

TB18 钛合金热变形行为及动态再结晶机制

李少强¹, 弓站朋¹, 李 辉², 胡生双³, 崔林林¹, 王凯旋¹, 张新全², 刘向宏¹

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710021)

(2. 中国航空工业第一飞机设计研究院, 陕西 西安 710089)

(3. 西安飞机工业(集团)有限责任公司, 陕西 西安 710089)

摘 要: 利用 Gleeble 3800 热模拟试验机和电子背散射衍射 (EBSD) 技术研究了 TB18 钛合金在 700~900 °C、应变速率 0.01~10 s⁻¹ 时的热变形行为和动态再结晶机制。研究表明该合金的流动应力大小对应变速率和变形温度敏感。变形初期流动应力皆在达到峰值应力后快速软化, 随后有不同程度的上升。通过数据回归得到了该合金在两相区和单相区的高温变形 Arrhenius 型本构方程, 其变形激活能分别为 340 和 185 kJ/mol。其单相区的变形软化机制主要为 β 相的动态回复, 两相区主要为 β 相的动态再结晶。结合了 EBSD 技术, 金相观察和流变曲线特点的分析表明, 在高变形温度, 低应变速率时 (900 °C, 0.01 s⁻¹) 主要以几何动态再结晶 (GDRX) 为主。在温度较低, 或变形速率较高下, 变形初期发生不连续动态再结晶 (DDRDX), 应变增大后发生连续动态再结晶 (CDRX)。

关键词: TB18 钛合金; 热变形行为; 动态再结晶; EBSD

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)09-3045-07

现代飞机对各种使用性能提出了更高的要求, 因此航空工业对高性能材料的需求愈加迫切。通过对断裂力学原理的应用, 损伤容限设计在飞机设计中得到广泛的应用。目前在飞机上获得实际应用的高强度高韧性钛合金主要有 Ti1023, TC18, Ti55531 等^[1-3]。这些合金在具有较高静强度的同时, 具有高断裂韧性和高损伤容限性, 主要用作飞机起落架和横梁等重要受载部件^[4]。TB18 钛合金是西部超导公司与国内高校和科研院所合作, 开发出的一种新型近 β 钛合金, 其名义成分为 Ti-5Al-5Mo-5V-6Cr-1Nb-0.5Fe。经过热处理后合金的断裂韧性与传统高强合金保持同一水平, 但其静强度更高, 同时具有良好的淬透性。

近 β 合金热加工组织演变和其最终性能对加工参数敏感, 因此研究加工参数对近 β 钛合金变形行为和组织演化过程的影响尤为必要。近年来国内外学者对近 β 合金热变形行为和组织演化进行了许多研究。Fan 等人^[1]研究了粗晶 Ti55531 合金 β 相区不同变形量下的热变形和组织演化行为, 指出合金首先在晶界处以不连续动态再结晶 (DDRDX) 机制再结晶, 随着变形程度增大逐渐以连续动态再结晶 (CDRX) 机制为主。合金的变形和组织演化行为与典型的 β 合金如 Ti1023, Ti7333 和 Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al 相似。Warchomicka 等人^[5], 研究了 Ti-55531 合金在真应变为 0.7, 应变速率

为 0.01 到 1 s⁻¹ 的热变形过程, 发现在较高应变速率下合金以 CDRX 机制为主, 而应变较大且应变速率较低时以几何动态再结晶 (GDRX) 为主, 其中 GDRX 再结晶晶粒细小等轴。Liang 等人^[6]研究了 TC18 热变形行为指出, 合金稳态流动应力和其峰值应力之间存在一定关系, 并给出了考虑 TC18 合金组织演变过程的本构方程。周伟等人^[7]研究了 Ti5553 合金热变形时动态再结晶行为, 推导出了合金的加工硬化率和临界应变速率的关系, 并给出了合金发生动态再结晶时的临界变形条件。周伟, 辛社伟等人^[8]研究了 Ti-5553 合金热变形时的不连续屈服现象, 指出其不连续屈服与晶界突然增殖生成大量可动位错有关。C. Li 等人^[9]研究了 TC18 合金在不同组织下的热变形行为, 并给出了其热变形本构方程。杨晓康等人^[10]研究了 TC17 合金的高温热变形行为和热加工图, 并结合微观组织分析验证了结果的可靠性。

