

TiAl 基合金片层结构粗化行为研究进展

高子彤, 胡 锐, 吴与伦, 杨勘人

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 片层结构是 TiAl 合金中最重要的微观结构形态。综述了当前 TiAl 合金片层结构粗化的研究进展, 介绍了 TiAl 合金片层结构的连续粗化和不连续粗化类型, 分析了粗化行为的热力学驱动力来源, 包括化学体积自由能、界面能、弹性应变能和晶界能, 简述了粗化的动力学特征, 并讨论了影响粗化行为的各种因素, 包括温度、时间、组织条件和合金元素等。在此基础上研究了 Ti-4822 合金片层结构的粗化行为, 描述并分析了片层高温下连续粗化与不连续粗化行为的特征, 及其随温度与时间的变化规律。发现在 1160 °C, 两种粗化方式存在明显的竞争关系。在共析温度附近, 不连续粗化占据优势地位, 而在更高的温度 (高于 1200 °C), 不连续粗化被抑制, 连续粗化占据主导地位。

关键词: TiAl 合金; 片层结构; 连续粗化; 不连续粗化

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-3071-10

TiAl 合金以其高比强、抗氧化等优异性能备受重视, 在高温结构材料领域具有良好的应用前景^[1-4]。高温的服役条件要求 TiAl 合金必须具有良好的组织稳定性。研究表明, TiAl 合金组织在高温蠕变条件下会变得不稳定, 发生退化, 这会导致力学性能降低甚至构件失效^[5,6]。其中, 高温下片层结构的退化尤其值得关注。这不仅因为片层结构由于其高的断裂韧性与良好的蠕变强度成为 TiAl 合金中的基体组织, 也因为片层结构退化形式多样, 类型复杂, 对于合金服役过程中组织演变和力学性能变化有很大影响^[7,8]。最初, 人们对 TiAl 合金片层结构的各种粗化行为进行了描述和初步分析^[9,10]。进一步针对某种特定粗化现象进行的深入分析与讨论, 并建立了相关的粗化理论模型^[11-14]。然而, 目前仍缺乏对于各种粗化行为之间竞争关系的研究, 对各种粗化行为之间的相互关系与影响的认识不清晰。

本文首先对近年来关于 TiAl 合金片层结构粗化行为的研究进行了总结和分析, 简要介绍了各种粗化现象和类型, 并分析了其热、动力学规律。进一步针对目前的热点工程化合金 Ti-4822 进行片层结构粗化行为的研究, 对影响粗化行为的因素与各种粗化行为之间的竞争关系做简要分析。最后对 TiAl 合金片层粗化行为研究进行总结, 从而为相关研究人员提供更加全面的认识和参考。

1 TiAl 合金片层结构中的粗化类型

1.1 TiAl 合金中的片层结构

TiAl 合金在冷却中会经过 $\alpha+\gamma$ 两相区, 形成片层结构^[15]。由于 $\alpha\rightarrow\alpha_2$ 有序化和 $\alpha\rightarrow\gamma$ 相变在动力学上的巨大差异, 共析反应并不会发生, 取而代之的是冷却过程中 γ 片层在 α/α_2 相基体中的析出^[16], 最终形成 α_2/γ 片层结构。具体来讲, γ 片层起源于六方 α/α_2 基体中肖克莱不全位错增殖产生的层错堆垛, 通过台阶机制在惯习面的方向迅速长大, 消耗掉基体相中过饱和的 Al 元素^[17,18]。片层结构中 $\alpha/\alpha_2(\text{hcp})$ 和 $\gamma(\text{bcc})$ 之间呈高度稳定的共格界面, 片层界面光滑整齐。片层团尺寸由原始 α/α_2 晶粒大小决定, 片层间距由冷却速度决定^[19,20]。

片层界面的高度共格特征意味着其结构稳定, 然而片层上存在的缺陷会改变组织的热力学平衡状态, 高温下片层结构的稳定性降低^[14]。TiAl 合金片层结构的粗化主要通过连续和不连续粗化的方式进行。

1.2 连续粗化

根据 Gibbs-Thomson 定理, 缺陷处与平直界面的曲率半径差会使它们之间产生原子浓度差, 通过缺陷处向平直界面的原子扩散, 界面上各种缺陷会发生迁移, 从而使片层结构发生不同形式的连续粗化^[21]。以下是几种不同类型的连续粗化方式:

片层结构的柱化与球化: 片层结构边缘或凹陷处与其附近平直界面之间的曲率半径差是引发柱化与球化的原因, 最终导致了片层结构的退化^[21-23]。如图 1 所示, 质量输运导致片层界面出现各个方向上的褶皱,

收稿日期: 2018-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51401168, 51774238)

作者简介: 高子彤, 男, 1996 年生, 硕士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: gaozitong@mail.nwpu.edu.cn

这些褶皱会进一步圆柱化, 或局部失稳球化^[24,25]。

界面分解导致的片层断裂: 片层断裂通常始于片层内的亚晶界, 这些亚晶界通常是由于再结晶或相变产生^[23]。如图 2a~2c 所示^[21], 高温下亚晶界处会因原子扩散而产生沟槽, 产生化学势梯度, 破坏局部元素分布平衡。重建平衡的过程中沟槽继续加深, 直到片层断裂。沟槽存在临界角 2φ , 当增大至 $2\varphi' > \pi$ 时, 片层断裂就会发生。最终, 断裂的片层会逐渐球化。

