

锻造变形对 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本钛合金组织性能演化的影响研究

张元东¹, 赵张龙¹, 曹 胜¹, 冯凯凯², 李 璞², 查小晖², 李 倩³, 辛社伟³

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 中国航发湖南动力机械研究所 发动机研发部, 湖南 株洲 412002)

(3. 西北有色金属研究院 钛合金研究所, 陕西 西安 710016)

摘要: 进行了 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本钛合金不同锻造参数下微观组织与拉伸性能演化的分析研究, 发现合金在不同锻造参数下的组织性能之间存在明显关联。结果表明: 合金在两相区锻造时, 组织中等轴初生 α 相 (α_p) 含量随温度升高逐渐降低、尺寸减小, 抗拉强度和塑性略有波动; 随锻造变形量增大, 组织中 α_p 相形态发生明显改变, 合金抗拉强度和塑性稳定性较好, α_p 相内部呈现出连续的取向差累积, 促进了球化和再结晶, β 相在变形力作用下取向逐渐转变为 Cube 织构 $\{001\}<100>$ 。在单相区锻造时, 原始 α_p 相完全消失, β 晶粒粗大, 长条状晶界 α 相 (α_{GB}) 析出, 晶内次生 α 相 (α_s) 增多, 合金拉伸塑性急剧下降。组织内可协调变形的等轴 α_p 相和显著提高强度的纳米级 α_s 相的共存可同时实现高强度和高韧性, 使得合金在两相区锻造能够获得更好的力学性能, 而 β 粗晶是造成合金单相区锻造后塑性下降的主要原因, 试样拉伸断裂机制从两相区锻造变形后的单一韧窝断裂转变为 β 单相区锻造后的解理-韧窝混合断裂。

关键词: 低成本钛合金; 锻造工艺; 微观组织; 力学性能; 断裂机制

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2325-11

1 引言

钛合金因其高比强度、优异的耐高温和耐腐蚀性能, 被广泛应用于航空航天、石油化工、汽车船舶等领域^[1-4]。然而, 相比传统材料, 高昂的生产成本限制了钛合金更为广泛的应用, 因此高性能低成本钛合金的开发和应用成为当前研究的热点^[5-9]。目前, 降低钛合金成本的途径主要有2种: 一种是采用 Fe、Cr、Mn 等廉价合金元素替代 V、Zr、Nb 等昂贵元素以降低原材料成本, 另一种是通过优化合金热加工工艺以提高成材率^[10]。从廉价合金元素着手, 美国开发了 Timetal 62S、Timetal LCB、ATI 425、Timetal 5111 等一系列低成本钛合金, 我国也相继研制出 Ti8LC、Ti12LC、Ti-5322 等低成本钛合金, 并在工业上得到应用; 日本在考虑廉价合金元素的同时, 还添加了一些间隙元素(如 O、N、H 等), 成功研制了 Ti-X(Ti-Fe-O-N)、SP-700、DAT52F 等低成本钛合金^[11-12]。为获得力学性能优异的钛合金产品, 通常需要进行锻造、轧制等热变形以及后续固溶、时效等热处理。相关研究表明^[13-15], 在原有 Ti-Al-V 系合金中通过添加廉价 Fe 元素代替 V 元素, 可以有效地降低合金成本同时减小流变抗力, 但会降

低合金的相变点, 缩短 $(\alpha+\beta)$ 相域的温度区间。由于钛合金本身热加工窗口窄, 其变形微观组织强烈依赖于工艺参数, 且在高温变形及热处理过程中往往伴随着复杂的微观组织演变, 显著影响着合金力学性能。因此, 有必要深入了解低成本钛合金在锻造变形过程中的微观组织与力学性能演化, 以指导低成本钛合金的进一步工程化应用。

在低成本钛合金的锻造热变形研究方面, 骆良顺等^[7]采用真空非自耗熔炼炉制备了低成本 Ti-6Al-2.5V-1.5Fe-0.15O 合金, 基于热压缩实验数据构建了考虑应变量的 Arrhenius 本构方程和热加工图, 并结合热变形微观组织确定了该合金适宜的热加工区间。刘畅等^[16]对锻态 Ti-3Al-3.5Fe-0.1B 合金进行了不同制度的热处理, 发现经双重退火后, 亚稳 β 相分解成尺寸细小且弥散分布的次生 α 相, 同时组织中存在等轴 α 相, 合金强度和塑性均得到提高, 具有优异的强韧匹配性。Yang 等^[17]研究了低成本 Ti-5.5Al-1Fe-3.5Cr-3.2Zr-0.2Si 合金在热强力旋压及热处理后的组织和力学性能演变, 发现旋压试样经 550 °C 不超过 4 h 短时低温退火后表现出良好的强度和塑性平衡, 归因于变形 α 相的大塑性诱导低温球化和变形 β 相中纳米级 α 相的析出。Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 是一种

通过 Fe 和 Mo 廉价元素完全代替 V、Zr、Nb 等昂贵元素的低成本钛合金, Fe 含量不超过 2% 是由于较高的 Fe 含量在凝固过程中会导致偏析, 为充分提高合金综合性能, 该合金中添加了较多的 Mo 元素; Mo、Fe 元素均为强 β 稳定元素, 其添加会显著改变合金组织中 α/β 相的含量以及形态分布^[18-20]。从前述研究中可以看出, 即使是对于同种钛合金, 在不同的热加工条件下, 由于获得的初生 α 相及 β 转变组织的形态、尺寸和数量分布不同, 合金力学性能也会存在差异。然而, 当前缺乏针对 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本钛合金锻造工艺参数-微观组织-力学性能之间的系统关联性研究, 在很大程度上限制着该合金的进一步推广应用。

因此, 本研究以 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本钛合金为研究对象, 通过进行不同参数下的锻造工艺试验, 分析合金微观组织与力学性能演化规律, 揭示锻造变形对合金微观组织和拉伸性能演化的影响机制, 为 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 低成本合金锻造工艺组织性能调控和工程化应用提供理论基础与试验依据。

2 实验

实验所使用的材料为 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 合金锻态棒材, 其主要化学成分如下表 1 所示, 采用 Mo、Fe 元素替代昂贵的 V、Nb 等合金元素, 降低了合金的生产成本。经金相法测定该合金的相变点为 (910 ± 5) °C, 经计算合金的 Mo 当量 $[Mo]_{eq}$ 为 5.85wt%^[21], 是典型的 $\alpha+\beta$ 两相钛合金。棒材原始微观组织如图 1 所示, 可见组织主要由平均尺寸约为 4.5 μm 的等轴初生 α 相 (α_p) 与 β 转变组织 (β_t) 组成, α_p 相均匀分布在 β 基体上。

锻造实验流程如图 2a 所示, 将 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 钛合金坯料加工为尺寸 70 mm \times 45 mm \times 45 mm 的长方体

表 1 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe titanium alloy (wt%)

Al	Mo	Fe	C	N	H	O	Ti	Bal.
5.00	6.65	1.62	0.012	0.007	0.0016	0.10		

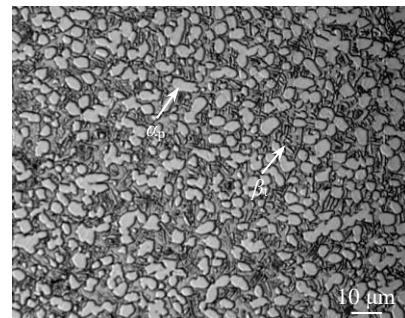


图 1 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 钛合金原始微观组织

Fig.1 Initial microstructure of Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe titanium alloy

