

冷轧及热处理对一种亚稳 β 型钛合金组织及性能的影响

王艳晶, 袁晨航, 徐再东, 徐荣正, 马寰宸, 张文东

(沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

摘要: 利用光学显微镜 (OM)、X 射线衍射仪 (XRD)、扫描电镜 (SEM) 及室温拉伸等试验方法研究了单次冷轧退火、三次冷轧退火以及后续时效工艺对自主设计的亚稳 β 型钛合金 Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al 的显微组织及力学性能的影响。结果表明: 与单次冷轧退火相比, 三次冷轧退火后合金晶粒更加细小, 强度塑性均有提高, 屈服强度达到 815 MPa, 延伸率为 27%。样品经单次冷轧退火和时效处理后, 析出弥散细小的次生 α 相, 合金屈服强度达到 1280 MPa 并且屈服强度随时效时间的增加呈先增加后减小的趋势, 总体呈现较高的强度和较低的延伸率; 而经三次冷轧退火和时效后的样品屈服强度略低, 但塑性显著提高, 具有较好的强度和塑性匹配。综合比较实验结果, 可以确定本次实验中合金经过三次 800 °C/20 min 冷轧退火和 500 °C/10 h 时效后能达到良好的强度和塑性匹配, 其抗拉强度为 1380 MPa, 延伸率为 10.8%。

关键词: 亚稳 β 型钛合金; 冷轧退火; 时效处理; 力学性能

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0238-07

亚稳 β 型钛合金具有比强度高、耐蚀性好、弹性模量低、良好的冷成型性和多样的塑性变形方式等优点, 具有很好的应用前景从而被广泛运用于航空航天、汽车、医疗、石油、武器等重要领域^[1-4]。亚稳 β 钛合金的性能主要取决于微观组织形态, 其强化方式主要有固溶强化、细晶强化、位错强化和第二相强化等。对于亚稳 β 钛合金的大部分研究都是通过热锻结合固溶时效热处理工艺利用析出强化相来提高其力学性能。然而亚稳 β 钛合金经固溶处理获得单一 β 相组织, 该组织具有良好的冷变形能力, 可以进行大变形量的冷轧加工^[5-6]。冷轧加工是一种高效环保的加工方式, 其加工工艺比热锻更为简单, 再结晶后能显著细化晶粒。但亚稳 β 钛合金在冷变形过程中会产生大量的位错和晶内剪切带^[7-9], 由此产生强烈的加工硬化, 合金的强度和硬度增加, 但塑性显著下降, 因此需要在冷轧基础上添加热处理工艺使合金达到良好的强塑性匹配。

目前, 开展的研究包括冷变形结合再结晶退火工艺^[10-12], 冷变形结合时效工艺^[13-14], 冷轧加中间退火^[15-16]等, 这些手段在一定程度上改善了性能, 比如冷轧加中间退火提高了塑性和屈服强度。目前, 多次冷轧退火+时效工艺研究较少。

为了获得更加优良的力学性能, 探究合理的冷变形和热处理工艺, 实验以自主设计的亚稳 β 型钛合金 Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al 为研究对象, 探究单次冷轧退火 (single cold rolling annealing, SCRA) + 时效工艺和三次冷轧退火 (triple cold rolling annealing, TCRA) + 时效工艺对组织与性能的影响, 为进一步改善亚稳 β 型钛合金的性能提供参考和实验基础。

1 实验

实验所用原料为纯钛板 (99.99%)、纯铝粒 (99.99%)、Ti-32Mo 中间合金、结晶钒 (99.95%)、纯铬粒 (99.99%)、结晶锆 (99.95%), 采用 ZGXF0.3A 型真空感应悬浮熔炼炉制备合金, 为了保证合金在熔炼过程中成分均匀, 需反复熔炼三次以上。铸锭经过 850 °C/2 h 均匀化后淬火, 使用 DK7735 线切割机将铸锭切出冷轧试样, 将试样表面磨光后进行冷轧。采用 2 种冷轧工艺, 工艺 1: 进行单次冷轧, 轧制成厚度为 1.6 mm 的板材, 变形量为 80%; 工艺 2: 进行三次冷轧退火, 每次冷轧变形量为 40%, 总变形量为 80%, 轧制成厚度为 1.6 mm 的板材。利用线切割机将冷轧板材沿轧制方向切制用于金相观察、XRD 检测及拉伸测

收稿日期: 2022-01-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51601121)

作者简介: 王艳晶, 女, 1973 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89724198, E-mail: wangyj@163.com

