

高强金属丝材的力学行为与变形机理

陈金玺^{1,2}, 徐彬^{1,2}, 戴兰宏^{1,2}, 陈艳^{1,2*}

1. 中国科学院力学研究所, 非线性力学国家重点实验室, 北京 100190;

2. 中国科学院大学工程科学学院, 北京 101408

* 联系人, E-mail: chenyan@lnm.imech.ac.cn

2024-02-01 收稿, 2024-04-22 修回, 2024-04-28 接受, 2024-04-29 网络版发表

国家自然科学基金(12322214)、中国科学院稳定支持基础研究领域青年团队计划(YSBR-096)和中国科学院战略性先导科技专项(B类)(XDB0620301)资助

摘要 金属丝材作为一类独特的结构及功能材料, 具有悠久的发展历史, 并在诸多领域发挥着不可替代的作用. 目前, 人们已经发展了多种成熟的丝材加工工艺, 并制备出多种高强韧金属丝材. 其中, 传统珠光体钢丝保持着金属丝材最高抗拉强度的世界纪录, 而新型高熵合金丝材成功克服了传统丝材强度与塑性之间的矛盾关系和低温脆性的问题, 显示出在复杂服役环境下的巨大应用潜力. 由于金属丝材各异的微观结构和物理化学特性, 其表现出各自独特的力学行为和复杂迥异的强塑性变形机理. 多晶合金丝材的高强度主要源于界面强化和位错强化等多种强化机制的共同作用, 其塑性变形涉及位错运动和变形孪生等多种复杂的塑性变形机理; 非晶合金丝材的高强度源于其本征的原子无序结构, 其塑性变形则主要与流动缺陷的激活与聚集有关. 为了进一步实现金属丝材强韧化, 研究者提出了微观组织细化和不均匀结构设计等有效途径. 随着金属丝直径的减小, 变形尺寸效应显现, 考虑尺寸效应的应变梯度塑性理论相继发展并有效应用于金属丝材力学行为描述. 本文对金属丝材的发展历史、制备工艺和典型高强金属丝材的力学行为、强塑性变形机理以及本构模型进行了回顾与综述, 并对未来研究值得关注的方向提出了几点展望.

关键词 金属丝材, 制备工艺, 力学行为, 塑性变形机理, 本构模型

金属材料是人类赖以生存和发展的重要物质基础, 在推动社会生产力发展方面扮演着关键角色, 其生产和应用能力被视为衡量国家工业实力的重要标准. 在广泛的金属材料家族中, 金属丝材的问世极大地拓宽了金属材料的应用范围, 满足了细小尺寸和复杂形状的需求, 在文化艺术领域和工程实践中都展现出了独特的魅力. 然而, 日益严苛的服役环境以及节能减排的迫切需求对金属丝材的性能提出了更高的要求, 高性能金属丝材的研发与其力学行为研究已成为一项亟须开展的重要课题.

1 金属丝材的发展历史

金属丝材作为一种柔性金属结构, 在人类文明发展中发挥着重要的作用. 关于金属丝材使用的记载最早可以追溯至公元前约3000年的古埃及时期^[1], 当时的工匠将黄金和银加工成细丝, 用于制作装饰、珠宝和艺术品(图1(a))^[2]. 在我国商代青铜铸造时期, 一些青铜器物上亦出现了凹凸有致的丝状纹饰. 花丝工艺^[3]作为我国古代金工传统工艺之一, 自春秋时期兴起后迅猛发展. 工匠们采用拉拔工艺将金、银、铜等较软的金属加工成细丝, 并通过编织、堆垒、平填、镶嵌和

引用格式: 陈金玺, 徐彬, 戴兰宏, 等. 高强金属丝材的力学行为与变形机理. 科学通报, 2024, 69: 3154–3176

Chen J X, Xu B, Dai L H, et al. Mechanical behavior and deformation mechanism of high-strength metallic wires (in Chinese). Chin Sci Bull, 2024, 69: 3154–3176, doi: [10.1360/TB-2024-0138](https://doi.org/10.1360/TB-2024-0138)

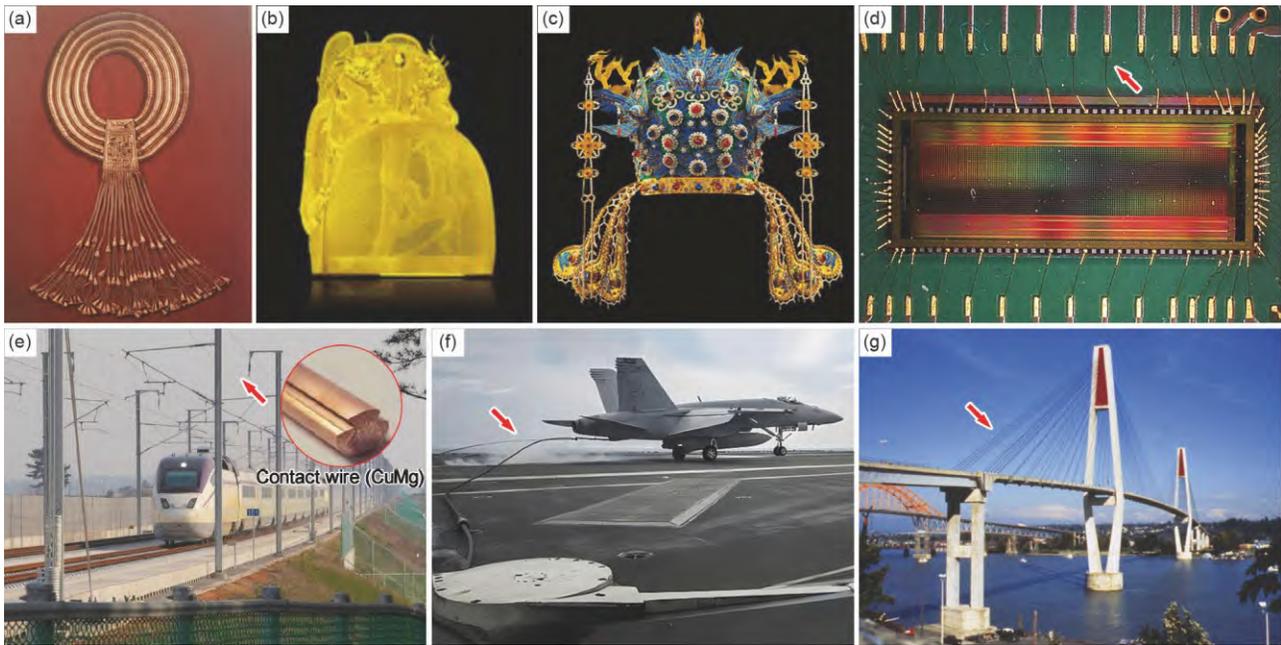


图1 金属丝材的应用实例。(a) 项链^[2]。(b) 金翼善冠^[1]。(c) 凤冠^[1]。(d) 键合金丝^[5]。(e) 高铁接触线^[6]。(f) 阻拦索。(g) 斜拉桥^[7]
Figure 1 Application examples of metallic wires. (a) Collar of Psusennes^[2]. (b) Golden crown^[1]. (c) Queen's crown^[1]. (d) Gold bonding wire^[5]. (e) Contact wire in high-speed railway^[6]. (f) Arrestor wire. (g) Cable-stayed bridge^[7]

焊接等手法创造出精美的花丝艺术品。在汉代时,我国已经出现了许多细致而完整的花丝镶嵌作品,甚至还有成形的金丝编织品^[4],如金缕玉衣。到了明代,金属丝材的制备和编制技艺进一步发展至更高超的水平,如明代万历皇帝精妙绝伦的金翼善冠(图1(b))^[1]和孝端皇后奢华贵气的凤冠(图1(c))^[1]便是例证。

随着时间的推移,金属丝材的应用范围逐渐扩大到生产工具等领域,相关制备技术也不再拘泥于质地相对较软的金属。例如,制作铁丝首先通过锻打制成薄铁片,再利用“拉杆”工具将其拉长成细丝。随着匠人们逐渐掌握了金属拉丝工艺的核心技术,大约宋代前后,铜铁拉拔技术出现,并在明清时期大规模发展^[1]。明代《嘉靖浙江通志》中便谈到了铜、铁的拉拔产品,即粗细铜丝和粗细铁丝,这表明当时杭州府的铜铁拉拔生产皆已具有相当规模。《天工开物》卷十“锤锻·针”条更是详细描述了拉拔工艺制备针的整个工艺,书中记载:“凡针,先锤铁为细条,用铁尺一根,锥成线眼,抽过条铁成线。逐寸剪断为针。先镆其末成颖,用小槌敲扁其本,刚锥穿鼻,复镆其外”。该工艺的原理与现代拉拔工艺基本一致。

工业革命的到来极大提升了金属丝材的生产能力和规模。19世纪末至20世纪初,电工行业对金属丝材的

需求激增,电线和电缆的制作成为其主要用途。此后,电子和通信技术迅速发展,金属丝材在电子设备、通信线缆和电气工程中的应用也大大增加。如今,随着工业技术的不断进步,金属丝材的制备工艺经历持续的改进和创新已日趋成熟,丝材的质量和精度都有了显著提升,种类也日渐繁多,如镍、钛、镁、不锈钢等。在现代,金属丝材已在各个领域发挥着不可替代的重要作用。例如,在功能应用方面,键合金丝凭借其优异的化学稳定性和导电性,成为支撑半导体器件等精密仪器快速发展的重要组成部分(图1(d))^[5];铝合金丝和铜合金丝作为良好的导电材料,广泛应用于电能传输作业(图1(e))^[6];在结构应用方面,镁合金丝因其低密度、高比强度和良好的加工性能等,在汽车工业中展现出广阔的应用前景;镍合金丝则因其优异的耐腐蚀性和高温力学性能等,主要用于高温高压、腐蚀性气体和化学介质的工作环境,如航空发动机、化工设备和核工业设备等。此外,由高强度钢丝捻绕而成的钢丝绳或钢索以其较高承载能力和良好弯曲性能等优点,在工程实践中扮演着不可替代的角色,如阻拦索(图1(f))和桥梁斜拉索(图1(g))^[7]等。根据国家标准GB/T 341-2008《钢丝分类及术语》,抗拉强度大于1000~2000 MPa的钢丝被称为较高强度钢丝,抗拉强度大于2000~3000 MPa

的钢丝被称为高强度钢丝。鉴于此,本文关注的高强金属丝材泛指抗拉强度大于1000 MPa的金属丝材。

近年来,一些新型先进合金展示出优异的力学性能以及在复杂环境下服役的巨大潜力,如非晶合金、高熵合金等,为新型高强金属丝材的开发提供了重要的材料基础。由日前新兴的形状记忆合金所制备的新型金属丝材,因具备独特的形状记忆效应和超弹性等优异性能,在航空航天和机械制造等领域得到大范围推广。非晶合金丝材则因其优异的软磁特性和巨磁阻抗效应等,在生物医疗等领域形成了新质生产力。新涌现的高熵合金丝材不仅在常温、准静态下具有出色的强韧匹配,尤其在冲击和低温条件下表现更为优异的强度和塑性变形能力,有望为极端条件下的高强合金绳索开发奠定基础。

2 金属丝材的制备工艺

金属丝材的制备工艺经历几千年的发展,针对不同丝材属性与需求,已形成较为成熟的制备方法和工艺。目前,常用的金属丝材制备工艺主要包括拉拔法、回转水纺法、玻璃包覆法、熔体抽拉法和过冷液相区拉拔成型法等。本节简要介绍上述几种丝材制备工艺的基本原理、优缺点及相关应用,以通过对这些制备工艺的认识和不断改进获得具有优越性能的金属丝材。

2.1 拉拔法

拉拔法是目前工业大批量生产金属丝材的最常用方法,其基本原理是对金属棒材或盘条施加轴向拉力,使其穿过特定规格的加工模具,通过连续多道次加工,将棒材或盘条逐级拉拔至规定尺寸,最终制备得到目标尺寸的金属丝材,如图2(a)所示^[8]。在此过程中,金属丝材的拉拔应变可用公式 $\varepsilon_d = 2\ln(d_0/d)$ 计算,其中 d_0 和 d 分别代表丝材拉拔前后的直径。若根据温度分类,可以将低于金属再结晶温度时进行的拉拔称为冷(拉)拔,而将高于金属再结晶温度时进行的拉拔称为热(拉)拔。在整个工艺流程中,拉拔力、减径量、拉拔速度和拉拔道次等诸多因素都会对金属丝材的微观结构产生影响,进而显著影响其力学性能。例如,Hwang^[9]采用不同的拉拔工艺参数,制备了有效应变相同但结晶取向不同的TWIP钢丝样品。准静态拉伸测试结果显示,拥有不同微结构的冷拔TWIP钢丝展现出了迥异的力学性能。

采用拉拔法制备金属丝材具有许多优点:(1) 设备

简单,操作方便,效率高,可以实现高精度加工;(2) 金属丝材在穿过模具时会发生剧烈的塑性变形并伴随强度提升,因此通过控制拉拔温度,可以调控丝材尺寸和强度的匹配;(3) 丝材的长度和尺寸都可以得到有效保障,且具有一定的调控空间。然而,拉拔法也存在一定的缺陷。首先,对于塑性较差的金属,采用拉拔法制备丝材会面临较大困难;其次,对于易氧化的金属,当其塑性在冷拉拔过程中消失殆尽时,制备直径更细的丝材将变得尤为困难;同时,当采用热拉拔加工黏性较大的金属时,高温还会引起明显的金属软化和黏模现象,进而导致丝材加工失败。

拉拔法不仅在传统金属丝材,如珠光体钢丝^[10-13]的制备方面具有广泛的应用,同时已被成功用于制备各类新型合金丝材,例如形状记忆合金丝材^[14]和高熵合金丝材^[15-24]等。图2(b)展示了戴兰宏团队^[16]近期采用拉拔法制备的直径为0.50 mm的超高强AlCoCrFe-Ni_{2.1}共晶高熵合金丝材。该丝材具有良好的圆整度和表面状态,并且能够保持极好的均匀性,展现出拉拔法的巨大优势。

2.2 玻璃包覆法

玻璃包覆法是一种制备金属微纳米丝材的工艺,最早由Taylor^[25]在1924年提出,后被Ulitovsky^[26]发展改进,因此也被称为Taylor-Ulitovsky法。该方法的基本原理如图2(c)所示^[27]:将母合金放置于高硼硅玻璃管底部,通过感应线圈对母合金进行加热;在合金熔化的过程中,高硼硅玻璃管底部会由于热传导作用逐渐软化;待母合金完全熔化成液体后,合金熔池会在重力、支持力、电磁力和气体压力4种力的耦合作用下保持稳定;此时将带有尖端的玻璃棒从已软化的高硼硅玻璃管底部插入并引丝,从而形成表面包覆一层玻璃的金属丝材。在整个工艺流程中,母合金的质量、高硼硅玻璃管的壁厚和管内的气体压力等多个参数均会对金属微米丝的成丝稳定性产生影响,并决定金属微纳米丝材的最终尺寸。

玻璃包覆法的优点在于:(1) 制备流程简便,效率高;(2) 金属丝材是在熔融状态下一次成型,可以避免拉拔过程中引入的剧烈塑性变形,因此适用于制备塑性较差的金属合金微纳米丝材;(3) 在丝材成型过程中的玻璃外壳可以有效防止丝材产生氧化现象。然而,该方法也存在一定的应用限制。首先,母合金成分中不能含有与玻璃管发生反应的元素,例如Al元素、Ti元素

