

固溶温度对IMI834钛合金 锻件组织和性能的影响

李四清^{1,2}, 王旭^{1,2}, 邓雨亭^{1,2}, 黄旭^{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] 研究了不同的($\alpha+\beta$)两相区固溶处理温度(+700℃时效)对IMI834钛合金锻件组织和性能的影响。采用光学显微镜和透射电镜分析了显微组织,测试了室温拉伸、600℃拉伸、600℃试样热稳定性和600℃持久等力学性能。试验结果表明:固溶温度升高,初生 α 相含量不断降低, β 转变组织尺寸、次生 α 相集束尺寸略有增大;室温、600℃拉伸强度略有提高,而室温、600℃拉伸塑性略有降低;600℃持久性能明显地提高。在1000~1030℃范围内固溶处理后的试样热稳定性基本相当。固溶温度对性能的影响与 β 转变组织尺寸、次生 α 相集束尺寸和合金元素分配的综合作用密切相关。

关键词: 热处理; IMI834 钛合金; 组织; 力学性能

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.19.047



李四清

高级工程师,研究方向为高温钛合金。

由于高温钛合金具有高的比强度、比刚度和良好的高温力学性能,因此采用高温钛合金替代耐热钢或

镍基高温合金,制成航空发动机零件,可以减轻发动机结构重量,提高推重比和结构效益。从20世纪50年代开始,世界各国相继研制出一系列高温钛合金,并广泛应用于航空发动机,对航空发动机研制与发展起到了巨大推动作用。迄今为止,航空发动机用的高温钛合金使用温度达到了600℃,如英国的IMI834、美国的Ti-1100、俄罗斯的BT36和国内的Ti60、Ti600等高温钛合金,其中最具代表性的是IMI834钛合金^[1-6]。IMI834钛合金是由英国帝国金属公司研制的一种长期使用温度为600℃的近 α 型高温钛合金,其名义成分为Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.5Mo-0.7Nb-0.35Si-0.06C。该合金具有良好的拉伸、蠕变和疲劳等综合性能,并具有良好的热加工工艺性和可焊接性,被

广泛应用于军用、民用航空发动机高压压气机的盘、叶片、离心叶轮、整体叶盘和机匣。已报道的IMI834钛合金研究方面资料主要集中于小规格棒材,而大截面尺寸锻件研究资料比较少^[7-9]。本文进行了1000~1030℃两相区固溶温度热处理试验,观察了不同条件下的显微组织,测试了室温拉伸、高温拉伸、高温热稳定性和高温持久等力学性能,并分析了固溶温度对显微组织和力学性能的影响。

试验及方法

试验所用材料为($\alpha+\beta$)两相区锻造的IMI834钛合金锻件,采用的锻造设备为63MN液压机,锻造温度为985~1015℃,模具温度为950℃,终锻温度为950℃,锻后空冷到室温。锻件轮廓尺寸为

$\phi 450\text{mm} \times 260\text{mm}$, 最大截面尺寸大约为 120mm 。锻件的合金成分(质量百分比)为 $\text{Ti}-5.76\text{Al}-4.02\text{Sn}-3.56\text{Zr}-0.52\text{Mo}-0.68\text{Nb}-0.33\text{Si}-0.05\text{C}-0.10\text{O}$, 采用金相法测定的 β 转变温度为 1050°C 。将锻件沿纵向切成二等分, 在 $1/2$ 锻件上开展不同固溶温度的热处理工艺试验, 热处理制度为 $1000^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、OQ (油淬) + $700^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、AC (空冷)、 $1015^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、OQ + $700^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、AC、 $1030^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、OQ + $700^\circ\text{C}/2\text{h}$ 、AC。

