

热处理工艺对 Ti62421s 高温钛合金组织与力学性能的影响

王志辉, 夏长清, 彭小敏, 陈志宏, 李学雄

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 研究固溶温度和时效温度对 Ti62421s 高温钛合金显微组织、相成分和常温拉伸性能的影响。结果表明: 在两相区进行固溶处理时, 随着固溶温度的升高, 合金组织中的 α 相减少, β 转变组织(β_t)增多, 当固溶温度进入 β 相区后为篮网状 β 转变组织; 随着时效温度的升高, α 相长大; 随着固溶温度和时效温度的升高, β 转变组织中只有 Al 含量升高, 其他合金元素的含量都下降; 随着固溶温度的升高, 强度和断面收缩率先升高后迅速降低, 伸长率逐渐下降; 经(980 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)热处理后, 合金可以获得较好的综合性能, 抗拉强度达 1 077.04 MPa, 伸长率达 13.6%, 断面收缩率为 26.02%。

关键词: 钛合金; Ti62421s; 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti62421s high temperature titanium alloy

WANG Zhi-hui, XIA Chang-qing, PENG Xiao-min, CHEN Zhi-hong, LI Xue-xiong

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of solution temperature and aging temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti62421s high temperature titanium alloy were studied. The results show that, the content of primary α -phase decreases and the content of transformed β phase increases with increasing solution temperature when the alloy is treated in $\alpha+\beta$ field, only weave transformed β -phase exists when the alloy is treated in β field. With the aging temperature increasing, primary α -phase size grows up. With increasing solution temperature and aging temperature, only the content of aluminum increases in the transformed β -phase, where as the contents of other alloying elements decrease. With the solution temperature rising, and the strength and area reduction rate increase firstly and then decrease rapidly, the elongation decreases. The heat treatment of (980 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC) for this alloy is preferable for optimum mechanical properties, and the tensile strength, elongation and area reduction rate of the alloy are 1 077.04 MPa, 13.6%, 26.02%, respectively.

Key words: titanium alloy; Ti62421s; heat treatment; microstructure; mechanical properties

钛及钛合金具有密度小、强度高、耐高温、耐低温、耐腐蚀、非磁性、线膨胀系数小等优点, 尤其是其超高的比强度, 因此钛及钛合金被广泛应用于航空、航天、兵器等部门。新的钛合金研究是朝着提高强度和耐损伤容限(高断裂韧性和抗疲劳裂纹生长速率)方向发展, 要求高温钛合金具有良好的室温强度和高温强度, 同时应有良好的热强性能(高温抗蠕变和抗持久

强度)。

国内外的主要高温钛合金都是在 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系近 α 钛合金基础上研究发展的。当温度高于 600 °C 时, 高温钛合金的蠕变抗力以及高温抗氧化性能均急剧下降, 故其使用温度没有超过 600 °C^[1-5]。近年来各国都在开展突破 600 °C 工作温度的高温钛合金研究, 在传统的 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系中添加 Nb、Nd 或

Ta 等元素, 提高合金的高温性能。目前 600 °C 高温钛合金研究对象主要是 Ti60 和 Ti600^[6]。而在国外, 俄罗斯较为成熟的能在 600 °C 使用的高温钛合金主要是 20 世纪 70 年代研制的 BT-18 及其改进型 BT18y, 目前正在研制加入难熔金属 W 元素的 BT36(Ti-6.2Al-2Sn-3.6Zr-0.7Mo-5W-0.15Si); 英国在 1984 年研制出 IMI-834(Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si); 美国 Timet 公司在 1988 年研制出 Ti-1100(Ti-6Al-2.75Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si), 并一直致力于合金性能的改进。为适应航空、航天及兵器等部门的工业发展, 目前各国也在研究开发 Ti-Al 系金属间化合物为基的合金。这类合金具有比钛合金更小的密度、更高的弹性模量和更优良的高温强度、抗蠕变和抗氧化性能^[7]。为了满足我国国防工业对高温钛合金的需求, 宝鸡钛业股份有限公司正在研制一种近 α 型 Ti62421s 钛合金, 通过热处理改善合金组织, 以获得最佳的综合力学性能。在此, 本文作者研究固溶温度和时效温度对该合金组织和性能的影响, 为该合金的实际生产工艺提供参考依据。

1 实验

本实验所用 Ti62421s 钛合金棒材($d82$ mm)由宝鸡钛业股份有限公司提供, 合金的原始组织由原始晶界 α 、晶内 α 和 β_t 组成(见图 1)。采用 3 种方法(计算法、扫描差示量热法(DSC)和连续升温金相法)研究测定出该合金的 $t_{(\alpha+\beta/\beta)}$ 转变温度为 1 000 °C^[8]。根据 $t_{(\alpha+\beta/\beta)}$ 相变温度制定如表 1 所列的热处理工艺。

沿着材料的轴向、采用线切割的方式将拉伸试样先切取成 $d10$ mm $\times$ 70 mm 的圆棒, 然后按照表 1 中所列的热处理工艺进行热处理(每组取 2 个平行样), 将经过不同方案热处理后的试样按照国标加工成 $d5$

