

Ti₂AlNb 合金等温多向锻造板条 O 相球化行为和硬化机制研究

李萍, 黄晓雨, 刘乐, 郭胜华, 薛克敏

(合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽合肥 230009)

摘要: 在 800 °C 下对 Ti₂AlNb 合金进行等温多向锻造, 采用 SEM、XRD、EBSD 和硬度测试等定量分析了不同变形道次下合金微观组织和显微硬度的变化规律, 揭示了板条 O 相的动态球化行为和合金硬化机制。结果表明: 随变形道次的增加, 初始粗大板条 O 相先后经历了动态机械破碎和动态再结晶 2 种细化机制, 板条完全球化主要发生在 3 道次变形过程中; 板条 O 相的动态球化过程伴随着弯曲、扭折、剪切和晶粒撕裂这 4 种变形行为, 后 2 类变形的机制可概括为: O/O 相界分离、B2 相嵌入、O 相分离和 O 相球化; 3 道次变形后初始板条 O 相细化至 1.3 μm 的等轴组织, 细小等轴 O 相含量高达 68.84%, 此时合金硬度较初始样提高了 103.55HV (1014.79 MPa), 晶界硬化机制的贡献占比为 64%。

关键词: 等温多向锻造; Ti₂AlNb 合金; 板条 O 相; 动态球化行为; 硬化模型

中图分类号: TG146.23; TG319

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0685-07

Ti₂AlNb 合金凭借其低密度、高比强度、高蠕变抗力和抗氧化等性能优势, 成为航空航天领域备受关注的轻质高温结构材料^[1-3], 适用于制造航空发动机涡轮盘、机匣和整体叶盘等关键部件。Ti₂AlNb 合金由复杂 β/B2、α₂ 和 O 3 种相结构组成, 其力学性能受到相分布、含量和形态的显著影响^[4-5], 热加工是实现组织调控最有效的手段。然而, 热压、热轧等传统热机械加工对 Ti₂AlNb 合金组织的细化程度有限, 往往不能满足构件的高性能要求, 制约了 Ti₂AlNb 合金的实际应用。

剧烈塑性变形(severe plastic deformation, SPD)通过在变形过程中引入大应变变量而具有强烈的晶粒细化能力, 可以将材料的内部组织细化至亚微米级甚至纳米级^[6]。目前, 国内外学者针对 Ti₂AlNb 合金 SPD 工艺方面的研究主要有高压扭转(HPT)、累积叠轧(ARB)和多向锻造(MDF)。Yang 等^[7]对 Ti-22Al-25Nb 合金开展了 HPT 工艺试验, 结果表明, 随着变形次数的增加, 板条组织内堆积的位错和小角度亚晶界促进其发生断裂, 小角度晶界逐步向大角度晶界转变; 10 次变形后组织细化至 53 nm 的均匀晶粒结构, 试样硬度(HV)达到 5880 MPa 的饱和最大值, 硬化机制主要是由 HPT 工艺引起的晶粒细化和高位错密度。Sui 等^[8]发现 Ti₂AlNb 合金在 850 °C 条件下经多重轧制后, 获得了

抗拉强度大于 1400 MPa 的 Ti₂AlNb 板材, 累积大变形量为初始针状 O 相内部带来大量位错, 位错之间的缠结会向低能态的位错墙转变, 进而形成亚晶界促进 O 相分离, 最终可形成完全球化的等轴组织。由 Salishchev 等^[9]开发的 MDF 技术, 通过沿 3 个轴线方向依次变换外载荷, 对锻件进行压缩以制备大块体致密细晶材料, 相比于 HPT、ARB 等具有工艺路线简单适用于工业化、成本低的优点^[10], 应用前景广阔。然而, 目前针对 Ti₂AlNb 合金 MDF 研究较少。陈卓^[11]在 (α₂+B2+O) 三相区以上温度采用 MDF 技术将 Ti₂AlNb 合金由初始 40 μm 的板条细化至平均晶粒尺寸为 1.9 μm 的等轴细晶组织, 但针对多向锻造工艺复杂变形方式交互作用下板条组织的演变及球化行为未进行系统研究; 且由于变形温度较高, 三步 MDF 后部分组织出现长大现象。此外, 目前在 Ti₂AlNb 合金 SPD 过程中对组织演变与强、硬化机制之间的定量分析也鲜有报道。有序正交 O 相作为特征相比 α₂ 相的强化作用要大, B2+O 相的 Ti₂AlNb 合金被认为具有最佳的综合性能^[12-13]; 同时为避免变形过程中组织发生长大, 系统研究低温(B2+O)相区(750~900 °C)内的多向锻造工艺对合金组织演化和力学性能的影响具有重要意义。

基于此, 在 800 °C 下开展 Ti₂AlNb 合金等温多向锻造(MIF)实验研究, 定量分析 MIF 变形道次对合金

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51975175, 51875158)