显微组织试样取自室温拉伸试样标距与螺纹之间的圆弧过渡处, 使用 $200\sim 1000$ 目水砂纸进行打磨, 再在绒布上进行机械抛光, 抛光剂为 SiO_2 悬浮液。抛光后的显微组织试样采用 Kroll 腐蚀剂进行涂擦腐蚀, 腐蚀剂为体积分数为 $3\% \text{HF}$ 、 $6\% \text{HNO}_3$ 和 $91\% \text{H}_2\text{O}$ 组成的混合液, 腐蚀时间为 $6\sim 8\text{s}$ 。在 LEICA DMI-3000M 型光学显微镜上观察显微组织。从室温拉伸试样标距与螺纹之间的圆弧过渡处切取厚度为 0.2mm 试片, 将试片机械减薄至 $40\sim 50\mu\text{m}$, 制成 $\phi 3\text{mm}$ 薄片, 采用双喷电解减薄方法制成透射电镜用的薄膜试样。在 JEOL-2100 型透射电镜上进行显微组织观察, 操作电压为 200kV 。

在热处理后试验件的中心部位取各种力学性能试样, 各种状态下获得的力学性能均为 3 根试样的平均值。室温拉伸、 600°C 拉伸、热稳定性试样均采用标距为 $\phi 5\text{mm} \times 25\text{mm}$ 的圆柱形试样, 试样热稳定性为机加工后经电炉中 $600^\circ\text{C}/100\text{h}$ 热暴露后的、保留表面氧化层的室温拉伸性能。室温拉伸和热稳定性试验的测试标准为 GB/T 228.1—2010, 600°C 拉伸试验的测试标准为 GB 4338—2006, 拉伸试验机型号均为 Instron4507 电子万能材料试验机, 600°C 持久试验的测试标准为 HB 5150—1996, 所有力学性能测试均在中国航发北京航空材料研究院检测

中心进行。

结果与讨论

1 显微组织

锻件的锻态显微组织如图 1 所示。锻态显微组织为 $(\alpha+\beta)$ 两相区锻造获得的等轴组织。初生 α 相 (α_p) 含量大约为 60% , 形貌为球状、椭球状或沿变形方向的拉长状, 且分布比较均匀。 β 转变组织 (β_t) 中的次生 α 相 (α_s) 表现为细小的、扭曲的长条状或短棒状, 尺寸差异也比较大, 长度与宽度的比值较小。由于采用较低的预制坯加热温度、低的模具温度、较慢的锻造速率和锻后空冷的锻造工艺参数, 造成锻件的终锻温度降低, 因此锻态显微组织中的初生 α_p

相含量较高、次生 α_s 相表现为细小的、扭曲的长条状或短棒状。

图 2 (a)~(c) 为 β 转变温度以下的 1000°C 、 1015°C 和 1030°C 温度固溶处理后锻件的显微组织。可知, 经 1000°C 、 1015°C 和 1030°C 温度固溶 + 700°C 时效热处理后的显

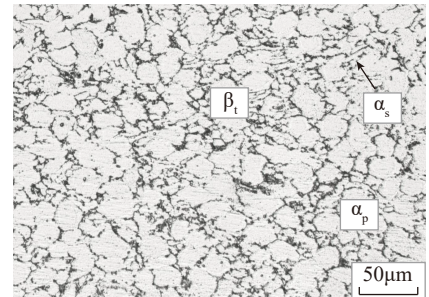
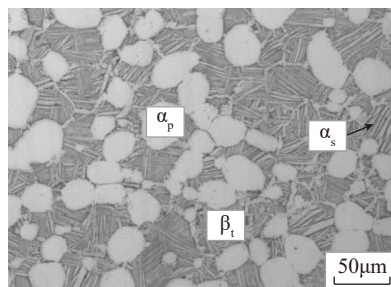
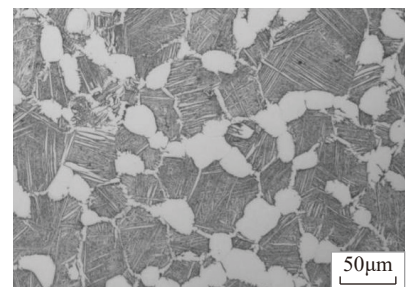


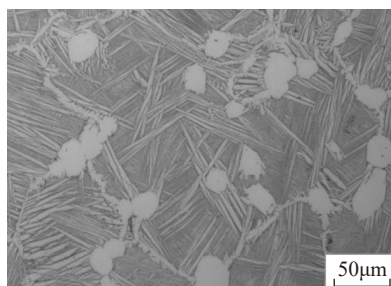
图1 锻件锻态显微组织
Fig.1 Microstructure of forging as forged



