

特约专栏

TiAl 合金的热加工、组织和性能

陈玉勇, 杨 非, 孔凡涛, 肖树龙

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 采用水冷铜坩埚感应熔炼技术制备了高质量的 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金铸锭, 该合金铸态组织为近层片组织结构, 层片团簇的体积分数为 85% 左右, 大小约为 80 μm , 块状 β 和 γ 相位于层片团簇边界。层片结构中除了 γ 和 α_2 相外, 还存在少量的 β 相析出物。Ti-43Al-9V-0.3Y 合金具有良好的热加工性能, 通过包套锻造和包套轧制技术, 成功制备了大尺寸 TiAl 合金锻饼和国内最大尺寸 TiAl 合金板材, 其尺寸分别为 $\phi 260\text{ mm} \times 24\text{ mm}$ 和 $500\text{ mm} \times 300\text{ mm}$ 。经热变形后, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的显微组织明显细化, 力学性能得到了显著提高。

关键词: TiAl 合金; 加工; 组织; 性能

中图分类号: TG146.2⁺3 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2010)03-0012-06

Processing, Microstructure and Properties of Ti-43Al-9V-0.3Y Alloy

CHEN Yuyong, YANG Fei, KONG Fantao, XIAO Shulong

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: A high quality TiAl alloy ingot with a nominal composition of Ti-43Al-9V-0.3Y (at. %) was prepared using water cooled Introduction Skull Melting. The microstructure of as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy was nearly fully lamellar structure with the lamellar volume fraction of 85% and a mean lamellar size of 80 μm . It was apparent that bulk β and γ phases were located at the lamellar colony boundaries and some β phase existed at lamellar structure besides γ and α_2 phases. The Ti-43Al-9V-0.3Y alloy exhibited excellent hot deformability, and large pancake and the largest sheet of TiAl alloy in China, with size of $\phi 260\text{ mm} \times 24\text{ mm}$ and $500\text{ mm} \times 300\text{ mm}$, respectively, were successfully prepared through pack forging and rolling. After hot deformation, the microstructure of TiAl alloy was refined obviously and the mechanical properties were improved promptly.

Key words: TiAl alloy; processing; microstructure; properties

1 前 言

γ -TiAl 合金被认为是一种在航空航天发动机、能源以及汽车工业等领域内具有广阔应用前景的轻质耐高温结构材料^[1-3]。然而, TiAl 合金室温塑性低以及高温变形能力和抗氧化性能不足成为其工程化应用的最大障碍。各国研究者一直致力于通过合金化、热处理和热机械处理等技术来克服 TiAl 合金的上述缺点^[4-7]。近年来, TiAl 合金的热变形加工技术(如锻造、挤压和轧制等)引起了研究者的关注,但由于 TiAl 合金流变抗力大,热加工性能相对较差,所以降低该合金的高温流变抗力、提高合金热变形能力对于实现 TiAl 合金的可加工性是很必要的。目前一

种非常有效的方法就是在 TiAl 合金中同时引进高温 β 相和降低晶粒尺寸。研究者们发现,合金元素 Nb, Cr 和 V 是 β 相稳定元素,在 TiAl 合金中添加这些元素有利于提高合金的变形能力^[8-10],而稀土元素 Y 不仅可以细化 TiAl 合金的晶粒尺寸,同时还能净化 TiAl 合金熔体^[10-11]。基于此,本研究选择 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金作为研究对象,主要研究了该合金的热加工(铸造、锻造和轧制)性能、显微组织以及其力学性能等。

2 TiAl 合金铸锭

目前, TiAl 合金铸锭的制备主要有真空电弧熔炼、等离子束熔炼和感应凝壳熔炼 3 种方法。与其他方法相比,感应凝壳熔炼通过电磁场搅拌合金熔体,使熔体成分更加均匀。我们采用水冷铜坩埚感应熔炼,以海绵 Ti, 高纯 Al, 以及其他中间合金为起始原料,成功制备了不同规格和成分的 TiAl 合金铸锭(图 1 所示),其尺寸可以达到 $\phi 140\text{ mm} \times (150 \sim 260)\text{ mm}$ 。本研究采用的合金名义

