

分类号: TG146.1

密 级: 公开

学校代码: 10363

学 号: 2220220102



安徽工程大学

Anhui Polytechnic University

硕士学位论文

题 目 《AlCoCrFeNi_{2.1}共晶高熵合金的冲击
与摩擦行为研究》

论 文 作 者 周健

校 内 导 师 李建生 姜伟

校 外 导 师 秦文波

专业学位类别 材料与化工

研究方向(领域) 金属材料力学性能与摩擦性能研究

论文提交日期: 2025 年 5 月 10 日

分类号: TG146.1

学校代码: 10363

密 级: 公开

学 号: 2220220102

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的冲击与摩擦行为研究

Study on the impact and tribological behavior of

AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy

学生姓名: _____ 周健

校内导师: _____ 李建生、姜伟

校外导师: _____ 秦文波

专 业: _____ 材料与化工

研究方向: _____ 金属材料力学性能与摩擦性能研究

论文答辩日期: 2025 年 5 月 10 日

安徽工程大学学位论文原创性声明

本人郑重声明：我恪守学术道德，崇尚严谨学风。所呈交的学位论文，是本人在导师的指导下，独立进行研究工作所取得的成果。除文中已明确注明和引用的内容外，本论文不包含任何其他个人或集体已经发表或撰写过的作品及成果的内容。论文为本人亲自撰写，我对所写的内容负责，并完全意识到本声明的法律后果由本人承担。

学位论文作者签名：

周健

日期：2025 年 5 月 10 日

安徽工程大学学位论文版权使用授权书

学位论文作者完全了解学校有关保留、使用学位论文的规定，同意学校保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和电子版，允许论文被查阅或借阅。本人授权安徽工程大学可以将本学位论文的全部内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存和汇编本学位论文。

保密 ☐，在 _____ 年解密后适用本版权书。

本学位论文属于

不保密 ☒。

学位论文作者签名：

周健

日期：2025 年 5 月 10 日

指导教师签名：

李健

日期：2025 年 5 月 10 日

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的冲击与摩擦行为研究

摘 要

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金 (Eutectic High-Entropy Alloy, EHEA) 凭借多主元成分设计和独特的双相 (FCC/BCC) 共晶结构, 展现出优异的铸造性、强韧性及热稳定性, 广泛应用于航空航天、机械制造等领域。然而, 该合金在实际应用中仍面临动态载荷环境下的冲击失效问题与高温环境下的氧化磨损失效问题等。因此, 研究 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在动态载荷下的冲击性能及高温环境下的耐高温氧化磨损性能具有十分重要的意义。本文选用铸造 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 作为研究对象, 使用霍普金森压杆系统探究不同应变速率对合金冲击性能的影响, 使用摩擦磨损试验机探究不同载荷、滑动速度以及温度对合金摩擦学性能的影响, 并使用多种表征手段揭示合金强韧化机制和磨损机制。主要结论如下:

(1) 冲击测试结果表明, 随着应变速率增加, EHEA 冲击表面没有观察到任何绝热剪切带和微裂纹, 表现出显著的应变速率硬化效应和连续应变硬化效应, 屈服强度从 500 s⁻¹ 时的 803.8 MPa 增加到 1500 s⁻¹ 时的 1006.8 MPa, 应变速率敏感因子和应变硬化指数分别为 0.198 和 0.567-0.683, 表明其具有出色的承受动态载荷的能力。变形后的微观组织结构表明, 位错密度随着应变速率的增加而增加。在 FCC 相中, 在 500 s⁻¹ 和 1000 s⁻¹ 时位错在 {111} 面上平面滑移占主导地位。在 1500 s⁻¹ 时, 位错沿 {111} 面的共面滑移加剧, 导致位错在滑

移面上密集堆积。此外，FCC 相中固溶原子、低层错能以及半共格相界对位错运动产生强烈阻碍，最终形成高密度位错墙。在 BCC 相中，高密度纳米析出物的钉扎作用阻碍位错运动，导致形成箭头形位错和位错环以及位错缠结。

(2) 载荷和滑动速度摩擦测试结果显示，载荷增加会导致 EHEA 的摩擦系数降低和磨损率增加，这是由于主要磨损机制从 5 N 的磨粒磨损转变为 15 N 的氧化磨损。氧化物的滑擦作用导致磨损率上升，同时其滚动作用则导致平均摩擦系数降低。当滑动速度从 30 mm/s 上升到 120 mm/s，摩擦热会促进磨屑的压实，形成氧化层，从而对基体提供有效的保护，此时以氧化磨损机制为主。因此，氧化层有助于降低磨损率，减少的磨屑导致平均摩擦系数增加。

(3) 温度摩擦测试结果显示，EHEA 在 25 °C 时磨损率较低。随着温度的升高，该合金的摩擦系数下降，而磨损率稳定。在 25 °C 时的高耐磨性源于在稳定滑动阶段，摩擦亚表面顶层产生了由纳米晶-非晶复合结构组成的氧化层。随着温度的升高，氧化和应力/应变的协同效应促进了氧化层厚度的增加，该氧化层既有润滑作用使得摩擦系数降低，也增加了基体的硬度使得磨损率保持稳定。在 800 °C 时，由于该合金优异的热稳定性，使得其只发生小范围纳米级的局部再结晶。此外，合金亚表面主要的微观结构是动态再结晶产生的纳米晶。高硬度的局部再结晶以及高热稳定性和高硬度的纳米晶均有利于该合金的高温磨损性能。

关键词：共晶高熵合金，冲击，强韧化机制，摩擦，磨损机制

STUDY ON THE IMPACT AND TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF AlCoCrFeNi_{2.1} EUTECTIC HIGH-ENTROPY ALLOY

ABSTRACT

The AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy (Eutectic High-Entropy Alloy, EHEA), with its multi-principal component design and unique dual-phase (FCC/BCC) lamellar structure, exhibits excellent formability, strength-toughness, and high-temperature stability, making it widely applicable in aerospace, mechanical manufacturing, and other fields. However, challenges such as impact failure under dynamic loading and high-temperature oxidative wear failure persist in practical applications. Therefore, investigating the impact properties of AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA under dynamic loading and its wear resistance at elevated temperatures holds significant importance. This study focuses on cast AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA, employing a Hopkinson pressure bar system to explore the effect of strain rate on its impact performance and a friction and wear tester to analyze the influence of load, sliding speed, and temperature on its friction behavior. Multiple characterization techniques are utilized to elucidate the alloy's strengthening-toughening mechanisms and wear mechanisms. Key conclusions are as follows:

(1) Impact testing results indicate that the EHEA's impact surface showed no adiabatic shear bands, demonstrating significant strain rate hardening and continuous strain hardening. The yield strength increased from 803.8 MPa at 500 s^{-1} to 1006.8 MPa at 1500 s^{-1} , with strain rate sensitivity factor and strain hardening exponent values of 0.198 and 0.567-0.683, respectively, indicating outstanding dynamic load-bearing capacity. Post-deformation microstructural analysis revealed that dislocation density increased with strain rate. In the FCC phase, planar slip on $\{111\}$ planes dominated at 500 s^{-1} and 1000 s^{-1} , while coplanar slip intensified at 1500 s^{-1} , leading to dense dislocation pile-ups on slip planes. Additionally, solid-solution atoms, low stacking fault energy, and semi-coherent phase boundaries in the FCC phase strongly hindered dislocation motion, forming high-density dislocation walls. In the BCC phase, high-density nanoprecipitates pinned dislocations, resulting in arrow-shaped dislocations, dislocation loops, and tangles.

(2) Friction Testing Under Load and Sliding Speed indicate that increased load reduced the coefficient friction (COF) but elevated the wear rate of the EHEA, attributed to a transition in the dominant wear mechanism from abrasive wear at 5 N to oxidative wear at 15 N. The sliding action of oxides increased the wear rate, while their rolling effect lowered the average COF. When sliding speed increased from 30 mm/s to 120 mm/s, frictional heat promoted the compaction of wear debris into

protective oxide layers, shifting the mechanism to oxidative wear. Consequently, the oxide layers reduced wear rate, while diminished debris accumulation slightly increased the average COF.

(3) The temperature-dependent friction test results indicate that the EHEA exhibits a low wear rate at 25 °C. As the temperature increases, the alloy demonstrates a decline in the coefficient friction while maintaining stable wear rates. The superior wear resistance at 25 °C originates from the formation of an oxide layer with a nanocrystalline-amorphous composite structure in the top subsurface layer during the steady-state sliding phase. Elevated temperatures enhance the synergistic effects of oxidation and stress/strain, promoting thickening of this oxide layer. This layer not only reduces friction through lubricating properties but also stabilizes wear rates by enhancing matrix hardness. At 800 °C, the alloy displays limited nanoscale localized recrystallization due to its outstanding thermal stability. The predominant subsurface microstructure consists of nanocrystallites generated by dynamic recrystallization. Both the high-hardness localized recrystallized regions and the thermally stable nanocrystalline structure with enhanced hardness collectively contribute to the superior high-temperature wear performance of this alloy.

Zhou Jian (Materials and Chemical Engineering)

Supervised by Li Jiansheng and Jiang Wei

KEY WORDS: eutectic high-entropy alloy, impact, strengthening-toughening mechanisms, friction, wear mechanisms

目录

摘 要	I
ABSTRACT	IV
第 1 章 绪论	1
1.1 引言	1
1.2 共晶高熵合金概述	1
1.2.1 高熵合金的概念	1
1.2.2 共晶高熵合金的定义	2
1.2.3 共晶高熵合金的制备方法	4
1.3 共晶高熵合金冲击行为研究进展	6
1.3.1 相结构对共晶高熵合金冲击行为的影响研究进展	6
1.3.2 应变速率对共晶高熵合金冲击行为的影响研究进展	9
1.4 共晶高熵合金摩擦行为研究进展	13
1.4.1 相结构对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展	13
1.4.2 载荷和滑动速度对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展	15
1.4.3 温度对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展	16
1.5 研究意义与主要内容	18
1.5.1 研究意义	18
1.5.2 主要研究内容	19
第 2 章 材料的制备与研究方法	20
2.1 实验方案及材料	20
2.1.1 实验方案	20
2.1.2 实验材料	20
2.2 显微硬度测试	21
2.3 冲击性能测试	21
2.4 摩擦性能测试	22
2.4.1 室温摩擦磨损试验	22
2.4.2 高温摩擦磨损试验	22

2.5 微观结构表征	23
2.5.1 光学显微观察	23
2.5.2 X 射线衍射分析	23
2.5.3 表面三维形貌分析	24
2.5.4 扫描电子显微观察	24
2.5.5 X 射线光电子能谱分析	24
2.5.6 背散射电子衍射分析	25
2.5.7 透射电子显微观察	25
第 3 章 AlCoCrFeNi _{2.1} 共晶高熵合金的冲击行为研究	26
3.1 引言	26
3.2 原始微观结构观察	26
3.3 冲击性能分析	28
3.4 冲击形貌分析	29
3.4.1 表面形貌观察	29
3.4.2 变形组织演变	30
3.5 强韧化机制分析	34
3.6 本章小结	36
第 4 章 载荷和滑动速度对 AlCoCrFeNi _{2.1} 共晶高熵合金的摩擦行为研究	38
4.1 引言	38
4.2 摩擦系数和磨损率	38
4.2.1 摩擦系数	38
4.2.2 磨损率	39
4.3 磨痕形貌及磨损机制分析	40
4.3.1 载荷对磨痕形貌及磨损机制的影响	40
4.3.2 滑动速度对磨痕形貌及磨损机制的影响	43
4.4 本章小结	45
第 5 章 不同温度下 AlCoCrFeNi _{2.1} 共晶高熵合金的摩擦行为研究	47
5.1 引言	47
5.2 摩擦系数和磨损率	47

5.2.1 摩擦系数	47
5.2.2 磨损率	48
5.3 磨痕表面形貌及亚表面结构分析	49
5.3.1 磨痕表面形貌分析	49
5.3.2 磨痕亚表面结构分析	52
5.4 纳米晶-非晶复合结构的形成机理	57
5.5 不同温度下的摩擦磨损机制	58
5.6 本章小结	59
结论与展望	61
参考文献	63
攻读硕士学位期间发表学位论文目录	77
致谢	77

第 1 章 绪论

1.1 引言

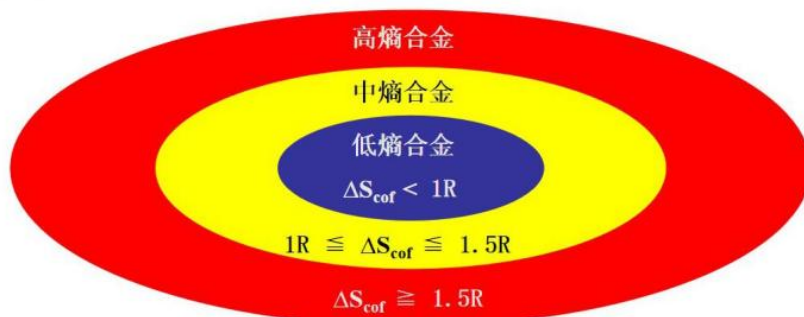
材料的发展伴随着人类文明历史的发展，见证了人类改造自然的能力。一直以来人们都在探索研发新型材料，但大都是采用传统的方式。工业革命后，越来越多的金属材料被发现，这些传统的合金体系大多以一种或者是两种元素为主，加入少量的其他元素改良金属的性能。但这种单一的合金设计理论在很大程度上限制了人们对新材料的开发和科学应用。为了不断提高材料的质量和性能，以满足现代化建设对合金材料更高、更多以及更加全面的需求，开发新型材料是不可或缺的。

先是 Yeh 和 Cantor 等人^[1,2]突破了传统物理冶金合金设计，提出了一种新型合金—高熵合金（High Entropy Alloys, HEAs），独特的合金设计理念获得了特殊的原子结构，赋予了高熵合金独特的性能。后又有 Lu 等^[3,4]结合高熵合金和共晶合金的特点，开发出共晶高熵合金（Eutectic High Entropy Alloys, EHEAs），这种合金除了具有高强韧性，高硬度，高电阻，耐高温，抗氧化，耐腐蚀等优点，还解决了单相高熵合金铸造性能差的问题，在实际应用中具有巨大潜力^[5-7]。因此，进行共晶高熵合金的理论科学研究和实际应用探索具有重大意义。

1.2 共晶高熵合金概述

1.2.1 高熵合金的概念

研究者最初将高熵合金定义为：主要合金元素的种类 ≥ 5 ，并且每种合金元素的含量在 5~35 at.% 之间，没有主要合金元素和次要合金元素之分。随着对高熵合金研究的深入和拓展，研究者们重新对高熵合金的定义进行了修改^[8]：当合金在熔融状态下或高温完全互溶状态下的混合熵 $> 1.5 R$ 时，即称为高熵合金；当合金的混合熵在 $1 \sim 1.5 R$ 时，则称为中熵合金；当合金的混合熵 $< 1 R$ ，则称为低熵合金。其中 R 为气体常数，如下图 1-1 所示。

图 1-1 根据组态熵对高熵合金的分类^[9]

高熵合金发展至今仅有十几年的历史，但因其特殊的合金设计理念，赋予合金在微观结构和性能等方面具有独特优势。这种优势来源于高熵合金独有的四大效应^[10,11]，即热力学上的高熵效应、动力学上的迟滞扩散效应、微观结构上的晶格畸变效应以及性能上的鸡尾酒效应，如图 1-2 所示。



图 1-2 高熵合金的四大效应

1.2.2 共晶高熵合金的定义

除上述根据混合熵进行分类外，研究者还将高熵合金分为单相、双相以及多相几种类型。单相高熵合金的相结构大多为面心立方结构（Face-Centered Cubic, FCC）、体心立方（Body-Centered Cubic, BCC）以及密排六方（Hexagonal

Close-Packed, HCP) 结构。FCC 相高熵合金以等比例 CoCrFeMnNi 高熵合金 (即 Cantor 合金) 为典型^[12], 如图 1-3 (a) 所示, 其微观组织特征为单相 FCC 枝状晶结构。BCC 相高熵合金多为难熔高熵合金, 如 MoNbTaW^[13]、TaMoNbWV^[13]、TiZrHfNb^[14]、TiZrHfNbTa^[15]以及 TiZrVNb^[16]等。例如图 1-3 (b) 为 AlCoCrFeNi 高熵合金的微观组织^[17]。由于 HCP 相高熵合金结构十分复杂, 研究较少, 北京科技大学张勇教授通过添加稀土元素制备出 GdHoLaTbY HCP 相高熵合金^[18], 如图 1-3 (c) 所示。

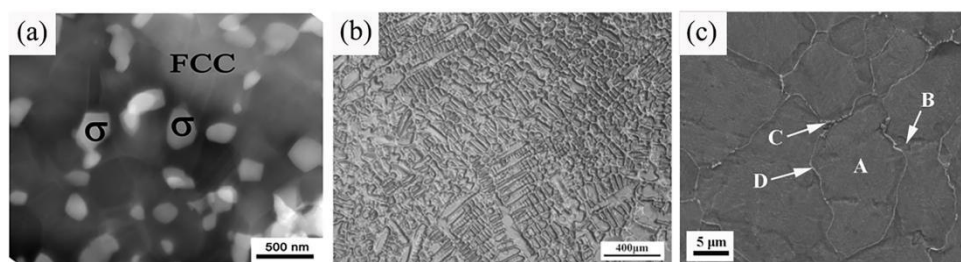


图 1-3 第一代高熵合金 (a) FCC 结构 HEAs^[12]; (b) BCC 结构 HEAs^[17]; (c) HCP 结构 HEAs^[18]

然而, 这些单相高熵合金, 在实际应用中往往一定的问题。根据研究表明, 如果高熵合金以简单固溶体的形式存在, 则大多数 HEAs 没有表现出优于传统合金的综合性能。例如, 从力学性能的角度来看, 一般来说, FCC 相高熵合金具备优良的塑性, 但其强度较差; 而 BCC 相高熵合金则相反, 其具有高硬度、高强度等, 但塑性较差。另一方面, 铸态合金的铸造性能对工程合金的工业应用非常重要, 如果铸件质量差, 通过热处理来消除铸件的缺陷是不可能的。而高熵合金的铸造, 特别是大规模(公斤级)的铸造通常是一个挑战, 因为大多数 HEAs 不具有良好的铸造性, 而且它们在铸造合金中存在较大的化学不均匀性问题, 阻碍了其工业应用。

为了解决 HEAs 存在的上述问题, Lu 等人^[3,4]首次提出采用共晶合金的概念来设计 HEAs, 旨在使 HEAs 具有良好的铸造性。此外, 他们提出设计 FCC 相和 BCC 相混合的共晶高熵合金, 以达到高断裂强度和高延展性的平衡。通过这种方法首次被报道的共晶高熵合金是 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA^[4], 其具有规则的 FCC (L12)/BCC (B2) 片层结构, 如图 1-4 所示, 铸态组织细小, 拉伸断裂强度超过 1000 MPa, 延展性好, 耐腐蚀性能好。该 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的耐腐蚀性和强度超过了所有船舶应用中的铜合金, 其密度低于铜合金^[4], 实验证明其

高强度和高延性完美结合。此后，共晶高熵合金的优点吸引了越来越多的研究人员，并致力于共晶高熵合金的研究^[3,4]。

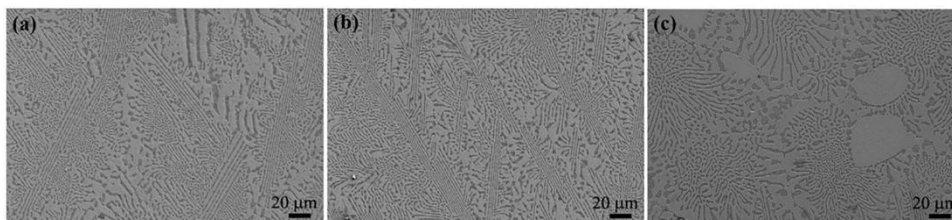


图 1-4 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的金相图像^[4]

常见的多相结构的高熵合金还包括相变诱导塑性（Transformation-Induced Plasticity, TRIP）高熵合金（Fe₅₀Mn₃₀Cr₁₀Co₁₀）^[19]、析出强化高熵合金（(FeCoNiCr)₉₄Ti₂Al₄）^[20]、纳米晶高熵合金（TiZrNbHfTa）^[21]、间隙固溶强化高熵合金（ZrTiHfNb_{0.5}Ta_{0.5}O_{0.2}）^[22]等，如图 1-5 所示。

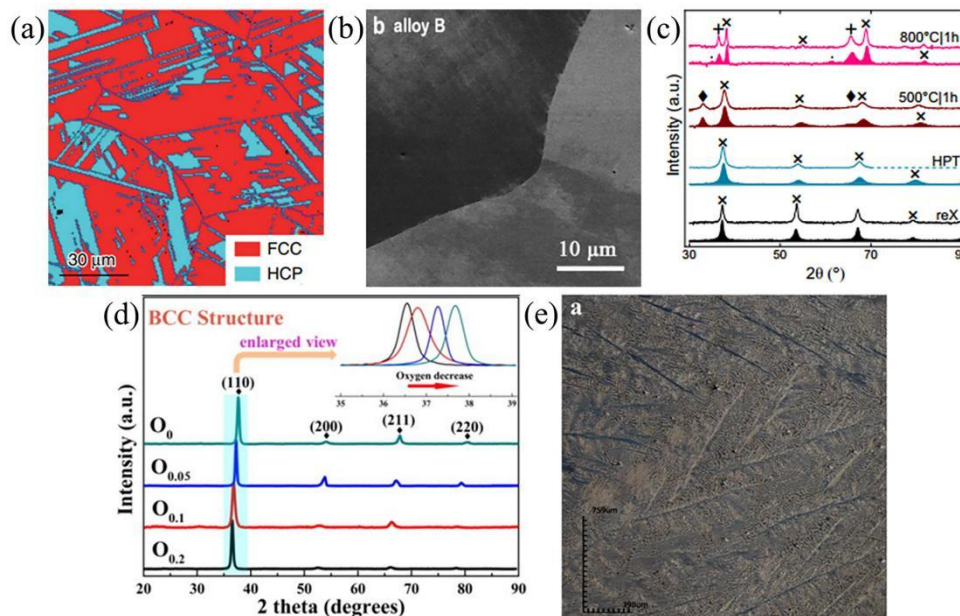


图 1-5 多相高熵合金的微观结构：（a）Fe₅₀Mn₃₀Cr₁₀Co₁₀ HEA^[19]；（b）(FeCoNiCr)₉₄Ti₂Al₄ HEA^[20]；（c）TiZrNbHfTa HEA^[21]；（d）ZrTiHfNb_{0.5}Ta_{0.5}O_{0.2} HEA^[22]；（e）AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA^[23]

1.2.3 共晶高熵合金的制备方法

目前共晶高熵合金的制备方法多种多样，不同的方法在合金成分、制备过程以及成本等方面存在差异，选择适当的制备方法需要根据具体应用需求和实验条件进行综合考虑。

（1）大多数合金采用传统的熔炼技术进行制备，比如中频真空感应熔炼炉等。该方法具有熔化速度快、生产效率高等优点。此外，在凝

固过程中使用旋转磁场搅拌器可以使合金的成分更加均匀，组织得到细化。Gao 等人^[24]使用中频感应熔炼炉制备出双相（FCC+BCC）结构的 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA，并获得了极限抗拉强度（1351 MPa）和塑性（15.4%）的优异组合，如图 1-6 所示。

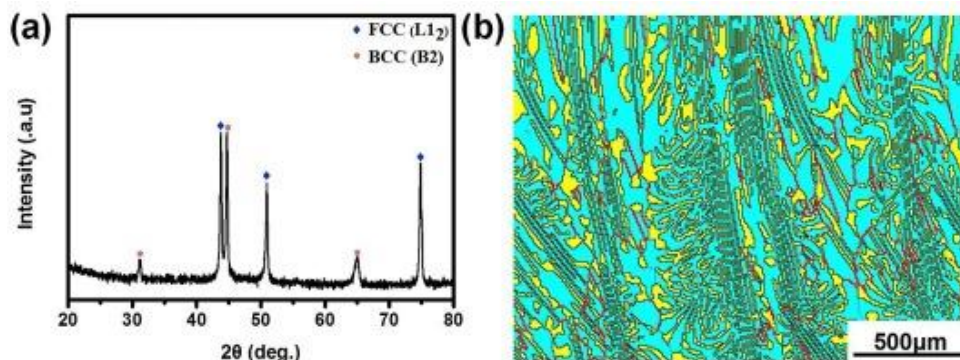


图 1-6 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的 (a) XRD 图谱； (b) EBSD 图像^[24]

(2) 增材制造的制备方式十分适用于共晶高熵合金的凝固行为，特别是在增材制造中，较窄的凝固温度范围有利于减少热裂纹。Yang 等人^[25]使用选区激光熔化法（Selective Laser Melting, SLM）制备了具有纳米片层结构的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金，如图 1-7 所示。试验结果表明 EHEA 样品的屈服强度、极限抗拉强度和均匀延伸率分别为 1329 ± 12 MPa、 1621 ± 16 MPa 和 $11.7 \pm 0.5\%$ ，具有良好的强度和延性协同效应，通过微观表征分析，SLM 法制备的纳米片层结构、晶界、位错和纳米析出物是提高试样屈服强度的主要因素。

此外，常见的制备方式还有粉末冶金^[26,27]、定向凝固^[28,29]等。

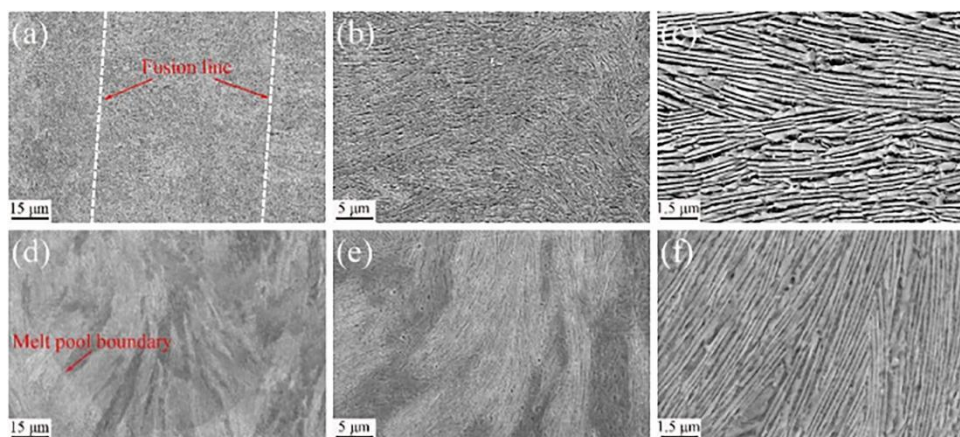


图 1-7 SLM 法制备的 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的 SEM 图像^[25]

1.3 共晶高熵合金冲击行为研究进展

为了在动态载荷环境下保持合金结构的完整性，比如发动机外壳、汽车保险杠等，合金材料需要在承受动态冲击载荷后仍具有完整的组织结构以及高强度-塑性匹配。因此，研究 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的冲击性能具有重要意义。

1.3.1 相结构对共晶高熵合金冲击行为的影响研究进展

在前文中提到单相结构高熵合金的强度-塑性匹配能力差，易产生冲击失效问题。比如单相 FCC 结构高熵合金在动态冲击下容易出现塑性变形集中在局部区域的情况，导致这些区域过早出现微裂纹等损伤，进而降低合金整体的承载能力以及抗冲击性能。例如，Jeong 等人^[30]以单相 FCC 结构 CoCrFeMnNi HEA 为研究对象，使用霍普金森压杆（Separated Hopkinson Pressure Bar, SHPB）系统进行冲击试验。试验结果表明，应变速率为 4700 s⁻¹ 时，由于热软化效应合金出现剪切断裂，如图 1-8 所示。此应变速率下试样不仅孪晶密度要远高于准静态，而且还存在绝热剪切带。Zhang 等人^[31]同样使用 SHPB 研究了 BCC 相结构 TiZrHfNbTaMo_x（x=0.25、0.5 和 0.75）难熔高熵合金（Refractory High Entropy Alloy, RHEAs）的冲击行为。从应力-应变曲线中可以看到，与准静态下相比，随着应变速率的增加，合金的屈服强度显著提高（约为准静态屈服强度的 1.3 倍），这是由于动态绝热剪切和位错运动阻力的作用，加工硬化减弱。但合金的动态塑性应变却降低，如图 1-9（b）所示。

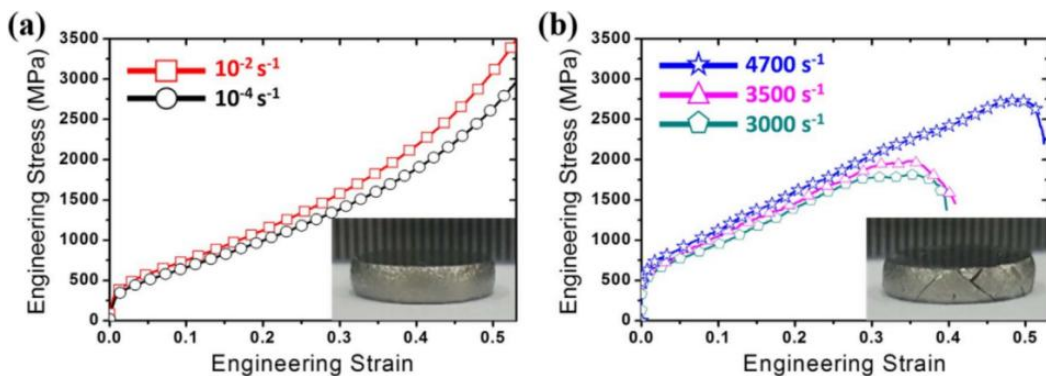


图 1-8 FCC 结构的 CoCrFeMnNi HEA 在动态载荷下的力学性能：（a）准静态下的工程应力应变曲线；（b）高应变速率下的工程应力应变曲线^[30]

