

Ti14 合金在等温热暴露条件下 Ti_2Cu 相的粗化行为

姜超平¹, 张利祥¹, 陈永楠¹, 赵秦阳¹, 徐义库¹, 杨晓康², 罗斌莉², 赵永庆³

(1. 长安大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

(2. 西安赛特思迈钛业有限公司, 陕西 西安 710201)

(3. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 研究了 Ti14 合金中 Ti_2Cu 相在 500 °C 等温热暴露下的静态粗化行为, 揭示出 Ti_2Cu 相的生长速率和形态变化受扩散机制控制。结果表明: 静态粗化过程由快速粗化阶段和稳定粗化阶段组成, 其中快速粗化阶段主要由末端迁移机制控制, 由于条状 Ti_2Cu 相的末端与长轴方向界面能的差异, 溶质原子的扩散过程导致板条状 Ti_2Cu 的粗化和破碎。而稳定粗化阶段主要由 Oswald 熟化机制控制, 随着时间的延长, 合金中 Ti_2Cu 析出物的尺寸持续增大, 而粗化速率降低。 Ti_2Cu 相的快速粗化会引发第二相的强化, 并有效提高快速粗化阶段的可塑性。但是在稳定粗化阶段, 由于 Ti_2Cu 相的长大会增加其位错的有效滑移长度, 并进一步影响其裂纹形核阻力同时改变界面构型和晶格失配, 从而降低 Ti14 合金的拉伸塑性。

关键词: Ti14 合金; 热稳定性; 组织演变; 粗化动力学; LSW 模型

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2075-07

钛及其合金是一类重要的工程材料, 具有密度小、比强度高、耐蚀、耐热、良好的生物相容性等特点, 使其在多个领域的应用不断增加, 特别是在航空航天, 化学和医疗行业^[1-3]。目前钛合金正向高性能化、低成本化方向发展。由于 Ti-Cu 系合金具有良好的可成型性, 高焊接性和较高的机械强度而被应用于喷气发动机和燃气轮机的零部件制造中^[4], 且长期服役于高温、高压、复杂环境载荷条件下。因此, 材料应具有一定在高温长期暴露后保持室温或低温塑性的热稳定性, 这对于保证钛合金部件的高温长期使用可靠性具有重要意义。目前, 钛合金产品的制造主要依靠传统的铸造、锻造和灵活性更高的选择性激光熔化(SLM)工艺^[5,6]。但采用激光快速成型的钛合金产品在显微组织形貌控制、性能的一致性等方面相对于传统锻造+热处理方式成型的钛合金而言, 尚存在一定的差距。本研究中的 Ti14 合金是通过锻造加工方法制造, 利用高压和严重的塑性变形使得材料具有高密度和良好的机械性能。

钛合金经过等温热处理后, 合金内部和表面的应力分布会发生显著变化。由于界面能的降低以及各相平衡组成的驱动力的降低, 导致组织特征趋于不稳定^[7]。这些组织的不稳定性表现为相的迁移、粗化、形态变化和体积分数变化, 这将影响钛合金的组织稳

定性^[8-11]。屈可明等^[12]通过研究 Ti14 合金在热暴露过程中的稳定性, 发现 Ti_2Cu 相的粗化是由于 Cu 元素在晶界的偏聚导致 Ti_2Cu 相与 α 相之间的 Cu 元素浓度差增大, 从而增加了 Ti_2Cu 相生长的驱动力。Zherebtsov 和 Stefansson 等^[13,14]研究了 Ti-6Al-4V 合金的粗化过程, 认为片层形貌变化受边界分裂机制控制, 静态粗化取决于位错亚结构的形成和演化。Xu 等^[15,16]研究了 Ti-17 合金片层状和等轴状组织的静态粗化行为, 发现等轴状 α 相的平均粗化尺寸随热暴露时间的延长而增大, 但相的粗化速率随时间的延长而减小。由于第二相粒子的粗化行为对钛合金显微组织具有很大影响, 因此研究 Ti14 合金第二相粗化的控制机制具有重要意义。研究者们提出了各种模型来描述和解释粗化过程, 包括基于边界的分裂模型、终端迁移模型和 Ostwald 熟化模型^[17-20]。

