

# 动态冲击条件下 Ti-15Mo 时效钛合金的变形机制

孙久平<sup>1,2</sup>, 辛社伟<sup>2</sup>, 毛小南<sup>1,2</sup>, 张思远<sup>2</sup>, 周伟<sup>2</sup>, 李倩<sup>2</sup>, 蔡建华<sup>2</sup>

(1. 东北大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘要:** 通过固溶时效处理 Ti-15Mo 合金获得片层组织, 采用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 研究应变速率对变形机制产生的影响, 结合绝热升温、显微组织和硬度分析表明: 由于位错与第二相的相互作用, 导致流变应力曲线发生波动。提高应变速率, 一方面造成应变速率强化; 另一方面促进绝热升温软化。合金温度达到 379 K 时, 热软化效应超过应变硬化效应, 变形方式由均匀塑性变形变为绝热剪切变形。绝热剪切带的宽度随切应变的增加而增大, 通过亚晶旋转再结晶机制产生等轴晶粒。再结晶的界面强化导致组织硬度由高到低为: 混合组织>条状组织>基体组织。时效处理抑制应力诱发孪生 (TWIP) 效应, 造成合金较低的应变硬化能力, 劣化材料的动态力学性能。

**关键词:** Ti-15Mo 合金; 动态冲击; 应变速率; 绝热剪切; 动态再结晶

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)12-4327-07

钛合金通常具有高强度、低密度、优异的耐蚀能力和较低的弹性模量等特点, 广泛应用于航空航天、生物医疗、能源化工和军事装备等领域<sup>[1-4]</sup>。但目前研究发现钛合金通常散热能力差、应变硬化能力低, 在动态冲击条件下易产生绝热剪切失效, 限制了钛合金的实际应用范围。

Ti-15Mo 属于亚稳 $\beta$ 型钛合金, 在外力作用下易产生应力诱发孪生 (TWIP) 效应, 使材料具有良好的塑性变形能力<sup>[5]</sup>。X. H. Min 教授团队<sup>[6]</sup>研究 Ti-15Mo 合金固溶状态下的夏比冲击性能, 发现在冲击过程中产生大量的 $\{332\}\langle 113\rangle$ 孪生, 一方面孪生变形吸收大量的冲击能量; 另一方面孪晶之间相互交截细化 $\beta$ 晶粒, 产生动态霍尔佩奇效应, 有效地减少应力集中现象; 此外, 孪晶界可以改变裂纹的传播路径, 高密度孪晶界有效地抑制了裂纹的萌生与扩展, 导致 Ti-15Mo 固溶钛合金的冲击吸收功高达 260 J/cm<sup>2</sup>, 具有优异的冲击韧性。但是, 衡量动态力学性能的重要指标为冲击吸收能, 是动态变形过程中应变对应力的积分, 需要材料具有良好的强塑性匹配<sup>[7-9]</sup>。徐彦强<sup>[10]</sup>使用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 研究了 Ti-B20 亚稳 $\beta$ 型钛合金的显微组织对动态力学性能的影响, 发现虽然 Ti-B20 合金固溶态的等轴组织具有良好的塑性变形能力, 但是其动态压缩性能低于固溶时效后的片层组织。尤振平<sup>[11]</sup>在研究 TB10 近 $\beta$ 型钛合金组织对绝热剪切敏感

性的影响中发现了与 Ti-B20 合金类似的结果, 这是因为片层组织的强塑性匹配优于等轴组织。徐彦强等研究发现固溶态的 Ti-15Mo 合金的强度较低, 时效处理后 $\beta$ 相内部析出大量取向各异的针状次生 $\alpha$ 相, 相界面阻碍位错运动提高材料的强度, 通过时效处理可以使 Ti-15Mo 合金获得良好的强塑性匹配<sup>[12]</sup>。目前, 对于固溶时效处理的 Ti-15Mo 合金的动态力学性能的研究还鲜有文献报道。

因此, 本研究采用分离式霍普金森压杆对固溶时效的 Ti-15Mo 合金进行不同应变速率的动态加载, 研究该合金动态压缩过程中的力学性能和变形机制, 为钛合金在动态载荷下服役提供更多的理论基础和依据。

## 1 实验

实验所用原材料为西北有色金属研究院提供的厚度  $\delta$  为 30 mm 的 Ti-15Mo 合金板材, 主要成分如表 1 所示。通过金相法和差热法测得相变点为 $(775 \pm 5)$  °C, 为使材料获得良好的强塑性匹配, 对材料进行固溶时效处理, 固溶处理工艺: 850 °C 保温 90 min 水冷至室温; 时效处理工艺: 570 °C 保温 8 h 空冷至室温。上述热处理过程在 HY-1200MB1200 °C 马弗炉中完成。获得次生 $\alpha$ 相宽度约为 0.3  $\mu$ m 的片层组织, 显微组织如图 1 所示。

动态压缩测试在北理工 (天津) 新材料研究院进

收稿日期: 2021-12-06

基金项目: 装备预研重点实验室基金一般项目 (642902190501)

作者简介: 孙久平, 男, 1990 年生, 硕士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: 1970395@stu.neu.edu.cn

表 1 Ti-15Mo 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-15Mo alloy (wt%)

Mo	O	C	N	H	Si	Fe	Ti
15.8	0.099	0.011	0.013	0.0005	0.01	0.01	Bal.