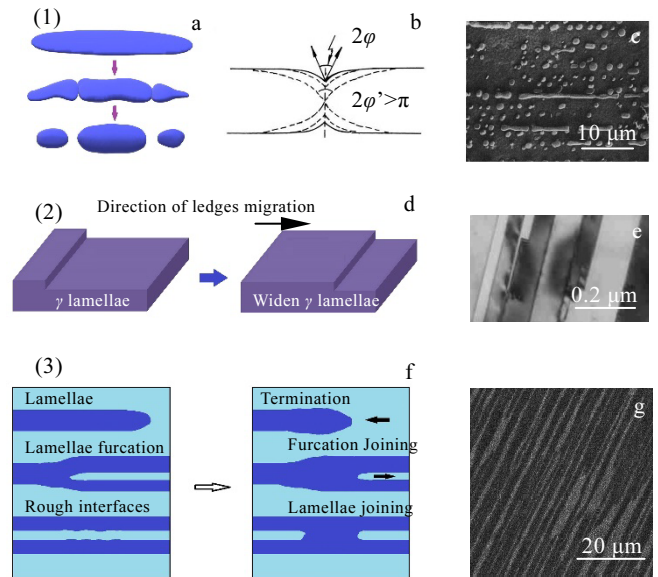
台阶长大导致的片层宽化: 片层结构界面处存在一些台阶, 驱动力足够大时, 片层结构会通过台阶机制继续长大, 这个过程和 γ 片层在 α/α_2 相中的长大类似^[17]。如图 2d, 2e 所示^[26], 片层界面上的肖克莱不全位错沿着惯习面的开动会使 γ 片层变厚, 在此过程中发生向台阶的原子扩散, 最终导致了整个片层的变宽^[27-29]。

终端迁移与合并: 片层结构可能有两个(单层)或多个(分支)终端, 这些终端与邻近平直界面之间的曲率半径差会产生化学势梯度^[14]。如图 2f, 2g 所示, 原子向平直界面处的迁移最终导致了片层终端的溶解、平直粗糙界面处的变厚或片层分支的合并。

1.3 不连续粗化

不连续粗化是片层结构经常发生的一种粗化类型, 片层团边界向邻近片层团内的迁移导致了片层结构的不连续粗化^[29]。如图 3a 所示, 在片层团边界迁移的过程中, 其前端的片层结构溶解, 原子迁移穿过片层团边界, 并在其后方重新析出新的片层结构^[30]。这些二次片层结构中的 α_2 片层和 γ 片层之间的间距明显变宽, 界面上的不规则度增加, 最终形成向邻近片层团内侵入的锯齿状边界。一般来说, 不连续粗化产生的二次片层结构中, α_2 相与 γ 相遵从 Blackburn 位向关系^[31,32], 即 $[110]_{\gamma} \parallel [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$, 与初生片层结构中的位向关系相同^[33], 但也存在特例。

根据初生片层方向、二次片层方向与片层团边界方向三者之间的关系, 不连续粗化又可以分为 3 个类型^[11], 如图 3b 所示。Type I 的不连续粗化组织中, 二次片层平行于初生片层, 其晶体学位向关系与初生 α_2



(1) Boundary splitting: (a) Sketch map, (b) split groove, (c) microstructure of Ni-W alloy^[21]; (2) Lamellae widening: (d) Sketch map, (e) ledge of Ti-48Al alloy^[26]; (3) Termination migration & joining: (f) Sketch map, (g) microstructure of Ti-4822 alloy

图 2 不同的连续粗化形式

Fig.2 Different forms of lamellar coarsening:

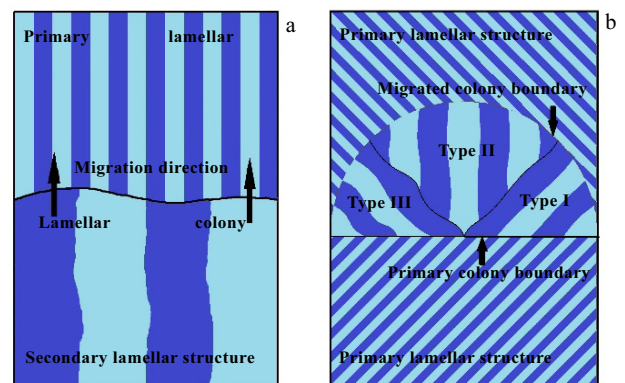


图 3 不连续粗化

Fig.3 Discontinuous coarsening: (a) sketch map and (b) three types of discontinuous coarsening secondary lamellar structure

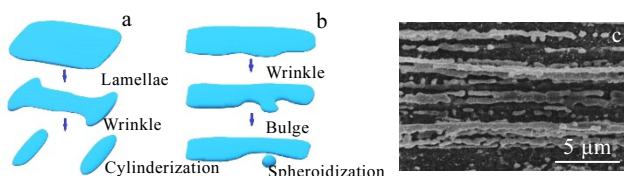


图 1 片层的柱化与球化

Fig.1 Sketch of cylinderization (a) & spheroidization (b) of lamellae and microstructure of Cu-14.3vol%Fe alloy (c)^[13]

片层的相同, 片层界面为低能量的惯习面。Type II 的不连续粗化组织中, 二次 α_2 片层的晶体学位向关系与初生 α_2 片层的相同, 但其与初生片层不平行, 片层界面是无规则、高能量的小平面。Type III 的不连续粗化组织中, 二次片层不平行于初生片层, 并

且其晶体学位向关系与初生 α_2 片层的也不同, 片层界面为低能量的惯习面。这种类型的二次片层结构是由于 α_2 相在 γ 相的 $\{111\}$ 面的不同变体上重新沉淀析出形成的。

在高铌钛铝合金中, 可以发生 $\beta \rightarrow \gamma$ 以及 $B2 \rightarrow \gamma$ 的不连续粗化转变^[34] (图 4a)。在冷却过程中, γ 片层可以在片层团内或在 α/β 界面上生长, 同时, γ 片层就会直接会沿着择优取向, 以不连续粗化的形式向邻近的 B2 基体中生长^[35,36]。如图 4b 所示, 粗化的 γ 片层与 B2 基体之间存在着 $[110]_\gamma // [111]_{B2}$ 的位向关系^[20,34]。

2 片层结构粗化热力学

体积自由能的变化是粗化的驱动力来源之一。如图 5 所示, 粗化过程 $\alpha'_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 的体积化学自由能变 ΔG_0 来自于 α'_2 相的分解。据 Qin 等人的研究, 初生片层结构形成后, γ 相的成分接近其平衡状态, 但是 α_2 相却过饱和^[37], 这可以为 α_2 片层的分解提供额外的化学驱动力, 导致 γ 片层的粗化。

除了体积化学自由能变, 片层结构界面能的降低也是粗化驱动力的主要来源之一。片层结构粗化的趋势是减小组织内界面面积, 降低表面能, 表现为片层变宽, 例如不连续粗化过程中片层间距的扩大降低界面面积 (图 6a) 或片层球化, 例如 γ 片层球化产生粒状 γ 相 (图 6b), 也可以表现为片层合并, 例如 α_2 片层分支的消失 (图 6b)。