钛合金第二相的终端迁移和 Oswald 熟化是公认的粗化机制^[21-23]。在终端迁移过程中, 热应力破坏了第二相与基体界面形成的二面角, 其中时间控制的溶质扩散是关键因素^[24-26]。根据层状组织不同部位曲率的差异, 第二相亚晶界可以转化为粗大的组织, 并指出溶质原子从层状组织的端部或局部缺陷向平面迁移。Salishchev 等^[27]揭示了 Ti-6Al-4V 合金热暴露过程

收稿日期: 2020-06-10

基金项目: 陕西省自然科学基金重点项目 (2019JZ-27); 陕西省重点研发计划 (2020ZDLGY12-09, 2020ZDLGY13-09); 陕西省自然科学基金基础研究项目—陕煤联合基金 (2019JLM-47); 中央高校项目 (300102319304)

作者简介: 姜超平, 男, 1977 年生, 博士, 副教授, 长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064, E-mail: jcp100415@126.com

中相粗化的主要原因是 Oswald 熟化。Sharma 等^[7]研究了粗化行为随暴露时间变化的机制，发现在热暴露的早期阶段，迁移机制占主导地位，当长宽比低于某一阈值时，圆柱化成为主导机制。

近 α 钛合金由于第二相的粗化，会耗尽其基体的强化元素，破坏规则的两相组织，促进微裂纹的产生，不可避免地伴随着塑性和强度的恶化^[28]。例如，Ti₃Al 相可以改变 Ti 基体的形态，使合金变脆^[29]，限制 Ti-Al 合金的塑性，并发现合金塑性下降的主要原因是热暴露过程中的分解和 Ti₃Al 相的粗化。同时还强调，第二相颗粒的数量、大小和形状决定了近 α 钛合金的延展性。然而，有关 Ti14 合金热稳定性的报道非常有限。特别是热暴露对 Ti14 合金粗化行为影响的研究较少。因此，有必要分析热暴露对 Ti14 合金显微组织和粗化行为的影响。

1 实验

试验材料为西北有色金属研究院提供的 Ti14 合金，其直径为 40 mm 的锻造棒材，化学成分如表 1 所示。该合金经热处理(810 °C/0.5 h, WQ+450 °C/8 h, AC)，并用线切割加工成拉伸试样。去除表面氧化层后将试样放置在箱式电阻炉中 500 °C 等温热暴露 50~500 h，取出后空冷，最后在 Instron1195 型电子拉伸试验机上进行室温拉伸试验。采用光学显微镜(optical microscope, OM, Axio Scope-A1)、X 射线衍射(X-ray Diffraction, XRD)、扫描电镜(scanning electron microscopy, SEM, Hitachi S-4800)和能谱(energy dispersive spectroscopy, EDS)仪对合金热暴露后的微观结构进行分析。分析前，将热暴露后的试样磨制，

表 1 Ti14 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti14 alloy (wt%)						
Al	Cu	Si	Fe	C	O	Ti
1.06	13.50	0.02	0.02	0.02	0.05	Bal.

抛光并用 Keller 试剂(9%HF、27%HNO₃ 和 64%H₂O)进行腐蚀。

利用 ImagePro-Plus 分析软件测量了 Ti₂Cu 相的长度和宽度，并以算术平均值作为 Ti₂Cu 相的平均粒径 (d_{mean})。此外，为了确定 Ti₂Cu 相的体积分数，从相同倍数显微照片上测量了 Ti₂Cu 相的面积分数。基于晶界与曲率半径成反比的假设，利用正常晶粒长大的统计理论，并在晶粒长大过程中产生了相应的晶粒尺寸分布^[30]。然而，理论上得到的晶粒尺寸分布小于实验观察到的晶粒尺寸范围，最大频率较高。为了定量和准确地表征目标参数，根据公式 (1) 假定当长径比 ≤ 2 时，Ti₂Cu 析出物呈球形。长径比 > 2 时则被认为呈片状或板条状，其中 N 是测量的第二相数量。

$$d_{mean} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N d_i \tag{1}$$

2 结果和讨论

2.1 Ti₂Cu 相的微观结构及形态演变

未经热暴露 Ti14 合金的微观组织如图 1a 所示，Ti₂Cu 相呈现均匀分布。在 500 °C 热暴露 150 h 时，Ti₂Cu 析出相数量密度较大，但尺寸较小(图 1b)，热暴露时间增加至 200~500 h 时，Ti₂Cu 析出相尺寸显著增大(图 1c, 1d)。表明 Ti₂Cu 相在热暴露 150 h 时出现明显的长大过程。