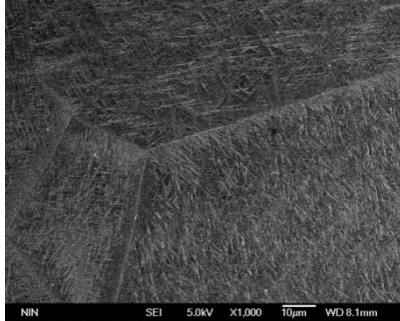


图 1 固溶时效处理 Ti-15Mo 合金组织

Fig.1 Microstructure of Ti-15Mo alloy after solution aging treatment

行, 分离式霍普金森压杆 (SHPB) 直径为 14.5 mm, 实验装置及原理详见参考文献[13]。试样为  $\Phi 4$  mm $\times$ 4 mm 的圆柱, 实验以 1000 s<sup>-1</sup> 应变速率为起始, 以 500 s<sup>-1</sup> 应变速率为间隔进行加载, 直至样品失效, 为保证数据的准确性相同应变速率条件下取 3 个平行试样。获得材料不同应变速率下最大塑性应变 ( $\epsilon_{up}$ )、平均流变应力 ( $\sigma_s$ ) 和冲击吸收能 ( $E_{A1}$ ) 等动态力学性能。

动态测试后的试样沿纵向切割, 制取金相和透射试样。采用 Olympus PMG3 光学显微镜 (OM)、JSM-6700F 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 和 JEM-200CX 型透射电镜 (TEM) 对微观组织形貌进行观察。使用 MVS-100JMT2 型号的维氏硬度计, 测量载荷为 50 g, 测量不同组织的硬度, 每种组织测量 10 个微区取平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 力学性能与分析

表 2 为 Ti-15Mo 合金不同应变速率下的动态力学性能。从表中可以看出, 随着应变速率的增加, 最大塑性应变、平均流变应力和冲击吸收功均增加。当应变速率达到 2510 s<sup>-1</sup> 时, 平均流变应力达到最大值, 对应的冲击吸收功为 256 J/cm<sup>3</sup>。在应变速率 3020 s<sup>-1</sup> 时, 平均流变应力较 2510 s<sup>-1</sup> 小幅度降低, 但是, 最大塑性应变增加, 导致冲击吸收能达到最大值 299 J/cm<sup>3</sup>。当进一步增加应变率时, 材料发生断裂, 实验数据失效。

表 2 Ti-15Mo 合金动态冲击力学性能

Table 2 Dynamic impact mechanical properties of Ti-15Mo alloy

Pre-set strain rate/s <sup>-1</sup>	Actual strain rate/s <sup>-1</sup>	Maximum plastic strain, $\epsilon_{up}$	Average flow stress, $\sigma_s$ /MPa	Shock absorption energy, $E_{A1}$ /J cm <sup>-3</sup>
1000	1040	0.06	1265	70
1500	1460	0.09	1263	117
2000	2060	0.15	1305	202
2500	2510	0.19	1330	256
3000	3020	0.23	1312	299

通常认为应变速率超过 1000 s<sup>-1</sup> 的变形过程为绝热过程<sup>[14]</sup>, 所以通过公式 (1) 计算了在动态冲击过程中的绝热温升<sup>[15]</sup>。

$$T = T_0 + \Delta T = 293 \text{ K} + \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^{\epsilon_i} \sigma d\epsilon \quad (1)$$

其中,  $T_0$  为动态性能测试的初始温度 293 K,  $\sigma$  为真应力,  $\epsilon$  为真应变,  $\beta$  为变形功向热能的转化系数 ( $\beta=0.9$ ),  $\rho$  为材料的密度 (4.90 g cm<sup>-3</sup>),  $C_p$  为材料的定压比热容 (479 J (kg K)<sup>-1</sup>)<sup>[16]</sup>, 计算结果如图 2 所示。

图 2 为 Ti-15Mo 合金不同应变速率的真应力和绝热温升随时间的变化曲线。从图中可以看出, 随变形时间的增加, 合金的温度不断升高; 随着应变率的增加, 升温速率也随之增加。在动态压缩条件下合金基本经历了 3 个阶段: 一是弹性变形阶段, 短时间内流变应力显著增加; 二是塑性变形阶段, 流变应力呈现波动状态; 三是卸载阶段, 流变应力快速降低。在相同加载周期内, 当应变速率分别为 2510 和 3020 s<sup>-1</sup> 时的样品流变应力提前下降, 并且在 3020 s<sup>-1</sup> 应变率曲线中出现明显的应力峰。为排除应力峰的出现是受曲线震荡的影响, 图 3 给出了预设应变速率 3000 s<sup>-1</sup> 的 3 个平行样品的真应力-真应变曲线。