收稿日期: 2009-11-30

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50274035, 50674037)

通信作者: 陈玉勇, 男, 1956 年生, 博士, 教授, 博士生导师

成分为 Ti-43Al-9V-0.3Y (原子百分数, 下同)。TiAl 合金铸锭先经均匀化退火 (900 °C, 48 h), 然后进行热等静压处理 (1 250 °C, 175 MPa, 4 h), 以消除铸锭中的缩孔和疏松等缺陷。经测量, 铸锭中的氧含量约为 0.05%。



图1 感应凝壳熔炼制备的 TiAl 合金铸锭

Fig. 1 Ingots of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy made by induction skull melting

如图 2 所示, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的显微组织主要由层片结构组成, 层片结构的体积分数约为 85%, 层片团簇的大小约为 80 μm 。合金的铸态组织中没有枝晶的存在, 铸锭中心和边缘的层片团簇大小相同。在层

片团簇的边界处存在 β 和 γ 相 (图 2b), 更多细节如图 2c 所示。图 2c 中各点 EDS 分析结果列入表 1。亮白色颗粒富含 Y 和 Al 元素, 其中 Al/Y 约为 2:1, 而 Ti 和 V 元素在该颗粒中含量较少, 根据文献^[10-11]的研究, 认为亮白色颗粒为 YAl_2 相。灰色的 β 相各元素的含量为 46Ti, 32.79Al, 21.21V (原子百分数, 下同), 没有发现 Y 元素。层片结构和黑色 γ 相各元素的含量分别为 46.41Ti, 43.52Al, 10.07V 和 47.95Ti, 46.36Al, 5.69V, 同样, 在层片结构和 γ 相中也未发现 Y 元素的存在。XRD 分析也证实了 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金中含有 γ , α_2 和 β 三相, 如图 3 所示。由于 YAl_2 相在 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金中含量很少, 所以在 XRD 谱图中没有发现 YAl_2 相的存在。值得注意的是, 各相中 V 含量存在很大的不同, 其中 β 相中的 V 含量最大, 达到 21.21%, 这符合 V 元素是 β 相的稳定元素^[12]。

表1 铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金相应于图 2c 中各点化学成分 EDS 分析结果 (x/%)

Table 1 Chemical composition analyzed by EDS corresponding to different positions in figure 2c for as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy (x/%)

Positions	Ti	Al	V	Y
A	5.77	60.78	2.30	31.15
B	46.00	32.79	21.21	0
C	46.41	43.52	10.07	0
D	47.95	46.36	5.69	0

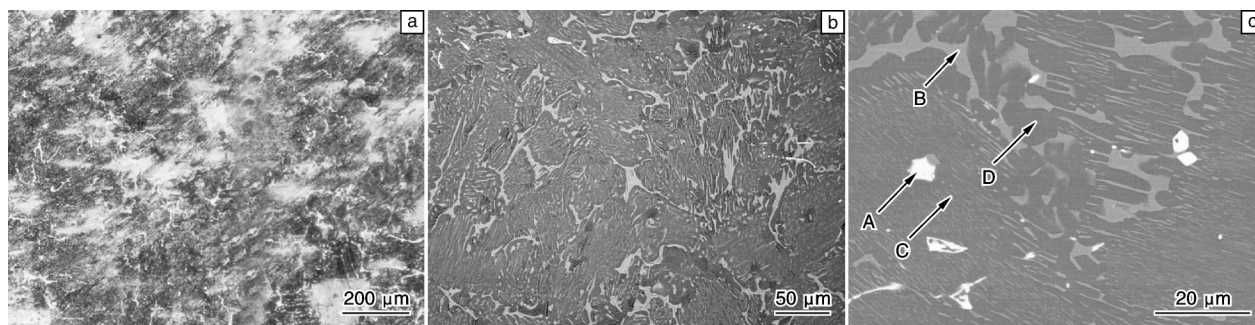


图2 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金铸态显微组织

Fig. 2 Microstructures of as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy: (a) optical image, (b) BSE mode, and (c) BSE mode in a larger visual field

Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的层片结构如图 4^[13] 所示, 可以看出, 在层片组织中除了 α_2 和 γ 相外还有沉淀物析出, 根据图 4b 的电子衍射分析得出, 析出相具有 bcc 结构, 晶格常数 0.316 nm, 为 β 相。EDS 分析显示 β 相沉淀物的成分为 49.7Ti, 28.5Al, 21.8V, V 的浓度与表 1 中 EDS 分析结果一致。铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金具有近层片组织结构, 其晶粒尺寸细小, γ 和 β 相位于层片

团簇边界。该显微组织结构反应如下的凝固和转变路径: $\text{L} \rightarrow \text{L} + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta + \gamma \rightarrow \text{Lamellar} + \beta + \gamma$ 。合金通过 β 相区进行凝固, 显示了等轴晶特征。在整个凝固过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变是不完全的, 由于添加大量的 β 相稳定元素 V, 使得在冷却速度偏离平衡冷却速度的冷却过程中部分 β 相保留下来, 形成了低温 B2 相 (图 4a)。片层结构是由高温 α 相在冷却过程发生转变形成的。同时 $\beta + \gamma$

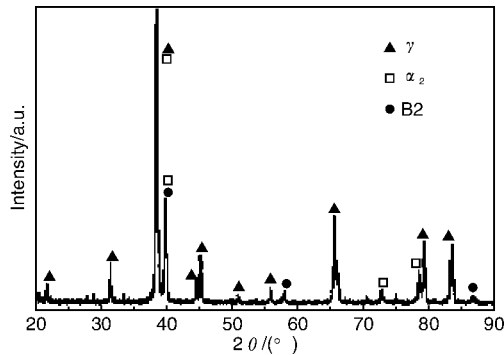


图3 铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的 XRD 谱图

Fig. 3 XRD pattern of as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy

结构是由 γ 相从高温 β 或 α 相析出形成的^[11]。结果合金形成了由 $\beta + \gamma$ 包围的近层片组织结构。

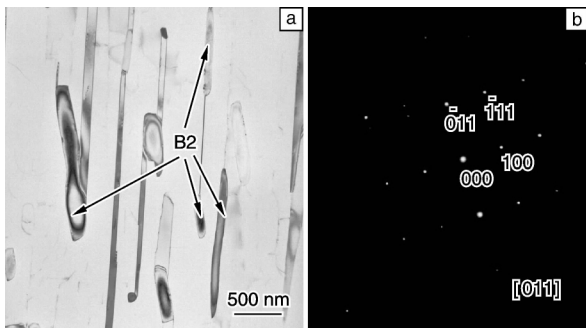


图4 铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金层片结构的 TEM 照片(a)和析出相的电子衍射花样与指标花(b)

Fig. 4 TEM micrograph (a) of lamellar structure and electron diffraction pattern (b) of β precipitate in lamellas for as-cast Ti-43Al-9V-0.3Y alloy

铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金具有较细小的晶粒尺寸, 为 80 μm 左右。与添加其他晶粒细化剂(如元素 B)的 TiAl 合金相比, 该合金的晶粒尺寸更加细小。有 3 个原因可以解释上述现象。首先, 在 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, 理论上 α 相有 12 个不同的生长方向, 这就促进了 α 的形核过程^[14]。其次, 由于添加了大量的 β 相稳定元素 V, 从而在凝固过程中形成了大量的 β 相, 在冷却过程中限制了 α 相晶粒的长大。第 3, 添加稀土元素 Y, 细化了 TiAl 合金的晶粒尺寸, 这在作者先前的研究中得到了证实^[10-11,15]。另外, 因稀土元素 Y 与 O 具有较高的亲和力, 所以 Y 可以净化 TiAl 合金^[16]。然而在本研究中没有发现 Y_2O_3 的存在, 这是因为在 ISM 熔炼过程中, 真空度较高, 形成的 Y_2O_3 数量较少, 在 XRD 谱图和 TEM 观察中很难发现。

3 TiAl 合金锻造

TiAl 合金由于其本质脆性, 热加工性能相对较差,

普通锻造过程中锻饼很容易发生开裂现象。为了避免类似情况的发生, 我们采用了包套锻造技术, 在 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 、变形速率约为 0.01 s^{-1} 的条件下, 成功制备了高质量 TiAl 合金锻饼。目前我们制备的 TiAl 合金锻饼尺寸达到 $\phi 260 \text{ mm} \times 24 \text{ mm}$, 如图 5 所示。