本研究选择固溶水冷的 TB18 棒材进行热压缩实验, 利用数据回归得到合金的 Arrhenius 型本构方程及能量耗散图。利用光学显微镜 (OM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 分析合金变形后的微观组织和晶界角度分布情况, 并结合压缩时的应力应变曲线特征分析合金在变形不同阶段和不同状态下的动态再结晶行为。

收稿日期: 2020-03-12

作者简介: 李少强, 男, 1979 年生, 博士, 高级工程师, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710021, E-mail: sqli_wst@163.com

1 实验

实验用材料为西部超导公司熔炼并锻造的 $\Phi 150$ mm 规格 TB18 合金棒材，其名义相变点为 $795\text{ }^\circ\text{C}$ 。热压缩前将棒材经过 $840\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$ +水冷固溶处理， β 晶粒尺寸大约为 $170\text{ }\mu\text{m}$ 。利用 Gleeble 3800 热模拟试验机对 TB18 钛合金进行等温恒应变速率压缩试验。试验用小圆柱的规格为 $\Phi 8\text{ mm}\times 12\text{ mm}$ 。试验时升温速率为 $10\text{ }^\circ\text{C/s}$ ，随后保温 5 min ，然后进行恒应变速率压缩试验。当压缩至设定变形量时试验停止，立即将试样喷气冷却至室温以保留高温变形态的组织。为了探究 TB18 钛合金在 β 相区和 $\alpha+\beta$ 相区不同应变速率下的热变形行为，设计的热压缩实验方案如下：变形温度分别为 $700, 750, 800, 850$ 和 $900\text{ }^\circ\text{C}$ ；应变速率分别为 $0.01, 0.1, 1$ 和 10 s^{-1} ；应变量为 60% (0.91)。将热压缩后的样品制备金相试样观察变形后的组织，抛光面平行于轴向。利用振动抛光制取 EBSD 观察所用试样，观察面同样平行于轴向。利用装备有 HKL NordlysNano 型探测器的 Hitachi SU3500 型扫描电子显微镜对样品进行 EBSD 观察，加速电压设为 25 kV ，分析步长为 $2\text{ }\mu\text{m}$ 。

2 结果与分析

2.1 TB18 合金原始组织与热压缩后的应变分布

图 1 和图 2 为合金经过相变点以上 ($840\text{ }^\circ\text{C}$) 保温 2 h 后水冷的金相显微组织和晶粒取向分布。固溶水冷后合金为等轴的单一 β 相，晶界平直，锻造变形产生的组织已消除，其晶界角大多近似均匀的分布在 $30^\circ\sim 60^\circ$ 之间，平均取向差为 39.37° 。图 3 为利用有限元软件 (Deform) 计算出的热压缩后材料的应变分布，图框中部分的平均应变为 0.93 ，金相和 EBSD 观察均在该部分进行。



图 1 TB18 合金棒材固溶 ($840\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h}$) 水冷后金相显微组织
Fig.1 Metallograph of TB18 Ti alloy with solution treatment ($840\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h} + \text{water quenching}$)

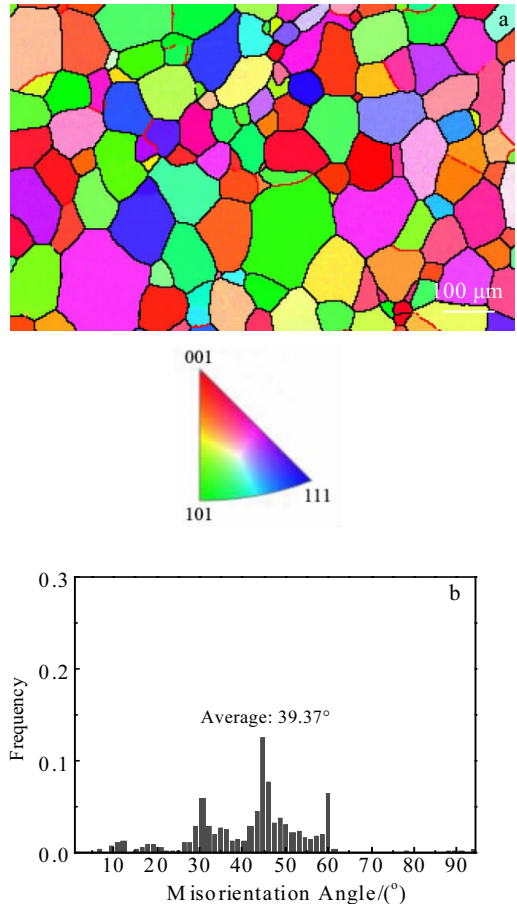


图 2 TB18 合金棒材固溶水冷后晶粒取向分布图和晶界角分布统计
Fig.2 EBSD map (a) and distribution (b) of misorientation angle in TB18 Ti alloy with solution treatment ($840\text{ }^\circ\text{C}\times 2\text{ h} + \text{water quenching}$)

