

# TNM 变形钛铝合金研究进展

油如月<sup>1</sup>, 王 强<sup>1</sup>, 赵春玲<sup>1</sup>, 杨 刚<sup>2</sup>, 梁永锋<sup>2</sup>,  
刘 辰<sup>1</sup>, 季显坤<sup>1</sup>, 林均品<sup>2</sup>

(1. 中国航发湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002)

(2. 北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

**摘 要:** TiAl 金属间化合物由于具有低密度、优异的高温强度以及高温蠕变抗力, 在航空航天及汽车领域具有广阔的应用前景。但是, 传统 TiAl 合金在热加工、成形等方面对设备有较为苛刻的要求, 阻碍了其在工业应用中的进一步发展。为此, 通过采用合金设计的手段, 以提升整体加工性能为目标, 成功设计并筛选得到了  $\beta$  凝固的名义成分为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (原子百分数, %) 的 TNM 合金, 是目前较为理想的变形 TiAl 合金。该合金不仅具有优良的加工性能, 并且兼顾强度、塑性、断裂韧性和抗蠕变性能等各个方面的性能目标。简要总结了 TNM 合金的设计理念、组织演变规律、微合金化进程、热处理工艺、室温高及温性能, 以及实际应用等方面的研究进展, 并对 TNM 合金未来的发展进行了展望。

**关键词:** TNM 合金;  $\beta$  凝固; 合金设计; 合金化

**中图分类号:** TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)08-0669-12

**引用格式:** 油如月, 王强, 赵春玲, 等. TNM 变形钛铝合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2023, 42(8): 669-680.

YOU R Y, WANG Q, ZHAO C L, *et al.* Progress of TNM Deformed TiAl Alloys[J]. Materials China, 2023, 42(8): 669-680.

## Progress of TNM Deformed TiAl Alloys

YOU Ruyue<sup>1</sup>, WANG Qiang<sup>1</sup>, ZHAO Chunling<sup>1</sup>, YANG Gang<sup>2</sup>,  
LIANG Yongfeng<sup>2</sup>, LIU Chen<sup>1</sup>, JI Xiankun<sup>1</sup>, LIN Junpin<sup>2</sup>

(1. AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

(2. State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** TiAl intermetallic have broad application prospects in aerospace and automotive fields because of their low density, excellent high temperature strength and high temperature creep resistance. However, the traditional TiAl alloy has more stringent requirements for the equipment in hot processing, forming and other aspects, hinder its further development in industrial applications. In order to improve the overall workability, TNM alloy,  $\beta$  solidified, with nominal composition Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (at%) was successfully designed and selected by alloy design, which is an ideal deformed TiAl alloy at present. The alloy not only has excellent machining properties, but also takes into account the performance objectives of strength, plasticity, fracture toughness and creep resistance. The research progress of TNM alloy design concept, microstructure evolution law, microalloying process, heat treatment process, room temperature and high temperature performance and practical application are summarized briefly, and the future development of alloys are prospected.

**Key words:** TNM alloy;  $\beta$  solidification; alloy design; alloying

## 1 前 言

近年来, 世界各大工业化的大国与强国均十分重视目前最有希望替代航天航空现役部分 Ni 基高温合金的 TiAl 基合金的研究和应用, 致力于开发具有低密度、高弹性模量及良好高温性能的 TiAl 合金。TiAl 合金的发展至今共经历了 3 段历程: 第一阶段的发展主要是以 20 世纪 70 年代普拉特·惠特尼集团(P&W)航空发动机公司

收稿日期: 2021-07-15 修回日期: 2021-12-06

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(FRF-MP-20-44)

第一作者: 油如月, 女, 1993 年生, 工程师,  
Email: youruyuehit@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202107025

(简称普惠公司)开发的服役温度 $\leq 650$  °C 的 Ti-48Al-1V-0.1Cr 合金为代表<sup>[1]</sup>。第二阶段合金的发展主要集中在 20 世纪 80 年代, 标志性特点是合金中 Al 含量的降低, 一般将 Al 含量控制在 45%~48% 之间(下文中未说明的均为原子百分数), 同时添加少量第三组元元素, 从而进一步提高 TiAl 合金的使用温度。在该阶段, 美国通用电气(GE)公司研发的名义成分为 Ti-48Al-2Nb-2Cr 的 4822 合金(该合金目前已经作为 GENx 发动机的尾级低压涡轮叶片材料稳定服役多年)以及美国洛克希德-马丁公司研发添加 B 元素的名义成分为 Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.8vol%TiB<sub>2</sub> 的 45XD 合金<sup>[2]</sup>。第三阶段的合金大发展集中在 20 世纪 90 年代到 21 世纪初, 主要特征是合金中第三组元元素含量的不断提升(5%~10% 甚至更高), 第三组元元素的添加可通过固溶强化显著提高合金的高温力学性能和抗蠕变性能<sup>[3-5]</sup>。典型合金有: 北京科技大学陈国良团队研发的高 Nb-TiAl 合金<sup>[6]</sup>、国外的 TNB 合金(成分为 Ti-(45~48)Al-(5~10)Nb)<sup>[7, 8]</sup>、已经装机服役的变形 TNM 合金(成分为 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B)<sup>[9, 10]</sup> 以及美国甘特克有限责任公司 Kim 团队所倡导的  $\beta$ - $\gamma$ -TiAl 合金<sup>[11, 12]</sup> 等。表 1 展示了 TiAl 合金的发展历程<sup>[13-15]</sup>。

表 1 TiAl 合金的发展历程<sup>[13-15]</sup>Table 1 Development of the TiAl alloys<sup>[13-15]</sup>

TiAl alloy	Composition
1 <sup>st</sup> generation TiAl alloy	1970s: Ti-48Al-1V-0.1Cr
2 <sup>nd</sup> generation TiAl alloy	1980s: Ti-(45~48)Al-(0~4)Nb-(0~2)X Ti-(45~48)Al-(0~2)X-(0~2)Y-(0~2)Z With X=Cr, Mn or V Y=Nb, Ta or W Z=Si, B, Fe, N
3 <sup>rd</sup> generation TiAl alloy	Ti-(45~48)Al-(5~10)Nb [TNB-Group] Ti-43Al-4Nb-1Mo-B [TNM-Group]

$\beta$ - $\gamma$ -TiAl 合金的设计理念在于, 通过合金化的手段使合金在形变温度下获得较高的无序结构体心立方  $\beta$  相体积分数, 从而提供较多位错滑移体系, 充分利用  $\beta$  相高温易变形的特性降低合金的变形难度, 同时降低合金成形过程中对设备的苛刻要求(锻造、挤压等设备)。因此,  $\beta$ - $\gamma$ -TiAl 合金有较好的热加工性<sup>[14]</sup>。但是,  $\beta$  相在 1000 °C 以下会有序化为 B2 结构(即  $\beta_0$  相), 该结构对合金室温塑性和蠕变性能存在不利的影响。因此, Clemens 团队<sup>[15]</sup>提出了 Nb 和 Mo 共同掺杂的  $\beta$ - $\gamma$ -TNM 合金。Clemens 等<sup>[15]</sup>和 Appel 等<sup>[16]</sup>多个研究团队均提出 Nb 和 Mo 共同掺杂的合金具有更加稳定的  $\beta$  相、较好的高温延展性及较为良好的热加工性能(锻造或轧制)。

变形 TNM 合金从实验室走向工业应用历经了数十载的时间, 但是近些年其在普惠航空发动机(PW1100G)中发生故障的频率较高, 导致美国联邦航空管理局(Federal Aviation Administration, FAA)发布了数个适航指令以及低压涡轮叶片导致飞机推力降低的报告, 同时指出叶片承受异物撞击的能力有待提升且该情况在空气污染较为严重的印度较为严重。普惠公司近些年一直致力于解决结构与材料的问题并且已取得一些阶段性的成就, 同时也对叶片材料的选用及服役要求提出了新的标准<sup>[17, 18]</sup>。因此有必要更加深层次地掌握和理解该合金, 才能更好地应用和推广。

## 2 TNM 合金的成分设计和凝固路径

从加工性能角度看, TiAl 合金的成分设计应满足以下要求: ① 经铸造凝固后, 合金应具有细化的等轴组织, 铸件缺陷和偏析不明显。② 合金成分要确保凝固路径为  $\beta$  凝固<sup>[19]</sup>。③ 在铸锭后续热成形的过程中, 应大量存在可提高高温变形能力的无序  $\beta$  相, 从而抑制晶粒的生长。但是, 合金在服役条件下  $\beta$  相的体积分数应越小越好, 从而最大程度地避免  $\beta$  相在 1000 °C 以下转变成有序的  $\beta_0$  相而降低合金的抗蠕变性能<sup>[20]</sup>。④ 为了避免热处理过程中存在无法控制的晶粒粗化的问题, 应尽量避免合金凝固路径单相区的存在。

