

Si 元素对 Ti6246 合金显微组织和力学性能的影响

周涛¹, 朱绍祥², 王清江²

(1. 中国航发沈阳发动机研究所, 辽宁 沈阳 110043)

(2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 为了提高航空发动机整体叶盘用 Ti6246 合金的力学性能, 利用扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 等检测和分析技术, 研究了 Si 元素对 Ti6246 合金力学性能及硅化物析出的影响, 并结合 JMatpro 软件分析了硅化物的成分、结构及析出机制。结果表明, Si 元素含量从 0% 增加到 0.1% (质量分数, 下同) 时, Ti6246 合金 455 °C 的残余蠕变下降较为明显; Si 元素含量为 0.2% 时, Ti6246 合金中有硅化物析出, 室温塑性出现波动, 残余蠕变与 0.1% 合金相比变化不大; Si 元素含量为 3.0% 时, Ti6246 合金拉伸强度高、塑性较差, 与 Si 元素含量不大于 0.2% 的合金相比, 残余蠕变略有上升, 组织中出现粗大的 (Ti, Zr)₆Si₃ (S₂ 型) 硅化物。含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金中, 硅化物在凝固过程中由液相析出, α_p 相与 β 相中无析出。TEM 分析结果显示, 硅化物与基体具有非共格的取向关系: $(\bar{2}201) S_2 \sim (\bar{1}011)\alpha$; $(\bar{1}\bar{1}20) S_2 // (14\bar{5}6)\alpha$ 。Zr、Si 原子间更大的结合力促进了硅化物的析出, 但由于液相中大量析出 (Ti, Zr)₆Si₃ 硅化物, 造成固相基体中 Zr 元素严重匮乏, 因此在后续的时效过程中无二次硅化物析出。粗大的 S₂ 型硅化物对晶界和 α/β 相界的强化效果不明显, 故含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金蠕变性能未得到提高。

关键词: 高温钛合金; 结构分析; Ti6246 合金; 硅化物; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2024)05-001-08

Effect of Si Element on Microstructure and Mechanical Properties of Ti6246 Alloy

Zhou Tao¹, Zhu Shaoxiang², Wang Qingjiang²

(1. Air China Shenyang Engine Research Institute, Shenyang 110043, China)

(2. Shi Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: In order to improve the mechanical properties of the Ti6246 alloy used in aero-engine blade integrated disk, the influence of Si element on the mechanical properties and silicides precipitation of Ti6246 alloy was studied by SEM and TEM. The composition, structure, and precipitation mechanism of silicides were analyzed by JMatpro software. The results show that the residual creep at 455 °C decreases noticeably as the content of Si element increases from 0% to 0.1% (mass fraction, the same below) in Ti6246 alloy. When the content of Si element is 0.2%, there are silicides precipitated in Ti6246 alloy, the plasticity fluctuated at room temperature and the residual creep is little changed compared with the 0.1% alloy. When the content of Si element is 3.0%, the tensile strength of Ti6246 alloy is high, but its plasticity is poor. The residual creep is slightly increases which compared with the alloy containing less than 0.2% Si element, the coarse (Ti, Zr)₆Si₃ (S₂ type) silicide appears in the structure. The silicides are precipitated from the liquid phase during the solidification process, rather than from the α_p phase and β phase in the Ti6246 alloy containing 3.0% Si element. TEM analysis indicates an incoherent orientation relation between silicides and matrix: $(\bar{2}201) S_2 \sim (\bar{1}011)\alpha$; $(\bar{1}\bar{1}20) S_2 // (14\bar{5}6)\alpha$. The greater bonding between Zr and Si atoms promote the precipitation of silicides. Due to the large amount of (Ti, Zr)₆Si₃ silicide precipitated in the liquid phase, the Zr element in the solid phase matrix is seriously deficient, so no secondary silicides precipitated in the subsequent aging process. The coarse

S₂ type silicide has no obvious strengthening effect on grain boundary and α/β phase boundary. Therefore, the creep property of the Ti6246 alloy containing 3.0% Si

收稿日期: 2024-08-27

通信作者: 朱绍祥 (1983—), 男, 正高级工程师。

element is not improved.

Key words: high temperature titanium alloy; structural analysis; Ti6246 alloy; silicide; mechanical properties

Ti6246 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo) 是一种 $\alpha+\beta$ 型高温钛合金, 因其具有高的屈服强度和比强度, 已成功应用于一些大型商用飞机发动机的风扇盘或低压压气机部件^[1]。Ti6246 合金的合金化程度高达 18%, 通过固溶后快速冷却到室温保留亚稳 β 相, 并在后续时效过程中析出大量 α 相来获得较高的强度^[1-2]。与近 α 型高温钛合金相比, Ti6246 合金具有更高的室温强度和塑性, 但耐高温性能 (如蠕变、持久性能等) 明显处于劣势, 将其用作飞机发动机风扇盘或低压压气机部件的使用温度不超过 300 °C^[1]。随着航空发动机推重比的持续提高, 对高温高强钛合金的需求越来越强烈。因此, 在保持优异室温性能的基础上, 提升 Ti6246 合金的耐高温性能对于发掘其使用潜能至关重要。