2.2 TB18 钛合金热变形行为

2.2.1 应力应变曲线分析

文献报道，不同变形条件下同一合金的动态再结晶机制有所差异，其应力应变曲线的特征存在区别。对于同一种动态再结晶机制而言其应力应变曲线具有一定的特征。对于 DDRX，流动应力到达峰值后会迅速软化到一定水平并保持。对于 CDRX 和 GDRX，应力达到峰值以后会保持一定的水平，在随后变形中不发生明显下降^[11-15]。值得注意的是，在变形过程中环境对材料所做的功有相当一部分转化为热能而使材料温度升高，流变应力下降，这种现象在低温高速变形时尤为明显^[10]。图 4 为 TB18 合金在热压缩过程中的真应力应变曲线。可以看出 TB18 钛合金的热压缩流变应力有以下规律：

- (1) 在合金的流动应力达到峰值之前，其随着应

变快速增加, 达到峰值应力后迅速软化到一定应力水平, 并在随后的变形过程中存在不同程度的上升。这说明在不同变形阶段合金的动态再结晶过程存在一定差异。

(2) 在变形温度较低 (700~800 °C), 应变速率较大时 ($\geq 0.1 \text{ s}^{-1}$), 由变形热效应引起的流动应力下降现象较为显著。但可以看到不论在相变点以上或相变点以下变形时, 流动应力曲线的形状大致保持相同。说明在所研究的温度范围内合金动态再结晶机制有大致相似的特征。

(3) 合金的峰值应力和稳态流动应力对应变速率和变形温度敏感, 随应变速率升高和变形温度下降而增大。对同一变形温度, 进入稳态流动时的应变随应变速率升高而升高。

2.2.2 TB18 钛合金本构方程的建立

金属材料的热变形在一定条件下可看作是热激活过程, 其应变速率、流变应力和变形温度之间的关系可用 Arrhenius 型本构方程表示如下^[6,9]:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

式中, Q 为变形激活能, T 为变形温度, σ 为流变应力, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率。其中 α 、 Q 、 n 、 A 等参数可用实验数据回归得到。将实验数据利用 Orgin 软件的数据分析功能回归得到 TB18 合金在两相区的热变形本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 9.72 \times 10^{14} [\sinh(0.0056\sigma)]^{5.24} \exp(-\frac{340403}{8.314T}) \quad (2)$$

TB18 钛合金单相区热变形的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 1.33 \times 10^9 [\sinh(0.0035\sigma)]^{4.72} \exp(-\frac{185364}{8.314T}) \quad (3)$$

计算得到的 TB18 合金在两相区和单相区的变形激活能分别为 340 和 185 kJ/mol。两相区变形激活能显著高于 α -Ti 和 β -Ti 的晶格自扩散激活能, 其分别为 150 和 153 kJ/mol。单相区变形激活能与 β -Ti 自扩散激活能大致相当。这个结果说明 TB18 钛合金在两相区变形时主要的软化机制为动态再结晶 (DRX), 在单相区变形时主要为动态回复 (DRV), 与其它近 β 钛合金相比如 TC18, Ti1023 和 Ti55531 等, TB18 合金具有更高的应力指数和变形激活能^[1-3, 5, 9], 其在热加工时具有更大的变形抗力。根据 Prasad 等人提出的热变形过程中能量耗散理论, 将实验数据进行回归得到了 TB18 合金热变形的能量耗散因子, 其在温度 (T) 和应变速率 ($\dot{\epsilon}$) 平面上的等高线图如图 5 所示^[1]。能量耗散因子越高的变形状态, 在变形过程中越容易发生组织演化, 如动态再结晶和动态回复等。

