

引文格式: 刘宏武, 高帆, 冯像征, 等. 新型多相 TiAl-(Cr, Nb, Mo)合金高温变形行为和组织性能研究[J]. 航空制造技术, 2022, 65(6): 76-81.

LIU Hongwu, GAO Fan, FENG Xiangzheng, et al. High temperature deformation behavior, microstructure and properties of novel multiphase TiAl-(Cr, Nb, Mo) alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(6): 76-81.

新型多相 TiAl-(Cr, Nb, Mo)合金高温变形行为和 组织性能研究

刘宏武^{1,2}, 高帆^{1,2}, 冯像征^{1,2}, 李臻熙^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院先进钛合金航空科技重点实验室, 北京 100095;

2. 中国航空发动机集团先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

[摘要] 针对新型多相 Ti-43.5Al-6(Cr, Nb, Mo)-0.1B 合金, 采用热压缩试验方法和包套热挤压的方式对合金的高温变形行为和拉伸性能进行了研究。结果表明, 在温度 1100~1250℃、应变速率 1~0.001s⁻¹ 下, 压缩 50% 后, 试样完整无裂纹, 合金表现出优异的热变形能力。建立了真应变 0.6 时的耗散系数图, 低耗散系数区 ($\eta < 0.3$) 主要分布在 1100~1180℃、应变速率 0.1~1s⁻¹ 工艺区间; 高耗散系数区 ($\eta > 0.55$) 主要分布在 1160~1250℃、应变速率 0.01~0.001s⁻¹ 工艺区间, 高耗散系数区组织的再结晶体积分数较高, 此区间为 TCNM 合金最优的热加工窗口。T_{γ→0}-80℃ 挤压 + 热处理后, 获得了双态组织, 其室温抗拉强度 855MPa, 伸长率为 1.0%; T_{γ→0}-10℃ 挤压 + 900℃/6h/FC 稳定化处理, 获得了层片取向沿挤压方向择优分布的近层片组织, 合金的室温抗拉强度为 1020MPa, 伸长率为 2.0%, 800℃ 时抗拉强度为 685MPa, 表现出优异的强度和塑性匹配。

关键词: TiAl 合金; 变形行为; 热挤压; 组织; 力学性能

High Temperature Deformation Behavior, Microstructure and Properties of Novel Multiphase TiAl-(Cr, Nb, Mo) Alloy

LIU Hongwu^{1,2}, GAO Fan^{1,2}, FENG Xiangzheng^{1,2}, LI Zhenxi^{1,2}

(1. Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;

2. Aviation Key Laboratory on Advanced Titanium Alloys of AECC, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] The hot deformation behavior and mechanical properties of the novel Ti-43.5Al-6(Cr, Nb, Mo)-0.1B alloy were investigated by hot compression tests and hot extrusion. It was indicated that at the temperature range of 1100~1250℃ and strain rate range of 1~0.001s⁻¹, the samples were all crack-free after compression of 50%. The dissipation coefficient diagram was established at true strain 0.6, low dissipation coefficient area ($\eta < 0.3$) was mainly distributed in 1100~1180℃ with strain rate 0.1~1s⁻¹. High dissipation coefficient area ($\eta > 0.55$) was mainly distributed in 1160~1250℃ with strain rate 0.01~0.001s⁻¹. After T_{γ→0}-80℃ extrusion + heat treatment, the duplex structure was obtained. The tensile strength was 855MPa and the elongation was 1.0%. After T_{γ→0}-10℃ extrusion + 900℃/6h/FC treatment, the nearly-lamellar microstructure was obtained. The lamellar orientation preferentially distributed along the extrusion direction. At room temperature, the tensile strength of the as-extruded alloy was 1020MPa and the tensile ductility was 2.0%, the tensile strength is 685MPa at 800℃, demonstrating a good combination of high strength and ductility.

Keywords: TiAl alloy; Deformation behavior; Hot extrusion; Microstructure; Mechanical properties

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2022.06.076

TiAl 合金具有密度低 ($3.9\sim 4.2\text{g/cm}^3$)、弹性模量高 ($150\sim 170\text{GPa}$)、高温性能优异 ($650\sim 850^\circ\text{C}$)、阻燃等性能特点,作为一种新型高温结构材料,已经在国外多型主流航空发动机上获得应用^[1-4]。TiAl 合金在航空发动机上的应用起到了显著的结构减重效果,提升了航空发动机的推重比,降低了燃料消耗、有害气体排放和噪音污染。自 2006 年,铸造 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金低压涡轮叶片首次在 GEnx 发动机上使用至今,验证了 TiAl 合金材料的可靠性。随着先进航空发动机的发展,对 TiAl 合金的耐温能力和强度提出了更高的要求。