Nb 元素可以提高合金的高温强度、改善高温抗蠕变性能和抗氧化性能等, 但研究表明, 大量添加 Nb 元素会导致熔炼后的 TiAl 合金铸锭存在较大的 Nb 元素偏析以及组织和成分不均匀<sup>[21]</sup>。Mo 元素具有与 Nb 元素类似的作用, 但是其扩大  $\beta$  相区的能力约是 Nb 元素的 4 倍<sup>[22]</sup>, 因此可用 1Mo 代替 4Nb。另外, 当 Al 含量 $>45.5\%$  时, 合金凝固过程将发生包晶反应, 造成成分偏析, 因此 Al 含量应不超过 45.5%。B 添加至 TiAl 合金中往往形成非常稳定的硼化物, 且有利于合金在高温下的热处理。为保证凝固过程中的晶粒细化效果, 合金设计选择 0.1% 的 B 添加量<sup>[23]</sup>, 通过硼化物固定晶界来减缓晶粒粗化<sup>[24]</sup>。综上, 目前 TNM 合金的成分基本为 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B。

在  $\beta$  凝固的过程中, TNM 合金从液态开始降温, 晶粒逐步开始形核并长大, 率先进入  $\beta$  相区凝固并生成  $\beta$  相, 但由于 Nb 和 Mo 元素这类扩大  $\beta$  相区的元素的添加, 使得  $\beta$  相区和  $\alpha$  相区转变温度在一定程度上出现下降, 液态的 TNM 合金将完全转化成为  $\beta$  相。随着温度的降低, 进入  $\beta+\alpha$  相区,  $\alpha$  相将在  $\beta$  相晶界上形核,  $\beta$  相逐步转变成  $\alpha$  相。合金冷却到室温后的组织由  $\alpha_2/\gamma$  片层组织及其晶界上的  $\gamma$  相和  $\beta/\beta_0$  相构成。在冷却凝固的过程

中  $\beta$  相向  $\alpha$  相转变, 理论上  $\beta$  相向  $\alpha$  相转变可形成 12 种不同位向的  $\alpha$  相变体, 同时转变遵循如下取向关系进行:  $\{110\}_{\beta} // \{0001\}_{\alpha}$ ,  $\langle 111 \rangle_{\beta} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha}$ 。整个过程有利于  $\alpha$  相的细化, 细化的  $\alpha$  相在后续冷却过程中将转变成更加细小的  $\alpha_2/\gamma$  片层组织。

### 3 TNM 合金组织与工艺

#### 3.1 TNM 合金的组织

TNM 合金通过无序的  $\beta$  相 (A2 结构) 凝固, 在应用温度下由有序相  $\gamma$ -TiAl (L10 结构)、有序相  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al (D0<sub>19</sub> 结构) 和有序相  $\beta_0$  (B2 结构) 组成, 如图 1 所示<sup>[15]</sup>。其中,  $\alpha_2$  和  $\gamma$  形成尺寸大约为 100  $\mu\text{m}$  的等轴  $\alpha_2/\gamma$  片层团。 $\beta/\beta_0$  相主要以网络状出现在片层团的晶界上且被细小的  $\gamma$  晶粒分割, 同时有少量析出在片层内部。这种具有网络状  $\beta/\beta_0$  相和细小  $\gamma$  晶粒组成的混合物形成的原因可能是不连续的  $\beta \rightarrow \beta + \gamma$  反应<sup>[25]</sup>。这种组织可以均衡强度、塑性、断裂韧性和抗蠕变性等性能, 相比其他  $\gamma$ -TiAl 合金拥有更好的综合性能<sup>[26]</sup>。其中,  $\beta/\beta_0$  以亚稳态存在, 因此可通过后续退火细化组织。Chladil 等<sup>[27]</sup>通过在 1250~1400  $^{\circ}\text{C}$  保温空冷得到了片层团尺寸在 50  $\mu\text{m}$  以内的组织。Imayev 等<sup>[28]</sup>也在类似合金体系中得到了相似的结果。图 2 是 Ti-44Al-5Nb-1Mo-0.2B-0.3C 合金经过 1450  $^{\circ}\text{C}$  保温 5 min 炉冷后得到的组织 SEM 照片, 可以看出原晶界处的  $\beta$  相经过分解可形成  $(\beta + \gamma)$  晶粒和单独的  $\gamma$  晶粒, 组织得到了均匀化, 晶粒尺寸在 30  $\mu\text{m}$  左右。

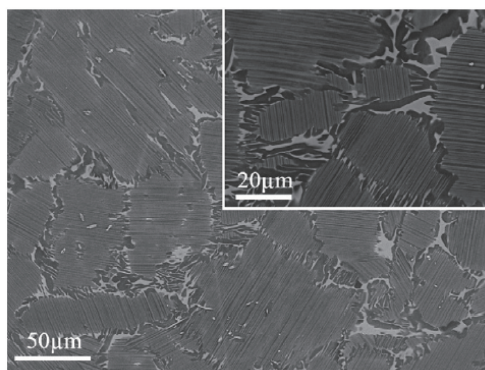


图 1 铸态 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金组织 SEM 照片<sup>[15]</sup>

Fig. 1 SEM image of the microstructure of as-cast Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy<sup>[15]</sup>

#### 3.2 TNM 合金的热加工性及组织调控

在 TiAl 合金中添加较强的  $\beta$  相稳定元素的主要目的是, 希望借助  $\beta$  相的高温塑性及较低的变形抗力提高 TiAl 合金的塑性变形能力。Clemens 等<sup>[15]</sup>对成份为 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 的 TNM 合金进行了热挤压以及锻造实验, 发现铸锭组织在挤压的过程中发生了细化, 细化

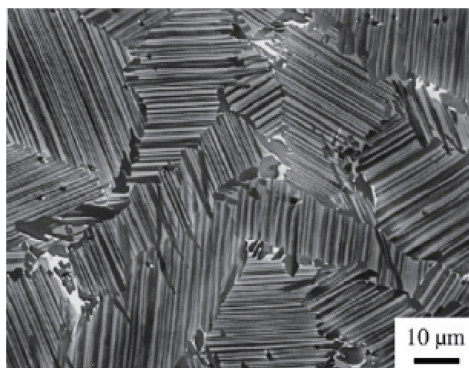


图 2 Ti-44Al-5Nb-1Mo-0.2B-0.3C 合金在 1450  $^{\circ}\text{C}$  保温 5 min 炉冷后的组织 SEM 照片<sup>[28]</sup>

Fig. 2 SEM image of the microstructure of Ti-44Al-5Nb-1Mo-0.2B-0.3C alloy after cooling at 1450  $^{\circ}\text{C}$  for 5 min<sup>[28]</sup>

物和  $\beta/\beta_0$  相沿挤压方向排列分布, 经过  $\alpha$  单相区保温和热挤压后可得到全片层组织, 但晶粒整体有所长大, 且仍有少量  $\beta/\beta_0$  残留; 锻造后组织为细小的片层组织以及残留  $\beta/\beta_0$ , 锻造合金与组织如图 3 所示。该合金成分扩大了加工窗口, 使热加工容易进行<sup>[26]</sup>。McCullough 等<sup>[29]</sup>在  $(\alpha + \beta)$  双相区对 TNM 合金进行锻造粗然后两侧挤压, 成功制备出 TiAl 合金的涡轮叶片, 照片见图 4。



图 3 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金锻饼照片 (a), 锻造组织 SEM 照片 (b)<sup>[15]</sup>

Fig. 3 Photo of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy forgings (a), SEM image of forging organization (b)<sup>[15]</sup>





图 4 通过镦粗和两侧挤压制备的涡轮叶片<sup>[29]</sup>

Fig. 4 Photo of turbine blades prepared by upsetting and extrusion on both sides<sup>[29]</sup>

Wallgram 等<sup>[14]</sup>将 TNM 合金在 3 个温度区: ( $\alpha+\beta+\gamma$ )、 $\alpha+(\beta)$  ( $\beta$  相含量最少时的温度) 和 ( $\alpha+\beta$ ) 进行热压

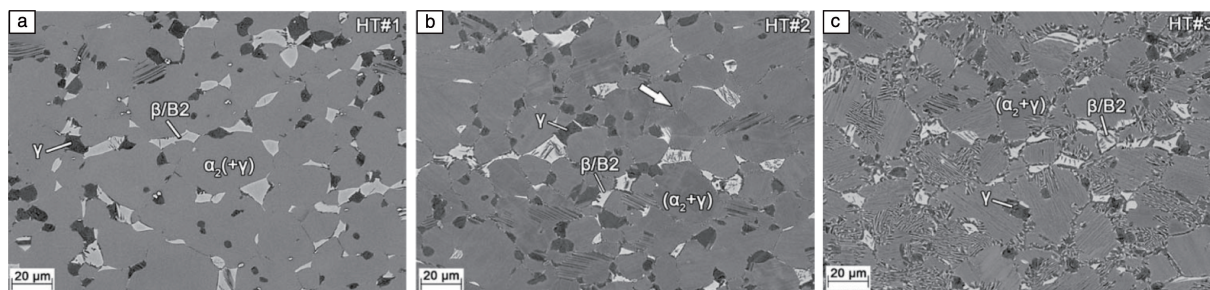


图 5 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B 合金经 3 种热处理后组织 SEM 照片<sup>[14]</sup>: (a) 1230 °C/1 h/AC, (b) 1230 °C/1 h/AC+850 °C/6 h/FC, (c) 1230 °C/1 h/AC+950 °C/6 h/FC