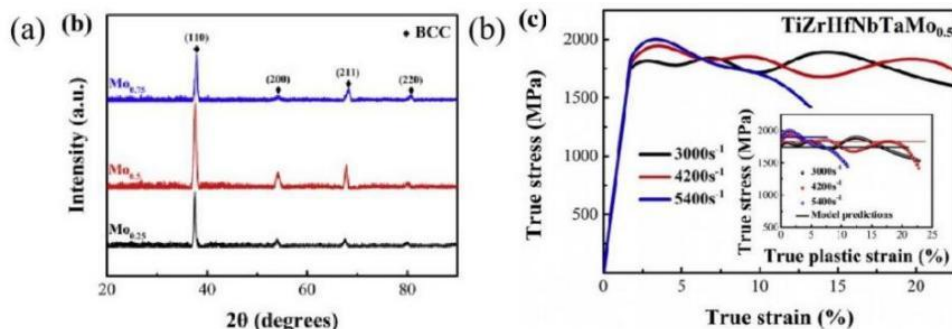


图 1-9 BCC 结构的 TiZrHfNbTaMo_x ($x=0.25$ 、 0.5 和 0.75) 在动态载荷下的力学性能：（a）XRD 图谱；（b）动态冲击载荷下的力学性能^[31]

单相结构（FCC、BCC）的 HEAs 难以突破强度-塑性相悖理论的限制，因而学者们将不同结构和特性的两相组合，例如异质变形的软相和硬相。Dash 等人^[32]对近共晶结构的 AlCoFeNi_2 高熵合金进行动态冲击试验。试验结果表明当应变速率高达 7368 s^{-1} 时，合金才完全剪切断裂，如图 1-10 所示，这说明将共晶合金的设计思想引入高熵合金中能够显著提高抗冲击性能。

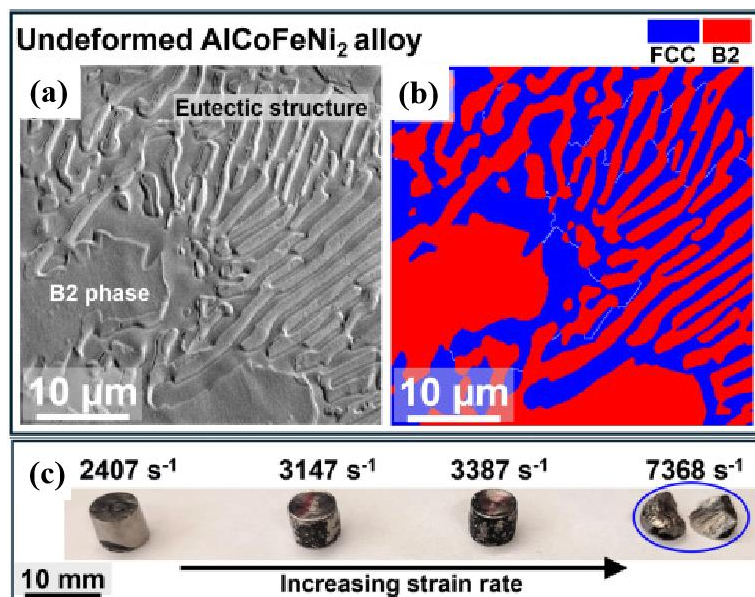


图 1-10 AlCoFeNi_2 高熵合金的微观结构和动态冲击后的样品状态：（a）未变形合金的初始微观组织图；（b）EBSD 相图；（c）合金以不同应变速率冲击直至失效演变图^[32]

Zhong 等人^[33]制备出 FCC+BCC 双相结构的 $\text{Al}_{1.19}\text{Co}_2\text{CrFeNi}_{1.81}$ 共晶高熵合金，该合金表现出均匀且超细的共晶层状结构，如图 1-11 所示。冲击试验结果表明，该合金在室温下（ 298 K ）表现出明显的正应变速率效应，特别是在 4300 s^{-1} 时，屈服强度可达 1261 MPa 。而在低温下（ 77 K ），随应变速率增加，共晶高熵合金的屈服强度进一步增强。在室温下，变形机制以位错滑移为主。在 77 K 低温

条件下，变形机制是纳米孪晶和位错滑移共同作用。纳米孪晶以及位错-孪晶边界之间的相互作用形成了相对稳定的结构，这些结构能够有效抑制位错运动，有助于增强应变硬化能力。其中 $\text{Al}_{1.19}\text{Co}_2\text{CrFeNi}_{1.81}$ 的共晶结构通过以下方式贡献于优异的抗冲击性能：（1）均匀且超细的层状微观结构，有利于分散应力并减少裂纹；（2）在不同的温度和应变率条件下，促进形成不同类型的稳定结构（如纳米孪晶和堆垛层错），这些结构能有效阻碍位错运动，提高材料的强度和应变硬化能力；（3）共晶结构的存在还可能影响合金的堆垛层错能（SFE），进而影响变形孪晶的形成，这对于提升材料在高应变速率下的力学性能至关重要。

Yu 等人^[34]还探究了 Al 的含量对 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金冲击性能的影响。随着 Al 含量的增加，合金结构从 FCC 相向 FCC+BCC 双相结构转变，最后形成单相 BCC 结构，如图 1-12 所示。其性能测试结果和微观结构分析结果表明 FCC+BCC 共晶结构的高熵合金具有优异的抗压强度和冲击韧性。

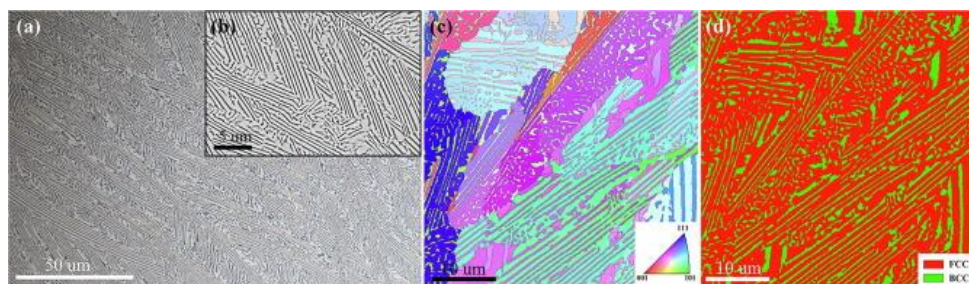


图 1-11 共晶高熵合金 $\text{Al}_{1.19}\text{Co}_2\text{CrFeNi}_{1.81}$ 的微观结构：（a）金相图；（b）高倍率 SEM 图；（c）IPF 图^[33]

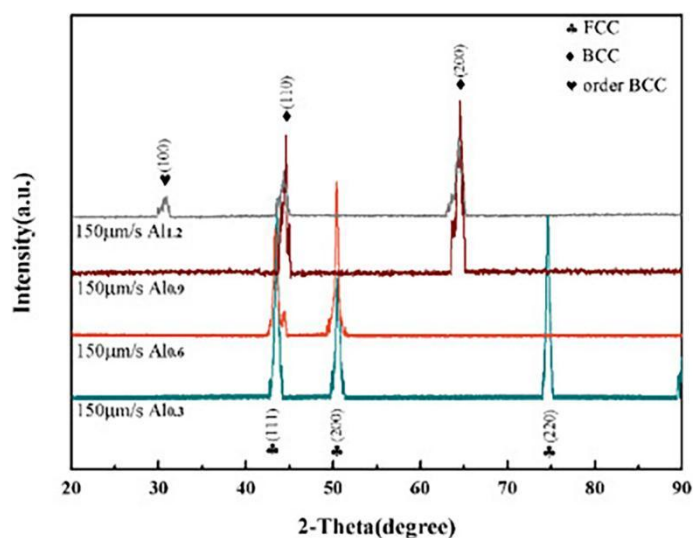


图 1-12 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金的 XRD 图谱^[34]

1.3.2 应变速率对共晶高熵合金冲击行为的影响研究进展

从上节可知,共晶高熵合金的冲击变形行为显著依赖于微观组织的协同承载能力。然而,实际服役环境不仅面临复杂的相结构的本征约束,还需要适应动态载荷下应变速率敏感响应的外延挑战。在准静态至冲击加载条件下,应变速率的变化可能通过多种变形机制影响共晶高熵合金的冲击性能。在室温准静态速率下,合金变形机制通常以位错滑移、交滑移和孪生为主;而在高应变速率下通常有加工硬化、应变硬化及热软化三种现象,包含了位错滑移、交滑移和孪生为主的变形机制。加工硬化和应变硬化往往会增加等温流动应力,热软化往往会降低等温应力。

Zhong 等人^[35]研究了铸态 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 共晶高熵合金在准静态 (10^{-3} s^{-1}) 和高应变速率 (1500 、 2900 、 3600 和 4700 s^{-1}) 下的力学性能和相应的组织演变。由于 L12 纳米粒子的强化作用,该共晶高熵合金在准静态下具有良好的加工硬化,整体均匀变形超过 60%,无宏观断裂,表现出高强度和大塑性的良好结合能力,如图 1-13 (a) 所示。

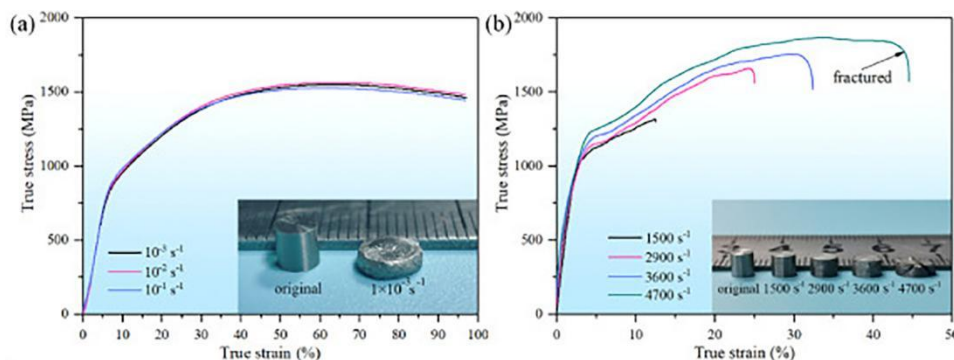


图 1-13 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 共晶高熵合金在 (a) 准静态下的真应力应变曲线和 (b) 高应变速率下的应力应变曲线^[35]

当应变速率从 10^{-3} s^{-1} 增加到 4700 s^{-1} 时,共晶高熵合金表现出显著的正应变速率效应,屈服强度从 810 MPa 增加到 1181 MPa,而且试样在 4700 s^{-1} 应变速率下发生剪切断裂,最终断裂应变约为 40%,如图 1-13 (b)所示。结合合金在 4700 s^{-1} 时的显微组织 TEM 图(如图 1-14 所示),合金在高应变速率下具有优异的强度-塑性匹配有两点原因:(1)大量几何必需位错形成的微带交集减少位错的有效自由程,有利于连续的应变硬化行为,从而实现强度-塑性的良好结合;(2)FCC 相中形成的 SF

网络在动态变形过程中细分晶粒并抑制位错的运动，使得位错密度增加。

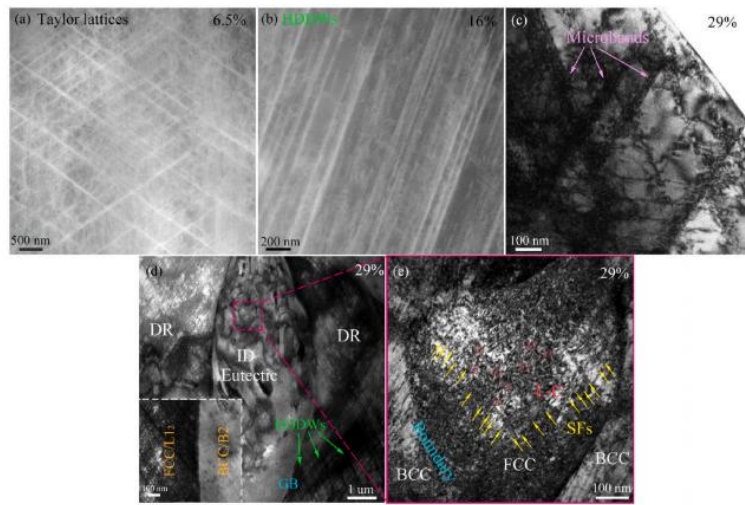


图 1-14 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ 共晶高熵合金的 HAADF-STEM 和 TEM 显微图，显示了 4700 s^{-1} 应变速率时不同真应变水平下的位错构型^[35]

Wang 等人^[36]也研究了铸态的 $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ 共晶高熵合金在准静态 (10^{-4} 和 10^{-2} s^{-1}) 和高应变速率 (2800 、 3600 和 4000 s^{-1}) 下的力学性能和组织演变。通过组织分析可知该合金具有 FCC+BCC 双相结构，如图 1-15 (a) 所示。从真应力-应变曲线中发现，如图 1-15 (b) 所示，该共晶高熵合金表现出正应变速率硬化效应。

为了揭示变形机制，对合金变形结构进行了显微观察，如图 1-16 所示。在准静态下，FCC 和 BCC 相的塑性变形主要是位错滑移，以高密度的位错胞形式发生；在高应变速率下，该 EHEA 的 FCC 相中发生了变形机制从位错滑移到位错滑移+纳米尺度变形孪晶的混合模型的转变；在 BCC 相中则只有位错主导塑性变形。这种变形机制的转变实现了优异的强度-塑性结合。位错硬化、固溶强化以及纳米级孪晶界等多种变形模式的组合，有效地克服了该合金的强度-延展性权衡。值得注意的是，文中还关注了高应变速率下的热软化效应。这种热软化效应不仅能显著降低合金的屈服强度和流动应力，还会导致材料在高应变速率下失效。这是因为热软化机制可能与高应变速率下的应变硬化竞争，导致应力集中，合金表面形成绝热剪切带从而产生失效。

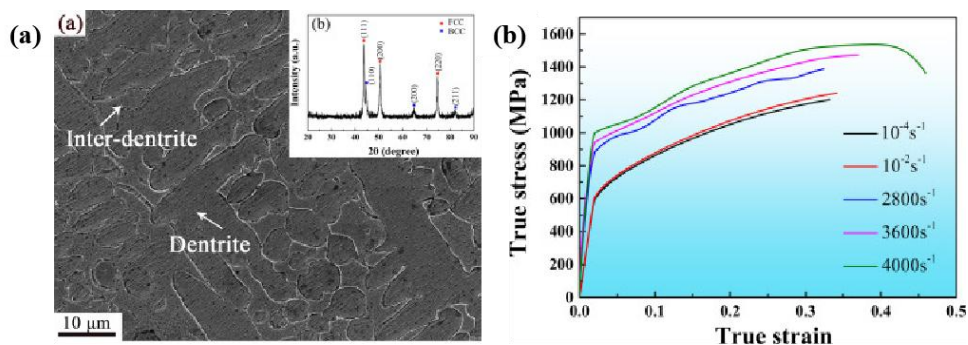


图 1-15 (a) Al_{0.6}CoCrFeNi EHEA 的 SEM 图像，内附 XRD 图谱；(b) 动态冲击载荷下的真应力-应变曲线^[36]

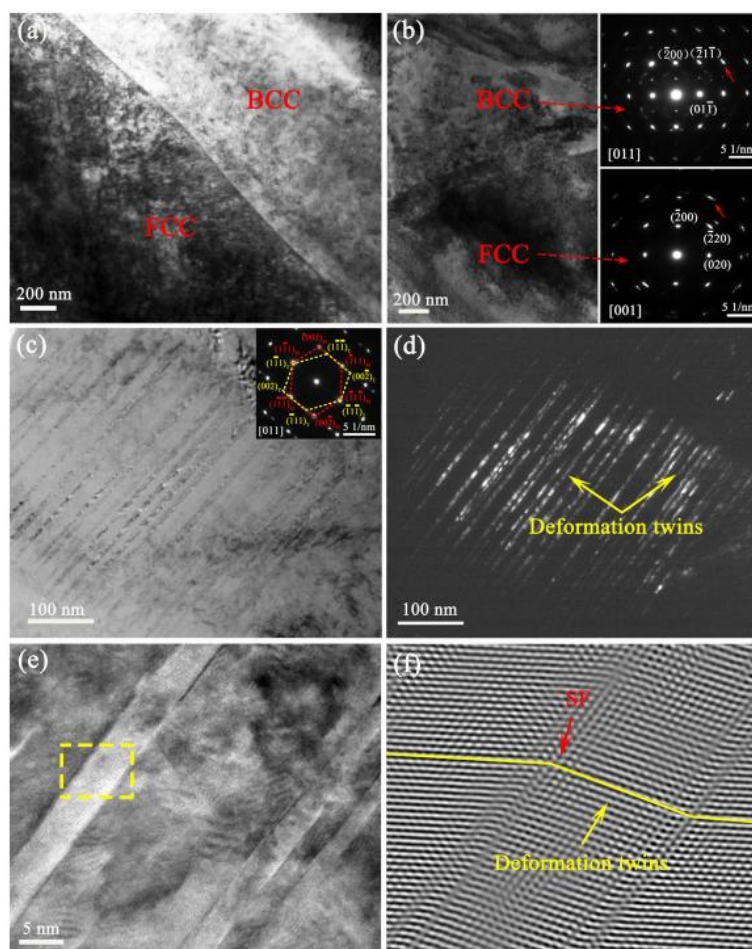


图 1-16 变形样品在应变速率为 (a) 10⁻⁴ s⁻¹ 和 (b) 3600 s⁻¹ 时的 BF TEM 图像^[36]

然而针对具有良好成型性的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在动态载荷方面却鲜有研究。Hu 等人^[37]研究了两种不同铸造方式(滴铸 DC 和吸铸 SC)制备出的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同应变速率(10⁻³、1500、2500、3000 和 3200 s⁻¹)下的冲击性能。从真应力-应变曲线来看,如图 1-17 所示,两种铸造方式制备出的合金其应力均随着应变速率的增加而

增加、随着温度升高而降低，但 SC 合金力学性能更优。如图 1-18 所示，对 SC 合金的变形结构进行显微结构观察，高应变速率下 SC 合金产生剪切变形，断裂形貌呈现韧性-脆性断裂特征；另外，SC 合金由于 FCC 相中形成的平面滑移迹线和 FCC/B2 相边界上的位错堆积，在准静态试验中表现出较高的抗压强度和良好的压缩延展性。SC 合金在高应变速率下，高密度扭曲位错形成大的不规则位错单元，导致加工硬化和应变速率硬化效应。

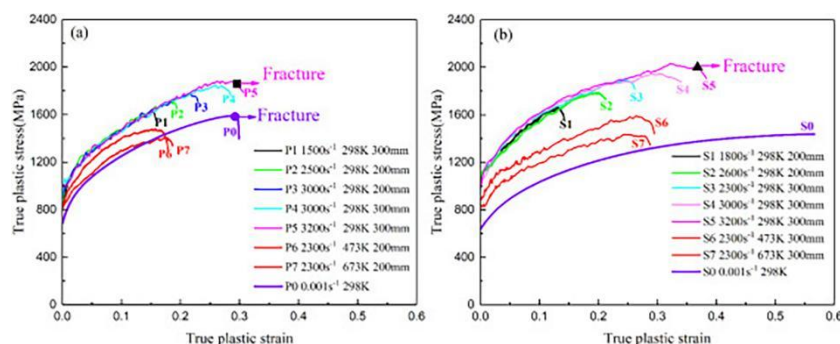


图 1-17 (a) DC 合金在动态冲击载荷下的力学性能；(b) SC 合金在动态冲击载荷下的力学性能^[37]

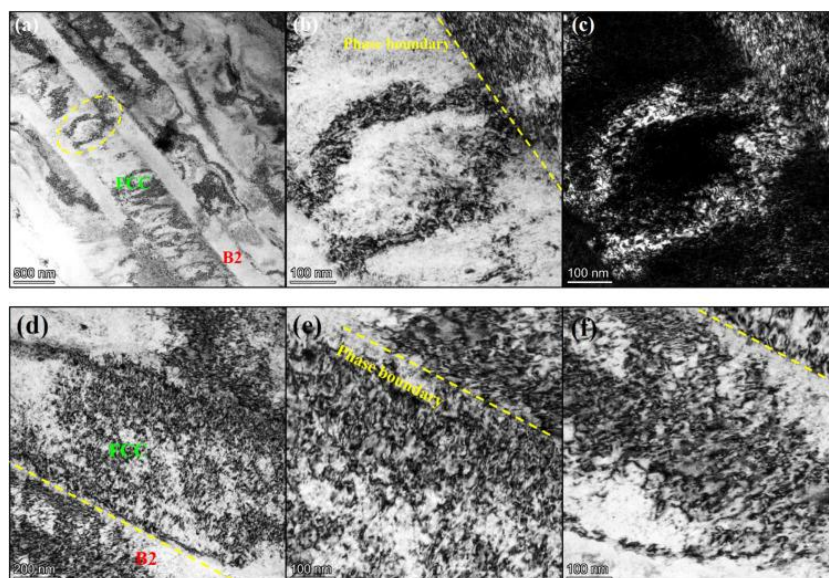


图 1-18 3000 s⁻¹ 应变速率时 SC 合金的 TEM 形貌图^[37]

综上所述，相比较于单相结构的高熵合金，共晶高熵合金通过合理的成分设计使其具有更加平衡的双相组织结构，能够在准静态或者动态载荷环境下具有高的抗冲击性能，这为研究 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在动态载荷环境下的抗冲击性能奠定了研究基础。

1.4 共晶高熵合金摩擦行为研究进展

一般来说,强度和延展性在实际工程应用中被优先考虑,因此材料的机械性能及其相关机制已经得到了深入的研究。而磨损同样被认为是材料重要的失效形式。高熵合金材料在长期使用过程中往往会因磨损而失效。因此开发具有良好耐磨减磨的高熵合金对结构应用至关重要^[38]。

众所周知,磨损受很多因素影响,比如相结构、载荷、滑动速度以及环境温度等,很难定量评价。在摩擦系统中常常使用摩擦系数和磨损率来定量评估材料的耐磨损性能,并通过观察磨痕表面的微观组织揭示其磨损机制。

1.4.1 相结构对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展

近年来,许多面心立方 HEAs^[39,40]及其衍生物^[41]的磨损行为被报道。Nagarjuna 等人^[39]使用往复式摩擦磨损研究了 FCC 相 CoCrFeMnNi 高熵合金的摩擦学行为。Dollmann 等人^[40]同样在探究 CoCrFeMnNi 高熵合金摩擦性能时发现磨痕表面发生应变硬化,并将该现象归因于动态晶粒细化和激活变形孪晶。大多数关于难熔 HEAs 磨损行为的研究都集中在基于 BCC 基体的复杂微观结构的合金体系上,如 TaMoWVCu^[42]、TiMoNbCrFeWA^[43]、TaTiMoNbV^[44]和 TaTiMoNbZr^[45]。尽管在揭示难熔 HEAs 的基本力学行为和变形模式方面已经付出了巨大的努力^[46-48],但由于其微观结构的复杂性,理解难熔 HEAs 的摩擦学行为是很困难的。

目前双相或者多相高熵合金的耐磨性亦成为研究热点。例如,Joseph 等人^[49]比较了不同相结构的 HEAs (CoCrFeMnNi、Al_{0.3}CoCrFeNi、Al_{0.6}CoCrFeNi、以及 AlCoCrFeNi) 的摩擦学性能,从摩擦系数 (Coefficient of Friction, COF) 曲线和磨痕表面形貌可知,如图 1-19 和 1-20 所示,具有 FCC+BCC 双相结构的 Al_{0.6}CoCrFeNi EHEA 室温平均摩擦系数 (Mean Coefficient of Friction, MCOF) 约为 0.58; 随着温度升高至 600 °C 以上时,较其他几种材料摩擦系数最低。磨损率 (Wear Rate) 在 600 °C 时达到最低点,虽然 900 °C 时略有升高,但仍优于其他合金材料。从磨痕表面形貌来看,室温下磨痕表面出现深犁沟,此时磨损机制是磨料磨损; 温度升高后以氧化磨损为主。高温下具有优异摩擦

性能主要依赖以下三点原因：（1） $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ 共晶高熵合金中 FCC 相具有较好的塑性和延展性，在高温条件下有助于吸收和分散应力，减少裂纹的扩展；而 BCC 相具有较高的硬度和强度，特别是在高温下能够抵抗塑性变形和剥落，提供更好的抗磨损能力。此外，BCC 相中的自旋分解 B2 有序相和无序 BCC 相共同作用，增强了材料的耐热性和抗氧化性。（2）高温条件下，特别是超过 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时， $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ 共晶高熵合金表面会生成一层紧凑的氧化层，由外层富铬和内层连续的氧化铝组成，这些氧化层能有效减少对磨副和样品的直接接触，从而降低摩擦系数和磨损率。（3）高温导致合金内部发生微观结构变化，例如晶粒细化和沉淀硬化相的形成，这些变化增强了材料的强度和硬度，提高了耐磨性能。

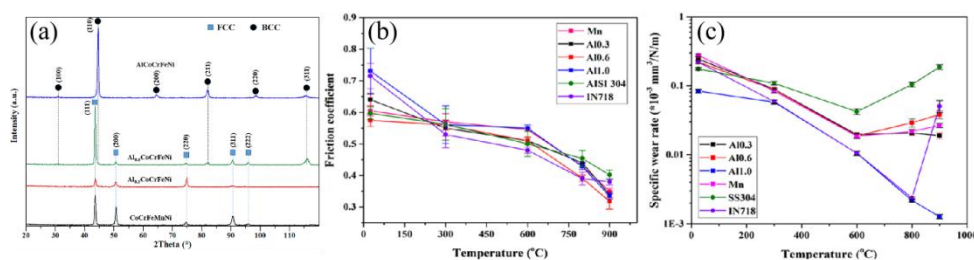


图 1-19 CoCrFeMnNi HEA 和 $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ HEA 的 (a) XRD 图；(b) 摩擦系数曲线图；(c) 磨损率变化图^[49]

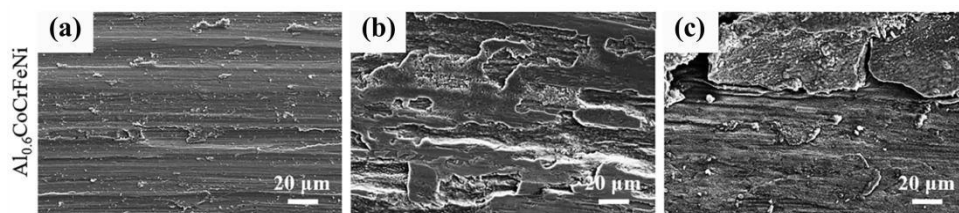


图 1-20 $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ 共晶高熵合金在 (g) RT；(h) $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ ；(i) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的磨痕表面形貌 SEM 图^[49]

Yu 等人^[50]通过研究 CoCrFeNiNb_x 共晶高熵合金的摩擦学行为，也同样证实了共晶高熵合金具有优异耐磨性能主要与相结构、氧化层以及微观结构变化有关，具体影响反映在摩擦系数和磨损率的变化上。

此外，还有较多研究是以共晶高熵合金为基底合金，添加单个金属元素^[51]、单个非金属元素^[52]以及金属间化合物^[53-55]形成多相结构，进一步探究合金摩擦学行为。例如，Liu 等人^[53]在 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金中添加 WC，探究不同

含量的 WC 对共晶高熵合金耐磨性的影响。

1.4.2 载荷和滑动速度对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展

作为结构材料，其外在使用条件（如载荷、滑动速度等）对材料摩擦性能的影响也是不可忽视的。例如，Téllez-Villaseñor 等人^[56]研究了载荷和速率对 TiC 增强 Cu-Ni 合金干滑动摩擦学行为的影响。Yu 等人^[57]也探究了多相结构 AlCoCrFeNiTi_{0.5} 高熵合金在大载荷（ ≥ 20 N）和低滑动速度（ ≤ 50 mm/s）下的摩擦学行为。摩擦系数结果显示（图 1-21）在不同载荷条件下，合金的摩擦系数保持相对稳定；随着滑动速度增加，摩擦系数略有增加。值得注意的是，作者对摩擦表面形貌进行了 XPS 图谱分析（图 1-22），检测到了多种氧化物的峰，这些氧化物覆盖在磨痕表面上起到了固体润滑的作用，有助于减少磨损。

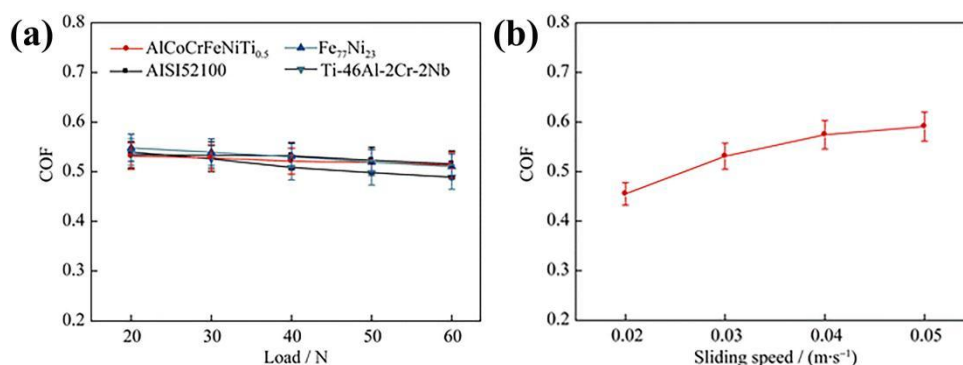


图 1-21 AlCoCrFeNiTi_{0.5} 高熵合金的摩擦系数随载荷和滑动速率的变化曲线^[57]

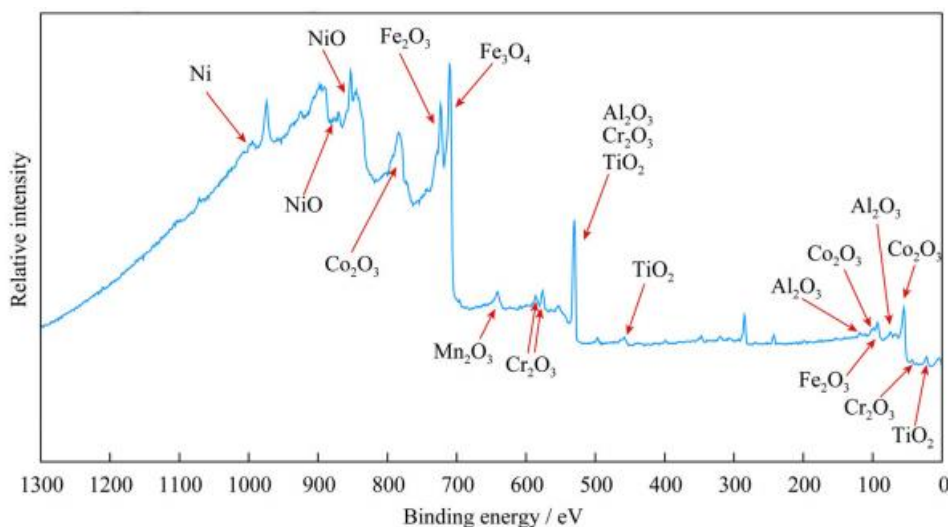


图 1-22 AlCoCrFeNiTi_{0.5} 高熵合金摩擦床内氧化物的 XPS 图谱^[57]