此外, 还有一些能量也参与到片层粗化的过程中, 例如共格界面上的弹性应变能^[13]和晶界能^[37]。这些能量会作为阻力影响到粗化行为。但是, TiAl 合金中片层粗化行为最主要的驱动力来自于体积化学自由能差和界面能降低, 这两者分别对应片层结构的两种亚稳定状态: 过饱和以及多界面。

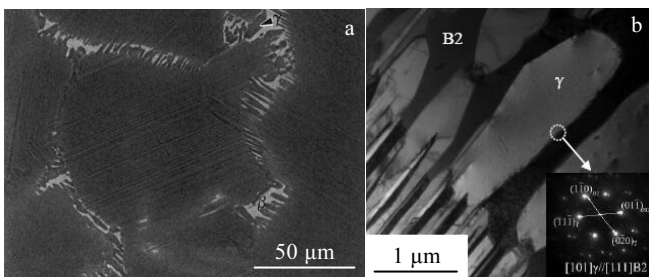


图 4 高铌 TiAl 合金中的不连续粗化转变

Fig.4 Discontinuous coarsening in high Ni containing TiAl alloy: (a) SEM-BSE image of Ti-44Al-8Nb alloy^[34]; (b) TEM image and its selected area electron diffraction pattern of Ti-45Al-8.5Nb-(W, B, Y) alloy^[20]

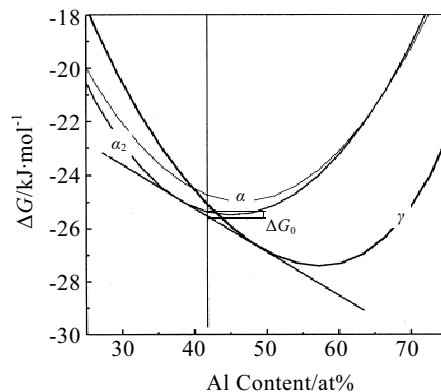


图 5 1173 K 下 Ti-Al 二元系统中各相自由能曲线

Fig.5 Relative chemical free energy of Ti-Al binary system at 1173 K^[38]

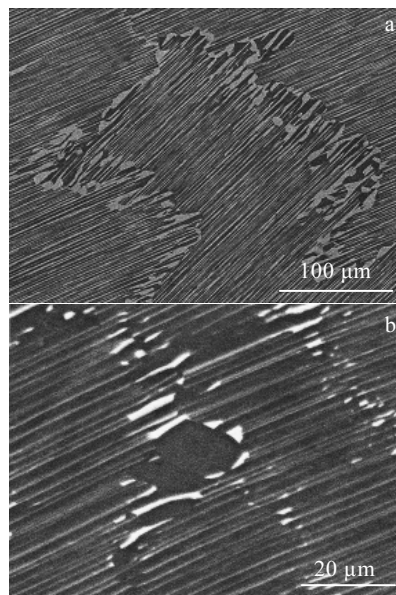


图 6 片层粗化行为实际示例

Fig.6 Examples of discontinuous (a) and continuous coarsening (b)

2.1 连续粗化的热力学分析

Livinston 等人用式(1)来描述粗化过程中的驱动力 P ^[7,29,39]:

$$P = P_V + P_I \quad (1)$$

当片层粗化的形式为变宽时 (例如片层合并), 其中

$$P_V = \Delta G = f_a^s G_a^s + f_\gamma^s G_\gamma^s - f_a^i G_a^i - f_\gamma^i G_\gamma^i \quad (2)$$

$$P_I = 2 \sigma_{\alpha\gamma} (\pi_i^{-1} - \pi_s^{-1}) \quad (3)$$

其中, P_V 项代表体积化学自由能差, P_I 项代表界面能差, f_k^j 和 G_k^j 代表 k 相在初生片层(i)和粗化片层(s)中的体积分数和 Gibbs 自由能, $\sigma_{\alpha\gamma}$ 是 α, γ 两相单位面积界面能, π_i 是初生片层(i)和粗化片层(s)中的片层间距。

对于 G_k^j , 可以通过式(4)计算:

$$G_k^j = aG_{Al,k}^j + (1-a)G_{Ti,k}^j + RTa \ln a + (1-a) \ln(1-a) + a(1-a)[B_k + C_k(1-2a)] \quad (4)$$

其中, a 是 Al 或 Ti 在 k 相中的摩尔分数, B_k, C_k 是溶解常数, $G_{m,k}^j$ 是 m 元素在 k 相中的标准自由能, R 是气体常数, T 是绝对温度。上述式(1)~(4)中的 f, a 参数可以通过对具体组织的测量得到。

对于缺陷扩大型的粗化, 例如片层断裂, 我们假设宏观缺陷的形状为内凸的孔洞, 如图 7 所示。这时候由式(5)来计算缺陷处的界面能变化^[12]:

$$P_l = 2\pi\beta hr - 2\pi\beta r^2 \quad (5)$$

其中, π 为圆周率, β 为表面张力, h 为片层厚度, r 为缺陷的半径。

研究表明^[7,12,14,40], TiAl 合金中连续粗化的驱动力 P 中的两项 P_v 和 P_l 在粗化过程中都不可或缺, 粗化形成的组织既降低了界面能, 又使各相的成分与体积分数比例向平衡状态靠近。但是, 在热处理或热变形的过程中, 发生的相变不仅仅是连续粗化, 很有可能伴随着一些别的相变类型, 例如再结晶、 γ 晶粒形核长大。因此对于相变整体过程中的热力学不能一概而论, 还要结合其它类型的相变热力学进行分析。

2.2 不连续粗化的热力学分析

如图 8 所示, 不连续粗化造成了片层间距的上升, 因此其热力学驱动力可以用等式(1)~(4)描述。与连续粗化过程不同的是, 片层结构界面能的降低在不连续粗化过程的驱动力中占有更重要的地位。研究表明, 合金的片层结构越细, 不连续粗化区域的扩展就越明显, 产生的二次片层的体积分数也越大^[41], 这表明更多的界面促进了不连续粗化的过程, 界面能的降低对不连续粗化的驱动力影响相对较大。

