

DOI: 10.11883/bzycj-2020-0414

高熵合金冲击变形行为研究进展*

陈海华, 张先锋, 刘 闯, 林琨富, 熊 玮, 谈梦婷

(南京理工大学机械工程学院, 江苏 南京 210094)

摘要: 高熵合金作为一种多主元合金, 突破了传统合金单主元的设计思想, 体现出不同于传统合金的优异性能, 特别在高温、高压、高应变率等极端环境中有着良好的应用前景。从微观、细观与宏观尺度分析高熵合金的冲击变形特性对于其工程应用具有重要的指导作用, 主要涉及元素效应、细观结构以及高温高应变率条件对高熵合金冲击损伤演化、微观结构变化和冲击变形演化过程的影响机制。元素效应主要讨论了原子半径差异较大的金属与非金属元素对高熵合金冲击变形行为的影响; 根据细观结构不同, 将高熵合金分为单相与多相结构, 单相高熵合金为塑性较好的面心立方 (face centered cubic, FCC) 结构、强度较高的体心立方 (body centered cubic, BCC) 与密排六方 (hexagonal close-packed, HCP) 结构。多相高熵合金的细观结构为这三种单相结构或者与其他相的组合, 多相高熵合金的协同变形能够使其获得更为优异的综合力学性能。高温与高应变率作为外部条件对高熵合金的影响与其他金属相似, 高温促进材料软化而高应变率促进材料硬化, 部分高熵合金在高温下具有更优异的抗变形能力。针对高熵合金的冲击特性, 总结了目前高熵合金在国防工程冲击领域的应用, 归纳了高熵合金冲击变形行为研究存在的问题, 并进一步对高熵合金在极端条件下的应用进行了展望。

关键词: 高熵合金; 动态力学行为; 冲击破坏; 损伤演化; 微观变形

中图分类号: O382; TJ410

国标学科代码: 13035

文献标志码: A

Research progress on impact deformation behavior of high-entropy alloys

CHEN Haihua, ZHANG Xianfeng, LIU Chuang, LIN Kunfu, XIONG Wei, TAN Mengting

(Department of Mechanical Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, China)

Abstract: As a kind of multi-principal component alloy, high-entropy alloy breaks through the design idea of traditional single-principal component alloys, and shows excellent properties different from traditional alloy. It has a good application prospect in extreme environments including high temperature, high pressure and high strain rate. Analyzing the impact deformation characteristics of high entropy alloy from micro, meso and macro scale is of great importance for its engineering application, which includes the influences of the element effect, macrostructure and high temperature and high strain rate conditions on the impact damage evolution, microstructure change and impact deformation evolution process of high entropy alloys. In terms of the effect of elements on the mechanical properties of high entropy alloys, the effect of the great difference between the atomic radius of metal and nonmetal elements on the impact deformation is mainly discussed. According to the micro scale structure, the high entropy microstructure of single-phase alloy can be divided into face centered cubic (FCC) structure with better plasticity and body centered cubic (BCC) and hexagonal close-packed (HCP) structure with higher strength. The microstructure of multiphase high entropy alloy is the combination of these three single-phase structures and other phases. The cooperative deformation of multiphase high entropy alloy ensures it to obtain more excellent comprehensive mechanical properties. High temperature and high strain rate as external conditions exhibit similar effect on the high-entropy alloy and other metals. High temperature promotes material softening, while the high strain rate promotes material hardening.

* 收稿日期: 2020-11-11; 修回日期: 2021-01-21

基金项目: 国家自然科学基金重大项目 (11790292); 国家自然科学基金委员会与中国工程物理研究院联合基金 (U1730101)

第一作者: 陈海华 (1994—), 男, 博士研究生, chhzy201609@njjust.edu.cn

通信作者: 张先锋 (1978—), 男, 教授, lynx@njjust.edu.cn

Some high entropy alloys have better mechanical properties at high temperature. According to the impact characteristics of high-entropy alloy, the applications of high-entropy alloy in the field of national defense engineering impact are summarized. The existing problems in the research of impact deformation behavior of high-entropy alloy are analyzed, and the applications of high-entropy alloy in extreme conditions are prospected.

Keywords: high-entropy alloy; dynamic mechanical behavior; impact failure; damage evolution; micro-deformation

国防、空天以及重要装备技术的发展对金属材料的强韧度提出了更高的要求。为了突破传统合金强韧化极限,开展了一系列提高金属材料强韧性的方法。近年来,高熵合金^[1-2](high-entropy alloy, HEA)的出现为破解金属材料强度与韧性的制约关系提供了一条崭新的途径。高熵合金的多主元设计理念和高混合熵效应,使其在很多方面具有潜在的应用价值,被认为是最近几十年来合金化理论的三大突破之一^[3]。高熵合金拥有传统合金中没有的多主元效应,其组织结构呈现出不同于传统合金的特点。在动态加载条件下,各组分的基本特性以及它们之间的相互作用使高熵合金呈现出一种复杂的效应^[4-6],研究者^[7-9]通过观察位错运动和原子计算,发现非螺旋位错以及位错滑移中具有众多的滑移面,并通过浓度波调控机制提升高熵合金的强韧度,扩大了高熵合金的应用范围。高熵合金的变形模式也会随加载条件的不同而改变,研究其冲击变形行为特别是动态力学行为和断裂破坏特性,对深入理解高熵合金在极端复杂条件下的动态响应具有重要的指导意义。

虽然高熵合金具有优异的力学性能,但对其变形行为的研究较少,而高熵合金的冲击变形行为是影响其未来在国防装备、航空航天领域应用的重要因素。目前高熵合金在极端条件下的应用已引起关注,尤其是具有高强韧性以及在高温下呈现较好的相的稳定性的合金^[10-13]。由于化学成分、原子结构以及内部微细观组织是决定金属材料性能的内在基本因素,因此本文中将以高熵合金的冲击变形行为为主要论述对象,从微观层面的元素效应、细观层面的相的结构效应以及宏观层面高应变率与高温的影响方面,阐述高熵合金的冲击变形行为,并归纳高熵合金在军事领域的工程应用,提出高熵合金冲击变形行为研究目前存在的问题以及未来的发展方向。

1 高熵合金变形行为的元素效应

高熵合金与传统合金最主要的区别在于其多主元特性,即各个元素在合金中所占的比例近似,这一设计理念贯穿整个高熵合金的发展历史。随着对高熵合金研究的深入,为了提升高熵合金的综合力学性能,研究人员通过在高熵合金中添加不同元素,使基体材料局部发生点阵畸变,从而增大变形时的位错阻力,进而提高冲击状态下高熵合金的抗变形能力。然而高熵合金强度不会随着合金元素的数量单调增加(即构型熵)。例如,三元合金 CrCoNi 的强度高于五元 Cantor 合金(CrMnFeCoNi)和所有三种四元合金(FeNiCoCr、NiCoCrMn 和 FeNiCoMn)。同时相同元素含量的合金具有明显不同的强度:FeNiCoCr 的强度大于 FeNiCoMn, CrCoNi 的强度比 MnFeNi 大得多。高熵合金的力学特性不是由合金元素的数量决定的,而是由元素的类型决定的^[14-15],添加较少但种类匹配较好的元素可使合金的强度更高。通过比较添加元素的原子直径和基体高熵合金中原子直径的大小,可以将添加元素分为两类:Al、Mn 等大直径原子金属元素;C、O 等小直径原子非金属元素。

1.1 大尺寸金属元素对高熵合金变形行为的影响

基于 FeNiCoCr 高熵合金,探索添加不同种类以及比例的金属元素对其力学特性的影响,图 1~4 展示了 FeNiCoCr、AlCoCrFeNi 和 FeCoNiCrMn 高熵合金在动态冲击下的应力应变特性。Zhang 等^[16]研究了 FeNiCoCr 高熵合金的静动态力学性能,其准静态屈服强度和抗拉强度分别为 217、830 MPa,当应变率为 $6\ 000\ \text{s}^{-1}$ 时,动态屈服强度和抗拉强度分别提升至 440、1 000 MPa。Wang 等^[17]在 FeNiCoCr 基体中添加不同比例的 Al 元素,改善了高熵合金的晶体结构,其强度也随之提高。王璐等^[18]基于 AlCoCrFeNi 高熵合金高应变速率下的动态力学试验,发现 Al 元素的加入显著提高了 FeNiCoCr 高熵合金的冲击变形能力,当应变率达到 $2.53 \times 10^3\ \text{s}^{-1}$ 时,试样的屈服强度约 1 900 MPa,断裂强度 2 618 MPa,断裂应变 0.34。

黄小霞等^[19]基于等原子比 FeCoNiCrMn 高熵合金的动态力学试验发现, Mn 元素的加入对 FeNiCoCr 高熵合金冲击变形能力的提升较 Al 元素更弱, 由应变率 $1\,200\text{ s}^{-1}$ 时的 495 MPa 增加到 $2\,800\text{ s}^{-1}$ 时的 683 MPa, 断裂强度由 $1\,000\sim 1\,200\text{ MPa}$ 提高到 $2\,000\text{ MPa}$, 断裂应变约为 0.38。

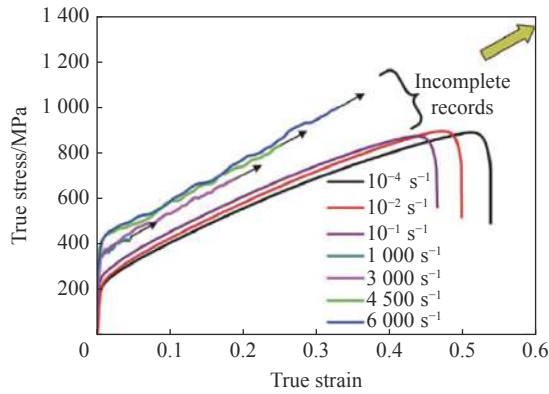


图 1 FeNiCoCr 高熵合金静动态力学性能^[16]

Fig. 1 Static and dynamic mechanical properties of FeNiCoCr high-entropy alloy^[16]

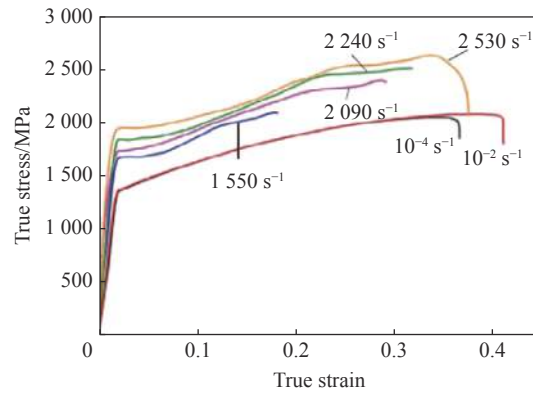


图 2 AlCoCrFeNi 高熵合金静动态力学性能^[18]

Fig. 2 Static and dynamic mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy^[18]

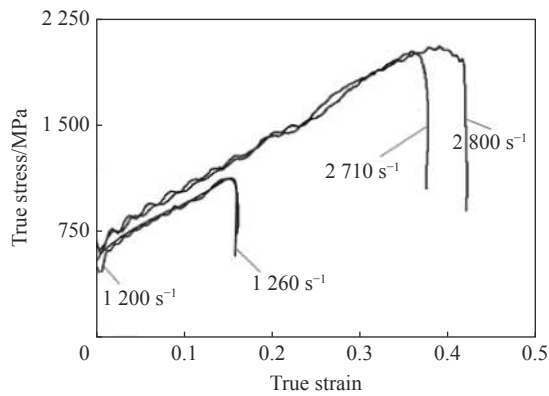


图 3 FeNiCoCrMn 高熵合金动态力学性能^[19]

Fig. 3 Dynamic mechanical properties of FeNiCoCrMn high-entropy alloy^[19]

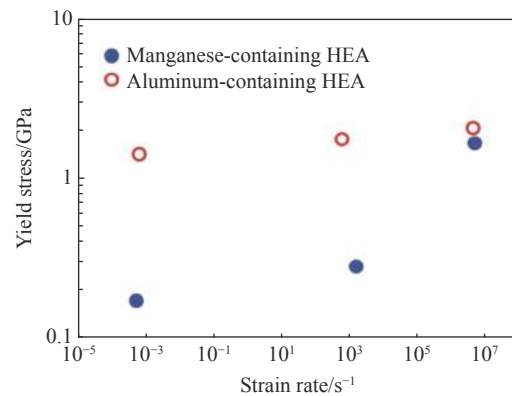


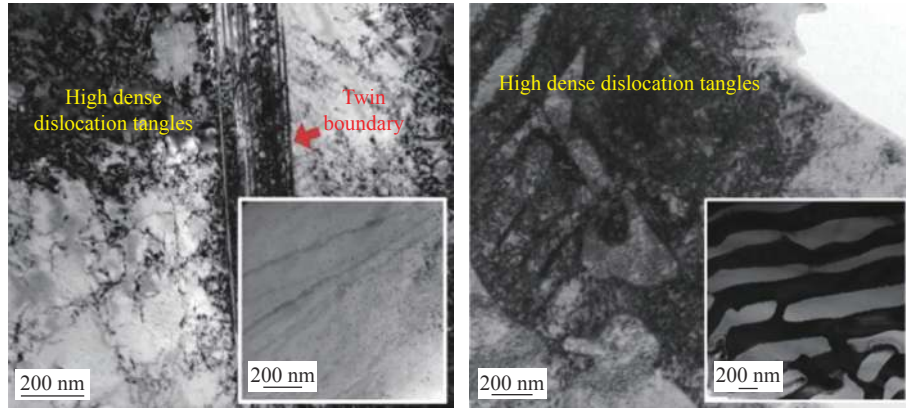
图 4 FeNiCoCrMn 与 FeNiCoCrAl 高熵合金冲击性能对比^[20]

Fig. 4 Impact performance comparison between FeNiCoCrMn and FeNiCoCrAl high-entropy alloy^[20]

Jiang 等^[20]对 FeNiCoCrMn 与 FeNiCoCrAl 两种高熵合金进行冲击压缩试验时发现, 这两种高熵合金试样的屈服应力均表现出应变率敏感性, 且含 Mn 高熵合金在冲击加载下的屈服应力小于含 Al 高熵合金。基于图 5 中对回收试件的微观分析, 发现冲击后试件出现了大量的位错和孪晶。这也验证了在含 Mn 高熵合金中, 位错运动和孪晶是超高应变率下塑性变形的的主要方式; 而在软回收的含 Al 高熵合金样品中, 只观察到高密度缠结位错, 没有可见孪晶, 表明在冲击载荷作用下, 位错运动是造成具有体心立方结构的含 Al 高熵合金塑性变形的的主要原因, 且位错运动的开始需要更高的应力, 从而导致屈服强度的显著提高。

