

Ta 元素对 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金微观组织和力学性能的影响

徐琴¹, 马肖航¹, 王琪², 王建潼¹, 陈德志², 殷亚军³, 陈瑞润^{2*}

(1. 河南工业大学 机电工程学院, 河南 郑州 450001)

(2. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(3. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

摘要: 通过真空非自耗电弧熔炼制备了不同 Ta 含量的 Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa ($x=0, 1, 2, 3, 4$ at.%) 合金, 研究了 Ta 元素对合金相组成、微观组织和力学性能的影响。结果表明, Ta 元素的添加不会改变 Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa 合金的相组成。所有合金均由 Nbss 和 β -Nb₅Si₃ 组成, Ta 主要固溶 in Nbss 中。合金微观组织由大块的初生 β -Nb₅Si₃ 相和 Nbss/ β -Nb₅Si₃ 共晶组成, Ta 元素细化了微观组织, 初生 β -Nb₅Si₃ 相的晶粒尺寸从 26.84 μm 下降到了 14.65 μm 。随着合金中 Ta 的增加, 初生相的体积分数减少, 共晶组织含量增多。合金的室温压缩强度随着 Ta 元素含量的增加得到了提高, 当 Ta 元素的添加量从 0 提高到 4 at.% 时, 合金的抗压强度从 2261 MPa 提高到 2321 MPa。合金的断裂应变随着 Ta 含量增加呈先降后升的趋势, NST-0Ta 合金的断裂应变为 9.9%, NST-1Ta 合金的断裂应变降至 9.7%, NST-4Ta 合金的断裂应变增至最大值为 10.6%。Ta 元素的加入通过固溶强化和细晶强化机制提高抗压强度。由于合金组织的细化以及共晶组织的增多, 提高了断裂应变。

关键词: Nb-Si 合金; 超高温材料; 组织特征; 力学性能

中图分类号: TG146.4+16

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)0?-0??-0?

镍基高温合金因其出色的耐高温性能被广泛应用于航空发动机涡轮叶片中, 然而, 随着发动机推重比的不断提高和工作温度的进一步上升, 寻找镍基合金的替代材料变得尤为迫切^[1-4]。Nb-Si 基合金因其优异的高温性能和较低的密度成为研究的热点。Nb-Si 合金不仅具有高熔点、高硬度和低密度, 还展现出优异的高温强度和抗蠕变性能, 这些特性使其在航空航天领域的应用前景广阔, 有望成为未来航空航天领域高温应用的关键材料^[5-7]。Nb-Si 合金主要由铌固溶体 (Nbss) 和硅化物组成, 其中 Nbss 作为主要的固溶相, 对合金增韧起着关键作用。Nbss 相不仅在室温下提供断裂韧性, 而且在高温下也能维持良好的塑性和韧性。硅化物相, 如 Nb₅Si₃ 和 Nb₃Si, 作为合金的强化相, 通过其高硬度和强度显著提升了材料的高温强度和抗变形能力。Nbss 和硅化物相的协同作用, 赋予了 Nb-Si 合金卓越的高温力学性能和抗氧化性, 这是其在高温环境中保持稳定性能的关键因素。

尽管 Nb-Si 合金在高温强度方面表现出色, 但其韧性和抗氧化性能仍需要进一步提升^[8-10]。研究人员通常通过合金化的方式进行合金性能的综合优化。目前 Nb-Si 基合金中添加的元素有 Ti^[11-13]、Mo^[14-17]、W^[18]、V^[19-21]、

Zr^[22-26]、Cr^[27,28]、Ta^[29-31]、Fe^[32]、B^[33-36]、Re^[37,38]等。这些元素的加入显著提升了 Nb-Si 合金的性能, 并推动了 Nb-Si 合金多元化的发展。Ti 元素已被证实可以提高 Nbss 相的韧性和抗氧化性, 并逐步开发出三元 Nb-Si-Ti 体系^[39-43]。Ta 元素不会改变 Nb-16Si 的微观组织, 但可以提高合金的显微硬度^[44]。伍等人^[29]研究 Ta 元素对 Nb-Si-Ti-Cr-Al 合金的影响发现, 随着 Ta 含量的增加, Nb₅Si₃ 相的含量减少, 而 Nbss 相的含量相对增加。特别是当 Ta 含量达到 5 at.% 及以上时, 合金中的 β -Nb₅Si₃ 相将逐渐转化为 α -Nb₅Si₃ 相。此外, Ta 元素的添加显著提高了合金在室温和高温下的强度。Guo 等人^[45]发现在 Nb-Si-Ti-Cr-Al-Hf 合金中添加 Ta 元素后, 显微组织没有明显变化, 但是硅化物呈现球化趋势, 从而减少了相界和总界面能。含 Ta 合金的断裂表面出现了二次开裂和界面脱黏现象, 这种界面脱黏增韧机制会增加合金的断裂韧性。因此, Ta 元素的添加可以提高 Nb-Si 合金的室温强度、高温强度、显微硬度和断裂韧性, 而少有文献报道 Ta 元素添加对 Nb-Si 合金强度和韧性协同变化规律的研究。