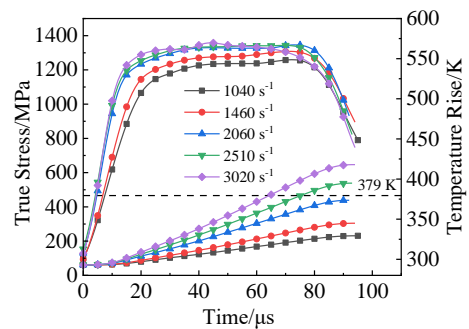


图 2 不同应变速率下 Ti-15Mo 合金动态压缩试验的应力和温度变化曲线

Fig.2 Stress and temperature rise curves of Ti-15Mo alloy under dynamic compression test at different strain rates

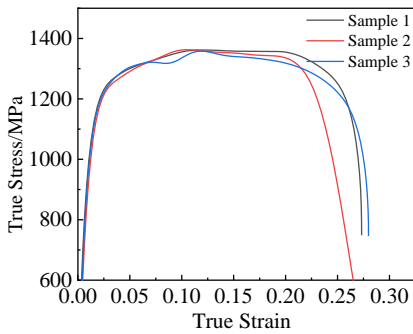


图 3 预设应变速率  $3000\text{ s}^{-1}$  的平行试样的真应力-真应变曲线  
Fig.3 True stress-true strain curves of parallel samples at the pre-set strain rate of  $3000\text{ s}^{-1}$

从图 3 中可以发现 3 个样品动态曲线中均出现了应力峰,在应力峰之后流变应力均逐渐降低直至卸载。

在高应变速率下,材料变形伴随绝热温升,导致材料的力学性能发生变化。在屈服阶段绝热升温温度低于  $10\text{ K}$  时,对材料的力学性能影响较小,受应变速率强化的作用材料的屈服强度不断升高<sup>[17]</sup>。塑性变形初始阶段,位错密度低,随着应变量的增加,位错增殖、缠结产生应变硬化,导致流变应力上升。随着变形量的增加,位错穿过相界面获得更长的滑移距离,导致流变应力下降;同时位错将在更长的距离内发生塞积,导致流变应力再次上升,造成流变应力曲线发生波动。在低应变速率的样品中,绝热温升较低,应

变硬化强于热软化,所以流变应力呈波动上升的趋势。在预设应变速率  $3000\text{ s}^{-1}$  的样品中,应力峰处位错突破相界面运动导致流变应力下降,此时绝热升温温度约为  $50\text{ K}$ ,对应变硬化能力产生影响<sup>[18]</sup>。但是,在流变应力下降的过程中,应变量随之增加,绝热升温温度也随之上升,热软化逐渐强于应变硬化,导致流变应力持续降低<sup>[19]</sup>。在塑性变形末端,合金温度达到  $379\text{ K}$ ,在切应力作用下发生应变局域化,产生绝热剪切变形,造成如图 2 所示  $2510$  和  $3020\text{ s}^{-1}$  样品塑性变形阶段末端流变应力提前下降<sup>[20]</sup>。

## 2.2 微观组织分析

### 2.2.1 OM 组织

图 4 为 Ti-15Mo 合金不同应变速率下的金相组织。对比图 4a~4c 可以发现:动态加载后材料内部沿垂直于加载方向出现加工流线,并且随着应变率的提升加工流线的密度也随之增大,晶粒沿垂直于加载方向被逐渐拉长。在图 4c 中观察到黑色的线条从材料的边缘萌生,与加载方向约  $45^\circ$  夹角,呈楔形向材料内部生长,生长尖端停止于材料内部。结合 SEM 和 TEM 分析确定图中黑色线条为绝热剪切带,剪切带生长过程中导致加工流线发生明显的偏转,说明剪切带的产生与切应力作用下的位错运动有关。

图 4d 为  $3020\text{ s}^{-1}$  应变速率加载样品的 OM 组织,其中绝热剪切带将样品分为上下两部分,裂纹沿绝热剪切带扩展,在图片的右上角和左下角观察到了飞边。

