

Ti-48Al-2Cr-2Nb-(Ni,TiB₂)合金凝固组织演变规律及力学性能研究

王昊^{1,4}, 谢广明², 贾焱^{1,4}, 姚昊明^{1,4}, 王涛^{1,4}, 肖树龙³, 陈玉勇³, 韩建超^{1,4}

(1. 太原理工大学 机械与运载工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110000)

(3. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国防重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(4. 太原理工大学 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

摘要: TiAl 合金作为轻质耐高温材料, 在一定温度范围内成为替代镍基高温合金的重要材料, 但其铸态室温塑性和强度低, 限制其进一步工程应用。采用真空感应凝壳熔炼工艺系制备铸锭, 研究 TiB₂ 和 Ni 元素共同添加对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金凝固组织和力学性能的影响。结果表明, TiB₂ 及 Ni 合金化后, 合金的凝固路径和初生相并未改变, 晶粒尺寸从 700 μm 细化至 100 μm, 生成片状 TiB₂ 和富镍 τ₃ 相, τ₃ 相的纳米硬度达到 8.3 GPa, 远高于片层团和块状 γ 相。T4822-(Ni,TiB₂)合金的室温拉强度与基体合金相近, 断裂伸长率提高 30%。700~900 °C 时, T4822-(Ni,TiB₂)合金的抗拉强度始终高于基体合金, 在 900 °C 时抗拉强度达到 365 MPa, 较基体合金提高 9%。800 和 900 °C 时 T4822-(Ni,TiB₂)合金的断裂伸长率分别达到 25.3% 和 36.1%, 远高于基体合金。晶粒细化和晶界处的块状 γ 相是 T4822-(Ni,TiB₂)合金塑性提升的主要原因, 其良好的高温强度则可以归因于片层团内部和界面处硬质硼化物和富镍 τ₃ 相。

关键词: TiAl 合金; 合金化; 显微组织; 增强相; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2316-07

作为一种新型轻质高温结构材料, TiAl 合金(γ-TiAl 基金属间化合物)具有优异的比强度和比模量、良好的高温抗蠕变和抗氧化性能, 使用温度可达 850 °C, 成为 700~900 °C 温度区间唯一有望替代镍基高温合金的潜在材料^[1,2]。然而 TiAl 合金属于难变形材料, 加工温度高、热加工窗口小, 在塑性变形过程中容易失稳开裂, 因此熔模精密铸造成为其常用的成型方法之一^[3,4]。目前搭载铸造 TiAl 合金低压涡轮叶片的 Genx-1B 发动机已成功试车^[5]。然而其铸态合金多为柱状晶组织, 晶粒尺寸粗大, 室温塑性和强度低, 难以满足进一步的需求。

国内外研究表明, 添加适量的 B 或 TiB₂ 可以细化 TiAl 合金的铸态组织, 消除粗大柱状晶引起的各向异性, 改善力学性能^[6,7]。前期研究发现添加 0.6at%B 后, Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的晶粒尺寸从 800 μm 细化至 200 μm, 元素偏析也得到明显改善^[8]。研究表明, B 元素细化 TiAl 合金晶粒尺寸所需的添加量存在阈值^[9,10], 对于包晶凝固 TiAl 合金 (Al 含量>45at%) 而言, 其阈值为 0.5at%; 对于铝含量较低的 β 凝固 TiAl 合金而言, 其

阈值为 0.2at%, 添加过量的 B 元素并不能更进一步的细化晶粒, 反而因为硼化物尺寸和数量过大而恶合金的力学性能^[11]。此外, Ni 合金化也是改善 TiAl 合金成型能力和组织性能常用的方法之一。Whang^[12]的实验结果证实添加少量的 Ni (约 1at%) 可以提高 TiAl 合金的塑性成形能力, 北京钢铁研究总院的研究表明适量的 Ni 合金化可以扩大 Ti-46.5Al-2.5V-1Cr 合金的 γ 相区, 提高合金的塑性和热变形能力^[13,14]。澳大利亚的研究人员发现 Ni 合金化可以改善 TiAl 合金粉末的烧结成形能力, 并提高其硬度和强度^[15,16]。然而, 现有的研究多集中于单种元素的合金化, 对于 2 种元素同时添加对 TiAl 合金显微组织和力学性能的影响还缺乏认识。

