602 **11 6 FOUNDRY** 试验研究

Si 含量对 CoCr_{0.4}NiSi_x 中熵合金室温 力学性能的影响研究

张 $\overline{\mathbf{m}}^{1, 2}$,赵 $\overline{\mathbf{m}}^{1}$,张伟强¹,陈立佳²,李 锋²

(1. 沈阳理工大学材料科学与工程学院,辽宁沈阳 110159;2. 沈阳工业大学材料科学与工程学院,辽宁沈阳 110870)

摘要:为开发适于在防护耐冲等极端环境服役的结构材料,本研究通过开展不同Si含量的CoCr_{0.4}NiSi_x(*x*=0,0.1,0.2,0.3,0.4,0.5,原子比)中熵合金的室温准静态拉伸及压缩力学试验,研究Si含量变化对室温准静态力学性能的影响规律。研究表明,随Si含量的增加,合金屈服强度及抗拉强度均显著增加,Si_{0.3}合金综合力学性能最佳。各Si含量合金室温准静态拉伸样品的XRD、SEM和EBSD结构与组织表征表明,室温准静态拉伸变形后,仍以FCC为基体相,Si_{0.2}开始出现HCP及四方结构相,随Si含量的增加,第二相含量增多,平均晶粒尺寸减小,合金呈现由韧转脆的断裂特征。Si的添加增强了位错与第二相的交互作用,显著增加了该体系合金的屈服强度和抗拉强度。

关键词: CoCrNi基合金; 准静态拉伸; 压缩性能; 力学性能; 微观组织

防护耐冲等极端环境服役的材料应具有高强度和良好塑性及高结构稳定性,对 新材料的设计、制备、性能和成形都有着严苛的要求,传统合金性能开发已接近极 限,打破强度和塑性的互斥关系,开发兼具高强度和塑性的面心立方(FCC)为主 要相结构的高/中熵合金体系,使即便不经复杂的成形加工及热处理的铸态合金就有 良好的综合力学性能,为力学性能的进一步提升预留广阔空间。近些年,高熵合金 的设计理念兴起并迅速发展,高熵合金的研究发展经历了等原子比单相固溶体合金 和非等原子比高熵合金及双相高熵合金三个阶段^[1],在不同的阶段,研究者所偏向的 重点不同。作为最早被合成的高熵合金,具有单相FCC结构的CrMnFeCoNi高熵合金 (也称作Cantor合金)^[2]一直因其优异的塑性变形能力被学界广泛研究,但其强度差 强人意。因FeCoCrNiMn系统堆垛层错能低,学者们通过低温轧制等变形方式,添加 合金化元素获得共格或非共格第二相或添加间隙原子等方式获得较好的综合力学性 能,取得了一定的研究成果^[3-5]。Gludovatz于2014年和2016年分别对FeCoCrNiMn高 熵合金与CoCrNi中熵合金不同温度下的准静态力学性能进行了研究^[3, 6],发现三主元 的CoCrNi中熵合金在室温和低温下的力学性能均优于FeCoCrNiMn高熵合金,三主 元的CoCrNi合金室温极限抗拉强度(UTS)将近1 GPa,室温断后伸长率约为70%, 延展性优于高锰孪晶诱导塑性(TWIP)钢,强度和韧性可与最好的低温钢相媲美, CrCoNi合金的屈服强度和断后伸长率(EF)等超过了当时报道的所有中/高熵合金 而被学界广泛关注,CrCoNi中熵合金不同温度下变形方式以纳米孪晶变形为主导^[3], 纳米孪晶为合金提供了稳定的加工硬化率,打破了强度与韧性的互斥关系,推迟了 颈缩。

CoCrNi基高/中熵合金已被试验证实具有较好的室温、低温强度和塑性,学界 已开展了块体、薄膜、涂层和粉末冶金等合金制备方式,添加AlTi^[7]、V^[8]、Mo^[9]和 Nb^[10]等金属元素,B^[11]和Si^[12]等非金属元素及稀土元素等的CoCrNi基合金的力学性能 研究,获得了不同的强化机制,但通常难以兼得多种优势力学性能,打破强度和塑 性难以兼得的互斥关系及获得优异综合力学性能目前仍被广泛探索。CoCrNi基合金

作者简介: 张 丽(1983-), 女, 副 研究员,博士生,从事高 /中熵合金变形行为及强 韧化机理研究。E-mail: zhangli@sylu.edu.cn

