

TC11钛合金高温长期使用条件下 组织和性能的变化特性

四二〇厂 刘素堂 熊月华 李力加
六二一所 高 扬 李亚国 曹春晓

一、概 述

TC11钛合金(Ti-6.5 Al-3.5Mo-1.5 Zr-0.3Si)是目前我国使用温度最高的两相热强钛合金之一,该合金是由TC9发展而来。热强钛合金在较高温度下长期使用中组织和性能变化的规律一直是国内外十分关注的问题^[1~4],通常把材料在空气中长时间热暴露后于常温或低温下保持塑性或韧性的能力,作为热稳定性的判据。根据资料〔5〕,由于热稳定性的限制,BT9合金(与我国TC11相当)在500℃下可靠工作寿命为500小时。

为掌握国产 TC 11钛合金热稳定性变化的规律,以便在确定该合金工作寿命时提供必要的依据,本文作者研究了TC11钛合金500℃有应力和无应力条件下长时间热暴露后组织和拉伸性能变化的特性,同时用TEM等方法对发动机 TC11钛合金八级压气机叶片150和300小时长期试车后的组织进行了观测。这些工作对设计选材、材料和零件的寿命估算和新材料的发展,具有一定的参考价值。

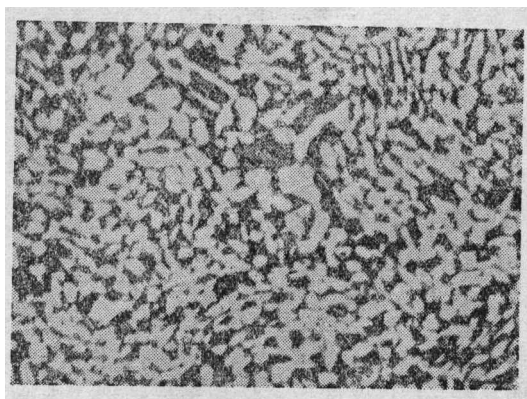
二、试验过程

采用抚钢生产的TC11钛合金 $\phi 40$ mm热轧棒材,经标准双重退火(950℃1小时空冷+530℃6小时空冷)后,加工成工作直径为5mm的标准拉伸试样,将该试样进行有应力和无应力条件下的热暴露(表1),再测试其拉伸性能。该材料的显微组织见图1。

表 1 试样热暴露条件及叶片工作条件

| 材料来源 | 编号 | 热 暴 露 条 件 |
|--------------------------------------|----|---------------------------------------|
| 热 轧 $\phi 5$ 拉 伸 材 加 工 成 | 1 | 未热暴露 |
| | 2 | 500℃ 100小时 空冷 无应力 |
| | 3 | 500℃ 300小时 空冷 无应力 |
| | 4 | 500℃ 500小时 空冷 无应力 |
| | 5 | 500℃ 1000小时 空冷 无应力 |
| | 6 | 500℃ 100小时 空冷 35 kg/mm ² * |
| | 7 | 500℃ 300小时 空冷 30 kg/mm ² |
| | 8 | 500℃ 500小时 空冷 25 kg/mm ² |
| | 9 | 500℃ 1000小时 空冷 22 kg/mm ² |
| 叶 片 | 10 | 未试车 |
| | 11 | 经150小时试车 |
| | 12 | 经300小时试车 |

* 应力的选择是根据该温度、时间下产生0.2%残余变形的相应应力值而定。



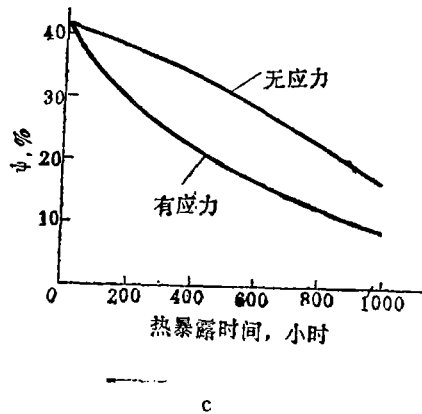
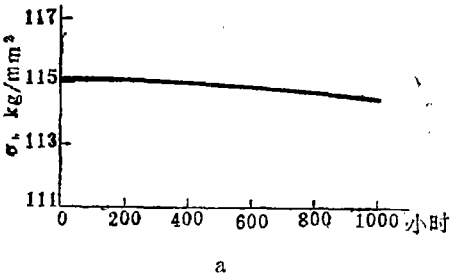
× 500