基于此, 本研究将 TiB₂ 和 Ni 作为合金化元素, 采用真空感应凝壳熔炼工艺制备铸锭, 研究同时添加 0.4at%TiB₂ 和 0.5at%Ni 元素对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金凝固组织和力学性能的影响, 并分析其组织和性能的演变规律和影响机制, 为高性能 TiAl 合金的开发和应用提供指导。

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51904205); 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 (东北大学) 开放课题基金 (2020RALKFKT014); 山西省科技重大专项 (20181101008); 中国博士后科学基金 (2018M641681); 山西省高等学校科技创新项目 (2019L0216)

作者简介: 王昊, 男, 1996 年生, 硕士生, 太原理工大学机械与运载工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 269268169@qq.com

1 实验

所研究的合金为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 和 Ti-48Al-2Cr-2Nb-0.5Ni-0.4TiB₂ (T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂), 原子分数, %), 采用水冷铜坩埚感应凝壳熔炼炉 (ISM) 制备铸锭, 熔炼气氛为氩气气氛 (约 50 kPa)。本实验铸锭熔炼所用原材料为市售 0 级海绵钛 (99.9%)、高纯铝锭 (99.99%)、铝铌中间合金 (Nb 56.8%)、高纯铬 (99.9%)、高纯 TiB₂ 粉和高纯镍豆 (99.9%)。为保证铸锭成分均匀性, 熔体在完全熔化状态下电磁搅拌 300 s, 随后浇入 500 °C 预热的圆柱形金属铸型中, 铸锭尺寸为 $\Phi 50 \text{ mm} \times 110 \text{ mm}$ 。浇注完成后铸锭在氩气气氛下进行均匀化处理, 温度为 900 °C, 均匀化处理时间 5 h。经 ICP-OES (Inductively Coupled Plasma-Optical Emission Spectroscopy) 检测, 铸锭的化学成分见表 1。

采用 X 射线衍射仪 (Empyrean) 检测 TiAl 合金的相组成, 靶材为铜靶, 分析步长为 2°, 角度分析范围为 20°~100°。采用配备 EDS 系统的扫描电子显微镜 (Quanta 200FEG) 进行显微组织观察, 样品经机械磨抛后进行电解抛光。本试验中电解抛光所用电解液为 60% 甲醇 + 34% 正丁醇 + 6% 高氯酸, 抛光温度为 -25 °C。为观察增强相颗粒, 采用 HF 酸对电解抛光后的试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 20 s。透射电镜观察在场发射透射电子显微镜 (Tecnai G2 F30) 上完成, 样品采用电解双喷减薄制备, 电解液与电解抛光所用相同。

采用 Instron 5500R 电子万能材料试验机测试 TiAl 合金的室温和高温拉伸性能。测试速率均为 0.5 mm/min, 每个条件测试 3 个试样, 取平均值。各物相纳米硬度值采用 Nano Indenter G200 测试, 每个物相测量 3~6 组数据, 取平均值。采用扫描电子显微镜观察拉伸试样断口形貌, 分析其失效机制。

2 结果与分析

2.1 TiB₂ 及 Ni 合金化对 TiAl 合金凝固组织的影响

图 1 为 T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂)合金铸锭 XRD 图谱。从图中可以看出 2 种合金的主要组成相均为 γ -TiAl 和 α_2 -Ti₃Al, 并未检测到其他物相, 这可能是由于添加的 Ni 及 TiB₂ 含量较少, 第二相比例较低, 超出了 XRD 检测的下限。

表 1 TiAl 合金铸锭化学成分

Table 1 Chemical composition of the TiAl casting ingots (at%)						
Alloy	Al	Cr	Nb	B	Ni	Ti
T4822	47.62	1.88	1.92	-	-	Bal.
T4822-(Ni,TiB ₂)	47.55	1.89	2.11	0.65	0.46	Bal.

