

https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250283

Zr 基共晶合金组织结构与力学性能协同优化研究

陈力赫, 王 睿, 姚欣唯, 海 诺, 高英宏, 张周然, 李 顺

(国防科技大学 空天科学学院, 湖南 长沙 410073)

摘 要: 本文基于共晶合金设计策略结合 Pandat 热力学计算, 设计并制备了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金 ($x=75/83/90$ wt.%), 研究了合金组织结构与力学性能的内在关联机制。结果表明, 当 Zr 含量提升至 83 wt.% 及以上时, 合金呈现片层状共晶组织 ($t12-Zr_2(Ni/Fe)/FCC-Zr$) 与 HCP-Zr 复合结构, 界面处析出纳米级 $FeZr_3$ 过渡相, 其液相形成温度显著降低至约 974°C; 83Zr 与 90Zr 合金的抗压强度和断裂应变分别 1352 ± 12 MPa、 $14.2 \pm 0.4\%$ 和 1263 ± 10 MPa、 $17 \pm 0.3\%$, 在保证合金强度的情况下, 断裂应变较传统 Zr 基非晶合金大幅提升。断口分析表明, 共晶界面诱导的位错钉扎与剪切带分叉抑制了裂纹扩展, 促使 Zr 含量提升时, 合金断裂模式由脆性解理断裂向 45° 剪切断裂为主导的方式转变。在动态压缩下, 83Zr 与 90Zr 合金均呈现应变率硬化效应, 并且当应变率超过临界值时, 合金均发生初脆性转变。该研究为 Zr 基共晶多相合金的强韧化设计及低熔点成型工艺优化提供了依据。

关键词: Zr 基合金; 共晶合金; 液相形成温度; 组织结构; 力学性能

中图法分类号: TG146.414

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X.20250283

1 引 言

含能结构材料 (Energetic Structural Materials, ESMs) 是具有一定的力学性能, 并在冲击载荷作用下可以通过组元间或组元与环境的高能化学反应释放出大量能量的结构-毁伤一体化材料^[1]。在满足使用要求的前提下, 若用其来替代现有战斗部的惰性部件如壳体结构、药型罩、破片等, 可以实现战斗部惰性结构部件的能量化, 实现动能+化学能的毁伤效果, 是当前在不增加战斗部重量下大幅提高毁伤威力的有效途径。

初步分析表明, 要满足战斗部爆轰加载时完整性和能量释放特性的需要, 含能结构材料不但需要具有高的强度, 还需要具有一定的塑性, 因此研制高强度且兼具一定塑性的含能结构材料是当前需要解决的关键问题之一^[1-6]。根据材料成分特点, ESMs 主要可分为金属/氟聚物型 (如 Al/PTFE)^[2]、金属/金属氧化物型 (如 Al/Fe₂O₃) 和金属型 (如 Al-Ni 合金、W-Zr 合金、Zr 基非晶合金等)^[3-6] 三类。金属/氟聚物型和金属/金属氧化物型含能结构材料由于组分特征和成型工艺的限制, 材料强度普遍较低。相比之下, 金属型含能结构材料由于具有较高的力学性能, 是当前含能结构材料关注的热点。

在金属型含能结构材料中, Zr 基非晶合金作为较早被研究的材料之一, 具有密度大、力学强度高优点, 并且合金中大量 Zr 元素的存在使其具有非常优异的释能特性^[7-9]。但是目前研究的 Zr 基非晶合金的压缩塑性变形一般低于 2%^[10-16], 合金脆性大, 在爆轰加载时易碎

裂, 影响毁伤效果, 虽然采用一定的强韧化手段可以提高材料的塑性^[17-18], 但效果仍然有限。并且 Zr 基非晶合金通常在较高的冷却速率下制备, 工艺性欠佳, 不易进行大尺寸成型, 影响了其在战斗部中的应用^[6]。而传统的 Zr 合金由于其断裂应变一般大于 20%^[19-22], 在高速撞击时不能完全破碎, 导致释能效率很低, 因此很少作为含能结构材料使用。

共晶合金是基于相变中的共晶反应得到具有低于两种组元熔点的合金, 因此较低的熔点和较好的流动性使其具有良好的成型能力, 从而利于工业化生产和大件成型。同时, 共晶合金往往呈现出片层状、棒状或颗粒状的组织结构, 这一结构有利于合金组织的设计与调控, 用以改善合金的力学性能^[23-30]。并且从相组成来看, 共晶合金一般呈现出固溶体相+金属间化合物相的组成结构。一般而言, 固溶体相拥有较为简单的晶体结构, 其塑性变形能力相对较强; 金属间化合物相结构复杂, 通常具有较高的硬度, 但脆性较大, 但两种相组成的结合有助于在一定程度上实现合金的强塑性协调。大连理工大学的卢一平^[25]首次在高熵合金的基础上提出了共晶高熵合金的概念, 设计并制备了具有细小的片层状 FCC/B2 微观结构的 AlCoCrFeNi_{2.1} 共晶高熵合金, 具有较优的综合力学性能。鉴于此, 若在 Zr 基合金设计时引入共晶合金的设计理念, 有望在不形成非晶组织的情况下, 获得高强度和一定的塑性变形能力, 并且可以降低合金熔点使其具有良好的成型能力, 从而拓展其在含能结构材料中的应用。

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金资助 (项目号 11972372)

作者简介: 陈力赫, 男, 1999 年生, 硕士生, 国防科技大学空天科学学院, 湖南 长沙 410073, 电话: 0731-84507222,

E-mail: chenlihe@nudt.edu.cn

目前,国内外已有的 Zr 基共晶合金体系研究中,例如: Zr-Al-Ni、Zr-Ti-Nb 等^[31, 32], 由于这些合金的共晶点均处在 Zr 含量较低的成分范围(一般小于 30%), 在该类合金中, Zr 元素的燃烧是其释能的主要来源, 较低的 Zr 含量, 难以满足含能结构材料的释能特性需求。根据 Ni-Zr、Fe-Zr 二元平衡相图可知, Zr 与 Ni、Fe 存在多个 Zr 含量较高的低温共晶反应点, 因此, 若在 Zr 中添加一定量的 Ni 和 Fe, 可获得一种具有较低熔点的新型高 Zr 含量 Zr-Ni-Fe 合金, 并且通过成分的优化和组织结构的调控, 有望实现合金力学性能与工艺性能的兼顾。但是目前尚无有关 Zr-Ni-Fe 三元合金的报导, 因此有必要对 Zr-Ni-Fe 三元合金的组织结构及力学性能进行研究。