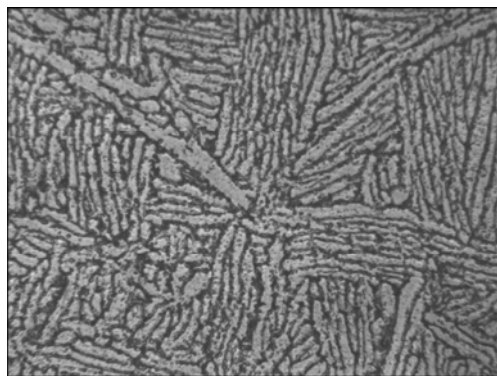


图 1 Ti62421s 合金棒的原始组织

Fig.1 Original microstructure of Ti62421s alloy bar

表 1 Ti62421s 合金热处理工艺

Table 1 Heat treatment of Ti62421s alloy

Sample No.	Heat treatment
0	No treatment
1	(900 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)
2	(900 °C, 1 h, AC)+(600 °C, 8 h, AC)
3	(900 °C, 1 h, AC)+(650 °C, 8 h, AC)
4	(950 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)
5	(950 °C, 1 h, AC)+(600 °C, 8 h, AC)
6	(950 °C, 1 h, AC)+(650 °C, 8 h, AC)
7	(980 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)
8	(980 °C, 1 h, AC)+(600 °C, 8 h, AC)
9	(980 °C, 1 h, AC)+(650 °C, 8 h, AC)
10	(1 000 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)
11	(1 000 °C, 1 h, AC)+(600 °C, 8 h, AC)
12	(1 000 °C, 1 h, AC)+(650 °C, 8 h, AC)
13	(1 030 °C, 1 h, AC)+(550 °C, 8 h, AC)
14	(1 030 °C, 1 h, AC)+(600 °C, 8 h, AC)
15	(1 030 °C, 1 h, AC)+(650 °C, 8 h, AC)

mm 的标准拉伸试样, 然后在 CSS-44100 电子万能试验机上进行拉伸试验, 拉伸速度为 2.000 mm/min, 并测出试样的强度、伸长率(δ)和断面收缩率(ψ)。拉伸后的试样分别在 PLOYVER-MET 光学显微镜下观察合金的显微组织, 在扫描电镜下进行断口形貌分析和透射电镜下进行微观组织观察。

2 结果与分析

2.1 热处理工艺对合金显微组织的影响

经不同热工艺处理后部分合金的显微组织如图 2、3 和 4 所示, 表 2 所列为不同工艺热处理后部分合金中各相的含量。由图 2 可见, 当合金固溶温度在 β 相变点以下时(见图 2(a)~(c)), 其显微组织由白色的原始晶界 α 相、晶内 α 相和晶间残余 β 相(β_t)相组成, 其中晶界 α 粗大。随着固溶温度的升高, α 相含量逐渐减少, 且晶内 α 相尺寸变大。原始晶界 α 相并没有等轴状, 而呈现粗大条状, 这是由于钛合金组织的遗传性较强, 单纯热处理很难将原始的锻态组织变为等轴组织, 而晶内 α 相趋向等轴化^[9-11]。当合金固溶温度分别在 900、950 和 980 °C 时, 其对应的组织中 α 相总含量分别为 87.77%、57.59%和 10.98%, 呈现出明显减少的规律。

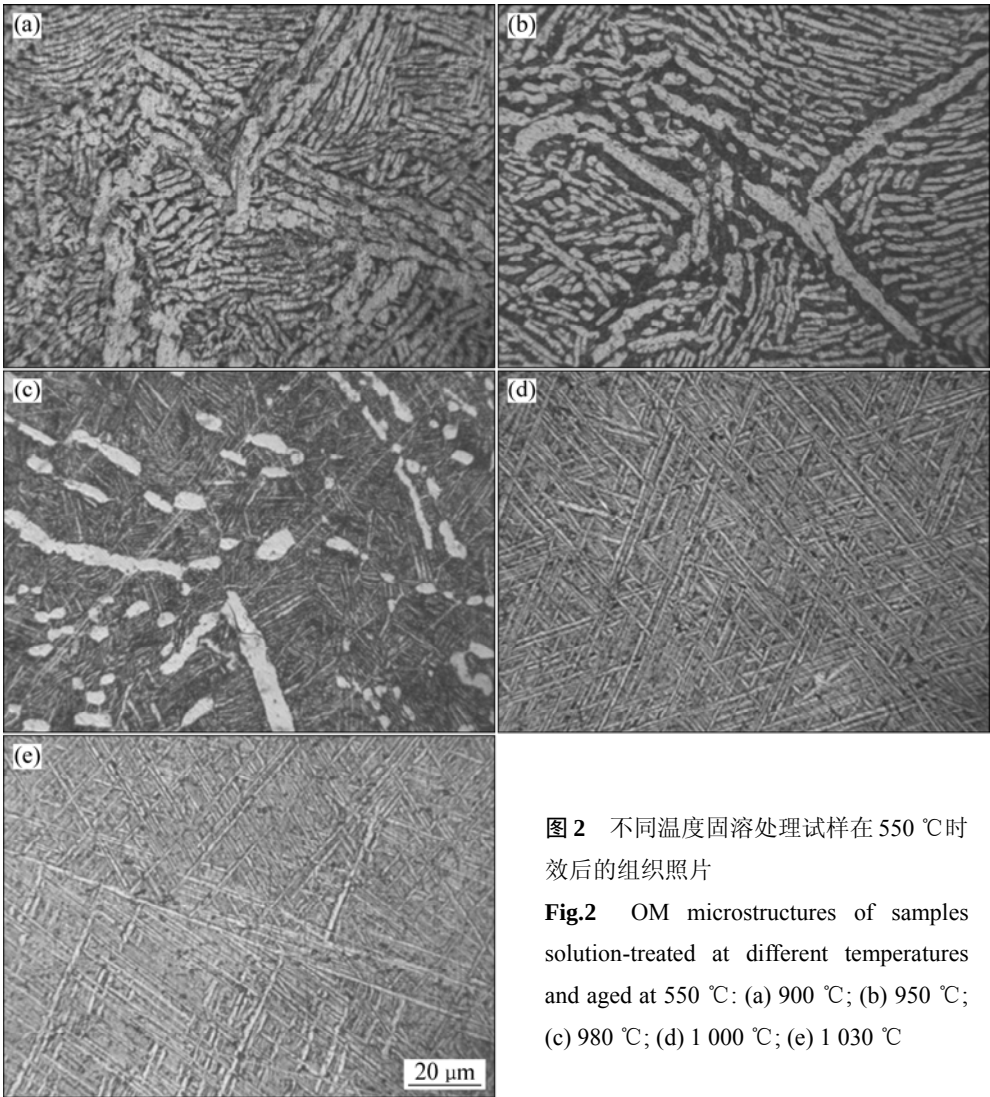


图 2 不同温度固溶处理试样在 550 °C 时效后的组织照片

Fig.2 OM microstructures of samples solution-treated at different temperatures and aged at 550 °C: (a) 900 °C; (b) 950 °C; (c) 980 °C; (d) 1 000 °C; (e) 1 030 °C

