

形变影响 TC4 钛合金组织和性能演变的温度依赖性

李旭敏¹, 方 峰¹, 蒋建清¹, 周雪峰¹, 侯宇鑫²

(1. 东南大学 江苏省先进金属材料高技术重点实验室, 江苏 南京 211189)

(2. 江苏天工科技股份有限公司, 江苏 句容 212400)

摘 要: 通过等应变速率高温拉伸试验, 研究了 TC4 钛合金在不同形变温度下微观组织和性能的演变行为, 着重探讨了形变对钛合金组织演化、相变的影响作用及其随温度的变化规律。结果表明, 在 $\alpha+\beta$ 两相区变形, 随形变温度升高, 峰值应力及所需应变降低。形变对微观组织演化的影响作用随形变温度变化而改变: 两相区中低温段 (900 °C 以下), 形变促进初生 α 相再结晶, 细化初生 α 相尺寸; 两相区高温段 (900 °C 以上), 形变促进次生 α 相球化, 其作用随温度升高先增强后减弱。形变影响 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变进程, 提高次生 α 相形核率, 尤以两相区中低温段变形更为显著, 从而使得片层状次生 α 相数量增加、间距明显细化。随形变温度升高, 组织中 α 相总量先下降后上升, 导致硬度先降低后升高, 耐蚀性先升高后下降。其中 900 °C 变形时, TC4 钛合金 α 相总量最少 (约 57%), 硬度略有降低而耐蚀性达到最优。

关键词: TC4 钛合金; 变形温度; 组织演变; 相变; 性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)10-3379-08

TC4 钛合金属于 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 具有良好的强塑性和优异的耐蚀性能, 广泛应用于航空航天、船舶、石油化工工业^[1-3]。TC4 钛合金的力学性能对微观组织十分敏感, 组织形态及相比例变化对材料强塑性、耐疲劳性以及耐蚀性能^[4-6]等产生重要影响。

两相区形变热处理是钛合金组织性能调控的重要手段, 通过控制变形温度、变形量、应变速率、冷却速率等工艺参数, 调整微观组织形态, 进而影响材料性能。Xiao^[7]等在形变温度 923~1023 K、应变速率 $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 条件下对 TC4 钛合金进行高温拉伸, 揭示了 TC4 钛合金是温度敏感型及应变速率依赖型合金。Ahmed 等^[8]研究了 TC4 钛合金组织随冷却速率的变化规律, 发现随冷速下降, 组织将依次发生 $\beta \rightarrow \alpha'$, $\beta \rightarrow \alpha_m$, $\beta \rightarrow \alpha$ 析出过程。

形变热处理过程中同时存在应变和温度 2 个变量, 二者存在复杂的耦合交互作用, 对材料微观组织演化产生重要影响。厘清应变和温度对显微组织的影响作用, 对于钛合金组织调控及新型形变热处理工艺研发具有重要意义。已有研究表明, 在钛合金热变形过程中, 发生动态再结晶、动态粗化等过程^[9,10]。Sargent 等^[11]通过热处理、热压缩变形系列实验研究了 TC4 钛合金的动态粗化响应过程及其高温塑性流动行为。Liu 等^[12]研究 TC4 钛合金热变形过程时发现, 变

形能够诱导快冷过程中 α 相从 β 晶粒析出, 且随应变增大, 次生 α 相比例逐渐增加。Li 等^[13]研究了 TC4 钛合金热压缩过程中发生的相变、动态再结晶、晶粒粗化、球化等物理冶金现象及其交互作用。然而, 由于应变和温度耦合作用的复杂性, 高温变形过程中形变本身对钛合金组织演变、相变的影响作用及其与温度的关系仍不清晰。

本实验以 TC4 钛合金为研究对象, 设置热处理和形变热处理两个对照组, 进行等应变速率高温拉伸试验。采用 OM、SEM、TEM、XRD 及定量分析等手段, 研究了两相区不同形变温度下 TC4 钛合金组织和性能的演变规律, 重点分析了形变温度对组织演变及 $\alpha \leftrightarrow \beta$ 相变的影响, 以期优化两相区形变热处理工艺、提升钛合金综合性能提供参考。

1 实 验

实验选取的原材料为直径 8 mm 的 TC4 退火态线材, 其主要化学成分 (质量分数, %) 和原始组织分别如表 1 和图 1 所示。经热膨胀法测定, β 转变温度为 $975 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ 。将原材料加工为两端带有 M6 螺纹的拉伸试样, 尺寸如图 2 所示。采用 CMT5105 系列电子万能试验机进行高温拉伸, 变形温度选择在 $\alpha+\beta$ 两相区。具体试验方案如下: 控制形变量为 60%、应变

收稿日期: 2018-10-17

基金项目: 国家自然科学基金 (51301038); 镇江市重点研发计划 (GZ2017011)

作者简介: 李旭敏, 女, 1994 年生, 硕士生, 东南大学材料学院, 江苏 南京 211189, 电话: 025-52091093, E-mail: xuminli_seu@163.com

表 1 TC4 钛合金化学成分
Table 1 Chemical composition of the as-received TC4 alloy (wt%)

Al	V	Fe	C	N	H	O	Ti
6.02	3.99	0.08	0.10	0.05	0.015	0.20	Bal.

