

钛合金热变形机制及微观组织演变规律的研究进展

Progress on Hot Deformation Mechanisms and
Microstructure Evolution of
Titanium Alloys

陈慧琴, 林好转, 郭 灵, 曹春晓
(北京航空材料研究院, 北京 100095)

CHEN Huí-qín, LIN Hào-zhuan, GUO Ling, CAO Chun-xiao
(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 综述了当前国内外钛合金在热加工过程中的变形机制及微观组织演变规律方面的研究成果。主要讨论了 α 、 $\alpha + \beta$ 和 β 钛合金在 β 区、 α 区或 $\alpha + \beta$ 两相区热变形的流变曲线特征, 应力指数和变形激活能参数, α 相和 β 相的变形方式、再结晶和回复以及 $\alpha + \beta$ 两相组织的球化等组织演变机制及规律。

关键词: 钛合金; 热变形; 微观组织

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)01-0060-05

Abstract: Research findings of the hot deformation mechanisms and microstructure evolution of titanium alloys abroad and at home currently are summarized. Characteristics of hot deformation curves, stress exponents and apparent activation energy parameters for α , $\alpha + \beta$ and β titanium alloys deforming in β , α or $\alpha + \beta$ fields, deformation patterns and recrystallization and recovery of α and β phases, globularization of α and β lamellar structure were discussed mainly.

Key words: titanium alloy; hot deformation; microstructure

钛合金半成品和成品质量的判断标准之一是其组织, 这主要是由钛合金显著的组织多样性和力学性能对组织的敏感性决定的。钛合金组织的多样性, 表现在组织中各种相(α 相和 β 相)的形态、体积分数和尺寸的变化范围很广。组织的多样性与钛合金多工序的生产过程以及各工序加工中参与组织形成的物理过程的多样性有着规律性的联系。这些过程包括 $\beta \rightarrow \alpha$ 同素异晶转变、滑移和孪晶形式的变形、 α 相和 β 相的再结晶和球化以及晶粒的长大过程和各种相的析出与颗粒的聚集等。因此, 有关这方面的研究一直是国内外学者研究的热点^[1-32]。俄罗斯的 B. K. 亚历山德罗夫等^[1]在文献中综合阐述了上述过程在钛合金组织形成中的作用。M. Brun^[2]则概述了获得钛合金成品典型的组织(细晶片状、球状和双态组织)与热力参数的关系。美国空军研究实验室对钛合金(特别是 Ti-6Al-4V)加工过程变形机制和微观组织演变规律进行了系统的研究^[3-15]。另外, 英国^[16-18]、日本^[19]、德国^[20]等^[21, 22]在这方面的研究也有文献报道。国内清华大学对钛合金片层组织的等轴化规律进行了研究^[23]。

西北工业大学对 TC6、TC4 和 TC11 高温变形行为、微观组织演变及热力参数对组织性能的影响进行了系列研究^[24-31]。哈尔滨工业大学则研究了热变形参数对 Ti-15-3 合金显微组织的影响^[32]。

从铸锭开始到成品制件, 钛合金的加工是多工序的, 它包括变形前的加热, 在单相 β 区、 $\alpha + \beta$ 两相区或在 β 区开始而在 $\alpha + \beta$ 区结束的变形和每道工序后的冷却, 最后是热处理—单级退火或多级强化热处理。每道工序都在一定程度上改变合金的组织。不同阶段的组织演变形成过程各不相同。

1 β 区变形机制及组织的演变

当加热到 β 区温度时, 所有钛合金(α 、 $\alpha + \beta$ 和 β 合金)都具有单相合金特有的组织。 β 晶粒的尺寸和形状取决于加工制度, 且加工制度对钛合金在 β 区再结晶的影响和基本特征与已经知道的其他合金没有根本区别。但钛合金具有在 β 区加工时晶粒组织形成过程的特殊性。(1) 钛合金在 β 区加热时所特有的粗晶组