Fig. 5 SEM images of the microstructure of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy after three kinds of heat treatment<sup>[14]</sup>: (a) 1230 °C/1 h/AC, (b) 1230 °C/1 h/AC+850 °C/6 h/FC, (c) 1230 °C/1 h/AC+950 °C/6 h/FC

Erdely 等<sup>[30]</sup>对 TNM 合金进行了轧制以及后续热处理, 研究表明, 热轧组织比原始组织细小, 轧制过程导致晶粒细化。在后期的热处理过程中, 进行了不同组织的硬度对比, 其中, 首次退火(1100 °C/1 h/FC)后的组织达到了晶粒细化的作用, 硬度值在(390±4) HV<sub>5</sub>; 一步热处理(1240 °C/1 h/FC)消除了残留  $\beta$  相, 但晶粒尺寸增大, 因此硬度值有所下降; 而当二步热处理(850 °C/1 h/FC)之后, 过饱和  $\alpha_2$  析出  $\gamma$  片层, 并发生胞状反应细化了晶粒, 硬度值增大到(413±5) HV<sub>5</sub>。另外, 后续热处理在一定程度上消除了轧制产生的织构, 改善了其综合性能。

与此同时, Clemens 团队<sup>[31]</sup>对 TNM 合金的加工工艺及组织进行了详细的研究(如图 6)。图 6 给出了不同状态 TNM 合金的组织形貌, 作者主要采用真空熔炼或者等离子熔炼的手段得到呈近片层组织的 TNM 合金铸锭(图 6a), 并且给出了铸锭经过热等静压后的近片层组织(图 6b), 图 6c~6g 分别列出了热挤压、低速等温锻造、

快速及超高速热模锻和热轧板材的组织, 可以明显看出热挤压和慢速等温锻造得到的组织更为细小均匀。在同类报道中, 作者提出了高速热模锻的手段会对生产效率以及经济效益有较大的提升<sup>[32]</sup>。同时, 图中采用粉末冶金及热等静压工艺获得了双态组织(图 6h), 采用等离子体放电烧结得到了近片层组织(图 6i)。

### 3.3 TNM 合金的特种成形方式

TNM 合金的加工除了采用传统成形方式譬如铸造、锻造和轧制等技术外, 还有其它很多成形方式如激光金属沉积(laser metal deposition, LMD)、等离子放电烧结技术(spark plasma sintering, SPS)、粉末冶金等。激光金属沉积是一种成熟并且广泛应用于镍基和钛合金等零件维修的技术<sup>[30]</sup>。Rittinghaus 等<sup>[33]</sup>采用激光金属沉积的方式进行对 TiAl 合金工件的修复, 得到了组织非常细小的 TNM 合金, 为了达到修复材料组织一致, 采取退火的方式来进行均匀化和粗化, 使其组织的硬度与铸态组织相当。同时, Kastenhuber 等<sup>[34]</sup>研究了气体雾化过程中,



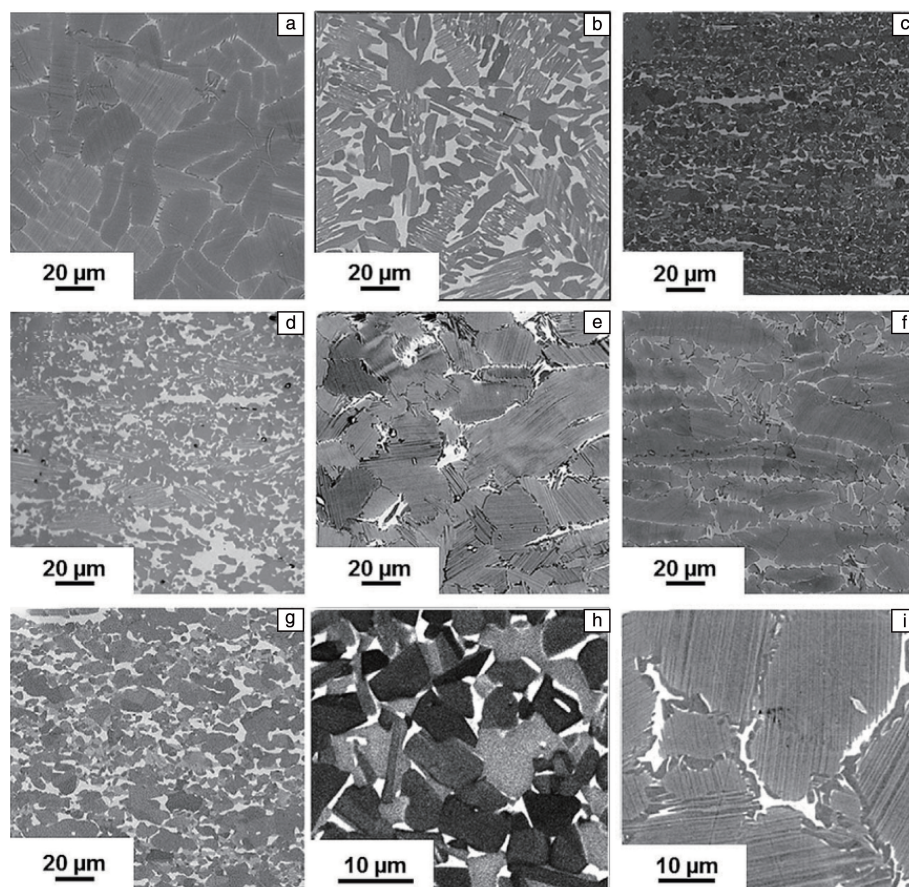


图6 不同状态下的TNM合金形貌SEM照片<sup>[31]</sup>: (a)铸态; (b)铸态在1200 °C/4 h/200 MPa缓冷; (c) ( $\alpha+\beta+\gamma$ )相区热挤压, 低于 $\gamma$ 固溶温度退火; (d) ( $\alpha+\beta+\gamma$ )相区低速等温锻造; (e) ( $\alpha+\beta$ )相区高速热模锻; (f) ( $\alpha+\beta$ )相区超高速热模锻; (g) ( $\alpha+\beta+\gamma$ )相区热轧, 低于 $\gamma$ 固溶温度退火; (h)粉末热等静压1200 °C/4 h/200 MPa后炉冷; (i)等离子体放电烧结1375 °C/100 MPa

Fig. 6 SEM images of the microstructure of TNM alloys in different states<sup>[31]</sup>: (a) as cast structure; (b) gently cooled as cast at 1200 °C/4 h/200 MPa; (c) ( $\alpha+\beta+\gamma$ ) phase hot extrusion, annealing below  $T_{eu}$ ; (d) low speed isothermal forging in ( $\alpha+\beta+\gamma$ ) phase region; (e) high speed hot die forging in ( $\alpha+\beta$ ) phase area; (f) ultra-high speed hot die forging in ( $\alpha+\beta$ ) phase area; (g) ( $\alpha+\beta+\gamma$ ) phase hot rolling, annealing below  $T_{eu}$ ; (h) hot isostatic pressing of power at 1200 °C/4 h/200 MPa and then cooling in furnace; (i) spark plasma sintering (SPS) 1375 °C/100 MPa

高凝固速率(105~106 °C/s)引起的TNM合金相变、形貌和微观组织的变化,详细分析了快速凝固过程的凝固路径,并绘制出组织演变示意图。Voisin等<sup>[35]</sup>通过放电等离子烧结技术制备出具有尺寸小于20 μm的近片层组织的TNM合金,室温下塑性变形达到1%,同时具有优良的高温抗蠕变性能。图7展示了经过不同烧结温度得到不同组织的室温应力应变曲线以及高温蠕变曲线,1237 °C烧结得到的双态组织和1429 °C烧结得到的组织是粗大片层,其延伸率相较中间温度烧结得到的近片层组织要差得多。而通过700 °C/300 MPa的蠕变实验可以看出,通过放电等离子烧结技术制备的TNM合金具有良好的抗蠕变性能,同时在1304 °C烧结后的组织达到了最佳蠕变性能,在700 °C/300 MPa测试条件下的蠕变寿命长达4000 h。

另外,粉末冶金法制备的TNM合金具有较铸造组织更为细小的显微组织,更有望直接通过简单热处理的手段消除 $\beta$ 相,获得均匀细小的片层组织,达到减少热变形工序,从而节约成本的目的。陈国清等<sup>[36]</sup>采用元素粉末热压烧结的方法成功制备出了名义成分为Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.3B的合金。该研究表明,热处理工艺可以显著改善材料的组织均匀性,促使 $\beta_0/\gamma$ 块状组织转变成 $\alpha_2/\gamma$ 片层组织。同时,提出了热处理组织均匀化的主控因素是温度,合理的工艺调节就可以得到均匀化的组织,其中工艺为1100~1160 °C/24 h热处理可达到 $\beta_0$ 相部分消除的目的;热处理工艺条件为1400 °C/2 h/AC+850 °C/6 h/AC时 $\beta_0$ 相可完全消除且组织粗化程度较轻。Schloffer等<sup>[37]</sup>采取预合金粉末热等静压的手段制备了TNM合金,且可以利用热处理温度和冷却速率控制片层