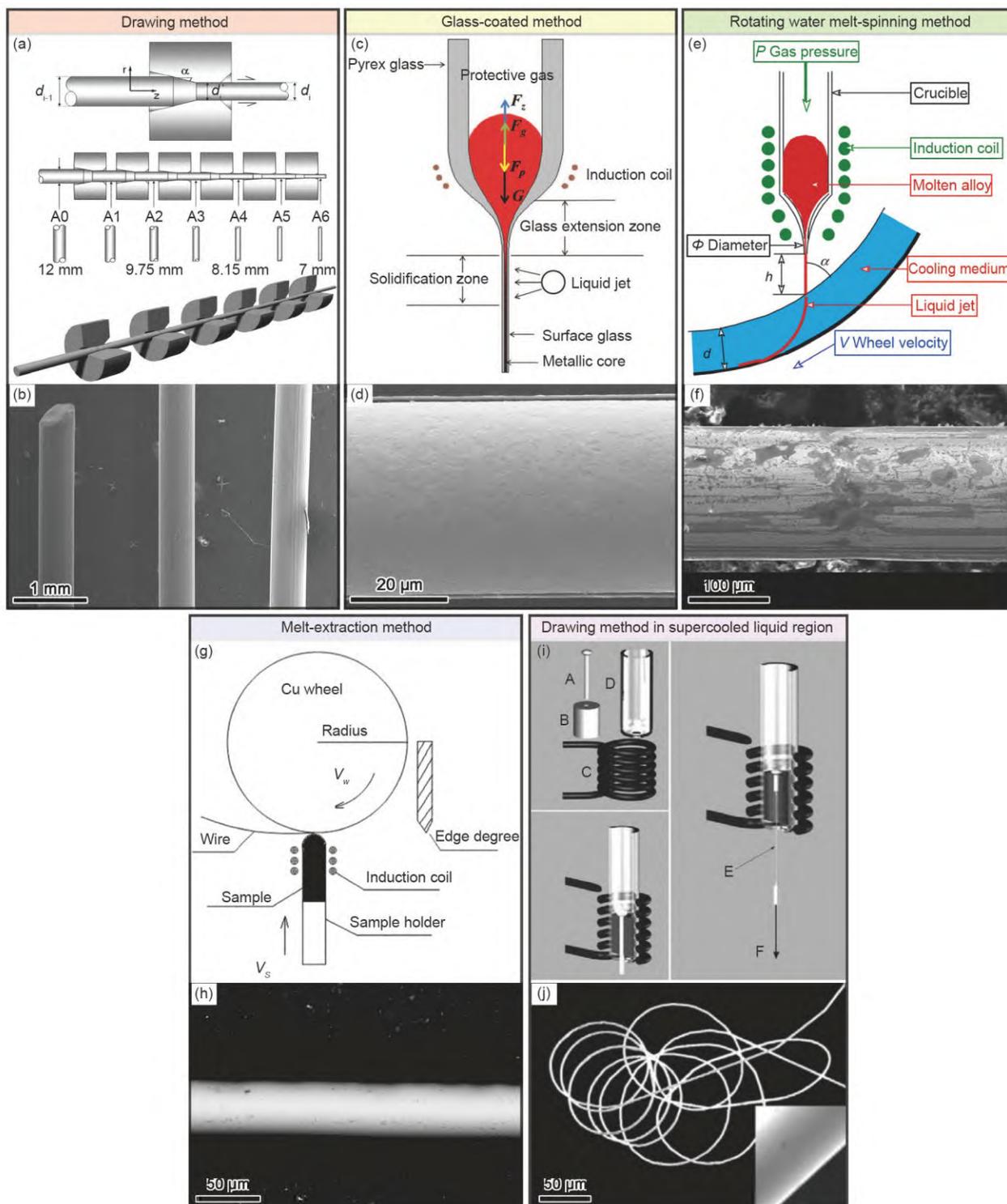


图 2 5种金属丝材制备工艺及相应应用实例。拉拔法(a)^[8]及AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金丝(b)^[16]。玻璃包覆法(c)^[27]及CoCrNi中熵合金丝(d)^[31]。回转水纺法(e)^[33]及Cu-Al-Ni-Ti-Cr形状记忆合金丝(f)^[33]。熔体抽拉法(g)^[37]及Zr_{50.5}Cu_{27.45}Ni_{13.05}Al₉非晶合金丝(h)^[37]。过冷液相拉拔法(i)^[42]及Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀非晶合金丝(j)^[42]

Figure 2 Five preparation technologies for fabricating metallic wires and corresponding application examples. Drawing method (a)^[8] and AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy wire (b)^[16]. Glass-coated method (c)^[27] and CoCrNi medium entropy alloy wire (d)^[31]. Rotating water melt-spinning method (e)^[33] and Cu-Al-Ni-Ti-Cr shape memory wires (f)^[33]. Melt-extraction method (g)^[37] and Zr_{50.5}Cu_{27.45}Ni_{13.05}Al₉ amorphous wires (h)^[37]. Drawing method in supercooled liquid region (i)^[42] and Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ amorphous wires (j)^[42]

和Zr元素等;其次,该方法对母合金熔液的流动性要求较高,具有较大黏性的金属液体不适用该方法.此外,玻璃管的软化温度需要与母合金的熔点相匹配;玻璃管的膨胀系数不能与母合金的膨胀系数差别过大,否则在拉丝过程中,丝材在较大的内应力作用下容易发生断裂.

目前,玻璃包覆法被广泛用来制备非晶合金丝材和形状记忆合金丝材,如Fe基^[28]、Ni基^[29]非晶合金丝、Cu-Sn形状记忆合金微米丝和Ni₂MnGa合金微米丝等^[27].2013年,北京科技大学张勇团队^[30]采用该方法制备出高质量的Co基非晶合金微米丝,发现该丝材的巨磁阻抗行为由单峰转变为双峰.2021年,戴兰宏团队^[31]首次尝试采用玻璃包覆法制备中熵合金微米丝并取得成功.如图2(d)所示,通过玻璃包覆法制备的CoCrNi中熵合金微米丝直径均匀且表面较为光洁,不存在裂缝、孔洞等宏观缺陷,为新型微米高强合金丝材的研发开辟了一条可行的道路.

2.3 回转水纺法

回转水纺法是由日本学者Ohnaka等人^[32]发明的另一种制备金属微米丝材的工艺.该方法的基本原理如图2(e)所示^[33]:将母合金放入一个底部开有小口的石英玻璃管中,待母合金经感应线圈加热熔化后,从玻璃管顶端充入高压氩气,使母合金熔液通过石英玻璃管底部的小口喷入旋转的冷却液中,从而形成尺寸在微米量级的金属丝材.在整个制备流程中,气体压力、石英玻璃管底部小口的直径、石英管底部小口离液面高度、入射角度、水层厚度及转轮的速度等众多因素将直接影响金属微米丝的成丝稳定性及成型微米丝的直径.

利用回转水纺法制备金属丝材的优点主要在于:(1)流程短,成本低,能够实现连续生产;(2)丝材中杂质较少,材料纯净度和质量高;(3)能够抑制多元合金在常规凝固过程中的偏析现象,同时细化丝材的组织结构.然而,利用回转水纺法制备金属丝材也存在一定的应用限制.首先,母合金成分中也不能含有会与玻璃管反应的元素;其次,由于熔化的金属液体需要经过一段空气后再进入冷却液,氧化问题很难避免,因此易氧化的合金也不适用该方法;此外,受石英玻璃管软化温度的限制,该方法无法制备熔点较高的金属合金丝材;最后,该方法制备的金属微米丝尺寸有限,通常在100 μm左右,直径更细的金属微纳米丝很难制备.

目前,回转水纺法已被用于制备形状记忆合金丝材^[33]和多种非晶合金丝材^[34,35].如图2(f)所示,Ochin等人^[33]通过该方法制备出的Cu-Al-Ni-Ti-Cr形状记忆合金微米丝直径约为195 μm,其圆整性良好,可以保持均匀的直径,这主要取决于制备流程中各种参数的调控.

2.4 熔体抽拉法

熔体抽拉法最早由Maringer和Mobley^[36]于1972年提出,经过不断发展完善,现在通常用于制备直径较小的金属微米丝.该方法的基本原理如图2(g)所示^[37]:将一根直径数毫米的金属棒材置于氮化硼陶瓷管中,调整氮化硼陶瓷管位置使金属棒材处在感应线圈中间,之后使用试样顶杆控制金属棒材在竖直方向上的升降.当金属棒材被加热至其熔点以上约50°C后,将其抬升使端部金属熔液与高速旋转的铜轮边缘相接触,抽拉出的金属液体快速冷却并在表面张力的作用下形成圆滑的金属微米丝.

熔体抽拉法制备金属丝材的优点在于:(1)工序简单、成本低廉;(2)可以克服回转水纺法和玻璃包覆法对合金成分限制上的固有缺陷;(3)整个制备过程在真空环境下完成,可以避免丝材的氧化现象.然而,该方法的缺陷主要在于:对于熔融态金属黏度较低的合金,其在随旋转铜轮刃口的引导下难以形成稳定连续的毛细液流,这会导致制备的样品较短,且尺寸和组织的不均匀性较大^[38].

目前,熔体抽拉法已经被成功用于制备Zr基^[39]和Ti基^[40]等非晶合金丝.Liao等人^[37]使用熔体抽拉法成功制备出直径约50 μm的Zr_{50.5}Cu_{27.45}Ni_{13.05}Al₉非晶合金微米丝,其表面光滑直径均匀,制备效果良好(图2(h)).

2.5 过冷液相区拉拔成型法

过冷液相区拉拔成型法是一种专门制备非晶合金微纳米丝的方法,因此又称非晶合金热拉法,最早由Nakayama等人^[41]在制备非晶合金纳米丝时提出,主要是利用非晶合金在过冷液相区优异的成型能力.该方法的基本原理如图2(i)所示^[42]:在非晶合金棒材的下端悬垂一个重物,通过感应加热使其进入过冷液相区的温度区间;在重物重力的作用下,非晶合金棒材会被拉成细长的丝材.通过改变重物的质量,可以制备尺寸在微米量级甚至纳米量级的非晶合金丝材.与上述所有制备金属丝材的方法相比,过冷液相区拉拔成型法的优缺点是显而易见的.该方法不仅简单高效、成本低,

能够稳定连续地制备非晶合金丝材,同时所制备的非晶合金丝材尺寸分布范围很广,并且可以通过控制重物的质量实现精准调控.然而,该方法仅适用于具有玻璃态转变行为的非晶合金,对于其他合金不具备可行性.

2010年,中国科学院物理研究所汪卫华团队^[42]使用过冷液相区拉拔成型法成功制备出尺寸在 $100\ \mu\text{m}\sim 70\ \text{nm}$ 的非晶合金丝材.图2(j)展示了他们通过该方法制备出的 $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ 非晶合金丝材,该丝材不仅可以拥有充足的长度,甚至还表现出了良好的弯曲塑性.

除了上述5种常见的丝材制备方法以外,研究人员还开发出诸如刮削法、切削法、研磨法、气体雾化法和电解法等在内的其他多种丝材制备方法,也取得了丰富的研究成果,此处不再做过赘述.

3 高强金属丝材的力学行为

金属丝材作为结构材料的重要组成,其强度和塑性等力学性能决定了金属丝及其构件在工程应用中的服役安全,是研究者关注的焦点.由于传统金属丝材成分调控的可选择性非常有限,其力学性能的提升主要依赖于制备工艺参数的控制.然而,强度与塑性之间的固有矛盾关系严重限制了其力学性能的进一步突破,传统高强金属丝材逐渐难以满足日益提高的实际需求,如充足的延伸率和环境适应性等.随着服役环境的日益严苛,如高速冲击、低温、腐蚀等复杂应用场景对传统金属丝材提出了严峻的挑战,新型高强金属丝应运而生.此外,随着精密仪器和先进制造技术领域的蓬勃发展,微米尺度高强金属丝材也逐渐发挥不可替代的作用.

图3汇总了部分高强合金丝材的极限抗拉强度-真实延伸率Ashby图,包括传统珠光体钢丝^[43-48]、钛合金丝^[49]、镍合金丝^[50]、新型非晶合金丝^[37,51,52]和高熵合金丝^[16-24,31].可以看到,镍合金丝材和钛合金丝材均有着优异的抗拉强度,其中钛合金丝材还具有良好的塑性变形能力.目前强度最高的合金丝材为珠光体钢丝,其抗拉强度可以达到6.88 GPa.新型非晶合金微米丝材也可以达到超高的强度,但其塑性通常不超过5%.相比之下,高熵合金丝材不仅在室温下展现出非凡的强度塑性组合水平,兼具高强度和高塑性,甚至在液氮温度下展现出更加出色的力学性能,成为一类极具发展潜力的新型合金丝材.本文重点介绍珠光体钢丝、非晶

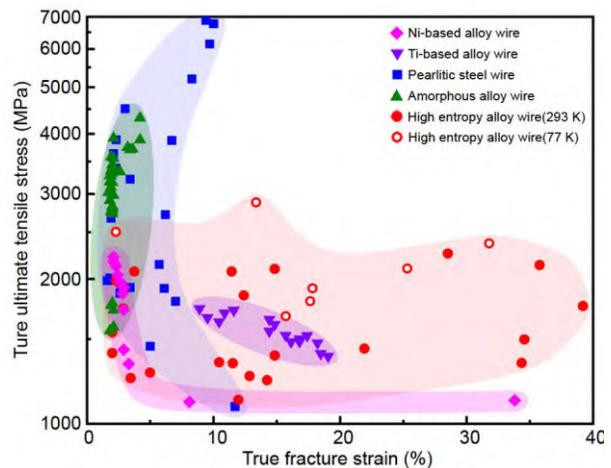


图3 多种高强金属丝材的极限抗拉强度-真实延伸率Ashby图,包含镍合金丝^[50]、钛合金丝^[49]、珠光体钢丝^[43-48]、非晶合金丝^[37,51,52]和高熵合金丝^[16-24,31]

Figure 3 Ashby plot showing ultimate tensile strength versus true elongation of various high-strength metallic wires, including nickel-based alloy wires^[50], titanium-based alloy wires^[49], pearlitic steel wires^[43-48], amorphous alloy wires^[37,51,52] and high entropy alloy wires^[16-24,31]

合金丝材和高熵合金丝材3种高强金属丝材,它们分别作为传统和新型高强金属丝材的典型代表,均展现出引人注目的力学性能,然而迥异的微观组织结构又使它们展现出不同的塑性变形机理.相信关于该3种典型高强金属丝材的介绍也将对其他高强金属丝的研究产生重要的借鉴意义.

3.1 传统高强珠光体钢丝

珠光体钢丝是一种由接近共析成分的钢材制成的丝材,其微观组织结构通常由铁素体和渗碳体片层组成,其中相对较软的铁素体主要为材料提供塑性,而相对较硬的渗碳体片层主要提供强度.通过拉拔工艺,珠光体钢丝可以展现出比基材高数倍的超高抗拉强度,如图4(a)所示^[44].1966年,Embury和Fisher^[53]通过冷拔工艺将珠光体钢丝的强度提升至约4.25 GPa;2014年,Li等人^[46]开发出抗拉强度可以达到6.88 GPa的超高强度珠光体钢丝,截至目前,该超高强度珠光体钢丝的强度仍然保持着钢丝强度的世界纪录.