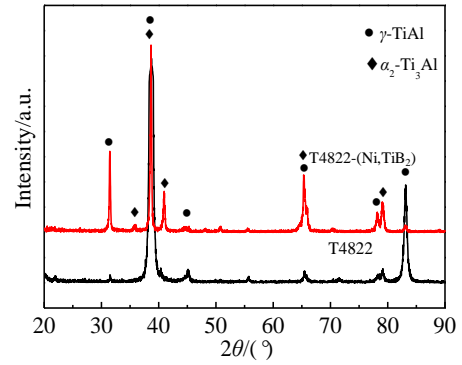
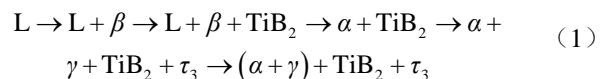


图 1 T4822 及 T4822-(Ni,TiB₂)合金 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of T4822 and T4822-(Ni,TiB₂) alloys

图 2 分别为 T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂)合金铸态的显微组织。从图中可以看出, T4822 合金呈近全片层组织, 主要由粗大的片层团组成, 经过划线法统计, 片层团尺寸约为 700 μm 。从高倍照片中可以看出 (图 2b), 在片层团界面处存在颗粒状 γ 相。此外, 还注意到片层团内部存在亮白色区域, 经 EDS 分析发现, 该区域存在 Cr 和 Nb 元素的富集 (表 2), 因此可以判断亮白色条带应为室温 B2 相。经过 Ni 和 TiB₂ 合金化后, 可以看出 T4822-(Ni,TiB₂)合金主要由片层团、块状 γ 相、亮白色块状相和弯曲的硼化物组成。通过 EDS 分析发现, 与基体合金不同, T4822-(Ni,TiB₂)合金中亮白色块状物中存在 Ni 元素富集。结合已有文献分析^[17], 此处应为富 Ni 的 τ_3 相。与基体合金相比, T4822-(Ni,TiB₂)合金的晶粒尺寸显著减小, 约为 100 μm 。

此外, 从图 2d 中可以看出 τ_3 相、块状 γ 相和 TiB₂ 颗粒伴随分布, 主要分布在片层团的界面处, 块状 γ 相的数量远多于基体合金。在包晶凝固 TiAl 合金中, 由液相直接析出的初生硼化物的形态主要为六方体形块状形貌, 在随后的凝固过程中析出的次生硼化物主要为片状或条带状形貌。因此, 结合 Ti-Al-B 三元合金相图^[18]和硼化物形态可以推断本研究中的硼化物为次生 TiB₂, 形成于 TiAl 合金包晶凝固初期, 与初生 β 相共晶生长。而 τ_3 相和块状 γ 相则由于其析出温度较低, 由枝晶间隙的残余富 Al 液相中直接析出, 因此室温组织中可以观察到 τ_3 相、块状 γ 相和次生 TiB₂ 颗粒相邻分布的特征。Ni 元素的添加扩大了合金的固-液两相区间, 提高了凝固后期液相中的 Al 含量, 进而提高了室温组织中块状 γ 相的含量。结合 Ti-Al-N^[19]和 Ti-Al-B^[18,20]三元合金相图可以推断出, T4822-(Ni,TiB₂)合金的凝固路径应遵循:



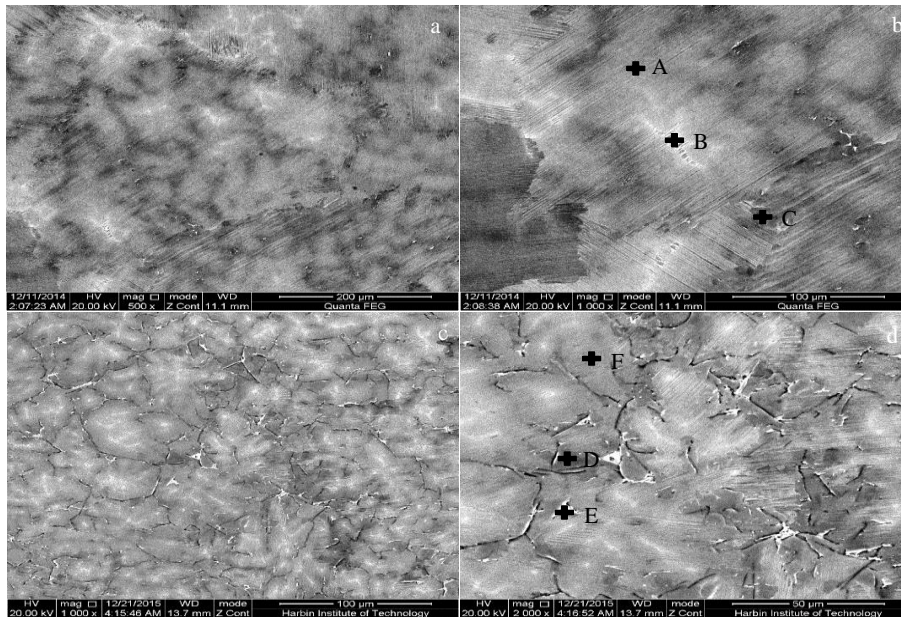


图 2 T4822 及 T4822-(Ni,TiB₂)合金铸态的显微组织

Fig.2 Microstructures of T4822 (a, b) and T4822-(Ni,TiB₂) (c, d) alloys

表 2 图 2b 及图 2d 中铸态合金不同位置的 EDS 成分分析结果

Table 2 EDS analysis results of different positions of as-cast alloys in Fig.2b and Fig.2d (at%)

Position	A	B	C	D	E	F
Ti	49.02±0.36	50.51±0.33	47.85±0.44	46.28±0.38	42.98±0.43	48.59±0.45
Al	47.35±0.45	44.25±0.36	48.95±0.38	49.76±0.48	45.56±0.35	47.41±0.53
Cr	1.88±0.12	2.89±0.23	1.55±0.14	2.03±0.21	5.75±0.23	1.66±0.24
Nb	1.75±0.16	2.35±0.22	1.65±0.17	1.68±0.13	1.88±0.16	2.11±0.12
Ni	-	-	-	0.25±0.04	3.83±0.15	0.23±0.08

图 3 为 T4822-(Ni,TiB₂)合金中的 TiB₂ 形貌照片。从图 3a 中可以看出 TiB₂ 颗粒在合金基体中均匀分布,呈弯曲缠绕形态。从图 3b 中可以看出 TiB₂ 颗粒呈片状形貌,具有较大的宽厚比(15),与文献中 TiAl-B 合金中的次生 TiB₂ 颗粒形态和尺寸相似^[21],这意味着少量 Ni 元素的添加并不影响硼化物的析出形态和尺寸。根据 Ti-Al-B 三元合金相图分析,对于 Ti-48Al 合金而言,次生 TiB₂ 的析出温度在 1480 °C 左右,远高于 τ₃ 相的析出温度(1272 °C),因此添加 0.5at%Ni 元素对硼化物形态和分布的影响较小。

图 4 为 T4822-(Ni,TiB₂)合金中的 TiB₂ 颗粒透射电镜形貌。从图中可以看出,硼化物尺寸较大,宽度达到 0.5 μm,呈不规则片层状结构,与 TiB₂ 和高温 β 相共晶形态类似,如图 4b 所示。选区电子衍射花样表明,硼化物周围的物相为具有不同取向的块状 γ 相。考虑到 τ₃ 相较低的析出温度,本研究中 T4822-(Ni,TiB₂)合金的组织细化机制与单独添加 TiB₂ 类似,主要由次生硼化物引发。在包晶转变初期,和高温 β 相共晶生长的次生 TiB₂

可作为 α 相的辅助形核质点,提高 α 相的形核率,经过随后的 α→γ 转变后,这部分硼化物主要位于片层团内部;其他硼化物则随液相被排至枝晶间隙,在一定程度上阻碍了枝晶的生长,随着富 Al 和 Ni 液相的转变,这部分硼化物则伴随着块状 γ 相和富镍 τ₃ 相分布在片层团界面处,如图 4a 所示。τ₃ 相虽不直接参与钛铝合金的包晶转变,但是液相中的 Ni 元素则在一定程度上增加了固-液界面处的成分过冷,进而促进初生 β 相形核^[22]。但是与前期文献[8]相比,Ni 元素添加与否对合金晶粒尺寸的影响较小,因此 T4822-(Ni,TiB₂)合金的细化效果主要是由 TiB₂ 引起的。

2.2 TiB₂ 及 Ni 合金化对 TiAl 合金力学性能的影响

图 5 为 T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂)合金中不同物相的纳米硬度测试结果。从图中可以看出基体合金中 B2 相纳米硬度最高,达到 7.2 GPa,γ 相的硬度最低,约是 B2 相的一半。对于 T4822-(Ni,TiB₂)合金而言,富镍 τ₃ 相表现出最高的纳米硬度,达到 8.3 GPa,远高于片层团和块状 γ 相。该合金中由于 B2 相含量较少,故没有检

