

魏氏组织 BT14合金应力松弛行为及微观机理

刘 勇 刘瑞堂

(哈尔滨工程大学材料与化学工程学院, 哈尔滨 150001)

文 摘 研究了魏氏组织 BT14合金在 200、400和 600 下的应力松弛行为,并通过应力松弛过程中微观组织的变化研究应力松弛的微观机理。研究表明,BT14应力松弛存在应力松弛极限,松弛温度是决定应力松弛极限的主要因素,温度越高,应力松弛极限越低;在一定的温度下,应力松弛开始阶段对应较高的应力松弛速率,并随松弛时间的延长迅速降低,随温度升高,开始阶段的应力松弛速率也升高。根据应力松弛的特点,建立了BT14合金应力松弛方程。200和 400 应力松弛变形中,发现位错滑移带,这时应力松弛的微观机理为位错蠕变导致的微区塑性变形;600 应力松弛变形中,发现亚晶界,其松弛机理为回复蠕变。

关键词 BT14合金,应力松弛,微观机理

Stress Relaxation Behavior and Micro-Mechanism of BT14 Alloy With Widmanstatten Microstructure

Liu Yong Liu Ruitang

(College of Material Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001)

Abstract The stress relaxation behavior of BT14 alloy with Widmanstatten microstructure was investigated at 200, 400 and 600 . And micro-mechanisms of stress relaxation were discussed by the observation of microstructure evolution during stress relaxation. The results show that stress relaxation has a limited relaxation value, which is determined mainly by relaxation temperature, i.e., the higher the temperature, the lower the relaxation limited value, stress relaxation rate has high value at the early stage of relaxation and decreases rapidly with the progress of relaxation time. Stress relaxation equations were constructed for BT14 alloy according to the characteristic of stress relaxation. Dislocation slip bands are found during stress relaxation deformation at 200 and 400 , implying micro-zone plastic deformation resulted from dislocation slip is the micro-mechanism of stress relaxation. And sub-grain boundary and dislocation nets found during stress relaxation deformation at 600 presents that recovery creep is the main stress relaxation mechanism.

Key words BT14 alloy, Stress relaxation, Micro-Mechanism

0 引言

BT14合金是近年来广泛应用于航空航天中的一种合金^[1],但该合金屈强比高、回弹性大,往往需要去应力退火和热校形。应力松弛是热校形和去应力退火的理论基础。研究合金的应力松弛行为,可以更好的设计和优化去应力退火和热校形工艺。同时,传统的应力松弛理论简单地认为应力松弛由镶嵌块的转动和化学成分扩散形成的,但微观组织观察并没有给出相应的证据。因此很有必要研究不同松弛温度下的应力松弛机理。国内外对钛合金的应力松弛行为及机理方面进行了一些研究,但针对 BT14合金,则未见相关的报道^[2-5]。本文研究了魏氏组织 BT14合金应力松弛行为和微观组织演化规律,并初步探讨

了微观应力松弛机理。

1 材料及试验方法

选用板厚为 4 mm的板材,化学成分(质量分数)为:4.5 Al,3.1 Mo,1.1 V,其余为 Ti。相变点为 950。试样经 820 /8 h炉冷处理后得到魏氏组织。原始晶粒大约 200 μm。每个晶粒有若干束域组成,每个束域均由位向一致的板条相和介于相之间的相组成。在原始晶界上,分布网状相。图 1(b)为魏氏组织合金的 TEM组织。该组织由长条状相和介于它们之间的相组成。板条内比较干净,位错数量稀少,没有发现孪晶。

应力松弛试验采用 GB10120规定的弯曲应力松弛试验法。试验在 200、400和 600 三个温度下进行。

收稿日期:2007-07-09;修回日期:2007-08-27

作者简介:刘勇,1975年出生,博士,主要从事钛合金组织和性能的研究工作。E-mail:lyonghit@sina.com

宇航材料工艺 2008年 第1期

— 71 —

试验数据整理为剩余应力和松弛时间的关系曲线。

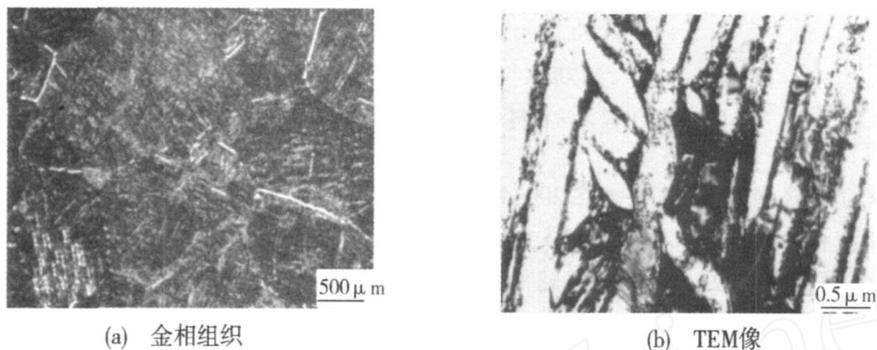


图 1 BT14合金的原始组织
Fig 1 Starting Microstructures of BT14 alloy

2 结果分析

2.1 BT14合金应力松弛行为

图 2给出了 BT14合金应力松弛行为中剩余应力和松弛时间的关系曲线。可以看到,应力松弛可以分为两个阶段,第一阶段应力松弛较快,第二阶段应力下降缓慢。长时间应力松弛后应力下降缓慢。应力松弛过程中,应力松弛逐渐降低,最后趋近于一极限值,这一极限值称为应力松弛极限。

