

TA10 钛合金热连轧板材显微组织及其性能

徐梦喜^{1,2} 刘仁慈² 黄海广³ 余 堃³ 单志强² 刘 冬² 曲迎东¹ 崔玉友² 杨 锐²
(1.沈阳工业大学材料科学与工程学院;2.中国科学院金属研究所;3.云南钛业股份有限公司)

摘 要 研究了 930 ℃ 下的热连轧对 Ti-0.3Mo-0.8Ni 钛合金板材显微组织与室温力学性能的影响。结果表明,热连轧有效破碎了 TA10 钛合金中 α +Ti₂Ni 层片组织,获得了 α 基体、晶界 Ti₂Ni 颗粒、 α 基体内弥散分布细小 β 相颗粒的显微组织,其中晶界 Ti₂Ni 和基体内 β 颗粒平行于轧向呈带状分布。相对于铸态组织,热连轧板材中 Ti₂Ni 颗粒周边存在贫 Mo 过渡区,而 α -Ti 基体内发现细小弥散分布的 β 颗粒,其周边无明显贫 Mo 过渡区。变形组织中 α 基体具有较强的织构,相应板材室温力学性能表现出较强的各向异性,横向杨氏模量、屈服强度和抗拉强度都高于轧向的。

关键词 TA10 合金;热连轧;显微组织;力学性能;各向异性

中图分类号 TG146.23;TG113.25 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.04.021 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



Microstructure and Properties of Hot Continuous Rolling Plate of TA10 Titanium Alloy

Xu Mengxi^{1,2}, Liu Renci², Huang Haiguang³, Yu Kun³, Shan Zhiqiang², Liu Dong², Qu Yingdong¹,
Cui Yuyou², Yang Rui²

(1.School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology;
2.Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences; 3.Yunnan Titanium Industry Co., Ltd.)

Abstract: Effects of hot continuous rolling on microstructure and room-temperature tensile properties of TA10 titanium plate at 930 ℃ were investigated. The results indicate that the α +Ti₂Ni lamellar structure in the α -TA10 titanium alloy is effectively broken by hot rolling, and the α matrix, grain boundary Ti₂Ni particles and fine β particles dispersedly distributed in the α matrix are obtained, where the grain boundary Ti₂Ni and β particles in the matrix are zonal distributed parallel to the rolling direction. Compared with the as-cast structure, there exists a Mo-poor transition zone around Ti₂Ni particles in the hot rolling plate, which is absent around fine dispersed β particles in the α -Ti matrix. The α matrix in the deformed microstructure exhibits strong texture, and the room-temperature tensile properties of plates show strong anisotropy. The transverse Young's modulus, yield strength and tensile strength are higher than those of rolling ones.

Key Words: TA10 Alloy, Hot Continuous Rolling, Microstructure, Mechanical Properties, Anisotropy

石油化工、舰船、核电和海洋环境存在高温、高压、强腐蚀等恶劣因素,对材料的性能,特别是耐腐蚀性能要求较高^[1-4]。钛及钛合金具有低密度、高强韧性、高比强度等特点,且钛的致钝电位低,易形成致密的钝化膜,抑制基体腐蚀溶解,从而表现出良好的耐腐蚀性能。但是钝化膜易被强还原酸和无水强氧化剂破坏,因此钛合金抗还原性酸腐蚀性能仍有待提高^[5-8]。此外,钛合金零部件连接存在缝隙时,缝隙内钛合金易发生阳极氧化,产生缝隙腐蚀^[9]。为解决钛合金耐腐蚀性能较差的问题,研究者相继开发了 Ti-0.2Pd(质量分数,下同)和

Ti-0.3Mo-0.8Ni(国内牌号 TA10)钛合金,前者耐腐蚀性能好,但含有稀贵金属 Pd 而导致成本高^[10-11],后者不含稀贵金属,加工性能好,在还原性酸和高温氯化物的耐蚀性能、抗缝隙腐蚀性能相对普通钛合金明显提高,因此在石油、化工、舰船、海洋工程、核燃料废物处理等领域广泛应用^[1-4,7-8,12]。

较高的成本是制约钛合金广泛应用的重要因素,这主要归因于海绵钛原材料贵、钛合金多次真空熔炼成本高和钛合金加工工艺流程长^[1,13-16]。采用电子束熔炼制备钛合金方坯,利用带钢热轧制机组连续轧制生产钛

收稿日期:2022-05-20;修改稿收到日期:2022-06-28
基金项目:云南省重大科技专项计划资助项目(2020002AB080001-3),中国科学院稳定支持基础研究领域青年团队计划资助项目(YSBR-025)
第一作者简介:徐梦喜,男,1994 年出生,硕士研究生,沈阳(110870),E-mail:mxXu19s@163.com
通信作者:刘仁慈,男,1983 年出生,副研究员,沈阳(110016),E-mail:rcLiu@imr.ac.cn
引用格式:徐梦喜,刘仁慈,黄海广,等. TA10 钛合金热连轧板材显微组织及其性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(4): 543-549.
XU M X, LIU R C, HUANG H G, et al. Microstructure and properties of hot continuous rolling plate of TA10 titanium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(4): 543-549.