为此, 本文通过真空非自耗电弧炉制备不同 Ta 元素

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金 (52425401、52001114)、河南省高校科技创新人才支持计划 (23HASTIT022)、华中科技大学材料成形与模具技术国家重点实验室开放基金 (P2023-005)、河南省高等学校青年骨干教师培育计划 (2021GGJS064)

作者简介: 徐琴, 女, 1983 年生, 博士, 副教授, 河南省高校科技创新人才, 河南工业大学机电工程学院, 河南 郑州 450001, 电话: 0371-67756213, E-mail: xuqin@haut.edu.cn

含量的 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金,旨在系统探讨 Ta 元素对 Nb-Si 合金微观组织和力学性能的影响。研究 Ta 的加入对合金的相组成、微观组织特征、抗压强度和断裂应变的影响规律,揭示 Ta 元素作用下 Nb-Si 合金组织对力学性能的作用机制。

1 实验

在氩气气氛下使用非自耗真空电弧炉制备了不同 Ta 含量的 Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta ($x=0, 1, 2, 3, 4$ at.%) 合金。为简化表述,本文将这些合金分别称为 NST-0Ta、NST-1Ta、NST-2Ta、NST-3Ta、NST-4Ta。每个合金铸锭均经过 5 次重熔,以确保合金的化学成分均匀性。

通过电火花线切割从纽扣锭中间区域切割出 $10\text{mm}\times 10\text{mm}\times 10\text{mm}$ 试样进行研磨抛光后用于微观组织观察。通过 X 射线衍射分析 (XRD, Panalytical X'Pert, Cu K α , 20 KV) 在 20° - 90° 范围内以 $8^\circ/\text{min}$ 的扫描速度检测了所研究合金的相组成。通过扫描电镜 (SEM, FEI, Quanta 200FEG) 的背散射模式观察了试样的微观组织。此外,通过基于 SEM 的能谱仪观察了合金的相组成和不同相的元素分布。使用 Image-Pro Plus 软件对五种 Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta 合金 SEM-BSE 图像进行定量分析并测量初生相的尺寸。测量时使用了 5 副图像 ($\times 1000$),并计算出平均值。从铸锭上通过电火花加工切割出尺寸为 $\phi 4\text{ mm}\times 6\text{ mm}$ 的试样进行室温压缩试验。室温压缩试验在 Instron5569 上以 $0.2\text{ mm}/\text{min}$ 的加载速率进行,每种合金测量三次,并在扫描电镜二次电子模式下观察压缩试验的断口形貌。

2 实验结果

2.1 相组成分析

如图 1 所示,通过 X 射线衍射分析,观察到 Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta 合金中的组成相均为 Nbss 相和 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相,且随着 Ta 元素含量的增加没有新的相生成或原有相消失,这一结果表明 Ta 元素的添加不会改变合金的基本相。在本研究中,未观察到 Nb_3Si 硅化物的存在,这是由于合金中的 Mo 元素影响了 Nb-Si 基合金的凝固路径,抑制了 Nb_3Si 的析出,并促进 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的直接形成。另外,我们注意到,随着 Ta 含量的增加,Nbss 相的 XRD 峰位向更高角度方向移动。考虑到 Nb ($0.147\text{ nm}^{[46]}$) 和 Ta ($0.146\text{ nm}^{[47]}$) 的原子半径相近,这种峰位的移动不太可能是由原子半径的差异引起的。进一步分析表明,Ta 的加入增加了 Si 在 Nbss 相中的固溶度。根据 Nb-Si^[48]和 Ta-Si^[49]二元相图,在相同温度下, Si 在 Ta 中的固溶度高于其在 Nb 中的固溶度。因此, Ta 元素的添加促进了 Si 在 Nbss 相中的溶解,导致晶格参

数减小。根据布拉格衍射定律 $2d\sin\theta=n\lambda$,晶格参数的减小导致平面间距的减小,进而导致衍射角 (θ) 向更高角度的移动^[50]。

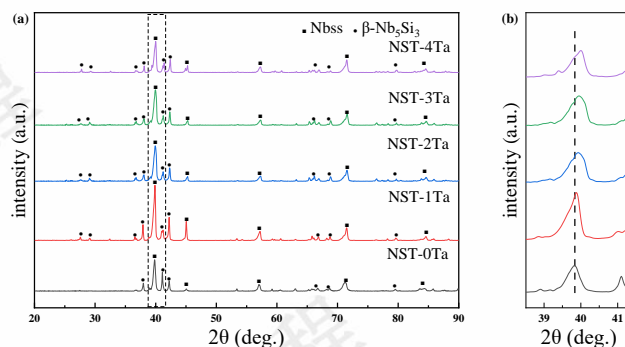


图 1 Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta 合金的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta alloys