TiAl 合金的室温塑性低、热成形能力差一直是限制其更广泛应用的主要因素。大量研究表明^[5-7],高温 β 相的存在可以有效改善 TiAl 合金的热变形能力。Clemens 等^[8]设计开发了强度水平更高、可在 750°C 以下长时服役的多相合金 Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B (TNM 合金)。该合金通过低 Al 含量设计,Nb、Mo 等 β 稳定元素的添加,含有较多的 $\beta/\text{B2}$ 相,具有较好的热加工成形能力。截至目前, TNM 合金是公开报道的航空发动机上唯一获得应用的变形 TiAl 合金。

B2 相的存在对 TiAl 合金的室温塑性有较大影响, B2 相的室温变形能力与其合金化元素有关,已有研究表明^[9-10], V 和 Cr 合金化的 B2 相具有较好的室温变形能力,可以协调 γ 晶粒的变形,有利于提高合金的室温塑性; Cr 的添加可以降低 γ 相的层错能,变形过程中增加 γ 相的机械孪晶形成,对 TiAl 合金的室温塑性有益。锻造态的 TNM 合金室温强度可以达到 900MPa 以上,室温塑性伸长率 1.2% 左右^[11]。为了进一步改善 TNM 合金的室温塑性,本研究在 TNM 合金的基础上添加 Cr 元素,设计了 Ti-43.5Al-6 (Cr, Nb, Mo)-0.1B 合金,以期获得兼具优异的高温变形能力和高强度高塑性的 TiAl 合金。

1 试验及方法

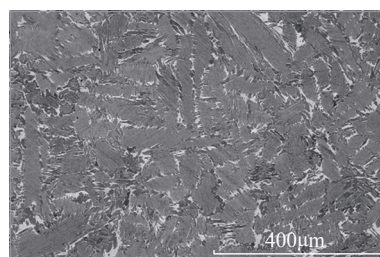
本研究以名义成分为 Ti-43.5Al-6 (Cr, Nb, Mo)-0.1B 的合金(原子百分数,以下简称 TCNM 合金)为研究对象,采用 3 次真空自耗熔炼的方法制备直径 160mm 的铸锭,该铸锭的实际成分为 $43.52\%\text{Al}$ 、 $1.02\%\text{Cr}$ 、 $3.98\%\text{Nb}$ 、 $0.99\%\text{Mo}$ 、 $0.089\%\text{B}$ 、 $0.059\%\text{O}$ 、 $0.008\%\text{N}$ 、 $0.0006\%\text{H}$ 。利用金相法测得,该合金的 γ 相完全溶解温度 ($T_{\gamma\rightarrow 0}$) 约为 1260°C ,该合金在 $25^\circ\text{C} \leq T < 1260^\circ\text{C}$ 为 ($\gamma+\alpha/\alpha_2+\beta/\text{B2}$) 三相区,在 $1260^\circ\text{C} \leq T \leq 1350^\circ\text{C}$ 时为 ($\alpha+\beta$) 两相区。在 Gleeble-3500 上进行等温等应变速率热压缩试验,温度分别为 1100°C 、 1150°C 、 1200°C 、 1250°C ,应变速率分别为 1s^{-1} 、 0.1s^{-1} 、 0.01s^{-1} 、 0.001s^{-1} ,试样尺寸 $\phi 8\text{mm} \times 12\text{mm}$ 。以 10°C/s 的速度升温,到温保

温 5min ,压下量达到试样高度的 50% 后卸载,立即水冷处理。分别在 1180°C (即 $T_{\gamma\rightarrow 0}-80^\circ\text{C}$) 和 1250°C (即 $T_{\gamma\rightarrow 0}-10^\circ\text{C}$) 两个温度进行包套挤压加工,包套材质为不锈钢,挤压比为 $10:1$,制备出直径 50mm 的棒材。挤压后的棒材做退火稳定化处理: $T_{\gamma\rightarrow 0}-80^\circ\text{C}$ 挤压的棒材热处理制度为 ($T_{\gamma\rightarrow 0}-30^\circ\text{C}$)/ 1h /空冷+ $900^\circ\text{C}/4\text{h}$ /炉冷, $T_{\gamma\rightarrow 0}-10^\circ\text{C}$ 挤压的棒材热处理制度为 $900^\circ\text{C}/4\text{h}$ /炉冷。沿挤压棒材轴向取拉伸性能试样,试样标距段尺寸为 $\phi 3\text{mm} \times 15\text{mm}$,室温拉伸断后伸长率由引伸计测得,室温拉伸性能和高温拉伸性能测试按照相应的国家标准执行。将热压缩试样沿中心点纵向剖开,观察剖面中心变形区域,在距离挤压棒材半径的 $1/2$ 位置处取样,观察样品轴向剖面组织。采用扫描电子显微镜背散射电子像 (SEM-BSE) 对合金组织进行分析,样品为 OPS 机械抛光表面,所用的扫描电镜型号为 FEI-Nava NansoSEM450。利用 Photoshop 软件进行层片团含量统计分析,采用截线法统计层片团尺寸,同一种工艺条件下,选取 10 张 100 倍的 SEM-BSE 图片进行统计。