试样, 在螺旋压力机上沿试样高度方向进行锻造变形, 锻造温度范围为 830~950 °C、变形量为 20%~60%。锻后采用标准热处理制度 (780 °C/1 h, AC+560 °C/6 h, AC) 处理试样, 以充分提高合金性能。

为分析合金锻造变形后的微观组织和力学性能变化, 对锻后试样进行金相观察和拉伸性能测试, 如图 2b 所示。经砂纸打磨和机械抛光后, 使用 3% 氢氟酸、6% 硝酸和 91% 蒸馏水的 Kroll 试剂对金相试样表面进行腐蚀, 通过 OLYMPUS GX71 型金相显微镜以及扫描电子显微镜观察不同锻造工艺参数下的微观组织。采用 6% 高氯酸、30% 正丁醇和 64% 甲醇的电解液对试样待观察表面进行电解抛光, 电解电压设置为 40 V, 电解时间为

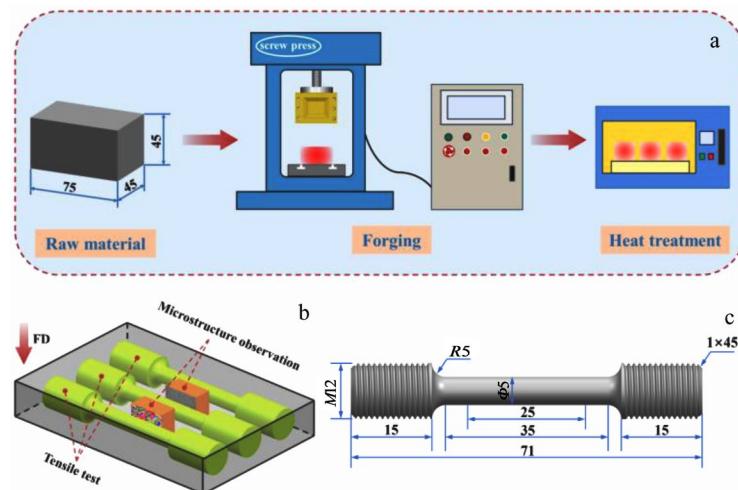


图 2 锻造工艺实验过程和锻后试样取样位置示意图以及拉伸试样尺寸

Fig.2 Schematic diagram of the forging experimental process (a) and the sampling position of sample after forging (b); dimensions of the tensile sample (c)

10 s。使用配备EBSD探头的ZEISS Gemini 500场发射扫描电子显微镜拍摄EBSD图像,获得的EBSD数据通过HKLChannel 5软件进行分析。拉伸试验在ETM105D电子万能试验机上进行,拉伸试样标距长度为25 mm,直径为5 mm(图2c)。试验结束后,在SEM下观察断裂试样的断口形貌。使用5%高氯酸乙醇电解液对拉伸后的试样断口位置进行减薄,电解电压为20 V,温度为-30 °C,在Tecnai F30 G2型场发射透射电子显微镜上进行观察,分析微观组织对性能的影响机制。

3 结果与讨论

3.1 锻造变形对组织和性能的影响

图3为Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe低成本合金在不同温度锻造后的微观组织。从图3中可以看出锻造温度对合金微观组织有显著影响。在 $\alpha+\beta$ 两相区锻造,合金组织(图3a)中 α_p 相弥散分布于 β 基体上,主要呈等轴状,部分 α_p 相受变形影响被拉长而呈短棒状,少数发生扭曲和破碎而呈球状。随着锻造温度的升高,合金组织相界面扩散能力增强, α/β 相变驱动力增大, α 相不断向 β 相发生动态转变,导致 α_p 相的体积分数逐渐降低, α_p 相的平均尺寸也有所减小^[22-24]。当温度达到890 °C时,接近合金相变点,组织中 α_p 相含量减少显著(图3b)。图中可以看出 β 晶界上析出细小晶界 α 相(α_{GB}),大多呈断续状。 β 晶粒的长大受到 α_p 相的阻碍,因而尺寸不大,但在变形力作用下被压扁。

在 β 单相区锻造时,合金微观组织发生了明显变化,如图3c和图3d所示。合金组织内 β 晶粒粗大, α_p 相完全

溶解, α_{GB} 沿 β 晶界析出明显,同时晶内析出细小弥散的次生 α 相(α_s)。 β 晶界清晰完整、形状规则,晶界处存在再结晶晶粒。由于缺乏 α_p 相的钉扎效应,高温作用下的合金元素在 β 晶粒中扩散加速,导致 β 晶粒快速长大。随着温度进一步升高至950 °C,再结晶晶粒数量增多且部分发生长大和融合。在 β 单相区锻造后组织中均可观察到被压扁拉长的 β 晶粒,这是由于粗晶组织的协调变形能力较差所导致^[25-26]。

图4为Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe合金在不同变形量下锻造后的微观组织。从图4中可以看出,随着变形量的增大,合金组织变化并不明显,主要表现为 α 相形态和析出行为上的差异, α_p 相含量变化不大。当变形量为20%时,如图4a所示,等轴 α_p 相均匀分布于 β 基体上,条状 α_{GB} 相沿晶界析出,部分呈连续状,表明20%变形量下组织变形程度较小, α_{GB} 未得到充分破碎。此外,由于小变形量下合金内部储存的能量低,再结晶晶粒形核少甚至难以发生,因此在组织中未观察到明显的动态再结晶现象。当变形量为40%时,如图4b所示, β 晶粒扁平化取向明显, α_{GB} 得到有效破碎。变形量继续增大至60%,如图4c所示, α_{GB} 相破碎明显,呈断续状沿 β 晶界分布。同时在晶界处可观察到少量细小再结晶晶粒,这与组织内部位错密度增大,位错在晶界处发生缠绕、塞积导致变形储能增加有关^[27]。此外,在变形力作用下,短棒状 α_p 相和条状 α_{GB} 相发生扭曲、破碎而球化,且随变形量增大,球状 α_p 相尺寸更小。

对不同温度下锻造并经标准热处理后的Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe合金进行了室温拉伸试验,其测试结果如图