中图分类号:TG135 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2025) 05-0602-08

基金项目:

辽宁省揭榜挂帅项目(No. 2022JH1/10400029); 辽 宁省教育厅基本科研项目 (No.LJKMZ20220592); 辽宁省属本科高校基本科 研业务费专项项目(No. LJ212410144065)。 收稿日期: 2024-12-09收到初稿, 2025-01-27收到修订稿。 有较低的SFE,改变合金化元素能够影响位错滑移的能 垒^[13],进而影响位错滑移方式及与第二相的交互作用 过程,SFE的降低能够引发多种强化机制。研究认为, Si能降低合金的SFE^[14],通过向CoCrNi基中熵合金中加 入了Si组元,降低了SFE,增加了晶格畸变程度,从而 提高其在室温甚至低温下的力学性能^[12]。

FCC结构的亚稳态高/中熵合金虽然具有良好的延 展性,但其相对较低的强度阻碍了其工程应用。学界 通过添加或调控固溶元素来提高传统合金[15-17]及高/中 熵合金^[18-20]的力学性能。添加Si的Cu-20Fe-xSi^[16]、Al-Mg-Si-Zn^[18]及(Fe₅₀Mn₃₀Co₁₀Cr₁₀)_{100-x}Si^[21]显著提高了 合金的极限抗拉强度,适量Si的添加促进了Cu-10Fe合 金在凝固和时效过程析出不同尺寸的FeSi相而形成双尺 度的FeSi相^[17],进一步细化了晶粒。此外,Si的添加使 密排六方(HCP)相的体积分数从1.5%增加到39.3%, 发生固溶强化、晶粒细化、相变诱导塑性(TRIP) 和TWIP的协同作用^[19]。Si的添加增加了FCC结构高熵 合金的局部晶格畸变,形成的短程有序(LCO)结构 导致SFE出现高度波动,诱导的超细孪晶是提高其强 度和延展性的主要因素,掺杂Si的FCC结构高熵合金 具有提高强度和塑性的巨大潜力^[22]。在单相体心立方 (BCC)结构的AlMonsNbTiV轻质难熔高熵合金中引入 Si,使合金组织逐渐转变为双相结构,添加适量的Si细 化了晶粒,提高了合金的压缩塑性^[20]。

上述研究表明,无论在传统合金中,还是在不同晶体结构的高/中熵合金中,Si的添加显著提高了合金的综合力学性能。因此,本研究针对Si添加的铸态CoCrNi基中熵合金开展了室温准静态拉伸及压缩试验,研究Si含量变化对合金的准静态力学性能和微观组织等的影响。

1 试样制备与方法

1.1 试样制备

本研究所使用的中熵合金名义成分为CoCroaNiSi。 (x=0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 原子比), 使用北 京研邦新材料科技有限公司提供的Co、Cr、Ni和Si 高纯单质原料(纯度≥99.95 wt.%),按表1配置不 同化学成分的约100 g/份的铸锭用料,使用带磁搅拌 及浇注系统的DHL-500真空电弧炉进行熔炼,抽真 空至3.5×10⁻³ Pa后反充高纯氩气(99.99 wt.%) 至-0.06 MPa, 熔炼4次以确保化学成分均匀, 中间2 次翻面熔炼时开启磁搅拌。CoCroaNiSi,合金成分配比 见表1。后文中各组分合金依次记为 Si_0 , $Si_{0,1}$, $Si_{0,2}$, Si₀₃, Si₀₄, Si₀₅的中熵合金通过线切割、研磨和抛光制 备成狗骨状的板状准静态拉伸试样,试样示意图见图1 (a),表面粗糙度为 ± 1.6 μ m,拉伸试样标距段尺寸 为15 mm × 2.0 mm × 1.5 mm。再将每个组分翻面熔炼4 次后的合金锭浇注成棒状,经线切割、研磨和抛光制 备尺寸为 $\phi_4 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的准静态压缩圆柱试样,试样 示意图见图1(b)。

表1 熔炼CoCr_{0.4}NiSi_x合金铸锭配料表 Tab. 1 Composition of smelted CoCr_{0.4}NiSi_x alloys ingots