基于此, 本文在 Pandat 热力学计算的基础上, 利用真空电弧熔炼工艺制备了不同 Zr 含量的 Zr-Ni-Fe 合金, 并对其组织结构、液相生成温度和力学性能进行了研究。

2 实 验

本研究利用 Pandat 热力学计算软件绘制 Zr-(Ni/Fe) 伪二元相图, 后基于相图计算结果采用 DHL-1250 型真空电弧熔炼炉制备 Zr-Ni-Fe 合金。选用纯度大于 99.9% 的 Zr、Ni、Fe 块状金属作为原料, 按照 Zr-Ni-Fe 合金成分配料, 在高纯氩气保护下进行熔炼, 每块合金都反复熔炼 8 次, 每次熔炼时间 30 s, 且使用磁搅拌以确保成分均匀。熔炼时电流约在 150~200 A, 熔炼完成后在水冷铜坩锅中吸铸成型。

Zr-Ni-Fe 合金的晶体结构通过 Rigaku SmartLab 型 X 射线衍射仪(XRD)分析, 扫描角度为 30°~80°, 扫描

速度为 5 %/min。采用 TESCAN MAIA4 型场发射扫描电子显微镜(SEM)观察合金的形貌和组织结构, 并利用 EDAX Octane Elite 型能谱仪(EDS)测定合金的元素组成。采用 JEOL-2100F 型场发射透射电子显微镜(TEM)观察合金的微观组织和结构。采用 NETZSCH STA449C 型同步热分析仪(DSC)进行热分析, 升温速率为 10 °C/min, 气氛为氩气, 流量为 20 mL/min。采用 WDW-100 型电子万能试验机测试合金的准静态压缩力学性能, 准静态压缩试样尺寸为 4 mm×4 mm×8 mm, 加载速率为 0.5 mm/min, 为确保数据可靠性, 取 5 次重复测试结果的平均值作为结果并进行误差分析。采用分离式霍普金森压杆测试合金的动态压缩力学性能, 动态压缩试样尺寸为 ϕ 5 mm×2 mm。

3 结果与讨论

3.1 Zr-Ni-Fe 合金的设计

根据 Ni-Fe 二元相图, 当 Ni 的成分接近为 70 wt% 时, γ -(Ni,Fe)相的最低熔化温度为 1432 °C^[33]。因此, 为简化实验过程, 本文在设计 Zr-Ni-Fe 合金时采用的 Ni、Fe 质量比为 7:3, 在此基础上添加 Zr 元素。由于合金的释能主要为 Zr 元素提供, 为保证合金的释能水平, Zr 含量应尽可能高。图 1 给出了利用 Pandat 热力学计算软件绘制的 Ni、Fe 比为 7:3 时的富 Zr 端的 Zr-(Ni/Fe)伪二元相图, 从图中可以看出, 在 Zr 含量为 83 wt.% 时 Zr 与 Ni、Fe 间存在一个低共晶反应点(990 °C)。合金凝固后由 FeZr₃相、HCP 结构的 Zr 相和 t12 结构的 Zr₂(Ni/Fe)相组成。

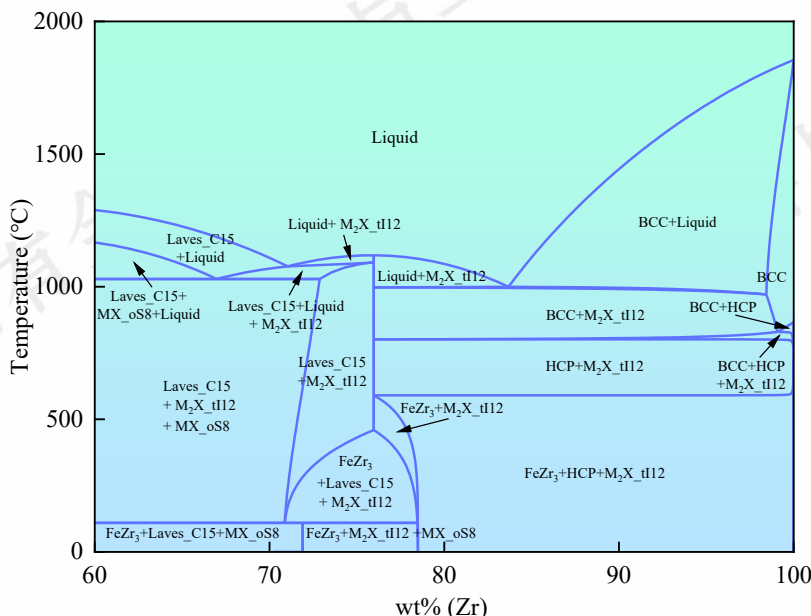


图 1 Pandat 相图软件绘制的 Zr-(Ni/Fe)伪二元相图

Fig.1 The pseudo-binary phase diagram of Zr-(Ni/Fe) drawn by Pandat phase diagram software

3.2 Zr-Ni-Fe 合金的物相组成及显微组织结构

实验利用电弧熔炼制备了 Zr 含量在共晶点及其附近的三种 Zr-Ni-Fe 合金 ($\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$, $x=75/83/90$ wt.%, 文中分别简称为 75Zr、83Zr、90Zr 合金)。XRD 衍射结果表明, Zr 含量显著影响 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金的物相组成。75Zr 合金由 $\text{tI12-Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相和少量的 FeZr_3 相组成; 83Zr 和 90Zr 合金除以上两相外, 还出现了 HCP-Zr 的衍射峰。而结合 Ni-Zr、Fe-Zr 二元相图与 Pandat 预测, 推断合金中主要存在 tI12 结构的 $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相、HCP 结构的 Zr 相和少量的 FeZr_3 相。XRD 结果表明, Pandat 预测较准确, 但个别物相需要采用更精细表征手段进行确认。