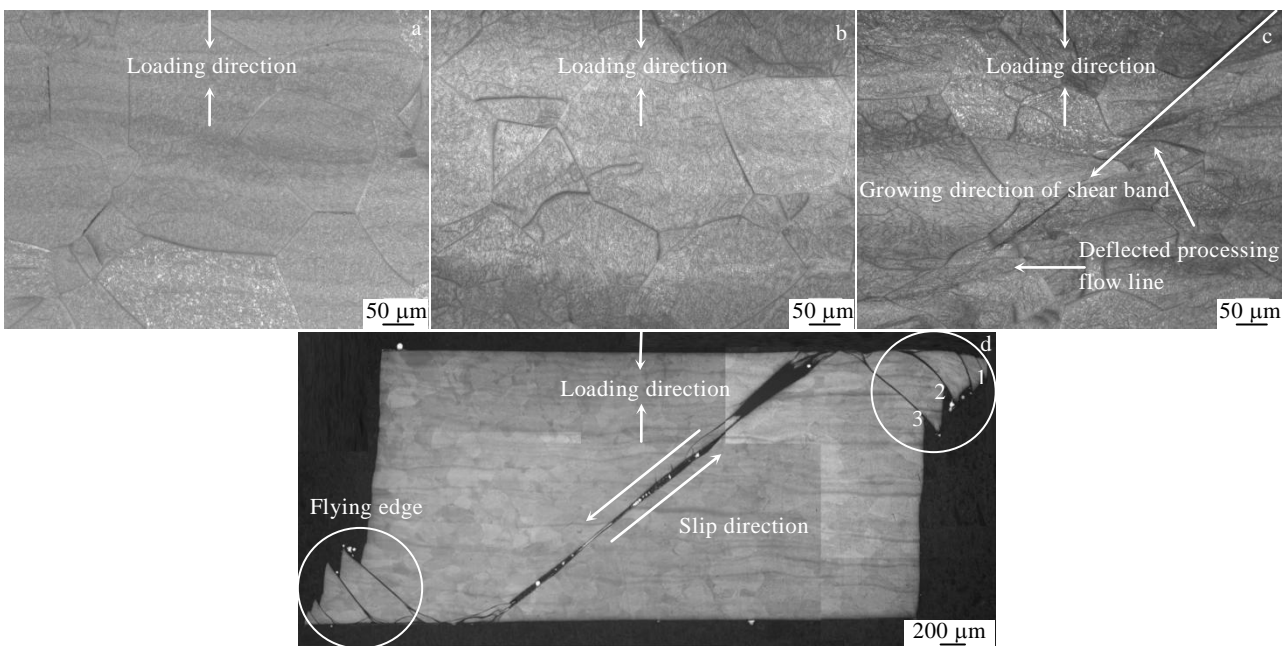


图 4 Ti-15Mo 合金不同应变速率下的 OM 组织

Fig.4 OM microstructures of Ti-15Mo alloy at different strain rates: (a)  $1040\text{ s}^{-1}$ , (b)  $2060\text{ s}^{-1}$ , (c)  $2510\text{ s}^{-1}$ , and (d)  $3020\text{ s}^{-1}$

如前所述在动态加载的过程中，材料沿切应力方向发生严重的剪切变形，上下两部分发生快速相对错动，使靠近传动杆的材料尖端具备了垂直于压杆的速度分量；但是变形受到压杆的限制，使错动挤出的尖端在短时间内反向变形，并受到切应力作用，形成了伴有绝热剪切带的飞边<sup>[21]</sup>。在高应变速率下加载应力呈脉冲态，因为压杆与试样的弹性模量不同，所以，当入射波在通过材料时会在压杆与试样的界面处形成反射波，反射波同样会对材料进行加载；在变形过程中入射波将在材料的 2 个端面之间被多次反射，材料也随之被多次加载，如图 5 所示。由于应力峰之后材料的承载能力逐渐下降，材料上下两部分的错动幅度随之增加，飞边的尺寸不断增大。

2.2.2 SEM 组织

如前所述预设应变速率 3000 s<sup>-1</sup> 的样品中伴随着错动产生了飞边，并且飞边中每条剪切带的应变量均不同，剪切带的显微组织也不尽相同，可以从 SEM 组织中观察到绝热剪切带的演化过程，图 4d 的 OM 金相组织中 1、2、3 位置分别与图 6a、6b、6c 中 SEM 组织相对应。

