

β -T51Z 合金的热变形行为与组织演变研究

毛 敏, 栾佰峰, 李飞涛, 廖仲尼, 邱日盛

(重庆大学 教育部轻合金材料国际联合实验室 轻金属科学与技术重庆市重点实验室, 重庆 400044)

摘 要: 针对亚稳 β -T51Z (51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V) 合金, 采用 Gleeble-3500 试验机进行热模拟实验, 利用 EBSD 和 TEM 分析了变形温度和应变速率对合金热变形行为的影响及其组织演变规律。结果表明: T51Z 合金在热变形时, 其流变应力曲线呈现典型的单峰动态再结晶特征, 其应力增幅随着变形温度的降低或应变速率的增加逐渐增加。基于峰值应力建立了合金热变形本构方程, 计算得出热变形激活能为 159.57 kJ/mol, 该合金在热压缩过程中的变形机制主要与位错的交滑移有关。变形温度和应变速率对合金形变组织影响较大, 整个热变形过程都存在动态回复, 随着变形温度的升高或应变速率的降低, 合金动态再结晶分数逐渐增大。在 800 °C/10 s⁻¹ 变形条件下, 合金容易形成绝热剪切带, 宏观/微观变形不均匀现象严重。

关键词: β -T51Z 合金; 热模拟; 本构方程; 形变组织; 位错滑移; 动态再结晶

中图分类号: TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)04-1211-09

随着我国航空航天技术的快速发展, 对航空器关键活动构件的性能要求也越来越高。目前应用于这些活动构件的优选材料主要为不锈钢 1Cr15Ni9Ti^[1] 和 Ti6Al4V 等钛合金^[2]。虽然这些传统材料具有各自特点, 但也存在某些不足之处, 如不锈钢密度太高, 钛合金耐磨性比较低等, 使得这些材料无法满足空间活动构件的高比强、高耐磨等综合性能要求。

近年来, Liang 等人结合锆、钛合金的优点, 研发了一系列新型 ZrTiAlV 合金^[3-6], 这类合金具有较好的综合力学性能和耐磨性能, 可满足航空航天用结构材料的要求。结构材料的性能主要取决于合金在加工过程中的组织演变及精确控制, 而热加工作为一种高效和必需的加工手段, 对合金性能的改善也具有至关重要的影响, 因此研究其热变形行为及组织变化规律是十分必要的。迄今为止, 许多学者对合金的热变形行为已经做了很多相关研究^[7-10]。Warchomicka^[7]等、Fan^[8]等对 Ti 合金(Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Zr 和 Ti-7333) 在 $\alpha+\beta$ 和 β 相区的热变形行为进行了研究, 发现在 T_β 附近时, 组织中晶界附近及晶粒内部出现了大量由滑移位错缠结形成的亚晶界, 小角度晶界分数非常高, 组织的动态软化过程以动态回复为主。Tan^[9]、Duan^[10] 等对 ZrTiAlV (47Zr-45Ti-5Al-3V 和 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.3V) 合金在不同变形温度和应变速率下的热变形行为进行了相关研究, 发现合金的动态再结晶分数

随着变形温度的升高和应变速率的降低逐渐升高, 在低温高应变速率下合金发生动态回复, 而在高温低应变速率下合金更容易发生动态再结晶。Luan^[11,12] 等研究了 Zr 合金(Zr-1.0Sn-0.3Nb 和 Zr-1.0Sn-0.3Nb-0.3Fe-0.1Cr) 在不同变形条件下的热变形行为, 发现 Zr-1.0Sn-0.3Nb 合金在热变形过程中主要呈现连续动态再结晶特征, 而 Zr-1.0Sn-0.3Nb-0.3Fe-0.1Cr 合金主要呈现连续动态再结晶和几何动态再结晶特征。这些工作为 Zr 合金的热变形行为及回复再结晶机理研究提供了一定的理论依据, 然而因应用领域的原因, 导致上述研究工作的重点多集中在高温热变形阶段, 但对于中低温度区间的热变形及其变形过程中的再结晶行为关注较少, 而中低温状态下 Zr 合金的热变形行为及其组织结构对空间构件的稳定性有至关重要的影响。本工作着重研究了 T51Z 合金在中低温下一定应变速率范围内的热变形行为, 该变形温度区间与实际工艺中的热轧或热挤压温度区间一致。采用先进电子显微分析方法对 T51Z 合金进行多尺度、全方位的微观组织和热变形行为的表征和分析, 从而为更进一步地优化合金热变形工艺提供理论依据。

1 实 验

实验材料为经过 β 相淬火(850 °C/0.5 h, 水淬)的 T51Z 合金, 其名义成分为 51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V(质

收稿日期: 2019-04-20

基金项目: 国家自然科学基金(51531005, 51571174, 51421001); 中央高校基本科研业务费(106112017CDJQ138803)

作者简介: 毛 敏, 女, 1993 年生, 硕士, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 023-65106067, E-mail: maomin@163.com

量分数, %)。T51Z 合金的热模拟压缩实验在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行, 试样尺寸为 $\Phi 6 \text{ mm} \times 9 \text{ mm}$, 变形温度分别为 650、700、750、800 $^{\circ}\text{C}$, 应变速率分别为 0.01、0.1、1、10 s^{-1} , 样品以 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率加热到变形温度, 保温 10 min 使得试样温度均匀, 然后在不同变形条件下变形到极限真应变(0.5), 变形结束后立即进行水淬以保留变形组织。将经过变形后的样品沿轴向剖开, 利用电子背散射衍射技术 (electron backscatter diffraction, EBSD) 和透射电子衍射技术 (transmission electron microscope, TEM) 观察其微观组织的演变。在 EBSD 取向成像图中, 粗黑线表示晶界取向差 $\geq 15^{\circ}$ 的大角度晶界, 细红线表示晶界取向差 $2^{\circ} \sim 15^{\circ}$ 的小角度晶界。