由于 XRD 仅表征合金物相种类, 无法获取物相形貌与分布信息。因此采用 SEM 结合 EDS 分析了 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金微观组织, 如图 3 所示。从图 3(a) 中可以看出, 75Zr 合金呈现典型的离异共晶组织形貌, 这与其成分处在亚共晶区域和在浇铸时冷却速率较快有关, EDS 结果显示合金中三种元素分布均匀, 其中深色衬度相中 Zr 含量较多, 结合 XRD 分析结果, 75Zr 合金主要由 tI12 结构的 $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相构成。进一步提高 Zr 含量时, 合金中出现了大面积的典型片层状共晶组织及颗粒状单相组织, 其中片层状共晶组织如图 3(b-c) 中红色椭圆标

记部分所示, 但 83Zr 和 90Zr 合金的单相组织形状与分布不同, 前者分布均匀且形状不规则, 后者较散且近球形。结合 EDS 能谱结果和 XRD 衍射图谱可知, 83Zr 和 90Zr 合金中单相组织为 HCP 结构的 Zr 相, 片层状共晶组织由 tI12 结构的 $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相和另一种相组成, 但还需要进一步表征来确认。

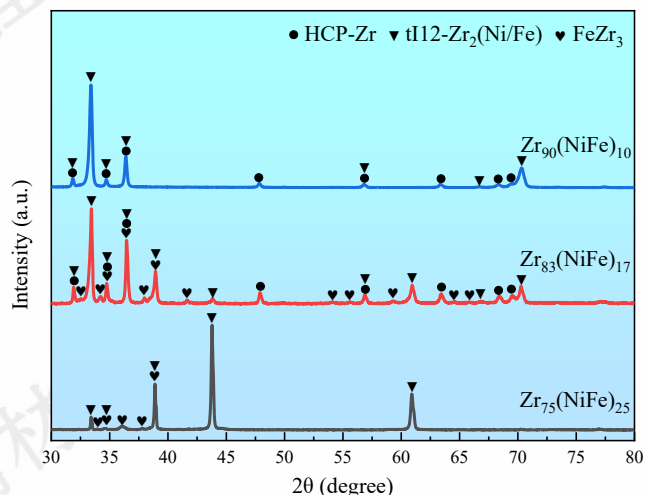


图 2 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ alloys

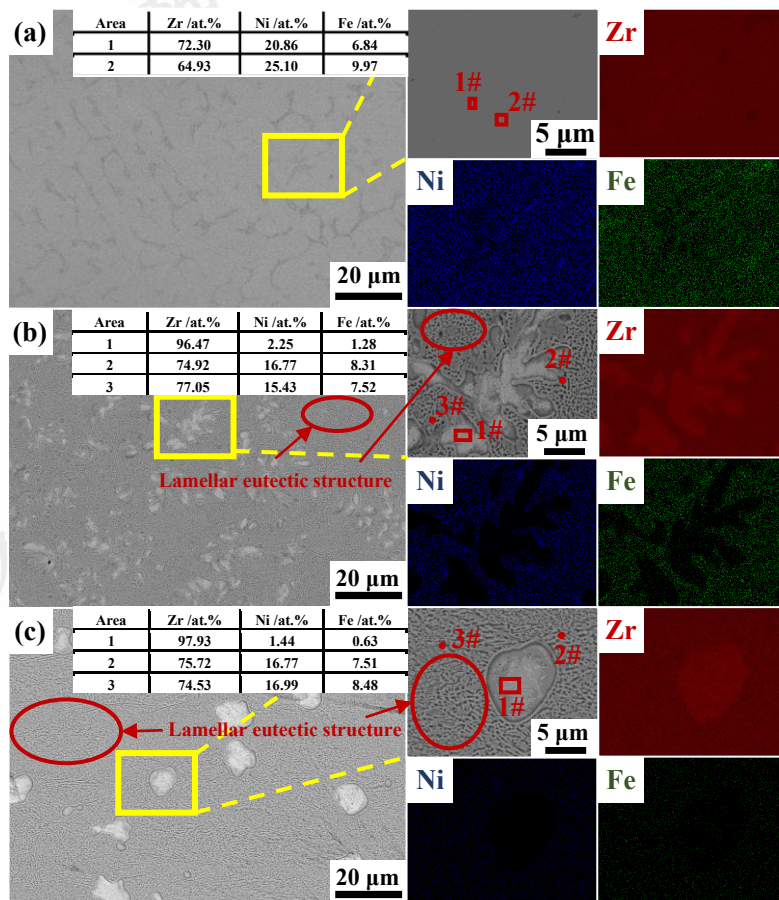


图 3 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金的 BSE 和 EDS 图: (a) $x=75$; (b) $x=83$; (c) $x=90$

Fig.3 The BSE and EDS images of $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ alloys: (a) $x=75$; (b) $x=83$; (c) $x=90$

为探究 83Zr 和 90Zr 合金中共晶组织结构,选取 90Zr 合金的特定位置进行了 TEM 分析。图 4(a)给出了 90Zr 合金的 HAADF 图像和元素分布图。合金中元素分析表明, Zr 在 I、II、III 区均有分布但 I、III 区分布较多, 而 Ni、Fe 主要在 II 区聚集。其中, I 区中 Zr 含量高达 98.15 at.%, Ni、Fe 含量极低, 结合 XRD 和图 4(b)的 SAED 衍射斑点分析, 判断该区域为 HCP 结构的 Zr 相。另外, 图 4(c)的 SAED 衍射斑点分析表明 II 区为 tI12 结构的 $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相, 与 XRD 结果一致, EDS 分析显示其 Zr、Ni、Fe 含量分别为 66.22 at.%, 21.95 at.%, 11.83 at.%. III 区的 EDS 显示 Zr 含量高达 98.26%, 认为是纯 Zr 相,

