

热暴露对 TC11 钛合金组织和力学性能的影响

古 一, 戚延龄, 夏长清, 李学雄, 王志辉

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用光学显微镜、扫描电子显微镜和透射电子显微镜和室温拉伸实验, 研究 500 °C 不同时间热暴露对 TC11 钛合金组织及性能的影响。结果表明: 经 500 °C 高温长时间暴露后, TC11 钛合金的室温拉伸强度略微增加, 而塑性明显下降, 随着暴露时间的延长, 塑性下降趋势减缓; 热暴露 400 h 后, 抗拉强度(σ_b)提高了 30 MPa, 断面收缩率(ψ)降低了 11.74%。热暴露过程中, 合金塑性的降低主要是硅化物和 α_2 相协同作用的结果, 其中 α_2 相对力学性能的影响起主导作用; α_2 相的稳定化和长大过程是合金塑性下降的主要原因。

关键词: TC11 钛合金; 热暴露; 拉伸性能; 析出相

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effects of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy

GU Yi, QI Yan-ling, XIA Chang-qing, LI Xue-xiong, WANG Zhi-hui

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

Abstract: The effects of thermal exposure at 500 °C for various time on microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy were investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and tensile test. The results show that tensile strength slightly increases and plasticity decreases significantly after TC11 titanium alloy exposed at 500 °C for a long time. The plasticity decrease trend slows down with the extension of exposure time. The tensile strength (σ_b) increases by 30 MPa, the reduction of area (ψ) decreases by 11.74% after being exposed for 400 h. During thermal exposure, the deterioration of plasticity for TC11 alloy is mainly due to the precipitations of silicides and α_2 phases, and in them, the formation of α_2 phase plays a main role. For TC11 titanium alloy, the main decrease stage of plasticity results from the coarsening of α_2 phase during thermal exposure process.

Key words: TC11 titanium alloy; thermal exposure; tensile property; precipitated phase

钛及钛合金因为密度低、比强度高、耐蚀、可焊等优点使其得到了广泛应用, 尤其是高温钛合金在先进的航空发动机中, 钛的应用有利于提高发动机的推重比, 提高飞机的机动性能^[1-2]。航空发动机用钛构件的工作环境集高温、高压、高负载于一体, 对材料要求极其苛刻, 因此, 世界各国都在竞相发展高温钛合金。较为典型的有英国的 IMI834^[3]、美国的 Ti1100^[4]、

俄罗斯的 BT36^[5]、中国的 Ti60^[6]及 Ti600^[7]等, 其中 IMI834 合金已经在 EJ200 和 TRENT800 等发动机上得到了成功应用^[8]。TC11 钛合金是一种 Ti-Al-Mo-Zr-Si 系马氏体 $\alpha+\beta$ 型两相钛合金。在马氏体 $\alpha+\beta$ 型热强钛合金中, TC11 是 500 °C 以下热强性最好的合金, 具有比强度高、高温性能好、耐腐蚀性能好等优点, 在航空航天领域得到了广泛应用, 主要应用在航空发

基金项目: 总装备部预研基金资助项目(51312010311)

收稿日期: 2012-04-14; 修订日期: 2012-09-12

通信作者: 夏长清, 教授; 电话: 0731-88830267; E-mail: xia-gro@mail.csu.edu.cn

动机压气机的零部件,如叶片、盘件、鼓筒和轴类等^[9]。近年来,TC11钛合金是我国发动机中应用最多的钛合金。TC11是500℃用高温钛合金,周义刚等^[10]利用自己发明的近 β 锻造工艺和钛合金高温变形强韧化机理,使其520℃的高温性能相当于常规锻造500℃的性能水平,即将TC11合金的使用温度由原来限用的500℃提高到520℃^[11]。目前,国内已对TC11钛合金热处理、高温变形等做了大量的研究工作^[12-14],而作为高温钛合金,热强性与热稳定性是一对主要矛盾。强调热强性而忽视热稳定性或强调热稳定性而忽视热强性均不能使合金真正满足设计的要求而获得使用。从目前看来,合金热强性可以达标,因此较突出的是合金的热稳定性问题^[15]。热稳定性表征了材料在高温长时作用下保持塑性和韧性的能力,是高温钛合金的一个重要力学性能指标,对于保证高温钛合金部件的高温长期使用可靠性具有重要的意义。本文作者对TC11钛合金热稳定性进行研究,有助于更加深入地了解高温钛合金,并为TC11钛合金的高温使用提供理论指导。