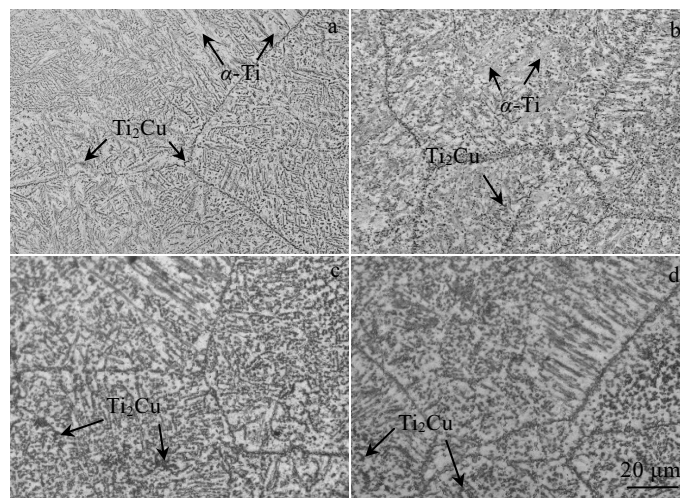


图 1 Ti14 合金在 500 °C 热暴露不同时间的 OM 组织

Fig.1 OM microstructures of Ti14 alloy after thermal exposure at 500 °C for different time: (a) 0 h, (b) 150 h, (c) 200 h, and (d) 500 h

在冷却速率为 50 °C/s 时, 获得了 Ti14 合金的热膨胀曲线, 如图 2a 所示。Ti14 合金中 α 相(hcp), β

相(bcc)以及 Ti₂Cu 相(Tetragonal)的晶体结构和晶格常数存在差异, 发生相变时会引起 ΔL 的变化, 可知温度低于 556 °C(图 2a)时, 没有导致 ΔL 发生明显的变化, 可以推测不存在相变过程。同时, XRD (图 2b) 分析表明, Ti-Cu 合金仅由 α -Ti 和 Ti₂Cu 相组成, 表明热暴露过程中并没有形成新的相。

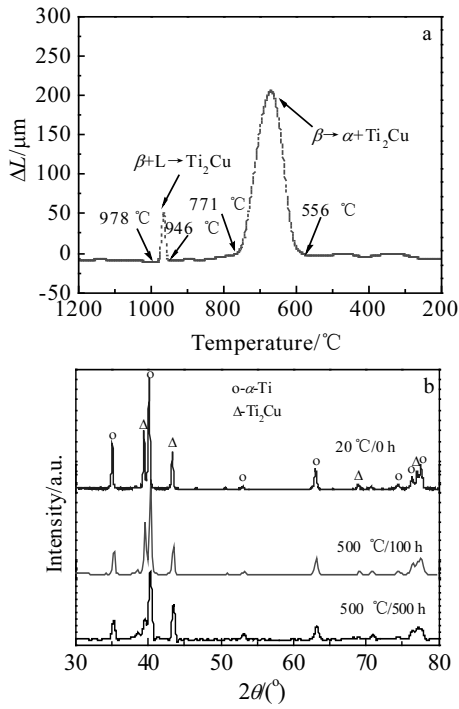


图 2 Ti14 合金热膨胀曲线以及在不同热暴露条件下的 XRD 图谱

Fig.2 Dilatometry curve (a) and XRD patterns (b) of Ti14 alloy under different thermal exposure conditions

图 3d 显示了热暴露不同时间 Ti₂Cu 相的平均直径。结果表明, 热暴露 500 h, Ti₂Cu 相的直径由 4.5 μm 长大至 8.6 μm。由此可以推断, 相的粗化与其形状和尺寸有关, 并受时间的影响。另外, 随着热暴露时间的延长, 粗化速率从 0.48 降低到 0.23, 因为粗化过程是由相界面元素浓度差引起的溶质原子扩散所控制的^[30]。多相材料中第二相的形态演变是由系统整体内部能量的减少驱动的。Ti₂Cu 相的形状变化以及与晶格错配在合金中是由 α 相和 Ti₂Cu 之间的界面能确定^[17]。当 Ti₂Cu 相较小时, 界面能控制 Ti₂Cu 的形状, 球形 Ti₂Cu 在基质中形成以降低界面能。随着 Ti₂Cu 相的长大, 弹性变形能的贡献将增加。图 3e 显示了 Ti₂Cu 相的体积分数随着热暴露时间的延长, Ti₂Cu 相所覆盖的晶界面积逐渐增大(图 3a~3c)。Ti₂Cu 的体积分数从热暴露 0 h 的 39.03%急剧增加到 200 h 的 48.30%(图 3e), 证实了 Ti₂Cu 相在 200 h 内快速长大。值得注意的是, 持续热暴露后, Ti₂Cu 相的体积分数在 200 h 内增长了 9.27%, 这主要是因为部分能量在