不连续粗化过程中, 弹性应变能会充当阻力作用^[37]。片层弯曲在 α_2/γ 及 γ/γ 界面处的晶格错配产生了弹性应变能^[17,30,43], 这与界面特征有关, 对于 α_2, γ 两相形状有关的 ϕ 因子十分敏感。 ϕ 因子的值随着界面形状由平直到粗糙再到等轴的变化会从 0 变到 1。可以用公式(6)描述弹性应变能阻力 ΔG_{ES} ^[44]:

$$\Delta G_{ES} = \frac{E\delta^2 V_m}{1-\nu} \cdot \phi \quad (6)$$

其中, $\nu=0.265$ 是泊松比, $\delta=0.017$ ^[45] 是错配常数。可以看出, 随着片层形貌的不规则化, 弹性应变能阻力会显著上升。此外, 不连续粗化过程中新产生的晶界能也会作为阻力存在^[37]。晶界能上升阻力可以用公式(7)表示^[35]:

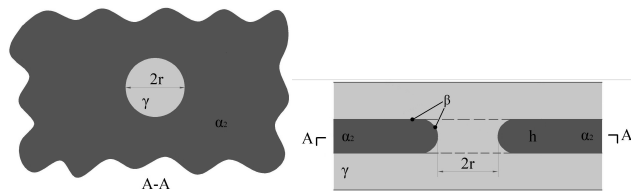


图 7 片层结构宏观缺陷示意图

Fig.7 Sketch map of macro defect at lamellae

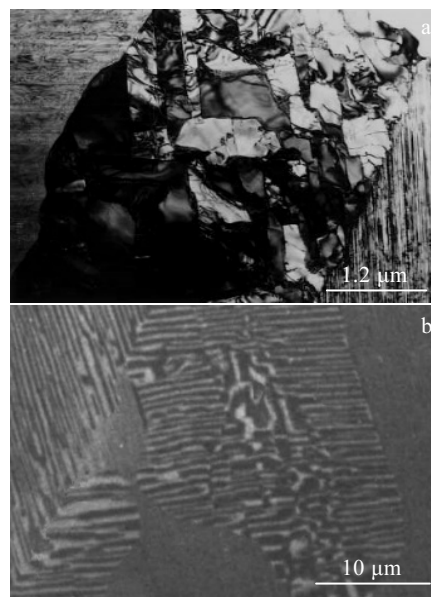


图 8 不连续粗化胞实例

Fig.8 Example of discontinuous coarsening cells: (a) TEM image of Ti-44Al alloy^[13] and (b) SEM image of Ti-43Al alloy^[42]

$$\Delta G_B = 8\sigma_B V_m / \bar{d} \quad (7)$$

其中, $\sigma_B=0.6\sim 1.0$ J/m² 是单位体积晶界能, $\bar{d}$ 是不连续粗化胞的平均直径。相对于其他 3 种能量, 晶界能数值上较小, 但它会阻止不连续粗化胞的生长, 不能忽视。

因此, 不连续粗化过程中的驱动力可以用公式(8)表示:

$$P = P_v + P_l + \Delta G_{ES} + \Delta G_B \quad (8)$$

3 片层结构粗化动力学

片层结构粗化的目的皆为降低组织的过饱和度与界面能, 使组织趋于稳定状态, 通过原子的扩散实现。根据扩散行为不同, TiAl 片层结构的粗化分为: (1) 通过体扩散或缺陷扩散实现的连续粗化和 (2) 通过晶界扩散, 以晶界迁移方式实现的不连续粗化^[40]。可见扩

散行为控制着片层粗化的动力学,通过对扩散行为加以影响会最终作用于各种粗化方式的动力学过程。因此,片层粗化行为具有几个共同的动力学特征。首先,温度越高,粗化行为通常越活跃,过低的温度不利于片层粗化发生;其次,随着时间的延长,片层的粗化会越来越严重。下文将具体讨论粗化行为的动力学特征。

不连续粗化的动力学曲线大致呈现两个阶段。如图9中空三角所示,在初期,随着保温时间延长,不连续粗化胞生长距离与时间大致呈线性关系。随着粗化过程的进行,组织中的过饱和度和界面能被消耗殆尽,这时不连续粗化胞生长变慢,组织建立了新的平衡态^[37]。

温度也会影响不连续粗化动力学,但影响较为复杂。如图9所示,在不连续粗化初期,随着温度的升高,同样时间内,不连续粗化胞生长距离越大。但是当温度过高时,不连续粗化速率增长变慢,而且有下降的趋势。如图10所示,不连续粗化的最大速率大致

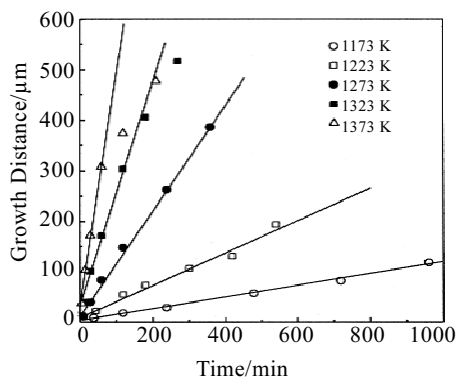


图9 不连续粗化胞生长距离与保温温度的关系

Fig.9 Relationship between growth distance of discontinuous coarsening cell and temperature^[13]

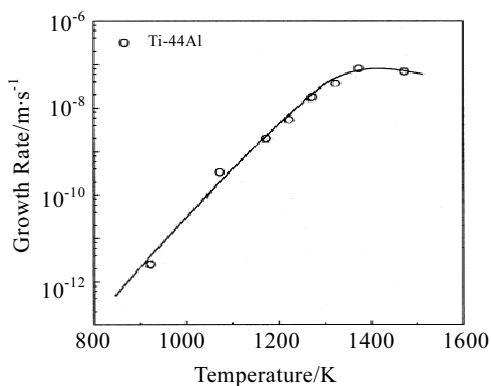


图10 不连续粗化速率与保温温度的关系

Fig.10 Relationship of discontinuous coarsening rate and temperature^[13]