合金带卷可显著缩短钛合金加工流程,提高成材率,降低加工成本,这是近年来发展的一种新型大卷重钛带卷生产工艺^[14,16-18]。TA10 钛合金为 α 型钛合金,加工变形相对容易,但合金中 Ni 和 Mo 元素易形成 Ti_2Ni 和 β 相,其形貌与体积分数对耐蚀性能有着重要影响^[19-22],研究表明,通过热加工工艺和热处理温度等方法,可以改变钛合金的显微组织和相组成的含量,从而影响钛合金的性能。HALL J^[19] 通过研究组织形貌变化对 TA10 钛合金耐蚀性能的影响,发现随着热处理温度升高,合金的微观结构发生改变,导致 TA10 合金在 2% HCl 中耐蚀性能下降。GLASS R S^[20] 通过研究相含量变化对 TA10 钛合金耐蚀性能的影响,发现 TA10 钛合金在 600 ℃ 进行退火时,随着时间的延长, Ti_2Ni 相含量增加促进了基体 α -Ti 钝化,使得 TA10 钛合金在 1 mol/L HCl 溶液中耐蚀性能提高。由于 TA10 合金的显微组织与热加工工艺密切相关,因此有必要评估 TA10 钛合金热连轧板材显微组织及其性能。

本研究采用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜分析了 TA10 钛合金热连轧板材的显微组织特征,评估了板材的室温力学性能和分析了显微组织的形成机制及其对合金性能的影响,为 TA10 钛合金热连轧工艺和板材组织性能优化提供参考。

1 试验方法

采用 Retech 3200 电子束冷床炉熔炼 Ti-0.3Mo-0.8Ni(TA10)钛合金板坯^[17],板坯经铣削修磨后尺寸为 200 mm×1 050 mm×8 100 mm。对修磨无缺陷板坯进行防氧化处理,预热至 930 ℃,保温 8 h,采用 1 450 mm 热连轧机轧制^[18],最终板坯出口温度为 650~680 ℃,厚度为 3 mm,轧制完成后空冷至室温。TA10_p 钛合金热连轧板材成分检测结果见表 1,金相法检测其 β 相变点为 890 ℃。

表 1 TA10_p 合金轧制板材的化学成分

Tab.1 Chemical composition of TA10 _p rolling plate %							
w_B							
Mo	Ni	Fe	C	O	N	H	Ti
0.27	0.81	0.003	0.009 2	0.09	0.015	0.006	余量

图 1 为 TA10_p 钛合金显微组织与拉伸性能检测取样位置。其中轧向(RD)和法向(ND)截面定义为 L 截面,横向(TD)与法向(ND)截面定义为 T 截面。 L 截面和 T 截面试样在研磨、抛光后,采用 Kroll 试剂腐蚀,用 Axiovert 200MAT 型金相显微镜观察金相组织。采用 FEI Aperio 型扫描电镜观察铸态试样(TA10-cast)和 L 截面试样显微组织,并采用 X 射线能谱 EDS 分析检测典型位置的元素含量。TA10_p 钛合金试样经研磨、

机械抛光后,采用体积比为 6 : 59 : 35 的 $HClO_4$ 、甲醇和正丁醇混合溶液在 -30~-20 ℃ 下电解抛光制备 EBSD 试样,EBSD 扫描步长为 0.15 μm ,扫描面积为 80 $\mu m \times 60 \mu m$ 。利用 CHANNEL 5 软件分析显微组织 Kikuchi 带衬度(Band Contrast, BC Map)和小角度晶界分布图、物相分布图(Phase Map)、取向成像图(IPF Map)和取向波动图(Kernel Average Misorientation, KAM),

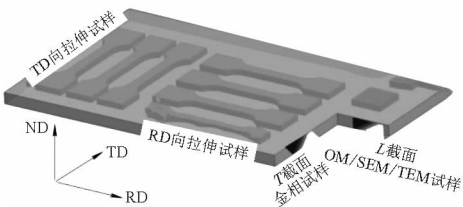


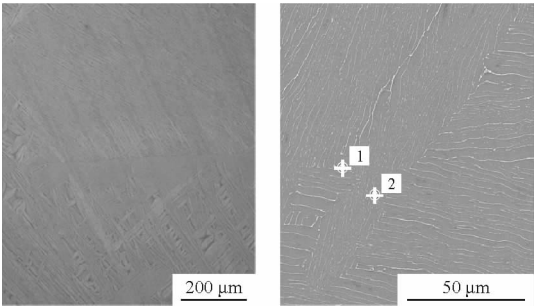
图 1 TA10_p 钛合金热连轧板材取样位置示意图
Fig.1 Sampling position diagram of hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy

分析 α 相组织,获得相应极图和反极图。在试样 L 截面切取试片,经研磨、电解双喷后制备出透射电镜试样,用 Tecnai G² 20 透射电镜观察物相形貌和衍射斑点,截取细小弥散相衍射斑点采集暗场像,并采用透射电镜配置的 EDS 分析仪采集局部区域的元素分布图。在轧向和横向各截取 3 支板状拉伸试样,工作段厚度为 2.5 mm,标距为 35 mm,按照 GB/T 228 在配有 BT2-EX-AMCWD.H04 引伸计的 Zwick Z150 电子拉力试验机上测试室温力学性能,屈服前横梁位移速率为 0.7 mm/min,屈服后横梁位移速率为 4.9 mm/min。