织变形具有显著的不均匀性,晶粒中心部位的变形总是小于晶粒边界,因此具有不够完善的位错组织。晶界部位在变形过程中形成不同位向的亚晶粒,其中的大角度晶界是动态再结晶的标志。在晶界区亚晶粒和晶粒的形成伴随着原始晶界的迁移,晶界变成波纹状,晶界上的凸出大小取决于亚晶粒或晶粒的尺寸。(2)在 β 区变形形成的织构阻碍再结晶的发展,即发生再结晶的织构阻滞现象^[1]。

工业纯钛(如 CP Ti grade 2)、 α 钛合金(如 Ti-5Al-2.5Sn)和近 α 钛合金(如 IM1685 和 IM1834)在 β 相区进行热变形的流变曲线在屈服后发生程度较大的硬化。高温低应变速率条件下,硬化之后应力随着应变的增大逐渐达到稳定状态,应力值保持恒定。所以, α 钛合金在 β 相区热变形流动曲线是典型的动态回复型。该过程中亚晶结构得到充分发展。某些条件下,还可以观察到曲线出现软化,如在较高的温度($0.8T_M$)下变形,在变形 β 晶界处可以观察到再结晶晶粒,说明该条件下发生了动态再结晶。 α 钛合金在 β 相区热变形的表观激活能在 $180 \sim 220 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 之间,接近于 β 钛合金的自扩散激活能 $153 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ^[3]。

β 钛合金(如 Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 和 Beta-CEZ)在 β 相区热变形,应力应变曲线上有一个明显的初始应力峰(非连续屈服),随后进入应力值基本恒定的稳态变形。在大多数 β 钛合金中都观察到非连续屈服现象。非连续屈服现象与晶界上可动位错的快速生成有关。晶界上可动位错的快速生成使变形从晶界向晶内扩展。该效应的程度则取决于 β 稳定化元素的种类和含量。峰值应力的大小随着变形温度的升高和应变速率的降低以及晶粒的增大而降低;峰值应力之后的稳态应力在高应变速率和低温下具有较高的值。相同变形条件下,合金元素含量越高应力值越高。 β 钛合金在 β 相区热变形流变曲线也是典型的动态回复型曲线,稳态阶段是由位错产生造成的硬化和位错消失造成的软化的一种动态平衡。该过程中变形的表观激活能在 $130 \sim 175 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 之间,接近于 β 钛合金的自扩散激活能 $153 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ^[4]。近 β 型钛合金 Ti-17 在 β 区变形是以扩散回复型变形机制占主导地位。高应变速率下只发生动态回复使晶粒拉长,形成相互缠绕的六方位错网结构;低应变速率下发生连续再结晶形成等轴晶粒,连续再结晶晶粒是由高温回复形成的亚晶直接形核产生的。该合金在 β 区的变形激活能为 $161.4 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ^[31]。

对于 $\alpha + \beta$ 两相钛合金,具有初始魏氏组织的 ELI Ti-6Al-4V 在 β 相区热变形的机制是大晶粒的超塑变

形,温度和应变速率分别在 $980 \sim 1100^\circ\text{C}$ 和 $0.001 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 范围内流变应力的应变速率敏感指数约为 0.33。动力学方程中的应力指数 n 为 3.9,表观激活能为 $184 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$,接近于 β 钛合金的自扩散激活能 $153 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$,表明 β 区大晶粒的超塑变形过程由扩散所控制^[5, 6]。具有等轴初始组织的工业用 Ti-6Al-4V 在高温($> 1050^\circ\text{C}$)区的热变形机制是动态再结晶,其表观激活能为 $210 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$,也接近于 β 相的自扩散激活能。而在相变点的变形则为 β 细晶组织的瞬态相变超塑机制^[7, 8]。而具有片层初始组织的工业用 Ti-6Al-4V 在高温($> 1100^\circ\text{C}$)低速($< 0.1 \text{ s}^{-1}$)区的热变形机制是动态再结晶,其表观激活能为 $172 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$,同样也接近于 β 相的自扩散激活能^[9]。