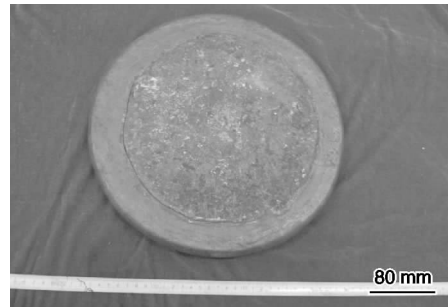


图5 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金锻饼

Fig. 5 Pancake of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy

Ti-43Al-9V-0.3Y 合金锻饼表面和中心部位的显微组织如图 6 所示, 可知锻饼表面的组织结构为均匀的双态组织(DP), 其主要由弯曲和破碎的层片结构、破碎和延长的 γ 相、 β 相以及 YAl_2 相组成, 而中心部位的组织为明显的流线结构, 不能观察到层片结构。

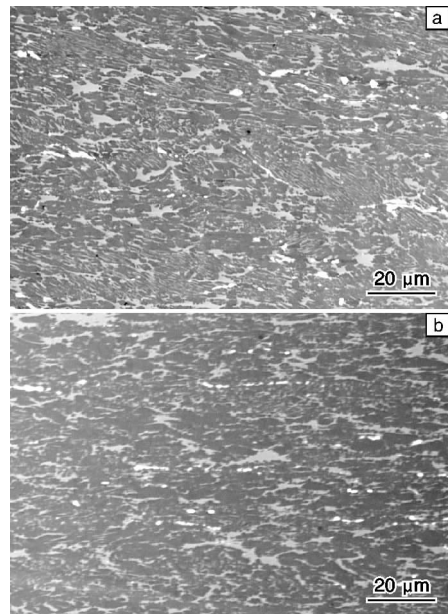


图6 锻态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的 SEM 照片: (a)近表面, (b)中心部位

Fig. 6 SEM micrographs of as-forged Ti-43Al-9V-0.3Y alloy: (a) near surface zone and (b) central zone

图 7^[17]是 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金锻饼中心部位组织的 TEM 照片, 从中可以看出, 动态再结晶晶粒体积分数较高, 动态再结晶 γ 晶粒尺寸很小, 约为 1 ~ 5 μm 。

在一些 γ 晶粒中存在大量的孪晶和位错,如图 7a 所示。同样也存在少量的剩余层片组织(图 7b)。

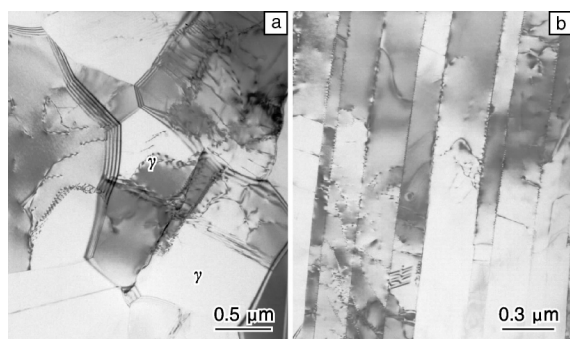


图7 锻态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的 TEM 照片: (a) 动态再结晶 γ 晶粒和位错, (b) 残余层片组织

Fig. 7 TEM micrographs of as-forged Ti-43Al-9V-0.3Y alloy: (a) dynamical recrystallizing γ grains and dislocations in γ grain and (b) remnant lamellae

热加工细化了 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的铸态组织。在热加工过程中,由于输入大量的变形能量,促进了 TiAl 合金发生动态再结晶和层片组织球化,从而合金的组织形态发生了变化。因此,不同的变形量将会导致不同的组织结构(图 6 所示)。Ti-43Al-9V-0.3Y 合金锻饼的表面区域组织与中心区域的组织存在较大的差别。这是因为在锻造过程中,合金表面与模具之间存在摩擦,与中心区域相比,表面的变形量较小。因此动态再结晶和层片组织球化过程在表面区域进行的不充分,导致 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金锻饼表面区域存在一定数量的剩余层片,相反,锻饼中心动态再结晶和层片组织球化较为完全,在 SEM 照片中并没有发现明显的层片组织,而显示的是大量变形后的流线结构。