2 试验结果观察与分析

2.1 TA10 钛合金热连轧板材显微组织

图 2 为铸态 TA10 钛合金金相组织和扫描电镜二次电子形貌。可以看出,铸态组织为粗大层片组织,晶粒尺寸大于 1 mm,这与大尺寸铸锭凝固速率慢、晶粒持续长大有关。扫描电镜观察表明,层片晶粒内层厚度



(a) 显微组织 (b) 扫描照片

图 2 TA10 钛合金铸锭的显微组织

Fig.2 Microstructure of TA10 titanium alloy ingot

差别较大,其中白色层片厚度较小,而灰色基体厚度较大。表 2 为两种试样不同物相成分能谱检测结果。可以看出,白色层片中 Ni 和 Mo 含量较高,其中 Ni 含量高达 8.04%,Mo 含量为 0.66%,余量为 Ti;而灰色基体中 Ni 含量仅为 0.33%,Mo 含量仅为 0.12%。

表 2 铸态和热轧态钛合金试样中不同物相成分能谱检测结果

Tab.2 EDS results of phases in as-cast and hot-rolled Ti alloy in Fig.2b and Fig. 3b				
试样	位置	w_B		
		Ti	Ni	Mo
TA10-cast	1	91.30	8.04	0.66
	2	99.55	0.33	0.12
TA10 _p	1	86.69	11.49	1.82
	2	99.72	0.13	0.15
	3	99.70	0.05	0.25

图 3 为 TA10_p 钛合金试样 L 截面扫描电镜背散射电子像。可以看出,大尺寸颗粒呈带状沿轧向分布,其与基体灰色衬度相差较大,见图 3a。大尺寸颗粒内部存在白色短棒,其长为 0.5~2 μm,宽为 0.2~0.6 μm,周边环境黑色过渡区。基体为灰色,内部弥散分布着 0.2~0.5 μm 的白色颗粒,其周边未观察到黑色过渡区,见图 3b。典型位置的能谱分析(见表 2)结果表明,白色大尺寸颗粒中 Ni 和 Mo 含量高,Ni 含量高达 11.49%,Mo 含量为 1.82%;而其周边黑色过渡区 Mo 含量最低,仅 0.15%,Ni 含量也仅为 0.13%;而灰色基体中 Ni 含量最低,仅为 0.05%,而 Mo 含量适中,约为 0.25%。对比图 2 铸态组织和能谱分析结果可知,二者白色物相成分差别不大,但热连轧板材中白色物相已经充分破碎形成细小组织。

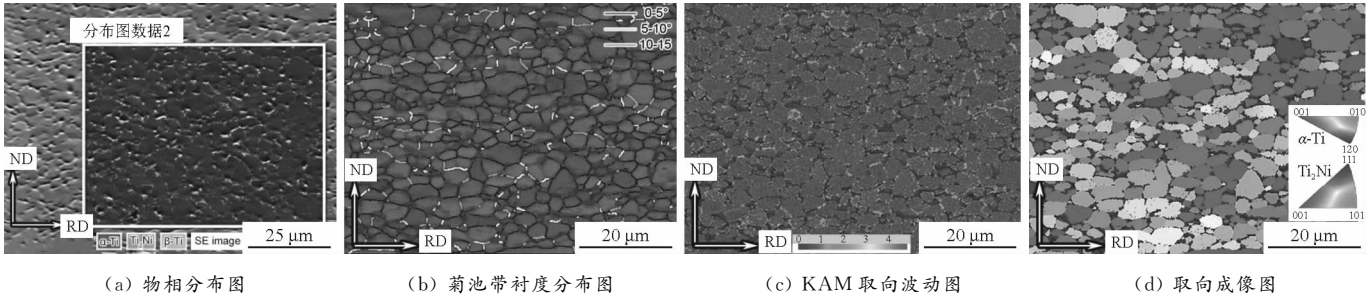


图 4 TA10_p 钛合金热连轧板材 L 截面 EBSD 分析

Fig.4 EBSD images of L section in hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy

度晶界分布基本相同。由图 4d 可看出,多数 α 晶粒的 <0001>方向平行或近似平行于 TD 方向。

图 5 为 TA10_p 钛合金试样的 EBSD 分析获得的基体 α 相 {0001}、{1120} 和 {1010} 面取向极图和反极图。从图 5a 可看出,多数 α 相晶粒的基面 {0001} 平行或近似平行于 TD 方向,{1120} 面和 {1010} 面近似平行于 RD 方向。从图 5b 可看出,多数 α 相晶粒的 <0001>晶向平

行或近平行于 TD 方向。α 相 EBSD 极图和反极图分析表明,α 相具有较强的织构,其 <0001>晶向平行或近平行于 TD 方向。

细小颗粒相脱落影响了 EBSD 物相分析,特别是其内部细微结构表征,因此采用透射电镜进一步观察了 TA10 钛合金板材显微组织,结果见图 6。由图 6a 可看出,除了基体晶界大尺寸颗粒,晶粒内部弥散分布细小