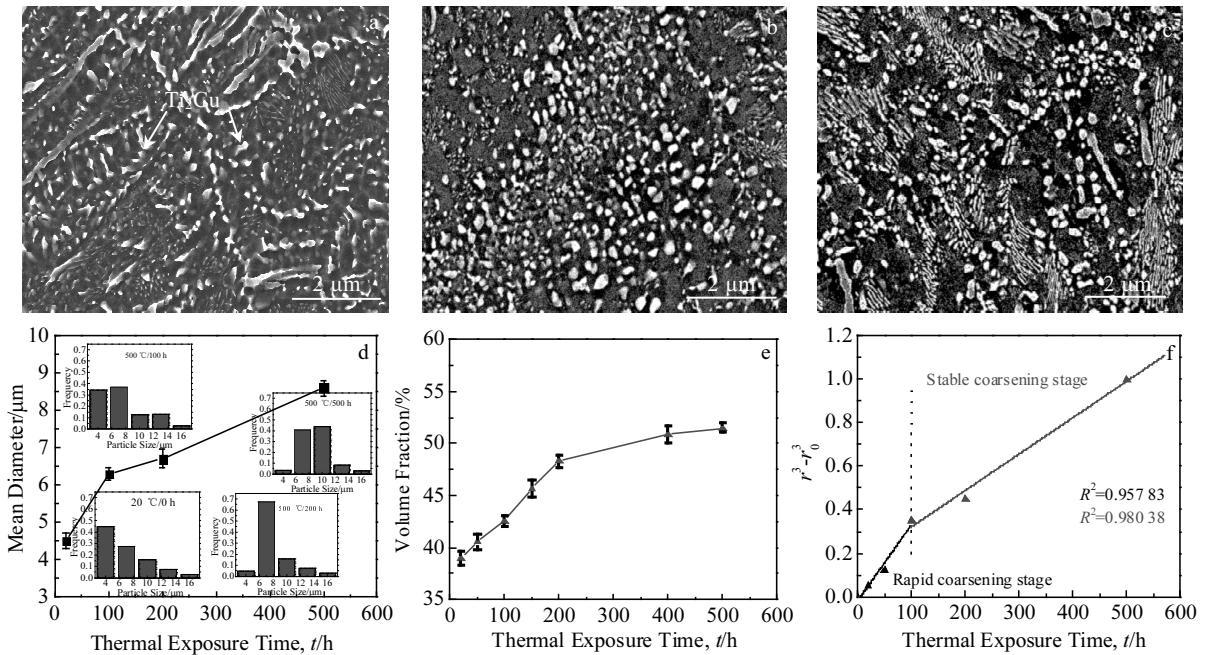


图 3 热暴露期间Ti14合金的SEM照片以及Ti₂Cu相的平均直径、体积分数与时间的关系和 r^3-t 的线性拟合图

Fig.3 SEM images of Ti14 alloy during thermal exposure at 0 h (a), 200 h (b), and 500 h (c); average diameter of Ti₂Cu phase (d); relationship between Ti₂Cu phase volume fraction and thermal exposure time (e); linear fitting plotting of $(r^3-r_0^3)-t$ (f)

热处理过程中以畸变能的形式储存在微结构中，在热暴露初期畸变能被激活并迅速释放，从而加速了元素的扩散，使热暴露初期的粗化速度更快。热暴露 400 h 后的体积分数增长到 50%~75%，并在 400~500 h 期间达到稳定期(51.45%)，此阶段 Ti_2Cu 相的增长缓慢。 Ti_2Cu 相的生长需要在 α 相和 Ti_2Cu 相之间分配合金元素。随着时间的推移，条状 Ti_2Cu 相的生长伴随着 Cu 元素的富集。已知 Cu 元素是 β 稳定剂，在较长热暴露时间下，合金元素的较高扩散速率导致 Ti_2Cu 相的生长更快，尺寸更大。但是高温下的老化又会抑制 Ti_2Cu 相的形成，并能促进样品微观结构的恢复，从而减少 Ti_2Cu 相的成核部位。这就是在较高温下长时热暴露后 Ti_2Cu 相体积分数保持稳定的原因。