根据图 4(d)的 SAED 衍射斑点分析表明其晶体结构为 FCC 结构的 Zr 相, 但从热力学计算相图中并未发现 FCC 结构的 Zr 相, 这是由于合金铸锭在冷却时发生了应力诱导相变, 使 Zr 在凝固析出时从高温 BCC 结构转变为 FCC 结构^[34,35], 并且由于该相的尺寸较小, 因此在 XRD 上并没有测出 FCC-Zr 相。通过图 4(e)发现物相 II 与 III 在界面处不完全共格, SAED 衍射斑点显示界面处晶体结构为 FeZr_3 , 厚度约 20~25 nm, 这证实了合金中存在 FeZr_3 相, 这与 XRD 结果和 Pandat 预测一致。综上所述, 83Zr 和 90Zr 合金中共晶组织由 tI12 - $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})$ 相和 FCC-Zr 相组成, 并且在两相界面处存在析出的 FeZr_3 相。

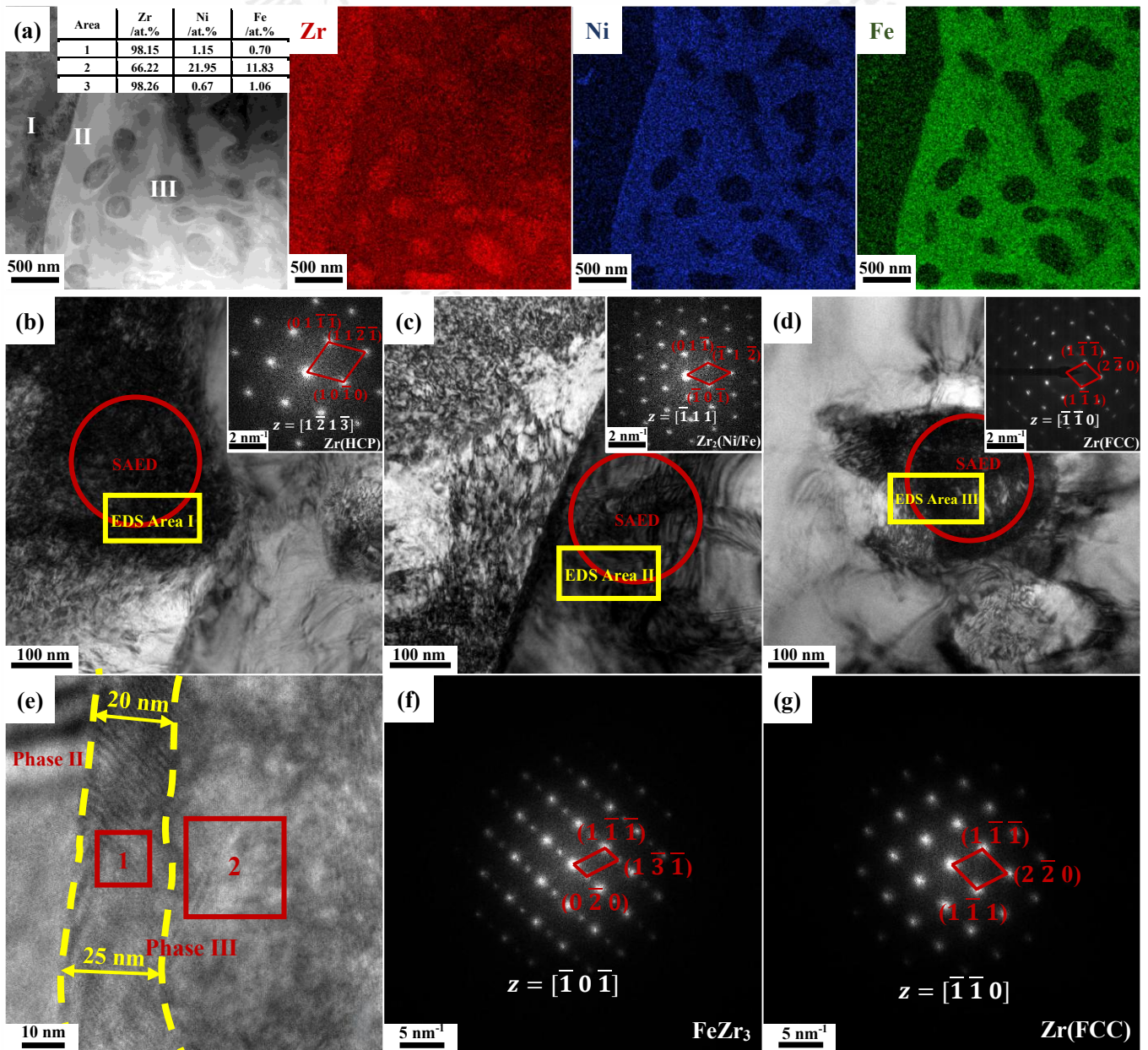


图 4 $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ 合金 TEM 图谱: (a) HAADF 图像和元素分布图; (b-d) 物相 I、II、III 标定; (e-g) 物相 II 与物相 III 界面的物相标定

Fig.4 The TEM images of $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ alloy: (a) The HAADF image and elemental distribution maps; (b-d) Phase I, II, III identification; (e-g)

Phase identification at the interface between Phase II and Phase III

图 5 为 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ ($x=75/83/90$ wt.%) 合金在氩气吹扫条件下测试得到的 DSC 曲线, 测试温度区间为室温~1400℃。实验发现, 75Zr、83Zr 和 90Zr 合金均在 Zr_2Fe 相的熔化峰 (974℃) 附近出现吸热峰, 因此三种合金实

测的液相生成温度 (T_L) 也与 Pandat 热力学软件的计算结果 (990℃) 基本相符, 证实此研究的 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ ($x=75/83/90$ wt.%) 共晶合金具有显著降低熔点的优势, 具有优异的加工成型性能。