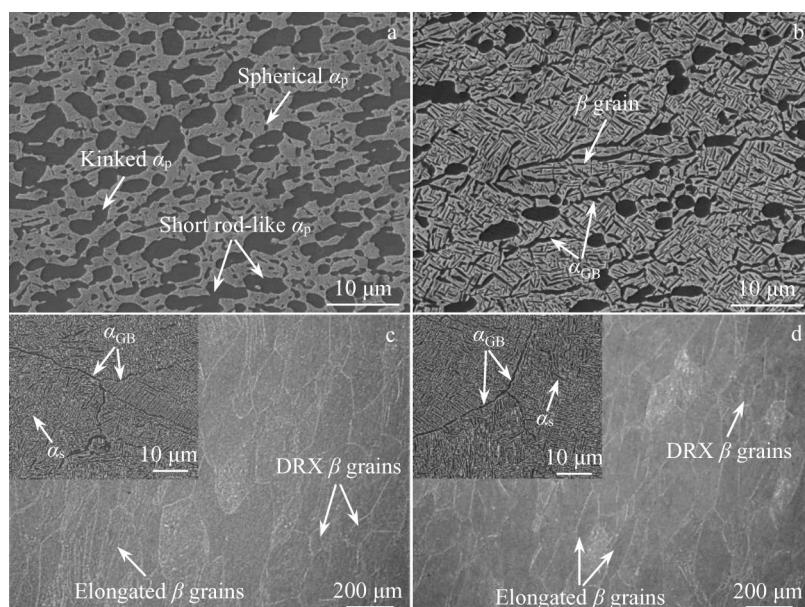


图3 合金在变形量40%、不同锻造温度锻造及热处理后的微观组织

Fig.3 Microstructures of the alloy after forging and heat treatment at different forging temperatures with the deformation of 40%: (a) 830 °C, (b) 890 °C, (c) 920 °C, and (d) 950 °C

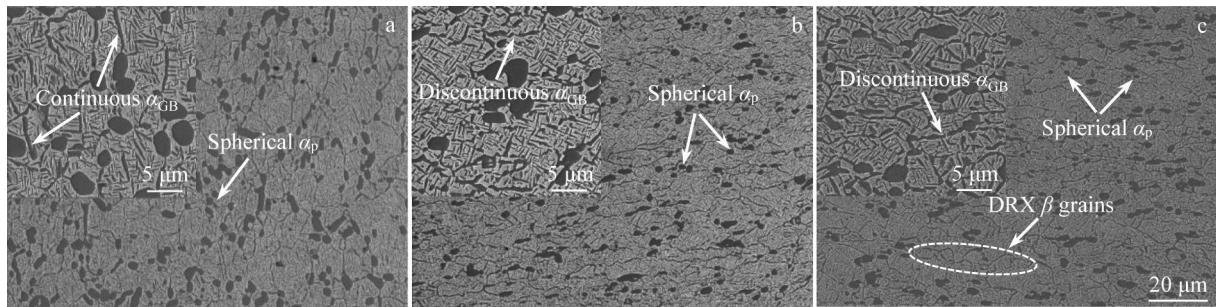


图 4 合金在锻造温度 890 °C、不同变形量锻造及热处理后的微观组织

Fig.4 Microstructures of the alloy after forging and heat treatment with different deformations at the forging temperature of 890 °C: (a) 20%, (b) 40%, and (c) 60%

5 所示。观察拉伸曲线可以发现 (图 5a), 经不同温度锻造的合金, 强度相差不大, 抗拉强度稳定在 1150~1200 MPa, 屈服强度稳定在 1090~1050 MPa。合金的塑性表现出较大的差异, 两相区锻造下, 拉伸曲线上存在明显的应力值下降段, 对应着拉伸变形过程中的颈缩阶段; 而单相区锻造下, 拉伸曲线上应力值下降段很短甚至消失, 表明合金可能未发生明显颈缩。图 5b 和图 5c 为合金在不同锻造温度下的极限抗拉强度、屈服强度、伸长率、断面收缩率以及 α_p 相含量变化。当锻造温度低于相变点时, 随温度升高, 合金的屈服强度和抗拉强度逐渐降低, 伸长率和断面收缩率略有增大, 这可能与合金组织中 α_p 相含

量变化有关, α 相为密排六方结构, 滑移系数量要少于 β 相, 在变形时为“硬相”, 对位错有较强的阻碍作用^[28], 因此 α_p 相含量的下降会造成合金强度损失。

锻造温度高于相变点时, 合金强度变化不大, 合金的塑性指标明显低于两相区。锻造温度从 830 °C 升高至 920 °C, 合金断面收缩率由 49% 降低至 17%, 表明合金断面收缩率对锻造温度敏感。费跃等^[29]在研究低成本 Ti-Al-Mo-Cr-Zr 系钛合金时同样发现了这个问题, 这可能与较高温度下, β 晶粒发生快速长大成为粗晶有关。当锻造温度从 920 °C 升高至 950 °C 时, β 相动态再结晶程度增大, 合金组织平均晶粒尺寸减小且均匀性提高, 细晶

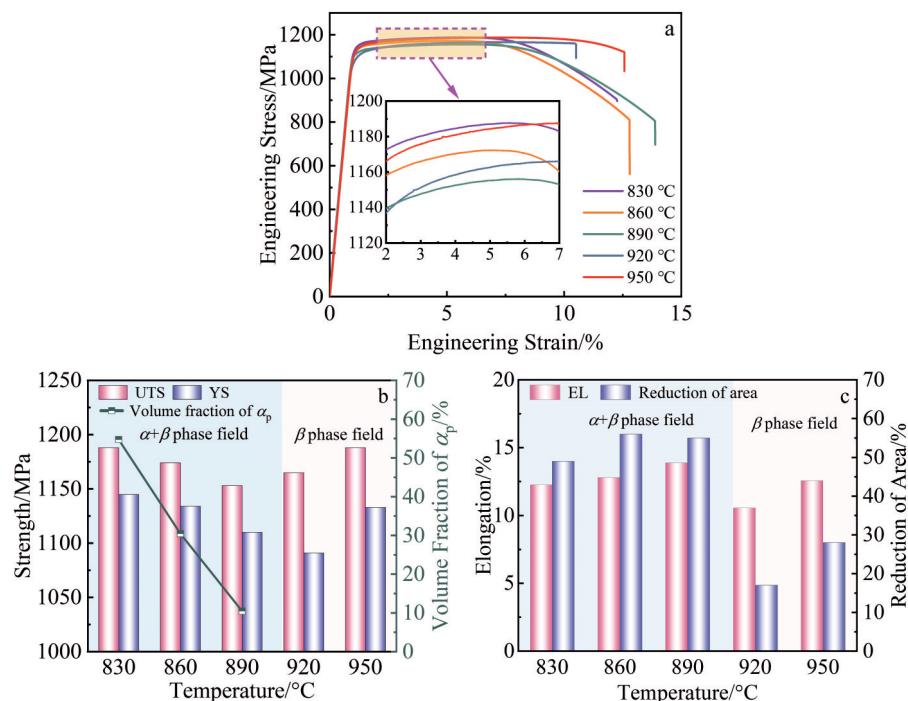


图 5 合金在变形量 60%、不同锻造温度锻造及热处理后的室温拉伸性能变化

Fig.5 Room temperature tensile properties of the alloy after forging and heat treatment at different forging temperatures with the deformation of 60%: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) yield strength, ultimate tensile strength, and volume fraction of α_p phase; (c) elongation and reduction of area

强化作用增强,因此合金的强度和塑性稍微有所提高。

图6为Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe合金在不同变形量下锻造并经标准热处理后的室温拉伸性能测试结果。从图6中可以看出,经不同变形量下锻造的合金试样,强度和塑性均表现良好且非常稳定,这可能与不同变形量下 α_p 相含量变化不大有关。综合上述分析可知,变形量对锻态Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe合金的室温拉伸性能影响不大,而锻造温度对合金的室温塑性影响较大,尤其是在单相区进行锻造时,合金塑性会发生显著下降。

