

# 变形参数对 TA32 合金的超塑性变形行为及 微观组织演化的影响

刘章光<sup>1,2</sup>, 李培杰<sup>1</sup>, 尹西岳<sup>2</sup>, 仵凤勇<sup>2</sup>, 熊亮同<sup>2</sup>, 高海涛<sup>2</sup>

(1. 清华大学, 北京 100084)

(2. 北京星航机电装备有限公司, 北京 100074)

**摘要:** 针对我国自主研发的 TA32 高温钛合金, 开展了在变形温度为 895~935 °C 和应变速率为  $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下的高温拉伸变形试验研究, 利用电子背散射技术 (EBSD) 表征了不同变形条件下的晶粒形貌、晶粒取向和分布规律。结果表明: TA32 合金具有良好的超塑性变形能力, 最大断裂延伸率能达到 1141.8%。在高温和低应变速率条件下, 晶粒的长大容易造成在变形后期真实应力出现上升现象。真实应力和断裂延伸率对变形温度和应变速率均是敏感的, 动态再结晶容易在高温或低应变速率条件下发生。在不同变形条件下的超塑性变形过程中, 发生了明显的动态再结晶, 变形后的组织接近随机取向组织, 原始晶粒得到等轴化, 提高了晶粒尺寸的均匀性。在变形过程中, 不连续动态再结晶是主要的动态再结晶机制, 随着变形温度的升高、应变速率的降低和变形程度的增大, 不连续动态再结晶的作用在增强, 连续动态再结晶的作用则是在减弱。

**关键词:** TA32 合金; 超塑性; 微观组织; 动态再结晶

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2018)11-3473-09

钛合金因其具有密度低、耐腐蚀、比强度高和良好的力学性能, 而被广泛的应用于海洋船舶、航空航天、医疗等领域<sup>[1-3]</sup>。而高温钛合金的研究, 能够大大提高发动机的推重比, 改善航空航天产品的机动性, 因而高温钛合金的研究一直是钛合金领域研究的重点, 如 IM829<sup>[4]</sup>, IMI834<sup>[5]</sup>, BT36<sup>[6]</sup> 和 Ti-1100<sup>[7]</sup>。TA32 合金, 其名义化学成分为 Ti-5Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd, 是我国中科院金属所自行设计的一种近  $\alpha$  型耐热高温合金, 使它在 550 °C 下具有热强性和热稳定性的良好匹配<sup>[8, 9]</sup>。该合金虽然具有良好的铸造性能和锻造性能, 但由于稀土元素 Nd 的存在容易导致焊接产品发生裂纹, 很难进行大范围工程化的推广应用。为此中科院金属研究所对 TA32 合金进行了改进, 后经成分优化, 去掉了稀土元素 Nd, 增加了热强元素 Ta 和 Nb, 在保证合金的热强性和热稳定性的同时, 使合金可焊性有很大改善, 并重新命名为 TA32。在航空航天产品中, 结构的轻量化设计对复杂薄壁结构类零件有较大需求, 因而研究 TA32 合金板材成形制造工艺, 是推广 TA32 合金工程应用不可或缺的重要组成部分。然而, 像其他近  $\alpha$  钛合金一样, TA32 钛合金的室温成形性能差, 加工成形窗口较窄, 需在高温变

形下成形制造。一般来说, 钛合金的高温变形机制不仅仅受合金元素和初始微观组织的影响, 还依赖于高温变形参数(应变速率、变形温度、应变等)。一方面, 微观组织演化是一个复杂过程, 如层状球化、晶粒粗化和再结晶的形核与长大, 明显受到高温变形条件参数的影响, 因而特定的高温变形条件决定了产品的最终微观组织和产品性能<sup>[10-14]</sup>; 另一方面, 合金中的微观组织变化(动态再结晶, 动态回复等)反过来会影响材料的变形和流动应力, 进而最终影响成形工艺<sup>[15-19]</sup>。这表明变形过程中的微观组织与变形条件有很强的相互依赖关系。因此, 研究变形温度、应变速率和应变程度对 TA32 合金流动应力、微观组织和相应变形机制的影响规律, 对更好地理解该合金高温变形行为和微观组织演化之间的关系极其有帮助。

在本研究中, 通过在变形温度为 895~935 °C, 初始应变速率为  $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  的超塑性拉伸试验, 对 TA32 合金在不同变形条件下(包括不同的变形温度和应变速率和变形程度)的热变形行为进行了研究。借助 EBSD 对不同高温变形条件的微观组织变化进行分析。在微观组织观察的基础上, 讨论了变形程度、变形温度和应变速率对 TA32 合金的流动应力

收稿日期: 2017-11-15

基金项目: 国家自然科学基金(51471090)

作者简介: 刘章光, 男, 1987 年生, 博士生, 清华大学机械工程系, 北京 100084, E-mail: liuzg13@mails.tsinghua.edu.cn

和动态再结晶的影响。本工作可以对后续优化 TA32 合金薄壁零件的成形工艺提供理论基础和指导。

## 1 实验

实验所采用板材由宝钛集团有限公司提供, 厚度为 2.0 mm 的轧制退火态 TA32 合金板材, 其名义化学成分为 Ti-5.3Al-3.5Sn-3.0Zr-1.0Mo-0.4Ta-0.5Nb-0.25Si, 金相法测定其相变点为 1005 °C。TA32 合金材料变形前初始组织的晶粒形貌分布和晶粒尺寸分布如图 1 所示。从图 1 中可知, 原始材料 TA32 合金的晶粒形貌和分布是非常不均匀, 它包含了大量细小的等轴晶和少量不规则的棒状或块状晶粒。晶粒尺寸分布较广, 大部分晶粒尺寸小于 7  $\mu\text{m}$ , 少量粗大晶粒尺寸分布大于 15  $\mu\text{m}$ 。其中粗大层状晶粒(晶粒直径 > 10  $\mu\text{m}$ )的含量约占 6%, 而细小等轴晶粒(晶粒直径 < 10  $\mu\text{m}$ )则占了约 94%, 因而能满足超塑性变形所需的细晶材料要求。本实验所有高温拉伸试验均在三区控温电阻炉环境加热的 Instron5500R 试验机上进行。温度误差小于  $\pm 1$  °C, 在进行加载试验之前需要试样在达到相应设定的变形温度保温 10 min。为了避免试样在高温条件下发生过度氧化, 通过在试样变形的标距部分涂覆玻璃防护润滑剂, 防止试样高温过度氧化。试样标距部分规格尺寸为长 15 mm、宽 5 mm。用砂纸对试样变形区域进行打磨, 确保变形区域无光滑过渡。试样变形参数选择为 895~935 °C, 初始应变速率为  $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 。拉伸完成后高温取样立即水淬以保留高温下的变形组织。试样微观组织的取向分布通过背散射衍射(EBSD)技术进行分析研究, EBSD 扫描面为轧制面, 扫描步长为 0.6  $\mu\text{m}$ , 扫描区域大小约为 110  $\mu\text{m} \times 110 \mu\text{m}$ , 并采用 TSL OIM 6.1.3 软件对 EBSD 测试结果进行分析。