2.2 微观组织特征

图 2 展示了 Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta 合金的微观组织。在 BSE 图像中,主要观察到两种不同对比度的相:白色相和灰色相。结合图 1 的 XRD 图谱和表 1 的 EDS 分析结果,我们可以确认白色相即为 Nbss,而灰色相则对应于 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相。图 3 是根据 SEM 图像分析得出的合金组成相体积分数的变化趋势,清晰地展示了随着 Ta 元素的添加,初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的体积分数相应减少,而 Nbss/ $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 共晶的体积分数逐渐增加。由于合金中 Si 含量达到 22 at.%,所有合金均呈现出过共晶凝固特征,可以观察到五种合金组织均含有大块初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相。表 1 列出了这些合金的标称成分以及通过 SEM-EDS 分析得到的各组成相的化学成分。分析结果显示,在不同 Ta 含量的合金中, Ti 在 Nbss 相和 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相中的含量相对一致,而 Mo 在 Nbss 相中的含量显著高于其在 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相中的含量。此外,随着 Ta 含量的增加, Si 在 Nbss 相中的含量略有上升,这表明 Ta 的固溶有助于提升 Si 在 Nbss 相中的溶解度。具体而言, NST-1Ta 合金和 NST-2Ta 合金中 Ta 在 Nbss 相中的含量分别为 0.90 at.% 和 1.27 at.%,均高于其在 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相中的含量 (分别为 0.48 at.% 和 0.70 at.%),这一现象表明 Ta 更倾向于固溶于 Nbss 相而非 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相,这可能与 Ta 和 Nb 同属第 VB 副族元素且具有相近的原子半径有关。

当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中没有添加 Ta 元素时, NST-0Ta 合金的微观组织主要由 Nbss 相和 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相组成,如图 2 (a) 所示。合金组织包含大量初生的 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相、细小的 Nbss/ $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 共晶组织,以及较粗大的共晶组织。这些细小共晶组织呈现两种不同的形态:一种为共晶 I,依附于初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相生长;另一种为共晶 II,为独立形核的共晶,展现出花瓣状的形态 (图 2 (a1))。初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相展现出典型的树枝状生长特征,这与采

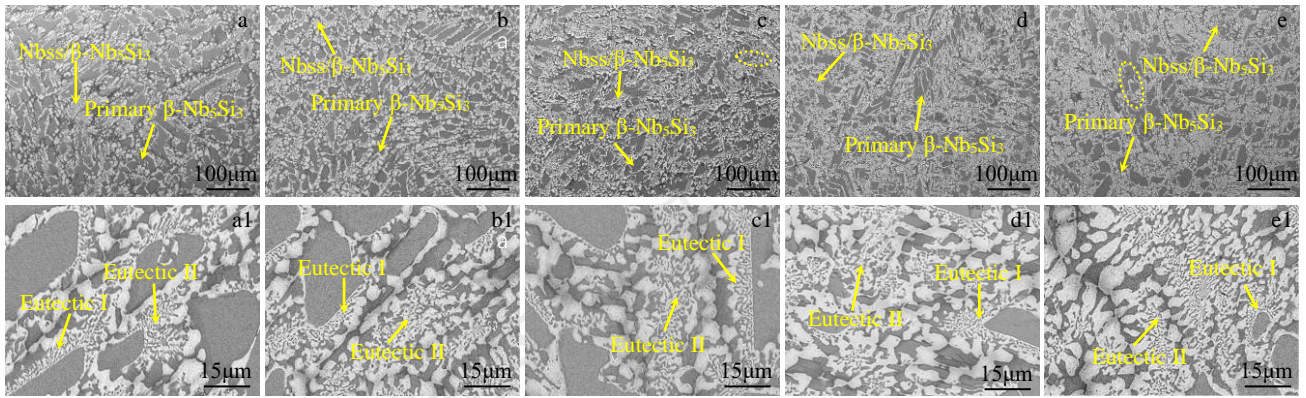


图 2 Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa 的微观组织

Fig. 2 Microstructure of the Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa alloys: (a) NST-0Ta, (b) NST-1Ta, (c) NST-2Ta, (d) NST-3Ta, (e) NST-4Ta