3.2 不同锻造变形参数下的微观组织演变机制

为进一步分析Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe合金在不同锻造工艺参数下合金内部的微观结构演变,图7给出了不同锻造变形温度下的晶粒取向(IPF)、核平均取向差(KAM)和KAM分布。图中灰色线表示小角度晶界(LAGBs, $2^\circ < \theta \leq 15^\circ$),黑色线表示大角度晶界(HAGBs, $\theta > 15^\circ$)。当变形温度从830℃(图7a)升高至860℃(图7d),合金组织中 α_p 相含量减少,析出的条状 α_{GB} 相增多。 α 相取向呈随机分布, β 相取向趋于一致。温度继续增加到920℃时(图7g),等轴 α_p 相完全消失,组织中原始 β 晶粒粗大,晶内析出弥散分布的细小 α_s 相,原始 β 晶界上析出条状 α_{GB} 相。

结合合金极图(图8)可以看出,组织内 α 相组织强度较弱,而 β 相表现出较强的组织特征。在两相区锻造

时(图8a-8b, 8g-8h),随温度升高, α 相和 β 相的组织强度增大,主要组织类型未发生改变。当温度升高至单相区(图8i、8j), α 相极图中部分极点消失,组织强度减小且分布更加弥散,这与 β 相在热处理过程中析出大量取向随机的 α 相有关。 β 相极图中显示出合金从单一的Cube组织{001}<100>转变为混合组织,最大组织强度从20.12下降至11.26。

KAM可以反映材料微观区域内的位错密度及应变分布状态,其值越大,表明位错密度越高以及非均匀变形越显著^[30]。由图7b、7e和7h可知,合金两相区锻造时,位错密度在整个微观组织中分布并不均匀,低位错密度区域分布于晶粒或亚晶内部,高位错密度区域主要集中在 α_p 相内形成的亚晶界附近,这表明 α_p 相的球化与再结晶消耗了大量变形畸变能,有效降低了位错密度;单相区锻造时,KAM图像显示出位错在原始 β 晶界处仍偏聚。此外,随变形温度升高,合金的平均KAM值从0.35°逐渐增大至1.03°(图7c、7f、7i),表明温度促进了位错的运动与增殖,导致位错密度和非均匀变形程度逐渐增大。

图9为合金在不同变形量下的IPF图、KAM图和KAM分布图。随着变形量从20%逐渐增加至60%(图9a、9d、7d),合金组织中 α_p 相含量无明显变化,但 α_p 相的形态发生改变,由等轴状逐渐转变为沿垂直于变形力方向呈拉长状分布,且在大变形条件下,拉长状 α_p 相发生明

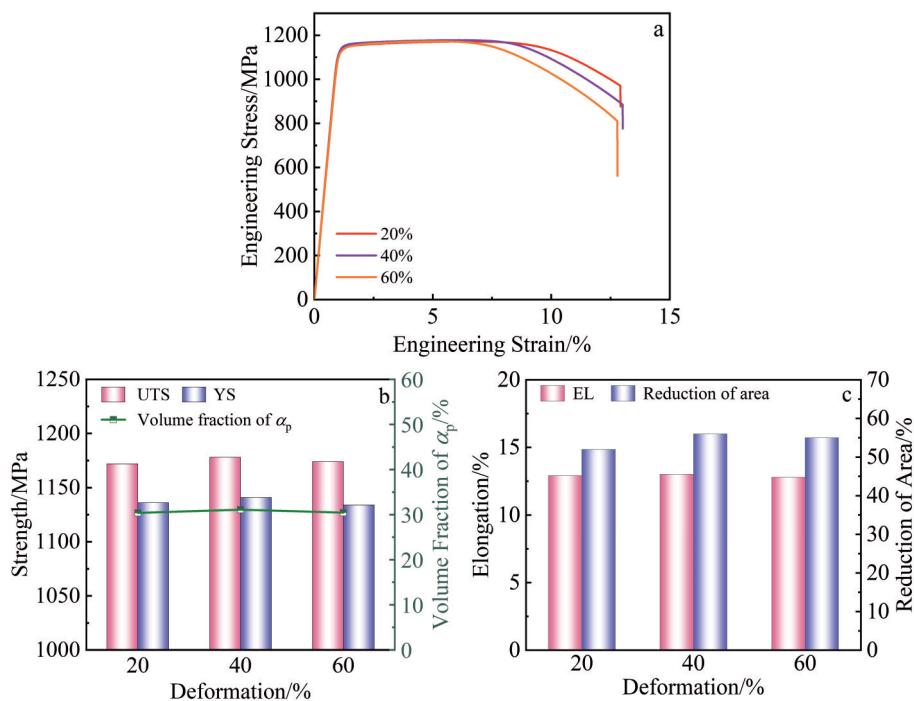


图6 合金在锻造温度860℃、不同变形量锻造及热处理后的室温拉伸性能变化

Fig.6 Room temperature tensile properties of the alloy after forging and heat treatment with different deformations at forging temperature of 860 °C: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) ultimate tensile strength, yield strength, and volume fraction of α_p phase; (c) elongation and reduction of area