Ding 等^[7]用 Pd 元素代替了 CrMnFeCoNi 高熵合金中的 Mn 元素, 制备了 CrFeCoNiPd 高熵合金, 在 CrMnFeCoNi 合金中, 五种组成元素的分布相对均匀。相比之下, CrFeCoNiPd 合金中 Pd 原子的尺寸和电负性与其他元素明显不同, 均匀性显著降低; 所有五种元素都趋向于表现出更大的聚集, 图 6(a)~(b) 分别展示了 CrMnFeCoNi 和 CrFeCoNiPd 高熵合金中各元素原子分数分布的谱线, 元素分布呈剧烈的浓度波动, 材料内部产生了大量的交滑移。位错保持持续、微小的运动, 材料所受较大应力化解为微小的作用力, 从而赋予材料既强又韧的性能。较大浓度波起伏的 CrFeCoNiPd 合金与 CrMnFeCoNi 相比, 在保证相当水平的塑性变形能力的情况下, 强度提高了 50%(如图 6(c) 所示)。材料通过均匀分布的交滑移来

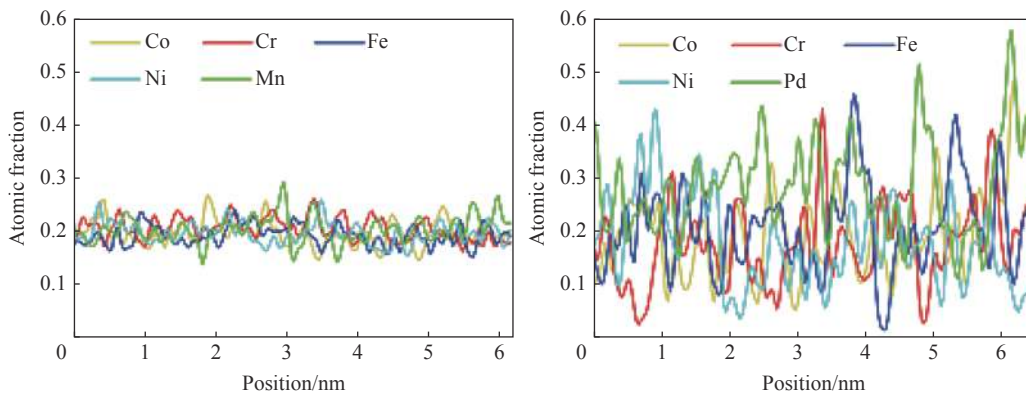
提升强韧性的现象, 是继传统的不全位错滑移、全位错滑移、孪晶变形之后, 发现的一种全新的塑性变形方式。该研究构建起了从原子到微观结构再到宏观性能的系统化研究, 建立了通过浓度波调控强韧性的机制, 并成功提高了材料的强韧性, 改善了材料性能。



(a) Comparison between pre-loading FCC-structured manganese-containing HEA sample and sample recovered from 11.7 GPa (b) Comparison between pre-loading BCC-structured aluminum-containing HEA sample and sample recovered from 10.4 GPa

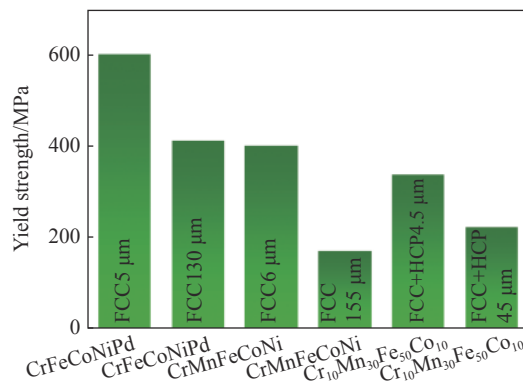
图 5 变形与未变形样品 TEM 显微结构特征^[20]

Fig. 5 TEM images showing different microstructural features in the deformed and undeformed samples^[20]



(a) Line profiles of atomic fraction of individual elements taken from the CrMnFeCoNi EDS maps

(b) Line profiles of atomic fraction of individual elements taken from the CrFeCoNiPd EDS maps



(c) Comparison of yield strength between the CrFeCoNiPd alloy and other related HEAs

图 6 CrMnFeCoNi 与 CrFeCoNiPd 高熵合金的对比^[7]

Fig. 6 Comparison of CrMnFeCoNi with CrFeCoNiPd HEA^[7]

1.2 小尺寸非金属元素对高熵合金变形行为的影响

高熵合金对大尺寸原子的固溶量较少,其固溶强化效应较弱。而 C、O、H 等小尺寸的原子则可以大量固溶于高熵合金基体中,且在金属中产生较大的晶格畸变,但关于被小尺寸非金属元素强化后高熵合金的冲击变形行为的研究较少。Wang 等^[21]研究了 $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6\text{C}_x$ ($x=0, 0.07, 0.16, 0.30, 0.55, 1.1$) 高熵合金,图 7 为该系列高熵合金准静态压缩下的应力应变曲线,从图中可以发现,随着 C 含量的增加,晶格摩擦力增大,位错结构进一步细化,合金的强度与塑性都随之增加。Stepanov 等^[22]通过在 CoCrFeNiMn 添加 C 元素,利用 C 元素的固溶强化效应以及产生较高位错密度的优势提升了合金的强度,与低温轧制的 CoCrFeNiMn 合金几乎具有相同的强度。Fan 等^[23]研究了 AlFeCoNiC_x ($x=0, 0.02, 0.04, 0.08, 0.17$) 高熵合金在凝固状态下的组织和力学行为,随着 C 元素含量的增加,材料的强度和压缩应变都显著增加(见图 8)。经过对试件抗压特性的测试,得到了力学性能优异的高熵合金材料 $\text{AlFeCoNiC}_{0.08}$,其被压缩后的试样微观结构如图 9(b) 所示,与不含 C 元素的 AlFeCoNi 高熵合金微观结构(如图 9(a) 所示)存在显著差异,其中 DR(图 9(d))与 ID(图 9(e))区域分别属于剪切区域和变形区域,该合金的延展性可部分归因于连续的超细多孔结构(ID 区域),DR 区还存在大量高密度交叉分布的撕裂短边,这将增加断裂过程中的界面能,并最终导致该合金压缩强度和应变的提升,试验测得该合金屈服强度、断裂强度和断裂应变分别为 1 115 MPa、2 517 MPa 和 0.488。而当 C 元素含量增加至 0.17% 时,合金中析出了石墨(如图 9(c) 所示),石墨的存在降低了 $\text{AlFeCoNiC}_{0.17}$ 合金的力学性能。C 元素的适量加入促进了合金强度与塑性的提升,C 元素加入过量,即析出 C 单质的物质,合金整体力学性能下降。

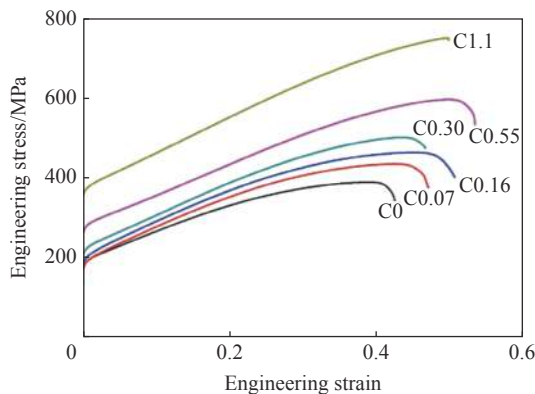


图 7 $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ 高熵合金的工程应力应变曲线^[21]

Fig. 7 Typical true stress as a function of true strain for carbon-doped $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ HEAs^[21]

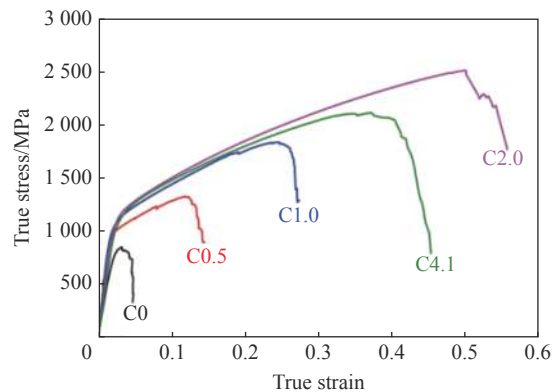


图 8 室温下 AlFeCoNiC_x ($x=0, 0.02, 0.04, 0.08$ 和 0.17) 合金的压缩真应力应变曲线^[23]

Fig. 8 Compressive true stress-strain curves of the AlFeCoNiC_x ($x=0, 0.02, 0.04, 0.08, \text{ and } 0.17$) alloys at room temperature^[23]

Xie 等^[24]采用机械合金化(MA)和真空热压烧结(VHPS)相结合的方法,成功合成了 $\text{CoCrFeNiMnN}_{0.1}$ 高熵合金,如图 10 所示,与相同方法生产的 CoCrFeNiMn 高熵合金相比,屈服应力、极限抗压强度分别提高了 203、115 MPa。该合金显微组织中含有微量的 Cr_{23}C_6 碳化物,真空热压烧结后析出 σ 相和 Cr_2N 相,多相的析出使得合金的力学性能得到明显的提升。Chen 等^[25]研究了 $\text{ZrTiHfV}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_x$ ($x=0.05, 0.1, 0.2$) 合金的组织 and 力学性能,并证实氧原子溶解在高熵合金的晶格中,在室温和高温下,氧含量的增加增强了合金的间隙强化效应,屈服强度显著增加,但压缩塑性降低,氧的间隙强化作用比碳和硅更加强烈。

因此,元素差异是造成不同高熵合金性能差异的根本原因,对由大尺寸金属元素构成的高熵合金的冲击变形行为研究较多,该类高熵合金均表现出明显的应变率强化效应。以 FeNiCoCr 为基体的高熵合金为例,等原子比的 Al 元素的加入对于该类合金冲击变形的强化作用更明显。在低应变率状态下,小尺寸非金属元素的加入对高熵合金强度的提升幅度高于大尺寸金属元素,可以归结为间隙固溶强化

效应大于置换固溶强化效应^[6]。元素效应对高熵合金冲击行为的影响可以归结为, 通过将不同原子引入到基体材料的点阵结点或间隙之中产生晶格畸变, 原子尺寸的大小与晶格畸变的剧烈程度相关, 同时对于元素分布的均匀性具有较大的影响, 进而在材料受冲击的过程中改变位错或孪晶的形成以及传播形式, 在宏观上体现为塑性变形以及破坏形式的差异, 最终影响材料的冲击变形行为。具有间隙固溶强化效应的高熵合金在准静态加载下的力学性能较好, 而此类高熵合金在冲击状态下的力学特性还未见报道, 是否会表现出与置换固溶强化高熵合金类似的应变率强化效应或者发生脆韧转化仍有待进一步探索。

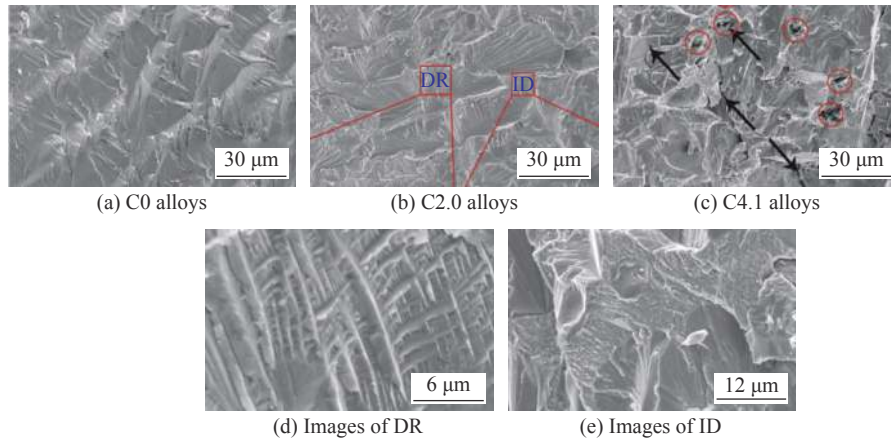


图 9 AlFeCoNiC_x 高熵合金断口扫描电镜显微图像^[23]

Fig. 9 SEM micrographs of fracture surface of the AlFeCoNiC_x high-entropy alloys^[23]

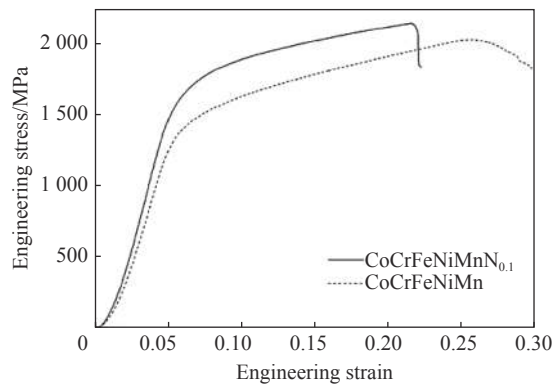


图 10 CoCrFeNiMn 高熵合金室温压缩工程应力应变曲线^[24]

Fig. 10 Room-temperature compressive engineering stress-strain curves of CoCrFeNiMn HEA and CoCrFeNiMn_{0.1} HEA^[24]

2 高熵合金变形行为的微观结构效应

内部微细观组织是决定金属材料性能的重要因素之一, 高熵合金内部细观组织对其冲击变形行为的影响显著, 其变形行为与传统合金的区别在于其多主元成分的随机分布导致局部 Peierls 应力波动, 从而使得位错在运动过程中局部受阻, 增大了高熵合金变形过程中的阻力。多相高熵合金与传统二元合金以及第二相增强材料的区别在于其相与相之间的相容性, 这与合金中第二相的产生过程相关。传统二元合金与第二相析出强化的高熵合金类似, 相与相之间的相容性较好, 第二相与基体之间有一定的晶体学位向关系。第二相增强材料的基体与增强相之间的相容性较差, 没有特定的晶体学位向关系, 与弥散强化的高熵合金类似, 其在塑性变形时只能被位错线绕过而无法被切割, 材料容易过早发生塑性失稳。