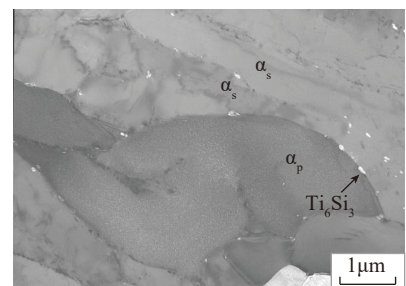
(a) 1000°C



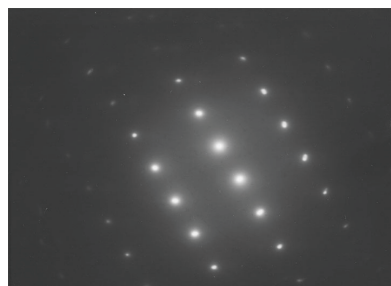
(b) 1015°C



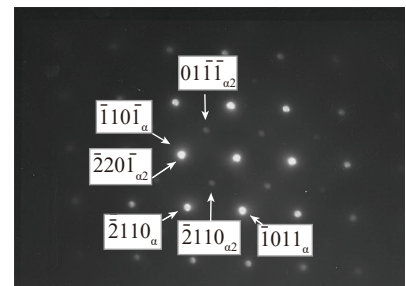
(c) 1030°C



(d) 硅化物析出相 (白色)



(e) 硅化物相的电子衍射花样



(f) 热暴露后次生 α_s 相的电子衍射花样

图2 不同温度固溶处理后的显微组织
Fig.2 Microstructures of different solid solution temperature

微组织均为典型的双态组织,即在 β 转变组织基体上存在少量的初生 α_p 相。1000°C、1015°C和1030°C温度固溶后的初生 α_p 相形貌均表现为球状且分布比较均匀,表明固溶时初生 α_p 相发生了完全再结晶,初生 α_p 相尺寸基本上相当,平均直径大约为20nm;1000°C、1015°C和1030°C温度固溶后的 β 转变组织呈球状,也表明固溶时 β 相发生了完全再结晶, β 转变组织中的次生 α_s 相均为片状,宽度相当,大约为0.7mm,次生 α_s 相片呈并列状,即所谓的 α 集束。试验发现,1000°C、1015°C和1030°C温度固溶处理后的初生 α_p 相体积百分比大约分别为40%、27%和12%。随 $(\alpha+\beta)$ 相区固溶处理温度升高,初生 α_p 相含量不断降低,而相应的 β 转变组织含量不断增加, β 转变组织尺寸及次生 α_s 相集束尺寸稍微有所增大。

与锻态显微组织(图1)相比,经1000~1030°C温度固溶处理后的显微组织均匀性有一定程度的改善,如图2(a)~(c)所示;初生 α_p 相完全全球化,含量和尺寸减小; β 转变组织形貌基本上为球状,次生 α_s 相的长度和宽度的比值较大。热处理前后的初生 α_p 相和 β 转变组织形貌变化说明,锻态试验件经较高的 $(\alpha+\beta)$ 两相区温度固溶处理时,发生了初生 α_p 相和 β 晶粒再结晶。

通过透射电镜观察发现,在1000~1030°C温度固溶+700°C时效热处理后的显微组织中均存在非常细小的 S_2 型硅化物析出相,即 $(TiZr)_6Si_3$ 。硅化物相主要在 β 转变组织中的次生 α 片与片之间边界上和初生 α 相与 β 转变组织边界上析出,硅化物析出相的形貌主要为椭球状,少量呈杆状,长度在几个nm~200nm范围内。图2(d)、(e)分别是1030°C温度固溶+700°C时效处理条件下的透射电镜暗场像和相应的硅化物析出相(白色)的电

子衍射花样。不同固溶温度下的 $(TiZr)_6Si_3$ 的尺寸和形貌基本上相似。

通过透射电镜观察发现,在固溶+时效处理条件下,初生 α_p 相和次生 α_s 相的衍射花样中不存在超点阵衍射斑点,说明固溶+时效处理条件下没有析出 α_2 相。而经600°C/100h热暴露后,初生 α_p 相和次生 α_s 相的衍射花样中均存在超点阵衍射斑点,表明析出了 α_2 相,但由于 α_2 析出相尺寸非常细小,透射电镜没有观察到。图2(f)是热暴露后次生 α_s 相的电子衍射花样及标定,方向为 $[11\bar{2}3]_{\alpha}/[01\bar{1}2]_{\alpha_2}$ 。