表 2 不同工艺热处理后各相的体积分数
Table 2 Volume fraction of phase after different heat treatment processes

Sample No.	Volume fraction/%	
	α	β
1	87.77	12.23
4	57.59	42.41
7	10.98	89.02

当合金在 1 000 °C 及以上温度固溶处理后(见图 2(d)和(e)), 原始粗大的 α 相消失, 细长的针状 α 相在 β 晶界及晶粒内析出, 构成篮网组织^[12]。当固溶温度高于 1 000 °C 时, 合金中 α 相全部转变为 β 相, 由于 β 相向 α 相转变属于扩散型相变, 采用空冷方式, $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变来不及进行, 而在其后的时效过程中, 则从 β 相中交错析出针状 α 相, 形成钛合金的篮网状组织。

从图 2 中可以看出: 当固溶温度为 900 和 950 °C 时, β 相中几乎很难发现次生的 α 相; 而在固溶温度为 980 °C 时, 却有明显的篮网状组织出现。根据扩散系数阿累尼乌斯(Arrhenius)方程:

$$D=D_0\exp[-Q/(RT)]$$

(1)

式中: D 为扩散系数; Q 为扩散激活能; D_0 为扩散常数。温度 T 越高, 原子扩散越快^[13]。随着固溶温度的升高, 原始组织中的 α 相发生溶解, 原来固溶在 α 相中的 Al 元素开始通过扩散进入 β 相中, 固溶温度越高则扩散越快, 进入 β 相中的 Al 元素越多。而在固溶后空冷的过程中 Al 元素来不及扩散, 保留在 β 相中。在随后的时效过程中, 虽然时效温度较低, 但 Al 元素却通过短程扩散发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变, 从而时效析出针状的次生 α 相。

为了进一步证实与探讨上述现象, 实验中对不同

热处理工艺处理后的试样中各相进行能谱成分分析(EDX), 具体结果见图 3 和表 3 所示。表 3 中的能谱分析结果表明, 试样中原始 α 相中的 Al 含量都高于 β 转变组织中的 Al 含量, 而 Nb、Mo 的含量都明显低于 β 转变组织中的 Nb、Mo 含量。比较样品 3 和 9 的能谱分析结果表明, 随着固溶温度的升高, 合金原始 α 相中只有 Al 含量随着固溶温度的升高而增大, Nb、

Mo 和 Zr 元素的含量都随着固溶温度的升高而减少, 这说明原始 α 相中的 Al 元素发生向 β 相中的扩散, 促进 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变, 与之前阐述的观点一致。而在 β 转变组织中, 也只有 Al 含量随着固溶温度的升高而升高, Nb、Mo、Zr 元素的含量都呈下降趋势。这主要是由于两方面原因的共同作用: 一方面, 随着固溶温度的升高, $\alpha \rightarrow \beta$ 转变更容易, β 稳定元素如 Nb、Mo 含量