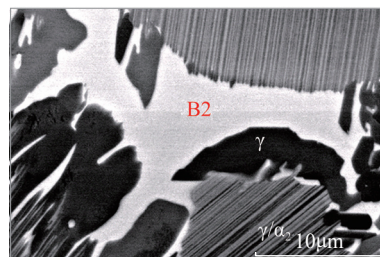
2 结果与讨论

2.1 铸态组织

图 1 为 TCNM 合金铸锭 SEM-BSE 组织形貌。结果表明,铸态组织主要由 α_2/γ 片层结构、 γ 晶粒(黑色)、B2 晶粒(白色)组成, B2 和 γ 晶粒混合分布在片层边界处, B2 相呈不规则块状。 α_2/γ 片层晶粒尺寸在 $80\sim 150\mu\text{m}$ 之间。该组织结构的形成主要是由于 TCNM 合金为 β 凝固合金, β 凝固路



(a) $\times 500$ 倍



(b) $\times 10000$ 倍

图1 TCNM合金铸态组织扫描形貌

Fig.1 SEM-BSE images of as-cast TCNM alloy

径: liquid \rightarrow liquid+ $\beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta+\alpha \rightarrow \dots \rightarrow B2+\gamma+\alpha_2/\gamma$ 片层, 传统的 $\gamma+\alpha_2$ 两相 TiAl 合金凝固路径: liquid \rightarrow liquid+ $\beta \rightarrow \beta \rightarrow \beta+\alpha \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma+\alpha_2/\gamma$ 片层。与传统的两相 TiAl 合金相比, TCNM 合金凝固过程中没有 α 单相区, β 相的存在可以有效限制 α 相的生长, 此外 0.1% B 的添加也有助于细化 TCNM 合金组织^[12], 故而形成了较细小的片层晶粒尺寸。

2.2 高温变形行为

本研究通过热压缩试验来评价 TCNM 合金的热加工成形能力和高温变形行为。图 2 是在温度 1100℃、1150℃、1200℃、1250℃, 应变速率 $1s^{-1}$ 、 $0.1s^{-1}$ 、 $0.01s^{-1}$ 、 $0.001s^{-1}$ 条件下, 压缩 50% 后的试样外观, 可以看出, 在测试工艺范围内, 所有试样均完好, 无开裂。表 1 列出了几种相同热变形工艺下试样开裂情况, 与 Ti-45Al-(8~9)Nb-(W,B,Y)、Ti-45Al-2Nb-1.5V-1Mo-0.3Y、Ti-47Al-2Cr-0.2Mo、Ti-45Al-7Nb-0.4W 等合金相比, 具有更加优异的热变形能力。图 3 是不同变形条件下 TCNM 合金的真应力-真应变曲线, 曲线均表现出典

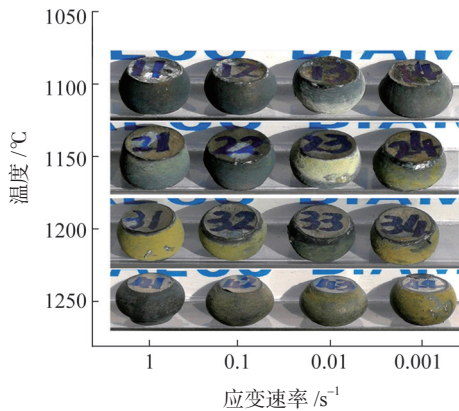


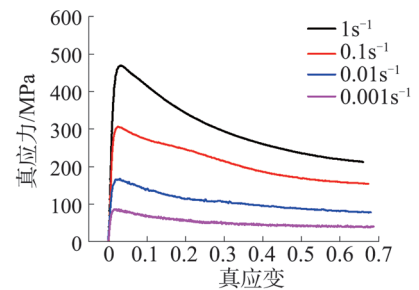
图2 不同变形条件下压缩50%后试样外观

Fig.2 Surface of 50% reduction samples under different deformation conditions

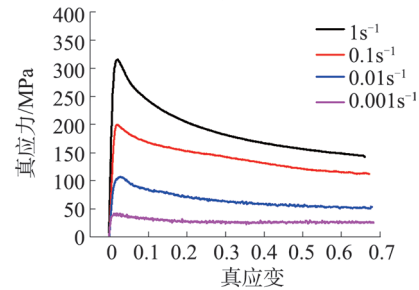
表1 几种TiAl合金在热压缩变形条件下的试样开裂情况
Table 1 Specimen cracking of several TiAl alloys under hot compression deformation conditions