作者简介: 李萍, 女, 1973 年生, 博士, 教授, 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽合肥 230009, 电话: 0551-62901368, E-mail: li_ping@hfut.edu.cn

显微组织和硬度的影响, 揭示组织演化过程中板条 O 相的动态球化行为和合金硬化机制, 为实现 Ti₂AlNb 合金热加工改性奠定理论基础。

1 实验

实验所用 Ti₂AlNb 合金棒材的主要化学成分(质量分数, %)为: Nb 44.20, Al 10.98, O 0.10, N 0.02, H 0.01, Ti 余量。采用低速电火花线切割在原始棒材中截取尺寸为 15 mm×15 mm×30 mm 的块状试样, 在自主研制的 RZU200HF 旋转压扭机上进行 1、2、3 道次非限制性 MIF, 实验用模具材料为 K403 高温合金, 模具和坯料工作温度均为 800 °C。压下量为 40%, 变形速率为 0.6 mm/s, 在翻转变形之前需对试样进行 10 min 的保温处理, 变形完成后迅速水淬。

根据 MIF 工艺的特点, 取芯部大变形区位置的样品进行微观组织表征。对获得的测试样品进行研磨和抛光处理后, 使用氢氟酸 4 mL、硝酸 4 mL、双氧水 10 mL 和水 160 mL 的混合溶液进行腐蚀。在 JSM-6490LV 扫描电镜(SEM)下观察变形前后试样的显微组织; 在牛津 Nordly max3 设备下进行电子背散射衍射(EBSD), 分析变形前后试样中再结晶程度; 采用 D/MAX2500VL/PC 型衍射仪(XRD)检测相成分。使用 Image-Pro Plus 软件定量统计 O 相的体积分数和尺寸变化, 通过 Feret 比率^[14](FT=Feretmax/Feretmin, Feretmax 是指 O 相轮廓外切平行线的最大长度, Feretmin 是指 O 相轮廓外切平行线的最小长度)来描述 O 相的 2 种形态: 等轴 O 相(FT≤2.5)和板条 O 相(FT>2.5)。使用 MH-3 型维式硬度计对试样进行硬度测试, 保压时间 15 s, 载荷 200 g, 每个测试样品重复打点 9 次, 取平均值。

2 结果与讨论

2.1 初始合金组织

图 1 为 Ti₂AlNb 合金原始棒材的 SEM 照片。在二次电子成像中, 白色、灰色和黑色 3 种颜色区域分别

对应 B2、O 和 α₂ 三相^[15]。可看出 B2 基体中分布不同尺寸的粗板条 O 相、少量的等轴 α₂/O 相和相互平行的 O 相板条束。经统计, O 相体积分数达 66.55%, 板条厚度范围在 0.42~2.75 μm。此外, B2 基体上还弥散分布着十分细小的针状 O 相。

2.2 显微组织演变

图 2 为 Ti₂AlNb 合金 MIF 不同道次下变形后的 SEM 照片。经 1 道次变形后原始组织中部分板条 O 相出现了球化趋势, 但大部分 O 相仍呈板条或椭圆状; 与初始板条相比长度和厚度方向尺寸均减小, 表明 1 道次 MIF 变形后大部分板条只发生了破碎, 处于球化阶段的初期。这是由于 1 道次的累积变形量较小, 合金内部主要的细化机制为动态机械破碎^[10], 不足以促进动态再结晶进而实现板条 O 相的完全球化。2 道次变形后板条 O 相的动态球化效果较为明显, 这种球化行为可以起到软化合金作用, 从而提高合金的高温热加工性能; 相比于 1 道次变形板条 O 相厚度又得到进一步细化, 研究表明细板条在变形过程中要比粗板条更容易实现球化^[16]。当变形道次增加到 3 时, 此时试样内部累积应变量高达 5.31, 大变形为材料提供了充足的畸变能, 促进合金内部更多的滑移系开动和再结晶形核^[17], 有利于破碎的板条完全球化。从图 2c 可以看出, 合金的显微组织形貌不同于 1、2 道次变形后的显微组织, B2 基体上主要包含大量的等轴 O 相和