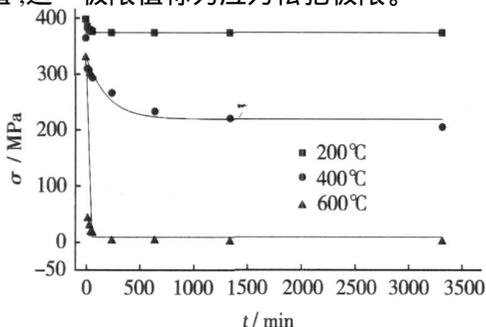


图 2 BT14合金应力松弛曲线
Fig 2 Stress relaxation curves of BT14 alloy

把上述曲线外推到无限长时间得到不同温度下的应力松弛极限。应力松弛极限描述了应力松弛最终的松弛程度。上述的三组应力松弛试验初应力基本相同,但松弛温度不同,测试后得到的应力松弛极限不同。对应 200、400和 600 应力松弛,得到的应力松弛极限分别是 374.5、200及 2 MPa。可见,对于同一种材料,随应力松弛温度的升高,应力松弛极限降低,应力松弛温度是决定应力松弛极限的主要因素。具体到 BT14合金,去应力退火的温度应该选择在 600,否则应力松弛温度偏低,即使应力松弛很长时间,其效果也不明显。

应力松弛速率是描述材料应力松弛行为的另一主要参量。图 3给出了 BT14合金应力松弛过程中应力松弛速率与松弛时间的关系曲线。可以看出在一定的应力松弛温度下,开始阶段对应较高的应力松弛速率,并随松弛时间的延长迅速降低;由 200、400

和 600 曲线对比可以看出,随温度升高,开始阶段的应力松弛速率提高,但在长时间应力松弛后趋于同一水平。上述结果说明,对于去应力退火,在一定的保温温度下,仅在应力松弛开始的一段时间内应力松弛效果是最好的,没有必要长时间保温。

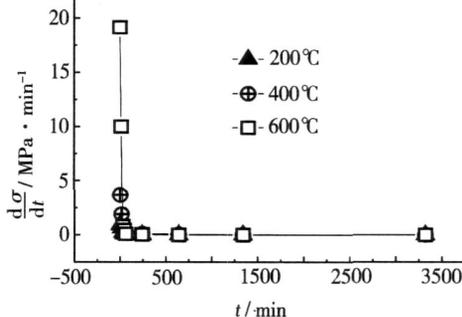


图 3 BT14合金应力松弛速率和应力松弛时间的关系
Fig 3 Relaxation time dependence of stress relaxation rate for BT14 alloy

2.2 应力松弛方程

为了更好地指导实际生产中的热校形和去应力退火工艺,有必要建立应力松弛方程。通过观察,发现应力松弛曲线可以用指数衰减形式的函数进行拟合。结合已有的应力松弛行为特点的研究,建立如下的应力松弛方程:

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) e^{-k t} \quad (1)$$

式中, σ_∞ 为应力松弛极限, k 是延迟指数,对于给定材料仅由应力松弛温度决定; σ_0 为初应力。表 1 给出了不同应力松弛温度下的魏氏组织 BT14合金的具体常数值。

表 1 应力松弛曲线拟合结果

温度 /	/MPa	k
200	374.5	20.4
400	219.4	192.6
600	9.2	7.0

2.3 应力松弛过程中微观组织观察

图4为魏氏组织BT14合金在200、400和600时应力松弛变形后的组织(TEM)。从图4(a)可以观察到应力松弛变形中,有相当数量的位错产生。部分位错形成位错列,以位错滑移带的形式出现,如箭头1所示。箭头2说明板条界成为位错增殖源,箭头所

指为位错源释放位错的情形。上述结果说明,在BT14合金应力松弛过程中,有位错增殖和位错滑移产生。位错滑移产生了微量塑性变形,位错列构成的位错滑移带是位错蠕变的典型特征^[6-10]。可以认为200 应力松弛变形本质上是变应力的位错滑移导致的低温蠕变。

