

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: 基于共晶合金设计策略结合Pandat热力学计算, 设计并制备了 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ ($x=75, 83, 90, \text{wt}\%$) 合金, 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83wt%及以上时, 合金呈现片层状共晶组织 ($t12-Zr_2(Ni/Fe)/\text{fcc-Zr}$) 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; $Zr_{83}(NiFe)_{17}$ 与 $Zr_{90}(NiFe)_{10}$ 合金的抗压强度和断裂应变分别为 1352 ± 12 MPa、 $14.2\%\pm 0.4\%$ 和 1263 ± 10 MPa、 $17.0\%\pm 0.3\%$, 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, $Zr_{83}(NiFe)_{17}$ 与 $Zr_{90}(NiFe)_{10}$ 合金均呈现应变率硬化效应, 并且当应变率超过临界值时, 合金均发生韧脆性转变。

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

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)09-2362-08

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质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,而脆性较大,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Lu等^[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

收稿日期:2025-09-22

基金项目:国家自然科学基金(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

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。

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30wt%),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三元合金的报道,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,本工作在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

利用Pandat热力学计算软件绘制Zr-(Ni/Fe)伪二元相图,然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。熔炼时电流在150~200 A,熔炼完成后在水冷铜坩埚中吸铸成型。

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Φ5 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70wt%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,本工作在设计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质量比为7:3时的富Zr端的Zr-(Ni/Fe)伪二元相图,图1中的 M_2X_{t112} 、 MX_{oS8} 、Laves_C15为Pandat计算软件直接输出的数据,分别代表的是t112结构的 $Zr_2(\text{Ni/Fe})$ 相、oS8结构的Zr(Ni/Fe)相、C15结构的 $Zr(\text{Ni/Fe})_2$ 相。从图中可以看出,在Zr含量为83wt%时,Zr与Ni、Fe间存在一个低共晶反应点(990 °C)。合金凝固后由 FeZr_3 相、hcp结构的Zr相和t112结构的 $Zr_2(\text{Ni/Fe})$ 相组成。

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3种Zr-Ni-Fe合金($Zr_x(\text{NiFe})_{100-x}$, $x=75, 83, 90$, wt%,文中分别简称为75Zr、83Zr、90Zr合金)。图2的XRD衍射结果表明,Zr含量显著影响 $Zr_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金的物相组成。75Zr合金由t112- $Zr_2(\text{Ni/Fe})$ 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t112结构的 $Zr_2(\text{Ni/Fe})$ 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的表征手段进行确认。

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 $Zr_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金微观组织,如图3所示。从图3a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3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t112结构的 $Zr_2(\text{Ni/Fe})$ 相构成。进一步提高Zr含量时,合金中出现了大面积的

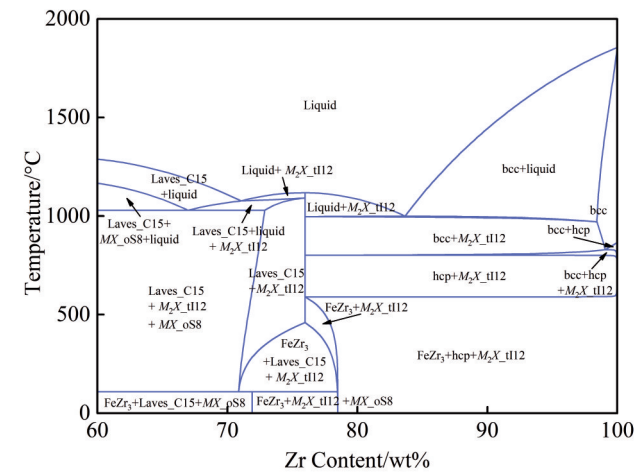
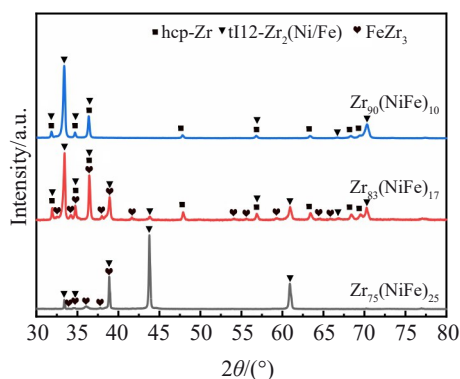


图1 Pandat相图软件绘制的Zr-(Ni/Fe)伪二元相图
Fig.1 Pseudo-binary phase diagram of Zr-(Ni/Fe) drawn by Pandat phase diagram software