1 实验

实验所用材料为宝鸡有色金属加工厂提供的TC11钛合金(成分如表1所列),经950℃开坯,多道次800℃径向锻造获得 d 35 mm的棒坯。试样原始显微组织如图1所示,由图1可知,其显微组织由等轴的 α 相和 β 基体组成。先进行(950℃,1h,AC)+(530℃,6h,AC)(AC为空冷)的热处理,前期研究结果表明^[9],该热处理制度下合金有最佳的综合力学性能匹配。热处理后,对试样坯料进行500℃不同时间的热暴露实验后,加工成 d 5 mm的标准拉伸试样进行力学性能测试(为不带氧化皮试样的力学性能)。在POLYAR-MET宽视野大型金相显微镜上观察了热暴露后的显微组织,金相侵蚀剂为5 mL HF+15 mL HNO₃+80 mL 蒸馏水。在QUANTA200型环境扫描电子显微镜上进行背散射电子成像的高倍组织观察和二次电子成像的断口形貌观察。透射电镜样品采用标准双喷电解法制备,经机械预减薄至70~80 μ m后冲成 d 3 mm的小圆片,在MTP-1A双喷减薄仪上进行双喷电解减薄。电解液为6% HClO₄+34% C₄H₉OH+60% CH₃OH(体积分数)混合溶液,双喷电流为60~80 mA,温度控制在-30℃左右。显微组织观察在Tecnai G²20型透射电镜上进行,工作电压为20 kV。

表1 TC11钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC11 titanium alloy (mass fraction %)

Al	Mo	Zr	Si	Ti	Total impurity
6.5	3.5	1.5	0.3	Bal.	≤0.40
Fe	C	N	H	O	
≤0.25	≤0.08	≤0.05	≤0.012	≤0.15	

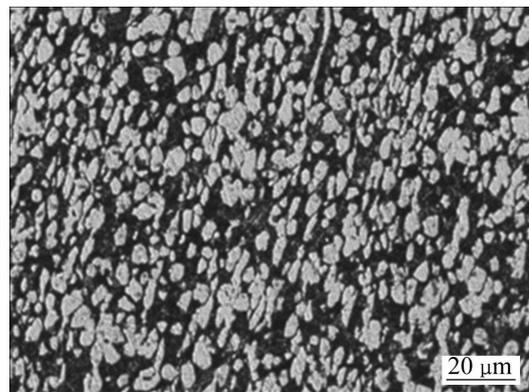


图1 TC11钛合金原始显微组织

Fig. 1 Microstructure of as-received TC11 titanium alloy

2 结果与分析

2.1 力学性能

表2和图2所示为TC11钛合金热处理后在500℃下经不同热暴露时间后的常温拉伸力学性能。由图2可以看出,随着热暴露时间的延长,合金强度升高,合金的塑性降低,热暴露400 h后,合金的抗拉强度和断裂强度比热暴露前分别提高了30 MPa和59 MPa;但热暴露后合金的伸长率 δ 从12.76%下降到

表2 TC11钛合金在500℃下热暴露不同时间后的力学性能

Table 2 Mechanical properties of TC11 alloy after thermal exposure at 500℃ for various time

Sample	Exposure time/h	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%
W1	0	1 243	1 142	12.76	46.09
W2	50	1 250	1 165	11.23	46.01
W3	100	1 260	1 180	10.93	43.01
W4	200	1 265	1 188	10.00	37.49
W5	300	1 266	1 195	9.33	35.43
W6	400	1 273	1 201	9.10	34.35

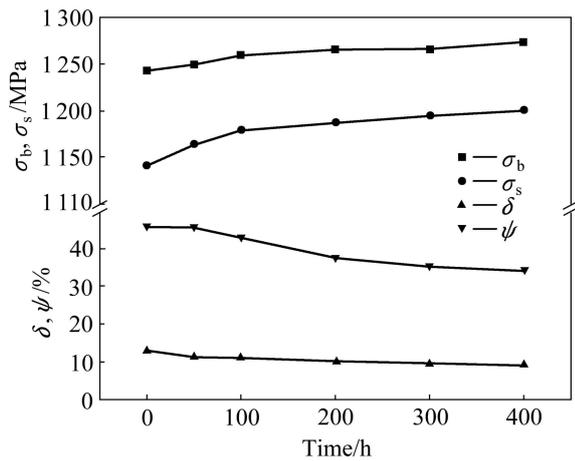


图 2 TC11 钛合金在 500 °C 下热暴露不同时间后的力学性能
 Fig. 2 Mechanical properties of TC11 alloy after thermal exposure at 500 °C for various time

9.1%。热暴露 100 h 后, 合金强度基本稳定, 200 h 后塑性趋于稳定。合金在 50~200 h 时间内塑性下降较明显, 这表明在这个时间段内, 合金组织发生了较大的变化, 从而较强烈地影响合金的力学性能。热暴露后, 合金的强度提高不明显, 而塑性下降也不是很多, 热暴露 400 h 后, 合金抗拉强度只提高了 30 MPa, 而热暴露 400 h 后的断面收缩率 $\psi=34.35\%$, 比热暴露前