粗化的驱动力来自于析出相与基体界面处自由能的降低或溶质原子的扩散。可以利用 LSW 理论解释扩散控制的析出相的粗化行为^[29]。在该模型中，平均粒径半径与热暴露时间的线性关系仍然保持不变，钛合金的粗化过程受体扩散控制^[30]，可用下列公式表示：

$$r_t^3 - r_0^3 = kt \quad (2)$$

式中， t 为热暴露时间， r_t 和 r_0 分别为热暴露时间 t 和 $t=0$ 时的平均粒子半径， k 为 LSW 模型中粗化速率的常数。发现了 Ti_2Cu 的粗化是由 2 个粗化过程控制：快速粗化阶段和稳定粗化阶段(图 3f)。结果表明，当热暴露时间接近 100 h 时，粗化模式发生了明显的变化(从快速粗化阶段到稳定粗化阶段)。快速粗化阶段的粗化速率(0.48)明显高于稳定粗化阶段(0.23)，其原因是粗化初期溶质原子浓度梯度较大，有利于扩散。结果表明， Ti_2Cu 相的粗化行为在体相扩散中占主导地位，这与传统钛合金的研究结果一致^[31]。

2.2 粗化机制

2.2.1 终端迁移机制

在热暴露 50 h 时，在 Ti_2Cu 相周围可以观察到清晰的扩散带(图 4a)。这是由于 Ti_2Cu 相中的缺陷，导致 Ti_2Cu 相并不是简单的粗化，而是同时经历粗化和分离。由于 Ti_2Cu 相中存在位错和空位等晶体缺陷，使得缺陷处的界面能不同，导致 Ti_2Cu 相的终端迁移(图 4b)。例如图 4a 中的标记区域显示了 Ti_2Cu 相上不同位置的不同程度的分离。由于 A 区域缺陷较小，由曲率引起的界面能梯度大于周围光滑位置^[11]，元素在该位置的扩散较快，导致 Ti_2Cu 相分离。随后，随着分离过程的进行，曲率进一步增加，导致 Ti_2Cu 相扩散更快，分离更大(区域 B)。实际上， Ti_2Cu 相在粗化过程中由缓慢向快速演化。

如上所述，终端迁移是溶质原子从微结构末端或缺陷位置迁移到光滑位置的过程，同时，为了确

定元素的扩散过程，EDS 分析表明，随着热暴露时间的延长， Ti_2Cu 相中的 Cu 含量继续增加，Ti 含量减少(图 5)，这证实了 α 相与 Ti_2Cu 相之间的元素扩散过程。此外，虽然终端迁移发生在整个长期热暴露过程中，终端迁移率也将下降到平衡状态。原因在于随着热暴露时间的延长，系统中元素扩散的活化能趋于稳定。根据这种机制，通过在热暴露中对

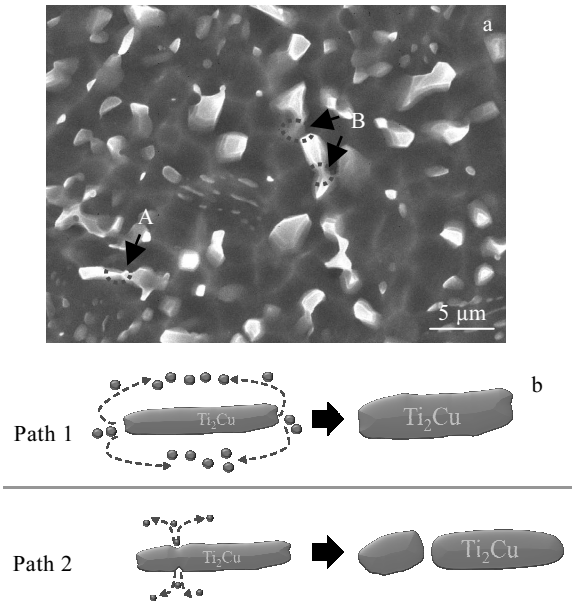


图 4 Ti14 合金在 500 °C 下热暴露 50 h 后的 SEM 形貌以及终止迁移机制的示意图

Fig.4 SEM morphology of Ti14 alloy after thermal exposure at 500 °C for 50 h (a) and model of termination migration mechanism (b)