高温固溶时, α 相和 β 相之间达到相平衡状态,将产生合金元素分配作用,即 α 稳定元素(Al、O、Sn)倾向于在 α 相上富集,而 β 稳定元素倾向于在 β 相上富集。固溶温度越低,合金元素分配作用越明显^[10]。近 α 型高温钛合金在固溶后的快速冷却过程中,高温 β 相将发生马氏体转变,形成片状的、过饱和的马氏体 α' 相。在中等温度时效过程中,不稳定的马氏体 α' 相将发生分解,转变成次生 α 相和极少量的剩余 β 相。剩余的 β 相通常位于 β 转变组织中的次生 α 相片/片的边界上,在光学显微镜下是不可见的,通过扫描电镜和透射电镜可观察到^[7,11]。IMI834钛合金属于近 α 型钛合金, α 稳定元素(Al、O、C)及中性元素(Sn、Zr)含量高, β 稳定元素(Mo、Nb和Si)含量的总和也仅为1.5%,因此室温稳定状态下的IMI834钛合金中的 α 相占绝大多数,而剩余的 β 相含量非常少。

由于钛合金中加入Si元素明显地提高了高温蠕变性能、稍微地降低了塑性,因此高温钛合金通常加入了少量的Si元素。Si元素在钛合金中的 α 相和 β 相中均有少量的固溶度。Si属于 β 稳定元素, β 相中的Si元素含量高于 α 相。经固溶+时效处理后,含Si的高温钛合金将产生硅

化物析出,硅化物类型有 S_1 型—— $(TiZr)_3Si_3$ 和 S_2 型—— $(TiZr)_6Si_3$,硅化物类型主要取决于合金成分和热处理^[12]。IMI834钛合金名义成分中的Si元素含量为0.35%,经高温固溶+时效处理后,在显微组织中将析出硅化物相。已报道的资料表明,IMI834钛合金存在 S_1 型和 S_2 型硅化物^[11,13]。通过透射电镜的硅化物电子衍射花样分析发现,1000~1030°C固溶+700°C时效处理的IMI834钛合金中只存在 S_2 型—— $(TiZr)_6Si_3$ 硅化物,如图2(d)和(e)所示。

为了提高热强性(如高温、持久和蠕变强度),高温钛合金中往往加入了较多的 α 稳定元素(Al、O)及中性元素(Sn、Zr)。在热处理和高温长期热暴露过程中,有可能在 α 相中析出长程有序的 α_2 相(Ti_3Al), α_2 相与 α 相保持共格关系。 α_2 相相对力学性能具有明显的影响,即在提高强度的同时,却明显地降低塑性。根据Rosenberg提出的Al当量经验公式^[14],即 $[Al]_{\text{当}} = \%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10\%(O) \leq 9\%$,可判定钛合金中 α_2 相沉淀析出趋势。根据试验材料的成分计算,其铝当量为8.7%,已经非常接近9%的极限值,具有长程有序的 α_2 (Ti_3Al)相沉淀析出的趋势。

还可根据 α 相的电子衍射花样内有无超点阵衍射斑点,来确定是否有 α_2 相析出。透射电镜试验发现,经600°C/100h热暴露后的初生 α_p 相和次生 α_s 相基体的电子衍射花样中均存在明显的超点阵衍射斑点,说明初生 α_p 相和次生 α_s 相内均析出了 α_2 (Ti_3Al)相。

2 拉伸性能

1000°C、1015°C和1030°C固溶(+700°C时效)热处理后的室温、600°C拉伸性能见表1。由表1可知,经1000~1030°C温度范围内固溶处理,锻件均具有良好的室温、600°C拉伸性能。对比发现,固溶温度从1000°C升高到1015°C,室温、600°C