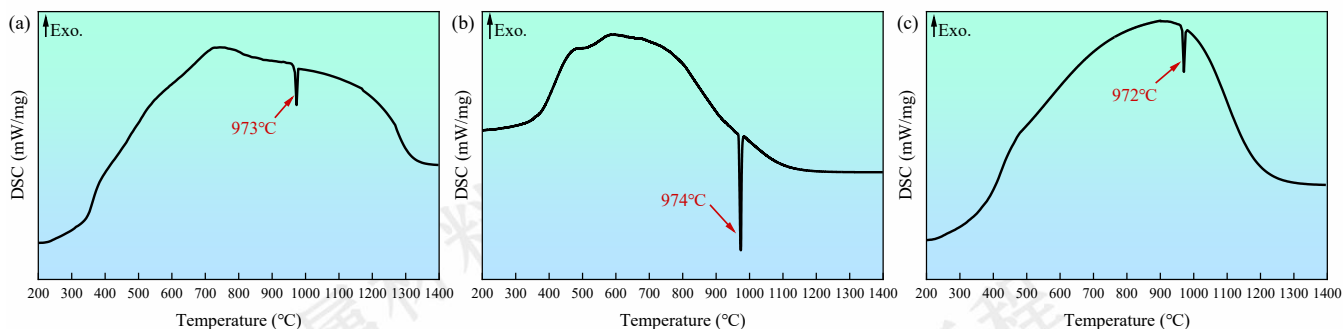


图 5 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金在氩气吹扫条件下的 DSC 曲线: (a) $x=75$; (b) $x=83$; (c) $x=90$

Fig.5 The DSC curve of the $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloy under argon gas purge conditions: (a) $x=75$; (b) $x=83$; (c) $x=90$

3.3 Zr-Ni-Fe 合金的力学性能

3.3.1 Zr-Ni-Fe 合金的准静态压缩性能

图 6(a)展示了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金室温下准静态压缩工程应力-应变曲线。75Zr 合金的应力-应变曲线表现为脆性断裂特征, 合金的抗压强度和断裂应变分别为 1844 ± 8 MPa、 $11.5 \pm 0.5\%$; 当 Zr 含量超过 83 wt.%时, 合金出现屈服现象, 兼具一定的强度和塑性, 与片层状共晶组织形成有关。83Zr 与 90Zr 合金的抗压强度和断裂应

变分别达到 1352 ± 12 MPa、 $14.2 \pm 0.4\%$ 和 1263 ± 10 MPa、 $17 \pm 0.3\%$ 。图 6(b)对比了本研究与典型 Zr 基非晶合金的准静态压缩力学性能^[11-16], 表明本研究设计的 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 共晶合金在保证一定强度的同时提高了塑性, 较典型 Zr 基非晶合金的塑性提高了 5~7 倍, 并且熔点较低, 制备工艺更为简便, 实现了合金力学性能与工艺性能的兼顾。

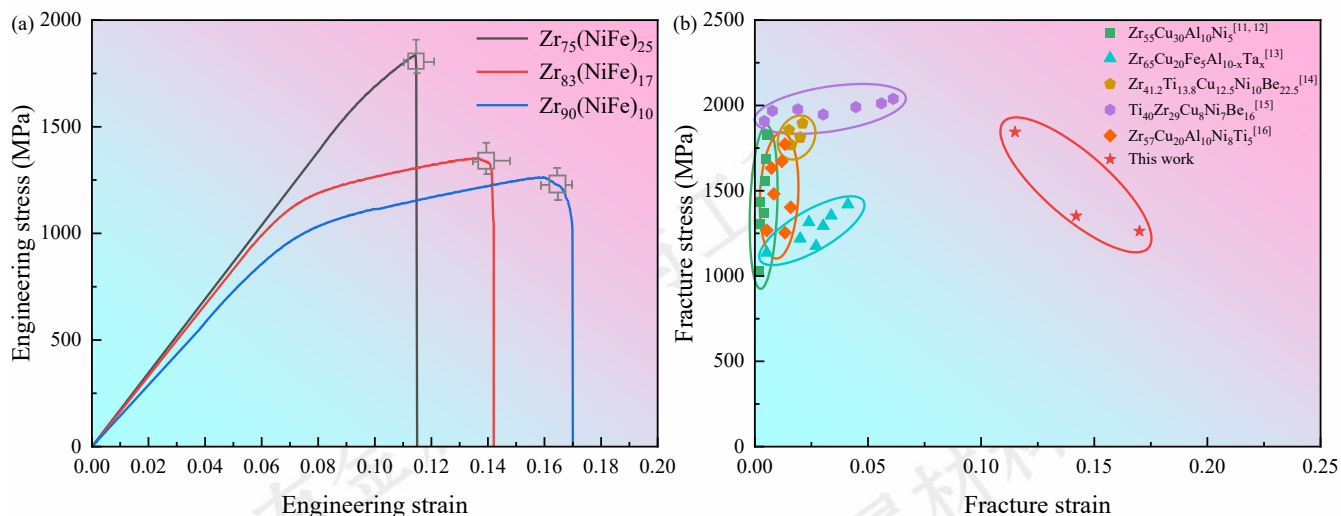


图 6 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的准静态压缩试验: (a) 工程应力-应变曲线; (b) 本研究与典型 Zr 基非晶合金准静态压缩力学性能对比^[11-16]

Fig.6 Quasi-static compression test for the $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloy: (a) Engineering stress-strain curve; (b) The mechanical properties of quasi-static compression of this work are compared with typical Zr-based amorphous alloys^[11-16]

3.3.2 Zr-Ni-Fe 合金的断裂失效分析

为研究性能差别的原因, 观察了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金压缩断口的宏观及微观形貌。图 7(a-b)展示了压缩试验后样品断口的宏观形貌, 总体呈脆性断裂, 但方式有差异。75Zr 合金试样表现为轴向劈裂, 裂纹迅速蔓延, 断口不规则, 碎片片层状, 崩裂伴火花, 为典型脆性断裂;

而 83Zr 和 90Zr 合金试样则为 45°剪切破坏, 断口平整, 碎片块状, 表现出一定的塑性断裂特征。图 7(c-e)展示了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金微观断口 SEM 照片。轴向劈裂断口呈现解理台阶、“河流状”和“鱼骨状”花样, 为脆性解理断裂。45°剪切破坏断口除河流花样外, 还有小韧窝、撕裂棱, 为准解理断裂。