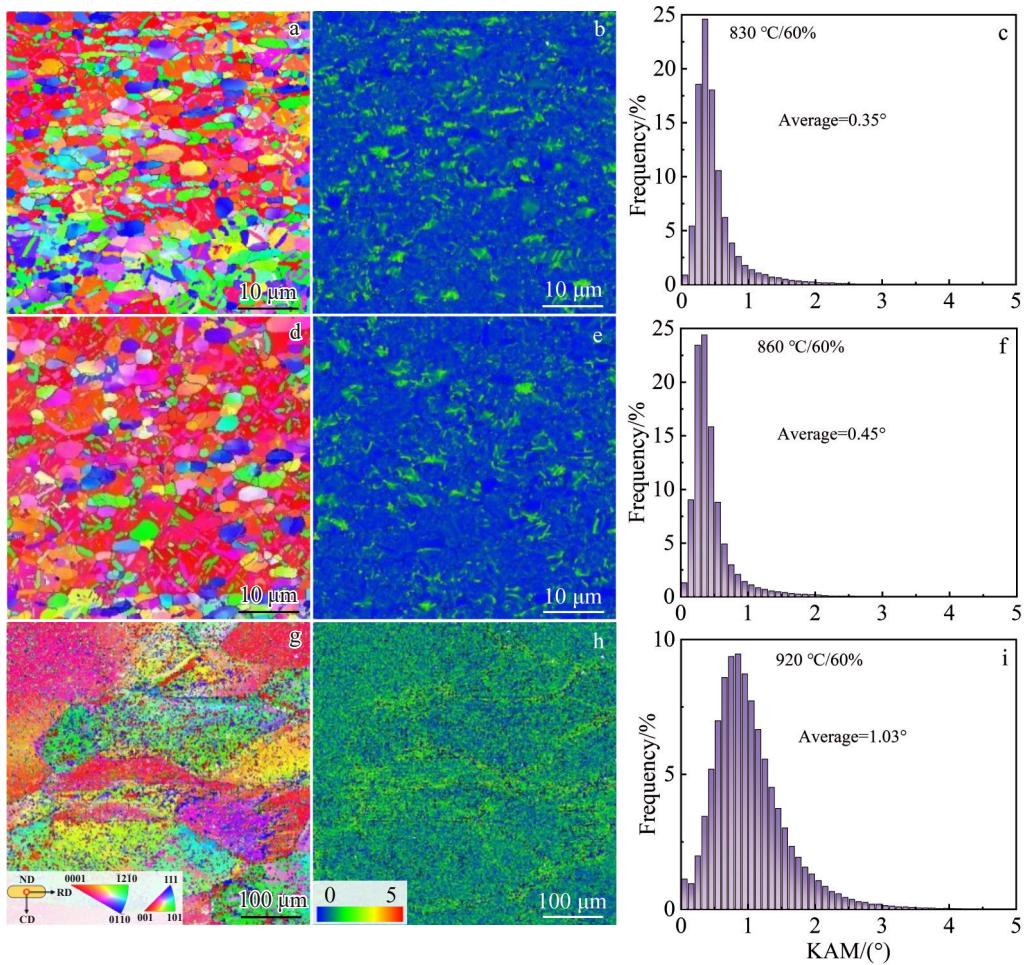


图 7 合金在变形量 60%、不同锻造温度下锻造及热处理后的 IPF 图、KAM 图和 KAM 分布图

Fig.7 IPFs (a, d, g), KAM maps (b, e, h), and KAM distribution (c, f, i) of the alloy after forging and heat treatment at different forging temperatures with the deformation of 60%: (a–c) 830 °C, (d–f) 860 °C, and (g–i) 920 °C

显破碎。由合金在不同变形量下的极图 (图 8c~8h) 可以发现, α 相和 β 相的织构密度和织构类型均随变形量的增大而发生了改变。变形量从 20% 增大至 40%, α 相中出现 $\{0001\} // ND$ 以及 $\{11\bar{2}0\} // CD$ 方向的织构, 最大织构强度从 6.05 增大至 10.02; β 相主要织构类型从 $\{1\bar{7}3\} < 112 >$ 转变为 Brass 织构 $\{110\} < 112 >$, 最大织构强度从 14.62 增大至 22.24。变形量进一步增大至 60%, α 相中 $\{0001\} // ND$ 织构消失, 最大织构强度略有下降; β 相主要织构类型转变为 Cube 织构 $\{001\} < 100 >$, 最大织构密度区域集中在 CD 轴附近, 这种 $< 100 > // CD$ 的织构是由于 β 相在变形过程中的交滑移所导致^[31]。

图 9b、9h 和 7e 中的 KAM 显示出合金在锻造变形过程中, 位错滑移优先发生在 β 基体, β 相中应变不断积累, 同时局部应变逐渐靠近 α_p/β 界面处的 α_p 相以协调整体变形。随着变形量逐渐增大至 60%, 拉长 α_p 相内由于动态回复导致位错累积重排形成小角度晶界的亚晶, 位错累积在 α_p 相亚晶界附近。如图 10 所示, α_p 相被小角度晶界或大角度晶界分割成数个部分, 亚晶内部取向差相对稳

定, 点对点取向差在亚晶界发生突变, 累积取向差呈增加趋势, 表明小角度晶界通过吸收位错和晶格旋转逐渐发展成为大角度晶界^[32~33], 促进 α_p 相的球化和再结晶; 同时球化和再结晶部位应变能的不断消耗使得合金局部应力集中得到缓解, 平均 KAM 值从 0.64° 小幅下降至 0.45° (图 9c、9f、7f)。

3.3 不同微观组织对拉伸性能的影响机制

对 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 合金不同相区下锻造后的拉伸试样断口进行扫描分析, 如图 11 所示。低于相变点锻造变形时 (860 °C), 试样宏观断口形貌上 (图 11a) 存在明显的塑性颈缩。断口整体呈杯锥形, 杯锥平面与最大切应力方向平行并与拉伸轴呈 45° 角, 断口表面比较平整, 颜色发暗无金属光泽。此外, 断面存在中心纤维区和外侧剪切唇 2 个典型区域, 纤维区所占面积大, 无明显放射区, 裂纹起源于试样内部, 逐渐向外部进行扩展从而导致断裂。图 11b 的断口形貌显示出纤维区中存在大量的韧窝, 同时还可以发现少数由于裂纹沿 α_p 相界面扩展而脱落所形成的微孔^[34]。韧窝尺寸细小且深度较深, 内部

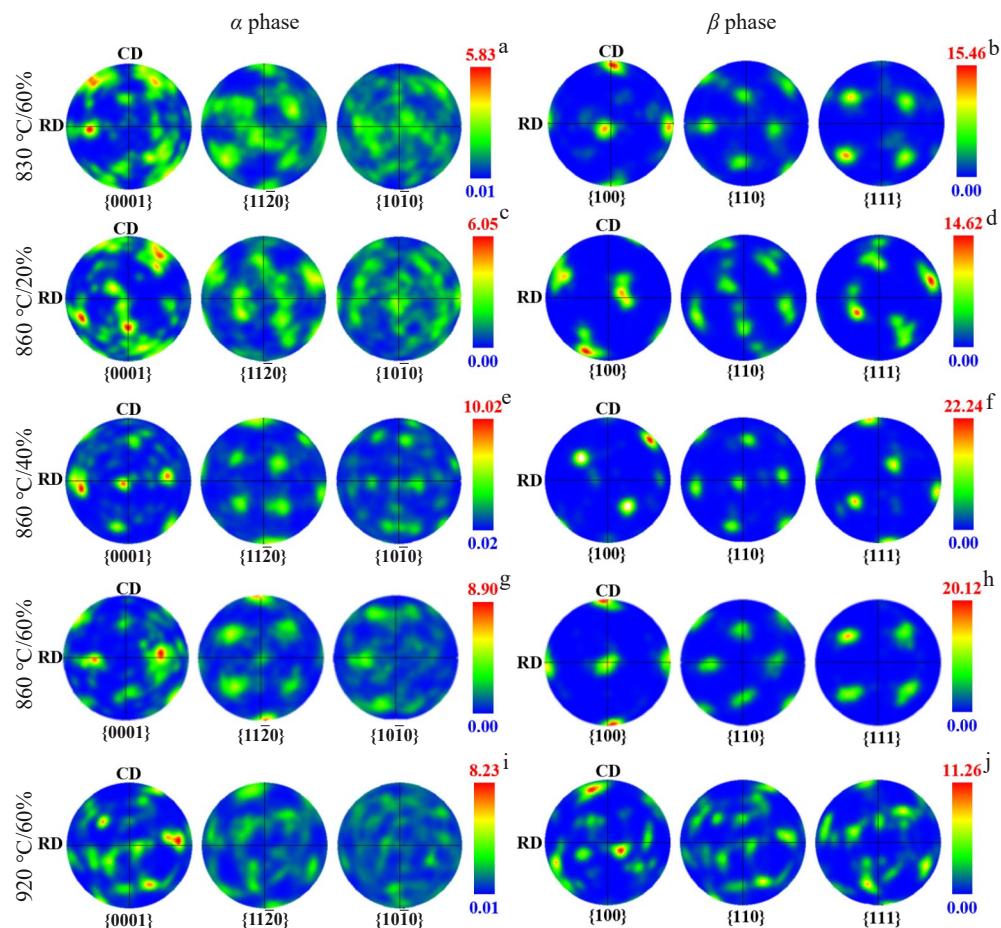
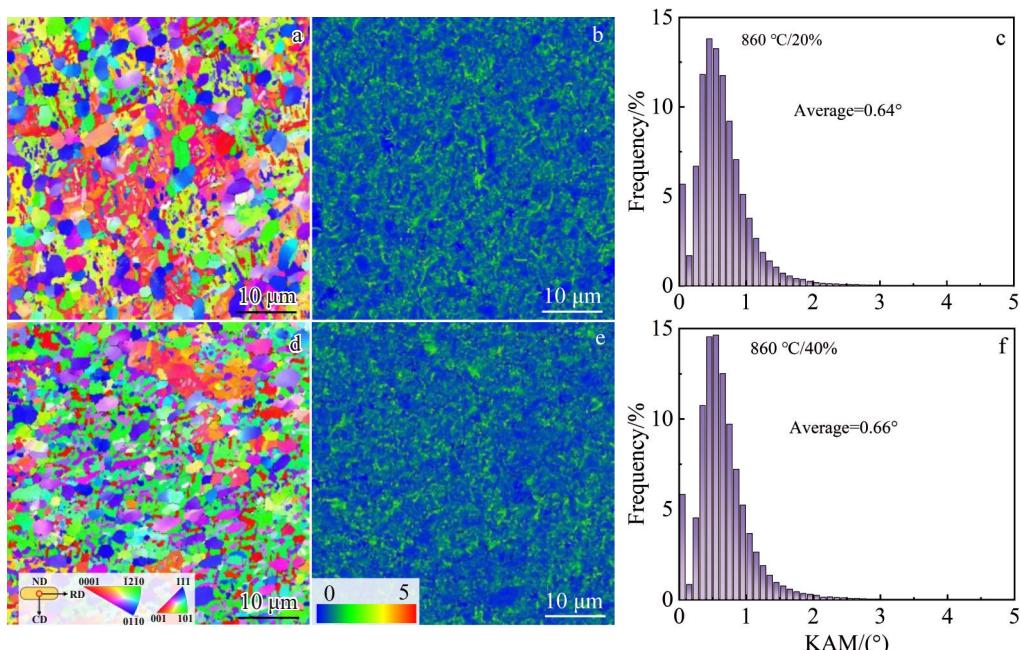
图8 合金在不同工艺参数下锻造及热处理后 α 相和 β 相的极图Fig.8 Pole figures of α phase and β phase after forging and heat treatment under different process parameters