试的样品, 拉伸测试试样尺寸如图 1 所示。根据该合金 β 相变点温度及设计热处理工艺, 详细实验方案如表 1 所示。对冷轧后及热处理后的试样在纱纸上进行粗磨、细磨、机械抛光和腐蚀, 腐蚀剂为 $V_{HF}:V_{HNO_3}:V_{H_2O} = 1:3:6$, 分别在 OlympusPMG3 倒置式显微镜和 JSM-6700 扫描电子显微镜下观察并分析金相组织和析出相。拉伸试样标距段为 8 mm, 在 CMT-5305GL 型数字化动静态热机械分析仪上进行拉伸实验。XRD 采用 Ultima IV 型 X 射线衍射仪测试, 扫描角度 $10^\circ\sim90^\circ$, 扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$ 。

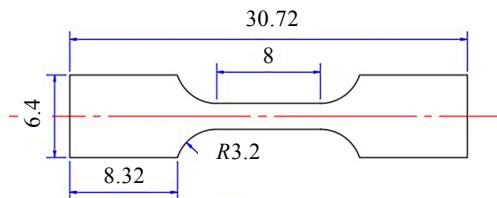


图 1 拉伸测试试样尺寸

Fig.1 Size of tensile sample

表 1 合金热处理实验

Table 1 Experiment of heat treatment of alloy

Program	Recrystallization annealing	Age treatment
1	765 °C/20 min, AC	500 °C/6 h, AC
	800 °C/20 min, AC	500 °C/8 h, AC
		500 °C/10 h, AC
		500 °C/12 h, AC
2	800 °C/20 min, AC	500 °C/6 h, AC
		500 °C/8 h, AC
		500 °C/10 h, AC
		500 °C/12 h, AC

2 结果与讨论

2.1 合金成分设计

基于 $\overline{B}_o - \overline{M}_d$ 图设计的亚稳 β 钛合金 Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al, 其合金铸锭成分如表 2 所示, 通过连续升温金相法测得合金的相变点 $T_\beta = (760 \pm 5)$ °C; 通过经验公式计算出合金的 \overline{B}_o 和 \overline{M}_d 值分别为 2.779 和 2.355, 在图 2 中落在应力诱发马氏体线附近, 位于该线上的合金在变形过程中很可能产生应力诱发马氏体相变, 提高合金在变形时的硬化率, 进而显著提高合金塑性^[17], 目前性能较好的 β 型钛合金 Ti-55531、TB10、BT22^[18] 均落在该线附近。

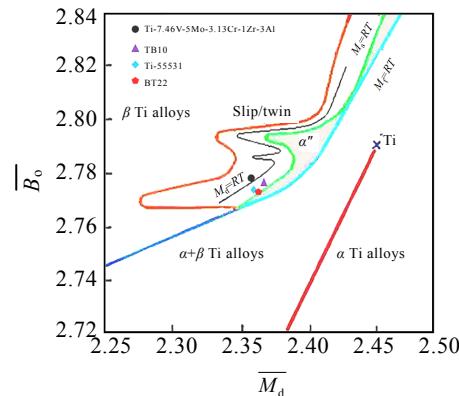
2.2 不同冷轧工艺下再结晶退火组织

朱知寿等^[19]研究发现, 随着冷轧变形量增加, 再结晶温度随之降低。方案 2 采用三次冷轧退火工艺, 每次变形量都为 40%, 小于方案 1 中单次冷轧退火工艺的变形量, 故方案 2 的退火温度应高于方案 1, 选

表 2 Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al 合金铸锭化学成分

Table 2 Chemical composition of Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al alloy ingot (ω/%)

V	Mo	Cr	Zr	Al	N	H	O	Ti
7.26	4.85	3.27	0.83	2.77	0.02	0.005	0.057	Bal.

图 2 基于 $\overline{B}_o - \overline{M}_d$ 值的稳定相图Fig.2 Stable phase diagram based on $\overline{B}_o - \overline{M}_d$ ^[17]