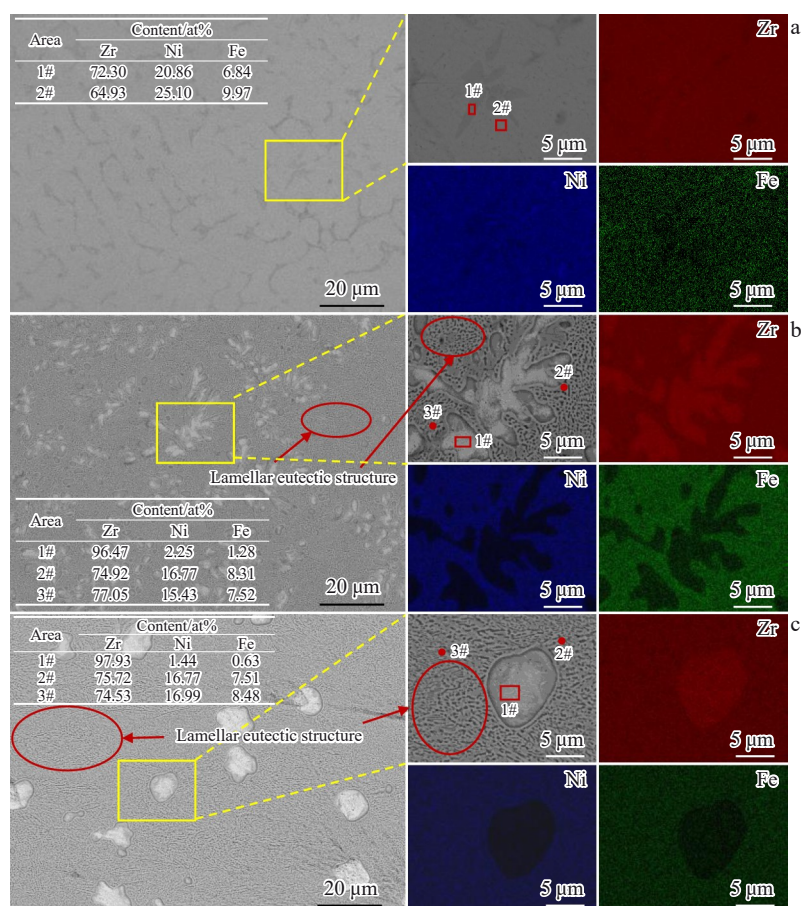
图2 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的XRD图谱Fig.2 XRD patterns of $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloys

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3b、3c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 $Zr_2(Ni/Fe)$ 相和另一种相组成,但还需要进一步表征来确认。

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4a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98.15at%,Ni、Fe含量极低,结合XRD和图4b的SAED斑点分析,判断该区域为hcp结构的Zr相。另外,图4c的SAED斑点分析表明II区为tI12结构的 $Zr_2(Ni/Fe)$ 相,与XRD结果一致,EDS分析显示其Zr、Ni、Fe含量分别为66.22at%、21.95at%、11.83at%。III区的EDS显示Zr含量高达98.26%,认为是纯Zr相,根据图4d的SAED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4e发现物相II与III在界面处不完全共格,SAED斑点显示界面处晶体结构为 $FeZr_3$,厚度为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- $Zr_2(Ni/Fe)$ 相和fcc-Zr相组成,并且在两相界面处存在析出的 $FeZr_3$ 相。

图5为 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金在氩气吹扫条件下测试得

图3 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的BSE图片和EDS面分布图Fig.3 BSE images and EDS mappings of $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ alloys: (a) $x=75$; (b) $x=83$; (c) $x=90$

