

https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20260071

稀土 Y 对不同组织状态近 α 钛合金力学性能的影响

贺程伟^{1,3}, 贺文轩¹, 杨瑞泽³, 李煜⁴, 刘威峰³, 刘生^{2,3}, 汪建强^{2,3}, 郭逸丰^{2,3*},

徐斌^{1*}, 孙明月^{1,3}

(1.中国科学院金属研究所 沈阳材料科学国家研究中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2.苏州国家实验室, 江苏 苏州 215123)

(3.集萃新材料研发有限公司, 江苏 苏州 215131)

(4.东北大学 冶金学院, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 对稀土(Y)元素含量为 0~0.20 wt.%的 Ti6321 铸锭进行了多道次热轧,并通过不同退火工艺获得了等轴组织(EQ)、双态组织(BM)及魏氏组织(WM)。利用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)对不同组织状态下合金的显微组织进行了观察,并结合拉伸试验和示波冲击试验,系统研究了 Y 含量对不同组织状态 Ti6321 合金显微组织演变及力学性能的影响机制。结果表明: Y 对三种组织都起到了显著的细化作用。随着 Y 含量增加,三种组织的合金基体中均形成了亚微米至微米级且尺寸逐渐增大的 Y_2O_3 第二相,且在不同组织中的分布特征存在明显差异。等轴组织和双态组织中的 Y_2O_3 主要分布在 α_p 、 α_p/β_1 相界及 β_1 中,而魏氏组织中的 Y_2O_3 主要分布在片层 α/β 相界。同时,发现变形过程中 Y_2O_3 与 Ti6321 基体间存在变形不协调性, Y_2O_3 作为潜在微裂纹源引入的损伤加剧效应与 Y 元素引入多种强化效应间存在竞争关系,最终导致等轴组织 Ti6321 合金的抗拉强度大幅下降,而双态组织的降幅较小。在魏氏组织中,片层 α 相有效抑制了 Y_2O_3 引起的裂纹萌生及扩展,使抗拉强度随 Y 含量变化呈现先升高后降低的趋势。此外, Y 的添加显著降低了双态和魏氏组织 Ti6321 合金的冲击性能,其主要原因在于 Y_2O_3 削弱了裂纹扩展阶段的能量吸收能力。

关键词: Ti6321; 稀土 Y 元素; Y_2O_3 ; 拉伸性能; 冲击性能

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号:

Ti6321 (Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo) 是一种中强高韧近 α 型钛合金,广泛应用于海洋工程领域^[1-3]。近年来随着我国船舶及深海装备的快速发展,船用钛合金在深海环境中的服役工况更加复杂多变,这对其强韧性匹配及长时服役可靠性等方面提出了更高的要求^[4]。大量研究表明^[5-8],在传统钛合金中添加微量稀土元素通常会显著改善其微观组织,提高合金综合性能。这是由于稀土作为强活性元素,在高温条件下可与氧、氮、氢等杂质元素反应,从而净化钛基体;生成的稀土第二相可作为异质形核位点促进液相形核,同时稀土元素在液-固界面前沿的富集会引成分过冷,二者共同促进晶粒细化。此外,微量稀土元素可部分固溶于钛基体中,产生固溶强化作用^[9];稀土第二相颗粒则可在合金变形过程中阻碍位错的运动,发挥弥散强化作用。综上可见,稀土元素对钛合金的强化效果具有多种机制协同作用的特征,从而实现了合金组织性能的同步优化^[10-12]。

然而,稀土元素的添加并不总会对钛合金的综合性能起到有利影响:稀土添加量必须保持在微量范围内,

过量的稀土会在基体中形成较大尺寸的稀土第二相,进而导致合金性能发生恶化^[13]。稀土元素在不同类型钛合金中的强化效果也存在显著差异^[14-15],这主要是与钛合金中 α/β 相的比例和形态,以及稀土在钛基体中的存在形式和分布特征密切相关。此外,不同种类的稀土元素在钛合金中的强化效果也各不相同,Zhu^[16]等通过对微量 La 改性的纯钛铸锭进行热轧及退火后发现,添加 La 后合金的屈服强度、抗拉强度降低,但延伸率升高;Lu^[17]等通过对 Y 微合金化的纯钛铸锭进行轧制及退火后发现,稀土 Y 的添加可有效细化显微组织,提高抗拉强度,并且在不同热处理制度下合金抗拉强度会随 Y 含量呈现不同的变化趋势。总的来说, Y 元素通常会对钛合金的综合性能起到有利的影响。在前期研究中^[18],通过熔铸法制备得到了不同 Y 含量的 Ti6321 合金铸锭,并发现稀土 Y 对铸态 Ti6321 合金的微观组织起到了显著细化作用,同时提高了合金的拉伸性能。然而, Ti6321 合金属于变形钛合金,其最终组织状态需根据不同的应用场景进行调控,目前稀土 Y 对经过热机械加工后不同

收到初稿日期:

基金项目: 国家重点研发计划项目(2024YFB3714200), 国家自然科学基金(项目编号: 52173305、52233017、52203384、U244120568、U2441261)及中国核工业集团“领创”科研项目。

作者简介: 贺程伟,男,1999年生,博士生,集萃新材料研发有限公司,江苏 苏州 215131, E-mail:1293378737@qq.com

组织 Ti6321 合金的作用机制尚不明确。

因此,本研究通过对不同 Y 含量的 Ti6321 铸锭进行热轧和后续退火处理,探究了稀土 Y 对等轴组织、双态组织和魏氏组织 Ti6321 合金显微组织演变及力学性能的影响,并揭示了 Y 在不同组织 Ti6321 合金基体中的作用规律,以期稀土元素在双相变形钛合金中的应用提供基础理论指导。