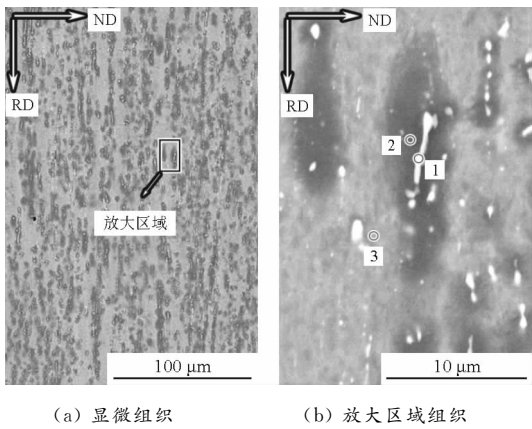


图 3 TA10_p 钛合金热连轧板材 L 截面背散射电子像
Fig.3 BSE images of L section in hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy

TA10_p 钛合金的 EBSD 分析结果见图 4。由图 4a 可看出,试样表面有较多凹坑,这与组织中细小颗粒在电解抛光制样中脱落有关。相应凹陷区域解析率较低,其边缘可检测到 Ti₂Ni 相。TA10_p 钛合金热连轧板材 EBSD 检测统计表明,由于电解抛光导致第二相脱落 24.4%的未解析,70.14%为 α 相,5.37%为 Ti₂Ni 相,0.09%为 β 相。考虑到未解析区域主要集中于晶界脱落颗粒,Ti₂Ni 相体积分数应该更高。此外,α 晶粒内也存在未解析小颗粒,见图 4a 方框。因此,TA10_p 钛合金热连轧板材物相主要为 α 相和少量 Ti₂Ni 相,而 β 相体积分数较少。图 4b 为图 4a 方框区域的 Kikuchi 带衬度分布和 α 相小角晶界分布叠加图,可看出晶界衬度较暗,而 0~10°小角度晶界沿轧制方向呈带状分布,并集中于衬度较暗区域。KAM 取向波动图(见图 4c)分析也表明,晶界仍存在一定应变,其分布与图 4b 中小角

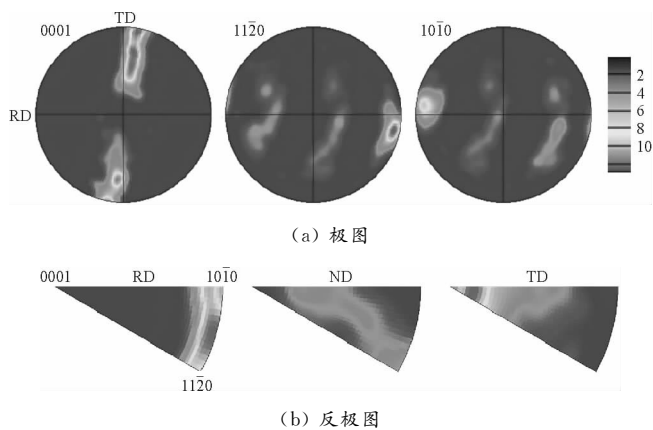


图5 TA10_p 钛合金热连轧板材中 α 相极图和反极图
Fig.5 Pole figures and inverse pole figures of α phase in hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy

颗粒。衍射分析表明,基体为 α 相,见图6b,而晶界分布的大颗粒尺寸为 $1\sim 5\text{ }\mu\text{m}$,衍射分析其主要为 Ti_2Ni 相,见图6c。衍射分析表明晶界 Ti_2Ni 相与基体 α 相无明确晶体学取向关系,这表明热连轧板材组织已经充分破碎变形。图6d为 α 相基体内弥散小颗粒的衍射斑点,标定结果表明其为 β 相。从图6a还可看出,基体个别晶粒内存在少量位错,见图6a中箭头处,这与图4c中KAM取向波动得到的晶界残余应变结果相符。

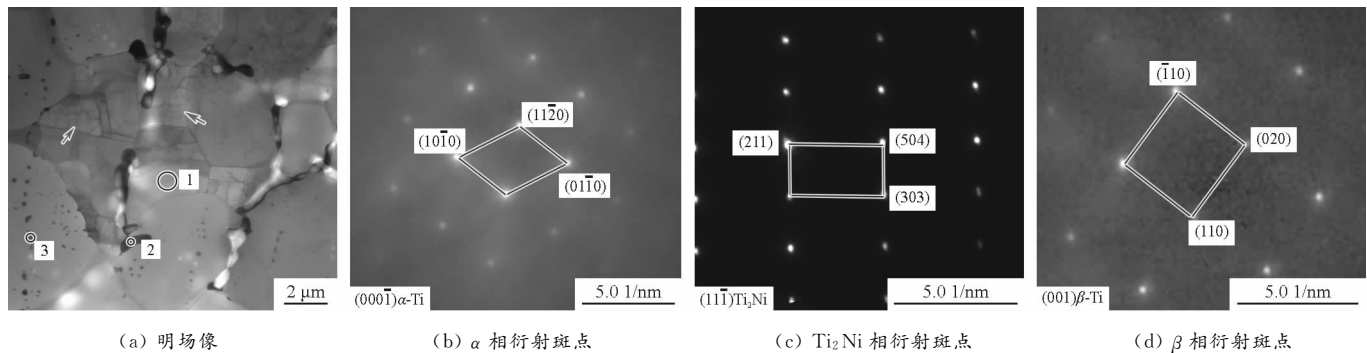


图6 TA10_p 钛合金热连轧板材典型组织透射电镜明场像与不同位置选区衍射斑点

Fig.6 TEM bright field images of typical microstructures of hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy as well as diffraction patterns at different positions