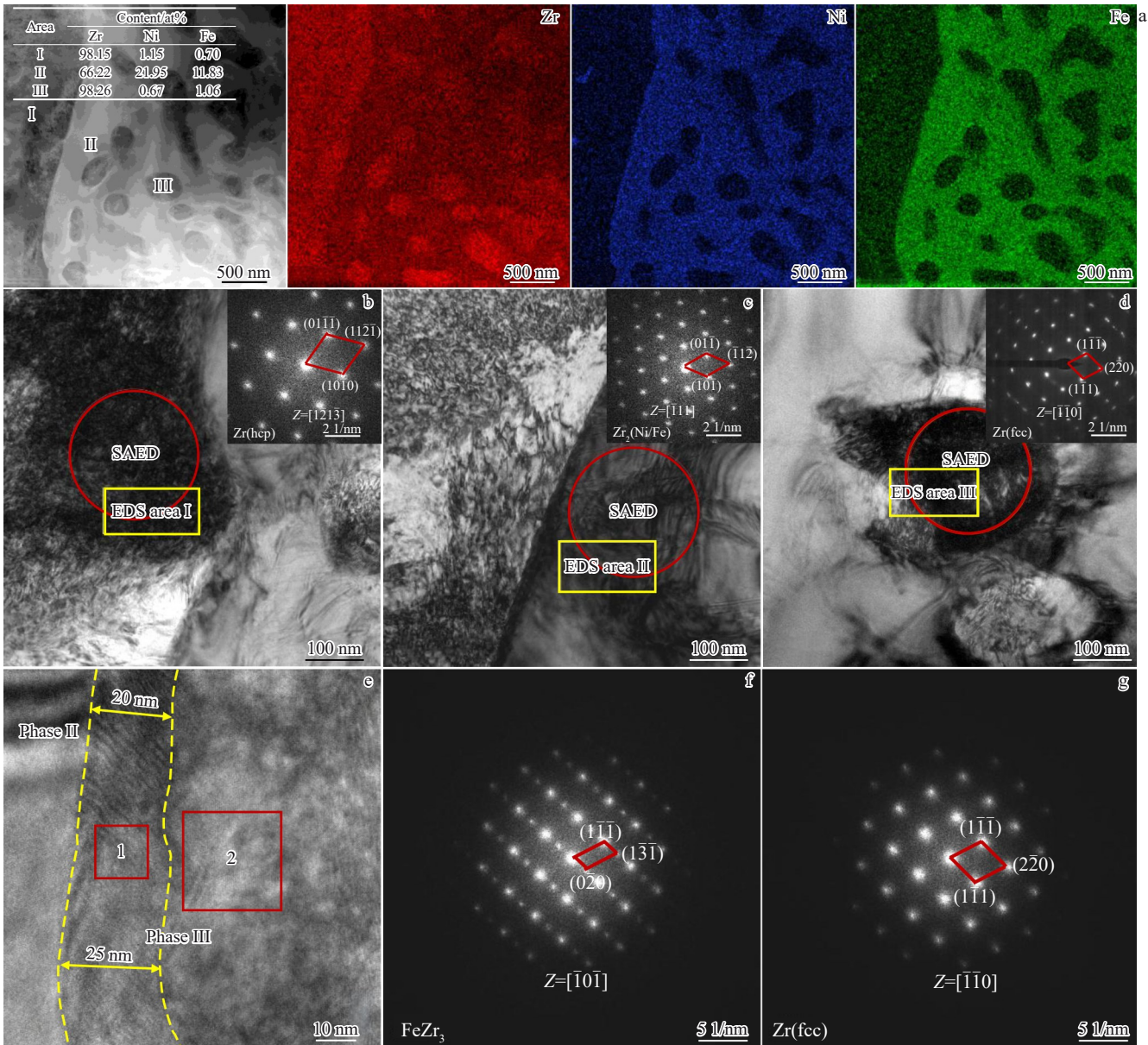


图4 $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ 合金 TEM 分析:HAADF 图像和元素分布图及物相 I、II、III 标定和物相 II 与物相 III 界面的物相标定
Fig.4 TEM analyses of $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ alloy: (a) HAADF image and elemental distribution maps; (b–d) phase I, II, III identification; (e–g) phase identification at the interface between phase II and phase III

到的 DSC 曲线,测试温度区间为室温至 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,较传统 Zr 合金($T_L>1300\text{ }^\circ\text{C}$)降低约 25%,因此 3 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 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 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。

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 6a 展示了 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 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 $1844\pm$

8 MPa、 $11.5\%\pm0.5\%$;当 Zr 含量超过 83wt%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 $1352\pm12\text{ MPa}$ 、 $14.2\%\pm0.4\%$ 和 $1263\pm10\text{ MPa}$ 、 $17.0\%\pm0.3\%$ 。图 6b 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 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 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。

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 $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ 合金压缩断口的宏观及微观形貌。图 7a、7b 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,碎片呈片层状,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,碎片呈块状,表现出一定的塑性断裂特征。图7c~7e展示了Zr_x(NiFe)_{100-x}合金微观断口SEM照片。轴向劈裂断口呈