变形在高温高应变速率下完成后的冷却过程中产生的再结晶晶粒总是比动态再结晶晶粒更加完善和粗大,然而与动态再结晶一样在变形晶粒边界上开始形成和长大,直到与从原始晶粒对面边界长大的晶粒相接触,达到完全再结晶。再结晶完成后进一步发生晶粒的聚集长大。所以,完全再结晶晶粒最小尺寸与化学成分无关^[1, 2],可由下式确定:

$$D = D_0(1 - \varepsilon) \quad (1)$$

式中: D_0 为原始晶粒尺寸; ε 为锻造变形程度。如果在 β 区的变形程度较大,组织中将形成织构。织构的出现将引起变形后晶粒的粗化。对钛合金中组织粗化的研究表明,在完成再结晶后 β 晶粒继续长大具有周期性特征,每个周期由两个阶段组成,这两个阶段具有不同的晶粒粗化机制:(1)通过两个或更多具有接近位向的晶粒的结合途径的大晶粒的跳跃式形成;(2)通过高角度晶界的迁移途径完成晶粒形状完善和逐渐长大^[1]。而且变形织构的存在对 β 区退火过程中晶粒的长大动力学也有影响^[14, 15],即织构的存在将使晶粒的长大过程不遵循传统单相组织中晶粒长大的抛物线型的动力学^[13]。

2 α 区变形机制及组织的演变

当合金中含有不大于 $3\% \sim 5\%$ (体积分数)的 β 相时, β 相对合金的组织形成没有实质性影响。 α 相的变形通过滑移和孪晶进行。在两种变形机制的影响下形成非常不均匀的组织。当合金化、变形温度较高和应变速率较低时,孪晶化倾向降低。在 800°C 以上不大于 0.01 s^{-1} 速率的变形条件下, α 相会发生动态再结晶,再结晶在金属整个体积内发展非常不均匀。原始组织对 α 相的动态再结晶倾向性有实质性的影响,细小片状原始组织的再结晶晶粒细小。但当 α 片层厚度

减少时,再结晶和多边形化过程受到抑制^[1]。

工业纯钛(如 CP Ti grade 2)、 α 钛合金(如 Ti-5Al-2.5Sn)在 β 相变点温度以下进行热变形,应力应变曲线开始随变形硬化,而后逐渐达到稳定状态,应力值基本保持恒定。这是典型的动态回复型曲线,稳态阶段正是由位错产生造成的硬化和位错消失造成的软化的一种动态平衡。该过程中 α 钛合金变形的表观激活能在 $200 \sim 360 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 之间,接近于位错蠕变激活能,略高于 α 钛合金的自扩散激活能 $150 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。根据应力的幂函数公式, α 相的应力指数 n 为 4.5。具有等轴初始组织的 CP Ti grade 2 在 800°C , 0.1 s^{-1} 条件下变形到 0.7 的应变,微观组织呈现为拉长的变形晶粒。采用 TEM 对上述组织进行分析,可观察到 α 相沿着六方晶体的底面和棱柱侧面滑移,产生亚晶。该亚晶不发生如在 β 钛合金中发现的回复^[3]。CP α 钛合金在 750°C , 0.001 s^{-1} 条件下变形发生动态再结晶^[21]。

3 $\alpha + \beta$ 区变形机制及组织的演变

β 钛合金(如 Ti-10V-2Fe-3Al, Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al 和 Beta CEZ)在 β 相变温度以下热变形的流变曲线,屈服后有一小段硬化,随后就是明显的软化,软化的幅度在低温和高应变速率下最大;最后随着应变的增大软化逐步趋于稳态变形,特别是高温和低应变速率条件下趋于稳态变形的应变较小。尽管某些高应变速率下的软化是由于变形升温造成的,但大部分是由于 α 相发生的动态微观组织的变化。在 $\alpha + \beta$ 两相区热变形的表观激活能较高,在 $400 \sim 700 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 之间。该值比 β 相的自扩散激活能 $153 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 要高得多。究其原因,由于不同温度下 α 相的体积分数不同,所以其物理过程很复杂。另外,微观组织形态对流变应力也有影响, α 相呈针状时的流变应力比等轴的高^[4]。 α 相的存在对 β 钛合金在相变点以下热变形的微观组织演变影响很大。 α 相比 β 相硬得多,所以它的出现就像在软基体上分散的硬质颗粒。变形时, α 相的变形小于 β 相的变形,变形主要集中在 α 相邻近较软的 β 相中,从而在该区域产生了比 β 基体中亚晶更小的亚晶。如果应变很高,就会在 α 相中产生亚晶界,随后 α 相沿亚晶界破碎, β 相沿 α/α 亚晶界穿入使原始的 α 晶粒分散成等轴形态。在 α/β 钛合金中也会发生类似的变形特征。同时,较软的 β 基体也经历晶粒拉长和亚晶界的生成等微观组织的变化,从而在变形较大的 β 晶粒边界附近产生由大角晶界包围的细小的再结晶晶粒^[4]。Ti-17 近 β 型合金在 $\alpha + \beta$ 两相区的