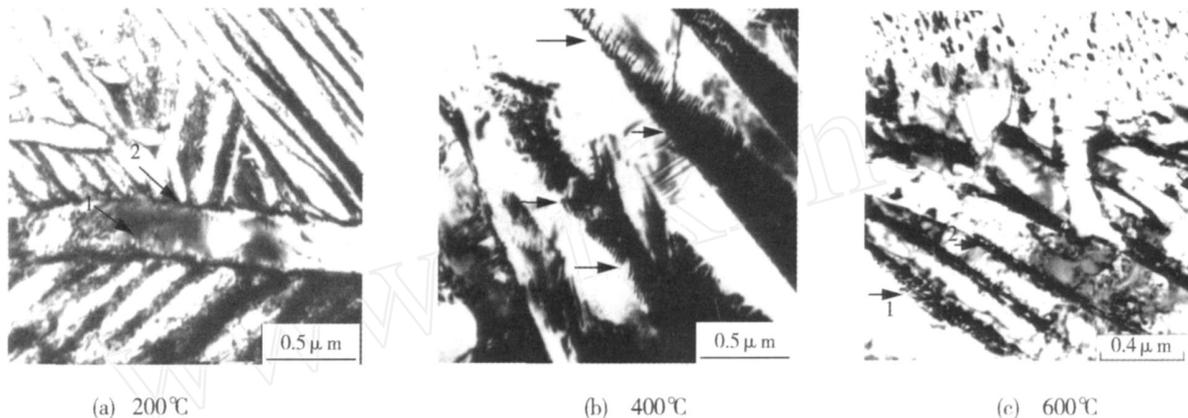


图4 魏氏组织BT14合金应力松弛后的形貌

Fig 4 Microstructures after stress relaxation for BT14 alloy with Widmanstatten microstructure

从图4(b)箭头所示,发现了大量的位错滑移带。位错滑移产生塑性变形,导致维持应变的外加应力降低。和200 应力松弛类似,主要机制为位错滑移导致的低温蠕变。400 与200 相比,位错滑移带数量明显增多,说明塑性变形量增加,应力松弛量大幅度增加。

图4(c)箭头所示,在板条界形成亚晶界。亚晶界的出现说明此时的应力松弛机制为回复蠕变。

2.4 应力松弛微观机制讨论

由微观组织观察可以看出,在200 和400 应力松弛过程中发现位错增殖和位错滑移带的形成,上述现象说明微区塑性变形产生。而微区塑性变形导致了应力松弛的产生。值得指出的是位错增殖源主要是 / 相界。另外,400 位错滑移带多于200 ,说明前者的微量塑性变形量大于后者,因此400 应力松弛较200 剧烈。温度升高到600 ,原子扩散能力增强,导致回复的产生。微观组织中观察到亚晶界,说明确实发生了回复蠕变。在这种机制下,应力得到很大的松弛。600 应力松弛极限远低于400 ,而应力松弛速率则远大于400 。

3 结论

(1)BT14应力松弛存在极限,松弛温度是决定应力松弛极限的主要因素;温度越高,应力松弛极限越低。

(2)在一定的应力松弛温度下,应力松弛速率在应力松弛开始阶段具有较高的值,并随松弛时间的延长迅速降低;松弛温度升高,开始阶段的应力松弛速率也提高。

(3)200和400 应力松弛变形中发现位错滑移

带,说明在200和400 时,其应力松弛的微观机理均为位错滑移导致的微区塑性变形。BT14合金600 应力松弛变形中,发现亚晶界,其松弛机理为回复蠕变。

参考文献

- 1 Froes F H. Titanium Products and Applications. Journal of Metals, 1994; (3): 12 ~ 14
- 2 陈春奎等. 钛和钛合金钣金零件的热校形. 金属科学与工艺, 1987; 4 (2): 89 ~ 100
- 3 李昕等. 弹性与非弹性的测量和应用. 北京: 冶金工业出版社, 1999
- 4 张新明等. 铍铜带材弯曲应力松弛的力学行为. 中国有色金属学报, 2001; 11 (6): 988 ~ 992
- 5 平修二著, 郭廷玮等译. 金属材料的高温强度 理论设计. 北京: 科学出版社, 1983
- 6 Evans W J, Harrison G F. Power law steady state creep in / titanium alloys. Journal of Materials Science, 1983; (18): 3 449 ~ 3 455
- 7 Lemer L, Chiang S W, Kohlstedt D L. Load relaxation studies of four alkali halides. Acta Metal, 1979; 27: 1 187 ~ 1 196
- 8 Sridhar G, Kutumbarao V V, Sama S. The influence of heat treatment on the structure and properties of a near titanium alloy. Metallurgical Transactions, 1987; 18A: 877 ~ 891
- 9 Weiss I, Froes F H, Eykn D et al. Modification of alpha morphology in Ti - 6Al - 4V by thermomechanical processing. Metallurgical Transactions (A), 1987; 1986; 17A: 1 935 ~ 1 947
- 10 Miler W H et al. Microstructure, creep, and tensile deformation in Ti - 6Al - 2Nb - 1Ta - 0.8Mo. Metall Trans, 1987; 18A: 1 451 ~ 1 467

(编辑 李洪泉)