第一原理计算结果认为, 钛合金中固溶态的 Si 元素与位错相互吸引, 与可动位错形成较大的溶质-空位气团, 对位错运动起到拖拽作用, 可降低高温下位错的可动性, 限制交滑移产生, 从而提高材料的蠕变抗力^[3]。因此, Si 元素的强化作用可作为提升 Ti6246 合金使用温度的一种途径。当 Si 元素含量超过固溶度时会析出硅化物, 对发动机用高温钛合金的蠕变、持久性能产生影响^[4]。硅化物通过强化 α/β 片层界面和阻碍基体位错运动来提高蠕变性能^[5-7], 但硅化物的大量析出和大颗粒硅化物的存在, 却使高温钛合金的持久性能下降^[7], 这主要是由于大颗粒硅化物与位错相遇时发生位错塞积, 导致硅化物破裂或与基体脱粘, 在材料内部过早产生空洞, 这些显微空洞相互连接, 导致样品提前断裂。硅化物的强化作用与硅化物的析出、长大过程以及分布状态密切相关。

Si 作为 β 稳定元素, 在 α 相中的固溶度相对较低, 引起的晶格畸变大, 对近 α 型钛合金塑性降低作用明显。但对于 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 大量的 β 相有利于 Si 元素在基体中溶解。因此, 在含有较多 β 相的 Ti6246 合金中加入大量的 Si 元素, 能够强化基体, 从而提高其高温性能。据文献[8]报道, Si 元素在 860 °C 的 α -Ti 中固溶度为 0.54% (质量分数, 下同), 在共晶温度下的 β 相中固溶度高达 3%。以上信息为 Si 元素对热强钛合金耐高温性能提升的极限含量指出了一条方向。为此, 在 Ti6246 合金中加入不超过 3% 的 Si 元素, 研究其在 α 相和 β 相中的溶解度以及硅化物析出机制, 对于进一步提高热强钛合金的高温性能及新合金的研发十分必要。

目前, 利用 Si 元素提升 Ti6246 合金力学性能的

研究还未见报道, Si 元素在 Ti6246 合金中的分布规律及硅化物的析出机制仍不清楚。因此, 研究了 Si 元素对 Ti6246 合金显微组织和力学性能的影响, 分析硅化物析出机制, 探寻利用 Si 元素提升 Ti6246 合金热强性的极限添加量, 以期为提高钛合金耐高温性能及新合金研制提供参考。

1 实验

实验材料为 Ti6246 合金, 设计 Si 含量分别为 0%、0.1%、0.2%、3.0% (质量分数, 下同)。依据所设计的合金成分, 采用真空自耗电弧炉进行 3 次熔炼, 制备出成分均匀的合金铸锭, 其实测化学成分如表 1 所示。铸锭经多次锻造, 最终制得 $\phi 30$ mm 的精锻棒。

表 1 不同 Si 含量 Ti6246 合金铸锭化学成分 (w%)
Table 1 Chemical composition of Ti6246 alloy ingots with different content of Si element

No.	Al	Sn	Zr	Mo	Si
1	5.89	2.02	3.80	5.98	0.02
2	5.85	2.03	3.82	6.02	0.10
3	6.00	2.04	4.00	6.02	0.23
4	6.08	2.00	3.88	6.07	2.93

精锻棒在 900 °C/1 h/AC+593 °C/6 h/AC 条件下热处理后, 利用线切割切取试样, 然后用 150#~2000# 水磨砂纸进行机械预磨, 用 SiO₂ 悬浊液作为抛光液, 在自动抛光机上抛光至镜面。对抛光后试样进行腐蚀, 腐蚀液配比为 HF:HNO₃:H₂O=1:3:40 (vol%)。

采用光学显微镜观察试样的微观组织。采用配备 EDS 的 Inspect-F50 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样形貌并进行微区成分分析。采用 FEI Tecnai G2 F30 TWIN 透射电子显微镜 (TEM) 对样品进行观察, 并在扫描透射 (STEM) 模式下对硅化物进行微区成分分析, 运行电压为 300 kV。TEM 样品的制备步骤: ① 用砂纸 (220#、400#、1200#、3000#) 将样品均匀打磨至厚度 90 μ m; ② 采用冲孔机冲出多个 $\phi 3$ mm 的小圆片样品, 并继续研磨至厚度约 50 μ m; ③ 使用 Tenupol 双喷仪在 4% 高氯酸+96% 无水乙醇双喷液中处理样品, 运行电压 25 V, 运行温度 -30 °C。采用日本岛津 AG-100KN 电子万能试验机, 按照 GB/T 228.1—2010 和 GB/T 228.2—2015 标准要求对室温和

高温拉伸性能测试。采用 SANS-GWT105 高温蠕变持久试验机,按照 GB/T 2039—2012 标准要求进行蠕变性能测试,测试条件为 455 °C/550 MPa/32 h。利用 JMatPro 软件计算 Ti6246-Si 伪二元局部平衡相图,分析 Ti6246 合金凝固时固相、液相及硅化物的变化。