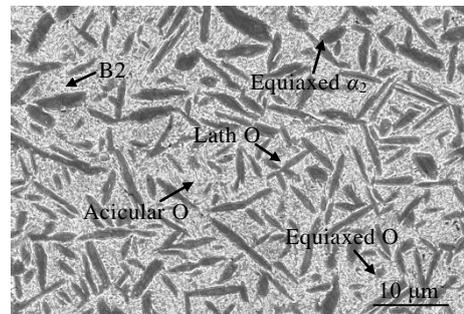


图 1 Ti₂AlNb 合金原始棒材的 SEM 照片
Fig.1 SEM image of as-forged Ti₂AlNb alloy

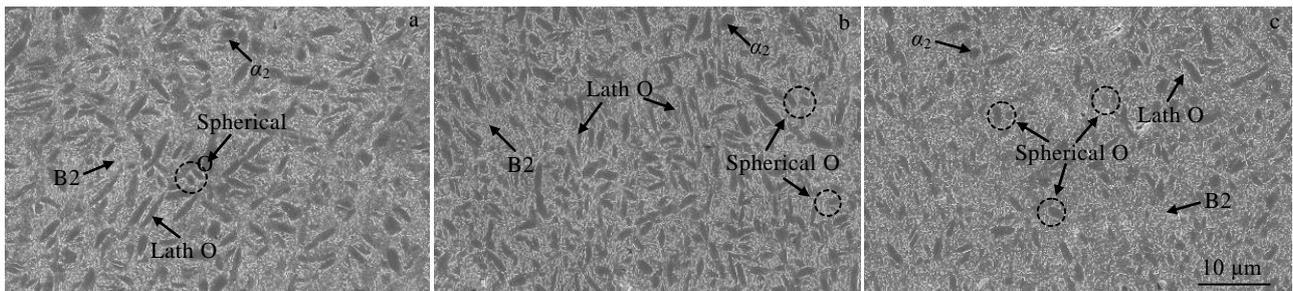


图 2 Ti₂AlNb 合金 MIF 不同道次变形后的 SEM 照片

Fig.2 SEM images of Ti₂AlNb alloy after different MIF cycles of deformation: (a) 1 cycle, (b) 2 cycles and (c) 3 cycles

残留少量的板条 O 相,表明原始组织中板条 O 相的动态球化行为主要发生在 3 道次变形过程中。此外,由于等轴 O 相的存在极大地限制了针状 O 相的析出和长大^[18],因此在 B2 基体上很难看到针状组织。

由图 3 所示 EBSD 结果分析可以得出, MIF 变形后晶粒得到显著细化。1 道次变形后,破碎板条内存在部分白色小角晶界,3 道次变形试样中大角晶界比例提高至 67.92%,同时晶粒内部分布着大量小角晶界。表明板条的破碎细化是通过位错亚界转变为高角度晶界的球状晶粒,该过程发生了连续动态再结晶且再结晶程度较高。此外,与 1 道次相比,3 道次变形试样织构强度大大降低,组织均匀性较好。

Ti₂AlNb 合金中 B2、O 和 α₂ 相体积分数、板条 O 相尺寸、等轴和板条 O 相两者之间含量变化是决定合金性能的关键因素^[2,19]。不同道次下变形合金的 XRD 图谱如图 4 所示,变形前后试样组织均由 B2、O 和 α₂

三相构成,且合金中 α₂ 相衍射峰强度一直处于较低水平,低 α₂ 含量对合金性能影响很小^[20]。

2.3 O 相形态定量分析

不同 MIF 道次下的 Ti₂AlNb 合金显微组织特征参数如表 1 所示,随变形道次的增加 O 相含量不断提高,3 道次变形后高达 79.82%,较初始提高了 13.27%,表明有 B2 相向 O 相发生转变。1、2 道次变形试样内部等效应变值较小,从表 1 不难发现,初始组织中分布在 B2 基体上的板条和针状 O 相得到充分细化,经 2 道次变形后,板条 O 相的长度和厚度分别减小至 2.67 和 0.65 μm,针状 O 相的长度和厚度分别为 0.98 和 0.16 μm,是变形前的 70.5% 和 57.1%,经 3 道次变形后,初生等轴 O 相由 1.95 μm 细化到 1.3 μm,表明 MIF 变形前期的动态机械破碎机制对组织细化效果突出。而等轴 O 相含量的增幅较小,板条组织的球化率较低。