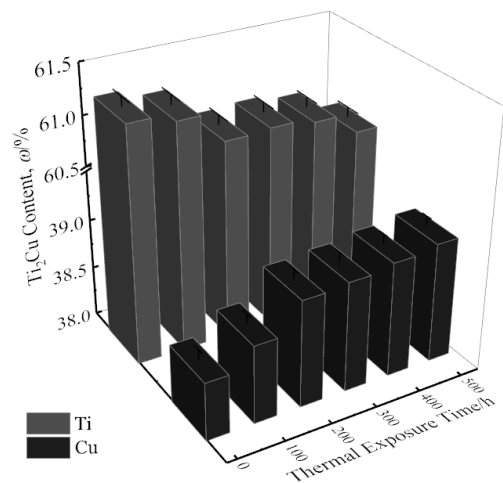


图 5 热暴露不同时间后 Ti_2Cu 相各元素的质量分数

Fig.5 Mass fraction of elements in Ti_2Cu phase after exposure for different thermal exposure time

Ti₂Cu 相的体积分数变化的系统分析,在快速粗化阶段, Ti₂Cu 相的体积分数增加了 9.27%。

2.2.2 Oswald 熟化机制

随着 Ti₂Cu 相尺寸的增大,粗化机制由终端迁移转变为 Oswald 熟化机制主导。显然,单个 Ti₂Cu 相晶粒尺寸的增大必然导致 Ti₂Cu 相数量的减少。事实上,小尺寸 Ti₂Cu 相的溶解趋势可以在 100 h 的热暴露期间发现,如图 6a 中的标记所示。Ti₂Cu 相基本溶解在基体中,在 Ti₂Cu 相周围也可观察到扩散带。然而,由于扩散时间不足,局部元素分布不均匀,当热处理时间足够长时,扩散带区域消失。

如果假设元素通过 α /Ti₂Cu 边界的原子扩散是一个简单的活化过程,那么原子在边界上扩散的行为就会受到温度和时间的影响。Ti₂Cu 晶界的平均迁移速率与实验数据成正比,随着时间的推移, Ti₂Cu 的生长速率逐渐增大。因此, Ti₂Cu 在等温条件下的生长速率 $\frac{dr}{dt}$ 可以用公式 (3) 来表示。

$$\frac{dr}{dt} = kr^{-1}e^{-Q/RT} \quad (3)$$

式中, k 是常数, Q 是生长活化能, R 是气体常数, T 是绝对温度。如果对等式左右两边取对数,就可以得到:

$$\ln\left(\frac{r^2}{t}\right) = \ln k - \frac{Q}{RT} \quad (4)$$

可以看出, Ti₂Cu 的生长活化能随着时间的推移而增加。这可以用高存储能量和高浓度梯度来解释。

在初始热暴露阶段,合金具有较高的储能,为原子和边界的扩散提供了驱动力。由于 Ti₂Cu 中 Ti 和 Cu 的浓度不同于相中 Ti 和 Cu 的浓度,因此 Cu 和 Ti 原子的扩散趋势由高浓度扩散到低浓度。随着保温时间的延长,由于合金元素的浓度梯度和生长驱动力的减小, Ti₂Cu 相的粗化难以进行。通过对热暴露中 Ti₂Cu 相的体积分数的统计分析可知,在稳定粗化阶段 Ti₂Cu 相的体积分数仅增加了 3.15%。

2.3 Ti₂Cu 相的粗化行为对力学性能的影响

在热暴露初期,合金的抗拉强度随暴露时间的延长而降低,而拉伸伸长率则呈现相反的趋势(图 7d)。

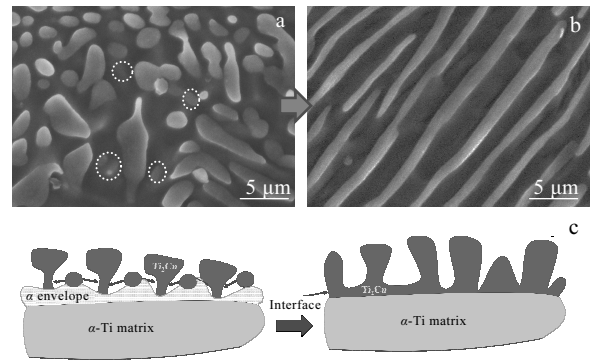


图 6 热暴露 100 和 400 h 后 Ti₂Cu 相的 SEM 形貌及 Oswald 熟化机制示意图

Fig.6 SEM morphologies of Ti₂Cu phase in the microstructure after thermal exposure for 100 h (a) and 400 h (b) at 500 °C and model of Oswald ripening mechanism (c)