表 1 所有合金中不同组成相的成分

Table 1 Compositions of different constituent phases in all alloys

Alloy	Phase	Chemical compositions (at.%)				
		Nb	Si	Ti	Mo	Ta
NST-0Ta	Nominal	52	22	20	6	-
	Nbss	63.25	5.56	21.17	10.02	-
	β-Nb ₅ Si ₃	46.56	33.76	16.16	3.52	-
NST-1Ta	Nominal	51	22	20	6	1
	Nbss	60.26	6.17	21.99	10.68	0.90
	β-Nb ₅ Si ₃	44.62	36.86	15.43	2.61	0.48
NST-2Ta	Nominal	50	22	20	6	2
	Nbss	58.16	7.55	23.36	9.66	1.27
	β-Nb ₅ Si ₃	41.25	37.72	18.22	2.11	0.70
NST-3Ta	Nominal	49	22	20	6	3
	Nbss	57.63	8.75	21.66	9.17	2.79
	β-Nb ₅ Si ₃	43.04	33.71	18.37	3.46	1.42
NST-4Ta	Nominal	48	22	20	6	4
	Nbss	53.50	9.56	23.60	8.84	4.50
	β-Nb ₅ Si ₃	39.91	37.56	18.94	2.08	1.51

用真空非自耗电弧熔炼技术的高凝固速率有关。这些初生相的形态多为“L”形或不规则多边形。Nbss 相主要分布在共晶团边缘及中等尺寸硅化物相的附近。在大块的初生 β-Nb₅Si₃ 相内部，由于硅的贫化，形成了一些白色的 Nbss 相区域。

在 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 1 at.% 的 Ta 元素后，NST-1Ta 合金的微观组织主要特征保持不变，依旧以初生 β-Nb₅Si₃ 相和共晶组织为主。如图 2 (b) 所示，初生 β-Nb₅Si₃ 相仍保持有典型的枝晶生长特征。相较于未添加 Ta 元素的 NST-0Ta 合金，NST-1Ta 合金中初生 β-Nb₅Si₃ 相的晶粒尺寸有所减小，平均尺寸从 26.84 μm 减少至 24.80 μm。此外，观察到共晶组织的体积分数有所增加，从 40.83% 上升至 46.16%。细小的 Nbss/β-Nb₅Si₃ 共晶组织表现出非均匀共晶结构 (图 2 (b1))。

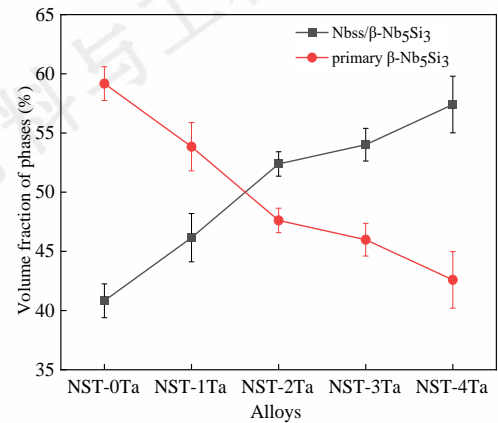


图 3 所有合金组成相的体积分数

Fig.3 Volume fraction of constituent phases in all alloy

随着 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中 Ta 元素含量增加至 2 at.%, NST-2Ta 合金的微观组织相较于 NST-1Ta 合金显示出显著变化: 虽然仍存在较大尺寸的初生 β-Nb₅Si₃ 相, 但其数量显著减少, 且平均尺寸降低至 19.61 μm。此外, 观察到有些大块初生 β-Nb₅Si₃ 相的结构被破坏 (图 2 (c) 中虚线框标记的区域), 但初生 β-Nb₅Si₃ 相的形态没有太大变化。当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中 Ta 含量提升至 3 at.%, NST-3Ta 合金的微观组织进一步细化, 如图 2 (d) 所示, 初生 β-Nb₅Si₃ 相的体积分数和平均尺寸均有所减少, 尺寸降至 17.70 μm, 同时细小共晶区域进一步增多。在 NST-3Ta 合金中, 初生 β-Nb₅Si₃ 相的形态以不规则多边形和“H”形为主, 也出现了近似“H”形的块状结构, 初生 β-Nb₅Si₃ 相仍具有一定的枝晶特征。细小共晶组织仍保持两种形态: 一种是围绕初生 β-Nb₅Si₃ 相生长的共晶, 另一种是独立形核的花瓣状共晶, 如图 2 (d1) 所示。进一步增加 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中 Ta 含量至 4 at.%, 在 NST-4Ta 合金中, 微观组织以块状初生 β-Nb₅Si₃ 相和共晶组织为主, 其中细小共晶组织数量明显增加, 并且在细小共晶组织 II 中观察到了片状共晶的形成, 形成了花瓣状和片状共晶的混合结构

(如图 2 (e1) 所示)。在 NST-4Ta 合金中, 可以观察到初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相被破坏的痕迹, 同时初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的体积分数降至最低点, 为 42.59%。