择 800 °C 为退火温度。图 3 为合金在不同冷轧工艺下再结晶退火后的显微组织, 可以看出, 经过 20 min 退火后再结晶基本完成; 图 3a 和图 3b 相比, 图 3b 晶粒明显增大, 晶粒尺寸约为 80 μm , 晶粒尺寸随再结晶温度的升高而增大; 图 3b 与图 3c 相比, 在相同再结晶退火条件下, TCRA 工艺形成的合金晶粒较为细小且均匀, 晶粒尺寸约为 50 μm 。冷轧合金板材在冷变形过程中, 一部分能量被用于合金本身的塑性变形, 另一部分能量以残余应力的方式储存在合金内部, 为合金在后续退火过程中的再结晶和晶粒长大过程提供驱动力, 冷变形量越大, 提供的驱动力越大, 晶粒形核越容易进行, 从而促进晶粒的细化^[20], 但如果再结晶温度继续升高, 会使晶粒不断长大, 不利于合金性能^[21]; 文献[22]表明, 相比于仅仅依靠高温退火而使成分均匀化的方法, 中间退火能使合金元素更加均匀, 组织中晶粒更加细小, 这对于后续时效工艺中析出的次生 α 相分布均匀更加有利, 因此需要通过合理的再结晶工艺控制晶粒尺寸以此来调控合金性能。图 4 为铸态及再结晶退火前后的 XRD 图谱, 可以看出, 铸态和退火前后合金中出现 2 种相。退火前, 合金经过 80% 变形量冷轧后合金中存在 β 相和一种未知相; 退火后, 未知相随 SCRA 温度的升高, 衍射峰逐渐消失并且经过 TCRA 退火后消失。再结晶退火前后相比, 退火前 β 相衍射峰较退火后宽, 其主要原因是冷轧变形过程的位错、晶界数量的增多, 以及位错在滑移面上相互缠结造成应力集中导致晶格发生畸变^[23]。

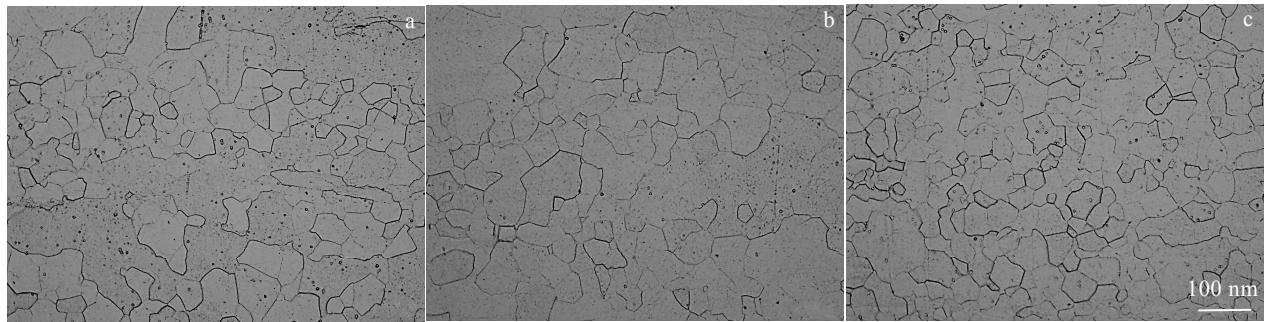


图 3 不同冷轧工艺下再结晶退火合金显微组织

Fig.3 Microstructures of alloy after recrystallization annealing under different cold rolling processes: (a) program 1, 765 °C/20 min, AC; (b) program 1, 800 °C/20 min, AC; (c) program 2, 800 °C/20 min, AC

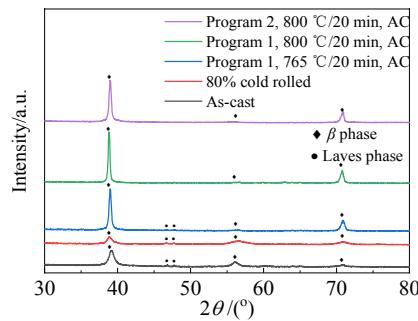


图 4 铸态及再结晶退火前后合金的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of as-cast alloy and alloy before and after recrystallization annealing

2.3 不同冷轧工艺下再结晶退火拉伸性能

图 5 为不同冷轧工艺下再结晶退火拉伸性能, 可以看出, 采用 TCRA 工艺的合金经 800 °C/20 min 退火后具有较高的塑性, 其延伸率约为 27%, 屈服强度约为 815 MPa。采用 SCRA 工艺, 合金经 765 °C/20 min 退火后, 屈服强度约为 780 MPa, 延伸率约为 18%; 经 800 °C/20 min 退火后合金强度和塑性有所降低。 β 钛合金的晶粒尺寸能够显著影响合金的力学性能^[24-25], 根据霍尔-佩奇公式^[26]:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{1/2} \quad (1)$$

式中, σ 为屈服强度, σ_0 为单个位错移动时产生的晶格摩擦阻力, k 为与材料相关的常数, d 为晶粒尺寸。由公式 (1) 可知, 合金的强度随着晶粒尺寸的减小而增大。结合图 3 显微组织可知, 合金经工艺 1, 765 °C/20 min 退火后, 合金晶粒较工艺 1, 800 °C/20 min 退火后更为细小, 晶界总面积相对更大, 对位错的阻碍作用更大, 故合金经工艺 1, 765 °C/20 min 后强度更高, 后续时效工艺选择在此基础上进行; 工艺 1,