变形机制以位错滑移为主。应变速率较高时发生动态再结晶,晶粒等轴化;应变速率较低时只发生动态回复,晶粒被拉长。该合金在 $\alpha + \beta$ 两相区变形的激活能为 $437.3 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ^[31]。

在 $\alpha + \beta$ 区温度加工,若 α 和 β 相以可比较的数量同时存在并同时经受变形,结果 β 晶粒和 α 片层被压扁、弯曲,力求沿金属流动方向拉长,形成纤维状组织。晶内 α 片和晶界 α 相层形状的变化程度取决于其原始位向与金属流动方向的关系。最大的形状变化发生在垂直于金属流动方向分布的 α 片层上,它们被搓成“手风琴”状。变形程度大于 60% 时,晶界的条状 α 相和晶内的片状 α 相彼此之间的差别逐渐消失。随着变形时晶粒和片层的弯曲和拉长,发生片状组织向球状组织的转变并形成超细的晶粒组织^[1]。

片状组织在 $\alpha + \beta$ 区变形时向球状组织的转变过程很复杂。文献[1]阐述这种转变是在一系列连续发生过程的影响下发生的。而每个相中发生与单相区相对应的相同过程,即 α 相的变形是通过滑移和孪晶化的途径发生;而 β 相中则更容易发生动态多边形化和动态再结晶。然而第二相的存在给组织形成过程带来只有两相状态特有的特征,即片状原始组织向球状组织的转变。该过程是一个复杂的多阶段过程,其中有变形过程、孪晶化过程、动态多边形化和动态再结晶、 α 相和 β 相的球化和粗化等过程,这些过程连续或同时进行并互相制约。变形初始阶段,在一个或两个相中以孪晶、亚晶粒和晶粒边界形式出现由变形产生的缺陷;这些界面的出现使呈平面的相间面失去热力学稳定性,结果在这些边界和相间面结合处形成凹坑;使原先呈平面的相间面呈曲折状,时而弯向 α 相的缺陷,时而弯向 β 相的缺陷。当 α 或 β 亚晶粒在 α 片或 β 中间层成单层分布时,凹坑尖端向内部边界的穿透运动就可能导致 α 片或 β 中间层分割成单独的颗粒,这些颗粒的形状和尺寸与原先形成的亚晶粒的形状和尺寸相对应。片层分成颗粒的过程,即球化的过程,是通过扩散途径发生的。该过程进行的程度与速度和许多因素有关,其中高温(高于 900°C)低速(变形速率为 $10^{-3} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)、 α 相体积分数不超过 40% ~ 50% 以及内部边界上的位向差较大、原始片状组织较细小、亚晶粒尺寸较大等情况下,球化过程进行得完全且速度较快。热加工条件的变化将形成具有波纹相间边界的弯曲 α 片层和 α 颗粒尺寸和形状显著区别的过渡类型的组织^[1]。

而文献[5, 6, 9]研究表明, Ti-6Al-4V 合金在 $\alpha + \beta$ 相区变形,组织发生的球化过程是由速率控制的交滑移机制。球化过程包括以下几个步骤: (1) 片层组织的