2 结果与分析

2.1 显微组织

不同 Si 含量的 Ti6246 合金固溶时效后的显微组织见图 1。由图 1a~1c 可以看出,添加少量 Si 元素(0.2% 以内)对 Ti6246 合金的显微组织影响较小,均为由初生 α 相 (α_p) 和 β 转变组织 (β_T) 组成的双态组织。 α_p

相尺寸较小,平均直径小于 5 μm ,体积分数约为 25%。Si 含量为 3.0% 的 Ti6246 合金显微组织则由衬度为白色的细小 α_p 相、黑色的 β_T 组织和形状不规则的白色粗大硅化物组成(见图 1d)。

2.2 硅化物的析出

Singh 等^[9]分析总结了钛合金中硅化物的 2 种常见结构 ($(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$ (S_1 型)和 $(\text{Ti}, \text{Zr})_6\text{Si}_3$ (S_2 型)的晶格常数: $(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$ 的晶格常数 $a=0.780 \text{ nm}$ 、 $c=0.545 \text{ nm}$, $(\text{Ti}, \text{Zr})_6\text{Si}_3$ 的晶格常数 $a=0.701 \text{ nm}$ 、 $c=0.368 \text{ nm}$,证实了 Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.3Si 合金中的硅化物结构为 S_2 型。陈卫峰等^[10]根据 Ti6242 合金中硅化物晶格常数的测定结果,确定了其类型为 S_1 型。

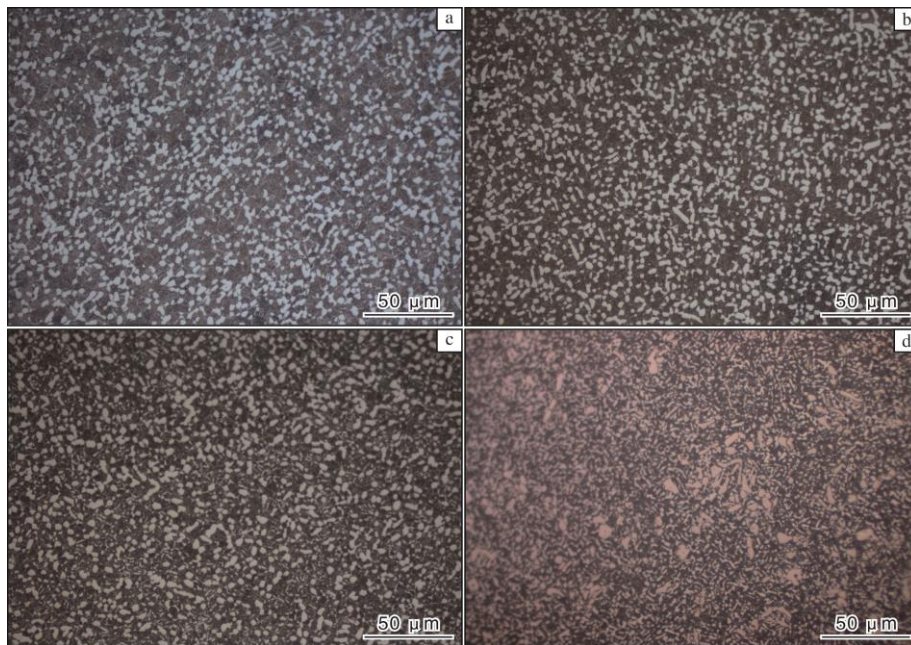


图 1 不同 Si 含量 Ti6246 合金固溶时效后的显微组织

Fig.1 Microstructures of Ti6246 alloy with different content of Si element after solution and aging treatment:

(a) 0%; (b) 0.1%; (c) 0.2%; (d) 3.0%

硅化物的类型与合金中 Si 元素和 Zr 元素的含量有关,但也有相同合金中因热处理条件不同而出现 2 种不同结构硅化物的情况^[9]。 Ti_5Si_3 和 Ti_3Si 这 2 种化合物是 Ti-Si 相图中富 Ti 侧的稳定相,可以推测,由于 Zr 元素的加入,合金中形成复杂的 S_2 型 $(\text{Ti}, \text{Zr})_6\text{Si}_3$ 硅化物。图 2 为 Ti6246 合金中析出硅化物的 TEM 像。从图 2a、2b 发现, Si 元素含量为 0.2% 时,有极少量硅化物析出,且只存在于 α_p 相中,表明此时 Si 元素的含量刚达到饱和。采用 TEM 对含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金中硅化物进行选区电子衍射分析(见图 2d),将晶面间距的计算结果与文献[11-12]对比,确认硅化物结构为 S_2 型。

采用 JMatpro 软件计算了 Ti6246-Si 伪二元局部平衡相图,如图 3 所示。由图 3 可以看出,当 Si 元素含量为 3.0% 时, Ti6246 合金在 1645 °C 附近开始凝固。随着凝固的进行,固相 (β 相) 含量增加,液相含量减少(图 3a);前期析出的 β 相中 Si 元素含量较少,液相中 Si 元素浓度逐渐增加,后续凝固析出的 β 相中 Si 元素浓度也逐渐增加(图 3b)。当温度降至 1510 °C 时,液相中 Si 元素浓度达到该温度下硅化物的析出浓度,开始析出硅化物,经计算为 Ti_5Si_3 。