热变形后的样品表面采用水磨砂纸磨光到 4000#, 然后进行电解抛光, 抛光液的成分和体积比例为 $\text{HClO}_4:\text{CH}_3\text{COOH}=1:9$ 。抛光后的样品在 MIRA 3 XMU 场发射扫描电子显微镜下进行微观组织和晶体取向的表征和分析, 扫描步长和扫描区域取决于变形组织特征和晶粒尺寸。

利用 TEM 观察变形后试样内部的位错密度、亚结构等显微组织。先将热压缩样品切割成 0.5 mm 厚的薄片, 然后分别经 800#、1500#、2000# 以及 3000# 砂纸磨至 55 μm 左右, 随后用双喷电解减薄仪制备出透射电镜样品, 电解液成分和体积比例为 $\text{HClO}_4:\text{CH}_3(\text{CH}_2)_2\text{OH}:\text{C}-\text{H}_3\text{OH}=3:17:30$ 。

T51Z 合金热压缩变形前的原始组织如图 1 所示。

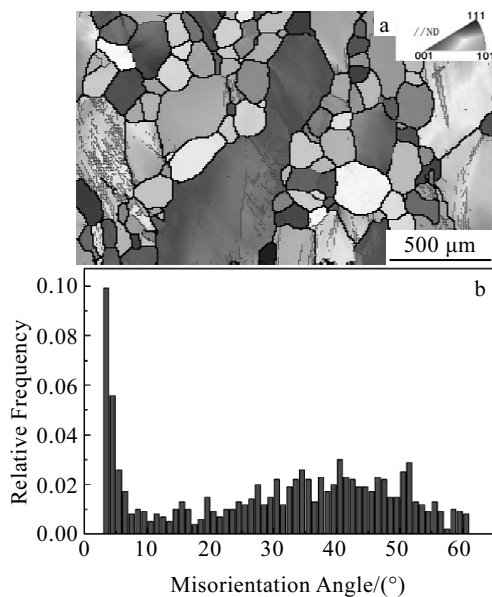


图 1 热变形前的样品组织特征及晶界取向差分布图

Fig.1 Initial microstructure (a) and grain boundary orientation (b) of T51Z alloy before hot compression test

由图 1a 可以看出, 原始 β 相淬火组织由大小不一的等轴 β 晶粒组成, 平均晶粒尺寸约为 250 μm 。图 1b 所示为 β 相淬火样品的晶界取向差分布图, 可以看出其晶界类型主要为大角度晶界 (HAGB), 所占百分比为 57%, 集中在 $30^{\circ} \sim 50^{\circ}$; 而小角度晶界 (LAGB) 分数为 43%。

2 结果与讨论

2.1 真应力-真应变曲线

图 2 所示为 T51Z 合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线, 可以看出该曲线属于典型的单峰型动态再结晶曲线, 这与 Duan^[10]等、彭超楠^[13]对 ZrTiAlV 合金热变形行为的研究结果相似, 而与 Nitesh^[14]等对 Ni 基合金、Babu^[15]等对不锈钢的热变形行为的研究结果有很大差别。

T51Z 合金在变形初始阶段, 流变应力随着应变量的增加直线上升, 迅速达到峰值应力。同时随着应变速率和变形温度的变化, 合金达到峰值应力所对应的应变值 (ϵ_p) 也发生变化, 如表 1 所示, 可知随着变形温度的升高或应变速率的降低, 达到峰值应力所对应的应变值逐渐降低, 即合金经过少量变形后便开始发生软化。这是因为在变形温度升高或应变速率降低时, 合金中原子的扩散能力加强, 因而更容易发生动态再结晶, 因此峰值应力所对应的应变值逐渐减小。当流变应力达到峰值应力后, 随着应变量的增加, 流变应力逐渐降低或者降低到一稳态值保持不变, 呈现明显的流变软化特征。这是加工硬化和动态软化相互作用的结果^[16]。变形初始阶段由于合金内部存在大量位错塞积, 此时加工硬化占主导, 流变应力呈直线增加。且对比图 2a 和 2c 可以发现, 应变速率越高, 合金变形更加剧烈, 加工硬化现象更加明显; 随着变形继续进行, 流变应力达到峰值, 此时加工硬化与动态软化达到动态平衡; 到达峰值应力之后, 变形储存能为动态再结晶提供驱动力, 发生动态再结晶软化, 当动态再结晶软化占主导时, 流变应力表现为下降或达到稳定值^[17]。

值得一提的是, 在图 2d 中, 变形条件为 650 $^{\circ}\text{C}/10 \text{ s}^{-1}$ 时的真应力-真应变曲线出现了明显的失稳现象。这是因为当变形温度 (650 $^{\circ}\text{C}$) 较低时, 合金中原子的活性不高, 晶界的移动速率较慢, 其位错交滑移和攀移运动速度相对较慢, 加工硬化作用较大从而导致变形比较困难; 同时应变速率 (10 s^{-1}) 较高时, 变形时间缩短, 金属内部瞬间累积了高密度位错, 应力集中较严重, 加工硬化作用更加明显。因此该变形条件不宜作为塑性加工的选择范围。