上述研究结果表明, 在 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 Ta 元素对凝固路径的影响并不显著, 合金的初生相仍为 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相, 块状初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相保持典型的树枝状生长模式, 初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的尖锐边缘随着 Ta 含量的增加逐渐变得圆滑。随着 Ta 含量的增加, 合金微观组织中的细小共晶体积分数上升, 以及大块的初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相在数量和尺寸上的减少, 导致微观组织更为细化。在 NST-4Ta 合金中, 观察到共晶组织从花瓣状向片状转变。EDS 结果表明 Ta 元素在 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的含量低于在 Nbss 相中的含量, 说明 Ta 元素优先分布于 Nbss 相中, 同时 Ta 元素会改变 Nbss 相的成分, 提高 Nbss 相中的 Si 含量。有些硅化物周围存在灰色阴影区域, 这是由于在合金凝固过程中, 较高的温度梯度会导致非平衡凝固状态, 溶质原子难以充分扩散, 从而产生不同程度的局部偏析, 导致在硅化物周围形成灰色阴影区。

表 2 初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的平均直径(μm)

Table 2 Average diameter of primary $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$

Alloy	Average diameter(μm)
NST-0Ta	26.84 \pm 4.04
NST-1Ta	24.80 \pm 1.08
NST-2Ta	19.61 \pm 2.86
NST-3Ta	17.70 \pm 3.70
NST-4Ta	14.65 \pm 1.91

2.3 室温力学性能

2.3.1 室温压缩性能

Nb-Si 合金的力学性能与其组成相的比例、形貌和固有特性密切相关^[51,52]。图 4 显示了 Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa 合金的压缩性能。随着合金中 Ta 含量的增加, 合金的抗压强度持续提升, 尽管在 Ta 含量从 0 at.% 增至 1 at.% 时压缩应变有所下降, 但随着 Ta 含量的进一步增加, 压缩应变开始上升。NST-0Ta 合金的抗压强度达到 2261 MPa, 断裂应变为 9.9%; NST-1Ta 合金的抗压强度达到 2291 MPa, 断裂应变为 9.7%; 而 NST-4Ta 合金展现出最佳的抗压强度 (2321 MPa), 断裂应变为 10.6%。尽管硅化物作为铌硅合金中的强化相, 其含量的减少通常会导致合金强度降低, 但本研究中观察到在铌硅合金中添加 Ta 使合金的强度有所提升, 这可能归因于 Ta 元素添加引起的细晶强化和固溶强化的共同作用。而大块的初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的尖锐边缘在压力作用下会使基体开裂, 迫使合金容易断裂^[43], 导致合金的抗压强度下降。随着合金中 Ta 元素的增多, 初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$

相的尺寸和数量都有所降低, 同时初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 的形态也发生了变化, 其尖锐的边缘变得更加圆滑, 这降低了在变形过程中形成裂纹的风险, 提高了合金的压缩性能。

Ta 元素的添加促进了 Si 在 Nbss 中的固溶, 导致晶格畸变和位错运动的困难, 从而降低合金的塑性变形抗力。在 NST-1Ta 合金中, 尽管块状初生的 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的体积分数和尺寸相较于 NST-0Ta 合金有所减少, 但由晶粒细化引起的塑性增强效应不能完全补偿固溶硬化引起的塑性降低, 导致 NST-1Ta 合金压缩应变低于 NST-0Ta 合金。当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中 Ta 元素的添加量增至 2 at.% 及以上时, 随着块状初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相的体积分数和尺寸的进一步降低, 减轻了对塑性 Nbss 相变形的约束。同时 Nbss/ $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 共晶组织的增加和晶粒细化导致的相界增多, 对合金的塑性提升起到了积极作用。因此, NST-2Ta、NST-3Ta 和 NST-4Ta 合金相较于 NST-0Ta 合金, 表现出更高的断裂应变。

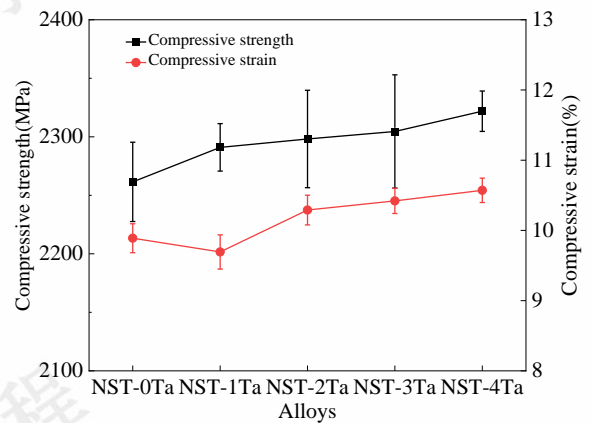


图 4 不同 Ta 含量合金的室温抗压强度和压缩应变

Fig. 4. Room-temperature compression strength and compressive strain of alloys with different Mo contents