由图 3b 可以看出,先凝固的 β 相内 Si 元素浓度小于 3%,远低于硅化物 (Ti_5Si_3) 中 24% 的 Si 元素浓度。固态相变时,元素扩散速度远低于液相,相

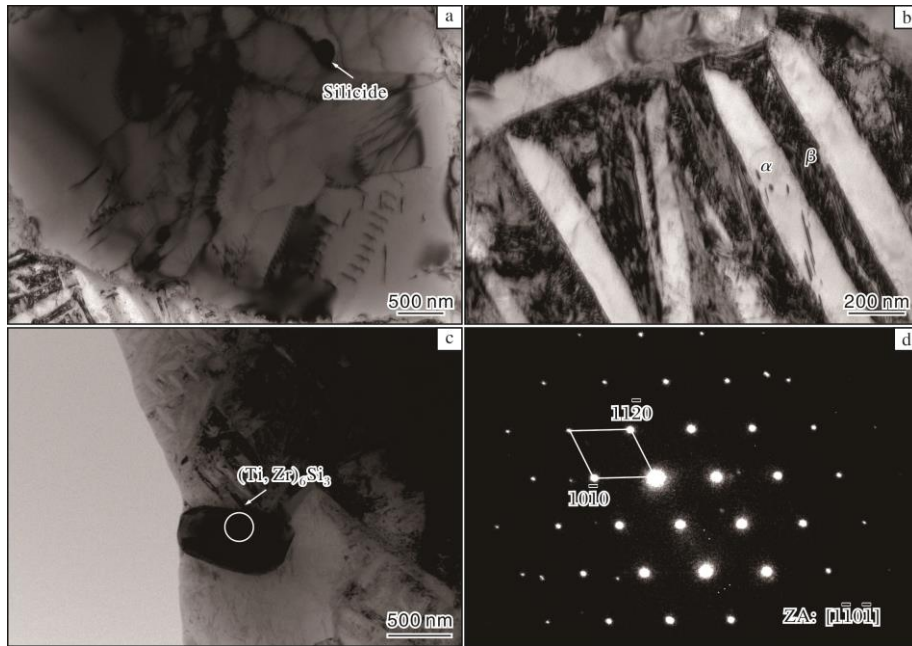


图2 Ti6246合金中析出硅化物的TEM像

Fig.2 TEM images of silicides precipitated in Ti6246 alloy: (a) 0.2% Si, α_p phase; (b) 0.2% Si, β_T microstructure; (c) 3.0% Si, $(\text{Ti, Zr})_6\text{Si}_3$ silicide; (d) selected area electron diffraction (SAED) pattern of $(\text{Ti, Zr})_6\text{Si}_3$ silicide

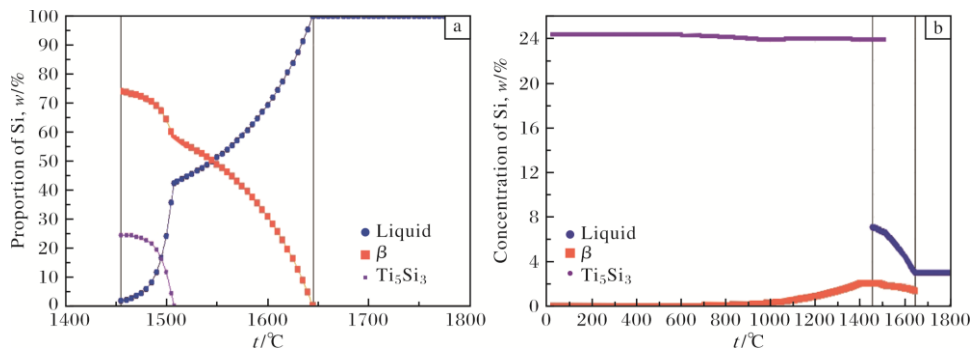


图3 含3.0% Si元素的Ti6246合金凝固过程平衡相图

Fig.3 Equilibrium phase diagrams in solidification process of Ti6246 alloy containing 3.0% Si element:
(a) proportion of Si in each phase; (b) concentration of Si in each phase

变动力学和热力学都无法完成此硅化物自固相中的析出。由此可以判断，硅化物 (Ti_5Si_3) 自液相中析出，而非由固态相变析出。由于硅化物的析出，液相中的 Si 元素含量急剧下降，如图 3a 所示。当温度降至 1460 °C 时，凝固结束，此时液相和固相凝固界面处的 Si 元素浓度达到顶峰 (图 3b)。Si 元素属于正偏析元素，易在液相中富集。此时，Si 元素有 2 种存在形式，一是固溶在 β 相中，二是以硅化物形式存在。根据 Si 元素对 β 相变点 (T_β) 的影响，当温度下降至 900 °C 时，发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变， α 相开始从 β 相中析出，伴随着 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变的发生，合金中的元素发生再分配。