从图 2 中也可以发现, 当应变速率相同时, 流变应力随变形温度的升高而降低。随着变形温度的上升,

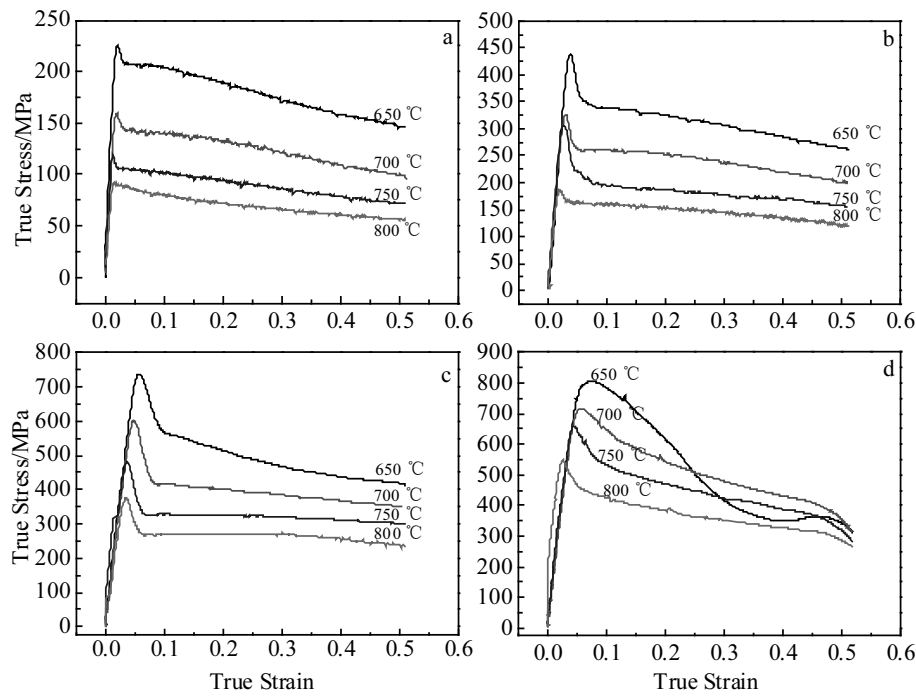


图2 不同热压缩变形条件下的流变应力曲线

Fig.2 True stress-strain curves of T51Z alloy under different conditions: (a) 0.01 s⁻¹, (b) 0.1 s⁻¹, (c) 1 s⁻¹, and (d) 10 s⁻¹

表1 合金在不同温度及速率下达到峰值应力所对应的应变
Table 1 Strains (ϵ_p) corresponding to peak stresses (σ_p) at different temperatures and strain rates

$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	650 °C	700 °C	750 °C	800 °C
0.01	0.0195	0.0187	0.0164	0.0136
0.1	0.0389	0.0304	0.0270	0.0203
1	0.0574	0.0477	0.0368	0.0344
10	0.0707	0.0567	0.0441	0.0402

晶界的移动速率加快,合金中原子结合力降低,同时金属原子热活化作用更加强烈,导致合金中位错和空位的运动更加显著,因此流变应力逐渐下降。当变形温度相同时,流变应力随着应变速率的升高而升高。随着应变速率的升高,合金样品变形时间相对减少,位错密度迅速升高,导致加工硬化效果显著,因此流变应力逐渐升高。上述合金压缩变形流变曲线特征表明,T51Z合金是对温度比较敏感且为正应变速率敏感材料^[18]。

2.2 本构方程的建立

T51Z合金的热变形过程是一个受应变速率和变形温度共同控制的热激活过程,关于流变应力与应变速率以及变形温度之间的关系可以用双曲正弦函数关系进行描述^[19],如式(1)所示:

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

在低应力水平下^[20]用式(2)表示合金的流变过程:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \quad (2)$$

而在高应力水平下^[21]用式(3)来描述合金的流变过程:

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \quad (3)$$

式中, A , A_1 , A_2 (s^{-1})及 α (MPa^{-1})和 β 为材料常数,其中 $\beta = \alpha n$ 。 $\dot{\epsilon}$ 为应变速率(s^{-1}), σ 表示峰值应力(MPa), n , n_1 为应力指数, T 为绝对温度(K), Q 为变形激活能(J/mol), R 为气体常数,其值为 8.314 J/(mol·K)。

对公式(1)~(3)进行变换,可得合金的变形激活能 Q 的表达式为:

$$Q = R \cdot \left\{ \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]} \right\}_T \cdot \left\{ \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right\}_{\dot{\epsilon}} \quad (4)$$

将各变形条件下的峰值应力值代入公式(2)和(3)中,经过计算做图以及线性回归可得到 $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$ 、 $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$ 关系图,如图 3a 和 3b,分别计算直线的斜率平均值,得到 $n_1 = 4.0845$, $\beta = 0.0121$,从而得出 $\alpha = \beta/n_1 = 0.0030 \text{ MPa}^{-1}$;同时根据公式(4)绘出 $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 关系曲线,如图 3c 和 3d 所示,进而求得合金的变形激活能为 159.57 kJ/mol。该值高于 β -Zr 的自扩散激活能(120 kJ/mol)和其它钽合金(如表 2 所示)的变形激活能^[22-24]。在 β -Ti 合金中已经发现,当钛合金的变形激活能高于其自扩散激活能时,其热变形机制主要与位错的交滑移过程有关^[25]。因此可以