1 实验材料与方法

Ti6321-x%Y ($x=0, 0.01, 0.05, 0.10, 0.15, 0.20$) 铸锭利用冷坩埚感应悬浮炉制备,从铸锭底部切取高度为 20cm 的试样,采用双辊可变速加热型轧机对其进行了多道次热轧变形。轧制前将轧辊预热至 150℃,第一道次在 β 相区 1150℃保温 30min 后进行轧制,由于试样尺寸较小,在热轧过程中散热较快,为避免后续轧制过程中发生开裂,各道次间均在轧制后重新回炉加热。后续三道次在 960℃保温 60min 后进行轧制。经四道次热轧后得到厚度约为 6mm 的钛板,总变形量达 70%,轧制前后的试样如图 1(a) 所示。为获得不同显微组织的 Ti6321 试样,利用电火花线切割将所得轧板切割为三部分,并分别进行不同的退火处理:900℃保温 3h 获得等轴组织,950℃保温 3h 获得双态组织,990℃保温 20min 获得魏氏组织,冷却方式均为空冷。图 2 中展示了本实验采用的多道次轧制变形工艺和相应的热处理制度。

对经过不同退火处理后各板材的显微组织和力学性能进行了分析。选取轧板 ND-TD 方向的试样进行显微组织观察,试样经电火花线切割、机械研磨、悬浮抛光、腐蚀(腐蚀剂: 47mL H_2O +2mL HNO_3 +1mL HF)处理后,使用光学显微镜 OM (Axio Observer Z1) 和配有能量色散谱仪 EDS 的场发射扫描电子显微镜 SEM (Thermo Scientific Apreo 2) 进行表征分析。拉伸和冲击试样的取样方向及尺寸如图 1(b) 所示(单位:毫米)。室温下,拉伸性能在配有视频引伸计的电子万能试验机 (DDL-100) 上进行测试,拉伸速度为 0.1mm/min,每组取 2-3 个平行样品以缩小误差。夏比冲击性能测试在示波冲击试验机 (HIT450P) 上进行,同时记录了试样的冲击载荷-位移曲线及冲击吸收能量。最后,使用 SEM 观察拉伸和冲击试样的断口,以分析其断裂特征。

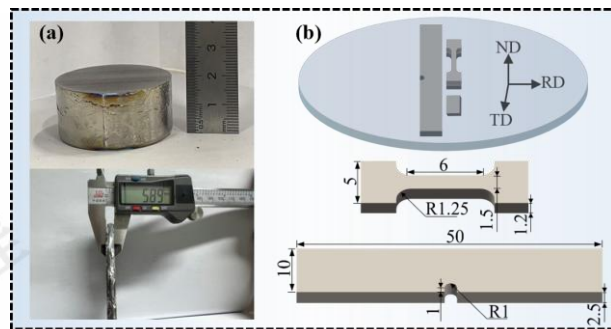


图 1 轧制样品及取样示意图

Fig.1 Rolling sample and sampling diagram

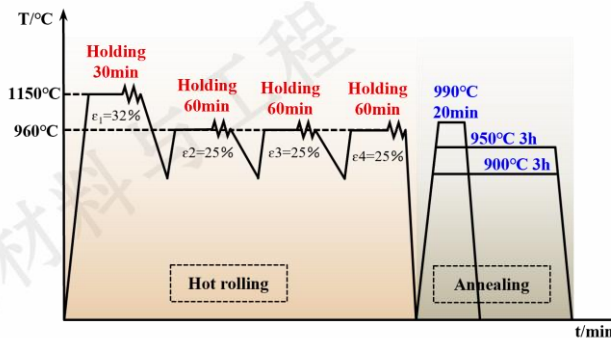


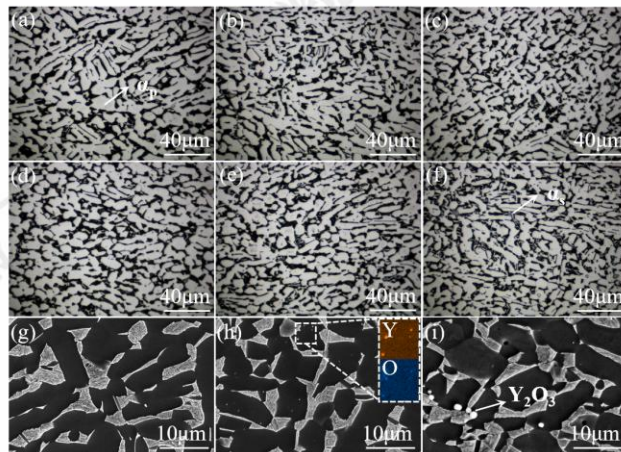
图 2 材料制备工艺图

Fig.2 Material preparation process diagram

2 结果与讨论

2.1 不同 Y 含量对 Ti6321 合金显微组织的影响

图 3(a-f) 为不同 Y 含量具有等轴组织 Ti6321 合金的 OM 图,其中浅色区域为初生/等轴 α 相,深色区域为 β 转变组织 (β_t);图 3(g-i) 分别为 0Y、0.05Y 和 0.15Y 合金的 SEM 图,其中相的明暗对比与 OM 图相反,浅色区域为 β_t ,深色区域为初生/等轴 α 相。可见各合金的显微组织均由大量初生 α 相 (α_p) 和少量 β_t 构成,而次生 α 相 (α_s) 析出不明显,这符合钛合金中等轴组织的典型特征。



OM 图: (a)x=0; (b)x=0.01; (c)x=0.05; (d)x=0.10; (e)x=0.15;

(f)x=0.20;

SEM 图: (g)x=0; (h)x=0.05; (i)x=0.15;

图 3 Ti6321-x%Y 合金经 900℃-3h 退火后的显微组织

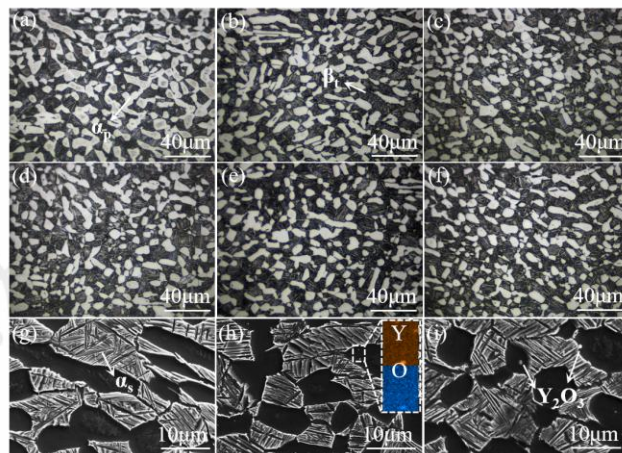
Fig.3 Microstructure of Ti6321-x%Y alloy after annealing at 900℃-3h