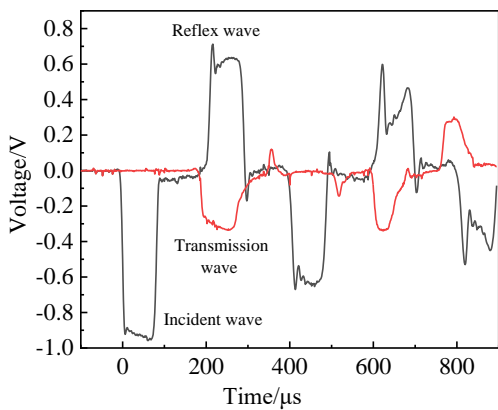


图 5 应变速率 3020 s<sup>-1</sup> 下样品的加载波形

Fig.5 Loading waveform of sample at the strain rate of 3020 s<sup>-1</sup>

以图 6a 为例，N-N 显示了绝热剪切带扩展期间总相对位移，总相对位移减去剪切带内部裂纹对相对位移的贡献获得有效相对位移，如图 4d 所示飞边中绝热剪切带内部不存在裂纹，所以总相对位移即有效相对位移；用有效相对位移除以绝热剪切带宽度，则可得到剪切带的应变<sup>[21]</sup>。图 6a 中绝热剪切带的应变为 6.81，基体组织沿错动方向被拉长成为条状组织。图 6b 中剪切带应变增加至 15.08，部分条状组织发生分裂为等轴颗粒，形成混合组织，此时混合组织宽度约为 5 μm，条状组织宽度约为 2 μm。图 6c 中剪切带的应变达到 20.93，剪切带内混合组织宽度增加至约 8 μm，条状组织宽度约为 4 μm。图中剪切带内的次生 α 相和 β 相均无法区分。

图 7 测量了应变速率 3020 s<sup>-1</sup> 的样品中基体组织、条状组织和混合组织的硬度。发现硬度由高到低的顺序为：混合组织>条状组织>基体组织，说明剪切带的硬度高于基体。但是，该结果在室温下获得，未考虑绝热升温对组织硬度的影响。

研究发现由于剪切带的变形量远高于基体，所以剪切带的升温远高于材料整体升温<sup>[22]</sup>。有文章报道了钛合金绝热剪切带的导热效率，研究指出剪切带的扩展过程并不是严格意义上的绝热过程，剪切带产生的热量可以传导至剪切带周围的基体，造成严重的局部热软化<sup>[17,23]</sup>。所以，绝热剪切带的扩展过程受切应力和温度的共同作用。由于剪切带的硬度高于基体组织，而其余部位的基体组织热软化程度较低，所以变形将主要集中于靠近剪切带的基体区。因此，如图 4d 所示材料内部仅有一条贯穿材料的绝热剪切带，并且，如图 6 所示随着剪切应变的增加剪切带的宽度随之增大。

2.2.3 TEM 组织

图 8a~8c 分别为预设应变速率 3000 s<sup>-1</sup> 样品中基体组织、条状组织和混合组织的 TEM 明场像，图 8d 和 8e 分别为混合组织和基体组织的选区电子衍射花样。从图

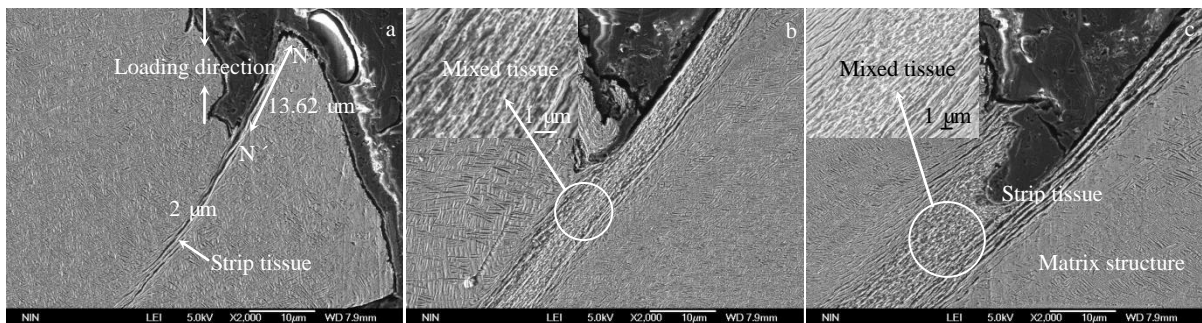


图 6 剪切带的扩展过程

Fig.6 Expansion process of the shear band: (a) the formation of strips; (b) the formation of mixed tissues; (c) the growth of mixed tissues

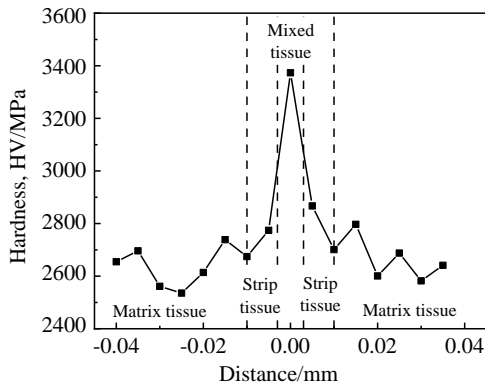


图 7 应变速率  $3020 \text{ s}^{-1}$  样品中基体组织、条状组织和混合组织的硬度曲线

Fig.7 Hardness curves of matrix tissue, strip tissue and mixed tissue of sample at the strain rate of  $3020 \text{ s}^{-1}$

8a 中观察到白色针状的次生  $\alpha$  相， $\alpha$  相相互交错呈网格状分割灰色的  $\beta$  相基体；由于应力造成塑性变形，在两相中存在大量的位错，位错运动受到相界的阻碍，在局部区域发生缠结；与条状组织图 8b 和混合组织图 8c 相比，次生  $\alpha$  相的形貌没有发生明显变化，说明基体组织变形比较均匀。