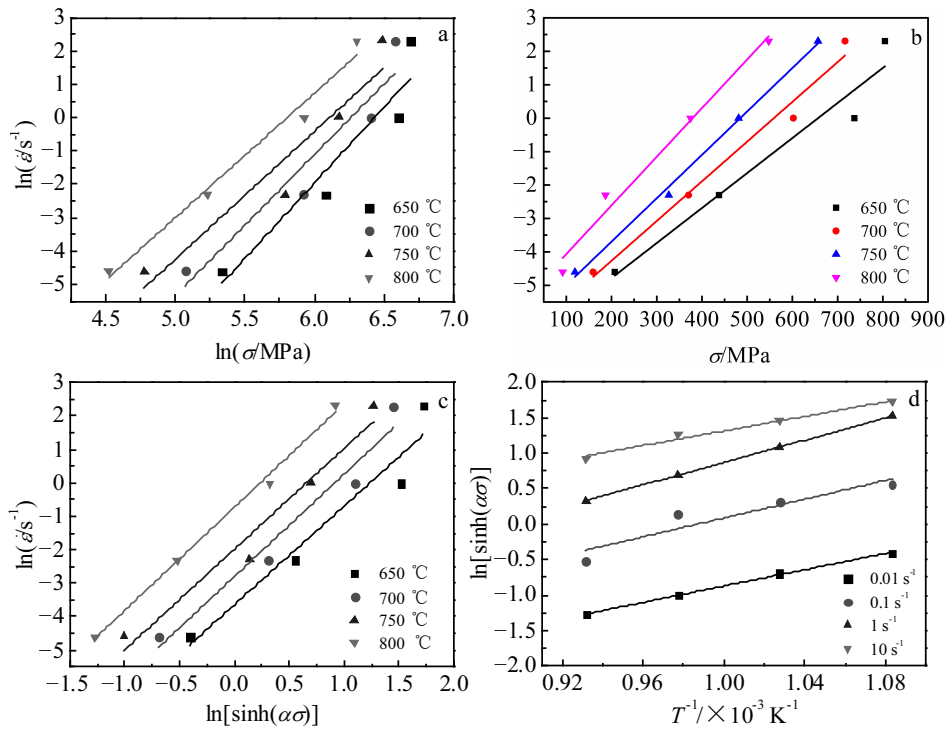


图 3 不同变形条件 T51Z 峰值应力与应变速率和温度之间的关系

Fig.3 Relationships between peak stresses and strain rates and deformation temperatures under different conditions: (a) $\ln \dot{\epsilon} - \ln \sigma$, (b) $\ln \dot{\epsilon} - \sigma$, (c) $\ln \dot{\epsilon} - \ln [\sinh(\alpha \sigma)]$, and (d) $\ln [\sinh(\alpha \sigma)] - 1000/T$

表 2 不同锆合金的热变形激活能

Table 2 Activation energy (Q) of different zirconium alloys			
Alloy	Zr-1Nb-1Sn	Zr-2.5Nb	β -Zr
$Q/\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$	110	120	112.5

表 3 T51Z 合金在不同变形温度和应变速率下所对应的 $\ln Z$ 值

Table 3 Values of $\ln Z$ at different temperatures and stain rates				
$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	650 °C	700 °C	750 °C	800 °C
0.01	16.18	15.12	14.15	13.28
0.1	18.49	17.42	16.46	15.58
1	20.79	19.72	18.76	17.88
10	23.09	22.02	21.06	20.19

认为 T51Z 合金在热变形过程中的协调机制也主要与位错的交滑移有关。

Zener-Hollomon 参数可以更好地描述变形温度和应变速率对合金流变应力的影响^[26,27]，因此各参数的关系用 Z 参数表示为：

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (5)$$

对式(5)进行对数变换，可得：

$$\ln Z = \ln \dot{\epsilon} + \frac{Q}{RT} = \ln A + n \ln \sinh(\alpha\sigma) \quad (6)$$

将求得的 Q 、 α 代入式(5)，可得到不同条件下的 $\ln Z$ 值，如表 3 所示，根据数据绘制出 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系图，如图 4 所示，可以看出随着 Z 值的增加，其峰值应力也在不断增加。由其线性关系可以得到 $\ln A = 16.9273$ ，则 $A = 2.25 \times 10^7 \text{ s}^{-1}$ 。

T51Z 合金的本构方程用 Z 参数来表示，如式(7)所示：

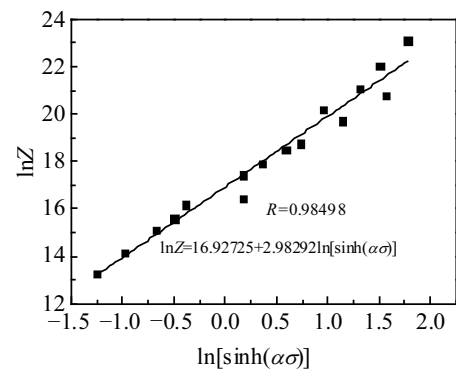


图 4 T51Z 合金 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系图

Fig.4 Relationship between $\ln Z$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ of T51Z alloy

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (7)$$

因此, 将得到的 α 、 n 和 A 值带入式(7)中, 得到 T51Z 合金的本构方程为:

$$\sigma = \frac{1}{0.003} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{2.25 \times 10^7} \right)^{\frac{1}{2.9829}} + \left[\left(\frac{Z}{2.25 \times 10^7} \right)^{\frac{2}{2.9829}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (8)$$