组织，提出了双步热处理手段可获得细小近片层组织。图 8 为合金粉末通过 1250 ℃/2 h/200 MPa 热等静压以及不同热处理后的组织，可以看出经过双步热处理 (HT3) 后获得了晶粒尺寸在 30 μm 左右的近片层组织。

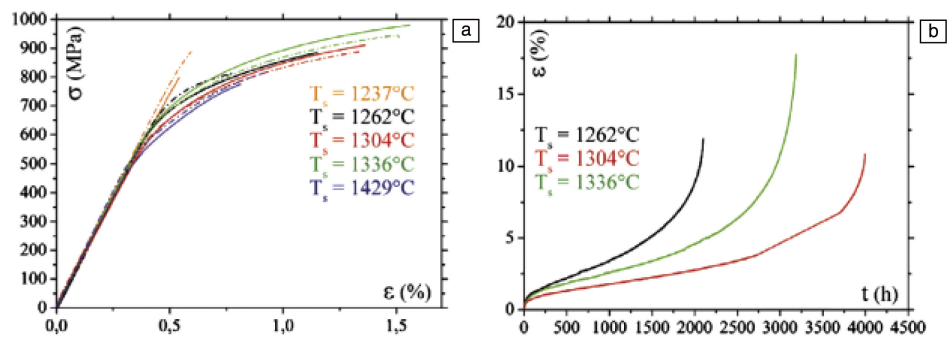


图 7 不同等离子体放电烧结工艺制备合金的性能<sup>[35]</sup>: (a)室温拉伸试验, (b)在 700 ℃ 和 300 MPa 环境下的蠕变试验  
Fig. 7 Properties of alloys prepared by different plasma discharge sintering processes<sup>[35]</sup>: (a) tension test at room temperature, (b) creep test at 700 ℃ and 300 MPa

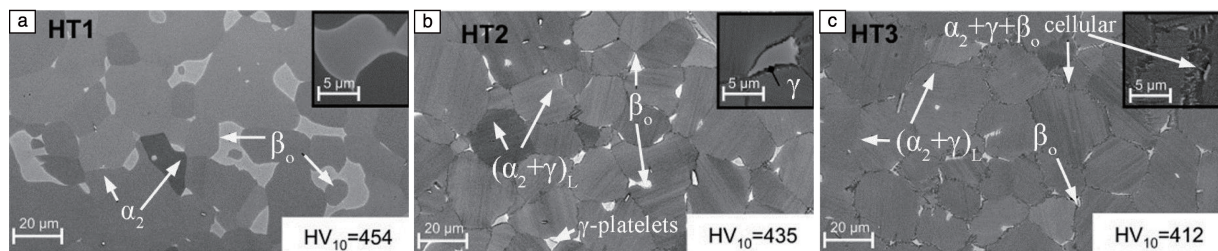


图 8 Ti-43.9Al-4.0Nb-0.95Mo-0.1B 合金不同热处理后的组织 SEM 照片<sup>[37]</sup>: (a) HT1 (1290 ℃/9 min/WQ), (b) HT2 (1290 ℃/9 min/AC), (c) HT3 (1290 ℃/12 min/AC+850 ℃/6 h/FC)  
Fig. 8 Microstructure of Ti-43.9Al-4.0Nb-0.95Mo-0.1B alloy after different heat treatment<sup>[37]</sup>: (a) HT1 (1290 ℃/9 min/WQ), (b) HT2 (1290 ℃/9 min/AC), (c) HT3 (1290 ℃/12 min/AC+850 ℃/6 h/FC)

## 4 TNM 合金性能

### 4.1 TNM 合金蠕变性能

铸态 TNM 合金组织中的无序  $\beta$  相在室温下主要以不利于合金的强度和蠕变性能提高的有序脆性相  $\beta_0$  相呈现<sup>[37-40]</sup>,  $\beta_0$  相可通过热处理进行有效消除<sup>[41]</sup>。Kastenhuber 等<sup>[42]</sup>的研究表明, 通过调整合金成分含量(如表 2)与相对应的温度区间进行热处理可得到不同组织。将得到的不同组织进行 750 ℃/250 MPa 的蠕变实验, 由图 9 的蠕变速率曲线可知, 合金 1(NL $\gamma$ + $\beta_0$ )的最小蠕变速率最大(NL 代表近片层组织, near lamellar), 原因在于该组织内含较多  $\beta$  相, 利于位错扩展; 合金 2(NL $\gamma$ )的最小

蠕变速率变小, 这是因为组织片层尺寸变小, 但是仍有少量残留的  $\beta$  相; 合金 2(DFL)的最小蠕变速率最小(DFL 代表全片层组织, designed fully lamellar), 因为组织消除了片层团边界的  $\beta$  相和  $\gamma$  相, 增大了蠕变抗力。另外, 对名义成分为 Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B 的合金, 低于 1300 ℃ 的退火工艺可以有效消除位于片层团界面的  $\beta$  相且保留位于层片内部的  $\beta$  相析出物, 对提高 TiAl 合金的塑性和抗蠕变性有较为明显的作用, 同时( $\gamma$ + $\alpha_2$ )片层晶粒也发生了长大, 但其尺寸仍在可控范围之内<sup>[14]</sup>。茶丽梅等<sup>[43]</sup>探索了二次退火工艺(即退火工艺为合金样品先在 1270 ℃ 下退火后, 再分别于 800 ℃ 保温 500, 1000 和 2000 h)中二次退火保温时间与 TNM 合金微观组织及

表 2 铸造 TNM 合金的化学成分(原子百分比, %), 含氧浓度以 m. -ppm 表示(在括号中)<sup>[42]</sup>

Table 2 Chemical composition of cast TNM alloy (at%), oxygen concentration is denoted by m. -ppm (in parentheses)<sup>[42]</sup>

Alloy	Ti	Al	Nb	Mo	B	C	Si	O
TNM alloy I	Bal.	43.67	4.08	1.02	0.095	0.014 <sup>a</sup>	0.013 <sup>a</sup>	0.108 <sup>a</sup> (425)
TNM alloy II	Bal.	44.09	3.93	0.94	0.098	0.037 <sup>a</sup>	0.036 <sup>a</sup>	0.181 <sup>a</sup> (710)

Note: <sup>a</sup> impurities in the production process



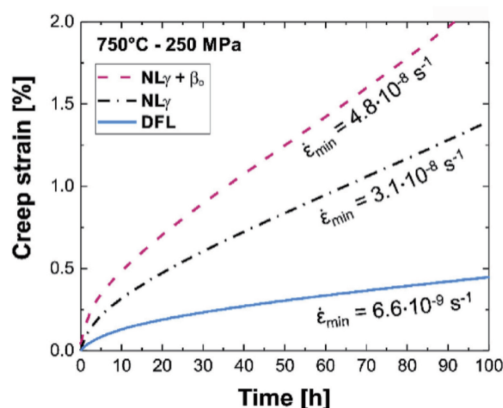


图9  $\text{NL}\gamma+\beta_0$ 、 $\text{NL}\gamma$ 、DFL 合金组织在 750 °C/250 MPa 下的蠕变曲线, 以及相应的最小蠕变速率<sup>[42]</sup>

Fig. 9 The creep curves of three different microstructures at 750 °C and 250 MPa, corresponding minimum creep curve rates<sup>[42]</sup>

硬度的之间的关系, 得出了如下结论: 二次退火时间的延长会导致( $\alpha_2+\gamma$ )层片团边界逐渐粗化且在界面处出现更多的 $\beta_0$ 和 $\gamma$ 相组成的网络状组织; 同时在 $\alpha_2$ 层片内出现更多的纳米级 $\beta_0$ 颗粒。此外, 由于 $\beta_0$ 颗粒的硬度较大且层片内 $\alpha_2/\beta_0$ 界面可以阻碍位错的运动, 所以 TNM 合金的硬度随着二次退火时间的延长而有所提高。

Klein 等<sup>[44]</sup>通过两步热处理的方法制备出了具有纳米片层组织的 TNM 合金, 具有优异的高温抗蠕变性能。当片层组织达到纳米级以后, 合金变形机理与传统 TiAl 合金相比发生了变化。界面本身作为一种 F-R 位错源, 合金纳米化后界面增多, 界面位错的攀移受到界面原子迁移对(jog-pair)的控制, 具有更高的位错激活能<sup>[45]</sup>。另外, Schwaighofer 等<sup>[46]</sup>将铸态组织进行不同的热处理, 从而得到了和锻造组织具有相同潜力的性能, 一定程度上可代替锻造等热加工。虽然后期热处理可以对组织进行一定的调整, 但是期间经常会有不连续析出(discontinuous precipitation, DP)过程产生。Kastenhuber 等<sup>[47]</sup>通过不同热处理步骤研究了 DP 过程对 TNM 合金组织及性能的影响。研究表明, 引发 DP 反应的驱动力有 2 个方面, 即在获得细小片层的过程中, 一方面较快冷速引起了不平衡状态, 另一方面细小片层团界面能较高。细小的片层间距有利于初始蠕变量的降低, 但 DP 反应会抵消细小片层间距带来的效果, 最终的实验结果表明, 在 TNM 合金中 DP 组织体积分数小于 10% 不会影响蠕变性能。