同时,稀土 Y 的加入使合金基体中 α_p 形态和尺寸发生改变,未添加 Y 时,大部分 α_p 为短棒状,随着 Y 的添加, α_p 逐渐转变为近似球形的等轴状,尺寸也明显减小,单位体积内形成了更多细小的等轴 α ,组织趋于细化。此外,随着 Y 的添加, β_t 中出现了更多粗片状 α 相,将原本连续的 β_t 分割成多个区域。进一步采用 SEM 对基体中的析出相进行了表征,由 EDS 元素面分布图可见图 3 (h-i) 中白色小颗粒富集 Y 和 O 元素,结合前期研究可知小颗粒为合金凝固过程中原位生成的 Y_2O_3 第二相^[18],且发现经过轧制变形后, Y_2O_3 颗粒的形状由铸态中的鱼骨状、三叉状及椭球状向球形发生转变。在经过轧制及退火处理后,粗大的原始铸态片层组织发生再结晶和球化,SEM 结果显示 Y_2O_3 颗粒主要分布在 α_p/β 相界、 α_p 内部及 β_t 中。由此可推断大尺寸的 Y_2O_3 析出相在轧制热变形过程中通过粒子激发形核 (PSN) 机制起到了促进 α 相再结晶的作用^[19-20]。同时,在等轴 α 的长大过程中, Y_2O_3 阻碍了晶界迁移,抑制 α_p 的长大过程,这两种效应共同作用,使合金获得了更为细化的等轴组织。

图 4 (a-f) 为不同 Y 含量具有双态组织 Ti6321 合金的 OM 图,可见各合金的显微组织由大量 β_t 及少量初生/等轴 α 组成, β_t 中有明显 α_s 析出。从图中可看出,稀土 Y 的加入对双态组织产生了显著影响:随着 Y 的添加,基体中 α_p 由较大尺寸的棒状形态向较小尺寸的等轴状转变,同时 α_p 数量逐渐减小, β 相占比增加,0Y 合金中 β 相体积分数为 60%,而 0.20Y 合金中 β 相的占比约为 64%。这和等轴组织 Ti6321 的显微组织变化趋势一致,原因是 Y 作为 β 稳定元素降低了 $\beta \rightarrow \alpha$ 的临界温度^[18],使得在冷却过程中更多的 β 相被保留至室温。此外,Y 的添加还促进了 β_t 中 α_s 的析出,其数量和片层宽度都随着 Y 含量增加而增大,同时由图 4 (h-i) SEM 结果可见双态组织中 Y_2O_3 颗粒主要分布在等轴 α/β 相界、等轴 α 及 β_t 中。由此推断,位于等轴 α/β 相界处的 Y_2O_3 对等轴 α 的长大起到了阻碍作用,而分布于 β 相中的 Y_2O_3 则在冷却过程中为 α_s 的析出提供了有利的形核位点^[21],促进了 α_s 的大量析出。

图 5 (a-f) 为不同 Y 含量具有魏氏组织 Ti6321 合金的 OM 图。从 OM 图中可见,随着 Y 含量的增加,各合金中的 β 晶粒尺寸逐渐减小,这一趋势与 Y 对铸态 Ti6321 合金 β 晶粒细化的作用规律一致,同时发现 β 晶

内的组织也更加细小。进一步图 5 (h-i) SEM 分析表明, Y_2O_3 第二相主要分布在片层 α/β 相界。与铸态组织中 Y_2O_3 主要富集于原始 β 晶界不同:在经轧制和退火后的魏氏组织 Ti6321 中, β 晶界处未观察到明显的 Y_2O_3 富集现象。这是因为在轧制变形过程中,粗大的铸态组织被破碎时原先集中分布在铸态晶界的 Y_2O_3 颗粒也会发生重新分散,并分布于再结晶形成的等轴 α/β 相界。随后的 β 退火过程中, $\alpha \leftrightarrow \beta$ 相变并不会改变 Y_2O_3 的空间分布,因此 Y_2O_3 颗粒仍保持轧制态组织中的分布特征。

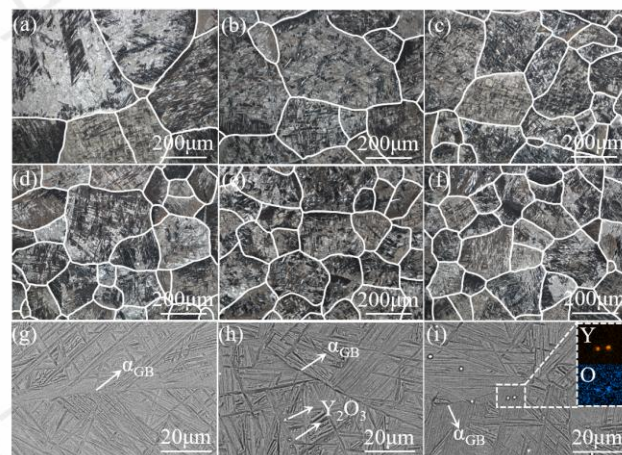


OM 图: (a)x=0; (b)x=0.01; (c)x=0.05; (d)x=0.10; (e)x=0.15; (f)x=0.20;

SEM 图: (g)x=0; (h)x=0.05; (i)x=0.15;

图 4 Ti6321-x%Y 合金经 950℃-3h 退火后的显微组织

Fig.4 Microstructure of Ti6321-x%Y alloy after annealing at 950℃-3h



OM 图: (a)x=0; (b)x=0.01; (c)x=0.05; (d)x=0.10; (e)x=0.15; (f)x=0.20;

SEM 图: (g)x=0; (h)x=0.05; (i)x=0.15;