800 °C/20 min, AC 与工艺 2, 800 °C/20 min, AC 相比, 后者晶粒细小且均匀, 说明在相同再结晶条件下, 中间退火工艺能更好的消除冷轧所产生的加工硬化, 使合金晶粒更加细化且均匀, 形成细小的 β 晶粒, 由此提高了合金的塑性。

通过图 5 结合图 4 的 XRD 图谱猜测, 未知相的存在可能会影响合金的塑性: 合金经 SCRA 后, 由于合金中存在未知相, 其塑性低于 TCRA。有研究表明^[27-30], 亚稳 β 型钛合金在冷变形过程中会发生应力诱发马氏体相变, 但是在马氏体衍射峰中并未发现本研究中出现的未知相衍射峰, 该相可能不是应力诱发马氏体相; 另有研究表明, 在 Al-Cr-Nb-Ti-V-Zr 高熵合金中存在该相^[31], 推测该未知相可能为一种 Laves 相, 该相形成的原因可能是: 铸态合金成分不均匀, 造成某一部分合金元素原子偏聚, 形成少量的金属间化合物, 在均匀化过程中金属间化合物并未完全消失, 故冷轧后依然存在, 经再结晶退火后该相随再结晶温度的升高而逐渐消失, 这种相与体心基体共格程度差^[32-33], 此外 Laves 相在室温下为脆性相^[34], 在拉伸过程中可能产生应力集中, 影响合金塑性。故合金经 SCRA 工艺后塑性较低。

2.4 2 种冷轧工艺下再结晶退火时效后的显微组织

根据再结晶退火实验结果, SCRA 工艺选择 765 °C/20 min, TCRA 工艺选择 800 °C/20 min, 在此基础上对合金进行时效处理。时效过程主要对基体中析出次生 α 相的尺寸和数量产生影响。图 6 所示为合金在 2 种冷轧工艺下再结晶退火经 500 °C 不同时效时间后的显微组织, 可以看出, 片状次生 α 相在 β 基体上交错排列, 形成典型的双态组织, 且次生 α 相随时效时间的延长而长大变粗。图 6a~6d 为 SCRA 退火后 500 °C 时效的 SEM 组织, 合金经 6~8 h 时效后组织中次生 α 相尺寸较小, 其宽度约为 100 nm, 长度约为 1.5 μm , 8 h 次生 α 相数量有所增加;

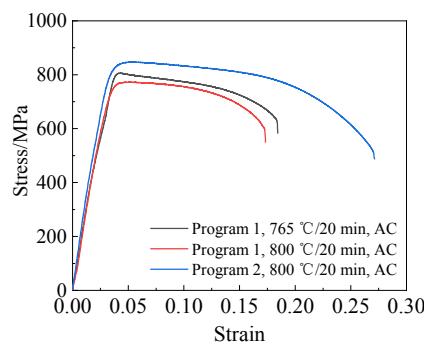


图 5 不同冷轧工艺下再结晶退火合金性能

Fig.5 Tensile properties of alloy recrystallization annealing under different cold rolling processes

10 和 12 h 时效后晶界 α 相显著增多, 次生 α 相尺寸明显增大, 宽度约为 200 nm, 长度约为 2.5 μm 。图 6e~6h 为 TCRA 退火后 500 °C 时效后的 SEM 组织, 合金经 6~10 h 时效, 次生 α 相尺寸和数量逐渐增加, 不同取向的次生 α 相相交, 呈 V 字形和三角形分布于基体中; 10 h 时效后晶内组织分布较为均匀; 12 h 时效后次生 α 相明显长大, 呈长片状向晶内生长。2 种冷轧工艺退火时效组织相比, 随着时效时间的增加, 两者组织内析出的次生 α 相的变化规律基本相似, TCRA 工艺时效后晶界略细, 组织中的次生 α 相尺寸略大, 但分布更为均匀。