γ 相的变形机理已经被广泛研究,已经证实在热加工过程中,由于位错的增殖和形变孪晶使得 γ 相产生较大的应变。然而对于 TiAl 合金中 α_2 和 β 的变形研究较少。有研究认为^[18],在热加工过程中 β 相的屈服应力较低,能够承担一部分变形。所以,在 TiAl 合金中引入一定量的 β 相可以提高合金的高温变形能力。同时, β 相的引入细化了 TiAl 合金的晶粒尺寸,从而有助于促进热加工过程中的动态再结晶行为,进而可以缓减 TiAl 合金的加工硬化行为,提高 TiAl 合金的高温变形能力。

4 TiAl 合金板材

作为超音速飞行器和未来涡轮发动机的结构部件以及热防护系统使用的结构材料, TiAl 合金板材的制备及加工技术引起了国内外研究者的注意。各国均把 TiAl 合金板材的制备和应用列为本国未来结构材料的发展计

划。美国主要航空计划将 TiAl 合金板材作为当前的备选材料,这些计划包括^[19]: ①可重复使用的运载火箭,②NASA 未来 X-37 航天飞机,③联合战斗机,④X-38 救援车,⑤军用航天飞机,⑥机动航天器,⑦超音速飞机;欧洲“Hermes and Sanger”计划把 TiAl 合金板材列为应用于 600 ~ 900 °C 的高温航空结构材料,航空运输研究计划(FESTIP)将 TiAl 合金板材纳入热结构及热保护性系统中的备选材料,另外欧洲还准备将 TiAl 合金板材应用于高速民用运输机(目前已经初步应用)和可以重复使用的单级入轨(SSTO)太空船(RLV);奥地利 Plansee 公司也计划把该公司研制的 Gamma met-1000 型 TiAl 合金板材应用到欧洲未来的飞机 A3XX 以及美国 NASA 在研的新型可重复使用的航天飞机部件上。

然而, TiAl 高温变形能力不足、加工性能差,导致 TiAl 合金板材制备工艺复杂,制备板材的难度大。通常 TiAl 合金板材的轧制需要具备以下几个条件^[20-21]: ①在高温条件下实现近等温轧制;②选择适当的轧制速度和道次变形量,以免在轧制过程中板材发生开裂现象;③采取措施防止板材在轧制过程中发生氧化现象。为了满足上述的轧制条件,各国进行了大量的研究工作,并取得了丰硕的成果。

德国 GKSS 研究所与奥地利 Plansee AG 公司联合研究,在上世纪 90 年代采用铸锭冶金的方法制备了 TiAl 合金板材,其名义成分为 Ti-47Al-2Cr-0.2Si 和 Ti-48Al-2Cr (原子百分数)^[22], Ti-47Al-2Cr-0.2Si 合金板材经过热处理,得到了 4 种不同的组织形态(Primary Annealed (PA), Near-Gamma (NG), Duplex (DU) 和 Fully Lamellar (FL)), 其室温延伸率可以达到 0.8% ~ 1.5%, 屈服强度为 380 ~ 550 MPa, Ti-48Al-2Cr 合金板材的室温延伸率可达 5%。上述两种合金板材均显示出了较好的超塑性性能,经超塑成型两种合金被制备成了不同的复杂部件。近年来, Plansee AG 公司发明了一种先进的 TiAl 合金板材轧制技术^[19],该技术能够利用传统的热轧机在($\alpha + \gamma$)两相区低速轧制出大尺寸的 TiAl 合金板材,目前采用该技术能够成功轧制出 TiAl 合金板材的最大尺寸为 1 800 mm × 500 mm × 1.0 mm,常规条件下能够轧制出 TiAl 合金板材的尺寸可达 800 mm × 400 mm × 1.0 mm。美国对 TiAl 合金板材的包套轧制技术也进行了大量的研究^[23-26],已报道,美国能轧制的最大 TiAl 合金板材的尺寸为 700 mm × 400 mm,而板材的性能未见详细报道。俄罗斯超塑性问题研究所也发明了一种新型的 TiAl 合金板材轧制技术^[27],该技术实现了低温轧制 TiAl 合金板材,在共析温度以下轧制,成功制备了成分为 Ti-45.2Al-3.5(Nb, Cr, B)(原子百分数)的 TiAl 合金板材,其尺寸可达 400 mm