2.1 单相高熵合金变形行为的微观结构效应

单相高熵合金主要分为 FCC(面心立方)、BCC(体心立方) 以及 HCP(密排六方) 这三种结构, 单相 FCC 高熵合金往往塑性较好而强度较低, BCC 高熵合金强度高而塑性较差, 对 HCP 高熵合金的研究较少。CoCrFeMnNi 为典型的单相 FCC 高熵合金^[26], 准静态条件下, 该高熵合金具有较高的屈服强度; 在动态压缩过程中存在位错硬化、孪晶硬化和热软化三种变形机制, 这三者之间具有竞争性, 且在动态变形中存在黏性阻力效应。孪晶的产生意味着合金能够拥有较高的加工硬化能力, 图 11 展示了准静态与动态变形下 CoCrFeMnNi 高熵合金的形变孪晶。在准静态条件下形成孪晶需要较大的应变, 而在动态变形下需要的应变相对较小, 因而在动态条件下更容易达到临界孪晶应力。在变形初期, 合金由于孪晶的形成而表现出较高的加工硬化率, 但随着应变的进一步增加, 热软化效应逐渐占主导地位, 在动态变形结束时形成绝热剪切带。

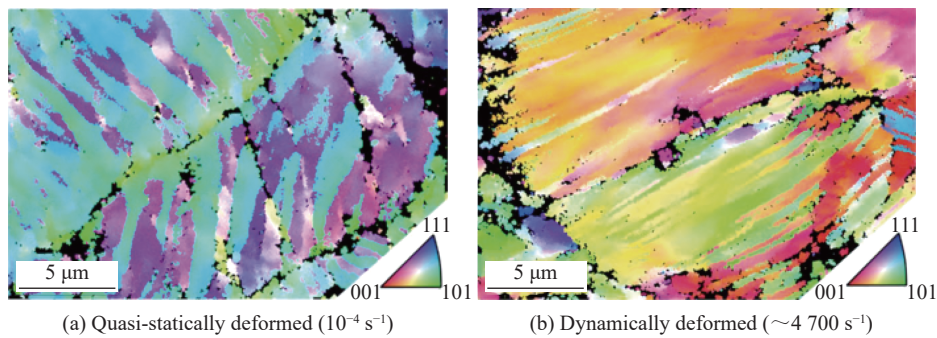
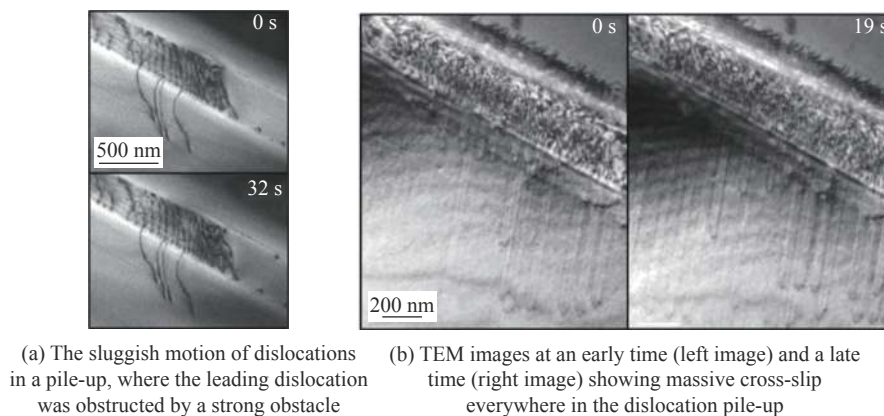


图 11 反极图显示样品 CD 平面上的形变孪晶^[26]

Fig. 11 Inverse pole figure maps showing deformation twinning on the CD planes of samples^[26]

Ding 等^[7] 基于原位透射电镜应变实验, 发现 CrFeCoNiPd 合金 (单相 FCC 结构) 在变形早期存在大量螺旋位错的交叉滑移现象。如图 12(a) 所示, 持续形成的位错堆积促进了这种横向滑移。由于主滑移面上的位错对其运动具有很高的阻力, 堆积中的许多位错产生了交叉滑移。图 12(b) 显示了沿着位错堆积分布在各处的大规模横向滑移的透射电镜图像, 交叉滑移位错经历了二次交叉滑移后, 导致复杂的位错相互作用。频繁的横向滑移和随后的位错相互作用促进了应变硬化, 这是增强拉伸延展性和韧性的可靠来源。



(a) The sluggish motion of dislocations in a pile-up, where the leading dislocation was obstructed by a strong obstacle

(b) TEM images at an early time (left image) and a late time (right image) showing massive cross-slip everywhere in the dislocation pile-up

图 12 透射电镜图像的位错与交叉滑移现象^[7]

Fig. 12 Dislocation and cross-slip phenomenon of TEM^[7]

BCC 高熵合金以难熔高熵合金为主, WNbMoTa 和 WNbMoTaV^[10-11] 为典型的 BCC 单相高熵合金。在室温条件下的变形过程中, WNbMoTa 和 WNbMoTaV 合金的屈服应力分别为 1 058、1 246 MPa, 但塑

性应变的极限约 2.0% 和 1.5%。通过沿几乎平行于压缩方向表面开裂的准解理断裂可以判定, 断裂发生在拉伸应力下, BCC 难熔高熵合金的脆韧转变温度高于室温, 这种明显的软化行为伴随着样品侧面材料的剥落, 模糊了压缩过程中应力的测量以及样品的动态再结晶。这两种材料在 1 400 °C 下的压缩变形后的微观结构如图 13 所示, 晶界滑移发生在脆韧转变温度下, 是孔隙形成和沿晶界断裂的主要原因, 再加上在 1 400 °C 时仍保留有枝晶结构, 证实这些合金的高构型熵能够强烈抑制成分扩散率以适应晶界滑动。

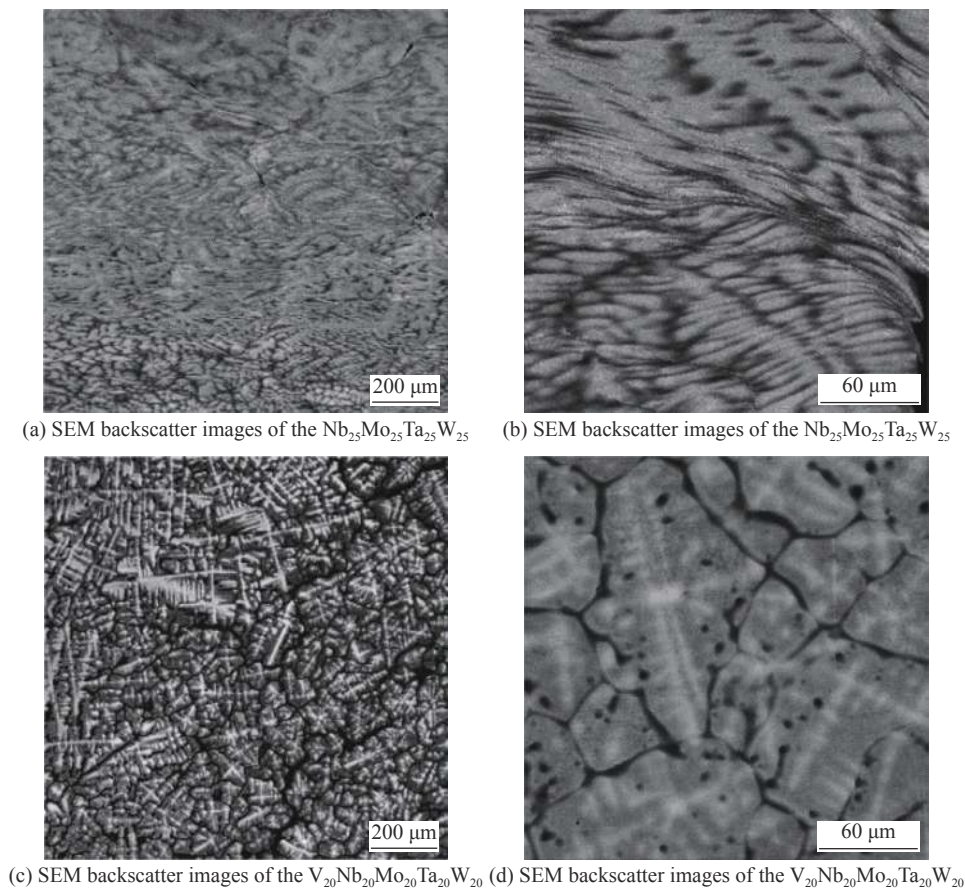
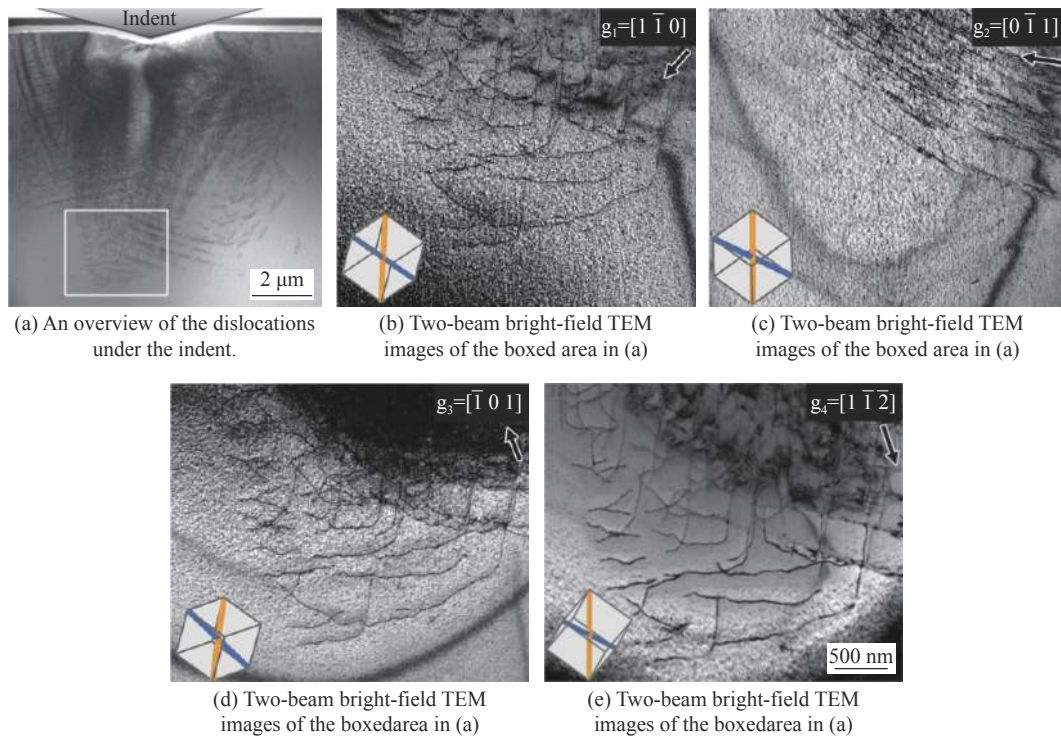


图 13 $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ 和 $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ 合金在 1 400 °C 压缩变形后的扫描电镜背散射图像^[11]

Fig. 13 SEM backscatter images of the $\text{Nb}_{25}\text{Mo}_{25}\text{Ta}_{25}\text{W}_{25}$ and $\text{V}_{20}\text{Nb}_{20}\text{Mo}_{20}\text{Ta}_{20}\text{W}_{20}$ alloys after compressive deformation at 1 400 °C^[11]

传统的 BCC 合金的力学性能对温度依赖显著, 低温下材料性能由延性到脆性的转变与螺旋位错的缓慢运动有关, 而高温则使螺旋位错产生明显的形状变化, 降低强度。与许多 BCC 纯金属和合金相比, 一些 BCC 难熔高熵合金, 如 MoNbTaW 和 MoNbTaVW, 其屈服强度随着温度的升高而逐渐下降, 在 600~1 000 °C 的温度范围内强度趋于稳定。

MoNbTi ^[8] 高熵合金 (BCC 单相结构) 实现了均匀塑性变形能力和强度的有效结合, 这是由崎岖的原子环境实现的。Wang 等^[8] 通过实验证明了 MoNbTi 与传统 BCC 位错行为显著背离, 该合金在低温与常温下均表现出良好的强度, 图 14 展示了 MoNbTi 高熵合金在纳米压痕下的位错结构, 通过对位错运动的观察和原子计算, 发现非螺旋位错以及位错滑移具有众多的滑移面。这种行为为解释类似合金的异常高温强度的理论提供了依据, 揭示了这种合金在低温下呈现高强度和均匀塑性的机理, 并有助于理解其强度的弱温度依赖性。

图 14 纳米压痕引起的位错^[8]Fig. 14 Dislocations induced by nanoindentation^[8]

2.2 多相高熵合金变形行为的微观结构效应

传统单一固溶体(FCC、BCC)的高熵合金难以兼具高强度与塑性,因而学者们开展了对多相高熵合金的研究工作,以获得力学性能优异的材料。Lu 等^[27]研究发现:在某些含 Al 高熵合金中,随着 Al 元素含量的提高,组织结构由 FCC 单相转变为 FCC+BCC 双相再到 BCC+BCC 双相。Lu 等^[27]设计的具有 FCC 与 BCC 双相结构的高熵合金,能够较好地兼顾强度与塑性。材料在变形初始阶段时,作为两相中较软的 FCC 相承担了变形过程中的主要应变,随着变形加剧,BCC 相开始发生变形,当局部应力超越 BCC 相临界应力时材料发生破坏。Li 等^[28-29]设计的双相(FCC+HCP)高熵合金在变形过程中具有多种变形机制和动态应变分配行为。图 15 展示了这种双相高熵合金的变形顺序,在早期变形阶段,塑性应变主要由较软的 FCC 相基体来调节,相应的变形机制包括 FCC 向 HCP 的位移转变、层错形成和 FCC 相位错滑移。在变形后期,附加的机械孪晶、位错滑移和 HCP 相层错的形成也是重要的变形机制。这表明 HCP 相也承担了一部分施加的载荷,两相的协同变形导致了动态应力应变分配效应^[30];由于这种动态应力应变的分配效应使得合金存在一定的弹性柔度,因而损伤形核的可能性降低,这种抗损伤能力在大多数各相力学性能差异较大的双相合金中是不存在的^[31]。

Gao 等^[32]开发了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金,该合金具有 FCC 与 BCC 双相结构,FCC(L1₂) 相通过位错平面滑移和 SFs 变形为软相,而 B2 相作为硬相产生纳米沉淀强化。AlCoCrFeNi_{2.1} 高熵合金由软硬兼具的规则共晶层状结构组成,综合平衡了强度和延性力学特征,其高强度和高塑性来源于拉伸变形过程中韧性 FCC(L1₂) 和脆性 BCC(B2) 相耦合产生的背应力,这两种相的相互耦合产生了两种不同的断裂模式,图 16(a) 中的裂纹在 BCC 相的一端形核,并通过 BCC 相向另一端扩展,图 16(b) 中的裂纹在 BCC 相和 FCC 相交界面形核,并沿 45° 方向扩展。