图 1 TC11棒材的显微组织

试样拉断后对拉伸断口进行观测分析,并沿拉断试样纵向切取TEM用薄膜,观测变形区位错形貌和进行选区衍射分析(包括Ti3Al的

标定以及它与基体的位向关系)。用X射线衍射仪测定了 β 相含量的变化。

八级叶片总长48.15mm,在应力最大部位取样,由于钛比重小,八级叶片长度短,在最大气动负荷状态下当量应力为 9.14kg/mm^2 。叶片设计状态平均温度为 313°C ,试车最高温度为 490°C 。沿叶片表面磨制抛光成TEM用薄膜进行观测分析。



三、实验结果

1. 室温拉伸性能的变化

由图2可知,随着 500°C 热暴露时间的延长,抗拉强度变化不大,延伸率降低趋势较平稳,断面收缩率的下降显著,应力热暴露明显地加剧了室温塑性下降的趋势。按断面收缩率下降50%考虑,应力热暴露接近500小时,而无应力热暴露延迟至850小时才达到上述值。

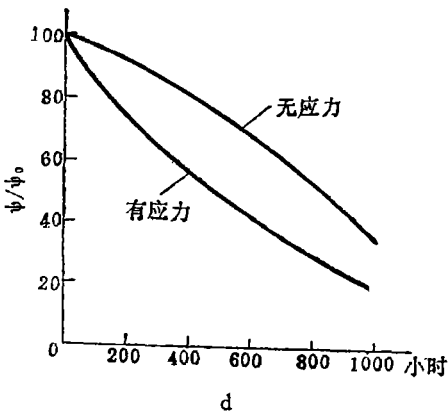
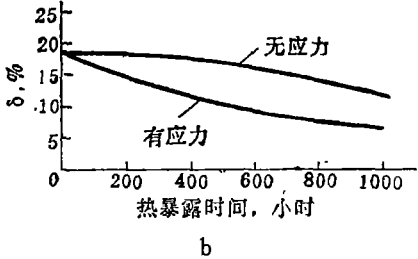


图2 500°C 长期热暴露对室温拉伸性能的影响

a. 强度极限的变化; b. δ_s 的变化; c. ψ 的变化; d. ψ/ψ_0 的变化(ψ_0 为热暴露前的断面收缩率)

2. 拉伸断口形貌的变化

(1) 宏观断口形貌特征

由图3可知,热暴露前后拉伸断口的宏观特征虽然均属于延性断裂,颜色灰暗,但差别还是明显的。未暴露试样的断裂源位于试样中心,断口有明显的纤维区和剪切唇,放射区不够显著,断口凹凸差别较大,随着热暴露时间的延长,断裂源由中心移向表面,放射区明显加大,纤维区和剪切唇减少,断面趋向平坦化,这种宏观断口上脆性特征增加的趋势和拉伸塑性下

降的趋势正好对应起来。

应力热暴露试样的上述变化比无应力热暴露试样更迅速,300小时应力热暴露后断口裂纹源就外移至表面(无应力暴露则在500小时后才移至表面),其放射区的明显程度甚至近似于1000小时无应力热暴露的断口特征。