常见的摩擦副包括 Al₂O₃、Si₃N₄、SiC 以及 GCr15 钢球等。Miao 等人^[58]比较了双相 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同摩擦副上的摩擦性能，发现摩擦副对摩擦系数和磨损率亦有影响。具体使用需要根据材料硬度和应用环境来选择。

1.4.3 温度对共晶高熵合金摩擦行为的影响研究进展

高温环境下，材料不仅要承受极大的机械应力，还要应对高温而导致的氧化、软化等复杂物理化学变化，这对材料的高温耐磨性提出了极为严苛的要求。

Jiang 等人^[59]对比了不同温度下（RT、600 和 800 °C）锆对 $\text{CoFeNi}_{1.5}\text{V}$ 高熵合金高温摩擦学性能的影响。随着锆含量的增加和晶粒尺寸的减小，微观组织从亚共晶变为共晶（FCC+Laves 相）。图 1-23 所示的摩擦系数-磨损率曲线显示， $\text{Zr}_{0.3}$ 在 600 °C 和 800 °C 时，摩擦系数和磨损率均有所下降，并且大幅降低（较室温下）。除上节提到的相结构和氧化层的两点原因外，作者提到了不同氧化物的作用。例如高温下 Fe_3O_4 比 Fe_2O_3 更致密，能够提供更好的耐磨性能。此外， V_2O_5 等氧化物还具有高温自润滑效果，降低了滑动阻力。

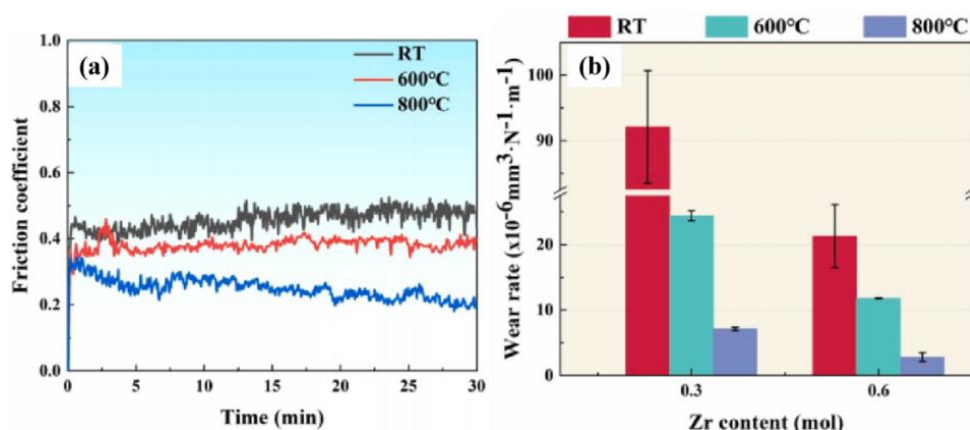


图 1-23 $\text{CoFeNi}_{1.5}\text{VZr}_{0.3}$ EHEA 在不同温度下的 (a) 摩擦系数曲线图；(b) 磨损率变化图^[59]

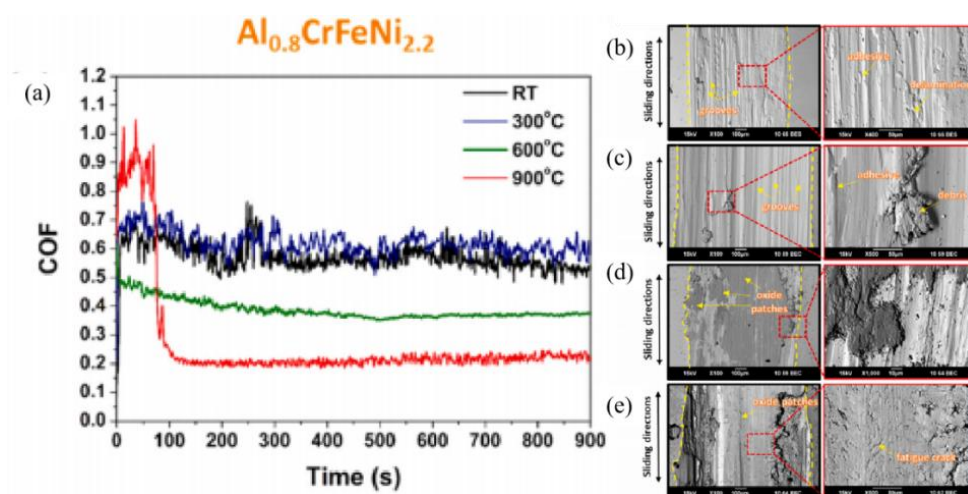


图 1-24 $\text{Al}_{0.8}\text{CrFeNi}_{2.2}$ EHEA 在 RT-900 °C 时的 (a) 摩擦系数曲线图；(b-e) 磨痕表面形貌

SEM 图^[60]

Vo 等人^[60]研究了经济高效的 $\text{Al}_{0.8}\text{CrFeNi}_{2.2}$ 共晶高熵合金的高温 (RT、300、600、900 °C) 摩擦学性能。摩擦曲线表明, 在 RT-300 °C 时, 摩擦系数波动较大, 600-900 °C 时波动减小, 如图 1-24 (a) 所示。随温度升高, 平均摩擦系数呈现先上升后下降趋势, 并且磨损率具有一定的波动性。这主要是由于磨损机制的改变: 室温至 300 °C 时的磨损机制是磨料磨损和黏着磨损; 600-900 °C 时的磨损机制是氧化磨损。而针对氧化磨损中氧化层对合金耐磨性的作用, 作者认为在高温下, 共晶高熵合金的摩擦性能可能更取决于热硬度和氧化层的形成, 而不是共晶高熵合金基体。根据摩擦床形貌, 如图 1-24 (b-e) 所示, 随着温度升高, 可以看到当表面形成更多的氧化物时, 摩擦系数会降低。

Vo 等^[61]探究氧化对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 摩擦磨损性能的影响。文章选用往复方式进行不同温度下 (500、600、700、800 和 900 °C) 的摩擦磨损实验。如图 1-25 (a) 所示, 在 ≤ 600 °C 时摩擦系数较低, 波动幅度几乎可以忽略; 当温度 ≥ 700 °C 时, 曲线出现磨合期, 温度越高磨合越短, 摩擦系数值跨度越大, 随后进入稳定期。从图 1-25 (b) 中可以看到, 不同载荷下摩擦系数随着温度升高均呈现先上升后下降再上升的趋势; 载荷为 30 N 时, 磨损率变化趋势先升高后下降趋势, 如图 1-26 所示。为了揭示氧化对摩擦性能的影响, 他们将磨痕分为了四层, 即高热摩擦试验中产生的碎屑位于顶层、较厚的应变层、塑性变形层以及基体层, 如下图 1-27 所示。当温度低于 700 °C 时, 磨损机制为磨粒磨损; 当温度达到 700 °C 以上时, 磨痕内形成了摩擦床, 摩擦床内的氧化物和超细颗粒起到保护屏蔽作用, 防止基体合金进一步磨损和损坏, 此时磨损机制以氧化磨损为主, 同时还存在磨粒磨损和黏着磨损。

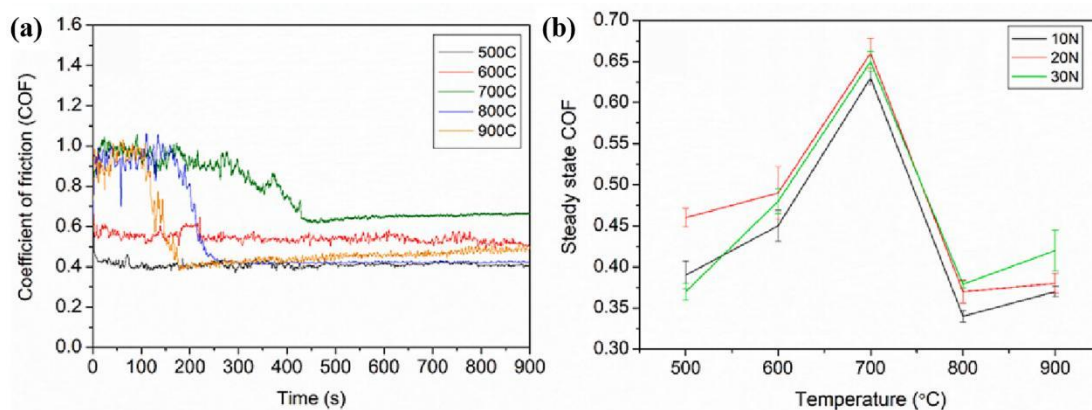


图 1-24 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 在 (a) 500 °C-900 °C 时的摩擦系数曲线和 (b) 在不同载荷和温度下的平均摩擦系数^[61]

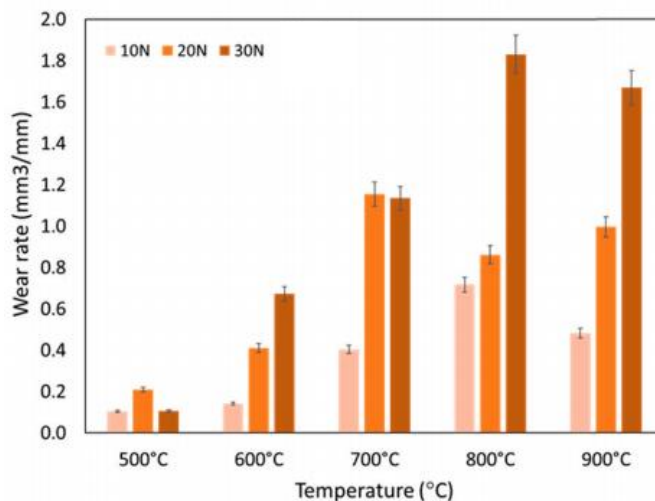


图 1-26 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷和温度下的磨损率曲线^[61]

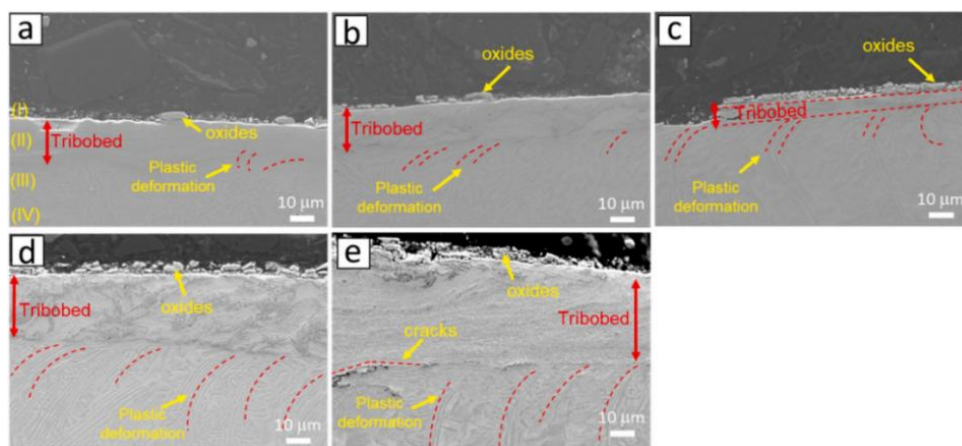


图 1-27 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的磨痕侧表面 SEM 图像：(a) 500 °C；(b) 600 °C；(c) 700 °C；
(d) 800 °C；(e) 900 °C^[61]

综上所述，单相高熵合金的耐磨性研究已具有较好的基础。而 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金具有独特的共晶结构以及良好的力学性能，其耐磨性是否会受到载荷、滑动速度以及温度的影响，目前尚不可知。

1.5 研究意义与主要内容

1.5.1 研究意义

常见的高熵合金具有高强度，高韧性等优点，但在某些极端环境下往往出现材料失效问题，例如在动态载荷环境下面临着冲击失效和长期高温环境下面临着氧化磨损失效等问题。于是本研究重点关注上述问题，选用具有优异铸造性能和良好强度-塑性能力的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金作为研究对象，研究其冲击性能和耐磨性能具有重要意义。

目前对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的抗冲击性能研究大多集中在高应变速率下 ($\geq 2000 \text{ s}^{-1}$)，这会给研究带来诸多问题，比如：（1）合金因高应变速率产生的冲击力过大，导致局部化风险增加（如微裂纹、位错缠结等）；（2）高应变速率下，合金变形迅速，容易产生绝热温升现象，这会改变合金内部的微观组织等，干扰了对合金本身抗冲击性能的评估。此外，针对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金耐磨性的研究亦存在几点不足：（1）氧化层和金属氧化物颗粒的作用研究欠缺，例如不同温度下氧化层及金属氧化物颗粒的形成、破裂机制等；（2）对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金高温耐磨性的研究较少，并且研究温度范围狭窄；（3）高温环境下，温度对磨痕亚表层微观结构的影响尚不明确。

于是，本研究采用中低应变速率进行动态冲击试验，采用不同载荷、滑动速度以及温度进行摩擦磨损试验。这不仅符合实际应用环境（发动机外壳、刹车盘等），而且平衡了实验的可控性，降低了局部化的风险。

1.5.2 主要研究内容

本文以铸造 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 为研究对象，系统探究其冲击性能、摩擦磨损性能以及相关变形机制。研究内容如下：

（1）霍普金森冲击试验探究中低应变速率对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 动态冲击性能的影响，深入探究合金的动态力学性能与变形结构的关系并分析其强韧化机制。

（2）室温摩擦磨损试验探究不同载荷和滑动速度对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 摩擦磨损性能的影响，分析其磨损机制。

（3）高温摩擦磨损试验探究不同温度对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ EHEA 摩擦磨损性能的影响，深入探究不同温度对其微观组织结构的影响并分析高温磨损机制。

第 2 章 材料的制备与研究方法

2.1 实验方案及材料

2.1.1 实验方案

本文主要围绕 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金，探究合金抗冲击性能和摩擦学性能。实验方案如图 2-1 所示：（1）对铸造后原始合金进行标准金相处理，通过多种显微表征手段分析合金原始结构特征；（2）将原始样品制成标准冲击样品，通过分离式霍普金森压杆系统进行冲击试验，通过多种显微表征手段分析变形后合金微观结构特征，探究高应变速率对合金冲击性能、强韧化机制的影响；（3）将原始样品制成标准摩擦样品，通过摩擦磨损试验机进行摩擦磨损试验，通过多种显微表征手段分析摩擦后合金微观结构特征，探究不同载荷、滑动速度和温度对合金耐磨性能、磨损机制以及变形行为的影响。

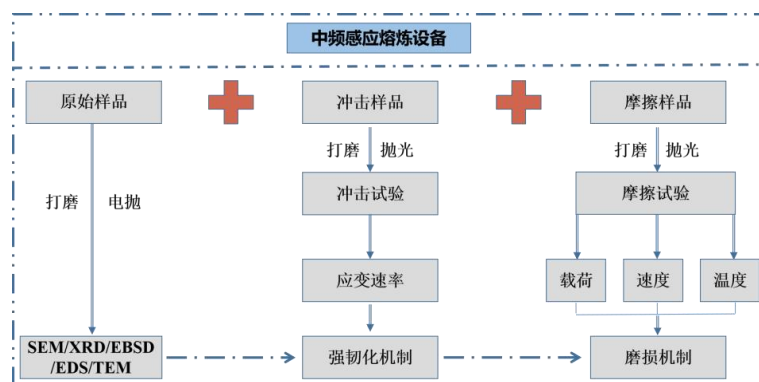


图 2-1 研究方案示意图

2.1.2 实验材料

实验所用材料为 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金，使用型号为 ZG-10 中频感应熔炼设备，熔炼实验过程如下：首先，将设计合金成分的原材料放置于酒精中，使用超声仪进行清洗后风干，然后对每种原材料进行称重配比，原材料的纯度均高于 99.5 wt.%。将所配原材料放入已烘干的炉膛内坩埚中，抽真空至 10^{-2} Pa 后反充氩气至 0.06 MPa。熔炼过程的操作电压为 600 V，待原材料完全熔化后在 1500 °C 保温 10-15 min，最后浇注到已预热石墨铸型中冷却成型。石墨铸型内壁涂覆 ZrO_2 涂层以防止碳的渗透。在合金熔液全部浇注模具时，开启电磁搅拌器，在完全凝固后关闭电源，获得重约 2.5 kg 的大块铸锭。

2.2 显微硬度测试

探究原始样品和高温摩擦样品的维氏硬度（Vickers-hardness, HV），需要对合金进行显微硬度测试。本实验所使用仪器为维氏硬度测试仪（HVM-G21 DT）。在测试原始样品的维氏硬度前，需要将测试样品切割成 $10 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$ 的立方体金属块，使用 400#-2000# 的金刚石砂纸对样品表面打磨。待表面无明显划痕后，依次使用 $1.5 \text{ }\mu\text{m}$ 、 $1.0 \text{ }\mu\text{m}$ 、 $0.5 \text{ }\mu\text{m}$ 的抛光剂对其进行机械抛光。待表面呈现镜面状态时，使用无水乙醇冲洗表面后冷风吹干，最终制得表面光洁无划痕的样品。由于高温摩擦样品表面前期已进行金相处理，测试其表面显微硬度时直接测量即可。

测试所使用载荷为 200 g，所施载荷保持时间为 15 s。为了保证所测硬度数据的准确性，每个位置测试 15 个数据点，去除最大值和最小值后取其平均值即为该位置的维氏硬度值。

2.3 冲击性能测试

探究中低应变速率对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金抗冲击性能的影响，需要对合金进行冲击试验。本试验所使用的仪器为分离式霍普金森压杆系统，示意图如下。冲击试验开始前，首先将原始铸锭切割成 $5 \times 5 \times 5 \text{ mm}^3$ 的立方体金属块，使用 400#-2000# 的金刚石砂纸对其六个面进行打磨，待表面无明显划痕后，使用颗粒直径 $1-0.5 \text{ }\mu\text{m}$ 的金相喷雾抛光试剂对其进行机械抛光，待表面抛光至镜面后，使用酒精冲洗干净并吹风机吹干，最终制成表面光亮无划痕的冲击样品。

为保证数据的可靠性，所有试验均在相同室温下（约 $22 \text{ }^\circ\text{C}$ ）进行，整个试验过程控制在 10 s 内完成，每个应变速率下的冲击试验都重复 3 次。

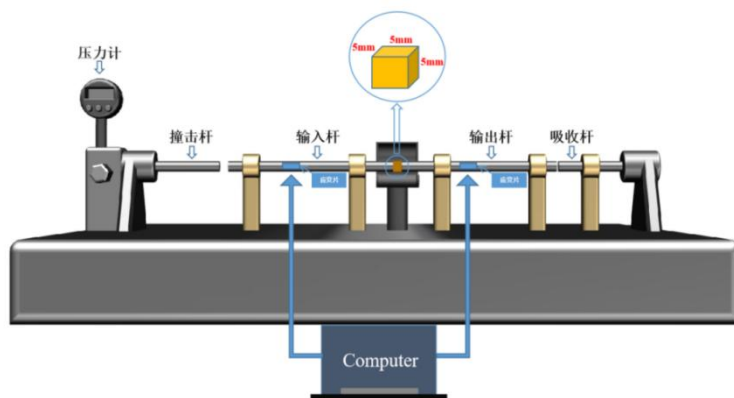


图 2-2 霍普金森压杆测试示意图

2.4 摩擦性能测试

2.4.1 室温摩擦磨损试验

探究不同载荷和不同滑动速度对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金耐磨损性能的影响，需要对合金进行摩擦磨损试验。本文所使用的仪器为 HT-1000 型转盘式摩擦磨损试验机。摩擦示意图 2-3 所示。摩擦磨损试验开始前，将铸锭切割成 $10 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$ 金属块，使用 400#-2000# 的金刚石砂纸对其中一个矩形面进行打磨，依次使用颗粒直径 1.5、1.0、及 $0.5 \mu\text{m}$ 的金相喷雾抛光试剂对其进行机械抛光，最终制成表面光亮无划痕的摩擦样品。

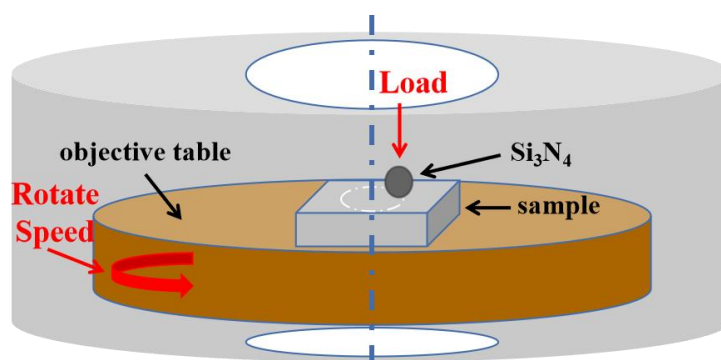


图 2-3 转盘式摩擦示意图

表 2-1 不同载荷和滑动速度摩擦磨损试验参数

编号	载荷 (N)	滑动速度 (mm/s)
1	5	30
2	10	30
3	15	30
4	10	60
5	10	120

打开试验机设置相关参数，如表 2-1 所示。参数设置完成后将合金固定在样品盘中，随后进行摩擦力调零，摩擦力调零在 ± 0.2 范围内。开始试验。试验结束后，保存数据，关闭试验机，最后取出合金。每个参数下的合金样品都重复上述操作多次，以确保试验结果的准确性。

2.4.2 高温摩擦磨损试验

摩擦磨损试验。本文使用型号为 HT1000 型往复式摩擦磨损试验机探究 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的高温摩擦性能。摩擦示意图如图 2-4 所示。样品尺

寸为 $20 \times 5 \times 2 \text{ mm}^3$ ，高温摩擦磨损试验开始前，表面处理同室温摩擦样品。

所选对磨副需具有高的硬度并且高温下有很好的抗氧化性，所以本文摩擦磨损试验均选用 $\Phi 5 \text{ mm}$ 的 Si_3N_4 球，频率为 8 Hz (约为 30 mm/s)，单次行程为 2 mm ，试验时间为 30 min ，载荷为 10 N 。打开试验机设置相关参数，参数设置完成后将合金固定在样品盘中，随后进行摩擦力调零和升温，摩擦力调零在 ± 0.2 范围内，升温速率为 $10 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 。温度达到预定温度后保温相同时间 35 min (试验开始前保温 5 min ，试验时间 30 min)，开始试验。试验结束后，保存数据，关闭试验机停止保温，使合金在升温炉中冷却至室温，最后取出合金。每个温度下的合金样品都重复上述操作多次，以确保试验结果的准确性。

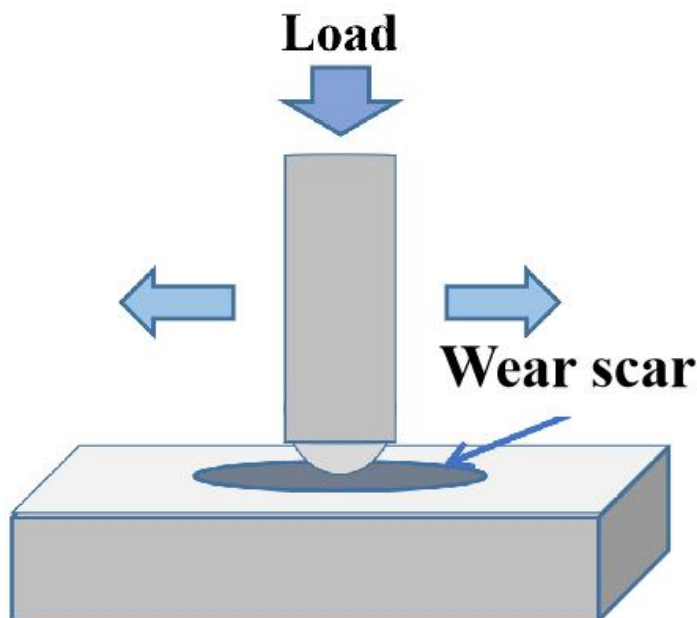


图 2-4 往复式摩擦示意图

2.5 微观结构表征

2.5.1 光学显微观察

本实验中用于观察金相 (Ography Metall, OM) 的试样取自于铸锭的一部分，首先采用电火花线切割设备将铸锭材料切割成金相样品，尺寸为 $10 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$ 。样品表面处理同摩擦样品。对抛光完成的试样进行腐蚀，金相腐蚀液选用的是王水试剂 (浓盐酸体积: 浓硝酸体积=3:1)，金相腐蚀时间 $\sim 5 \text{ s}$ ，最后使用光学显微镜 (舜宇 CX40M 金相显微镜) 对金相试样进行观察。

2.5.2 X 射线衍射分析

本实验中的 X 射线衍射 (X-ray Diffraction, XRD) 样品和金相样品来源相

同。首先采用电火花线切割设备将铸锭材料切割成 XRD 样品，尺寸为 $10 \times 10 \times 2 \text{ mm}^3$ 。样品表面处理同摩擦样品。X 射线衍射仪使用的是 CuK α 辐射，型号为德国-布鲁克-Bruker D8 ADVANCE，如图，测试电压为 40 kV，电流为 40 mA，光斑尺寸为 $500 \text{ }\mu\text{m}$ ，扫描速度为 $2^\circ/\text{min}$ ，扫描角度范围为 $20\text{-}80^\circ$ 。

2.5.3 表面三维形貌分析

针对摩擦磨损实验后的样品，需要进行磨痕表面三维形貌观察。表面三维形貌测试使用的是 SuperView W1 光学 3D 表面轮廓仪。将摩擦磨损合金试样放入扫描镜头下方，高温摩擦试样均选取垂直摩擦方向位置拍摄，不同载荷和转速试样均选取摩擦环左侧位置拍摄。为了获取准确的磨痕轮廓尺寸，计算其磨损量，每个位置选取 10 条磨痕轮廓曲线，每条曲线间隔 $5 \text{ }\mu\text{m}$ ，计算其平均值。磨损量 (V) 由公式 (2.1) 计算，通过磨损量以及上节相关参数计算磨损率 (W)，其计算公式为 (2.2)。其中， S 为轮廓横截面积， l 为单次行程或者圆环周长， F 为载荷， L 为总路程。

$$V = S \times l \quad (2.1)$$

$$W = \frac{F}{VL} \quad (2.2)$$

2.5.4 扫描电子显微观察

本实验中对冲击样品和摩擦样品进行扫描电镜观察 (Scanning Electron Microscope, SEM)，对磨痕进行能谱分析。将冲击样品和摩擦样品放入酒精溶液中室温超声 5-10 min，去除油渍和粉末，再用酒精冲洗一遍，冷风吹干。所使用的扫描电镜型号为 FEI - Quanta 250。搭配有能量色散谱仪 (Energy Dispersive Spectrometer, EDS) 探头 (Oxford) 进行元素分析。

2.5.5 X 射线光电子能谱分析

本实验中对摩擦样品进行 X 射线光电子能谱 (X-ray Photoelectron Spectroscopy, XPS) 分析，用作分析磨痕中各元素的价态，从而判断氧化物的存在形式。XPS 粉末样品是在摩擦磨损试验结束后将磨屑粉末收集，用称量纸包裹后密封，重量约为 20 mg。XPS 测试使用的仪器型号为 Thermo Scientific Nexsa，激发源类型为单色化铝靶 ($E=1486.68 \text{ eV}$)，实验电压为 12000 V，功率为 72 W，真空度优于 $5 \times 10^{-9} \text{ mBar}$ ，分析及处理数据使用的软件为 Advantage 和 XPSPEAK41。

2.5.6 背散射电子衍射分析

本实验中对原始样品和冲击后的样品进行背散射电子衍射分析（Electron Backscatter Diffraction, EBSD）。EBSD 样品的制备步骤：（1）使用电火花线切割机切割成厚度为 0.5 mm 的薄片；（2）使用 800#-2000#砂纸机械打磨至~40 μm ；（3）进行电解抛光，电解液为高氯酸+乙酸（体积分数比为 1:9），温度为室温，操作电压为 35-50 V，时间为 40-55 s。EBSD 扫描和数据分析使用搭配有牛津 EBSD 探头和 HKL Channel 5 软件的 SEM 上进行，设备型号为 Zeiss Auriga。

2.5.7 透射电子显微观察

本实验中对霍普金森压杆测试样品和高温摩擦磨损样品使用了透射电子显微镜（Transmission Electron Microscope, TEM），用来确定合金中不同相的晶体结构。在使用透射电子显微镜之前，需要对两种样品进行制备。

冲击透射样品的制备步骤：（1）使用电火花线切割机切割成厚度为 0.5 mm 的薄片；（2）使用 800-2000#砂纸机械打磨至~40 μm ；（3）使用上海交大科教设备技术有限公司的产品电解双喷仪减薄至穿孔。电解液为高氯酸+乙醇溶液（体积分数比为 1:9），温度为-30 $^{\circ}\text{C}$ ，电压为 30 V，电流为 30 mA。拍摄明场像、暗场像和衍射斑点 TEM 电镜型号为 FEI-Tecnaï G2 20 S-TWIN，操作电压为 200 kV。

摩擦透射样品制备步骤：（1）使用美国 FEI Scios 2 HiVac 型聚焦离子束扫描电镜（FIB-SEM），在磨痕表面镀上碳作为保护层，取磨痕最中心位置切割，切割厚度~50 nm；（2）切割后的样品不需要进一步减薄可直接进行 TEM 观察，本实验中拍摄明场像、暗场像、衍射斑点使用的 TEM 电镜型号为美国 FEI Talos F200X G2，操作电压为 200 kV，能谱分析使用的是型号为 Super-X。

第 3 章 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的冲击行为研究

3.1 引言

本章使用铸造双相 FCC+BCC 结构的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金作为试验样品,采用分离式 Hopkinson 压杆系统,进行中低应变速率下的冲击试验,系统探究中低应变速率下 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金动态力学行为和变形机制,最终揭示优异抗冲击性能的来源。

