项表示位错湮灭机制。因此, 许多异质多层金属, 如 TWIP/Maraging 多层复合钢, 即使没有明显的加工硬化行为, 但是通过调控层厚尺寸或层厚比, 可以获得较缓的应变软化行为, 从而获得较高的断后延伸率<sup>[36]</sup>。

### 3.2 强韧性提升机制

在传统四大强化机制中, 唯独细晶强化能使金属材料强度提升的同时, 也使韧性大幅提升。超细晶钢可使屈服强度提升 1 倍, 冲击韧性大幅提升, 同时使韧脆转变温度(ductile-brittle transition temperature, DBTT)大幅下降。韧脆转变温度与晶粒尺寸符合式(12)的 Contrell-Petch 经验公式<sup>[5]</sup>:

$$DBTT = A - BD^{-0.5} \quad (12)$$

其中,  $A$ ,  $B$  为材料常数。可以看出, 晶粒尺寸减小, DBTT 下降。众所周知, bcc 结构金属的韧脆转变现象与屈服强度对温度的敏感性有关, 本质决定于螺型位错在低温下难滑动。随着温度的降低, 屈服强度大大增加, 然而解理断裂应力则对温度不敏感。如果温度降低至某一区间, 屈服强度大于解理断裂强度, 则金属在发生塑性屈服之前便发生解理断裂, 导致韧性断裂机制转变为脆性断裂。对于等轴晶粒金属而言, 韧性主要由材料微区变形能力所控制。其中断裂强度( $\sigma_c$ )与表面能( $\gamma$ )、裂纹长度( $a$ )之间的关系可用修正的 Griffith 公式<sup>[85-87]</sup>表示, 如式(13)所示:

$$\sigma_c = \left( \frac{2E(\gamma + \gamma_p)}{\pi a} \right)^{0.5} \quad (13)$$

因此为了提高断裂应力, 需要提高裂纹尖端处的塑性变形功( $\gamma_p$ ), 以及减小预制裂纹尺寸。同时, 随着变形温

度的下降, 缺口或裂纹尖端发生小范围屈服的概率越低, 断裂应力也会急剧降低, 以上综合因素导致韧脆转变行为的发生。

然而, 对于异质多层结构金属而言, 各向异性的结构会使金属韧性大幅提升, 且表现出典型的各向异性, 一般而言, Arrester 方向的冲击韧性或断裂韧性远远超过 Divider 方向<sup>[57, 88]</sup>, 这主要归因于特殊的断裂增韧方式。

### 3.2.1 多重隧道裂纹增韧机制

刘宝玺等<sup>[9, 89]</sup>对不同层厚尺度的 Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti 多层钛基复合材料进行三点弯曲测试时发现, 裂纹扩展特征呈现明显的尺度效应。当层厚为 400 μm 时, 仅有一个宏观裂纹贯穿整个多层复合材料。而当层厚为 200 μm 时, 在主裂纹的前沿还有单一的隧道裂纹。但当 TiB<sub>w</sub>/Ti 层加入更多的 TiB<sub>w</sub> 晶须时, 可以观察到, 除了宏观主裂纹和前沿的隧道裂纹桥接行为外, 主裂纹两侧还存在周期性的隧道裂纹。显然, 第 3 种类型的断裂方式增韧效果是最好的。然而, 如何获得周期性隧道裂纹, 避免单一隧道裂纹或主裂纹的产生?