(2) 微观断口形貌特征

断口复型电镜观察的结果表明(图4),未经热暴露或短期热暴露拉伸断口微观上是较深的韧窝,这是典型延性断裂断口的微观特征(图

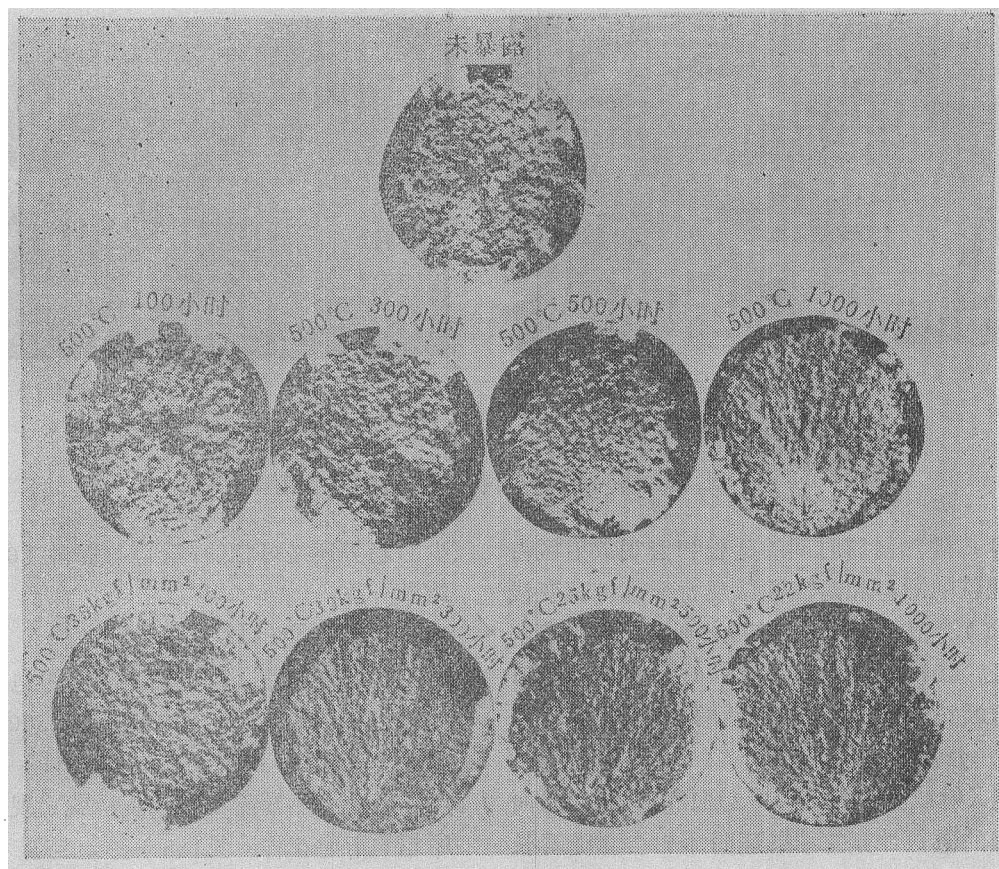
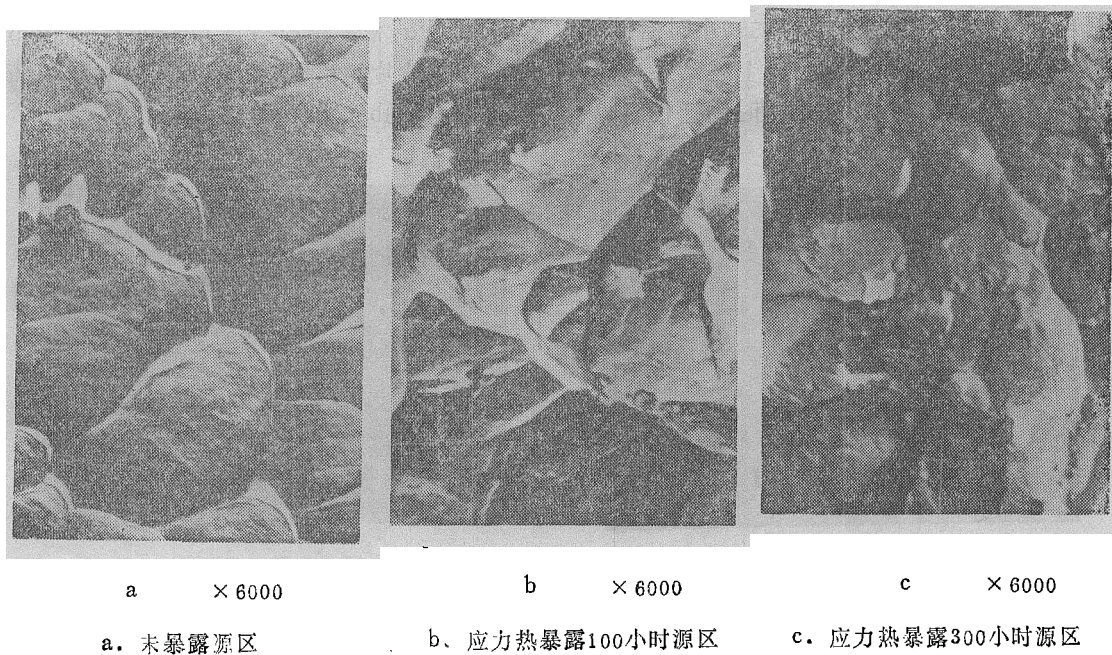