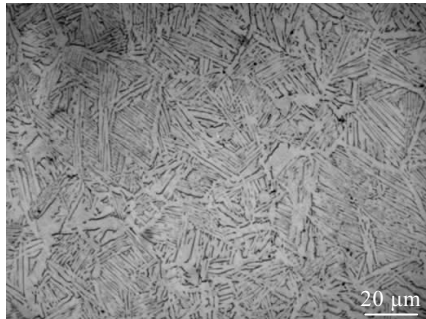


图 1 钛合金原始组织

Fig.1 Microstructure of as-received TC4 titanium alloy

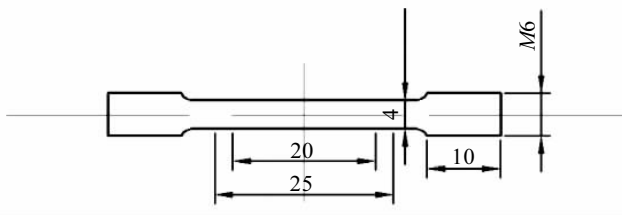


图 2 拉伸样品形状和尺寸

Fig.2 Shape and size of tensile specimens

速率为 0.025 s^{-1} ，变形温度分别为 840、870、900、930 和 960 $^{\circ}\text{C}$ ，到温后放样并保温 10 min 后进行高温拉伸，拉伸完成后立即取出空冷。

采用 Bruker-AXS X 射线衍射仪 (XRD) 对样品进行扫描，分析物相变化。样品抛磨后，采用 Kroll 试剂 (2 mL HF+6 mL HNO₃+92 mL H₂O) 进行腐蚀，腐蚀时间为 5~10 s。利用 OLYMPUS 型光学显微镜 (OM)、FEI Sirion-400 场发射扫描电镜 (SEM) 观察样品显微组织。采用 FEI Tecnai G2 T20 型透射电镜 (TEM) 分析晶粒内部位错组态。为探究变形温度与组织间的定量关系，基于金相体视学和定量学原理，采用 Image-pro Plus 和 Nano Measurer 软件对高温拉伸后 TC4 钛合金的金相组织和 SEM 组织进行定量分析。采用 FM-700 数字式显微硬度计测量试样维氏硬度。利用 CHI760G 电化学工作站测试样品在中性 NaCl 溶液 (1 mol/L) 中的耐蚀性，被测样品表面尺寸为 2 mm×5 mm。

2 实验结果

2.1 TC4 钛合金的高温变形行为

图 3 为 TC4 钛合金在变形量 60%、应变速率 0.025 s^{-1} 时，不同温度下拉伸所得的工程应力-应变曲线。由图可以看出，在初始变形阶段，材料内部位错密度急剧增加，产生加工硬化现象，导致流变应力在短时间内迅速上升，在较小应变时达到峰值应力。随应变继续增大，材料因动态回复再结晶而发生软化，流变应力逐渐下降并趋于平衡。TC4 钛合金热变形行为随变形温度变化明显：随变形温度升高，峰值流变应力显著降低 (图 4)，达到峰值应力的时间缩短。这是由于更高变形温度下，材料更容易发生动态回复再结晶，使得位错密度下降、加工硬化效应弱化，导致峰值应力下降。同时，由于高温下原子扩散速率更快，动态回复和再结晶明显加速，从而缩短了达到峰值应力的时间。

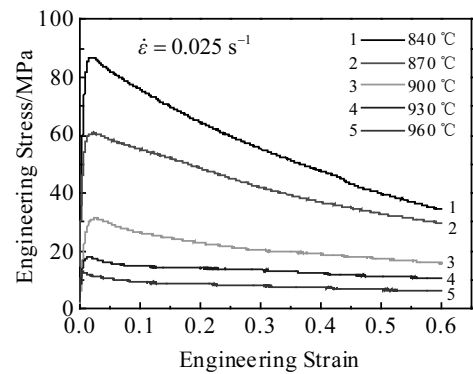


图 3 不同温度下 TC4 钛合金的工程应力-应变曲线

Fig.3 Engineering stress-strain curves of TC4 alloy deformed at different temperatures

