DOI: 10.3901/JME.2019.18.043

Ti-6Al-4V 钛合金薄板应力松弛行为研究*

毕 静^{1,2} 崔学习³ 张艳苓^{1,2,4} 张 志^{1,2,4} 吴向东³

(1. 中国航空制造技术研究院 北京 100024;

2. 中国航空制造技术研究院塑性成形技术航空科技重点实验室 北京 100024;

3. 北京航空航天大学机械工程及自动化学院 北京 100191;

4. 中国航空制造技术研究院数字化塑性成形技术及装备北京市重点实验室 北京 100024)

摘要: 针对 Ti-6Al-4V 钛合金薄板, 分别在温度 650 °C、700 °C 和 750 °C, 和预应变 2%、4% 和 16% 的条件下进行多组应力松弛交叉试验。研究 Ti-6Al-4V 钛合金高温下的应力松弛行为及温度和预应变对应力松弛极限的影响。并基于试验数据, 对比分析阶次不同的延迟函数的拟合精度, 最终采用精度更高的四次延迟函数进行 Ti-6Al-4V 钛合金的应力松弛曲线拟合。通过对比发现四次延迟函数预测的结果和试验数据十分吻合, 并且拟合最低精度高达 99.724%, 证明使用四次延迟函数拟合应力松弛曲线的有效性。在试验数据的基础上, 进一步推导出高温短时蠕变应变速率与应力的关系。最后基于 Arrhenius 本构模型, 通过对各参数的线性回归, 建立适合 Ti-6Al-4V 钛合金薄板的高温短时蠕变型本构方程, 为后续热校形工艺制定和数值模拟奠定基础。

关键词: 钛合金薄板; 应力松弛; 松弛极限; 延迟函数; 蠕变型本构模型

中图分类号: V261

Investigations on Stress Relaxation Behavior of Ti-6Al-4V Titanium Alloy Thin Sheet

BI Jing^{1,2} CUI Xuexi³ ZHANG Yanling^{1,2,4} ZHANG Zhi^{1,2,4} WU Xiangdong³

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024;

2. Aeronautical Key Laboratory for Plastic Forming Technology,
AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024;

3. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191;

4. Beijing Key Laboratory of Digital Forming Technology and Equipment,
AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024)

Abstract: The multiple sets of stress relaxation crossover tests of the Ti-6Al-4V titanium alloy ultrathin sheet with the different temperatures (650 °C, 700 °C and 750 °C) and the different pre-strain (2%, 4% and 16%) are carried out. The effects of temperature and pre-strain on the stress relaxation resistance of Ti-6Al-4V titanium alloy and the stress relaxation behavior at high temperature are investigated. Based on the experimental data, the stress relaxation curve fitting of Ti-6Al-4V titanium alloy is carried out with a more accurate four-order delay function. The results of the four-time delay function prediction are in good agreement with the experimental data, and the fitting accuracy is as high as 99.724%. Based on the experimental data, the relationship between the short-term creep strain rate and stress at high temperature is further derived. Finally, based on the Arrhenius constitutive model, the high-temperature short-time creep constitutive equation of Ti-6Al-4V titanium alloy ultrathin sheet is established, which laid a foundation for subsequent hot sizing process formulation and numerical simulation.

Key words: titanium alloy thin sheet; stress relaxation; relaxation resistance; delay function; creep-type constitutive model

0 前言

Ti-6Al-4V 是一种非常重要的轻质钛合金^[1], 由于它具有较高的比强度和较强的耐腐蚀性, 在航空、

航天等领域得到了广泛的应用^[2]。但由于其成形后零件回弹较大, 往往需要进行热校形处理。热校形作为减少钛合金零件回弹的重要手段^[3], 其工艺理论基础是高温短时应力松弛, 因此, 研究 Ti-6Al-4V 钛合金高温短时应力松弛行为对合理制定钛合金热校形工艺具有十分重要的理论指导意义^[4-5]。