图 5 为各变形道次下各 O 相形态占比情况,变形

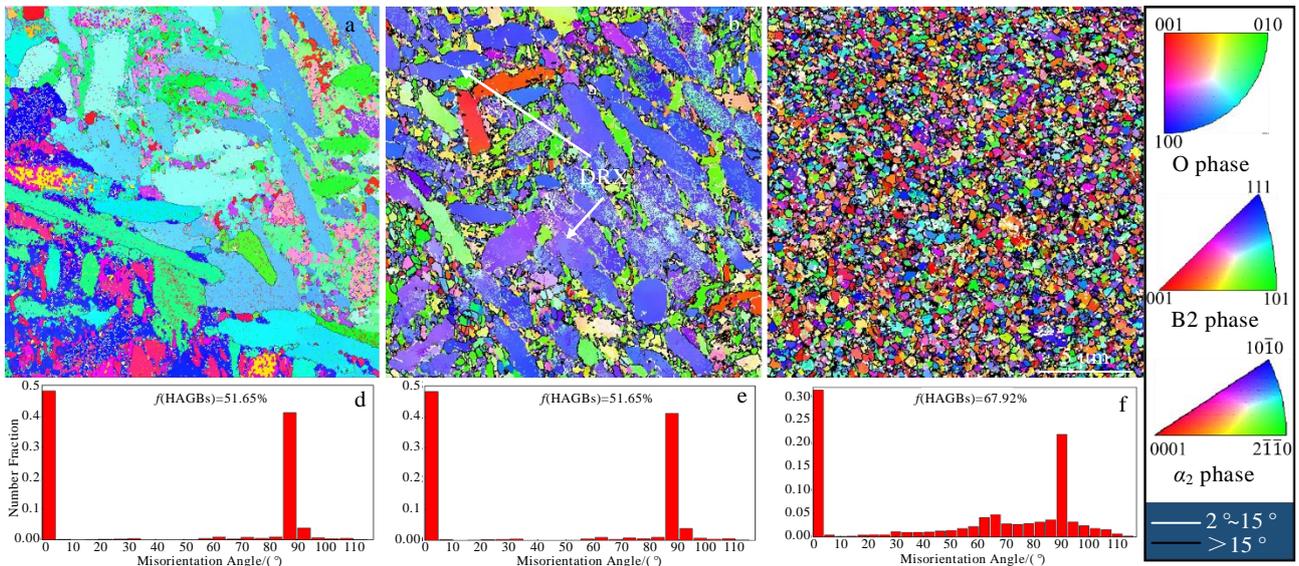


图 3 Ti₂AlNb 合金 MIF 不同道次变形 IPF 图和取向差分布图

Fig.3 EBSD analysis results of microstructure of Ti₂AlNb-based alloy after different MIF cycles of deformation: (a, d) 1 cycle, (b, e) 2 cycles and (c, f) 3 cycles

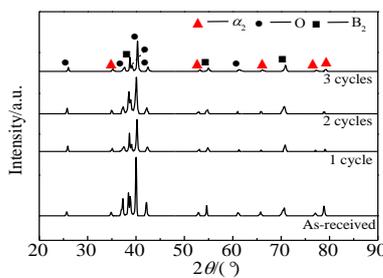


图 4 Ti₂AlNb 合金 MIF 变形前后试样 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of Ti₂AlNb samples before and after different MIF cycles of deformation

前后 FT>5 的 O 相占比分别为 40.99%、30.8%、30.39% 和 2.23%,当应变量累积至 3 道次变形后的较高水平时,试样内部等轴 O 相的体积分数增至 68.84%,是 2 道次变形试样的 2.8 倍,表明随着变形量的进一步增加,板条组织破碎和球化的程度越高,球化率升高幅度也在加快。但上述组织的平均尺寸在 3 道次变形后均出现了增大现象。这主要是由于 3 道次变形是发生动态球化的主要阶段,从图 5 可以看出,1≤FT<1.5 的 O 相占比由 2 道次的 11.31% 提高至 42.76%,此时 B2 基体上除了分布着大量细小的等轴 O 相外,还有

表 1 不同 MIF 道次下的 Ti₂AlNb 合金显微组织特征参数

Table 1 Main parameters of the O phase in the Ti₂AlNb alloy after various MIF cycles

Sample	Volume fraction/%		Grain size/ μm	Length of O phase/ μm		Width of O phase/ μm	
	Total of O	Equiaxed O	Equiaxed O	Lath O	Acicular O	Lath O	Acicular O
As-received	66.55	11.53	1.95	4.31	1.39	0.98	0.28
1 cycle	73.21	15.78	1.60	3.53	1.18	0.90	0.24
2 cycles	77.54	24.51	1.22	2.67	0.98	0.65	0.16
3 cycles	79.82	68.84	1.30	3.14	-	0.93	-

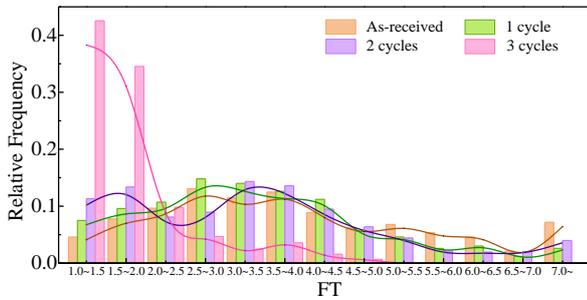


图 5 各 MIF 变形道次下 O 相形态占比

Fig.5 Proportion of O phase morphology after various MIF cycles

部分短小的板条 O 相。这些板条片层厚度较大，难以发生分离，变形过程中依靠扩散作用缓慢地向等轴形态转变，其 FT 值越接近于 1。

2.4 O 相球化行为

变形试样在 1 个道次下会依次完成 X、Y 和 Z 3 个方向的轴向压缩，这种宏观变形方式在微观尺度下大多表现为板条 O 相发生弯曲、扭折、剪切、晶粒撕裂等变形行为，进而完成板条组织的动态球化过程。本次工作中，针对各变形特征区域做了系统的研究，展示了板条从变形到球化的整个过程。