由于高强珠光体钢丝的生产主要依赖于冷拉拔工艺,因此其力学性能严重受到拉拔参数的影响,尤其是预拉拔量.图4(b)展示了冷拔珠光体钢丝强度增量随预拉拔应变(ϵ)增加的变化趋势^[13].随预拉拔量的增加,丝材的强度增量呈现出单调递增趋势.在预拉拔真应变

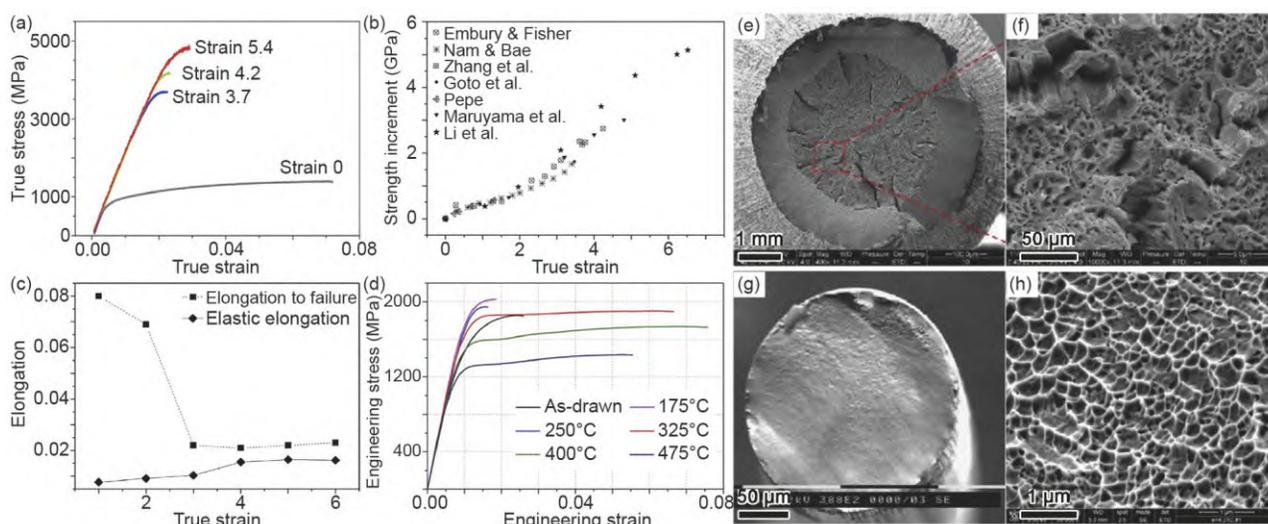


图4 多种珠光体钢丝的力学性能及断口形貌。(a) 珠光体钢丝的真实应力-应变曲线^[44]。(b) 珠光体钢丝强度随预拉拔量的变化^[13]。(c) 珠光体钢丝延伸率随预拉拔量的变化^[13]。(d) 珠光体钢丝力学性能随退火温度的变化^[48]。预拉拔应变为2.34(e, f)和5.0(g, h)时珠光体钢丝的断口形貌^[48]。Figure 4 Mechanical properties and fracture morphologies of various pearlitic steel wires. (a) True stress-strain curves of pearlitic steel wires^[44]. (b) The change of strength of pearlitic steel wires with drawing strain^[13]. (c) The change of elongation of pearlitic steel wires with drawing strain^[13]. (d) The change of mechanical properties of pearlitic steel wires with annealing temperature^[48]. The fracture morphologies of pearlitic steel wires at pre-drawing strains of 2.34 (e, f) and 5.0 (g, h)^[48]

较小时($\epsilon \leq 3$), 丝材强度的增长率相对较小, 而在较大的拉拔真应变范围内($\epsilon > 3$), 丝材强度的增长率会显著提高. 这可能是因为较大的预拉拔应变下, 丝材内部渗碳体片层几乎完全调整为与拉拔平行排布^[54]. 然而, 丝材的断裂延伸率却随预拉拔应变的增加而呈现下降趋势, 如图4(c)所示^[13]. 值得注意的是, 当预拉拔真应变达到3及以上时, 丝材的断裂延伸率达到2%左右的饱和值.

此外, 热处理工艺也会对高强珠光体钢丝的力学性能产生显著影响. 2019年, 戴兰宏团队^[48]详细研究了不同热处理工艺对冷拔珠光体钢丝力学性能的影响. 他们首先将珠光体钢丝分别置于175~475°C不同温度下热处理10 min后进行测试. 如图4(d), 当丝材在175和250°C退火时, 其屈服强度和极限抗拉强度均得到显著提高, 但其延伸率却有所下降. 当热处理温度升高至400°C时, 丝材的塑性得到大幅提升, 但其强度有所下降. 然而, 当处理温度达到325°C时, 一个特殊的转变点出现. 此时不仅丝材的强度有所提升, 其塑性也得到了极大优化. 随后, 他们再次将丝材置于325°C下分别热处理0.5~60 min后进行测试, 与上述结果相似, 随着热处理时间的增加, 丝材的强度也呈现先升高后下降的趋势. 值得注意的是, 在该温度下保温2~30 min时, 丝材的强度和塑性组合水平始终可以维持在几乎同一水

平, 尤其当保温时间在30 min时, 丝材的延伸率甚至提升了近2倍. 微观结构表征显示, 珠光体钢丝中的渗碳体片层在325°C退火过程中发生了少部分溶解, 但其整体形貌仍维持不变. “藕断丝连”的渗碳体片层为两侧的位错运动提供了有效通道, 从而实现了强度不降但塑性大幅提升的性能特点. 该一步退火热处理工艺不仅对珠光体钢丝的力学性能优化有着重要意义, 还将为工业生产提供理论指导.

当预拉拔量较小时, 珠光体钢丝在拉伸断裂过程中会表现出明显的颈缩行为, 同时其宏观断口形貌呈现典型的杯锥状(图4(e))^[48], 证明丝材发生了韧性断裂. 杯锥状断口由呈粗糙纤维状的纤维区、呈放射状花样的放射区和呈光滑剪切面并与轴向呈45°角的剪切唇区组成. 其中, 纤维区位于断口的中心位置(图4(f))^[48], 是丝材发生正断裂的区域; 放射区紧邻纤维区, 是裂纹由缓慢扩展向快速不稳定扩展转化的区域; 剪切唇区在最外侧, 是丝材最后发生剪切断裂的位置. 当预拉拔真应变较大时, 尽管丝材在拉伸断裂过程中不再表现出明显的颈缩行为(图4(g)), 但是放大后的断口形貌仍然呈现出典型的韧窝结构(图4(h)). 同样的现象在Li等人^[46]研发的超高强度珠光体钢丝中也被观测到.

由于珠光体钢丝中的铁素体和渗碳体片层界面处更容易形成局部应力集中区, 因此微孔洞可以在该位

置产生并导致渗碳体片层断裂。此外,微孔洞还可以在由9~10个空位组成的纳米孔洞处产生^[55,56]。随着应力的不断增大,这些孔洞逐渐扩大合并,变形会局限在孔洞之间的剪切带中,并在此处发生断裂。当预拉拔量较小时,丝材内的应力状态相对较低,微孔洞的形成和破裂在变形的最后阶段出现,但均匀变形的状态已经被保留下来,丝材在应力峰值出现的地方开始发生颈缩。Tvergaard和Needleman^[57]通过对圆形拉伸杆的杯锥断裂进行分析进一步指出,颈缩在裂纹开始时就已基本停止。当预拉拔真应变较大时,珠光体钢丝内超高的应力水平促使这些微孔洞迅速合并在一起,裂纹在丝材发生颈缩之前就已经开始,从而导致丝材发生了韧性断裂而没有实质性的颈缩现象^[13]。

由于兼具超高的拉伸强度和一定的变形能力,加之生产成本低廉,珠光体钢丝是一种极具吸引力的材料。随着工业技术以及各种研究手段的不断成熟,珠光体钢丝的力学性能不断取得突破,人们对珠光体钢丝强塑性变形机理的认知也在不断加深。珠光体钢丝的存在为未来各类高强金属丝材的研发奠定了重要的基础。

3.2 高强非晶合金丝材

非晶合金(amorphous alloy),又称金属玻璃(metallic glasses),是一种新型的无序合金材料。传统液态金属快速凝固主要依赖于较快的冷却速度或很大的过冷度。当冷速足够快或过冷度足够大时,晶体的形核与长大受到有效抑制,这是形成非晶合金的必要条件。自1960年美国加州理工学院Duwez研究组^[58]首次制备出Au-Si非晶合金条带以来,目前已经相继问世众多玻璃形成能力强且性能优异的非晶合金体系,如Mg基^[59]和Ce基^[60]等非晶合金。此外,Lu等人^[61]还使用传统滴铸方法制备出大尺寸的非晶钢。这些非晶合金不仅展现出了诸如高强度、高硬度、高弹性极限、高断裂韧性、剪切自锐性等优异的力学性能^[62-64],还展现出了如耐磨性、抗腐蚀性、良好的软磁性、储氢性能、抗辐照性等一系列优异的物理和化学性能^[65-67],成为一类新型的具有巨大应用潜力的高性能工程材料^[68]。

对于尺寸较大的非晶合金材料,全面和透彻的冷却非常困难,尤其是材料的中心区域,因此制备三维大尺寸的非晶合金十分困难,这给非晶合金的规模生产带来了极大挑战。为了实现较大的冷却速率,非晶合金只能制备成有限尺寸的块体或薄膜等,以保证快速散

热,一维非晶合金丝材很好地满足了这一条件。由于具备类似玻璃的热塑性加工特性,以及独特的机械和物理性能,非晶合金丝材展现出巨大的天然优势。其中,液态金属在玻璃转变点附近的黏度变化会对非晶合金丝材的成型质量和性能产生显著影响,制备工艺与合金黏度参数的不匹配很容易导致非晶合金丝材出现圆度不佳甚至表面划伤等问题。

1974年,Pampillo和Chen^[69]采用熔体抽拉法成功制备出了直径约0.30 mm的Pd₇₈Si₁₆Cu₆非晶合金丝材,发现该丝材的屈服强度接近1.50 GPa,同时还具备一定的塑性。1977年,Goto等人^[70]运用玻璃包覆法成功制备出了直径约5 μm的Fe₈₀P₁₆C₃B₁非晶合金丝材,发现其极限抗拉强度高达约2.50 GPa。1981年,Masumoto等人^[71]采用回转纺丝法成功制备出直径为0.08~0.50 mm的Pd-Cu-Si非晶合金丝材,发现Pd_{77.5}Cu₆Si_{16.5}非晶合金丝材的极限抗拉强度约为1.56 GPa。3种不同制备工艺为高性能非晶合金丝材的开发奠定了重要的技术基础。

20世纪80年代,Hagiwara等人^[51,72]再次采用回转纺丝法成功制备出直径为0.10~0.12 mm的Fe基、Co基、Pd基和Pt基多种体系的非晶合金丝材。在准静态拉伸测试中,Fe基和Co基非晶合金丝材均展现出超高的极限抗拉强度(~3 GPa)。其中,Co_{77.5}Si_{12.5}B₁₀非晶合金丝材的极限抗拉强度可以达到3.58 GPa,而Fe₇₀Si₁₀B₂₀非晶合金丝材的极限抗拉强度更是高达3.92 GPa。此外,研究人员通过对非晶合金体系的元素含量进行适当调整,实现了非晶合金丝材强度的进一步提升,如图5(a)所示。

非晶合金丝材也可以通过拉拔工艺和热处理工艺进行力学性能优化。Hagiwara等人^[51]研究发现,当将Co_{72.5}Si_{12.5}B₁₅非晶合金丝材由0.13 mm逐级冷拉拔至0.04 mm时,丝材的极限延伸率和极限抗拉强度表现出先升高后下降的趋势,如图5(b), (c)所示。当将丝材冷拔至截面积收缩50%时,其强塑性组合达到最优,极限抗拉强度从初始约3.45 GPa提升至3.58 GPa,极限延伸率也从初始约3.0%提升至4.5%。继续进行冷拔工艺将导致丝材的强度和塑性快速下降。类似的趋势也在其他多种非晶合金丝材的冷拔过程中被报道^[71,73]。2012年,Wang等人^[52]通过冷拉拔Co_{68.15}Fe_{4.35}Si_{12.25}B_{15.25}非晶合金丝材至最佳的面积收缩率(约51%),成功将丝材的强度和塑性分别提升至4.32 GPa和4.1%。Waseda等人^[73]则选取了多种退火温度对Fe₇₅Si₁₀B₁₅非晶合金丝材进行热处理,并测试了丝材强度和塑性的变化。尽管在绝

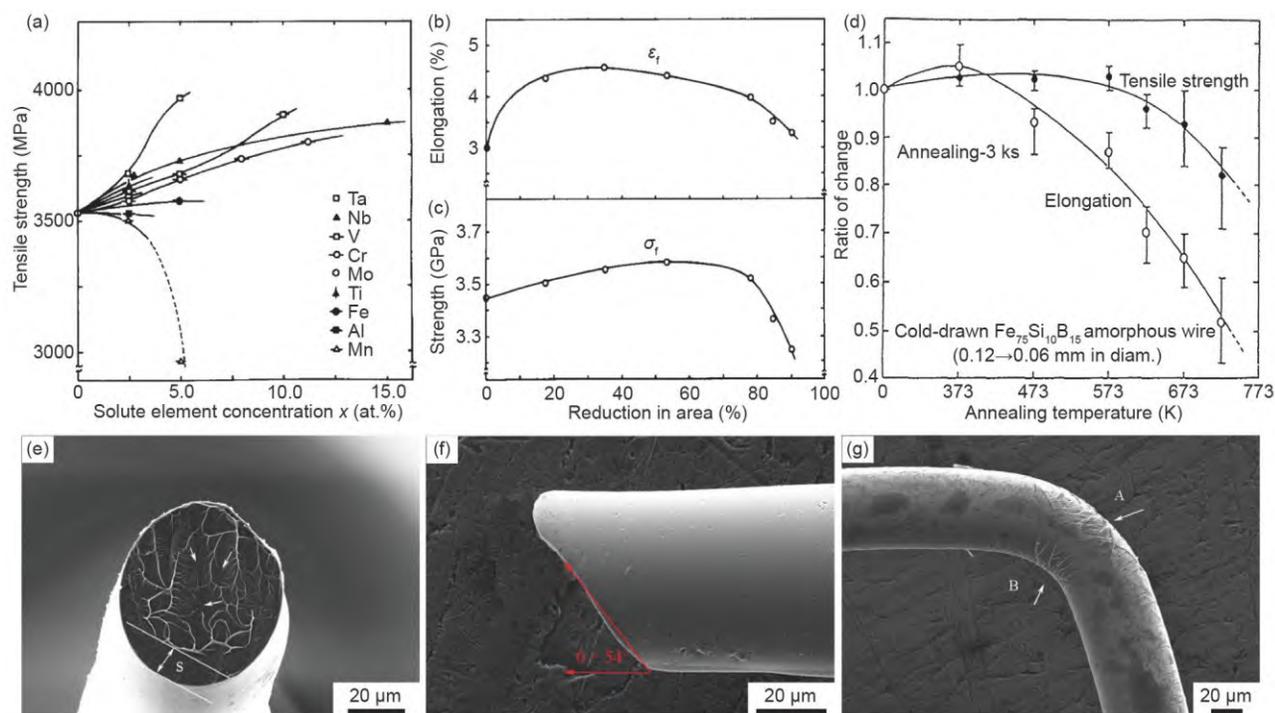


图5 多种非晶合金丝的力学性能和表面形貌。不同合金成分(a)^[51]、拉拔工艺(b, c)^[51]和退火工艺(d)^[73]对非晶合金丝材力学性能的影响。非晶合金丝材断口形貌(e, f)和弯曲形貌的扫描电子显微镜图像(g)^[37,74]

Figure 5 Mechanical properties and surface morphologies of various amorphous wires. Effect of different alloy compositions (a)^[51], draw processes (b, c)^[51] and annealing processes (d)^[73] on the mechanical properties of amorphous wires. The scanning electron microscope images of fracture morphologies (e, f) and bending morphologies of amorphous wires (g)^[37,74]

大多数温度范围内，热处理会引起丝材塑性的明显劣化，但仍存在一定的温度区间，非晶合金丝材强度和塑性会得到同步提升，如图5(d)所示。因此，通过选择适当的冷拉拔和热处理工艺，可以进一步提高非晶合金丝材的力学性能，获得具有最佳强度和塑性组合的非晶合金丝材。

图5(e), (f)展示了Zr₅₀Cu₅₀非晶合金丝材拉伸断口正面和侧面的扫描电子显微镜图像^[74]。可以看到，试样断口形貌呈现脉状花纹，且试样并未沿着最大剪应力(45°)方向断裂，而是与拉伸方向呈大约54°的夹角，表明在材料拉伸断裂过程中，剪应力和正应力都发挥了作用。值得一提的是，尽管非晶合金丝材的拉伸塑性较为有限，但它能展现出良好的弯曲延展性(图5(g))^[37]，有些非晶合金丝^[72,73]甚至弯折180°不会发生断裂。在金属丝材弯曲时，其中性面的内外两侧分别受到压应力和拉应力。随着弯曲角度的增加，拉压应力的大小也增加，且距离中性面越远，其数值越大。因此，在非晶合金丝弯曲时，其中性面两侧都有大量剪切带出现，且弯曲的曲率半径越小，两侧的剪切带分布越密集。