$\psi=46.09\%$ 只降低了 11.5%, 总的来说该状态的 TC11 钛合金在 500 °C 的热稳定性较好。

2.2 OM 组织

图 3 所示为 TC11 合金不同热暴露时间的显微组织。由图 3 可知, 经不同时间热暴露后, 合金的显微组织变化不大, 都为等轴的 α 相和 β 基体。热暴露前, 组织(见图 3(a))中还含有少量的针状 α 相; 随着热暴露时间的延长, 针状 α 含量逐渐减少, 而且对比图 3(a) 和图 3(f) 可以发现, 热暴露后等轴 α 的含量略有降低, 即发生了部分溶解。虽然在表 2 中, 热暴露过程中的力学性能发生了明显的变化, 而 OM 组织几乎没有差别, 这也是可以理解的, 虽然 TC11 是马氏体 $\alpha+\beta$ 型两相钛合金, 但热暴露前的热处理是在两相区进行的, 残留的亚稳 β 相含量很低, 亚稳 β 相在热暴露过程中的分解对 OM 组织不能造成明显的影响。同时, 在热暴露过程中, 硅化物的析出和 α_2 有序相的形成, 在光学显微镜下都不能进行有效观察。

2.3 SEM 分析

图 4 所示为 TC11 合金经 500 °C 热暴露 50 h 和 400 h 处理后的 SEM 像。由图 4 可知, 不同的热暴露

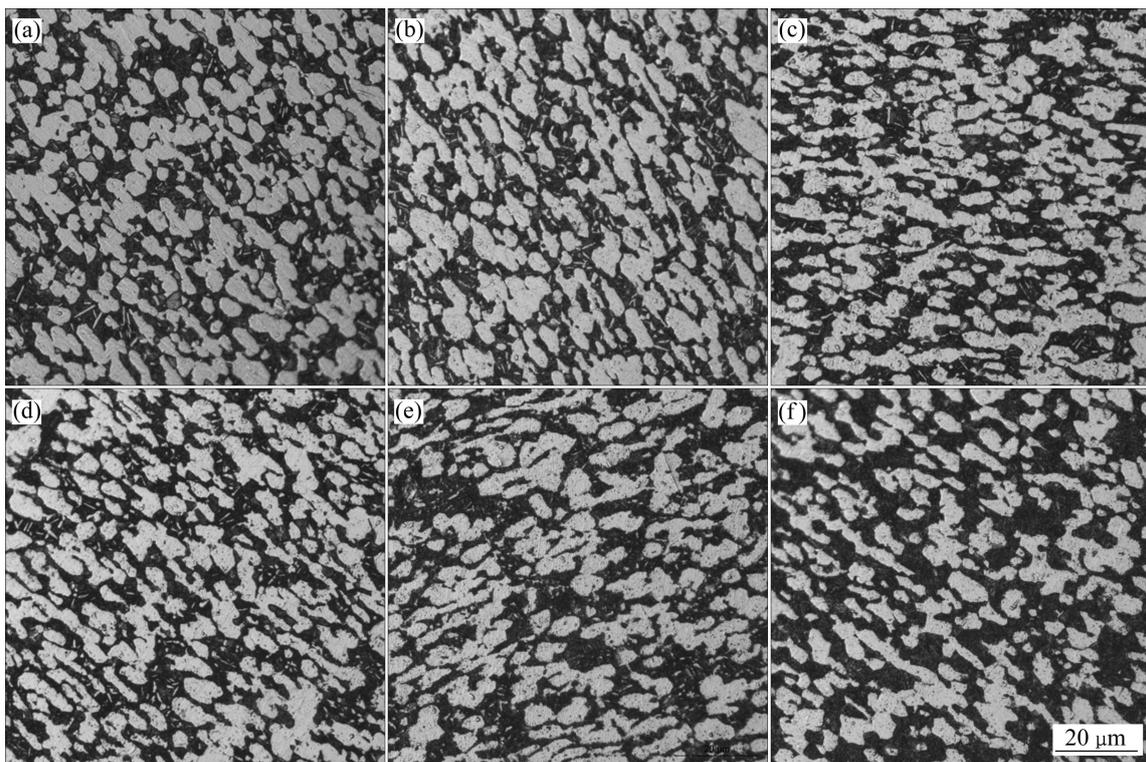


图 3 TC11 合金经 500 °C 不同热暴露时间的显微组织

Fig. 3 Microstructures of TC11 alloy after thermal exposure at 500 °C for various time: (a) 0 h; (b) 50 h; (c) 100 h; (d) 200 h; (e) 300 h; (f) 400 h