虽然,  $\beta$ 相在高温条件下塑性变形抗力小, 因此提高 TiAl 合金的塑性变形能力, 但由于 $\beta$ 相拥有更多的滑移面, 导致该合金的应用局限于 800 °C 以内<sup>[48]</sup>, 超过

800 °C 时蠕变阻力就会不足。因此, 需要通过在 TNM 合金中添加一定的合金元素来提高性能。其中, C 和 Si 元素的添加对相变动力学的影响在热处理中会引起 $\gamma+\alpha_2$ 片层间距的细化<sup>[49]</sup>, 其微观结构的稳定性也有所增强, 因为细小片层边界的胞状反应受到了抑制<sup>[50, 51]</sup>。此外, 这 2 种元素都可通过固溶硬化<sup>[52, 53]</sup>或者析出硬化<sup>[54, 55]</sup>提高合金强度。但是, C 和 Si 的含量都是有限的, 基本控制在 0.5% 以内, 否则会恶化材料的性能。Klein 等<sup>[56]</sup>用原子探针技术研究了含硅 TNM 合金析出物经两步热处理后的组织演变和合金元素在组分相中的优先分布, 发现退火片层中, Si 主要存在于 $\alpha_2$ 中, 而 Si 的析出物( $\zeta$ -硅化物)主要存在于 $\beta_0$ 中。显微硬度测试结果表明, 通过 C 和 Si 合金化的 TNM 合金 $\alpha_2$ 相和 $\gamma$ 相硬度提高,  $\beta_0$ 相的硬度降低<sup>[49]</sup>。图 10 是 TNM 合金和 TNM0.75C 合金的 TEM 明场像以及选区电子衍射图谱, 在添加了 C 元素之后的 $\beta_0$ 相中没有 $\omega_0$ 相析出, 这是由于 C 在 $\alpha_2$ 相内的偏聚会导致 Mo 元素在 $\beta_0$ 相内进一步聚集, 而 $\omega_0$ 相在形成过程中会向 $\beta_0$ 相中排出 Mo 元素, 所以高浓度的 Mo 元素会抑制 $\beta_0$ 相内 $\omega_0$ 相的析出。而 TiAl 合金中 $\omega_0$ 相的硬度最高, 能显著提高 $\beta_0$ 相的硬度, 这也是添加了 C 元素之后 $\beta_0$ 相硬度下降的原因。

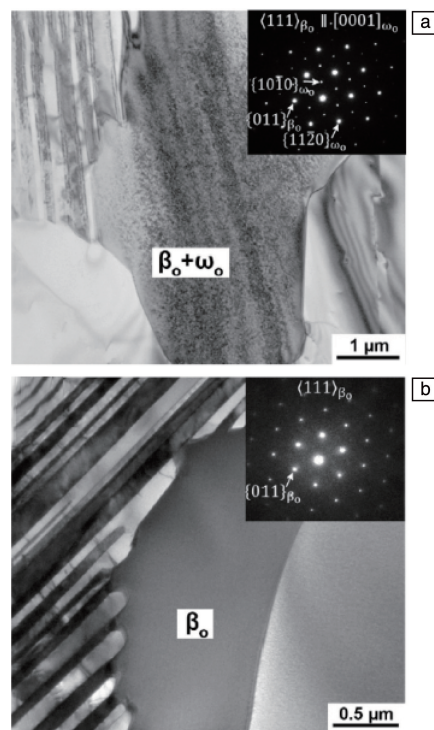


图 10 TNM (a) 和 TNM0.75C (b) 合金的 $\beta_0$ 相 TEM 照片和衍射斑点<sup>[51]</sup>

Fig. 10 TEM images and selected area electron diffraction (SAD) patterns of  $\beta_0$  phase from TNM (a) and TNM0.75C (b) alloys<sup>[51]</sup>



Kastnerhuber 等<sup>[57]</sup>在 TNM 合金中添加一定量的 C 和 Si 元素(TNM<sup>+</sup>), 与未添加的组织进行不同的热处理, 最后进行了蠕变实验的对比。图 11a 为添加原子总量为 0.3% 的 C 和 Si 合金经过两步热处理后的组织, 可以看到  $\zeta$ -硅化物分布在晶界上。经分析可知, C 和 Si 的加入细化了晶粒尺寸<sup>[57]</sup>; 图 11b 为最小蠕变速率曲线的对比图, 可以看出, 加入 C 和 Si 元素后合金蠕变性能增强, 原因如下: ① 片层的细化增强了蠕变抗力; ② C 的固溶强化; ③ 蠕变过程中析出细小硅化物, 阻碍位错运动<sup>[57]</sup>。Yamamoto 等<sup>[58]</sup>还研究了额外添加 C 和 Mo 的 TNM 合金的高温力学行为, 发现与添加 C 和 Si 相似, 合金片层间距减小、抗蠕变性能提高, 另外还抑制了  $\gamma$  片的 DP 反应, 减缓了片层组织退化, 有效阻止了位错移动, 提高了合金力学性能。Park 等<sup>[59]</sup>详细研究了 C 元素对片层组织的细化效果。发现 C 元素易偏聚于  $\alpha$  晶界处, 降低了层错能, 增加了位错形成几率。而大量位错作为异质形核核心大量增加了  $\gamma$  相的形核率, 从而细化片层组织, 提高合金的抗蠕变性能。

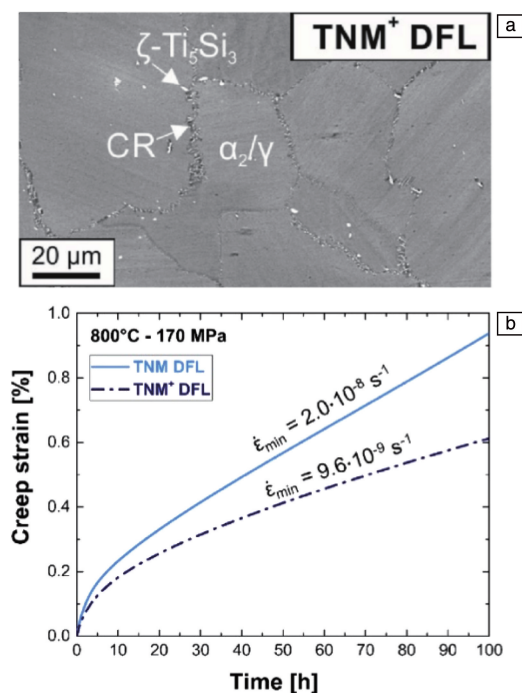


图 11 1290 °C/0.5 h/AC+900 °C/3 h/FC 热处理后 TNM<sup>+</sup>合金的微观组织 SEM 照片(a), TNM 与 TNM<sup>+</sup>合金在 800 °C/170 MPa 蠕变行为的比较(b)<sup>[57]</sup>

Fig. 11 Microstructure of TNM<sup>+</sup> alloy after 1290 °C/0.5 h/AC+900 °C/3 h/FC heat treatment (a), comparison of creep behavior of TNM and TNM<sup>+</sup> alloys at 800 °C/170 MPa (b)<sup>[57]</sup>

Schwaighofer 等<sup>[60]</sup>研究了 C 和 Si 元素的添加对合金热压缩性能的影响。通过进行温度为 1150~1300 °C, 速

率为 0.005~0.05 s<sup>-1</sup> 的热压缩实验对比, 最终发现, 随着变形温度升高, 变形组织依次出现片层弯曲以及动态再结晶。当在  $\alpha+\beta$  相区变形时, C 的加入形成 h-type 碳化物降低了  $\alpha/\alpha_2$  和  $\gamma$  相的层错能; Si 的加入形成  $\zeta$ -硅化物促进了  $\alpha_2$  相的成核, 因此使组织细化, 变形抗力更强。

另外, 研究发现, 稀土元素的加入可以清除合金基体中的 O, 并在微观结构中形成氧化物颗粒<sup>[61]</sup>。同时, 分散的氧化物颗粒被认为是第二相粒子强化<sup>[62]</sup>。稀土元素对镍基高温合金<sup>[63]</sup>、钛合金<sup>[64]</sup>和双相钛铝合金<sup>[65]</sup>的组织 and 性能均具有明显的影响。Hadi 等<sup>[66]</sup>研究了稀土元素 La 和 Er 的添加对 TNM 合金热压缩性能的影响。研究表明, 变形过程中会有 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 析出。图 12 为不同温度下流动应力的峰值随合金元素的含量的变化曲线。可以看出: ① 当合金元素含量达到 0.2% 时, TNM 合金表现出的流变应力最大, 因为此时氧化物颗粒最密集, 间距最小; 当合金元素含量大于 0.2% 时, 颗粒尺寸变大, 不利于应力提高。② 含 Er 合金表现出较高的流动应力, 尤其是在变形温度为 1000 °C 时, 这是由于含 Er 合金的氧化物粒度小于含 La 合金。③ 含 La 合金在变形温度为 1000 °C 时比 900 °C 应力变低是因为组织  $\beta$  相含量偏多。