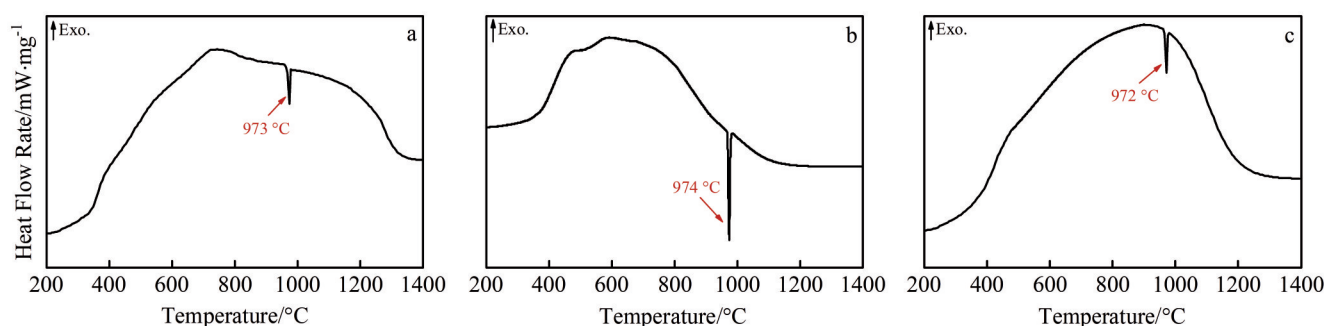


图5 Zr_x(NiFe)_{100-x}合金在氩气吹扫条件下的DSC曲线

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

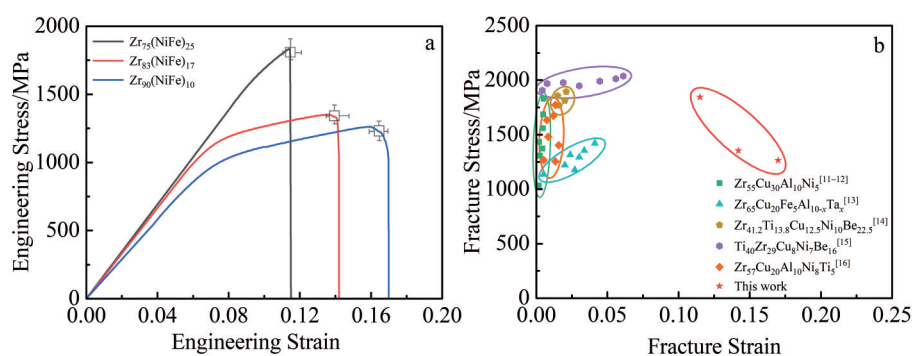


图6 Zr_x(NiFe)_{100-x}合金的准静态压缩工程应力-应变曲线及本研究与典型Zr基非晶合金准静态压缩力学性能对比

Fig.6 Quasi-static compression engineering stress-engineering strain curves of Zr_x(NiFe)_{100-x} alloys (a); comparison of quasi-static compression mechanical properties of this work and typical Zr-based amorphous alloys (b)^[11-16]

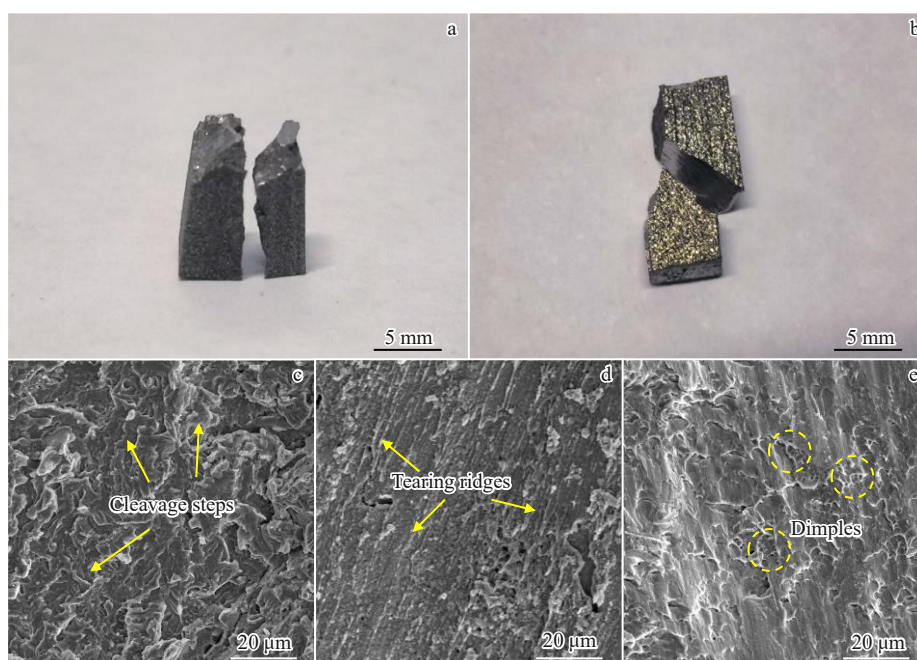


图7 Zr_x(NiFe)_{100-x}合金压缩断口的宏观形貌和SEM照片

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

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。

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8a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3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8b、8c、8d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8b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83wt%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。