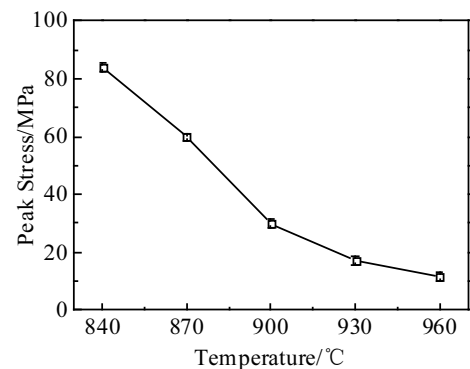


图 4 峰值应力-变形温度曲线图

Fig.4 Variation of peak stress with deformation temperature

2.2 TC4 钛合金组织演变规律

2.2.1 形变前后显微组织

图 5 为不同热处理温度下未变形 TC4 钛合金试样的显微组织。与原始组织相比，840 °C 热处理组织仍为网篮组织，此时包围着 α 集束的 α 晶界开始发生粗化。这是由于 840 °C 处于 $\alpha+\beta$ 两相区低温段， $\alpha\rightarrow\beta$ 相变量较少，此时网篮组织主要是在原始组织片层 α 相的基础上长大。随温度升高，组织逐渐发生再结晶，初生 α 相 (α_p) 数量逐渐增多。同时，原始片层 α 发生长大变厚，并且在冷却过程中形成新的片层次生 α 相 (α_s) (图 5b)。温度继续升高至 930 °C 时，组织进一步粗化，出现大量棒状 α 组织。当温度达到 960 °C 时， α 相在高温下大量转变为 β 相，导致 α_p 相数量急剧减少。高温 β 相在随后冷却过程中转变成长而平直的 α_s 相，并且能观察到较清晰的 β 晶界。

图 6 为 TC4 钛合金经不同温度变形后的显微组织。840 °C 下拉伸变形时，原始 β 晶界在应力作用下明显破碎，形成 α 相基体上弥散分布大量不规则 β 相的波纹状组织。随形变温度提高，组织中逐渐出现新的由动态再结晶产生的 α_p 相以及由高温 β 晶粒在空冷过程中析出的 α_s 相。变形温度升至 900 °C 时，包围着 α 集束的 α 晶界开始发生球化。930 °C 时， α 集束发生大量球化，球状 α 相数量明显提升， α_p 相和 α_s 相已经相互混合、难以分辨。

图 7 为不同温度下热变形样品的 XRD 图谱。由

图可以看出，不同温度下热变形组织均由 α 和 β 相组成，表明形变温度变化不会改变室温物相类型。随变形温度升高， α 相的(002)和(101)晶面的衍射峰强度先降低后回升，表明 α 相的含量先减少后增加，这与下文组织定量统计分析结果一致 (图 8)。

对比变形前后的组织发现，变形后组织中球状 α 相数量增加，特别是 900 和 930 °C 变形组织尤为明显 (图 6c, 6d)。观察发现，形变对 α_s 相球化的促进作用与变形温度密切相关。变形温度较低时 (840、870 °C)，形变对 α_s 相球化作用十分微弱。随形变温度升高，球状 α 相数量逐渐增加，形变对 α 相球化的促进作用增强。但在过高的形变温度 (960 °C) 下，球状 α 相数量明显减少，形变对 α 相球化的促进作用减弱。

2.2.2 形变对 $\beta\rightarrow\alpha$ 相变的影响

采用 Image-pro Plus 软件对 TC4 钛合金形变前后组织进行定量分析，不同温度下 α 相含量 ($\alpha_p+\alpha_s$) 变化如图 8 所示。由图可见，随温度升高，未变形和热变形组织中 α 相比比例均先下降再升高，其中 900 °C 时含量最低，这与前文 XRD 结果一致。 α 相总量随温度的变化规律，与 α_p 、 α_s 相对含量变化有关。两相区中低温段， α 相总量主要取决于 α_p 含量；随温度升高， α_p 将通过 $\alpha\rightarrow\beta$ 相变转化为 β 相，导致 α_p 含量及 α 相总量减少。两相区高温段， α_p 所占比例小， α 相主要由 α_s 组成；随温度升高， β 转变组织占比提升，导致 α_s 及 α 相总量增加。与未变形组织相比，相同温度下热形