在共析温度附近。这可能是因为共析温度以上连续粗化行为更加活跃,与不连续粗化的竞争消耗了驱动力,在后文中会详细展开。

Al 含量同样对不连续粗化的动力学有影响。如图11所示,其它条件相同,Al 含量在 44 at%时,不连续粗化胞的体积分数最大^[37]。这个现象在其它初始态合金中也有所发现^[46]。这可能与 44 at%时合金处于化学最不稳定的情况有关。

4 粗化行为影响因素分析

影响 TiAl 合金片层结构粗化行为主要包括温度、时间、Al 含量、初始组织状态等。由于粗化过程受扩散控制,因此其动力学具有典型的扩散动力学特征,例如温度越高,时间越长,粗化程度越大。初始组织状态主要通过影响驱动力从而影响粗化行为。首先片层间距越小,界面能越大,粗化驱动力就越多;其次 α_2 相过饱和度越高,相变化学驱动力越多。两者都有利于粗化反应的进行。片层结构粗化的根本目的是使组织趋于更加稳定的状态,即减少界面,降低过饱和度。因此能够改变两者的因素对粗化行为都会有所影响。

连续粗化更容易在片层团内部初生片层结构的缺陷部位发生,使得片层结构失去完美性。而不连续粗化通常在片层团边界发生,表现为一个片层团向另一个片层团内的侵入及片层变宽^[14]。两者存在一定的竞争关系,这是由于两者的驱动力来源类似,而动力学特征又存在差别。一般来说,不连续粗化现象随着温度升高,速率不断加快,直到共析温度附近达到峰值,之后速度有所下降。温度继续升高,连续粗化会更加严重,而不连续粗化则相对居于次席。这是因为在 $\alpha+\gamma$ 两相区首先会有 γ 相的析出^[30],其次随着界面 $\alpha_2/\gamma \rightarrow \alpha/\gamma$ 无序化过程中,大量缺陷的产生会促进连续粗化的进行^[13],这两者都会消耗组织的驱动力,使不

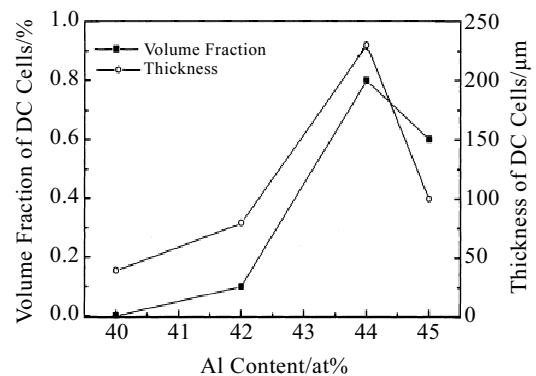


图11 不连续粗化胞体积分数与 Al 含量的关系

Fig.11 Relationship between volume fraction of discontinuous coarsening cell and Al content

连续粗化水平下降。同时,在更高的温度,由缺陷扩散控制的连续粗化的速度更快,不连续粗化也会相对受到抑制。这种竞争关系在其它很多合金系中也有所发现^[47]。

C 和 Si 也会影响片层结构的粗化行为。在高温下,少量的 C 和 Si 原子在 TiAl 合金中会分别形成 h -Ti₂AlC 和 ζ -Ti₅Si₃ 等化合物^[48-50]。如图 12 所示,黑色的 h -Ti₂AlC 与亮色的 ζ -Ti₅Si₃ 在 α_2 片层分解的同时在片层边界上和片层内部析出^[51-53],使得片层界面更加粗糙,难以迁移,同时使位错在惯习面上的滑移受阻^[54,55]。这些都使得片层粗化更难发生。

总之, TiAl 合金片层结构的粗化行为在其本身多种类型相互竞争的基础上,还与其他类型相变存在竞争关系,共析温度以上的粗化行为更加复杂。目前对粗化行为的研究仍旧缺乏各种因素下的对比讨论与系统分析,不同初始状态下的粗化行为的差异也增大了研究难度。但是,竞争关系的存在是确定的,这也暗示着在共析温度以上的组织演变对于温度的敏感性,需要更多的研究来扩充理解与认识。

5 Ti-4822 片层结构粗化研究

对 Ti-4822 合金中片层结构的粗化行为进行了研究。合金经水冷铜坩埚感应熔炼得到。其 α 转变点约为 1360 °C,共析温度为 1125 °C。试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 方块,在 1600 °C 箱式炉中进行热

处理,冷却方式为空冷。

在 $\alpha+\gamma$ 两相区及共析温度以下选取了 5 个温度进行了热处理,结果如图 13 所示。图 13a 和 13b 分别是经过 1340 °C, 15 min 和 1280 °C, 4 h 保温后的组织。在 $\alpha+\gamma$ 两相区高温段的保温使 γ 相体积分数下降, α 片层发生了典型的连续粗化,包括片层变宽与合并。组织中并没有发现不连续粗化现象,这与不连续粗化高温受抑制的事实相符。图 13c 是经过 1220 °C, 4 h 保温后的组织。片层团边界出现了极少量不连续粗化胞,说明在此温度可以发生不连续粗化。同时片层团内部存在少量 α 片层合并以及 γ 颗粒析出。图 13d 是经过 1160 °C, 6 h 保温的组织。相比 1220 °C 的组织, 1160 °C 的组织发生了更为明显的不连续粗化,这一现象在更长时间保温(30 h)后更明显(图 13e),符合前文保温时间对不连续粗化动力学影响的分析。同时,如图 13d 所示,组织中存在 α 片层分支、合并、断裂等连续粗化现象。图 13f 是经过 1100 °C, 6 h 保温后的组织。其两种粗化现象均不如 1160 °C 保温组织明显,只有少量区域发生了粗化。

为了研究 1160 °C 附近不连续粗化行为的动力学特征,进行了 1200 °C, 5 h; 1140 °C, 6 h 和 1120 °C, 6 h 3 个热处理实验作为对照。如图 14 所示, 1140 °C, 6 h 和 1120 °C, 6 h 的保温均使片层结构发生了不连续粗化,但产生的不连续粗化胞的体积以及二次片层的宽度明显要比 1160 °C, 6 h (图 13d) 保温的要小,但比