实验证明: 异质多层金属单一隧道裂纹和周期多重裂纹的竞争模式与层厚、层厚比和屈服比有关。Hwu 等<sup>[90]</sup>提出了单一隧道裂纹和周期隧道裂纹发生概率的力学模型, 如图 4 所示。根据这一模型, 在多层钛基复合材料中构建 2 个裂纹, 即主裂纹和重新形核的单一隧道裂纹。当承受弯曲应力时, 多层钛基复合材料在沿着层间界面方向存在拉伸应力  $\sigma_a$ , 则净应力强度因子包括两部分:

$$K_{\text{net}} = K_a + K_b \quad (14)$$

其中,  $K_a$  是拉伸应力  $\sigma_a$  提供的应力强度因子,  $K_b$  是 Ti 层桥联所贡献的应力强度因子, 为负值。

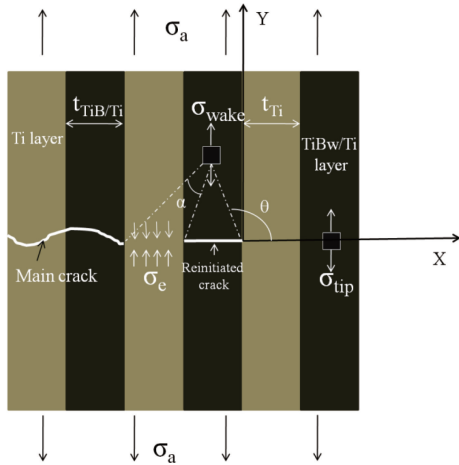


图 4 弯曲加载下单一隧道裂纹模式和多重隧道裂纹模式的竞争示意图<sup>[9, 89, 90]</sup>

Fig. 4 Schematic diagram of the competition of single tunnel crack mode and multiple tunnel cracks mode during the bending testing<sup>[9, 89, 90]</sup>

在前端 TiB<sub>w</sub>/Ti 层的名义应力可以表示为:

$$\sigma_{\text{tip}} = \frac{1}{t_{\text{TiB/Ti}}} \int_{t_{\text{Ti}}}^{t_{\text{Ti}}+t_{\text{TiB/Ti}}} \sigma_{yy}(x, y=0) dx = \frac{1}{t_{\text{TiB/Ti}}} \int_{t_{\text{Ti}}}^{t_{\text{Ti}}+t_{\text{TiB/Ti}}} \frac{K_{\text{net}}}{\sqrt{2\pi x}} dx \quad (15)$$

其中  $\sigma_{yy}$  为裂纹尖端处沿拉伸方向的正应力场。

而有重新形核的隧道裂纹的 TiB<sub>w</sub>/Ti 层的名义应力可以表示为:

$$\sigma_{\text{wake}} = \frac{1}{t_{\text{TiB/Ti}}} \int_{-t_{\text{TiB/Ti}}}^0 \left[ \frac{K_{\text{net}}}{\sqrt{2\pi x}} f_{yy}(\theta) + \frac{\sigma_c}{\pi} (\alpha + \sin\alpha \cos\Phi) \right] dx \quad (16)$$

$$\text{其中: } f_{yy}(\theta) = \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (17)$$

$$\theta = \arctan \frac{y}{x}$$

$$\alpha \left( \frac{t_{\text{Ti}}}{t_{\text{TiB/Ti}}}, \frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}, \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right) = \arctan \left( \frac{\frac{t_{\text{Ti}}}{t_{\text{TiB/Ti}}} + 1 - \left| \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right|}{\frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}} \right) - \arctan \left( \frac{1 - \left| \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right|}{\frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}} \right) \quad (18)$$

$$\Phi \left( \frac{t_{\text{Ti}}}{t_{\text{TiB/Ti}}}, \frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}, \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right) = \arctan \left( \frac{\frac{t_{\text{Ti}}}{t_{\text{TiB/Ti}}} + 1 - \left| \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right|}{\frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}} \right) + \arctan \left( \frac{1 - \left| \frac{x}{t_{\text{TiB/Ti}}} \right|}{\frac{y}{t_{\text{TiB/Ti}}}} \right) \quad (19)$$