3.2 原始微观结构观察

图 3-1 是 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的金相组织形貌,从图中可以看出 EHEA 是由两相结构组成,分别标记为“1”和“2”,其中 1 的衬度为灰色,2 的衬度为白色。共晶双相生长构成的两种微观结构,一种为岛屿分布结构,岛屿状“1”相分布在“2”相之中,如图 3-1 (b) 所示。另外一种为规则排列的平行片层结构。在这两种结构中,相界面均保持紧密结合,几乎没有缩松缩孔等铸造缺陷。结果表明,AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的独特设计和制备是成功的。为了进一步揭示共晶高熵合金的双相结构,对其进行 EBSD 和 XRD 表征分析。

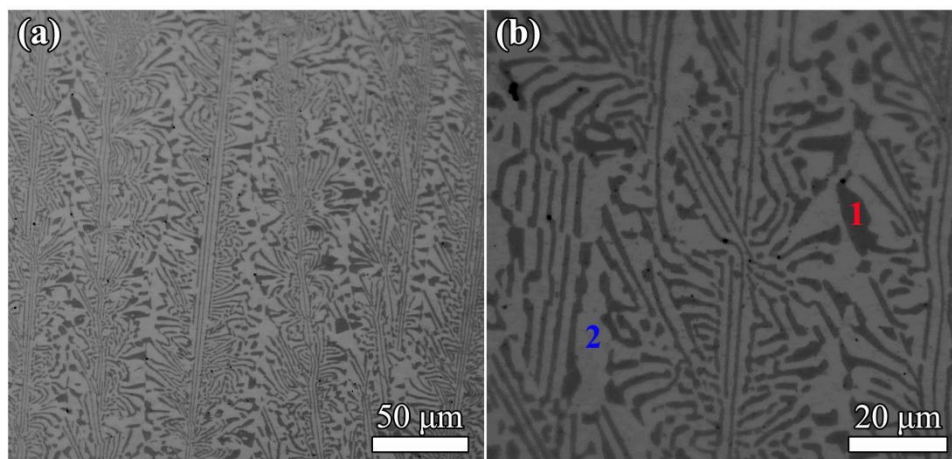


图 3-1 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的光学显微图像: (a) 低倍共晶形貌; (b) 高倍共晶形貌

图 3-2 是 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的 EBSD 图谱和 XRD 图谱。图 3-2(a) 和 (b) 为 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金中的 FCC/BCC 片层组织。显然, BCC 相在 FCC 相中具有片层状和岛状两种形态, BCC 相和 FCC 相的体积分数分别约为 33%和 67%; 另外, 从 3-2 (c) 的 XRD 图谱中观察到共晶高熵合金的特征峰清

晰可见，证明了共晶的双相晶体结构，分别为 FCC（L12）和 BCC（B2）。

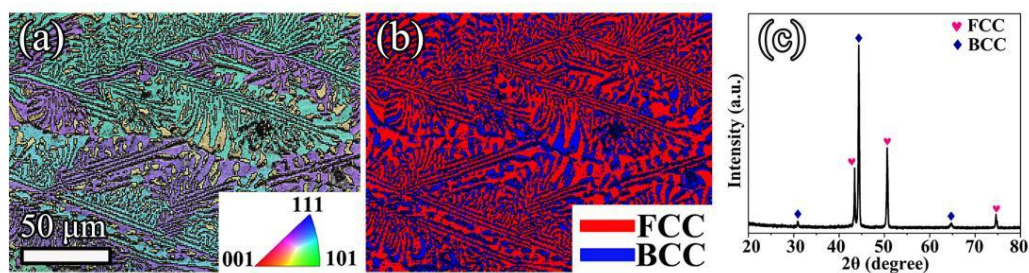


图 3-2 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的 EBSD 图像和 XRD 图谱：（a）典型的 EBSD 晶体取向图，插入了反极图颜色代码，显示了铸态 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的初始显微组织；（b）相图；（c）XRD 图谱

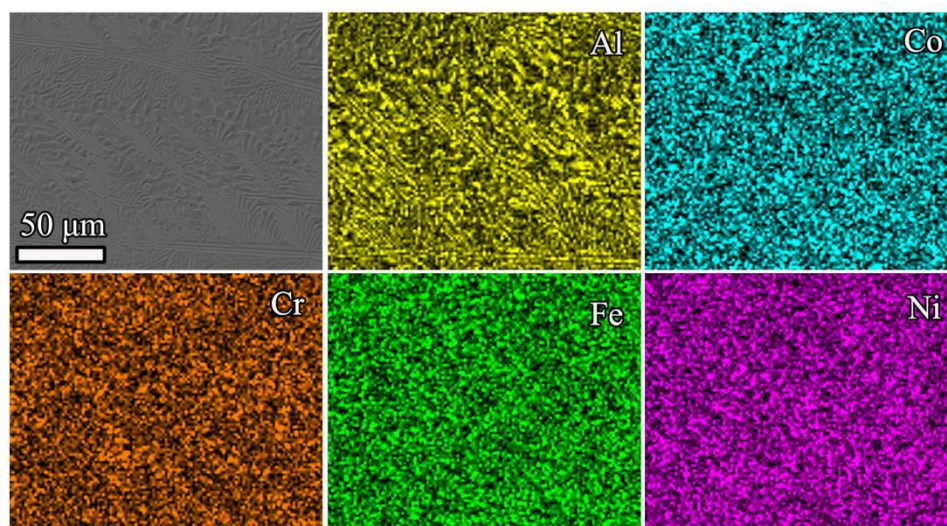


图 3-3 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 中 Al，Co，Cr，Fe 和 Ni 元素分布的 EDS 图像
表 3-1 Al，Co，Cr，Fe 和 Ni 元素在 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA FCC 相和 BCC 相中的原子百分比（at.%）

	Al	Co	Cr	Fe	Ni
Nominal	16.39	16.39	16.39	16.39	34.43
FCC（L12）	12.91	18.63	18.41	19.16	30.89
BCC（B2）	26.28	13.38	12.29	12.68	35.36

图 3-3 显示出 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的 SEM-EDS 图谱。结果表明 Al 元素在研究区内表现出明显的偏析，而 Co、Cr、Fe 和 Ni 元素在研究区内分布均匀，并无偏析现象；两相中五种元素详细的原子百分比如表 3-1 所示。

3.3 冲击性能分析

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同应变速率下的工程应力-应变曲线如图 3-4 (a) 所示。实验结果显示, 在应变速率为 500 ~ 1500 s⁻¹ 的范围内, 流动应力随应变的增加而增加, 表明冲击能量的持续吸收。然而, 流动应力的最终下降意味着 Hopkinson 杆上压缩载荷的终止, 而不是样品失效, 这与拉伸断裂试样的曲线不同。如图 3-4 (a) 所示, 屈服强度 (σ_y) 从 500 s⁻¹ 时的 803.8 MPa 增加到 1500 s⁻¹ 时的 1006.8 MPa, 表明 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金发生应变速率硬化。在低层错能 (Stacking Fault Energy, SFE) 的单相 FCC 合金中, 这种应变速率硬化归因于声子拖曳效应会钉扎全位错, 导致其运动速度不能与高应变速率匹配从而诱发的大量不全位错^[62,63]。而 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的潜在变形机制将在后面讨论。

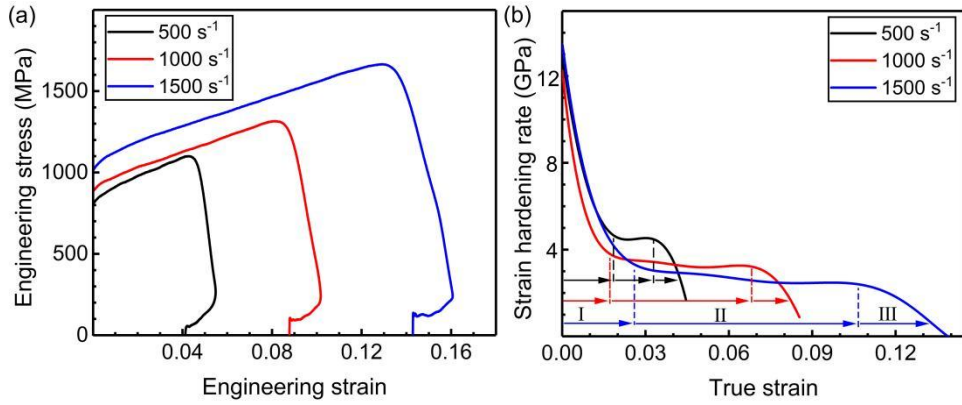


图 3-4 Hopkinson 冲击下 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 的性能曲线: (a)工程应力-应变曲线; (b)应变硬化速率曲线

图 3-4 (b) 给出了应变硬化速率 Θ ($\Theta = \partial\sigma_t / \partial\epsilon_t$, 其中 σ_t 和 ϵ_t 分别表示真应力和真应变)曲线, 在所有测量的应变速率下表现出三个不同的阶段。AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的 Θ 曲线在初始 I 阶段快速下降, 表明弹性到塑性的过度阶段; 在 II 阶段表现为平台型波动, 表明持续应变硬化阶段。平台的宽度随应变速率的增加而增加, 表明恒定的应变硬化。由于测试结束导致 Θ 曲线下降则为 III 阶段, 表明流变应力终止。

为了定量分析应变速率对共晶高熵合金抗冲击性能的影响, 本文使用应变硬化指数 (n) 和应变速率敏感因子 (m)。根据 Ludwik 方程, 如公式 (3.1) 所示, 应变硬化指数 n 可计算为:

$$\sigma = \sigma_y + K\varepsilon_p^n \quad (3.1)$$

式中 ε_p 为真塑性应变， K 为强度系数。如图 3-5 (a-c) 所示， n 值从 500 s^{-1} 时的 0.646 增加到 1000 s^{-1} 时的 0.683，但在 1500 s^{-1} 时下降到 0.567。

应变速率敏感因子 m 由式 (3.2) 表示：

$$m = \frac{\partial \ln \sigma_y}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (3.2)$$

式中 $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。如图 3-5 (d) 所示，应变速率敏感因子评估为 0.198。

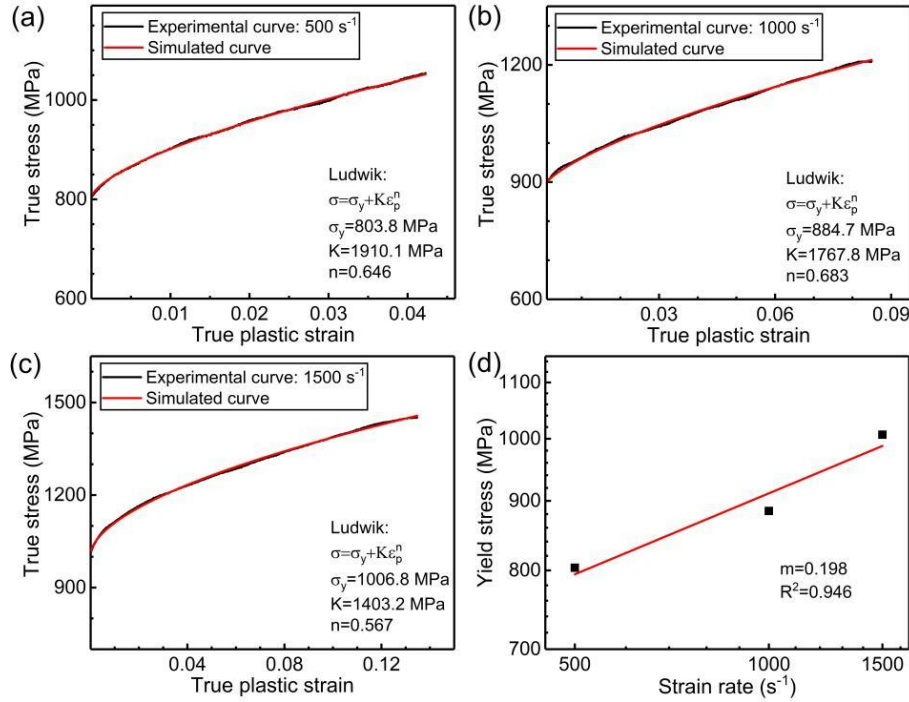


图 3-5 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同应变速率冲击下的试验真应力-应变曲线及 Ludwik 方程拟合曲线：(a) 500 s^{-1} ；(b) 1000 s^{-1} ；(c) 1500 s^{-1} ；(d)屈服应力随应变速率变化的双对数曲线

3.4 冲击形貌分析

3.4.1 表面形貌观察

为了探究共晶高熵合金的变形机制，首先采用 SEM 对动态变形后的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金表面形貌进行了细致的观察。如图 3-6 (a-c) 所示，在所有样品的低倍数全局视图中，样品表面既没有检测到剪切带，也没有检测到微裂纹，表明该共晶高熵合金具有抗绝热剪切的能力。此外，当应变速率增加至 1000 s^{-1} 和 1500 s^{-1} 时，表面变得粗糙，滑移痕迹增加，如图 3-6 (d-f)，这是由于更多的位错滑移到材料表面^[64]。

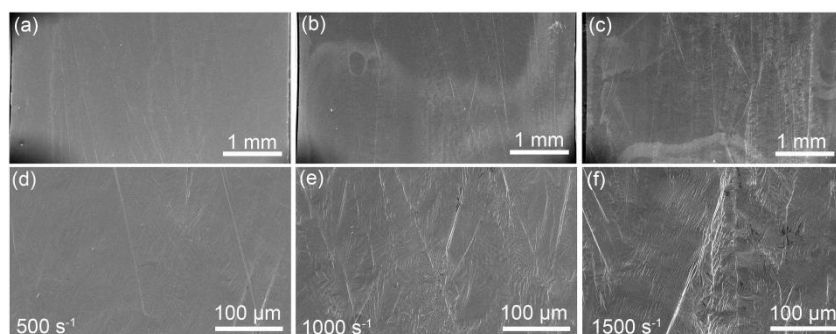


图 3-6 与冲击方向平行的 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 表面形貌 SEM 图像: (a) 500 s⁻¹; (b) 1000 s⁻¹; (c) 1500 s⁻¹; (d-f) 为 (a-c) 对应的高倍图像

3.4.2 变形组织演变

为了进一步定量地揭示微观组织的演变, 采用了 EBSD 方法。图 3-7 (a-c) 显示了包含小角度晶界 (Low-angle Grain Boundary, LAGB) 和大角度晶界 (High-angle Grain Boundary, HAGB) 的反极图 (Inverse Pole Figure, IPF)。同时, 图 3-8 分别为 BCC 相和 FCC 相的小角度晶界百分比演变情况。在应变速率为 500 s⁻¹ 时, BCC 相和 FCC 相中小角度晶界的比例分别为 60% 和 58.2%。在 1500 s⁻¹ 时, BCC 和 FCC 相中小角度晶界的百分比分别高达 94% 和 91%。

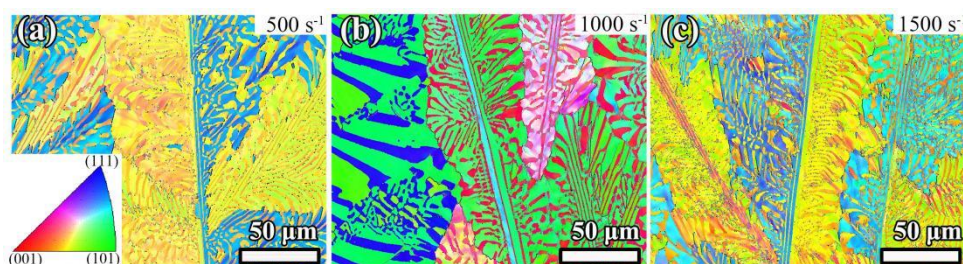


图 3-7 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同应变速率冲击下的典型 EBSD 形貌图: (a) 500 s⁻¹; (b) 1000 s⁻¹; (c) 1500 s⁻¹

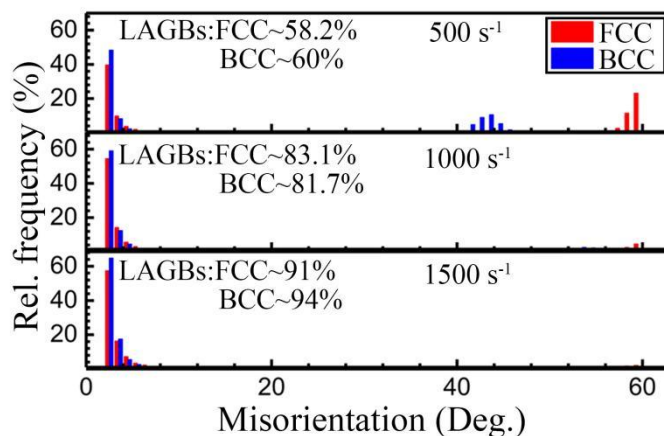


图 3-8 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同应变速率冲击下 FCC/BCC 相中小角度晶界百分比演变图

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的变形结构随应变速率增加的演变过程如图 3-9 (a1-c1) 所示。FCC 相中变形组织的体积分数从 500 s⁻¹ 时的 9.43% 增加到 1500 s⁻¹ 时的 66.92%，BCC 相中变形组织的体积分数从 500 s⁻¹ 时的 26.71% 增加到 1500 s⁻¹ 时的 69.55%，而再结晶和亚结构的体积分数则明显减少，如图 3-10 (a) 所示。

核心平均取向差 (Kernel Average Misorientation, KAM) 是能够描述晶体材料中的几何必须位错密度的重要指标。核心平均取向差小表示材料在冲击后微观组织的变化较小，晶粒内部的取向保持相对稳定。这反映出材料的微观结构具有较好的稳定性，能够在高应变速率加载下抵抗较大的结构变化，也意味着材料内部的原子排列在冲击过程中没有发生严重的紊乱和错排。图 3-9 (a2-c3) 所示为不同应变速率下 BCC 和 FCC 相的核心平均取向差。随着应变速率的增加，核心平均取向差明显增加，表明位错密度随应变速率的增加而增大。根据 EBSD 数据得到的核心平均取向差角 θ_{KAM} ，由公式 (3.3) 可以计算出位错密度 ρ ^[65-67]:

$$\rho = \frac{2\theta_{KAM}}{xb} \quad (3.3)$$

其中 x 为长度单位，等于两倍的实验扫描步长； b 为柏氏矢量。

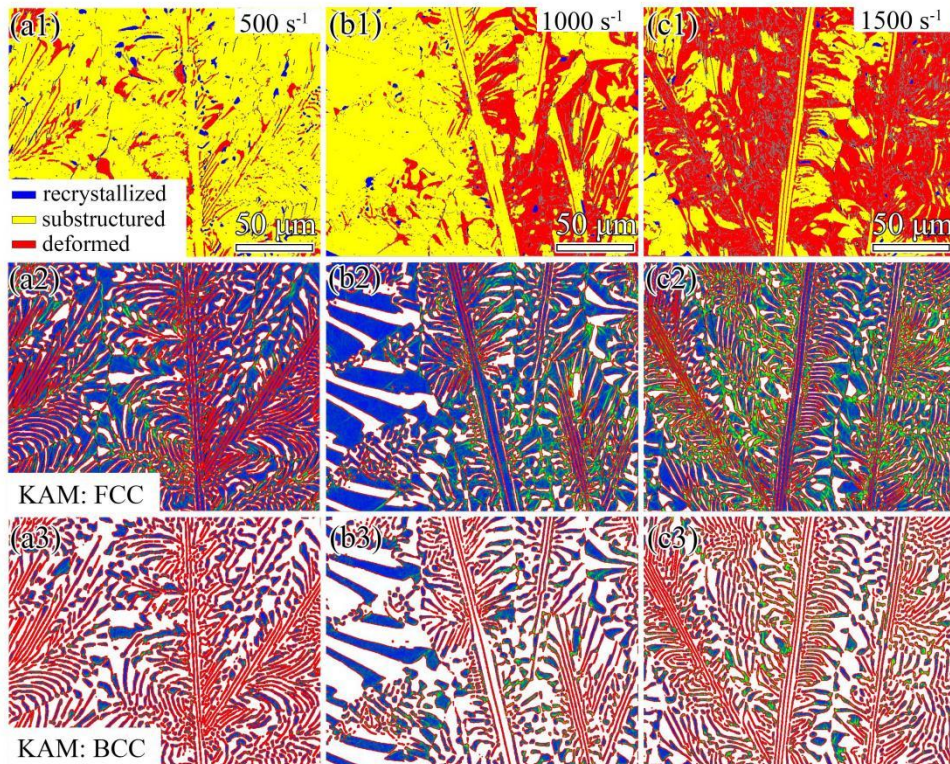


图 3-9 Hopkinson 冲击试验下 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEAs 的变形结构图、FCC 相的核心平均取向差图和 BCC 相的核心平均取向差图：(a1-a3) 500 s⁻¹；(b1-b3) 1000 s⁻¹；(c1-c3) 1500 s⁻¹

图 3-10 为 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 中 FCC 相和 BCC 相的再结晶、亚结构和变形结构的体积分数以及相位错密度随应变速率变化曲线。通过相关公式计算得出, FCC 相的位错密度从 500 s⁻¹ 时的 $1.31 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 增加到 1500 s⁻¹ 时的 $2.57 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$; 而 BCC 相中的位错密度从 500 s⁻¹ 时的 $1.37 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 增加到 1500 s⁻¹ 时的 $2.62 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$, 如表 3-2 所示。

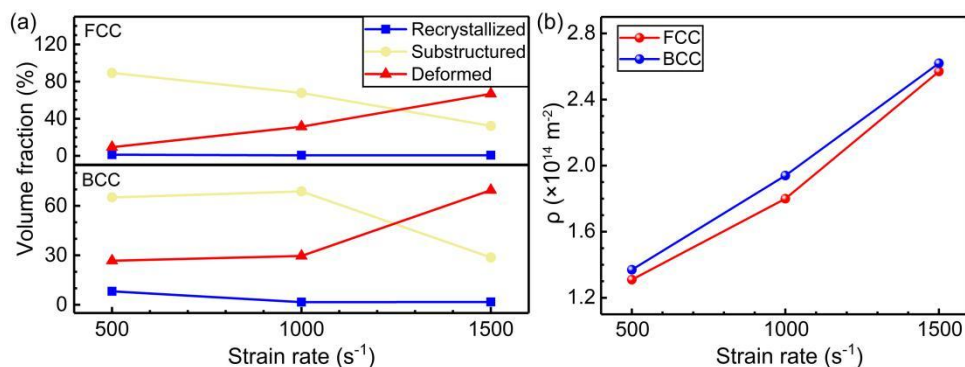


图 3-10 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同应变速率冲击下 FCC 相和 BCC 相中 (a) 再结晶、亚结构和变形结构的体积分数和 (b) 位错密度 (ρ) 的变化图

表 3-2 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同应变速率冲击下 FCC 相和 BCC 相中再结晶、亚结构和变形结构的体积分数和位错密度 ρ 变化表

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	$V_{\text{recry.}}$ (%)		$V_{\text{sub.}}$ (%)		$V_{\text{def.}}$ (%)		ρ ($\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)	
	FCC	BCC	FCC	BCC	FCC	BCC	FCC	BCC
500	1.25	8.15	89.32	65.14	9.43	26.71	1.31	1.37
1000	0.65	1.6	67.88	68.8	31.47	29.6	1.8	1.94
1500	0.73	1.72	32.35	28.73	66.92	69.55	2.57	2.62

图 3-11 为冲击后 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金样品的透射电镜观察, 揭示了 500 s⁻¹ 应变速率下的潜在变形机制。由图可知, 位错平面滑移在 FCC 相中占主导地位, 表现为不连续的滑移迹线, 如图 3-11 (a) 所示。而在 BCC 相中, 观察到高密度的纳米析出物。如图 3-11 (b) 左下角所示, 由于纳米析出物的钉扎效应, 位错的形状发生变化, 在 BCC 相中呈现出箭头形状的位错 (用绿色三角形标记)。因此, 析出强化效应有助于提高 BCC 相的强度。图 3-11 (a) 和图 3-11 (b) 的右上角插图分别为 FCC 相和 BCC 相对应的选区电子衍射图。超晶格斑点 (分别用绿色和青色圆圈标记) 的存在揭示了有序的 L12 和 B2 相。在 1000 s⁻¹ 时, 两组 {111} 滑移面上的位错平面滑移在 FCC 相被激活, 如图 3-12 (a) 所示。

此外，高密度位错在相界处（Phase Boundary, PB）积聚。在 BCC 相中，由于纳米析出物的钉扎效应，位错形状再次发生改变，形成环状位错（用绿色箭头表示），如图 3-12（b）所示。当应变速率达到 1500 s^{-1} 时，位错密度显著增大，平面滑移迹线之间的间距变窄，位错沿 $\{111\}$ 的共面位错滑移加剧，导致位错在滑移面上密集堆积；此外，由于 FCC 相中固溶原子、低层错能（SFE）以及半共格相界面（FCC/BCC 界面）对位错运动产生强烈阻碍，位错难以通过交叉滑移或攀移逃逸，被迫在滑移面上聚集，最终形成高密度位错墙（High Density Dislocation Walls, HDDWs，用粉色箭头标记），如图 3-13（a）所示。在 BCC 相，高密度位错相互纠缠，难以区分，如图 3-13（b）所示。

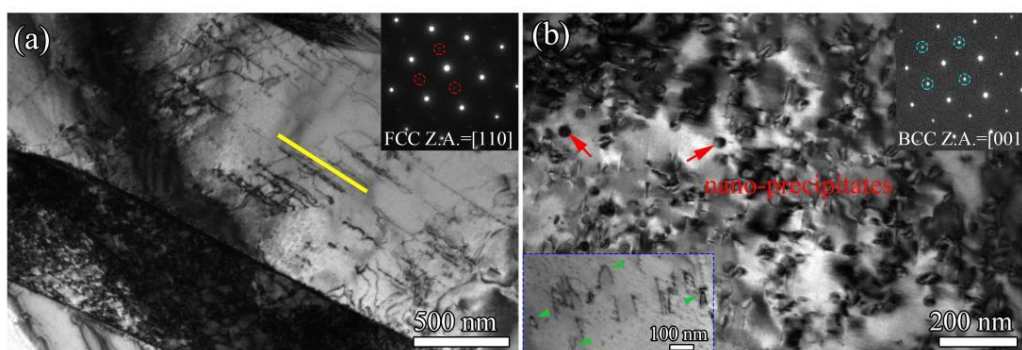


图 3-11 在 500 s^{-1} 应变速率时 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 冲击后样品的微观结构：（a）FCC 相的微观结构；（b）BCC 相的微观结构，其中，黄线、红色箭头、绿色三角形分别代表滑移痕迹、纳米析出、箭头形位错

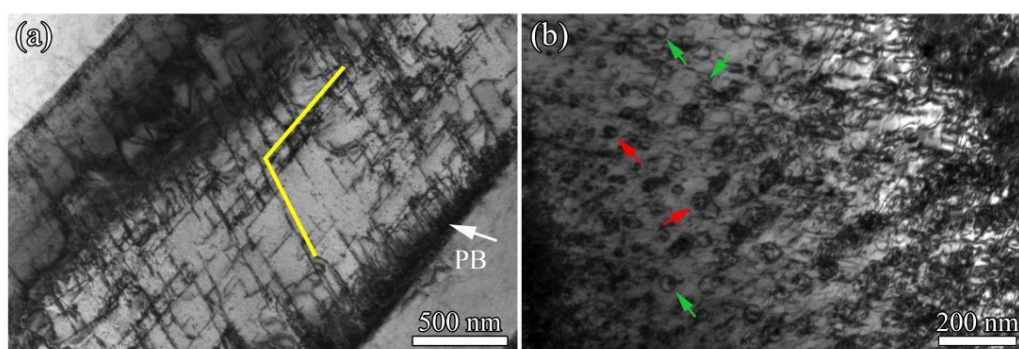


图 3-12 在 1000 s^{-1} 应变速率时 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 冲击后样品的微观结构：（a）FCC 相的微观结构；（b）BCC 相的微观结构，其中，图中标识同图 3-11，白色箭头和绿色箭头分别代表相边界（PB）和位错

环

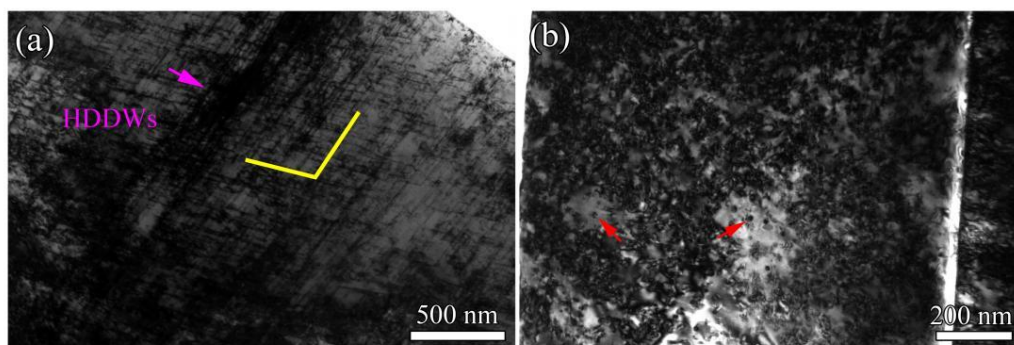


图 3-13 在 1000 s^{-1} 应变速率时 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 冲击后样品的微观结构：(a) FCC 相的微观结构；(b) BCC 相的微观结构，

其中，图中标识同图 3-11，粉色箭头代表高密度位错墙（HDDWs）

3.5 强韧化机制分析

由图 3-4 可知，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在三种应变速率下均表现为连续应变硬化，且应变速率硬化明显。应变硬化和应变速率硬化是不同力学性能的外在表现，受内部变形机制的影响，如高浓度的溶质原子、纳米析出物和相界。随着应变速率的增加，位错结构由 500 s^{-1} 时的滑移迹和箭头形位错发展到 1000 s^{-1} 时的位错环和 1500 s^{-1} 时的高密度位错墙。变形组织的体积分数和位错密度显著增加。仔细检查样品表面，既没有发现剪切带，也没有发现微裂纹（图 3-6）。根据 Recht^[68,69]提出的模型，高应变硬化和应变速率硬化的协同作用可有效抑制剪切局部化的萌生，从而使材料具备优异的抗绝热剪切能力。例如，有报道称 Al_{0.3}CrFeCoNi 共晶高熵合金也表现出类似的高应变硬化能力，这与其对剪切局部化的显著抗性密切相关^[70]。