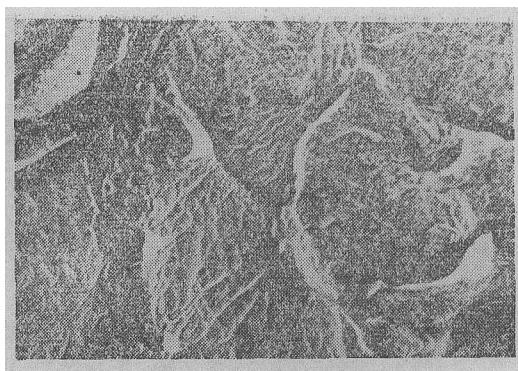
图 3 热暴露对宏观拉伸断口形貌的影响





d × 6000

d. 应力热暴露500小时源区



e × 12000

e. 应力热暴露1000小时源区

图 4 500°C热暴露对拉伸断口微观特征的影响

4a、b)，随热暴露时间的延长和宏观放射区占主导地位的断口相对应的微观特征是韧窝变浅（图4c），在断裂源区有近似河流花样的准解理特征，二次裂纹明显，即微观上由延性断口向混合断口过渡，这也和脆性增加的趋势一致。

3. 介稳定 β 相的变化

用X射线测得 α 相(01 $\bar{1}$ 2)面和 β 相(200)面衍射峰的面积计算的结果证明， β 相含量随着长期热暴露时间的延长而下降，未经热暴露试样的 β 相含量为19%，500°C无应力1000小时热暴露后 β 相含量为13.2%，应力热暴露500小时后 β 相含量为13.5%，由于织构的影响，上述结果有待进一步修正，但 β 相含量随热暴露时间延长而减

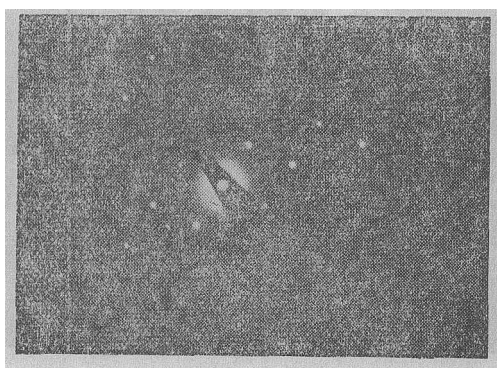
少的趋势还是可信的，这也与资料〔6〕所做的结果一致。

4. α_2 (Ti_3Al) 相的析出

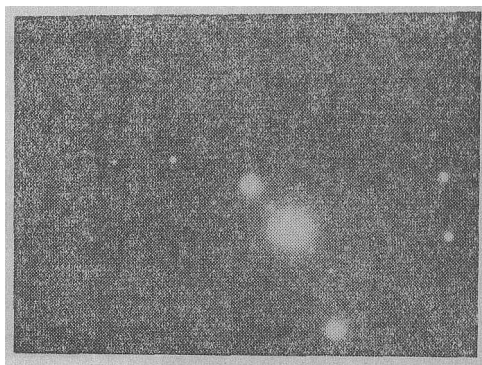
对试样进行TEM观测得到的电子衍射花样标定的结果说明，500°C无应力500小时热暴露后， α 相中出现了 α_2 (Ti_3Al) 的衍射斑点，而应力热暴露300小时后就出现了上述有序相的衍射花样（见图5）。