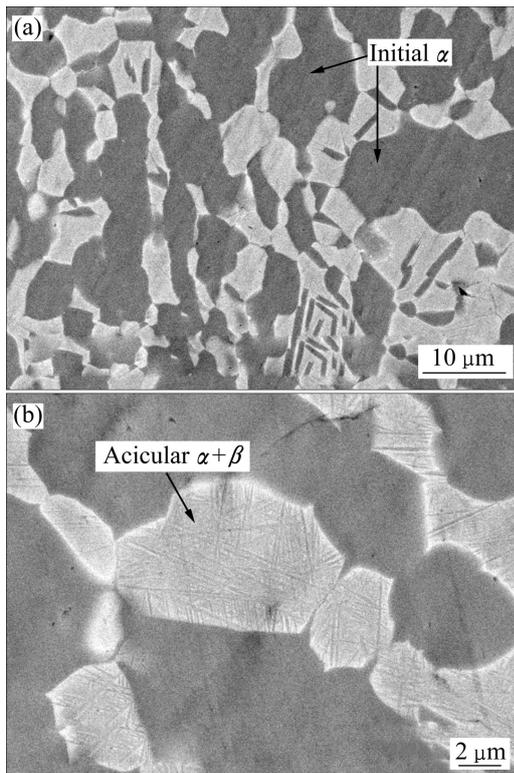


图4 TC11合金经500 °C热暴露不同时间后的SEM像
Fig. 4 SEM images of TC11 alloy after thermal exposure at 500 °C for different time: (a) 50 h; (b) 400 h

时间并未对TC11合金的SEM组织产生影响,都是由初始 α 相和针状的 $\alpha+\beta$ 组成,在晶内,晶界和相界并未发现析出物。有文献报道^[12],TC11合金在适当热处理和热暴露条件下都发现硅化物在晶界和相界析出。根据表2和图2的力学性能结果,热暴露后,合金塑性有明显的下降,文献证明这是因为析出物的影响。应该是合金在该状态下析出物数量少且细小,所以未能在SEM像中观察到。

图5所示为TC11合金热暴露后的拉伸断口形貌。微观断口形貌表现为韧性断裂,断口全部为等轴的韧窝,韧窝大小不一,大韧窝里还有小韧窝,韧窝分布均匀,韧窝里均匀分布着第二相质点留下来的坑,说明合金是发生典型的微孔聚集断裂,且出现了比较明显的撕裂棱,表明拉伸断裂前经过了较大的塑性变形,塑性较好。图5(c)中韧窝比图5(a)和(b)的稍微浅一点,说明热暴露400 h后,合金塑性有所下降,这也与表1中的力学性能相符合。

2.4 TEM分析

图6所示为TC11合金500 °C热暴露400 h后的TEM像。从图6可以看出,沿 α/β 相界析出细小的硅

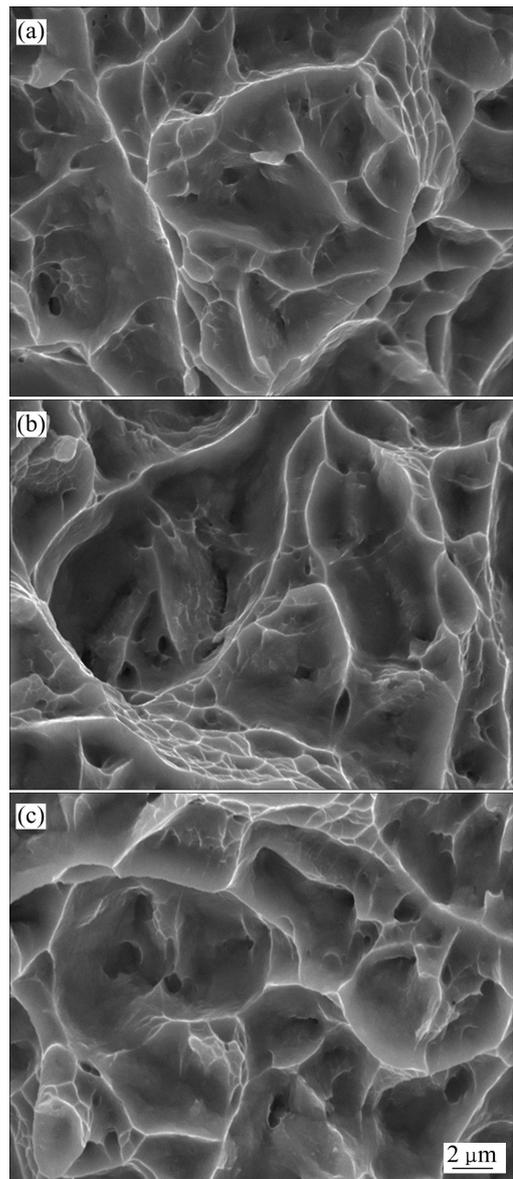


图5 TC11合金经500 °C热暴露不同时间后的拉伸断口形貌
Fig. 5 Tensile fracture morphologies of TC11 alloy after thermal exposure at 500 °C for different times: (a) 0 h; (b) 50 h; (c) 400 h