应力松弛是指金属材料在总应变保持不变的条

* 国家自然科学基金(51875027)和中国航空制造技术研究院资助项目。
20190103 收到初稿, 20190605 收到修改稿

件下, 内部应力随时间变化而自然降低的现象, 其本质是金属材料在保持恒定变形时内部弹性应变逐渐转化为塑性应变的过程^[6]。林兆荣等^[7]在不同初应力及预应变的条件下研究了 TA2、TC1、TC4 钛板在 550~750 °C 时的短时应力松弛行为, 结果表明试验数据可以采用自然对数形式的方程来表达, 并指出同一温度下 TC4 板的应力松弛速度最高, TC1 板次之, TA2 板最小。刘勇等^[8]对 TC4 合金的应力松弛行为进行了深入研究, 采用了二次延迟函数对应力松弛曲线进行了拟合, 得到了比较满意的拟合结果, 并通过对微观组织观察指出 400 °C 时变形机理为以位错平面滑移为特征的位错蠕变, 600 °C 时变形机理为位错的滑移、攀移及原子扩散综合作用下的回复蠕变。之后进一步研究了温度、应力及晶粒度^[9]、组织形态^[10]对 TC4 合金应力松弛的影响, 以及 β 区淬火时效态 TC4 的弯曲应力松弛行为^[11]。杜舜尧等^[12]对 TC4 合金的应力松弛行为及高温短时蠕变本构关系进行了研究, 并指出其应力松弛过程分为两个阶段: 第一个阶段残余应力急剧下降, 具有较大的应力松弛速率; 第二阶段残余应力趋向于某一极限值, 即应力松弛极限, 此阶段应力松弛速率较小。最后得出温度对该材料的应力松弛有显著的影响, 且应力松弛极限随温度的升高而降低。XIAO 等^[13]对 TC4 合金板进行了中温应力松弛行为研究, 建立了显式的三次延迟函数来描述该材料的应力松弛曲线。最后指出, 在相同温度下, 不同应力水平的应力松弛极限相同。此外一些学者还对 BT20 钛合金^[14]、TA1 钛合金^[15]、TA15 钛合金^[16-17]等常用钛合金的高温应力松弛进行了重要的研究, 为钛合金在热校形和热处理等方面的广泛应用奠定了一定基础。POVAROV^[18]在研究钛合金应力松弛行为时, 发现温度在 500~850 °C 时扩散占主导地位, 而温度较低(小于 0.25 T_m , T_m 为材料熔点温度)时主要的变形机制为滑移。ZONG 等^[19]对 TC4 钛合金的高温短时蠕变和应力松弛进行研究, 获得了不同温度下的应力松弛指数和热激活能, 采用透射电子显微镜和电子背散射衍射技术分析和对比了蠕变和应力松弛的微观机理。分析显示在 650 °C 时蠕变和应力松弛都是由原子的空位扩散引起的, 而高于 650 °C 时两者都主要是由位错攀移控制, 而且引起蠕变和应力松弛的位错来源不同。LIU 等^[20]进一步研究了 TC4 合金的应力松弛行为的微观机理, 结果表明该材料在 400 °C 时其松弛机理为位错蠕变, 600 °C 时为回复蠕变, 800 °C 时为再结晶机理, 并给出了应力松弛机理图。根据 SINHA^[21]的研究保持总应变不变的应力松弛可以看作一种常应变

(C-S)蠕变, 即可以认为应力松弛是一种特殊的蠕变现象。但是该常应变蠕变和真正的蠕变并非完全一样, CHANDLER^[22]指出两者是互补的关系。LIU 等^[23]对钛合金的蠕变和应力松弛之间的关系进行了深入探讨, 分别建立了这两种形式的蠕变的本构模型, 并用有限元验证了其本构模型的正确性。湛利华等^[24]研究了时效成形过程中蠕变和应力松弛的关联规律及其转化模型。并引入了时效应力松弛预测模型, 实现了对应力松弛行为的预测。

热校形工艺过程中, 对于简单零件采取的是将校形零件的预应变控制在弹性应变范围内进行应力松弛工艺, 而对于复杂的钣金件校形工艺的预应变范围从弹性应变扩展到了较大的塑性应变。目前对于 TC4 钛合金大范围预应变应力松弛行为的系统研究比较欠缺, 故本文针对 TC4 钛合金大范围预应变进行应力松弛试验, 并对其进行深入的系统性研究。

本文在不同温度(650 °C、700 °C 和 750 °C)和不同预应变(2%、4% 和 16%)条件下, 进行了 Ti-6Al-4V 合金板材的高温应力松弛试验, 采用精度较高的四次延迟函数对应力松弛曲线进行参数拟合, 得到了对应各参数的值, 并进一步推导出蠕变应变速率与应力的关系。最后基于 Arrhenius 本构模型, 建立了 Ti-6Al-4V 钛合金薄板的高温短时蠕变型本构方程, 通过拟合得到了该材料本构方程的各个参数。

1 试验

1.1 试验材料及设备

本文研究所用试验材料为 TC4 钛合金薄板(退火态), 厚度为 0.5 mm, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 TC4 合金的化学成分