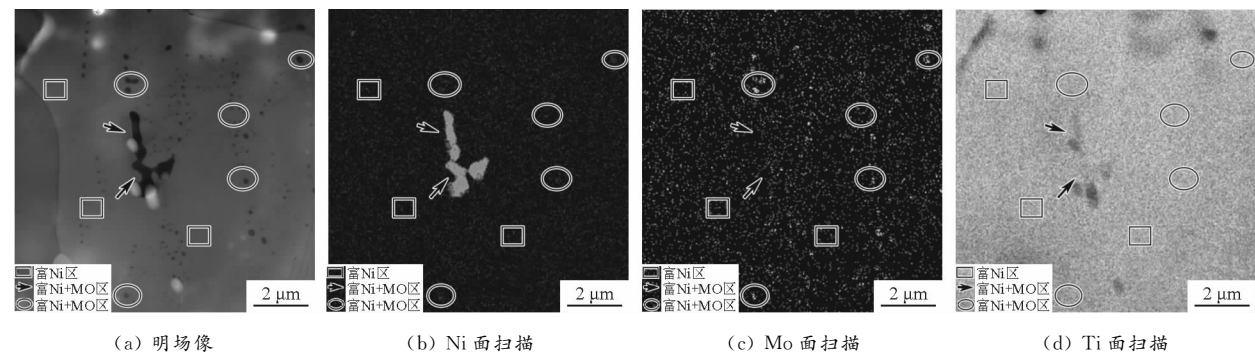


图7 TA10_p 钛合金热连轧板材晶粒内细小颗粒透射电镜明场像及其元素面扫描分析

Fig.7 TEM bright field images of fine particles in grains of hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy as well as EDS surface scanning results

图7为TA10_p钛合金热连轧板材晶粒内细小颗粒透射电镜明场像及其能谱面扫描分析。可看出,大尺寸颗粒周边存在衬度较暗区域,见图7a中箭头处,而基体内的细小颗粒也呈带状分布,最小尺寸不足 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 。X射线能谱EDS面扫描分析表明,晶界大尺寸颗粒中Ni含量特别高,而Mo含量与基体相差不大,分别见图7b和图7c。大尺寸颗粒周边过渡区域Ni含量与基体相差不大,而Mo含量较低,见图7b和7c中箭头处。而基体内弥散分布的多数细小颗粒Ni含量略高于基体,见图7b中椭圆位置处,而Mo含量明显高于基体,见图7c中椭圆位置处。个别位置未观察到颗粒,也未见Mo元素富集,但Ni元素富集,见图7a~图7c中方框处。晶界大尺寸颗粒中Ti含量略低于基体,见图7d黑色区域。对照图7a可看到白色孔洞,这是电解双喷制样不均匀形成的孔洞或者异常薄壁位置,而基体内小尺寸颗粒周边并无明显贫Mo或贫Ni过渡区,见图7b和图7c。以上EDS能谱面扫描分析表明,晶界大尺寸颗粒和基体内细小弥散颗粒成分差异较大,前者Ni含量高,后者Mo含量高。此外,基体内局部有Ni元素富集。结合前述衍射斑点标定和EBSD物相分析可知,晶界大尺寸颗粒为 Ti_2Ni 相,晶粒内细小颗粒为富Mo和Ni

的 β 相。

2.2 板材室温力学性能

图 8 为 TA10_p 钛合金连轧板材不同方向试样室温力学应变-应力曲线。可以看出,轧向(RD)和横向(TD)试样应变-应力曲线有所差异,前者屈服点应力较小,并且在屈服后表现出相对较强的加工硬化能力,而后者屈服点高,但加工硬化较小。此外,二者弹性变形阶段的斜率不同。表 3 为试样不同方向室温力学性能。可以看出,前者弹性模量为 96~99 GPa,后者高达 116~120 GPa。板材拉伸性能也具有明显的各向异性,其中轧向的强度明显低于横向,前者屈服强度($\sigma_{0.2}$)为 338~339 MPa,低于后者的(504~508 MPa);前者抗拉强度(σ_b)为 460~465 MPa,也低于后者的最小值 543 MPa;但轧向伸长率(δ)为 29.5%,高于横向的。以上结果表明,TA10_p 钛合金热连轧板材室温力学性能具有明显的各向异性。

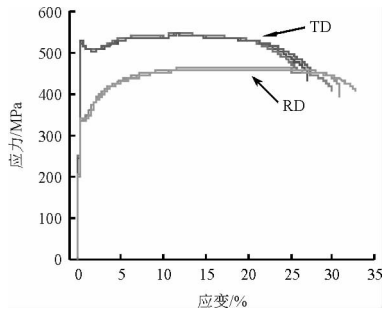


图 8 TA10_p 钛合金连轧板材不同方向试样拉伸工程应力-应变曲线

Fig.8 Tensile engineering stress-strain curves of hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy specimens along different directions

表 3 TA10_p 钛合金热连轧板材室温力学性能

Tab.3 Room-temperature mechanical properties of hot continuous rolling plate of TA10_p titanium alloy specimens