如前所述,多相高熵合金与其他二元合金或者第二相增强材料相比具有更好的协调变形能力。DP 钢微观结构为典型二相态——铁素体和马氏体组成的轧制双相钢组织^[33]。图 17 展示了双相钢的显微组织结构(图 17(a)~(e))和拉伸响应特性(图 17(f)),单个铁素体晶粒内的铁素体硬度和强度在空间上

是不均匀的, 内部的铁素体硬化, 而铁素体/马氏体界面附近的铁素体软化, 该钢中的马氏体相在早期阶段易于塑性变形和快速加工硬化变形。在随后的变形中, 铁素体硬化, 而铁素体/马氏体界面附近的铁素体软化, 双相钢的初始屈服与铁素体的塑性变形密切相关, 马氏体的塑性流动和硬化在双相钢达到极限抗拉强度之前已经开始。钨丝增强非晶合金与钨颗粒增强非晶合金为两种典型的第二相增强材料, 该种非晶合金具有明显的脆性特性, 钨丝与钨颗粒的加入改变了非晶合金的整体性能, 使得原本脆性的合金变得兼具韧性。Conner 等^[34]、Choi-Yim 等^[35-36]开展了不同纤维材料、不同体积分数的金属纤维增强金属玻璃基体复合材料的动态压缩试验, 图 18(a)~(b) 分别为 Mo 和 Ta 金属丝复合材料的断裂形态, 图 19(a)~(b) 分别展示了体积分数为 50% 钨颗粒与 80% 钨丝增强非晶合金材料准静态压缩后的破坏模式, 材料裂纹的传播路径虽然存在差异, 但以屈曲和纵向劈裂为主。Li 等^[37]对钨颗粒增强金属玻璃复合材料开展了动态压缩试验, 微裂纹也主要沿钨颗粒边沿传播, 金属玻璃基体发生剧烈熔化, 且在基体及钨颗粒中均形成孔洞。陈小伟等^[38-39]、李继承等^[40-41]开展了钨纤维增强金属玻璃的冲击试验研究, 在高应变率压缩下, 该材料的破坏模式为钨纤维与基体的分离、钨纤维本身的开裂与断裂, 在穿甲模式下, 如图 20 所示, 该材料呈现出穿钨纤维的剪切断裂、穿钨纤维的脆性断裂、金属玻璃基体的剪切破坏、钨纤维和金属玻璃基体的熔融破坏等四种破坏形式。

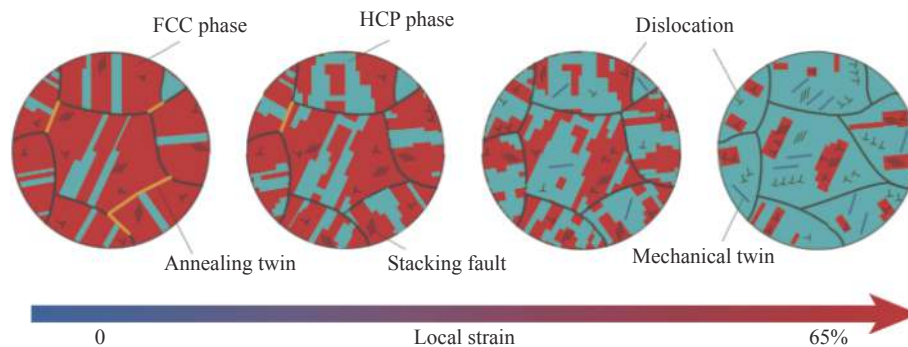


图 15 TRIP 双相高熵合金的变形顺序^[28]

Fig. 15 Sequence of micro-processes in the TRIP-DP-HEA^[28]

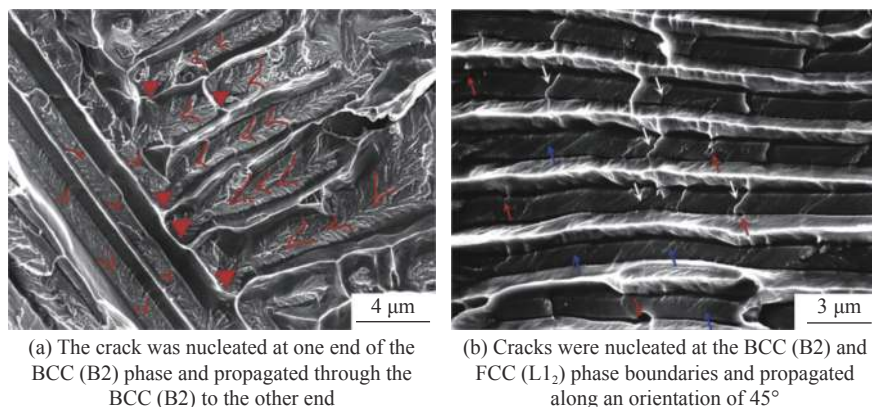


图 16 扫描电镜图像显示了 AlCoCrFeNi_{2.1} 高熵合金中的 BCC(B2) 相的不同断裂模式^[32]

Fig. 16 SEM images showing different fracture modes of the BCC (B2) phase in AlCoCrFeNi_{2.1} alloy^[32]

综上所述, 单相高熵合金与传统合金有着较多相似之处, 多相高熵合金的设计理念也充分借鉴了传统合金的设计理念。相较于多相高熵合金, 单相高熵合金难以获得较为优异的综合力学性能, 例如材料的强度与塑性之间的平衡。传统多相合金、复合材料以及多相高熵合金在冲击载荷作用下, 相与相之间的变形存在协调性的问题, 较软的相在变形中先发生屈服, 较硬的相随后屈服。材料最后的失效则较为

复杂, 软相直接失效、软硬相之间发生分离、软相持续变形而硬相无法承受较大的应变或者较高的应变率发生失效等。材料的失效形式与力热作用环境等外部条件也息息相关, 而多相高熵合金相与相之间优异的协同变形能力是其能够获得较好力学性能的重要因素。

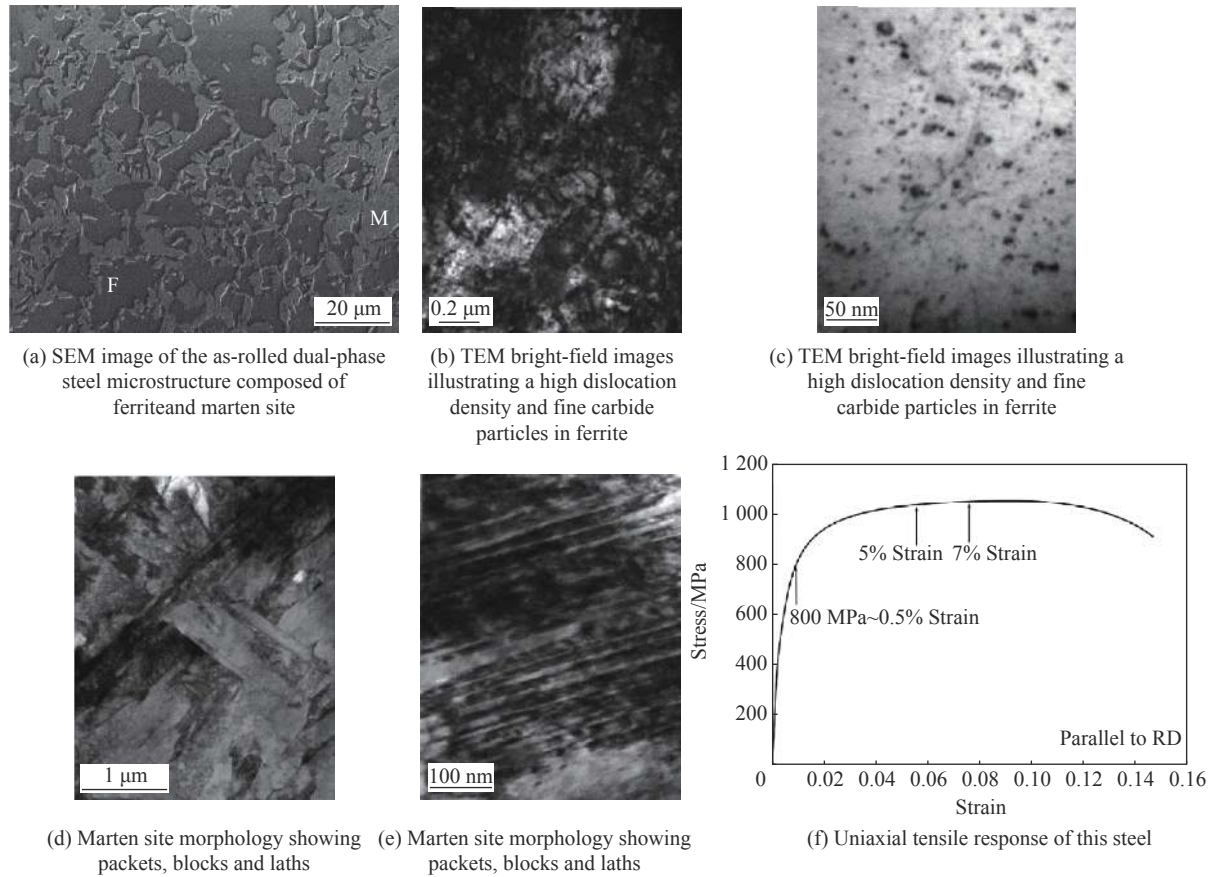


图 17 双相钢的显微组织与力学特性^[33]

Fig. 17 Microstructure and tensile properties of the dual-phase steel^[33]

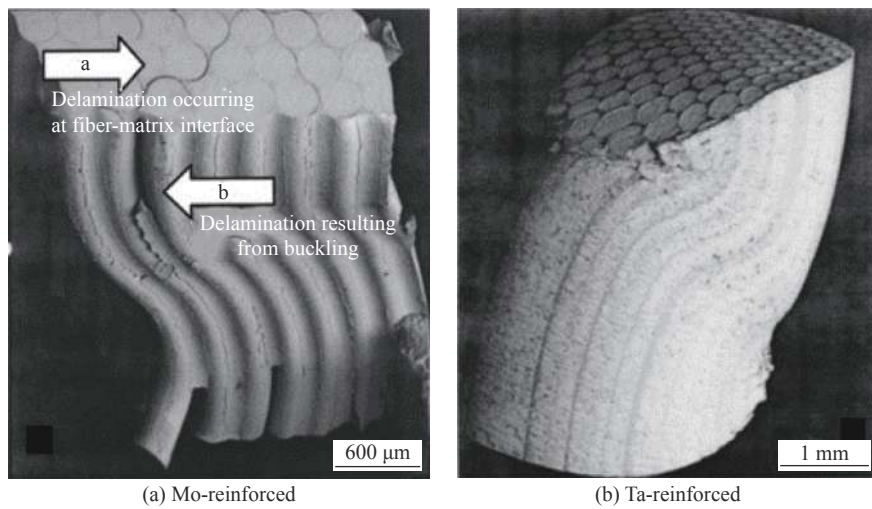


图 18 80% 金属丝复合材料的断裂形态^[35]

Fig. 18 Fracture morphology of 80% wire composites^[35]

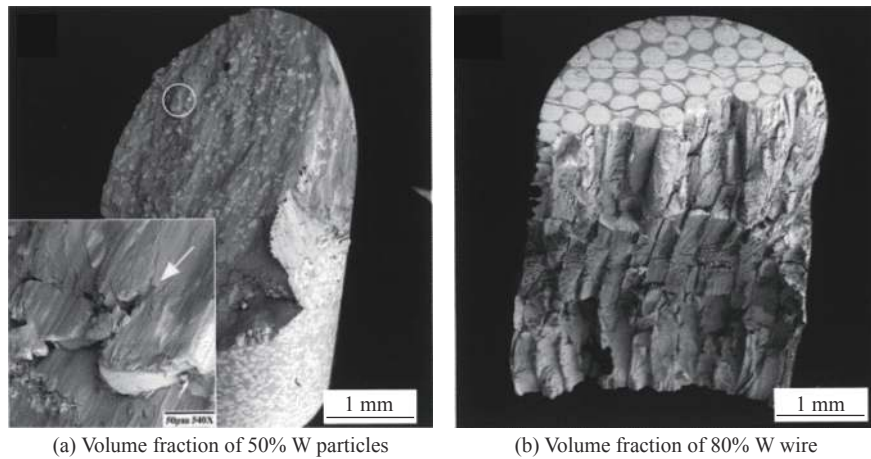


图 19 体积分数 50% 钨颗粒与体积分数 80% 钨丝增强的 $Zr_{57}Nb_5Al_{10}Cu_{15.4}Ni_{12.6}$ 非晶合金准静态压缩后的断裂表面 SEM 微观图像^[36]

Fig. 19 SEM micrograph of the quasi-static compressive fracture surface $Zr_{57}Nb_5Al_{10}Cu_{15.4}Ni_{12.6}$ reinforced with volume fraction 50% W particles and with volume fraction 80% W wire^[36]

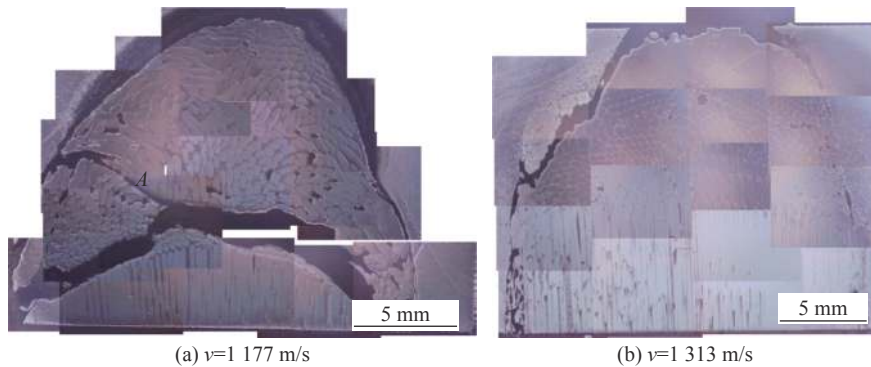


图 20 钨丝增强非晶合金长杆弹残余弹体头部纵剖面金相照片^[39]