化物(见图6(a))。钛合金中的硅化物主要沿相界和晶界析出,这些沿晶界和相界分布的硅化物主要是 β 相的分解过程中产生的,它们虽然数量很少,但是由于分布不均匀,是合金时效和热暴露后塑性降低的原因之一。除了硅化物外,还在热暴露组织中观察到了明显的 α_2 有序相,可以看到个别位置的 α_2 相已经长大到了相当尺寸,可能是由于Al元素分布不均匀,造成某些部位的 α 相优先有序化,并随着热暴露时间的延长而长大。 α_2 有序相的本身性质是热暴露过程中合金塑性降低的最重要原因。

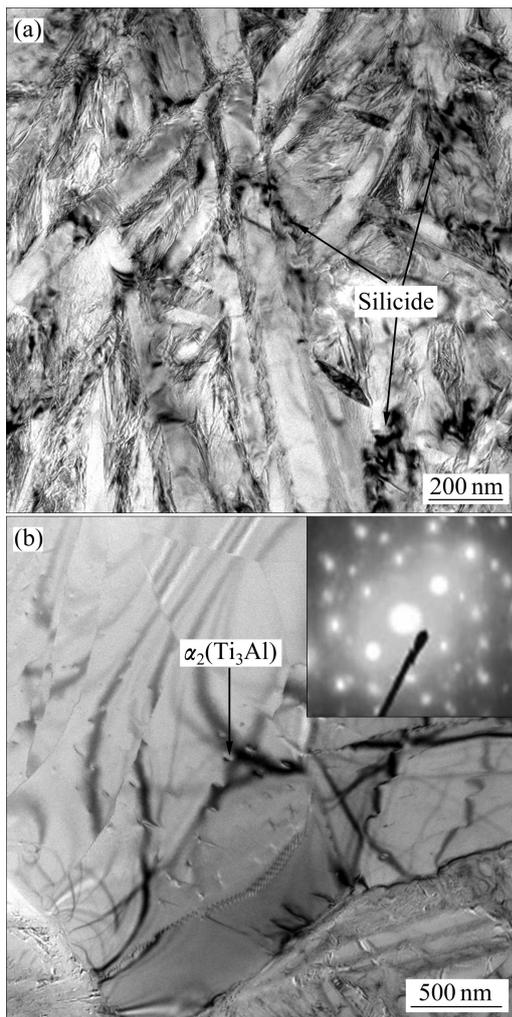


图6 TC11合金在500℃下热暴露400h后的TEM像
Fig. 6 TEM images of TC11 alloy after thermal exposure at 500 °C for 400 h: (a) Silicide phase; (b) α_2 phase

3 讨论

热稳定性是热强钛合金的一个重要使用性能, 热稳定性是指合金在高温下长时间暴露后, 保持室温或低温塑性和韧性的能力。主要看合金长期高温过程中微观组织的变化和氧的污染, 如是否析出有序结构相 $Ti_3Al(Sn)$, 有无 β 相的分解转变, 有无硅化物的沉淀和聚集, 氧的渗入形成污染层等。影响热强钛合金热稳定性的因素有合金成分、第二相的析出、表面稳定性、热加工工艺, 基体的显微组织类型及合金的杂质含量等^[16]。

3.1 显微组织的影响

李亚国等^[17]和孙郅立等^[18]研究了显微组织类型

和等轴 α 相含量对 TC11 合金热稳定性的影响。研究表明: 等轴、双态及片状 3 种组织随着 500 °C 热暴露时间的延长, TC11 合金的脆性都会增加, 但在这 3 种组织中, 片状、混合和等轴组织脆性依次降低, 即等轴组织的热稳定性最好。李亚国等^[17]认为, 脆性增加是因为热暴露过程中 Ti_3Al 的析出和亚稳 β 相的分解引起的, 而 3 种组织的热稳定性不同是因为 3 种组织的晶界和晶粒内部的破碎程度不同, 导致氧的渗入情况有较大差别而引起的。TC11 合金的热稳定性随着等轴 α 相含量的减少而降低, 孙郅立等^[18]指出不同的拉伸变形机理和残余 β 相的分解导致不同组织合金的热稳定性不同。断裂在显微空洞造成生核、长大和聚集的过程, 而空洞长大的速度与等轴 α 相颗粒之间的间距有关。等轴 α 相颗粒越少, 或显微结构中条状组织越粗, 那么达到不稳定断裂前的临界裂纹长度的时间就愈短, 断裂前的变形就愈小, 则反映出此材料的塑性低、热稳定性差。反之, 等轴 α 相颗粒越多, 平均自由路程就越短, 空洞长大过程中遇到的障碍就越多。所以, 拉伸试样在断裂前将产生更大的变形, 从而获得更高的塑性。等轴组织试样拉伸变形是在 α 相的个别晶粒以滑移开始的, 随着变形程度的增加, 滑移占据越来越多的 α 晶粒并向周围的 β 转变组织扩展, 因而空洞形成发展较迟, 断裂前将产生更大的变形, 从而获得更高的的塑性。而片状组织由于在拉伸早期阶段出现粗滑移带和微区不均匀变形促进了空洞的形成及发展, 导致拉伸试样过早断裂, 表现出拉伸塑性较差, 双态组织是上述两种变形机理的综合, 少量等轴 α 相晶粒使变形协调一致。本实验试样热暴露前, 合金在 $\alpha+\beta$ 两相区处理, 显微组织为等轴组织, 且等轴 α 相含量较高(约 60%), 残余 β 相少, 从表 2 和图 2 可以看出, 该状态下的 TC11 合金在 500 °C 热暴露 400 h 后断面收缩率还有 34.35%, 说明合金有较好的热稳定性, 这与上述论述一致。