MIF 过程中单次压缩下大变形区应力应变状态及板条受力情况如图 6 所示，试样芯部位置处于 $|\sigma_3| > |\sigma_{1,2}|$ 三向压应力状态，且金属有朝径向流动的趋势。这决定了板条 O 相在变形过程中会被拉长，并在应力持续加载条件下发生不同程度的折弯：平行于压缩方向的板条一部分被墩粗，厚度的增加阻碍了板条破碎，而

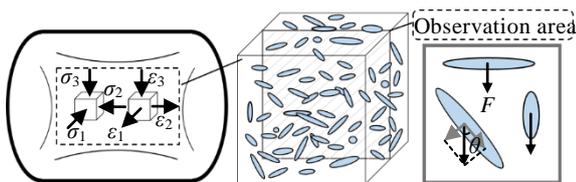


图 6 单次压缩下大变形区应力应变状态及板条受力情况

Fig.6 Stress and strain state of the large deformation zone and the force of lath O under single compression

另一部分因 FT 较大发生失稳变形，失稳形式有折弯和剪切分离；与压缩方向呈一定偏转角 θ 的板条组织，板条中部受到垂直方向的作用力随 θ 的增大而增大。图 7 所示为板条 O 相的球化行为，低 θ 条件下板条发生折弯程度较小的弯曲变形(图 7a~7c)，当 θ 进一步增大，板条 O 相将发生如图 7d~7f 所示的扭折变形，尤其垂直于压缩方向时板条因受到较大的应力集中直接折断，并在之后的变形过程中逐步球化。

随变形道次的增加，板条 O 相会发生如图 7g~7i 所示的剪切变形和如图 7j~7l 所示的晶粒撕裂，该过程经历了 O/O 相界分离、B2 相嵌入^[21]、O 相分离和 O 相球化。板条首先沿着特定晶面进行短距离的滑移，然后 B2 基体相顺着滑移晶面嵌入到 O 相中，并在 O 相分离阶段起到促进原子扩散的作用^[21]，这一作用又加快了 B2 相的嵌入，直至 O 相彻底分离。其中，晶粒撕裂常发生于累积变形量较大的 3 道次变形过程中，且作为等轴 O 相进一步细化的重要变形方式。

初始组织中存在着少量板条束，这些相互平行的板条在 MIF 工艺下也会发生上述 4 类变形方式。图 7m~7o 为 MIF 过程中板条束的球化行为。对于单一板条束而言多发生同种变形(图 7m)，但在 3 道次变形试样中，观察到部分板条束也会同时出现多种变形方式交互作用的结果(图 7o)。

2.5 硬化机制

由前文组织分析结果可知，影响等温多向锻造 Ti₂AlNb 合金试样硬度变化的主要机制有晶界硬化、位错硬化和第二相硬化等。假设这些机制相互独立，则总硬度值可表示为式(1)：

$$HV = C\sigma_y = HV_0 + \Delta HV_{Dis} + \Delta HV_{GB} + \Delta HV_{Orowan} \quad (1)$$

其中，硬度的单位是 9.8 MPa，屈服强度 σ_y 的单位是 MPa，二者满足上述线性关系，且 C 一般取 0.3^[22]。HV₀ 为纯 Ti 在晶粒尺寸无限大条件下的硬度值，据估计约为 573.3 MPa^[23]， ΔHV_{Dis} 、 ΔHV_{GB} 和 ΔHV_{Orowan} 分别为位错硬化、晶界硬化和第二相硬化贡献的硬度增量。

对于位错硬化，硬度增量可以根据泰勒公式^[24]

计算:

$$\Delta HV_{Dis} = CM\alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (2)$$

式中, M 为泰勒因子(取 2.8)、 α 为常数(取 0.3)、 G 为剪切模量(取 48.8 GPa)、 b 为 Burgers 矢量模(取 0.3 nm)^[19,25]。 ρ 为位错密度, 基于柯西-高斯等式和 XRD 图谱, 采用 Scherrer 公式计算出 MIF 变形前后的微观应变和亚晶尺寸, 再通过 Williamms-Hall 公式即可得到试样中的位错密度^[26], 初始样、1 道次和 3 道次试样分别为 2.23×10^{14} 、 5.98×10^{14} 和 $8.26 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。

考虑剧烈塑性变形下的晶界硬化, 其硬度增量通常采用式(3)^[27]:

$$\begin{aligned} \Delta HV_{GB} &= \Delta HV_{LABs} + \Delta HV_{HABs} \\ &= C \left(M\alpha G\sqrt{3b\theta_{LAB}(1-f_1)} + k_{HP}\sqrt{f} \right) d^{-\alpha} \end{aligned} \quad (3)$$

式中, ΔHV_{LABs} 和 ΔHV_{HABs} 分别为大、小角度晶界的硬化贡献, θ_{LAB} 为平均小角度取向差(以弧度为单位), f_1 为大角度晶界占比, d 为合金平均晶粒尺寸, 数据由 EBSD 结果得到。 k_{HP} 为 Hall-Petch 系数(取 $314 \text{ MPa } \mu\text{m}^{1/2}$), α 取 $1/2$ ^[19]。