(1) 应变硬化机制

当前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金表现出优异的应变硬化效应，在 II 阶段表现出明显的平台状波动，如图 3-3 (b) 所示。这与高 SFE 材料在弹塑性过渡区后 θ 单调降至负区域有很大不同^[71]。根据以往的研究，类平台阶段 II 是由孪晶诱导塑性（Twinning-Induced Plasticity, TWIP）效应^[72]和 TRIP 效应^[73]以及异质变形诱导（Heterogeneous Deformation-Induced, HDI）硬化效应^[74]造成的。而在目前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金中，与晶格阻力、纳米析出和相界相关的位错行为占主导地位。如图 3-5 (a-c) 所示，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金具有较高的应变硬化指数 ($n > 0.567$)。该值大于粗晶 Cu，仅为 ~ 0.35 ^[75]。应变硬化指数高，

表明位错储存能力大，应变硬化能力强，增强了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的抗冲击能力。

然而，下一个问题是，高位错存储容量来自哪里？首先，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的多组分设计显著提高了位错存储容量。高浓度的溶质原子产生强烈的声子拖曳效应，导致完全位错和不全位错的滑移速度极低^[76]。此外，弹性模量和原子尺寸失配导致 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的局部晶格畸变。组成元素的剪切模量和原子尺寸差异较大（Al: G=25 GPa, r=1.43 Å; Co: G=83 GPa, r=1.26 Å; Cr: G=115 GPa, r=1.28 Å; Fe: G=41.3 GPa, r=1.27 Å; Ni: G=80 GPa, r=1.21 Å）。由公式（3.4）可计算出平均原子尺寸差 δ 为^[77,78]：

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^n x_i (1 - r_i / \bar{r})^2} \quad (3.4)$$

其中 r_i 和 x_i 分别是 I 元素的原子半径和原子百分比， $\bar{r}$ 是平均原子半径。在 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金中，FCC 相和 BCC 相的 δ 分别为 0.038 和 0.071。相比之下，CrMnFeCoNi HEA 的 δ 仅为 0.0207。因此，局部晶格畸变产生的短程应力场延缓了位错的运动，导致了强烈的固溶效应和位错的积累^[79]。不同的是，FCC 相中相对较低的 SFE 有利于位错的平面滑移，防止位错的交叉滑移，从而促进位错的积累，如 3-11（a）、3-12（a）、3-13（a）所示。而在 BCC 相中，高密度的纳米析出物阻碍了位错的发生，导致位错的增殖，如图 3-11（b）、3-12（b）、3-13（b）所示。此外，据报道，BCC 和 FCC 相之间的相界是半共格的，并且足够强，可以承受高应力^[24]。相界是位错滑移的有效障碍，并提供背应力，有助于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的位错积累能力。综上所述，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的高应变硬化源于其存储高密度位错的能力，这与强固溶钉扎、析出强化和界面强化的综合作用有关。

（2）应变速率硬化机制

高应变速率硬化也是 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金具有优异抗冲击性的重要因素。如图 3-5（d）所示，目前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的应变速率敏感因子 m 为 0.198。而 CrMnFeCoNi HEA、CrFeCoNi HEA 和 Al_{0.1}CoCrFeNi HEA 的 m 值分别为 0.028^[79]、0.048^[80]和 0.017^[81]。特别是 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的 m 值远高于传统 FCC 相结构材料（ $m \leq 0.01$ ）^[82-84]。高应变速率敏感因子被

认为是由声子与可移动位错相互作用引起的位错运动的粘阻效应。此外，高 m 是位错密度提高的指标^[85]。

激活体积是评价塑性变形过程中溶质拖拽和位错滑移等热激活过程的另一个广义参数。激活体积随应变速率敏感因子呈反比趋势，由公式（3.5）可计算为^[86]：

$$\Delta V^* = \sqrt{3}k_B T \frac{\partial \ln \varepsilon}{\partial \sigma} = \frac{\sqrt{3}k_B T}{m} \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \sigma} \quad (3.5)$$

式中， k_B 为玻尔兹曼常数， T 为温度。由式（7）可知，目前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的激活体积 ΔV^* 为 2.7 b³，远小于 CrMnFeCoNi HEA 的激活体积（76.8 b³）^[80]。在之前的研究中，据报道 BCC 相金属中滑移螺位错的扭结对的激活体积为 1-10 b³^[80,87,88]。同时，激活体积小意味着位错滑移的平均自由程短，表明障碍物导致 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金发生纳米级滑移。综上所述，以高应变速率敏感因子和微小激活体积 ΔV^* 为特征的高应变速率硬化是由 BCC 相中滑移螺位错的扭结对、固溶原子和纳米析出物引起的钉扎效应以及 FCC 和 BCC 相中由短程有序和晶格畸变引起的高摩擦应力共同作用的结果^[89-91]。

3.6 本章小结

在这项工作中，研究了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在 500-1500 s⁻¹ 应变速率下的动态冲击行为。进一步分析变形后试样的变形和强化机理。可以得出主要结论：

（1）AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金表现出应变速率硬化效应，屈服强度从 500 s⁻¹ 时的 803.8 MPa 增加到 1500 s⁻¹ 时的 1006.8 MPa。对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的应变速率敏感因子 m 和激活体积 ΔV^* 分别评价为 0.198 和 2.7 b³，表明位错运动受限。

（2）AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金表现为连续应变硬化效应，应变硬化指数 n 为 0.567-0.683。没有检测到任何绝热剪切带，表明其承受动载荷的能力较好。

（3）在 FCC 相中，在 500 和 1000 s⁻¹ 时位错沿 {111} 面的平面滑移占主导地位。在 1500 s⁻¹ 时位错沿 {111} 面的共面滑移加剧，滑移间距变窄，导致位错在滑移面上密集堆积。此外，FCC 相中固溶原子、低层错能（SFE）以及半共格相界面对位错运动产生强烈阻碍，位错难以通过交叉滑移或攀移逃逸，被迫在滑移面

上聚集，最终形成高密度位错墙。在 BCC 相中，高密度的纳米析出物产生了显著的析出强化效应，表现为箭头型位错、位错环和位错缠结。

第 4 章 载荷和滑动速度对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的摩擦行为研究

4.1 引言

据 1.5 节所述，本章通过对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金进行室温摩擦磨损试验，系统探究不同载荷和滑动速度对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金摩擦性能、磨损机制以及氧化物的影响。

4.2 摩擦系数和磨损率

4.2.1 摩擦系数

图 4-1 显示了 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷和滑动速度下的摩擦系数（Coefficient of Friction, COF）与时间关系曲线。在所有条件下，COF 曲线都呈现出先磨合后稳定的状态。磨合状态下的 COF 持续增加是由于磨痕表面受损和接触面积增大所致^[58]。在金属基体和对磨副的两个接触面达到自适应平衡后，COF 会进入稳定状态^[58]，如图 4-1（a）所示。随着载荷和滑动速度的增加，稳定状态下的 COF 波动更大。在之前的研究中发现，这种现象与干滑动摩擦接触过程中同时发生的三体磨损以及磨痕表面上周期性的局部沉积、断裂和碎屑的清除有关^[49,92]。如图 4-1（b）所示，平均摩擦系数（Mean Coefficient of Friction, MCOF）曲线显示了 30 mm/s 的恒定滑动速度下，随着法向载荷从 5 N 增加到 15 N，平均 COF 呈现单调下降趋势，从 0.78 降低到 0.69。在法向载荷为 10 N 的恒定条件下滑动速度从 30 mm/s 增加到 120 mm/s 时的平均 COF 变化不大。

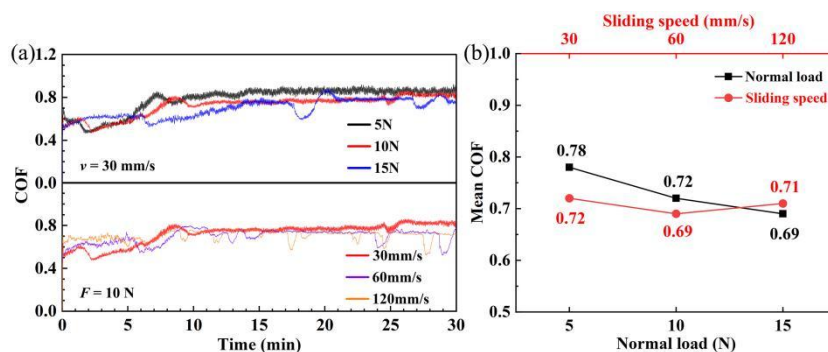


图 4-1 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷和滑动速度下的（a）COF 与时间关系曲线；（b）

平均 COF 与载荷和滑动速度变化曲线

4.2.2 磨损率

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的三维磨痕形貌图和二维磨痕轮廓图如图 4-2 和图 4-3 (a) 所示。图中描绘了在不同载荷和滑动速度组合条件下形成的磨痕轨迹的深度和横向宽度的差异。在 5 N-30 mm/s 下，磨痕表面磨损轨迹较浅并且狭窄，如图 4-2 (a) 和图 4-3 (a) 所示，说明此参数下的磨损率较低。最大深度为 $\sim 5 \mu\text{m}$ ，横向宽度为 $\sim 320 \mu\text{m}$ 。根据公式(2.1)和(2.2)计算得出磨损率为 $5.72 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ，如图 4-3 (b) 所示。随着载荷和滑动速度的增加，深度和横向宽度均有明显增加，如图 4-2 (a) 和图 4-3 (a) 所示。在 15 N-30 mm/s 的参数下，磨痕的最大深度和横向宽度分别为 $\sim 20 \mu\text{m}$ 、 $\sim 649 \mu\text{m}$ 。而在 10 N-120 mm/s 参数下磨痕的最大深度和横向宽度分别为 $\sim 28 \mu\text{m}$ 、 $\sim 903 \mu\text{m}$ 。如图 4-3 (b) 所示，随着载荷的增加，磨损率单调增加，在 15 N-30 mm/s 时，磨损率为 $19.99 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 。随着滑动速度的变化，磨损率呈现先增大后减小的趋势，在 10 N-60 mm/s 时，磨损率有最大值为 $14.56 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 。

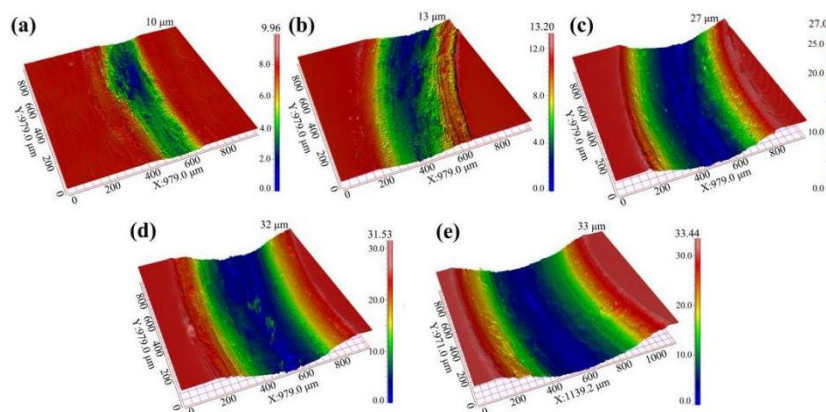


图 4-2 AlCoCrFeNi_{2.1} EHA 在 (a) 5 N-30 mm/s; (b) 10 N-30 mm/s; (c) 15 N-30 mm/s; (d) 10 N-60 mm/s; (e) 10 N-120 mm/s 组合条件下磨痕表面三维形貌图

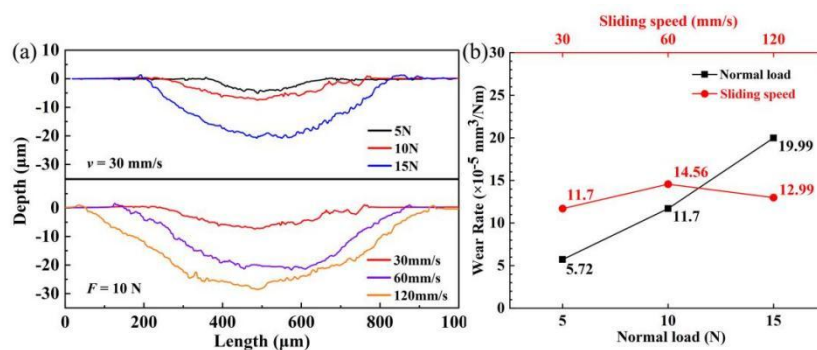


图 4-3 AlCoCrFeNi_{2.1} EHA 在不同载荷和滑动速度下的 (a) 磨痕二维轮廓曲线; (b) 磨损率变化曲线

4.3 磨痕形貌及磨损机制分析

4.3.1 载荷对磨痕形貌及磨损机制的影响

图 4-4 观察了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同载荷和滑动速度下的磨痕 SEM，以了解其摩擦学行为。如图 4-4 (a) 所示，在 5 N-30 mm/s 条件下试样磨痕表面沿滑动方向出现相互平行的凹槽/犁沟，这说明此时由微凸起犁耕磨痕表面造成的磨粒磨损机制占主导地位^[93,94]。此外，通过微凸起和一些光滑区域来验证黏着磨损和塑性变形，如图 4-4 (a2) 中白色虚线所示，从合金基体中脱落的少量磨损碎屑被组合在一起。AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的磨痕表面中 Al、Co、Cr、Fe、Ni 和 O 元素的质量百分比和 EDS 图谱如表 4-1 和图 4-5 所示。对于在 5 N-30 mm/s 下测试的样品，在磨痕表面上可以检测到 O 元素，特别是在磨损碎屑的位置，如图 4-5 (a) 所示。因此可以得出结论，氧化磨损机制在试验过程中也起作用。

当载荷增加至 10 N-30 mm/s 时，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金磨痕表面变得光滑，均匀分布着许多浅沟槽，如图 4-4 (b1) 所示。在滑动过程中，重复剪切导致沟槽的边缘变得更加锋利，如图 4-4 (b2) 所示，沟槽边缘的局部剥离形成磨损碎屑，产生微切削效应^[95]。因此，此参数下主要的磨损机制是微犁和微切削引起的磨粒磨损^[96]。此外，少量釉质层不连续，周围有一些磨损碎片和细小磨损颗粒。釉质层的形成是氧化磨损发生的标志^[93]。如图 4-5 (b) 所示，在 EDS 图中可以明显看出 O 元素在釉层上的集中。由于反复滑动，釉层上形成裂纹，如图 4-4 (b1) 所示，氧化层破碎成细小的碎片和颗粒，如图 4-4 (b2) 所示。磨痕表面存在可移动的氧化物颗粒，导致磨损率增加，如图 4-3 (b) 所示，这可归因于氧化物本身的滑擦作用^[97]。相反的，这些磨粒的滚动降低了平均 COF，如图 4-1 (b) 所示。在 15 N-30 mm/s 参数下测试后，大部分磨痕表面被形成的釉层覆盖，釉层上分散着氧化物碎片和丰富的细小磨粒，如图 4-4 (c1) 所示。相对的，O 元素在釉层部位的分布更加均匀，如图 4-5 (c) 所示。在釉层上也观察到大量裂纹，如图 4-4 (c2) 所示。此外，如图 4-4 (c1) 所示，一小部分的凹槽/犁沟仍然可见，EDS 图谱表明这些区域是贫氧的。然而很难确定它们是否起源于釉层的形成或者随后的剥离。在之前的研究中，氧化层的形成已被确定为保护金属基体免受对磨副直接接触的关键机制，从而有助于显著降低磨损率^[97-100]。

然而，在目前的研究中，15 N 的磨损率显著升高（大约是 10 N 的两倍）证实了在 15 N 的高载荷影响下，釉层中发生周期性局部断裂和分层。由此可以确定，在离心力的作用下氧化物逃离，不足以为合金基体提供保护的功能。事实上，由于氧化物未被压实，这一过程实际上加速了磨损^[97]。

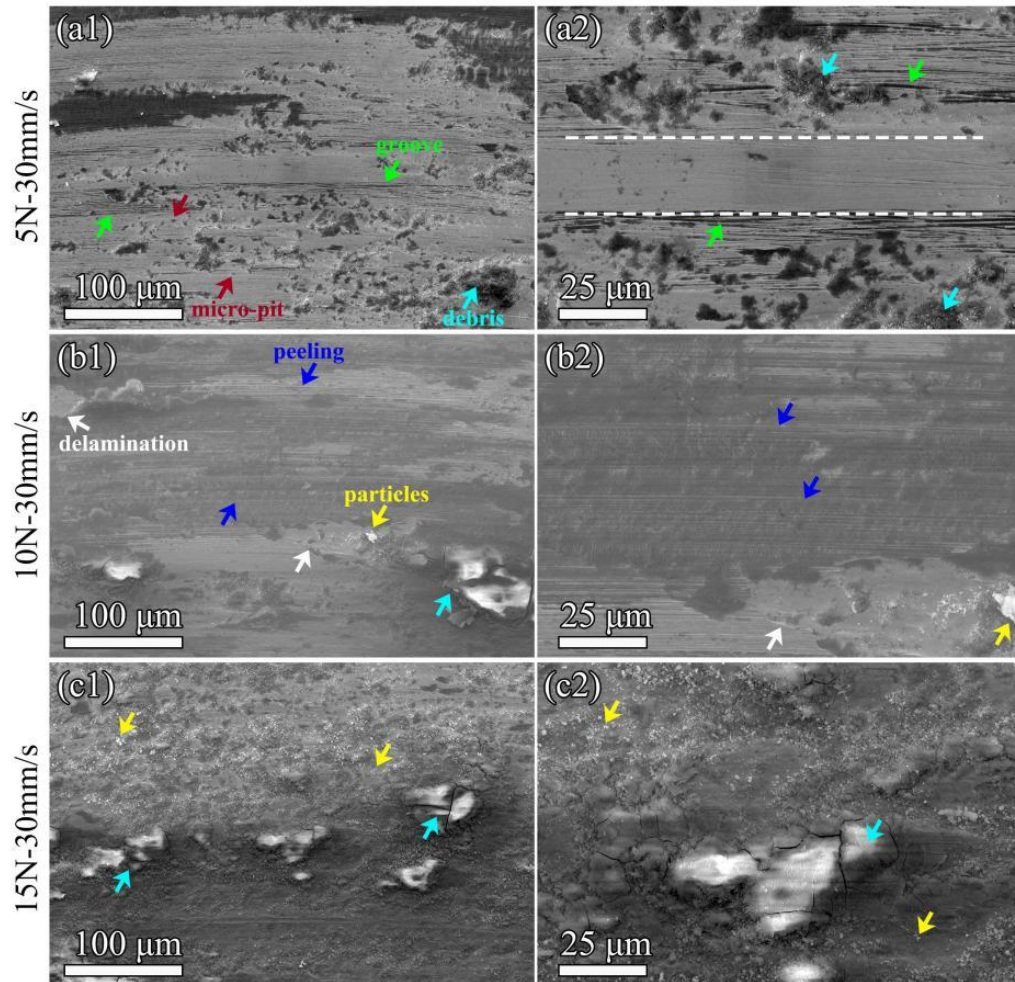


图 4-4 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷下的磨痕表面 SEM 图像，其中，(a1-2) 5 N-30 mm/s；

(b1-2) 10 N-30 mm/s； (c1-2) 15 N-30 mm/s

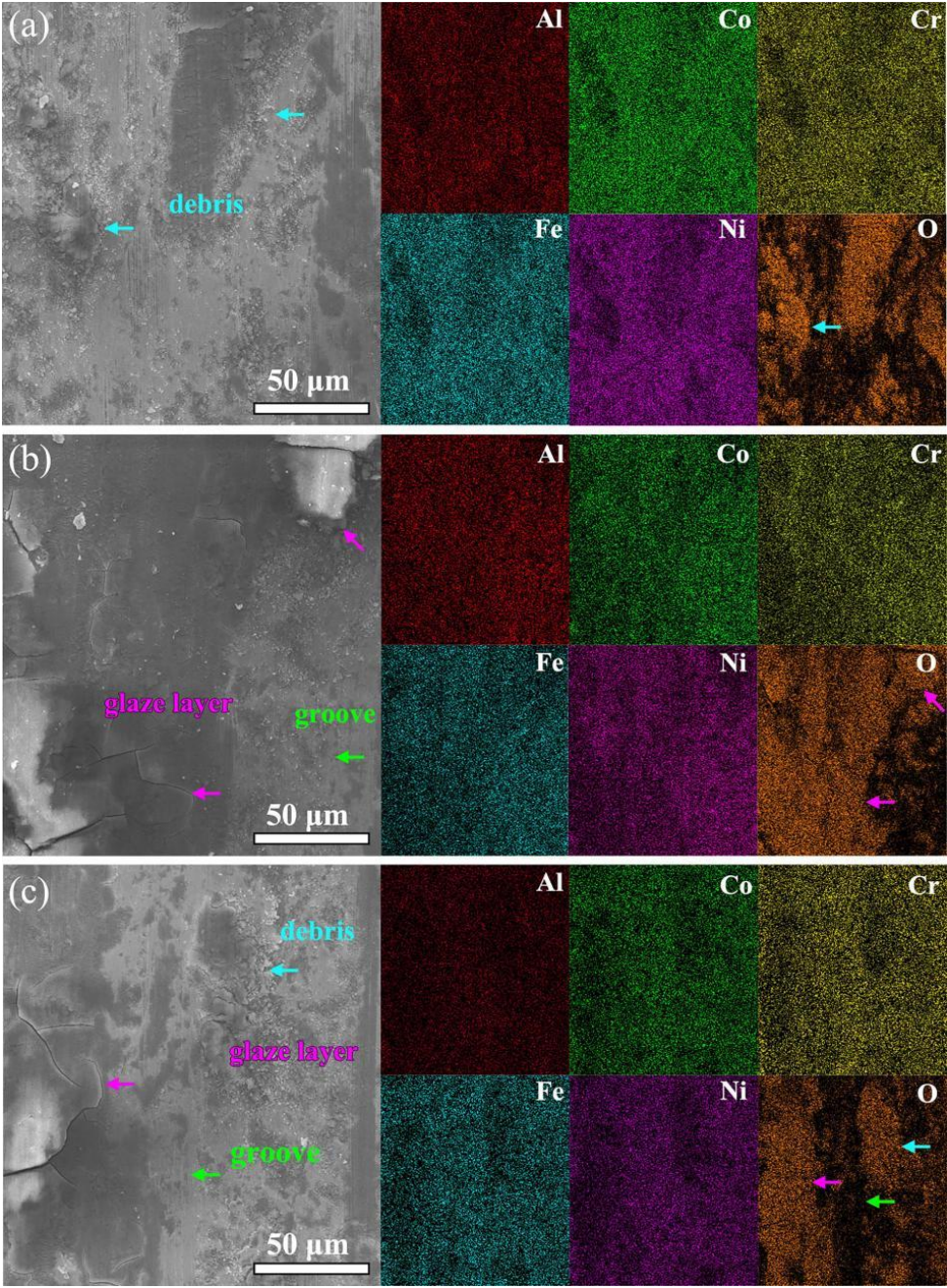


图 4-5 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷下的磨痕表面 SEM 图像和相应的 EDS 图像，其中，

(a1-2) 5 N-30 mm/s; (b1-2) 10 N-30 mm/s; (c1-2) 15 N-30 mm/s

表 4-1 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同载荷下磨痕表面 Al, Co, Cr, Fe, Ni 和 O 元素的含量表

Composition (wt.%)	Al	Co	Cr	Fe	Ni	O	C	Si
5N	6.26	14.36	11.62	13.66	29.95	16.45	6.81	0.89
10N	6.07	13.86	11.36	13.22	28.51	19.73	5.80	1.43
15N	6.70	14.62	11.80	13.56	29.92	16.61	6.12	0.67

图 4-6 中所示的 XPS 结果显示了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金磨痕表面上的元素的化学键状态。如 Al2p 光谱所示，氧化峰（Al₂O₃）和金属峰（AlNi_x）都可以识别出来。此外，在高浓度 Ni 和 Al 元素的 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 中，Cr 元素容易在磨痕表面形成无机酸盐（NiCr₂O₄ 和 CoCrO₄），有利于形成紧凑的氧化摩擦层，也称为釉质层^[101]。但由于反复滑动，氧化层形成裂纹（图 4-4b1 所示），氧化层破碎成小碎片和颗粒（图 4-4b2 所示）。在磨痕表面上可移动的氧化物颗粒的存在导致了磨损率的增加（图 4-3b 所示），这可以归因于氧化物本身的滑擦作用。相对的，这些粒子的滚动降低了平均摩擦系数（图 4-1b 所示）。

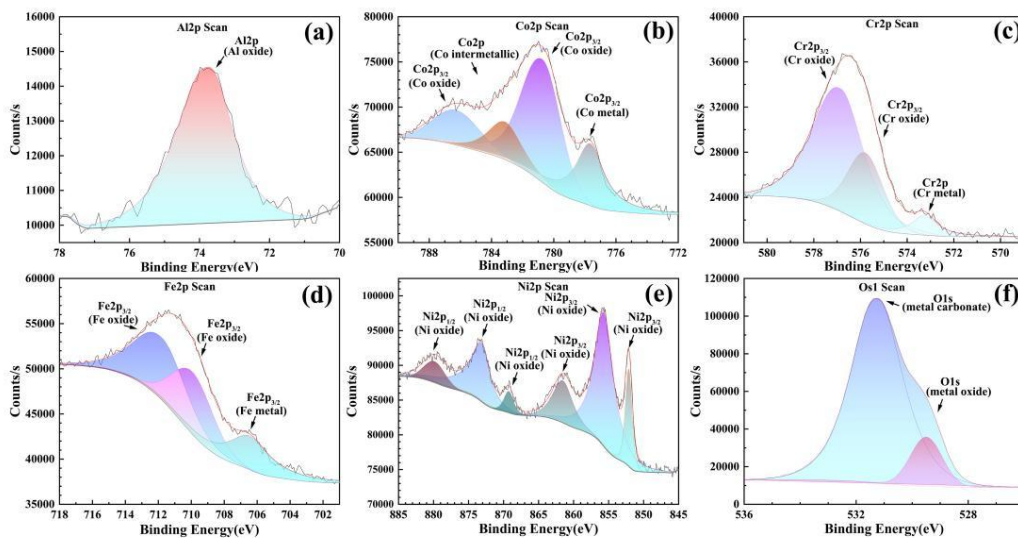


图 4-6 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 10 N-30 mm/s 下磨痕表面的 XPS 图谱，

其中（a）Al；（b）Co；（c）Cr；（d）Fe；（e）Ni；（f）O

4.3.2 滑动速度对磨痕形貌及磨损机制的影响

滑动速度对磨痕表面形貌的影响如图 4-7 所示。与 10 N-30 mm/s 下的试样相比，10 N-60 mm/s 下试样的磨痕表面形貌显示出丰富的釉层、氧化物碎屑以及细小的磨损颗粒，如图 4-7（a1，a2）所示，与 15 N-30 mm/s 下的试样相似。对图 4-8（a）中连续釉层进行 EDS 分析，表明富集了大量的 O 元素。先前的研究表明，高速滑动会产生摩擦热，从而导致氧化^[97,100,102]。在 10 N-60 mm/s 和 15 N-30 mm/s 下的测试样品的釉层形貌略有不同，前者显示出较小的岛状尺寸。此外，釉层面未发现明显裂纹。然而，可以得出结论，载荷和滑动速度的增加对磨痕表面釉层和颗粒的形成具有相似的影响。需要注意的是，摩擦实验的时间被限制在 30 分钟，这意味着更高的滑动速度导致更多的摩擦循环和总滑动距离。在磨损

形貌相似的情况下，在 10 N-60 mm/s 下测试的样品的磨损率低于 15 N-30 mm/s 下测试的样品，尽管前者经历了更多的摩擦道次。这说明在低负荷条件下，釉层保持完整，起到了有效的保护作用^[97-100]。以 120 mm/s 速度测试的样品与以 60 mm/s 速度测试的样品的比较显示，磨损轨迹上的磨损碎片和颗粒数量显著减少，如图 4-7 (b1) 所示。这一现象与 CoCrFeNiMo_{0.2} HEA 中观察到的相似，HEA 在最大滑动速度为 240 mm/s 的情况下，磨痕表面很少出现磨损碎屑，几乎没有磨损颗粒^[93]。令人遗憾的是，作者没有对根本原因提供更详细的分析。然而，这一现象可以通过考虑传统 Ti-6Al-4V 合金的摩擦学行为来解释^[97]。高速滑动过程中会释放摩擦热。在高温高压作用下，氧化层的形成依赖于离心力作用下氧化物脱离和剩余氧化物附着在磨痕表面之间的竞争过程。在 120 mm/s 的高滑动速度下，摩擦过程在压力的帮助下产生足够的热量来防止氧化物颗粒的脱离，从而形成氧化层。加之可移动的磨损碎片和颗粒减少，导致磨损率降低，如图 4-3 (b) 所示，平均 COF 增加，如图 4-1 (b) 所示。宏观 SEM 形貌图 4-7 (b1, b2)、各元素质量百分比 (表 4-2) 以及 EDS 图谱如图 4-8 (b) 所示，显示了 O 元素的分散分布，证实了氧化层的存在。与 10 N-30 mm/s 下的试样相比，磨痕表面出现较大的剥落坑，具有分层特征。这也是在 10 N-120 mm/s 条件下磨损率更高的原因。