剪切。该过程与应变有关,应变足够大时,过程进行得较完全。变形初期只有与所施加应力成一定方位的少数集束发生剪切,随着过程的进行,邻近集束在应力的作用下发生协调转动,从而使该过程能够连续进行;(2)剪切带附近异号位错的生成;(3)位错产生的同时通过交滑移发生回复,横贯滑移平面的异号位错相消,留下的同号位错群沿剪切带形成新界面;(4)为了降低界面能,新形成的界面通过扩散迁移,最后使组织成为球状。具有片层初始组织的 Ti-6Al-4V 合金软化机制^[10,12]和球化动力学研究表明^[11],Ti-6Al-4V 合金在 $\alpha + \beta$ 两相区热变形应变小于 1.0 时是位错滑移和攀移过程(厚度约为 0.4 μm 的片状组织在 0.001 s^{-1} 条件下变形过程是扩散蠕变过程),软化是由于变形升温(应变速率大于 0.1 s^{-1})和片状组织的屈曲造成的。通过观察软化条件下的组织和片状组织球化动力学的分析得出,片状组织的球化只有应变足够大(约 1.0)时才发生,应变达 2.5 左右完成。小应变下(球化开始之前)的峰值应力和 α 片层厚度遵循 Hall-Petch 公式。

TC11 钛合金片层组织的等轴化规律研究表明:(1)TC11 合金片层组织在相对高温变形中发生等轴化。等轴化首先在不同取向片层的交界处及片层的失稳弯折处发生,然后逐步扩展到整个试样截面。等轴化的微观过程是:动态再结晶使片层形成晶粒串; α 和 β 相相互楔入片层内晶界以及晶界滑动导致大片层解体为若干小片层;小片层的球化。(2)片层组织 TC11 合金在高温变形中的变形机制由晶内位错滑移为主的常规塑性变形逐步向晶界滑动为主的超塑性变形过渡。(3)TC11 合金马氏体组织在相对低温变形时, α 相发生动态再结晶,同时 β 相经历的是一个析出和长大的过程。与静态退火情形相比,变形促进了 β 相的析出和长大,也改变了 β 相析出的形态^[23]。

4 结束语

钛合金热加工过程中的变形机制随着钛合金成分、初始组织形态和热力学参数范围的不同而有所不同,同时微观组织也经历了不同的演变规律。目前钛合金单相区的变形机制和微观组织演变规律方面的研究较成熟,甚至得到某些规律性的公式,如一定范围内晶粒度的演化规律。但也有研究得出与其他变形机制完全不同的结论,如 β 相区大晶粒的超塑性变形机制。对复杂变形过程机制的研究结论存在不一致现象,如片层组织钛合金在 $\alpha + \beta$ 相区的球化机制。由于钛合金热变形机制及微观组织演变规律的复杂性,目

前的研究成果多数还处于定性的研究阶段。因此,进一步研究钛合金热变形机制及微观组织演变规律(特别是定量的研究成果)对于优化钛合金热加工工艺参数、预测和控制钛合金热加工组织、提高钛合金产品性能具有重要的意义。