因此, 单一隧道裂纹和周期多重隧道裂纹的竞争即为  $(\sigma_{\text{tip}})_{\text{max}}$  和  $(\sigma_{\text{wake}})_{\text{max}}$  的竞争, 假如  $(\sigma_{\text{wake}})_{\text{max}}$  预先超过了 TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料层的拉伸强度  $\sigma_{\text{TiB/Ti}}$ , 则周期多重隧道裂纹预先出现; 如果  $(\sigma_{\text{tip}})_{\text{max}}$  预先超过了 TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料层的拉伸强度  $\sigma_{\text{TiB/Ti}}$ , 则出现单一隧道裂纹。Hwu 等<sup>[90]</sup>获得了单一隧道裂纹和周期多重隧道裂纹模式与层

厚比和屈服比之间的关系, 当层厚比  $\frac{t_{\text{Ti}}}{t_{\text{TiBw/Ti}}}$  越大,  $\frac{\sigma_{\text{Ti}}}{\sigma_{\text{TiBw/Ti}}}$  越大, 则更倾向于出现周期多重隧道裂纹的模式。

此外, 隧道裂纹增韧是建立在隧道裂纹不扩展的基础之上, 在软硬相间的异质多层金属中, 硬相层容易发生隧道裂纹, 裂纹尖端处的塑性变形区大小决定着整个材料抗断裂扩展的能力。塑性变形区尺寸  $r_p$  有以下计算式<sup>[91, 92]</sup>:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{K_{\text{IC}}}{\sigma_s} \right) \quad (20)$$



其中,  $K_{IC}$  为脆性层的断裂韧性,  $\sigma_s$  为脆性层的屈服强度。因此软相层的塑性变形区尺寸决定于脆性层的断裂韧性和屈服强度, 当脆性层越脆时, 即断裂韧性较低, 屈服强度较高时, 软相层的塑性变形区则会变小。因此, 在多层 Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料中, 随着 TiB 体积分数的增加, TiB<sub>w</sub>/Ti 层越来越脆, 导致隧道裂纹越来越少, 整体延伸率呈下降趋势。同时, 隧道裂纹也会随软相层体积分数的减小而呈下降趋势, 这主要与软相层已难以容纳过大的塑性变形区所致。此外, 在塑性区与裂纹尖端之间还会存在无位错滑移区(图 5), 断裂形貌往往呈现准

解理或脆性断裂特征<sup>[93]</sup>。

隧道裂纹的数量与层厚尺寸呈反比关系。当隧道裂纹尖端处应力强度因子大于断裂韧性时, 则隧道裂纹发生扩展, 根据 Griffith 断裂韧性公式<sup>[87, 91]</sup>:

$$K_{IC} = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (21)$$

要想让隧道裂纹稳定存在而不扩展, 则要求裂纹长度  $a$  越小, 或施加的外场应力  $\sigma$  越小, 则在同等外场  $\sigma$  应力条件下, 层厚尺度较大代表隧道裂纹长度大, 则会不稳定, 因此随着层厚尺寸的降低, 隧道裂纹越不易扩展, 隧道裂纹数量越多<sup>[94]</sup>。