图 5 Ti6321-x%Y 合金经 990℃-20min 退火后的显微组织

Fig.5 Microstructure of Ti6321-x%Y alloy after annealing at 990℃-20min

2.2 不同 Y 含量对 Ti6321 合金拉伸性能的影响

由图 6 可知,随着 Y 的添加,不同组织状态 Ti6321 合金的拉伸性能呈现出不同的变化规律。对于等轴组织 Ti6321 合金,添加 Y 后抗拉强度持续降低,且降幅较大。与未添加 Y 的合金相比,添加 0.2%Y 后抗拉强度降低约 44MPa。但延伸率对 Y 含量增加并不敏感,各成分合金的延伸率基本维持在 13%-14%。这是由于随着 Y 含量增加,尽管合金中 α_p 含量有所降低,但基体仍以 α_p 为主,因此其塑性得以保持。对于双态组织 Ti6321 合金,抗拉强度同样随 Y 的添加而下降,但其降幅明显小于等轴组织。相较于 0Y 合金,0.20Y 合金的强度仅降低约 23MPa,说明双态组织在一定程度上缓和了 Y 对强度的不利影响。合金延伸率随 Y 添加略有下降,但整体变化幅度较小,这主要与 Y 作为 β 稳定元素降低了基体中 α_p 含量有关。相比之下,魏氏组织 Ti6321 合金的拉伸性能随 Y 含量变化呈现出不同的规律。Y 添加量在 0-0.05% 时,合金的抗拉强度和延伸率随 Y 含量增加同步提升,0.05Y 合金的抗拉强度为 800 ± 15 MPa,相较于未添加 Y 的

Ti6321 提升约 23MPa; 当 Y 含量进一步增加时,强度和塑性均出现下降趋势,0.20Y 合金的抗拉强度相较于未添加稀土的合金降低约 8MPa。由此可见,对于魏氏组织的 Ti6321,微量稀土 Y 的添加可同时提高强度-塑性,但过量 Y 则会对拉伸性能略微产生不利影响。

不同组织 Ti6321 合金的拉伸断口形貌如图 7 所示,三种合金的拉伸断口均由大量韧窝组成,呈现典型的微孔聚集型断裂特征,说明在发生断裂时都以韧性断裂为主。随着 Y 含量增加,韧窝的尺寸逐渐减小,而单位面积内韧窝的数量逐渐增多。同时,在添加 Y 后合金断口的韧窝中出现了 Y_2O_3 第二相颗粒,其数量和尺寸也在逐渐增大。对于微孔聚集型断裂,第二相颗粒的尺寸和分布密度是影响韧窝形貌的重要因素^[22]。因此可推断,含 Y 的合金在拉伸变形过程中 Y_2O_3 第二相会与基体发生脱离,微孔以此形核、聚集长大并形成微裂纹。当 Y 含量较高时,合金基体中的 Y_2O_3 第二相也相应增多,在促进微孔形核的同时又限制其进一步长大,从而形成了如图中所示更细小的韧窝。

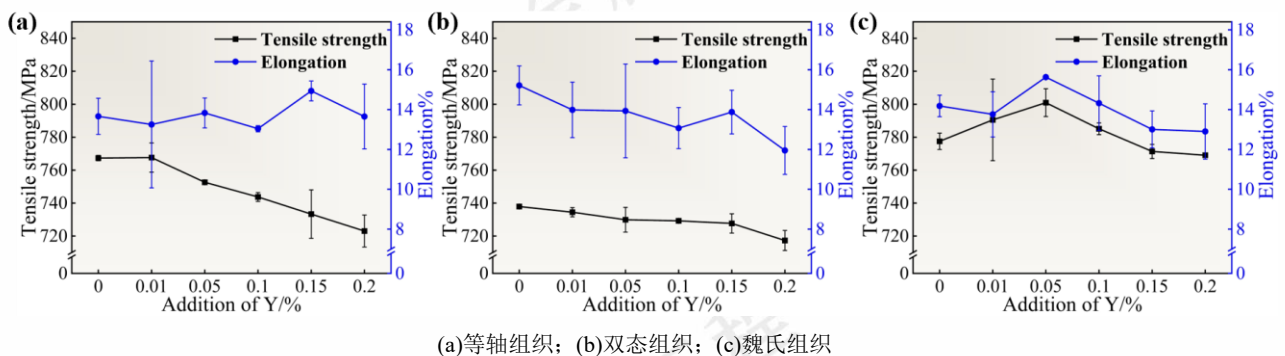


图 6 不同显微组织 Ti6321-x%Y 合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of Ti6321-x%Y alloys with different microstructures

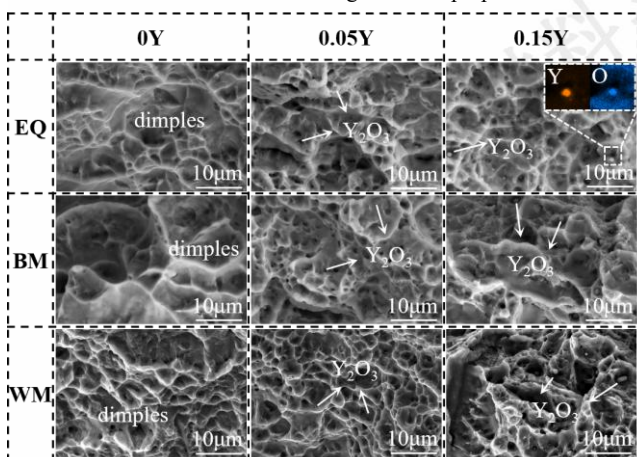


图 7 Ti6321-x%Y 合金的拉伸断口形貌

Fig.7 The tensile fracture morphology of Ti6321-x%Y alloy

为进一步阐明稀土 Y 对不同组织 Ti6321 合金抗拉强度影响的内在机制,采用 SEM 对不同 Y 含量的三种组织 Ti6321 合金拉伸片纵剖面进行了表征分析,结果如