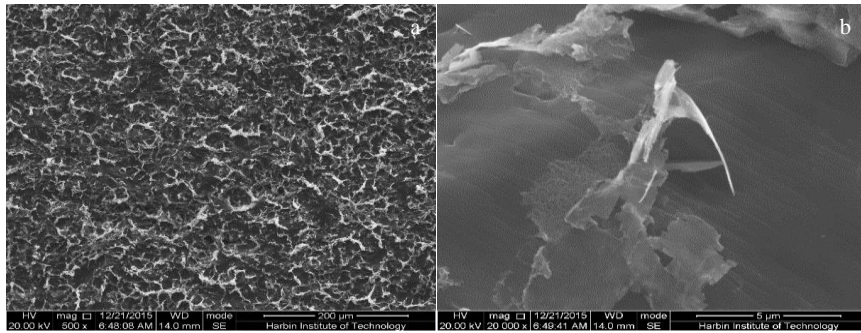


图 3 T4822-(Ni,TiB₂)合金中 TiB₂ 显微形貌

Fig.3 Morphologies of TiB₂ phase in T4822-(Ni,TiB₂) alloy

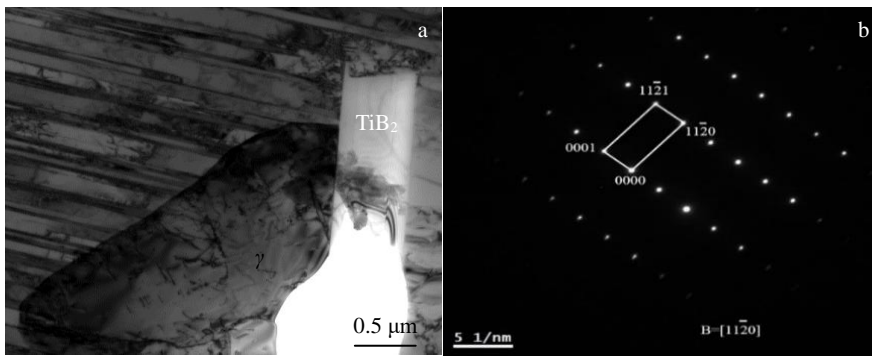


图 4 T4822-(Ni,TiB₂)合金中硼化物 TEM 形貌和选区电子衍射花样

Fig.4 TEM image (a) and SAED pattern (b) of the TiB₂ particles in T4822-(Ni,TiB₂) alloy

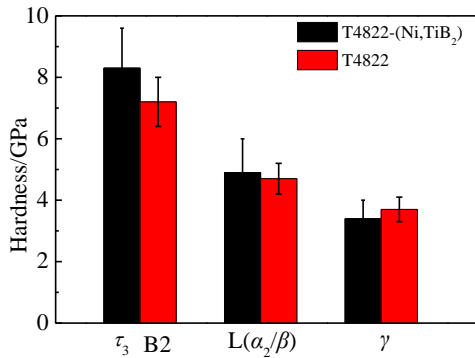


图 5 T4822 及 T4822-(Ni,TiB₂)合金中不同物相的纳米硬度测试结果

Fig.5 Nanohardness of different phases in T4822 and T4822-(Ni,TiB₂) alloy

测其纳米硬度。此外，值得注意的是，Ni 和 TiB₂ 合金化后，片层团和块状 γ 相的纳米硬度均有一定程度的提高，这应该是由 Ni 元素的固溶强化所致。Göken^[23] 的研究表明 PST TiAl 合金中 γ 相的纳米硬度达到 5.2 GPa。Niu 的研究发现^[24]，锻造 β - γ TiAl 合金中 B2 相、