图 4 为含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金中硅化物及

其与基体界面结构的 TEM 照片。由图 4a、4b 可以看出，Ti6246 合金析出的 S_2 型硅化物与基体具有非共格的取向关系： $(\bar{2}201)S_2 \sim (\bar{1}011)\alpha$ ； $(\bar{1}\bar{1}20)S_2 // (14\bar{5}6)\alpha$ 。这种非共格取向关系与文献[13]报道结果相一致，但不同于文献[14]中报道的 Ti-1100 合金中 S_2 型硅化物与基体 α 相之间存在的 4 种典型取向关系。此外，由硅化物与基体界面处的高分辨 TEM 图像 (HRTEM, 图 4c) 可以看出， S_2 型硅化物与基体界面处存在过渡的调制区域 (“斑马”条纹)，说明含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金中硅化物析出机制与 Ti-1100 合金不同，硅化物由液相析出，而非从 β 相中析出。与其他含 Zr、Si 元素的钛合金不同，无论是在 α 相从 β 相中

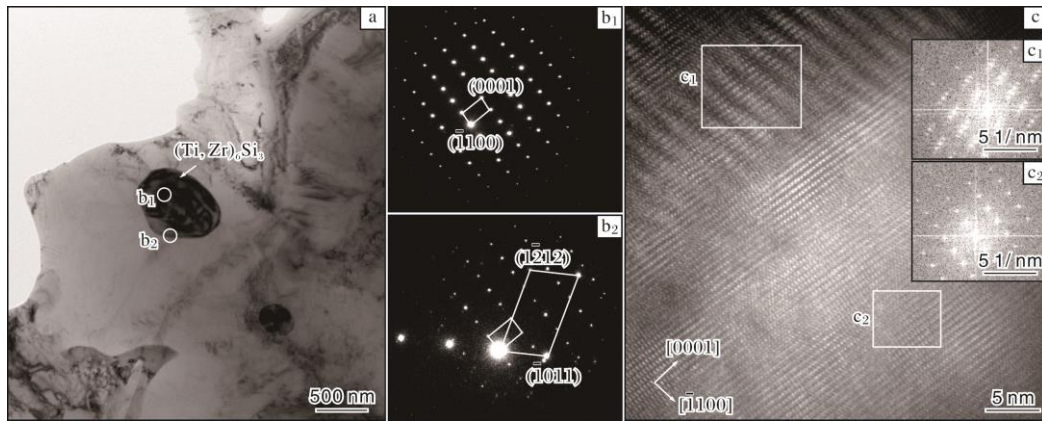


图 4 Ti6246 合金中硅化物及其与基体界面结构的 TEM 像

Fig.4 TEM images of silicides and their interface structure with matrix in Ti6246 alloy:
(a) bright field (BF) image; (b₁, b₂) SAED patterns; (c) HRTEM image of b₂

析出时, 还是在低温时效过程中残余 β 相分解发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变时, 合金组织中均无硅化物的二次析出, 分析认为这是由于基体中 Zr 元素严重匮乏造成的。

2.3 力学性能

Si 元素含量对 Ti6246 合金力学性能的影响如图 5 所示。从图 5 可以看出, 低 Si 元素含量 (不大于 0.2%) 的 Ti6246 合金力学性能优异, 具有较高的抗拉强度 (R_m) 和屈服强度 ($R_{p0.2}$), 断后伸长率 (A) 和断面收缩率 (Z) 也保持较高水平。Si 元素对 Ti6246 合金室温强度的提升比较明显, 其含量从 0% 增加到 0.2%, 抗拉强度和屈服强度均提升约 70 MPa。Si 元素含量为

3.0% 时, Ti6246 合金室温抗拉强度高 (约 1500 MPa)、屈强比大、塑性差 (断后伸长率 1%); 温度升高到 425 °C 时, 抗拉强度下降至 1200 MPa 左右, 屈强比减小, 塑性略有提升。添加 Si 元素 (不大于 0.2%) 可以提高 Ti6246 合金的高温 (455 °C) 蠕变性能 (图 5e)。Si 元素含量从 0% 增加到 0.1%, Ti6246 合金 455 °C 的残余蠕变由 0.125% 降低至约 0.09%; Si 元素含量增加到 0.2% 时, 残余蠕变变化不大; Si 元素含量增加到 3.0% 时, 残余蠕变上升至约 0.15%, 与低 Si 含量 (Si 含量不大于 0.2%) 合金相比, 含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金蠕变抗力没有提高 (图 5e)。