×200 mm, 经热处理后(在 α 相区热处理, 空冷, 然后在 900 °C 下时效 2 h), 板材的晶粒尺寸约为 50 μm , 层片间距为 25 ~ 300 nm, 室温断裂强度为 930 ~ 973 MPa, 延伸率达到 1% ~ 1.3%, 800 °C 下该合金板材的断裂强度仍可达 800 ~ 830 MPa。

与国外相比, 我国 TiAl 合金板材的制备技术还存在很大差距。近来, 哈尔滨工业大学采用包套轧制技术成功的制备了 TiAl 合金板材, 合金名义成分为 Ti-43Al-9V-0.3Y。目前已轧制出的板材尺寸可达 500 mm × 300 mm (图 8), 是国内尺寸最大的 TiAl 合金板材。经中国航天科工集团第三研究院进行性能测试, 该成分的 TiAl 合金板材室温抗拉强度可达 863 MPa, 延伸率为 2.0%。

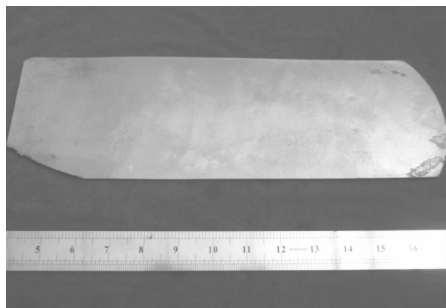


图 8 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金板材

Fig. 8 The sheets of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy

图 9 所示为 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金经 1 200 °C 轧制后板材的显微组织。该组织仍然呈现流线结构特征, 与锻态组织相比, 残余和弯曲的层片结构消失, 组织中只剩下进一步破碎和延长的 γ 、 β 以及 YAl_2 相。

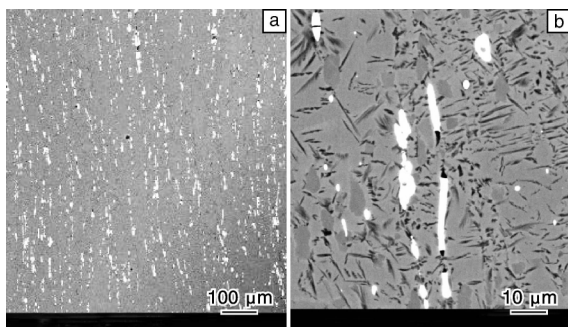


图 9 轧态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的 SEM 照片

Fig. 9 SEM micrographs of as-rolled Ti-43Al-9V-0.3Y alloy:

(a) low magnification and (b) high magnification

5 TiAl 合金的力学性能

Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的拉伸性能如表 2 所示。从表中可以看出, 合金在室温和高温的拉伸性能依赖于加工方式。热加工可以提高合金的拉伸性能, 包括断裂强度和延伸率。在室温条件下, 铸态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的

断裂强度和延伸率分别为 500 ~ 530 MPa 和 0.5% ~ 1%, 经锻造变形后, 合金的断裂强度提高了约 100 MPa 左右, 达到了 600 ~ 650 MPa, 延伸率提高了近 2 倍, 达到了 1% ~ 2% 左右。轧制后, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金板材的断裂强度进一步提高到了 700 ~ 900 MPa, 延伸率达到 2% ~ 3%。700 °C 时, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金板材的断裂强度大于 580 MPa, 高于铸态条件下的 450 ~ 500 MPa 和锻态条件下的 500 ~ 580 MPa, 而延伸率超过 7%。800 °C 下, TiAl 合金板材的塑性显著增加, 延伸率超过 22%。

表 2 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金室温和高温条件下的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy at room temperature and high temperatures