片层团和 γ 相的纳米硬度分别为 8.5、6.8 和 5.3 GPa，均高于本研究中各相的纳米硬度，这可能与合金成分和加工状态有关。

图 6 为 T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂)合金的室温和高温拉伸性能统计结果。从图中可以看出 T4822-(Ni,TiB₂)合金的室温抗拉强度达到 605 MPa，与基体合金相近，断裂伸长率达到 0.62%，较基体合金提高约 30%。随着测试温度的升高，2 种合金的抗拉强度逐渐降低，断裂伸长率则逐渐提高。从图 6a 中可以看出，在 700~900 °C 的测试范围内 T4822-(Ni,TiB₂)合金的抗拉强度始终高于基体合金，在 900 °C 时抗拉强度达到 365 MPa，较基体合金提高 9%。800 °C 以下基体合金的断裂伸长率均低于 7.5%，900 °C 时达到 9.3%。根据文献报道，一般认为 TiAl 合金的断裂应变达到 7.5% 即可认为材料处于韧性阶段，此温度即为材料的韧脆转变温度^[25]。因此，可以认为基体合金的韧脆转变温度介于 800~900 °C 之间。值得注意的是在 750 °C 时 T4822-(Ni,TiB₂)合金的断裂伸长率达到 8.1%，800 和 900 °C 时其断裂伸长率分别达到 25.3% 和 36.1%，远高于基体合金。这意味着该合金的韧脆转变温度低于 750 °C，低于基体合金，这应该与其组织状态有关。

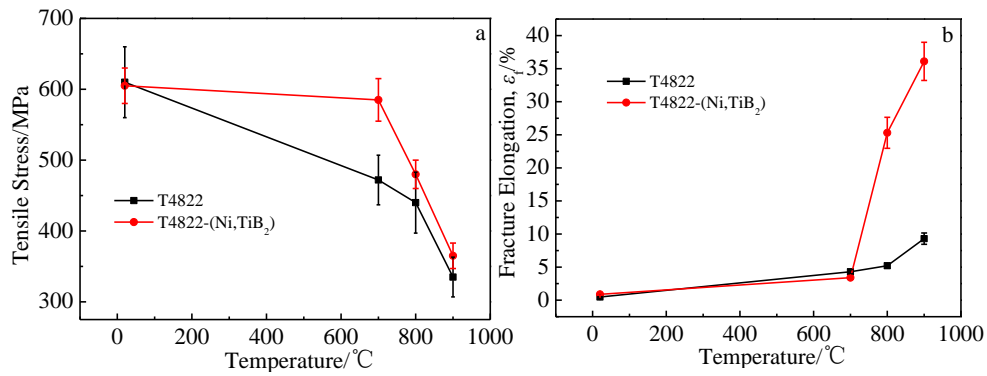


图 6 T4822 及 T4822-(Ni,TiB₂)合金室温和高温拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of T4822 and T4822-(Ni,TiB₂) alloys at room and elevated temperatures: (a) tensile strength and (b) fracture elongation (ε_f)

Wang^[26]的研究表明添加 1at% 的 B 元素后, Ti-47Al-2Mn-2Nb 合金的韧脆转变温度降低 100 °C, 并认为这主要是由于 B 合金化导致的晶粒细化引发的。事实上, 在 TiAl 合金变形过程中, 均匀细小的晶粒意味着较好的晶界的可动性, 晶粒间具有良好的协调变形能力, 因此合金具有良好的塑性。此外, 基于 γ 相的晶体结构特征, 双相 TiAl 合金的高温变形主要集中在 γ 相中^[4]。当变形温度较低时, 其主要变形模式是 1/2<110>全位错滑移和孪晶滑移, 高温变形时超位错滑移占比提高。随着温度提高, 扩散活动能力提高, γ 相{111}晶面上的多重滑移体系均被启动, 晶界的滑移可动性也随之提高, 促进组织的协调变形, 从而提高高温塑性。Wang^[27]的研究

表明, 在近/全层状 TiAl 合金中, α₂/γ 层片的高温变形由 α₂ 层片决定, 脆韧性转变为热激活过程。当蠕变低于脆韧性转变温度时, 变形依赖于热激活辅助下的位错滑移; 当蠕变高于脆韧性转变温度时, α₂ 层片是主要位错滑移系统, 它的热激活过程促进 α₂/γ 层片的塑性变形。因此, T4822-(Ni,TiB₂)合金中大量的块状 γ 相和 α₂/γ 层片组织进一步提升了合金的塑性变形能力。片层团内部和界面处的硬质硼化物和富镍 τ₃ 相的存在则保证了合金在具有良好高温塑性的前提下保持较好的强度。对于基体合金而言, 片层团尺寸粗大、块状 γ 相含量少应是其高温塑性提升缓慢、韧脆转变温度高的主要原因。