2.3 显微组织的演变

图 5 所示为 T51Z 合金在 800 °C 不同应变速率条件下的热压缩变形组织。同原始 β 相淬火样品的微观组织相比可以发现应变速率对合金的微观组织演变影响较大。当应变速率为 1 s⁻¹ 时, 如图 5b 所示, 组织中大部分晶粒受到变形压缩的作用, 沿着压缩方向被拉长, 晶界比较平直, 几乎没有再结晶晶粒的产生, 此时合金中仅发生动态回复; 当应变速率为 0.1 s⁻¹ 时, 如图 5c 所示, 大部分被拉长的晶界呈现不规则的锯齿形, 同时部分区域出现了少量的等轴晶粒, 出现“项链状”组织(如图中白色圆圈所示), 表明合金已经开始发生局部动态再结晶。随着应变速率的进一步降低, 再结晶晶粒增多, 如图 5d 所示。值得注意的是, 图 5a 中合金在 800 °C/10 s⁻¹ 的条件下出现了变形不均匀的现象, 产生了与压缩方向成 45° 的绝热剪切带。通常情况下, 在应变速率较高的情况下容易产生绝热剪切带, 主要原因是合金的热传导系数比较小, 在快速热变形过

程中产生的热量不能及时地向周围传递, 从而导致局部温度过高, 且压缩试样与压缩轴成 45° 方向的切应力最大, 因此在压缩时很可能会产生沿 45° 的剪切开裂^[28,29]。

图 6 所示为合金在 800 °C 不同应变速率条件下的晶粒取向差分布特征。可以看出在热压缩变形过程中, 小角度晶界 (LAGB) 始终占较大比例, 说明在整个变形过程中位错滑移和动态回复为主要变形机制。当应变速率较高时, 一方面会形成强烈的应变硬化效应, 位错密度增大, 亚晶数量增加, 另一方面高应变速率减少了动态回复向动态再结晶转化的孕育时间^[30], 因此, LAGB 所占比例较高。而随着应变速率逐渐降低, 变形时间相应增长, 变形晶粒内部产生的位错有足够的时间进行迁移合并形成大角度晶界 (LAGB)^[31], 因此, LAGB 所占比例逐渐降低, HAGB 的比例逐渐增加(从 26.7% 增加到 37.4%), 这也从一定程度上说明了在热压缩变形过程中合金的微观组织发生了部分动态再结晶。

图 7 所示为 T51Z 合金在同一应变速率(0.01 s⁻¹) 且不同变形温度下的微观组织图。从图中可以看出, 变形温度对合金组织演变的影响较大。当变形温度为 650 °C (图 7a) 时, 合金变形不均匀, 在试样中部出现局部塑性流变。原始 β 晶粒被明显地压扁和拉长(如图中白色箭头所示), 晶界比较平直, 说明在该变形过程中只发生了动态回复。随着变形温度的升高(图 7b、7c 和 7d), 外力做功所提供的能量增加, 晶界迁移速度加快, 晶界开始呈现锯齿状形貌, 并且在晶界附近

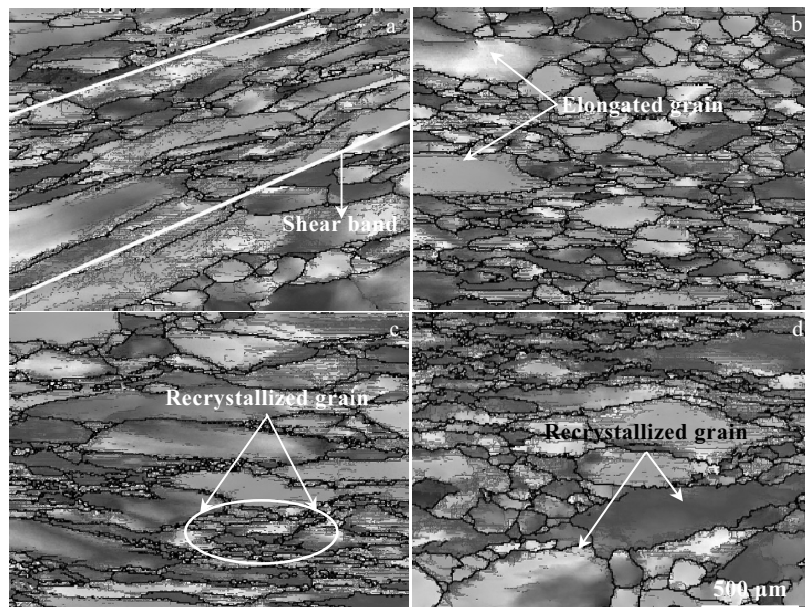


图 5 T51Z 合金 800 °C 不同应变速率下的微观组织

Fig.5 Microstructures of T51Z alloy at 800 °C and different strain rates: (a) 10 s⁻¹, (b) 1 s⁻¹, (c) 0.1 s⁻¹, and (d) 0.01 s⁻¹