合金成分式/原子比	100g铸锭中各组元含量/g				
	Co	Cr	Ni	Si	
CoCr _{0.4} Ni	41.67	16.67	41.67	0	
CoCr _{0.4} NiSi _{0.1}	40.00	16.00	40.00	4.00	
CoCr _{0.4} NiSi _{0.2}	38.46	15.38	38.46	7.69	
CoCr _{0.4} NiSi _{0.3}	37.04	14.81	37.04	11.11	
CoCr _{0.4} NiSi _{0.4}	35.71	14.29	35.71	14.29	
CoCr _{0.4} NiSi _{0.5}	34.48	13.79	34.48	17.24	



(a) 准静态拉伸试样



(b) 准静态压缩试样



1.2 试验方法

采用INSTRON 5982万能试验机进行室温准静态拉伸及压缩试验。依据GB/T 228.1—2010《金属材料拉伸试验 第1部分:室温试验方法》方法A进行室温拉伸

试验,每个测试条件测试3次,屈服前横梁位移速率为 0.25 mm/min,屈服后横梁位移速率为1.75 mm/min。准 静态压缩试验依据GB/T 7314—2017《金属材料 室温压 缩试验方法》,每个测试条件测试3次,横梁位移速率 为0.24 mm/min。总结室温准静态拉伸及压缩数据后, 对准静态拉伸样品进行结构表征及组织观察。对于 拉伸后的样品,X射线衍射(XRD)及电子背散射衍 射(EBSD)测试面选择在平行段距离断口2 mm的位 置。

在室温拉伸试验前后,使用日本Rigaku SmartLab SE型X射线衍射仪对样品进行测试。采用铜靶Kα辐射 源,扫描速率为5°/min,2θ角范围为10°~90°。采用振 动抛光技术制备EBSD样品,使用Thermo Fisher Apreo 2C场发射扫描电镜对不同Si含量拉伸样品进行形貌观 察和微观组织表征分析,使用Azteccrystal从EBSD数据 中提取反极图、晶界、重合位置点阵和晶粒尺寸进行 对比分析,EBSD步长为0.5 μm。

2 试验结果及分析

2.1 Si 含量对力学性能的影响

图2(a)和2(b)分别为CoCr_{0.4}NiSi_x(*x*=0,0.1,0.2,0.3,0.4,0.5)中熵合金的室温(26℃)准静态 拉伸工程应力-应变曲线和准静态压缩工程应力-应变

曲线。图2(a)表明,Si含量从0增加至0.5时,随Si 含量的增加,合金的强度显著增加,塑性显著降低, Si₀₄和Si₀₅合金在工程应力-应变曲线屈服后很快发生 断裂;图2(b)表明,从Si含量为0.3开始,准静态压 缩试样的工程应力-应变曲线才出现明显的屈服平台, Si_{0.3}、Si_{0.4}、Si_{0.5}合金的抗压强度分别为3 348 MPa、 2 915 MPa、2 483 MPa,随Si含量的增加而降低。 CoCroaNiSi,合金的室温拉伸屈服强度及抗拉强度分别 见图3(a)和3(b),由图可见,随Si含量的增加,铸 态CoCroaNiSia合金屈服强度及抗拉强度均呈显著增加 的趋势,铸态CCoCroaNiSi,合金室温屈服强度从170.5 MPa 增加至855.5 MPa, 室温抗拉强度从455.0 MPa增加至 947.5 MPa。图4为CoCroaNiSi。合金室温准静态压缩屈 服强度(以合金发生0.2%塑性变形时的应力值计算, 即 $R_{p0,2}$),图4表明CoCr_{0.4}NiSi_x合金的压缩屈服强度随 Si含量的增加而显著增加,室温准静态压缩屈服强度 表现出与室温准静态拉伸屈服强度一致的趋势,除Si_{0.5} 合金准静态压缩屈服强度与拉伸屈服强度持平外,其 他组分的同种合金的压缩屈服强度略大于拉伸屈服强



Fig. 3 The strength of the CoCr_{0.4}NiSi_x MEAs at room temperature



4 The compressive yield strength of the CoCr_{0.4}NiSi_x ME₄ room temperature

度;随Si含量增加,在没有侧向约束的情况下,压缩工程应变比拉伸工程应变的大小及差异更加明显,这主要归因于压缩条件下金属和合金通常能够承受更大的载荷,并且可能表现出更大的应变。CoCr_{0.4}NiSi_x合金各测试组分的室温拉伸屈服强度、抗拉强度、断后伸长率、拉伸强度裕量($\sigma_{uts}-\sigma_{y}$)及室温压缩屈服强度值对比见表2,断后伸长率从Si₀合金的50.0%降低至Si_{0.5}合金的3.3%,Si_{0.3}合金有高达388.0 MPa的强度裕量和3 348 MPa的抗压强度,显著高于测试组分范围的其他合金,这表明Si_{0.3}合金有显著的加工硬化能力和抵抗失效的能力。