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 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ ($x=83, 90, \text{wt}\%$)合金在不同应变率下的动态压缩真应力-真应变曲线。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。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

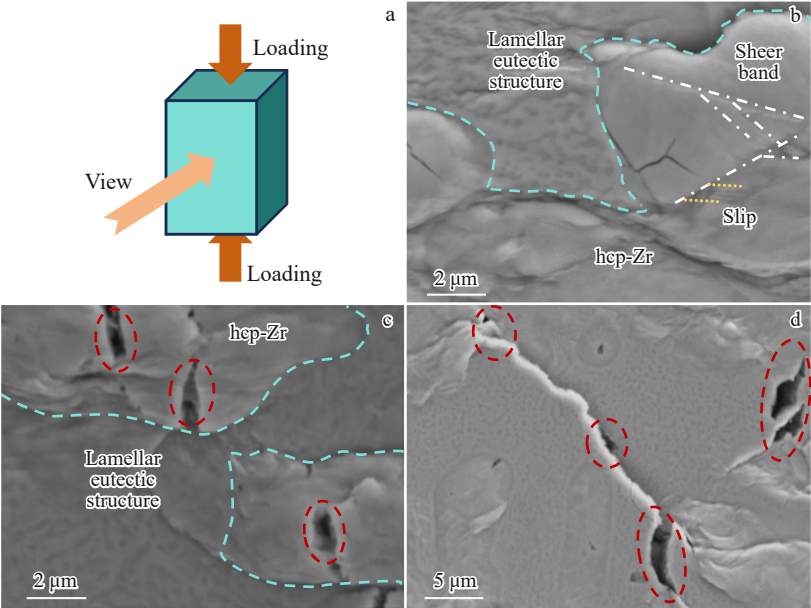


图8 83Zr合金不同准静态压缩工程应变的加载示意图和SEM照片

Fig.8 Loading schematic (a) and SEM images of 83Zr alloy with different quasi-static compression engineering strains (b–d): (b) 8%; (c) 10%; (d) 12%

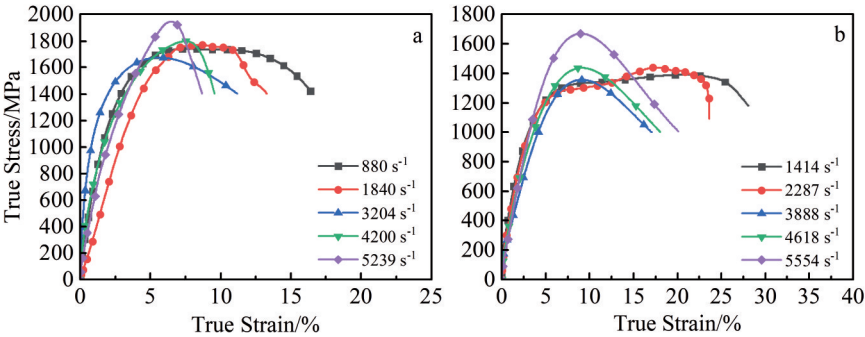


图9 不同应变率下 $Zr_x(NiFe)_{100-x}$ 合金的动态压缩真应力-真应变曲线

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

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 和 3888 s⁻¹ 之后,合金出现明显的韧脆性转变,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]。

4 结 论

1) 当 Zr 含量提升至 83wt% 及以上时,合金凝固组织由片层状共晶结构(tl12-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。

2) 合金液相形成温度(T_L)显著降低至 974 °C 左右,较传统 Zr 合金($T_L > 1300$ °C)降低约 25%。

3) 83Zr 与 90Zr 合金的准静态抗压强度分别达到 1352±12 与 1263±10 MPa,断裂应变分别为 14.2%±0.4% 与 17.0%±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。

4) 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。

5) 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,合金均发生韧脆性转变,这与合金中力链稳定性丧失及裂纹快速扩展密切相关。