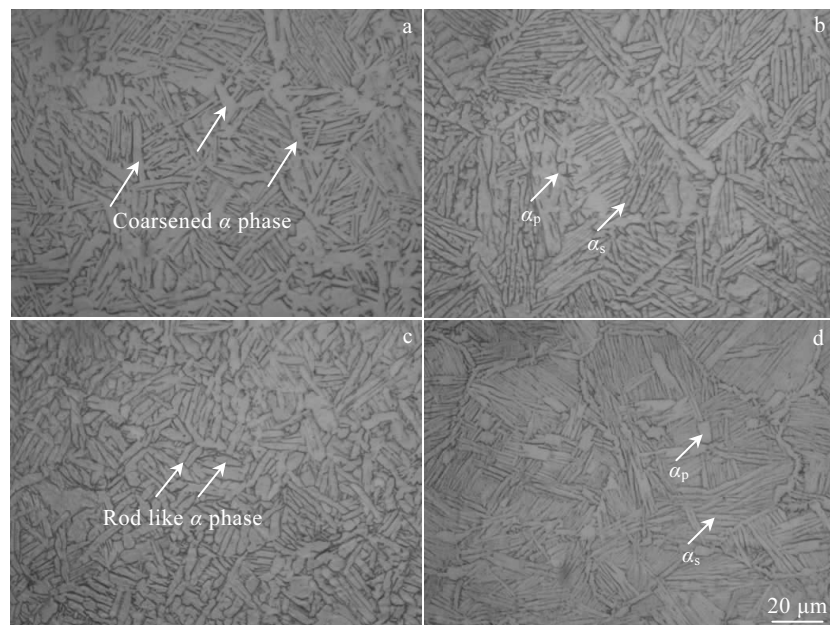


图 5 不同温度下未变形样品的显微组织

Fig.5 Microstructures of the heated samples at different temperatures: (a) 840 °C, (b) 900 °C, (c) 930 °C, and (d) 960 °C

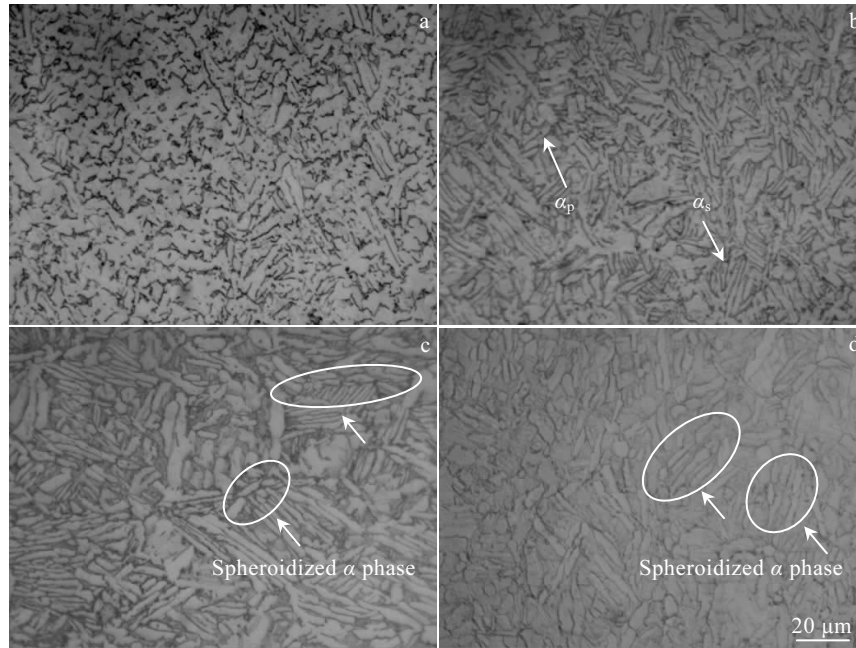


图 6 不同温度下热变形样品的显微组织

Fig.6 Microstructures of the deformed samples at different temperatures: (a) 840 °C, (b) 870 °C, (c) 900 °C, and (d) 930 °C

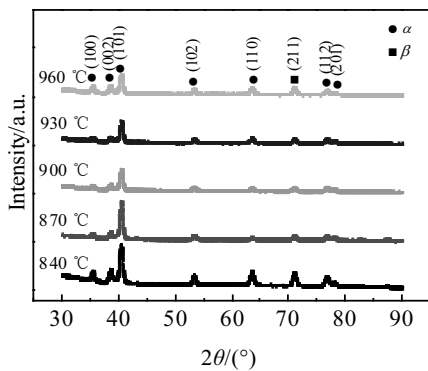


图 7 不同温度下热变形样品 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of deformed samples at different temperatures

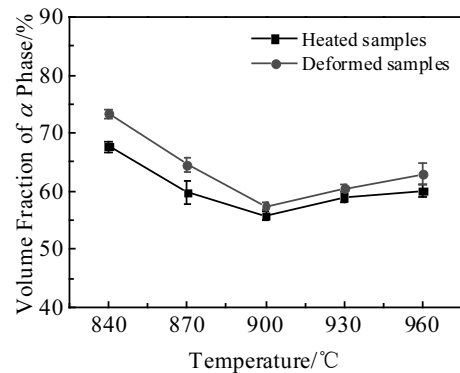


图 8 不同温度下 α 相 ($\alpha_p + \alpha_s$) 总体积分数

Fig.8 Total volume fraction of α phase ($\alpha_p + \alpha_s$) at different temperatures

变后组织中 α 相含量提高, 且在两相区中低温段 (900 °C 以下) 效果尤为明显。这一规律被 XRD 结果所证实 (图 9): 热变形后 α 相衍射峰强度均不同程度增强, α/β 峰强比增加, 说明更多 β 相转变为 α 相。以上结果表明, 形变不仅能够改变微观组织形态, 还能够影响 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变进程, 提升 α 相含量。