Alloys	Deformation conditions	With crack or not
Ti-45Al-(8~9)Nb-(W,B,Y) ^[13]	1100℃/0.1s ⁻¹ 、1200℃/1s ⁻¹ 、1250℃/1s ⁻¹	Crack
Ti-45Al-2Nb-1.5V-1Mo-0.3Y ^[14]	1100℃/0.001s ⁻¹ 、1150℃/0.01s ⁻¹ 、1200℃/0.1s ⁻¹ 、1250℃/1s ⁻¹	Crack
Ti-47Al-2Cr-0.2Mo ^[15]	1100℃/1s ⁻¹ 、1150℃/1s ⁻¹	Crack
Ti-45Al-7Nb-0.4W ^[16]	1100℃/0.1s ⁻¹ 、1200℃/1s ⁻¹	Crack
Ti-43.5Al-6(Cr,Nb,Ta)-0.1B (Present)	(1100~1250℃)/(1~0.001s ⁻¹)	Without crack

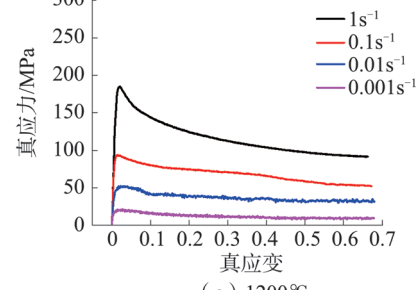
型的动态再结晶型特征, 即在变形初期迅速达到应力峰值, 随着应变量的增加, 应力逐渐降低, 最终达到稳态应力状态。随着变形温度的升高和应变速率的降低, 流变应力降低, 这与绝大多数金属材料的应力变化特征一致。所有变形条件下的真应力-真应变曲线均平滑过渡, 无异常的应力激增、激降现象出现, 这也能直观反映出 TCNM 合金热变形过程是稳定的。TCNM 合金之所以具有优异的热加工成形能力主要有两方面原因^[17]: (1) 由于 γ/α_2 片层团尺寸细小、均匀分布, 在压缩变形过程中不易发生局部的应力集中, 避免了试样的早期开



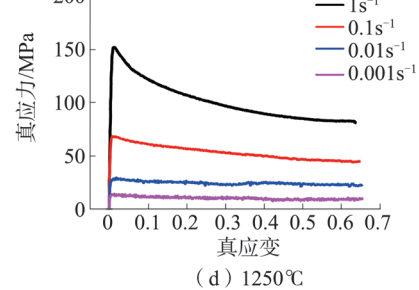
(a) 1100℃



(b) 1150℃



(c) 1200℃



(d) 1250℃

图3 TCNM合金在不同变形温度和应变速率条件下的真应力-真应变曲线

Fig.3 True stress-true strain curves of TCNM alloy under different temperatures and strain rates

裂；(2)大量易变形的高温β相在片层团界存在,可以促进片层团的扭转,起到了润滑剂的作用。

能量耗散系数(η)是基于动态材料模型理论发展出来的^[18],是评价材料热加工能力和确定热加工工艺窗口的重要参数。能量耗散系数是材料变形过程中微观组织演变耗散的能量占最大耗散能量的百分比,通常情况下,耗散系数越高的工艺区间,微观组织的变化导致的能量耗散越大,材料的成形性能越好。能量耗散系数计算所需的材料数据从图3中的真应力-真应变曲线中提取,计算过程已有大量文献报道^[19-21],本研究不再赘述。图4是TCNM合金在真应变为0.6时的能量耗散系数图,可以看到,低耗散系数区主要分布在1100~1180℃、应变速率0.1~1s⁻¹工艺区间,能量耗散系数<0.3;高耗散系数区主要分布在1160~1250℃、应变速率0.01~0.001s⁻¹