与传统合金丝材相比，非晶合金丝材具备可精确设计和控制的尺寸，以及高度的结构均匀性和表面光滑度等优点。非晶合金丝材可以通过减小尺寸来避免大块非晶合金严重的室温脆性问题，并展现出良好的弯折能力，因此备受人们青睐。20世纪80年代中期，日本的Unitika公司成功制备了直径为100 μm的BOL-FUR[®]系列的非晶合金丝材^[75]，其抗拉强度可达3.53 GPa，远高于同直径的不锈钢丝，并且在延伸率和屈服强度方面也展现出显著优势。近年来，国内科研机构在非晶合金丝材领域不断取得进展并已初步形成产业，在航空航天、生物医疗等领域形成了全新生产力，具有优异性能的非晶合金丝材已引起广泛的科学关注，并为非晶合金的工程和功能应用开辟了新的道路。

3.3 高强高熵合金丝材

高熵合金(high-entropy alloys, HEAs)，也被称为复杂成分合金(complex concentrated alloys, CCAs)或多主元合金(multi-principle element alloys, MPEAs)，是人们在探索大块非晶合金基础上发现的另一类新型合金。

与传统合金不同,高熵合金不再以单一金属元素作为主体,而是由多种主要元素按照等原子比或近似等原子比组成的合金体系^[76,77]。当高熵合金作为结构工件在各种领域中使用,其强度和韧性的匹配能力便成为了衡量其力学性能的重要指标。2014年,Gludovatz等人^[78]研究发现,FeCoNiCrMn高熵合金不仅在室温(293 K)下展现出了良好的力学性能,而且在低温下的力学性能甚至更加优异。随着测试温度不断降低至液氮温度(77 K),该高熵合金的强度和塑性同时得到了大幅提升,成功克服了传统单主元合金中强度和塑性的矛盾关系。此外,该合金在室温和低温下的断裂韧性($>200 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)还成功突破了传统金属材料的断裂韧性极限。近年来,研究人员通过适当放宽成分和微结构限制,迅速开发出了众多具有更加优异力学性能的中高熵合金^[79-84],有些中高熵合金的力学性能甚至完全突破了传统材料的极限,例如优异的动态冲击性能^[85]和超强的自锐性能^[86]等。因此,高熵合金的出现为新型高强韧金属丝材的研发提供了一条全新的思路。

2017年,北京科技大学张勇团队^[15]结合热旋锻工艺和热拉拔工艺成功制备出了直径为1.00~3.15 mm的 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金丝材,发现该丝材成功继承了高熵合金随温度降低而强塑性同时提升的性能特点。在室温下,3种尺寸的丝材均展现出超1 GPa的高强度,尽管直径1.00 mm的丝材展现出约1.20 GPa的极限抗拉强度,但其均匀延伸率仅有约4.0%(图6(a))。然而,在液氮温度下,3种尺寸丝材的强度和塑性均得到大幅提升,尤其是直径1.00 mm的丝材,其极限抗拉强度和均匀延伸率分别被提升至约1.60 GPa和17.5%(图6(b))。同年,东南大学方峰团队^[23]也使用拉拔法制备出了直径为7.00 mm的CoCrFeNi高熵合金丝材。该丝材不仅在室温和低温下都表现出良好的力学性能,而且在高达923 K的温度下仍保持着可观的强度和塑性水平。两篇报道成功展示了高强高熵合金丝材研发的可能性及其未来广阔的应用前景。

2019年,戴兰宏团队^[22]依次采用热旋锻、热轧和热拉拔工艺,成功制备出直径为2.00 mm的CoCrNi中熵合金丝材。准静态拉伸测试结果显示,该丝材的屈服强度、极限抗拉强度和断裂延伸率在室温下分别为1.10、1.22 GPa和24.5%,并在液氮温度下分别被提升至1.52、1.78 GPa和37.4%,也成功克服了温度下降时强度与塑性之间的固有矛盾关系。同年,Cho等人^[17]通过轧制、退火和冷拔工艺制备了直径为1.00 mm的

$\text{Co}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{30}\text{V}_{10}$ 高熵合金丝材,并发现加工过程中引入的大量变形孪晶诱导丝材展现出约1.64 GPa的极限抗拉强度。2021年,Shim等人^[19]通过轧制和冷拔工艺制备了直径为0.74 mm的CoCuFeMnNi高熵合金丝材,该丝材在室温下展现了约2.00 GPa的超高极限抗拉强度和3.8%的断裂延伸率。

结构相对简单高强高熵合金丝材的成功实践展现出其在复杂环境下安全服役的巨大潜力,并为后续结构更加复杂且性能更加优异高熵合金丝材的开发工作奠定了重要的实验和理论基础。基于不均匀结构的设计理念,2022年,戴兰宏团队^[16]再次选取拥有片层结构的共晶高熵合金作为原料,依次采用精心设计的浇注、热轧、热拉拔和冷拉拔等多种工艺,成功制备出直径为0.50 mm的AlCoCrFeNi_{2,1}共晶高熵合金丝材。准静态拉伸测试结果显示,该共晶高熵合金丝材在室温和低温下的强塑性组合能力实现了更高的突破,它不仅在室温下具有1.85 GPa的极限抗拉强度和12%的均匀延伸率,而且在液氮温度下具有2.52 GPa的超高抗拉强度和14%的均匀伸长率,该低温力学性能甚至突破了传统金属丝材在该温度下的性能极限,如图6(c)所示。此外,Zhou等人^[24]通过冷拔工艺也制备出了直径为0.30 mm的AlCoCrFeNi_{2,1}共晶高熵合金丝材,该丝材在1023 K下退火1 h后,展现出1.53 GPa的极限抗拉强度和40%的高均匀延伸率,完全优于铸态共晶高熵合金基材的力学性能。

上述高熵合金丝材均在毫米尺寸,当中高熵合金的尺寸降至微米尺度时,其本身独特的属性也可能导致材料表现出不同寻常的结果^[87]。2021年,戴兰宏团队^[31]通过使用玻璃包覆法成功开发出一种新型CoCrNi中熵合金微米丝。出人意料的是,这些微米丝在拉伸时不仅表现出优异的力学性能,还表现出明显的尺寸效应。对于绝大多数传统单主元合金微米尺度金属丝^[88],尺寸的减小对其拉伸强度的影响甚微,然而CoCrNi中熵合金微米丝却展现出越细越强韧的性能特点,与传统单主元合金微米丝材拉伸时可忽略的尺寸效应形成了鲜明的对比。2023年,哈尔滨工业大学黄永江团队^[18]采用热锻、热拉拔和冷拉拔工艺制备出直径约为70 μm 的CoCrFeNi高熵合金丝材,发现该丝材在150 K下展现出超高的均匀延伸率,约为75%,同时其抗拉强度仍高达约1.45 GPa,如图6(d)所示。

高强合金丝材在实际服役过程中还可能承受高速动态载荷的作用。例如,在超深煤矿中,多层卷绕提升

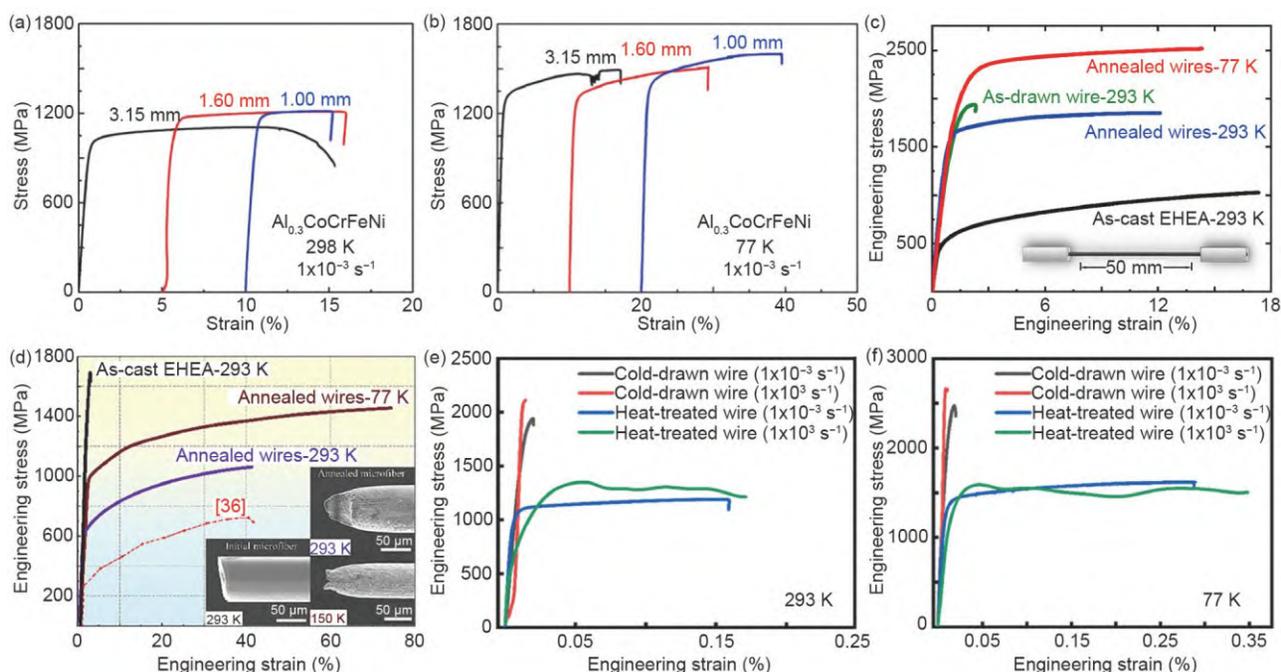


图 6 多种高熵合金丝的力学性能。Al_{0.3}CoCrFeNi高熵合金丝材(a, b)^[15]、AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金丝材(c)^[16]和CoCrFeNi高熵合金丝材(d)^[18]在室温和低温下的拉伸工程应力-应变曲线。CoCrNi中熵合金丝材在室温(e)和低温(f)下的准静态和动态拉伸工程应力-应变曲线^[21]
Figure 6 Mechanical properties of various high entropy alloy wires. Tensile engineering stress-strain curves of Al_{0.3}CoCrFeNi high entropy alloy wires (a, b)^[15], AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy wires (c)^[16] and CoCrFeNi high entropy alloy wires (d)^[18] at room and cryogenic temperatures. Quasi-static and dynamic tensile engineering stress-strain curves of CoCrNi medium entropy alloy wires at room (e) and cryogenic temperature (f)^[21]

机在卷绕过程中，钢丝绳之间经常发生摩擦和冲击；当车辆下的钢丝绳栅栏或岩崩撞击时，结构的局部钢丝通常会以更高的应变速率发生变形，因此高强合金丝材在高应变率下的使用安全性也一直是工程应用中的关键问题。2022年，戴兰宏团队^[21]将CoCrNi中熵合金丝材进一步冷拉拔至1.00 mm，并对其静动态力学行为进行了详细研究。如图6(e), (f)所示，冷拔后的丝材在室温和液氮温度下均展现出超高的静动态极限抗拉强度，但其塑性非常有限。当对丝材进行简单退火热处理后，丝材的强度有所下降，但是塑性大幅提升。在同一温度条件下，丝材的动态力学性能明显优于准静态力学性能，而在低温和高应变率耦合加载下，丝材达到最佳强塑性组合水平，其极限抗拉强度可达近1.62 GPa，同时仍维持着约35%的高延伸率。

综上所述，高熵合金的出现为高性能金属丝材开发提供了新的契机。许多高熵合金丝材表现出了随温度降低而强塑性同时提升的性能特点，成功克服了传统丝材强度与塑性之间的矛盾关系以及低温脆性的问题，远超绝大多数传统金属丝材的性能极限，显示出其在极端环境下安全服役的极强工业应用潜力，对未来

人类深海、深空等尖端领域的科研探索工作奠定了非常重要的材料基础。目前，高强高熵合金丝材的相关研究和未来应用仍处于起步阶段，部分高熵合金高熔点和低流动性等物化属性进一步给丝材的研发带来了极大的挑战，因此深入研究高强高熵合金丝材的设计制备、力学行为、变形机理和未来的应用方向具有重要意义。

4 高强合金丝材的强塑性变形机理

通过上一节的回顾可知，研究者已发展出多种类型的高强合金丝材。然而，由于不同的合金体系拥有完全不同的微观组织结构，探究它们背后复杂多样的强塑性变形机理成为深入认识丝材高强韧力学行为和性能优化的关键。在本节，我们将高强合金丝材分为多晶合金丝材(由多个晶粒组成的合金丝材，如珠光体钢丝和高熵合金丝等)和非晶合金丝材两类进行综述。

4.1 强化机制

多晶合金丝材的高强度主要源于多种机制的共同作用，包括界面强化、位错强化、析出强化和固溶强化等。界面强化效应，又称为Hall-Patch强化效应^[89]，与

丝材内界面密度相关。例如，对于单相高熵合金丝材，界面强化效应主要与晶界和孪晶界密度，即晶粒尺寸大小有关；而在珠光体钢丝中，界面强化效应主要与相界密度，即渗碳体片层间距大小有关。位错强化则与丝材内的位错密度相关。通常，当采用拉拔工艺对丝材进行加工制备时，丝材内会不可避免地引入高密度的位错，即便经历高温热拉拔，相当一部分位错仍会保留在丝材内至室温。例如，在800~900°C下热拉拔制备的 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金丝材^[15]和 CoCrNi 中熵合金丝材^[22]，丝材内保留着很高的初始位错密度，对提高丝材屈服强度有着重要作用。此外，在多晶合金丝材后续塑性变形过程中，位错密度的持续升高会进一步导致丝材强度的增加。析出强化，或称沉淀强化，与丝材内第二相颗粒或沉淀的类型、尺寸和密度密切相关，例如 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金丝材^[15]和 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金丝材^[24]内弥散分布的大量B2第二相颗粒，对丝材强度提升起着显著作用。固溶强化则受丝材内溶质

原子的数量和和大小的影响，例如珠光体钢丝内铁素体中碳元素的含量会直接关系到固溶强化效应的大小。

2005年，Nam等人^[54]通过对冷拔珠光体钢丝微结构与力学性能之间的关系进行详细研究后认为，渗碳体片层的厚度是影响珠光体钢丝强度的主要因素。然而，随着拉拔工艺的继续进行，研究人员发现了更多影响珠光体钢丝强度的因素并对其进行了量化。2011~2016年，Zhang等人^[44,45]通过冷拔工艺将珠光体钢丝的强度从约1.39 GPa先后提升至约3.64 GPa和约4.81 GPa，并详细研究了拉拔工程中微观组织结构的演化以及各部分强化效应的具体贡献，如图7(a)所示。由于丝材在拉拔前含有较低的位错密度($7.5 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$)，因此其初始强度主要由界面强化效应提供。随着拉拔工艺的进行，界面强化效应和位错强化效应显著提升，其中位错强化效果增速尤为明显。当预拉拔真应变达到2.7时，丝材铁素体片层内的位错密度提升至约 $8.8 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ ，位错间距为10~20 nm。通过估算，此时界