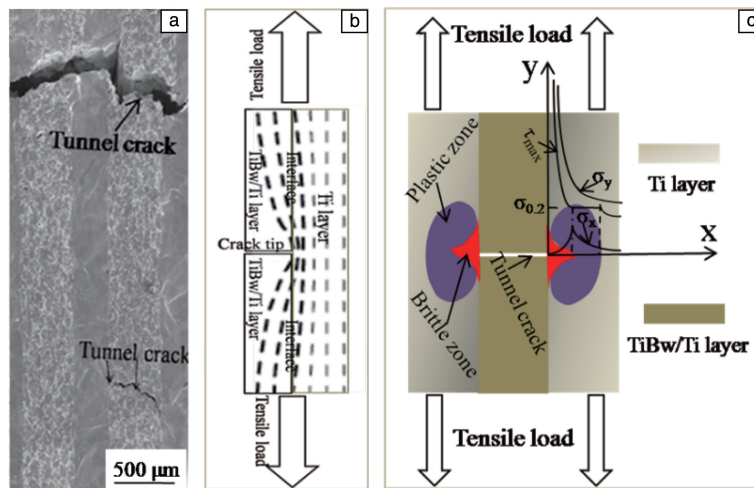


图 5 隧道裂纹及其周围弹塑性区域示意图<sup>[89, 93]</sup>: (a) 隧道裂纹, (b) 应力分布线, (c) 塑性变形区与无位错滑移区

Fig. 5 Schematic diagrams of tunnel cracks and the surrounding elastic-plastic deformation zone<sup>[89, 93]</sup>: (a) tunnel crack, (b) the stress distribution line, (c) the plastic deformation zone and dislocation-free zone

### 3.2.2 脱层裂纹增韧机制

图 6 给出了层状 Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料的脱层断裂机制示意图<sup>[89]</sup>。在裂纹尖端存在 2 种应力, 其中平行于裂纹扩展方向的应力为  $\sigma_{xx}$ , 垂直于裂纹扩展方向的应力为  $\sigma_{yy}$ , 根据等应变条件,  $\sigma_{yy}$  是每一层材料弹性模量的函数。因为硬相层的弹性模量高于 Ti 层, 因而  $\sigma_{yy}$  的分布是不连续的。然而, 为了满足界面应力平衡条件,  $\sigma_{xx}$  分布在裂纹尖端处是连续的。垂直于外加载荷的应力在距离裂纹尖端一段距离处出现最大值, 按弹性力学计算得出最大应力为最大平行应力的 1/5。假如在裂纹尖端前方有一弱界面, 界面垂直于主裂纹, 主裂纹扩展至界面处时便发生脱层断裂现象<sup>[89]</sup>。

脱层裂纹的产生可以明显起到增韧作用, 在加载开始时, Ti 层与 TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料层的界面处总有剪切应力存在。随着加载过程的进行, 主裂纹扩展至界面处, 由于较弱的界面结合, 裂纹则会驻留于界面处, 产生脱层裂纹。这样脱层断裂代替主裂纹的扩展, 从而消耗大

量的断裂功, 并延缓断裂时间。随着加载过程的进行, 沿着加载方向的裂纹不得不在 TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料层内部重新形核和长大, 这一过程又要消耗大量的断裂功, 并且多个二次裂纹不断长大并相互竞争, 因此 TiB<sub>w</sub>/Ti 层内部开始出现多个隧道裂纹, 从而有效缓解了主裂纹的应力集中。随着加载的进行, 单层 TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料中由于没有界面层的阻碍, 裂纹迅速地扩展直至断裂; 然而在同样的位移条件下, 层状 Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti 复合材料中产生的微裂纹会沿着主裂纹扩展的方向重新形核或者在层间发生脱层断裂, 这都进一步增加了断裂功<sup>[89]</sup>。

这种脱层裂纹增韧方式在提升冲击韧性和断裂韧性方面作用异常突出, 例如 Huang 等<sup>[25]</sup>设计的分层增韧中锰钢在 Divider 加载方式时断裂韧性能达到  $136 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ , 远远超过普通的高强钢。此外, Kimura 等<sup>[4]</sup>设计的超细纤维晶钢冲击韧性亦远远超过调质处理状态下的, 这主要来源于分层增韧的效果。其中, 分层裂纹的产生会使得缺口敏感性消失, 消除主裂纹尖端应力集中, 若使裂纹继续沿着加载方向扩展, 新的裂纹不得不重新形核、