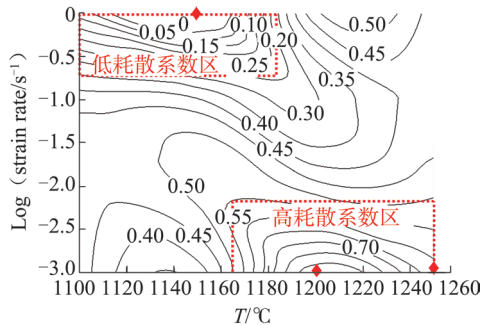


图4 不同变形温度和应变速率下真应变为0.6时的能量耗散系数图
Fig.4 Power dissipation map of TCNM alloy at 0.6 strain under different strain rates and temperatures

工艺区间,能量耗散系数>0.55,此区间为TCNM合金最优的热加工窗口。图5(a)是典型的低耗散系数区组织,其以片层的扭折和转动为主,无明显的片层组织球化解特征;图5(b)和(c)是高耗散系数区组织,可见发生了明显的组织转变,片层扭折处和片层边界位置发生大量的动态再结晶,片层团尺寸进一步细化,残余片层沿着与压缩方向垂直的方向分布。前期研究表明,可以通过增大变形量来进一步提高动态再结晶的体积分数,最终获得完全再结晶的组织状态。

2.3 挤压棒材组织和拉伸性能

图6为TCNM合金在不同温度挤压和热处理后的SEM-BSE组织形貌。表2为不同处理状态下TCNM合金组织特征数据。图6(a)为在 $T_{\gamma \rightarrow 0} \sim 80^\circ\text{C}$ 挤压后的组织,组织主要由等轴的 γ 晶粒、 α_2/γ 片层团和被拉长的 $\beta/\text{B2}$ 相组成,较大的挤压变形量使铸态原始片层组织完全再结晶。各组织结构均沿着挤压方向,呈压扁或拉长的形态。已有研究表明,在 $(\gamma+\alpha+\beta)$ 三相区的低温段($T_{\gamma \rightarrow 0} \sim 80^\circ\text{C}$)热加工时, γ 、 α 、 β 相会发生动态再结晶,此组织为典型的完全再结晶组织状态^[3]。图6(b)为 $T_{\gamma \rightarrow 0} \sim 80^\circ\text{C}$ 挤压+组织稳定化处理的组织,为典型的双态组织状态,片层团平均晶粒尺寸约为20 μm ,含量占65%,其中红线为片层取向,与挤压方向无特定取向关系,等轴 γ 晶粒和B2相晶粒均匀分布。图6(c)为在 $(\gamma+\alpha+\beta)$ 三相区高温段($T_{\gamma \rightarrow 0} \sim 10^\circ\text{C}$)挤压后的组织,为近片层组织状态,主要由90%的 α_2/γ 片层团、少量细

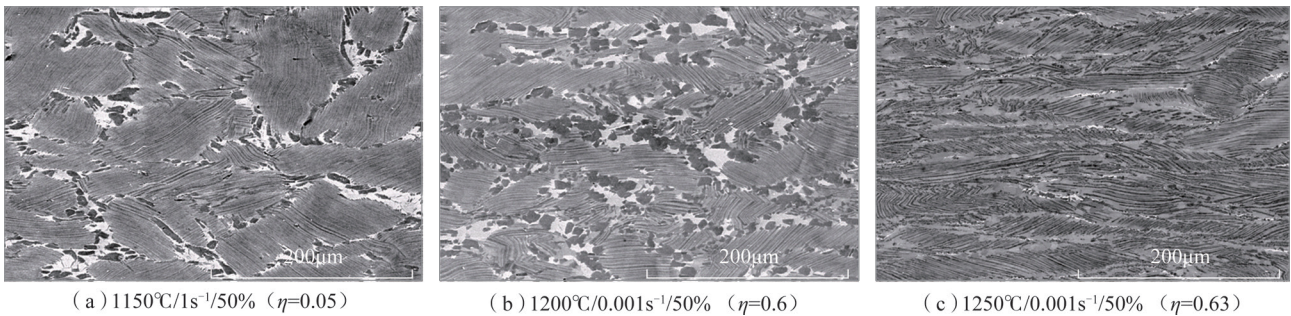


图5 低耗散系数区和高耗散系数区典型组织形貌

Fig.5 Typical microstructure of low dissipation coefficient zone and high dissipation coefficient zone