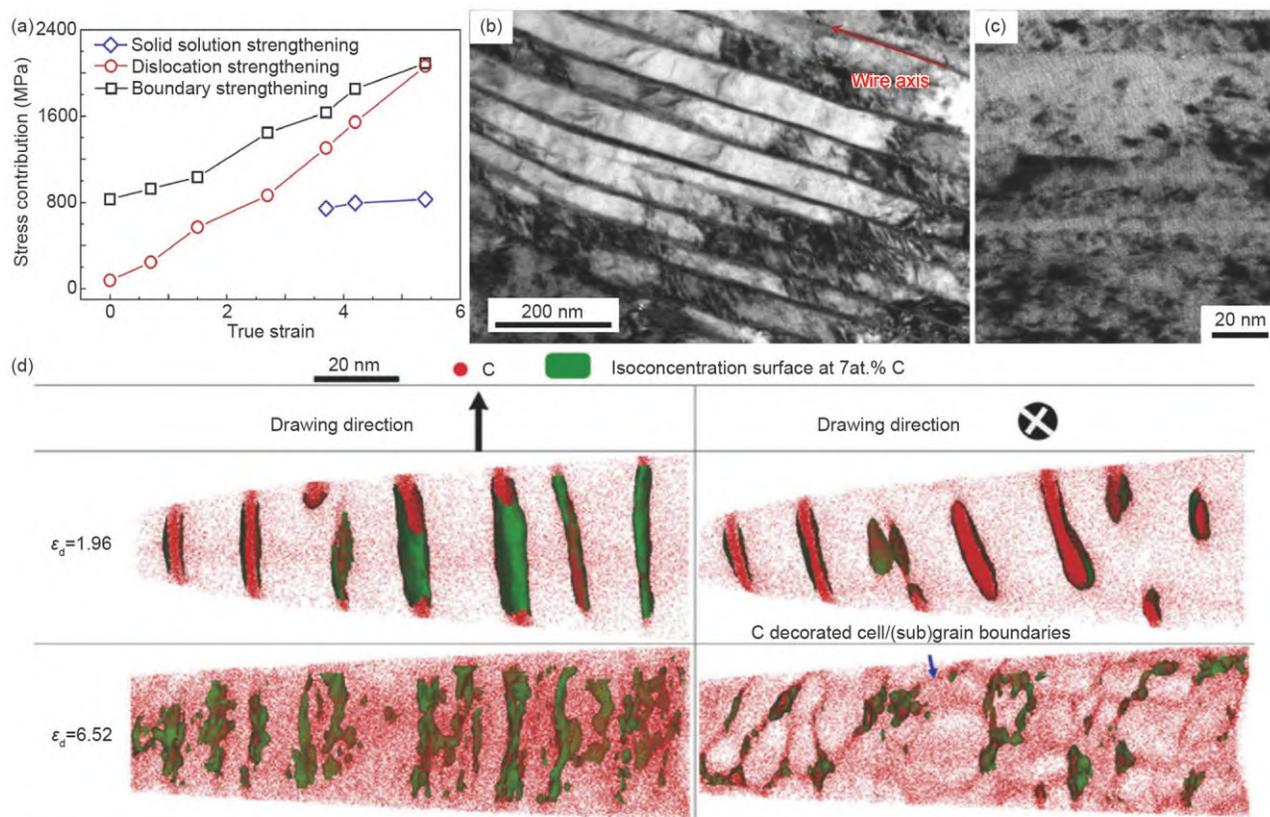


图7 多晶合金丝材的强化机制及微观结构。(a) 珠光体钢丝中不同强化效应随拉拔应变的变化^[44]。预拉拔应变为2.34(b)^[48]和5.4(c)^[44]时珠光体钢丝微结构的透射电子显微镜图像。(d) 预拉拔应变为6.52时珠光体钢丝的三维原子探针分析结果^[46]

Figure 7 The plastic deformation behaviors and mechanisms of polycrystalline alloy wires. (a) Changes of different strengthening effects with drawing strain in pearlitic steel wires^[44]. The transmission electron microscope images of the microstructures of pearlitic steel wires at pre-drawing strains of 2.34 (b)^[48] and 5.4 (c)^[44]. (c) The atom probe tomography (APT) results of pearlitic steel wire at a pre-drawing strain of 6.52^[46]

面强化效应和位错强化效应分别为丝材提供了61%和36%的强度, 占据丝材强度的绝大部分, 相比之下固溶强化的作用则非常微弱. 然而, 继续对丝材进行冷拉拔则导致该情况发生较大转变. 当预拉拔真应变达到3.7时, 丝材内的界面强化效应和位错强化效应仍按照原趋势继续升高, 但固溶强化也会起到显著作用, 甚至占到整体强度的19%. 这主要是由于更大的预拉拔量使得渗碳体片层发生分解, 大量碳元素配分进铁素体片层内. 与前两种强化效应不同的是, 固溶强化出现后并不会随拉拔过程继续而迅速上升, 反而会稳定在一定的水平. 如图7(b)所示, 当预拉拔真应变达到5.4时, 渗碳体片层被细化至约0.66 nm, 部分渗碳体片层的溶解甚至导致很难分辨出明显片层结构. 此时, 位错强化对材料强度的贡献已经与界面强化基本达到一致. Li等人^[46]进一步发现, 在极大预拉拔真应变($\epsilon=6.52$)下, 丝材内渗碳体片层的溶解使双相珠光体片层结构转变成单相碳过饱和和铁素体相, 并会进一步演变成纳米尺度的柱状亚晶结构(图7(c)). 纳米柱状亚晶可以抑制晶界滑动, 而过饱和碳元素在亚晶界面处的偏析可以显著降低界面能, 从而降低了动态恢复和晶体粗化的驱动力, 进而实现了稳定的横截面亚晶粒尺寸 <10 nm. 稳定的柱状纳米级晶粒结构通过阻碍位错运动最终诱导丝材实现超高的强度.

非晶合金丝材的高强度则主要与其本征的原子排列无序结构有关. 在非晶合金超急凝固过程中, 其内部原子来不及发生形核与长大过程, 因此组成合金的原子仅近邻排列有序, 即具有短程序, 但不存在长程周期性, 最终使其兼具金属、玻璃、固体以及液体的特性, 与传统晶体合金形成明显区别. 由于没有位错、晶界等广泛存在于传统晶体合金中的缺陷, 非晶合金及其丝材展现出极高的强度和硬度等.

4.2 塑性变形机理

多晶合金丝材的塑性变形依赖于复杂的塑性变形机理, 包括位错运动、层错扩展、变形孪生和相变等多种复杂过程. 这些机理之间相互作用, 共同影响了多晶合金丝材的塑性变形行为, 对于理解和控制其力学行为具有重要意义. 首先, 多晶合金丝材的塑性变形主要依赖于位错运动(图8(a))^[22], 有些丝材内的位错运动甚至会演化成滑移网格^[16], 如图8(b)所示. 在一些面心立方(face-centered-cubic, FCC)相晶粒中, 由于合金层错能较低, 大量全位错会分解成不全位错及堆垛层错,

它们在 $\{111\}$ 面上扩展并形成了几乎贯穿了整个晶粒的极细片层结构, 如CoCrNi中熵合金丝材(图8(c))^[22]. 值得一提的是, 与该区域中层错相对应的选区衍射花样主要由FCC斑点和芒线组成, 但芒线还在孪晶位置逐渐分离出明锐的斑点, 这表明该区域的层错已经有演化成纳米变形孪晶的明显趋势. 此外, 当丝材中两个先导肖克莱不全位错(leading Shockley partials)发生交互作用时, 它们还会诱导产生Lomer-Cottrell(L-C)位错锁, 如图8(d)所示^[31], 图中5个红色圆点明确标记了L-C位错锁的核心, 即压杆位错. 研究表明, L-C位错锁不仅有着良好的塞积不同类型位错的能力, 还有着很好的抵抗位错分解的能力^[90,91], 而且当两个L-C位错锁距离很近时, 它们可以诱导更高应力的产生.

随着塑性变形的继续进行, 绝大多数FCC相晶粒会进一步激活变形孪晶, 如图8(e)所示^[22]. 有些变形孪晶片层结构的间距非常细密, 甚至已经发展成纳米孪晶片层结构, 厚度只有数个纳米. 纳米变形孪晶是合金展现出优异力学性能的重要变形机制之一, 在Al_{0.3}-CoCrFeNi高熵合金丝材^[15]、CoCrFeNi高熵合金丝材^[23]和CoCrNi中熵合金丝材^[22,31]等绝大多数高熵合金丝材均被大量观测到. 当丝材内的应力足够高时, 新的变形孪晶会在一次孪晶间激活, 进而形成更复杂的多级变形孪晶系统, 如图8(f)所示^[31], CoCrFeNi高熵合金丝材^[23]在低温下的塑性变形机制便以二次变形孪晶为主导, 而CoCrNi中熵合金丝材^[21]在低温动态耦合加载下激活的大量二次孪晶将其性能进一步优化. 由于孪晶界面对位错有强烈的阻碍作用, 变形孪晶网络的激活则可以进一步加剧阻碍绝大多数位错运动的能力. 除此之外, Zhang等人^[87]研究表明, 变形孪晶网络还可以为一部分特殊的位错滑移提供充足的通道, 使其可以很容易地从一面交滑移到另一面, 从而又为协调材料内的较大塑性不均匀变形提供一定的保障, 最终使得丝材实现强塑性的同时提升.

当各类复杂的变形机制共同在丝材内激活时, 它们彼此之间还会发生强烈的交互作用. 例如, 当CoCrNi中熵合金丝材在室温下变形时, 纳米变形孪晶与位错之间的交互作用促进大量“菱形”微结构形成(图8(g))^[22], 而当AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金丝材在液氮温度下变形时, 其FCC相内层错与变形孪晶发生交互作用并形成了三维层错-变形孪晶网格(图8(h))^[16]. 由于合金的层错能会随着温度的下降而降低^[92], 因此在低温下变形时, 高熵合金丝材中会激活更高密度的层错

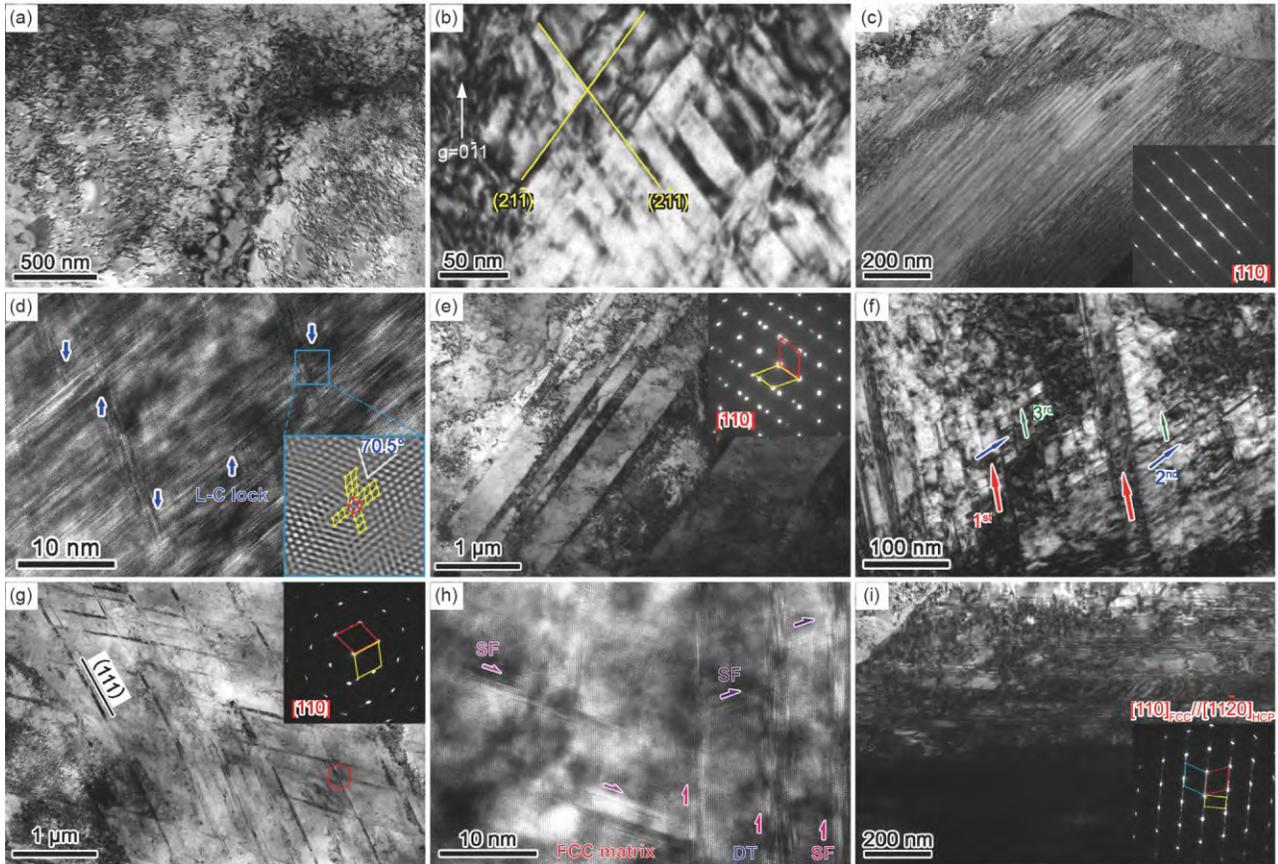


图8 多晶合金丝材的塑性变形机理。(a)位错^[22]。(b)位错交滑移网络^[16]。(c)层错^[22]。(d)L-C锁^[31]。(e)变形孪晶^[22]。(f)二次孪晶^[31]。(g)位错与孪晶交互作用^[22]。(h)层错与孪晶交互作用^[16]。(i)相变^[22]
Figure 8 Plastic deformation mechanisms of polycrystalline alloy wires. (a) Dislocations^[22]. (b) Dislocation cross-slip networks^[16]. (c) Stacking faults^[22]. (d) L-C locks^[31]. (e) Deformation twins^[22]. (f) Secondary deformation twins^[31]. (g) Interactions between dislocations and deformation twins^[22]. (h) Interactions between stacking faults and deformation twins^[16]. (i) Phase transformation^[22]

和变形孪晶，为更加剧烈的微结构交互作用提供条件。无论是层错、孪晶，还是彼此之间更加复杂的交互作用，它们均可以引起强烈的动态微结构细化效应，将晶粒细化成更小的亚单元，并提供大量阻碍位错运动的界面，从而产生明显的动态Hall-Patch效应，提供可观的加工硬化能力，这也是高熵合金丝材强塑性随温度降低而共同提升的关键因素之一。

此外，一些高强多晶合金丝材在变形过程中还会激活相变行为。例如，当CoCrNi中熵合金丝材在液氮温度下变形时，材料内发生了FCC相向HCP相转变的相变行为，如图8(i)所示^[22]。丝材内的纳米变形孪晶与HCP相呈现交替分布的片层分布，这也导致大量纳米变形孪晶-HCP相界面产生。由于位错从FCC相向HCP相的传播需要激活大量具有很高临界分切应力的其他类型位错^[93]，因此该相界面可以作为位错滑移的强烈

障碍而塞积位错，有利于进一步提高丝材的加工硬化能力并推迟塑性不稳定性的出现，类似的行为在CoCrNi中熵合金微米丝^[31]中也被报道。

相比之下，非晶合金丝材的塑性变形行为主要与流动缺陷的激活与聚集有关^[74]。在拉伸变形时，非晶合金丝首先发生弹性变形；在表观屈服后，丝材内部的缺陷或孔洞会随拉应力增加而逐渐变大，并在局部发生小范围的原子重排。流动缺陷进一步聚集形成亚纳米孔洞。随着拉应力的持续提升，这些亚纳米孔洞会逐渐长大并造成丝材的实际受力面积减小，进而导致非线性变形。当一些缺陷或纳米孔洞不再能承受局部高应力时，剪切带被激活并开始扩展。大量剪切带的不断激活和扩展可以使得丝材表现出有限的稳定塑性变形，直至最大拉伸强度。由于非晶合金丝材发生断裂时会伴随着应变能的释放，因此会引起局部的温度升高和

黏度下降,形成脉状花纹.大量脉状条纹的核心区便是拉伸过程中断裂扩展的发源点.此外,断口边缘处还存在一定宽度的光滑区域,光滑区域内的部分通常被视为非晶合金变形的剪切屈服平台,而内部最深处到自由表面距离的长短便代表着非晶合金塑性变形的能力大小.在拉伸过程中,剪应力可以促使原子沿着剪切面滑动,导致自由体积聚集,并主导丝材的断裂过程;正应力则可以减少材料断裂的能垒,并在纳米孔洞的附近集中,导致这些区域成为断裂的核心区域.两者相互配合促使丝材在能垒最低的平面上发生断裂.因此,过剩自由体积在非晶合金丝材的变形过程中起着重要的作用.

4.3 强韧化方法

细化丝材的微观组织结构是强韧化金属丝材的有效手段之一.例如,通过玻璃包覆法或熔体抽拉法制备出的金属丝材在高冷却速率下倾向于形成更细小的微观结构,这使其表现出比铸态块体材料更优异的强度和塑性组合水平.此外,采用冷拔工艺将珠光体钢丝从1.26 mm拉拔至0.33 mm时,丝材内铁素体片层的厚度从初始约70 nm细化至23 nm,渗碳体片层从19 nm细化至5 nm.相应地,丝材的屈服强度也从880 MPa提升至约2360 MPa,其中微结构细化所提供的强度增量约为620 MPa^[44].因此,微观组织的细化可以显著提高金属丝材的力学性能.