显微组织中弥散分布的针状 O 相硬化由公式(4)所示的 Orowan 效应^[28]进行评估:

$$\Delta HV_{Orowan} = C \frac{0.4MGB}{\pi(1-\nu)^{1/2}} \cdot \frac{\ln(\bar{d}/b)}{\lambda} \quad (4)$$

式中, ν 为泊松比(取 0.32^[25]), $\bar{d} = \sqrt{2/3} \bar{d}_{\text{acicular O}}$, $\lambda = \bar{d}(\sqrt{\pi/4f_2} - 1)$, f_2 为针状 O 相的体积分数。3 道次变形试样无针状 O 相析出, 因此, 这部分硬度增量不体现在 3 道次试样中。

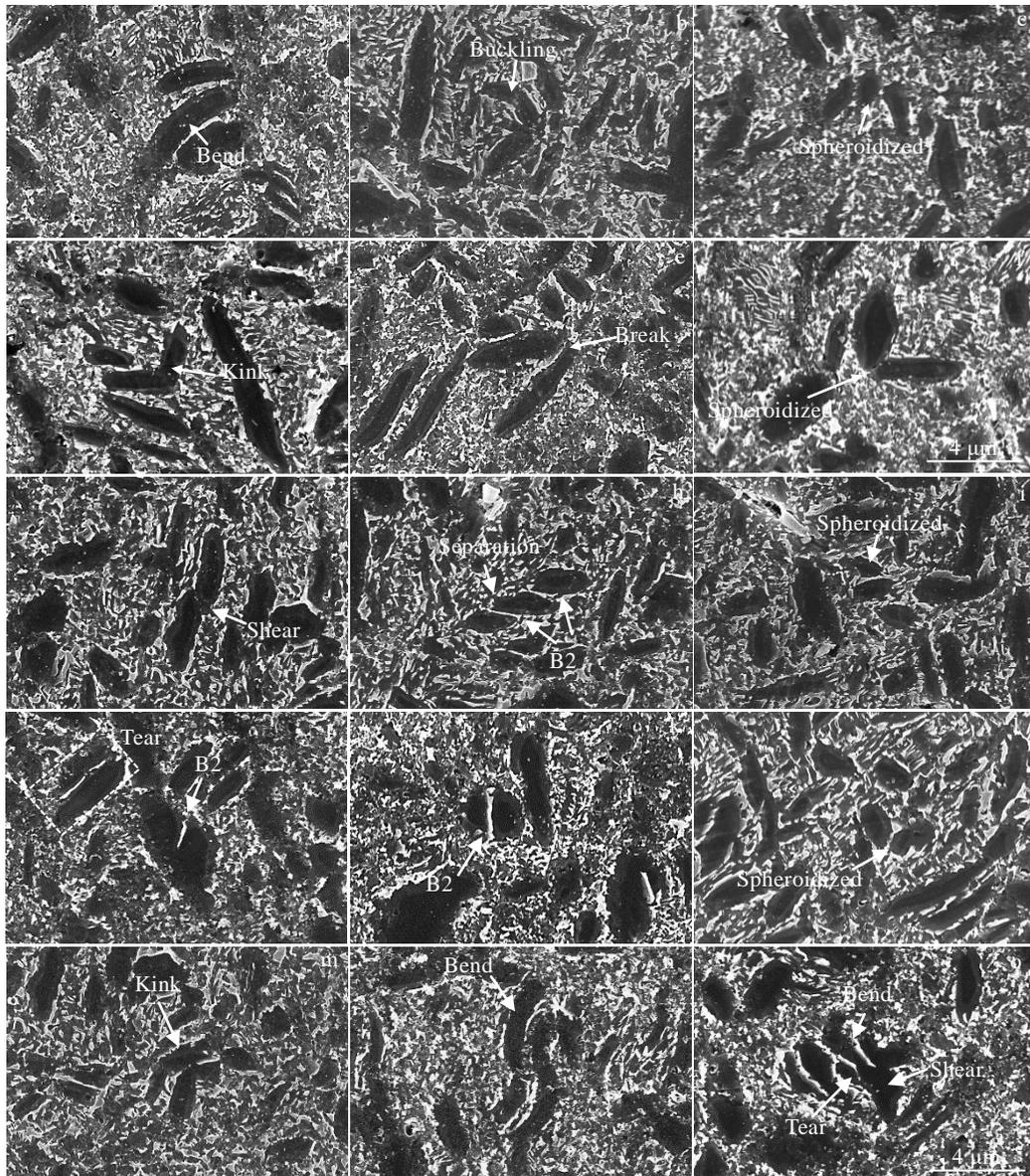


图 7 板条 O 相球化行为: 弯曲, 扭折, 剪切, 晶粒撕裂, 板条束变形

Fig.7 Spheroidization behavior of lath O: (a-c) bending, (d-f) kinking, (g-i) shearing, (j-l) grain tearing, and (m-o) packets deformation