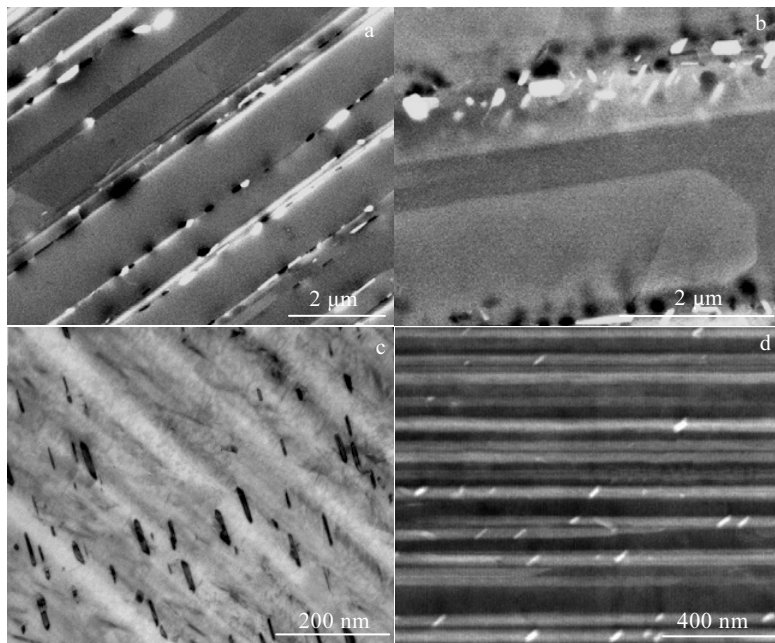


图 12 TiAl 合金片层中的 h -Ti₂AlC 和 ζ -Ti₅Si₃ 化合物

Fig. 12 h -Ti₂AlC and ζ -Ti₅Si₃ at lamellar in TiAl alloy: (a, b) TEM images of lamellar detail of aged Ti-46Al-3Nb-2Cr-0.2W alloy^[56], (c, d) STEM-HAADF images of precipitates in lamellar of Ti-43Al-4Nb-1Mo-0.1B-0.3C-0.3Si alloy^[50]

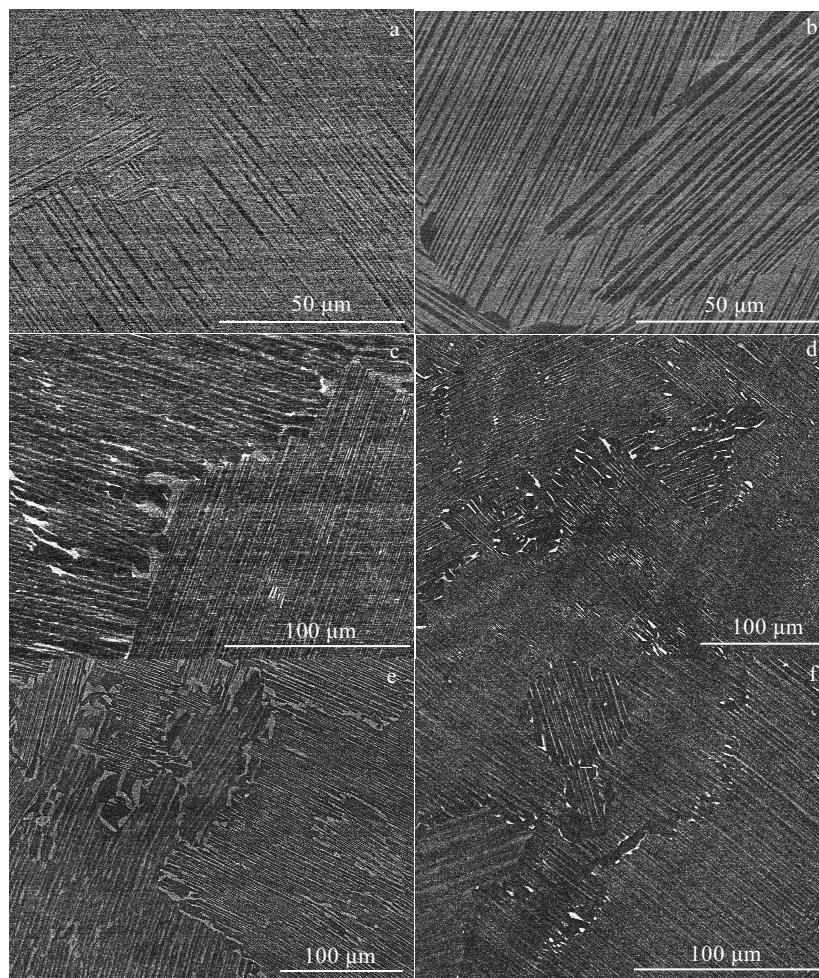


图 13 铸态 Ti-4822 合金经热处理后的组织

Fig.13 Microstructures of as-cast Ti-4822 alloy after heat treatment: (a) 1340 °C, 15 min; (b) 1280 °C, 4 h; (c) 1220 °C, 4 h; (d) 1160 °C, 6 h; (e) 1160 °C, 30 h; (f) 1100 °C, 6 h

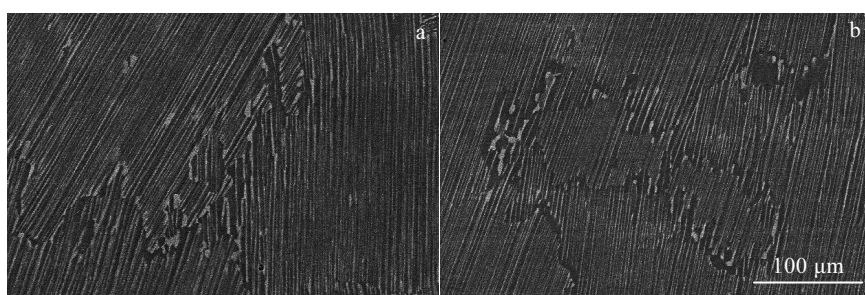


图 14 单步热处理得到的组织

Fig.14 Microstructure obtained by single step heat treatment: (a) 1140 °C, 6 h and (b) 1120 °C, 6 h