元素	Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
质量分数 (%)	其余	6.02	3.92	0.05	0.02	0.02	0.004	0.12

试验仪器为电子蠕变松弛试验机, 规格型号为 RDL50, 如图 1 所示, 试验机可以满足各种静态及动态测试的严格要求。该试验机的加热装置为普通加热炉, 采用上、中、下三段控温, 加热炉内壁铺设三组电阻, 试验时分别在试件的上、中、下部位固定热电偶, 可以对加热炉上、中、下三段的实时控温, 如图 1 所示。试验标准参照 GB/T 10120-2013 规定的拉伸应力松弛试验方法, 使用 RDL 型电子蠕变试验机对试件施加试验所需要的总预应变, 将引伸计一端伸入炉内并固定在试件两侧的凸耳上, 获

取试样标距段的变形量,引伸计另一端位于炉外,并通过 4 个弹簧将内部标距位移分别转换到左右两个光栅尺上,光栅尺的伸长量即试件标距的伸长量,试验前用适当的加载力来检查引伸计的安装质量,通过相应的调试,使双侧读数的平均值与任一侧读数之差不大于平均值的 10%,光栅尺的精度为 0.001 mm。试验过程中 PC 端会实时记录拉力、位移、温度等参数随时间的变化情况。

图 1 实验设备及试件安装

1.2 试验方案及试件

为了获取 TC4 合金不同温度、不同应变条件下的应力松弛曲线,本文设计了一系列的试验,各试验工艺参数如表 2 所示。

表 2 应力松弛试验基本参数

试验编号	试验温度/ ℃	预加载荷/ kN	总预应变 (%)	松弛时间/ h
#01	650	0.1	2	1
#02	650	0.1	4	1
#03	650	0.1	16	1
#04	700	0.1	2	1
#05	700	0.1	4	1
#06	700	0.1	16	1
#07	750	0.1	2	1
#08	750	0.1	4	1
#09	750	0.1	16	1

应力松弛试验所用试样是在 GB/T 10120-2013 标准基础上根据试验具体需要进一步设计的。由于该设备所配备的高温引伸计量程只有 10 mm,根据国标标距一般设为 100 mm,这样所测量的最大真实应变为 0.095,故将标距改为 30 mm,以获得较大的总预应变。为使均匀变形集中在标距内,将平行段宽度减小到 10mm,具体尺寸如图 2 所示。为了避免在试验过程中温度对引伸计的滚动轴承的损伤,特别将试件设计为非对称的形状,以便顶端轴承尽量远离高温炉体。此非对称试件并不会改变中间平

行段的均匀受力状态,因而不会影响所得试验的应力-时间曲线。

图 2 应力松弛试样尺寸(mm)

2 结果与分析

2.1 试验结果

典型的应力松弛曲线可分成两段,如图 3 所示。第一阶段应力在较短的时间内急速下降,应力松弛速率相对第二阶段比较大,应力的下降速率随着时间增加逐渐减小。第二阶段中,残余应力下降非常慢,下降速度随时间增加而降低,松弛曲线逐渐趋向于某一常数-应力松弛极限 σ_r 。(图 3 中 σ 为瞬时应力, σ_0 为初始应力, t 为应力松弛时间。)

图 3 典型应力松弛曲线

依照试验方案,对试件加热至预定温度(650 ℃、700 ℃和 750 ℃)后保温 10 min,以保证试样内外温度均匀。保持总预应变不变,在恒温下持续 1 h。试验后的试件如图 4 所示。为了防止试样氧化,试验前在试样表面涂抹高温防氧化剂,由图可见,防氧化剂有效防止了钛合金在高温下的氧化,为准确获得应力松弛曲线提供了必要的条件。

(a) 温度 650 ℃ 时,不同预应变试验后试件

(b) 温度700 °C时, 不同预应变试验后试件

(c) 温度750 °C时, 不同预应变试验后试件

图4 应力松弛后的试样

2.2 预应变对应力松弛曲线的影响

预应变通过控制初始预应力而对应力松弛曲线产生影响, 不同的预应变产生不同的初始应力。由图5可见, 一定温度下不同的预应变(预应力)对应力松弛曲线有不同的影响。显而易见, 同一温度下, 随着预应变的增加, 对应的初始预应力也越大, 导致应力松弛在第一阶段的松弛速率也越大。初始预应力越大, 应力松弛极限越小。随着温度的升高, 预应变对应力松弛的这种影响逐渐减弱。特别指出, 当温度在750 °C时, 预应变的作用很不明显。其原因是由温度引起的软化作用和由预应变引起的硬化作用达到了一定的平衡。该现象是温度和预应变综合作用的结果。