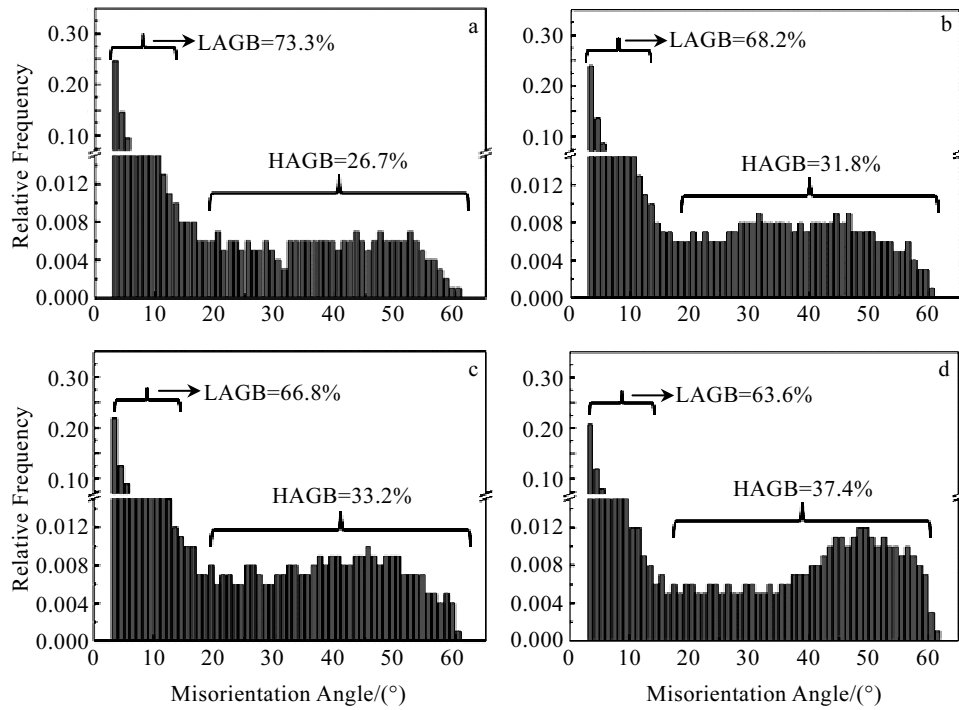


图 6 T51Z 合金 800 °C 不同应变速率下的晶粒取向差分布图

Fig.6 Grain boundary orientation distributions of T51Z alloy at 800 °C and different strain rates: (a) 10 s^{-1} , (b) 1 s^{-1} , (c) 0.1 s^{-1} , and (d) 0.01 s^{-1}

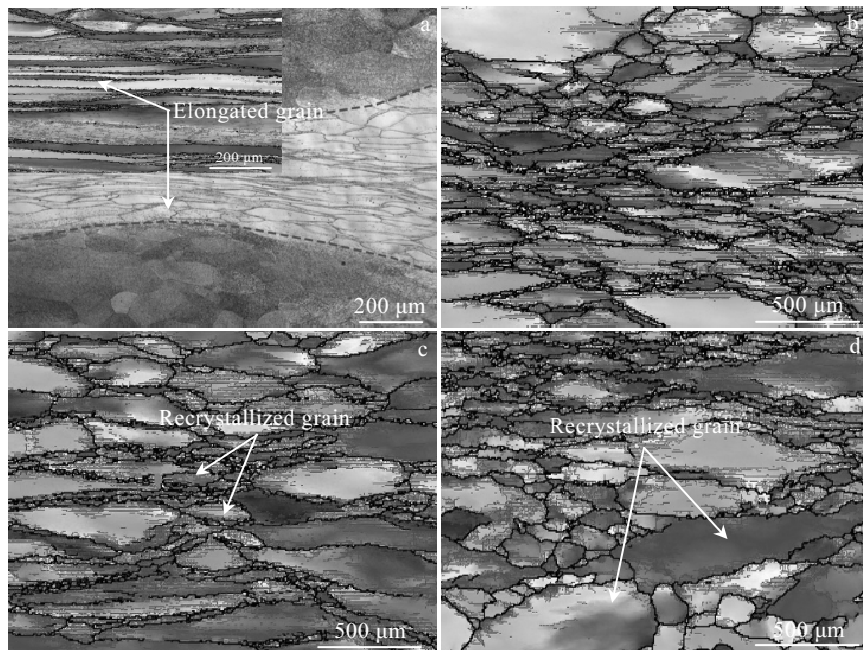


图 7 T51Z 合金 0.01 s^{-1} 不同变形温度下的微观组织

Fig.7 Microstructures of T51Z alloy at 0.01 s^{-1} and different temperatures: (a) 650 °C , (b) 700 °C , (c) 750 °C , and (d) 800 °C

出现了很多动态再结晶晶粒(如图中箭头所示), 呈现出明显的动态再结晶现象。

图 8 所示为合金在同一应变速率(0.01 s^{-1})且不同变形温度下的晶粒取向差分布特征, 可以看出整个变

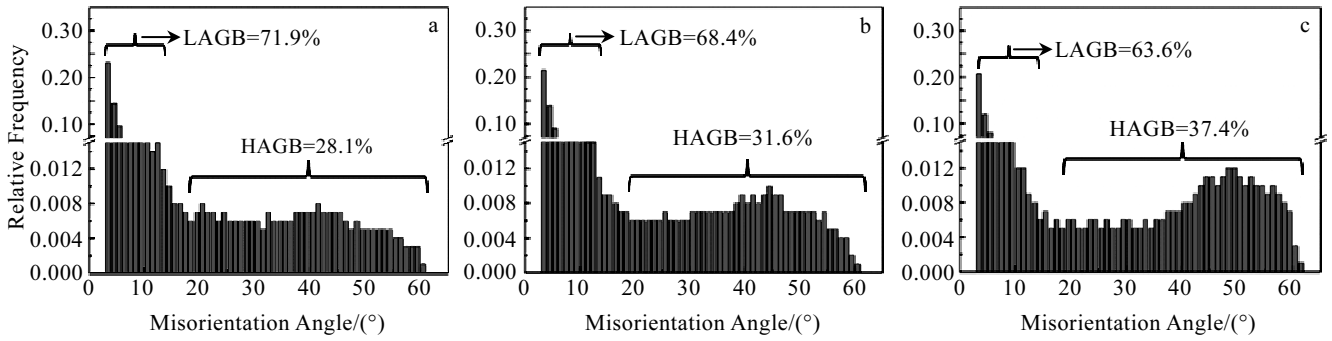


图 8 T51Z 合金 0.01 s^{-1} 不同变形温度下的晶粒取向差分布图

Fig.8 Grain boundary orientation distributions of T51Z alloy at 0.01 s^{-1} and different temperatures:

(a) $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, and (c) $800\text{ }^{\circ}\text{C}$

形过程都伴随着大量的位错滑移和动态回复。随着变形温度的升高,原子的热振动和扩散能力增强,使得位错的滑移和攀移更容易进行,增强了晶界的迁移能力,促进了动态再结晶,导致大角度晶界(HAGB)的比例逐渐增加(由 28.1%增加到 37.4%),动态再结晶趋势更加明显。

为了进一步地分析不同变形条件下热压缩样品的微观组织差异,采用透射电子显微镜对 T51Z 合金进行深入观察。图 9 为 T51Z 合金在不同变形条件下 TEM 组织照片,从图中可以看出,在变形温度为 $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和应变速率为 0.01 s^{-1} (图 9a 和 9b)的条件下,组织中存在大量的位错和位错滑移;随着变形的进一步进行,

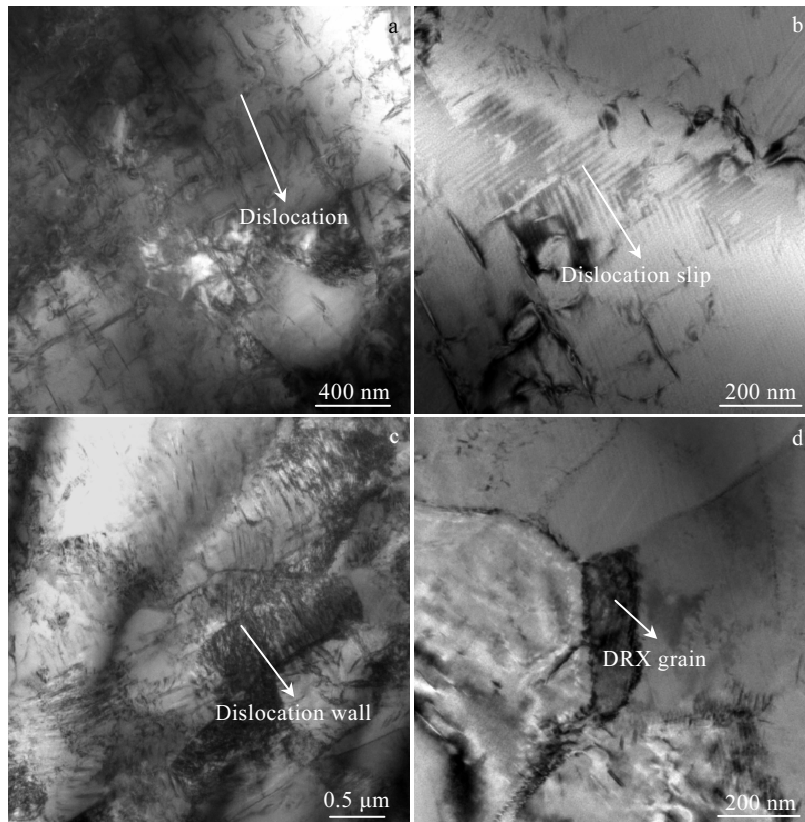


图 9 不同热压缩变形条件下 T51Z 合金的 TEM 组织照片

Fig.9 TEM images of T51Z alloy under different hot compression conditions: (a, b) $650\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$, (c) $750\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$, and (d) $800\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$

大量位错塞积使得变形晶粒产生严重的应力集中,为了释放应力集中,位错相互作用并重新进行排列,形成位错墙和亚结构(图 9c);位错亚结构进一步与新增殖的位错交互作用,致使亚结构两侧取向差进一步增大,不断形成大角度晶界,最终形成再结晶晶粒(图 9d)。这一过程随着变形温度的升高而加快。

众所周知,合金热变形过程中的动态再结晶机制主要分为几何动态再结晶(GDRX)、连续动态再结晶(CDRX)以及不连续动态再结晶(DDR)3种,分别与初始晶界分裂、亚晶旋转和局部晶界锯齿/凸出有关。He^[32]等和 Lin^[33]等研究 Ni 基合金时发现,其微观组织中沿着原始晶界有着明显的亚结构变化特征(缠结位错-位错胞-位错墙-再结晶晶粒),因此认为该合金发生了连续动态再结晶(CDRX)。图 9a 中原始晶粒内部存在大量缠结位错,随着变形的进一步进行,晶粒内的位错逐渐形成位错胞和亚结构(图 9c),最终形成再结晶晶粒(图 9d)。基于以上分析,本文推断连续动态再结晶(CDRX)为 T51Z 合金主要的动态再结晶机制。

3 结 论

1) T51Z 合金的流变应力对变形温度和应变速率比较敏感。低温下的曲线具有流变软化特征,而高温、低应变速率下的曲线具有稳态流变特征。在 650 °C/10 s⁻¹ 变形条件下其流变曲线表现出失稳特征。

2) 计算得到 T51Z 合金的变形激活能为 159.57 kJ/mol,该值高于 β-Zr 的自扩散激活能和其他锆合金的变形激活能,表明其协调机制主要与位错的交滑移有关。同时构建得到 T51Z 合金的双曲正弦本构关系方程为:

$$\sigma = \frac{1}{0.003} \ln \left\{ \left(\frac{Z}{2.25 \times 10^7} \right)^{\frac{1}{2.9829}} + \left[\left(\frac{Z}{2.25 \times 10^7} \right)^{\frac{2}{2.9829}} + 1 \right]^{\frac{1}{2}} \right\}$$