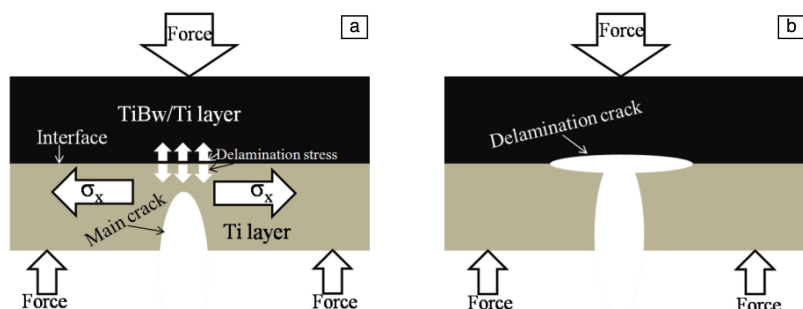


图6 弯曲加载导致脱层断裂的示意图<sup>[89]</sup>: (a) 加载过程中裂纹尖端应力分布, (b) 脱层断裂

Fig. 6 Schematic diagrams of delamination crack during bend loading<sup>[89]</sup>: (a) the stress distribution of notch tip, (b) formation of delamination cracks

长大和扩展, 这些均会使断裂吸收功大大提升, 极大地提升材料的冲击韧性。同时, 分层增韧特征还使冲击韧性呈现逆温效应, 即在某一温度区间内, 冲击韧性反而随温度的降低而升高, 呈现峰值效应, 这会极大延缓韧脆转变行为。这是因为超细纤维晶钢中含有大量的可动刃型位错, 在较低温度下螺型位错不易滑动, 然而刃型位错可以起到位错增塑的作用, 发生分层之后, 韧脆转变行为也会变得滞后<sup>[4, 16, 76]</sup>。

## 4 结 语

多层金属复合材料已广泛应用于航空航天、汽车、船舶、国防武器、电子信息、石油化工、核能电力等领域。本文主要介绍了宏观和介观尺度下多层金属复合材料的变形行为和强韧化机制, 阐述了多层金属复合材料抗塑性失稳和抗断裂失稳的几种方式, 包括多处颈缩、脱层断裂和隧道裂纹, 以及呈现出的尺寸效应和韧脆转变行为。然而, 本文并未涉及纳米多层金属复合材料, 其内部变形机制, 如位错、孪晶、剪切带与各种类型的多层界面、变形织构、晶界之间的交互作用, 是目前研究的前沿和热点<sup>[95]</sup>, 也是决定多层金属复合材料宏观力学性能的本质特征, 具有明显的科学研究价值和工程应用意义。同时, 关于超细纤维晶冲击韧性的逆温效应<sup>[4]</sup>, 以及多层 Ti-Al 合金 Divider 加载方向的断裂韧性要高于 Arrestor 加载方向<sup>[96]</sup>, 其微观机理还没完全清晰, 有待进一步理论研究。

## 参考文献 References

- [1] JIANG S W, WANG H, WU Y, *et al.* Nature[J], 2017, 544: 460-464.
- [2] MA E, ZHU T. Materials Today[J], 2017, 20(6): 323-331.
- [3] 韩卫忠, 卢岩, 张雨衡. 金属学报[J], 2023, 59(3): 335-348.  
HAN W Z, LU Y, ZHANG Y H. Acta Metallurgica Sinica[J], 2023, 59(3): 335-348.
- [4] KIMURA Y, INOUE T, YIN F X, *et al.* Science[J], 2008, 320 (5879): 1057-1060.
- [5] 翁余庆. 超细晶钢: 钢的组织细化理论与控制技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003.  
WENG Q Y. Ultra-Fine Grained Steels[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2003.
- [6] LU K. Science[J], 2010, 328(5976): 319-320.
- [7] HUANG L J, GENG L, PENG H X. Progress in Materials Science[J], 2015, 71: 93-168.
- [8] CHENG Z, ZHOU H F, LU Q H, *et al.* Science[J], 2018, 362 (6414): 1-8.
- [9] LIU B X, HUANG L J, RONG X D, *et al.* Composites Science and Technology[J], 2016, 126: 94-105.
- [10] 李赞, 张获. 中国材料进展[J], 2023, 42(8): 605-613.  
LI Z, ZHANG D. Materials China[J], 2023, 42(8): 605-613.
- [11] 郑思婷, 赵蕾, 郭强. 中国材料进展[J], 2022, 41(5): 371-382.  
ZHENG S T, ZHAO L, GUO Q. Materials China[J], 2022, 41(5): 371-382.
- [12] REIBOLD M, PAUFLER P, LEVIN A A, *et al.* Nature[J], 2006, 444: 286.
- [13] YIN F X, LI L, TANAKA Y, *et al.* Materials Science and Technology[J], 2012, 28(7): 783-787.
- [14] KOSEKI T, INOUE J, NAMBU S, *et al.* Materials Transaction[J], 2014, 55(2): 227-237.
- [15] WADSWORTH J, SHERBY O D. Progress in Materials Science[J], 1980, 25(1): 35-68.
- [16] LIU B X, FAN K Y, YIN F X, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2020, 774: 138954.
- [17] WU H, FAN G H. Progress in Materials Science[J], 2020, 113: 100675.
- [18] INAL K, WU P D, NEALE K W. International Journal of Solids and Structures[J], 2002, 39(4): 983-1002.
- [19] CHEN Y, DAI L H. Journal of Materials Science & Technology[J], 2014, 30(6): 616-621.
- [20] METZGER D R, DUAN X, JAIN M, *et al.* Mechanics of Materials[J], 2006, 38(11): 1026-1038.
- [21] ZHU Y T, WU X L. Materials Today Nano[J], 2018, 2: 15-20.