(a) 温度650 °C时, 应力松弛曲线

(b) 温度700 °C时, 应力松弛曲线

(c) 温度750 °C时, 应力松弛曲线

图5 不同初始应变下 TC4 钛合金的应力松弛曲线

2.3 温度对应力松弛曲线的影响

应力松弛速率与温度的关系如图6所示, 温度对 Ti-6Al-4V 钛合金板材应力松弛的影响最显著。温度越高, 应力松弛速度越快, 应力松弛极限越小。在应力松弛过程中温度主要影响应力松弛的机理, 根据文献[19]当温度为650 °C时, 应力松弛的机理

(a) 预应变2%时, 应力松弛曲线

(b) 预应变4%时, 应力松弛曲线

(c) 预应变16%时, 应力松弛曲线

图 6 不同温度下 TC4 合金的应力松弛曲线

是原子的回复和空位扩散, 当温度 700 °C 时, 应力松弛的机理为位错的滑移和攀爬, 当温度为 750 °C 时, 应力松弛的机理是位错攀爬及亚晶界的运动。在温度为 750 °C 时, 预应变达到一定程度, 应力松弛时会发生静态再结晶或中间动态再结晶, 在一定时间内可能会完全消除残余内应力。

3 应力松弛曲线拟合与蠕变本构方程

3.1 应力松弛曲线拟合

学者们曾经提出很多经验公式来表征材料的应力松弛行为, 主要有自然对数方程式^[7]、指数方程式^[23]、二次延迟函数方程式^[8]和三次延迟函数方程式^[13]等。用延时函数描述应力松弛曲线具有精度高、灵活性好的优点, 随着延迟函数次数的增加函数的灵活性逐渐提高, 精度也会随之增加。故本文采用四次延迟函数对钛合金高温应力松弛行为进行拟合。四次延迟函数的表达式如下

$$\sigma=\sigma_r+B_1\exp(-\tau/\tau_1)+B_2\exp(-\tau/\tau_2)+$$

$$B_3\exp(-\tau/\tau_3)+B_4\exp(-\tau/\tau_4)\tag{1}$$

式中, σ 为瞬时应力, MPa; τ 为松弛时间, s; σ_r 为应力松弛极限, MPa; B_1 、 B_2 、 B_3 、 B_4 、 τ_1 、 τ_2 、 τ_3 、 τ_4 为松弛参数, 这些参数共同决定了曲线的形状, 也决定了应力松弛的速度和松弛程度。对四次延迟函数方程编程, 导入 Origin 专业数据处理软件中进行回归拟合。拟合后的各参数具体取值如表 3 和表 4 所示。可以看出拟合方程的相关系数(*R-square*)都达到了 0.997 24 以上, 说明本文建立的本构方程具有很高的精度。

表 3 TC4 合金高温应力松弛方程各参数拟合值

初始条件	参数					
	σ_r	B_1	B_2	B_3	B_4	
650 °C	2%	9.7	35.1	82.1	38.3	90.9
	4%	8.4	91.7	55.8	116.5	44.6
	16%	7.9	34.7	108.7	137.5	79.0
700 °C	2%	1.9	16.5	54.7	23.2	51.8
	4%	1.1	73.4	40.3	10.6	58.4
	16%	3.1	33.7	84.6	8.0	116.7
750 °C	2%	0.1	30.2	9.1	6.4	34.9
	4%	0.3	37.9	28.7	8.8	27.3
	16%	1.8	26.3	54.7	60.9	8.7

表 4 TC4 合金高温应力松弛方程各参数拟合值

初始条件		参数				
		τ_1	τ_2	τ_3	τ_4	<i>R-square</i>
650 ℃	2%	3.2	19.9	699.6	105.9	0.999 93
	4%	10.9	2.3	68.3	545.2	0.999 72
	16%	589.9	12.8	1.8	76.5	0.997 89
700 ℃	2%	579.6	54.6	2.2	11.7	0.999 78
	4%	9.9	1.5	1 019	63.1	0.999 49
	16%	91.1	12.7	537.8	2.0	0.997 24
750 ℃	2%	20.8	96.5	413.7	3.9	0.998 46
	4%	7.6	1.5	316.1	34.6	0.999 48
	16%	31.5	5.6	0.9	361.6	0.999 18