5. 试车前后叶片的电子衍射花样

由图6可知，叶片试车前及试车150小时后均未发现 α_2 相的衍射斑点（图6a），而300小时试车后叶片的初生 α 中发现了 α_2 有序化的衍射斑点（图6b）。



a. 无应力500小时
(121)* α // (122)* α_2

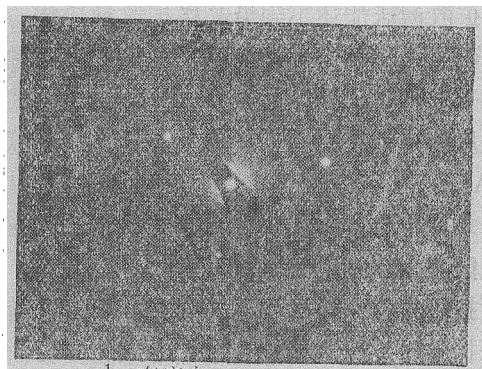


b. 无应力1000小时
(013)* α // (016)* α_2



c. 有应力

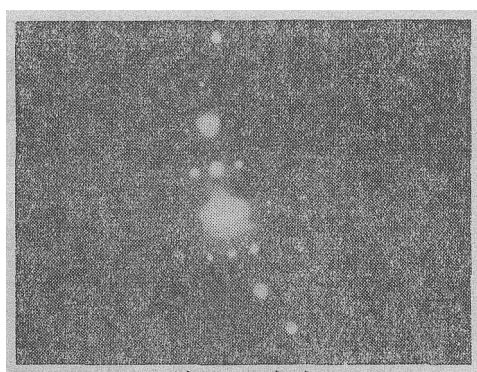
300小时 $(001)^*_{\alpha} // (001)^*_{\alpha_2}$



d. 有应力

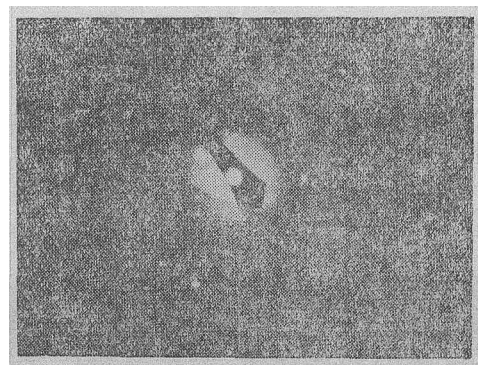
1000小时 $(\bar{3}31)^*_{\alpha} // (\bar{3}32)^*_{\alpha_2}$

图 5 500°C热暴露前后 α 相中的衍射斑点图及对应的位向关系



a. 试车 150小时

α -Ti 的 $(110)^*$ 衍射



b. 试车 300小时

$(001)^*_{\alpha} // (001)^*_{\alpha_2}$

图 6 试车叶片电子衍射花样

四、讨 论

1. 应力对热稳定性的影响

上述试验结果证明了长期热暴露后材料室温拉伸塑性的降低,是由于 α_2 相的析出、介稳定 β 相的分解和表面硬脆 α 层的生成所致,而热暴露过程中拉伸应力对上述变化起了明显的加速作用。这种作用首先可以从 α_2 相的形成条件和形成机制来说明,钛合金的 α_2 相是以 Ti_3Al 化合物为基的长程有序相^[7],通常认为含Al大于某个值(例如6%)的钛合金在某个温度(例如560~600°C)^[8]以下,可能发生 α 固溶体的有序化转变。也就是说,在高于这个临界温度时,钛、铝原子在点阵中的分布是无规则的,

而在低于临界温度时,合金原子将尽可能地倾向于不被相同的原子所包围,在一定条件下(包括温度、时间等),钛、铝原子的热运动与空位交换位置的扩散作用,导致钛、铝原子各自分布在特定的点阵位置上——形成有序的 α_2 相^[9] C.E. Shambelen等用 Wertzener 第二相微粒生长的动力学方程对Ti-5021 S和Ti-6242计算的结果证明热脆性激活能或断裂韧性损失的激活能和铝在钛中的扩散激活能一致^[10],说明热暴露后塑性损失与 α_2 相的析出都和铝原子扩散紧密相关。