2.3.2 压缩断口形貌

图 5 显示了不同 Ta 元素添加量的 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金的断口形貌。压缩试样的断口主要由解理面和撕裂棱组成, 表明所有合金的断裂方式都是准解理断裂模式。可以看出当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中没有添加 Ta 元素时, NST-0Ta 合金的断口主要由大块初生 $\beta\text{-Nb}_5\text{Si}_3$ 相形成的光滑解理面和少量韧性 Nbss 断裂形成的撕裂棱, 解理台阶也清晰可见 (图 5 (a)); 当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 1 at.% Ta 元素时, NST-1Ta 合金的断口展现出更多的解理面区域面积和解理台阶, 而撕裂棱数目有所减少 (图 5 (b)); 当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 2 at.% Ta 元素时, NST-2Ta 合金的断口处的解理面面积和解理台阶减少, 撕裂棱数目增多 (图 5 (c)); 当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 3 at.% Ta 元素时, NST-3Ta 合金断口形态变的更加粗糙, 解理面区域面积进一步减小, 撕裂棱数目进一步增加, 解

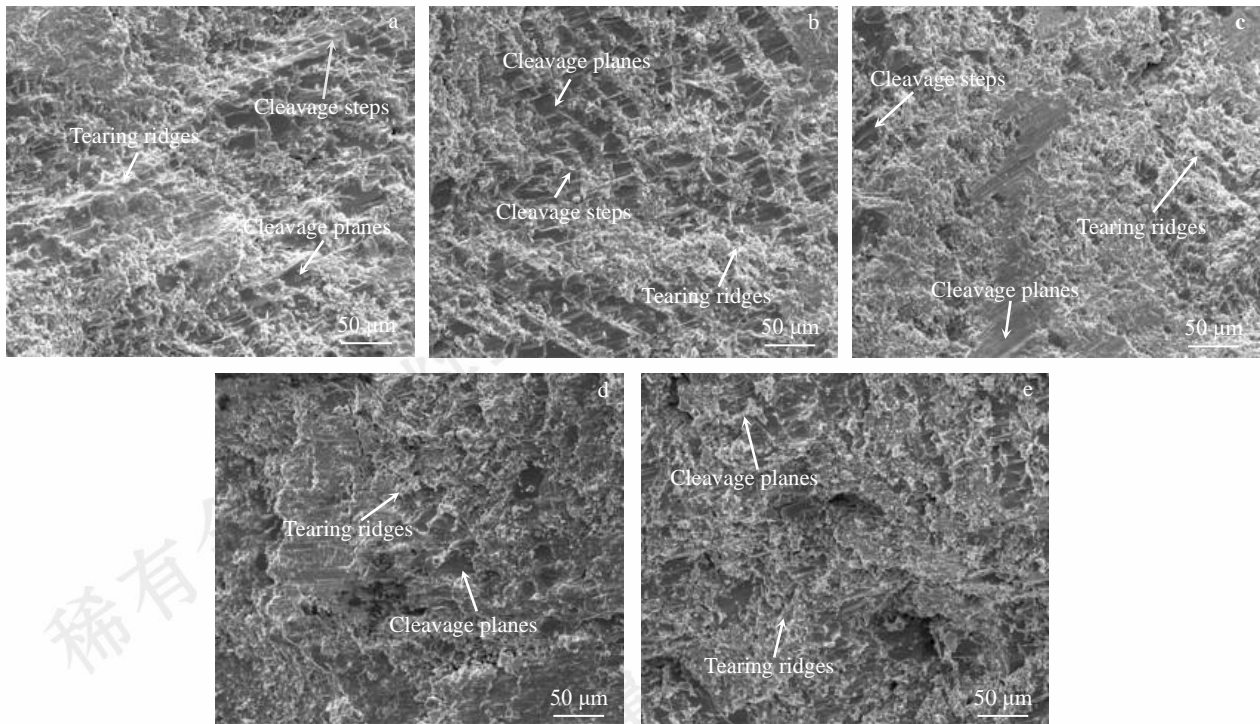


图 5 Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa 合金的断口形貌

Fig. 5 Fracture morphology of Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa alloys: (a) NST-0Ta , (b) NST-1Ta , (c) NST-2Ta , (d) NST-3Ta , (e) NST-4Ta

理台阶消失 (图 5 (d)); 当 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中添加 4 at.% Ta 元素时, NST-4Ta 合金断口最为粗糙, 撕裂棱数目进一步增多 (图 5 (e))。随着 Nb-22Si-20Ti-6Mo 合金中 Ta 元素的添加, 合金的断口表面逐渐粗糙, 解理面区域面积减少, 撕裂棱数量先减少后增加。

NST-0Ta、NST-1Ta 和 NST-2Ta 合金断口表面都比较平坦, 解理面通过曲折的解理台阶相互连接。NST-1Ta 合金断口处的解理面面积最大, 断裂应变较 NST-0Ta 合金低。随着 Ta 元素的增加, 大块的初生 β -Nb₅Si₃ 相不仅尺寸减小, 而且含量也呈现出减小的趋势, 这在断口形貌处表现为解理面面积的减小。同时撕裂棱的增多意味着断口表面起伏程度增大, 这会在断裂过程中消耗更多的能量, 有助于提升断裂应变^[53]。此外, 随着初生硅化物体积分数的减少, 对 Nbss 相塑性变形的约束降低, 因此 NST-2Ta、NST-3Ta 和 NST-4Ta 合金的断裂应变逐渐升高。