对 900 °C 下形变前后样品的微观组织变化进行细致分析, 结果如图 10 所示。与未变形组织相比, 热变形组织中片层状 α_s 相周围产生更多细片层 β 转变组

织区域 (图 10b)。与正常 β 转变组织相比, 上述区域中 β 转变组织片层间距明显细化 (图 11a, 11b): 未变形组织中, α_s 相片层间距较宽, 平均厚度约为 1 μm ; 形变后 α_s 相片层明显细化, 平均厚度降至 400 nm 左右, 其中细片层 α_s 宽度甚至仅有 200 nm。相比之下, 形变前后 β 相片层厚度变化并不明显。观察还发现, 形变前后组织中位错组态也存在明显差异。图 12a, 12c 分别为 900 °C 下形变前后位错分布的 TEM 图, 图 12b, 12d 分别为对应图 12a, 12c 中 α 相 $[10\bar{1}\bar{1}]$ 带轴

的选区电子衍射花样。可以看出，未变形样品中位错密度整体较小，位错主要分布于 α/β 相界及 β 相内部。变形组织中，位错密度急剧增加，且主要集中分布于 β 相，而 α_s 相片层位错密度较小。

2.3 不同变形温度下 TC4 钛合金性能变化

热变形前后试样硬度随温度的变化如图 13 所示。由图可见，随温度升高，变形样品与未变形样品硬度均先略有下降，后缓慢上升。这与 α 相体积分数变化趋势相似。与体心立方结构的 β 相相比，密排六方结构的 α 相硬度较高， α 相含量降低或升高必然导致材料整体硬度下降或上升，二者变化规律具有一致性。与未变形相比，热变形样品硬度均不同程度升高。这一方面是由于变形后位错密度增加，产生加工硬化效应；另一方面，形变影响 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变进程，促进 α_s 相形核析出，提高了组织中 α 相含量。随形变温度进一步提高，动态回复再结晶作用增强，形变组织中位错密度减小，同时其对 α_s 相析出的促进作用减弱、 α 相增量减少，使得形变前后硬度差异减小。

图 14 为不同温度下变形与未变形试样在 1 mol/L NaCl 溶液中的 Tafel 曲线。可以发现，与原始材料相比，

形变与未变形样品的极化曲线均右移。这表明经过热变形与热处理后，TC4 钛合金的耐腐蚀性均得到提升。由图 15 中点蚀电位的变化趋势可以看出，随温度升高，点蚀电位均先上升后降低，表明耐点蚀性能先提升后下降。TC4 钛合金耐蚀性与相组成有很大关系：钛合金中 β 相为耐腐蚀相， β 相含量越高、 α 相含量越低时，合金耐蚀性越优^[14]。随形变温度升高， α 相含量先减少后增加，从而导致 TC4 钛合金耐蚀性先提升后降低。

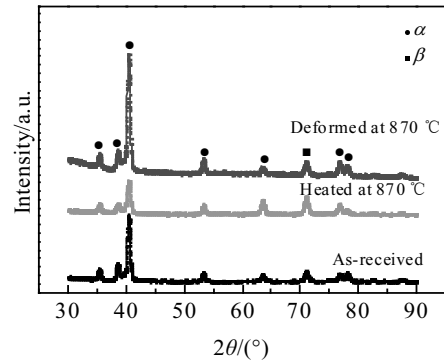


图 9 870 °C 不同状态样品的 XRD 图谱

Fig.9 XRD patterns of samples at 870 °C in different states

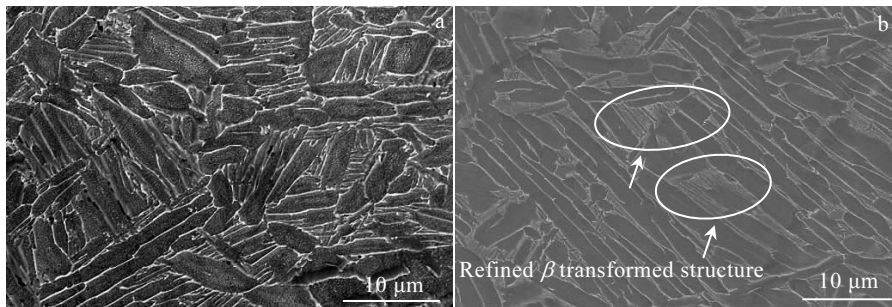


图 10 900 °C 不同状态下样品 SEM 照片

Fig.10 SEM images of the samples at 900 °C in different states: (a) heated sample and (b) deformed sample