3.2 硅化物的析出

在高温钛合金中 Si 几乎是必不可少的一种重要元素, 近年来, 对钛合金中的硅化物做了大量研究, 结果表明^[19-21], 加入少量 Si(0.1%~0.5%, 质量分数)可大大提高合金的高温抗蠕变性能并能提高任何温度下合金的强度。硅能有效强化固溶体, 它在 β 钛中的溶解度大大超过在 α 钛中的溶解度, 所以采用在 β 区或 $\alpha+\beta$ 区上部的处理使硅固溶, 然后在 500~600 °C 时效, 可获得细小、弥散的硅化物, 强化晶界和相界。

不论是固溶状态的硅, 还是析出的硅化物对位错都有很强的钉扎阻碍作用, 对钛合金的高温强度都有提高。但是过量的硅或者是硅的偏聚在高温长期暴露中持续在晶界或相界上析出硅化物, 并聚集长大, 对合金的高温蠕变强度和热稳定性都有很大的影响。基体中固溶的硅易偏聚形成气团, 对位错运动起到强烈的阻碍作用; 硅化物虽可阻碍位错运动, 起到颗粒强化作用, 但 Si 是 β 共析元素, 大部分硅化物只在 β 相和界面析出, 分布不均匀, 只对合金中的一小部分位错起到阻碍作用, 所以硅化物的大量析出会使合金的高温蠕变性能和热稳定性变差。TC11 钛合金中含有 Zr 元素, 在含 Si 的钛合金中加入一定量的 Zr 后, Zr 会置换出一小部分 Ti, 使 Ti_5Si_3 变为 $(TiZr)_5Si_3$ 析出物, 由于 $(TiZr)_5Si_3$ 析出的错配系数较小, 与基体配合较紧密, 同时降低了形核能, 促进了形核, 并使硅化物的析出更加分散均匀^[22]。由于本实验中, 热暴露前合金经 $\alpha+\beta$ 两相区((950 °C, 1 h, AC)+(530 °C, 6 h, AC))热处理, 本身就含有时效分解, 在随后的热暴露过程中, 由于保留的残余亚稳 β 相已经很少, 所以硅化物析出较少且细小, OM 和 SEM 中均未观察到硅化物, 只在 TEM 中发现了少量的硅化物, 再加上合金元素 Zr 使硅化物的析出分散均匀, 所以, TC11 合金热暴露中硅化物的析出对合金塑性降低有一定的作用, 但不是主要原因。

3.3 α_2 相的析出

TC11 钛合金是 Ti-Al-Mo-Zr-Si 系的两相热强钛合金^[23], 时效和高温长时间热暴露过程中都发生 α 相的有序化, 即 α_2 相的析出。在拉伸变形过程中, 当位错运动至 α_2 颗粒时会以剪切方式通过, 并打乱滑移面上 α_2 相的有序排列结构, 产生反相畴界, 引起有序能的增加, 这将能够有效阻碍位错的运动, 从宏观上来说, 可以提高合金的拉伸强度。同时, 位错在 $\{10\bar{1}0\}$ 面上滑移时, 排列最前面的位错切割 α_2 相时将破坏其有序结构, 随后的位错再次经过时可以消除上一位错切割时形成的反相畴, 因此, 位错易于以成对形式运动, 从而引起下一个位错在同一滑移面内运动所需的应力变小, 使其更容易集中在已活动的滑移面上运动, 而在其他滑移面上滑移更为困难, 使得滑移过程有平面化的趋势^[24]。较多的位错集中在较少的滑移面内滑移, 形成共面位错塞积, 排列最前面的位错处会产生很大的应力集中, 容易诱发裂纹的萌生。裂纹的形核

和扩展, 促进了材料由韧性断裂向脆性断裂方式的转变, 从而将导致塑性的大幅度降低^[25]。根据上述分析和本实验数据, 不难推测 TC11 钛合金中 α_2 相的形核长大过程: 虽然在热暴露初期(<50 h)的试样中没有观察到明显的 α_2 相衍射斑点, 但是可以推断在该阶段 α_2 相已经形核, 由于其含量低、尺寸小, 可能还没有完全长程有序化, 所以对合金力学性能影响不大。随着热暴露时间的进一步延长, α_2 相逐渐长程有序化并聚集长大, 最终形成尺寸较大稳定的 α_2 有序相, 其对合金塑性产生较大的影响, 根据表 2 和图 2 的力学性能, 认为该阶段为热暴露 50~200 h 时间段。随后, 由于 α_2 相已经稳定, 所以热暴露时间超过 200 h 后, 合金性能变化不大。