拉伸强度有一定程度的提高,而塑性稍微有所下降;固溶温度从 1015°C 升高到 1030°C,室温、600°C 拉伸强度略有提高,而塑性略微降低。试验结果表明,随固溶温度升高,室温、600°C 拉伸强度有一定程度的提高,而塑性稍微有所降低,这与文献资料报道的试验结果相似^[15-16]。室温、高温拉伸强度是次生 α 集束尺寸和合金元素分配综合作用的结果。固溶温度升高,合金元素分配作用降低,室温、高温拉伸强度提高。拉伸塑性主要与滑移带长度密切相关。固溶温度升高,初生 α 相含量减少, β 转变组织中的次生 α 集束尺寸增大,造成滑移带长度增大,材料断裂前所能承受的塑性变形能力减小,拉伸塑性降低。

3 热稳定性

1000°C、1015°C 和 1030°C 固溶 (+700°C 时效)后的 600°C 试样热稳定性如表 2 所示(即试样热暴露后的室温拉伸性能,保留表面氧化层)。不同温度固溶处理后的 600°C 试样热稳定性基本上相当。与未暴露的相比(表 1 中的室温拉伸性能),经过 600°C/100h 热暴露后的室温拉伸强度均稍微有所提高,而塑性降低非常明显,但室温拉伸延伸率、断面收缩率基本上分别维持在 3% 和 7%,是可接受的水平,表明 IMI834 钛合金具有较好的热稳定性。

热稳定性是指高温长期热暴露后维持可接受的塑性的能力,是高温钛合金在航空发动机应用的关键技术指标之一。试样热稳定性是所谓的表面稳定性,表面稳定性影响主要包括表面富氧层(α 层)的影响和内部组织变化造成的塑性降低(即所谓的内部组织稳定性)。钛合金在大气环境下的高温热暴露过程中将产生的表面富氧层(即 α 层),表面富氧层是非常硬、非常脆的,拉伸过程中表面富氧层首先开裂,引起应力集中,明显地降低拉伸塑性,因此表面富氧

层是导致热稳定性降低的主要原因之一。内部组织稳定性是指高温长期热暴露过程中发生的显微组织变化造成的拉伸塑性降低。为了提高高温钛合金的热强性,在高温钛合金中加入了较多的 α 稳定元素(如 Al、O 和 C 元素)及中性元素(如 Sn 和 Zr 元素)和少量的 β 稳定元素(Mo、Nb、Ta 和 Si 元素)。在高温长期热暴露过程中,在基体显微组织中将析出非常细小的 α_2 (Ti_3Al)相和硅化物相,这两种析出相对合金的热强性有利,但对合金的塑性非常有害,尤其是 α_2 (Ti_3Al)相。透射电镜观察发现,经 600°C /100h 长期热暴露

后,在初生 α_p 相和次生 α_s 相基体上析出了 α_2 (Ti_3Al)相,如图 2 (f)所示;在 α_s 相片与片状之间的、 β 转变组织与初生 α_p 相的边界上和片状 α_s 相内部析出了更多的 $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$ 相。表面富氧层(α 层)、 α_2 (Ti_3Al)相和 $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$ 是造成试样热稳定性急剧降低的主要原因,尤其是表面富氧层(α 层),这与其他研究人员的结果一致^[4,6,16-18]。

4 持久性能

1000°C、1015°C 和 1030°C 固溶 (+700°C 时效)后的 600°C 持久性能见表 3。不同温度固溶处理后,均具有非常良好的 600°C 持久性能。随

表1 不同温度固溶处理后的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of different solid solution temperature

热处理制度	测试温度 $T/^\circ\text{C}$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
1000°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1011	924	11.7	23.6
1015°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1026	936	11.3	22.2
1030°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1028	932	10.8	20.5
1000°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	619	506	18.6	42.3
1015°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	648	517	18.6	43.3
1030°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	654	521	16.7	37.9

表2 不同温度固溶处理后的试样热稳定性

Table 2 Thermal stability of different solid solution temperature

热处理制度	测试温度 $T/^\circ\text{C}$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	$A/\%$	$Z/\%$
1000°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1029	964	3.3	7.1
1015°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1049	983	3.5	7.5
1030°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	25	1047	974	3.9	7.9