注: 其中 *R-square* 为方程的确定系数, 其值在 0~1 之间, 其值越大, 则方程的拟合程度越高。

本文以温度为 650 °C, 预应变为 4% 的试验数据为例, 进行了各次延迟函数的拟合对比, 结果如图 7 所示。使用二次、三次和四次延迟函数的拟合精度分别为 99.821%、99.953% 和 99.972%, 可以得到该精度随着次数的增加而提高。从图 7 中可以清晰地看出, 二次、三次和四次延迟函数与试验数据的吻合程度逐渐提高。四次延迟函数与试验数据吻合度最好, 故取四次延迟函数进行数据拟合和对比分析。

图 7 对温度 650 °C, 预应变 4% 的试验数据和各种延迟函数拟合对比

高温应力松弛实验数据和四次延迟函数预测数据对比结果如图 8 所示。比较试验数据和拟合曲线可以发现, 不同温度时, 应变为 2%、4%、16%条件下的曲线都表现出了很好的吻合性, 进一步说明拟合方程参数的有效性。

不同温度和不同预应力对应力松弛极限的影响如图 9 所示。从图 9a 可以看出, 在预应变一定的情况下, 随温度的升高, 应力松弛极限逐渐呈非线性

图 8 试验曲线和拟合曲线的对比

下降。预应变越大, 晶体的变形程度越大, 内部的储存能越高, 随后原子回复和位错滑移的动力越大, 进而使应力松弛程度越大, 表现为应力松弛极限值越低。当预应变较大时, 比如 4%或 16%, 储存的变形储存能较高, 在规定的试验时间内没有完全得以释放, 这是预应变越大未释放的变形储存能越高,

导致预应变较大时所对应的应力松弛极限越高。变形储能能释的效率是预应变和温度综合作用的结果。从图 9a 中可以看出。当温度为 650 °C 时, 预应变占主导作用, 而当温度为 700 °C 和 750 °C 时温度占主导作用。在图中的表现为应变为 2% 条件下的曲线穿越了 4% 和 16% 的曲线。

如图 9b 所示, 不同温度水平, 随着预应变的增加, 应力松弛极限的变化规律并非完全一致。在 650 °C 时, 随着预应变的增加, 应力松弛极限逐渐降低; 在 700 °C 时, 随着预应变的增加, 应力松弛极限先降低后升高; 在 750 °C 时, 随着预应变的增加, 应力松弛极限逐渐增加。这是不同温度下应力松弛的机理不同所导致的。温度越高, 物体内能越大, 原子运动越剧烈, 在相同的时间内消除残余内应力的效率越高。在图 9b 中的表现为, 应力极限曲线随着温度的升高整体向下平移。ZONG 等^[19]指出, 温度为 650 °C 时, 应力松弛的机理主要为空位扩散, 温度为 700 °C 时, 应力松弛的机理主要为晶界迁移, 温度为 750 °C 时, 应力松弛的机理主要为晶界处的晶粒长大。

图 9 温度和预应变对应力松弛极限的影响

3.2 基于应力松弛的蠕变型本构模型

式(1)建立了 Ti-6Al-4V 的显式本构方程, 描述了松弛过程材料内部瞬时应力和蠕变时间的直接关系, 为工艺计算奠定了基础; 但是 ABAQUS 软件中, 没有其相应的材料子程序, 因此, 还需建立应力松弛行为的蠕变型本构方程。应变速率和应力关系是材料松弛中最基本的关系, 蠕变应变速率也是描述松弛过程的重要物理量, 是有限元软件对材料蠕变成形模拟的基础。在整个应力松弛过程中, 弹性应变、蠕变应变与预应变满足下述等式

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_c \quad (2)$$

式(2)中, ε_t 为总应变; ε_e 为弹性应变; ε_c 为蠕变应变。应力松弛过程是在总应变一定的情况下。弹性应变不断变为蠕变应变的过程, 则

$$\dot{\varepsilon}_t = 0 \quad (3)$$

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \quad (4)$$

由式(2)、式(3)和式(4)得到蠕变应变速率和应力的关系

$$\dot{\varepsilon}_c = -\frac{d\sigma}{E dt} \quad (5)$$

式中, $\dot{\varepsilon}_c$ 为蠕变应变速率; σ 为应力; E 为弹性模量。将式(1)代入式(5)中, 式(5)转化为

$$\dot{\varepsilon}_c = \frac{1}{E} \left[\left(\frac{B_1}{\tau_1} \right) \exp \left(-\frac{\tau}{\tau_1} \right) + \left(\frac{B_2}{\tau_2} \right) \exp \left(-\frac{\tau}{\tau_2} \right) + \left(\frac{B_3}{\tau_3} \right) \exp \left(-\frac{\tau}{\tau_3} \right) + \left(\frac{B_4}{\tau_4} \right) \exp \left(-\frac{\tau}{\tau_4} \right) \right] \quad (6)$$