有研究表明^[26], 在一些过时效的钛合金中, α_2 相发生了回溶, 而硅化物依然大量存在, 仍能保持较高的塑性, 这意味着 α_2 相是拉伸变形塑性损失的主要承担者。本实验中, 在热暴露初期(<50 h), α_2 相开始有序化, 并伴随着有硅化物的析出, 由于形成的 α_2 相细小, 析出的硅化物数量少且细小, 所以力学性能变化不大; 随着热暴露时间的进一步延长, 少量的硅化物继续析出, α_2 相完全有序化, 并聚集长大, 对合金力学性能产生了明显的影响(50~200 h 阶段); 再延长热暴露时间, α_2 相已经稳定, 并且析出的硅化物更少, 所以力学性能趋于稳定(200~400 h 阶段)。在整个热暴露过程中, 合金塑性降低是 α_2 相与硅化物协同作用的结果, 其中 α_2 相的影响起主导作用。

4 结论

1) TC11 钛合金热处理后有良好的室温拉伸力学性能: $\sigma_s=1\ 142\ \text{MPa}$ 、 $\psi=46.09\%$ 。在 500 °C 高温长时暴露后, TC11 钛合金的室温拉伸强度略微增加, 而塑性明显下降, 随着暴露时间的延长, 塑性下降趋势减缓。热暴露 400 h 后, $\sigma_s=1\ 201\ \text{MPa}$ 、 $\psi=34.35\%$; TC11 钛合金有在 500 °C 有较好的热稳定性。

2) TC11 钛合金热暴露后, 等轴 α 相发生了部分溶解, 含量略微降低; 随着热暴露时间的延长, 针状 α 相含量也逐渐减少; 同时在热暴露过程中有硅化物的析出和 α_2 有序相的形成。