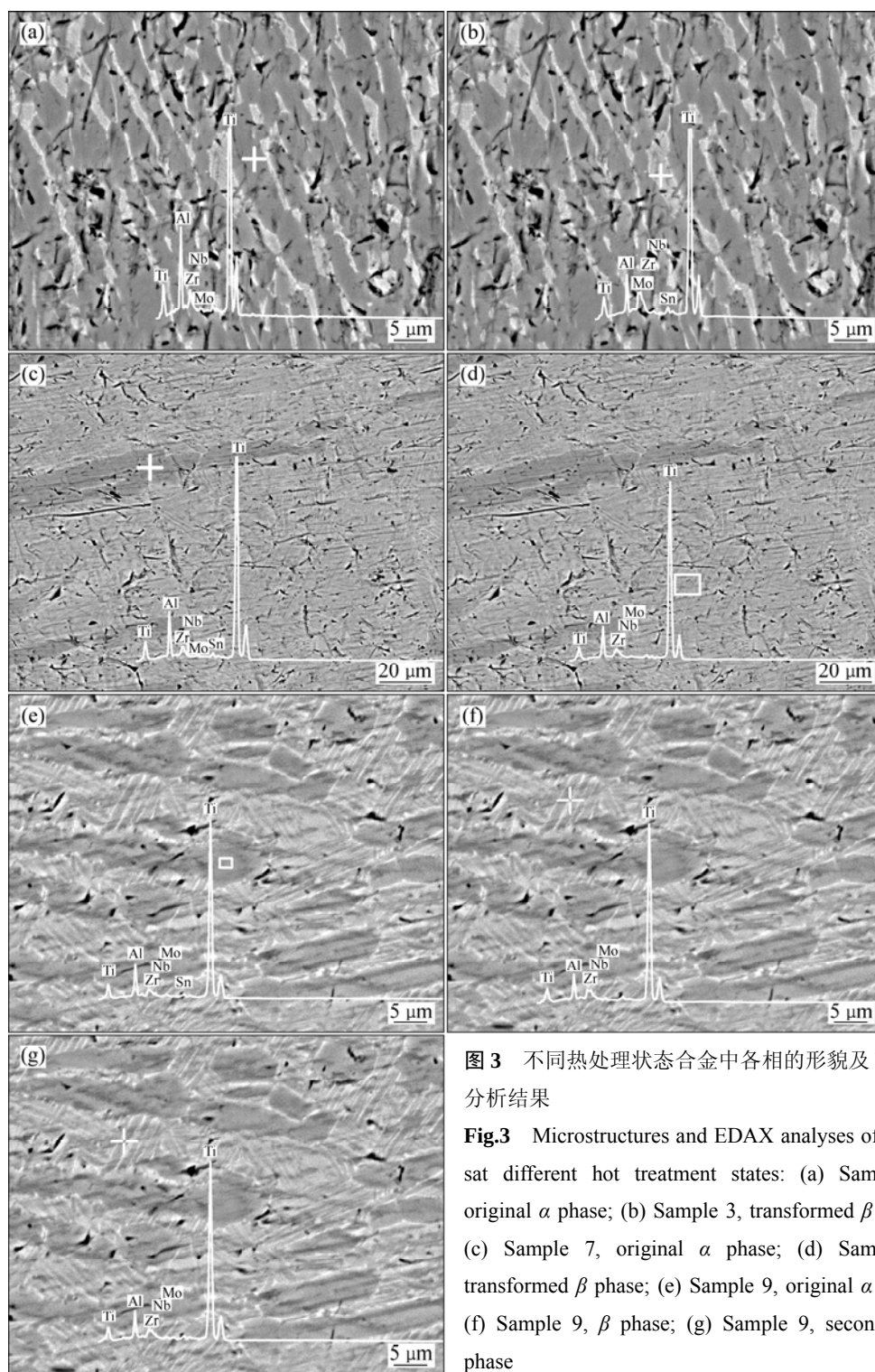


图 3 不同热处理状态合金中各相的形貌及 EDAX 分析结果

Fig.3 Microstructures and EDAX analyses of phase sat different hot treatment states: (a) Sample 3, original α phase; (b) Sample 3, transformed β phase; (c) Sample 7, original α phase; (d) Sample 7, transformed β phase; (e) Sample 9, original α phase; (f) Sample 9, β phase; (g) Sample 9, secondary α phase

表 3 不同热处理状态各相元素的摩尔分数

Table 3 Mole fractions of elements in phases at different hot treatment states

Sample No.	Phase	Mole fraction/%					
		Al	Zr	Nb	Mo	Sn	Ti
3	Original α phase	15.10	2.47	0.99	0.36	1.08	80.02
	β_t	11.21	3.50	2.35	1.43	1.09	80.42
7	Original α phase	15.26	1.80	0.61	0.07	0.88	81.38
	β_t	13.40	2.53	1.21	0.56	1.03	81.28
9	Original α phase	15.72	2.21	0.85	0.32	0.88	80.02
	α	14.06	2.57	1.46	0.56		81.33
	β_t	13.05	3.16	1.79	0.92		81.09

降低,而 α 稳定元素(Al)较多的区域也发生 $\alpha\rightarrow\beta$ 转变,这样必然导致 β 相中 α 稳定元素(Al)含量的增加,同时发生该区域的 α 稳定元素向还未发生转变的 α 相中的扩散,进一步增加Al的含量;另一方面,原始 α 相向 β 相的转变优先发生于Nb、Mo元素含量较高的区域,随着原始 α 相向 β 相的转变的进行, β 相内必然会发生Nb、Mo元素从高浓度区域向较低浓度区域扩散,最终导致 β 相中的Nb、Mo、Zr元素含量下降。在同一固溶温度下、不同时效温度下成分出现相同的变化规律(见表3中试样7与试样9的EDAX分析结果)。

合金在950℃进行固溶处理后的照片如图2(b)和图4所示,原始晶界 α 相和晶内 α 相都随着时效温度

的升高而长大,晶内 α 相片间距增大(见如图4(a))。当时效温度达到650℃时,晶界 α 相和晶内 α 相没有继续长大,而是发生溶解, α 相有所细化(见如图4(b));当固溶温度为980℃时,在 β 转变组织中能够明显地观察到针状的次生 α 相(见图2(c)),而且,随着时效温度的升高,次生 α 相有长大的趋势,如图5所示。

2.2 热处理工艺对合金性能的影响

2.2.1 热处理工艺对合金强度的影响

将Ti62421s钛合金在900~1030℃范围内进行固溶处理后,在550~650℃范围内进行时效处理,固溶温度和时效温度与强度的关系如图6(a)所示。从图6(a)

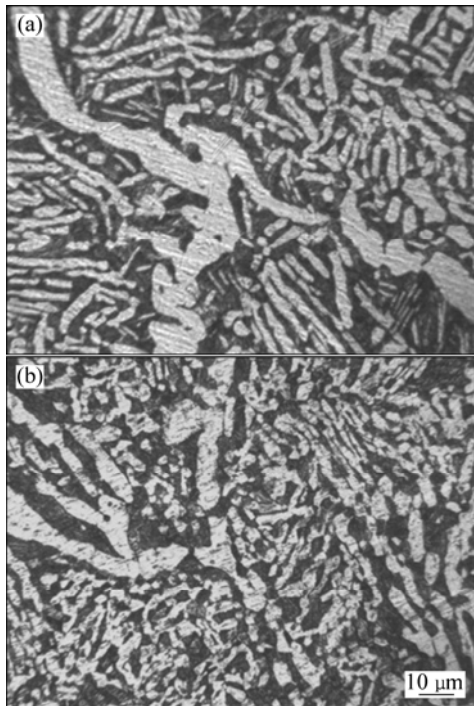


图4 试样经950℃固溶处理再在不同温度时效处理后的组织照片

Fig.4 OM microstructures of sample solution-treated at 950℃ and then aged at different temperatures: (a) 600℃; (b) 650℃