综上所述，最终计算得到初始样、1 道次和 3 道次变形试样硬度的预测值与实测值见表 2，二者的偏差在 10%左右，表明该硬化模型能够较好地预测 Ti₂AlNb 基合金等温多向锻造变形过程中硬度的变化趋势。1 道次变形试样相比于初始样硬度的大幅度提高主要来源于晶界和位错硬化，3 道次变形后合金的显微硬度最高，虽然同等条件下，对于 Ti₂AlNb 合金中板条 O 相硬度要明显高于等轴 O 相^[1]，但此时试样内部组织细化程度显著，晶界硬化机制提供的硬度增量高达 2869.7 MPa (292.83 HV)。3 道次变形试样中细小等轴 O 相含量高达 68.84%，此时合金具有最高的维氏硬度，其值为 4125.2 MPa (420.94 HV)，较初始样提高了 1014.8 MPa (103.55 HV)，其中晶界硬化机制的贡献占比为 64%。图 8 所示为变形前后试样中不同硬化机制贡献的比较。结果表明，随变形道次的增加，晶界硬化机制的贡献占比不断提高，而位错硬化机制在 1 道次变形后增幅较缓，这与变形过程中再结晶程度的增加有关。通过硬化模型计算得到的预测值和实测值偏差原因有：一方面，该硬化模型在预测 ΔHV_{GB} 时 d 值是合金平均晶粒尺寸，未考虑变形过程中粗大板条 O 相形态变化的影响；另一方面， ΔHV_{GB} 项中 α 取 1/2 是基于 Hall-Petch 关系中传统位错堆积理论的前提假设：材料的弹性性质是均匀的。然而由强化 O 相和

B2 基体相组成的双相组织显然与这一假设不符，已有文献针对弹性不匹配相间界面位错的相互作用，提出了 Hall-Petch 关系式中指数 α 的修正公式^[29]：

$$\alpha = \frac{2}{\pi} \arcsin\left(\sqrt{\frac{1-\kappa}{2}}\right) \quad (5)$$

对于剪切模量分别为 G_O 、 G_{B2} 的 O 和 B2 的两相组织， $\kappa=(G_O-G_{B2})/(G_O+G_{B2})$ ，定性分析得到 α 应小于 1/2。由 EBSD 结果可知初始样和 3 道次试样平均晶粒尺寸分别为 1.51 和 0.18 μm ，因此，初始样的硬度预测值偏小，而 3 道次试样的硬度预测值偏大，与图 8 结果相符。

3 结 论

1) MIF 变形前后试样中 α_2 相含量很低，随着变形道次的增加，O 相总体积分数增大，原始组织中板条 O 相破碎球化至等轴态，初生等轴 O 相由 1.95 μm 细化至 3 道次的 1.3 μm ，这个过程先后经历了动态机械破碎和动态再结晶 2 种细化机制。O 相完全球化多发生于变形度较大的 3 道次下，该阶段动态再结晶机制起主导作用。

2) 板条 O 相动态球化过程发生的弯曲和扭折变形机制可简单归纳为：板条折弯、O 相解离和 O 相球化，剪切变形和晶粒撕裂变形经历了 O/O 相界分离、B2 相嵌入、O 相分离和 O 相球化，这 4 种变形行为可同时出现在 3 道次下的板条束动态球化过程中。

3) MIF 工艺下 Ti₂AlNb 合金硬度的变化主要由位错硬化、晶界硬化和第二相硬化 3 种机制决定。随变形道次的增加，晶界硬化机制的贡献占比不断提高，而位错硬化机制在 1 道次变形后增幅较缓。3 道次变形试样中细小等轴 O 相含量高达 68.84%，此时合金具有最高的维氏硬度，其值为 4125.2 MPa (420.94 HV)，较初始样提高了 1014.8 MPa (103.55 HV)，其中晶界硬化机制的贡献占比为 64%。

表 2 MIF 变形前后试样硬度的预测值和实测值对比

Table 2 Comparison between calculated and measured of sample hardness values before and after different MIF cycles of deformation

Sample	Calculated value/ $\times 9.8$ MPa	Measured value/ $\times 9.8$ MPa	$ HV-HV' /HV/\%$
As-received	281.24	317.39	11.39
1 cycle	372.12	413.15	9.93
3 cycles	457.36	420.94	8.65