Properties	State	Room Temp.	700 °C	800 °C
R_m /MPa	Cast	500 ~ 530	450 ~ 500	350 ~ 430
	Forging	600 ~ 650	500 ~ 570	440 ~ 500
	Rolling	700 ~ 900	> 580	480 ~ 550
A /%	Cast	0.5 ~ 1	5 ~ 7	> 15
	Forging	1 ~ 2	6 ~ 8	> 18
	Rolling	2 ~ 3	> 7	> 22

对比 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金铸态、锻态以及轧态的显微组织和所对应的拉伸性能发现, 随着晶粒尺寸的细化, TiAl 合金的强度和延伸率都得到了一定程度的提高。在本研究中, 锻态和轧态组织主要由细小的 γ 相组成, 细小的晶粒结构导致了拉伸性能的提高。在室温条件下, 轧态 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的断裂强度比锻态合金的断裂强度高 50 ~ 150 MPa, 这主要是由于变形程度的增加, 轧态组织发生进一步细化的结果。测试温度从室温增加到 700 °C 时, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的强度降低, 而延伸率增加, 其主要原因是, 在高温条件下 TiAl 合金的晶界滑移被激活, 位错可动性增强, 同时高温条件下不同晶粒的应变协调能力也得到了提高。当测试温度为 800 °C 时, TiAl 合金的延伸率明显增加, 反应出该温度条件下合金中参与变形的滑移系数数量增多, 且可能发生了孪生变形或超位错被激活。

6 结 论

(1) 采用 ISM 熔炼技术成功地制备出了高质量的 Ti-43Al-9V-0.3Y 合金铸锭。其铸态组织主要由 γ 、 α_2 和 β 相组成, 组织为近层片组织结构, 层片体积分数约为 85%, 层片团簇大小为 80 μm 左右, $\beta + \gamma$ 相位于层片团边界。层片界面处有 β 相沉淀物析出, 整个凝固和相转变过程遵从如下顺序: $L \rightarrow L + \beta \rightarrow \beta \rightarrow \alpha + \beta \rightarrow \alpha + \beta + \gamma \rightarrow \text{Lamellar} + \beta + \gamma$ 。

(2) Ti-43Al-9V-0.3Y 合金具有良好的热变形行为,

采用包套锻造和包套轧制技术成功制备了大尺寸的 TiAl 合金锻饼和 TiAl 合金板材, 其尺寸分别为 $\phi 260 \text{ mm} \times 24 \text{ mm}$ 和 $500 \text{ mm} \times 300 \text{ mm}$ 。

(3) 经热变形后, Ti-43Al-9V-0.3Y 合金的显微组织得到了明显细化, 力学性能有了显著提高。室温下, 与铸态组织相比, 变形后合金的断裂强度提高了 100 ~ 200 MPa, 延伸率提高到了 2% ~ 3%。700 °C 下, 轧制变形后的合金断裂强度大于 580 MPa, 塑性大于 7%, 当测试温度为 800 °C 时, TiAl 合金板材的塑性显著提高, 超过了 22%。