3 结论

(1) Ta 元素添加后, Nb-22Si-20Ti-6Mo-xTa 合金的相组成不变, 均由 Nbss 相和 β -Nb₅Si₃ 相组成。Ta 元素添加使合金的微观组织得到细化, 且 Nbss/ β -Nb₅Si₃ 共晶组织的体积分数随着 Ta 的增加而增多。

(2) Ta 元素的添加提高 Nb-Si-Ti 合金的室温抗压强度, 从 NST-0Ta 合金的 2261 MPa 提高到 NST-4Ta 合金的 2321 MPa。断裂应变随着 Ta 元素的增加先降低后

提高, 在 NST-4Ta 合金达到最大值 10.6%。

(3) Nb-Si-Ti 合金的强度提高是由于 Ta 元素的添加引起的固溶强化和细晶强化的共同作用。而断裂应变的提高与合金组织的细化与共晶组织的含量增多有关。

参考文献 References

- [1] Bewlay B P, Jackson M R, Zhao J C, et al. *MRS Bulletin*[J], 2003, 28(9): 646-653.
- [2] Cui Zhuang(崔壮), Liu Manping(刘满平), Zeng Ying(曾迎), et al. *Rare Metal Materials And Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2375-2389.
- [3] Wang Nan(王楠), Li Jinguo(李金国), Liu Jide(刘纪德), et al. *Rare Metal Materials And Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 257-269.
- [4] Bewlay B P, Lewandowski J J, Jackson M R. *JOM* [J], 1997, 49(8): 44-45.
- [5] Chen Ruirun(陈瑞润), Chen Dezhi(陈德志), Wang Qi(王琪), et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报) [J], 2021, 57(9): 1141-1154.
- [6] Han Guoming(韩国明), Li Fei(李飞), Sun Baode(孙宝德). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金) [J], 2018, 38(10): 1071-1075.
- [7] Bewlay B P, Jackson M R, Subramanian P R, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2003, 34(10): 2043-2052.

- [8] Chen Dezhi(陈德志), Wang Shu(王墅), Xu Fangdong(徐方东), et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程) [J], 2023,15(10): 1-12.
- [9] Wen Baoshan(温宝山), Luo Liangshun(骆良顺), Liu Renci(刘仁慈), et al. *Special Casting & Nonferrous Alloys* [J], 2019, 39(8): 905-909.
- [10] Xu Yanjin(徐严谨), Chu Chu(褚楚), Hou Hongliang(侯红亮). *Rare Metal Materials And Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(09): 2182-2188.
- [11] Sala K, Mitra R. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52(8): 3436-3459.
- [12] Sala K, Kashyap S K, Mitra R. *Intermetallics* [J], 2021, 138: 107338.
- [13] Kommineni G, Zafir A M, Sarkar R, et al. *Materials Characterization* [J], 2021, 171: 110723.
- [14] Li W, Yang H, Shan A, et al. *Intermetallics* [J], 2006, 14(4): 392-395.
- [15] Chattopadhyay K, Balachandran G, Mitra R, et al. *Intermetallics* [J], 2006, 14(12): 1452-1460.
- [16] Wang F, Luo L, Meng X, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 741: 51-58.
- [17] Zhou Z, Wang Q, Chen R, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2022, 108: 105933.
- [18] Ma C, Li J, Tan Y, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2004, 386(1-2): 375-383.
- [19] Ma R, Guo X. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2020, 845: 156254.
- [20] Ma R, Guo X. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2021, 813: 141175.
- [21] Ma R, Guo X. *Journal of Materials Science & Technology* [J], 2023, 132: 27-41.
- [22] Wang Q, Wang Q, Chen R, et al. *Materials Characterization* [J], 2023, 196: 112566.
- [23] Li Z, Luo L, Wang B, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2023, 880: 145305.
- [24] Sankar M, Phanikumar G, Singh V, et al. *Intermetallics* [J], 2018, 101: 123-132.
- [25] Wang Y, Li S, Wu M, et al. *Rare Metals* [J], 2011, 30(S1): 326-330.
- [26] Sala K, Mitra R. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2022 [J], 53(5): 1717-1737.
- [27] Kim W Y, Yeo I D, Kim M S, et al. *Materials Transactions* [J], 2002, 43(12): 3254-3261.
- [28] Zhang S, Guo X. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2015, 638: 121-131.
- [29] Wu Chunlan(伍春兰), Zhou Lanzhang(周兰章), Guo Jiangting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报) [J], 2006(10): 1061-1064.
- [30] Zelenitsas K, Tsakiroopoulos P. *Intermetallics* [J], 2006, 14(6): 639-659.
- [31] Grammenos I, Tsakiroopoulos P. *Intermetallics* [J], 2010, 18(8): 1524-1530.
- [32] Chu Chu(褚楚), Xu Yanjin(徐严谨), Han Baoshuai(韩宝帅), et al. *Rare Metal Materials And Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018,47(1):139-145.
- [33] Guo E, Singh S S, Kaira C S, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2017, 687: 99-106.
- [34] Sun Z, Guo X, Tian X, et al. *Intermetallics* [J], 2014, 54: 143-147.
- [35] Huang Q, Kang Y, Song J, et al. *Metals and Materials International* [J], 2014, 20(3): 475-481.
- [36] Sun G, Jia L, Wang Y, et al. *Progress in Natural Science: Materials International* [J], 2022, 32(2): 248-258.
- [37] Zhou Z, Wang Q, Chen R, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2022, 105: 105835.
- [38] Wang Y, Jia L, Ye C, et al. *Journal of Materials Research and Technology* [J], 2022, 20: 2758-2770.
- [39] Chen D Z, Wang Q, Chen R R, et al. *Rare Metals* [J], 2023, 42(4): 1306-1315.
- [40] Sekido N, Kimura Y, Miura S, et al. *Materials Transactions* [J], 2004, 45(12): 3264-3271.
- [41] Yang C, Jia L, Zhou C, et al. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2014, 45(11): 4842-4850.
- [42] Wang Q, Wang X, Chen R, et al. *Intermetallics* [J], 2022, 140: 107408.
- [43] Zhao T, Wang Q, Chen R, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2022, 858: 144092.
- [44] Sankar M, Phanikumar G, Prasad V V S. *Materials Today: Proceedings* [J], 2016, 3(9, Part B): 3094-3103.
- [45] Guo Y, Jia L, Kong B, et al. *Intermetallics* [J], 2018, 92: 1-6.
- [46] Ma R, Guo X. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2021, 870: 159437.
- [47] Dang Ruidong(党瑞东), Xue Hongtao(薛红涛), Shi Yanyan(石彦彦), et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺) [J], 2024.
- [48] Liu W, Huang S, Ye C, et al. *Journal of Materials Science & Technology* [J], 2023, 149: 127-153.
- [49] Guo Z, Yuan W, Sun Y, et al. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion* [J], 2009, 30(5): 564-570.
- [50] Li Y, Lin X, Hu Y, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2021, 858: 158143.