- [22] HUTCHINSON J W. Mathematics and Mechanics of Solids[J], 2014, 19(1): 39–55.
- [23] LIU B X, HUANG L J, KAVEENDRAN B, *et al.* Composites Part B [J], 2017, 108: 377–385.
- [24] ZHAO J F, LIU B X, WANG Y F, *et al.* Mechanics of Materials [J], 2023, 179: 104599.
- [25] LIU L, YU Q, WANG Z, *et al.* Science[J], 2020, 368(6497): 1347–1352.
- [26] AN Q, YANG W F, LIU B X, *et al.* Journal of Materials Research [J], 2020, 35: 2684–2700.
- [27] ZHENG S J, BEYERLEIN I J, CARPENTER J S, *et al.* Nature Communications[J], 2013, 4: 1696.
- [28] 门玉涛, 王世斌, 李林安, 等. 实验力学[J], 2013, 28(1): 36–48.  
MEN Y T, WANG S B, LI L A, *et al.* Journal of Experimental Mechanics[J], 2013, 28(1): 36–48.
- [29] LI T, SUO Z. International Journal of Solids and Structures [J], 2007, 44(6): 1696–1705.
- [30] LIU Y, WANG X J, XU Y M, *et al.* PNAS[J], 2019, 116(31): 15368–15377.
- [31] LI T, HUANG Z Y, XI Z C, *et al.* Mechanics of Materials [J], 2005, 37(2/3): 261–273.
- [32] LI T, SUO Z. International Journal of Solids and Structures [J], 2006, 43(7/8): 2351–2363.
- [33] XU S, ZHANG Y H, JIA L, *et al.* Science [J], 2014, 344(6179): 70–74.
- [34] SERROR M H. Journal of Advanced Research[J], 2013, 4(1): 83–92.
- [35] MA H W, ZHAO Y C, LYU Z, *et al.* Journal of the Mechanics and Physics of Solids[J], 2023, 181: 105467.
- [36] YU W X, LIU B X, ZHAO J F, *et al.* Scripta Materialia[J], 2024, 241: 115865.
- [37] ZHENG S J, CARPENTER J S, WANG J, *et al.* Applied Physics Letters[J], 2014, 105(1): 111901.
- [38] JIA N, ROTERS F, EISENLORHR P, *et al.* Acta Materialia[J], 2013, 61(12): 4591–4606.
- [39] HILL R, HUTCHINSON J W. Journal of the Mechanics and Physics of Solids[J], 1975, 23(4/5): 239–264.
- [40] STEIF P S. International Journal of Solids and Structures[J], 1986, 22(2): 195–207.
- [41] STEIF P S. International Journal of Solids and Structures[J], 1986, 22(12): 1571–1578.
- [42] STEIF P S. International Journal of Solids and Structures[J], 1990, 26(8): 915–925.
- [43] HUANG M, XU C, FAN G H, *et al.* Acta Materialia[J], 2018, 153: 235–249.
- [44] STOVER A K, KRYWOPUSK N M, FRITZ G M, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2013, 48(17): 5917–5929.
- [45] YANG Y H, WANG D Z, LIN J, *et al.* Materials & Design [J], 2015, 85: 635–639.