应力热稳定试验中,应力的选取是根据产生0.2%残余应变值而定的,应变必然造成试样中空位、位错等缺陷的增加,从而显著地加快了原子在金属中的扩散速度。例如,原子沿位错

线的扩散激活能还不到沿晶格扩散激活能的一半,而原子在位错内或其附近地区的跳跃频率也大于点阵内部^[11],形变加速晶体中的扩散,从而降低了铝的扩散激活能也就是降低了Ti₃Al相析出的激活能,由此说明在同样温度、时间条件下有应力热暴露的塑性下降比无应力热暴露更为迅速的缘故。

拉应力的作用加快了Al、Zr、Mo、O等原子的扩散速度,同样会加快介稳β相的分解和表面氧化速度。虽然这方面还有待于更深入的试验证实,但可以认为这些因素均会加剧塑性的下降。

2. α₂相对拉伸变形特性的影响

试验结果(图7)表明,未暴露及100小时、300小时热暴露试样经塑性变形后,其位错呈密集而相互缠结的胞状结构(图7a),而500小时、1000小时热暴露后,其α中的位错线沿滑移面排列,即位错滑移平面化,有些部位有明

显的位错塞积特征。D.J.Truxax等认为^[12],热暴露前后位错线由胞状结构变为平面分布的现象可归因于单位体积内α₂相增加、间距变小,α₂微粒不能被位错绕过而被切割所致(位错切割α₂颗粒所需要的剪切力 $\tau=0.28E^{3/2}\cdot f^{1/3}\cdot G^{-1/2}\cdot b^{-2}\cdot r_0^{1/2}$,其中E—相边界能;f—α₂相的体积分数;G—切变模量;b—柏氏矢量;r₀—α₂的平均颗粒半径)。α₂被位错切割后,相当于r₀变小,减少下一个位错运动所需之切应力,使位错在已滑动的滑移面上易于运动,从而造成上述位错滑移平面化。在氧含量较少时,这种变化还不足以造成宏观性能的显著差异,但是,氧含量较高(本炉棒材氧含量为0.14%),尤其是试样表面在热暴露过程中形成富氧α层时,位错在滑移面以外区域运动更为困难,更多的位错集中在较少的滑移面内形成位错塞积,塞积到一定程度造成高度的应力集中,形成断裂源,在材料还没有产生相当的塑性变形时就