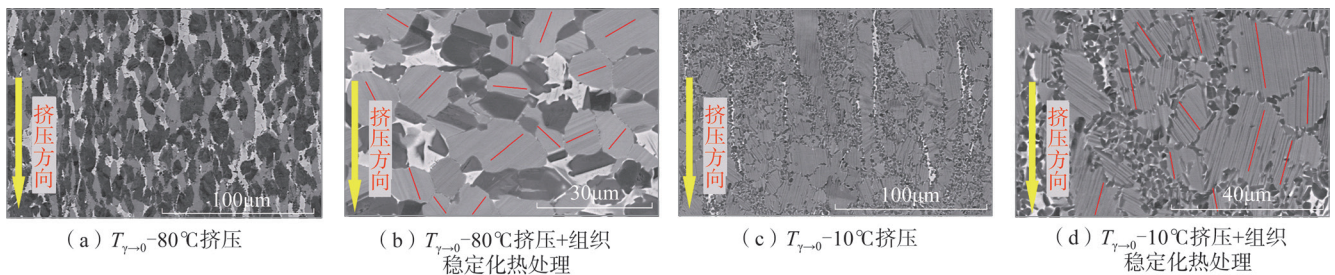


图6 不同处理状态下TCNM合金挤压棒材的SEM-BSE组织

Fig.6 SEM-BSE images of as-extruded TCNM alloy with different treatment states

小的 γ 和 B2 相组成,其中片层取向与挤压方向的角度在 $0\sim 20^\circ$ 分布,平均片层尺寸为 $25\mu\text{m}$ 。图 6 (d) 是在 $(\gamma+\alpha+\beta)$ 三相区高温段 ($T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 10^\circ\text{C}$) 挤压 + 组织稳定化处理后的组织,其特征与 $T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 10^\circ\text{C}$ 挤压态无明显变化。

TiAl 合金的性能对组织极其敏感,研究表明双态组织和近片层组织具有较好的综合力学性能,故本研究针对挤压 + 退火稳定化处理获得的双态组织(以下简称双态组织)和近片层组织(以下简称近片层组织)进行了拉伸性能测试。图 7 为 TCNM 合金两种组织状态的室温拉伸曲线,表 3 为两种组织状态的室温和高温拉伸性能数据列表。可以看到,TCNM 合金双态组织的室温抗拉强度为 855MPa ,断后伸长率为 1.0% ;当温度为 750°C 和 800°C 时,抗拉强度分别为 730MPa 和 605MPa 。近片层组织状态的室温抗拉强度分别为 1020MPa 和 1015MPa ,断后伸长率为 2.0% ,与现有其他多相 TiAl 合金的研究结果相比有较大优势;当温度为 750°C 和 800°C 时,抗拉强度分别为 815MPa 和 685MPa 。近片层组织的室温抗拉强度提高 160MPa ,断后伸长率提高了 1 倍,同时 800°C 时抗拉强度提高了 80MPa 。

近片层组织 TCNM 合金表现出了优异的强度和塑性匹配,其片层取向与挤压方向呈 $0\sim 20^\circ$ 的择优取向分布,而拉伸的加载方向与挤压方向一致,即拉伸加载方向与片层方向呈 $0\sim 20^\circ$,已有研究表明,拉伸加载方向与片层方向呈小角度分布,对合金的室温延伸率有益^[22]。近片层组织的高强度主要是由于其含有大量的片层结构(含量 89%),已有研究表明,片层含量的增加有利于 TiAl 合金强度增加。

传统两相 TiAl 合金通过 α 挤压加工,制备的细晶全片层组织具有高强度高塑性伸长率^[23],但是由于挤压变形过程中 α 单相存在,其晶粒尺寸不易控制,尤其是工业尺度的棒材在 α 挤压的过程中尺寸均匀性的控制问题一直存在。TCNM 合金在 $T_{\gamma\rightarrow 0}$ 相变点以下附近温度,主要含有约 90% 的 α 相和少量的 $\beta+\gamma$ 相,在该温度区进行挤压, β 和 γ 相的存在可以有效抑制 α 相的长大,适于制备具有择优取向的细小近层片组织,该组织状态具有优异的高强度和塑性。图 8 为几种多相 TiAl 合金热机械处理状态的室温拉伸性能对比,可以看到挤压态的 TCNM 合金具有最优的强度和塑性匹配。

3 结论

(1) TCNM 合金中主要含有 γ 、 α_2 、B2 相,铸态组织呈近片层组织状态,片层晶粒尺寸在 $80\sim 150\mu\text{m}$ 之间。

(2) TCNM 合金具有优异的热变形能力,低耗散系数区主要分布在 $1100\sim 1180^\circ\text{C}$ 、应变速率 $0.1\sim 1\text{s}^{-1}$ 工艺区间,能量耗散系数 < 0.3 ;高耗散系数区主要分布在

表2 不同处理状态下TCNM合金组织特征

Table 2 Microstructural characteristics of as-extruded TCNM alloy with different treatment states