## 2 结果与讨论

### 2.1 高温拉伸变形行为

TA32 合金在不同变形条件下的真实应力-应变曲线如图 2 所示。材料的流动应力曲线是材料微观组织变化的宏观表现。从图 2 中可以看出, 流动应力对变形温度和应变速率均是非常敏感的。在不同变形条件下, 材料均在变形的初始阶段, 在应变值较小的情况下, 应力值快速增长至应力峰值, 随后材料进入软化阶段, 在应变速率不小于  $6.64 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 材料的软化速率较大, 软化作用占了主导作用, 尤其是在低温 895 °C 时, 流动应力快速下降。随着变形温度的升高, 材料的软化速率逐降低, 在 935 °C 时, 材料的加工硬化和软化作用达到动态平衡时, 材料获得了最大的断

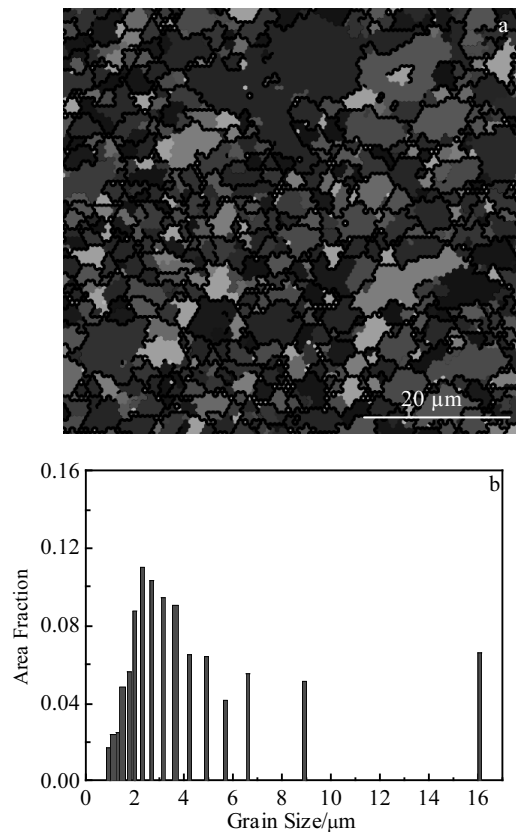


图 1 TA32 合金初始状态下的晶粒形貌分布和晶粒尺寸分布图  
Fig.1 Grain morphology mapping (a) and grain size distribution (b) of TA32 alloy before deformation

裂延伸率 1141.8%。说明在高应变速率条件下, 材料对变形温度的选择更为敏感。在应变速率不大于  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 峰值流动应力值均较小, 材料均没有表现出明显的软化过程, 在达到应力峰值之后, 材料的动态软化和加工硬化过程快速达到了一个动态平衡过程, 均获得了较大的延伸率。这是因为在低的应变速率条件下, 材料有充足的时间进行能量的积累和变形颈缩的转移, 在高温条件下为动态回复、动态再结晶晶粒的形核、长大提供了有利条件, 动态再结晶越容易发生, 位错密度的降低越快, 进而能够抵消部分加工硬化<sup>[20,21]</sup>。当温度大于 925 °C、应变速率小于  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  时, 在变形后期又出现应力升高的现象, 这可能与晶粒长时间在高温下发生了晶粒长大有关。图 3 为不同变形条件对变形过程中的峰值应力和断裂延伸率的影响。从图 3a 中可以看出, 随着应变速率的降低和变形温度的升高, 峰值应力基本呈下降趋势, 在温度为 935 °C、应变速率为  $1.66 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下, 在变形后期明显出现加工硬化影响, 应力峰值出现上升。在温度高于 910 °C 时, 材料的延伸率明