强韧化金属丝材的另一种有效方式是对丝材开展适当的热处理工艺.一些加工方式虽然会细化丝材的微观组织结构,但同时也会不可避免地引入高密度的缺陷.例如,当采用冷拔工艺将CoCrNi中熵合金丝材^[21]冷拔至1.00 mm时,丝材内的位错密度会提升至 $\sim 1.35 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$.尽管超高密度的位错会大幅提高丝材的屈服强度,但也会使丝材内部更容易形成微裂纹,降低微结构相互作用的概率,从而导致丝材丧失后续塑性变形能力,类似的现象也存在于冷拔CoCuFeMnNi高熵合金丝材^[19]和冷拔AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金丝材^[24].然而,当对CoCrNi中熵合金丝材进行适当的退火热处理后,丝材内位错密度会发生部分回复,但微观组织结构仍保持着纳米孪晶结构.较低的位错密度会重新激活孪晶的强韧化效应,有效的位错和变形孪晶的交互作用使得丝材的力学性能由高强度低塑性转变为优异的强度塑性组合.因此,通过适当的热处理工艺控制丝材内初始位错密度,能使其兼具高强度和充分的延伸率.

合金成分组成可以被视为金属合金的基因,对金属丝材力学性能起着决定性作用.例如,将Co_{72.5}Si_{12.5}B₁₅非晶合金的成分调整为(Co₉₅Ta₅)_{72.5}Si_{12.5}B₁₅时,非晶合金丝材的极限抗拉强度也由3.6 GPa提升至超4.0 GPa,但将其成分调整为(Co₉₅Mn₅)_{72.5}Si_{12.5}B₁₅时,其抗拉强度却降至3.0 GPa^[51].因此,设计合金成分是强韧化金属丝材的第3个有效途径.

不均匀结构设计是金属丝材实现性能突破的另一条全新途径.近年来,研究人员发现在金属材料内引入不均匀的微观组织结构,例如片层结构^[94]、双相结构^[95]和梯度结构^[96]等,可以同时提高材料的强度和塑性.戴兰宏团队^[16]通过在AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金丝材内引入超细梯度不均匀片层结构,即丝材内较硬的细密B2相片层呈梯度地分布在较软的FCC相基体中,实现了合金丝材性能的大幅突破.深入的微观组织表征显示,在丝材拉伸过程中,独特的梯度不均匀片层结构有助于丝材形成径向梯度分布的几何必需位错(geometrically necessary dislocations, GNDs),从丝材的表面区域向中心区域,GNDs密度呈现明显的下降趋势.GNDs的存在可以在协调不均匀塑性变形的同时诱导产生显著的应变梯度强化效应,从而有利于提升丝材的力学性能.

5 丝材本构模型

5.1 金属丝材变形尺寸效应

除了外部几何尺寸、微观结构尺寸之外,材料变形过程中还存在塑性变形载体(如位错、孪晶、塑性流动单元等)的特征尺寸,这些尺寸之间的差异将影响材料变形失效行为.对于微米或亚微米量级的金属丝,由于上述几种尺寸量级相当,其力学行为往往与大尺寸时不同,表现出明显的尺寸效应^[88].

早在1994年,Fleck等人^[88]开展了微米直径铜丝的扭转实验,发现随着铜丝直径从170 μm减小到12 μm,扭转剪切应力显著增加,表现出明显的尺寸效应.Liu等人^[97]使用扭秤技术研究了微米铜丝和金丝在循环扭转下尺寸依赖的异常塑性行为,提出GNDs在其中发挥关键作用并建立了相应的物理模型.Chen等人^[98]对直径为12.5~60 μm的金微丝进行拉伸和扭转测试,发现与拉伸时不同,在扭转载荷下金微丝强度随尺寸减小而明显增大,指出这不仅与梯度载荷相关,还与微结构差异密不可分.Guo等人^[99]在微米铜丝的循环扭转中观

观察到平均应力松弛随铜丝直径和晶粒尺寸的减小而增加, 提出铜丝样品尺寸效应归因于GNDs引起的内应力, 晶粒尺寸效应源于小尺寸晶粒铜丝中高的内应力. Wang等人^[100]通过镍微柱的压缩试验揭示了样品直径与晶粒尺寸比对流变应力尺寸效应的影响. 变形尺寸效应同样在非晶合金和高熵合金等新型金属材料中被发现. Schuster等人^[101]通过对大块和微米尺度非晶合金试样进行室温压缩实验, 发现微米尺度试样的屈服强度较块体非晶合金提升了9%, 认为小样品中较少的内部缺陷数量是强度增高的内在原因. Volkert等人^[102]发现当非晶合金微柱直径从8 μm 减小到140 nm时, 在单轴压缩下其变形模式从剪切局部化转变为均匀变形. 在拉伸加载下, Jang和Greer^[103]报道100 nm直径非晶合金微柱拉伸屈服强度可以达到2.25 GPa, 同时表现出很好的均匀塑性变形能力. 如前所述, 戴兰宏团队^[31]通过对不同直径的CoCrNi中熵合金微米丝进行准静态拉伸, 发现当中熵合金微米丝的直径从100 μm 下降到40 μm 时, 其强度和塑性均得到大幅提升, 表现出反常的尺寸效应. 通过对两种直径的微米丝进行细致的表征分析, 他们指出中熵合金的化学无序性是该反常尺寸效应的主要内因, 而微米丝表面约束效应导致的多重孪晶和应变梯度强化效应是主要外因.

材料尺寸效应的根源主要涉及内部尺寸约束、外部尺寸约束和非均匀变形3个方面. 1951年, Hall^[89]提出的Hall-Petch效应是由内部尺寸约束引起的尺寸效应, 该尺寸效应通常与材料内部的各种微结构和特征尺寸相关. 1956年, Brenner^[104]通过对不同直径的晶须进行拉伸实验, 观察到了晶须尺寸越小, 其强度越高的现象, 初步揭示了外部尺寸约束引起的尺寸效应. 为了深入探究其物理机制, 后续学者发展了多种理论模型, 这些理论大多与材料内部的位错运动有关. 通常, 细丝扭转的尺寸效应被认为是由非均匀变形引起. 传统微米尺度金属材料非均匀变形的尺寸效应与GNDs密切相关^[88]. 由于材料的几何非均匀或微结构非均匀, 塑性变形过程中会产生应变梯度, 这种变形非均匀通过GNDs来协调^[88]. GNDs产生的附加强化具有明显尺寸依赖性, 在微观尺度下, 其对材料强化的贡献不可忽视^[88].

对于高强金属丝材尺寸依赖的变形行为, 如何进行有效的本构描述是亟须解决的问题. 经典连续介质力学本构关系假设所有材料点遵循相同的物理规律, 不包含任何特征尺寸, 因此不能有效预测该类材料力学行为中的尺寸效应. 基于传统金属丝材的变形尺寸

效应, 考虑应变梯度的塑性本构理论发展起来, 同时, 为高强金属丝材的本构建立提供了重要思路.

5.2 应变梯度塑性理论

近年来, 人们相继提出了多种微尺度塑性理论, 其中应变梯度塑性(strain gradient plasticity, SGP)理论发展较为完备. 1909年, Cosserat^[105]提出了一般偶应力理论, 假设材料点具有3个平动自由度和3个转动自由度, 材料内部不仅有应力还有偶应力作用. 随后, Toupin^[106]假设应变能密度同时依赖于应变和转动梯度, 建立了线弹性偶应力理论. Mindlin^[107]提出应变能密度函数不仅依赖于宏观位移和变形, 还依赖于微观变形梯度. 早期的应变梯度理论主要是对弹性问题的研究, 并且由于实验技术的缺乏, 没有实验数据对其进行验证, 大多数理论的提出只是为了拓展连续介质力学的框架. 直到20世纪80年代, 微尺度实验技术的发展极大促进了应变梯度理论, 尤其是应变梯度塑性理论的发展.

20世纪90年代, Fleck和Hutchinson^[108]基于塑性耗散提出了SGP理论, 其中考虑了统计存储位错(statistically stored dislocations, SSDs)和几何必需位错两者的贡献. Gudmundson^[109]以及Gurtin和Anand^[110]都注意到该理论并不总是与热力学一致. Fleck和Willis^[111]随后对该模型进行了修正, 使其符合热力学规律. 他们将传统的塑性等效应变作为变量, 并结合其梯度引入了广义的塑性应变 E_p :

$$E_p^2 = \varepsilon_p^2 + A_{ij}\varepsilon_{p,i}\varepsilon_{p,j} + B_i\varepsilon_{p,i}\varepsilon_p + C\varepsilon_p^2, \quad (1)$$

式中, A_{ij} 、 B_i 和 C 是材料的3个内在特征尺寸参数, $\varepsilon_p = \sqrt{\frac{2}{3}\varepsilon_{ij}^p\varepsilon_{ij}^p}$ 为传统的等效塑性应变. 但在处理细丝扭转问题时, 只用考虑单个内在特征尺寸参数的形式:

$$E_p = \left[\varepsilon_p^\mu + (l\eta_p)^\mu \right]^{\frac{1}{\mu}}, \quad (2)$$

式中, l 为材料的内在特征尺寸参数, η_p 为等效塑性应变梯度的度量, μ 为耦合系数. 在Fleck-Hutchinson理论中, 其等效塑性应变梯度单参数的张量度量^[111]为

$$\eta_p = \sqrt{\frac{2}{3}\varepsilon_{ij,k}^p\varepsilon_{ij,k}^p}. \quad (3)$$

考虑塑性应变梯度时, 塑性功密度为

$$U_p(E_p) = \int_0^{E_p} \sigma(E_p) dE_p, \quad (4)$$

式中, $\sigma(E_p)$ 为将 $\sigma(\varepsilon_p)$ 所表示的拉伸应力-应变关系中的 ε_p 替换成 E_p , 即考虑应变梯度时材料单元变形所需要的塑性功等于不考虑应变梯度时相同应变下的塑性功. 忽略弹性变形, Fleck-Hutchinson理论的势能函数为

$$\Phi(u_i, \varepsilon_p) = \int_V U_p(E_p) dV - \int_{S_T} (T_i u_i + t \varepsilon_p) dS, \quad (5)$$

式中, T_i 和 t 表示表面 S_T 上的拽力. 相应的平衡方程和边界条件可以通过泛函 $\Phi(u_i, \varepsilon_p)$ 分别对 u_i 和 ε_p 取极值得到. 对于标量形式, 可以得到本构关系为

$$q = \sigma(E_p) \left(\frac{\varepsilon_p}{E_p} \right)^{\mu-1}, \quad (6)$$

$$\tau_i = \sigma(E_p) \frac{l^2 (\ln p)^{\mu-2} \varepsilon_{p,i}}{E_p^{\mu-1}}. \quad (7)$$

相应地, 张量形式的本构关系为

$$q_{ij} = \frac{2}{3} \frac{\sigma(E_p) \varepsilon_{ij}^p}{\varepsilon_p} \left(\frac{\varepsilon_p}{E_p} \right)^{\mu-1}, \quad (8)$$

$$\tau_{ijk} = \frac{2}{3} \sigma(E_p) \frac{l^2 (\ln p)^{\mu-2} \varepsilon_{ij,k}^p}{E_p^{\mu-1}}. \quad (9)$$

2004年, Gudmundson^[109]提出了一种适用于各向同性材料的SGP理论, 其推广了Fleck-Hutchinson虚功原理^[112], 将等效塑性应变用包含了塑性应变梯度的等效塑性应变张量替代, 并抛弃了传统的塑性流动一致性假设. 随后, Gurtin和Anand^[110]发展了一种严格满足热力学规律的SGP理论, 其认为自由能依赖于塑性应变张量的旋度, 并且引入了自由能长度参量和耗散长度参量. 上述几种理论都引入了高阶应力和附加的边界条件, 属于高阶SGP理论, 其数值计算成本较高. Aifantis^[112]通过在经典塑性本构中引入等效应变的一次和二次拉普拉斯算子, 建立了应变梯度塑性本构, 并应用于金属剪切局部化问题研究.

Acharya和Bassani^[113]构造了一种融合晶格不相容效应的应变梯度理论框架, 该框架引入了塑性不相容性的衡量标准, 这会影响材料的硬化行为. 塑性硬化模量与应变梯度的乘积被引入到应力增量的表达式中, 这种关联使得材料的硬化行为受应变梯度的影响. 基于该框架, Chen和Wang^[114]提出了一种新的不含高阶应力的SGP理论, 并引入等效应变梯度:

$$\eta_p = \sqrt{\frac{2}{3} \chi_{ij} \chi_{ij} + c \eta_{ijk}^{(1)} \eta_{ijk}^{(1)}}, \quad (10)$$

式中, c 为无量纲的材料参数, $\chi_{ij} = e_{ik} l \varepsilon_{ij,k}^p$ 表示曲率张量, $\eta_{ijk}^{(1)}$ 为3个互相正交的应变梯度张量之一, 代表拉伸梯度^[108]. 为了考虑尺寸效应, Chen和Wang^[114]将传统塑性理论中流动应力的硬化关系 $\sigma = A(\varepsilon_p)$ (其中 A 为等效塑形应变的函数)进行了修正:

$$\Sigma(\varepsilon_p) = A(\varepsilon_p) \left(1 + \frac{l^2 \eta_p^2}{\varepsilon_p^2} \right)^\alpha, \quad (11)$$

其中, 参数 α 与指数 μ 类似, 一般介于0~1; l 为平衡量纲引入的材料特征尺度参量; $l^2 \eta_p^2$ 项反映了由GNDs引起的材料强化.

随后, Chen和Wang^[115]在一般偶应力理论的框架下, 提出了具有额外3个旋转自由度的变形理论, 通过假设应变能密度是应变张量和曲率张量的函数, 并考虑拉伸应变梯度硬化关系, 形成了一种新的SGP理论. 上述几种SGP理论均基于Acharya-Bassani理论框架^[113], 没有引入高阶应力和额外的边界条件, 属于低阶SGP理论.

2013年, Liu等人^[116]将Fleck-Hutchinson提出的应变梯度塑性理论用于细铜丝的扭转, 给出了反映细丝扭转尺度效应的扭矩比值:

$$\frac{Q}{Q_0} = \frac{N+3}{2} \left[1 + \left(\frac{a}{l} \right)^\mu \right] \left[1 + \left(\frac{l}{a} \right)^\mu \right]^{\frac{1+N}{\mu}} {}_2F_1 \left(1, \frac{3+N+\mu}{\mu}; \frac{2+\mu}{\mu}; -\left(\frac{a}{l} \right)^\mu \right), \quad (12)$$

式中, l 为材料的内在特征尺寸参数, Q_0 为 l 取0时的扭矩, a 为细丝的半径, N 为材料的硬化系数, μ 为耦合系数, ${}_2F_1$ 表示规范化的超几何函数.