1100 °C, 6 h (图 13f) 保温的要大, 两者之间相比, 1140 °C, 6 h 保温的不连续粗化胞的体积相对更大。如图 15a 所示, 在升高温度, 不明显缩短保温时间的条件下, 1200 °C, 5 h 保温亦使片层结构发生了不连续粗化, 但同样其不连续粗化胞体积要比 1160 °C, 6 h 保温的要小。而在更高温度下的保温 (图 13a~13c)

则很少或不发生连续粗化。总体上, 同样为 6 h 左右的保温, 1160 °C 保温产生的不连续粗化胞在上述 5 个保温温度中最大, 可以表明同样保温时间得到的不连续粗化胞体积的大小随保温温度的升高先增后减, 且在 1160 °C 附近不连续粗化胞体积最大, 不连续粗化速率最大。

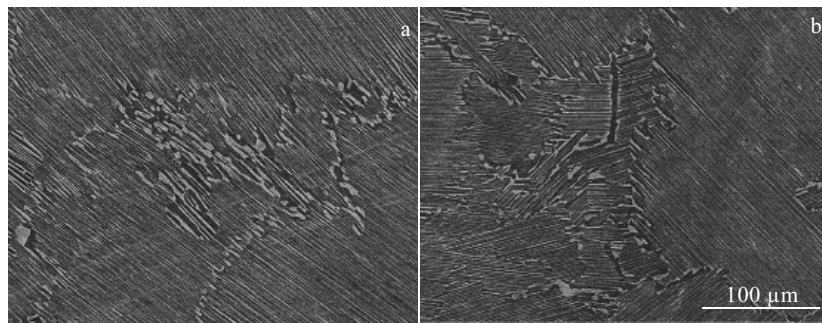


图 15 多步/单步热处理得到的组织

Fig.15 Microstructure obtained by multistep/single step heat treatment: (a) 1160 °C, 30 h + 1200 °C, 5 h and (b) 1200 °C, 5 h

此外, 还进行了 1160 °C, 30 h + 1200 °C, 5 h 的多步热处理的实验, 每步热处理过后均冷却至室温, 结果如图 15 所示。将 1160 °C, 30 h 热处理视为 HT1, 1200 °C, 5 h 热处理视为 HT2。可以看出 HT1 + HT2 后的组织 (图 15a) 相比 HT1 组织 (图 13e), 其不连续粗化区域体积没有明显扩大, 但是 α 相的体积分数升高了, 说明 HT2 使 HT1 的组织发生了 α 片层宽化, 而非不连续粗化, 这与 1200 °C 的温度对于不连续粗化偏高有关。相比单独进行 HT2 的组织 (图 15b), HT1 + HT2 后组织 (图 15a) 的不连续粗化区域明显更多, 这表明 1160 °C 的温度更加适合不连续粗化的发生。同时, 两者的连续粗化现象大致相似, 都不如更高温度下的现象明显, 这说明连续粗化的大量发生可能需要更高的温度 (1200 °C 以上)。

综上, 对于 Ti-4822 合金的片层粗化行为, 可知:

(1) 连续粗化与不连续粗化之间存在竞争。高温下连续粗化占据绝对优势, 在共析温度附近保温后会出现不连续粗化现象, 此时连续粗化水平相对较低。在 1160 °C 附近, 两种粗化行为的竞争关系比较明显。

(2) 对于连续粗化, 高温下多发生的是片层的大规模的宽化与大量合并的现象, 使 α 相体积分数升高。而低温下发生的则是片层上某些点处的合并现象与一些片层断裂现象, 且存在片层团内部析出少量 γ 颗粒的现象, 片层宽化现象不明显, 因此 γ 相体积分数上升不明显。

(3) 对于不连续粗化, 相同保温时间, 不连续粗化胞的体积随温度的上升先增后减。在靠近并高于共析温度的区域 (1160 °C 附近), 不连续粗化速率最快, 升高或降低温度均不利于不连续粗化的发生。延长保温时间对于不连续粗化胞体积增大有一定作用, 但不连续粗化胞的生长大多发生在保温的初期。

6 总结

1) TiAl 合金中片层结构的主要粗化方式包括由体扩散与缺陷扩散控制的连续粗化与晶界扩散控制的不连续粗化。连续粗化的主要类型有片层球化、片层断裂、片层合并与片层变宽; 不连续粗化根据初生片层、二次片层与片层团边界的位向关系可以分为 3 种具体类型。

2) 片层结构粗化的驱动力来自于化学体积自由能的降低与界面能的下降。对于连续粗化, 界面能的下降分为片层变宽与缺陷扩大两种情况; 对于不连续粗化, 弹性应变能与晶界能的上升对于粗化热力学起到了阻力的作用。

3) 片层结构粗化行为受扩散控制。不连续粗化初期, 随保温时间延长, 粗化胞的体积与保温时间大致呈线性关系, 驱动力被消耗之后粗化停滞。温度升高对于不连续粗化呈现先促进后抑制的影响。同时过饱和度和初始组织形态对于片层结构的粗化也有很大的影响。

4) 影响 TiAl 合金片层结构粗化的因素有温度、时间、Al 含量、初始组织状态等。连续粗化与不连续粗化存在竞争关系, 通常认为在共析温度附近, 不连续粗化速率最快, 随着温度升高, 不连续粗化被连续粗化和 γ 相析出所抑制。

5) 对 Ti-4822 合金的片层结构粗化行为进行了分析, 验证了两种粗化行为之间竞争关系的存在, 并且对片层粗化现象的变化进行了解释。在 1160 °C 附近两种粗化行为的竞争关系比较明显。

参考文献 References

- [1] Appel F, Paul J, Oehring M. *Gamma Titanium Aluminide Alloys Science and Technology*[M]. Weinheim, Germany: Wiley, 2011: 1
- [2] Wu X. *Intermetallics*[J], 2013, 14(10-11): 1114