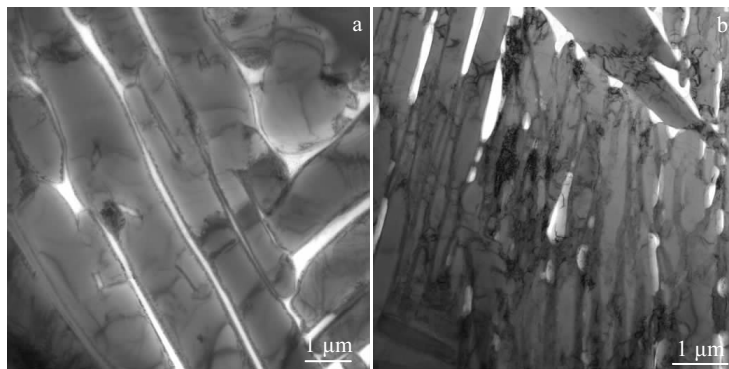


图 11 900 °C 不同状态下样品的 TEM 明场像

Fig.11 TEM bright field images of the samples at 900 °C in different states: (a) heated sample and (b) deformed sample

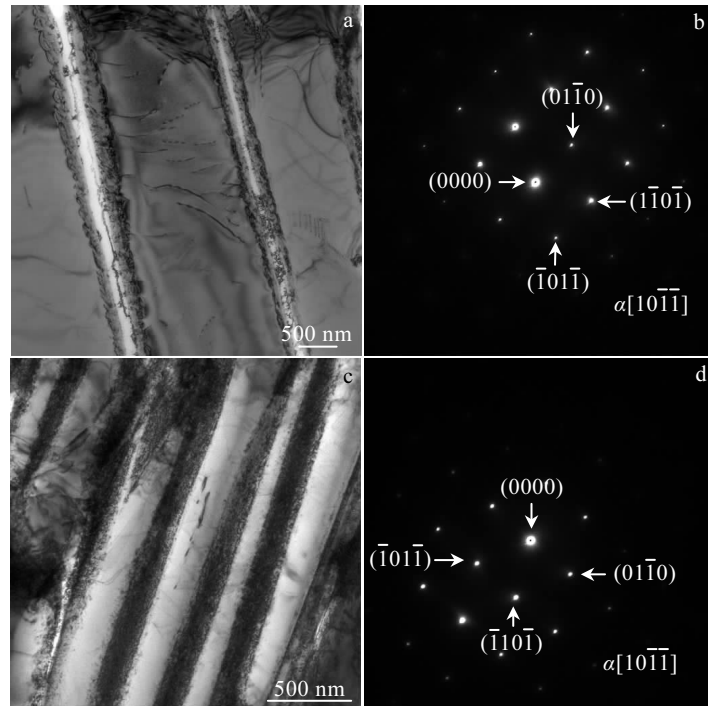


图 12 900 °C 不同状态下样品的位错分布和对应的 $\alpha[10\bar{1}\bar{1}]$ 带轴选区电子衍射花样

Fig.12 Substructures (a, c) and the corresponding SAED patterns with $\alpha[10\bar{1}\bar{1}]$ axis (b, d) of the samples at 900 °C in different states: (a, b) heated sample and (c, d) deformed sample

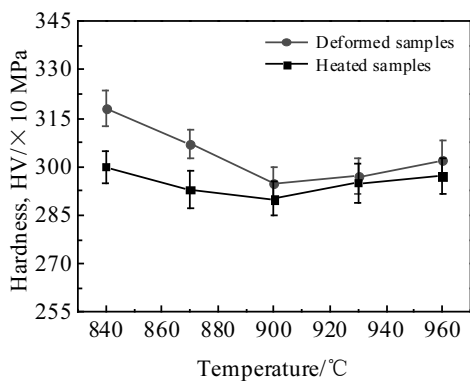


图 13 热变形前后试样硬度随温度的变化

Fig.13 Hardness changes of heated and deformed samples with temperature

对比发现，变形试样的耐蚀性普遍优于未变形试样。有研究表明，除两相比例外，晶粒尺寸与晶体缺陷同样会影响材料的耐蚀性^[15-17]：电化学腐蚀过程中，钝化膜优先在晶界或晶体缺陷处形成，细晶组织或晶体缺陷能够改善材料的耐蚀性能^[18]。因此，与未变形组织相比，虽然变形后组织中耐蚀相 (β 相) 含量降低，但由于晶粒细化以及晶体缺陷 (位错) 数量增

加，TC4 钛合金的耐电化学腐蚀性能得到提升。变形温度为 900 °C 时，两相体积分数接近于 1:1，组织均匀且晶粒细小，对材料耐蚀性能有利。因此，在本实验条件下，TC4 钛合金 900 °C 变形后具有最优的耐蚀性能。

3 分析与讨论

3.1 形变对 α 相球化影响的温度依赖性

不同温度下形变前后样品组织对比表明 (图 5, 6)，在两相区高温段，形变能够促使 α 相球化、增加球状 α 相数量，其促进作用随形变温度升高先增强后减弱，其中在 900~930 °C 最为明显。这说明，形变对 α 相球化的促进作用具有明显的温度依赖性。产生这一现象与两方面因素有关：