图 7 为 T4822 和 T4822-(Ni,TiB₂)合金室温和 800 °C

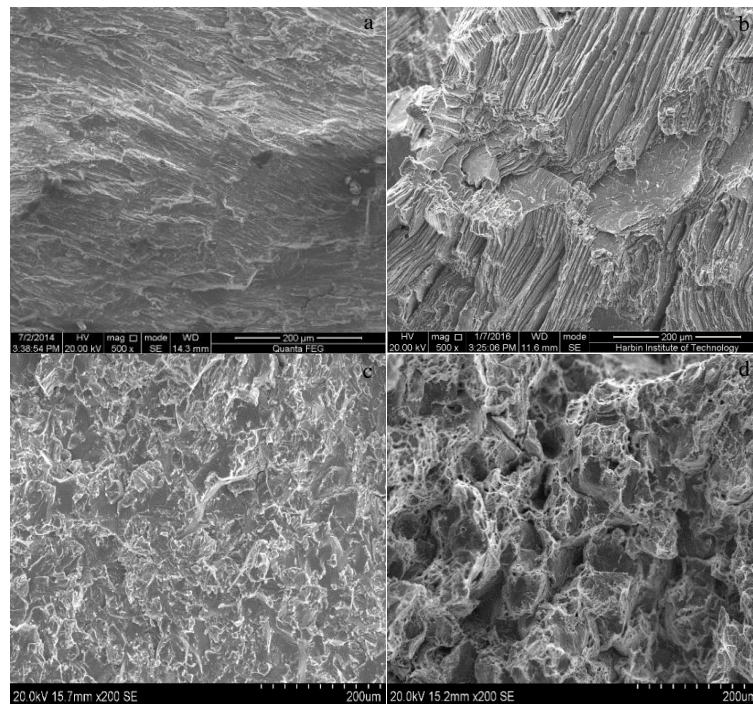


图 7 T4822 及 T4822-(Ni,TiB₂)合金拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of T4822 (a, b) and T4822-(Ni,TiB₂) (c, d) alloys at RT (a, c) and 800 °C (b, d)

拉伸试样的断口形貌。从图中可以看出 T4822 合金室温拉伸试样的断口既存在沿层片断裂又存在穿层片断裂, 这应与位错扩展前沿的片层团取向差较大有关。T4822-(Ni,TiB₂)合金室温拉伸断口与基体合金类似, 但是断面较平整, 这从侧面证明合金的晶粒细小均匀。800 °C 测试时, 基体合金断口形貌与室温形貌较为类似, 呈脆性断裂特征, 未观察到韧窝。T4822-(Ni,TiB₂)合金 800 °C 拉伸试样的断口呈现出明显的塑性韧窝断口形貌, 表明该温度下合金处于韧性状态, 高温塑性良好。

3 结 论

1) 与 T4822 合金相比, T4822-(Ni,TiB₂)合金的凝固路径和初生相并未改变, 生成片状 TiB₂ 和富镍 τ_3 相, 晶粒尺寸从 700 μm 细化至 100 μm , TiB₂ 辅助 α 相形核并阻碍其长大是合金晶粒细化的主要原因。 τ_3 相的纳米硬度达到 8.3 GPa, 远高于片层团和块状 γ 相。

2) T4822-(Ni,TiB₂)合金的室温抗拉强度与基体合金相近, 700~900 °C 时抗拉强度则高于基体合金, 在 900 °C 时抗拉强度达到 365 MPa, 较基体合金提高 9%。750 °C 时 T4822-(Ni,TiB₂)合金的断裂伸长率达到 8.1%, 800 和 900 °C 时其断裂伸长率分别达到 25.3% 和 36.1%, 合金的韧脆转变温度低于 750 °C, 低于基体合金。

3) T4822-(Ni,TiB₂)合金韧脆转变温度降低的主要原因在于晶粒尺寸的细化和晶界处的块状 γ 相, 片层团内部和界面处硬质硼化物和富镍 τ_3 相的存在则保证了合金在具有良好高温塑性的前提下兼具较好的强度。