- [46] WU K, CHANG H, MAAWADE E, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(13/14): 3073–3078.
- [47] ZHENG S J, WANG J, CARPENTER J S, *et al.* Acta Materialia [J], 2014, 79: 282–291.
- [48] JIANG S, LIN PENG R, ZHAO X, *et al.* Materials Research Letters [J], 2022, 11(2): 126–133.
- [49] DUAN J Q, QUADIR M Z, XU W, *et al.* Acta Materialia [J], 2017, 123: 11–23.
- [50] DING H S, LEE L J M, LEE B R, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2007, 444(1/2): 265–270.
- [51] LIU H S, ZHANG B, ZHANG G P. Scripta Materialia[J], 2011, 64(1): 13–16.
- [52] WANG T, LIU W L, LIU Y M, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2021, 295: 117157.
- [53] WANG T, LI S, NIU H, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2020, 9(3): 5840–5847.
- [54] ZHANG B Y, LIU B X, HE J N, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2019, 740–741: 92–107.
- [55] ZHANG B Y, LIU B X, HE J N, *et al.* Materials Characterization [J], 2020, 169: 110606.
- [56] YU W X, LIU B X, HE J N, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2019, 767: 138426.
- [57] YU W X, LIU B X, CUI X P, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2018, 727: 70–77.
- [58] COHADES A, CETIN A, MORTENSEN A. Materials & Design[J], 2015, 66: 412–420.
- [59] SNYDER B C, WADSWORTH J, SHERBY O D. Acta Metallurgica [J], 1984, 32(6): 919–932.
- [60] ZHANG X, XU C Y, GAO K, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2020, 798: 140111.
- [61] NAMBU S, MICHUUCHI M, INOUE J, *et al.* Composites Science and Technology[J], 2009, 69(11–12): 1936–1941.
- [62] LIU B X, HUANG L J, GENG L, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 602: 187–192.
- [63] HE B B, HU B, YEN H W, *et al.* Science [J], 2017, 357(6355): 1029–1032.
- [64] GUO Y J, QIAO G J, JIAN W Z, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(20): 5234–5240.
- [65] SHI P J, LI R G, LI Y, *et al.* Science[J], 2021, 373(6557): 912–918.
- [66] LIU B X, HUANG L J, GENG L, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2013, 583: 182–187.
- [67] WANG Y F, HUANG C X, LI Y S, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2020, 124: 186–198.
- [68] WANG Y F, WEI Y G, ZHAO Z F, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2022, 149: 103159.
- [69] WANG Y F, HUANG C X, LI Z K, *et al.* Extreme Mechanics Letters[J], 2020, 37: 100686.