(1) α_p 相动态再结晶：变形过程中产生大量位错，引入大量的畸变能，能够为 α_p 相再结晶形核以及晶界迁移提供驱动力，促进 α_p 相的动态再结晶过程，导致更多细晶等轴 α_p 相的形成^[19,20]。

(2) α_s 相球化：变形能够促进 α_s 相球化过程。片层 α 相的球化主要发生在 β 转变温度以下的大塑性变形过程中，与热变形参数有很大关系^[21]。在应变作用下，片层 α 相发生变形破碎，并通过元素扩散和界

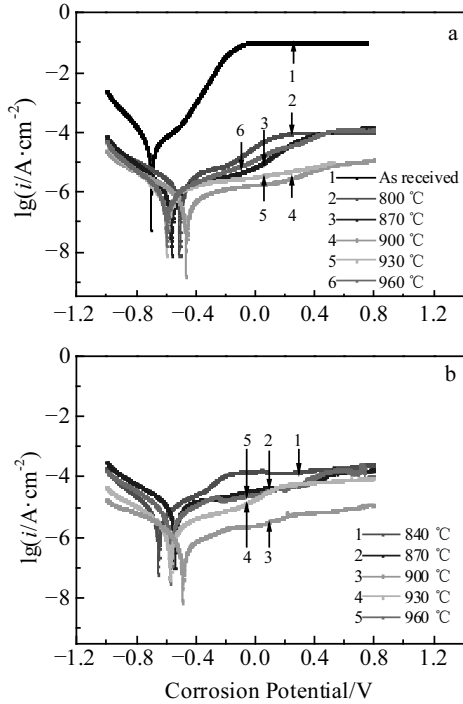


图 14 不同温度下不同状态试样在 1 mol/L NaCl 溶液中的极化曲线
 Fig.14 Polarization curves of heated (a) and deformed (b) samples in a 1 mol/L NaCl solution at different temperatures

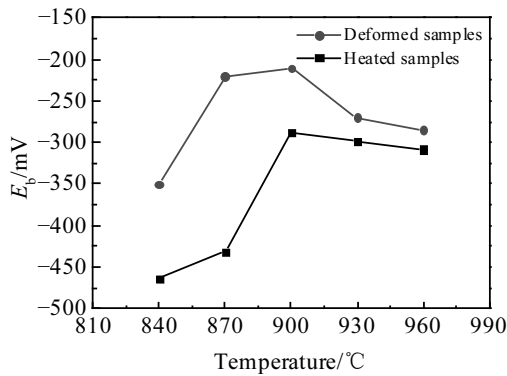


图 15 不同状态试样在 1 mol/L NaCl 溶液中的点蚀电位数据随温度变化趋势
 Fig.15 Pitting corrosion potential (E_p) of the heated and deformed samples in a 1 mol/L NaCl solution changes with temperatures

面迁移转变成球状，以使界面能达到最小。同时，形变过程产生的位错会加速元素扩散，从而促进 α_s 相球化。 α_p 相动态再结晶和 α_s 相球化过程都涉及到元素扩散与界面迁移，二者均受到晶体缺陷的影响。形变温度对 α 相球化的影响作用取决于该过程中元素扩散和

位错密度的动态变化。变形温度较低时，因元素扩散速率较慢， α_p 相动态再结晶和 α_s 相球化受到抑制。随变形温度升高，元素扩散明显加快，较高的扩散速率和位错密度将加速 α_p 相再结晶和 α_s 相球化，使球状 α 相数量增加。然而，在过高的变形温度下，由于动态回复再结晶作用，位错密度急剧降低，反而不利于 α 相球化。正是由于变形温度对元素扩散及位错密度的影响作用，使得形变促进 α 相球化呈现出显著的温度依赖特性。

3.2 形变对 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变影响的温度依赖特性

组织定量分析和 XRD 分析结果表明，形变能够影响 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变进程，提升组织中 α 相含量。上述效应与形变温度区间有关：与两相区高温段（900 °C 以上）相比，中低温段变形后 α 相增量更高。

形变对 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变影响的温度依赖性，与热变形产生的晶体缺陷及其随温度的变化规律密切相关（图 11、12）。热变形过程中， β 晶粒内部产生大量变形带和位错缠结，这为 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变提供了大量的非均匀形核位置，提高了 α_s 相形核率，促进 α_s 相析出，从而提升 α 相数量。同时，由于 α_s 相形核率增加， α_s 片层间距减小、片层厚度显著细化。 α_s 相在位错上形核析出，消耗了大量的畸变能，使得形成的 α_s 相中位错密度急剧降低，位错主要分布于 β 相中（图 12c）。随形变温度升高，由于动态回复与动态再结晶作用增强，形变组织中位错密度降低， α_s 相非均匀形核位置数量减少，形变对 α_s 相形核促进作用减弱，从而使形变对 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变影响表现出温度依赖特性。由图 8 可见，形变对 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变影响的温度拐点出现在 900 °C 左右。当形变温度高于 900 °C 后，变形后 α 相增量减小，形变对 α 相析出促进作用减弱。