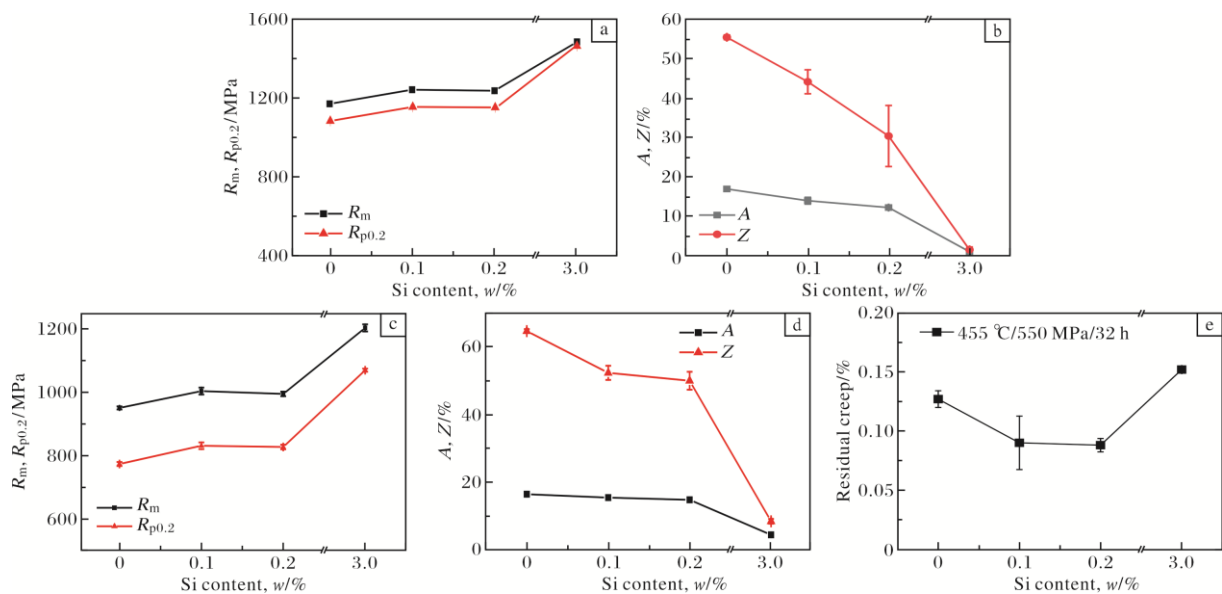


图 5 不同 Si 含量 Ti6246 合金的力学性能

Fig.5 Mechanical properties of Ti6246 alloys with different content of Si element: (a) R_m and $R_{p0.2}$ at 22 °C; (b) A and Z at 22 °C; (c) R_m and $R_{p0.2}$ at 425 °C; (d) A and Z at 425 °C; (e) residual creep

2.4 Si 元素对力学性能的影响分析

溶剂原子与溶质原子之间的半径差对固溶强化的效果影响很大。Ti 的原子半径 (0.147 nm) 与 Si 的原子半径 (0.116 nm) 差别较大, 所以 Si 元素对 Ti6246 合金具有较好的强化效果。温度升高时, 位错开动所需临界分切应力 (CRSS) 减小, 固溶 Si 原子形成的“柯氏气团”对位错的拖拽作用下降, 所以与室温拉伸强度相比, 高温拉伸强度随 Si 元素含量升高而增加的趋势减缓 (见图 5)。固溶强化使得 Ti6246 合金的塑性降低。含 0.2% Si 元素的 Ti6246 合金室温断面收缩率出现较大波动, 可能与硅化物的析出有关。硅化

物为非均质形核, 影响局部应力集中并形成裂纹, 从而使塑性产生波动, 且温度越低, 应力集中越明显。高温时位错运动的 CRSS 降低, 硅化物对位错的阻碍作用减弱, 高温时塑性波动减小, 与实际测试结果相符。

含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金室温拉伸断口 SEM 形貌如图 6 所示。从图 6 可以看出, 断口上覆盖大量微坑, 撕裂棱高, 表明断裂过程阻力较大, 说明合金强度高, 但断口呈现脆性断裂特征。裂纹源附近有明显的粗大析出相, 如图 6b 所示。采用能谱仪对断口上的粗大析出相进行成分分析, 结果见表 2。由表 2 可知, 粗大析出相为大颗粒硅化物。

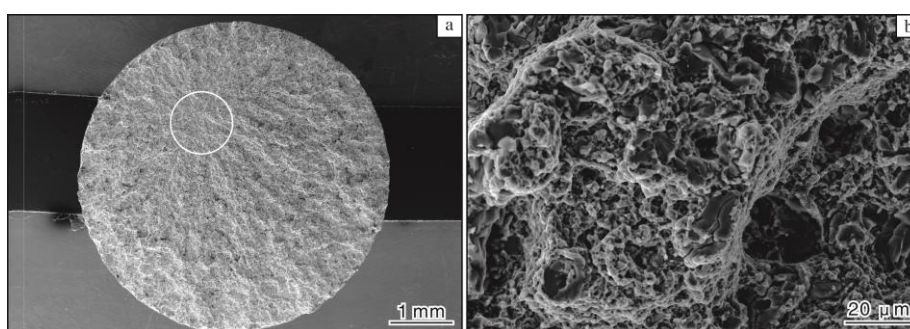


图 6 含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金室温拉伸试样断口形貌

Fig.6 Fracture morphologies of room temperature tensile sample of Ti6246 alloy containing 3.0% Si element:

(a) low magnification; (b) high magnification

表 2 含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金室温拉伸试样断口上粗大析出相的能谱分析结果

Table 2 EDS analysis results of coarse precipitate phase on the room temperature tensile sample fracture of Ti6246 alloy containing 3.0% Si element

Element	w/%	x/%
Al	2.30	3.74
Si	20.44	31.93
Ti	62.61	57.34
Zr	13.10	6.30
Mo	1.28	0.59
Sn	0.26	0.10