3) 在 TC11 钛合金热暴露过程中, 合金塑性降低的主要原因是 α_2 相与硅化物析出协同作用的结果, 其

中 α_2 相的影响起主导作用。

REFERENCES

- [1] 赵永庆. 高温钛合金研究[J]. 钛工业进展, 2001, 10(1): 33-39.
ZHAO Yong-qing. The research of high temperature titanium alloy[J]. Titanium Industry Progress, 2001, 10(1): 33-39.
- [2] 许国栋, 王凤娥. 高温钛合金的发展和应用[J]. 稀有金属, 2008, 32(6): 774-780.
XU Guo-dong, WANG Feng-e. The development and application of high temperature titanium alloys[J]. Rare Metals, 2008, 32(6): 774-780.
- [3] BLENKINSOP P A. Development in high temperature alloys[C]// LÜTJERING G, ZWICKER U, BUNK W. Proceedings of 5th World Conference on Titanium. Oberurel: Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, 1984: 2323-2332.
- [4] BANIA P J. Ti-1100: A new high temperature titanium alloy[C]// LACOMBE P, TRICOT R, BÉRANGER G. Proceedings of 6th World Conference on Titanium. Paris: Les Editions de Physique, 1988: 825-830.
- [5] TETYUKHIN V, LEVIN I, LLYENKO V, BILIBINA E, USOVA T, PADYKOVA N. Heat resistant titanium alloys with enhanced, heat resistance, thermal stability[C]// Proceedings of 8th World Conference on Titanium. Brimingham, UK: Cambridge University Press, 1996: 2430-2437.
- [6] 张尚洲, 徐惠忠, 刘子全. 碳含量对 Ti-60 合金时效过程中硅化物的影响[J]. 材料研究学报, 2005, 19(5): 499-505.
ZHANG Shang-zhou, XU Hui-zhong, LIU Zi-quan. Effect of carbon on silicide precipitates during ageing of Ti-60 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2005, 19(5): 499-505.
- [7] 洪 权, 戚运莲, 赵永庆, 杨冠军. 加工工艺对 Ti600 合金板材组织性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(8): 1334-1337.
HONG Quan, QI Yun-lian, ZHAO Yong-qing, YANG Guan-jun. Effect of rolling process on microstructure and properties of Ti600 alloy plates[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(8): 1334-1337.
- [8] 段 锐, 蔡建明, 李臻熙. 初生 α 相含量对近 α 钛合金 TG6 拉伸性能和热稳定性的影响[J]. 航空材料学报, 2007, 27(3): 17-22.
DUAN Rui, CAI Jian-ming, LI Zhen-xi. Effect of primary α phase volume fraction on tensile property and thermal stability of near-alpha TG6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(3): 17-22.
- [9] 黄伯云, 李成功, 石力开, 邱冠周, 左铁镛. 中国材料工程大典. 第四卷. 有色金属材料工程(上)[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 605-616.
- [10] 周义刚, 曾卫东, 俞汉清. 近 β 锻造推翻陈旧理论发展了三态组织[J]. 中国工程科学, 2001, 3(5): 61-66.
ZHOU Yi-gang, ZENG Wei-dong, YU Han-qing. The near β forging overthrows the conventional forging theory and develops a new tri-modal microstructure[J]. China Engineering Science, 2001, 3(5): 61-66.
- [11] 周义刚, 曾卫东. 显微组织对 TC11 合金高温保时疲劳敏感性的影响[J]. 金属学报, 2000, 36(9): 897-901.
ZHOU Yi-gang, ZENG Wei-dong. The influence of microstructure on dwell sensitivity of fatigue in TC11 alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2000, 36(9): 897-901.
- [12] 王金惠, 夏长清, 陈永勤, 彭小敏, 黄 珍. 热处理工艺对 TC11 钛合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理, 2010, 35(1): 81-85.
WANG Jin-hui, XIA Chang-qing, CHENG Yong-qing, PENG Xiao-min, HUANG Zhen. The influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2010, 35(1): 81-85.
- [13] LEI Li-ming, HUANG Xu, WANG Min-min, WANG Li-qiang, QIN Ji-ning, LU Shi-qiang. Effect of temperature on deformation behavior and microstructures of TC11 titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 8236-8243.
- [14] ZONG YY, SHAN D B, XU M, LU Y. Flow softening and microstructural evolution of TC11 titanium alloy during hot deformation[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209: 1988-1994.
- [15] 贾蔚菊, 曾卫东, 俞汉清, 周义刚. 热暴露对 Ti60 合金性能及断裂行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(6): 1032-1037.
JIA Wei-ju, ZENG Wei-dong, YU Han-qing, ZHOU Yi-gang. Effect of thermal exposure on properties and fracture behaviors of Ti60 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(6): 1032-1037.
- [16] 陶春虎, 刘庆琮, 曹春晓, 张卫方. 航空用钛合金的失效及预防[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002: 38-48.
TAO Chun-hu, LIU Qing-quan, CAO Chun-xiao, ZHANG Wei-fang. Failure and prevention of aeronautical titanium alloy[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2002: 38-48.
- [17] 李亚国, 张少卿, 葛志明. TC11 钛合金 500 °C 热暴露显微组织的分析[J]. 稀有金属, 1984, 23(2): 73-78.
LI Ya-guo, ZHANG Shao-qing, GE Zhi-ming. The analysis of thermal exposure microstructure at 500 °C of TC11 titanium

- alloy[J]. Rare Metals, 1984, 23(2): 73-78.
- [18] 孙郅立, 俞汉清, 周义刚. 等轴 α 相含量对 TC11 合金热稳定性的影响[J]. 稀有金属, 1996, 20(2): 88-92.
SUN Yun-li, YU Han-qing, ZHOU Yi-gang. The influence of the content of equiaxial α phase on thermal stability of TC11 alloy[J]. Rare Metals, 1996, 20(2): 88-92.
- [19] PATON N E, MAHONEY M W. Creep of titanium-silicon alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1976, 7(11): 1685-1694.
- [20] WINSTONE M R, RAWLINGS R D, WEST R F. The creep behavior of some silicon-containing titanium alloys[J]. Journal of the Less-Common Metals, 1975, 39(3): 205-217.
- [21] 辛社伟, 洪 权, 卢亚锋, 郭 萍, 戚运莲, 曾立英. Ti600 高温钛合金 600 °C 下组织稳定性的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(11): 1918-1922.
XIN She-wei, HONG Quan, LU Ya-feng, GUO Ping, QI Yun-lian, ZENG Li-ying. Research on microstructure stability of Ti600 high-temperature titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(11): 1918-1922.
- [22] ZHANG Zhu, FLOWER H M. Composition and lattice parameters of silicide and matrix in cast Ti-Si-Al-Zr alloys[J]. Materials Science and Technology, 1991, 13(7): 812-817.
- [23] ROSENBERG H W. Titanium alloys in theory and practice[C]// JAFFEE R I, PROMISEL N E. The Science Technology & Application of Titanium. London: Pergamon Press, 1970: 851-861.
- [24] 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]. Metall Mater Trans A, 1996, 27(5): 1167-1173.
- [25] MADSEN A, GHONEM H. Separating the effects of Ti_3Al and silicide precipitates on the tensile and crack growth behavior at room temperature and 593 °C in a near-alpha titanium alloy IMI834[J]. Journal of Aeronautical Materials, 1997, 17(4): 15-20.
- [26] SHAMBLEN C E. Embrittlement of titanium alloys by long time, high temperature expose[J]. Metall Trans, 1971, 23(2): 277-280.

(编辑 李艳红)