2.5 2 种冷轧工艺下再结晶退火时效后的力学性能

图 7 为合金在 2 种冷轧工艺下再结晶退火经 500 °C 不同时效时间后的力学性能, 可以看出, 时效

后合金的强度远高于再结晶退火的强度, 但塑性显著降低, 合金性能总体呈现先增加后减小的趋势。图 7a, 7b 所示为合金经单次冷轧 765 °C/20 min 退火后 500 °C 时效力学性能, 合金在 8 h 的时候合金抗拉强度 (R_m) 和屈服强度 ($R_{p0.2}$) 达到最大值, 分别约为 1420 和 1280 MPa, 此时延伸率 (A) 和断面收缩率 (Z) 较低, 分别约为 6.3% 和 9.5%; 合金在经过 10 和 12 h 后强度和塑性均开始下降, 此时合金可能处于过时效状态, 说明时效时间不宜过长。图 7c, 7d 所示为合金经三次 800 °C/20 min 中间退火后 500 °C 时效的力学性能, 在 6~10 h 时效范围内, 可以获得良好的强度塑性匹配, 表现为 R_m 高于 1250 MPa, A 在 7.5% 以上; 合金在 10 h 时效后达到峰值, R_m 和 $R_{p0.2}$ 分别约为 1380 和 1250 MPa, A 和 Z 分别约为 10.8% 和 14.7%; 时效时间延长至 12 h 后, 合金性能开始下降, 此时合金可能处于过时效状态。图 7a 与图 7c 相比, 在相同时效条件下, 经过 SCRA 工艺的试样具有较高的强度, 其抗拉强度均在 1300 MPa 以上, 但其塑性较低, 延伸率仅在 5.5% 左右; 而经过 TCRA 工艺的试样, 抗拉强度略低, 均在 1250~1400 MPa 之间, 但其塑性有明显改善, 显著高于 SCRA 的塑性, 综合力学性能曲线来看, TCRA 工艺优于 SCRA 工艺。

时效过程主要调控析出的次生 α 相的形态和数量, 目的是使基体中的亚稳 β 相分解, 析出弥散细小的次生 α 相来提高合金的强度, 次生 α 相对合金强度的影响可以用式 (2) 表示^[35]:

$$\sigma = \text{function of } (f\alpha_s/d\alpha_s) \quad (2)$$

式中, $f\alpha_s$ 表示次生 α 相的体积分数, $d\alpha_s$ 表示次生 α 相的

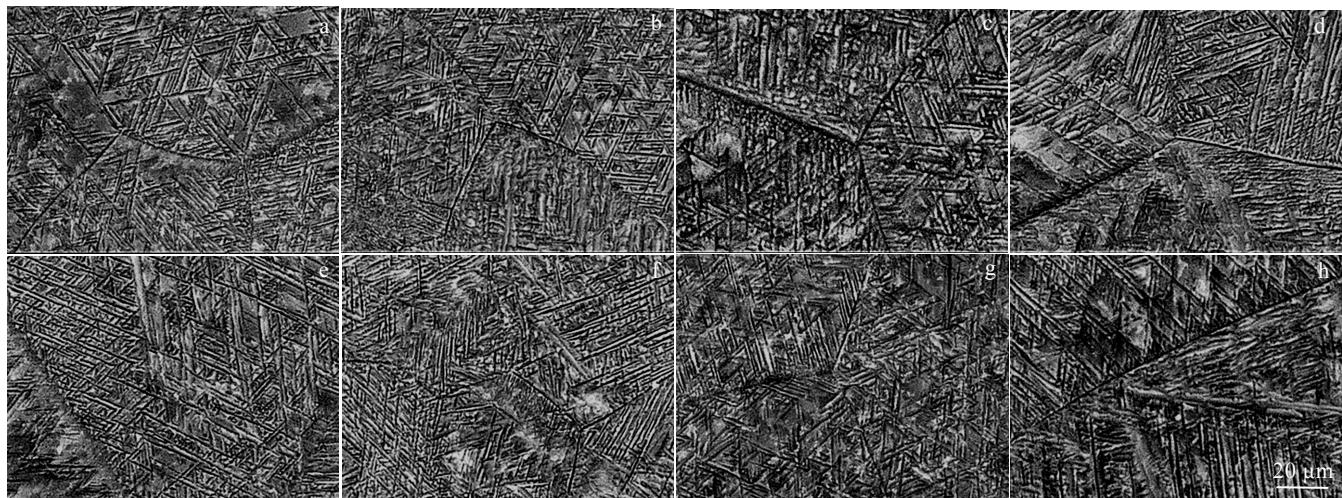


图 6 2 种冷轧工艺再结晶退火经 500 °C 不同时效时间的合金显微组织

Fig.6 Microstructures of alloy rolled by SCRA 765 °C/20 min (a-d) and TCRA 800 °C/20 min (e-h) after recrystallization annealing at 500 °C for different aging time: (a, e) 6 h, (b, f) 8 h, (c, g) 10 h, and (d, h) 12 h