表3 不同温度固溶处理后的持久性能

Table 3 Creep rupture properties of different solid solution temperature

热处理制度	测试温度 $T/^\circ\text{C}$	应力 σ/MPa	持续时间 $\tau/(\text{h}:\text{min})$
1000°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	350	204:40
1015°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	350	261:13
1030°C/2h, OQ+700°C/2h, AC	600	350	337:45

注: h 为时间, min。

固溶温度升高,600°C 持久性能获得明显的提高,这与显微组织和合金元素分配作用有关。随固溶温度升高,初生 α 相含量减少, β 转变组织的尺寸增大,界面密度降低,对 600°C 持久有利。随固溶温度升高,合金元素分配作用降低, α 稳定元素在高温 β 相中含量增加,提高了 β 转变组织的强度,使得持久性能进一步改善。

结论

(1) 在 1000~1030°C 范围内,随固溶温度升高,初生 α 相含量不断降低, β 转变组织尺寸和次生 α 相集束尺寸略有增大。

(2) 随固溶温度升高,室温、600°C 拉伸强度有一定程度的提高,而室温、600°C 拉伸塑性略有降低。拉伸性能是次生 α 相集束尺寸和合金元素分配的综合作用的结果。

(3) 在 1000~1030°C 范围内固溶处理后的试样热稳定性基本上相当。与未热暴露的相比,试样热暴露后的室温拉伸强度略有增加、塑性明显地降低,但试样热暴露后的室温拉伸塑性维持在可接受水平。

(4) 随固溶温度升高,600°C 持久性能得到明显的提高。与 β 转变组织尺寸增大、界面密度降低和合金元素分配作用降低有关。

参考文献

[1] NEAL D F. Development and evaluation of high temperature titanium alloy IMI834[C]//LACOMBE P, TRICOT R, BERANGER G. Sixth World Conference on Titanium. Les Ulis: Les Editions de Physique, 1988.

[2] BANIA P J. Ti-1100: A new high temperature titanium alloy[C]//LACOMBE P, TRICOT R, BERANGER G. Sixth World Conference on Titanium. Les Ulis: Les Editions de Physique, 1988.

[3] TETYUKHIN V, LEVIN I, LLYENKO V, et al. Heat resistant titanium

alloys with enhanced, heat resistance, thermal stability[C]//BLENKINSOP P A, EVANS W J. Eighth World Conference on Titanium. Birmingham: Cambridge University Press, 1996: 2430-2437.

[4] 王清江, 刘建荣, 杨锐. 高温钛合金的现状与前景[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 1-26.

WANG Qingjiang, LIU Jianrong, YANG Rui. High temperature titanium alloys: status and perspective[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2014, 34(4): 1-26.

[5] 郭萍, 洪权, 赵永庆. Ti600 高温钛合金的力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 36-39.

GUO Ping, HONG Quan, ZHAO Yongqing. Mechanical properties of Ti600 high temperature titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 36-39.

[6] 李娟, 蔡建明, 段锐. 近 α 型 TG6 高温钛合金中硅化物的沉淀析出行为[J]. 航空材料学报, 2012, 32(5): 32-36.

LI Juan, CAI Jianming, DUAN Rui. Precipitation behavior of silicide in near- α TG6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(5): 32-36.

[7] COPE M T, HILL M J. The influence of ageing temperature on the mechanical properties of IMI834[C]//LACOMBE P, TRICOT R, BERANGER G. Sixth World Conference on Titanium. Les Ulis: Les Editions de Physique, 1988.

[8] BORCHERT B, DAEUBLER M A. Influence of microstructure of IMI 834 on mechanical properties relevant to jet engines[C]//LACOMBE P, TRICOT R, BERANGER G. Sixth World Conference on Titanium. Les Ulis: Les Editions de Physique, 1988: 467-472.

[9] EVANS R W, HULL R J, WILSHIRE B. The effects of alpha-case formation on the creep fracture properties of the high-temperature titanium alloy IMI834[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1996, 56(1-4): 492-501.

[10] NEAL D F. Alloy development[C]//BLENKINSOP P A, EVANS W J. Eighth World Conference on Titanium. Cambridge: Cambridge University Press, 1996.