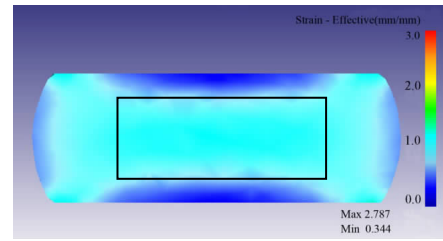


图 3 TB18 钛合金热压缩后应变分布

Fig.3 Strain distribution of TB18 Ti alloy after isothermal compression

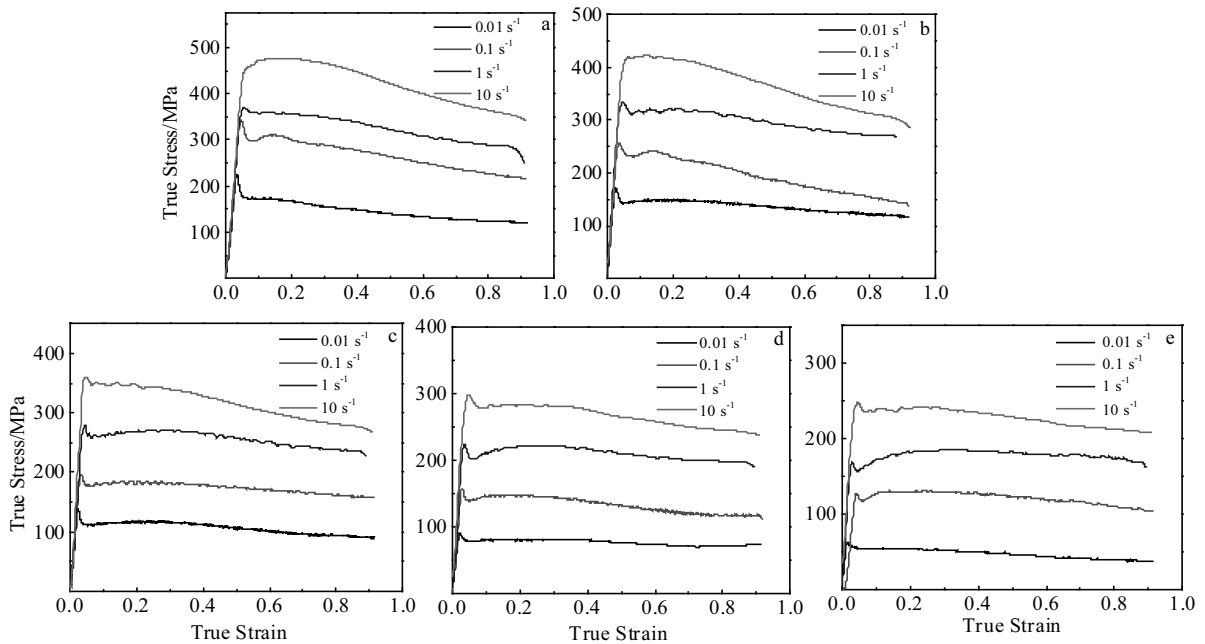


图 4 TB18 钛合金高温流变应力曲线

Fig.4 Flow stress curves of TB18 Ti alloy at the temperatures of 700 °C (a), 750 °C (b), 800 °C (c), 850 °C (d), and 900 °C (e)

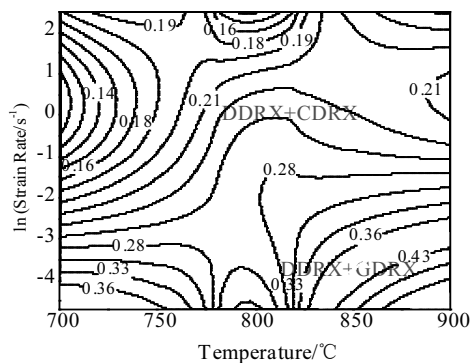


图 5 TB18 热变形能量耗散图和动态再结晶机制

Fig.5 Power dissipation map and dynamic recrystallization mechanism of TB18 Ti alloy