加工条件	组织类型	γ/α_2 片层含量 /%	γ/α_2 片层与挤压方向的角度 / ($^\circ$)	片层尺寸 / μm
$T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 80^\circ\text{C}$ 挤压	再结晶组织	37	—	11
$T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 80^\circ\text{C}$ 挤压 + $T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 30^\circ\text{C}/1\text{h}/$ 空冷 + $900^\circ\text{C}/4\text{h}/$ 炉冷	双态组织	65	$0\sim 90$, 随机分布	20
$T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 10^\circ\text{C}$ 挤压	近片层组织	90	—	25
$T_{\gamma\rightarrow 0}\sim 10^\circ\text{C}$ 挤压 + $900^\circ\text{C}/4\text{h}/$ 炉冷	近片层组织	89	$0\sim 20$, 沿挤压方向	25

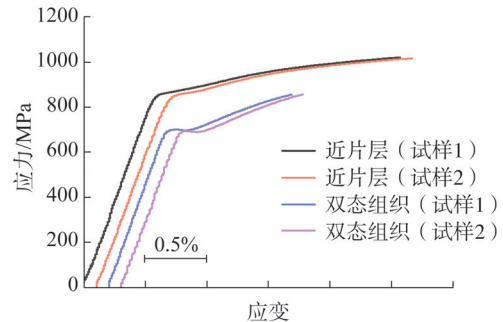


图7 TCNM合金两种组织状态下室温拉伸应力-应变曲线

Fig.7 Tensile strain-stress curves at room temperature in two conditions of TCNM alloy

表3 TCNM合金室温和高温拉伸性能

Table 3 Tensile properties of TCNM alloy at room and high temperatures

状态	温度/ $^\circ\text{C}$	抗拉强度 R_m/MPa	屈服强度 $R_{p0.2}/\text{MPa}$	断后伸长率 $A/\%$
双态组织	25	855	700	1.0
	25	855	695	1.0
	750	730	480	13.0
	800	605	395	69.5
近片层组织	25	1020	875	2.0
	25	1015	865	2.0
	750	815	595	24.5
	800	685	475	30.0

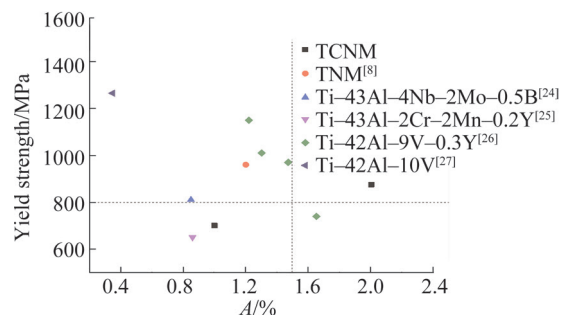


图8 几种多相TiAl合金室温拉伸性能对比

Fig.8 Comparison of room temperature tensile properties of several multiphase TiAl alloys

1160~1250℃、应变速率 0.01~0.001s⁻¹ 工艺区间,能量耗散系数 > 0.55,高耗散系数区的组织中再结晶体积分数更高,此区间为 TCNM 合金最优的热加工窗口。

(3) 在 $T_{\gamma \rightarrow 0}$ -80℃ 挤压,为完全再结晶的等轴组织状态,退火稳定化处理,呈双态组织,片层平均晶粒尺寸为 20μm,含量占 65%;在 $T_{\gamma \rightarrow 0}$ -10℃ 挤压,呈近片层组织,片层平均晶粒尺寸为 25μm,片层含量为 90%,片层取向与挤压方向的角度在 0~20° 分布。

(4) TCNM 合金双态组织的室温抗拉强度为 855MPa,伸长率 1.0%;近片层组织室温抗拉强度达到 1020MPa,伸长率 2.0%,800℃ 拉伸时抗拉强度为 685MPa,表现出了优异的室温和高温拉伸性能。