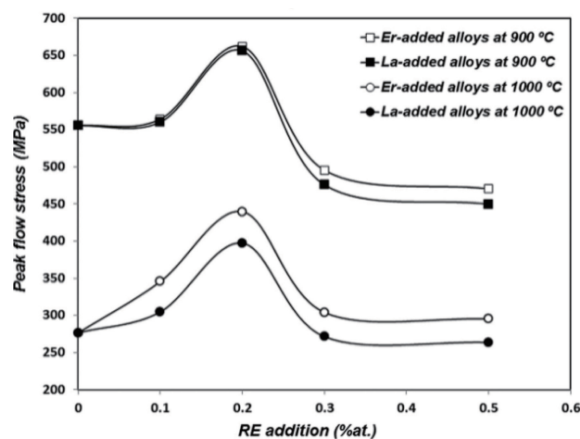


图 12 不同变形温度下流动应力的峰值随稀土元素的含量的变化曲线<sup>[62]</sup>

Fig. 12 The peak value of flow stress varies with the content of rare earth elements at different temperatures<sup>[62]</sup>

## 4.2 TNM 合金疲劳性能

TNM 合金  $\alpha_2/\gamma$  片层团间存在  $\beta_0$  相, 而  $\beta_0$  相的脆性较大, 导致裂纹易在  $\beta_0$  相内萌生扩展, 因此  $\beta_0$  相对 TNM 合金的疲劳断裂行为影响极大<sup>[67]</sup>。Matthew 等<sup>[68]</sup>研究了通过不同处理方法得到的不同组织的 TNM 合金在不同条件下的疲劳断裂行为, 观察到铸态 TNM 合金裂纹优先在  $\beta_0$  相界面处产生并扩展。Leitner 等<sup>[69]</sup>通过热处理

调控得到具有不同片层团间相组成的近片层组织 TNM 合金并进行了单一载荷条件下的疲劳力学性能测试。图 13 是热处理后 4 种不同组织在室温和高温的抗裂曲线 ( $R$ -curves), 图中  $\beta$  后的数字代表了  $\beta_0$  相的体积分数。结果表明, 随着温度升高, 应力强度  $K$  值升高。4 种组织中, NL+ $\beta_0$  (在图中简写为 NL+ $\beta 1$  ( $\beta_0$  体积分数为 1.9%) 和 NL+ $\beta 2$  ( $\beta_0$  体积分数为 2.6%)) 展现出最好的断裂韧性。这是由于微裂纹易形成于  $\beta_0$  相内, 但是晶界处形成的胞状组织 (CR) 使晶界不能连接, 而细小的微裂纹能够释放应力, 避免应力集中导致断裂, 提高了材料的韧性<sup>[65]</sup>。

Tang 等<sup>[70]</sup> 研究了实际成分为 Ti-42.92Al-4.01Nb-0.99Mo-0.18B 的不同组织的 TNM 合金的室温疲劳性能。

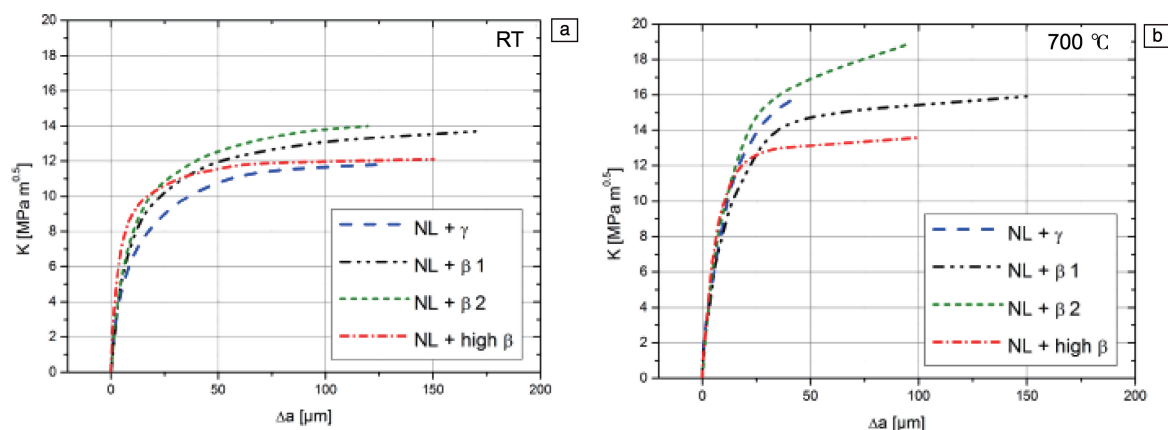


图 13 热处理后 4 种不同 TNM 合金组织在不同状态下的平均抗裂曲线<sup>[69]</sup>: (a) 室温, (b) 700 °C

Fig. 13 Average crack resistance curve under 4 different heat treatments at room temperature (a) and 700 °C (b)<sup>[65]</sup>

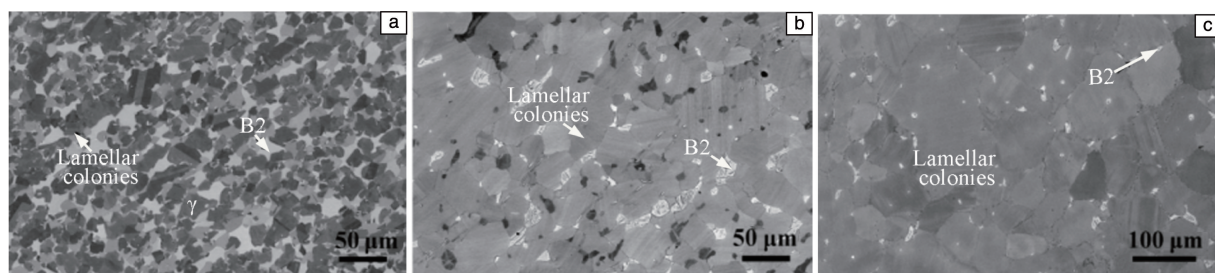


图 14 不同组织 TNM 合金的 SEM 照片<sup>[66]</sup>: (a) 不连续析出 (DP) 合金, (b) NL#1 合金, (c) NL#2 合金

Fig. 14 SEM images of different microstructure of TNM alloy<sup>[66]</sup>: (a) discontinuous precipitation (DP) alloy, (b) NL#1 alloy, (c) NL#2 alloy

Sallot 等<sup>[71]</sup> 研究了高温空气暴露对 TNM-B1 (Ti-44Al-4Nb-1Mo-0.1B) 合金高温疲劳强度的影响。结果表明, 合金疲劳特性受到预暴露的影响强烈, 减速比明显取决于暴露温度 (如图 16 所示)。

#### 4.3 TNM 合金高温抗氧化性能

TNM 合金的使用温度可达到 750 °C, 然而在更高的温度下其应用就受到抗氧化性不足的限制。尽管 TiAl 合金的 Al 含量较高, 但不能像 NiAl 合金那样形成稳定的

发现双态合金 (图 14a) 含有等轴  $\gamma$  (TiAl) 晶粒、 $\beta_0$  相和由  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) 和  $\gamma$  片层组成的片层团; NL#1 合金 (图 14b) 由片层团、 $\gamma$  晶粒和不连续分布在晶团边界的  $\beta_0$  相组成; NL#2 合金 (图 14c) 在更高的温度下进行固溶处理, 产生更大的片层团, 具有大量  $\beta_0$  相, 并且在片层团边界没有  $\gamma$  晶粒。室温下单轴拉伸疲劳试验测量 TNM 合金的高周疲劳性能, 平行试验样品数 12 个, 当 620 MPa 应力水平下, DP 试样的 1#、3#、7#通过了  $10^7$  次循环而没有失效, 然而 NL#1 和 NL#2 试样均在 620 MPa 应力水平下失效 (图 15)。NL#1 以及 NL#2 试样可分别通过应力为 600 和 540 MPa 的测试。通过观测断口形貌可判断其断裂机理为沿  $\alpha_2/\gamma$  界面的脆性断裂。

氧化铝膜, 这是由于 Ti 和 Al 的氧化物的热力学稳定性类似, 在高温下易形成混合氧化物膜, 到达一定应力值后就会破碎脱落, 并不能有效防止基体材料氧化。已知, Nb 元素的添加能够延缓 O 元素扩散, 提高合金抗氧化性能, 使用温度能达到 800 °C。另外, 一定含量的 Mo 元素也能提高合金的抗氧化性能, 但当 Mo 元素含量超过 2% 以后合金的抗氧化性能反而进一步恶化<sup>[72]</sup>。除此之外, 涂层也能够提高合金的抗氧化性能。Pflumm 等<sup>[10]</sup> 研究了