2.2 Si 含量对微观结构的影响

图5为CoCr_{0.4}NiSi_x(Si₀, Si_{0.1}, Si_{0.2}, Si_{0.3}, Si_{0.4}, Si_{0.5})铸态中熵合金室温拉伸前及拉伸后的XRD图谱。 由图5(a)可见,6个不同Si组元含量的合金均以FCC 为基体相,Si组元增加至0.3时,开始在2*0*角为45.549° 和46.899°处出现HCP结构第二相,随着Si组元含量 的增加,第二相衍射峰增强,Si组元含量为0.5时,

表2	铸态CoCr	$_{4}$ NiSi _x 合金室温拉伸及压缩性能
Гаb. 2	Tensile and	compressive properties of as-cast
(CoCr. NiSi.	allovs at room temperature

合金化	室温拉伸	室温抗拉	断后	强度裕量	室温压缩
学成分/	屈服强度	强度	伸长率	$(\sigma_{\rm uts}\text{-}\sigma_{\rm y})$	屈服强度
原子比	$\sigma_{\rm y}/{ m MPa}$	$\sigma_{\rm uts}$ /MPa	A/%	/MPa	/MPa
CoCr _{0.4} Ni	170.5	455.0	50.0	284.5	192.1
CoCr _{0.4} NiSi _{0.1}	200.0	533.0	38.5	333.0	235.7
CoCr _{0.4} NiSi _{0.2}	330.1	651.6	20.0	321.5	336.0
CoCr _{0.4} NiSi _{0.3}	437.0	825.0	12.3	388.0	441.1
CoCr _{0.4} NiSi _{0.4}	566.0	888.0	6.2	322.0	615.9
CoCr _{0.4} NiSi _{0.5}	855.5	947.5	3.3	92.0	854.8

CoCr_{0.4}NiSi_{0.5}合金开始出现四方结构相的衍射峰。由图 5(b),准静态拉伸变形后,仍以FCC为基体相,特征 峰强度明显低于变形前的衍射强度,这是因为变形后 的应力使得合金晶格高度扭曲,在粗糙的Brag衍射平 面上发生了严重的X射线散射,削弱了衍射信号,降低 了衍射峰的高度。Si含量增至0.2后的室温拉伸样品开 始出现HCP及四方结构相的第二相的衍射峰,随Si含量 的增加,第二相衍射峰明显增强。

图6为CoCr_{0.4}NiSi_x(Si₀, Si_{0.1}, Si_{0.2}, Si_{0.3}, Si_{0.4}, Si_{0.5})铸态中熵合金室温拉伸后平均晶粒尺寸图,由 图6可以看出,随着Si含量的增加,室温拉伸后平均晶 粒尺寸逐渐减小,由Si₀的72.9 μ m减小至Si_{0.5}的 13.7 μ m,表明随着Si含量的增加,室温拉伸后晶粒破 碎化明显,同时存在细晶强化和晶界强化效应,合金 塑性降低。

图7分别为CoCr_{0.4}NiSi_x(Si₀, Si_{0.1}, Si_{0.2}, Si_{0.3}, Si_{0.4}, Si_{0.5})铸态中熵合金室温拉伸后叠加晶界图的 EBSD反极图,经由EBSD数据统计,由图可以看出Si 含量从0增至0.2时,晶粒被明显拉长变形,图中代表小 角度晶界(2°~15°)的灰色线更加密集,小角度晶界比



Fig. 5 The XRD patterns of the CoCr_{0.4}NiSi_x MEAs before and after tensile testing at room temperature