方向	编号	弹性模量/GPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
RD	1	99	338	460	29.5
	2	96	338	465	30.5
	3	99	339	460	32.0
TD	1	120	505	544	26.5
	2	120	508	547	25.5
	3	116	504	543	27.0

3 分析讨论

3.1 热连轧显微组织

由试验结果分析可知,TA10_p 钛合金热连轧板材主要由 α 相基体、晶界 Ti_2Ni 相短棒、基体内弥散分布的 β 相颗粒和局部富 Ni 区组成。已有研究表明,TA10_p 钛合金主要由 α 相基体和晶界 Ti_2Ni 相组

成^[19-22],也有研究指出 TA10 钛合金由基体 α 相和晶界 β 相组成^[23],较少观察到基体内细微结构。TA10 钛合金板材物相组成与板材轧制工艺和热处理温度密切相关^[19]。结合 Ti-Ni^[24] 和 Ti-Mo^[25] 二元相图可知,TA10_p 钛合金板坯从预热温度 930 ℃轧制变形冷却到 650 ℃,期间 880 ℃发生了 $\beta \rightarrow \alpha$ 同素异构转变,765 ℃发生 $\beta \rightarrow \alpha + Ti_2Ni$ 共析相变,板材热连轧最终温度为 650 ℃,低于共析转变温度,因此 β 相已完全共析转变成 Ti_2Ni 和 α 相,但 α 相中 Ni 和 Mo 元素的固溶度随温度下降而降低,因此在冷却过程发生 $\alpha \rightarrow \alpha + Ti_2Ni$ 和 $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ 析出相变,这解释了 TA10 钛合金热连轧板材的物相组成、基体中细小颗粒和局部富 Ni 区的形成。

结合热连轧工艺,可推断 TA10_p 钛合金组织演变:预热温度为 930 ℃的 TA10_p 钛合金板坯为 β 单相,Ni 和 Mo 元素完全固溶,板坯在连续轧制过程受轧辊激冷作用和自身传热,温度不断下降,从而发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 同素异构相变,部分 β 相转变为 α 相, β 稳定元素 Ni 和 Mo 向 β 相扩散富集,其中 Ni 元素扩散速率比 Mo 元素快 2 个数量级^[26-27],最终形成富 Ni 的 β 相和贫 Ni 的 α 相两相交替的片层束团。随着轧制变形量增大, α 片和 β 片两相片层束团通过偏转和弯曲变形,形成片层界面,也就是 α 基面平行于板材法面的组织^[28],并且 α 片和 β 片通过位错塞积形成小角度晶界、亚晶界界面迁移、 β 晶粒楔入破碎球化,形成 β 晶粒带状分布的等轴组织^[29],这解释了图 4b 中 α 晶粒小角度晶界呈带状分布和图 4d 同一带状 α 晶粒具有相近的晶体学取向等现象。当温度降低至 760 ℃左右, β 相发生共析转变 $\beta \rightarrow \alpha + Ti_2Ni$,相变形成的 α 相依附初生 α 晶粒生长,Ni 和 Mo 元素进一步富集于 Ti_2Ni 相而形成贫 Ni 和 Mo 过渡区,这解释了晶界带状分布大尺寸 Ti_2Ni 短棒及其周边过渡区的形成。随着温度下降, α 相中 Ni 和 Mo 固溶度进一步下降,Ni 和 Mo 元素过饱和的初生 α 晶粒析出 Ti_2Ni 和 β 相,这解释了 α 晶粒内细小弥散颗粒和局部富 Ni 区的形成。

3.2 热连轧板材织构形成与力学性能各向异性

TA10_p 钛合金热连轧板材基体 α 相具有较强的横向织构和拉伸性能各向异性。根据上述组织演变分析可知,高温 $\beta + \alpha$ 两相片层束团协调变形而形成 α 基面平行于板材法面,也就是基面织构。随后, α 相通过小角度晶界移动而形成等轴晶粒,而六方 α 相变形滑移系少,主要发生 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 柱面滑移,因此极易形成织构。已有研究表明, $\alpha + \beta$ 两相变形织构与变形温度密切相关,在 β 相转变温度以下极易形成横向织构和基面织构^[30]。TA10_p 钛合金热连轧过程温度受轧辊激冷

和空气对流热传导,温度不断下降,发生 $\alpha + \beta$ 或 $\alpha + \text{Ti}_2\text{Ni}$ 两相变形,最终出口温度在 $650 \sim 680\text{ }^\circ\text{C}$, β 相已基本转变为 α 相,因此主要发生六方 α 相变形,形成基面织构和横向织构,这解释了TA10钛合金热连轧板材基体 α 相织构的形成。织构对钛合金力学性能有着重要影响^[31-33]。已有研究表明,钛合金弹性模量与基面取向密切相关,加载方向平行于基轴时,弹性模量最大,加载方向垂直于基轴时,相应弹性模量最小,这解释了轧向弹性模量明显低于横向的现象^[34]。加载方向不同时,相应开动的滑移系不同。已有研究表明,加载方向平行于 α 相基轴 $\langle 0001 \rangle$ 时, α 相主要发生 $\{1\bar{1}01\}$ 面 $c+a$ 滑移;而加载方向平行于 α 相 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 时, α 相发生柱面滑移^[34-35]。从图5b反极图分析可知,TA10_p钛合金热连轧板材 α 相横向偏聚 $\langle 0001 \rangle$ 取向,因此,轧向加载主要发生柱面滑移,横向加载主要发生 $\{1\bar{1}01\}$ 面 $c+a$ 滑移,而后者开动所需的临界剪切应力明显高于前者,相应强度也高于前者^[36],这解释了TA10_p钛合金热连轧板材不同方向加载的室温力学性能差异。