图 8 所示。由拉伸片纵剖面的 SEM 结果可知,等轴组织和双态组织 Ti6321 合金在拉伸过程中裂纹主要沿 α_p/β_t 相界扩展,并观察到大量微孔洞和微裂纹的存在。结合图 7 的拉伸断口形貌分析可知,合金在拉伸过程中的损伤主要通过微孔形核聚集演化为裂纹,这主要是由于 α_p 与 β_t 相界两侧存在应变不协调,在外加载荷作用下易引发局部应力集中。添加稀土 Y 后,在微孔洞及裂纹周围都观察到了 Y_2O_3 第二相的存在,同时出现了更多的微孔洞和微裂纹。这是由于 Y_2O_3 作为陶瓷型脆性第二相,在塑性变形过程中与钛基体间存在明显的变形不协调性。在载荷作用下容易在其周围产生应力集中,进而促进微孔洞和微裂纹的形核并加速裂纹的萌生与扩展。由此可见, Y_2O_3 的出现加剧了拉伸变形过程中合金的损伤演化过程,降低了材料的有效承载能力,最终导致抗拉强度下降。

然而,尽管在等轴组织和双态组织 Ti6321 中添加稀

土 Y 都会导致抗拉强度下降,但等轴组织的强度降幅明显更大(约 44MPa),而双态组织的降幅相对较小(约 23MPa),这一差异反映了两种组织在损伤演化特征上的显著不同。在等轴组织中,基体主要由大量的 α_p 构成,因此作为潜在损伤源的 Y_2O_3 第二相除分布在 α_p/β_t 相界外,还更容易出现在 α_p 内部,这使得 α_p 成为微孔洞和微裂纹的重要潜在形核区域。与此同时, α_p 对微孔洞和微裂纹还具有高度敏感性,在拉伸变形过程中,分布于 α_p 内部的 Y_2O_3 更容易诱导微孔洞形核,并在随后的应变累积过程中发生长大与聚合。随着 α_p 内部由 Y_2O_3 诱导的微孔洞数量不断增多,微孔洞逐步演化并连接形成微裂纹,导致损伤快速累积,最终使等轴组织 Ti6321 合金的抗拉强度大幅下降。而在双态组织中, α_p 含量相对较低, Y_2O_3 主要分布于 α_p/β_t 相界及 β_t 内,基体中分布于 α_p 内部的 Y_2O_3 数量明显较小,从而降低了由 α_p 内 Y_2O_3 诱导微孔洞形核的概率。同时,双态组织中 β_t 内存在着不同取向、细小的 α_s ,其对裂纹扩展具有一定的阻碍作用,使裂纹扩展过程受到抑制。因此,在拉伸过程中形成的微裂纹数量相对较少,损伤累积速率降低,最终合金强度仅小幅度下降。

与等轴组织和双态组织不同,魏氏组织 Ti6321 在拉伸过程中表现出了不同的损伤演化行为及过程。由纵剖面 SEM 图可知,其拉伸过程中裂纹扩展呈现沿晶断裂

与穿晶断裂并存的混合断裂特征,微孔洞和微裂纹主要分布于 β 晶界及晶内片层 α 集束边界处。这是由于 β 晶界和 β 晶内的 α 集束边界作为高角度晶界,在塑性变形过程中容易引发应力集中,成为裂纹萌生的潜在位置。^[23-24]当添加少量 Y 时,并未观察到类似等轴组织和双态组织中以 Y_2O_3 为核心的微孔洞及微裂纹;而当 Y 含量进一步增加, Y_2O_3 第二相的尺寸和数量显著增大,此时虽然可观察到以 Y_2O_3 为核心形成大量的微孔洞,但这些微孔洞并未发生明显长大与聚集,也未进一步演化为贯通性的微裂纹,如图 7(b) 所示。这是由于魏氏组织中不同取向的片层 α 能够有效偏转裂纹扩展路径,抑制裂纹的连续扩展,从而分散了局部应力并减缓裂纹传播,使得 Y_2O_3 处的微孔洞难以萌生或进一步长大。因此,由 Y_2O_3 诱导的早期损伤在魏氏组织中难以发展为宏观裂纹,最终延缓了合金的损伤演化过程。在低 Y 含量条件下,虽然第二相的引入促进了微孔洞的局部形核,但片层 α 对裂纹偏转与钝化作用占据主导,同时稀土 Y 所引入的强化效应共同作用,使合金仍保持较高的有效承载能力,从而使得强度和塑性得以同步提升。当 Y 含量进一步增加时, Y_2O_3 数量和尺寸显著增大,在主裂纹附近诱导大量微孔洞和微裂纹形成,局部损伤迅速累积并逐渐削弱片层 α 对裂纹扩展的抑制作用,最终导致抗拉强度降低。