图9 合金在锻造温度 860 °C、不同变形量下锻造及热处理后的IPF图、KAM图和KAM分布图

Fig.9 IPFs (a, d), KAM maps (b, e), and KAM distributions (c, f) of the alloy after forging and heat treatment with different deformations at the forging temperature of 860 °C: (a–c) 20% and (d–f) 40%

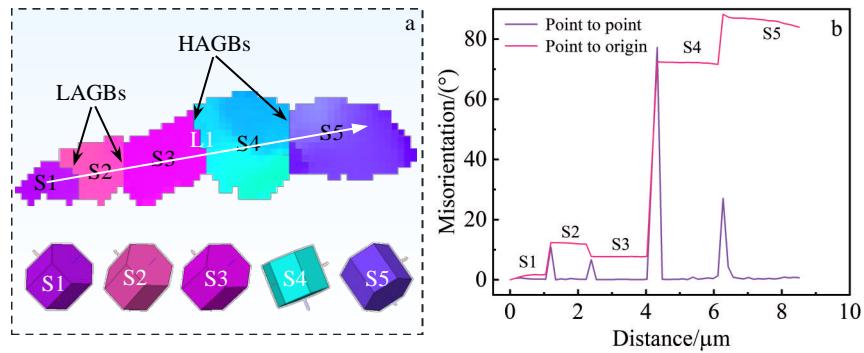


图 10 图 7d 中合金在 860 °C 变形 60% 下组织中拉长状 α 相的 IPF 图以及图 10a 中线条 L1 对应的取向变化

Fig.10 IPF of elongated α phase in the microstructure of the alloy after the deformation of 60% at 860 °C in Fig.7d (a) and orientation change corresponding to line L1 in marked Fig.10a (b)

未发现有形核质点,说明合金在两相区锻造后具有较好的延展性,呈现出韧性断裂的特征。

图 11c 给出了合金试样在相变点以上锻造变形时 (920 °C) 的宏观拉伸断口形貌,其表面起伏较大,无明显颈缩现象发生。断面上可以观察到裂纹源区、扩展区、瞬断区(剪切唇)3 部分特征区域,裂纹源起源于试样边缘,逐渐向一侧扩展,最终发生断裂而形成剪切唇。从断口形貌上比较两相区断口特征(图 11d),可以发现其韧窝分布不均匀且深度变浅,断面上可观察到明显的撕裂棱以及解理面。结合该条件下试样的伸长率结果,可知合金的断裂模式仍以韧性断裂为主,但同时表现出解理脆性断裂特征,表明单相区锻造后的合金塑性要差于两相区,这与拉伸测试结果保持一致。

图 12 为 Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe 合金室温拉伸试样断口表面附近的 TEM 照片。从图 12 中可以看出,合金室温拉伸主要变形机制是位错滑移,组织中产生了大量位错。锻造温度低于相变点时,组织中可发现呈等轴状的 α_p 相,尺寸为 2~4 μm (图 12a~12f)。合金内部存在 2 种不同尺寸的 α_s 相,呈交织排列的纳米级针状 α_s 相密集分布于 α_p 相之间,长度约为 500 nm,宽度约为 50 nm。同时少数片层状 α_s 相存在于针状 α_s 相中,长度约为 2 μm ,宽度约为 200~300 nm(图 12a 和图 12d)。在拉伸时, β 相和 α 相之间会发生协调变形, β 相中应变优先积累,同时应变逐渐从 α/β 界面向 α 相扩展,微观上表现为合金内部位错分布的不均匀^[4,35]。位错在运动过程中, β_t 内密集分布的纳米级针状 α_s 相会导致大量的 α_s/α_s 相交界面和 α/β 相界面,阻

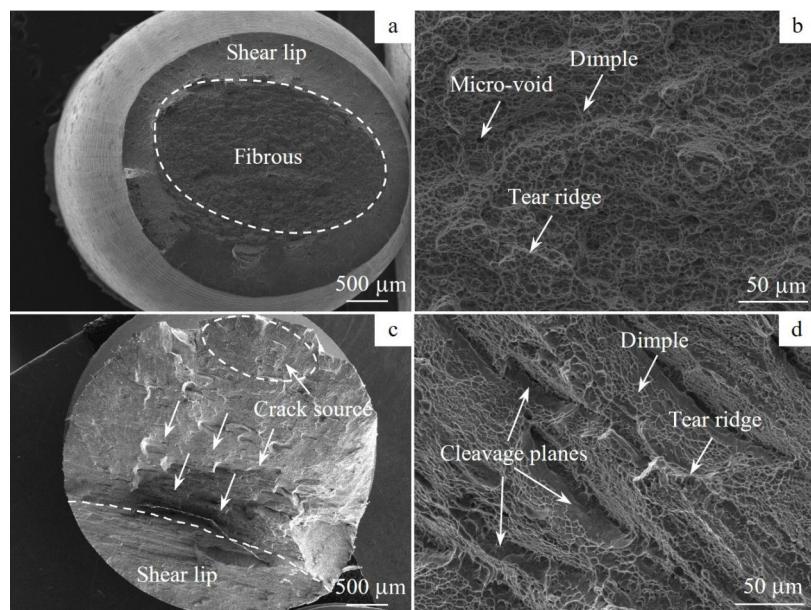


图 11 合金在变形量 60%、锻造温度 860 和 890 °C 下的室温拉伸断口形貌

Fig.11 Room temperature tensile fracture morphologies of the alloy with the deformation of 60% at the forging temperature of 860 °C (a-b) and 890 °C (c-d)