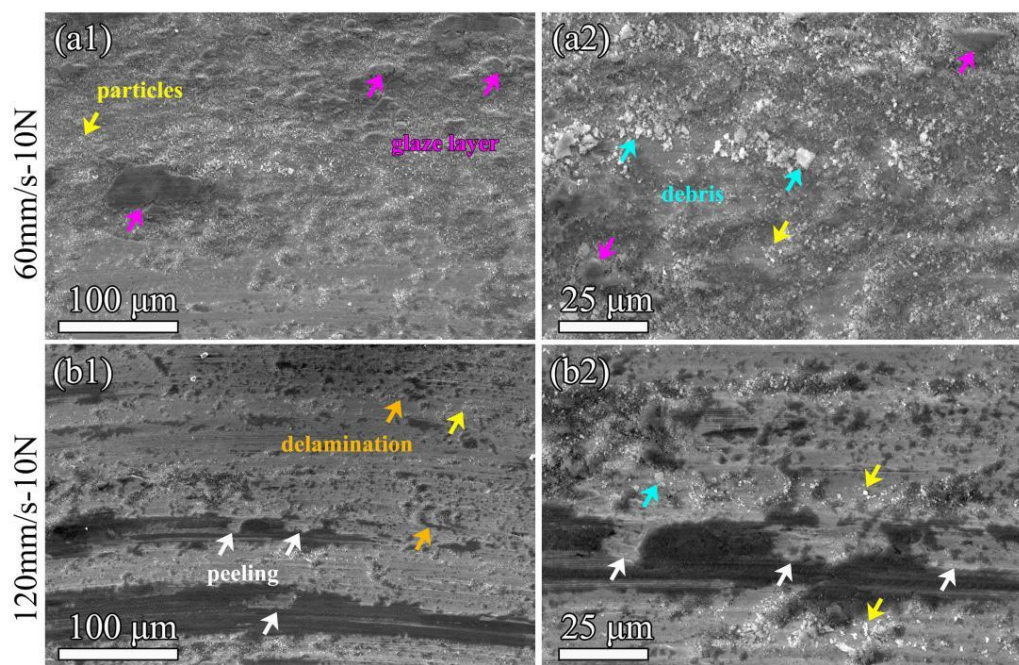


图 4-7 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同滑动速度下磨痕表面 SEM 图像，其中，(a1-2) 10 N-60 mm/s; (b1-2) 10 N-120 mm/s

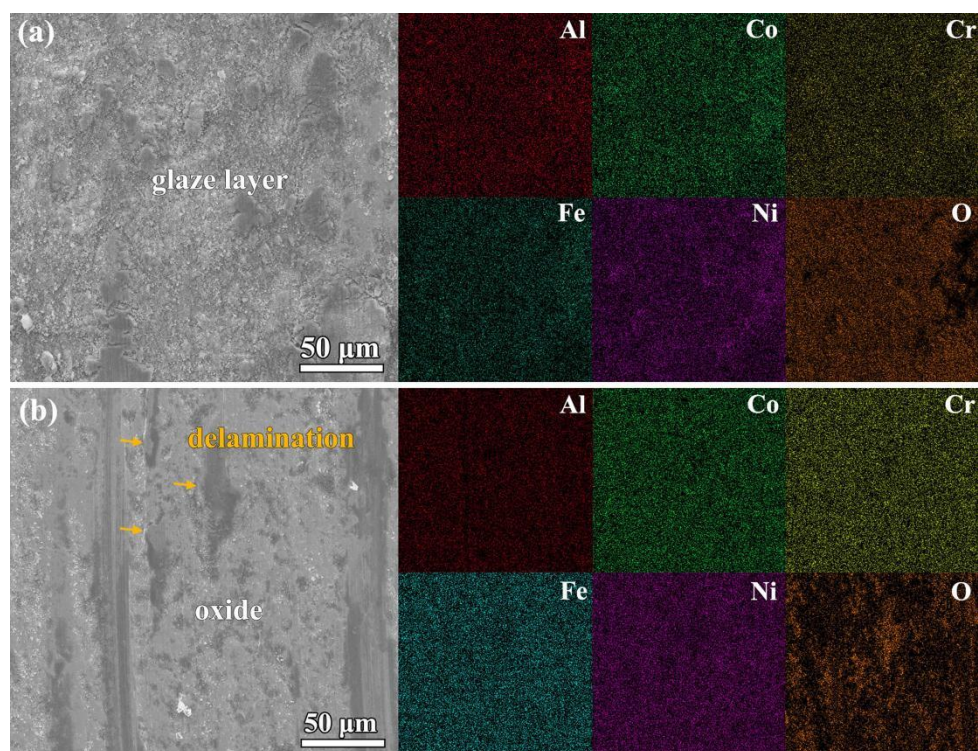


图 4-8 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同滑动速度下的磨痕表面 SEM 图像和相应的 EDS 图谱，其中，（a1-2）10 N-60 mm/s；（b1-2）10 N-120 mm/s

表 4-2 EHEA 在不同转速下磨痕表面 Al, Co, Cr, Fe, Ni 和 O 元素的含量表

Composition (wt.%)	Al	Co	Cr	Fe	Ni	O	C	Si
30 mm/s	6.07	13.86	11.36	13.22	28.51	19.73	5.80	1.43
60 mm/s	5.77	13.32	10.01	12.34	27.52	24.34	5.55	0.36
120 mm/s	7.32	15.62	12.73	14.84	32.84	10.01	6.17	0.47

4.4 本章小结

本章研究了载荷和滑动速度对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金摩擦学行为和磨损机理的影响。

主要结论可以概括如下：

（1）AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在 5 N-30 mm/s 下的 COF 值为 0.78，磨损率为 $5.72 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ，此参数下的磨损机制是由微犁造成的磨粒磨损，同时伴有黏着磨损、塑性变形和氧化。

（2）10 N-30 mm/s 条件下，磨痕表面的形态特征为大量浅沟槽和少量不连续的釉层、磨损碎屑和颗粒，显示出磨粒磨损（主要）和氧化磨损（次要）机制。

可移动的氧化物颗粒的滑擦作用导致磨损率增加；氧化物的滚动作用导致的平均 COF 值降低。载荷增加到 15 N-30 mm/s，会促进釉层、磨损碎屑和颗粒的形成，这表明氧化机制占主导地位。然而，未压实的氧化层无法保护合金，甚至会加速磨损。

（3）将滑动速度提升至 10 N-60 mm/s，同样会促进釉层、磨损碎屑和颗粒的形成。釉层上没有发现明显裂纹。在相对较低的载荷下，虽然滑动速度较高，但压实的釉层提供了有效的保护，从而降低了磨损率。在较高的滑动速度（120 mm/s）下，磨损轨道上的磨损碎屑和颗粒数量明显减少，这是因为在压力作用下，足够的摩擦热阻止了氧化物颗粒的脱离。因此，形成的氧化层有助于降低磨损率；减少的磨损碎屑和颗粒则提高平均 COF。

第5章 不同温度下 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的摩擦行为研究

5.1 引言

基于第4章探究不同载荷和滑动速度对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金耐磨性的影响，本章选取 10 N-30 mm/s 作为参数，进行高温摩擦磨损试验，系统探究不同温度下 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的摩擦磨损性能，最终揭示温度对氧化层、磨损机制以及微观结构的影响。

5.2 摩擦系数和磨损率

5.2.1 摩擦系数

图 5-1 (a) 显示了不同温度下 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金与时间的摩擦系数曲线。如图 5-1 (a) 所示，在摩擦系数曲线中可以观察到两个不同的阶段，即第一个磨合阶段和随后的稳态阶段。在磨合阶段，摩擦系数随着时间（滑动周期）的推移而持续增加，这可以归因于磨痕表面的应变硬化和断裂^[49,58]。在稳态阶段，可见明显的波动，其中振幅随温度的升高而降低。CoFeNi₂ MEA^[103]、AlCoCrFeNi HEA^[49]和 AlCoCrCuFeNi HEA^[104]的波动现象，与三体磨损、表层周期性局部断裂、干滑动摩擦接触^[49,105]期间磨痕表面碎片的周期性沉积和清除有关。在较高的温度下，相对光滑的摩擦痕迹与表面的氧化物覆盖有关，这将导致摩擦系数的减少^[49]。如图 5-1 (b) 所示，平均 COF 从 25 °C 时的~0.73 下降到 800 °C 时的~0.51。

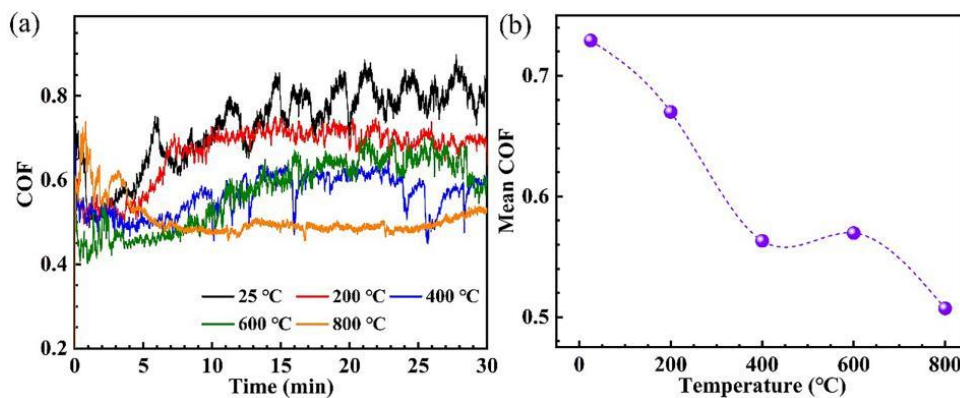


图 5-1 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下的 (a) 摩擦系数与时间变化曲线；(b) 平均摩擦系数与温度变化曲线

5.2.2 磨损率

图 5-2 和图 5-3 分别显示了磨损轨迹的三维和二维轮廓，说明了在不同温度下形成的磨损轨迹的深度和横向宽度的差异。在 25 °C 时，磨损的轨迹相对较浅，如图 5-3 (a) 和 (b) 所示，底部和边缘相对光滑 (图 5-2a)。随着温度的升高，磨损轨迹的深度逐渐增大，磨痕表面变得崎岖不平 (图 5-2)。在 800 °C 时，大量的磨屑沿着磨损轨迹的边缘堆积 (图 5-2e)，导致一个狭窄而深的磨损轨迹。根据磨痕轮廓曲线以及公式 (2.1) 和 (2.2)，磨损率随温度的变化如图 5-3 (c) 所示。图 5-3 (d) 比较了目前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金和一些参考的 HEAs 在 25 °C 下的磨损率和维氏硬度，包括 FCC/BCC 单相 HEAs 和 FCC+BCC 双相 HEAs^[49,101,105-120]。一般来说，大多数 HEAs 符合 Archard 关系^[121]，即磨损率随着材料维氏硬度的增加而减小。然而，目前的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在较低的维氏硬度下具有较低的磨损率，这表明共晶片层结构的存在显著增强了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金固有的耐磨性。值得注意的是，AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的磨损率随着温度的升高而略有变化，但始终保持在同一数量级，这表明 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在宽温域范围内具有良好的耐热性能和耐磨性能。

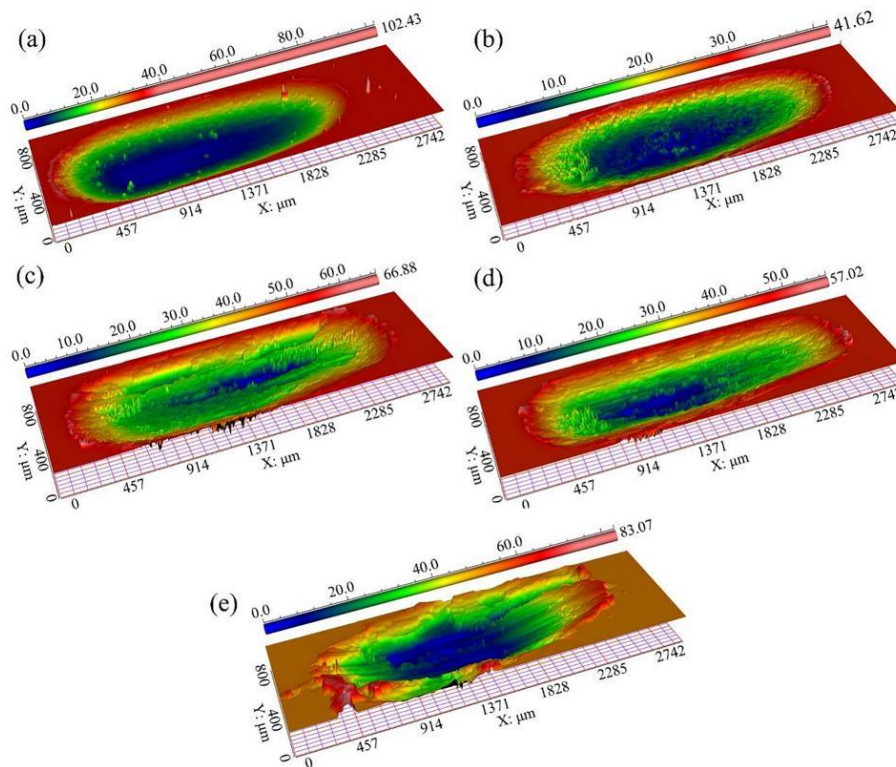


图 5-2 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下磨痕表面三维形貌图：(a) 25 °C；(b) 200 °C；
(c) 400 °C；(d) 600 °C；(e) 800 °C

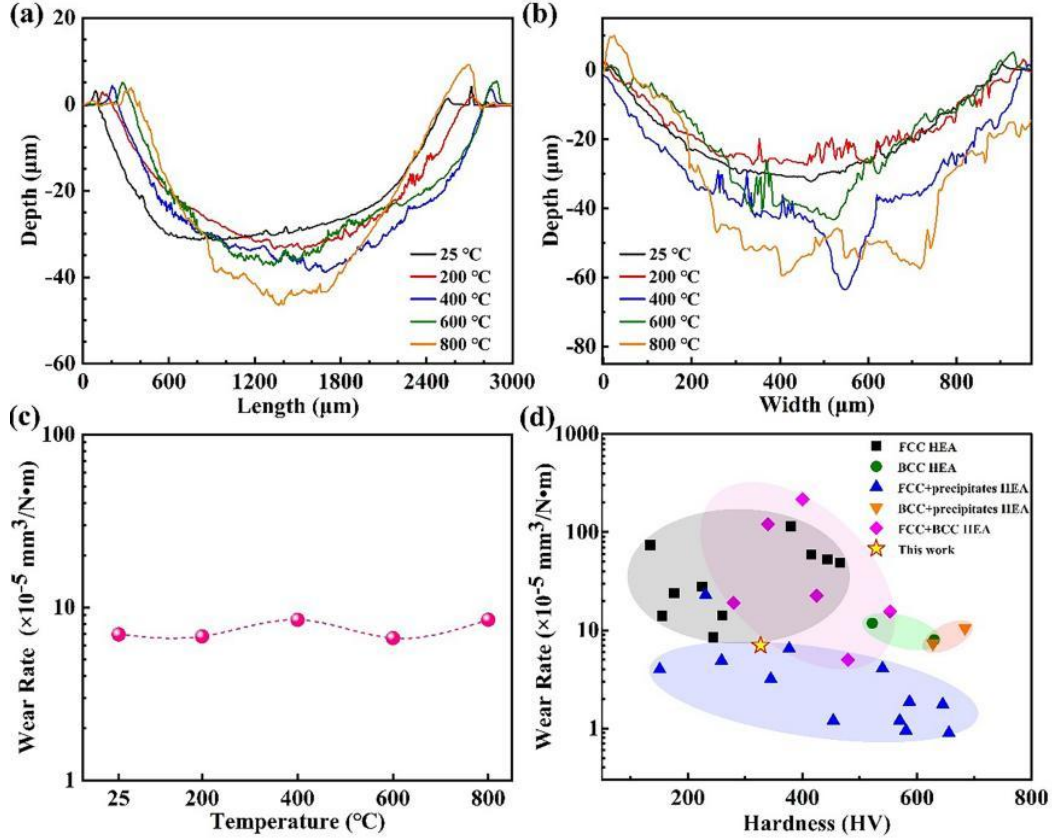


图 5-3 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下 (a) 平行于摩擦方向的磨痕表面二维轮廓曲线；
(b) 垂直于摩擦方向的磨痕表面二维轮廓曲线；(c) 磨损率与温度的变化曲线；(d)
AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 和其他参考 HEAs 在 25 °C 下的磨损率与硬度的比较图[49,101,105–120]。

5.3 磨痕表面形貌及亚表面结构分析

5.3.1 磨痕表面形貌分析

图 5-4 显示了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在不同温度下的磨损形貌。如图 5-4 (a1) 所示，在 25 °C 时，磨痕表面上存在不连续的斑块状形态（暗对比区），并伴随着少量分散的磨损碎屑。从 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金磨痕表面的 EDS 图（图 5-5a 所示）可以观察到，斑块区氧含量较高，说明摩擦诱导氧化。在氧化层上，发现存在密集的裂纹，如图 5-4 (a2) 所示。此外，还可以观察到轻微的凹槽和细小磨损颗粒。当温度升高到 200 °C 和 400 °C 时，分层断裂暴露了新鲜的金属表面，如图 5-5 (b1, c1) 所示。未粘结颗粒的数量大大增加，如图 5-5 (b2, c2) 所示。在 600 °C 时，由于高温导致合金热软化，分层断裂和未粘结颗粒显著减少，如图 5-5 (d2) 所示。在氧化层上无任何裂纹。在整个磨痕表面上检测到氧元素，如图 5-5 (c) 所示。随着温度进一步上升到 800 °C，可以观察到

更明显的犁沟，如图 5-5 (e1) 所示。AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的抗压强度明显下降，在高温下氧化速率显著提高。因此，合金磨痕表面发生了严重的塑性变形，表现为表面的磨粒磨损和金属的迁移。如图 5-5 (d) 所示，由于高温氧化和摩擦诱导氧化的共同作用，在 800 °C 处的磨痕表面显示出氧含量的增加。此外，磨痕表面存在大的剥离坑和大量氧化斑块，如图 5-5 (e2) 所示。

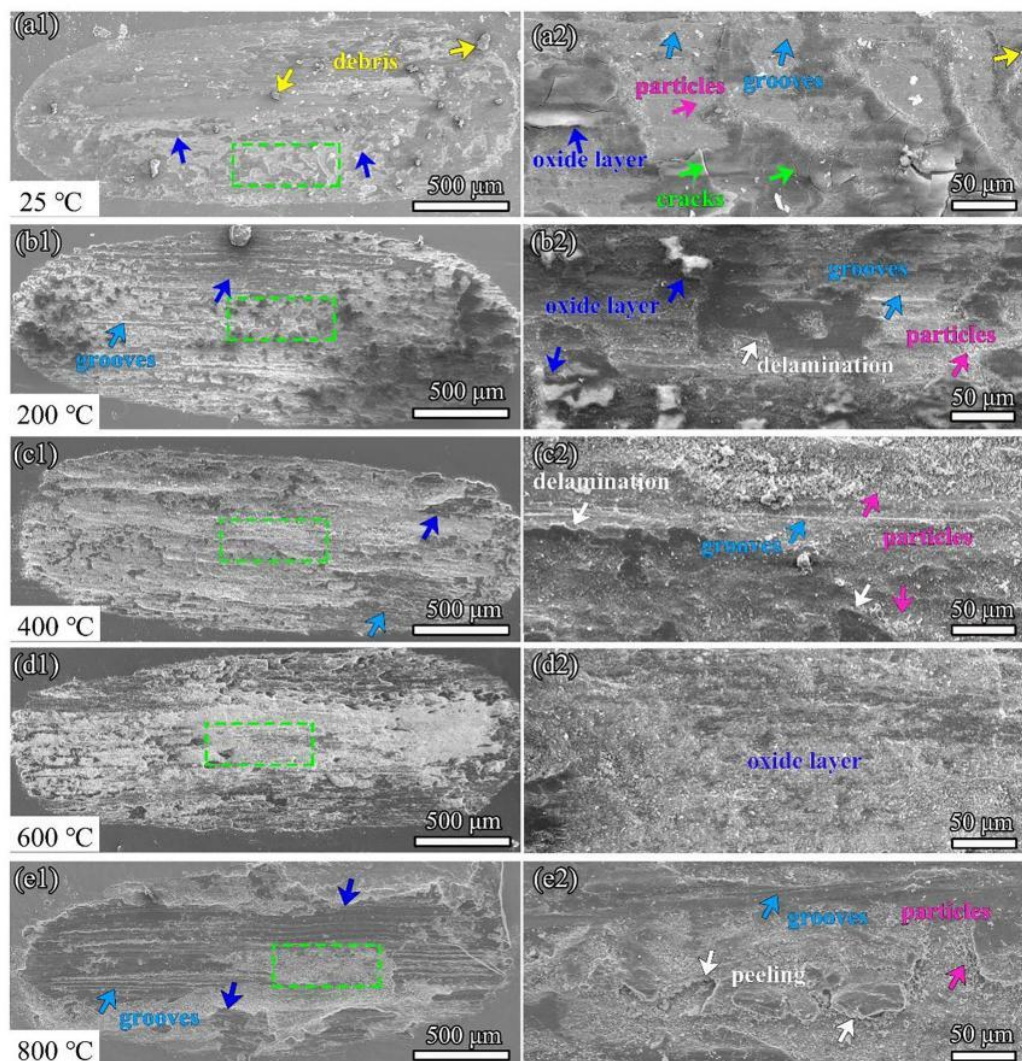


图 5-4 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下的磨痕表面 SEM 图：（a1-a2）25 °C；（b1-b2）200 °C；（c1-c2）400 °C；（d1-d2）600 °C；（e1-e2）800 °C

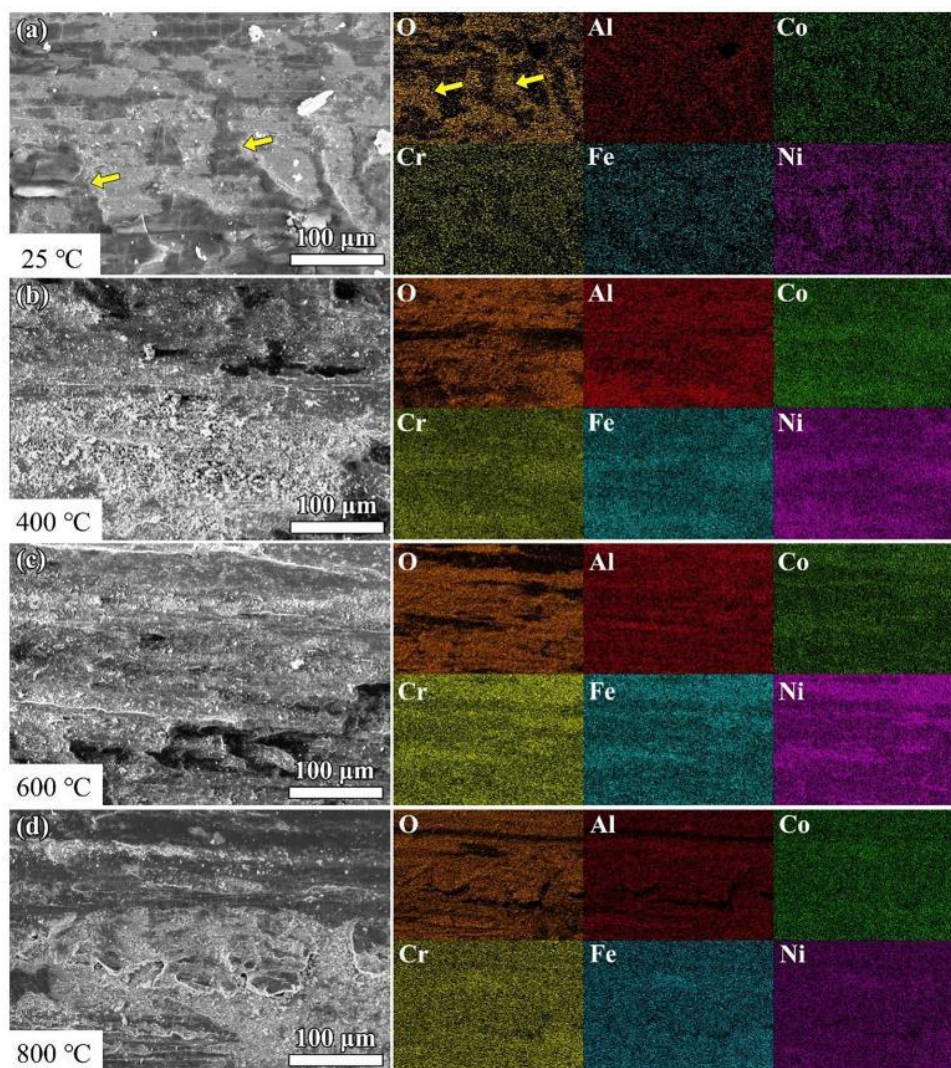


图 5-5 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下的磨痕表面 EDS 图：（a）25 °C；（b）400 °C；
（c）600 °C；（d）800 °C

图 5-6 使用 XPS 分析了磨痕表面的氧化摩擦层。在 25 °C 处的氧化层中含有由 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 形成的各种氧化物。特别是，金属间 AlNi_x 相在所有温度下的 Al2p 谱中都很明显。金属间 AlNi_x 相能够抵抗塑性变形，防止磨料颗粒的形成^[122]。然而，在 25 °C 时可以观察到金属 Co、Fe 和 Ni，这表明 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在磨损过程中被部分氧化。随着温度的升高，金属 Ni 的信号峰消失，金属 Co 和 Fe 的信号逐渐减弱，说明氧化程度增加。反过来，金属氧化物的比例随温度的升高而增加，表明在 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的滑动磨损轨迹内发生了更宽泛的氧化过程^[123]。然而，金属 Co 和 Fe 的峰在 800 °C 仍可以观察到，这可能是由于氧化层剥离导致基底暴露。如图 5-6（b、c 和 f）所示，在 200 °C 首先出现弱的 CoCrO₄ 信号，在 400 °C 首先出现弱的 NiCr₂O₄ 信号。在 Ni

和 Al 元素浓度较高的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金中, Cr 元素在温度的作用下更有可能形成无机酸盐 (CoCrO₄ 和 NiCr₂O₄) [101]。NiCr₂O₄ 信号随温度的升高而逐渐增加, 在 600 °C 时达到最大值。而磨痕表面上的 CoCrO₄ 信号似乎没有变化。O1s 谱的显著差异是 OH- 信号随温度升高的比例降低。考虑到摩擦实验的大气条件, 在室温下相对较高的水含量可能会促进 OH- 的形成。此外, 被吸附的水分子和羟基等表面污染物也可能将羟基信号引入到 XPS 光谱中。但随着温度升高, 高温会蒸发水汽使得 OH- 含量减少, 如图 5-6 (h) 所示。

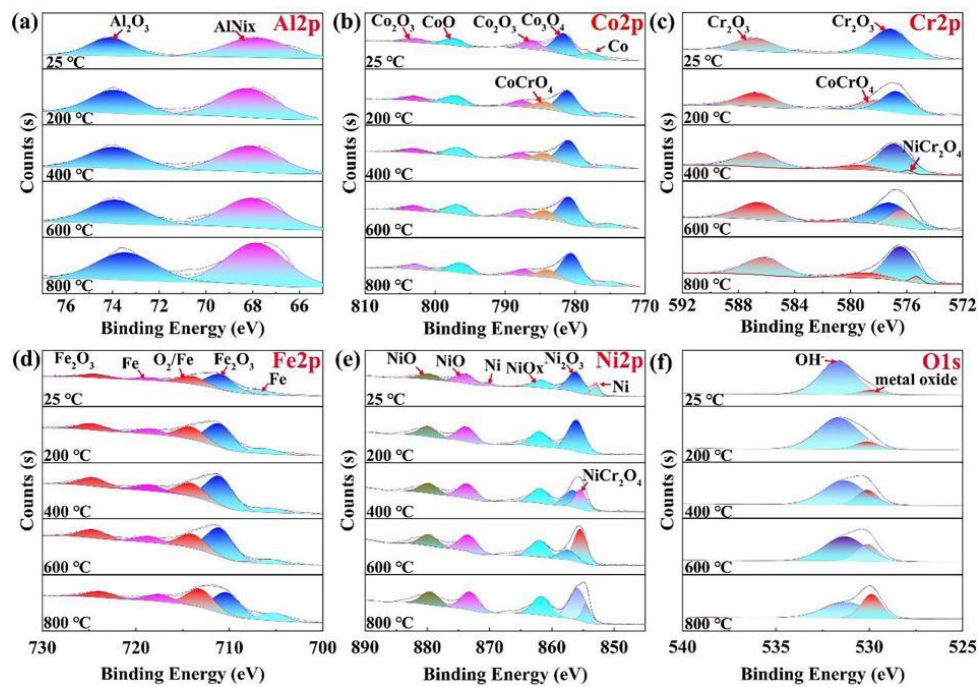


图 5-6 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在不同温度下的磨痕表面的 XPS 图谱: (a) Al; (b) Co; (c) Cr; (e) Fe; (f) Ni; (h) O

5.3.2 磨痕亚表面结构分析

为了深入了解不同温度下的潜在磨损机制分析了磨痕亚表面结构。图 5-7 显示了在 25 °C 时磨痕表面下的微观结构。根据观察到的衍射衬度的明场 TEM 图像和相应的 HAADF-STEM 图像, 截面区域可以分为三个不同的区域, 包括最顶部的氧化层、细化的纳米片层和未细化的基体, 见图 5-7 (a, b) 中的红色和黄色虚线。在滑动接触面附近, 厚度范围为 60-250 nm 的氧化层作为保护层, 如图 5-7 (g) 中的 EDS 分析结果所示。图 5-7 (c-1) 显示对氧化层内微观结构更详细的检查, 其中暗区随机分布在明区的衬度背景中。Wang 等人研究认为, 非晶区域比晶体区域更亮, 因为非晶结构不会产生强电子衍射 [124]。图 5-7 (c-2) HRTEM