根据式(6), 基于试验数据进行相应的推导, 将应力松弛曲线转变成蠕变应变速率和应力的关系如图 10 所示。图 10a、图 10b 和图 10c 分别是在预应力为 2%、4% 和 16% 下的应变速率-应力的曲线, 应

图10 不同预应力下的蠕变应变速率与应力的关系

变速率对应力的变化随着温度的升高而加快。初始应力的对应力松弛的时间有一定的影响，而整个应力松弛过程的应变速率与应力的关系曲线走势是温度和预应变综合作用的结果。

由于现有的商业有限元软件ABAQUSE自带双曲正弦型蠕变本构模型，为了后续数值模拟的方便，本文针对应变速率-应力曲线采用基于Arrhenius方程的双曲正弦型蠕变本构模型来拟合，该模型可以实现对蠕变每一阶段的准确而全面的描述，其函数表达式为

$$Z = \dot{\epsilon} \exp[Q/(RT)] \quad (7)$$

$$Z = A_1 \sigma^{n_1} \quad \alpha\sigma < 0.8 \quad (8)$$

$$Z = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad \alpha\sigma > 1.2 \quad (9)$$

$$Z = A_3 [(\sinh \alpha\sigma)]^{n_2} \quad \text{all } \sigma \quad (10)$$

式中， σ 为瞬时应力，MPa； $\dot{\epsilon}$ 为应变速率， s^{-1} ； R 为普适气体常数，其值为 $8.314 \text{ kJ mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ ； Q 为热

变形激活能， kJ/mol ； T 为绝对温度， K ； A 、 β 是与温度无关的随着应变变化的材料常数，由试验决定； n 为应变速率敏感指数； α 为应力水平指数，且 $\alpha = \beta/n_1$ 。

结合式(7)与式(8)并两边取对数得到式(11)

$$\ln \dot{\epsilon} = n_1 \ln \sigma + \ln A_1 - Q/(RT) \quad (11)$$

则 n_1 为曲线的斜率，对式(11)中不同总预应变，不同温度下的 $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 进行线性拟合。可拟合得出 n_1 的值。

结合式(7)与式(9)并两边取对数得到式(12)

$$\ln \dot{\epsilon} = \beta \sigma + \ln A_2 - Q/(RT) \quad (12)$$

这里的 β 是式(12)的斜率，对 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 σ 曲线做线性拟合。可拟合得出 β 的值。

结合式(7)与式(10)并两边取对数得到式(13)

$$\ln \dot{\epsilon} = n_2 \ln \sinh(\alpha\sigma) + \ln A_3 - Q/(RT) \quad (13)$$

n_2 为式(13)的斜率，对 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 进行线性拟合可得到 n_2 的值，对不同预应变，不同温度下 $\ln \dot{\epsilon}$ 和 $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ 的进行拟合。可以拟合得出 n_2 的值。

热激活能 Q 又称动态软化激活能，反映材料热变形的难易程度，是材料在热变形过程中重要的热力学性能参数。材料高温塑性变形最显著的特点之一是应变速率受热激活过程控制，即遵从Arrhenius方程。同时，材料变形是由位错运动引起的，因此受位错运动的过程控制。在已知温度和有效应力下，热起伏只能在与应变速率相应的频率下使位错越过障碍。位错越过障碍需要激活能 Q ，它取决于障碍的高度和有效应力。根据文献[13]，TC4应力松弛过程 Q 的取值，可由同批材料不同速率、不同温度下的单拉试验数据拟合得到。由式(13)知，其截距为 $\ln A_3 - Q/(RT)$ ，进一步可求得 A_3 的值。综合前述研究可知，对于任意应力与应变速率的关系都可以用式(10)，其对应的各参数的拟合值如表5所示。

表4 TC4合金高温应力松弛蠕变型本构方程的各个参数

应变	温度/ °C	材料 参数 A_3/s^{-1}	应力水 平指数/ MPa^{-1}	应力 参数 n_2	蠕变 激活能 $Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
2%	650	0.007 65	0.010 36	1.949 80	200
	700	0.031 75	0.013 08	2.090 96	200
	750	0.129 7	0.014 91	1.949 35	200
4%	650	0.020 43	0.007 80	2.071 67	200
	700	0.052 44	0.011 28	2.098 12	200
	750	0.083 43	0.017 79	1.950 67	200
16%	650	0.660 14	0.003 15	2.831 18	200
	700	2.099 30	0.003 45	2.490 78	200
	750	0.99587	0.007 74	2.549 19	200