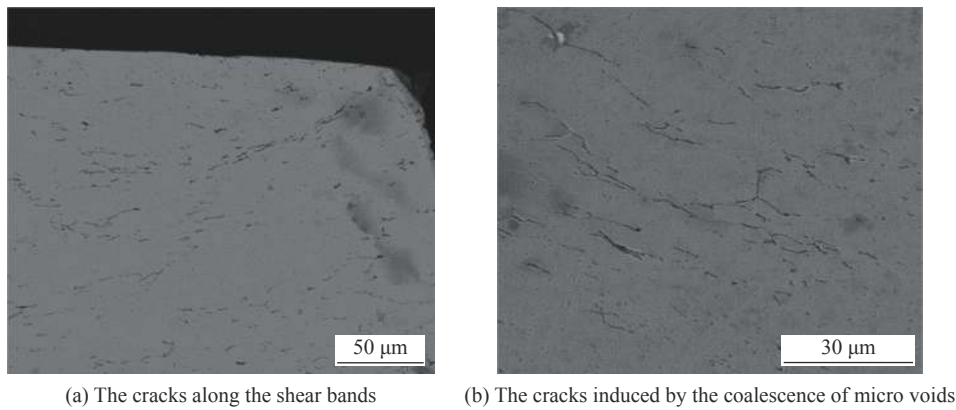
Fig. 20 Metallographic photos of the longitudinal section of residual WF/MG composite rod nose^[39]

3 高熵合金的冲击变形行为

材料在冲击响应过程中往往存在由较高的应变率、塑性变形导致的高温,而材料的力学性能和应变率、温度有较大的关系。因此,应变率效应与温度效应是在研究冲击状态下高熵合金的力学性能时需要关注的重点。在冲击状态下,应变率与温度效应相互耦合使得高熵合金的变形行为更加复杂,学者们对高熵合金在冲击状态下的应用也展开了初步探索。

3.1 高应变率下高熵合金的变形行为

金属在高应变率下的变形与准静态下的变形具有较大的差异,高应变率下高熵合金的锯齿流变效应是其动态变形行为的重要表现,金属的锯齿流变行为最早来源于观察到金属变形过程中的不连续性,其微观机制普遍被认为是动态应变时效,即溶质原子与可动位错的相互作用,这种相互作用也在高熵合金动态变形过程中被发现。Wang 等^[42]认为变形区晶粒的崩塌和热软化是导致 CoCrFeMnNi 高熵合金在高应变率下产生锯齿行为的根本原因。在动态变形开始时,变形区的位错迅速累积,晶粒伸长,在拉长晶粒的边界上积累了大量的位错。随着变形的继续,拉长晶粒的宽度变窄,局部热点的产生减弱了晶粒间的结合。当晶粒间的结合逐渐变弱,且集中应力远大于晶粒的结合强度时,在晶粒的边界上形成了无数的微孔,剪切带也在试样中产生,如图 21(a) 所示。此时,在 CoCrFeMnNi 高熵合金中出现了大量的微孔。当微孔的边界到达相邻区域时,微孔汇聚并形成裂纹,如图 21(b) 所示。



(a) The cracks along the shear bands

(b) The cracks induced by the coalescence of micro voids

图 21 样本裂缝的扫描电子显微照片^[42]

Fig. 21 Scanning electron micrographs of the cracks in the specimen^[42]

在应变率敏感性方面, Zhang 等^[43]引入应变率敏感度 λ 来表示材料的应变率强化效应, 研究发现, 两个不同区域的应变率敏感性分别为 1.08 和 457(见图 22)。对于应变率敏感度较低的区域, 通过热激活位错运动分析, 发现随着应变速率的增加, 克服运动壁垒的时间变短, 而热激活能的效率也会降低, 需要更高的载荷克服壁垒。在应变率敏感度较高的区域, 要通过阻力控制机制^[44]和热激活位错产生机制^[45]解释动态变形过程中的加工硬化(应变硬化和应变率强化)和热软化的竞争机制。从微观角度看, 位错运动产生的热量有效降低了壁垒强度, 而且可能形成局部塑性导致断裂。实际上, 在动态压缩变形过程中, 这两种竞争机制共同支配着塑性流动。如果应变硬化和应变率强化效应占主导地位, 则会出现加工硬化行为。反之, 如果热软化效应占主导地位, 则会发生应变软化行为。

对于 TiHfZrTaNb 高熵合金^[46], 当应变率为 4.53 s^{-1} 时, 几乎没有发现加工硬化行为, 而在应变率达到 4700 s^{-1} 时, 也会出现明显的软化现象。然而, 即使在 4600 s^{-1} 的应变率下, 该材料在塑性流动过程中仍表现出轻微的加工硬化行为, 表明了动态压缩过程中应变硬化、应变率强化和热软化效应之间的基本动态平衡。如图 23 所示, 该合金的屈服强度和流动应力都随着应变率的增加而增加, 应变率在 $10^3 \sim 10^4 \text{ s}^{-1}$ 之间时增速更快, 这种行为很可能与变形过程中的转变有关, 即从热激活克服准静态区的位错障碍到动态区黏性拖曳控制的位错运动。

在对 AlCoCrFeNi 高熵合金冲击载荷下的动态力学性能研究中^[18], 区域 I (低应变速率) 和区域 II

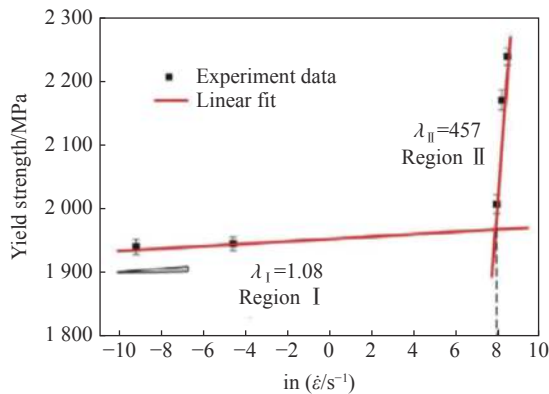


图 22 两个不同区域的屈服强度随应变率的变化^[43]

Fig. 22 Variation of yielding strength with strain rate for two distinct regions^[43]

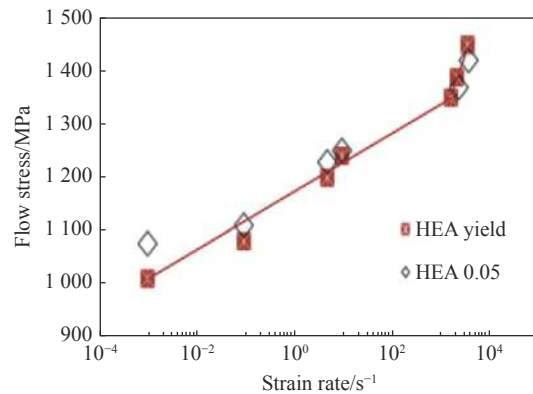


图 23 屈服强度和 0.05 偏移应变时的流动应力是压缩载荷下应变率对数的函数^[46]

Fig. 23 The yield strength and the flow stress at 0.05 offset strain as a function of the logarithm of the strain rate applied in compression loading^[46]

(高应变速率)对应的应变率敏感系数分别为 9 和 1 115(见图 24)。可见该合金在高应变速率时也表现出较强的应变率敏感性。CoCrFeMnNi 高熵合金^[26]的动态冲击试验表明,强度相对于应变率也分为如图 25 所示的两个基本区域:热激活位错滑移区域和声子阻力影响位错运动的区域。显然,动态条件下屈服强度的应变率依赖性远高于准静态条件,黏性声子阻力对位错运动的影响很大^[44, 47-48]。

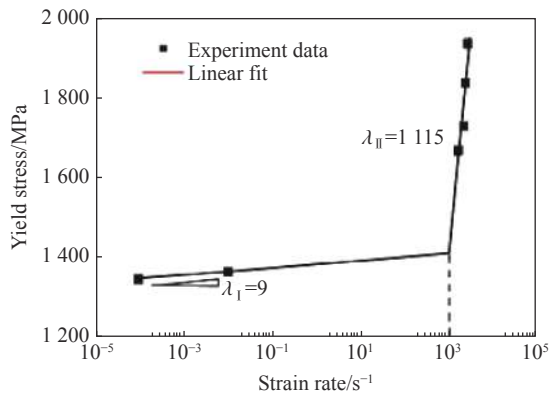


图 24 两种不同区域下屈服强度随应变速率的变化^[18]

Fig. 24 Variation of yield strength with strain rate in two distinct regions^[18]

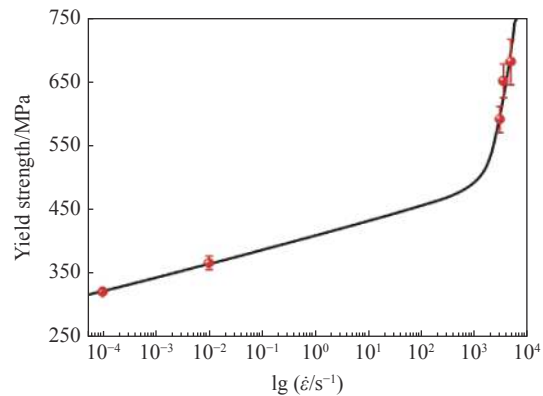


图 25 高熵合金的屈服强度是对数应变率的函数^[26]

Fig. 25 The yield strength as a function of the logarithmic strain rate for the CoCrFeMnNi high-entropy alloys^[26]

现有的高熵合金普遍存在应变率强化效应,应变率越高,高熵合金的屈服强度越高。高应变速率对高熵合金变形的影响在于其微观变形机制的改变。在准静态压缩条件下,高熵合金的变形特征一般为位错滑移,此时的应变率敏感性较低,在应变较大时产生孪晶,动态压缩条件下容易诱发纳米级变形孪晶,此时的应变率敏感性较高,往往产生局部剪切带。晶体合金的流动应力随着应变和应变率的增加而增大,这主要是由于应变硬化过程中位错的增殖和堆积,以及应变率强化时位错的产生速率或牵引控制位错运动的增强^[44-45]降低了合金的黏度,使变形更容易,这是动态变形过程中流动应力降低的主要原因。

3.2 高温环境下高熵合金的冲击变形行为

金属和合金在塑性变形过程中会产生热量,在动态载荷作用下,生热率超过热损失率,导致绝热温升^[49]。冲击状态下金属材料温升明显,高温往往伴随着材料的热软化,与应变率强化效应相反^[50-51]。

Gali 等^[14]制备了 CrMnFeCoNi 与 CrFeCoNi 高熵合金,研究了它们在 $-196\sim 1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内的变形行为,发现两种合金均表现出强温度依赖性和弱应变率依赖性。如图 26(a) 所示,温度依赖性在低温和高温下最明显,而两者之间强度-温度曲线的斜率较小,对温度依赖性较低。两种合金在较高的应变率(10^{-1} s^{-1})下,特别是在低于 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,都表现出较高的强度。位错运动阻碍在纯 FCC 金属中很弱,即使在低温下也很容易被热激活效应造成的涨落克服,而高熵合金中不同种类原子之间的距离比纯金属中更短,溶质原子给位错运动带来的阻碍较难被热激活效应克服。也就是说,当位错在 CrMnFeCoNi 和 CrFeCoNi 高熵合金中移动时会遇到更强的阻碍。

Senkov 等^[52]在不同温度下对 TaNbHfZrTi 高熵合金进行了动态压缩,结果如图 27 所示,确定了三个具有不同变形行为的温度区。在 $296\sim 873\text{ K}$ 温度下,该合金表现出与温度无关的应变硬化、形变孪晶和剪切带的形成;在 $1\,073\text{ K}$ 的压缩试件中观察到严重的气蚀,沿变形晶粒边界形成非常细的等轴晶粒,此温度下位错和扩散迁移率不足造成晶界滑动形成空化现象;在 $1\,273\sim 1\,473\text{ K}$ 的变形过程中,合金在屈服后表现出快速的流动应力下降与稳态流动行为。在该温度范围内,压缩量超过 50% 的试样中未观察到空化或裂纹。变形过程中发生的部分或完全动态再结晶很可能是导致这些温度下应变软化和稳态流动的原因,与其他高熵合金相比, TaNbHfZrTi 高熵合金的屈服强度随温度的升高下降得更明显(见图 28),其对温度依赖性更高。

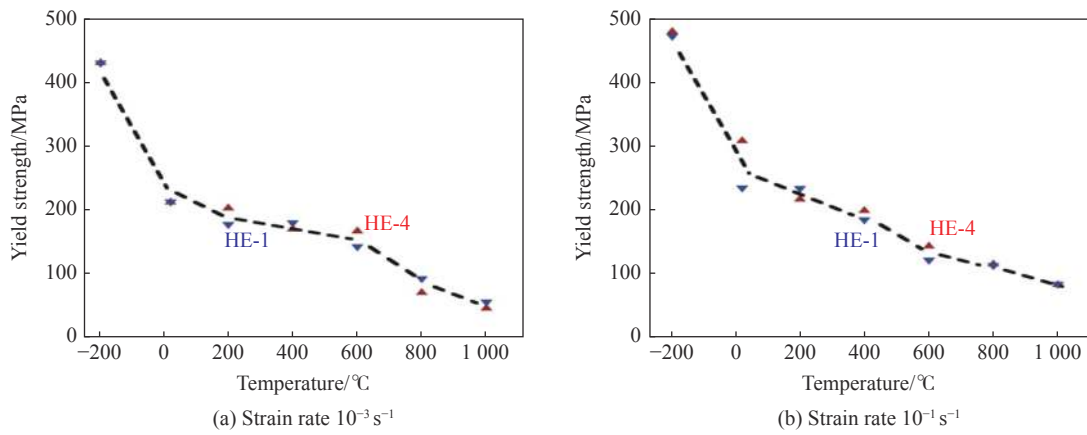


图 26 不同工程应变率下 CrMnFeCoNi(HE-1) 和 CrFeCoNi(HE-4) 合金 0.2% 偏移屈服强度的温度依赖性^[14]
 Fig. 26 Temperature dependencies of the 0.2% offset yield strengths of the CrMnFeCoNi (HE-1) and CrFeCoNi (HE-4) alloys tensile tested at different engineering strain rates^[14]

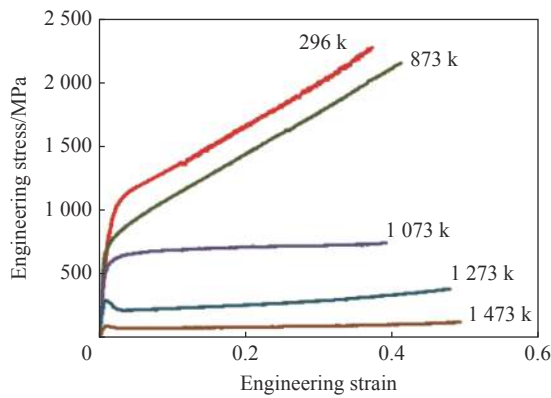


图 27 不同温度下 TaNbHfZrTi 工程应力应变压缩曲线^[52]
 Fig. 27 Engineering stress vs engineering strain compression curves of the TaNbHfZrTi alloy at different temperatures^[52]