参考文献

- [1] KIM Y W, KIM S L. Advances in gammalloy materials-processes-application technology: Successes, dilemmas, and future[J]. JOM, 2018, 70(4): 553-560.
- [2] JANSCHKE P. Wrought TiAl blades[J]. Materials Today: Proceedings, 2015, 2(S): 92-97.
- [3] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
- YANG Rui. Advances and challenges of tial base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.
- [4] 黄旭, 李臻熙, 高帆, 等. 航空发动机用新型高温钛合金研究进展[J]. 航空制造技术, 2014, 57(7): 70-75.
- HUANG Xu, LI Zhenxi, GAO Fan, et al. Recent development of high-temperature titanium alloys for aeroengine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(7): 70-75.
- [5] SCHMOELZER T, LISS K D, KIRCHLECHNER C, et al. An in situ high-energy X-ray diffraction study on the hot-deformation behavior of a β-phase containing TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2013, 39: 25-33.
- [6] WANG Y, LIU Y, YANG G Y, et al. Hot deformation behaviors of β phase containing Ti-43Al-4Nb-1.4W-based alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 577: 210-217.
- [7] CUI N, KONG F T, WANG X P, et al. Hot deformation behavior and dynamic recrystallization of a β-solidifying TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 652: 231-238.
- [8] CLEMENS H, MAYER S. Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys[J]. Advanced Engineering Materials, 2013, 15(4): 191-215.
- [9] LIU H W, LI Z X, GAO F, et al. High tensile ductility and strength in the Ti-42Al-6V-1Cr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 698: 898-905.
- [10] APPEL F, CLEMENS H, FISCHER F D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides[J]. Progress in Materials Science, 2016, 81: 55-124.
- [11] 刘先锋, 刘冬, 刘仁慈, 等. Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B合金的包套热挤压组织与拉伸性能[J]. 金属学报, 2020, 56(7): 979-987.
- LIU Xianfeng, LIU Dong, LIU Renci, et al. Microstructure and tensile properties of Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B alloy processed by hot canned extrusion[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2020, 56(7): 979-987.
- [12] HU D W. Role of boron in TiAl alloy development: A review[J]. Rare Metals, 2016, 35(1): 1-14.
- [13] XU X J, LIN J P, WANG Y L, et al. Deformability and microstructure transformation of pilot ingot of Ti-45Al-(8-9)Nb-(W, B, Y) alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 416(1-2): 98-103.
- [14] NIU H Z, CHEN Y Y, XIAO S L, et al. High temperature deformation behaviors of Ti-45Al-2Nb-1.5V-1Mo-Y alloy[J]. Intermetallics, 2011, 19(12): 1767-1774.
- [15] ZHANG W, LIU Y, LI H Z, et al. Constitutive modeling and processing map for elevated temperature flow behaviors of a powder metallurgy titanium aluminide alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(12-13): 5363-5370.
- [16] LIU B, LIU Y, ZHANG W, et al. Hot deformation behavior of TiAl alloys prepared by blended elemental powders[J]. Intermetallics, 2011, 19(2): 154-159.
- [17] LIU B, LIU Y, LI Y P, et al. Thermomechanical characterization of β-stabilized Ti-45Al-7Nb-0.4W-0.15B alloy[J]. Intermetallics, 2011, 19(8): 1184-1190.
- [18] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. Metallurgical Transactions A, 1984, 15(10): 1883-1892.
- [19] 符君, 于雪梅, 刘超, 等. TC21合金基于不同失稳判据的热加工图研究[J]. 航空制造技术, 2019, 62(19): 65-74.
- FU Jun, YU Xuemei, LIU Chao, et al. Study on processing map under different instability criterion for TC21 alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(19): 65-74.
- [20] GUPTA R K, NARAYANA MURTY S V S, PANT B, et al. Hot workability of γ + α₂ titanium aluminide: Development of processing map and constitutive equations[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 551: 169-186.
- [21] YUAN C H, LIU B, LIU Y X, et al. Processing map and hot deformation behavior of Ta-particle reinforced TiAl composite[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2020, 30(3): 657-667.
- [22] LIU R C, LIU D, TAN J, et al. Textures of rectangular extrusions and their effects on the mechanical properties of thermo-mechanically treated, lamellar microstructure, Ti-47Al-2Cr-2Nb-0.15B[J]. Intermetallics, 2014, 52: 110-123.
- [23] FUCHS G E. Supertransus processing of TiAl-based alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(1): 27-36.
- [24] NIU H Z, CHEN Y Y, XIAO S L, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of a novel beta γ-TiAl alloy[J]. Intermetallics, 2012, 31: 225-231.
- [25] CUI N, KONG F T, WANG X P, et al. Microstructural evolution, hot workability, and mechanical properties of Ti-43Al-2Cr-2Mn-0.2Y alloy[J]. Materials & Design, 2016, 89: 1020-1027.
- [26] XU W C, SHAN D B, ZHANG H, et al. Effects of extrusion deformation on microstructure, mechanical properties and hot workability of β containing TiAl alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 571: 199-206.
- [27] TETSUI T, SHINDO K, KOBAYASHI S, et al. Strengthening a high-strength TiAl alloy by hot-forging[J]. Intermetallics, 2003, 11(4): 299-306.

通讯作者: 刘宏武, 工程师, 博士, 从事钛铝合金、高熵合金等高温结构材料的基础与应用研究。
(责编 古京)