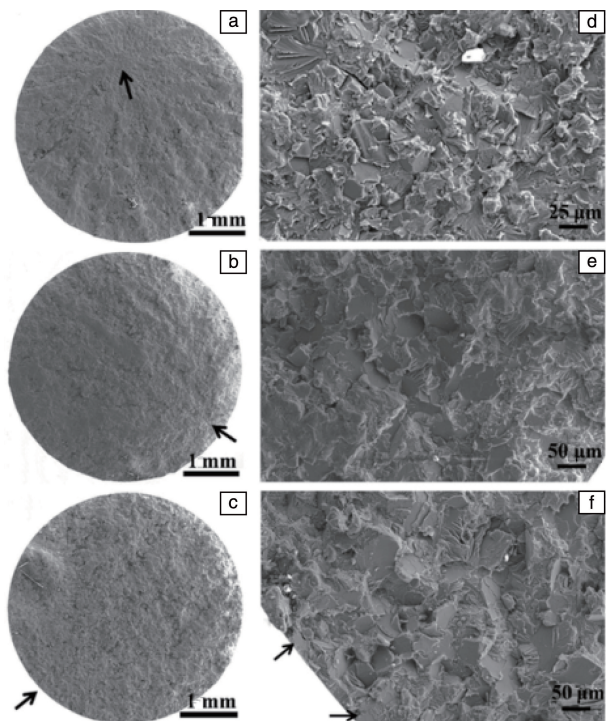


图 15 TNM 合金疲劳失效断面 SEM 照片<sup>[71]</sup>: (a) 双态合金,  $\sigma_m = 620$  MPa,  $N_f = 4.9 \times 10^6$ ; (b) NL#1 alloy,  $\sigma_m = 600$  MPa,  $N_f = 5.5 \times 10^5$ ; (c) NL#2 alloy,  $\sigma_m = 560$  MPa,  $N_f = 5.7 \times 10^6$ ; (d~f) 裂纹萌生位置( $\sigma_m$  为平均应力,  $N_f$  为试样失效的循环周次)

Fig. 15 Fatigue failure fracture of TiAl alloy<sup>[71]</sup>: (a) DP alloy,  $\sigma_m = 620$  MPa,  $N_f = 4.9 \times 10^6$ ; (b) NL#1 alloy,  $\sigma_m = 600$  MPa,  $N_f = 5.5 \times 10^5$ ; (c) NL#2 alloy,  $\sigma_m = 560$  MPa,  $N_f = 5.7 \times 10^6$ ; (d~f) crack initiation position( $\sigma_m$ : average stress,  $N_f$ : fatigue cycle)

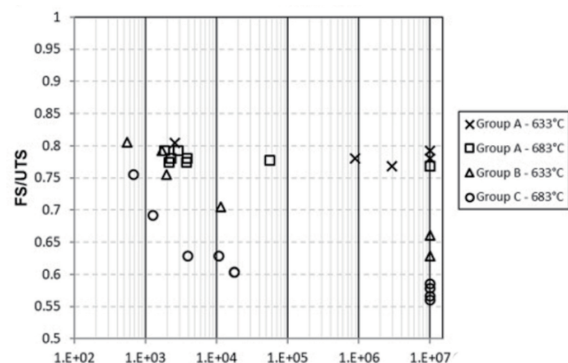


图 16 TNM-B1 合金在不同暴露条件下的疲劳性能<sup>[71]</sup>

Fig. 16 Fatigue properties of TNM-B1 alloys under different exposure conditions<sup>[71]</sup>

TNM 合金以及 Mo 含量更高的  $\beta$  凝固 TiAl 合金的高温抗氧化性能, 发现 TNM 合金的高温抗氧化性能更加优异, 而所有的合金在经过“氟化处理”之后抗氧化性能显著提升, 这是由于 F 的添加促进了氧化铝薄膜而不是混合氧化物膜的形成。图 17 给出了热等静压后的未氟化合金以及氟化/未氟化的 TNM 合金以及含 3Mo、含 7MoTiAl 合金的氧化增重曲线, 结果表明, 氟化后不同 Mo 含量的 TNM 合金高温氧化性能均会提升, 同时 Mo 含量过高对合金氧化性能有恶化作用。Laska 等<sup>[73]</sup> 利用磁控溅射技术在 4822 合金和 TNM-B1 合金表面涂覆含有少量 Y 和 Zr 的 Ti-Al-Cr 涂层, 显著提高了合金的高温抗氧化性能, 添加 Y 的涂层比添加 Zr 的涂层抗氧化性能更好, 这是由于 Y 的抗裂纹扩展能力更强。

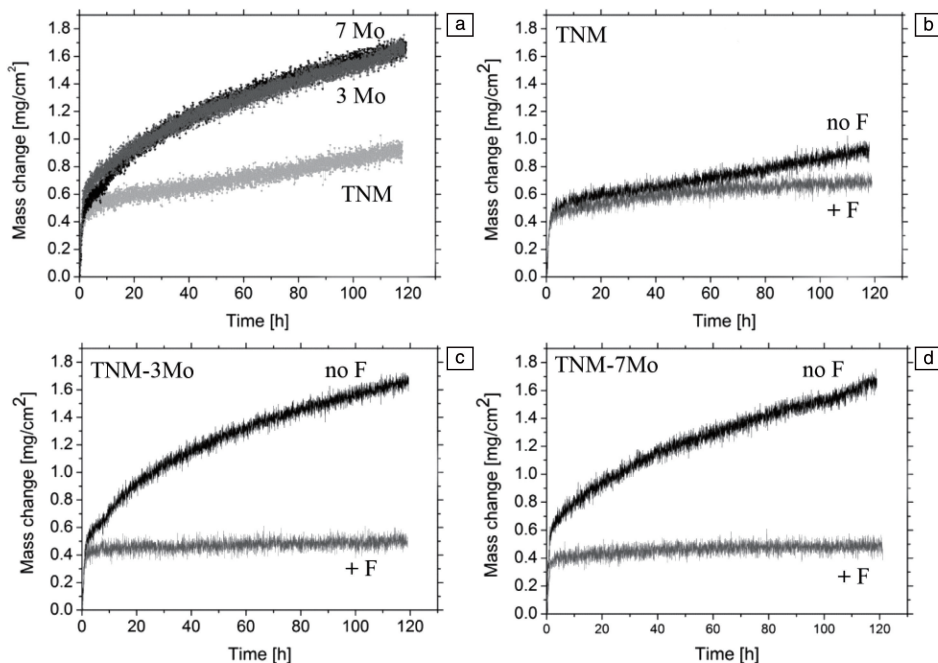


图 17 热重分析曲线<sup>[10]</sup>: 热等静压后未处理合金(a); 未处理和氟化处理的 TNM(b)、TiAl-3Mo(c) 和 TiAl-7Mo(d)

Fig. 17 Thermogravimetric curve<sup>[10]</sup>: after hot isostatic pressing (HIP) untreated alloy, untreated (a); fluorinated TNM (b), TiAl-3Mo (c) and TiAl-7Mo (d)



## 5 结 语

TNM 合金以其良好的热加工性能成为近年来 TiAl 金属间化合物研究的热点。该合金通过合理控制 Al 含量以及添加适量的  $\beta$  相稳定元素使 TiAl 合金的凝固路径发生变化, 巧妙避免了包晶转变带来的成分偏析、晶粒粗大和铸造组织尖锐等问题, 得到性能较为综合的近片层组织<sup>[74]</sup>。

工业需求的不断发展以及在实际服役条件的不断变化, 对材料提出了新的要求, 为了达到更优的性能, 该类材料可能有以下几个发展方向: ① 非金属元素 B, C, Si 等元素的单一种类或者多类同时加入, 使 TNM 合金获得了细小均匀的组织, 该组织在强度、塑性、断裂韧性和抗蠕变性方面具有良好的综合性能<sup>[75]</sup>; ② 稀土元素的微合金化提升合金的综合性能亦是一个研究潮流; ③ 先进成形工艺在 TNM 合金加工中的应用, 如 3D 打印等; ④ 以 TNM 合金为基础的复合材料制备, 以期既能提升服役性能, 又能优化加工性能。