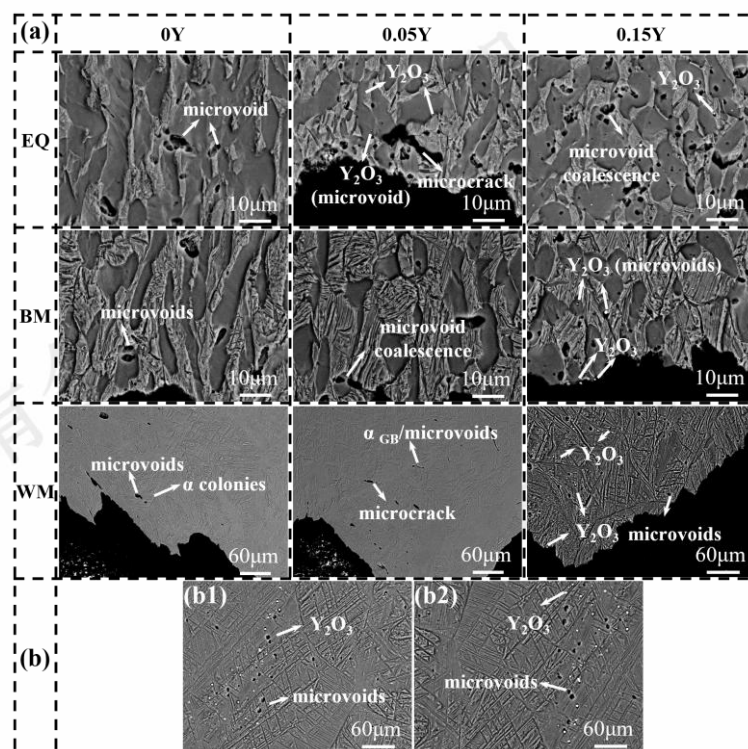


图 8 Ti6321-x%Y 合金拉伸试样的纵剖面

Fig.8 Longitudinal section of Ti6321-x%Y alloy tensile specimen

2.3 不同 Y 含量对 Ti6321 冲击性能的影响

钛合金的冲击吸收过程可分为裂纹萌生阶段和裂纹扩展阶段，其中裂纹萌生功主要与组织的塑性变形能力相关，而裂纹扩展功受裂纹前沿塑性变形及裂纹扩展路径控制^[25]。等轴 α 相具有较强的塑性变形能力，有利于提高裂纹萌生阶段的能量吸收，阻碍裂纹的萌生；取向不同的片层 α 则对裂纹扩展具有显著的偏折作用，阻碍裂纹的扩展。因此，选取了含等轴 α 的双态组织和全片层 α 的魏氏组织 Ti6321 合金进行夏比冲击试验，并利用示波记录器记录了试验过程中不同阶段试样的冲击能量，以进一步探究 Y 含量对于不同组织类型 Ti6321 合金冲击性能的影响规律。

图 9 为不同 Y 含量 Ti6321 合金在冲击试验过程中的载荷-位移曲线，可看出对于双态组织和魏氏组织 Ti6321 合金，其载荷-位移曲线随 Y 含量变化呈现出相似的变化趋势，说明 Y 含量对合金的冲击性能具有显著影响。冲击试验过程中，试样所承受的最大载荷通常对应裂纹萌生并开始快速扩展的临界点。当载荷达到最大值时，裂纹形成并迅速扩展。对于双态组织和魏氏组织的 Ti6321，添加少量 Y 后最大载荷均出现一定程度的提高，其中双态组织中，0Y 和 0.05Y 合金的最大载荷分别为 5350N 和 5457N；魏氏组织合金中分别为 5267N 和 5370N。这一现象可归因于微量 Y 添加所引入的组织细化等强化效应。载荷-位移曲线与横坐标轴围成的面积代

表试样的冲击吸收功。图 10(a)给出了不同 Y 含量双态组织和魏氏组织 Ti6321 合金的冲击吸收功变化规律。可以看出，两种组织合金的冲击吸收功均随 Y 含量增加而明显下降，表明稀土 Y 的添加总体上对 Ti6321 合金的冲击性能产生了不利影响。

为进一步探究 Y 含量对不同组织类型 Ti6321 合金在受到动态载荷时裂纹的萌生及扩展的影响，通过对载荷-位移曲线下方的面积进行积分，获取了不同试样在断裂过程中的裂纹萌生功及裂纹扩展功，如图 9 所示，蓝色区域代表裂纹萌生吸收能量，黄色区域代表裂纹扩展能量，其中图 10 (b) 为不同 Y 含量的双态组织和魏氏组织 Ti6321 合金中裂纹萌生和扩展功的定量统计结果。由图 10 (b) 可知，对于双态组织 Ti6321 合金，微量 Y 的添加可使裂纹萌生所需的能量略有提高，说明在动态载荷作用下，微量 Y 引入的强化效应在一定程度上抑制了裂纹的萌生；然而，当 Y 含量进一步增加时，裂纹萌生功明显降低，不利于合金的冲击韧性。而对于魏氏组织的 Ti6321，裂纹萌生功对 Y 含量变化并不敏感。但当裂纹形成后，无论双态组织还是魏氏组织 Ti6321 合金，裂纹扩展功均随 Y 含量增加而迅速下降，且降幅显著。这表明，Y 的添加显著削弱了合金在裂纹扩展阶段的能量吸收能力，这也是导致冲击吸收功整体下降的主要原因。

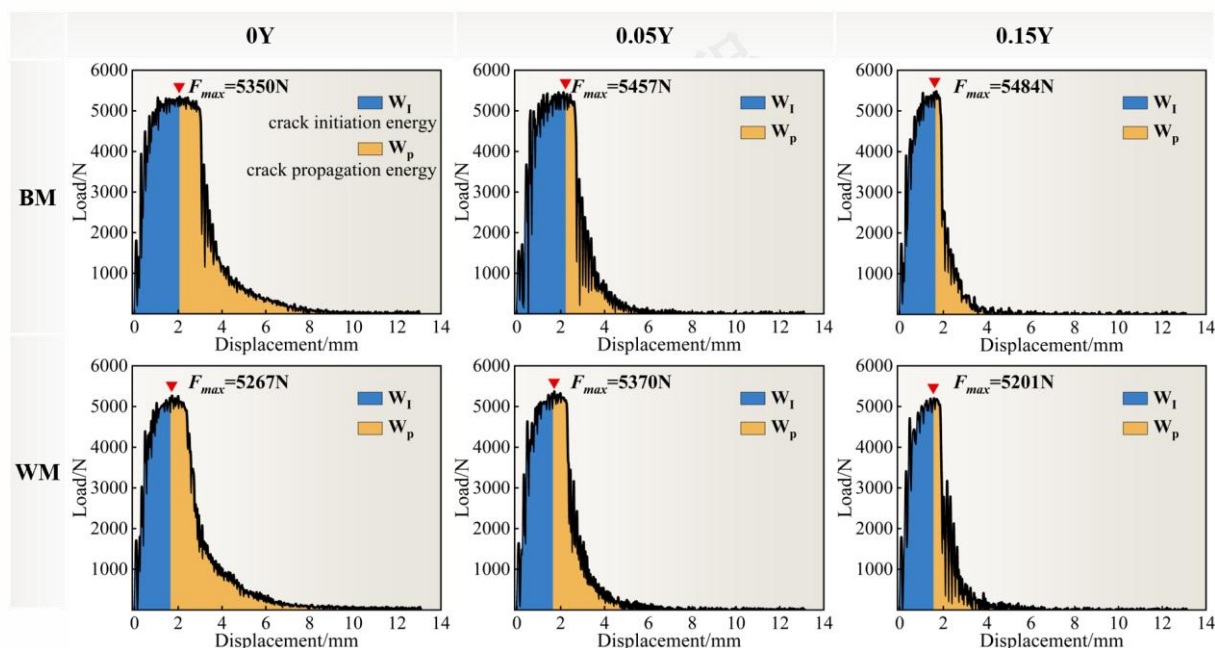
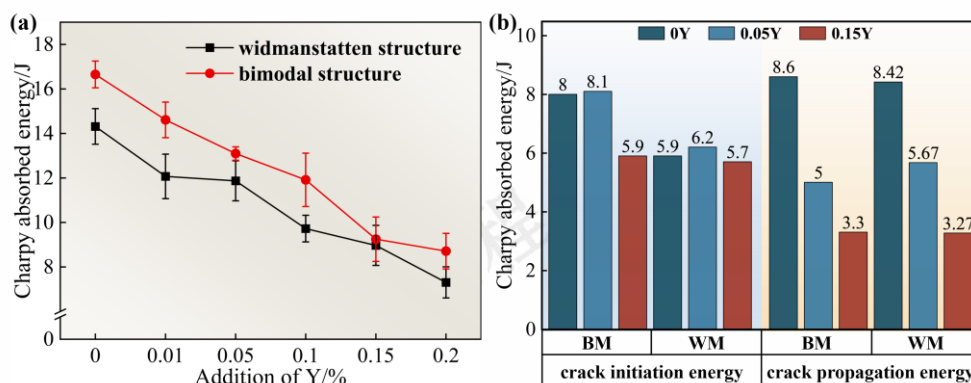