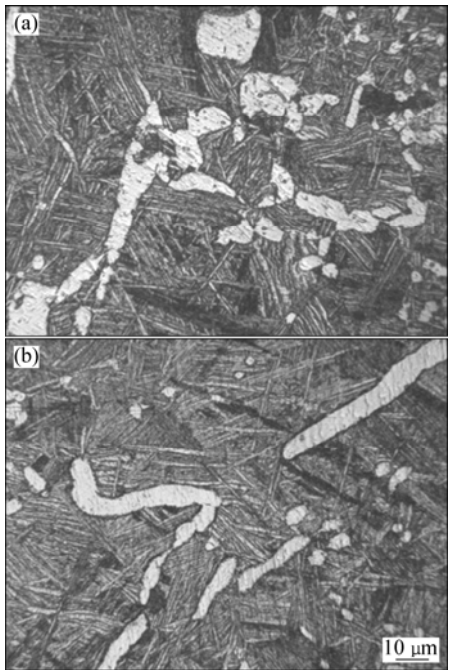


图5 试样经980℃固溶处理再在不同温度时效处理后的组织照片

Fig.5 OM microstructures of sample solution-treated at 980℃ and then aged at different temperatures: (a) 600℃; (b) 650℃

可以看出,不同固溶温度固溶处理的试样在550℃或650℃时效处理后,试样的抗拉强度随着固溶温度的升高而逐渐增强^[14],当固溶温度为980℃时达到极大值,然后随着固溶温度的升高,抗拉强度迅速下降。而不同固溶温度固溶处理的试样在600℃时效处理后,固溶温度为980℃的试样的抗拉强度较高。

图6(b)所示为合金试样经过不同固溶温度处理后时效温度与抗拉强度的关系。从图6(b)可以看出,Ti62421s钛合金在900、950、1000和1030℃固溶处理后,随着时效温度的升高,其强度都先增大后减小。SINGH等^[15]认为这是 α 片层的粗化造成的,这与本研究中的组织变化特征相符合。而当合金试样在980℃固溶处理后,随着时效温度的升高,合金的强度先下降后升高。对于这点,结合图2(c)可以看出,当时效温度为550℃时,合金组织由原始晶界 α 相、晶内均匀分布的 α 相和晶间 β_1 相组成,晶内均匀分布的 α 相具有强化作用,提高了材料的强度^[16]。当时效温度为600℃时,晶界和晶内的 α 相发生聚集长大。晶界 α 相的粗大化更容易引起应力集中,导致裂纹萌生以致造成断裂,降低合金强度,而且晶内 α 相的数量减少

与体积长大进一步削弱了 α 相的强化作用,所以在600℃时效处理后其抗拉强度明显下降。而当合金在650℃时效时晶界 α 相和晶内 α 相都发生溶解,减小应力集中带来的裂纹萌生,导致合金抗拉强度提高。

2.2.2 热处理工艺对合金塑性的影响

图7所示为合金热处理工艺与合金伸长率的关系。从图7(a)可以看出,合金伸长率在900~950℃范围内下降缓慢,但之后随着固溶温度的升高,伸长率快速下降。这主要是由于合金组织中粗大的 α 相对变形过程的阻碍作用所致。在拉伸变形过程中,当位错滑移到 α 相相界时,发生位错塞集,该区域合金强度升高,变形转向其他易变形区域,最终导致材料发生整体变形。随着固溶温度的升高,晶内 α 相越来越少, α 相的阻碍作用减弱,合金伸长率下降。随着固溶温度的进一步升高,合金组织中出现篮网状的 β_1 相,位错容易在 β_1 中的次生 α 相处塞集,但由于次生 α 相尺寸小而受到的应力较大,容易造成穿晶断裂^[17]。

图8所示为试样7拉伸变形区域沿轴向取样的

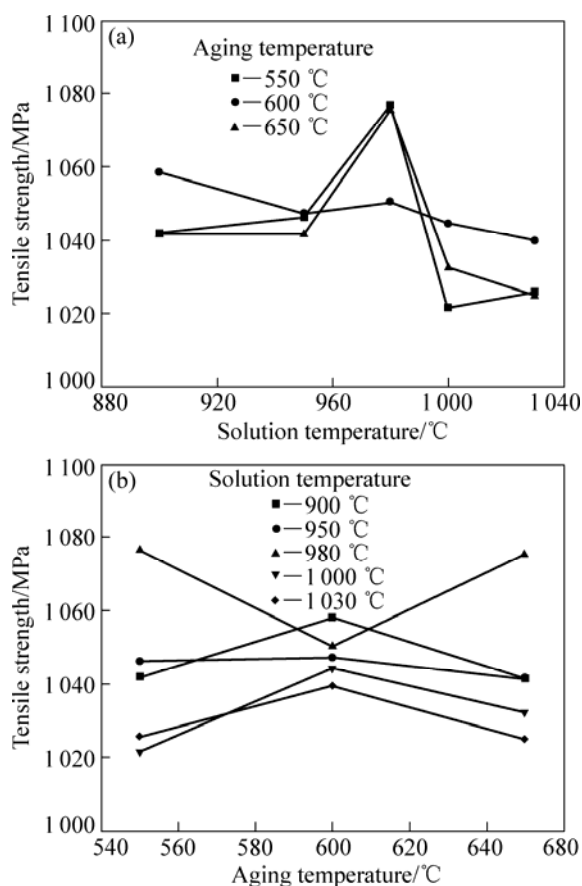


图6 固溶温度、时效温度与抗拉强度的关系

Fig.6 Relationships among solution temperature, aging temperature and tensile strength