- [70] LIANG F, ZHANG B, YONG Y, *et al.* International Journal of Plasticity[J], 2020, 132: 102745.
- [71] GAO Y F, ZHANG W, SHI P J, *et al.* Materials Today Advances [J], 2020, 8: 100103.
- [72] WANG X, LI T, GAO Y F, *et al.* Extreme Mechanics Letters[J], 2021, 48: 101413.
- [73] 刘宝玺, 林曾孟, 殷福星. 精密成形工程[J], 2021, 13(3): 49–61.  
LIU B X, LIN Z M, YIN F X. Journal of Netshape Forming Engineering[J], 2021, 13(3): 49–61.
- [74] YANG B, LIU B X, FAN K Y, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2023, 887: 145765.
- [75] 蒋虽合. Fe-Ni-Al 基超强钢的纳米析出行为和强韧化机制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2018.  
JIANG S H. Study on the Nanoprecipitation Behavior and the Resultant Strengthening and Ductilizing Mechanism in Fe-Ni-Al Based Ultrastrong Steels[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2018.
- [76] 欧平. Super304H 奥氏体耐热钢的时效析出与强化机理[D]. 上海: 上海交通大学, 2015.  
OU P. Aging Precipitation Behavior and Strengthening Mechanism in Super304H Austenitic Heat Resistant Steel[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2015.
- [77] ZHU Y T, WU X L. Progress in Materials Science [J], 2023, 131: 101019.
- [78] CHENG Z, BU L F, ZHANG Y, *et al.* Acta Materialia[J], 2023, 246: 118673.
- [79] CHENG Z, BU L F, ZHANG Y, *et al.* PNAS[J], 2022, 119(3): 2116808119.
- [80] HUANG C X, WANG Y F, MA X L, *et al.* Materials Today[J], 2018, 21(7): 713–719.
- [81] WANG W, LIU Y K, ZHANG Z H, *et al.* Journal of Materials Science and Technology[J], 2023, 132: 110–118.
- [82] WANG X G, WANG L, HUANG M X. Acta Materialia[J], 2017, 124: 17–29.
- [83] KOCKS U F. Journal of Engineering Materials and Technology[J], 1976, 98(1): 76–85.
- [84] ESTRIN Y. Journal of Materials Processing Technology [J], 1998, 80–81: 33–39.
- [85] 曹文全, 徐海峰, 张明达, 等. 钢铁[J], 2016, 51(9): 1–10.  
CAO W Q, XU H F, ZHANG M D, *et al.* Iron & Steel[J], 2016, 51(9): 1–10.
- [86] 甄良, 邵文柱, 杨德庄. 晶体材料强度与断裂微观理论[M]. 北京: 科学出版社, 2017: 291–298.  
ZHEN L, SHAO W Z, YANG D Z. Microscopic Theory of Strength and Fracture of Crystal Materials[M]. Beijing: China Science Publishing & Media Ltd., 2017: 291–298.
- [87] LAWN B. 脆性固体断裂力学[M]. 龚江宏译. 北京: 高等教育出版社, 2009: 13–67.  
LAWN B. Fracture of Brittle Solids[M]. Translated by GONG J H. Beijing: Higher Education Press, 2009: 13–67.
- [88] CAO W Q, ZHANG M D, HUANG C X, *et al.* Scientific Reports [J], 2017, 7: 41459.
- [89] 刘宝玺. 层状Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti复合材料的制备和力学行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.  
LIU B X. Research on Fabrication and Mechanical Behavior of Laminated Ti-TiB<sub>w</sub>/Ti Composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
- [90] HWU K L, DERBY B. Acta Materialia[J], 1999, 47(2): 529–543.
- [91] 杨卫. 宏观断裂力学[M]. 北京: 国防工业出版社, 1995: 15–22.  
YANG W. Macroscopic and Microscopic Fracture Mechanics [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1995: 15–22.
- [92] LIU B X, HUANG L J, GENG L, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2014, 610: 344–349.
- [93] LIU B X, HUANG L J, WANG B, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2014, 617: 115–120.
- [94] LIU B X, HUANG L J, GENG L, *et al.* Materials Science and Engineering A [J], 2014, 611: 290–297.
- [95] ZHANG R F, BEYERLEIN I J, ZHENG S J, *et al.* Acta Materialia [J], 2016, 113: 194–205.
- [96] YAN S T, QI Z X, CHEN Y, *et al.* Acta Materialia [J], 2021, 215: 117091.

(编辑 惠 琼)