将表 5 所得的参数代入式(10)可以得到 Arrhenius 方程预测的曲线,图 11 展示了基于试验数据的曲线和基于 Arrhenius 方程预测的曲线的对比。显而易见,基于 Arrhenius 方程预测的曲线和基于试验数据的曲线基本吻合。说明通过以上方法获取的模型参数基本有效。从图中可以看出在应力中低段,该模型具有很强的预测能力,可以达到较高的重合度;然而在高应力段,该模型的预测能力稍微下降,

拟合精度也稍微降低。需要指出的是,该模型对小预应变的预测能力比大预应变的预测能力高。图 11a、图 11b 和图 11c 分别是在预应力为 2%、4% 和 16% 下的试验数据曲线和模型预测数据曲线的对比结果。

4 结论

(1) 通过退火态 Ti-6Al-4V 钛合金薄板试件应力松弛曲线,分析了应力松弛特性及其影响因素,采用四次延迟函数建立了钛合金应力松弛的显式本构方程,描述了松弛过程材料内部瞬时应力和蠕变时间的直接关系,拟合本构精度高达 99.724% 以上,为工艺计算奠定了基础。

(2) 根据实验结果和预测结果获得了各工艺参数对 Ti-6Al-4V 钛合金薄板应力极限的影响规律。在预应变一定的情况下,随温度的升高,应力松弛极限逐渐呈非线性下降。而在不同温度水平,随预应变的增加,应力松弛极限的变化规律并非完全一致。在 650 °C 时,随着预应变的增加,应力松弛极限逐渐降低;在 700 °C 时,随着预应变的增加,应力松弛极限先降低后升高;在 750 °C 时,随着预应变的增加,应力松弛极限逐渐增加。

(3) 在应力松弛四次延迟函数的基础上,通过应力松弛曲线推导出不同时刻的蠕变应变速率,与应力松弛曲线联立后得到了蠕变应变速率与应力的关系曲线,继而建立描述应力松弛变形行为的蠕变型本构方程——Arrhenius 本构模型,为后续热校形工艺的制定和数值模拟奠定了基础。

参 考 文 献

- [1] GJR B. The uses of titanium[J]. Materials Science and Technology, 1985, 1(14): 257-262.
- [2] BOYER R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science & Engineering A, 1996, 213(1-2): 103-114.
- [3] BOYER R. Titanium airframe applications; brief history, present applications and future trends[J]. Materials Science Forum, 2003, 426: 643-648.
- [4] HO K C, LIN J, DEAN T A. Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets[J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(4): 733-751.
- [5] 周贤宾,戴美云. 时效应力松弛校形原理及其在蒙皮制造中的应用[J]. 北京航空航天大学学报, 1992(2): 65-71.