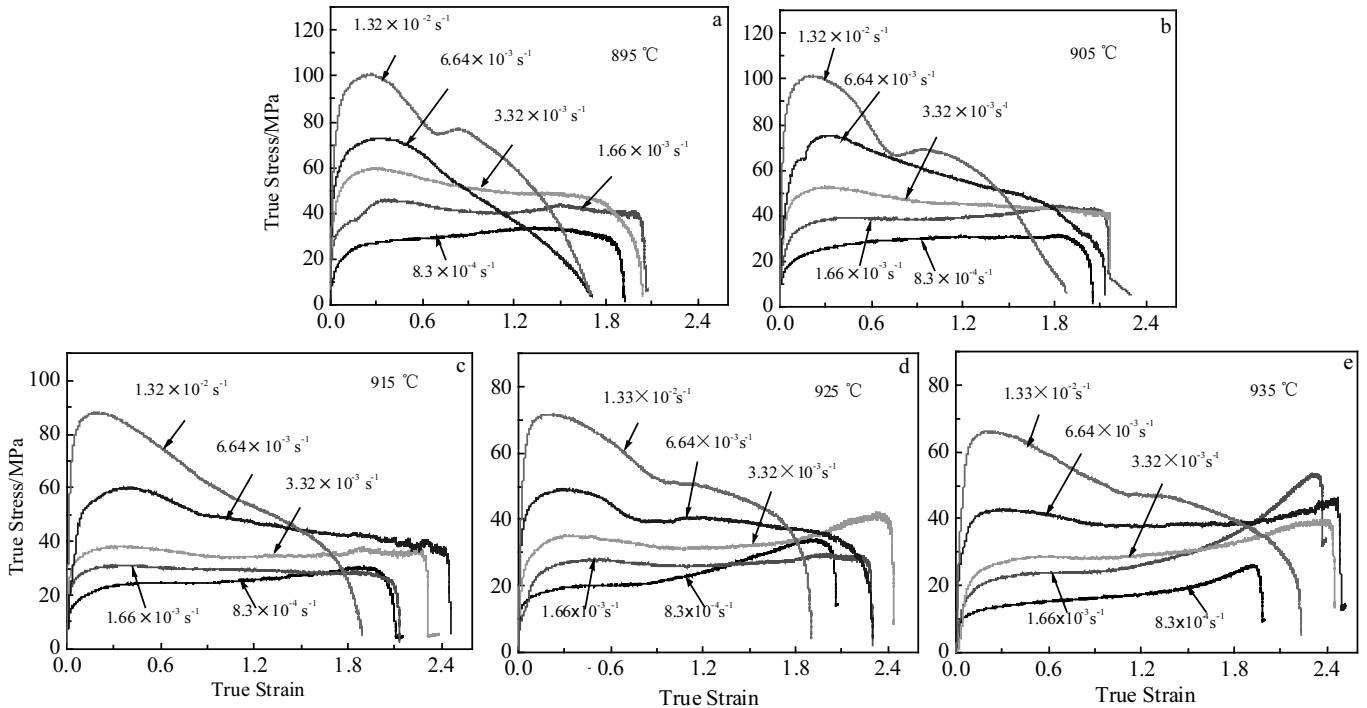


图 2 TA32 合金在不同变形条件下的真实应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of TA32 alloy under different deformation conditions: (a) 895 °C, (b) 905 °C, (c) 915 °C, (d) 925 °C, and (e) 935 °C

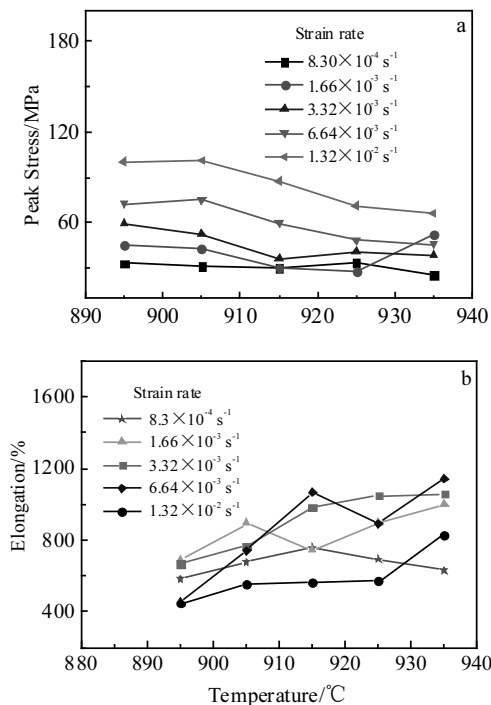


图 3 变形参数对 TA32 合金拉伸过程中峰值应力和断裂延伸率的影响

Fig.3 Effect of different deformation conditions on peak stress (a) and elongation (b) of TA32 alloy

显提高，多数延伸率均在 700%以上，尤其是在温度为 915 °C 时，即使应变速率高达  $6.64 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下断裂延伸率依然达到了 1065%，如图 3b 所示。表明 TA32 合金板材具有良好的超塑性变形能力，能够满足用于超塑成形复杂薄壁类结构零件，在航空航天领域具有较大的应用前景。

### 2.2 微观组织演化

#### 2.2.1 应变速率的影响

图 4 阐明了在变形温度 925 °C 下，应变速率对 TA32 钛合金的取向分布图影响，其中大角度晶界和小角度晶界分别用粗黑线条和细红线条表示。从图 4 中可知，在高温条件下变形后的微观组织没有明显的变形组织，相邻晶粒取向较为分散。在大部分等轴晶粒内，含有少量或者几乎不含有小角度晶界和亚晶粒，表明在高温、低应变速率条件下，大部分晶粒均有充足的时间和能量发生完全动态再结晶。在完全动态再结晶晶界上有一定数量的鼓包状晶粒和锯齿状晶界，呈“链条”状分布，这是发生了不连续动态再结晶的典型特征，表明部分完全动态再结晶在随着变形程度的增大，再次发生了不连续动态再结晶。随着变形速率的提高，小角度晶界含量明显增加，如图 4c 中所示。而小角度晶界是连续动态再结晶通过亚晶粒持续转动形核机制所需要的<sup>[22, 23]</sup>，它的含量在一定程度上能够直观地反映在超塑性变形

过程中应变速率对连续动态再结晶的影响。因此,可以发现随着应变速率的增加,连续动态再结晶的影响在增强。在 925 °C 和应变速率  $1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下,仍然发生了较大程度的动态再结晶,延伸率达到了 564%。在较低的应变速率  $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  条件下,由于晶粒的过度长大,弱化了材料的变形能力,导致断裂延伸率下降为 690%;而在  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下,晶粒大小均匀,再结晶程度高,材料的延伸率达到了 1050%。这是由于过高的应变速率导致晶界滑移能力受到限制,来不及释放部分应力集中,而过低的应变速率由于热暴露时间太长,晶粒变粗大,同样不利于晶界的滑动。图 5 为在变形温度为 925 °C 时 TA32 合金不同变形应变速率条件下的晶粒尺寸分布。随着应变速率的降低,晶粒尺寸在增大,在应变速率  $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  下的晶粒尺寸明显要比在  $1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下大的多。在原始材料组织(图 1)中的平均晶粒直径为 2.1  $\mu\text{m}$ ,而在变形温度 925 °C、应变速率为  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (图 4b)下变形后的平均晶粒直径为 3.1  $\mu\text{m}$ ,这是因为随着应变速率的大幅降低,材料在高温条件下的时间大幅延长,充足的变形时间导致原始细小晶粒和动态再结晶细化后的晶粒均发生了长大,进而使得变形应力值增加,这是导致图 2e 中变形后期出现明显应力上升现象的原因。初始组织中粗大晶粒在发生动态再结晶后均得到细化,变形后的晶粒尺寸分布均匀,一致性得到提高。