从图 8b 中观察到针状次生  $\alpha$  相和条状的位错胞。在图中位错胞生长的前端受到相界的阻碍而停止发育，在应力作用下次生  $\alpha$  相发生明显的弯曲；部分次生  $\alpha$  相被位错胞分割，在位错胞内部可以观察到颗粒状的次生  $\alpha$  相

及  $\beta$  相，以及大量位错缠结。通过与 Yang 等<sup>[14]</sup>研究的 Ti1300 近  $\beta$  型钛合金中绝热剪切组织进行对比，确定图 8 中的条状组织被称为亚晶<sup>[14]</sup>。亚晶萌生于应变局域化区域内，由于该区域沿切应力方向发生严重的塑性变形，所以该区域内部存在大量位错。在切应力作用下位错相互合并形成细长的位错胞，随着应变增加和位错增殖，重排的位错构成亚晶界，位错胞转变为亚晶<sup>[24]</sup>。

从图 8c 中观察到针状  $\alpha$  相消失，取而代之的是尺寸介于  $0.1\sim 0.5 \mu\text{m}$  的灰白相间的细小的等轴颗粒，在颗粒内部或颗粒与颗粒之间存在大量的位错缠结，说明混合组织的形成是位错作用的结果。图 8d 选区电子衍射花样中仅有  $\alpha$  相和  $\beta$  相，排除相变带可能；衍射花样呈不连续的多晶衍射环，证明剪切带是具有方向性的多晶体结构。说明混合组织的形成机制为亚晶旋转再结晶机制：亚晶形成后由于长宽比较大导致结构不稳定，为提高组织稳定性，位错将沿垂直于亚晶长度的方向发生重排，重排的位错相互缠结，将亚晶分割为取向相同的颗粒；此时，绝热升温提供了原子扩散和位错运动所需的激活能，亚晶界提供了原子扩散的通道，帮助颗粒在切应力作用下发生一定程度的旋转，使亚晶中的颗粒取向发生不同程度的变化，缠结的位错转化为晶界，于是细长的亚晶分解成为细小的等轴晶粒<sup>[24,25]</sup>。由于细晶强化和应变硬化的共同作用，导致混合组织具有较高的硬度；而条状组织内部界面密度较低，界面强化效果较弱，所以条状组织的硬度仅略高于基体组织，反映出材料较低的