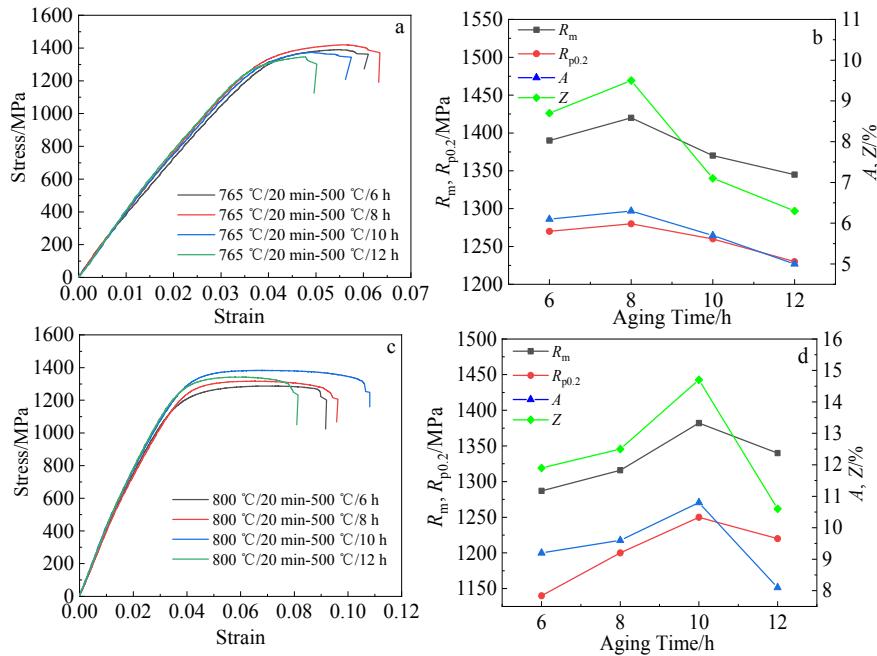


图 7 2 种冷轧工艺下再结晶退火经 500 °C 不同时效时间后合金的力学性能

Fig.7 Stress-strain curves (a, c) and mechanical properties (b, d) of alloy after recrystallization annealing under SCRA 765 °C/20 min (a, b) and TCRA 800 °C/20 min (c, d) rolling processes after different aging time at 500 °C

尺寸。由公式可知, 次生 α 相的体积分数越大, 合金强度越高; 次生 α 相尺寸越小, 合金强度越高。结合图6 SEM 组织分析, 对于图6a~6d, 合金经SCRA后时效6 h 至8 h, 次生 α 相尺寸变化不大, 次生 α 相体积分数增加, 在 β 基体中形成大量的 α/β 界面, 增加了组织内的界面总数, 位错在相边界运动受到的阻碍增多, 以切过方式继续运动使合金的强度提高; 时效8~12 h, 次生 α 相尺寸增大而体积分数变化不大, 组织内界面总数相对减少, 位错由切过机制变为绕过机制, 相强化效果减弱, 合金强度降低^[36~37]。图6e~6h, 合金经TCRA后时效6~10 h, 次生 α 相体积分数逐渐增大, 尺寸略有增加, α/β 界面增多, 对位错的阻碍作用逐渐增大, 在力学性能上表现为合金强度逐渐增加; 当时效时间延长至12 h时, 次生 α 相尺寸明显增大, 导致裂纹扩展阻力减小^[38], 合金强度和塑性开始降低。

实验所用亚稳 β 型钛合金 Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al 的合金化元素含量较大, 占合金总原子比的 18.4%, 且大部分都是高熔点元素, 扩散所需的激活能较大, SCRA过程中所提供的能量不足以使合金元素扩散均匀, 容易造成元素偏聚; 而TCRA过程能提供足够的扩散激活能, 使合金元素扩散均匀, 有利于后续时效过程析出的次生 α 相分布更加均匀。同时, 由于合金中添加了3%的Al, 低熔点的Al原子在凝固过程中容易在晶界处偏聚且Al属于 α 相稳定元素, 有利于晶界 α 相的析出

长大, 而较大的晶界 α 相会阻碍位错运动并容易产生应力集中, 影响合金的断裂韧性^[39]。结合图6分析: 图6a~6d, 均存在粗大长条状和细小三角形形貌的次生 α 相, 且晶界粗大, 合金在SCRA过程中未能获得足够的扩散激活能, 晶内元素未充分扩散, 元素分布不均导致析出相分布不均, 晶界处 α 相偏聚导致晶界粗大, 在力学性能上表现出较高的强度, 较低的塑性; 图6e~6f, 大部分次生 α 相呈V字型或三角形形貌分布于基体中, 相比于图6a~6d, 次生 α 相分布更为均匀, 晶界更加细小, 合金元素在TCRA过程中获得了足够的扩散激活能, 晶内元素分布更为均匀, 同时晶界处偏聚的 α 相向晶内扩散的更多, 晶界 α 相无法长大, 从而提高了合金的塑性。