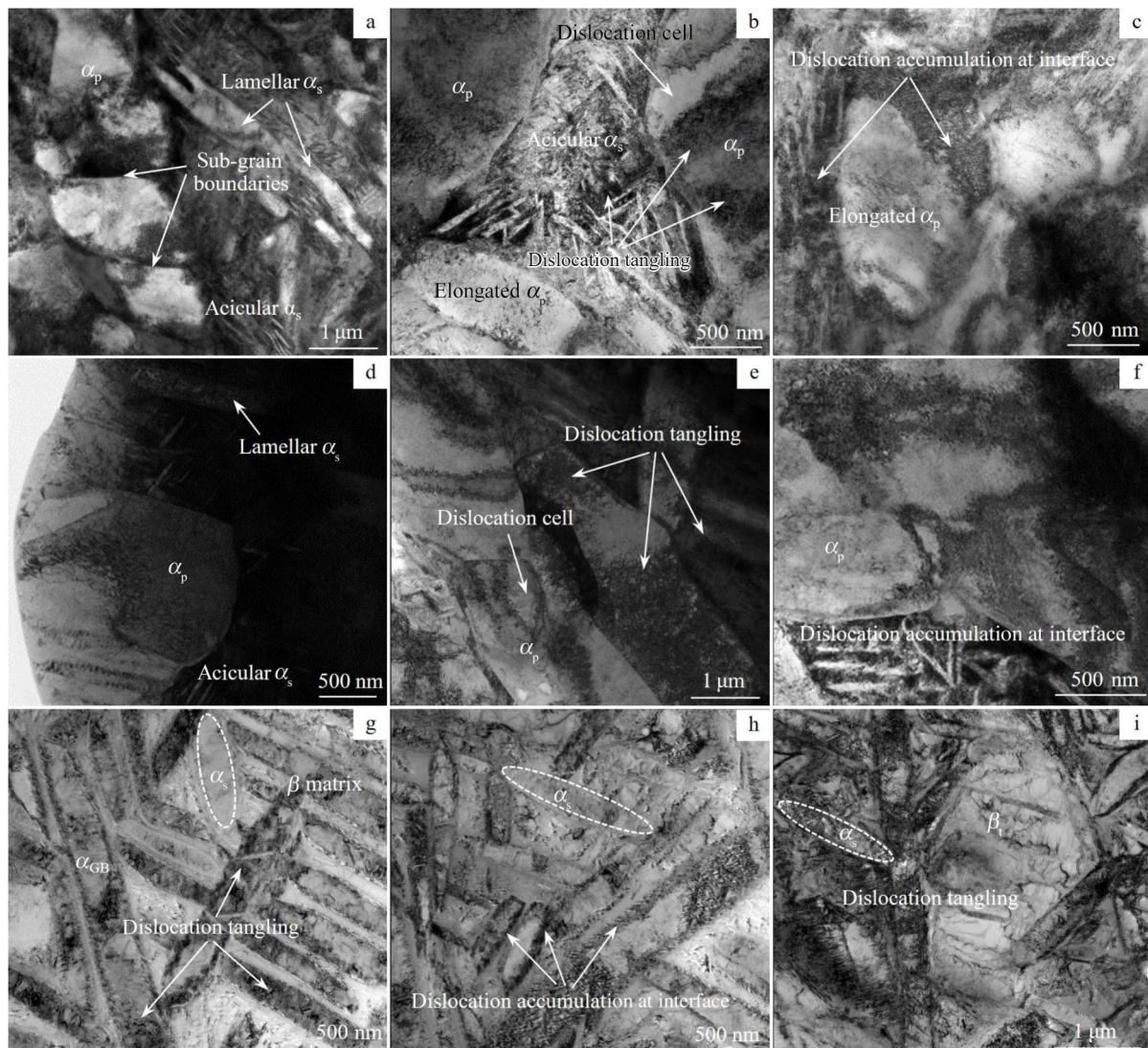


图12 合金在变形量60%、不同变形温度锻造及热处理后的拉伸试样断口表面附近的TEM照片

Fig.12 TEM images near the fracture surface of tensile specimens after forging and heat treatment with the deformation of 60% at different temperatures: (a–c) 830 °C, (d–f) 860 °C, and (g–i) 920 °C

碍了位错运动,使得位错快速塞积与缠结,从而造成局部应力集中。此外,β_i的变形会受到周围α_p相的约束,导致α_p/β_i界面处位错运动受阻而不断积累(图12c和图12f)。上述因素有效地阻挡了位错运动,使得合金强度提高,而相应地会降低合金的塑性变形能力。然而,弥散分布于β基体上的α_p相,通过内部形成亚晶(图12a)、位错胞结构(图12b和图12e)以及拉长协调变形(图12b)等,缓解了由于位错塞积所导致的局部应力集中,同时还限制了β晶粒的长大,保证了延展性,从而使合金获得了良好的强塑性协同。

当锻造温度高于相变点时,合金组织内同样形成了平衡的α+β微观结构,从图12g中可发现大量呈交织分布的层片状α_s析出相,从α_{GB}相界面逐渐向晶内生长,长度为1~2 μm,宽度约为500 nm。组织中不连续的α_{GB}相

虽有利于增加位错滑移距离,降低裂纹的扩展速率^[36],但β粗晶(图3c)和β晶粒中大量弥散分布的α_s相导致α_s/β界面处位错塞积(图12h)以及β_i内位错缠结(图12i),降低了合金塑性变形能力。根据Hall-Petch关系^[37~38],晶粒尺寸与材料强度成反比,粗大的原始β晶粒会降低合金的强度,然而α_s相交织排列形成了许多“封闭单元”,减小了位错的运动空间,对位错运动的阻碍效果更加显著^[39],起到了强化作用,保证了合金的强度。

4 结 论

- 1) 随锻造温度升高,组织中α_p相含量下降且尺寸减小,析出的条状α_{GB}相增多,合金强度略有下降,塑性呈现相反趋势;当温度高于相变点,α_p相消失,组织中原始β晶粒粗大,晶内析出细小的α_s相,同时晶界上有条状α_{GB}

相析出,合金塑性发生急剧下降。随锻造变形量增大,组织中 α_p 相形态发生改变但含量变化不大,合金强度和塑性均维持稳定。

2) 锻造温度从两相区升高至单相区, α 相组织强度减小且分布弥散, β 相组织从单一织构转变为混合织构, 合金非均匀变形程度增加。两相区变形时,当变形量从 20% 增大至 60%,等轴状 α_p 相被显著拉长,内部呈现连续的取向差累积,促进了 α_p 相的球化和再结晶; β 相取向趋于 Cube 织构 {001}<100>,最大织构强度区域集中在锻造变形压缩轴附近。