连续动态再结晶机制是通过亚晶粒的持续转动实现的,  $10^\circ \sim 15^\circ$  取向角常常表明晶粒中的亚结构发生了连续动态再结晶<sup>[24,25]</sup>。在晶粒的内部或者晶界附近,常常发生通过亚晶界的转动而发生形核。为了更好地理解应变速率对连续动态再结晶的影响,通过对图 4 中的白色划线进行累加和局部的取向梯度计算分析,包括点到起始点(累加)的取向角和点到相邻点(局部)的取向角,如图 6 所示。当应变速率为  $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  时,取向累加值很难超过  $4^\circ$ ,而取向局部值,无论在晶界附近还是在

晶粒内部都很小,很难超过  $2^\circ$ ,如图 6a~6b 所示。这与在低应变速率条件下降低了使小角度晶界向大角度晶界转变的速度有关<sup>[15,26]</sup>。在  $1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下,随着从原始晶界附近区域到晶粒内部的距离变化,局部值和累加值均呈现跳跃性变化,累加值接近或者超过  $10^\circ$ ,表明在原始晶粒内取向角度的不断累加变化或者亚晶粒发生了持续转动,晶粒容易发生连续动态再结晶。因此,说明随着应变速率的升高,连续动态再结晶作用在增强,不连续动态再结晶作用在减弱。

## 2.2.2 变形温度的影响

图 7 为在应变速率为  $6.64 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下, TA32 钛合金在不同变形温度下的晶体取向分布图。从图 7a 中可以看出,在不同变形温度下,初始组织的织构被随机织构所取代,动态再结晶晶粒表现出不同的晶粒取向。在 915 °C 下,大量晶粒内部存在以小角度晶界为主的亚晶粒,且在粗大晶粒周围存在少量鼓包状的小晶粒。随着变形温度上升到 935 °C,如图 7b 所示,不规则状的粗大晶粒数量减少,晶粒内部小角度晶界构成的亚结构大大减少,在原始粗大晶粒晶界出现更多的锯齿状和细小晶粒。这是由于更高的变形温度能够为晶界滑移提供充足的驱动力,进而促进动态再结晶的发生。小角度晶界为主的亚结构与动态回复诱发的位错亚结构密切相关,这与连续动态再结晶密切相关;鼓包状的大角度晶界则与晶界滑移变形有关,发生在热变形过程中的不连续动态再结晶<sup>[24, 26, 27]</sup>。图 8 为在应变速率为  $6.64 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  下的不同变形温度时的晶粒尺寸分布。从图 8 可知,与 915 °C 相比,在 935 °C 条件下的平均晶粒尺寸要大,表明晶粒尺寸随着变形温度的升高而发生了长大。与初始组织(与图 1b 相比,初始组织中的细小晶粒发生了长大。变形后的晶粒尺寸分布范围较窄,尺寸分布均匀,不存在少量的粗大晶粒(晶粒直径  $> 10 \mu\text{m}$ ),说明初始组织中的粗大晶粒在经历高温变形过程后晶粒发生了细化和球化,这与

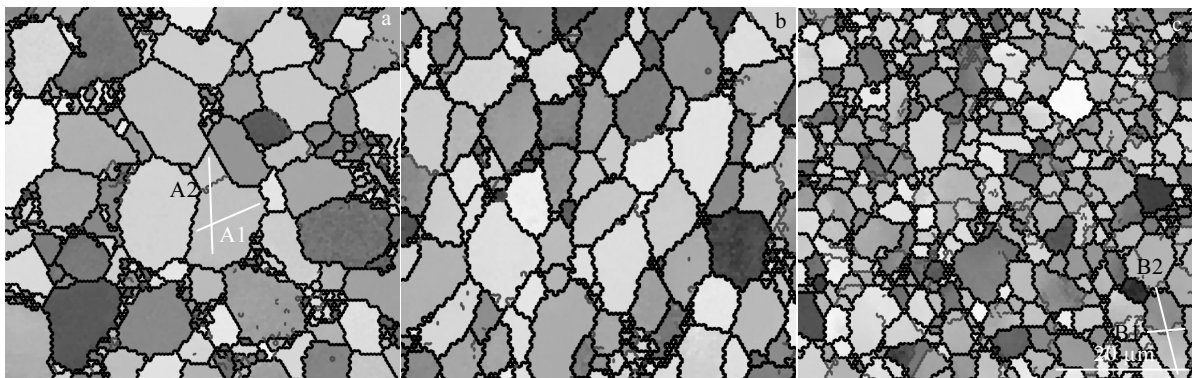


图 4 不同变形应变速率下 TA32 合金的取向分布图

Fig.4 Misorientation distribution of the TA32 alloy at different strain rates: (a)  $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , (b)  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , and (c)  $1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

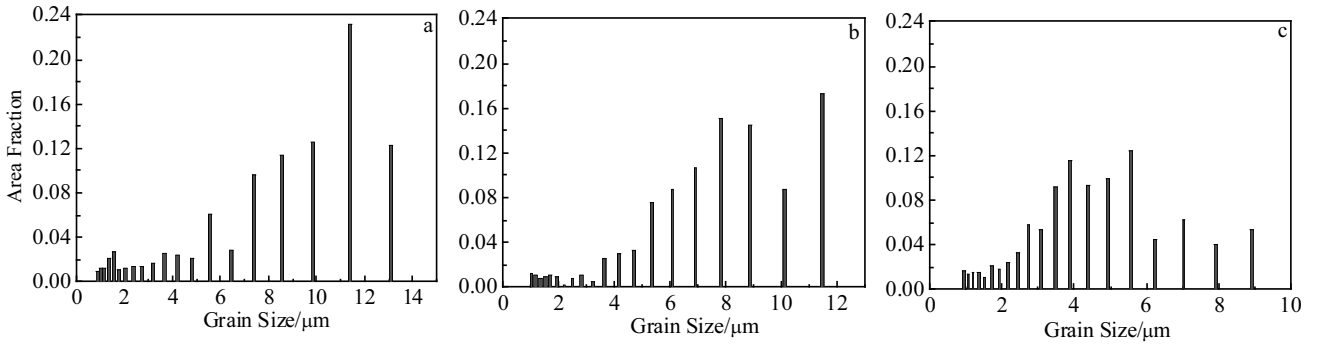


图 5 不同应变速率下的晶粒尺寸分布

Fig.5 Grain size distribution of the TA32 alloy at different strain rates: (a)  $8.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , (b)  $3.32 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , and (c)  $1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