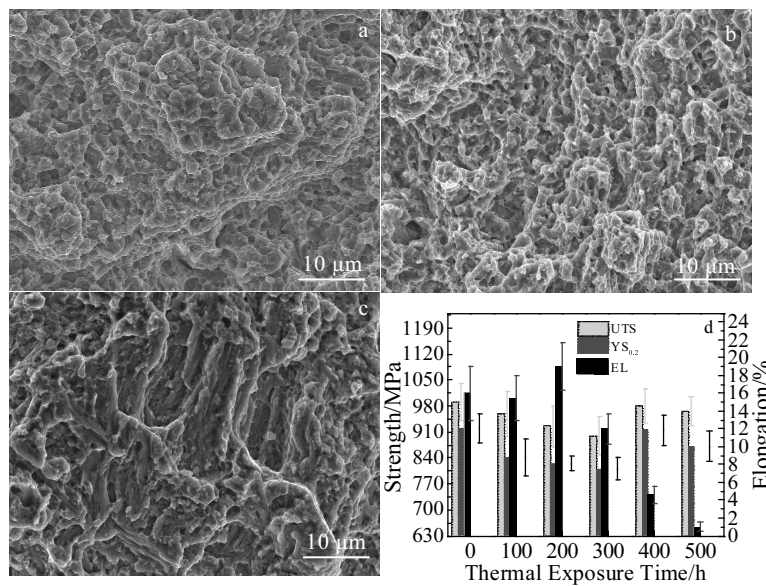


图 7 Ti14 合金热暴露后的断口形貌及室温拉伸性能

Fig.7 Fracture SEM morphologies (a~c) and tensile properties at room temperature (d) of Ti14 alloys after thermal exposure at 500 °C for 50 h (a), 150 h (b), and 500 h (c)

200 h 后,合金的抗拉强度趋于稳定,延伸率随粗化速率的增加而降低。对这种变化的解释是,在热暴露初期(0~150 h),Ti14 合金的基体晶格在热应力的作用下发生严重变形,高密度位错引起晶格失配,使得合金的抗拉强度降低^[32]。在热暴露后期(200~500 h),粗化后的 $\alpha/\text{Ti}_2\text{Cu}$ 界面更光滑,在变形过程中很难引起应力集中,具有较高的抗拉强度。由于合金元素的浓度梯度和生长驱动力的减小, Ti_2Cu 相难以通过 Oswald 熟化机制继续粗化使得合金抗拉强度趋于稳定。粗化行为使 Ti_2Cu 相之间的间距变短,从而减小了滑移长度,滑移长度的减少导致延伸率的降低。因此,500 °C 时试样的低抗拉强度表明,粗化是影响试样抗拉强度变化的主要因素。

由于 Ti_2Cu 相的粗化,晶粒间距增大,有效滑移长度增大,导致 Ti_2Cu 相在粗化过程中在晶界处发生偏析,在变形过程中引起应力集中,从而降低了 Ti14 合金的塑性。暴露 100 h 的试样有明显的韧窝,表明韧性断裂行为,暴露 500 h 的试样表现为韧窝和撕裂脊的组合断裂形态,这些都是韧性急剧下降的迹象。在 500 h 热暴露试样的断口形貌中发现了河流状的解理面,其拉伸韧性仅为 1.7%。因此,河流状解理面是 Ti14 合金断口的主要特征,使其在单向拉伸载荷作用下具有脆性断裂行为。

3 结 论

1) Ti14 合金中第二相的粗化过程由快速粗化阶段和稳定粗化阶段组成,在快速粗化阶段, Ti_2Cu 相的体积分数增加了 9.27%,而在稳定粗化阶段(200~400 h) Ti_2Cu 相的体积分数仅增加了 3.15%。这 2 个阶段分别受到终端迁移机制和 Oswald 成熟机制的控制。因此,在 Ti_2Cu 相的粗化过程中终端迁移机制占主导地位。

2) 热暴露时间为 150 h 时,由于 Ti_2Cu 相的粗化行为而有效地提高了合金塑性。热暴露 500 h 时可以降低持续热应力作用下 Ti_2Cu 相的粗化率,从而减少晶格畸变和位错密度。因此, Ti_2Cu 相的粗化行为是影响合金热稳定性变化的主要因素。

参考文献 References

[1] Alshammari Y, Alqattan F, Yang F *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2020, 91: 105 267
 [2] Cai Chao, Wu Xu, Liu Wan *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 57: 51
 [3] Sheng Jinwen. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2020, 49(3): 825