4 结 论

1) 形变对 TC4 钛合金微观组织的影响具有明显的温度依赖性：两相区低温段（900 °C 以下），形变促进初生 α 相的再结晶过程；两相区高温段（900 °C 以上），形变促进次生 α 相的细化及球化，其促进作用随温度升高先增强后减弱。

2) 形变促进 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程，提高组织中 α 相含量。形变过程产生的晶体缺陷，为 α_s 相析出提供非均匀形核位置，促使更多 α_s 晶粒从 β 基体上析出。与两相区高温段（900 °C 以上）相比，形变对 α 相析出效应的促进作用在两相区中低温段（900 °C 以下）更为明显。

3) 随变形温度升高，硬度先下降后升高，耐蚀性先提高后下降，这与 α 相含量变化趋势一致。900 °C 变形后，TC4 钛合金硬度最低而耐蚀性能最优。

参考文献 References

- [1] Reda Reham, Nofal Adel, Hussein Abdel-Hamid. *Metallography Microstructure & Analysis*[J], 2013, 2(6): 388
- [2] Xu Wujiao(徐戊娇), Tan Yuquan(谭玉全), Gong Lihua(龚利华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2932
- [3] Momeni A, Abbasi S M. *Materials & Design*[J], 2010, 31(8): 3599
- [4] Wu G Q, Shi C L, Sha W et al. *Materials & Design*[J], 2013, 46: 668
- [5] Sen Indrani, Tamirisakandala S, Miracle D B et al. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(15): 4983
- [6] Filip R, Kubiak K, Ziaja W et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 133(1): 84
- [7] Xiao J, Li D S, Li X Q et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2012, 541: 346
- [8] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1): 206
- [9] Chen C C, Coyne J E. *Metallurgical Transactions A* [J], 1976, 7(12): 1931
- [10] Weiss I, Froes F H, Eylon D et al. *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17(11): 1935
- [11] Sargent G A, Zane A P, Fagin P N et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(12): 2949
- [12] Liu Bin, Li Yunping, Matsumoto Hiroaki et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(9): 785
- [13] He Lijia, Dehghan-Manshadi A, Dippenaar R J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 549: 163
- [14] Ji Zhe, Yang He, Li Hongwei. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(3): 527
- [15] Arash Fattah-alhosseini, Ali Reza Ansari, Yousef Mazaheri et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(2): 611
- [16] Gu Yanxia, Ma Aibin, Jiang Jinghua et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 138: 38
- [17] Ralston K D, Fabijanic D, Birbilis N et al. *Electrochimica Acta*[J], 2011, 56(4): 1729
- [18] Balyanov A, Kutnyakova J, Amirhanova N A et al. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(3): 225
- [19] Quan Guozheng, Luo Guichang, Liang Jianting et al. *Computational Materials Science*[J], 2015, 97: 136
- [20] 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
- [21] Wang Kaixuan, Zeng Weidong, Zhao Yongqing et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(10): 2559

Temperature-Dependent Effect of Deformation on Microstructure and Properties of TC4 Titanium Alloy

Li Xumin¹, Fang Feng¹, Jiang Jianqing¹, Zhou Xuefeng¹, Hou Yuxin²

(1. Jiangsu Key Laboratory of Advanced Metallic Materials, Southeast University, Nanjing 211189, China)

(2. Jiangsu Tiangong Technology Co., Ltd, Jurong 212400, China)

Abstract: The effect of deformation temperature on the evolution of microstructure and properties of TC4 alloy was studied by a constant-strain rate tensile test at high temperature. The results show that both the peak stress and its required strain decrease with increasing temperature in the $\alpha+\beta$ dual-phase field. The deformed microstructure exhibits a strong temperature-dependent evolution. Deformation leads to an accelerated recrystallization and refinement of primary α phase at a lower temperature of $\alpha+\beta$ phase field (below 900 °C), whereas it results in a significant spheroidization of secondary α phase at a higher temperature (above 900 °C). Additionally, deformation also affects the nucleation and growth process of $\beta\rightarrow\alpha$ transformation, resulting in a larger amount of secondary α phase. With the increasing deformation temperature, the volume fraction of α phase firstly decreases and then increases, and thus hardness has a good consistence. However, the corrosion resistance displays a reverse evolution with the amount of α phase. TC4 alloy exhibits the lowest volume fraction of α phase of 57% at the deformation temperature of 900 °C and the best corrosion resistance in a NaCl solution, while it shows a slightly lowered hardness.

Key words: TC4 titanium alloy; deformation temperature; microstructural evolution; transformation; properties

Corresponding author: Zhou Xuefeng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 211189, P. R. China, Tel: 0086-25-52091093, E-mail: xuefengzhou@seu.edu.cn