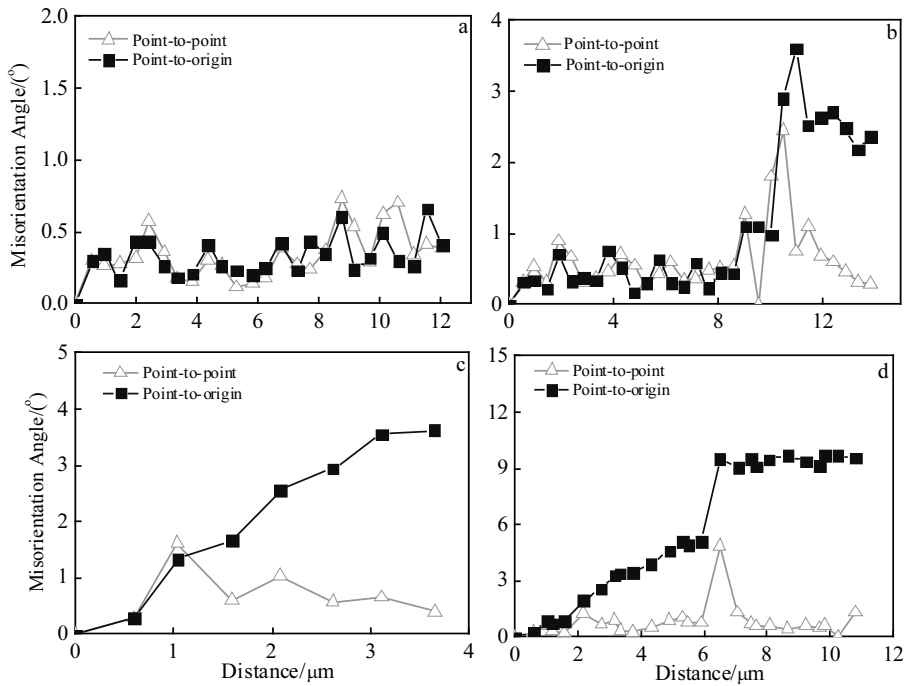


图 6 图 4 中沿线的取向角变化

Fig.6 Misorientation changes along the white lines marked in Fig.4: (a) A1, (b) A2, (c) B1, and (d) B2

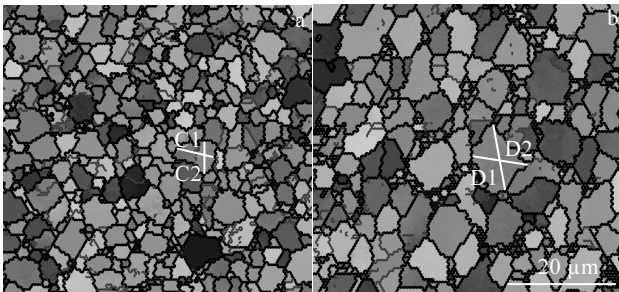


图 7 TA32 钛合金在不同变形温度条件下的取向分布图

Fig.7 Crystal orientation distributions of deformed TA32 alloy at different deformation temperatures: (a)  $915 \text{ }^\circ\text{C}$  and (b)  $935 \text{ }^\circ\text{C}$

高温变形过程中发生的动态再结晶有关。图 9 为不同应变速率对在图 7 中沿着标记划线取向角的影响分析。从图 9 中可以看出，无论是在晶界附近还是在晶粒内部，在  $935 \text{ }^\circ\text{C}$  下的局部取向角和累加取向角数值相对较小，一般不超过  $2^\circ$ ，且数值平稳分布，而在  $915 \text{ }^\circ\text{C}$  条件下的累加取向角数值相对要大，接近  $5^\circ$ 。说明随着变形温度的升高，连续动态再结晶作用在减弱。与应变速率对晶内取向的影响相比，变形温度对取向变化的影响较小。

### 2.2.3 不同变形程度的影响

由于在试样不同部位的截面积大小不同，因此表现不同的变形程度。图 10 是在变形温度  $925 \text{ }^\circ\text{C}$ ，应变速率  $6.64 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  条件下试样不同变形区域的取向

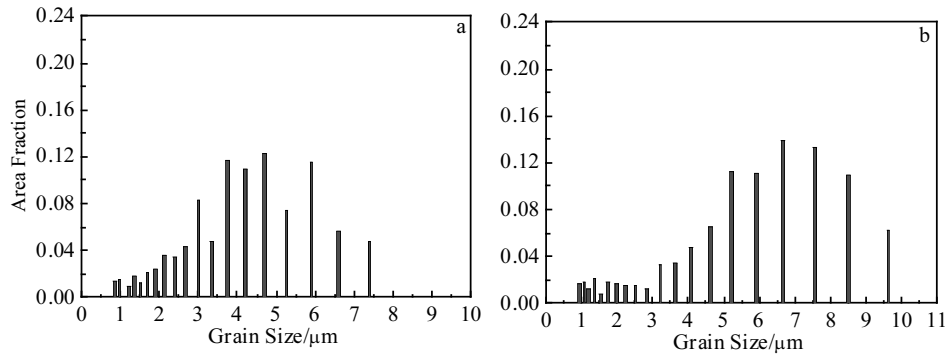


图 8 TA32 钛合金在不同变形温度下的晶粒尺寸分布

Fig.8 Grain size distributions of TA32 alloy at different deformation temperatures: (a) 915 °C and (b) 935 °C