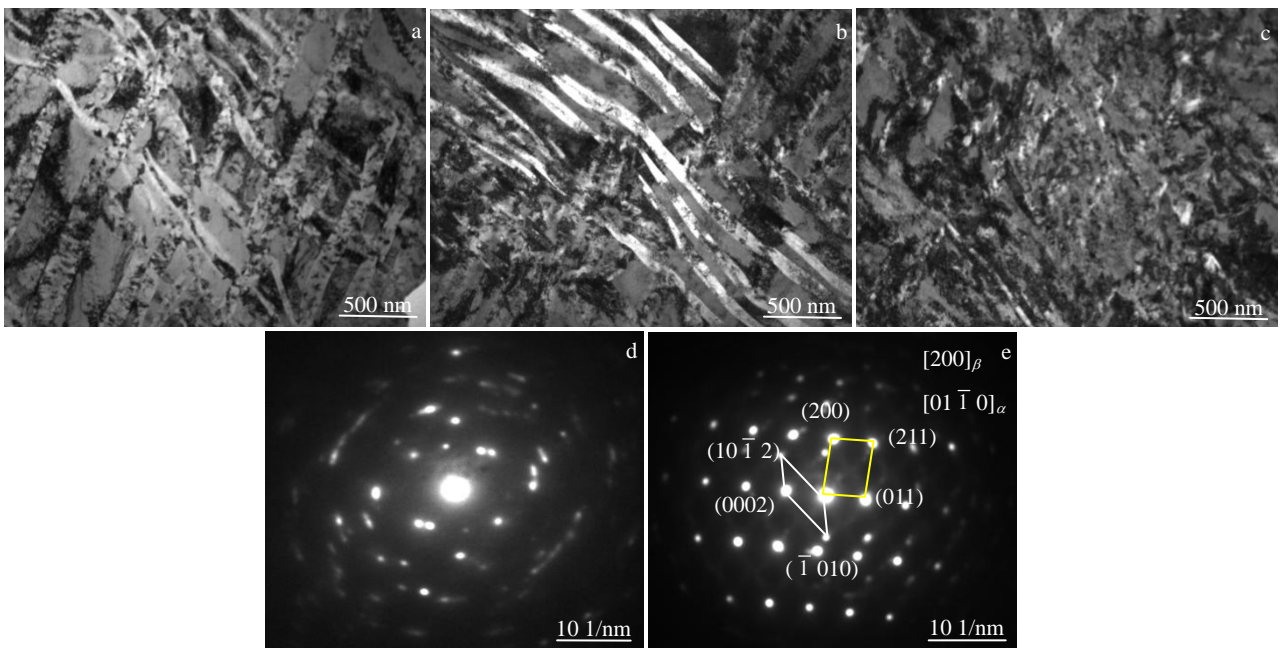


图 8 预设应变速率为  $3000 \text{ s}^{-1}$  样品中不同组织的 TEM 明场相与选区电子衍射花样

Fig.8 TEM bright field phase images (a~c) and the corresponding SAED patterns (d, e) of different tissues of samples at the pre-set strain rate of  $3000 \text{ s}^{-1}$ : (a, e) matrix tissues; (b) strip tissues; (c, d) mixed tissues

应变硬化能力。

从图 8e 选区电子衍射花样中可以发现, 材料由 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相组成, 图 8 中均未发现 $\beta$ 相的孪生板条。众所周知钛合金中 $\beta$ 相的塑性变形方式依赖于 $\beta$ 相的稳定性, 而稳定性取决于合金成分。固溶态的 Ti-15Mo 合金 $\beta$ 相成分具有明显的应力诱发孪生 (TWIP) 效应; 但 Mo 元素为 $\beta$ 相稳定元素在 $\alpha$ 相中溶解度较低, 如图 1 所示固溶时效处理后 $\beta$ 相中析出大量次生 $\alpha$ 相, 一方面导致 $\beta$ 相的 Mo 元素含量上升, 提升 $\beta$ 相的稳定性; 另一方面, 如图 8a 所示析出的针状次生 $\alpha$ 相分割 $\beta$ 相基体, 降低 $\beta$ 相的有效变形尺寸, 不利于孪生变形。因此, 固溶时效处理 Ti-15Mo 合金的应力诱发孪生 (TWIP) 现象被抑制。由于 $\beta$ 相为置换固溶体, 对位错运动的阻碍能力有限; 相界面是位错运动的有效阻碍, 有利于提高材料的强度, 但是,  $\alpha$ 相为 hcp 结构滑移系较少, 容易发生集中塑性变形, 削弱材料的应变硬化能力。

通过以上分析, 不难发现固溶时效处理后的 Ti-15Mo 合金在  $3020\text{ s}^{-1}$  应变速率时失效, 其中绝热剪切断裂是制约材料动态力学性能的主要原因, 想要提高材料的动态力学性能就必须抑制应变局域化与裂纹的萌生。从机理考虑, 想要提高材料的动态力学性能, 需要控制 3 个关键因素: 一是绝热温升软化; 二是材料的应变硬化能力; 三是材料的塑性变形能力。针对因素一, 前文分析指出绝热温升的主要原因是: 材料较低的导热速率和高应变速率。两者共同作用使热量在材料内部累积, 但是前者是材料的固有性能, 后者是力学因素, 两者均难以改变。针对因素二, 良好的应变硬化能力可以推迟绝热剪切的产生, 提高动态力学性能。材料的加工硬化能力与组织有很大的关系, 可以通过调整组织进行改善。通过调整热处理工艺改变次生相形态与分布的方法显然是不可取的, 提高次生相的硬度和弥散度虽可以有效提升材料的强度和加工硬化能力, 但是这必然损失基体的塑性导致材料容易沿剪切带开裂, 降低材料的动态力学性能。相对来说利用锻造细化原始 $\beta$ 相晶粒是一个有效的方法, 晶粒尺寸减小则单位体积内的晶界面积增大, 晶界阻碍位错运动提高材料的强度; 同时细化晶粒可以增加“软”取向晶粒的数量, 塑性变形可以更均匀地分布在材料中, 延缓绝热剪切带的产生从而获得更好的动态力学性能。针对因素三, 优良的塑性变形能力可以减少剪切带内部的裂纹萌生与扩展。但如前所述通过热处理的方法提高塑性同样会降低材料的强度和加工硬化能力, 同样不利于动态力学性能。因此, 可取的方法仍旧为细化 $\beta$ 相晶粒。

### 3 结 论

1) Ti-15Mo 合金固溶时效处理后, 在动态压缩过程中, 由于位错与第二相的相互作用, 使流变应力曲线产生波动。提高应变速率产生应变速率强化和绝热温升软化。当热软化高于应变硬化时, 流变应力降低, 导致平均流变应力下降。但是, 最大塑性应变随应变率上升, 使动态吸收功持续增加。

2) 随着应变率的升高, 加工流线密度增加, 等轴晶粒逐渐被拉长, 当样品温度达到  $379\text{ K}$  时, 变形方式由均匀塑性变形转变为绝热剪切变形。 $3020\text{ s}^{-1}$  样品沿剪切带发生错动产生飞边, 通过计算飞边中剪切带的切应变, 发现随切应变的增加剪切带变宽, 并通过旋转再结晶机制产生细小的等轴晶粒。