ZHOU Xianbin, DAI Meiyun. Principle of the

图 11 不同预应力下的应变速率-应力曲线对比

- ageing-stress relaxation sizing and its application to the skin fabrication[J]. Journal of Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 1992(2): 65-71.
- [6] MEYERS M A. Mechanical behavior of materials (2nd ed.)[J]. Aircraft Engineering & Aerospace Technology, 2009(2): 302-315.
- [7] 林兆荣, 熊志卿. TA2、TC1、TC4 钛板高温短时应力松弛的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 1983(6): 1-7.
LIN Zhaorong, XIONG Zhiqing. Study on short-term stress relaxation of TA2, TC1 and TC4 titanium sheet at high temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1983(6): 1-7.
- [8] 刘勇, 朱景川, 尹钟大. TC4 合金应力松弛行为及微观组织观察[J]. 稀有金属, 2002, 26(6): 509-512.
LIU Yong, ZHU Jingchuan, YIN Zhongda. Stress relaxation behavior and microstructure observation in TC4 alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2002, 26(6): 509-512.
- [9] 刘勇, 尹钟大, 朱景川. 温度、应力及晶粒度对 TC4 合金应力松弛性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(8): 643-646.
LIU Yong, YIN Zhongda, ZHU Jingchuan. Effects of temperature, stress and grain size on stress relaxation in the alloy TC4[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003, 32(8): 643-646.
- [10] 刘勇, 尹钟大, 朱景川, 等. 组织形态对 TC4 合金应力松弛的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(7): 514-517.
LIU Yong, YIN Zhongda, ZHU Jingchuan, et al. Effect of microstructure on stress relaxation behavior of TC4 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003, 32(7): 514-517.
- [11] 刘勇, 朱景川, 尹钟大. β 区淬火时效态 TC4 合金弯曲应力松弛行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32(10): 803-806.
LIU Yong, ZHU Jingchuan, YIN Zhongda. Bending stress relaxation behavior of as-quenched in β and aged TC4 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2003, 32(10): 803-806.
- [12] 杜舜尧, 陈明和, 谢兰生, 等. Ti6Al4V 合金的高温短时蠕变本构关系与应力松弛行为[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(12): 3344-3351.
DU Shunyao, CHEN Minghe, XIE Lansheng, et al. Short-term creep constitutive relation and stress relaxation behavior of Ti6Al4V alloy at high temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(12): 3344-3351.
- [13] XIAO Junjie, LI Dongsheng, LI Xiaoqiang. Modeling and simulation for the stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V at medium temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(5): 1046-1051.
- [14] 王明伟, 王春燕, 杨继新, 等. BT20 钛合金高温应力松弛行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(3): 502-505.
WANG Mingwei, WANG Chunyan, YANG Jixin, et al. Study of high temperature stress relaxation behavior of BT20 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(3): 502-505.
- [15] 王春艳, 陈国亮. TA1 钛合金应力松弛试验研究[J]. 热加工工艺, 2015, 44(18): 78-80.
WANG Chunyan, CHEN Guoliang. Study on stress relaxation behavior of TA1 alloy[J]. Hot Working Technology, 2015, 44(18): 78-80.
- [16] 申发兰, 陈明和, 冯建超. TA15 合金高温应力松弛和流变应力行为[J]. 宇航材料工艺, 2013, 43(3): 114-119.
SHEN Falan, CHEN Minghe, FENG Jianchao. Stress relaxation and flow stress of TA15 alloy at elevated temperature[J]. Aerospace Materials & Technology, 2013, 44(3): 114-119.
- [17] 祝世强, 杨微, 贾春莉, 等. TA15 钛合金应力松弛行为研究[J]. 塑性工程学报, 2017, 24(4): 178-182.
ZHU Shiqiang, YANG Wei, JIA Chunli, et al. Research on stress relaxation behavior of TA15 titanium alloy[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2017, 24(4): 178-182.
- [18] POVAROV I A. Stress relaxation in structural titanium alloys[J]. Metal Science & Heat Treatment, 1980, 22(6): 433-438.
- [19] ZONG Yingying, LIU Po, GUO Bin, et al. Investigation on high temperature short-term creep and stress relaxation of titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 620: 172-180.
- [20] LIU Yong, YIN Zhongda, ZHU Jingchuan, et al. Stress relaxation behavior of Ti-6Al-4V alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(4): 881-884.
- [21] SINHA N K. Limitations of stress relaxation tests for determining stress dependence of strain rate at high temperatures[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(6): 731-736.
- [22] CHANDLER H D. A comparison between steady state creep and stress relaxation in copper[J]. Materials Science and Engineering: A, 2010, 527(23): 6219-6223.

(下转第 62 页)

36(4): 597-601.

ZHU Hao, ZHU Liang, CHEN Jianhong, et al. Study on deformation and damage mechanism of aluminum alloy under different stress states[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(4): 597-601.

- [17] CHINZEI S, NAITO J. The numerical failure prediction by the damage model GISSMO in various materials of

sheet metal[J]. Computers & Structures, 2015, 80(23): 1771-1788.

作者简介: 梁宾, 男, 1991 年出生。主要研究方向为材料失效模拟、热成型模拟。

E-mail: liangbin@caeri.com.cn

赵岩(通信作者), 男, 1984 年出生, 博士, 高级工程师。主要研究方向为材料工艺仿真模拟。

E-mail: zhaoyan@caeri.com.cn

(上接第 52 页)

- [23] LIU Po, ZONG Yingying, SHAN Debin, et al. Relationship between constant-load creep, decreasing-load creep and stress relaxation of titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 638: 106-113.

- [24] 湛利华, 王萌, 黄明辉. 基于蠕变公式的时效应力松弛行为预测模型[J]. 机械工程学报, 2013, 49(10): 70-76.
ZHAN Lihua, WANG Meng, HUANG Minghui.

Prediction model for aging stress-relaxation behavior based on creep equations[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2013, 49(10): 70-76.

作者简介: 毕静, 女, 1988 年出生, 工程师。主要研究方向为金属热冲压成形。

E-mail: 475912215@163.com

吴向东(通信作者), 男, 1970 年出生, 博士, 副教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为塑性成形理论、工艺与装备技术。

E-mail: wuxiangdongbuaa@163.com