2.3 TB18 钛合金动态再结晶机制分析

图 6 为合金在不同变形状态下的金相组织。可以看到合金的晶界附近皆存在不同规模的动态再结晶组织，并可观察到晶界存在凸起。合金的组织状态对应变速率和变形温度较为敏感。当应变速率较小 (0.01 s^{-1}) 时，随着温度升高，拉长的晶界变得凹凸不平。对应同一温度随变形速率增加 (1 s^{-1} 或者 10 s^{-1})，晶界凹凸不平的现象消失。如图 6 和图 5 所示，在对应耗散系数较大的区域变形，材料微观组织演化也较为剧烈，这说明了本研究得到的耗散图较为准确。图 7a 为应变速率 0.1 s^{-1} ，变形温度 $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时的晶粒取向分布。图中红色的线指示小角度晶界 ($2^{\circ}\sim 15^{\circ}$) 所在位置，黑色的线指示大角度晶界 ($> 15^{\circ}$) 所在位置。可以看到在原始 β 晶界附近存在大量的小角度晶界，这说明此时晶界处存在动态再结晶产生的晶粒。同时在合金晶粒内部也观察到了小角度晶界的存在，此时晶粒内部其取向呈现连续变化的状态。可以看到相比于未变形状态，如图 2b 和 7b 所示，平均晶界角从未变形状态的 39.37° 减小至 28.21° 。说明在此过程中合金发生了较为显著的微观组织演变，大量动态再结晶产生的小角度晶界形成使得材料的平均晶界角度降低。变形温度为 $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时合金的晶粒取向分布和晶界角分布如图 7c 和 7d 所示。其晶粒取向分布与图 7a 相似，但其小角度晶界数量增多，晶界角度多集中在 15° 以下，与其对应的是平均晶界角相比 $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时更低为 4.53° ，说明合金此时由于温度升高其晶界和位错活动性增强，微观组织演化加剧。图 8 为变形温度 $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，应变速率 0.01 s^{-1} 时的取向分布图和晶界角分布统计，从中可以看到晶粒取向分布与图 7a 和 7c 所示存在较大区别，

无论在晶粒内还是晶界处都存在大量动态再结晶产生的晶界，原始 β 晶粒被分割为许多再结晶小晶粒。此时其平均晶界角度为 14.01° ，相比于 $800 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ，应变速率为 0.1 s^{-1} 时，大角度晶界所占比例有所提升，在晶内和靠近晶界处存在许多动态再结晶产生的大角度晶界，这说明此时合金内部的微观组织演化进行的更加剧烈，其再结晶的机制和结果与图 7 所示有所不同。综合以上对合金流变应力、金相组织和晶粒取向分布的观察和分析，TB18 钛合金不同变形条件下的动态再结晶机制存在一定相似性，但也存在较大差别。根据文献报道，高温塑性变形时，由于两个晶粒塑性变形的不协调性，晶界会呈现起伏的状态。起伏部分会阻碍晶界的滑移和切变，因此此处会聚集大量的位错而成为再结晶形核核心^[16]。如果母体晶粒和再结晶晶粒尺寸相差过大，则会围绕晶界出现一圈细小的所谓“项链状”的小晶粒^[17]。这种由于晶界凸起阻碍变形从而使再结晶晶粒形成的过程是 DDRX 发生的重要机制。如图 6 所示，由于塑性变形的进行，晶界产生了起伏。如图 7 EBSD 观察所示，在原始 β 晶粒晶界位置可以观察到许多动态再结晶形成的“项链状”小晶粒。如图 4 合金的压缩应力应变曲线所示，在变形开始阶段应力随应变快速升高，并在到达一定的峰值应力后迅速回落到一定水平。这与文献报道中 DDRX 机制的应力应变曲线一致^[11]。因此结合不同变形条件下 TB18 合金的金相组织、流变曲线和晶粒取向分布图可以发现，本研究中 TB18 合金皆发生了不同程度的 DDRX^[1]。

如图 7 和图 8 所示，变形态晶粒内部生成了许多小角度晶界，并且在一个晶粒内部晶体取向连续变化，平均晶界角度相比于未变形状态显著降低。据文献报道，高温变形量较大时，钛和铝等层错能较大的金属主要以 CDRX 机制进行动态再结晶，且温度越高越利于 CDRX 启动。CDRX 过程中位错会不断地积聚于亚晶界并使其取向差增大以形成新的晶界^[18,19]。在这种机制下材料常常会形成许多的小角度晶界，使得材料的平均晶界角度降低。在本实验中 CDRX 机制是变形态合金平均晶界角度降低的主要原因^[1,5,11]。进一步观察 TB18 合金应力应变曲线发现，合金的峰值应力回落后会出现不同程度的上升，其随着温度和变形速率升高愈加显著。典型连续动态再结晶时的应力应变曲线，在达到峰值应力后不会明显回落，且随应变速率上升峰值应力显著上升^[11]。

综上所述在本研究中，对不同变形状态，当变形程度较大时，TB18 合金皆发生了不同程度的 CDRX^[1,5]。变形初始阶段，由于 DDRX 机制作用应力迅速达到峰值又回落。当变形程度增大，CDRX 机制启动，应力