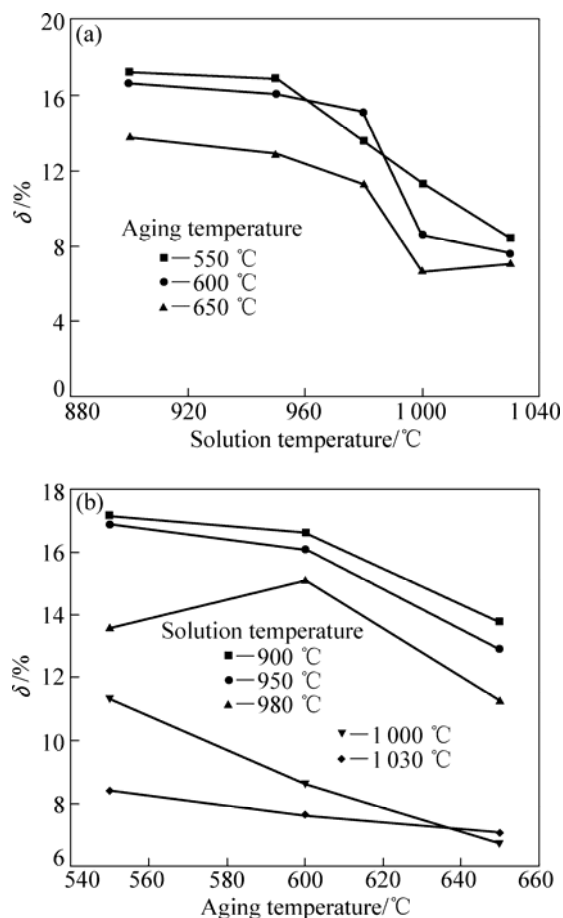


图7 热处理工艺与合金伸长率的关系

Fig.7 Relationship between heat treatment and elongation of alloys

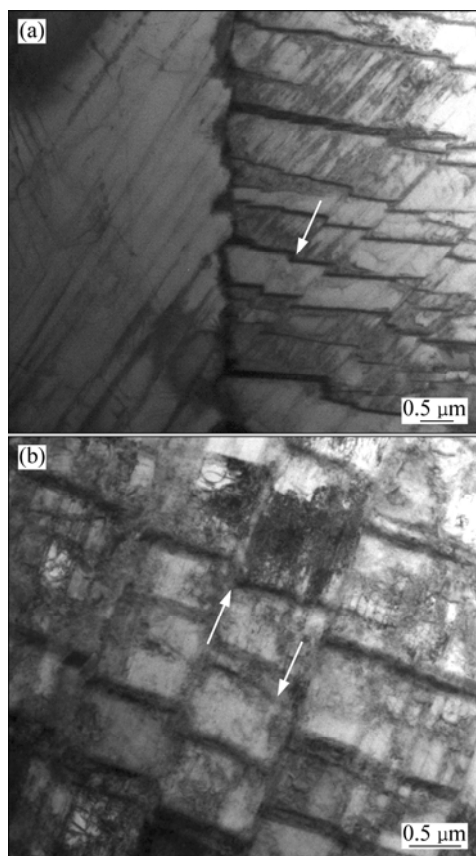


图8 试样7拉伸变形区的TEM像

Fig.8 TEM images of tensile deformation zone in sample 7

TEM像,图中箭头所指方向为应力方向。图8(a)中右半部分为板条状的 β_t 相,在受到外界应力时,板条状的 β_t 相发生剪切塑性变形,但与原始 α 相接触的一端由于晶界阻碍作用而未发生形变^[18];图8(b)所示为外界应力造成板条状 β_t 相发生的穿晶断裂,次生 α 相晶粒阻挡外界抗力作用有限,阻碍位错运动的能力减弱,位错塞集的强化作用减弱,整体变形程度降低,伸长率继续下降。

当固溶温度为900、950、1000和1030℃时,随着时效温度的增加伸长率逐渐下降。在时效过程中,随着时效温度的升高次生 α 相逐渐长大,位错难以进行,材料变形难度增加,导致其伸长率下降。而在980℃固溶处理后,随着时效温度的升高,合金的伸长率先上升后下降。合金经600℃时效处理后,晶界 α 相长大,合金变形程度增大,提高了材料的伸长率。在650℃时效处理时,合金中晶界和晶界的 α 相都发生溶解,伸长率下降。

图9所示为合金热处理工艺与断面收缩率的关系。从图9可以看出,断面收缩率随着固溶温度的升高而缓慢升高,当固溶温度为950℃时断面收缩率达

到最大值。当固溶温度从950℃继续升高时,等轴 α 相减少, $\alpha+\beta$ 的混合相增多,导致断面收缩率降低。图9表明,随着时效温度的升高,断面收缩率降低。

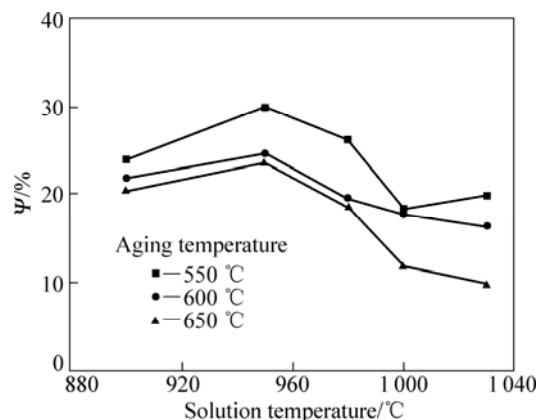


图9 热处理工艺对合金断面收缩率的影响

Fig.9 Effect of heat treatment on area reduction rate of alloys

2.3 拉伸断口形貌分析

图10所示为Ti62421s钛合金试样拉伸断口的扫描电镜照片。拉伸断口以扫描电镜照片表明,在 $\alpha+\beta$ 两相区固溶处理后的试样4、6和7的纤维区占绝大部分,并且上面有很多空洞,断面也不平整,在周围有不连续的很窄剪切唇,试样有一定的颈缩变形,基本属延性断裂;微观断口上分布有较多的韧窝。总的来说在两相区固溶处理后的试样都属于韧窝断裂^[19-20]。试样15的拉伸断口有平台,说明此试样为韧性与脆性断裂的混合断裂,断口韧窝由深到浅。在试样4的拉伸断口中卵形韧窝较多、较深,且撕裂棱明显,由此可推断合金4具有较好的塑性。相比之下,在试样7的拉伸断口中也存在明显的韧窝和撕裂棱,但与试样4相比,其韧窝较小且较浅,因此可以推测试样7的塑性应该不如试样4的。比较图10(b)和(d)也可以看出,试样在950℃固溶处理后,随着时效温度的升高,试样6的韧窝明显减少且变小,其塑性下降。