图像和相关的快速傅里叶变换（Fast Fourier Transform, FFT）图清楚地显示了嵌入在非晶态衬底中的随机定向的纳米结构。

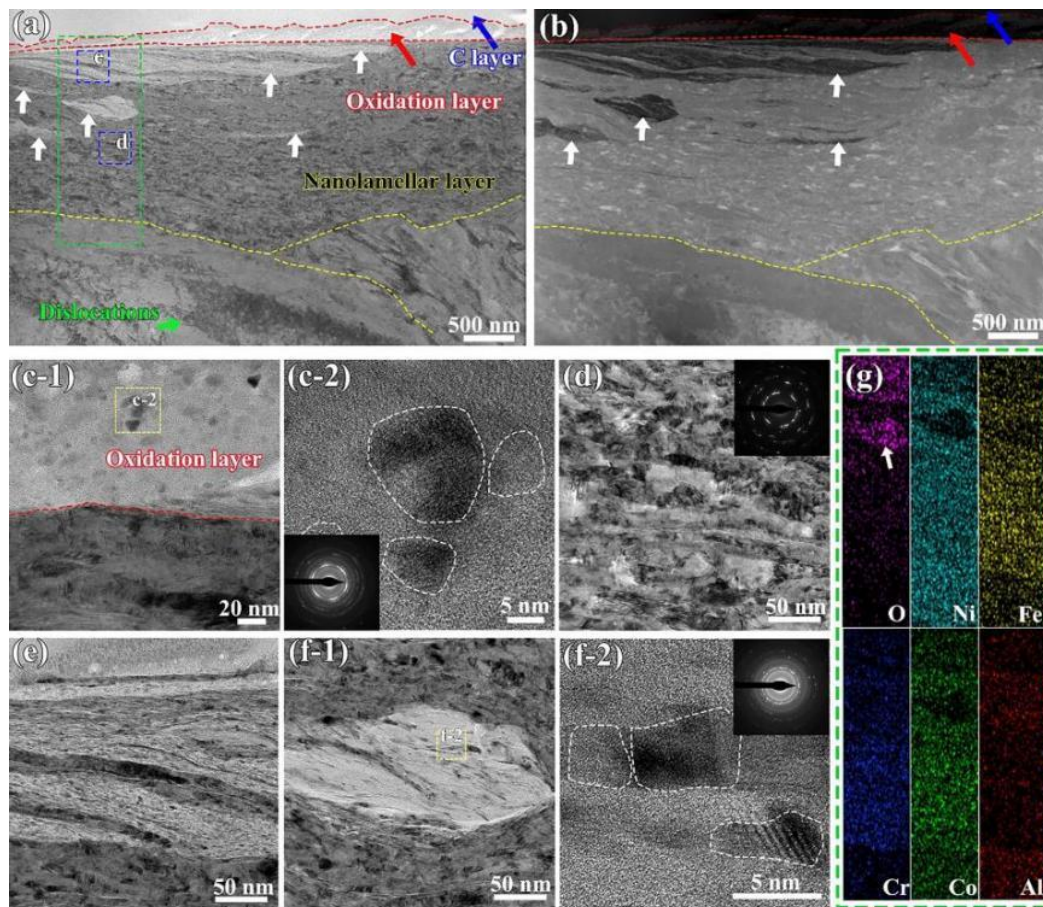


图 5-7 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 25 °C 温度时磨痕亚表面透射电镜表征：（a，b）亚表面微观结构的明场 TEM 图像和相应的 HAADF-STEM 图像；（c-1）最顶部氧化层的 STEM 图像；（c-2）选定区域的 HRTEM 图像，展示了氧化层中的纳米非晶-非晶态复合结构。纳米分子层的（d）STEM 图像；（e）为（a）区域的 STEM 图像，显示了层状结构；（f-1）嵌入在纳米分子层内的金刚石区域的 STEM 图像；（f-2）（f-1）中区域的 HRTEM 图像，展示了纳米晶-非晶复合结构；（g）为（a）中所选区域（绿色虚线框）对应的 EDS 元素图

在顶部氧化层下，展示了摩擦诱导的细化纳米分子层，如图 5-7（a）所示。图 5-7（d）所示，由于严重的塑性变形，原始粗大晶粒经过了细化过程，形成了层状纳米晶粒。纳米层的平均厚度约为 21 nm。值得注意的是，一些明衬度区域（用白色箭头标记）以层间的形式嵌入在纳米层中。图 5-7（g）中的 EDS 元素图显示，上述区域的特征是氧元素的富集。图 5-7（f-2）中的 HRTEM 图像和相应的 FFT 图案揭示了明衬度区内的纳米晶-非晶复合结构。在 HAADF-STEM 图像中，纳米晶-非晶复合结构的区域对比度较暗（与后面的分析相同），如图 5-7

(b) 所示。随着摩擦过程进行, 纳米非晶-非晶复合结构会沿滑动方向拓展, 如图 5-7 (e) 所示。在纳米分子层下, 基体主要通过位错滑移而变形, 导致高密度位错。在保护氧化层下, 纳米层和未细化的位错变形基体中没有任何裂纹或微空洞, 表明层与层之间存在强大的界面结合。

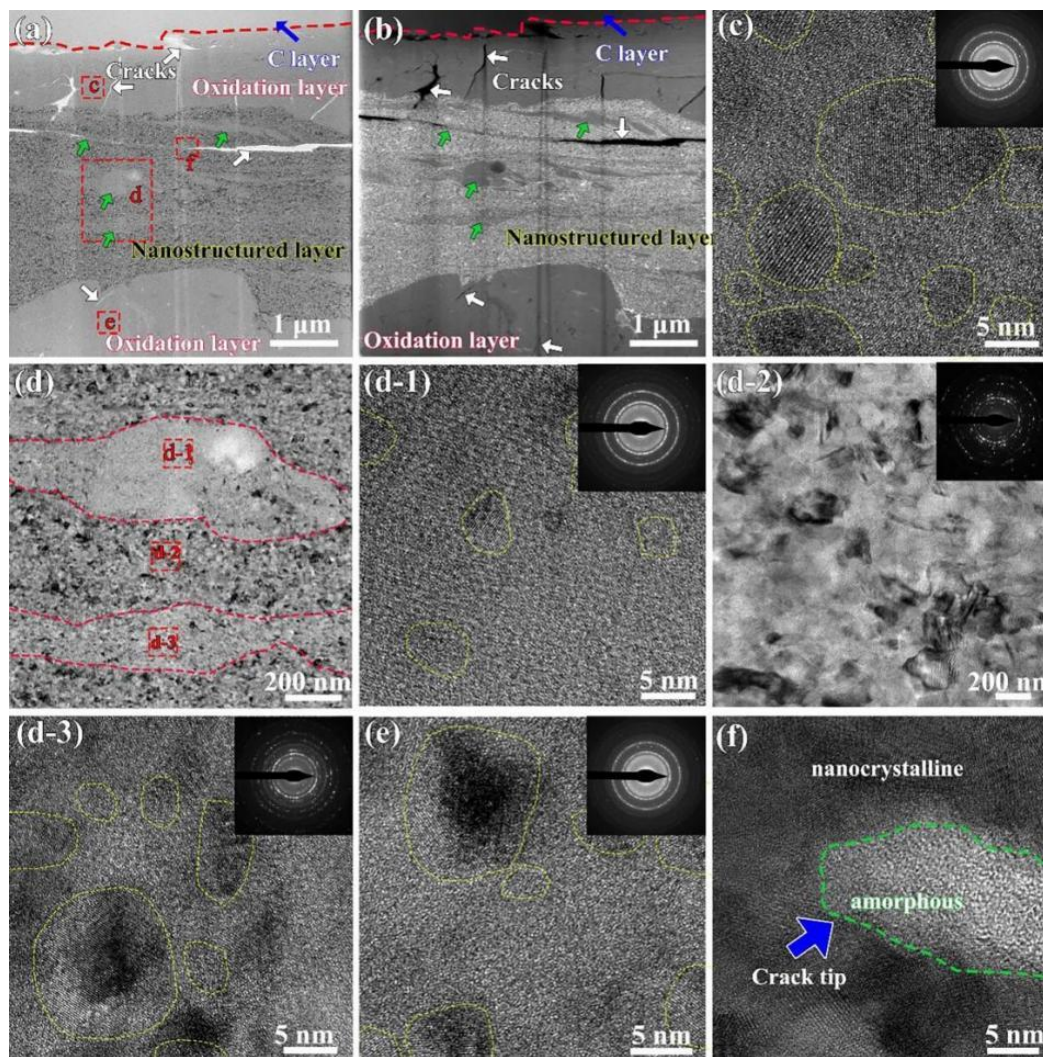


图 5-8 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 400 °C 温度时磨痕亚表面透射电镜表征: (a, b) 亚表面微观结构的明场 TEM 图像和相应的 HAADF-STEM 图像; 选定区域的 (c) HRTEM 图像, 显示了顶部氧化层的纳米晶-非晶复合结构; (d) 放大了 (a) 区域的透射电镜图像; (d-1) 和 (d-3) 在 (d) 中所选区域的 HRTEM 图像, 展示了纳米晶-非晶复合结构; (d-2) (d) 中选定区域的透射电镜图像, 展示了纳米晶粒结构; (e) 在 (a) 中选定区域的 HRTEM 图像, 展示了底部氧化层中的纳米晶-非晶复合结构; (f) 为 (a) 中选定区域的 HRTEM 图像, 显示了裂缝前面的非晶结构

图 5-8 描述了在 400 °C 时磨损亚表面的微观结构。如明场 TEM 图像和相应

的 HAADF-STEM 图像所示, 磨损亚表面呈现出明显的梯度结构, 其特征是在氧化层之间夹有一个纳米结构层区域 (图 5-8a 和 b)。如图 5-9 所示, EDS 元素图显示了氧化层中氧元素的富集。对氧化层的 HRTEM 分析清楚地显示了纳米晶-非晶复合结构的存在, 如图 5-8 (c, e) 所示。在纳米层中, 原粗晶粒细化成平均晶粒尺寸为 13 nm 的纳米晶, 如图 5-8 (d-2) 所示。此外, 纳米层中的一些区域与氧化层有相似的衬度, 如图 5-8 (a, b) 中的绿色箭头所示。HRTEM 图像揭示了这些区域中的纳米晶-非晶复合结构 (图 5-8d-1 和 d-3)。在氧化层和纳米层中都可以检测到裂纹, 如白色箭头所示。如图 5-8 (f) 所示, HRTEM 图像显示了裂纹前面的非晶态结构。

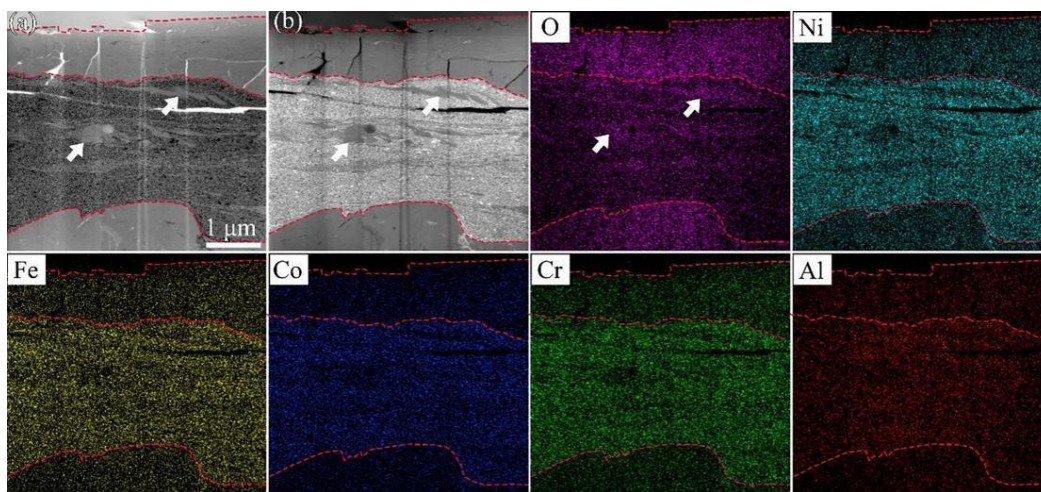


图 5-9 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 400 °C 温度时磨痕亚表面的明场 TEM 和 HAADF 图像, 以及相应的 EDS 元素图

在 800 °C 时, AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 磨损亚表面下观察到的区域几乎全部是氧化层, 如图 5-10 (a, b) 所示。并且在整个氧化层中检测到大量的微裂纹, 表明在 800 °C 的高温下合金内部存在弱键合。在磨痕亚表面的最顶层, 检测到厚度约为 50 nm 的非晶结构层, 通过 HRTEM 图像 (图 5-10c-2) 和 FFT 图的典型非晶晕环验证。但是, 随着氧化层深度的增加, 观察到的结构均为结晶氧化物, 而非非晶结构, 说明在高温下发生动态再结晶 (图 5-10d-1、d-2 和 f)。在氧化层内, 由于高温环境, 可以检测到局部等轴状再结晶晶粒^[125,126] (图 5-10e 所示)。通过 EDS 元素图像 (图 5-11) 验证, 氧元素在整个氧化层中均匀分布, 但在再结晶晶粒区中氧含量较少。

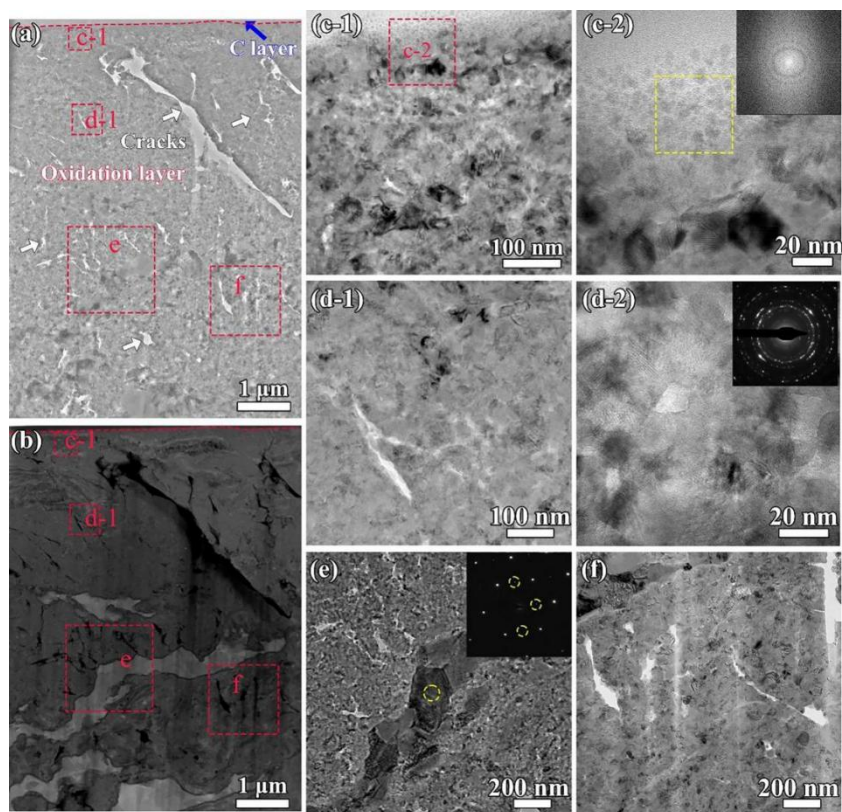


图 5-10 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 800 °C 温度时磨痕亚表面透射电镜表征：（a，b）亚表面微观结构的明场 TEM 图像和相应的 HAADF-STEM 图像；（c-1）在（a）中显示了该区域的 STEM 图像（c-2）HRTEM 图像和相应的 FFT 图案，显示了最顶层的非定形结构；（d-1）在（a）中显示了该区域的 STEM 图像，（d-2）HRTEM 图像，显示纳米晶；（e）为（a）区域的 STEM 图像和相应的 SAED 模式，显示了超细晶粒结构；（f）在（a）中显示了该区域的 STEM 图像，显示了纳米晶

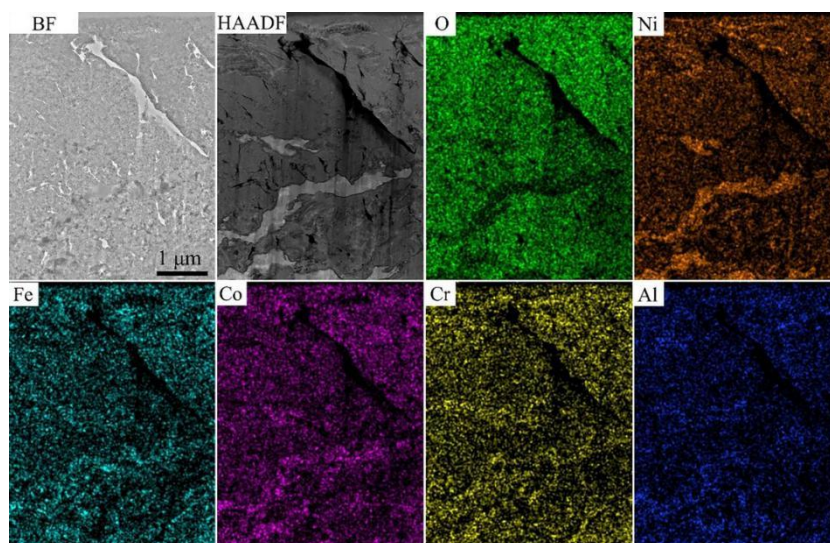


图 5-11 AlCoCrFeNi_{2.1} EHEA 在 800 °C 温度时磨痕亚表面的明场 TEM 和 HAADF 图像，以及相应的 EDS 元素图

5.4 纳米晶-非晶复合结构的形成机理

在滑动摩擦过程中，在 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的亚表面层可以看到纳米晶-非晶态的结构，如图 5-7、8 和 10 所示。在金属材料中，获得非晶态结构的方法主要有三种，其中一种是超高速冷却以“冻结”液体的动态无序^[127]。第二种非晶化过程是机械合金化，大多存在于干摩擦过程中^[128]。如图 5-7、8 和 10 所示，在滑动接触面附近，由纳米晶-非晶复合结构形成明显的氧化层。这些非晶态氧化物的形成是由于接触表面上的磨损颗粒的挤压、研磨和混合的结果。在摩擦过程中，机械能诱导磨损颗粒中产生大量位错和缺陷，进而形成无序结构^[129]。此外，摩擦热将对磨副和样品的接触面平均温度提高到数百摄氏度，局部接触点温度更高^[130]。热效应（摩擦热或环境热）和氧扩散的结合有助于在最表层的氧化层内形成最终的非晶态氧化物结构。

第三种方法是固态非晶化，它涉及到通过不同的高应变塑性变形产生晶体不稳定或结构无序^[124,131-133]。一般情况而言，单系材料在常规条件下难以实现固态非晶化。尽管如此，在纳米尺度的下，剧烈塑性变形可诱发晶态向非晶态的转变。特别是在摩擦过程中，最大等效应变和剪切应变可分别达到 21 和 77，^[134,135]。如图 5-7（a）所示，25 °C 时在纳米晶层内产生了由纳米晶-非晶复合结构组成的层状区域（明亮衬度），这是由于高应变机械变形和氧化的综合效应。最初，由于连续磨损剪切应变引入了额外的位错边界而形成了层状纳米结构^[124]。在 Cantor 合金中存在非晶化所需要的临界位错密度^[124]。在目前的 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金中，FCC/BCC 的相界、本质上的高晶格阻力和层状纳米晶中增加的晶界增强了位错的阻碍，促进了高密度位错的积累。因此，产生的显著弹性应变能提高了系统的自由能。一旦超过临界阈值，就会导致晶体失稳和结构无序，引发层状纳米晶的非晶化。此时，高密度位错和缺陷导致局部原子无序^[129]。

此外，氧原子在晶态-非晶态的转变过程中起着至关重要的作用。从图 5-7（g）中的 EDS 元素图可以看出，层状纳米晶中的纳米晶-非晶复合结构区域富含氧元素。晶界处的高密度位错和晶格畸变为氧原子扩散提供了通道^[136]。根据玻璃形成能力的经验定律，氧原子掺入合金中可以改变原子配位方式，形成具有定向键合贡献和较大的负混合焓的结构，促进了非定形氧化物的形成^[137-139]。随着连续磨损剪切应变，纳米晶-非晶复合区域向层状纳米结构的边界拓展。在较

高的 400 °C 温度下,氧化层的厚度显著增加,甚至延伸至细化的纳米晶层之下(图 5-8)。在氧化层和纳米晶层中可以观察到大量的裂纹,这些裂纹是氧原子渗透的通道。因此,氧原子通过裂纹扩散到无序结构中,成为纳米晶非晶化的关键因素。特别是在应力高度集中的裂纹尖端,位错活动和缺陷导致的自由能升高加速了纳米结构的非晶化过程(图 5-8f)。此外,裂纹尖端的高应力场导致了氧元素的富集,进一步降低了晶格刚性,并促进了非晶区域的拓展(图 5-8a 和 b) [140]。然而,晶态-非晶态的转变和非晶逆结晶过程之间存在动态竞争(后者由环境热驱动)。特别是在 800 °C 时,仅在最顶层被检测到非晶结构,这源于机械合金化作用(挤压、研磨和磨损颗粒的混合) [128]。非晶氧化物颗粒可能因高温下原子扩散动能增加而发生结晶转变,形成有序晶体结构 [141]。同时,不均匀结晶引起的应力集中(图 5-10e)在外力作用下成为裂纹源,导致 800 °C 时氧化层内存在大量的裂纹(图 5-10a 和 b)。

5.5 不同温度下的摩擦磨损机制

AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在 25-800 °C 的温度范围内表现出降低的摩擦系数和稳定的磨损率,这与不同温度下的摩擦磨损机制密切相关。在 25 °C 时,不连续的氧化层的存在(图 5a1)表明氧化磨损的发生 [142]。金属间 AlNi_x 相的形成可以抵抗塑性变形,并抑制磨粒的形成 [122],有助于 25 °C 下的低磨损率。氧化层上致密的裂纹,表明了疲劳磨损机制的存在。最终导致氧化层在重复滑动过程中碎裂成细小的碎屑和颗粒 [143,144]。此外,产生的颗粒导致磨粒磨损,在磨痕表面形成犁沟。

随着温度升高到 600 °C 过程中,检测到分层断裂(图 5-4b1 和 c1),这与氧化层的力学性能和结合强度下降有关 [145]。在热作用下,在磨痕表面产生 CoCrO₄ 和 NiCr₂O₄ 等无机酸盐(图 5-6)。一般来说,无机酸盐有利于致密的氧化摩擦层(也称为釉层)的形成,可以抑制摩擦界面之间微凸起的直接接触和粘着 [146]。致密的氧化层的形成在保护金属免受对磨副直接接触方面起着关键作用,从而显著降低了 600 °C 时的磨损率(图 5-3b) [143,144,147,148]。此外,磨屑的滚动作用降低了平均摩擦系数(图 5-1b) [147]。因此,在 200-600 °C 下的磨损机制是氧化、分层和磨粒磨损。

在 800 °C 的高温下,AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的屈服强度由于软化而降

低，粘着断裂能也随之下降^[149]。磨痕表面散落的碎片在摩擦时对软的合金表面有犁削作用，形成明显的犁沟/沟槽（图 5-4e1）。另一方面，这些磨屑的滚动进一步降低了平均摩擦系数（图 5-1b）。

需要指出的是，由纳米晶-非晶复合结构组成的氧化层对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的摩擦磨损性能具有决定性因素。如上所述，硬度亦对材料的耐磨性起着至关重要的作用。AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的晶粒快速细化为纳米级，并诱导了高密度的位错，从而提高了合金表面的硬度。此外，在非晶基体中嵌入的纳米晶会抑制局部剪切带的拓展，这通常发生在单相金属玻璃中^[150]。因此，纳米晶-非晶复合结构的形成有助于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金优异的强度和延展性，减轻摩擦引起的应变局部化，促进均匀变形，防止开裂^[151]。

由于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在热力学上迟滞扩散效应，使得该合金在 800 °C 的高温下具有优异的热稳定性，其亚表面只发生局部再结晶，并且再结晶晶粒尺寸仍然是纳米级尺度，如图 5-10（e）所示。此外，该合金亚表面主要的微观结构是动态再结晶产生的纳米晶，如图 5-10（d-1,d-2）所示。高硬度的局部再结晶以及纳米晶均有利于该合金的高温磨损性能。

5.6 本章小结

综上所述，本章研究了 25~800 °C AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的高温摩擦行为，通过摩擦系数和磨损率的变化、磨痕表面形貌的观察以及微观组织结构的演变，揭示了纳米非晶复合结构的形成机理和各温度下的磨损机制。主要结论如下：

（1）摩擦系数随着温度的升高整体呈现下降趋势，平均摩擦系数从 25 °C 时的~0.73 普遍下降到 800 °C 时的~0.51。磨损率随着温度的升高而略有变化，并且始终保持在同一数量级。这说明 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在宽温度范围内具有优异的耐热性能和耐磨性能。

（2）摩擦诱导的氧化导致在亚表面形成氧化诱导的纳米晶-非晶复合结构，减轻了应变局部化，有助于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在 25 °C 时具有优越的耐磨性。另外，摩擦和氧化的共同作用导致了氧化层厚度的增加，提供了有效的保护。在 800 °C 时，高温增强了原子的扩散，从而使非晶态氧化物发生结晶转变，形成有序的晶体结构。由于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金优异的热稳定性，使得其在 800 °C 时只发生小区域纳米尺度的局部再结晶。此外，该温度下合金亚表面

主要的微观结构是动态再结晶产生的纳米晶。高硬度的局部再结晶以及纳米晶均有利于该合金的高温磨损性能

(3) 200-600 °C下的磨损机制是氧化、分层和磨粒磨损；800 °C下纳米晶-非晶复合结构组成的氧化层对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的摩擦磨损性能具有决定性作用。

结论与展望

本文以铸造 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金为研究对象，使用霍普金森压杆系统进行冲击性能测试，并结合多种微观结构表征深入分析其不同应变速率下的变形行为和强韧化机制；最后，使用摩擦磨损试验机进行摩擦磨损性能测试，并结合多种微观结构表征深入分析其不同载荷、滑动速度及温度下的微观组织结构演变和磨损机制。本论文研究结果如下：

(1) $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金在不同应变速率下保持优异的抗冲击性能。随着应变速率的增加，合金表现出明显的应变速率硬化效应和应变硬化效应，样品表面无任何绝热剪切带和微裂纹。屈服强度从 500 s^{-1} 时的 803.8 MPa 增加到 1500 s^{-1} 时的 1006.8 MPa 。合金的应变速率敏感因子 m 和激活体积 ΔV^* 分别为 0.198 和 2.7 b^3 ，这是由于 BCC 相中滑移螺位错的扭结对、固溶原子和纳米析出物引起的钉扎效应以及 FCC 和 BCC 相中由短程有序和晶格畸变引起的高摩擦应力共同作用的结果。另外，合金在应变速率曲线中出现的三个阶段的平台，说明该合金表现出应变硬化效应。该合金的应变硬化指数 ($n > 0.567$) 大于粗晶 Cu (仅为 ~ 0.35)，FCC 相和 BCC 相的原子尺寸差 δ 分别为 0.038 和 0.071 大于 CrMnFeCoNi HEA (δ 仅为 0.0207)，这源于其存储高密度位错的能力，这与强溶质钉扎、析出强化和界面强化的综合作用有关。

(2) 不同载荷和滑动速度对 $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金的摩擦性能影响有所不同。随着载荷的增加，平均 COF 呈现单调下降趋势，从 0.78 降低到 0.69 ，磨损率单调增加，这与氧化层破碎形成的金属氧化物磨损颗粒有关；另外，在载荷 $\leq 10 \text{ N}$ 时，磨粒磨损机制占主导地位，同时伴有轻微氧化磨损，载荷 $> 10 \text{ N}$ 时，氧化磨损占主导地位。随着滑动速度增加，平均 COF 总体变化不大，磨损率呈现先减小后增大的趋势，这是由于在高温高压作用下，氧化层的形成与破裂依赖于离心力作用下氧化物逸出和剩余氧化物附着在磨痕表面之间的竞争过程，磨损机制同样受到氧化层和金属氧化物磨损颗粒的影响。

(3) $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ 共晶高熵合金在不同温度下表现出低的摩擦系数和稳定的磨损率。平均摩擦系数从 25°C 时的 ~ 0.73 普遍下降到 800°C 时的 ~ 0.51 ，磨损率略有变化，但仍在一个数量级内，该合金在广泛的温度范围内具有良好的耐热

性和抗磨性能，这与各温度下的磨损机制有密切关系。25-600 °C下的磨损机制是氧化、分层和磨料磨损。800 °C时合金磨痕表面存在大量犁沟和氧化斑，这说明磨粒磨损和氧化磨损共存。由于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金本身具有优异的热稳定性，使得其亚表面只发生局部再结晶，并且再结晶晶粒尺寸仍然是纳米级；此外该合金亚表面主要的微观结构仍是动态再结晶产生的纳米晶。高硬度的局部再结晶和纳米晶均有利于该合金的高温磨损性能，所以在 800 °C高温下磨损率保持稳定。值得注意的是，摩擦过程中 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金在纳米晶层内形成纳米晶-非晶复合结构。纳米晶-非晶复合结构有助于 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金优异的强度和延展性，减轻摩擦引起的应变局部化，促进均匀共变形，防止开裂。

本研究系统揭示了 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金的动态力学行为与摩擦磨损行为，但受限于研究周期与实验条件，仍存在若干可拓展方向。首先，在材料设计方面，可进一步探索成分微调（如 Al/Ni 比例优化）或引入梯度结构/异质相分布，以突破共晶组织强塑性协同效应的瓶颈；其次，在动态力学机理层面，需结合原位表征技术（如高速成像、同步辐射 X 射线衍射）揭示更高应变速率（ $>10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ）或极端温度（-196~800 °C）下界面位错滑移、孪生与相变行为的动态竞争机制。此外，针对磨损性能，需通过多尺度模拟（分子动力学-有限元耦合）解析瞬态温度场-应力场-微观组织演变的动态关联，并发展表面织构化或原位氧化层调控策略以提升其宽域工况适应性。最后，建议开展多因素耦合实验（如腐蚀-磨损交互作用、交变载荷疲劳）以评估材料在航空航天动力部件等实际场景的可靠性。未来研究可结合机器学习辅助成分-工艺-性能逆向设计，推动此类合金向工程化应用迈进。

参考文献

- [1] Yeh J W, Chen S K, Lin S J, etc. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(5): 299-303.
- [2] Cantor B, Chang I T H, Knight P, etc. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375-377: 213-218.
- [3] Chuang M H, Tsai M H, Tsai C W, etc. Intrinsic surface hardening and precipitation kinetics of $\text{Al}_{0.3}\text{CrFe}_{1.5}\text{MnNi}_{0.5}$ multi-component alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 551: 12-18.
- [4] Lu Y P, Gao X Z, Jiang L, etc. Directly cast bulk eutectic and near-eutectic high entropy alloys with balanced strength and ductility in a wide temperature range[J]. *Acta Materialia*, 2017, 124: 143-150.
- [5] Fu Z, Chen W, Fang S, etc. Alloying behavior and deformation twinning in a $\text{CoNiFeCrAl}_{0.6}\text{Ti}_{0.4}$ high entropy alloy processed by spark plasma sintering[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 553: 316-323.
- [6] Chou H P, Chang Y S, Chen S K, etc. Microstructure, thermophysical and electrical properties in $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}(0 \leq x \leq 2)$ high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: B*, 2009, 163(3): 184-189.
- [7] Podmiljsak B, Kim J H, McGuinness P J, etc. Influence of Ni on the magnetocaloric effect in nanoperm-type soft-magnetic amorphous alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 591: 29-33.
- [8] Yeh J W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys[J]. *JOM*, 2013, 65(12): 1759-1771.
- [9] 高旭州. NiFeCo 系单相和双相高熵合金力学性能和变形机理研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2019.
- [10] 许桐, 陈庆军, 郑作栋, 等. 高熵合金成分设计与性能研究进展[J]. *材料研究与应用*, 2023, 17(06): 1039-1050.
- [11] 李天昕, 王书道, 卢一平, 等. 高熵合金材料研究进展与展望[J]. *中国工程科*

学, 2023, 25(03): 170-181.