TA10_p钛合金热连轧板材轧向屈服强度为 $338 \sim 339\text{ MPa}$,抗拉强度为 $460 \sim 465\text{ MPa}$,伸长率不小于 29.5% ,横向屈服强度为 $504 \sim 508\text{ MPa}$;抗拉强度为 $543 \sim 547\text{ MPa}$;伸长率为 $25.5\% \sim 27.0\%$,上述室温力学性能数值都高于有关研究的结果^[36]。

4 结 论

(1)TA10钛合金在 $930\text{ }^\circ\text{C}$ 热连轧板材形成短棒状 Ti_2Ni 颗粒带状分布于 α 晶界,球形 β 相和纳米 Ti_2Ni 颗粒弥散分布于 α 基体内的显微组织。

(2)TA10钛合金热连轧板材晶界 Ti_2Ni 相周边存在贫Mo过渡区, α 基体内 β 相和纳米 Ti_2Ni 颗粒周边无明显贫Mo区,前者Mo含量高,Ni含量略高于基体,而后者Ni含量高,Mo含量与基体接近。

(3)TA10钛合金热连轧板材中 α 相基体具有较强的织构,相应板材室温力学性能表现出较强的各向异性,横向杨氏模量、屈服强度和抗拉强度都高于轧向的。

参 考 文 献

- [1] 周廉.中国海洋工程材料发展战略咨询报告[M].北京:化学工业出版社,2014.
- [2] SCHUTZ R W, WATKINS H B. Recent developments in titanium alloy application in the energy industry[J]. Materials Science and Engineering, 1998, A243(1): 305-315.
- [3] ORYSHCHENKO A S, GORYNIN I V, LEONOV V P, et al. Marine titanium alloys: Present and future[J]. Inorganic Materials: Applied Research, 2015, 6(6): 571-579.
- [4] HUA F, MON K, PASUPATHI P, et al. A review of corrosion of

- titanium grade 7 and other titanium alloys in nuclear waste repository environments[J]. Corrosion, 2005, 61(10): 987-1 003.
- [5] KUPHASUK C, OSHIDA Y, ANDRES C J, et al. Electrochemical corrosion of titanium and titanium-based alloys[J]. The Journal of Prosthetic Dentistry, 2001, 85(2): 195-202.
- [6] CASILLAS N, CHARLEBOIS S, SMYRL W H, et al. Pitting corrosion of titanium[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1994, 141(3): 636-642.
- [7] MYERS J R, BOMBERGER H B, FROES F H. Corrosion behavior and use of titanium and its alloys[J]. JOM, 1984, 36(10): 50-60.
- [8] SCHUTZ R W, THOMAS D E. ASM Handbook, Vol. 13 B, Corrosion: Materials[M]. OH: ASM International, 2005.
- [9] GRIESS J C. Crevice corrosion of titanium in aqueous salt solutions[J]. Corrosion, 2013, 24(4): 96-109.
- [10] MUNN P, WOLF G K. The effect of palladium implantation on the crevice corrosion of titanium[J]. Materials Science and Engineering, 1985, A69(2): 303-310.
- [11] BROSSIA C S, CRAGNOLINO G A. Effect of palladium on the corrosion behavior of titanium[J]. Corrosion Science, 2004, 46(7): 1 693-1 711.
- [12] KIM Y, ORIANI R. Corrosion properties of the oxide film formed on grade 12 titanium in brine under gamma radiation[J]. Corrosion, 1987, 43(2): 85-91.
- [13] LEYENS C, PETERS M. Titanium and Titanium Alloy[M]. Weinheim: Wiley-VCH verlag GmbH&Co.KGaa, 2003.
- [14] GERDEMANN S J. Titanium: Process technologies[J]. Advanced Materials & Processes, 2001, 159: 41-43.
- [15] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Mater., 2013, 61(3): 844-879.
- [16] LUJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. Berlin: Springer, 2003.
- [17] 黄海广,曹占元,李志敏,等.电子束冷床炉单次熔炼TA10合金热连轧板坯[J].特种铸造及有色合金,2016,36(1): 90-93.
- [18] 史亚鸣,黄海广,李志敏,等.带钢热连轧机生产TA10钛合金带的轧制工艺[J].中国冶金,2017,27(8): 41-44.
- [19] HALL J. The relationships of structure and corrosion behavior of Ti-0.3Mo-0.8Ni (Ti code-12)[J]. Titanium Science and Technology, 1984, 4: 2 603-2 610.
- [20] GLASS R S. Effect of intermetallic Ti_2Ni on the electrochemistry of Ti code-12 in hydrochloric acid[J]. Electrochimica Acta, 1983, 28(11): 1 507-1 513.
- [21] HE X, NOEL J, SHOESMITH D. Crevice corrosion of grade-12 titanium[J]. Journal of ASTM International, 2008, 5(8): 281-299.
- [22] 李佐臣,吴清枝.耐蚀Ti-0.3Mo-0.8Ni合金的研制[J].稀有金属材料与工程,1992,21(1): 37-45.
- [23] 史文.国内外Ti-Mo-Ni合金带材差异分析[J].中国钛业,2016(3): 20-22.
- [24] BELLEN P, KUMAR K C H, WOLLANTS P. Thermodynamic assessment of the Ni-Ti phase diagram[J]. International Journal of Materials Research, 1996, 87(12): 972-978.
- [25] MURRAY J L. The Mo-Ti (molybdenum-titanium) system[J]. Bulletin of Alloy Phase Diagrams, 1981, 2(2): 185-192.