- [3] Appel F, Brossmann U, Christoph U *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2000, 2(11): 699
- [4] Clemens H, Mayer S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2013, 15(4): 191
- [5] Hu Rui(胡 锐), Wang Xuyang(王旭阳), Yang Jieren(杨劫人) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2017, 23-24: 30
- [6] Bartholomeusz M, Wert J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1994, 25(10): 2161
- [7] Kim Y W. *Journal of the Minerals Metals & Materials Society* [J], 1994, 46(7): 30
- [8] Ramanujan R. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(8): 2775
- [9] Park J, Lee Y, Jung J *et al. Proc 3rd Jap Inst SAMPE Symp*[C]. Tokyo, Japan: The Japan Chapter of SAMPE, 1993: 1359
- [10] Wheeler D, London B, Larsen D. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 26(6): 939
- [11] Mitao S, Bendersky L. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(11): 4475
- [12] Kardashova S, Lozovoi A, Razumovskii A. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1994, 42(10): 3341
- [13] Jung J, Park J. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(12): 4123
- [14] Sharma G, Ramanujan R, Tiwari G. *Acta Materialia*[J], 2000, 48(4): 875
- [15] Kim Y W. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(6): 1121
- [16] Jones S, Kaufman M. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1993, 41(2): 387
- [17] Denquin A, Naka S. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 343
- [18] Xu Q, Lei C, Zhang Y. *Gamma Titanium Aluminides*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1995
- [19] Charpentier M, Hazotte A, Daloz D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 491(1-2): 321
- [20] Cao B, Yang J, Wang X *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 740: 1140
- [21] Kampe J, Courtney T, Leng Y. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(7): 1735
- [22] Courtney T, Kampe J. *Acta Metallurgica*[J], 1989, 37(7): 1747
- [23] Werner E. *Zeitschrift fur Metallkunde*[J], 1990, 81: 790
- [24] Cline H. *Acta Metallurgica*[J], 1971, 19(6): 481
- [25] Rayleigh L. *Proceedings of the London Mathematical Society*[J], 1879, 10: 4
- [26] Cao Chunxiao(曹春晓), Li Zhenxi(李臻熙), Sun Fusheng(孙福生). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2001, 22(1): 2
- [27] Howe J, Dahmen U, Gronsky R. *Philosophical Magazine A*[J], 1987, 56: 31
- [28] Aaronson H. *Metallurgical Transactions A*[J], 1993, 24(2): 241
- [29] Livingston J D, Cahn J W. *Acta Metallurgica*[J], 1974, 22(4): 495
- [30] Denquin A, Naka S. *Acta Materialia* [J], 1996, 44(1): 353
- [31] Blackburn M. *The Science Technology & Application of Titanium* [M]. Oxford, United Kingdom: Pergamon, 1970: 43
- [32] Sankaran A, Bouzy E, Humbert M *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(4): 1230
- [33] Zghal S, Thomas M, Naka S *et al. Acta Materialia*[J], 2005, 53(9): 265
- [34] Cheng T, Loretto M. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(13): 4801
- [35] Qin G, Wang J, Hao S. *Intermetallics*[J], 1999, 7(1): 1
- [36] Perez-Bravo M, Madariaga I, Ostolaza K *et al. Scripta Materialia* [J], 2005, 53(10): 1141
- [37] Qin G, Oikawa K, Sun Z *et al. Metallurgical & Materials Transitions A*[J], 2001, 32(8): 1927
- [38] Kattner U, Lin J, Chang Y. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 23(8): 2081
- [39] Murray J L. *American Society for Metals* [C]. Ohio: Metals Park, 1987: 12
- [40] Ramanujan R, Maziasz P, Liu C. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(7): 2611
- [41] Yamabe Y, Honjo N, Kikuchi. *JIMIS - on Intermetallic Compounds-Structure and Mechanical Properties*[C]. Sendai, Japan: Japan Inst of Metals, 1991: 821
- [42] Shong D, Kim Y W. *Scripta Metallurgica*[J], 1989, 23(2): 257
- [43] Guyon J, Hazotte A, Wagner F *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 103: 672
- [44] Nabarro F. *Proceedings of the Physical Society*[J], 1940, 52: 90
- [45] Qin G, Hao S. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(7): 937
- [46] Jung J, Park J. *Philosophical Magazine A*[J], 2000, 80(5): 1127
- [47] Williams D, Butler E. *International Materials Reviews*[J], 1980, 3: 153
- [48] Worth B, Jones J, Allison J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1995, 26(11): 2961
- [49] Gouma P, Subramanian K, Kim Y W *et al. Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 689

- [50] Klein T, Usategui L, Rashkova B *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 128: 440
- [51] Kastnerhuber M, Rashkova B, Clemens H *et al. Intermetallics*[J], 2015, 63: 19
- [52] Schwaighofer E, Clemens H, Lindemann J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 614: 297
- [53] Klein T, Rashkova B, Holec D *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 110: 236
- [54] Karadge M, Kim Y W, Gouma P. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34(10): 2129
- [55] Karadge M, Kim Y W, Gouma P. *Applied Physics Letters*[J], 2006, 89(18): 181 921
- [56] Kim Y W, Kim S L. *Intermetallics*[J], 2014, 53: 92

Research Progress of Lamellar Structure Coarsening Behavior in TiAl Based Alloy

Gao Zitong, Hu Rui, Wu Yulun, Yang Jieren

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Lamellar structure is the most important microstructure in TiAl alloy. In the present paper, we firstly summarized the research progress of coarsening of lamellar structure in TiAl alloy so far, and introduced the two types of the lamellar coarsening: continuous and discontinuous coarsening in TiAl lamellar structure. Then we analyzed thermodynamic driving force source, including chemical volume free energy, interface energy, elastic strain energy and grain boundary energy of lamellar coarsening. In addition, we also described the dynamic characteristic of lamellar coarsening and discussed the influence factors of lamellar coarsening, including temperature, time, condition of microstructure, alloy elements and so on. On this basis, we studied the lamellar coarsening of Ti-4822 alloy, described and analyzed its continuous and discontinuous coarsening of lamellar structure at elevated temperature and its change with temperature and time. Finally, we found that the two coarsening types compete obviously at 1160 °C. Discontinuous coarsening dominates at about eutectoid temperature while continuous coarsening dominates at higher temperature (above 1200 °C) and discontinuous coarsening is suppressed.

Key words: TiAl alloy; lamellar structure; continuous coarsening; discontinuous coarsening

Corresponding author: Yang Jieren, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492172, E-mail: yangjieren@nwpu.edu.cn