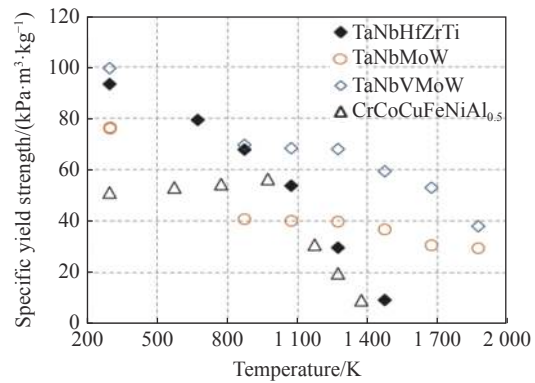


图 28 TaNbHfZrTi 屈服强度的温度依赖性^[52]
 Fig. 28 The temperature dependence of the specific yield strength of the TaNbHfZrTi alloy^[52]

Jeong 等^[53] 开展了 CoCrFeMnNi 高熵合金在不同温度 (1 023~1 323 K) 和应变率 ($10^{-3} \sim 10^1 \text{ s}^{-1}$) 下的等温压缩试验, 试验结果如图 29 所示。在 1 023 K 时, 流动应力对应变率不敏感, 最大应变为 0.2; 随着应变的进一步增加, 流动应力对应变率的敏感性增加。流变应力和应变硬化程度随变形温度的升高和应变速率的降低而降低。随着温度的升高和应变速率的降低, 曲线表现出应变硬化, 随后是逐渐和连续的应变软化, 直到达到稳定状态。

Zhao 等^[54] 开展了 $(\text{Ni}_2\text{Co}_2\text{FeCr})_{92}\text{Al}_4\text{Nb}_4$ 高熵合金拉伸试验研究, 试验结果如图 30 所示, 发现其在从室温到 870 °C 的大温度范围内具有优异的拉伸性能。值得注意的是, 在高于 600 °C 的温度下可以观察到屈服强度的异常增长, 当在 760 °C 下变形时, 表现出超过 720 MPa 的峰值屈服应力, 如图 31 所示, $(\text{Ni}_2\text{Co}_2\text{FeCr})_{92}\text{Al}_4\text{Nb}_4$ 高熵合金的强度在整个温度范围内都强于大多数先前研究的固溶强化型合金, 并且超过了大多数的高温合金。

为了提升高熵合金在高温环境下的应用, 研究者们^[10, 13, 55] 开展了对难熔高熵合金的研究。难熔高熵合金采用熔点较高的元素 (熔点超过 1 800 °C), 早期组成此类高熵合金的元素均为具有 BCC 结构的难熔金属元素, 组成的高熵合金也为单相 BCC 结构。此类高熵合金在室温下的塑性较差, 为了改善其室温塑性, 可通过添加其他元素诱导合金中产生第二相。

大多数高熵合金在室温下具有高强度、高塑性的特点, 另一些高熵在低温下具有高断裂韧性。高熵合金的冲击变形行为往往是力-热耦合的过程, 随着变形的加剧合金温度急剧升高, 力学性能下降显著,

极大限制了其在高温环境下的应用。对高温的耐受性或者说在高温下依然能保持工作性能成为高熵合金在冲击状态下应用的重要发展方向。基于高熵合金的“鸡尾酒效应”, 通过选用熔点较高的元素制备难熔高熵合金, 提升其在高温下的力学性能是目前主要的方法之一。

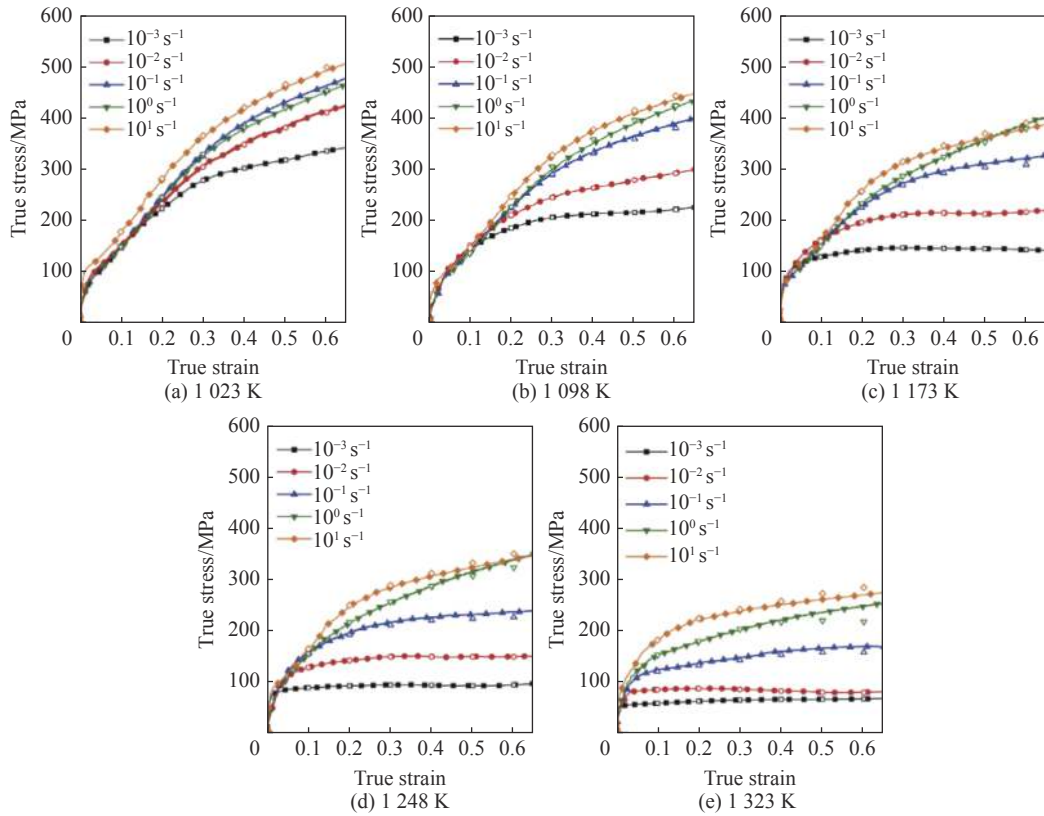


图 29 从不同应变率下的等温压缩试验得到的 CoCrFeMnNi 高熵合金的真实应力应变曲线^[53]

Fig. 29 The true stress-strain curves for the CoCrFeMnNi HEA obtained from isothermal compression tests at various strain rates^[53]

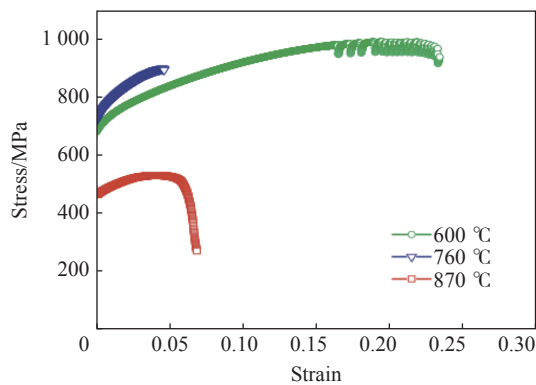


图 30 Al14Nb4-HEA 在拉伸应变作用下的高温应力应变曲线^[54]

Fig. 30 High-temperature stress-strain curves of the Al14Nb4 HEA subjected to tensile strain^[54]

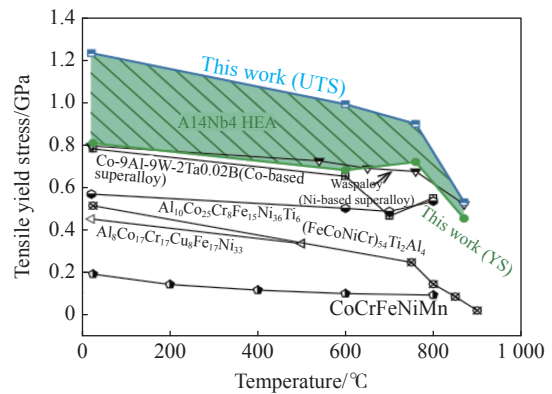


图 31 不同合金拉伸屈服强度随温度变化的屈服强度(YS)和最终拉伸强度(UTS)的比较^[54]

Fig. 31 Comparison of the YS and UTS as a function of temperature with the tensile YS of different alloys^[54]

4 高熵合金在冲击作用环境下的工程应用

高熵合金作为一种新型合金在军事国防领域逐渐受到关注, 基于其崭新的合金设计理念, 研究人员

可以通过改变元素类型、成分比例、加工与热处理等工艺满足不同场景需求。在目前的使用环境中, 高熵合金在破片材料、穿甲材料以及防护材料等方面均凸显了其潜在优势。

4.1 高熵合金破片侵彻行为

Zhang 等^[9, 56]通过改变 Ta 的含量, 获得了具有不同晶体结构和显微组织进而具有不同强度和塑性组合的高熵合金 (HfZrTiTa)。HfZrTiTa_{0.75}、HfZrTiTa_{0.16} 和 HfZrTiTa_{0.53} 合金具有高强度、良好塑性、高理论燃烧热值、低绝热剪切敏感性等综合性能, 在发射、飞行、穿甲和毁伤过程中, 可以维持结构的稳定性, 避免在击中目标前发生结构失稳导致失效。图 32 展示了 HfZrTiTa_{0.53} 高熵合金破片以不同速度撞击钢板的作用过程, 可以发现随着撞击速度的提高, 火光覆盖范围增大, 表明在高速冲击下高熵合金释放出大量的热, 同时具有良好的穿透性能。优良的力学性能与良好的能量释放特性相结合, 显示出其作为新型高强度含能结构材料的巨大潜力。陈海华等^[57]也开展了钨基高熵合金破片对薄钢靶侵彻性能的研究, 如图 33 所示, 随着撞击速度的提高, 反应程度也更加剧烈, 高熵合金具有较强的局部绝热变形能力, 在侵彻薄钢靶时表现出较高的剪切敏感性, 除了传统的剪切冲塞作用, 还具有一定的能量释放特性, 在预制破片上有较好的应用前景。由于高燃烧热值带来的含能特性, 使其不是依靠单一的“动能侵彻”机理对目标进行低效的“机械贯穿”毁伤, 而是通过“动能侵彻”和“化学能释放”造成的二次毁伤等毁伤机理耦合作用, 实现对目标的高效毁伤。

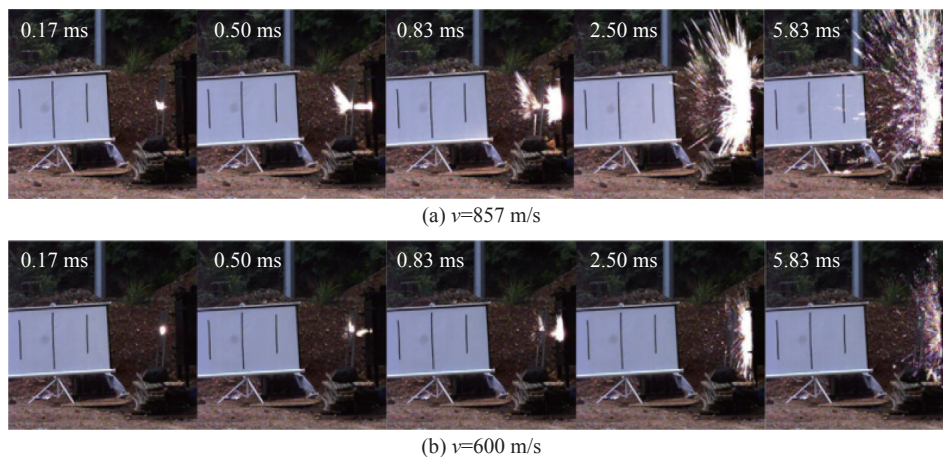


图 32 HfZrTiTa_{0.53} 高熵合金不同速度下穿靶爆燃过程的高速摄影^[9]

Fig. 32 High-speed video frames of deflagration process of HfZrTiTa_{0.53} HEA at different speeds^[9]

高熵合金作为破片材料的应用有着较为明显的优势, 通过改变合金元素、微观结构以及制备手段, 可使破片既具有良好的存速、侵彻穿透性能, 又具备较强的化学能释放效应、瞬间爆燃效应以及较高的超压。

4.2 高熵合金弹体的侵彻行为

为进一步探索高熵合金在侵彻弹体方面的应用, Liu 等^[58]设计了一种新型的多相钨基高熵合金材料 (WFeNiMo), 在相同单位体积动能下, WFeNiMo 高熵合金的侵彻深度较钨合金有明显提升 (见图 34)。这种 HEA 具有枝晶 BCC 相和镶嵌在 FCC 连续基体中 μ 相析出的特点, 在动态压缩下获得了优异的强度 (1.9 GPa) 和塑性 (28%)。结果表明, 多相结构特别是微米级的超长 μ 相析出物的存在, 促进了非均匀变形, 使析出物与 FCC 基体之间产生了较大的应变梯度。在侵彻过程中, 储存的能量表现为与应变梯度相关的高密度位错, 驱动动态再结晶软化, 导致剪切带的形成 (见图 35) 和由此产生的侵彻自锐行为。此外, Ta_{1.29} 和 Ta_{1.00} 合金^[56] 具有高强度和高绝热剪切敏感性, 在高速撞击下的穿甲过程中, 结合其较高的密度, 也有利于产生自锐效应, 提升弹体的穿甲能力。