[4] Cai Chao, Song Bo, Xue Pengju *et al. Materials & Design*[J], 2016, 106: 371
 [5] Cai Chao, He Shan, Li Lifan *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2019, 164: 546
 [6] Cai Chao, Radoslaw Chrupcala, Zhang Jinliang *et al. Powder Technology*[J], 2019, 342: 73
 [7] Sharma G, Ramanujan R V, Tiwari G P. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(4): 875
 [8] Zhang L J, Chen Z Y, Hu Q M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 740:156
 [9] Chen Fuwen(陈福文), Xu Guanglong(徐广龙), Zhou Kechao(周科朝) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(4): 1220
 [10] Ouyang Delai, Du Haiming, Cui Xia *et al. Rare Metals*[J], 2019, 38(3): 233
 [11] Wang Wenting(王文婷), Li Pei(李沛), Sun Qiaoyan(孙巧艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(5): 1707
 [12] Qu Kepeng(屈可朋), Chen Yongnan(陈永楠), Wei Jianfeng(魏建锋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 38(7): 1301
 [13] Zhrebtsov S, Murzinova M, Salishchev G *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(10): 4138
 [14] Stefansson N, Semiatin S, Eylon D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(11): 3527
 [15] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Jia Zhiqiang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 618: 343
 [16] Xu Jianwei, Zeng Weidong, Jia Zhiqiang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 631: 248
 [17] Park C H, Won J W, Park J W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(3): 977
 [18] Sun Weian. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(1): 313
 [19] Di Nunzio P E. *Philosophical Magazine Letters*[J], 2019, 99(12): 453
 [20] Semiatin S, Corbett M, Fagin P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(4): 1125
 [21] Fan Xiaoguang, Yang He, Yan Silian *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 533: 1
 [22] Philippe T, Voorhees P W. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(11): 4237
 [23] Zhang Hongyu, Li Chong, Ma Zongqing *et al. Vacuum*[J], 2019, 169: 108 934
 [24] Kampe J C M, Courtney T H, Leng Y. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(7): 1735
 [25] Shams S A A, Mirdamadi S, Abbasi S M *et al. Journal of*

- Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 1769
- [26] Weiss I, Froes F H, Eylon D *et al. Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17(11): 1935
- [27] Salishchev G, Zerebtsov S V, Mironov S Y *et al. Mater Sci Forum*[J], 2004, 467: 501
- [28] Zhang Haoyu, Li Xiaohui, Lin Li *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(12): 3812
- [29] Semiatin S L, Kirby B C, Salishchev G A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35(9): 2809
- [30] Xue Chen, Zeng Weidong, Wang Wei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 320
- [31] Lu Ying(陆莹), Qiao Hongchao(乔红超), Qu Nan(曲楠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 254
- [32] Guan Shaoxuan, Kang Qiang, Wang Qingjiang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 182

Coarsening Behavior of Ti₂Cu Phase of Ti14 Alloy During Isothermal Thermal Exposure

Jiang Chaoping¹, Zhang Lixiang¹, Chen Yongnan¹, Zhao Qinyang¹, Xu Yiku¹, Yang Xiaokang², Luo Binli², Zhao Yongqing³

(1. School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, 710064, China)

(2. Xi'an Saite Simai Titanium Industry Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

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

Abstract: The static coarsening behavior of Ti₂Cu phase in Ti14 alloy during long term exposure at 500 °C was investigated. The results show that the growth of precipitated phase is controlled by the diffusion mechanism revealed by the morphology variation during thermal exposure. The static coarsening processes are composed of rapid coarsening stage and stable coarsening stage, which are controlled by volume diffusion with LSW model. The rapid coarsening stage is mainly dominated by the terminal migration mechanism, and the stable coarsening stage is proceeded mainly by Oswald ripening mechanism. The rapid coarsening of the Ti₂Cu phase initiates the strengthening of the second phase and effectively improves the plasticity in the rapid coarsening stage. But in the stage of stable coarsening, the growth of Ti₂Cu phase increases the effective slip length and further affects the crack nucleation resistance, thereby reducing the tensile plasticity of the Ti14 alloy.

Key words: Ti14 alloy; thermal stability; microstructure evolution; coarsening kinetics; LSW model

Corresponding author: Chen Yongnan, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, Tel: 0086-29-82337343, E-mail: frank_cyn@163.com