尺寸效应对扭矩的影响可以用 N 和 μ 取不同值时 Q/Q_0 和 l/a 之间的关系表示^[116]. 随着 l/a 的增加或 μ 的减小, Q/Q_0 的值增加, 尺度效应越显著. 将该理论解与细丝扭转的实验数据进行对比, 发现在 μ 取2时, 其对细丝扭转尺寸效应的预测更好. 此时, 有如下关系式:

$$\frac{Q}{a^3} = \frac{2\pi\sigma_0(ka)^N}{3^{\frac{N+1}{2}}(N+3)} \left[\left[1 + \left(\frac{l}{a} \right)^2 \right]^{\frac{N+3}{2}} - \left(\frac{l}{a} \right)^{N+3} \right]. \quad (13)$$

通过上式即可拟合细丝扭转的实验数据. Liu等人^[116]对Chen-Wang^[114]以及Aifantis^[112]的应变梯度塑性理论进行了上述同样的讨论. 将这3种应变梯度塑性理

论与扭转结果进行比较,发现Fleck-Hutchinson和Chen-Wang模型能够预测扭转时细丝屈服强度的升高,而Aifantis模型却不能预测该尺寸效应。Liu等人^[116]认为这与Aifantis模型的应变依赖性有关。同时,这3种模型的材料内在特征尺寸参数 l 不仅需要通过实验数据来确定,还与模型中的参数有关(如Fleck-Hutchinson模型中的耦合系数 μ)。

基于前人的工作,许多学者对细丝扭转问题进行了进一步的研究。Ban等人^[117]在传统SGP理论上,提出了一种改进的增量本构模型,以表征微金属材料中尺寸和损伤的耦合效应。该模型考虑了小应变和各向同性损伤的假设,包含了服役过程中的变形损伤对弹性模量、塑性屈服准则和材料内在特征尺寸的影响。他们应用新的修正理论分析了细铜丝扭转的实验结果,表明理论预测与实验测量结果吻合较好。Liu和El-Sayed^[118]研究了材料固有长度尺度的塑性应变依赖性的3种不同关系,并将该理论应用于丝材扭转测试。通过比较现有的和新建立的本构方程,他们发现一个逐渐减小的材料内在特征尺寸参数比恒定的材料内在特征尺寸参数对丝材的扭矩有更好的预测。作者还讨论了泰勒位错规则及其对推导本构方程的影响。Ding等人^[119]讨论了铜微米丝的尺寸依赖性扭转变形,并提出了基于Gudmundson高阶SGP理论热力学框架^[109]的增量式高阶SGP本构模型来描述这一现象。该模型引入了一种新的随动硬化演化规则,考虑了样品和晶粒的尺寸对塑性硬化的耦合效应。有限元仿真结果表明,该模型能够准确捕捉铜微米丝尺寸相关的扭转变形。Hua和Liu^[120]利用Fleck和Hutchinson^[108]提出的高阶SGP唯象流动理论,研究了细丝在扭转情况下的表面钝化问题和微尺度塑性,提出了一种基于变分本构的数值求解方法,用于求解Fleck-Hutchinson-Willis高阶SGP理论的初边值问题。通过对丝材扭转进行研究,他们发现耗散梯度项控制了强化尺寸效应,即初始屈服强度的提高,而表面钝化主要引起应变硬化率的提高。

SGP理论通过引入材料特征尺度,可以有效预测传统金属丝由于非均匀塑性变形所引起的尺度效应,也为高强金属丝材的本构描述提供了重要的理论框架。与此同时,非晶合金和高熵合金等新型高强合金丝材也对传统SGP理论提出了新的挑战。对于高熵合金丝,其塑性变形主要依赖于位错运动,然而内在的化学无序与晶格畸变使得其变形通常由多种塑性变形机制协同作用,呈现复杂的应变梯度效应;非晶合金丝由于特

殊的拓扑无序结构,经典的位错变形机制不再适用,须从其特有的塑性变形载体出发建立考虑应变梯度效应的本构描述。目前关于高强金属丝材变形尺寸效应的研究较少,其变形机理与理论模型还有待深入探究。

6 总结与展望

本文回顾了金属丝材的发展历史、制备工艺,综述了典型高强合金丝材的力学性能、强塑性机理和本构模型。跨越数千年,金属丝材从最初的装饰品发展为如今必不可少的工程材料。在此过程中,人们开发出了拉拔法、玻璃包覆法和回转水纺法等多种丝材制备工艺,可以实现毫米尺度至纳米尺度高强韧金属丝材的制备。珠光体钢丝作为传统高强金属丝的典型代表,其强度来源于界面强化、位错强化和固溶强化等多种效应。新型非晶合金丝材也展现出了超高的抗拉强度,并可以克服块体非晶合金室温脆性的问题,其良好的弯曲塑性主要由多重剪切带主导。新型高强韧高熵合金则展现出随温度降低而强塑性同时提升的性能特点,一些高熵合金丝材的低温力学性能甚至突破了传统金属丝材在该温度下的性能极限,其优异的力学性能主要源于层错、变形孪晶、L-C位错锁和相变等多种复杂的变形机理。针对合金丝材的变形尺寸效应,研究者提出并发展了包含应变梯度塑性理论在内的多种本构模型。展望未来,高强韧金属丝材的研究可以从以下四个方面展开。

(1) 合金成分作为金属丝材的基因,对其力学性能起着至关重要的作用。随着高熵合金设计理念的出现,合金成分的调控空间大为拓宽,高强合金丝材在极端条件下的服役潜力显著增强。因此,未来可以从合金成分设计的角度出发,结合多种丝材制备工艺,研制强塑性结合更优、适用范围更广的新型高强合金丝材。目前,人们已经开发出许多不同的丝材制备工艺,尽管如此,新型高强韧合金丝材的生产仍面临重重困难。与此同时,如何探索直径更小、性能更好的金属微米丝一直是一个颇具挑战性的问题。为了提高新型高强韧合金丝材的生产效率,实现其经济性及大批量生产,有必要深入剖析现行的加工工艺,优化和改进加工设备及相关操作流程,开发成熟的配套生产规范。

(2) 高强合金丝材在实际服役过程中往往会受到拉伸、弯曲和扭转等多种载荷的耦合作用,其中一些丝材甚至需要承受循环冲击载荷的挑战。然而,目前大多数新型合金丝材的力学行为研究仍局限于准静态拉

伸测试实验. 因此, 亟待开展更全面、广泛的力学实验, 如疲劳实验和冲击实验等, 以深刻地理解其复杂的力学行为, 并结合相关表征手段探究其背后的强塑性变形机理.

(3) 目前已有的应变梯度塑性理论考虑了传统金属丝材内部微观结构和应变梯度对其宏观力学行为的影响, 能够较准确地描述金属丝材的力学行为. 然而, 随着新型合金丝材的不断涌现, 其微观结构、变形机制与传统金属丝材不同, 已有的应变梯度塑性理论不再完全适用. 未来亟须建立针对新型高强合金丝材的

本构模型, 考虑合金丝材独特的微观结构特征与塑性变形机制, 以更好地描述其力学响应中的尺寸效应、温度和应变率敏感性等.

(4) 在大型工程结构应用中, 绝大多数高强合金丝材会经过捻绕或编制后以绳股或缆索的形式进行服役. 然而, 传统合金绳索在极低温、高温和腐蚀等复杂环境下仍面临严峻的挑战. 因此, 未来需要进行丝-股-绳的多级结构设计以实现高强合金绳索性能的极大优化, 并开展新型合金绳索的综合性能表征、力学响应建模和疲劳寿命预测等研究.

参考文献

- Gu X N. Application and development of weaving in jewelry design (in Chinese). Master Dissertation. Beijing: China University of Geosciences Beijing, 2016 [顾旭楠. 编织工艺在珠宝首饰设计中的应用与发展. 硕士学位论文. 北京: 中国地质大学(北京), 2016]
- Andrew C. Ancient Egyptian Jewelry. New York: Harry N. Abrams Inc., 1990
- Yi F. Exploration of the development and inheritance of filigree inlay craft (in Chinese). Home Drama, 2015, 20: 162–170 [易帆. 探讨花丝镶嵌工艺的发展及传承. 戏剧之家, 2015, 20: 162–170]
- Hu X R, Yu W D. Specialization of gold thread for textiles from origin of metal wire (in Chinese). J Text Res, 2017, 38: 116–123 [胡霄睿, 于伟东. 从金丝的起源到纺织用金线的专门化. 纺织学报, 2017, 38: 116–123]
- Fischer P, Zimmermann R K, Maisano B. CMOS SPAD sensor chip for the readout of scintillating fibers. Nucl Instrum Methods Phys Res Sect A-Accel Spectrom Dect Assoc Equip, 2022, 1040: 167033
- Cho C J, Park Y. New monitoring technologies for overhead contact line at 400 km h⁻¹. Engineering, 2016, 2: 360–365
- Tang M C. Forms and aesthetics of bridges. Engineering, 2018, 4: 267–276
- Toribio J, Kharin V, Lorenzo M, et al. Role of drawing-induced residual stresses and strains in the hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. Corros Sci, 2011, 53: 3346–3355
- Hwang J K. Correlation of strain path, texture, twinning, and mechanical properties in twinning-induced plasticity steel during wire drawing. Materials, 2020, 13: 2250
- Takahashi J, Kosaka M, Kawakami K, et al. Change in carbon state by low-temperature aging in heavily drawn pearlitic steel wires. Acta Mater, 2012, 60: 387–395
- Zhang X, Godfrey A, Hansen N, et al. Hierarchical structures in cold-drawn pearlitic steel wire. Acta Mater, 2013, 61: 4898–4909
- Li Y J, Choi P, Goto S, et al. Evolution of strength and microstructure during annealing of heavily cold-drawn 6.3 GPa hypereutectoid pearlitic steel wire. Acta Mater, 2012, 60: 4005–4016
- Borchers C, Kirchheim R. Cold-drawn pearlitic steel wires. Prog Mater Sci, 2016, 82: 405–444
- Bhagyaraj J, Ramaiah K V, Saikrishna C N, et al. Behavior and effect of Ti₂Ni phase during processing of NiTi shape memory alloy wire from cast ingot. J Alloys Compd, 2013, 581: 344–351
- Li D, Li C, Feng T, et al. High-entropy Al_{0.3}CoCrFeNi alloy fibers with high tensile strength and ductility at ambient and cryogenic temperatures. Acta Mater, 2017, 123: 285–294
- Chen J X, Li T, Chen Y, et al. Ultra-strong heavy-drawn eutectic high entropy alloy wire. Acta Mater, 2023, 243: 118515
- Cho H S, Bae S J, Na Y S, et al. Influence of reduction ratio on the microstructural evolution and subsequent mechanical properties of cold-drawn Co₁₀Cr₁₅Fe₂₅Mn₁₀Ni₃₀V₁₀ high entropy alloy wires. J Alloys Compd, 2020, 821: 153526
- Gao X, Liu J, Fu W, et al. Strong and ductile CoCrFeNi high-entropy alloy microfibers at ambient and cryogenic temperatures. Mater Des, 2023, 233: 112250
- Shim S H, Pouraliakbar H, Hong S I. High strength dual fcc phase CoCuFeMnNi high-entropy alloy wires with dislocation wall boundaries stabilized by phase boundaries. Mater Sci Eng-A, 2021, 825: 141875
- Shim S H, Lee D H, Lee B J, et al. Synergetic strengthening through ultrafine-grained anisotropic microstructure and nanoscale heterogeneity in CoCuFeMnNi high entropy alloy wires. Mater Sci Eng-A, 2024, 889: 145829
- Qiao Y, Cao F H, Chen Y, et al. Impact tension behavior of heavy-drawn nanocrystalline CoCrNi medium entropy alloy wire. Mater Sci Eng-A,

- 2022, 856: 144041
- 22 Liu J P, Chen J X, Liu T W, et al. Superior strength-ductility CoCrNi medium-entropy alloy wire. *Scripta Mater*, 2020, 181: 19–24
- 23 Huo W, Fang F, Zhou H, et al. Remarkable strength of CoCrFeNi high-entropy alloy wires at cryogenic and elevated temperatures. *Scripta Mater*, 2017, 141: 125–128
- 24 Zhou S, Dai C, Hou H, et al. A remarkable toughening high-entropy-alloy wire with a bionic bamboo fiber heterogeneous structure. *Scripta Mater*, 2023, 226: 115234
- 25 Taylor G F. A method of drawing metallic filaments and a discussion of their properties and uses. *Phys Rev*, 1924, 23: 655–660
- 26 Ulitovsky A V, Maianski I M, Avramenco A I. Method of continuous casting of glass coated microwire. Patent No 128427 (USSR), 150560. *Bulletin*, 1960, 10: 14
- 27 Zhao Y Y, Li H, Hao H Y, et al. Microwires fabricated by glass-coated melt spinning. *Rev Sci Instrum*, 2013, 84: 075102
- 28 Zhukova V, Ipatov M, Talaat A, et al. Effect of stress-induced anisotropy on high frequency magnetoimpedance effect of Fe and Co-rich glass-coated microwires. *J Alloys Compd*, 2018, 735: 1818–1825
- 29 Donald I W, Metcalfe B L. The preparation, properties and applications of some glass-coated metal filaments prepared by the Taylor-wire process. *J Mater Sci*, 1996, 31: 1139–1149
- 30 Zhao Y, Hao H, Zhang Y. Preparation and giant magneto-impedance behavior of Co-based amorphous wires. *Intermetallics*, 2013, 42: 62–67
- 31 Chen J X, Chen Y, Liu J P, et al. Anomalous size effect in micron-scale CoCrNi medium-entropy alloy wire. *Scripta Mater*, 2021, 199: 113897
- 32 Ohnaka I, Fukusako T, Ohmichi T. Production of metal filament by in-rotating-water spinning method. *J Jpn Inst Met Mater*, 1981, 45: 751–758
- 33 Ochin P, Dezellus A, Plaindoux P, et al. Shape memory thin round wires produced by the in rotating water melt-spinning technique. *Acta Mater*, 2006, 54: 1877–1885
- 34 Kumar A, Singh R J, Mitra A, et al. Preparation of Fe and Co based amorphous wires by in-water quenching process. *Mater Sci Technol*, 2008, 24: 618–622
- 35 Verdusco J, Hand R, Davies H. Fatigue behaviour of Fe–Cr–Si–B metallic glass wires. *Int J Fatigue*, 2002, 24: 1089–1094
- 36 Maringer R E, Mobley C E. Casting of metallic filament and fiber. *J Vac Sci Technol*, 1974, 11: 1067–1071
- 37 Liao W, Hu J, Zhang Y. Micro forming and deformation behaviors of $Zr_{50.5}Cu_{27.45}Ni_{13.05}Al_9$ amorphous wires. *Intermetallics*, 2012, 20: 82–86
- 38 Qian M F, Zhang X X, Witherspoon C, et al. Superelasticity and shape memory effects in polycrystalline Ni–Mn–Ga microwires. *J Alloys Compd*, 2013, 577: S296–S299
- 39 Ström-Olsen J O, Rudkowska G, Rudkowski P, et al. Fine metallic and ceramic fibers by melt extraction. *Mater Sci Eng-A*, 1994, 179-180: 158–162
- 40 Morgenthal I, Andersen O, Brüning R, et al. Highly porous metal fibre structures as catalysts for the selective oxidation of propane. In: *Proceedings of the International Conference “Advanced Metallic Materials”*, 2003. 208–213
- 41 Nakayama K S, Yokoyama Y, Ono T, et al. Controlled formation and mechanical characterization of metallic glassy nanowires. *Adv Mater*, 2010, 22: 872–875
- 42 Yi J, Xia X X, Zhao D Q, et al. Micro-and nanoscale metallic glassy fibers. *Adv Eng Mater*, 2010, 12: 1117–1122
- 43 Pepe J J. Deformation structure and the tensile fracture characteristics of a cold worked 1080 pearlitic steel. *Metall Trans*, 1973, 4: 2455–2460
- 44 Zhang X, Hansen N, Godfrey A, et al. Dislocation-based plasticity and strengthening mechanisms in sub-20 nm lamellar structures in pearlitic steel wire. *Acta Mater*, 2016, 114: 176–183
- 45 Zhang X, Godfrey A, Huang X, et al. Microstructure and strengthening mechanisms in cold-drawn pearlitic steel wire. *Acta Mater*, 2011, 59: 3422–3430
- 46 Li Y, Raabe D, Herbig M, et al. Segregation stabilizes nanocrystalline bulk steel with near theoretical strength. *Phys Rev Lett*, 2014, 113: 106104
- 47 Goto S, Kirchheim R, Al-Kassab T, et al. Application of cold drawn lamellar microstructure for developing ultra-high strength wires. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2007, 17: 1129–1138
- 48 Xiang L, Liang L W, Wang Y J, et al. One-step annealing optimizes strength-ductility tradeoff in pearlitic steel wires. *Mater Sci Eng-A*, 2019, 757: 1–13
- 49 Yue X, Tong X L, Yang J L, et al. Optimization of heat treatment process for Ti-1300F high strength titanium alloy wire (in Chinese). *Titan Ind Prog*, 2021, 38: 23–28 [岳旭, 同晓乐, 杨嘉路, 等. Ti-1300F高强度合金丝材热处理工艺优化. *钛工业进展*, 2021, 38: 23–28]
- 50 Xing Z B, Kong L W, Chang Y Q, et al. Preparation and mechanical properties of ultra-high strength superalloy fibers. *J Alloys Compd*, 2023, 960: 170930
- 51 Hagiwara M, Inoue A, Masumoto T. Production of amorphous CoSiB and CoMSiB ($M \equiv$ Group IV – VIII transition metals) wires by a method employing melt spinning into rotating water and some properties of the wires. *Mater Sci Eng*, 1982, 54: 197–207
- 52 Wang H, Qin F X, Xing D W, et al. Relating residual stress and microstructure to mechanical and giant magneto-impedance properties in cold-drawn Co-based amorphous microwires. *Acta Mater*, 2012, 60: 5425–5436