[51] Yin X, Liang J, Zhang X, et al. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* [J], 2024, 119: 106543.
[52] Li Y, Lin X, Hu Y, et al. *Composites Part B: Engineering* [J],

2024, 278: 111427.
[53] Sankar M, Phanikumar G, Prasad V V S . *Materials Science and Engineering: A* [J], 2019, 754: 224-231

Effect of Ta element on microstructure and mechanical properties of Nb-22Si-20Ti-6Mo alloy

Qin Xu¹, Xiaohang Ma¹, Qi Wang², Jiantong Wang¹, Dezhi Chen², Yajun Yin³, Ruirun Chen^{2*}

(1. School of Mechanic and Electrical Engineering, Henan University of Technology, Zhengzhou 450001, China)

(2. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

(3.State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta ($x = 0, 1, 2, 3, 4$ at.%) alloys with different content of Ta were prepared by vacuum non-consumable arc melting method, and effects of Ta content on phase constitution, microstructure and mechanical properties of Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta alloys were investigated. Results show that addition of Ta does not change the phase composition Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta alloys. All alloys are consisted of Nbss and β -Nb₅Si₃, Ta is mainly dissolved in Nbss. Microstructure of alloys consisted of bulk primary β -Nb₅Si₃ phase and Nbss/ β -Nb₅Si₃ eutectic. Addition of Ta refined microstructure, and grain size of primary β -Nb₅Si₃ phase decreased from 26.84 μ m to 14.65 μ m. In addition, the amount of primary phase are decreased with increasing of Ta, the amount of eutectic structure are increased. Room-temperature compressive strength of Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta alloys was improved with increasing of Ta content, and it is increased from 2261 MPa to 2321 MPa with increasing content of Ta from 0 to 4 at.%. Fracture strain of Nb-22Si-20Ti-6Mo- x Ta alloys first decrease and then increase with increasing of Ta content. Fracture strain of NST-0Ta alloy is 9.9%, that of NST-1Ta alloy is 9.7%, and that of NST-4Ta alloy increases to a maximum of 10.6%. Compressive strength improvement of alloys is contributed to solid solution strengthening and grain refinement strengthening by addition of Ta. Due to refinement of alloy microstructure and the increase of eutectic structure, fracture strain of alloy is increased.

Key words: Nb-Si alloy; Ultrahigh temperature material; Microstructure; Mechanical properties

Corresponding author: Chen Ruirun, Ph. D., Professor and doctoral supervisor, National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China, Tel: 0451-86412394, E-mail: ruirunchen@hit.edu.cn