参考文献

- [1] АНОШКИН Н Ф, ЕРМАНОК М З. По лудобриваты из Титановых Сплавов [М]. Москва: ОНТИ ВНИИЛС, 1996. 11– 36.
- [2] BRUN M, ANOSHKIN N, SHAKHANOVA G. Physical processes and regimes of thermomechanical processing controlling development of regulated structure in the $\alpha + \beta$ titanium alloys [J]. Mater Sci Eng, 1998, A243: 77– 81.
- [3] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermo-mechanical processing of alpha titanium alloys – an overview [J]. Mater Sci Eng, 1999, A263: 243– 256.
- [4] WEISS I, SEMIATIN S L. Thermo-mechanical processing of beta titanium alloys – an overview [J]. Mater Sci Eng, 1998, A243: 46– 65.
- [5] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T, et al. Hot deformation mechanisms in ELI grade Ti-6Al-4V [J]. Scripta Mater, 1999, 41 (3): 283– 288.
- [6] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T, et al. Hot deformation and micro-structural damage mechanisms in extra-low interstitial (ELI) grade Ti-6Al-4V [J]. Mater Sci Eng, 2000, A279: 289– 299.
- [7] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, et al. Hot working of commercial Ti-6Al-4V with an equiaxed $\alpha + \beta$ microstructure: materials modeling consideration [J]. Mater Sci Eng, 2000, A284: 184– 194.
- [8] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, et al. Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha + \beta$) preform of Ti-6Al-4V: commercial vs ELI grade [J]. J Mater Proc Tech, 2001, 108: 320– 327.
- [9] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, FRAZIER W G, et al. Microstructural mechanisms during hot working of commercial grade Ti-6Al-4V with lamellar starting structure [J]. Mater Sci Eng, 2002, A325: 112– 125.
- [10] MILLER R M, BIELER T R, SEMIATIN S L. Flow softening during hot working of Ti-6Al-4V with a lamellar colony microstructure [J]. Scripta Mater, 1999, 40 (12): 1387– 1393.
- [11] SEMIATIN S L, SEETHARAMAN V, WEISS I. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti-6Al-4V with a colony alpha microstructure [J]. Mater Sci Eng, 1999, A263: 257– 271.
- [12] SEMIATIN S L, BIELER T R. The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure [J]. Acta Mater, 2001, 49: 3565– 3573.
- [13] SEMIATIN S L, SOPER J C, SUKONNIK I M. Short-time beta grain growth kinetics for a conventional titanium alloy [J]. Acta Mater, 1996, 44 (5): 1979– 1986.
- [14] IVASISHIN O M, SEMIATIN S L, MARKOVSKY P E, et al.

- Grain growth and texture evolution in Ti-6Al-4V during beta annealing under continuous heating conditions[J]. Mater Sci Eng, 2002, A337: 88– 96.
- [15] IVASISHIN O M, SHEVCHENKO S V, SEMIATIN S L. Effect of crystallographic texture on the isothermal beta grain growth kinetics of Ti-6Al-4V[J]. Mater Sci Eng, 2002, A332: 343– 350.
- [16] DING R, GUO Z X, WILSON A. Microstructure evolution of a Ti-6Al-4V alloy during thermomechanical processing[J]. Mater Sci Eng, 2002, A327: 233– 245.
- [17] DING R, GUO Z X. Microstructure evolution of a Ti-6Al-4V alloy during β -phase processing: experimental and simulative investigations[J]. Mater Sci Eng, 2004, A365: 172– 179.
- [18] DING R, GUO Z X. Microstructural modeling of dynamic recrystallization using an extended cellular approach[J]. Computational Mater Sci, 2002, 23: 209– 218.
- [19] FUJII H. Strengthening of $\alpha + \beta$ titanium alloys by thermomechanical processing[J]. Mater Sci and Eng, 1998, A243: 103– 108.
- [20] LÜTJERING G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of ($\alpha + \beta$) titanium alloys[J]. Mater Sci Eng, 1998, A243: 32– 45.
- [21] PRASAD Y V R K, SESHACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloy[J]. Mater Sci Eng, 1998, A243: 82– 88.
- [22] JEOUNG H K, SEMIATIN S T, CHONG S L. Constitutive analysis of the high temperature deformation of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure[J]. Acta Mater, 2003, 51: 5613– 5626.
- [23] 孙新军. 钛合金片层组织的等轴化规律及超细晶钛合金超塑性的研究[D]. 北京: 清华大学博士学位论文, 1999.
- [24] 姚泽坤, 郭鸿填, 苏祖武, 等. 热力参数对 $\alpha + \beta$ 两相钛合金再结晶百分数和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工艺, 2000, 29 (5): 340– 343.
- [25] LI M Q, XIONG A M, HUANG W C, et al. Microstructure evolution and modeling of the hot compression of a TC6 titanium alloy[J]. Material Characterization, 2003, 49: 203– 209.
- [26] 熊爱明, 黄维超, 陈胜晖, 等. 高温变形参数对 TC6 钛合金微观组织的影响研究[J]. 航空材料学报, 2003, 23(1): 11– 15.
- [27] 熊爱明, 陈胜晖, 黄维超, 等. TC6 钛合金高温变形力学行为研究[J]. 锻压技术, 2003, (2): 41– 43.
- [28] 熊爱明, 陈胜晖, 黄维超, 等. TC6 钛合金的高温变形行为及组织演变[J]. 稀有金属材料与工程, 2003, 32 (6): 447– 450.
- [29] 熊爱明, 薛善坤, 李森泉. TC4 钛合金高温变形时微观组织变化的计算[J]. 塑性工程学报, 2002, 9 (1): 14– 16.
- [30] 李晓芹. TC11 钛合金 β 锻造工艺、组织和性能的关系[J]. 机械科学与技术, 2000, 19 (1): 127– 129.
- [31] 曾卫东. Ti-17 合金变形机理及 β 锻造过程的数值模拟[D]. 西安: 西北工业大学博士学位论文, 1994.
- [32] 李萍, 薛克敏, 吕炎, 等. 热变形参数对 Ti-15-3 合金显微组织的影响及预测[J]. 金属学报, 2002, 38 (2): 145– 148.