参考文献 References

- [1] Wang Q B, Zhang S Z, Zhang C J *et al. Intermetallics*[J], 2020, 117: 106 677
- [2] Kim Y W, Kim S L. *JOM*[J], 2018, 70(4): 553
- [3] Zhou H T, Kong F T, Chen Y Y. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(9): 2466
- [4] Clemens H, Mayer S. *Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4-5): 560
- [5] Bewlay B P, Nag S, Suzuki A *et al. Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4-5): 549
- [6] Gong Z Q, Wu J, Sun W *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(8): 2760
- [7] Jia Y, Liu Z D, Li S *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2021, 31(2): 391
- [8] Han J C, Xiao S L, Tian J *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 106: 112
- [9] Hu D W. *Rare Metals*[J], 2016, 35(1): 1
- [10] Hu D. *Intermetallics*[J], 2001, 9(12): 1037
- [11] Tan Y, Chen R, Fang H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 102: 16
- [12] Whang S H, Kim J Y, Chen G C *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 27(6): 699
- [13] Su X, Zhang J, Li S Q *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2002, 12(4): 639
- [14] Zhang J, Su X, Strom E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 329: 499
- [15] Xia Y, Schaffer G B, Qian M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 195
- [16] Shu S L, Qiu F, Tong C Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 302
- [17] Xia Y, Qiu D, Qian M. *Intermetallics*[J], 2016, 71: 65
- [18] Witusiewicz V T, Bondar A A, Hecht U *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 474(1-2): 86
- [19] Raghavan V. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2005, 26(3): 268
- [20] Schuster J C, Palm M. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*[J], 2006, 27(3): 255
- [21] Tian P J, Yang G, Ge Z H *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 153: 148
- [22] Bazhenov V E. *Materials Science and Technology*[J], 2014, 31(11): 1305
- [23] Göken M, Kempf M, Nix W. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(5): 903
- [24] Niu H Z, Chen Y Y, Xiao S L *et al. Intermetallics*[J], 2012, 31: 225
- [25] Wang Y, Lin D L, Law C C. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34(13): 3155
- [26] Wang Y, Lin D L, Law C C. *Journal of Materials Science*[J], 2000, 35(12): 3083
- [27] Wang Q, Chen R, Chen D *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767: 138 393

Solidification Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Casting Ti-48Al-2Cr-2Nb-(Ni,TiB₂) Alloy

Wang Hao^{1,4}, Xie Guangming², Jia Yi^{1,4}, Yao Haoming^{1,4}, Wang Tao^{1,4}, Xiao Shulong³, Chen Yuyong³, Han Jianchao^{1,4}

(1. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110000, China)

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

(4. Engineering Research Center of Advanced Metal Composite Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: With excellent specific strength, specific modulus and service performance at high temperature, TiAl-based alloys have become the key material for the update of aerospace engineering. However, the coarse as-cast grain size, low room temperature plasticity and strength limit their further engineering application. In this paper, the Ti-48Al-2Cr-2Nb ingot alloyed with TiB₂ and Ni was prepared by the induction melting, and the effects of TiB₂ and Ni on the solidification microstructure and mechanical properties were studied. The results show that the addition of TiB₂ and Ni exhibits little influence on the solidification path and primary phase. The grain size is refined from 700 μm to 100 μm, and the flake TiB₂ and Ni-riched τ₃ phase is determined. The nanohardness of τ₃ phase is detected as 8.3 GPa, which is significantly higher than that of lamellar colony and bulk γ phase. Tensile strength of T4822-(Ni,TiB₂) alloy is similar to that of the matrix alloy, and the fracture elongation is increased by 30% at room temperature. At 700~900 °C, T4822-(Ni,TiB₂) alloy shows the preferable tensile strength, and the tensile strength at 900 °C reaches 365 MPa, 9% higher than that of the matrix alloy. At 800 and 900 °C, the breaking elongation reaches 25.3% and 36.1%, respectively, much higher than that of the matrix alloy. The refinement of grain size and the massive γ phase at grain boundary are the main reasons for the plasticity improvement of T4822-(Ni,TiB₂) alloy. And the good high temperature strength can be attributed to the hard borides and Ni-rich τ₃ phase inside and at the interface of lamellar masses.

Key words: TiAl alloy; alloying; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Han Jianchao, Ph. D., Associate Professor, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: hanjianchao@tyut.edu.cn