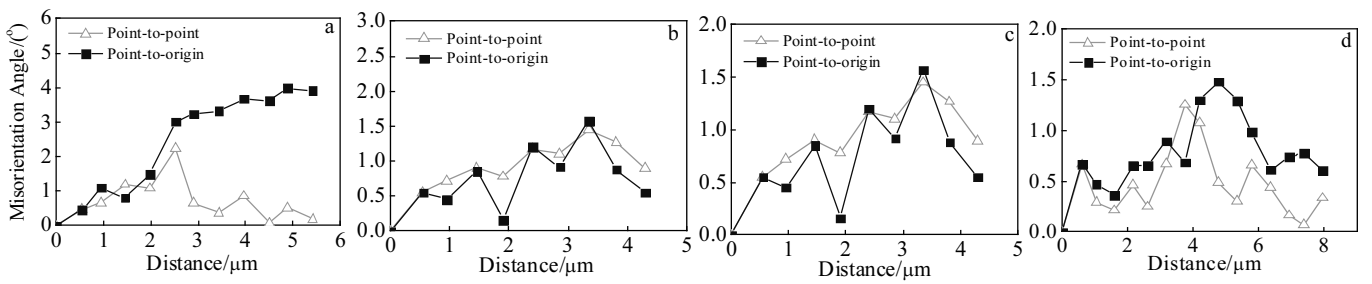


图 9 图 7 中沿线的取向角变化

Fig.9 Misorientation changes along the white lines marked in Fig.7: (a) C1, (b) C2, (c) D1, and (d) D2

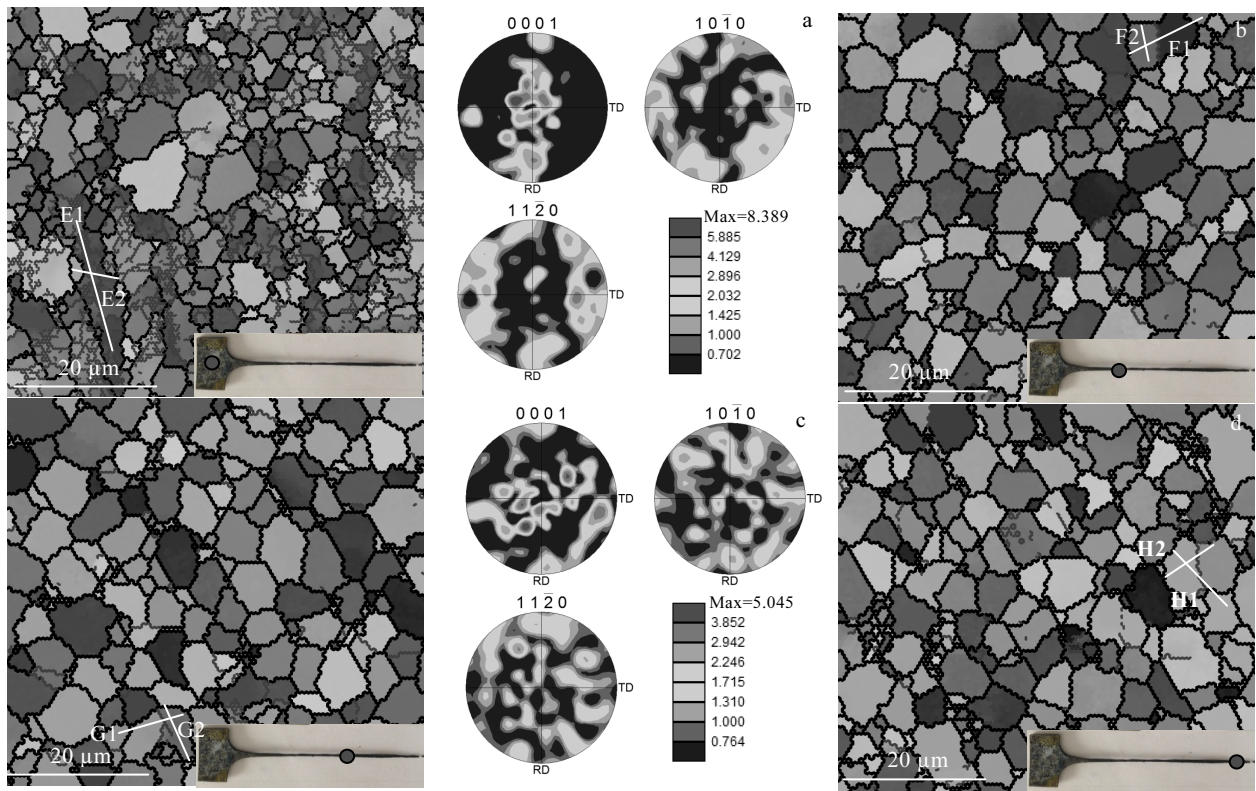


图 10 拉伸试样中不同变形位置的取向分布图

Fig.10 Orientation distribution at different deformation parts of the tensile samples: (a) grip section, (b) near grip, (c) middle, and (d) tip

分布图。可以发现夹头区域较多相邻晶粒的取向相同或者相近，表现出较强的变形织构，最大强度值为 8.34，而标距区域的相邻晶粒则没有明显的织构取向，为随机取向。

从图 10a 中可以看出，全程未参与变形的夹头区域组织中含有大量的小角度晶界和亚结构，部分的初始晶粒尺寸较大，晶粒形貌呈长条状或者不规则状。由于该区域变形非常小或者完全没有变形，仅仅经历了一个加热退火过程，因而以动态回复为主<sup>[21, 28]</sup>。当变形程度增大时，如图 10b 和图 10c 所示，在靠近夹头和在断裂标距的中间区域中，呈长条状或者不规则状的晶粒消失了，晶粒内部的小角度晶界明显减少，等轴状的晶粒数量则在大量增加。当变形达到最大时，如图 10d 所示，断口附近的晶粒基本呈均匀分布的等轴状，含有很少的小角度晶界，较大晶粒的晶界处出

现较多的鼓包状晶粒。标距区域的晶粒尺寸要比夹头区域的晶粒大，说明在试样变形过程中晶粒的长大，不仅与加热条件有关，还与外力导致的变形有密切联系。此外，对比不同区域的晶粒形貌可以发现，变形区域的晶粒基本呈近等轴化，晶粒尺寸分布均匀。而夹头区域存在若干高长短轴比的晶粒，说明变形过程中晶粒发生了动态球化，可以将部分原始粗大晶粒细化，增加了不同晶粒间的晶界面积，进而促进了变形过程中的晶界滑动和转动，为获得大的超塑性变形延伸率提供有利条件<sup>[29, 30]</sup>。