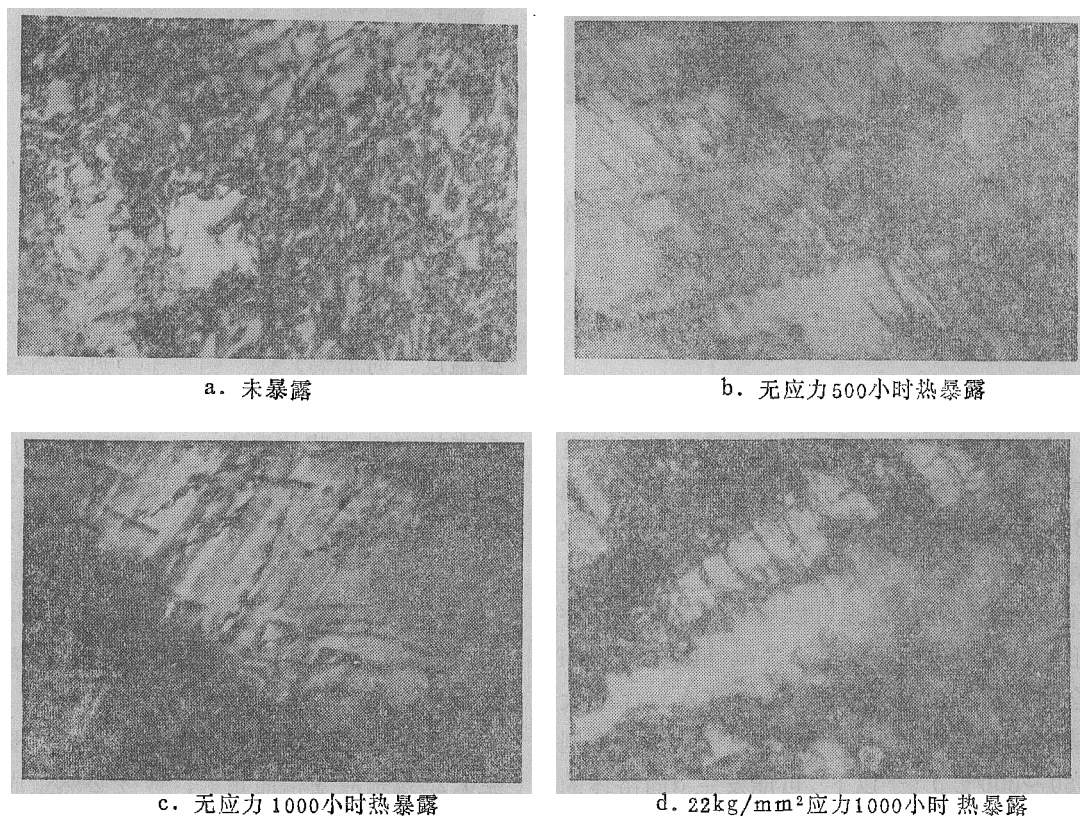


图 7 500°C 热暴露前后塑性变形区的位错形貌 ×36000

已经断裂,从而造成了材料的塑性下降,而表面富氧 α 层还要加上间隙元素含量增加造成的脆化效果,从而使表面的脆化更为严重。至此,断裂源随热暴露时间的延长而外移至拉伸试样表面的现象就不难理解了。

五、结 论

1. TC11钛合金在500℃长期热暴露过程中, α_2 相的析出和 β 相的分解是使材料室温塑性下降的内部结构因素,应力在热暴露过程中加快了上述变化的进程,从而加剧了材料脆化的速度。例如无应力热暴露500小时后,TEM试样上可看到 α_2 的衍射斑点,而有应力条件下热暴露300小时就能看到 α_2 的衍射斑点(试样和实际试车300小时的叶片均如此)。

2. 在高温长期热暴露过程中,试样或零件表面受到氧的污染,形成富氧 α 层,这是材料变脆的表面因素。在表面氧化和内部结构变化的双重作用下,室温拉伸时断裂源随热暴露时间的延长从试样中心移向表面,造成塑性更大的下降。

3. 热暴露过程中的上述结构变化,导致拉伸断口形貌的明显变化,随热暴露时间的延长,宏观上放射区明显增大,纤维区和剪切唇缩小,断面趋向平坦。微观上由典型的较深的韧窝(包括断裂源区)逐渐变浅,在500℃下应力热暴露300小时和无应力热暴露500小时后,断裂源区开始呈现准解理混合断口特征。

4. α_2 相在长期热暴露过程中析出,使试样拉伸变形过程中的位错滑移平面化,减少位错可滑动的系统,造成位错塞积,从而导致拉伸塑性的下降。

5. TC11合金在500℃、25kg/mm²条件下热暴露500小时后,断面收缩率保留未暴露前断面收缩率的50%,拉伸强度和延伸率的变化更小,如不考虑其它因素,则该材料500℃长期

使用的工作寿命定为500小时是可取的。

参 考 文 献

- [1] V.J. Erdeman and E.W. Ross, Titanium 80, Science and Technology, Kyoto, 1980, P. 829
- [2] AD770343.
- [3] 中国科学院金属研究所,《高温钛合金热稳定性问题》,上海科学技术情报所出版,1975年。
- [4] 张少卿 李亚国 葛志明,《航空材料》专刊,第3卷,第2期,1983年,P.13~18.
- [5] 《热强钛合金》,张志芳 葛志明译校,六二一所。
- [6] 王希哲等,BT9钛合金热稳定性及其组织因素的研究,冶金部有色金属研究总院和抚顺钢厂研究所,1983.
- [7] BT9钛合金中的 α_2 相,冶金部有色金属研究总院,1983.4.
- [8] AD112271.
- [9] 哈宽富编著,《金属力学性质的微观理论》,科学出版社,1983.
- [10] C.E. Shamblen, Met. Trans. ASM, Vol. 2, 1971, P. 227.
- [11] 赵国勋,《金属学原理》,冶金工业出版社,1979.
- [12] AD712476.