观察含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金室温拉伸试样断口上的硅化物形貌, 可以看到硅化物上有明显的二次裂纹, 如图 7 所示。室温下的硅化物塑性较差, 拉伸变形时, 硅化物因变形不协调首先产生较大应力集中从而萌生裂纹, 硅化物沿裂纹扩展平面方向断裂, 沿垂直裂纹扩展方向也产生明显二次裂纹。大量硅化物产生的裂纹扩展到基体, 造成基体裂纹的迅速合并

扩展直至断裂。由此可见, 大颗粒硅化物造成含 3.0% Si 元素的 Ti6246 合金塑性下降。温度升高到 425 °C 时, 塑性有一定改善, 这是因为随着温度升高, 硅化物或基体应力集中导致的裂纹萌生减弱, 基体位错运动的临界分切应力降低, 位错运动可以绕过硅化物, 使位错塞积减弱。

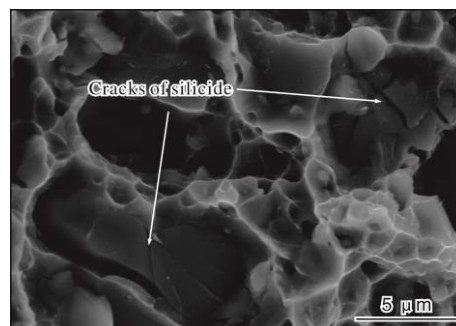


图 7 带有裂纹的硅化物形貌

Fig.7 Morphology of silicides with cracks

Si 元素提高钛合金蠕变性能的机理比较明确, 主要有固溶 Si 原子形成“柯氏气团”以及析出硅化物起到阻碍位错运动、钉扎相界等作用。硅化物通过强化

α/β 片层界面和基体位错来提高蠕变性能^[15], 但硅化物的析出也会降低钛合金的塑性^[16]。Si原子在 α -Ti中主要有2种存在方式^[17], 一是置换原子, 二是间隙原子。其中, 置换原子Si的扩散速率比Ti的自扩散速率低2个数量级, 可以增加钛合金的蠕变抗力。虽然Si间隙原子的扩散速率比Ti原子的自扩散速率快2个数量级, 但间隙Si原子浓度极低, 对蠕变抗力影响有限。

图8为含3.0% Si元素的Ti6246合金 β_T 组织的TEM明场相。由图8可以看出, β_T 组织中含有片状 α 相(α_s)及残余 β 相, 无明显的硅化物。Ti6246合金在低温下的 β 相含量约为15%^[18], 添加3.0% Si元素(β 稳定元素)后, Ti6246合金中含有更多的 β 相。对于主要依靠元素扩散控制和位错攀移的低应力蠕变变形, 基体中大量bcc结构的 β 相是造成Ti6246合金残余蠕变下降的主要原因, 因此提高该合金高温蠕变性能的方法是固溶强化基体。对于硅化物含量较少的Ti6246合金来说, 少量硅化物的析出对基体中Zr元素的分布影响不大, 但对于含3.0% Si元素的Ti6246合金, 在凝固过程中析出大量的粗大硅化物富集了绝大多数Zr原子, 使得 β_T 组织中的Zr元素严重匮乏, 对基体的固溶强化效果不利。此外, 硅化物中富集了绝大部分Zr元素, 造成基体(α 相和 β 相)严重贫Zr, 因此即使合金中含有较高含量的Si元素, 但由于在后续的时效过程中无明显的二次细小硅化物析出, α_s 与残余 β 相界面没有得到钉扎强化。

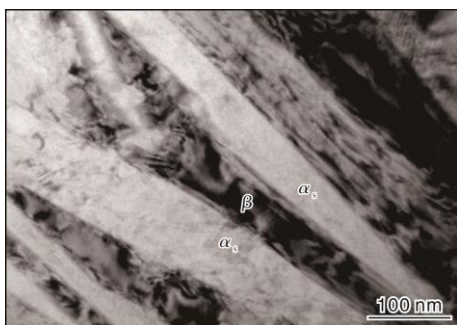


图8 β_T 组织的TEM明场像

Fig.8 TEM BF images of β_T microstructure

图9为蠕变条件下含3.0% Si元素的Ti6246合金中硅化物的形貌。从图9可以看出, 尽管基体中含有硅化物, 但这种粗大的硅化物对晶界和 α/β 相界的强化效果不明显, 无绕过或切过硅化物的粒子, 可见粗大硅化物未起到阻碍位错运动的作用, 表明当合金中含有3.0%的Si元素时, Si元素对基体 α 相或 β 相的固溶强化, 以及大量粗大硅化物粒子的第二相强化, 均未能提高Ti6246合金的蠕变性能。



图9 蠕变条件下含3.0% Si元素的Ti6246合金中硅化物形貌
Fig.9 Morphology of silicide in Ti6246 alloy containing 3.0% Si element after creep condition