3) 通过测量不同组织的硬度, 发现组织硬度由高到低为: 混合组织>条状组织>基体组织。这是因为经过固溶时效处理, 材料的组织发生变化, 抑制应力诱发孪生 (TWIP) 效应, 导致易发生绝热剪切失效。若要提升动态力学性能, 需要在保证塑性的同时, 提高合金应变硬化能力, 细化 $\beta$ 晶粒是一种可取的方法。

#### 参考文献 References

- [1] Dipankar B, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61: 844
- [2] Sidhu S S, Singh H, Gepreel M A. *Materials Science and Engineering C*[J], 2020, 121(11): 111 661
- [3] Li P R, Fan Q B, Zhu X J *et al. Defence Technology*[J], 2021, 17: 1434
- [4] Gao Ruihua(高瑞华), Fan Qunbo(范群波), Wang Fuchi(王富耻) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(11): 2733
- [5] Min X H, Chen X J, Emura S *et al. Scripta Materialia*[J], 2013, 69(5): 393
- [6] Yao K, Min X H, Emura S *et al. Journal of Materials Science*[J], 2019, 54(16): 11 279
- [7] Peng Meiqi(彭美旗), Cheng Xingwang(程兴旺), Zheng Chao(郑超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2227
- [8] Huo Dongmei(霍咚梅), Li Shukui(李树奎), Fan Qunbo(范群波). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(3): 457
- [9] Peng Meiqi(彭美旗), Cheng Xingwang(程兴旺), Zheng Chao(郑超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1843
- [10] Xu Yanqiang(徐彦强). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017
- [11] You Zhenping(尤振平). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: General Research Institute for Nonferrous Metals, 2011

- [12] Xu Tiewei, Zhang Shanshan, Cui Ning *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2019, 28(4): 7188
- [13] Xu Xuefeng(徐雪峰), Wang Lin(王琳), Sha Yangang(沙彦刚) *et al.* *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2020, 41(2): 160
- [14] Yang Y, Jiang F, Zhou B M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2787
- [15] Li Yunfei(李云飞), Zeng Xiangguo(曾祥国). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(6): 1760
- [16] Zháňal P, Hrcuba P, Janeek M *et al.* *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*[M]. New Jersey: John Wiley and Sons, Inc, 2016: 431
- [17] Guo Y Z, Ruan Q Z, Zhu S X *et al.* *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 2019, 135: 103 811
- [18] Li Yunfei(李云飞), Zeng Xiangguo (曾祥国). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(7): 2056
- [19] Shi Xiaohui, Zhao Cong, Cao Zuhan *et al.* *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2020, 29(4): 432
- [20] Yao K, Min X H, Emura S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 766(24): 138 363
- [21] Shi X H, Zhao C, Cao Z H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151 952
- [22] Xu Feng(许峰), Zhang Xiyang(张喜燕), Cheng Youming(程佑铭). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 801
- [23] Li Z Z, Zhao S T, Wang B F *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 181: 408
- [24] Meyers M A, Nesterenko V F, LaSalvia J C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 317: 204
- [25] Nesterenko V F, Meyers M A, LaSalvia J C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 229: 23

## Deformation Mechanism of Ti-15Mo Aged Titanium Alloy Under Dynamic Impact Conditions

Sun Jiuping<sup>1,2</sup>, Xin Shewei<sup>2</sup>, Mao Xiaonan<sup>1,2</sup>, Zhang Siyuan<sup>2</sup>, Zhou Wei<sup>2</sup>, Li Qian<sup>2</sup>, Cai Jianhua<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** The lamellar structure of Ti-15Mo alloy was obtained by solution aging treatment. The effect of strain rate on deformation mechanism was studied by split Hopkinson pressure bar (SHPB). Combined with adiabatic temperature rise, microstructure and hardness analysis, it is shown that the flow stress curve fluctuates due to the interaction between dislocation and the second phase. Increasing the strain rate, on the one hand, causes the strain rate to strengthen; on the other hand, it promotes adiabatic heating and softening. When the alloy temperature reaches 379 K, the thermal softening effect exceeds the strain hardening effect, and the deformation mode changes from uniform plastic deformation to adiabatic shear deformation. The width of adiabatic shear band increases with the increase of shear strain, and equiaxed grains are produced by subcrystalline rotation recrystallization mechanism. The interface strengthening of recrystallization leads to the hardness from high to low: mixed tissue>strip tissue>matrix tissue. Aging treatment inhibits the twinning induced plasticity (TWIP) effect, resulting in lower strain hardening ability of the alloy and deteriorating the dynamic mechanical properties of the material.

**Key words:** Ti-15Mo alloy; dynamic impact; strain rate; adiabatic shear; dynamic recrystallization

---

Corresponding author: Sun Jiuping, Candidate for Master, School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, E-mail: 1970395@stu.neu.edu.cn