606 **有**造 FOUNDRY 试验研究





例从Si₀的87.6%单调增至Si_{0.2}的94.5%,代表随着变形程 度的增加,位错迅速增殖,此时位错滑移主导塑性变 形,表征孪晶界的 Σ 3晶界体积分数在Si含量从0至0.1 时迅速增加,表明随着塑性变形程度的增加,Si_{0.1}合金 启动了变形孪晶参与协调变形,促进了多系滑移。当 Si含量增至0.2后,拉伸后的合金中 Σ 3晶界体积含量开 始迅速降低,并随着Si含量增加呈现先降低后增加趋 势,出现这一现象应归因于CoCrNi基中熵合金因Si含 量的增加降低了合金体系的SFE,使得变形过程中孪晶 片层厚度更薄,出现纳米孪晶片层^[22, 23-24],由于EBSD 扫描步长为0.5 μ m,细密的纳米孪晶并不能被EBSD检 测到,这也可能成为Si_{0.2}和Si_{0.3}合金较Si₀和Si_{0.1}合金晶 粒显著细化后, Σ 3晶界体积含量骤然降低的一个原 因,Si_{0.2}合金 Σ 3晶界体积含量的骤降可能成为其工程



图7 $CoCr_{0.4}NiSi_{*}$ 中熵合金室温拉伸后叠加晶界的EBSD反极图

Fig. 7 The EBSD inverse pole figure of overlaid grain boundaries in $CoCr_{0,4}NiSi_x$ alloys after tensile testing at room temperature

应变较Si_{0.1}合金显著减小的原因。此外,随Si含量的增加,从Si_{0.3}开始,小角度晶界比例迅速降低,Σ3晶界体积含量逐渐增加,出现锯齿形晶界,晶粒破碎程度

增加。图5(b)表明室温拉伸后,Si_{0.2}合金开始出现第 二相衍射峰,第二相衍射峰强度随Si含量的增加呈现增 强的趋势,表明随着第二相含量的增加,拉伸变形过 程中位错与第二相的交互作用将加剧,能够进一步增 大塑性变形抗力,显著增加合金的屈服强度和抗拉强 度,在更高的应力下启动了更多孪晶参与变形。小角 度晶界比例的降低,表明随Si含量的增加,位错密度降 低,证实了孪晶启动多系滑移协调持续变形。该合金 较好的室温力学性能与固溶Si产生的固溶强化效 应^[23],及变形过程中的位错强化、第二相强化、细晶 强化和孪晶强化有强相关作用。

图5及图2分别表明,该铸态合金Si含量为0.3时开始出现第二相,室温工程应力-应变曲线出现明显的 屈服平台,Si_{0.3}铸态合金屈服强度和抗拉强度分别达 到361.5 MPa和825.0 MPa,且保持了较好的塑性。图8 (a)和8(b)分别为Si_{0.3}的铸态合金室温拉伸前、后 微观组织形貌图,图8(b)内插图为Si_{0.3}室温拉伸后的 断口形貌。图8表明,Si_{0.3}铸态合金第二相主要分布在 晶界,拉伸后,晶粒被拉长、变形,晶界处第二相增 多,断口心部为韧窝,边缘有撕裂棱,撕裂棱边缘有 较浅裂纹,与第二相夹杂有关,该组分合金宏观上主 要为韧性断裂。

图9(a)-9(d)分别为Si₀、Si_{0.1}、Si_{0.4}、Si_{0.5}合 金室温拉伸后的断口形貌(Si含量为0.2时测试样品测 试后至应力卸载均未完全断开,未对断口形貌进行观 察),由图可见,Si₀和Si_{0.1}合金有明显的韧窝,韧窝深 度随Si含量增加而明显变浅,表现为明显的韧性断裂。



(a) Si_{0.3}铸态

(b)拉伸后Si_{0.3}微观组织及断口

图8 CoCr_{0.4}NiSi_{0.3}中熵合金室温拉伸前后形貌图

Fig. 8 Morphological images of the CoCr_{0.4}NiSi_{0.3} MEA before and after tensile testing at room temperature



(a) Si₀ (b) Si₀₁ (b) Si₀₁ (c) Si₀₄ (d) Si₀₅



随着Si含量的增加,Si_{0.4}和Si_{0.5}合金韧窝显著变少,Si_{0.4} 合金撕裂棱变大,花样呈放射状,Si_{0.5}合金室温拉伸后 开始出现较大撕裂棱和解理台阶,表明合金随Si含量增 加由韧转脆。因此,综合强度、塑性及组织观察,认 为Si_{0.3}合金室温综合力学性能最优。