- 53 Embury J D, Fisher R M. The structure and properties of drawn pearlite. *Acta Metall*, 1966, 14: 147–159
- 54 Nam W J, Song H R, Bae C M. Effect of microstructural features on ductility of drawn pearlitic carbon steels. *ISIJ Int*, 2005, 45: 1205–1210
- 55 Chen Y Z, Csiszár G, Cizek J, et al. On the formation of vacancies in α -ferrite of a heavily cold-drawn pearlitic steel wire. *Scripta Mater*, 2011, 64: 390–393
- 56 Chen Y Z, Csiszár G, Cizek J, et al. Defects in carbon-rich ferrite of cold-drawn pearlitic steel wires. *Metall Mater Trans A*, 2013, 44: 3882–3889
- 57 Tvergaard V, Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall*, 1984, 32: 157–169
- 58 Jun W K, Willens R H, Duwez P. Non-crystalline structure in solidified gold–silicon alloys. *Nature*, 1960, 187: 869–870
- 59 Ma H, Shi L L, Xu J, et al. Discovering inch-diameter metallic glasses in three-dimensional composition space. *Appl Phys Lett*, 2005, 87: 181915
- 60 Zhang B, Zhao D Q, Pan M X, et al. Amorphous metallic plastic. *Phys Rev Lett*, 2005, 94: 205502
- 61 Lu Z P, Liu C T, Thompson J R, et al. Structural amorphous steels. *Phys Rev Lett*, 2004, 92: 245503
- 62 Wang W H. Correlations between elastic moduli and properties in bulk metallic glasses. *J Appl Phys*, 2006, 99: 093506
- 63 Tang X C, Meng L Y, Yao X H. Damage evolution during the dynamic tensile fracture (spallation) of metallic glasses (in Chinese). *Chin Sci Bull*, 2021, 66: 1847–1860 [唐晓畅, 孟令怡, 姚小虎. 金属玻璃动态拉伸断裂(层裂)中的损伤演化行为. 科学通报, 2021, 66: 1847–1860]
- 64 Qiao J C, Zhang L T, Tong Y, et al. Mechanical properties of amorphous alloys: In the framework of the microstructure heterogeneity (in Chinese). *Adv Mech*, 2022, 52: 117–152 [乔吉超, 张浪淳, 童钰, 等. 基于微观结构非均匀性的非晶合金力学行为. 力学进展, 2022, 52: 117–152]
- 65 Makino A, Chang C, Kubota T, et al. Soft magnetic Fe–Si–B–P–C bulk metallic glasses without any glass-forming metal elements. *J Alloys Compd*, 2009, 483: 616–619
- 66 Yang Z Y, Wang Y J, Dai L H. Susceptibility of shear banding to chemical short-range order in metallic glasses. *Scripta Mater*, 2019, 162: 141–145
- 67 Schroeder V, Gilbert C J, Ritchie R O. Comparison of the corrosion behavior of a bulk amorphous metal, $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10}Be_{22.5}$, with its crystallized form. *Acta Metall*, 1998, 38: 1481–1485
- 68 Jiang M Q, Dai L H. Mechanics of amorphous solids (in Chinese). *Chin Sci Bull*, 2022, 67: 2578–2593 [蒋敏强, 戴兰宏. 非晶态固体力学. 科学通报, 2022, 67: 2578–2593]
- 69 Pampillo C A, Chen H S. Comprehensive plastic deformation of a bulk metallic glass. *Mater Sci Eng*, 1974, 13: 181–188
- 70 Goto T, Nagano M, Wehara N. Mechanical properties of amorphous $Fe_{80}P_{16}C_3B_1$ filament produced by glass-coated melt spinning. *Trans JIM*, 1977, 18: 759–764
- 71 Masumoto T, Ohnaka I, Inoue A, et al. Production of PdCuSi amorphous wires by melt spinning method using rotating water. *Scripta Metall*, 1981, 15: 293–296
- 72 Inoue A, Hagiwara M, Masumoto T. Production of Fe–P–C amorphous wires by in-rotating-water spinning method and mechanical properties of the wires. *J Mater Sci*, 1982, 17: 580–588
- 73 Waseda Y, Ueno S, Hagiwara M, et al. Formation and mechanical properties of Fe- and Co-base amorphous alloy wires produced by in-rotating-water spinning method. *Prog Mater Sci*, 1990, 34: 149–260
- 74 Liao W, Zhao Y, He J, et al. Tensile deformation behaviors and damping properties of small-sized Cu–Zr–Al metallic glasses. *J Alloys Compd*, 2013, 555: 357–361
- 75 Lu Z C, Li D R, Zhou S X. Development status and application prospect of amorphous soft magnetic alloy wire at home and abroad (in Chinese). *Adv Mater Ind*, 1990, 2: 123–126 [卢志超, 李德仁, 周少雄. 非晶软磁合金线材的国内外发展现状及应用展望. 新材料产业, 1990, 2: 123–126]
- 76 Yeh J, Chen S, Lin S, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: Novel alloy design concepts and outcomes. *Adv Eng Mater*, 2004, 6: 299–303
- 77 Cantor B, Chang I T H, Knight P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Mater Sci Eng-A*, 2004, 375–377: 213–218
- 78 Gludovatz B, Hohenwarter A, Catoor D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications. *Science*, 2014, 345: 1153–1158
- 79 Chen J X, Li T, Tan Y Y, et al. Tailoring nanoprecipitates to achieve ultrahigh strength $(CoCrNi)_{94.5}W_3Ta_{2.5}$ medium-entropy alloys. *Mater Sci Eng-A*, 2024, 892: 146046
- 80 George E P, Raabe D, Ritchie R O. High-entropy alloys. *Nat Rev Mater*, 2019, 4: 515–534
- 81 Zhang T W, Jiao Z M, Chang H, et al. Mechanical behavior of large-gradient nanostructured high entropy alloys prepared by high velocity impact (in Chinese). *Chin Sci Bull*, 2023, 68: 3125–3136 [张团卫, 焦志明, 常慧, 等. 高速撞击诱导大梯度纳米结构化高熵合金的力学行为. 科学通报, 2023, 68: 3125–3136]
- 82 Wang R, Jiang H B, Yao T, et al. Recent progress in high-entropy nanomaterials for electrocatalysis (in Chinese). *Chin Sci Bull*, 2023, 68: 2341–2353 [王然, 姜慧斌, 姚泰, 等. 高熵纳米材料的电催化应用及研究进展. 科学通报, 2023, 68: 2341–2353]
- 83 Bu Y Q, Wang H T. Short-range order in multicomponent alloys (in Chinese). *Adv Mech*, 2021, 51: 915–919 [卜叶强, 王宏涛. 多元合金中的

- 化学短程有序. *力学进展*, 2021, 51: 915–919]
- 84 Wang X S, Wang Y J. Disorder-order transition in multiprincipal element alloy: A free energy perspective. *Phys Rev Mater*, 2023, 7: 33606
- 85 Qiao Y, Chen Y, Cao F H, et al. Dynamic behavior of CrMnFeCoNi high-entropy alloy in impact tension. *Int J Impact Eng*, 2021, 158: 104008
- 86 Liu X F, Tian Z L, Zhang X F, et al. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy. *Acta Mater*, 2020, 186: 257–266
- 87 Zhang Z, Sheng H, Wang Z, et al. Dislocation mechanisms and 3D twin architectures generate exceptional strength-ductility-toughness combination in CrCoNi medium-entropy alloy. *Nat Commun*, 2017, 8: 14390
- 88 Fleck N A, Muller G M, Ashby M F, et al. Strain gradient plasticity: Theory and experiment. *Acta Metall Mater*, 1994, 42: 475–487
- 89 Hall E O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. *Proc Phys Soc B*, 1951, 64: 747–753
- 90 Lederer M, Gröger V, Khatibi G, et al. Size dependency of mechanical properties of high purity aluminium foils. *Mater Sci Eng-A*, 2010, 527: 590–599
- 91 Wu X L, Zhu Y T, Wei Y G, et al. Strong strain hardening in nanocrystalline nickel. *Phys Rev Lett*, 2009, 103: 205504
- 92 Naeem M, He H, Zhang F, et al. Cooperative deformation in high-entropy alloys at ultralow temperatures. *Sci Adv*, 2020, 6: eaax4002
- 93 Williams J C, Baggerly R G, Paton N E. Deformation behavior of HCP Ti-Al alloy single crystals. *Metall Mater Trans A*, 2002, 33: 837–850
- 94 Wu X, Yang M, Yuan F, et al. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility. *Proc Natl Acad Sci USA*, 2015, 112: 14501–14505
- 95 Calcagnotto M, Adachi Y, Ponge D, et al. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging. *Acta Mater*, 2011, 59: 658–670
- 96 Lu K. Making strong nanomaterials ductile with gradients. *Science*, 2014, 345: 1455–1456
- 97 Liu D, He Y, Dunstan D J, et al. Anomalous plasticity in the cyclic torsion of micron scale metallic wires. *Phys Rev Lett*, 2013, 110: 244301
- 98 Chen Y, Kraft O, Walter M. Size effects in thin coarse-grained gold microwires under tensile and torsional loading. *Acta Mater*, 2015, 87: 78–85
- 99 Guo S, He Y, Tian M, et al. Size effect in cyclic torsion of micron-scale polycrystalline copper wires. *Mater Sci Eng-A*, 2020, 792: 139671
- 100 Wang C, Wang C, Xu J, et al. Plastic deformation size effects in micro-compression of pure nickel with a few grains across diameter. *Mater Sci Eng-A*, 2015, 636: 352–360
- 101 Schuster B E, Wei Q, Ervin M H, et al. Bulk and microscale compressive properties of a Pd-based metallic glass. *Scripta Mater*, 2007, 57: 517–520
- 102 Volkert C A, Donohue A, Spaepen F. Effect of sample size on deformation in amorphous metals. *J Appl Phys*, 2008, 103: 083539
- 103 Jang D, Greer J R. Transition from a strong-yet-brittle to a stronger-and-ductile state by size reduction of metallic glasses. *Nat Mater*, 2010, 9: 215–219
- 104 Brenner S S. Tensile strength of whiskers. *J Appl Phys*, 1956, 27: 1484–1491
- 105 Cosserat E M P, Cosserat F. *Théorie des corps déformables*. Hermann, Paris, 1909
- 106 Toupin R A. Elastic materials with couple-stresses. *Arch Rational Mech Anal*, 1962, 11: 385–414
- 107 Mindlin R D. Micro-structure in linear elasticity. *Arch Rational Mech Anal*, 1964, 16: 51–78
- 108 Fleck N A, Hutchinson J W. Strain gradient plasticity. *Adv Appl Mech*, 1997, 33: 295–361
- 109 Gudmundson P. A unified treatment of strain gradient plasticity. *J Mech Phys Solids*, 2004, 52: 1379–1406
- 110 Gurtin M E, Anand L. Thermodynamics applied to gradient theories involving the accumulated plastic strain: The theories of Aifantis and Fleck and Hutchinson and their generalization. *J Mech Phys Solids*, 2009, 57: 405–421
- 111 Fleck N A, Willis J R. A mathematical basis for strain-gradient plasticity theory. Part II: Tensorial plastic multiplier. *J Mech Phys Solids*, 2009, 57: 1045–1057
- 112 Aifantis E C. On the microstructural origin of certain inelastic models. *J Eng Mater Technol*, 1984, 106: 326–330
- 113 Acharya A. Lattice incompatibility and a gradient theory of crystal plasticity. *J Mech Phys Solids*, 2000, 48: 1565–1595
- 114 Chen S H, Wang T C. A new hardening law for strain gradient plasticity. *Acta Mater*, 2000, 48: 3997–4005
- 115 Chen S H, Wang T C. A new deformation theory with strain gradient effects. *Int J Plast*, 2002, 18: 971–995
- 116 Liu D, He Y, Dunstan D J, et al. Toward a further understanding of size effects in the torsion of thin metal wires: An experimental and theoretical assessment. *Int J Plast*, 2013, 41: 30–52
- 117 Ban H, Peng Z, Fang D, et al. A modified conventional theory of mechanism-based strain gradient plasticity considering both size and damage effects. *Int J Solids Struct*, 2020, 202: 384–397
- 118 Liu J X, ElSayed T. A strain gradient plasticity theory with application to wire torsion. *Int J Damage Mech*, 2015, 24: 512–528
- 119 Ding L, Yu C, Zhang X, et al. Incremental strain gradient plasticity model and torsion simulation of copper micro-wires. *Int J Mech Sci*, 2023, 239: 107891
- 120 Hua F, Liu D. On dissipative gradient effect in higher-order strain gradient plasticity: The modelling of surface passivation. *Acta Mech Sin*, 2020, 36: 840–854

Summary for “高强金属丝材的力学行为与变形机理”

Mechanical behavior and deformation mechanism of high-strength metallic wires

Jin-Xi Chen^{1,2}, Bin Xu^{1,2}, Lan-Hong Dai^{1,2} & Yan Chen^{1,2*}

¹ State Key Laboratory of Nonlinear Mechanics, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;

² School of Engineering Science, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 101408, China

* Corresponding author, E-mail: chenyan@lnm.imech.ac.cn

Metallic wires, as a distinctive type of structural and functional materials, have a long history and play irreplaceable roles in the fields of energy, transportation, marine vessels and so on. With the development of national strategic demands, the new generation of major equipment faces challenges in extreme service environments, such as deep space, deep sea and polar regions, and the corresponding harsh application scenarios, i.e., high-speed impact, cryogenic temperature and corrosion, etc., pose significant challenges to the service reliability of high-strength metallic wires. Therefore, not only to provide adequate supports for most challenged structural applications, but also to save material cost, developing high-performance metallic wires and revealing their mechanical behavior have been pressing and vital subjects. Up to date, researchers have invented numerous wire preparation technologies, including the drawing method, glass coated method, rotating water melt-spinning method, melt-extraction method and drawing method in the supercooled liquid region, leading to the emergence of various high-performance metallic wires, such as traditional pearlitic steel wires, amorphous alloy wires and high entropy alloy wires, etc. Among high-strength metallic wires, conventional pearlitic steel wires currently hold the world record for the highest tensile strength of metallic wires, while novel high entropy alloy wires have successfully addressed the strength-ductility trade-off dilemma among traditional wires, as well as the issues of low-temperature brittleness, showing great application potential under harsh service circumstances. Due to the different microstructures and physical and chemical properties, different types of metallic wires exhibit unique mechanical behaviors and complex plastic deformation mechanisms. The high strength of polycrystalline alloy wires, e.g., pearlitic steel wires and high entropy alloy wires, primarily arises from multiple strengthening mechanisms, such as boundary hardening, dislocation hardening, precipitation strengthening, etc., while the high strength of amorphous alloy wires stems from their intrinsic atomic disordered structures. The plastic deformation of polycrystalline alloy wires is characterized by a variety of complex plastic deformation mechanisms, including dislocation motion, propagation of stacking faults, deformation twinning, phase transformation and their interactions, while the plastic deformation of amorphous alloy wires is mainly related to the activation and aggregation of flow defects. In order to further enhance the strength and ductility of metallic wires, researchers have proposed amounts of effective methods, such as regulating alloy composition, refining microstructures and designing non-uniform structures. As the diameter of metallic wire decreases, a deformation size effect becomes apparent, then the strain-gradient plasticity theory that considers this size effect has been developed and effectively applied to describe the mechanical behavior of these metallic wires. In this paper, the development history and preparation technologies of metallic wires, and mechanical behaviors, plastic deformation mechanisms and constitutive models of typical high-strength metallic wires are reviewed and summarized. Some prospects for future research are further put forward, e.g., developing brand-new high-strength metallic wires with a better combination of strength and plasticity, conducting comprehensive and extensive mechanical tests of high-strength metallic wires (including fatigue assessments and impact tests), and establishing effective constitutive models for high-strength metallic wires based on plastic deformation mechanisms.

metallic wires, preparation technologies, mechanical behaviors, plastic deformation mechanisms, constitutive model

doi: [10.1360/TB-2024-0138](https://doi.org/10.1360/TB-2024-0138)