收稿日期: 2005-10-20; 修订日期: 2006-08-19

作者简介: 陈慧琴(1968–), 女, 博士研究生, 研究方向为钛合金塑性加工技术, 联系地址: 北京 81 信箱 20 分箱(100095)。

(上接第 59 页)

杂, 材料损伤破坏机制对声发射信号特征有显著的影响, 不同破坏的信号在波形特征、频谱特征方面存在不同。

(3) 声发射检测技术能够有效地提取热塑性复合材料的损伤破坏信息。

参考文献

- [1] BAKUCKAS J G, PROSSER W S, JOHNSON W S. Monitoring damage growth in titanium matrix composites using acoustic emission[J]. J Compos Mater, 1994, 28(4): 305– 328.
- [2] DANIEL IM. Experimentation and modeling of composite materials[J]. Exp Mech, 1999, 39(1): 1– 19.
- [3] 耿荣生, 沈功田, 刘时风. 声发射信号处理和分析技术[J]. 无损检测, 2002, 24(1): 23– 28.
- [4] MEHAN R L, MULLIN J V. Analysis of composite failure mechanisms using acoustic emissions[J]. J Compos Mater, 1971, 5: 266– 269.
- [5] 金周庚, 刘哲军, 王健, 等. B/AI 复合材料变形和断裂过程声发射特性[J]. 稀有金属, 1999, 23(3): 161– 166.
- [6] 沈功田, 耿荣生, 刘时风. 声发射信号的参数分析方法[J]. 无损检测, 2002, 24(2): 72– 77.
- [7] 陈玉华, 刘时风, 耿荣生, 等. 声发射信号的谱分析和相关分析[J]. 无损检测, 2002, 24(9): 395– 399.
- [8] GIORDANO M, CALABRO A, ESPOSITO C, et al. An acoustic emission characterization of the failure modes in polymer-composites[J]. Composites Sci Technol, 1998, 58: 1923– 1928.
- [9] JOHNSON M, GUDMUNDSON P. Broad band transient recording and characterization of acoustic emission events in composite laminates[J]. Composites Sci Technol, 2000, 60: 2803– 2818.
- [10] AMILCAR Q, BASIR S, FREDERICK J, et al. Acoustic emission based tensile characteristics of sandwich composites[J]. Composites Part B: Engineering, 2004, 35: 563– 571.
- [11] DZENIS Y A, QIAN J. Analysis of microdamage evolution histories in composites[J]. Int J of Solids and Struct, 2001, 38 (10): 1831– 1854.
- [12] 许凤旌, 陈积懋. 声发射技术在复合材料发展中的应用[J]. 机械工程材料, 1997, 121(4): 30– 34.
- [13] 王旭, 张同华, 崔健伟, 等. UHMWPE/LDPE 复合材料拉伸破坏的声发射特征研究(I)[J]. 玻璃钢/复合材料, 2006, 2: 23– 26.

收稿日期: 2006-06-05; 修订日期: 2006-12-06

作者简介: 张同华(1971–), 男, 博士研究生, 从事专业为纺织结构复合材料, 联系地址: 上海市松江区人民北路 2999 号东华大学纺织学院(201620)。