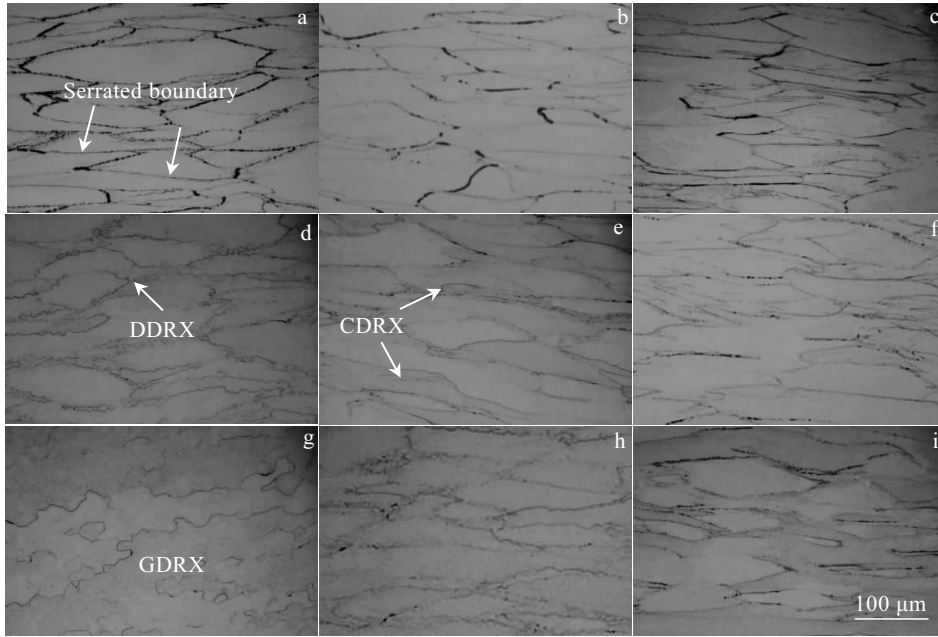


图 6 不同变形参数下 TB18 钛合金金相组织

Fig.6 As-deformed microstructure of TB18 Ti alloy under different processing conditions: (a) 700 °C, 0.01 s⁻¹; (b) 700 °C, 0.1 s⁻¹; (c) 700 °C, 1 s⁻¹; (d) 800 °C, 0.01 s⁻¹; (e) 800 °C, 0.1 s⁻¹; (f) 800 °C, 1 s⁻¹; (g) 900 °C, 0.01 s⁻¹; (h) 900 °C, 0.1 s⁻¹; (i) 900 °C, 1 s⁻¹

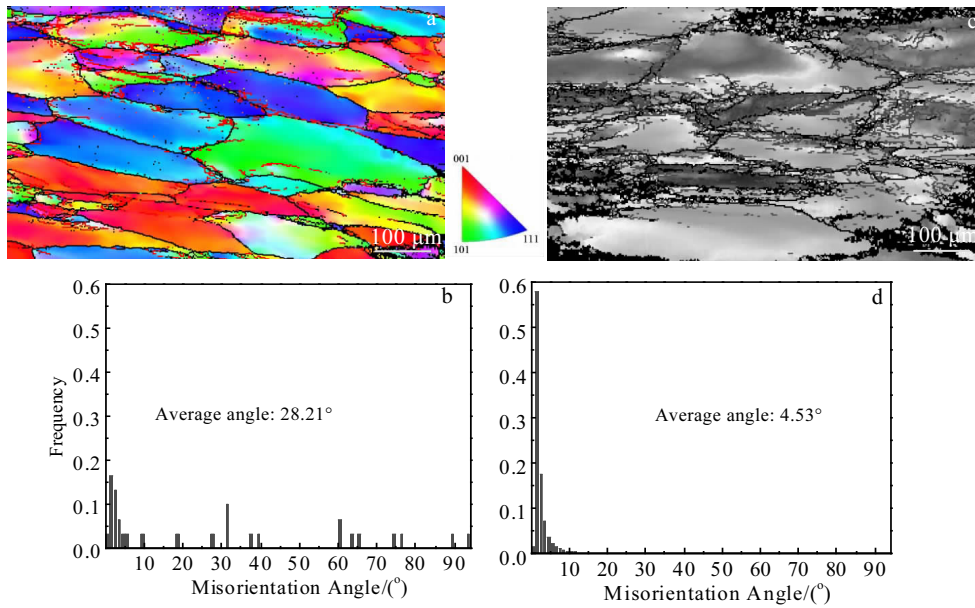


图 7 TB18 钛合金不同条件下热压缩晶粒取向分布图和晶界角分布统计

Fig.7 EBSD map (a, c) and distribution (b, d) of misorientation angle in as-deformed TB18 Ti alloy at 700 °C, 0.1 s⁻¹ (a, b) and 800 °C, 0.1 s⁻¹ (c, d)