图8为力学性能峰值时的拉伸断口形貌, 图8a拉伸断口不存在纤维区, 断口较为粗糙, 存在大量解理面, 裂纹沿晶界扩展, 发生沿晶断裂, 韧窝较浅且细小, 大都集中在解理台阶上, 属于脆性断裂, 此时塑性较差, 与拉伸性能曲线结果相符。图8b拉伸断口存在少量解理面和大量韧窝, 且韧窝较深, 尺寸较大, 分布较为均匀。韧窝尺寸及分布状态与合金塑性相对应, 韧窝尺寸越大, 越深, 分布越均匀合金塑性越好^[40~41], 由此证明图8b的塑性更好。综合力学性能与显微组织可以发现, TCRA工艺与SCRA工艺相比, 合金经TCRA后时效强度略低但合金的塑性大幅度提高, 能更好地使合金达到优良的强度塑性匹配。

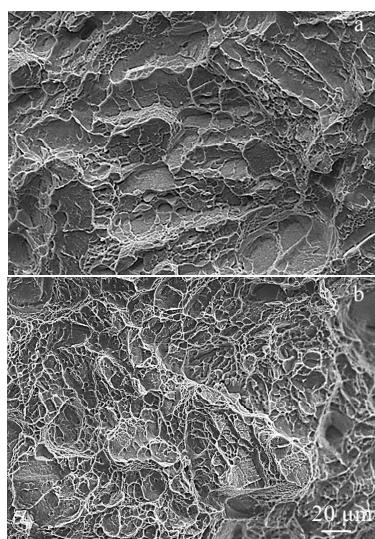


图 8 力学性能峰值时的拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphologies at peak mechanical properties: (a) program 1, 765 °C/20 min, 500 °C/8 h; (b) program 2, 800 °C/20 min, 500 °C/10 h

3 结 论

1) 合金在单次冷轧退火过程中, 合金晶粒随退火温度的升高而长大, 屈服强度随之下降; 经 765 °C/20 min+500 °C时效后, 组织内析出大量次生 α 相, 屈服强度显著增大, 延伸率较低, 在 8 h 时达到峰值, 屈服强度约为 1280 MPa, 延伸率约为 6.3%。

2) 合金经三次冷轧退火后的晶粒细小且均匀, 合金塑性提升较大, 延伸率约为 27%; 经三次 800 °C/20 min 退火+500 °C时效后, 组织内析出的次生 α 相分布更为均匀, 大部分呈现 V 型或三角形形貌, 随时效时间的延长而逐渐长大变粗, 合金经 10 h 时效后达到峰值, 屈服强度约为 1250 MPa, 延伸率约为 10.8%。

3) 综合 2 种冷轧工艺和热处理工艺分析, 在退火和时效条件相同的情况下, 3 次冷轧退火工艺要优于单次冷轧退火工艺, 更易使合金获得优良的性能。

参考文献 References

- [1] Fellah M, Hezil N, Touhami M Z et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(6): 14 061
- [2] Anis A L, Talari M K, Arif I A M et al. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2017, 70(3): 685
- [3] Samiee A, Casillas G, Ahmed M et al. *Metals*[J], 2018, 8(2): 100
- [4] Yu P J, Hsu Y Y, Wang S H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 798: 140 135