图 9 不同冲击试样的载荷-位移曲线

Fig.9 Load-displacement curves of different impact specimens



(a)总冲击能量; (b)裂纹萌生功及扩展功

图 10 不同 Y 含量双态/魏氏组织 Ti6321 合金的冲击能量

Fig.10 Impact energy of Ti6321-x%Y alloy with duplex/widmanstatten structure

采用 SEM 对其冲击断口形貌进行了表征分析,以探究不同 Y 含量 Ti6321 合金在动态载荷下的断裂机制。图 11 展示了随 Y 含量增加,双态组织和魏氏组织 Ti6321 合金冲击断口中裂纹扩展区域的形貌变化。可以看出,两种组织合金的冲击断裂模式均以微孔聚集型断裂为主,断口中存在大量韧窝,表现出典型的韧性断裂特征。随着 Y 含量的增加,断口中韧窝的尺寸明显减小,同时在韧窝中心及其周围可观察到 Y_2O_3 颗粒。这表明在动态冲击载荷作用下, Y_2O_3 第二相作为微孔洞的优先形核核心参与裂纹扩展过程。随着 Y 含量增加, Y_2O_3 第二相的数量和尺寸逐渐增加,显著促进了裂纹扩展阶段微孔洞的形核与演化,使裂纹扩展过程中的塑性耗能能力显著降低。这与图 10 (b) 中裂纹扩展功随 Y 含量增加而显著下降的实验结果相一致,说明 Y_2O_3 第二相在冲击载荷下主要通过削弱裂纹扩展阶段的能量吸收能力,加速裂纹扩展过程,从而最终导致 Ti6321 合金冲击韧性的降低。

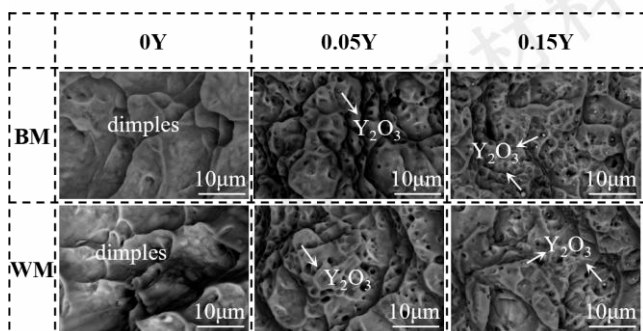


图 11 双态/魏氏组织 Ti6321-x%Y 合金的冲击断口

Fig.11 Impact fracture of Ti6321-x%Y alloy with duplex/widmanstatten structure

3 结论

1) 稀土 Y 的添加显著细化了 Ti6321 合金的显微组织。在等轴和双态组织中, Y 元素使等轴 α 和 α_s 更加细

小;而在魏氏组织中, Y 有效细化了 β 晶粒,并在晶内形成了不同取向且更为细密的片层 α 组织。

2) 随着 Y 含量增加, Ti6321 基体中均出现亚微米至微米级别的 Y_2O_3 第二相,但在不同组织中的分布特征存在差异。对于等轴组织和双态组织, Y_2O_3 颗粒主要分布在 α_p 、 α_p/β_t 相界和 β_t 中;而在魏氏组织中, Y_2O_3 颗粒集中在片层 α 与 β 相界。

3) Y_2O_3 加剧了 Ti6321 合金在变形过程中的损伤积累。因此,其静态拉伸性能受 Y 含量和组织类型共同影响:随着 Y 含量增加,等轴组织和双态组织的抗拉强度降低,且等轴组织的降幅更为明显;魏氏组织的抗拉强度呈现先升高后降低的趋势。三种组织合金的延伸率随 Y 含量变化基本保持不变。

4) Y 元素的添加使双态组织和魏氏组织的冲击性能逐渐下降,这是由于 Y_2O_3 第二相削弱了冲击载荷下的裂纹扩展功。

参考文献 References

- [1] Li Yonghua(李永华),Zhang Wenxu(张文旭),Chen Xiaolong(陈小龙) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J],2022, 39(01):43-48
- [2] Zhao Yongqing(赵永庆). *Materials China*(中国材料进展)[J],20 10,29(05):1-8+24
- [3] Li Chong(李冲),Shi Hongjie(石红杰),Sun Erju(孙二举) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2025,54(04):1002-1007
- [4] Zheng Junwei(郑军卫),Wang Liwei(王立伟),Sun Song(孙松). *Bulletin of Chinese Academy of Sciences*(中国科学院院刊)[J], 2013,28(05):598-600
- [5] Li Shang(李尚). *Study on Creep and Hot Workability of Rare Earth Microalloying Titanium Alloy Material*(稀土微合金化