3) T51Z 合金的主要变形机制为位错滑移和动态回复,动态再结晶为协调机制。随着变形温度的升高和应变速率的降低,合金的动态再结晶分数逐渐增加,但动态再结晶进行得不充分,再结晶晶粒分布不均匀。在 800 °C/10 s⁻¹ 变形条件下,合金容易形成绝热剪切带,宏/微观变形不均匀现象严重。

参考文献 References

[1] Zhang Xinyu(张新宇), Ma Mingzhen(马明臻), Liang Shunxing(梁顺兴) et al. *Journal of Yanshan University*(燕山大学学报)[J], 2014, 38(6): 471

[2] Schauerte O. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(6): 411

[3] Liang S X, Yin L X, Che H W et al. *Materials and Design*[J], 2013, 52(24): 246

[4] Liang S X, Yin L X, Liu X Y et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 582: 374

[5] Liang S X, Ma M Z, Jing R et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 539(2): 42

[6] Liang S X, Ma M Z, Jing R et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2012, 532: 1

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

[8] Fan J K, Kou H C, Lai M J et al. *Materials & Design*[J], 2013, 49: 945

[9] Tan Y B, Yang L H, Tian C et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 577: 218

[10] Duan J L, Tan Y B, Ji L Y et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2015, 25(1): 34

[11] Luan B F, Zeng Q H, Zeng W et al. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[C]. Risø Denmark: IOP Publishing Ltd, 2015: 1

[12] Luan B F, Qiu R S, Zhou Z et al. *21st International Conference on Nuclear Engineering*[C]. Chengdu: ASME, 2013: 1

[13] Peng Chaonan(彭超楠). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2016

[14] Nitesh R J, Anand K K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 712: 240

[15] Babu K A, Mandal S, Athreya C N et al. *Materials and Design*[J], 2017, 115: 262

[16] Yao Pengpeng(姚彭彭), Li Ping(李萍), Li Chengming(李成铭) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(11): 967

[17] Qiao Jingzhen(乔景振), Tian Baohong(田保红), Zhang Yi(张毅) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(3): 131

[18] Fan Jianrong(樊建荣), Zhu Jun(朱军), Li Ruiqing(李瑞卿). *Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(2): 182

[19] Li Yingju(李应举), Wang Cong(王聪), Zhang Kuiliang(张奎良) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2017, 42(6): 43

[20] Liu Shuang(刘爽), Xu Changzheng(徐长征), Feng Han(丰涵) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(23): 105

[21] Zhang Shiwei(张世伟), Yang Ming(杨明), Liang Yilong(梁益龙) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2017, 38(8): 159

- [22] Chakravartty J K, Banerjee S, Prasad Y V R K *et al. Scripta Metallurgical et Materialia*[J], 1992, 26(1): 75
- [23] Chakravartty J K, Kapoor R, Banerjee S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2007, 362(1): 75
- [24] Kapoor R, Chakravartty J K. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2002, 306(2-3): 126
- [25] Seshacharyulu T, Medeiros S C, Frazier W G *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 284(1-2): 184
- [26] Sun Chaoyang(孙朝阳), Li Yamin(李亚民), Yang Jing(杨竞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 688
- [27] Nayan N, Narayana M S V S, Chhangan S *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2017, 723: 548
- [28] Cheng Jun(程军), Mao Yong(毛勇), Yu Zhentao(于振涛) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2014, 31(3): 26
- [29] Zou Dongli(邹东利), Luan Baifeng(栾佰峰), Xiao Dongping(肖东平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1897
- [30] Lin Y C, He D G, Chen M S *et al. Materials and Design*[J], 2016, 97: 13
- [31] Ouyang Delai(欧阳德来), Lu Shiqiang(鲁世强), Cui Xia(崔霞) *et al. Rare Metal Materials & Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(2): 325
- [32] He D G, Lin Y C, Chen J *et al. Materials and Design*[J], 2018, 154: 51
- [33] Lin Y C, Wu X Y, Chen X M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 640: 101

Hot Deformation Behavior and Microstructure Evolution of β -T51Z Alloy

Mao Min, Luan Baifeng, Li Feitao, Liao Zhongni, Qiu Risheng

(Chongqing Key Laboratory for Light Metals, International Joint Laboratory for Light Alloys

Ministry of Education, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The hot deformation behavior and microstructure evolution of metastable β -T51Z (51.1Zr-40.2Ti-4.5Al-4.2V) alloy at different deformation temperatures and strain rates were studied using Gleeble 3500. EBSD and TEM results show that the compressing curves in hot deformation have a typical characteristic of single-peak dynamic recrystallization, and the stress amplification increases gradually with the decrease of deformation temperatures or the increase of strain rates. Based on the peak stress, the constitutive equation of thermal deformation of alloy was established, and the activation energy Q is 159.57 kJ/mol. The deformation mechanism of alloy during hot compression is mainly related to the cross slip of dislocation. The deformation temperature and strain rate have a great influence on the deformation microstructure. Dynamic recovery exists throughout the whole hot deformation process. With the increase of deformation temperatures or the decrease of strain rates, the fractions of dynamic recrystallization increase gradually. When the deformation temperature is 800 °C and strain rate is 10 s⁻¹, the adiabatic shear band is easily formed, and the macro/micro deformation is not uniform.

Key words: β -T51Z alloy; thermal simulation; constitutive equation; deformed structure; dislocation slip; dynamic recrystallization

Corresponding author: Luan Baifeng, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65106067, E-mail: bfluan@cqu.edu.cn