- [5] Manikandan P, Kumar K N, Rao G S et al. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2019, 72(6): 1507
- [6] Zhang Z H, Liu Q M, Yang H Y et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(7): 3368
- [7] Lan C B, Li G, Wu Y et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2017, 27(7): 1537
- [8] Xu T W, Li J S, Zhang F S et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(3): 575
- [9] Chen Y Y, Du Z X, Xiao S L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586: 588
- [10] Dai Shijuan(戴世娟), Wang Yu(王 煜), Chen Feng(陈 锋) et al. *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2013, 0(11): 20
- [11] Gupta A, Khatirkar R K, Dandekar T et al. *Journal of Materials Research*[J], 2019, 34(18): 3082
- [12] Vajpai S K, Sharma B, Ota M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 736: 323
- [13] Morita Tatsuro, Takahashi Wataru, Kawasaki Kazuhira et al. *J Jpn Inst Metals*[J], 2006, 70: 797
- [14] Chen Fuwen(陈福文), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Zhou Kechao(周科朝). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2015, 44(7): 1719
- [15] Ma Yan(马 琰). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Inner Mongolia: Inner Mongolia University of Technology, 2019
- [16] Hu Guangshan(胡光山). *Dissertation for Master(硕士论文)*[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2012
- [17] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 145: 104
- [18] Wang Guangrong(王光荣), Gao Qi(高 顾), Liu Jixiong(刘 继雄) et al. *Materials Reports(材料导报)*[J], 2017, 31(3): 44
- [19] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Qingru(王庆如). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2002, 38(z1): 414
- [20] Pan Meiling(潘美玲), Ma Yan(马 琰), Liu Fei(刘 飞) et al. *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2020, 27(2): 108
- [21] Atkinson H V. *Acta Metallurgica*[J], 1988, 36(3): 469
- [22] Song H Y, Liu H T, Wang Y P et al. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*[J], 2017, 426: 32
- [23] He Feng(贺 峰), Yang Shuangping(杨双平), Cao Jimin(曹 继敏) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2021, 31(1): 42
- [24] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V et al.

- Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 457(1-2): 296
- [25] Anis A L, Talari M K, Babu N K et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 749: 320
- [26] Petch N J. *Journal of the Iron and Steel Institute*[J], 1953, 174: 25
- [27] Markovsky P E, Bondarchuk V I, Matviychuk Y V et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(5): 1365
- [28] Cai M H, Lee C Y, Lee Y K. *Scripta Materialia*[J], 2012, 66(8): 606
- [29] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731: 465
- [30] Sadeghpour S, Abbasi S M, Morakabati M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 650: 22
- [31] Klimenko D N, Yurchenko N Y, Stepanov N D et al. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 38: 1535
- [32] Alatalo M, Weinert M, Watson R E. *Physical Review B*[J], 1998, 57(4): R2009
- [33] Maity S, Sanyal S, Chakraborty S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 777: 397
- [34] Stein F, Palm M, Sauthoff G. *Intermetallics*[J], 2004, 12(7-9): 713
- [35] Mora L, Quesne C, Penelle R. *Journal of Materials Research*[J], 1996, 11(1): 89
- [36] Terlinde G T, Duerig T W, Williams J C. *Metallurgical Transactions A*[J], 1983, 14(10): 2101
- [37] Zou Lina(邹丽娜), Ye Wenjun(叶文君), Fu Yanyan(付艳艳) et al. *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2019, 43(4): 343
- [38] Wu Chuan, Zhan Mei. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(5): 997
- [39] Foltz J W, Welk B, Collins P C et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(3): 645
- [40] Lu Siyao(卢思瑶), Ma Fengcang(马凤仓), Liu Ping(刘平) et al. *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2018, 42(4): 379
- [41] Pan Hao(潘浩), Mao Xiaonan(毛小南), Huang Chaowen (黄朝文) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(1): 103

Effect of Cold Rolling and Heat Treatment on Microstructure and Properties of Metastable β Titanium Alloy

Wang Yanjing, Yuan Chenhang, Xu Zaidong, Xu Rongzheng, Ma Huanchen, Zhang Wendong
(Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: The effects of single cold rolling annealing, triple cold rolling annealing and subsequent aging on the microstructure and mechanical properties of self-designed metastable β titanium alloy Ti-7.46V-5Mo-3.13Cr-1Zr-3Al were investigated by optical microscope (OM), X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM) and room temperature tensile tests. The results show that compared with single cold rolling annealing, the grain size of the alloy after triple cold rolling annealing is finer, the strength and plasticity are improved, the yield strength reaches 815 MPa and the elongation is 27%. After single cold rolling annealing and aging treatment, the fine and dispersed secondary α phase is precipitated, the yield strength of the alloy reaches 1280 MPa, and the yield strength increases at first and then decreases with the increase of aging time, showing higher strength and lower elongation. However, the strength of the sample after triple cold rolling annealing and aging is slightly lower, but the plasticity is significantly improved, and it has a better match between strength and plasticity. Based on the comprehensive comparison of the experimental results, it can be determined that the alloy can achieve a good match of strength and plasticity after triple cold rolling annealing at 800 °C/20 min and aging at 500 °C/10 h, the tensile strength is 1380 MPa and the elongation is 10.8%.

Key words: metastable β titanium alloy; cold rolled annealing; aging treatment; mechanical properties

Corresponding author: Wang Yanjing, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: wangyj2006@163.com