3 结论

(1)随Si组元含量的增加,CoCr_{0.4}NiSi_x铸态合金 室温准静态拉伸及压缩均出现强度增加、塑性降低的 趋势,随Si含量从0增加至0.5,铸态CoCr_{0.4}NiSi_x合金室 温屈服强度从170.5 MPa增加至855.5 MPa,室温抗拉强 度从455.0 MPa增加至947.5 MPa,断后伸长率从50.0% 降低至3.3%,Si_{0.4}、Si_{0.5}合金室温拉伸屈服后很快发生 断裂。Si_{0.3}合金的室温准静态拉伸屈服强度和抗拉强度 分别达437.0 MPa和825.0 MPa,表征加工硬化能力的强 度裕量($\sigma_{us}-\sigma_{y}$)达388.0 MPa,Si_{0.3}合金的强度裕量显 著高于试验组分范围的其他合金,因此,Si_{0.3}合金具有 良好的综合力学性能。

(2) CoCr_{0.4}NiSi_x铸态中熵合金以FCC为基体相, Si₀、Si_{0.1}和Si_{0.2}合金均呈现FCC结构的单相,Si增加至 0.3时,开始出现HCP结构第二相,并随Si含量的增 加,第二相含量增多,Si_{0.5}合金开始出现四方结构相。 室温准静态拉伸变形后,仍以FCC为基体相,Si含量 增至0.2后开始出现HCP及四方结构相,随Si含量的增 加,第二相体积含量增多。

(3) CoCr_{0.4}NiSi_x铸态中熵合金室温拉伸后,小角 度晶界的变化趋势表明位错滑移主导塑性变形,孪晶 参与协调塑性变形。Si_{0.1}合金形成大量变形孪晶协调塑 性变形。随Si含量增加至0.2开始,Σ3晶界体积含量迅 速降低,并随着Si含量增加呈现先降低后增加趋势。随 Si含量的增加,CoCr_{0.4}NiSi_x铸态中熵合金室温拉伸后平 均晶粒尺寸逐渐减小,合金体系塑性变形抗力增加, 显著增加了该体系合金的屈服强度和抗拉强度。

参考文献:

- LU Z P, WANG H, CHEN M W, et al. An assessment on the future development of high-entropy alloys: Summary from a recent workshop [J]. Intermetallics, 2015, 66: 67–76.
- [2] CANTORR B, CHANG, I T H, KNIGHT P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 375-377: 213-218.
- [3] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, CATOOR D, et al. A fracture-resistant high-entropy alloy for cryogenic applications [J]. Science, 2014, 345 (6201) : 1153–1158.
- [4] TIAN F Y, LAJOS K V, CHEN N X, et al. Empirical design of single phase high-entropy alloys with high hardness [J]. Intermetallics, 2015, 58: 1–6.
- [5] XIE Y C, HU C, TANG Q H, et al. Effects of N addition on microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiMn high entropy alloy produced by mechanical alloying and vacuum hot pressing sintering [J]. Intermetallics, 2018, 93: 228–234.
- [6] GLUDOVATZ B, HOHENWARTER A, THURSTON K V S, et al. Exceptional damage-tolerance of a medium-entropy alloy CrCoNi at cryogenic temperatures [J]. Nature Communications, 2016, 7: 10602.
- [7] DU X H, GAI Y H, LI W P, et al. Superb strengthening behavior in a precipitation strengthened Co-rich CoCrNiAlTi medium entropy alloy with acceptable ductility [J]. Intermetallics, 2022, 146: 107582.
- [8] PAN Y, DONG A, ZHOU Y, et al. Enhanced strength-ductility synergy in a novel V-containing γ "-strengthened CoCrNi-based multicomponent alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 816: 141289.
- [9] LIU L, LU K, JING Z, et al. Simultaneously improving strength and corrosion resistance of CoCrNi-based multi-principal element alloys via alloying with Mo content [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1010: 177119.
- [10] LIU N, QIAN Y, LAN Z, et al. Microstructural evolution and solidification behavior of (CoCrNi) 100-xNbx medium-entropy-alloys [J]. International Journal of Materials Research, 2022, 113 (11): 984–991.
- [11] LI C L. Effects of Nd and B contents on property evaluation of (CoCrNi) 100-x-yB_xNd_y medium entropy alloy films [J]. Surface and Coatings Technology, 2024, 482: 130707.
- [12] CHANG H, ZHANG T W, MAS G, et al. Novel Si-added CrCoNi medium entropy alloys achieving the breakthrough of strength-ductility trade-off [J]. Materials and Design, 2019, 197: 109202.
- [13] QIU S, ZHENG G P, JIAO Z B. Alloying effects on phase stability, mechanical properties, and deformation behavior of CoCrNi-based medium-entropy alloys at low temperatures [J]. Intermetallics, 2022, 140: 107399.
- [14] TIAN X, ZHANG Y. Effect of Si content on the stacking fault energy in γ-Fe-Mn-Si-C alloys: part II. thermodynamic estimation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 516 (1-2): 78-83.
- [15] FENG L, LI B, LI Q, et al. Enhancement of mechanical properties and oxidation resistance of TiAl alloy with addition of Nb and Mo