3 结论

(1) 添加少量Si元素可在提高Ti6246合金强度的同时, 降低合金塑性和韧性, 但合金综合力学性能仍能保持较高水平; Si元素含量达到0.2%时, 合金中有硅化物析出, 室温塑性波动大, Si元素对合金蠕变性能的提升作用减弱。

(2) 含3.0% Si元素的Ti6246合金中出现粗大的 S_2 型硅化物。硅化物由液相析出, 其与基体具有非共格的取向关系: $(\bar{2}201)S_2 \sim (\bar{1}011)\alpha$; $(\bar{1}\bar{1}20)S_2 // (14\bar{5}6)\alpha$ 。硅化物中富集了绝大部分Zr元素, 造成基体(α 相和 β 相)严重贫Zr, 因此即使合金中含有较高含量的Si元素, 在后续的时效过程中亦无明显的二次硅化物析出。

(3) 粗大硅化物的脆性导致含3.0% Si元素的Ti6246合金拉伸塑性较差, 且由于析出的粗大硅化物富集了大量的Zr元素, 使得 β_T 组织中未析出细小硅化物, 因此蠕变抗力没有提升。

参考文献 References

- [1] Williams J C, Boyer R R. Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components[J]. Metals, 2020, 10(6): 705.
- [2] 王国强, 赵子博, 于冰冰, 等. 热处理工艺对Ti6246钛合金组织与力学性能的影响[J]. 材料研究学报, 2017, 31(5): 352-358.
- [3] 胡青苗. 合金化对钛合金力学性能影响的第一原理研究[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2001.
- [4] Neal D F, Fox S P. The influence of silicides on the properties of near-alpha titanium alloys[C]// Froes F H, Caplan I. Titanium'92 Science and Technology. Warrendale: The Minerals, Metals and Materials Society, 1993: 287-294.
- [5] 张长江, 嵇祥, 孙永刚, 等. β 相区热变形诱导TiC_p/Ti复合

- 材料硅化物析出行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(4): 1531-1536.
- [6] 岳颖, 刘建荣, 杨锐, 等. Ti65 合金的初级蠕变和稳态蠕变[J]. 材料研究学报, 2020, 34(2): 151-160.
- [7] 赵亮, 刘建荣, 王清江, 等. 析出相对 Ti60 钛合金蠕变与持久性能的影响[J]. 材料研究学报, 2009, 23(1): 1-5.
- [8] 王金友, 葛志明, 周彦邦. 航空用钛合金[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1985: 34.
- [9] Singh A K, Roy T, Ramachandra C. Microstructural stability on aging of an $\alpha+\beta$ titanium alloy: Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.30Si[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1996, 27(5): 1167-1173.
- [10] 陈卫峰, 石玉峰. Ti6242S 合金中硅化物的出现条件[J]. 稀有金属材料与工程, 1999, 28(5): 323-325.
- [11] Singh A K, Ramachandra C. Characterization of silicides in high-temperature titanium alloys[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32: 229-234.
- [12] 储茂友, 惠松骁, 张翥, 等. BT25y 高温钛合金固溶处理及热暴露过程中硅化物的析出机制[J]. 电子显微学报, 2004, 23(2): 168-172.
- [13] Singh A K, Ramachandra C, Singh V. Orientation relationship between matrix phases and silicide S_2 in alloy Ti-6Al-1.6Zr-3.3Mo-0.3Si[J]. Journal of Materials Science Letters, 1992, 11: 218-221.
- [14] 徐锋. Zr 含量对 Ti-1100 合金 650 °C 拉伸变形和断裂机制的影响[D]. 沈阳: 中国科学院金属研究所, 2007.
- [15] Vidwanathan G B, Karthikeyan S, Hayes R W, et al. Creep behaviour of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo: II. Mechanisms of deformation[J]. Acta Mater, 2002, 50(20): 4965-4980.
- [16] Woodfield A P, Postans P J, Loretto M H, et al. The effect of long-term high temperature exposure on the structure and properties of the titanium alloy Ti5531S[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(3): 507-515.
- [17] Zhang L J, Chen Z Y, Hu Q M, et al. On the abnormal fast diffusion of solute atoms in α -Ti: a first-principles investigation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 740: 156-166.
- [18] Attallah M M, Zabeen S, Cernik R J, et al. Comparative determination of the α/β phase fraction in α plus β -titanium alloys using X-ray diffraction and electron microscopy[J]. Materials Characterization, 2009, 60(11): 1248-1256.

行业动态

2023 年 7—12 月日本海绵钛产销数据统计

时间	海绵钛产量/t	国内出货量/t	国外出货量/t	出货量合计/t
2023 年 7 月	4984	1854	3300	5154
2023 年 8 月	4933	1801	3068	4869
2023 年 9 月	4798	1473	2950	4423
2023 年 10 月	4417	1651	3108	4759
2023 年 11 月	4517	1927	2748	4675
2023 年 12 月	4874	1758	3121	4879
合计	28 523	10 464	18 295	28 759

王运锋摘自《チタン》

2023 年 10—12 月日本钛锭产量统计

时间	钛锭产量/t	时间	钛锭产量/t
2023 年 10 月	1384	2023 年 12 月	1080
2023 年 11 月	1197	合计	3661

王运锋摘自《チタン》