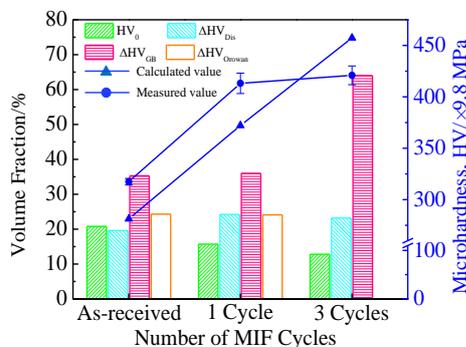


图 8 MIF Ti₂AlNb 合金各硬化机制对硬度的贡献占比

Fig.8 Contribution of each hardening mechanism to the hardness for the MIF-processed Ti₂AlNb alloy

参考文献 References

[1] Kushagra G, Neha S. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2021, 74(8): 1839
 [2] Shen Jun(沈 军), Feng Aihan(冯艾寒). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2013, 49(11): 1286
 [3] Zhang H Y, Yan N, Liang H Y *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 80(21): 203
 [4] Wang W, Zeng W D, Xue C *et al. Intermetallics*[J], 2015, 56: 79
 [5] Zhang S Z, Zhang C J, Du Z X *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 642: 16
 [6] Kawasaki M, Figueiredo R B. *Langdon Terence G, Materials*

- Science Forum*[J], 2021, 1016: 3
- [7] Yang J L, Wang G F, Park J M *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 151: 129
- [8] Sui X C, Wang G F, Liu Q *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 876: 160 110
- [9] Salishchev G A, Valiakmetov O R, Galeyev R M. *Journal of Materials Science*[J], 1993, 28(11): 2898
- [10] Valiev R Z, Estrin Y, Horita Z J *et al. JOM*[J], 2016, 68(4): 1216
- [11] Chen Zhuo(陈卓). *Research on Microstructure and Mechanical Properties of Ti₂AlNb -based Alloy Fabricated by Multiple Isothermal Forging*(Ti₂AlNb 基合金多向等温锻造组织与力学性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013
- [12] Kushagra G, Neha S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 41: 951
- [13] Zhang H Y, Zhang Y R, Liang H Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 846: 156 458
- [14] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Shao Yitao(邵一涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 398
- [15] Huang Z S, Lin P, Shen J. *Materials at High Temperatures*[J], 2021, 38(2): 103
- [16] Kim J Y, Park K T, Shim I O *et al. Materials Transactions*[J], 2008, 49(1): 215
- [17] Zhao Q, Lv M Q, Cui Z S. *Intermetallics*[J], 2021, 138: 107 302
- [18] Zhang H Y, Li C, Ma Z Q *et al. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*[J], 2018, 25(10): 1191
- [19] Xiong B M, Liu K, Wang Z J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30(11): 8598
- [20] Xue C, Zeng W D, Wang W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 573: 183
- [21] Huang Y, Liu Y, Zhang Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 842: 155 794
- [22] Zhang P, Li S X, Zhang Z F. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 529: 62
- [23] Luo P, Hu Q, Wu X. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47: 1922
- [24] Sun W T, Qiao X G, Zheng M Y *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 151: 260
- [25] Emura S, Hagiwara M, Yang S J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(9): 2971
- [26] Wang Xue(王雪), Wang Mingmin(王明明), Jiao Aofei(焦奥飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4123
- [27] Dyakonov G S, Mironov S, Semenova I P *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 701: 289
- [28] Tang L, Zhao Y, Islamgaliev R K *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 670: 280
- [29] Friedman L H, Chrzan D. *Physical Review Letters*[J], 1998, 81(13): 2715

Spheroidization Behavior and Hardening Mechanism of the Lath Ti₂AlNb Alloy During Multi-directional Isothermal Forging

Li Ping, Huang Xiaoyu, Liu Le, Guo Shenghua, Xue Kemin

(School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China)

Abstract: Multidirectional isothermal forging (MIF) experiments of Ti₂AlNb alloy was carried at 800 °C. The microstructure evolution and hardness of the alloy under different deformation cycles were quantitatively analyzed by SEM, XRD, EBSD and hardness testing. The dynamic spheroidization behavior of the lath O and alloy hardening mechanism was revealed. The results show that as the number of deformation cycles increases, the initial coarse lath O has undergone two refinement mechanisms, namely dynamic mechanical breaking and dynamic recrystallization. The globalization of the lath mainly occurs in 3 cycles deformation process. The dynamic spheroidization process is accompanied by four deformation behaviors: bending, kinking, shearing and grain tearing. The mechanism of the latter two types of deformation can be summarized as: O/O phase boundary separation, penetration of B2 phase, O phase separation and O phase spheroidization. The initial lath O phase is refined to 1.3 μm equiaxed structure, and the percentages of fine equiaxed O phase is as high as 68.84% after 3 cycles of MIF. At this time, the hardness of the alloy is 103.55HV (1014.79 MPa) higher than that of the initial sample, and the contribution of grain boundary hardening mechanism is 64%.

Key words: multi-directional isothermal forging; Ti₂AlNb alloy; lath O phase; dynamic spheroidisation; hardening model

Corresponding author: Xue Kemin, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, P. R. China, E-mail: xuekm0721@sina.com