参考文献 References

- [1] Kim Y W. Ordered Intermetallic Alloys, Part III: Gamma Titanium Aluminides[J]. *JOM*, 1994(7): 30-39.
- [2] Clements H, Kestler H. Processing and Applications of Intermetallic TiAl-Based Alloys[J]. *Advanced Engineering and Materials*, 2000(2): 551-560.
- [3] Wu X H. Review of Alloy and Process Development of TiAl Alloys[J]. *Intermetallics*, 2006, 14: 114-122.
- [4] Kim Y W. Strength and Ductility in TiAl Alloys[J]. *Intermetallics*, 1998(6): 623-628.
- [5] Clements H, Bartels A, Bystzanowski S. Grain Refinement in γ -TiAl-Based Alloys by Solid State Phase Transformations[J]. *Intermetallics*, 2006, 14: 1380-1385.
- [6] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S, et al. A Newly Developed Hot Worked TiAl Alloy for Blades and Structural Components[J]. *Scripta Materialia*, 2002, 47: 399-403.
- [7] Liu C T, Scheibel J H, Maziasz P J, et al. Tensile Properties and Fracture Toughness of TiAl Alloys with Controlled Microstructures[J]. *Intermetallics*, 1996(4): 429-440.
- [8] 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]. *Mater Sci Eng*, 2006, A416: 98-103.
- [9] Wang Y, Wang J N, Yang J, et al. Control of a Fine-Grained Microstructure for Cast High-Cr TiAl Alloys[J]. *Mater Sci Eng*, 2005, A392: 235-239.
- [10] Kong F T, Chen Z Y, Tian J, et al. Effect of Rare Earth on Microstructure of γ -TiAl Intermetallics[J]. *Journal of Rare Earth*, 2003, 21(2): 163-167.
- [11] Li B H, Kong F F, Chen Y Y. Effect of Yttrium Addition on Microstructures and Room Temperature Tensile Properties of Ti-47Al Alloy[J]. *J Rare Earths*, 2006(3): 352-356.
- [12] Chen Y Y, Kong F T, Han J C, et al. Influence of Yttrium on Microstructure, Mechanical Properties and Deformability of Ti-43Al-9V alloy[J]. *Intermetallics*, 2005, 13: 263-266.
- [13] Li B H, Chen Y Y, Hou Z Q. Microstructure and Properties of as-Cast Ti-43Al-9V-0.3Y Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 473: 123-126.
- [14] Xu X J, Lin J P, Wang Y L. Microstructure and Tensile Properties of as-Cast Ti-45Al-(8~9)Nb-(W, B, Y) Alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 414: 131-136.
- [15] Chen Y Y, Li B H, Kong F T. Microstructural Refinement and Mechanical Properties of γ -Bearing TiAl alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 457: 265-269.
- [16] Wu Y, Hwang S K. Microstructural Refinement and Improvement of Mechanical Properties and Oxidation Resistance in EPM TiAl-Based Intermetallics with Yttrium Addition[J]. *Acta Mater*, 2002, 50: 1479-1493.
- [17] Kong F T, Chen Y Y, Li B H. Effect of Forging and Rolling on Microstructure and Mechanical Property of Ti-43Al-9V-0.3Y alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(7): 815-820.
- [18] Tetsui T, Shindo K, Kobayashi S, et al. Strengthening a High-strength TiAl Alloy by Hot-Forging[J]. *Intermetallics*, 2003, 11: 299-306.
- [19] Clemens H, Kestler H. Processing and Applications of Intermetallic TiAl-Based Alloys[J]. *Advanced Engineering and Materials*, 2000(2): 551-560.
- [20] Koeppel C, Bartels A, Clemens H. Optimizing the Properties of TiAl Sheet Material for Application in Heat Protection Shields or Propulsion Systems[J]. *Materials Science and Engineering*, 1995, A201: 182-193.
- [21] Bartels A, Kestler H, Clemens H, et al. Deformation Behavior of Differently Processed γ -titanium Aluminides[J]. *Materials Science and Engineering*, 2002, A329/331: 153-162.
- [22] Clemens H. Intermetallic γ -TiAl Based Alloy Sheet Materials Processing and Mechanical Properties[J]. *Z Metallkd*, 1995, 86(12): 814-822.
- [23] Semiatin S L, Seetharaman V. Deformation and Microstructure Development during Hot-Pack Rolling of a Near-Gamma Titanium Aluminide Alloy[J]. *Metall and Mater Trans A*, 1995, A26: 371-381.
- [24] Semiatin S L, Vollmer D C, El-Soudani S M, et al. Understanding the Failure of Near Gamma Titanium Aluminides during Rolling[J]. *Scr Metall*, 1990, 24: 1409-1413.
- [25] Semiatin S L, Ohls M, Kerr W R. Temperature Transients during Hot Pack Rolling of High Temperature Alloys[J]. *Scr Metall*, 1991, 25: 1851-1856.
- [26] Semiatin S L, Seetharaman V. Load-Signature Analysis for Pack Rolling of Near Gamma Titanium Aluminide Alloys[J]. *Metall Trans*, 1994, 25A, 2539-2542.
- [27] Imayev V M, Imayev R M, Kuznetsov A V. Development of Novel Sheet Rolling Process of Ingot-Metallurgy γ -TiAl + α_2 Ti₃Al Based Alloys for Production of Sheets with Enhanced Mechanical Properties[C]. *Ti-2003 Science and Technology*. Munich: 2003: 2257-2264.