3) 合金单相区锻造下拉伸试样断口中韧窝与撕裂棱共存,失效机制由两相区下的韧窝断裂转变为解理-韧窝混合断裂。两相区锻造后组织中等轴状 α_p 相可通过内部形成亚晶、位错胞结构以及拉长变形缓解局部应力集中,使合金获得良好的强度-塑性组合;单相区锻造组织中的 β 粗晶以及晶内析出的弥散 α_s 相是造成合金塑性下降的主要原因。

参考文献 References

- [1] Zhao Yongqing(赵永庆), Wu Cong(吴 聪), Wang Huan(王 欢). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(12): 4389
- [2] Luo Lei(罗 雷), Duan Ximing(段西明), Yang Xirong(杨西荣) et al. *Materials China(中国材料进展)*[J], 2022, 41(4): 314
- [3] Wang Haojie(汪豪杰), Yang Fang(杨 芳), Guo Zhimeng(郭志猛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(2): 709
- [4] Wang Ning(王 宁), Jia Weiju(贾蔚菊), Mao Xiaonan(毛小南) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(8): 3077
- [5] Jia L, Yang M F, Chen J X et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(10): 3309
- [6] Sun Huanying(孙欢迎), Zhao Jun(赵 军), Liu Yian(刘翊安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(6): 1892
- [7] Luo Liangshun(骆良顺), Wang Fuxin(王富鑫), Wu Xiaoming(吴 晓明) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(7): 2049
- [8] Zhang Yao(张 瑶), Chang Hui(常 辉), Li Guangzhou(李 广州) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2017, 46(S1): 180
- [9] Zhao Qinyang(赵秦阳), Chen Yongnan(陈永楠), Xu Yiku(徐义 库) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2021, 31(11): 3127
- [10] Bodunrin M O, Chown L H, Omotoyinbo J A. *Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 38: 564
- [11] Zhang Xin(张 新), Liu Hongyu(刘鸿羽), Che Chang(车 恒) et al. *Foundry(铸造)*[J], 2021, 70(10): 1141
- [12] Feng Qiuyuan(冯秋元), Tong Xuewen(佟学文), Wang Jian(王 健) et al. *Materials Reports(材料导报)*[J], 2017, 31(9): 128
- [13] Liang Z, Miao J S, Brown T et al. *Scripta Materialia*[J], 2018, 157: 124
- [14] Bodunrin M O, Chown L H, Van D M J W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 791: 139622
- [15] Wan G L, Ren Z H, Guo Y H et al. *Materials Science and Technology*[J], 2023, 39(12): 1530
- [16] Liu Chang(刘 畅), Dong Yuecheng(董月成), Fang Zhigang(方志刚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(5): 1607
- [17] Yang Z Z, Xu W C, Zhang W Q et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 136: 121
- [18] Gao Y, Yang L, Fan Q B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 842: 143089
- [19] Shen J, Zhang Z H, Xie J X. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 180: 32
- [20] Kotov A D, Postnikova M N, Mosleh A O et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143245
- [21] Fan J K, Li J S, Kou H C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 682: 517
- [22] Guo B Q, Jonas J J. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 884(6): 161179
- [23] Zhang Q F, Jin M, Zhang Y S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 843: 143110
- [24] Guan H T, Fu Q, Xiang W et al. *Materials Research Express*[J], 2023, 10(4): 046503
- [25] Huang Z W, Yong P L, Zhou H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 773: 138721
- [26] Zhu L P, Pan Y, Liu Y J et al. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*[J], 2023, 30(4): 697
- [27] Lu T, Dan Z H, Li T J et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 2257
- [28] Zhu W G, Tan C S, Xiao R Y et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 57: 188
- [29] Fei Yue(费 跃), Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南) et al. *Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2013, 37(2): 186
- [30] Yang Yiting(杨怡婷), Zhao Qinyang(赵秦阳), Jia Zhiyuan(贾致远) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2023, 33(8): 2593
- [31] Xiang Biao(向 彪), Zhang Peng(张 鹏), Wang Zhoutian(王周 田). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(12): 4586
- [32] Zhang D, Dong X J, Xu Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 959: 170534
- [33] Chen K, Luo J, Han W C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 848: 156141
- [34] Zhang Qifei(张启飞), Yang Shuai(杨 帅), Liu Shujun(刘书君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(7): 2645
- [35] Zhou Y, Wang K, Li H H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 877: 145192

[36] Huang C W, Zhao Y Q, Xin S W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 682: 107

[37] Ou Meigui(欧梅桂), Xia Qifan(夏麒帆), Song Hongchao(宋洪超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(2): 638

[38] Liu Hanyuan(刘汗源). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2021, 50(1): 43

[39] Liu Zhiduo(刘知多), Zhang Haoyu(张浩宇), Zhou Ge(周舸) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2023, 52(2): 658

Effect of Forging Deformation on Evolution of Microstructure and Properties of Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe Low-Cost Titanium Alloy

Zhang Yuandong¹, Zhao Zhanglong¹, Cao Sheng¹, Feng Kaikai², Li Pu², Zha Xiaohui², Li Qian³, Xin Shewei³

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Engine Development Department, AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

(3. Titanium Alloy Research Center, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The evolution of microstructure and tensile properties of Ti-5Al-6.5Mo-1.5Fe low-cost titanium alloy under different forging parameters was studied, and it is found that there is a significant correlation between the microstructure and properties of the alloy under different forging parameters. The results show that when the alloy is forged in $\alpha+\beta$ phase region, the content and size of the equiaxed primary α phase (α_p) in the microstructure decrease gradually with increase in temperature, and the tensile strength and plasticity fluctuate slightly. As the forging deformation increases, the morphology of α_p phase in the microstructure changes obviously, and the strength and plasticity of the alloy remain stable. There is a continuous accumulation of misorientation inside the α_p phase to promote spheroidization and recrystallization. The orientation of β phase gradually transforms into the Cube texture $\{001\}<100>$ under deformation force. When forged in the single β phase region, the alloy obtains coarse original β grains, the α_p phase completely disappears, the intragranular secondary α phase (α_s) increases, the long strip grain boundary α phase (α_{GB}) precipitates, and the plasticity of the alloy drops sharply. The coexistence of equiaxed α_p phase, which can coordinate deformation, and nanoscale α_s phase, which significantly improves the strength of the alloy in the microstructure, can achieve high strength and high toughness at the same time, allowing the alloy to obtain better mechanical properties in $\alpha+\beta$ phase region. The β coarse grain is the main reason for the decrease in plasticity after forging in the single β phase region of the alloy, and the tensile fracture mechanism of the specimen changes from single dimple fracture after forging in $\alpha+\beta$ phase region to cleavage-dimple mixed fracture after forging in single β phase region.

Key words: low-cost titanium alloy; forging process; microstructure; mechanical properties; fracture mechanism

Corresponding author: Zhao Zhanglong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492642, E-mail: zlzhao@nwpu.edu.cn