## 参考文献 References

- [1] 杨锐. 金属学报[J], 2015, 51(2): 129-147.  
YANG R. Acta Metallurgica Sinica[J], 2015, 51(2): 129-147.
- [2] KIM Y W, DIMIDUK D M. The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society[J], 1991, 43(8): 40-47.
- [3] PAUL J, APPEL F, WAGNER R. Acta Materialia[J], 1998, 46(4): 1075-1085.
- [4] ZHANG W, DEEVI S, CHEN G L. Intermetallics[J], 2002, 10(5): 403-406.
- [5] APPEL F, OEHERING M, WAGNER R. Intermetallics[J], 2000, 8(9-11): 1283-1312.
- [6] 林均品, 张来启, 宋西平, 等. 中国材料进展[J], 2010, 29(2): 1-8.  
LIN J P, ZHANG L Q, SONG X P, et al. Materials China[J], 2010, 29(2): 1-8.
- [7] VOICE W E, HENERSON M, SHELTON E F J et al. Intermetallics[J], 2005, 13(9): 959-964.
- [8] WEGMANN G, GRELLIG R, SCHIMANSKY Y F. Acta Mater[J], 2003, 51(3): 741-752.
- [9] ERDELY P, WERNER R, SCHWAIGHOFER R E, et al. Intermetallics[J], 2015, 57: 17-24.
- [10] PFLUM R, DONCHEV A, MAYER S, et al. Intermetallics[J], 2014, 53: 45-55.
- [11] KIM Y W, KIM S L. Intermetallics[J], 2014, 53: 92-101.
- [12] NIU H, CHEN Y, ZHANG Y S, et al. Intermetallics[J], 2015, 59: 87-94.
- [13] 沈正章. 高 Nb-TiAl 合金板材制备及组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2016.
- [14] SHEN Z Z. Study on Preparation, Microstructure and Properties of High Nb-TiAl Alloy Sheet[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2016.
- [15] WALLGRAM W, SCHMOLZER T, CHA L, et al. International Journal of Materials Research[J], 2009, 100(8): 1021-1030.
- [16] CLEMENS H, CHLADIL H, WALLGRAM W, et al. Intermetallics[J], 2008, 16(6): 827-833.
- [17] APPEL F, LORENZ U, OEHRIG M, et al. Materials Science and Engineering: A[J], 1997, 233(1-2): 1-14.
- [18] JANSCHKE P. Materials Today Proceedings[J], 2015, 2: 92-97.
- [19] 陈光. 航空动力[J], 2018, 4(6): 80-84.  
CHEN G. Aerospace Power[J], 2018, 4(6): 80-84.
- [20] APPEL F, PAUL J, OEHRNG M, et al. Metallurgical and materials Transactions A[J], 2003, 34(10): 2149-2164.
- [21] CHEN G, XU X, TENG Z K, et al. Intermetallics[J], 2007, 15(5-6): 625-631.
- [22] CLEMENS H, WALLGRAM W, KREMME R S, et al. Advanced Engineering Materials[J], 2008, 10(8): 707-713.
- [23] ZHANG W, LIU Y, HUANG J S, et al. Rare metal materials and engineering[J], 2009, 38(10): 1711-1717.
- [24] KESTLER H, CLEMENS H. Titanium and Titanium Alloys[C], Germany: Wiley-Vch, 2003: 351.
- [25] KIM Y W. The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society[J], 1994, 46(7): 30-39.
- [26] KREMMER S, CHLADIL H F, CLEMENS H, et al. Ti-2007 Science and Technology[C]. Tokyo: The Japan Institute of Technology, 2008: 989.
- [27] MAYER S, ERDELY P, FISCHER F D, et al. Advanced Engineering Materials[J], 2017, 19(4):
- [28] CHLADI H, CLEMENS H, OTTO A, et al. BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte[J], 2006, 151(9): 356-361.
- [29] IMAYEV R, IMAYEV V, OEHRNG M, et al. Intermetallics[J], 2007, 15(4): 451-460.
- [30] MCCULLOUGH C, VALENCIA J, LEVI C G, et al. Acta Metallurgica[J], 1989, 37(5): 1321-1336.
- [31] ERDELY P, STARON P, MAAWARD E, et al. Materials & Design[J], 2017, 131: 286-296.
- [32] HUBER D, WERNER R, CLEMENS H, et al. Materials Characterization[J], 2015, 109: 116-121.
- [33] KELBASSA I. Qualification of Laser Metal Deposition of BLISks out of Nickel and Titanium Base Alloys[D]. Aachen, Germany: RWTH Aachen University, 2006.
- [34] RITTINGHAUS S K, HECHT U, WERNE R V, et al. Intermetallics[J], 2018, 95: 94-101.
- [35] KASTENHUBER M, KLEIN T, RASHKOVA B, et al. Intermetallics[J], 2017, 91: 100-109.
- [36] VOISIN T, MONCHOUX J P, MAYER S, et al. Acta Materialia[J], 2014, 73: 07-115.
- [37] 陈国清, 汤华平, 王琪, 等. 材料热处理学报[J], 2015, 36(12):

- 19–25.  
CHEN G Q, TANG H P, WANG Q, *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*[J], 2015, 36(12): 19–25.
- [37] SCHLOFFER M, IQBAL F, GABRISCH H, *et al.* *Intermetallics*[J], 2012, 22: 231–240.
- [38] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, *et al.* *Scripta Materialia* [J], 2002, 47(6): 399–403.
- [39] KONG F, CHEN Z, TIAN J, *et al.* *Journal of Rare Earths*[J], 2013, 21(2): 163–166.
- [40] XU X, LIN J, WANG Y L, *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2006, 414(1–2): 131–136.
- [41] TETSUI T, SHINDO K, KAJI S, *et al.* *Intermetallics*[J], 2005, 13(9): 971–978.
- [42] KASTENHUBER M, KLEIN T, CLEMENS H, *et al.* *Intermetallics* [J], 2018, 97: 27–33.
- [43] 茶丽梅, 孙宗宗, 张勇, 等. 湖南大学学报(自然科学版)[J], 2019, 46(6): 18–23.  
CHA L M, SUN Z Z, ZHANG Y, *et al.* *Journal of Hunan University (Natural Science Edition)*[J], 2019, 46(6): 18–23.
- [44] KLEIN T, USATEGUI L, RASHKOVA B, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 128: 440–450.
- [45] WANG J, NIEH T. *Acta Materialia*[J], 1998, 46: 1887–1901.
- [46] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, MAYER S, *et al.* *Intermetallics* [J], 2014, 44: 128–140.
- [47] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, *et al.* *Intermetallics*[J], 2017, 80: 1–9.
- [48] GÜTHER V, ROTHE C, WINTER S, *et al.* *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte*[J], 2010, 155(7): 325–329.
- [49] CAO J, GUO Z C, SUN T L, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2023, 224: 111512.
- [50] GU X, CAO F Y, ZHAO G Q, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2020, 192: 50–60.
- [51] KLEIN T, SCHACHERMAYER M, MENDEZMARTIN F, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 94: 205–213.
- [52] WORTH B D, JONES J W, ALLISON J E. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(11): 2961–2972.
- [53] TSUYAMA S, MITAO S, MINAKAWA K. *Intermetallics*[J], 1992, 153(1–2): 451–456.
- [54] WANG L, GABRISCH H, LORENZ U. *Intermetallics*[J], 2015, 66: 111–119.
- [55] HILLERT M. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(12): 3177–3181.
- [56] KLEIN T, RASHKOVA B, HOLEC D, *et al.* *Acta Materialia* [J], 2016, 110: 236–245.
- [57] KASTENHUBER M, RASHKOVA B, CLEMENS H, *et al.* *Intermetallics*[J], 2015, 63: 19–26.
- [58] YAMAMOTO R, MIZOGUCHI K, WEGMANN G, *et al.* *Intermetallics* [J], 1998, 6(7–8): 699–702.
- [59] PARK H, NAM S, KIM N J, *et al.* *Scripta Materialia*[J], 1999, 41(11): 1197–1203.
- [60] SCHWAIGHOFER E, CLEMENS H, LINDEMAN N J, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2014, 614: 297–310.
- [61] SASTRY S, MESCHTER P, J. ONEAL E. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1984, 15(7): 1451–1463.
- [62] AULT G M, BURTE H. *Technical Applications for Oxide-Dispersion Strengthened Materials*[M]. New York, US: Government Publishing, 1966: 39965.
- [63] NGANBE M, HEILMAIER M. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2004, 387: 609–612.
- [64] LIU H, YI D, WANG W, *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2007, 17(6): 1212–1219.
- [65] YIN S B, HUANG B Y, YIN Z M. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2000, 280(1): 204–207.
- [66] HADI M, SHAFYEI A, MERATIAN M. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2015, 624: 1–8.
- [67] ARATA J, KUMAR K, CURTIN W A, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 329: 532–537.
- [68] MATTHW D S, TAMIRISAKANDALA S A, LEWANDOWSKI J J, *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 111: 54–69.
- [69] LEITNER T, SCHLOFFER M, MAYER S. *Intermetallics*[J], 2014, 53: 1–9.
- [70] TANG B, ZHU B, BI W, *et al.* *Metals*[J], 2019, 9(10): 1043.
- [71] SALLOT P, MONCHOUX J P, JOULIÉ S, *et al.* *Intermetallics*[J], 2020, 119: 106729.
- [72] FERGUS J W. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2002, 338(1–2): 108–125.
- [73] LASKA N, BRAUN R, KNITTEL S. *Surface and Coatings Technology* [J], 2018, 349: 347–356.
- [74] 陈玉勇, 张树志, 孔凡涛, 等. 稀有金属[J], 2012(1): 154–160.  
CHEN Y Y, ZHANG S Z, KONG F T, *et al.* *Rare Metals*[J], 2012(1): 154–160.
- [75] 罗媛媛, 杨海瑛, 尹雁飞, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(10): 3716–3721.  
LUO Y Y, YANG H Y, YIN F Y, *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(10): 3716–3721.

(编辑 张雨明)