[11] RAMACHANDRA C, SINGH

A K, SARMA G M K. Microstructural characterization of near- α titanium alloy Ti-6Al-4Sn-4Zr-0.70Nb-0.50Mo-0.40Si[J]. Metallurgical Transactions A, 1993, 24A(6): 1273-1280.

[12] SINGH A K, RAMACHANDR A. Characterization of silicides in high temperature titanium alloys[J]. Journal of Materials Science, 1997, 329(1): 229-234.

[13] LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. 2nd ed. Berlin: Springer-Verlag, 2007: 259-270.

[14] ROSENBERG H W. Titanium alloying in theory and practice[C]//JAFEE R I, PROMISEL N E. The Science, Technology and Application of Titanium. Oxford: Pergamon Press, 1970.

[15] DOWSON A L, HOLLIS A C, BEEVERS C J. The effect of the alpha phase volume fraction and stress ratio on the fatigue crack growth characteristics of the near-alpha IMI 834 Ti alloy[J]. International Journal of Fatigue, 1992, 14(4): 261-270.

[16] 段锐, 蔡建明, 李臻熙. 初生 α 相含量对近 α 钛合金 TG6 拉伸性能和热稳定性的影响[J]. 航空材料学报, 2007, 27(3): 17-22.

DUAN Rui, CAI Jianming, LI Zhenxi. Effect of primary α phase volume fraction on tensile property and thermal stability of near-alpha TG6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(3): 17-22.

[17] 贾蔚菊, 曾卫东, 俞汉清, 等. 热暴露对 Ti60 合金性能及断裂行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(6): 1032-1037.

JIA Weiju, ZENG Weidong, YU Hanqing, et al. Effect of thermal exposure on properties and fracture behaviors of Ti60 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(6): 1032-1037.

[18] WANG Tongbo, LI Bolong, WANG Zhenqiang, et al. A microstructure with improved thermal stability and creep resistance in a novel near-alpha titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 731: 12-20.

通讯作者: 李四清, E-mail: siqingli1963@126.com.

Effect of Solid Solution Temperature on Microstructure and Properties of IMI834 Titanium Alloy Forging

LI Siqing^{1,2}, WANG Xu^{1,2}, DENG Yuting^{1,2}, HUANG Xu^{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 effect of solid solution temperature (aging at 700°C) in two phase field ($\alpha+\beta$) on microstructure and properties of IMI834 titanium alloy forging was studied. Optical and transmission electron microscopy were employed to analyze the microstructure. The tensile properties at room and 600°C and thermal stability and creep rupture property at 600°C were tested. The results show that with the increase of solid solution temperature, the content of primary α phase decrease and the size of transformed β and secondary α colonies increase slightly, the tensile plasticity decrease slightly at room and 600°C, the creep rupture property is significantly improved at 600°C. The thermal stability of samples by heat treatment with solid solution in the range of 1000–1030°C is basically equivalent. The effect of solid solution temperature on properties is closely to element distribution and the size of transformed β and secondary α colonies.

Keywords: Heat treatment; IMI834 titanium alloy; Microstructure; Mechanical property

(责编 大漠)

(上接第46页)

Preparation of KW–TiC Alloy, and Its Mechanical Properties, Resistance to Transient Thermal Shock

WANG Yijia, YAN Qingzhi

(Laboratory of Special Ceramics and Powder Metallurgy, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

[ABSTRACT] KW–TiC alloy was fabricated through mechanical alloying method and hot rolling process. Compared with KW alloy, the KW–TiC alloy exhibited bending strength of 2500MPa and higher deformation capacity. Both KW–TiC and KW had ductile-to-brittle transition temperature below 250°C. Annealing at 1800°C for 1 hour, no significant equiaxed recrystallization was observed. KW–TiC alloy had the similar structure to KW, but its size was much smaller. The thermal shock resistance of both alloys was characterized by an electron beam facility. Thermal shock tests were conducted at absorbed power densities from 0.44GW/m² to 0.88GW/m². After the tests, the KW–TiC and KW alloys showed different crack morphology. However, the existence of TiC reduced the thermal conductivity of KW–TiC alloy, which resulted in the surface melting.

Keywords: KW; TiC; Dispersion strengthening; Recrystallization; Thermal shock

(责编 大漠)