图 11 为在超塑拉伸试样不同变形程度区域(图 10)中沿着标记划线取向角的影响分析。从图 11a, 11b 中可以看出，无论是在初始晶界附近还是在晶粒内部，夹头区域的累加取向角数值相对较大，均超过 10°，同时局部取向角的数值也容易超过 5°。这与动态回复的典型

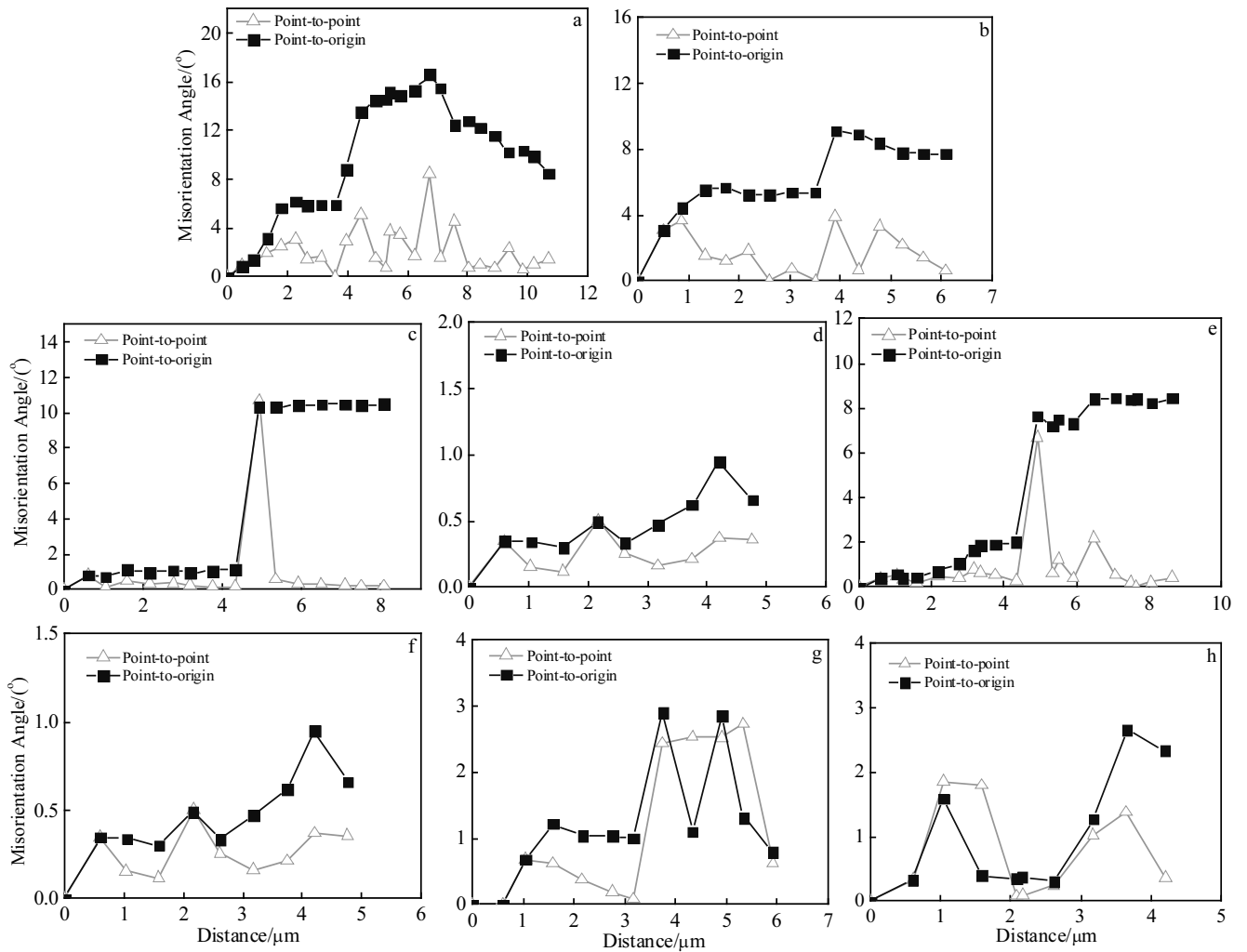


图 11 图 10 中沿线的取向角变化

Fig.11 Misorientation changes along the white lines marked in Fig.10: (a) E1, (b) E2, (c) F1, (d) F2, (e) G1, (f) G2, (g) H1, and (h) H2



特征相符合,说明在未变形的夹头区域起主要作用的是动态回复。随着变形程度的增大,如图 11e~11f 所示,累加取向角和局部取向角的数值均在逐步下降,这与亚晶粒的持续转动能力减弱或者小角度晶界数量的减少有密切关系。当变形量达到最大时时,累加取向角很难超过 4° (图 11g~11h),说明变形晶粒逐步被无亚结构的完全动态再结晶所取代,如图 10d 所示。

图 12 为拉伸试样不同位置晶界取向角含量的变化。从图 12 中可以发现,与原始组织相比,夹头区域在经历了动态回复之后,小角度晶界含量下降明显,大角度晶界含量大幅上升,由原始组织的 45% 上升到夹头区域的 58.2%。在变形区域,大角度晶界含量比未变形的夹头区域大幅上升,由夹头区域的 58% 上升到 93%, 10°~15° 取向角含量明显减少,含量保持在较低的水平区,不超过 2%。而 10°~15° 取向角是小角度晶界向大角度晶界转变的过度区域,其含量一定程度上能说明连续动态再结晶的程度。因此表明,随着试样拉伸变形程度的增大,连续动态再结晶的作用在不断减弱,不连续动态再结晶的作用在逐渐增强。