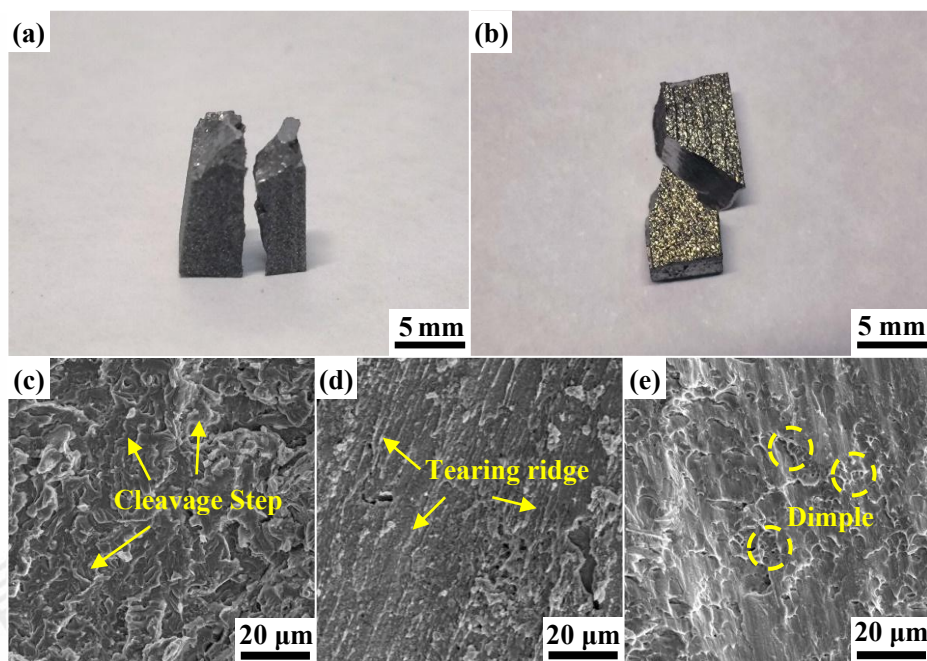


图 7 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金压缩断口的宏观形貌和 SEM 图: (a, c) $x=75$; (b, d) $x=83$; (e) $x=90$

Fig.7 The Macroscopic morphology and SEM of the $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloy after compression: (a, c) $x=75$; (b, d) $x=83$; (e) $x=90$

为研究具有“片层状共晶组织+HCP 单相组织”的 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的塑性变形过程,通过控制准静态压缩变形量的方式,对 83Zr 合金在变形过程中的组织结构变化规律进行了表征。加载过程如图 8(a)所示,首先将方形准静态压缩试样的其中一个侧面磨抛成镜面,由于 83Zr 合金的准静态压缩塑性变形段处于工程应变 7%~14% 的范围内,因此将三组试样分别加载至准静态压缩工程应变为 8%、10% 和 12% 处停止加载,采用 SEM 观察该磨抛面的组织结构变化,分别如图 8(b)、(c)、(d) 所示。从图中可以看出合金在达到屈服强度后会在 HCP-

Zr 中产生微裂纹,并且随着应变的增加,微裂纹会在 HCP-Zr 中延伸并增宽,如红色圆圈所示。另外从图 8(b) 可以看出,当裂纹延伸到的 HCP-Zr 和片层状共晶组织的界面处时,由于片层状共晶组织为金属间化合物,强度较高,因此裂纹会在界面处截停,此外共晶界面诱导的位错钉扎与剪切带分叉也同样抑制了裂纹的扩展,促使 Zr 超过 83 wt.% 时合金断裂模式向剪切主导转变^[36-39],同时单质 HCP-Zr 颗粒也起到第二相增强的作用,在一定程度上提高了合金的力学性能。

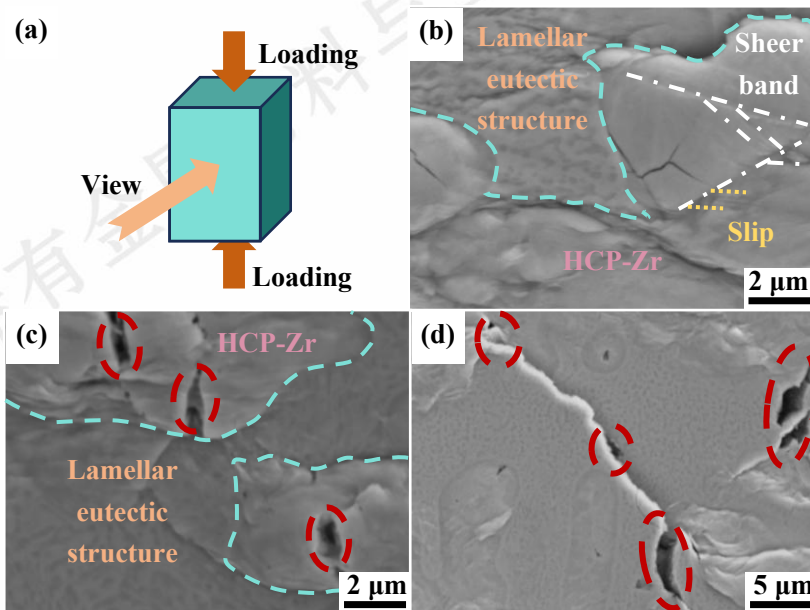


图 8 83Zr 合金不同准静态压缩工程应变的 SEM 照片: (a) 加载示意图; (b) 8%; (c) 11%; (d) 14%

Fig.8 SEM of different quasi-static compression engineering strains of 83Zr alloy: (a) Loading schematic; (b) 8%; (c) 11%; (d) 14%

3.3.3 Zr-Ni-Fe 合金的动态压缩性能

为适应含能结构材料承载和毁伤的双重需求,选用准静态压缩试验强度及塑性较高的 83Zr 与 90Zr 合金作为研究对象,研究 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的动态压缩性能。图 9 为 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ ($x=83/90$ wt.%) 合金在不同应变率下的动态压缩真实应力-应变曲线。从图中可以看出,83Zr 与 90Zr 合金在动态加载下均呈现应变率硬化效应。