应变曲线出现不同程度回升。且随着变形温度和应变速率升高，应力回升程度增大。

如图 6g 所示，当变形温度较高且应变速率较低时 (900, 0.01 s⁻¹)，晶粒呈拉长的棒状，大部分晶粒出现

径缩。如图 8 所示，EBSD 观察显示沿着晶粒拉长方向出现许多动态再结晶形成的细小、等轴且尺寸相当的晶粒，平均晶界角相比于变形状态 800 °C, 0.1 s⁻¹ 有所提升。据文献报道，对于层错能较高的金属，在

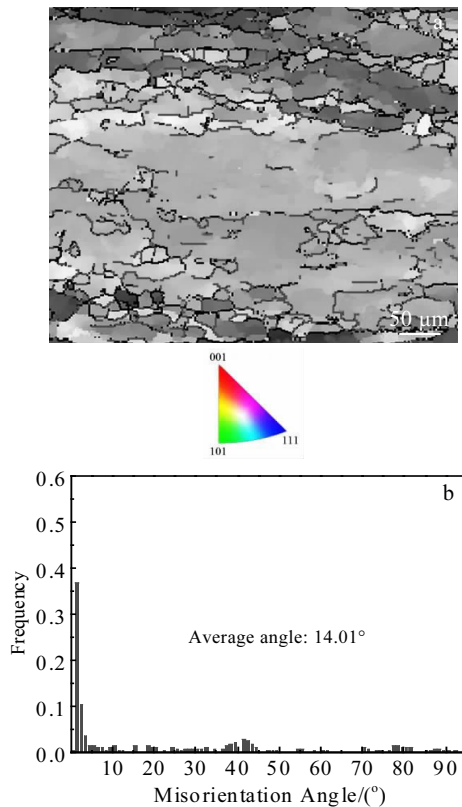


图 8 TB18 钛合金 900 °C, 0.01 s⁻¹ 热压缩时晶粒取向分布图和晶界角分布统计

Fig.8 EBSD map (a) and distribution of misorientation angle (b) in as-deformed TB18 Ti alloy at 900°C, 0.01 s⁻¹

热变形时晶粒被显著的拉长，当拉长晶粒厚度约等于其亚晶尺寸的 1~2 倍时，变形产生的突出晶界相互长入，拉长的晶粒以颈缩的方式进行动态再结晶，形成许多细小、等轴且尺寸相当的晶粒，此即 GDRX^[20,21]。GDRX 通常发生在变形温度较高且应变速率较低时，此时晶界的移动性较高，突出晶界容易相互长入。由于晶界具有高的移动性其更容易发展形成高角度晶界，这也是此时（900 °C, 0.01 s⁻¹）其平均晶界角度比变形状态 800 °C, 0.1 s⁻¹ 时高的原因^[5, 11]。GDRX 时的应力应变曲线与 CDRX 相似，因此此时（900 °C, 0.01 s⁻¹）的应力应变曲线与其他状态相比无明显区别^[11]。综上所述，当应变速率较小且变形温度较高时，TB18 钛合金发生 GDRX^[5]。将上述分析得到的不同变形状态下对应的动态再结晶机制标注于能量耗散图和金相组织中，如图 5 和图 6 所示。

3 结 论

1) TB18 钛合金在高温变形中流变应力对温度和应变速率敏感，流变应力随温度降低和变形速率提高

而升高。流动应力在变形初期随着应变快速增大至峰值应力后迅速回落，并在随后过程中出现不同程度的回升。

2) 经过对应力应变数据回归分别得到 TB18 钛合金在两相区和单相区高温变形的本构方程，其中单相区为：

$$\dot{\epsilon} = 1.33 \times 10^9 [\sinh(0.0035\sigma)]^{4.72} \exp\left(-\frac{185364}{8.314T}\right)$$

两相区为：

$$\dot{\epsilon} = 9.72 \times 10^{14} [\sinh(0.0056\sigma)]^{5.24} \exp\left(-\frac{340403}{8.314T}\right)$$

其两相区变形激活能为 340 kJ/mol，应力指数为 5.24，主要的变形软化机制为 β 相的动态再结晶。单相区的变形激活能为 185 kJ/mol，应力指数为 4.72，主要的软化机制为 β 相的动态回复。