[12]Elmslie T A, Startt J, Soto M S, etc. Magnetic properties of equiatomic CrMnFeCoNi[J]. Physical Review B, 2022, 106(1): 014418.

[13]Senkov O N, Wilks G B, Scott J M, etc. Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys[J]. Intermetallics, 2011, 19(5): 698-706.

[14]Wu Y D, Cai Y H, Wang T, etc. A refractory Hf₂₅Nb₂₅Ti₂₅Zr₂₅ high-entropy alloy with excellent structural stability and tensile properties[J]. Materials Letters, 2014, 130: 277-280.

[15]Eleti R R, Bhattacharjee T, Shibata A, etc. Unique deformation behavior and microstructure evolution in high temperature processing of HfNbTaTiZr refractory high entropy alloy[J]. Acta Materialia, 2019, 171: 132-145.

[16]Huang T D, Wu S Y, Jiang H, etc. Effect of Ti content on microstructure and properties of Ti_xZrVNb refractory high-entropy alloys[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2020, 27(10): 1318-1325.

[17]Zhu J, Lu S, Jin Y, etc. High-temperature oxidation behaviours of AlCoCrFeNi high-entropy alloy at 1073-1273 K. Oxidation of metals, 2020, 94, 265-281.

[18]Zhao Y J, Qiao J W, Ma S G, etc. A hexagonal close-packed high-entropy alloy: The effect of entropy[J]. Materials & Design, 2016, 96: 10-15.

[19]Ma E, Wu X. Tailoring heterogeneities in high-entropy alloys to promote strength-ductility synergy[J]. Nature Communications, 2019, 10(1): 5623.

[20]He J Y, Wang H, Huang H L, etc. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties[J]. Acta Materialia, 2016, 102: 187-196.

[21]Moschetti M, Xu A, Hohenwarter A, etc. The influence of phase formation on irradiation tolerance in a nanocrystalline TiZrNbHfTa refractory high-entropy alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2024, 26(4): 2300863.

[22]Chen Y W, Li Y K, Cheng X W, etc. Interstitial strengthening of refractory ZrTiHfNb_{0.5}Ta_{0.5}O_x (x = 0.05, 0.1, 0.2) high-entropy alloys[J]. Materials Letters, 2018, 228: 145-147.

[23]Lu Y P, Dong Y, Guo S, etc. A promising new class of high-temperature alloys:

- eutectic high-entropy alloys[J]. *Scientific Reports*, 2014, 4(1): 6200.
- [24] Gao X Z, Lu Y P, Zhang B, etc. Microstructural origins of high strength and high ductility in an AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2017, 141: 59-66.
- [25] Chen X, Kong J, Li J, etc. High-strength AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy with ultrafine lamella structure via additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 854: 143816.
- [26] Pan W, Fu P, Li Z, etc. Microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy synthesized by spark plasma sintering of gas-atomized powder[J]. *Intermetallics*, 2022, 144: 107523.
- [27] 任紫玮. 粉末冶金 CoCrNiFeMnAl_{0.5} 高熵合金的显微结构与性能[D]. 长沙: 长沙理工大学, 2022.
- [28] Campo K N, Wischi M, Rodrigue J F Q, etc. Directional solidification of the Al_{0.8}CrFeNi_{2.2} eutectic high-entropy alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 8874-8881.
- [29] 李升渊. 定向凝固和热处理对 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金组织及力学性能的影响[D]. 兰州: 兰州大学, 2022.
- [30] Park J M, Moon J, Bae J W, etc. 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.
- [31] Zhang S, Wang Z, Yang H J, etc. Ultra-high strain-rate strengthening in ductile refractory high entropy alloys upon dynamic loading[J]. *Intermetallics*, 2020, 121: 106699.
- [32] Dash S S, Lang L, Agyapong J, etc. Hetero-deformation and fracture of a near-eutectic high entropy alloy under dynamic impact[J]. *Scripta Materialia*, 2025, 260: 116593.
- [33] Zhong X, Zhang Q, Ma M, etc. Dynamic compressive properties and microstructural evolution of Al_{1.19}Co₂CrFeNi_{1.81} eutectic high entropy alloy at room and cryogenic temperatures[J]. *Materials & Design*, 2022, 219: 110724.
- [34] Yu Z, Yan Y, Qiang J, etc. Microstructure evolution and compressive property

variation of $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ high entropy alloys produced by directional solidification[J]. *Intermetallics*, 2023, 152: 107749.

[35]Zhong X, Zhang Q, Xie J, etc. Mechanical properties and microstructure of the $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNiTi}_{0.3}$ high entropy alloy under dynamic compression[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 812: 141147.

[36]Wang L, Qiao J W, Ma S G, etc. Mechanical response and deformation behavior of $\text{Al}_{0.6}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloys upon dynamic loading[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 727: 208-213.

[37]Hu M, Song K, Song W. Dynamic mechanical properties and microstructure evolution of $\text{AlCoCrFeNi}_{2.1}$ eutectic high-entropy alloy at different temperatures[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, 892: 162097.

[38]Greiner C, Gagel J, Gumbsch P. Solids under extreme shear: Friction-mediated subsurface structural transformations[J]. *Advanced Materials*, 2019, 31(26): 1806705.

[39]Nagarjuna C, You H J, Ahn S, etc. Worn surface and subsurface layer structure formation behavior on wear mechanism of CoCrFeMnNi high entropy alloy in different sliding conditions[J]. *Applied Surface Science*, 2021, 549: 149202.

[40]Dollmann A, Kauffmann A, Heilmaier M, etc. Microstructural changes in CoCrFeMnNi under mild tribological load[J]. *Journal of Materials Science*, 2020, 55(26): 12353-12372.

[41]Geng Y, Chen J, Tan H, etc. Vacuum tribological behaviors of CoCrFeNi high entropy alloy at elevated temperatures[J]. *Wear*, 2020, 456-457: 203368.

[42]Alvi S, Akhtar F. High temperature tribology of CuMoTaWV high entropy alloy[J]. *Wear*, 2019, 426-427: 412-419.

[43]Guo Y X, Liu Q B. MoFeCrTiWAlNb refractory high-entropy alloy coating fabricated by rectangular-spot laser cladding[J]. *Intermetallics*, 2018, 102: 78-87.

[44]Poulia A, Georgatis E, Karantzalis A. Evaluation of the microstructural aspects, mechanical properties and dry sliding wear response of MoTaNbVTi refractory high entropy alloy[J]. *Metals and Materials International*, 2019, 25(6): 1529-1540.

[45]Mathiou C, Poulia A, Georgatis E, etc. Microstructural features and dry-sliding wear response of MoTaNbZrTi high entropy alloy[J]. *Materials Chemistry and*

Physics, 2018, 210: 126-135.

[46] Pole M, Sadeghilaridjani M, Shittu J, etc. High temperature wear behavior of refractory high entropy alloys based on 4-5-6 elemental palette[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 843: 156004.

[47] Poulia A, Georgatis E, Lekatou A, etc. Dry-sliding wear response of MoTaWNbV high entropy alloy[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(2): 1600535.

[48] Hua N, Wang W, Wang Q, etc. Mechanical, corrosion, and wear properties of biomedical Ti-Zr-Nb-Ta-Mo high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 861: 157997.

[49] Joseph J, Haghdadi N, Shamlaye K, etc. The sliding wear behaviour of CoCrFeMnNi and Al_xCoCrFeNi high entropy alloys at elevated temperatures[J]. Wear, 2019, 428-429: 32-44.

[50] Yu Y, He F, Qiao Z, etc. Effects of temperature and microstructure on the tribological properties of CoCrFeNiNb_x eutectic high entropy alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 775: 1376-1385.

[51] Tokarewicz M, Gradzka-Dahlke M, Nowak W J, etc. Effect of vanadium addition on the wear resistance of Al_{0.7}CoCrFeNi high-entropy alloy[E]. Materials, 2024, 17: 6021.

[52] Xi R, Li Y. Influence of Si content on the microstructure, wear resistance, and corrosion resistance of FeCoNiCrAl_{0.7}Cu_{0.3} six high entropy alloy[J]. Coatings, 2024, 14: 1309.

[53] Liu B C, Chen H S, Zhou J, etc. Investigation of phase transition, tribological behavior and wear mechanisms of WC-enhanced biphasic eutectic high entropy alloy by fast hot pressing sintering science direct[J]. Tribology International, 2024, 191: 109065.

[54] Jiang H, Li L, Wang J M, etc. Wear properties of spark plasma-sintered AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy with NbC additions[E]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2023, 36: 987-998.

[55] Ye F, Yang Y, Lou Z, etc. Microstructure and wear resistance of TiC reinforced AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy layer fabricated by micro-plasma

- cladding[J]. *Materials Letters*, 2021, 284: 128859.
- [56]Tellez-villasenor M A, Leon-patino C A, Aguilar-reyes E A, etc. Effect of load and sliding velocity on the wear behaviour of infiltrated TiC/Cu-Ni composites[J]. *Wear*, 2021, 484-485: 203667.
- [57]Yuan Y, Wang J, Li J S, etc. Dry-sliding tribological properties of AlCoCrFeNiTi_{0.5} high-entropy alloy[E]. *Rare Metals*, 2022, 41: 4266-4272.
- [58]Miao J W, Liang H, Zhang A J, etc. Tribological behavior of an AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy sliding against different counterfaces[J]. *Tribology International*, 2021, 153: 106599.
- [59]Jiang J, Zhang A, Han J, etc. Investigation of microstructure and tribological properties of CoFeNi_{1.5}VZrx eutectic high entropy alloys optimized by tuning Zr content[J]. *Tribology International*, 2024, 191: 109154.
- [60]Vo T D, Tieu A K, Wexler D, etc. High temperature tribological performance of a cost-effective eutectic high entropy alloy Al_{0.8}CrFeNi_{2.2}: Comparison with AlCoCrFeNi_{2.1}[J]. *Tribology International*, 2023, 184: 108445.
- [61]Vo T D, Tran B, Tieu A K, etc. Effects of oxidation on friction and wear properties of eutectic high-entropy alloy AlCoCrFeNi_{2.1}[J]. *Tribology International*, 2021, 160: 107017.
- [62]Frechard S, Redjaimia A, Lach E, etc. Dynamical behaviour and microstructural evolution of a nitrogen-alloyed austenitic stainless steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 480(1): 89-95.
- [63]Lee W S, Lin C F. Comparative study of the impact response and microstructure of 304L stainless steel with and without prestrain[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33: 2801-2810.
- [64]Kramer D E, Savage M F, Levine L E. AFM observations of slip band development in Al single crystals[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(17): 4655-4664.
- [65]Jiang W, Gao X Z, Guo Y, etc. Dynamic impact behavior and deformation mechanisms of Cr₂₆Mn₂₀Fe₂₀Co₂₀Ni₁₄ high-entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 824: 141858.
- [66]Konijnenberg P J, Zaefferer S, Raabe D. Assessment of geometrically necessary

- dislocation levels derived by 3D EBSD[J]. *Acta Materialia*, 2015, 99: 402-414.
- [67]Jiang W, Cao Y, Jiang Y, etc. Effects of nanostructural hierarchy on the hardness and thermal stability of an austenitic stainless steel[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 12: 376-384.
- [68]Recht R F. Catastrophic Thermoplastic Shear[J]. *J. Appl. Mech*, 1964, 31(2): 189-193.
- [69]Yan N, Li Z, Xu Y, etc. Shear localization in metallic materials at high strain rates[J]. *Progress in Materials Science*, 2021, 119: 100755.
- [70]Li Z, Zhao S, Diao H, etc. High-velocity deformation of $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ high-entropy alloy: Remarkable resistance to shear failure[E]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 42742.
- [71]Zhao Y H, Bingert J F, Zhu Y T, etc. Tougher ultrafine grain Cu via high-angle grain boundaries and low dislocation density[J]. *Applied Physics Letters*, 2008, 92(8): 081903.
- [72]Gutierrez U I, Raabe D. Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(16): 6449-6462.
- [73]Byun T S, Hashimoto N, Farrell K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(13): 3889-3899.
- [74]Wu X L, Jiang P, Chen L. Extraordinary strain hardening by gradient structure[E]. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 2014, 111(20): 7197-7201.
- [75]Misra A, Zhang X, Hammon D, etc. Work hardening in rolled nanolayered metallic composites[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(1): 221-226.
- [76]Zhang Z, Mao M M, Wang J, etc. Nanoscale origins of the damage tolerance of the high-entropy alloy CrMnFeCoNi [J]. *Nature Communications*, 2015, 6(1): 10143.
- [77]Zhao Y H, Bingert J F, Zhu Y T, etc. Solid-solution phase formation rules for multi-component alloys[E]. *Advanced Engineering Materials*, 2008, 10(6): 534-538.
- [78]Jiang W, Cao Y, Yuan S Y, etc. Creep properties and deformation mechanisms of a $\text{Ni}_2\text{Co}_1\text{Fe}_1\text{V}_{0.5}\text{Mo}_{0.2}$ medium-entropy alloy[J]. *Acta Materialia*, 2023, 245: 118590.

- [79]Park J M, Moon J, Bae J W, etc. 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.
- [80]Wu Z, Gao Y, Bei H. Thermal activation mechanisms and Labusch-type strengthening analysis for a family of high-entropy and equiatomic solid-solution alloys[J]. *Acta Materialia*, 2016, 120: 108-119.
- [81]Gangireddy S, Kaimiao L, Gwalani B, etc. Microstructural dependence of strain rate sensitivity in thermomechanically processed Al_{0.1}CoCrFeNi high entropy alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 727: 148-159.
- [82]Dalla T F, Spatig P, Sschaublin R, etc. Deformation behaviour and microstructure of nanocrystalline electrodeposited and high pressure torsioned nickel[J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(8): 2337-2349.
- [83]Carreker R P, Hibbard W R. Tensile deformation of high-purity copper as a function of temperature, strain rate, and grain size[J]. *Acta Metallurgica*, 1953, 1(6): 654-663.
- [84]Sun C, Ma J, Yang Y, etc. Temperature and grain size dependent plastic instability and strain rate sensitivity of ultrafine grained austenitic Fe-14Cr-16Ni alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 597: 415-421.
- [85]Follansbee P S, Kocks U F. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(1): 81-93.
- [86]Jiang W, Yuan S Y, Cao Y, etc. Mechanical properties and deformation mechanisms of a Ni₂Co₁Fe₁V_{0.5}Mo_{0.2} medium-entropy alloy at elevated temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2021, 213: 116982.
- [87]Wang Y M, Hamza A V, Ma E. Temperature-dependent strain rate sensitivity and activation volume of nanocrystalline Ni[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(10): 2715-2726.
- [88]Puschl W. Models for dislocation cross-slip in close-packed crystal structures: a critical review[J]. *Progress in Materials Science*, 2002, 47(4): 415-461.
- [89]Hong S I, Moon J, Hong S K, etc. Thermally activated deformation and the rate controlling mechanism in CoCrFeMnNi high entropy alloy[J]. *Materials Science and*

Engineering: A, 2017, 682: 569-576.

[90]Jang M J, Joo S H, Tsai C W, etc. Compressive deformation behavior of CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. Metals and Materials International, 2016, 22(6): 982-986.

[91]Zhang R, Zhao S, Ding J, etc. Short-range order and its impact on the CrCoNi medium-entropy alloy[E]. Nature, 2020, 581: 283-287.

[92]Du L M, Lan L W, Zhu S, etc. Effects of temperature on the tribological behavior of Al_{0.25}CoCrFeNi high-entropy alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(5): 917-925.

[93]Deng G, Tieu A K, Lan X, etc. Effects of normal load and velocity on the dry sliding tribological behaviour of CoCrFeNiMo_{0.2} high entropy alloy[J]. Tribology International, 2020, 144: 106116.

[94]Meng A, Liang F, Gu L, etc. An exceptionally wear-resistant CoFeNi₂ medium entropy alloy via tribo-induced nanocrystallites with amorphous boundaries[J]. Applied Surface Science, 2023, 614: 156102.

[95]Yang Y, Meng A, Chen X, etc. Tribo-induced surface deformation mechanisms govern friction and wear in ultra-light HCP and duplex Mg-Li alloys[J]. Wear, 2022, 510-511: 204507.

[96]Fischer, A, Dudzinski, W, Gleising, B. Analyzing mild and ultra-mild sliding wear of metallic materials by transmission electron microscopy[E]. Advanced Analytical Methods in Tribology, 2018, 05: 29-59.

[97]Li X X, Zhou Y, Ji X L, etc. Effects of sliding velocity on tribo-oxides and wear behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. Tribology International, 2015, 91: 228-234.

[98]Hashemi N, Mertens A, Montrieux H M, etc. Oxidative wear behaviour of laser clad High Speed Steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 519-529.

[99]Hanlon D N, Rainforth W M. The rolling sliding wear response of conventionally processed and spray formed high speed steel at ambient and elevated temperature[J]. Wear, 2003, 255(7): 956-966.

[100] So H, Yu D S, Chuang C Y. Formation and wear mechanism of tribo-oxides

- and the regime of oxidational wear of steel[J]. *Wear*, 2002, 253(9): 1004-1015.
- [101] Yu Y, He F, Qiao Z, etc. Effects of temperature and microstructure on the tribological properties of CoCrFeNiNb_x eutectic high entropy alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 775: 1376-1385.
- [102] Su Y S, Li S X, Gao Q Y, etc. Evolution of nano-laminated structure formed by the thermally-assisted plastic deformation in dry sliding wear[J]. *Tribology International*, 2019, 140: 105846.
- [103] Meng A, Liang F, Mao Q, etc. Tribo-induced microstructural changes and associated wear mechanisms of CoFeNi₂ medium entropy alloy at elevated temperatures[J]. *Tribology International*, 2023, 189: 108892.
- [104] Wu J M, Lin S J, Yeh J W, etc. Adhesive wear behavior of Al_xCoCrCuFeNi high-entropy alloys as a function of aluminum content[J]. *Wear*, 2006, 261(5): 513-519.
- [105] Du L M, Lan L W, Zhu S, etc. Effects of temperature on the tribological behavior of Al_{0.25}CoCrFeNi high-entropy alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(5): 917-925.
- [106] Miao J W, Guo T M, Ren J F, etc. Optimization of mechanical and tribological properties of FCC CrCoNi multi-principal element alloy with Mo addition science direct[E]. *Vacuum*, 2018, 149: 324-330.
- [107] Ayyagari A, Barthelemy C, Gwalani B, etc. Reciprocating sliding wear behavior of high entropy alloys in dry and marine environments[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2018, 210: 162-169.
- [108] Deng G, Tieu A K, Su L, etc. Investigation into reciprocating dry sliding friction and wear properties of bulk CoCrFeNiMo high entropy alloys fabricated by spark plasma sintering and subsequent cold rolling processes: Role of Mo element concentration[J]. *Wear*, 2020, 460-461: 203440.
- [109] Chen M, Lan L, Shi X, etc. The tribological properties of Al_{0.6}CoCrFeNi high-entropy alloy with the σ phase precipitation at elevated temperature[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 777: 180-189.
- [110] Chen M, Shi, X H, Yang H. etc. Wear behavior of Al_{0.6}CoCrFeNi

high-entropy alloys: Effect of environments[E]. Journal of Materials Research, 2018, 33: 3310-3320.

[111] Cheng H, Fang Y, Xu J, etc. Tribological properties of nano/ultrafine-grained FeCoCrNiMnAl_x high-entropy alloys over a wide range of temperatures[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 817: 153305.

[112] Gwalani B, Ayyagari A V, Choudhuri D, etc. Microstructure and wear resistance of an intermetallic-based Al_{0.25}Ti_{0.75}CoCrFeNi high entropy alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2018, 210: 197-206.

[113] Huang C, Zhang Y, Vilar R, etc. Dry sliding wear behavior of laser clad TiVCrAlSi high entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V substrate[J]. Materials & Design, 2012, 41: 338-343.

[114] Liu Y, Ma S, Gao M C, etc. Tribological properties of AlCrCuFeNi₂ high-entropy alloy in different conditions[E]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47: 3312-3321.

[115] Pan S, Zhao C, Wei P, etc. Sliding wear of CoCrNi medium-entropy alloy at elevated temperatures: Wear mechanism transition and subsurface microstructure evolution[J]. Wear, 2019, 440-441: 203108.

[116] Wang Y, Yang Y, Yang H, etc. Microstructure and wear properties of nitrided AlCoCrFeNi high-entropy alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2018, 210: 233-239.

[117] Wang Y, Yang Y, Yang H, etc. Effect of nitriding on the tribological properties of Al_{1.3}CoCuFeNi₂ high-entropy alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 725: 365-372.

[118] Zhang A, Han J, Su B, etc. Microstructure, mechanical properties and tribological performance of CoCrFeNi high entropy alloy matrix self-lubricating composite[J]. Materials & Design, 2017, 114: 253-263.

[119] Zhang A, Han J, Su B, etc. A novel CoCrFeNi high entropy alloy matrix self-lubricating composite[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 725: 700-710.

[120] Zhang A, Han J, Su B, etc. A promising new high temperature self-lubricating material: CoCrFeNiS_{0.5} high entropy alloy[J]. Materials Science and

Engineering: A, 2018, 731: 36-43.

[121] Leyland A, Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour[J]. Wear, 2000, 246(1): 1-11.

[122] Geng Y, Tan H, Wang L, etc. Nano-coupled heterostructure induced excellent mechanical and tribological properties in AlCoCrFeNi high entropy alloy[J]. Tribology International, 2021, 154: 106662.

[123] Zhou Q, Jiao Z, Huang Z, etc. Wear-resistant CrCoNi nanocrystalline film via friction-driven surface segregation[J]. Acta Materialia, 2024, 279: 120299.

[124] Wang H, Chen D K, An X H, etc. Deformation-induced crystalline-to-amorphous phase transformation in a CrMnFeCoNi high-entropy alloy[E]. Science Advances, 2021, 7(14): 3105.

[125] Wani I S, Bhattacharjee T, Sheikh S, etc. Ultrafine-grained AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(3): 174-179.

[126] Lozinko A, Gholizadeh R, Zhang Y, etc. Evolution of microstructure and mechanical properties during annealing of heavily rolled AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 833: 142558.

[127] Greer A L, Costa M B, Houghton O S. Metallic glasses[E]. MRS Bulletin, 2023, 48: 1054-1061.

[128] Popa F, Chicinas I, Isnard O. AlSb intermetallic semiconductor compound formation by solid state reaction after partial amorphization induced by mechanical alloying[E]. Intermetallics, 2018, 93: 371-376.

[129] Yin C H, Liang Y L, Liang Y, etc. Formation of a self-lubricating layer by oxidation and solid-state amorphization of nano-lamellar microstructures during dry sliding wear tests[J]. Acta Materialia, 2019, 166: 208-220.

[130] Tarassov S Y, Kolubaev A V. Effect of friction on subsurface layer microstructure in austenitic and martensitic steels[J]. Wear, 1999, 231(2): 228-234.

[131] Zhao S, Kad B, Hahn E N, etc. Pressure and shear-induced amorphization of silicon[J]. Extreme Mechanics Letters, 2015, 5: 74-80.

[132] Fan Z, Yu H, Li C. Interface and grain-boundary amorphization in the Al/Fe

bimetallic system during pulsed-magnetic-driven impact[J]. Scripta Materialia, 2016, 110: 14-18.

[133] Zhao S T, Li Z Z, Zhu C Y, etc. Amorphization in extreme deformation of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy[J]. Science Advances, 2021, 7(5): 3108.

[134] Wang X, Wei X, Hong X, etc. Formation of sliding friction-induced deformation layer with nanocrystalline structure in T10 steel against 20CrMnTi steel[J]. Applied Surface Science, 2013, 280: 381-387.

[135] Kato H, Sasase M, Suiya N. Friction-induced ultra-fine and nanocrystalline structures on metal surfaces in dry sliding[J]. Tribology International, 2010, 43(5): 925-928.

[136] Kuang W, Song M, Was G S. Insights into the stress corrosion cracking of solution annealed alloy 690 in simulated pressurized water reactor primary water under dynamic straining[J]. Acta Materialia, 2018, 151: 321-333.

[137] Liu C, Li Z, Lu W. etc. Reactive wear protection through strong and deformable oxide nanocomposite surfaces[J]. Nature Communications, 2021, 12: 5518.

[138] Meng A, Liang F, Gu L, etc. An exceptionally wear-resistant CoFeNi₂ medium entropy alloy via tribo-induced nanocrystallites with amorphous boundaries[J]. Applied Surface Science, 2023, 614: 156102.

[139] Takeuchi A, Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element[J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2817-2829.

[140] Matsukawa Y, Kitayama S, Murakami K, etc. Reassessment of oxidation-induced amorphization and dissolution of Nb precipitates in Zr-Nb nuclear fuel cladding tubes[J]. Acta Materialia, 2017, 127: 153-164.

[141] Zhao J, Li B, Huang W. etc. High-temperature rheological behavior and composition design of Hf-Be-Ti-Zr-Cu-Ni high-entropy amorphous alloy[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2023, 76: 1165-1174.

[142] Deng G, Tieu A K, Lan X, etc. Effects of normal load and velocity on the dry

sliding tribological behaviour of CoCrFeNiMo_{0.2} high entropy alloy[J]. Tribology International, 2020, 144: 106116.

[143] Hashemi N, Mertens A, Montrieux H M, etc. Oxidative wear behaviour of laser clad high speed steel thick deposits: Influence of sliding speed, carbide type and morphology[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 519-529.

[144] Hanlon D N, Rainforth W M. The rolling sliding wear response of conventionally processed and spray formed high speed steel at ambient and elevated temperature[J]. Wear, 2003, 255(7): 956-966.

[145] Pauschitz A, Roy M, Franek F. Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures[J]. Tribology International, 2008, 41(7): 584-602.

[146] Cheng J, Li F, Zhu S, etc. High temperature tribological properties of a nickel-alloy-based solid-lubricating composite: Effect of surface tribo-chemistry, counterpart and mechanical properties[J]. Wear, 2017, 386-387: 39-48.

[147] Li X X, Zhou Y, Ji X L, etc. Effects of sliding velocity on tribo-oxides and wear behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. Tribology International, 2015, 91: 228-234.

[148] So H, Yu D S, Chuang C Y. Formation and wear mechanism of tribo-oxides and the regime of oxidational wear of steel[J]. Wear, 2002, 253(9): 1004-1015.

[149] Packham D E. Surface energy, surface topography and adhesion[J]. International Journal of Adhesion and Adhesives, 2003, 23(6): 437-448.

[150] Wu G, Chan K C, Zhu L L, etc. Dual-phase nanostructuring as a route to high-strength magnesium alloys[E]. Nature, 2017, 545: 80-83.

[151] Wu G, Balachandran C, Gault Baptiste, etc. Crystal-glass high-entropy nanocomposites with near theoretical compressive strength and large deformability[J]. Advanced Materials, 2020, 32(34): 2002619.

攻读硕士学位期间发表学位论文目录

- [1] Jiansheng Li, **Jian Zhou**, etc. Microstructural origins of impact resistance of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy. Materials Science and Engineering: A, 2024, 890: 145921. (SCI 一区, 影响因子: 6.1)
- [2] Wei Jiang, **Jian Zhou**, etc. Coupling effect of temperature and strain rate on mechanical properties and deformation mechanisms of Cr₂₆Mn₂₀Fe₂₀Co₂₀Ni₁₄ high-entropy alloy. Materials Science and Engineering: A, 2024, 901: 146525. (SCI 一区, 影响因子: 6.1)
- [3] Wei Jiang, Kerui Zhu, etc. Extraordinary strength and ductility of cold-rolled 304L stainless steel at cryogenic temperature. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 2001-2008. (SCI 一区, 影响因子: 6.2)
- [4] Wangyi Zheng, Kang Wei, etc. Effects of load and temperature on the tribological properties of a nano-grained 304L stainless steel. Materials Letters, 2025, 382: 137907. (SCI 四区, 影响因子: 2.7)
- [5] Wei Jiang, **Jian Zhou**, etc. Study of frictional wear mechanism of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high entropy alloy at different temperatures(在投).
- [6] **Jian Zhou**, Wei Jiang, etc. Effects of load and velocity on the tribological behavior and wear mechanism of AlCoCrFeNi_{2.1} eutectic high-entropy alloy(在投).

致谢

在此，我想以最诚挚的谢意，向所有支持、陪伴和帮助过我的人致以深深的感激。

衷心感谢我的导师李建生老师和姜伟老师。从论文选题到最终成稿，导师始终以严谨的治学态度和耐心的指导为我指明方向。无论是凌晨的邮件回复，还是学术讨论中的谆谆教诲，导师的言传身教让我不仅学会了如何做研究，更领悟了求真务实的科研精神。能师从于您，是我求学路上的莫大荣幸。

感谢李艺佳在数据校对和论文修改中的鼎力相助。

感谢成威在实验方法和技术细节上的无私分享。

感谢 408 课题组的全体同窗。

感谢我的父母。是你们始终如一的支持与包容，让我能心无旁骛地追逐理想。养育之恩无以为报，唯愿以未来的努力回报你们的付出。

硕士生涯的结束，亦是新征程的起点。我将带着这段经历赋予我的知识、能力与信念，继续脚踏实地，奔赴下一段山海。