alloying elements [J]. Materials Chemistry and Physics, 2024, 316: 129148.

- [16] LIIU S, YUE S, JIE J, et al. Unveiling the mechanisms for Si addition on solidification microstructure and properties of Cu-Fe alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 938: 168550.
- [17] LV X, CAO N, HE L, et al. Effects of Si addition on mechanical, electrical and magnetic property of Cu-10Fe alloy [J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112612.
- [18] MENG F, HUANG H, YUAN X, et al. Effect of Si addition on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Si-Zn alloy [J]. China Foundry, 2020, 17: 15–20.
- [19] JIAO H, WU W S, HOU Z, et al. Microstructure and mechanical properties of Fe50Mn30Co10Cr10 high-entropy alloy with Si addition prepared by laser melting deposition [J]. Materials Today Communications, 2024, 38: 107694.
- [20] WANG T, JIANG W, WANG X, et al. Enhanced mechanical properties of lightweight refractory high-entropy alloys at elevated temperatures via Si addition [J]. Materials Characterization, 2024, 218: 114552.
- [21] HOU Y, LIU T, HE D, et al. Sustaining strength-ductility synergy of SLM Fe50Mn30Co10Cr10 metastable high-entropy alloy by Si addition [J]. Intermetallics, 2022, 145: 107565.
- [22] TSURU T, LOBZENKO I, WEI D. Synergetic effect of Si addition on mechanical properties in face-centered-cubic high entropy alloys: a first-principles study [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2022, 30: 024003.
- [23] TAI C L, YOU J D, CHEN J J, et al. In-situ transmission electron microscopy investigation of the deformation mechanism in CoCrNi and CoCrNiSi0.3 nanopillars [J]. Scripta Materialia, 2025, 255: 116405.
- [24] ZHANG L, ZHANG W, CHEN L, et al. Microstructure and texture evolution of a dynamic compressed medium-entropy CoCr_{0.4}NiSi_{0.3} alloy [J]. Crystals, 2023, 13: 1390.

Influence of Silicon Content on the Room Temperature Mechanical Properties of $CoCr_{0.4}NiSi_x$ Medium-Entropy Alloys

ZHANG Li^{1, 2,} ZHAO Hui¹, ZHANG Wei-qiang¹, CHEN Li-jia², LI Feng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Ligong University, Shenyang 110159, Liaoning, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

Abstract:

To develop structural materials suitable for extreme environments such as protection and impact resistance, quasi-static tensile and compressive tests were conducted on $\text{CoCr}_{0.4}\text{NiSi}_x(x=0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, atomic ratio)$ alloys with varying silicon contents at room temperature. The influence of silicon content on the quasi-static mechanical properties at room temperature was investigated. The results demonstrated a significant increase in the yield strength and ultimate tensile strength of the alloys with increasing Si addition. Notably, the Si_{0.3} alloy exhibited superior comprehensive mechanical properties compared to other components. The X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), and electron backscatter diffraction (EBSD) analyses of the quasi-static tensile samples of the alloys with varying Si content at room temperature reveal that the face-centered cubic (FCC) phase remains the dominant matrix after deformation. In the Si_{0.2} alloy, hexagonal close-packed (HCP) and tetragonal phases begin to appear. As the Si content increases, the volume fraction of secondary phases rises, the average grain size diminishes, and the fracture mode shifts from ductile to brittle. The incorporation of Si enhances interactions between dislocations and the second phases, leading to a significant increase in both yield strength and ultimate tensile strength of the alloy.

Key words:

CoCrNi-based alloys; quasi-static tensile testing; compressive performance; mechanical properties; microstructure