W 含量对 Ti-48Al 合金组织及力学性能影响

晏江飞^{1,2} 朱冬冬² 董 多² 王 刚¹ 马腾飞² 王晓红²

(1.安徽工程大学材料科学与工程学院;2.衢州学院浙江省空气动力装备技术重点实验室)

摘 要 采用真空电弧熔炼技术制备了 Ti-48Al-*x*W 合金,研究了 W 含量对 Ti-48Al 合金组织及力学性能的影响。结果表明,添加 W 元素后,合金组织为典型的树枝晶形貌,在枝晶内部有 B2 相析出。随着 W 含量增加,树枝晶组织逐渐细化,B2 相体积分数也逐渐增加。室温压缩试验结果表明,合金的抗压强度和压缩率随 W 含量的增加呈现先上升后下降的趋势。其中,W 含量为 4% 的合金压缩强度最高,为 1 750.07 MPa,W 含量为 2% 的合金压缩率最优,为 29.15%。

关键词 TiAl 合金;钨(W);枝晶偏析;B2 相;力学性能

中图分类号 TG146.2;TG113.25 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.04.022

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of W Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-48Al Alloy

Yan Jiangfei^{1,2}, Zhu Dongdong², Dong Duo², Wang Gang¹, Ma Tengfei², Wang Xiaohong²

(1.School of Materials Science and Engineering, Anhui Polytechnic University;

2.Key Laboratory of Air-driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University)

Abstract: Effects of W content on the microstructure and mechanical properties of Ti-48Al alloy fabricated by vacuum arc melting were investigated. The results indicate that the alloy is characterized by typical dendrite morphology with B2 phase precipitation inside after W addition. With the increase of W content, the dendritic structure is gradually refined and the volume fraction of B2 phase is gradually increased. The room-temperature compression test results reveal that the compressive strength and compressibility of the alloy present a trend of increasing firstly and then decreasing with the increase of W content, where the compressive strength of 4% W alloy reaches 1 750.07 MPa, and the optimal compressibility is 29.15%.

Key Words: TiAl Alloy, Tungsten, Dendrite Segregation, B2 Phase, Mechanical Properties

收稿日期:2022-05-11;修改稿收到日期:2022-06-01

基金项目:国家自然科学基金资助项目(52171120,52071188)

第一作者简介:晏江飞,男,1999 年出生,硕士研究生,安徽芜湖(241000),E-mail:yjf16318@163.com

通信作者:朱冬冬,男,1986 年出生,教授,浙江衢州(324000),E-mail:zhudd8@163.com

引用格式:晏江飞,朱冬冬,董多,等. W 含量对 Ti-48Al 合金组织及力学性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(4):549-553.

YAN J F, ZHU D D, DONG D, et al. Effects of W content on the microstructure and mechanical properties of Ti-48Al alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(4):549-553.

[26] GIBBS G B, GRAHAM D, TOMLIN D H. Diffusion in titanium and titanium-niobium alloys[J]. Philosophical Magazine, 1963, 8(92): 1 269-1 282.

[27] NAKAJIMA H, KOIWA M. Diffusion in α -titanium[J]. Defect and Diffusion Forum, 1993, 95-98: 775-782.

[28] LIU R, 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.

[29] 贾志强,曾卫东,王凯旋.TC17 钛合金热变形过程中片状组织球化演变及 Burgers 关系的破坏[J].稀有金属材料与工程,2017,46(10): 2 895-2 899.

[30] ZENG Z, JONSSON S, ROVEN H J. The effects of deformation conditions on microstructure and texture of commercially pure Ti[J]. Acta Mater., 2009, 57(19): 5 822-5 833.

[31] BACHE M R, EVANS W J. Impact of texture on mechanical properties in an advanced titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A(319-321): 409-414.

[32] EVANS W J, JONES J P, WHITTAKER M T. Texture effects under tension and torsion loading conditions in titanium alloys[J]. International Journal of Fatigue, 2005, 27(10): 1 244-1 250.

[33] SINGH A K, SCHWARZER R A. Texture and anisotropy of mechanical properties in titanium and its alloys[J]. Z. Metallkd., 2000, 91(9): 702-712.

[34] JONES I P, HUTCHINSON W B. Stress-state dependence of slip in Ti-6Al-4V and other HCP metals[J]. Acta Metall., 1981, 29(6): 951-968.

[35] NEERAJ T, SAVAGE M F, TATALCVICH J, et al. Observation of tension-compression asymmetry in α and α/β titanium alloys[J]. Philosophical Magazine, 2005, 85(2-3): 279-295.

[36] GERHARD W, BOYER R, COLLINGGS E W, ed al. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys[M]. OH: ASM International, 1993.

(编辑:刘晨辉)