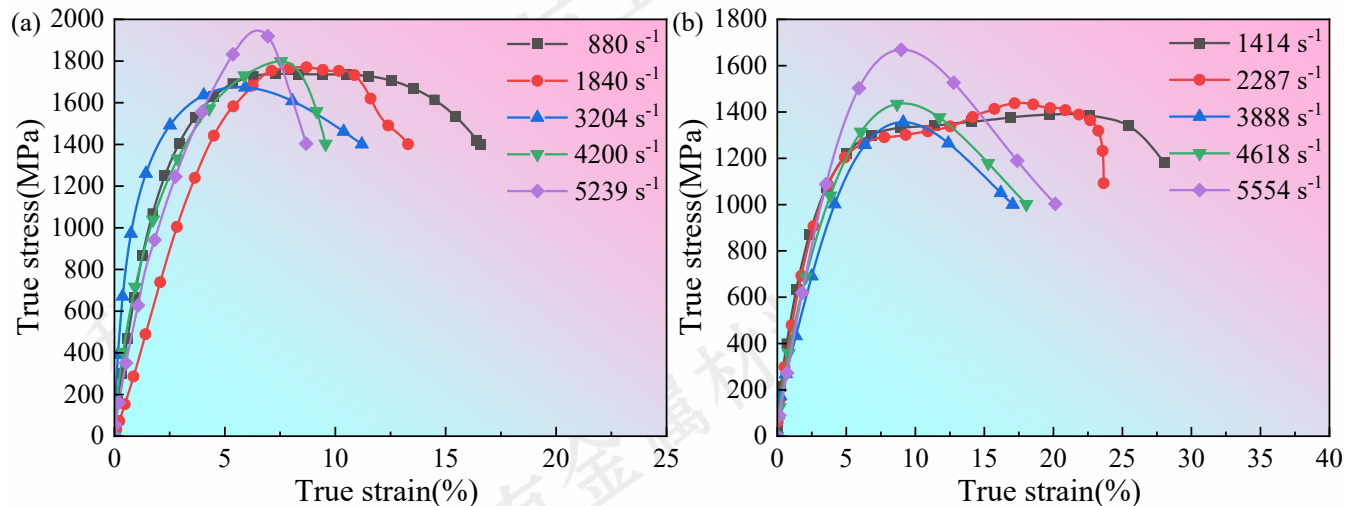


图 9 不同应变率下 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的动态压缩真实应力-应变曲线: (a) $x=83$; (b) $x=90$

Fig.9 Dynamic compressive real stress-strain curves of $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloy under different strain rates: (a) $x=83$; (b) $x=90$

4 结 论

本研究基于共晶合金设计策略,结合 Pandat 热力学计算构建 Zr-Ni-Fe 三元体系相图,设计并采用真空电弧熔炼法制备了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金 ($x=75/83/90$ wt.%),研究了合金多相组织演化与宏观力学性能的内在关联机制。结果表明,当 Zr 含量提升至 83 wt.% 及以上时,合金凝固组织由片层状共晶结构 (α -Zr₂(Ni/Fe)/FCC-Zr) 与 HCP-Zr 大颗粒相构成,其共晶结构中的两相界面处形成了宽度约 20~25 nm 的 FeZr₃ 过渡相;合金液相形成温度 (T_L) 显著降低至 974℃ 左右,较传统 Zr 合金 ($T_L > 1300$ ℃) 降低约 25%。力学性能分析表明,83Zr 与 90Zr 合金的准静态抗压强度分别达到 1352 ± 12 MPa 与 1263 ± 10 MPa,断裂应变分别为 $14.2 \pm 0.4\%$ 与 $17 \pm 0.3\%$,在维持高强度水平的同时,断裂应变较 Zr 基非晶合金有了大幅提升。断口形貌与微观变形机制分析证实,共晶界面通过位错钉扎效应与剪切带分叉调控,可有效抑制裂纹扩展路径,促使合金在 Zr 含量提升时断裂模式由低 Zr 含量合金的典型脆性解理断裂演变为以 45° 剪切断裂为主导的韧性失效模式。在动态压缩下,83Zr 与 90Zr 合金均呈现应变率硬化效应,当应变率超过临界值时,合金均发生脆性转变,这与合金中力链稳定性丧失及裂纹快速扩展密切相关。

随着应变率从 880 s⁻¹ 增加到 5239 s⁻¹, 83Zr 合金的抗压强度从 1739 MPa 增加到 1946 MPa。且对于 90Zr 合金,随着应变率从 1414 s⁻¹ 增加到 5554 s⁻¹, 合金的抗压强度从 1391 MPa 增加到 1669 MPa。值得注意的是,当 83Zr 与 90Zr 合金的应变率分别上升到 3204 s⁻¹ 和 3888 s⁻¹ 之后,合金出现明显的脆性转变,这种现象是由于合金中力链稳定性的丧失和裂纹的快速扩展而造成的^[40]。

参考文献 References

- [1] Hu Qiwen, Liu Rui, Zhou Qiang, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 849: 143332.
- [2] Zhong Lin, Zhou Xu, Huang Xinying, et al. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 271.
- [3] Liu Xiaojun(刘晓俊), Ren Huilan(任会兰), Ning Jianguo(宁建国). *Library Theory and Practice*(复合材料学报)[J], 2016, 33(10): 7.
- [4] Han Jilong, Chen Xi, Du Zhonghua. *Materials Research Express*[J], 2019, 6(11): 115209.
- [5] Zhang Yunfeng(张云峰), Luo Xingbai(罗兴柏), Liu Guoqing(刘国庆), et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2549.
- [6] Zhang Zhouan, Zhang Hong, Tang Yu, et al. *Materials and Design*[J], 2017, 133: 435.
- [7] Togo H, Zhang Yuyang, Kawamura Yoshihito, et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 449: 264.
- [8] Mattern Norbert, Kuhn Utha, Hermann Helmut, et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2004, 375: 351.
- [9] Qiao Junwei, Zhang Yong, Li Jiheng, et al. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*[J], 2010, 17(2): 214.
- [10] Ruan Fang, Yao Kefu. *Materials Reports*[J], 2005, 19(9): 8.