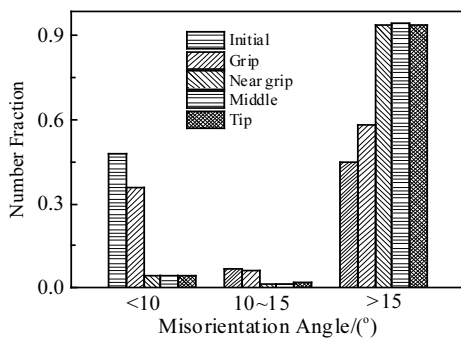


图 12 拉伸试样中不同变形位置的晶界取向角分布变化  
Fig.12 Misorientation angle changes of grain boundaries at different deformation areas of the tensile sample

### 3 结 论

1) TA32 合金在变形温度为 895~935 °C 和应变速率为  $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  条件下具有良好的超塑性变形能力,最大断裂延伸率能达到 1141.8%。在高温和低应变速率条件下,晶粒的长大容易造成在变形后期真实应力出现上升。真实应力和断裂延伸率对变形温度和应变速率均是敏感的,动态再结晶容易在高温或低应变速率条件下发生。

2) 在不同变形条件下的超塑性变形过程中,发生了明显的动态再结晶,变形后晶粒取向接近随机取

向。连续动态再结晶和不连续动态再结晶在变形过程中同时发生,且不连续动态再结晶是主要的动态再结晶机制。随着变形温度的升高、变形程度的增大和应变速率的降低,不连续动态再结晶的作用在增强,连续动态再结晶的作用则是在减弱。与应变速率对晶内取向的影响相比,变形温度对取向的影响较小。

3) 高温变形后的晶粒均发生了长大,但晶粒尺寸的均匀性得到提高,晶粒形貌呈等轴化,动态再结晶能够细化和球化长条状的粗大原始晶粒。

### 参考文献 References

[1] Zhang T, Liu Y, Sanders D G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 608: 265  
 [2] Kaibyshev O A, Safiullin R V, Lutfullin R Y *et al. Materials Science and Technology*[J], 2013, 22: 343  
 [3] Huang J, Chuang T. *Materials Chemistry and Physics*[J], 1999, 57: 195  
 [4] Souni M E. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32: 285  
 [5] Wanjara P, Monajati H, Yue S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 396: 50  
 [6] Niu Y, Li M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 513-514: 228  
 [7] Madsen A, Ghonem H. *Materials Science and Engineering A*[J], 1994, 177: 63  
 [8] Li G P, Li D, Liu Y Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 28: 1595  
 [9] Li G P, Li Q C, Li D *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 1998, 14: 41  
 [10] Chen Y, Li J, Tang B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 146  
 [11] Cai Z, Chen F, Ma F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 670: 55  
 [12] Fan J K, Kou H C, Lai M J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 584: 121  
 [13] Luo Junting(骆俊廷), Chen Yimin(陈艺敏), Yin Zongmei(尹宗美) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 399  
 [14] Li Chenwei, Xie Hui, Mao Xiaonan *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(2): 326  
 [15] Guo N N, Wang L, Luo L S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 698  
 [16] He D, Zhu J C, Lai Z H *et al. Materials & Design*[J], 2013, 46: 38  
 [17] Jin W, Fan J, Zhang H *et al. Journal of Alloys and*



- Compounds*[J], 2015, 646: 1
- [18] Shi Xiaohui(石晓辉), Zeng Weidong(曾卫东), Sun Yu(孙宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2327
- [19] Huang Chaowen(黄朝文), Zhao Yongqing(赵永庆), Xin Shewei(辛社伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(8): 2123
- [20] Liang H, Guo H, Ning Y *et al. Materials & Design*[J], 2014, 63: 798
- [21] Lin P, He Z, Yuan S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 556: 617
- [22] Li D F, Guo S L, Peng H J *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32: 696
- [23] Wang Y, Shao W Z, Zhen L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 497: 479
- [24] Lin Y C, He D G, Chen M S *et al. Materials & Design*[J], 2016, 97: 13
- [25] Lin Y C, Wu X Y, Chen X M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 640: 101
- [26] Sakai T, Belyakov A, Kaibyshev R *et al. Progress in Materials Science*[J], 2014, 60: 130
- [27] McQueen H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387-389: 203
- [28] Li Y F, Wang Z H, Zhang L Y *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25: 1889
- [29] Roy S, Suwas S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 574: 205
- [30] Roy S, Suwas S. *Materials & Design*[J], 2014, 58: 52

## Effects of Deformation Parameters on the Superplastic Behavior and Microstructure Evolution of TA32 Alloy

Liu Zhangguang<sup>1,2</sup>, Li Peijie<sup>1</sup>, Yin Xiyue<sup>2</sup>, Wu Fengyong<sup>2</sup>, Xiong Liangtong<sup>2</sup>, Gao Haitao<sup>2</sup>

(1. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Beijing Xinghang Electro-mechanical Equipment Co., Ltd, Beijing 100074, China)

**Abstract:** High-temperature tensile tests in the deformation temperature range of 895~935 °C and strain rate range of  $8.3 \times 10^{-4} \sim 1.32 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  were conducted for TA32 high-temperature titanium alloy developed independently by China, and electron back-scattered diffraction (EBSD) technique was used to characterize grain morphology, orientation, and grain distribution. The results show that TA32 alloy provides superior superplastic deformation capability, with a maximum elongation up to 1141.8%. At high temperature and low strain rate, the growth of grains tends to raise the true stress at late deformation stages. Both the true stress and elongation are sensitive to deformation temperature and strain rate, and dynamic recrystallization is more likely to occur in high temperature or low strain rate conditions. Under different deformation conditions of superplastic tension, dynamic recrystallization occurs. After deformation, the textures nearly exhibit random orientations, and the original grains are equiaxed with better dimensional uniformity. During the deformation process, discontinuous dynamic recrystallization serves as the dominant dynamic recrystallization mechanism. With the increase in deformation temperature, decrease in the strain rate, and increase in deformation degree, discontinuous dynamic recrystallization plays a more important role, while continuous dynamic recrystallization weakens.

**Key words:** TA32 alloy; superplasticity; microstructure; dynamic recrystallization

---

Corresponding author: Liu Zhangguang, Candidate for Ph. D., Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, E-mail: liuzg13@mails.tsinghua.edu.cn