参考文献 References

- [1] Hu Q W, Liu R, Zhou Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 849: 143332
- [2] Zhong L, Zhou X, Huang X Y *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 271: 124874
- [3] Liu Xiaojun(刘晓俊), Ren Huilan(任会兰), Ning Jianguo(宁建国). *Acta Materialiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2016, 33(10): 7
- [4] Han J L, Chen X, Du Z H. *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 Z R, Zhang H, Tang Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 133: 435
- [7] Togo H, Zhang Y, Kawamura Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449–451: 264
- [8] Mattern N, Kühn U, Hermann H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 375: 351
- [9] Qiao J W, Zhang Y, Li J H *et al.* *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2010, 17(2): 214
- [10] Ruan F, Yao K F. *Materials Reports*[J], 2005, 19(9): 8
- [11] Jana P P, Gunti A, Das J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 762: 138102
- [12] Huang Caimin(黄彩敏). *Research on Preparation, 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] Inoue A, Takeuchi A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 375–377: 16
- [14] Kato H, Hirano T, Matsuo A *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2000, 43(6): 503
- [15] Jun H J, Lee K S, Chang Y W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 449: 526
- [16] Nowak S, Perrière L, Dembinski L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(3): 1011
- [17] Shi H Q, Xu Y, Liang G X *et al.* *Journal of Non-Crystalline Solids*[J], 2025, 650: 123370
- [18] Kim Y C, Na J H, Park J M *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2003, 83: 3093
- [19] Wu H J, Jiang Y, Shang J C *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 991: 174520
- [20] Song C H, Zou Z, Yan Z W *et al.* *Micromachines*[J], 2023, 14(3): 556
- [21] Hu Lijuan(胡丽娟), Zhang Honglin(张鸿林), Wang Zixuan(王子璇) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(6): 1654
- [22] Tang J H, Yang H T, Qian B N *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 184: 32
- [23] Shi P J, Ren W L, Zheng T X *et al.* *Nature Communications*[J], 2019, 10: 489
- [24] Tang Yu(唐宇), Wang Ruixin(王睿鑫), Li Shun(李顺) *et al.* *Chinese Journal of Energetic Materials*(含能材料)[J], 2021, 29(10): 1008
- [25] Lu Y P, Dong Y, Guo S *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 S G, Zhang Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 480
- [28] Dong Y, Lu Y P, Kong J R *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 573(5): 96
- [29] Wu Q F, He F, Li J J *et al.* *Nature Communications*[J], 2022, 13: 4697
- [30] Jiang L, Lu Y P, Wu W *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2016, 32(3): 245
- [31] Dutta A, Barman D, Das J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 882(15): 160684
- [32] Rogal Ł, Morgiel J, Świątek Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 590
- [33] Tang D W, Zou S L, Yan L *et al.* *Powder Metallurgy*[J], 2018,

- 61(1): 28
[34] Saenko I, Kuprava A, Udovsky A *et al. Calphad*[J], 2019, 66: 101625
[35] Yuan F S, Li G P, Han F Z *et al. Journal of Materials Science*[J], 2021, 56(3): 2631
[36] Hu M L, Song K K, Song W D. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 892: 162097
[37] Wu B W, Hu L, Mi X L *et al. Materials Letters*[J], 2025, 385: 138178
[38] Bahrami K, Zarei-Hanzaki A, Mahmoudi M *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 32: 2661
[39] Li S W, Li J L, Shi J M *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 96(1): 140
[40] Qi Y X, Mao L, Li P Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(7): 1687

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: Based on eutectic alloy design strategies combined with Pandat thermodynamic calculations, $\text{Zr}_x(\text{NiFe})_{100-x}$ ($x=75, 83, 90$, wt%) alloy systems were designed and prepared. Furthermore, the intrinsic correlation mechanism between the microstructure and mechanical properties of the alloys was investigated. Results show that at Zr concentrations of 83wt% and above, the alloys exhibit a distinctive lamellar eutectic microstructure (t112- $\text{Zr}_2(\text{Ni/Fe})/\text{fcc-Zr}$) 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. The $\text{Zr}_{83}(\text{NiFe})_{17}$ and $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ alloys exhibit compressive strengths of 1352 ± 12 and 1263 ± 10 MPa with corresponding fracture strains of $14.2\%\pm0.4\%$ and $17.0\%\pm0.3\%$, 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 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 $\text{Zr}_{83}(\text{NiFe})_{17}$ and $\text{Zr}_{90}(\text{NiFe})_{10}$ alloys exhibit a strain rate hardening effect, and when the strain rate exceeds a critical value, the alloys undergo a ductile-to-brittle transition.

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