- [11] Parijat P. Jana, Abhilash Gunti, Jayanta Das. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 762: 138102.
- [12] Huang Caimin. *Research on prepartion, mechanical and thermal characteristics of metallic energetic structural materials*(金属型含能结构材料的组织调控与力、热特性研究)[D], Changsha: National University of Defense Technology, 2020.
- [13] Akihisa Inoue, Akira Takeuchi. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2004, 375: 16.
- [14] Kato Hidemi, Hirano Tomoya, Matsuo Atsushi, et al. *Scripta Materialia*[J]. 2000, 43(6): 503.
- [15] Jun Hyun-Joon, Lee Kwangseok, Chang Youngwon. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2007, 449: 526.
- [16] Sophie Nowak, Loïc Perrière, Lucas Dembinski, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(3): 1011.
- [17] Shi Hongqi, Xu Yang, Liang Guangxian, et al. *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2025, 650: 123370.
- [18] Kim Yuchan, Na Jonghyun, Park Jinman, et al. *Applied Physics Letters*[J]. 2003, 83: 3093.
- [19] Wu Huajian, Jiang Yong, Shang Jiacheng, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J]. 2024, 991: 174520.
- [20] Song Changhui, Zou Zhuang, Yan Zhongwei, et al. *Micromachines*[J]. 2023, 14(3): 556.
- [21] Hu Lijuan, Zhang Honglin, Wang Zixuan, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(6): 1654.
- [22] Tang Junhui, Yang Hongtao, Qian Bingnan, et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 184: 32.
- [23] Shi Peijian, Ren Weili, Zheng Tianxiang, et al. *Nature Communications*[J], 2019, 10(1): 489.
- [24] Tang Yu, Wang Ruixin, Li Shun et al. *Chinese Journal of Energetic Materials*[J], 2021, 29(10): 1008.
- [25] Lu Yiping, Dong Yong, Guo Sheng, et al. *Scientific Reports*[J], 2014, 4(1): 6200.
- [26] Jiang Hui(姜慧). *Study on composition design and mechanical properties of CoFeNi(Cr)-M eutectic high entropy alloys(CoFeNi(Cr)-M 共晶高熵合金成分设计与力学性能研究)*[D], Dalian: Dalian University of Technology, 2018.
- [27] Ma Shengguo, Zhang Yong. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 480.
- [28] Dong Yong, Lu Yiping, Kong Jiaorun, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 573(5): 96.
- [29] Wu Qingfeng, He Feng, Li Junjie, et al. *Nature communications*[J], 2022, 13(1): 4697.
- [30] Jiang Li, Lu Yiping, Wu Wei, et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(3): 245.
- [31] Anushree Dutta, Dyutiman Barman, Jayanta Das. *Journal of Alloys and Compounds*[J]. 2024, 882(15): 160684.
- [32] Ł. Rogal, J. Morgiel, Z. Świątek, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 590.
- [33] Tang DeWei, Zou Shuliang, Yan Liang, et al. *Powder Metallurgy*[J], 2018, 61(1): 28.
- [34] Saenko Ivan S, Kuprava A, Udovsky Alexander L, et al. *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*[J], 2019, 66.
- [35] Yuan Fusen, Li Geping, Han Fuzhou, et al. *Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(3): 2631.
- [36] Hu Menglei, Song Kaikai, Song Weidong. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 892: 162097.
- [37] Wu Bowen, Hu Liang, Mi Xiaolei, et al. *Materials Letters*[J], 2025, 385: 138178.
- [38] Kamyar Bahrami, Abbas Zarei-Hanzaki, Makan Mahmoudi, et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32: 2661.
- [39] Li Shiwei, Li Jinglong, Shi Junmiao, et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 96(1): 140.
- [40] Qi Yuxuan, Mao Liang, Li Peiying, et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(7): 1687.

Study on Synergistic Optimization of Microstructure and Mechanical Properties of Zr-based Eutectic Alloy

Chen Lihe, Wang Rui, Yao Xinwei, Hai Nuo, Gao Yinghong, Zhang Zhouan, Li Shun

(College of Aerospace Science and Engineering, National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: This investigation adopts a strategic approach focusing on low-melting point eutectic alloy design supplemented by thermodynamic calculations of phase diagrams to develop and characterize $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloy systems ($x=75/83/90$ wt.%). Results demonstrate that at Zr concentrations of 83 wt.% and above, the alloys develop a distinctive lamellar eutectic microstructure ($tI12-Zr_2(Ni/Fe)/FCC-Zr$) coexisting with HCP-Zr, featuring nanoscale $FeZr_3$ interphase precipitates at eutectic interfaces. Notably, the liquidus formation temperature exhibits a substantial reduction to approximately 974°C, successfully achieving the desired low-melting point characteristics. The $Zr_{83}(NiFe)_{17}$ and $Zr_{90}(NiFe)_{10}$ alloys exhibit compressive strengths of 1352 ± 12 MPa and 1253 ± 10 MPa with corresponding fracture strains of $14.2 \pm 0.4\%$ and $17 \pm 0.3\%$, respectively. These values represent a significant enhancement in fracture strain compared to conventional Zr-based amorphous alloys while maintaining

comparable strength properties. Fractographic analysis reveals that dislocation pinning mechanisms and shear band bifurcation phenomena induced by eutectic interfaces effectively impede crack propagation, facilitating a transition in fracture mode from brittle cleavage to 45° shear-dominated failure with increasing Zr content. Under dynamic compression, both 83Zr and 90Zr alloys exhibit a strain rate hardening effect, and when the strain rate exceeds a critical value, the alloys undergo a ductile-to-brittle transition. This research establishes a fundamental framework for the design of low-melting point Zr-based eutectic multiphase alloys.

Key words: Zr-based alloys; Eutectic alloys; Liquidus formation temperature; Microstructure; Mechanical properties

Corresponding author: Li Shun, Ph. D., Professor, College of Aerospace Science and Engineering, National University of Defense Technology, Changsha 410073, P. R. China, E-mail: linudt@163.com