3) TB18 钛合金在不同变形状态下动态再结晶机制不同。在高变形温度，低应变速率时（900 °C, 0.01 s⁻¹）主要以几何动态再结晶（GDRX）为主。在温度较低，或变形速率较高下，变形初期发生不连续动态再结晶（DDRX），应变增大后发生连续动态再结晶（CDRX）。

参考文献 References

[1] Fan X G, Zhang Y, Gao P F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 694: 24

[2] Shi X, Zeng W, Shi C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 748

[3] Singh P, Pungotra H, Kalsi N S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2017, 4(8): 8971

[4] Boyer R R. *Materials Science & Engineering A*[J], 1996, 213 (1-2): 103

[5] Warchomicka F, Poletti C, Stockinger M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8277

[6] Liang H Q, Guo H Z, Ning Y Q *et al. Materials and Designs*[J], 2014, 63: 798

[7] Zhou Wei(周伟), Ge Peng(葛鹏), Li Qian(李倩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(7): 1732

[8] Zhou Wei(周伟), Ge Peng(葛鹏), Zhao Yong Qing(赵永庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 2418

[9] Li C, Zhang X Y, Zhou K C *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 558: 668

[10] Yang Xiaokang(杨晓康), Wang Kuaishe(王快社), Shi Jiamin(史佳敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(9): 2895

- [11] Huang K, Logé R E. *Materials & Design*[J], 2016, 111: 548
- [12] Dehghan-Manshadi A, Barnett M R, Hodgson P D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(6): 1359
- [13] Gourdet S, Montheillet F. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2685
- [14] Galiyev A, Kaibyshev R, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(7): 1199
- [15] Kassner M E, Barrabes S. *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 410: 152
- [16] Wusatowska-Sarnek A M, Sakai T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 323(1): 177
- [17] Ponge D, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(1): 69
- [18] Beer A G, Barnett M R. *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2007, 38(8): 1856
- [19] László S Tóth, Estrin Y, Lapovok R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(5): 1782
- [20] Pérez-Prado M T, Barrabes S R, Kassner M E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 581
- [21] Martorano M A, Padilha A F. *Philosophical Magazine Letters*[J], 2008, 88(9-10): 725

High Temperature Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization Mechanism of TB18 Titanium Alloy

Li Shaoqiang¹, Gong Zhanpeng¹, Li Hui², Hu Shengshuang³, Cui Linlin¹, Wang Kaixuan¹,
Zhang Xinquan², Liu Xianghong¹

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710021, China)

(2. AVIC The First Aircraft Institute, Xi'an 710089, China)

(3. AVIC Xi'an Aircraft Industry (Group) Company Ltd, Xi'an 710089, China)

Abstract: The high temperature deformation behavior and the dynamic recrystallization mechanism of TB18 titanium alloy in the 700 °C ~ 900 °C range with the strain rate of 0.01 ~ 10 s⁻¹ were studied using the Gleeble 3800 simulator and the electron backscatter diffraction (EBSD) technique. The results show that the value of flow stress of the alloy is sensitive to the strain rate and the deformation temperature. In the initial stage of the deformation, the flow stress will soften rapidly after reaching the peak stress, and then it increases to different levels. The Arrhenius-type constitutive equations of the high temperature deformation of TB18 titanium alloy in both $\alpha+\beta$ dual-phase region and β single-phase region are obtained through data regression. The apparent activation energy in both $\alpha+\beta$ dual-phase region and β single-phase region are calculated to be 340 kJ/mol and 185 kJ/mol, respectively. The deformation softening mechanism is mainly controlled by dynamic recrystallization of β phase in $\alpha+\beta$ dual-phase region and dynamic recovery of β phase in β single-phase region. According to the EBSD maps, the metallographic observation and the characteristics of stress-strain curves, it is concluded that the geometric dynamic recrystallization (GDRX) prevails when the deformation is conducted at high temperature and low strain rate (900 °C, 0.01 s⁻¹). As the lower temperature or the higher strain rate is applied, the discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) takes place at the initial stage of the deformation and the continuous dynamic recrystallization (CDRX) is shown after the strain increases.

Key words: TB18 titanium alloy; high temperature deformation behavior; dynamic recrystallization; EBSD

Corresponding author: Gong Zhanpeng, Master, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710021, P. R. China, E-mail: msegzp@foxmail.com