目前 WFeNiMo 高熵合金在破片与长杆弹体的应用上都体现出了明显优势, 其侵彻自锐与能量释放

特性使得其在高效毁伤领域有着较为广泛的应用前景, 对其侵彻自锐与能量释放机理与过程的研究将进一步促进其在超高速子弹壳体、高强含能结构壳体材料上的应用。

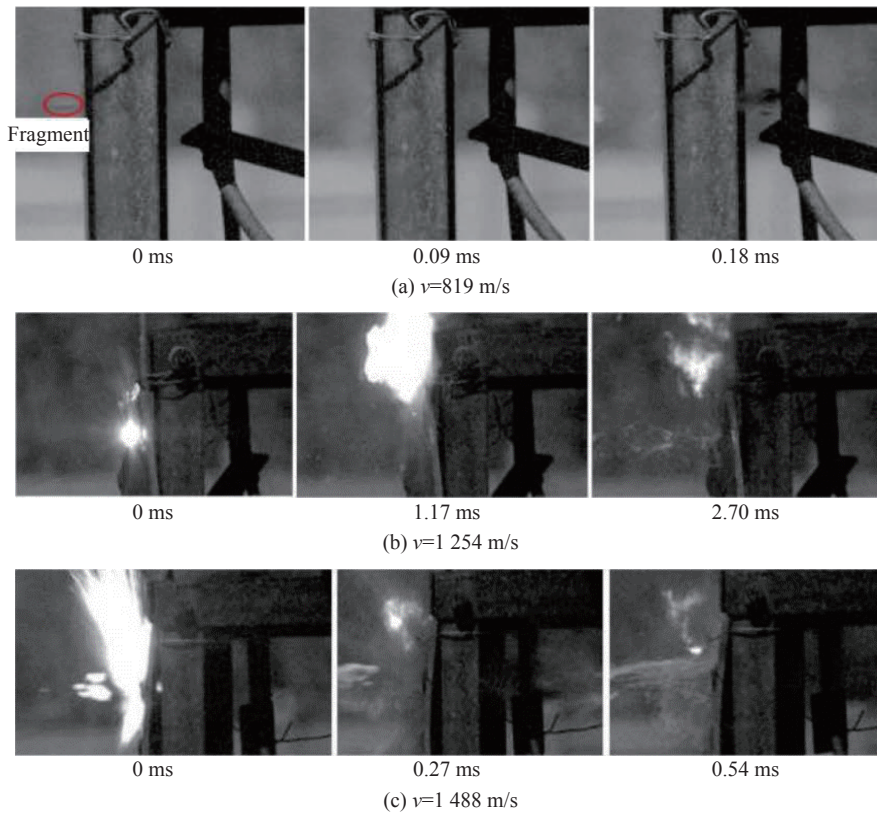


图 33 WFeNiMo 高熵合金在不同速度下穿靶爆燃过程的高速摄影^[57]

Fig. 33 High-speed video frames of deflagration process of WFeNiMo HEA at different speeds^[57]

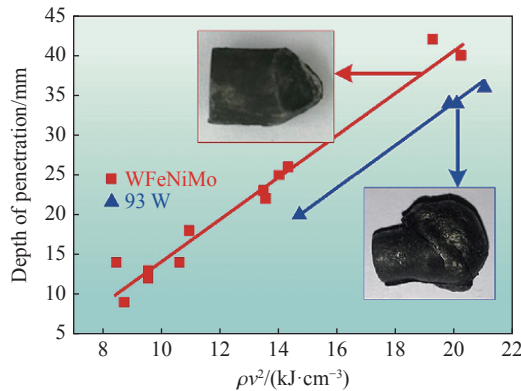
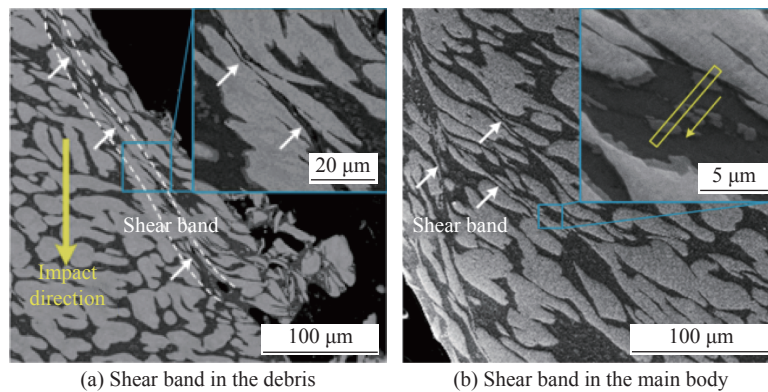


图 34 WFeNiMo 和 93W 长杆弹侵彻深度与动能的关系^[58]

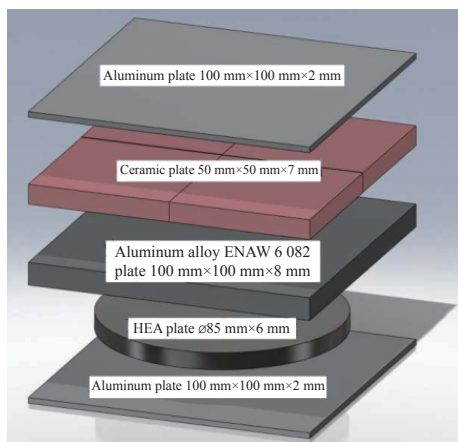
Fig. 34 Depth of penetration of WFeNiMo rod and 93 W rod versus kinetic energy^[58]

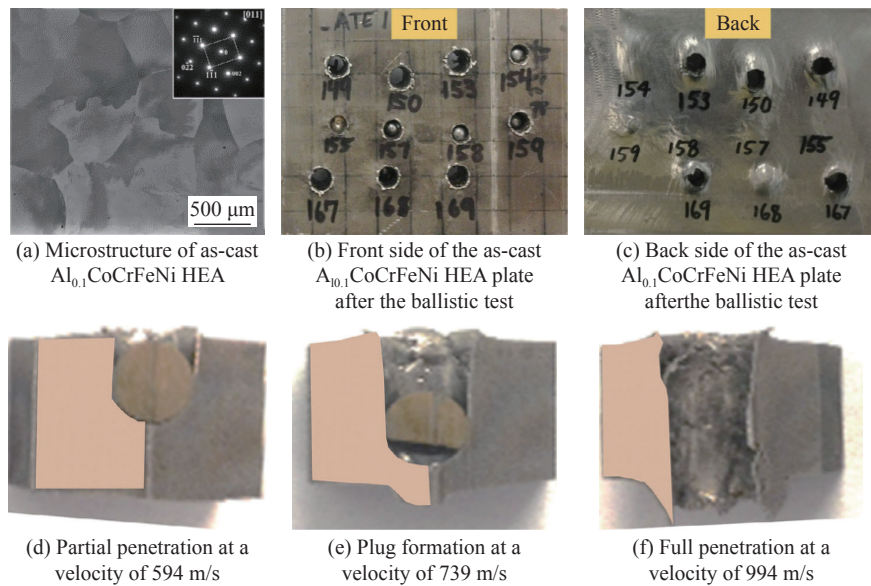
高熵合金作为穿甲材料, 目前的研究方向主要为提升其剪切自锐特性, 即在高速撞击下弹体头部材料易形成剪切带, 同时弹身部分材料保持完好。这与材料在低应变率下的变形存在较大差异, 低应变率下材料出现剪切时对结构(试样)的破坏是灾难性的, 通常为贯穿整个结构的裂纹, 也表明材料具有脆性特征。在侵彻过程中要求弹身材料部分保持完整, 则需要材料保持一定的韧性, 在冲击过程中不产生破碎。因此, 作为穿甲材料需要对材料的韧性以及脆性进行调控。多相高熵合金通过调整多相中的相的性能以及比例优化其冲击变形行为, 为高熵合金应用于穿甲材料提供了一条可供参考的途径, 使其满足不同作战场景的需求。

图 35 WFeNiMo 断裂面附近区域的放大扫描电镜图像^[58]Fig. 35 Magnified SEM images of regions near the fracture surface of WFeNiMo remnant^[58]

4.3 高熵合金在高速冲击防护结构中的应用

Chereches 等^[59]将 $\text{Al}_{0.8}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金应用于分层结构防弹盒(见图 36)中,研究了该防弹盒抗 7.62×39 mm 穿甲燃烧弹的防弹性能。采用不同的热处理工艺改变高熵合金的力学性能,发现合金材料在 700 °C 热处理工况下的性能较在 900 °C 时优异,过高的时效处理温度导致了合金材料力学性能的下降。Geantă 等^[60]用 7.62 mm 口径燃烧穿甲弹对四种不同化学成分的高熵合金试样的抗冲击性能进行了测试,如图 37 所示, $\text{AlCrFeCoNi}_{1.8}$ 材料的抗弹特性最优,能够抗击两发 7.62 mm 穿甲燃烧弹的侵彻,其余三种材料均在经受一发 7.62 mm 穿甲燃烧弹打击后发生破碎,但是该材料的抗压强度、布氏硬度与维氏硬度最低,分别为 1200、300、316 MPa。由此可见,抗压强度等参数并不是影响其抗弹性能的唯一因素,合金的抗剪切能力对其抗弹性能也有较大的影响,应变率敏感性与适度的热软化效应使高熵合金具有较强的抗局部剪切能力。Muskeri 等^[61]用球形 E52100 钢 (RC60) 射弹在 500~1 000 m/s 的速度范围内评估 $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金的弹道响应,图 38(a) 为该合金的细观结构,图 38(b)~(c) 分别为靶板的正反面,图 38(d)~(e) 为不同撞击速度下射弹对靶板侵彻破坏的剖面,侵彻弹道呈现出明显的延性特征。弹体未穿透时的显微组织以靠近坑壁的微条带和微孪晶为主。弹体临近穿透时,变形以弹孔附近绝热剪切带周围的孪晶和裂纹萌生为主。弹体在对应于完全穿透的冲击速度下,观察到高密度的局部绝热剪切带和再结晶晶粒。弹坑壁附近的高度变形区域和剪切带周围的狭窄区域硬度最大,表明材料在穿透过程中发生了显著的加工硬化。

图 36 防弹盒^[59]Fig. 36 Ballistic Package^[59]图 37 7.62 mm×39 mm 钢芯穿甲燃烧弹后的高熵合金靶板^[60]Fig. 37 HEA plate after the firing of a 7.62 mm×39 mm steel core incendiary armour-piercing bullet^[60]

图 38 铸态 $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金弹道试验^[61]Fig. 38 Ballistic test of as-cast $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ HEA^[61]

与穿甲材料不同, 高熵合金作为防护材料在冲击状态下需要防止其因为剪切产生严重破坏, 在冲击下材料局部区域产生的温升软化对于剪切带的产生具有延缓作用, 但温升软化也将导致材料强度的下降, 高熵合金作为防护材料应该选用熔点较高的元素, 保证材料热软化作用对材料破坏的影响较小, 同时应该具有较高的应变硬化能力, 即较好的塑性强化作用, 而目前对难熔高熵合金的研究主要集中在具有 BCC 结构的高熵合金, 此类高熵合金多为难熔高熵合金, 但塑性较差, 作为防护结构应用较广的 FCC 高熵合金虽然在抗击小口径子弹方面有一定的研究, 但作为抵抗大口径战斗部的防护装甲或者防护结构的应用仍未开展。

5 结论与展望

近年来, 高熵合金的力学行为特别是结合动载荷作用下的变形行为是关注的焦点, 作为一种全新的设计理念颠覆了多年来传统单主元合金的设计思维。目前, 研发出的高熵合金在物理、化学、热力学性能方面显示出独有的优势, 在力学行为方面显示出高强度、高硬度、高耐磨、以及抗高温软化等优异的性能, 填补了传统材料的空缺, 为高强韧部件、高温结构部件、高效毁伤武器等重要领域发展提供了关键材料的选择和支撑。通过对相关文献的查阅分析, 得到的主要结论和建议如下。

(1) 元素对高熵合金力学性能的影响是基础性的, 从元素角度、原子种类以及配比等方面考虑高熵合金的冲击变形性能是最根本的做法。目前以生成稳定微观结构为目标, 对元素进行选择与配比, 检测标准为静态压缩性能, 以冲击性能为目标探索高熵合金元素配比的研究较少, 应加大高熵元素效应与力学特性关联机制的探索, 针对不同应用需求开展元素选型与配比研究, 建立系统的高熵合金元素选型模型。

(2) 多相高熵合金因为有效调和了强度与塑性, 显示出比单相高熵合金更为优异的综合力学性能; 在冲击状态下较弱相先发生变形, 最终以较强的相的破裂作为变形终结的标志; 而相的类型以及各相浓度的生成规律仍有待进一步探索; 另外, 各相的类型与浓度的匹配对冲击状态下高熵合金变形行为的影响也是突破多相高熵合金应用的关键。

(3) 高应变率对高熵合金的冲击变形行为具有强化作用, 高温则对力学性能起到弱化作用, 高温与高应变率两者相互制衡, 适度热软化能延缓剪切带的局域化行为, 随着应变的增加, 热软化逐渐占主导

地位,其他金属也有着类似的规律;高熵合金由于元素种类多、原子差异大在变形过程中易形成更大阻碍而具备更高的强度,在某些温度下的强度的异常增长也是值得关注的现象。

(4)在高速以及超高速撞击作用下,高熵合金的自锐特性与含能特性拓宽了其在军事领域的应用范围,其侵彻自锐与能量释放的机理有待进一步探索;由于高熵合金冲击性能的可调控性,其在武器应用方面不仅可以作为“矛”提升毁伤性能,在作为“盾”的轻质防护装甲领域也有广阔的应用前景。

参考文献:

- [1] YE H J W, CHEN S K, LIN S J, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 299–303. DOI: 10.1002/adem.200300567.
- [2] CANTOR B, CHANG I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375: 213–218. DOI: 10.1016/j.msea.2003.10.257.
- [3] 张勇, 陈明彪, 杨潇. 先进高熵合金技术 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2019: 5–6.
- [4] 李建国, 黄瑞瑞, 张倩, 等. 高熵合金的力学性能及变形行为研究进展 [J]. *力学学报*, 2020, 52(2): 333–359. DOI: 10.6052/0459-1879-20-009.
LI J G, HUANG R R, ZHANG Q, et al. Mechanical properties and behaviors of high entropy alloys [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2020, 52(2): 333–359. DOI: 10.6052/0459-1879-20-009.
- [5] 李甲, 冯慧, 陈阳, 等. 高熵合金强韧化理论建模与模拟研究进展 [J]. *固体力学学报*, 2020, 41(2): 93–108. DOI: 10.19636/j.cnki.cjasm42-1250/o3.2020.009.
LI J, FENG H, CHEN Y, et al. Progress in theoretical modeling and simulation on strengthening and toughening of high-entropy alloys [J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2020, 41(2): 93–108. DOI: 10.19636/j.cnki.cjasm42-1250/o3.2020.009.
- [6] 吕昭平, 雷智锋, 黄海龙, 等. 高熵合金的变形行为及强韧化 [J]. *金属学报*, 2018, 54(11): 1553–1566. DOI: 10.11900/0412.1961.2018.00372.
LÜ Z P, LEI Z F, HUANG H L, et al. Deformation behavior and toughening of high-entropy alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2018, 54(11): 1553–1566. DOI: 10.11900/0412.1961.2018.00372.
- [7] DING Q Q, ZHANG Y, CHEN X, et al. Tuning element distribution, structure and properties by composition in high-entropy alloys [J]. *Nature*, 2019, 574(7777): 223–227. DOI: 10.1038/s41586-019-1617-1.
- [8] WANG F L, BALBUS G H, XU S Z, et al. Multiplicity of dislocation pathways in a refractory multiprincipal element alloy [J]. *Science*, 2020, 370(6512): 95–101. DOI: 10.1126/science.aba3722.
- [9] ZHANG Z R, ZHANG H, TANG Y, et al. Microstructure, mechanical properties and energetic characteristics of a novel high-entropy alloy HfZrTiTa_{0.53} [J]. *Materials & Design*, 2017, 133: 435–443. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.08.022.
- [10] SENKOV O N, WILKS G B, MIRACLE D B, et al. Refractory high-entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2010, 18(9): 1758–1765. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.05.014.
- [11] SENKOV O N, WILKS G B, SCOTT J M, et al. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2011, 19(5): 698–706. DOI: 10.1016/j.intermet.2011.01.004.
- [12] CHEN H, KAUFFMANN A, LAUBE S, et al. Contribution of lattice distortion to solid solution strengthening in a series of refractory high entropy alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49(3): 772–781. DOI: 10.1007/s11661-017-4386-1.
- [13] 刘张全, 乔珺威. 难熔高熵合金的研究进展 [J]. *中国材料进展*, 2019, 38(8): 767–774. DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201812016.
LIU Z Q, QIAO J W. Research progress of refractory high-entropy alloys [J]. *Materials China*, 2019, 38(8): 767–774. DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201812016.
- [14] GALI A, GEORGE E P. Tensile properties of high- and medium-entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2013, 39: 74–78. DOI: 10.1016/j.intermet.2013.03.018.
- [15] GEORGE E P, CURTIN W A, TASAN C C. High entropy alloys: a focused review of mechanical properties and deformation mechanisms [J]. *Acta Materialia*, 2020, 188: 435–474. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.12.015.
- [16] ZHANG T W, MA S G, ZHAO D, et al. Simultaneous enhancement of strength and ductility in a NiCoCrFe high-entropy

- alloy upon dynamic tension: micromechanism and constitutive modeling [J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 124: 226–246. DOI: 10.1016/j.ijplas.2019.08.013.
- [17] WANG W R, WANG W L, WANG S C, et al. Effects of Al addition on the microstructure and mechanical property of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys [J]. *Intermetallics*, 2012, 26: 44–51. DOI: 10.1016/j.intermet.2012.03.005.
- [18] 王璐, 马胜国, 赵聃, 等. AlCoCrFeNi 高熵合金在冲击载荷下的动态力学性能 [J]. *热加工工艺*, 2018, 47(24): 86–89. DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.2018.24.021.
- WANG L, MA S G, ZHAO D, et al. Dynamic mechanical properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloys under impact load [J]. *Hot Working Technology*, 2018, 47(24): 86–89. DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.2018.24.021.
- [19] 黄小霞, 汪冰峰, 刘彬. FeCoNiCrMn 高熵合金动态力学性能与微观结构 [J]. *矿冶工程*, 2018, 38(3): 136–139. DOI: 10.3969/j.issn.0253-6099.2018.03.033.
- HUANG X X, WANG B F, LIU B. Dynamic mechanical properties and microstructure of FeCoNiCrMn high entropy alloy [J]. *Mining and Metallurgical Engineering*, 2018, 38(3): 136–139. DOI: 10.3969/j.issn.0253-6099.2018.03.033.
- [20] JIANG Z J, HE J Y, WANG H Y, et al. Shock compression response of high entropy alloys [J]. *Materials Research Letters*, 2016, 4(4): 226–232. DOI: 10.1080/21663831.2016.1191554.
- [21] WANG Z W, BAKER I, CAI Z H, et al. The effect of interstitial carbon on the mechanical properties and dislocation substructure evolution in $\text{Fe}_{40.4}\text{Ni}_{11.3}\text{Mn}_{34.8}\text{Al}_{7.5}\text{Cr}_6$ high entropy alloys [J]. *Acta Materialia*, 2016, 120: 228–239. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.08.072.
- [22] STEPANOV N D, SHAYSULTANOV D G, CHERNICHENKO R S, et al. Effect of thermomechanical processing on microstructure and mechanical properties of the carbon-containing CoCrFeNiMn high entropy alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 693: 394–405. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.09.208.
- [23] FAN J T, ZHANG L J, YU P F, et al. Improved the microstructure and mechanical properties of AlFeCoNi high-entropy alloy by carbon addition [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 728: 30–39. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.013.
- [24] XIE Y C, CHENG H, TANG Q H, et al. Effects of N addition on microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiMn high entropy alloy produced by mechanical alloying and vacuum hot pressing sintering [J]. *Intermetallics*, 2018, 93: 228–234. DOI: 10.1016/j.intermet.2017.09.013.
- [25] CHEN Y W, LI Y K, CHENG X W, et al. Interstitial strengthening of refractory $\text{ZrTiHfNb}_{0.5}\text{Ta}_{0.5}\text{O}_x$ ($x=0.05, 0.1, 0.2$) high-entropy alloys [J]. *Materials Letters*, 2018, 228: 145–147. DOI: 10.1016/j.matlet.2018.05.123.
- [26] PARK J M, MOON J, BAE J W, et al. Strain rate effects of dynamic compressive deformation on mechanical properties and microstructure of CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 719: 155–163. DOI: 10.1016/j.msea.2018.02.031.
- [27] LU Y P, DONG Y, GUO S, et al. A promising new class of high-temperature alloys: eutectic high-entropy alloys [J]. *Scientific Reports*, 2014, 4: 6200. DOI: 10.1038/srep06200.
- [28] LI Z M, PRADEEP K G, DENG Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off [J]. *Nature*, 2016, 534(7606): 227–230. DOI: 10.1038/nature17981.
- [29] LI Z M, TASAN C C, PRADEEP K G, et al. A TRIP-assisted dual-phase high-entropy alloy: grain size and phase fraction effects on deformation behavior [J]. *Acta Materialia*, 2017, 131: 323–335. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.069.
- [30] WANG M M, TASAN C C, PONGE D, et al. Nanolaminate transformation-induced plasticity-twinning-induced plasticity steel with dynamic strain partitioning and enhanced damage resistance [J]. *Acta Materialia*, 2015, 85: 216–228. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.11.010.
- [31] TASAN C C, DIEHL M, YAN D, et al. An overview of dual-phase steels: advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design [J]. *Annual Review of Materials Research*, 2015, 45: 391–431. DOI: 10.1146/annurev-matsci-070214-021103.
- [32] GAO X Z, LU Y P, ZHANG B, et al. Microstructural origins of high strength and high ductility in an $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2017, 141: 59–66. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.07.041.
- [33] GHASSEMI-ARMAKI H, MAAß R, BHAT S P, et al. Deformation response of ferrite and martensite in a dual-phase steel [J]. *Acta Materialia*, 2014, 62: 197–211. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.10.001.
- [34] CONNER R D, DANDLIKER R B, SCRUGGS V, et al. Dynamic deformation behavior of tungsten-fiber/metallic-glass matrix composites [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2000, 24(5): 435–444. DOI: 10.1016/S0734-743X(99)

- 00176-1.
- [35] CHOI-YIM H, LEE S Y, CONNER R D. Mechanical behavior of Mo and Ta wire-reinforced bulk metallic glass composites [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 58(9): 763–766. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.12.037.
- [36] CHOI-YIM H, CONNER R D, SZUECS F, et al. Quasistatic and dynamic deformation of tungsten reinforced $Zr_{57}Nb_5Al_{10}Cu_{15.4}Ni_{12.6}$ bulk metallic glass matrix composites [J]. *Scripta Materialia*, 2001, 45(9): 1039–1045. DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01134-4.
- [37] LI H, SUBHASH G, KECSKES L J, et al. Mechanical behavior of tungsten preform reinforced bulk metallic glass composites [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 403(1): 134–143. DOI: 10.1016/j.msea.2005.04.053.
- [38] 陈小伟, 李继承, 张方举, 等. 钨纤维增强金属玻璃复合材料弹穿甲钢靶的实验研究 [J]. *爆炸与冲击*, 2012, 32(4): 346–354. DOI: 10.11883/1001-1455(2012)04-0346-09.
- CHEN X W, LI J C, ZHANG F J, et al. Experimental research on the penetration of tungsten-fiber/metallic glass-matrix composite material penetrator into steel target [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2012, 32(4): 346–354. DOI: 10.11883/1001-1455(2012)04-0346-09.
- [39] CHEN X W, WEI L M, LI J C. Experimental research on the long rod penetration of tungsten-fiber/Zr-based metallic glass matrix composite into Q235 steel target [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2015, 79: 102–116. DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2014.11.007.
- [40] 李继承, 陈小伟, 黄风雷. 块体金属玻璃压缩变形和破坏特性的有限元模拟研究 [J]. *固体力学学报*, 2016, 37(S1): 56–64.
- LI J C, CHEN X W, HUANG F L. FEM simulation on deformation and failure in bulk metallic glasses under quasistatic compression [J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2016, 37(S1): 56–64.
- [41] 李继承. 金属玻璃及其复合材料的剪切变形与破坏 [D]. 北京: 北京理工大学, 2016: 149–188.
- [42] WANG B F, FU A, HUANG X X, et al. Mechanical properties and microstructure of the CoCrFeMnNi high entropy alloy under high strain rate compression [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(7): 2985–2992. DOI: 10.1007/s11665-016-2105-5.
- [43] ZHANG T W, JIAO Z M, WANG Z H, et al. Dynamic deformation behaviors and constitutive relations of an $AlCoCr_{1.5}Fe_{1.5}NiTi_{0.5}$ high-entropy alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2017, 136: 15–19. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2017.03.039.
- [44] MEYERS M A. *Dynamic behavior of materials*[M]. New York: John Wiley & Sons Inc., 1994: 296–378.
- [45] ARMSTRONG R W, LI Q Z. Dislocation mechanics of high-rate deformations [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46(10): 4438–4453. DOI: 10.1007/s11661-015-2779-6.
- [46] DIRRAS G, COUQUE H, LILENSTEN L, et al. Mechanical behavior and microstructure of $Ti_{20}Hf_{20}Zr_{20}Ta_{20}Nb_{20}$ high-entropy alloy loaded under quasi-static and dynamic compression conditions [J]. *Materials Characterization*, 2016, 111: 106–113. DOI: 10.1016/j.matchar.2015.11.018.
- [47] COUQUE H. The use of the direct impact Hopkinson pressure bar technique to describe thermally activated and viscous regimes of metallic materials [J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 2014, 372(2023): 20130218. DOI: 10.1098/rsta.2013.0218.
- [48] KUMAR N, YING Q, NIE X, et al. High strain-rate compressive deformation behavior of the $Al_{0.1}CrFeCoNi$ high entropy alloy [J]. *Materials & Design*, 2015, 86: 598–602. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.07.161.
- [49] GUO W G, NEMAT-NASSER S. Flow stress of Nitronic-50 stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures [J]. *Mechanics of Materials*, 2006, 38(11): 1090–1103. DOI: 10.1016/j.mechmat.2006.01.004.
- [50] 李玉龙, 索涛, 郭伟国, 等. 确定材料在高温高应变率下动态性能的 Hopkinson 杆系统 [J]. *爆炸与冲击*, 2005, 25(6): 487–492. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)06-0487-06.
- LI Y L, SUO T, GUO W G, et al. Determination of dynamic behavior of materials at elevated temperatures and high strain rates using Hopkinson bar [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2005, 25(6): 487–492. DOI: 10.11883/1001-1455(2005)06-0487-06.
- [51] 林建平, 王立影, 田浩彬, 等. 超高强度钢热流变行为 [J]. *塑性工程学报*, 2009, 16(2): 180–183.
- LIN J P, WANG L Y, TIAN H B, et al. Research on hot forming behavior of ultrahigh strength steel [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2009, 16(2): 180–183.
- [52] SENKOV O N, SCOTT J M, SENKOVA S V, et al. Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(9): 4062–4074. DOI: 10.1007/s10853-012-6260-2.
- [53] JEONG H T, PARK H K, PARK K, et al. High-temperature deformation mechanisms and processing maps of equiatomic

- CoCrFeMnNi high-entropy alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 756: 528–537. DOI: 10.1016/j.msea.2019.04.057.
- [54] ZHAO Y L, YANG T, LI Y R, et al. Superior high-temperature properties and deformation-induced planar faults in a novel $L1_2$ -strengthened high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2020, 188: 517–527. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.02.028.
- [55] 李春玲, 马跃, 郝家苗, 等. 难熔高熵合金的研究进展及应用 [J]. *精密成形工程*, 2017, 9(6): 117–124. DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2017.06.022.
- LI C L, MA Y, HAO J M, et al. Research progress and application of refractory high entropy alloys [J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2017, 9(6): 117–124. DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2017.06.022.
- [56] 张周然. HfZrTiTa_x 高熵合金含能结构材料的组织结构与力学性能研究 [D]. 长沙: 国防科技大学, 2017: 80–85.
- ZHANG Z R. Microstructure and mechanical properties of HfZrTiTa_x high-entropy alloys energetic structural materials [D]. Changsha: National University of Defense Technology, 2017: 80–85.
- [57] 陈海华, 张先锋, 熊玮, 等. WFeNiMo 高熵合金动态力学行为及侵彻性能研究 [J]. *力学学报*, 2020, 52(5): 1443–1453. DOI: 10.6052/0459-1879-20-166.
- CHEN H H, ZHANG X F, XIONG W, et al. Dynamic mechanical behavior and penetration performance [J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2020, 52(5): 1443–1453. DOI: 10.6052/0459-1879-20-166.
- [58] LIU X F, TIAN Z L, ZHANG X F, et al. “Self-sharpening” tungsten high-entropy alloy [J]. *Acta Materialia*, 2020, 186: 257–266. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.01.005.
- [59] CHERECHEȘ T, LIXANDRU P, GEANTĂ V, et al. Layered structures analysis, with high entropy alloys, for ballistic protection [J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2015, 809/810: 724–729. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.809-810.724.
- [60] GEANTĂ V, VOICULESCU I, STEFĂNOIU R, et al. Dynamic impact behaviour of high entropy alloys used in the military domain [J]. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, 374: 012041. DOI: 10.1088/1757-899X/374/1/012041.
- [61] MUSKERI S, CHOUDHURI D, JANNOTTI P A, et al. Ballistic impact response of Al_{0.1}CoCrFeNi high-entropy alloy [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2020, 22(6): 2000124. DOI: 10.1002/adem.202000124.

(责任编辑 曾月蓉)