3 结论

1) 当合金在900~1030℃温度范围内进行固溶处理时,随着固溶温度的升高,其组织中 α 相含量减少,而 β_t 相、次生 α 相含量不断增多;当固溶温度为980℃时,合金组织为 α +篮网状 β_t ;在两相区内进行固溶处理时,随着时效温度的升高, α 相尺寸先长大,然后溶解逐渐减小。

2) 当合金在900~1030℃温度范围内进行固溶处

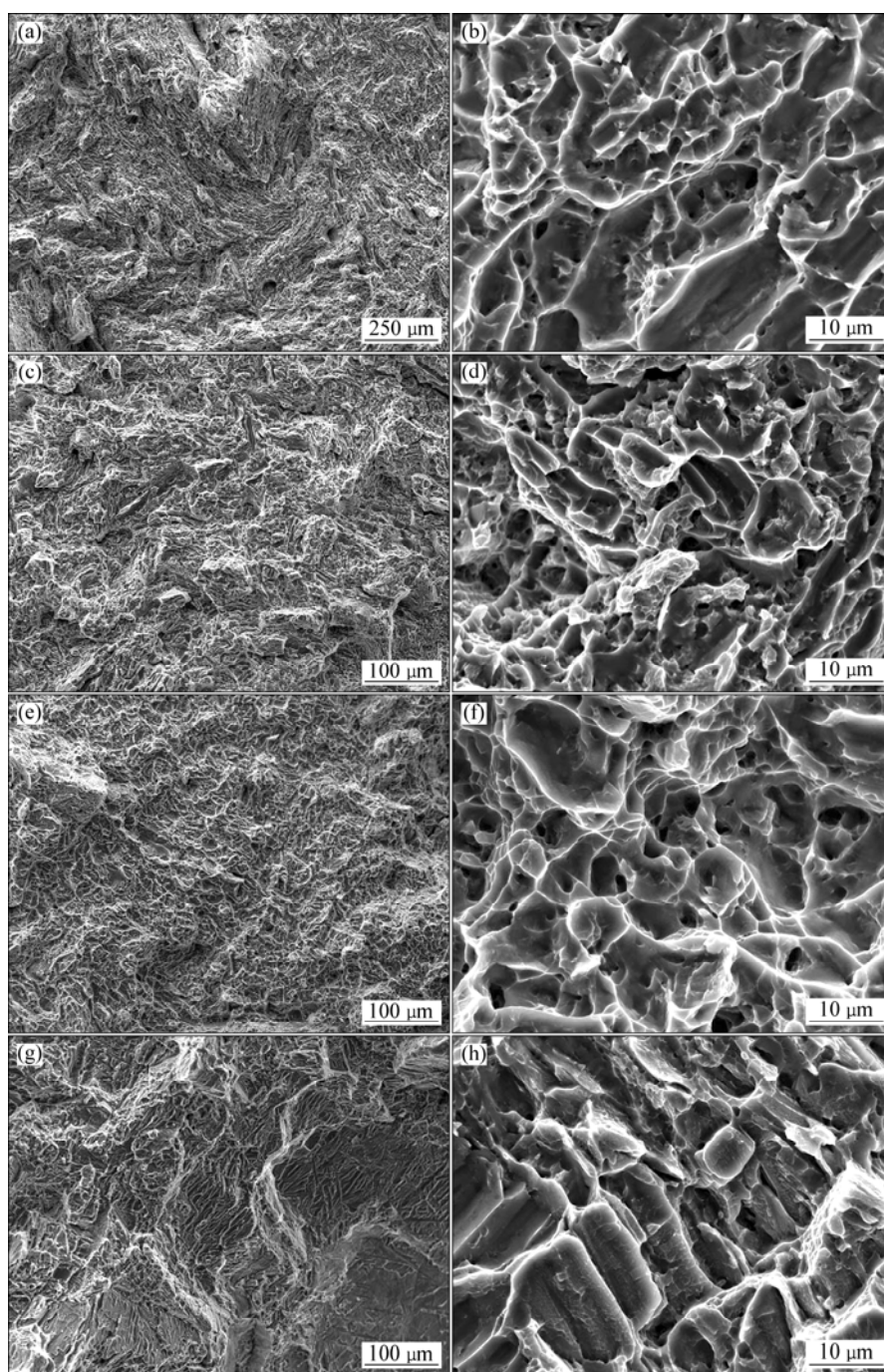


图 10 试样的常温拉伸断口 SEM 像

Fig.10 SEM images of tensile fracture surface of sample at room temperature: (a), (b) Sample 4; (c), (d) Sample 6; (e), (f) Sample 7; (g), (h) Sample 15

理时,随着固溶温度的升高,抗拉强度提高,在 980 °C 时达到一个极大值,然后强度明显下降;伸长率随着固溶温度的升高逐渐下降;断面收缩率随固溶温度的升高先增加后下降。随着时效温度的增加,伸长率和断面收缩率都下降。

3) 当合金在两相区内进行固溶处理后,合金 α 相中 Al 含量随着固溶温度、时效温度的升高而增大,Nb、Mo 和 Zr 元素的含量都随着固溶温度的升高而减少。

4) 合金在两相区内进行固溶处理后的拉伸断口为延性断裂,合金具有良好的塑性。随着时效温度的升高,合金的塑性下降。

5) 采取固溶温度 980 °C,固溶时间 1 h,时效温度 550 °C,时效时间 8 h 的热处理制度,Ti62421s 钛合金可以得到最优的强塑性组合,其抗拉强度为 1 077.04 MPa,伸长率为 13.6%,断面收缩率为 26.02%。