- 钛合金材料蠕变及热加工性能研究[D].Ganzhou:Jiangxi University Of Science And Technology,2021
- [6] Liu Chao(刘超),Liu Guowei(刘国威),Guo Leiming(郭雷明) et al.*Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J],2020(12):222-226
- [7] Jia Baohua(贾宝华),Liu Xiang(刘翔),Gu Yongqiang(顾永强) et al.*Hot Working Technology*(热加工工艺)[J],2019,48(09):1-4
- [8] Jiang Zheliang(蒋哲亮).*Influence of Y and Ce Elements on Microstructure Control and Laser Welding Performance of Ti6Al4V Alloy*(Y、Ce 元素对 Ti6Al4V 合金组织调控及激光焊接性能影响的研究)[D].Chengdu:Southwest Jiaotong University,2022
- [9] Deng Ju(邓炬),Yang Guanjin(杨冠军).*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],1993,(05):1-11
- [10] Yang Huiping(汤慧萍),Huang Boyun(黄伯云),Liu Haiyan(刘海彦) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2004,(01):43-46
- [11] Li Jingwei(李晋炜),Zuo Congjin(左从进),Chen Zhiyong(陈志勇) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009,38(S3):220-223
- [12] Cheng Donghai(程东海),Zhang Futing(张夫庭),Liu Shiwei(刘士伟) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023,52(12):4361-4366
- [13] Zhu Xinghua,Jiang Zheliang,Liu Zhou et al.*Journal of Alloy and Compounds*[J],2023,948(948):169757
- [14] Tian Jing,Zhang Dongdong,Chen Yuyong et al.*Vacuum*[J],2019,170:108779
- [15] Zheng Zhuangzhuang,Kong Fantao,Chen Yuyong et al.*Materials Characterization*[J],2021,178:111249
- [16] Zhu Yuanyuan,Deng, Yechen,An Yixin et al.*Materials Today Communications*[J],2024,39:109155
- [17] Lu Longlong,Liu Haitao,Song Kexing et al.*Materials Characterization*[J],2025,224:115014
- [18] He Chengwei(贺程伟),Xu Bin(徐斌),Chen Huiqingqin(陈慧琴) et al.*Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J/OL], 1-11[2026-02-12]
- [19] Håkon W. Ånes,Antonius T.J. van Helvoort,Knut Marthinsen.*Acta Materialia*[J],2023,248:118761
- [20] Hou Zhenguo,Liu Haitao,Lu Longlong et al.*Journal of Materials Research and Technology*[J],2024,33:4192-4205
- [21] Li K M,Liu Y J,Liu X C et al.*Materials & Design*[J],2022, 215(215):110491
- [22] Shu Delin(束德林).*Mechanical Properties of Engineering Materials*(工程材料力学性能)[M].Beijing:Mechanical Industry Press,2016
- [23] Zhao Yongqing(赵永庆),Chen Yongnan(陈永楠),Zhang Xuemin(张学敏) et al.*Phase transformation and heat treatment of titanium alloys*(钛合金相变及热处理)[M].Changsha:Central South University Press,2012
- [24] Wen Xin,Wan Mingpan,Huang Chaowen et al.*Materials Science and Engineering:A*[J],2019,740-741:121-129
- [25] Huang Shixing,Zhao Qinyang,Lin Cheng et al.*Materials Science and Engineering:A*[J],2021,818:141394

Effect of rare earth Y on mechanical properties of near α titanium alloy with different microstructure states

He Chengwei^{1,3}, He Wenxuan¹, Yang Ruizhe³, Li Yu⁴, Liu Weifeng³, Liu Sheng^{2,3}, Wang Jianqiang^{2,3}, Guo Yifeng^{2,3*}, Xu Bin^{1*}, Sun Mingyue^{1,3}

(1.Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metals Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2.Suzhou National Laboratory, Suzhou 215123, China)

(3.JITRI Advanced Materials R&D Co.,Ltd, Suzhou 215131, China)

(4.School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: Ti6321 ingots containing 0–0.20 wt.% yttrium (Y) are subjected to multi-pass hot rolling and then annealed under different conditions to obtain equiaxed structure (EQ), bimodal structure (BM), and Widmanstätten structure (WM). This study systematically investigates the effects of Y addition on the microstructural evolution and mechanical properties of Ti6321 alloys with different microstructural states. Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) are used to characterize the microstructures, while tensile testing and instrumented impact testing are performed to evaluate the mechanical properties. The results show that Y significantly refines all three microstructures. With increasing Y content, Y₂O₃ particles with sizes ranging from the submicron to micron scale form in all three microstructures, and their size gradually increases. Their distributions differ markedly among the three microstructures. In the EQ and BM microstructures, Y₂O₃ particles are mainly distributed within primary α (α_p), at α_p/β_t interfaces, and in β_t regions. In the WM microstructure, they are mainly located at lamellar α/β interfaces. Deformation incompatibility is observed between the Y₂O₃ particles and the Ti6321 matrix during deformation. The mechanical behavior is governed by the competition between Y₂O₃-induced damage and Y-induced strengthening. Consequently, increasing Y content leads to a marked

decrease in tensile strength in the EQ alloy, whereas the decrease is less pronounced in the BM alloy. In the WM microstructure, however, the lamellar α phase effectively suppresses crack initiation and propagation associated with Y_2O_3 particles, resulting in a tensile strength that first increases and then decreases with increasing Y content. Y addition also significantly deteriorates the impact properties of the BM and WM alloys, mainly due to the reduced energy absorption capacity caused by Y_2O_3 particles during crack propagation.

Key words: Ti6321; rare earth element (Y); Y_2O_3 ; tensile properties; impact properties

Corresponding author: Guo Yifeng, Ph. D., Professor, Suzhou National Laboratory, Suzhou 215123, P. R. China, E-mail: guoyf@szlab.ac.cn;

Xu Bin, Ph. D., Professor, Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metals Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: bxu@imr.ac.cn