REFERENCES

- [1] 萧今声, 许国栋. 提高高温钛合金性能的途径[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(4): 97-105.
XIAO Jin-sheng, XU Guo-dong. Several ways to improve mechanical properties of high-temperature Ti-based alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1997, 7(4): 97-105.
- [2] 赵永庆. 高温钛合金研究[J]. 钛工业进展, 2001(1): 33-39.
ZHAO Yong-qing. Research of high-temperature Ti-based alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2001(1): 33-39.
- [3] 徐国栋, 王凤娥. 高温钛合金的发展与应用[J]. 稀有金属, 2008, 32(6): 774-780.
XU Guo-dong, WANG Feng-e. Development and application on high-temperature Ti-based alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(6): 774-780.
- [4] 赵永庆, 辛社伟, 吴欢, 杨海瑛, 李倩. 热处理对 Ti40 阻燃钛合金热稳定性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(4): 660-664.
ZHAO Yong-qing, XIN She-wei, WU Huan, YANG Hai-ying, LI Qian. Effect of heat treatment on thermal stability of Ti40 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(4): 660-664.
- [5] 蔡建明, 李臻熙, 马济民, 黄旭, 曹春晓. 航空发动机用 600 °C 高温钛合金的研究与发展[J]. 材料导报, 2005, 19(1): 50-53.
CAI Jiang-min, LI Zhen-xi, MA Ji-min, HUANG Xu, CAO Chun-xiao. Research and development of 600 °C high temperature titanium alloys for aeroengine[J]. Materials Review, 2005, 19(1): 50-53.
- [6] 赵永庆. 国内外钛合金研究的发展现状及趋势[J]. 中国材料进展, 2010, 29(5): 1-8.
ZHAO Yong-qing. Current situation and development trend of titanium alloys[J]. Materials China, 2010, 29(5): 1-8.
- [7] 黄张洪, 谢英杰, 吕利强, 高文柱. 耐热钛合金概述[J]. 材料热处理技术, 2010, 39(12): 4-8.
HUANG Zhang-hong, XIE Ying-jie, LÜ Li-qiang, GAO Wen-zhu. Summary of characteristics of heat-resistant titanium alloys[J]. Hot Working Technology, 2010, 39(12): 4-8.
- [8] 王志辉, 夏长清, 李学雄, 王韦琪, 马鸿海. Ti62421s 钛合金 $T_{(\alpha+\beta)/\beta}$ 相变温度的测定与分析[J]. 稀有金属, 2010, 34(5): 663-667.
WANG Zhi-hui, XIA Chang-qing, LI Xue-xiong, WANG Wei-qi, MA Hong-hai. Analysis and determination on transformation point of Ti62421s titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2010, 34(5): 663-667.
- [9] 费玉环, 周廉, 曲恒磊, 赵永庆, 冯亮. 两相区热处理对 TC21 钛合金显微结构的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(11): 1928-1932.
FEI Yu-huan, ZHOU Lian, QU Heng-lei, ZHAO Yong-qing, FENG Liang. Effects of heat-treatments on microstructures of TC21 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(11): 1928-1932.
- [10] 王耀宁, 马红周, 郭志军, 赵西城. 热处理对 BT-20 钛合金组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2007, 36(12): 52-54.
WANG Yao-ning, MA Hong-zhou, GUO Zhi-jun, ZHAO Xi-cheng. Effects of heat treatment on microstructure and properties of BT-20 alloy[J]. Materials & Heat Treatment, 2007, 36(12): 52-54.
- [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, 24: 1273-1280.
- [12] MARTIN P L. Effects of hot working on the microstructure of Ti-base alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 243: 25-31.
- [13] 胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 第二版. 上海: 上海交通大学出版社, 2006: 147-149.
HU Geng-xiang, CAI Xun, RONG Yong-hua. Fundamentals of materials science[M]. 2nd ed. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2006: 147-149.
- [14] 孟笑影, 庞克昌, 殷俊林. 热处理工艺对 TC18 钛合金组织和性能的影响[J]. 热处理, 2006, 21(1): 36-43.
MENG Xiao-ying, PANG Ke-chang, YIN Jun-lin. Effect of heat treatment process on structure and property of TC18 titanium alloy[J]. Heat Treatment, 2006, 21(1): 36-43.
- [15] SINGH N, SINGH V. Effect of temperature on tensile properties of near- α alloy timetal 834[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 485: 130-139.
- [16] 付艳艳, 宋月清, 惠松骁, 米绪军, 叶文君. 热处理对 VST55531 钛合金的组织 and 拉伸性能的影响[J]. 稀有金属, 2008, 32(4): 399-403.
FU Yan-yan, SONG Yue-qing, HUI Song-xiao, MI Xu-jun, YE Wen-jun. Influence of heat treatment on microstructure and tensile property of VST55531 alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(4): 399-403.
- [17] MCBAGONLURI F, AKPAN E, MERCER C, SHEN W, SOBOYEJO W O. An investigation of the effects of microstructure on dwell fatigue crack growth in Ti-6242[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 405: 111-134.
- [18] ZENG L, BIELER T R. Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti-6Al-4V wire[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 392: 403-414.
- [19] 脱祥明, 岳耀峰, 彭益群. 热处理对 Ti26242s 合金显微组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2001, 25(4): 316-319.
TUO Xiang-ming, YUE Yao-feng, PENG Yi-qun. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti26242s alloys[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2001, 25(4): 316-319.
- [20] 沙爱学, 李兴无, 王庆如, 鲍如强. 热变形温度对 TC18 钛合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(8): 1168-1172.
SHA Ai-xue, LI Xing-wu, WANG Qing-ru, PAO Ru-qiang. Influence of hot deformation temperature on microstructure and mechanical properties of TC18 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(8): 1168-1172.

(编辑 龙怀中)